



Por: Natacha Catarina da Eira Martins

Dissertação apresentada na Faculdade de Ciências e Tecnologia da Universidade Nova de Lisboa para obtenção do grau de Mestre em Engenharia dos Materiais

Orientadores:

Faculdade de Ciências e Tecnologia - Professor Doutor Braz Fernandes

Direcção de Navios – Marinha Portuguesa - CTEN EN (ACN) Pires da Silva

Lisboa

2008



Agradecimentos

Muitas foram as pessoas e instituições que contribuíram, directa ou indirectamente, para a realização deste trabalho.

O primeiro agradecimento tem de ser para a Marinha Portuguesa que, através da Direcção de Navios, proporcionou o estágio e ofereceu todas as condições para que este decorresse da melhor forma.

Agradeço aos meus orientadores CTEN EN (ACN) Pires da Silva, na Direcção de Navios e, ao Professor Doutor Braz Fernandes, do Departamento de Ciências dos Matérias da Faculdade de Ciências e Tecnologia. Agradeço-lhes não só pela sua orientação preciosa, mas também por se terem revelado sempre tão disponíveis, motivadores e pacientes, ensinando-me inúmeras coisas sobre os mais variados assuntos.

Na Direcção de Navios gostaria ainda de agradecer a todos os que me receberam e me fizeram sentir à vontade, com especial referência ao Sargento Gaspar e Mestre Moisés pela inesgotável boa disposição e simpatia com que me receberam no gabinete deles.

Gostaria de agradecer ao Arsenal do Alfeite em geral e, em particular à Oficina de Construção Naval, à Oficina de Mecânica e ao Laboratório de Ensaios Mecânicos.

Na Oficina de Construção Naval, gostaria de agradecer em especial ao Eng^o. Freire e ao soldador Sandro pelo fabrico dos provetes necessários e pela imensa disponibilidade e boa disposição. Não esquecendo todos os outros que, neste local contribuíram para a realização deste trabalho.

No Laboratório de Ensaios Mecânicos gostaria agradecer a realização dos ensaios mecânicos ao Eng^o. Peixe e ao técnico Hélder Ferreira e, à Eng^a. Manuela pela caracterização química do meu material. Ainda neste laboratório quero agradecer muito à Eng^a. Cristina Falcão, ao Sr. Caldeirinha, Sr^o António Santos e ao Sr. Cavacas pela realização dos ensaios não destrutivos.

Na faculdade não posso deixar de salientar a ajuda do Professor Alexandre Velhinho e do Professor Rui Silva com a caracterização metalográfica.

Quero ainda agradecer aos colegas de curso e amigos, em particular ao Jorge Pereira e ao Carlos Matias pela companhia e a disponibilidade para me ajudarem com alguns ensaios.

Por último, agradecer à família pelo apoio e incentivo e, ao meu namorado pela eterna paciência e por estar sempre do meu lado.

Sumário

A verificação de inconsistência entre os detalhes de projecto e de produção, bem como a ocorrência de falhas prematuras em detalhes estruturais existentes no casco de algumas lanchas de alumínio pertencentes à Marinha Portuguesa, conduziu à necessidade de estudar os factores associados a estas falhas. Para tal, tendo em conta que a qualidade de produção pode ser um dos factores associados a este problema, neste trabalho foi estudada a influência de dois parâmetros de soldadura, a intensidade de corrente I , e a velocidade de avanço, v , em ligas de alumínio (5083-O/H111 e 6082-T6).

Para analisar a possível influência destes parâmetros na qualidade do cordão de soldadura final, foram realizados ensaios mecânicos que passaram por ensaios de tracção, flexão e perfis de dureza. Por último as amostras foram caracterizadas metalograficamente recorrendo a macro e micrografia.

Após a realização de todos estes ensaios foi possível aferir que soldar juntas topo-a-topo similares da liga 5083-O/H111 com correntes maiores, que as normalmente usadas, conduz à redução das porosidades no cordão final.

Quanto à influência do parâmetro I na presença de porosidades na soldadura de juntas topo-a-topo similares da liga 6082-T6, esta não se fez sentir. Verificou-se mesmo que, no caso destas ligas, menores intensidades de corrente são melhores, principalmente devido ao menor impacto negativo do sobreenvelhecimento nas propriedades mecânicas destas ligas. Foi possível relacionar o sobreenvelhecimento que ocorre durante o processo de soldadura, nas ligas tratáveis termicamente, com a queda acentuada de durezas na zona termicamente afectada, ZTA, zona onde se verificou a fractura de todos os espécimes da liga 6082-T6 sujeitos a esforços de tracção.

Relativamente aos provetes soldados com junta dissimilar de canto, não tendo sido possível a realização de ensaios de radiografia industrial, não é possível aferir da condição dos cordões de soldadura. Foi, no entanto detectado um defeito de aparente falta de fusão que apenas foi identificado após o corte de amostras de menores dimensões e, onde surgiram, com o manuseamento, fissuras que cresciam para dentro dos cordões.

Foi também possível comprovar na prática que a existência de porosidades é um factor muito fragilizante dos materiais com quedas de 25% na tensão máxima, de 22% na tensão de ruptura e de 70% na correspondente extensão à ruptura, relativamente ao material base não soldado da liga 5083-O/H111.

Summary

After the acknowledgement of some inconsistencies between the “as designed” and “as built” details, as well as the occurrence of premature failures in some structural details existing in the hull of some of the Portuguese Navy aluminium vessels, the need to study possible factors responsible for these failures emerged. Knowing that the quality production may be one of the factors named, during this work, the influence of two welding parameters, the arc current I , and the travelling speed, v , were studied for the aluminium alloys 5083-O/H111 and 6082-T6.

The influence of these two welding parameters was studied doing some mechanical tests, namely tensile and bending tests and micro hardness profiles. Besides the mechanical tests, the metallographic characterization of the samples was done, by micro and macrography.

After this was finished, some conclusions were possible like the positive influence of bigger arc currents in the welding of similar butt joints of 5083-O/H111 alloys. Higher arc currents resulted in a lower porosity presence in the weld.

The two referred welding parameters influence in the final weld quality of similar butt joints of the 6082-T6 alloys was little or even none, respecting the porosity problem. Actually smaller arc currents and travelling speeds are better, especially because it minimises the negative impact of the overaging phenomena in the mechanical behaviour of these alloys. During this work it was possible to relate the overaging with the fall of hardness within the heat affected zone (HAZ), zone where the fracture of the 6082-T6 specimens occurred during the tensile tests.

Due to the impossibility to perform the X-ray non-destructive test in the T-joint specimens, it is not possible to conclude about the porosity problem in these welds. Nevertheless it was detected, after cutting the specimens into small samples, an apparent lack of fusion where, after all the handling started to appear cracks growing into the welds.

Finally it was possible to prove that a large amount of porosities in the weld has a very negative influence in the mechanical behavior of the materials. Losses of 25%, 22% and 70% in the ultimate tensile stress, fracture stress and fracture elongation respectively, were observed in the 5083-O/H111 welded specimens, when compared with the base material, not welded.

Simbologia e Notações

- DRX – Difracção de raios x
- MP – Marinha Portuguesa
- c.p. – Comercialmente puro
- cfc – Cúbica de faces centradas
- UTS – Ultimate tensile strength
- AW – Aluminium Wrought
- AC – Aluminium Cast
- GP – Zonas Guinier-Preston
- SSS – Solução sólida sobressaturada
- AA – Arsenal do Alfeite
- ZTA – Zona termicamente afectada
- GMAW – Gas metal arc welding
- MIG/MAG – Metal inert/active gas
- DC – Corrente directa (direct current)
- MB – Material base
- TIG – Tungsten inert gas
- I – Intensidade de corrente
- $v_{\text{avanço}}$ – Velocidade de avanço
- $v_{\text{alimentação}}$ – Velocidade de alimentação do eléctrodo
- LEME – Laboratório de Ensaios Mecânicos
- DCM – Departamento de Ciência dos Materiais
- DS – Divergence sleeth
- SS – Scatter sleeth
- RS – Receiving sleeth
- RS_M – Receiving sleeth (monochromator)

Índice de Matérias

OBJECTIVO	11
CAPÍTULO 1 - INTRODUÇÃO	12
1.1 O ALUMÍNIO E AS SUAS LIGAS	13
1.1.1 Alumínio comercialmente puro.....	13
1.1.2 Ligas de alumínio	14
1.1.2.1 Classificação das ligas de alumínio	15
1.2 LIGAS DE ALUMÍNIO TRATÁVEIS E NÃO TRATÁVEIS TERMICAMENTE	17
1.2.1 Ligas tratáveis termicamente	17
1.2.1.1 Endurecimento Estrutural.....	17
1.2.2 Ligas não tratáveis termicamente.....	20
1.2.2.1 Deformação mecânica a frio e encruamento.....	21
1.3 LIGAS DE ALUMÍNIO NA CONSTRUÇÃO NAVAL	23
1.3.1 Liga 5083-O/H111.....	24
1.3.2 Liga 6082-T6.....	25
1.3.3 Enquadramento do estudo.....	27
1.4 PROCESSO DE SOLDADURA	29
1.4.1 Processos de soldadura	29
1.4.2 Soldadura com fusão	30
1.4.2.1 Zona termicamente afectada.....	30
1.4.2.2 Tipos de junta.....	33
1.4.2.3 Posições de soldadura.....	34
1.4.2.4 Tipo de chanfros.....	35
1.4.3 Soldadura com fusão por arco eléctrico	36
1.4.3.1 Soldadura MIG.....	37
1.4.3.2 Gases protectores.....	38
1.4.3.3 Metais de adição.....	39
1.4.4 Parâmetros de soldadura.....	41
1.4.5 Soldadura por fricção linear.....	43
1.5 TIFIFICAÇÃO DE DEFEITOS EM SOLDADURAS.....	44
1.5.1 Porosidade	44
1.5.2 Fissuração a quente.....	47
1.5.3 Inclusões de óxidos e camada de óxido.....	48
1.5.4 Tensões residuais.....	49
1.5.4.1 Determinação das tensões residuais ^[41]	50
CAPÍTULO 2 - PROCEDIMENTOS E RESULTADOS EXPERIMENTAIS.....	53
2.1 CARACTERIZAÇÃO QUÍMICA DAS LIGAS USADAS.....	54
2.2 TRABALHOS DE SOLDADURA	54
2.3 ENSAIOS NÃO DESTRUTIVOS (END'S)	57
2.3.1 Tensões Residuais.....	59
2.4 PREPARAÇÃO E CARACTERIZAÇÃO METALOGRÁFICA	61
2.5 ENSAIOS MECÂNICOS.....	62
2.5.1 Microdurezas.....	63
2.5.1.1 Material Base	63
2.5.1.2 Espécimes da liga 5083-O/H111	64
2.5.1.3 Espécimes da liga 6082- T6.....	64
2.5.1.4 Espécimes com junta em T.....	65
2.5.2 Ensaio de Tracção.....	66
2.5.2.1 Material Base	66
2.5.2.2 Espécimes soldados.....	67
2.5.3 Ensaio de flexão.....	68
2.6 TRATAMENTO DE SOLUBILIZAÇÃO.....	68
2.6.1 Calorimetria diferencial de varrimento (DSC).....	69
2.6.2 Envelhecimento artificial e natural.....	70
2.6.3 DRX com envelhecimento artificial	72
CAPÍTULO 3 - TRATAMENTO E DISCUSSÃO DOS RESULTADOS	74



3.1	PROVETES TOPO A TOPO DA LIGA 6082-T6	74
3.2	PROVETES TOPO A TOPO DA LIGA 5083-O/H111	82
3.3	PROVETES COM JUNTA EM T: 5083-O/H111 E 6082-T6.....	86
3.4	DRX	88
CAPÍTULO 4 - CONCLUSÕES E SUGESTÕES		91
BIBLIOGRAFIA.....		94
ANEXOS.....		97

Índice de Figuras

FIGURA 1.1 – BAUXITE ^[3]	13
FIGURA 1.2 – ESTRUTURA CÚBICA DE FACES CENTRADAS (CFC)	14
FIGURA 1.3 – ENDURECIMENTO ESTRUTURAL	18
FIGURA 1.4 – CURVA DE TEMPO DE ENVELHECIMENTO VS RESISTÊNCIA MECÂNICA E DUREZA ^[8]	18
FIGURA 1.5 – DIAGRAMA DE FASES BINÁRIO AL-MG ^[10]	20
FIGURA 1.6 – EFEITO DO ENCRUAMENTO NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS DAS LIGAS DE ALUMÍNIO ^[2]	21
FIGURA 1.7 – LIGA 6082-T6 COMO REFORÇO E A LIGA 5083-O/H111 NA CHAPA DO FORRO.	25
FIGURA 1.8 – DETALHES ESTRUTURAIS EM ESTUDO, PRESENTES NOS TANQUES DE AGUADA E DE COMBUSTÍVEL ..	27
FIGURA 1.9 – ESQUEMA COM DISTRIBUIÇÃO DAS PRESSÕES EXISTENTES NUM CASCO ^[21]	27
FIGURA 1.10 – NAVIO PLANANTE (ARTISTA: BJARNE STENBERG) ^[20]	28
FIGURA 1.11 – ZONAS DISTINTAS DE UMA PEÇA SOLDADA ^[29]	31
FIGURA 1.12 – AMACIAMENTO, DEVIDO À SOLDADURA, DE UM MATERIAL DEFORMADO A FRIO ^[13] : A) CICLOS TÉRMICOS; B) PERFIL DE DUREZAS/RESISTÊNCIA.	31
FIGURA 1.13 – EFEITO DA ENTREGA TÉRMICA, POR UNIDADE DE COMPRIMENTO DO CORDÃO DE SOLDADURA, NA DUREZA DA ZTA DA LIGA DE ALUMÍNIO 5356, NÃO TRATÁVEL TERMICAMENTE ^[13]	32
FIGURA 1.14 – PERFIL DE DUREZAS NA ZTA DA LIGA DE ALUMÍNIO 6061-T6 (GTAW, 10V, 110A E 4,2MM/S) ^[13] ..	33
FIGURA 1.15 – TIPOS DE JUNTAS.	33
FIGURA 1.16 – COBRE-JUNTA CERÂMICA E SUA APLICAÇÃO ^[30]	34
FIGURA 1.17 – POSIÇÕES DE SOLDADURA ^[14]	34
FIGURA 1.18 – TIPOS DE CHANFROS ^[22]	36
FIGURA 1.19 – ESQUEMA DE UMA SOLDADURA MIG	37
FIGURA 1.20 – A) ESQUEMA DA SOLDADURA POR FRICÇÃO LINEAR; B) MICROGRAFIA DO CORDÃO RESULTANTE ^[25]	43
FIGURA 1.21 – FORMAS ASSUMIDAS PELA POROSIDADE ^[38]	44
FIGURA 1.22 – SOLUBILIDADE DO HIDROGÉNIO NO ALUMÍNIO ^[2]	45
FIGURA 1.23 – SENSIBILIDADE DAS LIGAS AL-MG E AL-MG-SI À FISSURAÇÃO A QUENTE EM FUNÇÃO DA % DE ELEMENTOS DE LIGA ^[37]	48
FIGURA 1.24 – TIPO DE TENSÕES RESIDUAIS NO CORDÃO DE SOLDADURA E AFASTADO DESTES ^[13]	49
FIGURA 1.25 – TENSÕES RESIDUAIS LONGITUDINAIS NO BANHO EM FUSÃO E NO CORDÃO FINAL ^[13]	50
FIGURA 1.26 – ESQUEMA EXEMPLIFICATIVO DA DIFRAÇÃO DE RAIOS X NUM CRISTAL ^[41]	51
FIGURA 1.27 – MOVIMENTOS ANGULARES RELATIVOS AOS DOIS TIPOS DE MONTAGEM UTILIZADOS EM ANÁLISE DE	52
FIGURA 1.28 – EXEMPLO DE UM PADRÃO DE DIFRAÇÃO ^[41]	52
FIGURA 2.1 – DETALHE ESTRUTURAL PRESENTE NUM DOS TANQUES DE COMBUSTÍVEL DE UMA LANCHA DE ALUMÍNIO DA MARINHA	53
FIGURA 2.2 – PROVETE SOLDADO TOPO A TOPO E PROVETE SOLDADO COM JUNTA EM T.	53
FIGURA 2.3 – CORTE DO PERFIL 6082-T6 DE ONDE SÃO RETIRADAS AS CHAPAS	55
FIGURA 2.4 – CURVAS 2θ VS $\text{SEN}^2\psi$ DOS ESPÉCIMES DA LIGA 6082-T6 (X=20MM) E 5083-O/H111 (X=0MM).	60
FIGURA 2.5 – SOLUÇÃO DE NaOH A 10%.	61
FIGURA 2.6 – INTERFACE METAL BASE/CORDÃO DOS ESPÉCIMES 5S4 E 6S6 RESPECTIVAMENTE (500X EM <i>BRIGHT</i> <i>FIELD</i>), CONTRASTADOS COM O REAGENTE DE KELLER	62
FIGURA 2.7 – EXEMPLIFICAÇÃO DAS LINHAS DE DUREZA DOS ESPÉCIMES SOLDADOS	63
FIGURA 2.8 – PERFIL DE DUREZAS DOS ESPÉCIMES 5S5 E 5S4	64
FIGURA 2.9 – PERFIL DE DUREZAS DOS ESPÉCIMES 6S5 E 6S6	64
FIGURA 2.10 – PERFIL DE DUREZAS DO ESPÉCIME TS2	65
FIGURA 2.11 – PERFIL DE DUREZAS DO ESPÉCIME TS8	65
FIGURA 2.12 – ESPÉCIMES MAQUINADOS	66
FIGURA 2.13 – CURVAS DE TRACÇÃO DOS ESPÉCIMES DO MATERIAL BASE 5083-O/H111 E 6082-T6	66
FIGURA 2.14 – CURVAS DE TRACÇÃO DOS ESPÉCIMES 5S2 E 5S7 ENSAIADOS	67
FIGURA 2.15 – CURVAS DE TRACÇÃO DOS ESPÉCIMES 6S2 E 6S4 ENSAIADOS	68
FIGURA 2.16 – CURVAS DE FLEXÃO DOS ESPÉCIMES TS2 E TS8 ENSAIADOS	68
FIGURA 2.17 – FORNO UTILIZADO PARA A SOLUBILIZAÇÃO E ESTUFA UTILIZADA PARA OS ENVELHECIMENTOS ARTIFICIAIS	69
FIGURA 2.18 – CURVA DE DSC DA LIGA 6082	70
FIGURA 2.19 – ENVELHECIMENTO ARTIFICIAL, A 150°, 200° E 280°C, DURANTE CERCA DE 5 MINUTOS, DA LIGA 6082 APÓS SOLUBILIZAÇÃO A 530°C	71



FIGURA 2.20 - ENVELHECIMENTO NATURAL DA LIGA 6082 APÓS SOLUBILIZAÇÃO A 530°C.	71
FIGURA 2.21 – ESPECTRO DE DRX COM ENVELHECIMENTO ARTIFICIAL (20° A 201°C) DA LIGA 6082-T6 SOLUBILIZADA.	72
FIGURA 2.22 - ESPECTRO DE DRX COM ENVELHECIMENTO ARTIFICIAL (200° A 350°C) DA LIGA 6082-T6 SOLUBILIZADA.	73
FIGURA 3.1– POROSIDADES VISÍVEIS NAS AMOSTRAS 6S6 E 5S4, RESPECTIVAMENTE, CONTRASTADAS COM REAGENTE DE KELLER.....	74
FIGURA 3.2 - CURVAS DE TRACÇÃO DOS ESPÉCIMES MB, 6S2 E 6S4 DA LIGA 6082-T6.	75
FIGURA 3.3 – PERFIL DE DUREZAS DO ESPÉCIME 6S5.....	75
FIGURA 3.4 – ESPÉCIMES DA LIGA 6082-T6 FRACTURADOS À TRACÇÃO.	76
FIGURA 3.5 – CURVA DSC DO MB DA LIGA 6082.	77
FIGURA 3.6 – EFEITOS DA PREPARAÇÃO NO PERFIL DE DUREZAS E CURVAS DE DSC DA LIGA 6082 ^[42]	78
FIGURA 3.7– CURVA DUREZA VICKERS VS TEMPERATURA DE ENVELHECIMENTO DO MB DA LIGA 6082.....	78
FIGURA 3.8 – VARIAÇÃO DA DUREZA COM A TEMPERATURA DE SOLUBILIZAÇÃO.....	79
FIGURA 3.9 – ESPECTRO DE DRX COM ENVELHECIMENTO ARTIFICIAL (20° A 201°C) DA LIGA 6082-T6 SOLUBILIZADA.	80
FIGURA 3.10 - CURVA DUREZA VICKERS VS TEMPO DE ENVELHECIMENTO NATURAL DO MB DA LIGA 6082, SOLUBILIZADA.	81
FIGURA 3.11 – PERFIS DE DUREZA DOS ESPÉCIMES 5S5 E 5S4.....	83
FIGURA 3.12 - CURVAS DE TRACÇÃO DOS ESPÉCIMES MB, 5S2 E 5S7 DA LIGA 5083-O/H111.	84
FIGURA 3.13 – PROVETES DA LIGA 5083-O/H111 E 6082-T6 FRACTURADOS.	85
FIGURA 3.14 – POROSIDADES DO PROVETE 5S2 VISÍVEIS NA PELÍCULA DE RX.	85
FIGURA 3.15 – PERFIL DE DUREZAS DO ESPÉCIME TS8.	86
FIGURA 3.16 –CURVAS DE FLEXÃO DOS ESPÉCIMES TS2 E TS8.....	87
FIGURA 3.17 – DEFEITO DE FALTA DE FUSÃO NO ESPÉCIME TS2.	88
FIGURA 3.18 - ZONA AFASTADA DO CORDÃO DO ESPÉCIME 6S6 CONTRASTADO COM O REAGENTE DE POULTON MODIFICADO. (1000X COM POLARIZADORES CRUZADOS).....	88
FIGURA 3.19 - CURVAS 2θ -SEN ² ψ DOS ESPÉCIMES SOLDADOS COM JUNTA TOPO A TOPO PARA X=0MM.	89
FIGURA 3.20 –CURVAS 2θ -SEN ² ψ DOS ESPÉCIMES SOLDADOS COM JUNTA TOPO A TOPO PARA X=20MM.....	90



Índice de Quadros

QUADRO 1.1 – PROPRIEDADES DO ALUMÍNIO 1060-O ^[4]	14
QUADRO 1.2 – EFEITOS DA ADIÇÃO DE ELEMENTOS DE LIGA AO ALUMÍNIO ^[2]	15
QUADRO 1.3 – DESIGNAÇÃO DAS LIGAS DE ALUMÍNIO ^[5]	15
QUADRO 1.4- IDENTIFICAÇÃO DOS TRATAMENTOS DADOS ÀS LIGAS DE ALUMÍNIO ^[2]	16
QUADRO 1.5 – DESIGNAÇÃO DOS TRATAMENTOS TÉRMICOS PARA AS LIGAS TRATÁVEIS TERMICAMENTE ^[2]	19
QUADRO 1.6 – DESIGNAÇÃO DA DEFORMAÇÃO MECÂNICA ^[2]	22
QUADRO 1.7 – DESIGNAÇÃO DA QUANTIDADE DE TRABALHO MECÂNICO SOFRIDO.....	22
QUADRO 1.8 – COMPOSIÇÃO QUÍMICA DA LIGA 5083.....	24
QUADRO 1.9 – PROPRIEDADES FÍSICAS E MECÂNICAS DA LIGA 5083-O ^{[4][15][16][17]}	24
QUADRO 1.10 – COMPOSIÇÃO QUÍMICA DA LIGA 6082-T6.....	26
QUADRO 1.11 – PROPRIEDADES MECÂNICAS E FÍSICAS DA LIGA 6082-T6 ^{[18][16][17]}	26
QUADRO 1.12 – POSIÇÕES DE SOLDADURA.....	35
QUADRO 1.13 – VANTAGENS E DESVANTAGENS DO AR E DO HE COMO GASES PROTECTORES.....	38
QUADRO 1.14 – COMBINAÇÃO DE METAIS BASE E METAIS DE ADIÇÃO MAIS COMUM PARA CONSTRUÇÃO NAVAL ^[34]	39
QUADRO 1.15 – MELHOR COMBINAÇÃO DE LIGAS PARA SE ATINGIREM DETERMINADAS PROPRIEDADES ^[2]	39
QUADRO 1.16 – COMPOSIÇÃO QUÍMICA DA LIGA E5356 ^[35]	40
QUADRO 1.17 - PROPRIEDADES MECÂNICAS TÍPICAS DE UMA LIGA 5086 SOLDADA, TOPO A TOPO E COM CHANFRO EM V, COM E5356 (GÁS PROTECTOR AR) ^[35]	40
QUADRO 1.18 – COMPOSIÇÃO QUÍMICA DA LIGA E5183 ^[35]	40
QUADRO 1.19 – PROPRIEDADES MECÂNICAS TÍPICAS DE UMA LIGA 5083 SOLDADA, TOPO A TOPO E COM CHANFRO EM V, COM E5183 (GÁS PROTECTOR AR) ^[35]	41
QUADRO 1.20 - REQUISITOS DE RESISTÊNCIA MECÂNICA PARA O MB E GMAW COM AS PROPRIEDADES MECÂNICAS TÍPICAS OBTIDAS EM SOLDADURA DE LIGAS DE ALUMÍNIO POR FSW ^[27]	43
QUADRO 1.21 - PONTO DE ORVALHO VS. HUMIDADE RELATIVA ^[39]	46
QUADRO 2.1 – COMPOSIÇÃO QUÍMICA DAS LIGAS 5083 E 6082.....	54
QUADRO 2.2 - COMPOSIÇÃO QUÍMICA DAS LIGAS E5356 E E5183.....	54
QUADRO 2.3 – CONDIÇÕES DE SOLDADURA PARA OS PROVETES SOLDADOS TOPO A TOPO DA LIGA 5083-O/H111.....	55
QUADRO 2.4 – CONDIÇÕES DE SOLDADURA PARA OS PROVETES SOLDADOS TOPO A TOPO DA LIGA 6082-T6.....	56
QUADRO 2.5 – CONDIÇÕES DE SOLDADURA PARA OS PROVETES SOLDADOS COM JUNTA EM T.....	56
QUADRO 2.6 – PROVETES SOLDADOS ACEITÁVEIS OU REJEITADOS DA LIGA 5083-O/H111.....	57
QUADRO 2.7 - PROVETES SOLDADOS ACEITÁVEIS OU REJEITADOS DA LIGA 6082-T6.....	58
QUADRO 2.8 - QUADRO RESUMO DO TIPO DE DEFEITOS ENCONTRADOS NOS DIFERENTES TIPOS DE PROVETES.....	59
QUADRO 2.9 – PROVETES ESCOLHIDOS PARA REALIZAÇÃO DOS DIFERENTES ENSAIOS.....	59
QUADRO 2.10 – TENSÕES OBTIDAS PARA X=20MM (20MM AFASTADA DO CENTRO DO CORDÃO).....	59
QUADRO 2.11 – TENSÕES OBTIDAS PARA X=0MM (CENTRO DO CORDÃO).....	59
QUADRO 2.12 - RESULTADOS DOS ENSAIOS DE TRACÇÃO AOS MATERIAIS BASE (VER ANEXO D).....	66
QUADRO 2.13 – RESULTADOS DOS ENSAIOS DE TRACÇÃO AOS ESPÉCIMES 5S2 E 5S7.....	67
QUADRO 2.14 - RESULTADOS DOS ENSAIOS DE TRACÇÃO AOS ESPÉCIMES 6S2 E 6S4.....	67
QUADRO 3.1 – QUADRO RESUMO PARA OS PROVETES 6S2, 6S4, 6S5 E 6S6.....	74
QUADRO 3.2 - PROPRIEDADES MECÂNICAS DO MB E DOS ESPÉCIMES SOLDADOS.....	76
QUADRO 3.3 - QUADRO RESUMO PARA OS PROVETES 5S2, 5S7, 5S4 E 5S5.....	82
QUADRO 3.4 – PROPRIEDADES MECÂNICAS DO MB E DOS ESPÉCIMES SOLDADOS DA LIGA 5083-O/H111.....	84

Objectivo

A verificação de inconsistência entre os detalhes de projecto e de produção, bem como a ocorrência de falhas prematuras em detalhes estruturais existentes no casco de algumas lanchas de alumínio pertencentes à Marinha Portuguesa, conduziu à necessidade de estudar os factores associados a estas falhas.

A qualidade de produção pode ser um dos factores associados a este problema e, o objectivo deste trabalho é o estudo da influência de parâmetros de soldadura no comportamento destes detalhes estruturais.

Para tal foram realizados trabalhos de soldadura onde se variou a intensidade de corrente e a velocidade de avanço para as ligas 5083-O/H111 e 6082-T6.

Para analisar a possível influência destes parâmetros na qualidade do cordão de soldadura final, foram realizados ensaios mecânicos que passaram por ensaios de tracção, flexão e perfis de dureza.

Foi ainda realizada difracção de raios X (DRX) aos provetes para detecção de tensões internas, consequência do processo de soldadura.

Por último as amostras foram caracterizadas metalograficamente recorrendo a macro e micrografia.

O objectivo final é o estudo e sistematização das variáveis decisivas para controlar eficazmente a qualidade das soldaduras e, a proposta de inovações no processo produtivo na construção naval em alumínio.

Capítulo 1 - Introdução

O primeiro capítulo é dedicado à parte teórica do tema em estudo sendo que, na secção 1.1, será feita uma breve introdução às ligas de alumínio em geral, incluindo a sua classificação e características mais importantes. Na secção 1.2 fala-se com maior pormenor das ligas tratáveis termicamente e não tratáveis termicamente utilizando, como exemplo as ligas em estudo neste trabalho, a 5083-O/H111 e 6082-T6. Estas ligas são usadas na construção naval, nomeadamente na Marinha Portuguesa (MP). A secção 1.3 irá debruçar-se sobre as propriedades mecânicas das ligas referidas anteriormente e, será neste capítulo que se fará um enquadramento do estudo. A secção 1.4 é dedicada aos processos de soldadura, particularmente ao processo MIG de soldadura, e a toda a envolvente deste (gases protectores, metais de adição, etc.). Nesta secção serão, ainda referidos os parâmetros de soldadura e a sua influência na qualidade final dos cordões de soldadura. A secção 1.5 será dedicada aos defeitos mais comuns de surgirem na soldadura de ligas de alumínio. É feita também, uma breve referência à problemática das tensões residuais que surgem devido à soldadura e, a um método de análise destas, a difracção de raios x (DRX).

De uma forma geral será esta a abordagem teórica seguida neste trabalho.

Os capítulos restantes são dedicados à parte prática do trabalho nomeadamente, aos procedimentos e resultados experimentais (capítulo 2), tratamento e discussão dos resultados (capítulo 3) e, por último o capítulo 4 é dedicado às conclusões sobre o tema em estudo, com a apresentação de algumas sugestões.

1.1 O alumínio e as suas ligas

Embora o alumínio seja um dos elementos mais abundantes na crosta terrestre ^[1], este foi descoberto muito recentemente sendo que, a sua utilização a nível industrial apenas se iniciou no fim do século XIX. A existência do alumínio foi postulada por Sir Humphrey Davy na primeira década do século XIX, sendo a sua separação conseguida em 1825 por Hans Christian Oersted. Permaneceu durante cerca de trinta anos como uma curiosidade laboratorial até que, depois de 1886 a sua extracção a partir dos minérios de bauxite se tornou um processo industrial, economicamente viável, graças ao trabalho de Paul Heroult e Charles M. Hall ^[2].

O interesse crescente no alumínio prende-se essencialmente com o facto de ser um material leve, com uma resistência específica desejável em muitas das áreas onde o alumínio começa a dominar (automóvel, naval, electrónica, etc.). Aliada a esta característica, o alumínio apresenta também boa resistência à corrosão.

1.1.1 Alumínio comercialmente puro

O alumínio surge na forma de silicatos e aluminosilicatos e é extraído para produção industrial, da bauxite ($\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 2\text{H}_2\text{O}$).

A bauxite é um minério constituído por cerca de 40 a 60% de alumina (Al_2O_3), sendo o restante composto de impurezas como óxidos de ferro, de silício, de cálcio e de titânio.



Figura 1.1– Bauxite ^[3].

O processo de recuperação do alumínio é um processo electroquímico onde a alumina (Al_2O_3), uma vez separada da bauxite, é dissolvida num eléctrodo de fusão pelo qual passa uma corrente eléctrica que promove a deposição e solidificação do alumínio metálico num cátodo. Uma vez que o alumínio depositado é constituído por 5-10% de impurezas, este é submetido a processos que permitem a obtenção do alumínio designado de comercialmente puro, Al c.p., 99,5-99,79% ^[4] puro.

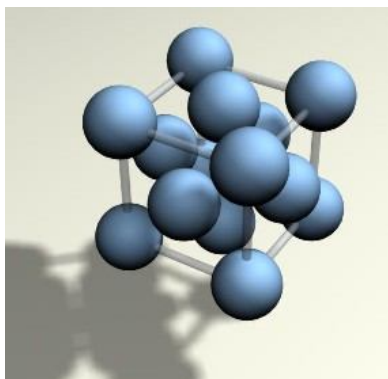


Figura 1.2– Estrutura cúbica de faces centradas (cfc).

O alumínio apresenta uma estrutura cristalina cúbica de faces centradas que lhe confere a ductilidade, deformabilidade e elevada tenacidade a baixas temperaturas que lhe são características ^[2].

No quadro que se segue estão indicadas algumas propriedades do alumínio 1060 (99,60Al min.)

Quadro 1.1 – Propriedades do alumínio 1060-O ^[4].

Propriedades Físicas		Propriedades Mecânicas	
Densidade (g/cm ³ a 20°C)	2,70	UTS (MPa)	69
Ponto de Fusão (°C)	657	Tensão de prova (0,2%) (MPa)	28
Calor Específico a 20°C (J/kg.K)	900	Módulo de elasticidade (MPa)	69000
Conductividade Eléctrica a 20°C (%)	62	Extensão à ruptura (%)	43
Conductividade Térmica a 25°C (W/m.K)	234	Dureza Vickers	15

1.1.2 Ligas de alumínio

O alumínio c.p., ou com elevado grau de pureza, é um metal demasiado dúctil e pouco resistente para que possa ser usado em aplicações estruturais com exigências de suporte de carga. Desta forma, o alumínio tem de ser submetido a algumas alterações que lhe melhorem as propriedades mecânicas quando as aplicações assim o exigem. Estas alterações ^[5] passam, de uma forma geral, pela adição de elementos de liga, por submeter o metal a deformação mecânica resultando num encruamento ou, por sujeitar o material a tratamentos térmicos.

Regra geral, a adição de elementos de liga traduz-se num aumento da resistência mecânica (surgem distorções na rede espacial que introduzem tensões), com conseqüente perda de ductilidade (mecanismos de escorregamento mais difíceis). No entanto, outras alterações nas propriedades do material podem ocorrer, como se pode ver consultando o quadro 1.2.

Quadro 1.2 – Efeitos da adição de elementos de liga ao alumínio ^[2].

Silício	Aumenta resistência mecânica e a ductilidade. Quando combinado com o Mg produz endurecimento por precipitação.
Cobre	Aumenta muito a resistência mecânica permitindo o endurecimento por precipitação. Reduz a resistência à corrosão, a ductilidade e a soldabilidade.
Magnésio	Aumenta a resistência mecânica e melhora a capacidade de endurecimento por trabalho mecânico.
Manganês	Aumenta a resistência mecânica e melhora a capacidade de endurecimento por trabalho mecânico.
Zinco	Aumenta a resistência mecânica, permite o endurecimento por precipitação e pode causar corrosão sob tensão.

Com todas estas variantes torna-se necessária a classificação das ligas de alumínio.

1.1.2.1 Classificação das ligas de alumínio

As ligas de alumínio estão classificadas ^[2] segundo dois grandes grupos, as forjáveis ou de conformação plástica e as ligas de fundição podendo, ainda, ser sub-divididas segundo:

- **A composição química** - alumínio c.p. e ligas de alumínio;
- **O tratamento térmico** - ligas sensíveis ao tratamento térmico e ligas insensíveis ao tratamento térmico.

O quadro que se segue apresenta a designação adoptada pela norma Europeia, EN 573-1. Esta norma baseia-se no sistema da *Aluminium Association*, onde AW significa *Aluminium Wrought*, ou seja, alumínio forjável e “xxx” são três dígitos que identificam a liga em questão ^[5].

Quadro 1.3 – Designação das ligas de Alumínio ^[5].

Designação	COMPOSIÇÃO
EN AW 1xxx	Al (> 99,00 %)
EN AW 2xxx	Al+Cu
EN AW 3xxx	Al+Mn
EN AW 4xxx	Al+Si
EN AW 5xxx	Al+Mg
EN AW 6xxx	Al+Mg+Si
EN AW 7xxx	Al+Zn+Mg
EN AW 8xxx	Al+outros elementos

■ O primeiro dígito (1 a 8) indica a série a que a liga de alumínio pertence.

■ O segundo dígito, nas séries 1xxx indica a qualidade com uma certa quantidade controlada de impurezas. Nas séries 2xxx a 8xxx indica sucessivas mudanças da liga.

■ Os dois últimos dígitos, na série 1xxx indicam a percentagem de Al (> 99,00%). Nas séries 2xxx a 8xxx identificam a liga.

Quando surge a letra X antes dos dígitos pretende-se indicar que é uma liga experimental. Uma letra depois dos dígitos indica a variante nacional da liga.

Uma vez que, neste trabalho não serão estudadas as ligas de fundição, apresenta-se apenas a designação das ligas forjáveis. Fica no entanto a informação de que segundo a norma europeia EN 573-1, as ligas de fundição são designadas, de uma forma geral por EN AC xxx.x (AC = *Aluminium Cast*), três dígitos seguidos por um decimal.

Para a identificação dos tratamentos sofridos pelo metal são acrescentados, à designação exposta anteriormente, uma letra maiúscula e um ou mais dígitos, 6082-T6 ou 5083-O/H111, por exemplo. O significado das letras que são possíveis de aparecer na identificação de uma liga de alumínio encontra-se no quadro que se segue.

Quadro 1.4- Identificação dos tratamentos dados às ligas de alumínio ^[2].

Designação	Descrição
F	Como fabricado - Aplica-se aos produtos forjáveis onde não existe controle quanto à quantidade de endurecimento ou ao tipo de tratamentos térmicos recebidos. Para esta designação não existem propriedades mecânicas especificadas.
O	Recozido - Designação utilizada para produtos que são recozidos com o objectivo de produzirem a menor resistência possível. Pode vir acompanhado por um sufixo que indique o tratamento térmico.
H	Endurecido por encruamento - É sempre acompanhada por, pelo menos dois dígitos, que identificam a quantidade de encruamento e o tratamento térmico que poderá ter sido levado a cabo para se alcançarem as propriedades mecânicas desejadas.
W	Tratamento de solubilização - Aplicada a ligas que sofrem um envelhecimento natural após solubilização. É seguida pela informação do tempo de envelhecimento natural.
T	Tratado termicamente - Identifica as ligas que são envelhecidas para produzirem uma condição mais estável. É acompanhada por um ou mais dígitos que indicam o tipo de tratamento térmico sofrido.

1.2 Ligas de alumínio tratáveis e não tratáveis termicamente

1.2.1 Ligas tratáveis termicamente

A expressão tratamento térmico é geralmente usada como referência às operações de aquecimento e arrefecimento a que se sujeitam os materiais metálicos com o objectivo de alterar as suas propriedades mecânicas, a microestrutura e/ou o estado de tensões. No entanto, este termo quando aplicado às ligas de alumínio possui um significado mais restrito. É usado para designar as operações a que ligas forjáveis e de conformação plástica são submetidas com o objectivo de lhes aumentar a resistência mecânica e durezas ^[6].

Como já foi referido, quanto ao tratamento térmico, as ligas de alumínio podem ser classificadas como tratáveis termicamente ou não tratáveis termicamente. Uma liga é classificada como tratável termicamente se após um tratamento térmico para endurecimento ocorrer de facto um endurecimento. As famílias de ligas de alumínio EN AW 2xxx, 6xxx, 7xxx e 8xxx apresentam este comportamento.

1.2.1.1 Endurecimento Estrutural

Tomemos como exemplo de uma liga tratável termicamente a 6082. Nestas ligas, como em todas as ligas da série 6000 em geral, o Mg e o Si (teor de Si superior a 0,5%) combinam-se para formar o composto intermetálico Mg_2Si . Esta fase surge com um tratamento de solubilização (etapa A da figura 1.3) que, corresponde a um aquecimento e manutenção a uma temperatura suficientemente elevada para que a segunda fase seja dissolvida. A têmpera (etapa B) não permite a precipitação desta segunda fase, trazendo para a temperatura ambiente uma solução sólida¹ sobressaturada (SSS) metaestável. Uma vez obtida esta solução sobressaturada, o endurecimento ocorre por envelhecimento natural onde acontece uma evolução espontânea da solução, à temperatura ambiente ou, por envelhecimento artificial (etapa C) onde a SSS é submetida a uma temperatura superior à ambiente.

¹ Quando átomos são introduzidos numa estrutura cristalina, a fase resultante é uma solução sólida constituída pelo material (solvente) e os átomos (soluto) ^[7].

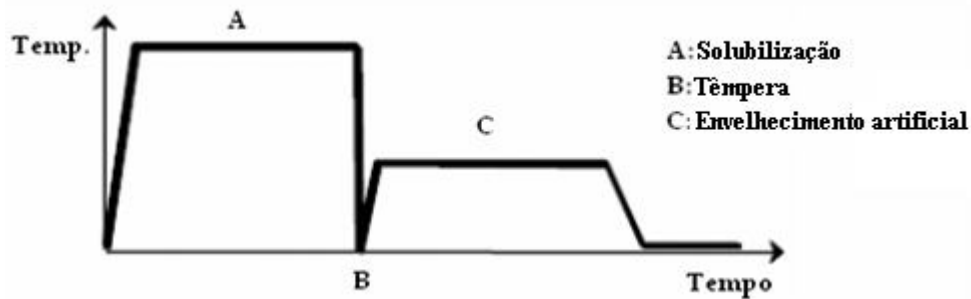
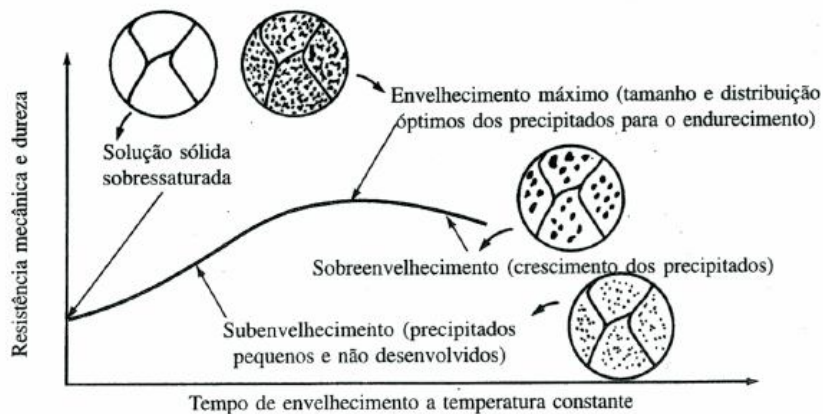


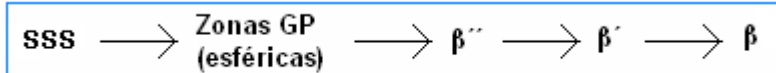
Figura 1.3 – Endurecimento estrutural.

Olhemos com maior atenção para a etapa do envelhecimento e para o que acontece durante este e, assim perceber o porquê destas ligas sofrerem o referido endurecimento.

Figura 1.4 – Curva de tempo de envelhecimento vs resistência mecânica e dureza ^[8].

Para que ocorra um endurecimento por precipitação da SSS é necessário que durante o processo de envelhecimento haja a formação de precipitados finos e dispersos. O envelhecimento deve ocorrer, não só abaixo da temperatura *solvus* mas também abaixo da linha *solvus* da zona Guinier Preston (zona GP). Com a existência de uma elevada quantidade de lacunas (consequência da têmpera) e o aquecimento proporcionado durante o envelhecimento artificial, facilita-se a difusão atômica. Ocorre então uma precipitação coerente, muito fina e uniformemente distribuída do Mg_2Si ^[6] ^[9]. A presença de precipitados e a existência de campos de deformação na matriz que envolve as partículas coerentes tem como consequência um aumento da resistência mecânica, uma vez que são criados impedimentos ao movimento das deslocações ^[6].

A cinética de precipitação é relativamente rápida e a sua sequência é, de forma reduzida, a que se apresenta de seguida ^[10] ^[11].



As zonas de GP possuem uma morfologia esférica transformando-se, à medida que crescem, em precipitados coerentes em forma de agulhas (precipitados β''). Prolongando o envelhecimento, os precipitados β'' crescem transformando-se em precipitados β' , que são semicoerentes, maiores que os β'' e com a forma de bastonetes. Se ocorrer um sobre-envelhecimento surge um precipitado de equilíbrio, β que é completamente incoerente com a matriz.

À presença de precipitados metaestáveis β'' e β' estão associados os valores máximos de dureza desta liga da série 6xxx.

As designações de envelhecimento são usadas para identificar a condição da liga, ou seja, que tratamento térmico foi aplicado à liga.

Quadro 1.5 – Designação dos tratamentos térmicos para as ligas tratáveis termicamente ^[2].

Designação de envelhecimento	Descrição
T1	Arrefecido a partir de uma temperatura elevada, do processo de enformação, e naturalmente envelhecida.
T2	Arrefecido a partir de uma temperatura elevada, do processo de enformação, deformação a frio e envelhecimento natural.
T3	Tratamento de solubilização, deformação a frio e envelhecimento natural.
T4	Tratamento de solubilização e envelhecimento natural.
T5	Arrefecido a partir de uma temperatura elevada, do processo de enformação e envelhecimento artificial.
T6	Tratamento de solubilização e envelhecimento artificial.
T7	Tratamento de solubilização e sobre-envelhecimento ou tratamento de estabilização.
T8	Tratamento de solubilização, deformação a frio e envelhecimento artificial.
T9	Tratamento de solubilização, envelhecimento artificial e deformação a frio.
T10 ^[12]	Arrefecido a partir de uma temperatura elevada, do processo de enformação, com posterior deformação a frio e envelhecimento artificial.

1.2.2 Ligas não tratáveis termicamente

As ligas de alumínio não tratáveis termicamente são assim designadas porque quando sujeitas ao mesmo tratamento térmico de endurecimento das ligas tratáveis termicamente, não sofrem o endurecimento estrutural com a precipitação de intermetálicos.

Ao grupo das ligas de alumínio não tratáveis termicamente pertencem as ligas das famílias EN AW 1xxx, 3xxx, 4xxx e 5xxx. Tomemos como exemplo de uma liga insensível ao tratamento térmico de endurecimento, a liga 5083, em estudo neste trabalho.

Esta liga é essencialmente constituída por Al e Mg ($\text{AlMg}_{4,5}\text{Mn}_{0,7}$) e, recorrendo a um diagrama de fases Al-Mg, onde se encontra representado a vermelho a sua composição, verifica-se que se trata de uma liga hipoeutética.

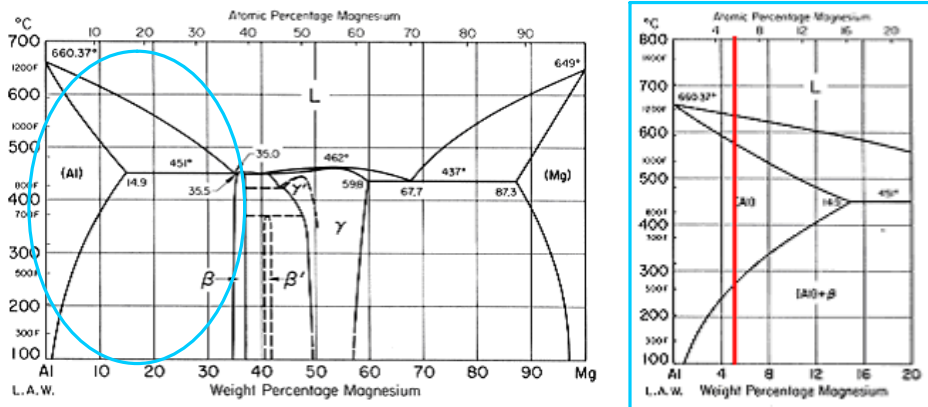


Figura 1.5 – Diagrama de fases binário Al-Mg ^[10].

Esta liga quando sujeita a arrefecimentos fora das condições de equilíbrio provoca segregação, surgindo a fase Al_8Mg_5 (36% Mg em condições de equilíbrio). A presença desta fase na microestrutura da liga é muito comum porque os arrefecimentos, para serem considerados em condições de equilíbrio, precisam de ser extremamente lentos, na ordem dos $0,000005 \text{ } ^\circ\text{C/h}$ ^[10]. À medida que o teor em magnésio aumenta, ultrapassando o limite de solubilidade (teores superiores a 3,5%), em condições termodinamicamente favoráveis (temperaturas elevadas ou longos tempos de manutenção à temperatura ambiente) surge o precipitado Al_3Mg_2 (fase β) resultante da reacção eutética e, outros como o Al_3Mg_5 ou o Al_8Mg_5 que, precipitam nos limites de grão ou mesmo dentro destes. Em vez de ocorrer um endurecimento devido à precipitação do eutético ocorre um aumento da susceptibilidade à corrosão dos limites de grão e, conseqüente diminuição da resistência à corrosão.

Não havendo um endurecimento com a precipitação dos intermetálicos e, havendo a necessidade de melhorar as propriedades mecânicas destas ligas, recorre-se a uma deformação mecânica que, conduz a um encruamento com consequente endurecimento.

1.2.2.1 Deformação mecânica a frio e encruamento

Quando um metal é submetido a uma deformação mecânica a frio com deformação plástica, são geradas inúmeras deslocações que, na sua interacção umas com as outras criam “emaranhados” de deslocações. Desta forma o movimento de novas deslocações é dificultado e consequentemente, uma posterior deformação plástica do material é também ela dificultada. A deformação a frio é então um processo que cria deslocações e tensões internas no material, que tem como consequência o aumento da resistência dos materiais à deformação, através de um mecanismo designado de encruamento ^[13].

Ocorre ainda uma ligeira diminuição da densidade, diminuição da condutividade eléctrica e da resistência à corrosão e um aumento do coeficiente de expansão térmica. A figura 1.6 apresenta o efeito do encruamento em algumas das propriedades mecânicas dos materiais.

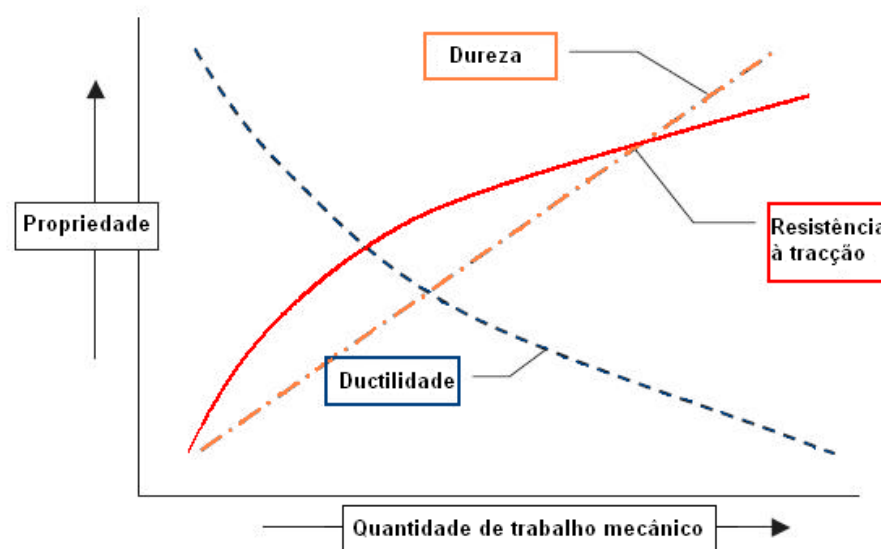


Figura 1.6 – Efeito do encruamento nas propriedades mecânicas das ligas de alumínio ^[2].

As tensões internas são resultantes de interacções entre as deslocações e devido a distorções na rede cristalina. Para minimizar os efeitos da sua existência, o material pode ser aquecido para relaxamento de tensões, ocorrendo uma recuperação da maioria das propriedades físicas, mantendo a estrutura granular e as propriedades mecânicas ^[2]. A

problemática das tensões residuais será tratada mais adiante neste capítulo, mais especificamente na secção 1.5.4.

Para classificar o tipo de deformação mecânica imposta às ligas, é usada a letra H seguida de dois ou três dígitos. O significado de cada designação encontra-se exposto no quadro 1.6, que se segue. O segundo dígito indica a quantidade de encruamento da liga, ou seja, a quantidade de deformação mecânica sofrida pela liga. O significado das possíveis classificações encontra-se no quadro 1.7.

Quadro 1.6 – Designação da deformação mecânica ^[2].

Designação	Descrição
H1	Endurecida por encruamento simples
H2	Endurecida por encruamento seguida de um recozimento parcial. Aplica-se em ligas cujo encruamento foi excessivo e necessitam de um recozimento a baixas temperaturas para amaciarem até um nível de dureza e resistência desejados.
H3	Endurecida por encruamento seguido de uma estabilização, a baixa temperatura com o objectivo de aumentar a ductilidade e estabilizar as propriedades das ligas.
H4	Endurecido por encruamento seguido de uma pintura ou lacagem. Esta designação assume que os efeitos do processo de revestimento afecta o endurecimento por encruamento ^[12] .

Quadro 1.7 – Designação da quantidade de trabalho mecânico sofrido.

1	1/8 duro	6	¾ duro
2	¼ duro	8	Totalmente duro
4	½ duro	9	Extra duro

O terceiro dígito não é usual e, surge quando a liga requer um controle especial para se alcançar um envelhecimento específico, identificado pelo segundo dígito, ou quando algumas características da liga são afectadas.

1.3 Ligas de alumínio na construção naval

Os desenvolvimentos na construção naval vão no sentido de adquirir uma maior velocidade, uma maior capacidade de transporte, uma melhor estabilidade e menor corrosão ^[5]. Neste sentido, o uso recente - quando comparado com o aço - de ligas de alumínio pode indicar o caminho a ser seguido na prossecução destes objectivos. O alumínio e as suas ligas apresentam uma excelente combinação entre leveza e resistência (resistência específica), alta resistência à corrosão e não possuem propriedades magnéticas. Em navios de guerra, o não magnetismo pode ser muito vantajoso pois não afecta o material electrónico e não produz campo magnético.

De uma forma geral o alumínio, quando comparado com o aço, apresenta as seguintes propriedades:

- Baixa densidade (1/3 da do aço);
- Baixa dureza;
- Elevada ductilidade;
- Elevada condutibilidade eléctrica;
- Elevada condutibilidade térmica;
- Baixo ponto de fusão;
- Boa resistência à corrosão devido à formação de uma camada passivante de alumina;
- Não magnético;

A maior desvantagem do alumínio é o seu custo inicial elevado (8 a 10 vezes o preço do aço tendo como base a tonelada ^[14]). Esta desvantagem inicial acaba por ser compensada com o ganho de capacidade de transporte do navio, devido ao seu peso reduzido. Devido ao preço, a construção de navios de grande porte totalmente em alumínio é complicada e, por isso este metal é maioritariamente usado em navios de menores dimensões ^[14].

De todas as ligas de alumínio existentes, as que mais uso encontram na construção naval pertencem à família 5xxx e 6xxx ^[5], mais especificamente as 5083-O/H111 e 6082-T6.

Estas são as ligas em estudo neste trabalho e, faz-se de seguida uma descrição mais pormenorizada das suas características.

1.3.1 Liga 5083-O/H111

Tendo em conta a designação referida nos capítulos anteriores, esta liga pertence à família 5xxx, constituída por Al-Mg, submetida a um trabalho mecânico simples com 1/8 de encruamento.

Esta liga foi estudada como podendo ser uma liga 5083-O ou 5083-H111, isto porque no Arsenal do Alfeite (AA) não é controlado que tipo de tratamento sofreu a liga. Neste caso não é um factor preocupante, uma vez que uma liga H111 é classificada como estando no estado recozido, tal como uma liga O, embora possam existir ligeiras diferenças nas propriedades mecânicas ^[9].

Quadro 1.8 – Composição química da liga 5083².

%w	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Outros	Al
Teor Min.	-	-	-	0,40	4,0	0,05	-	-	-	O resto
Teor Max.	0,40	0,40	0,10	1,0	4,9	0,25	0,25	0,15	0,15	

As ligas de Al-Mg (série 5XXX) constituem um importante grupo de ligas de alumínio não tratáveis termicamente. A presença do magnésio, para além do endurecimento, permite que as ligas mantenham um elevado nível de ductilidade, assim como, uma excelente resistência à corrosão e uma boa soldabilidade.

Quadro 1.9 – Propriedades físicas e mecânicas da liga 5083-O ^{[4] [15] [16] [17]}

Propriedades Físicas		Propriedades Mecânicas	
Densidade (g/cm ³ a 20°C)	2,66	UTS (MPa)	290
Ponto de Fusão (°C)	570-640	Tensão de prova (0,2%) (MPa)	145
Coefficiente de expansão linear (K ⁻¹)	23,8x10 ⁻⁶ (20-100°C)	Módulo de elasticidade (MPa)	71000
Conductividade Eléctrica (m/Ωmm ²)	15-17 (20°C)	Extensão à ruptura (%)	16
Conductividade Térmica (W/mK)	105-120	Dureza Vickers	76

Das ligas não tratáveis termicamente, a 5083-O/H111 é a que possui maior resistência mecânica. Possui, ainda, uma boa resistência à corrosão em ambiente salino não sendo recomendada para aplicações que exijam temperaturas superiores a 65°C.

² Composição química constante na norma EN 573-3: 2003.

É usada na construção naval, na engenharia em geral e em aplicações ligadas ao transporte. Na construção naval, é usada em zonas do casco que se encontram permanentemente em contacto com a água do mar ^[5] - chapa do forro (figura 1.7).

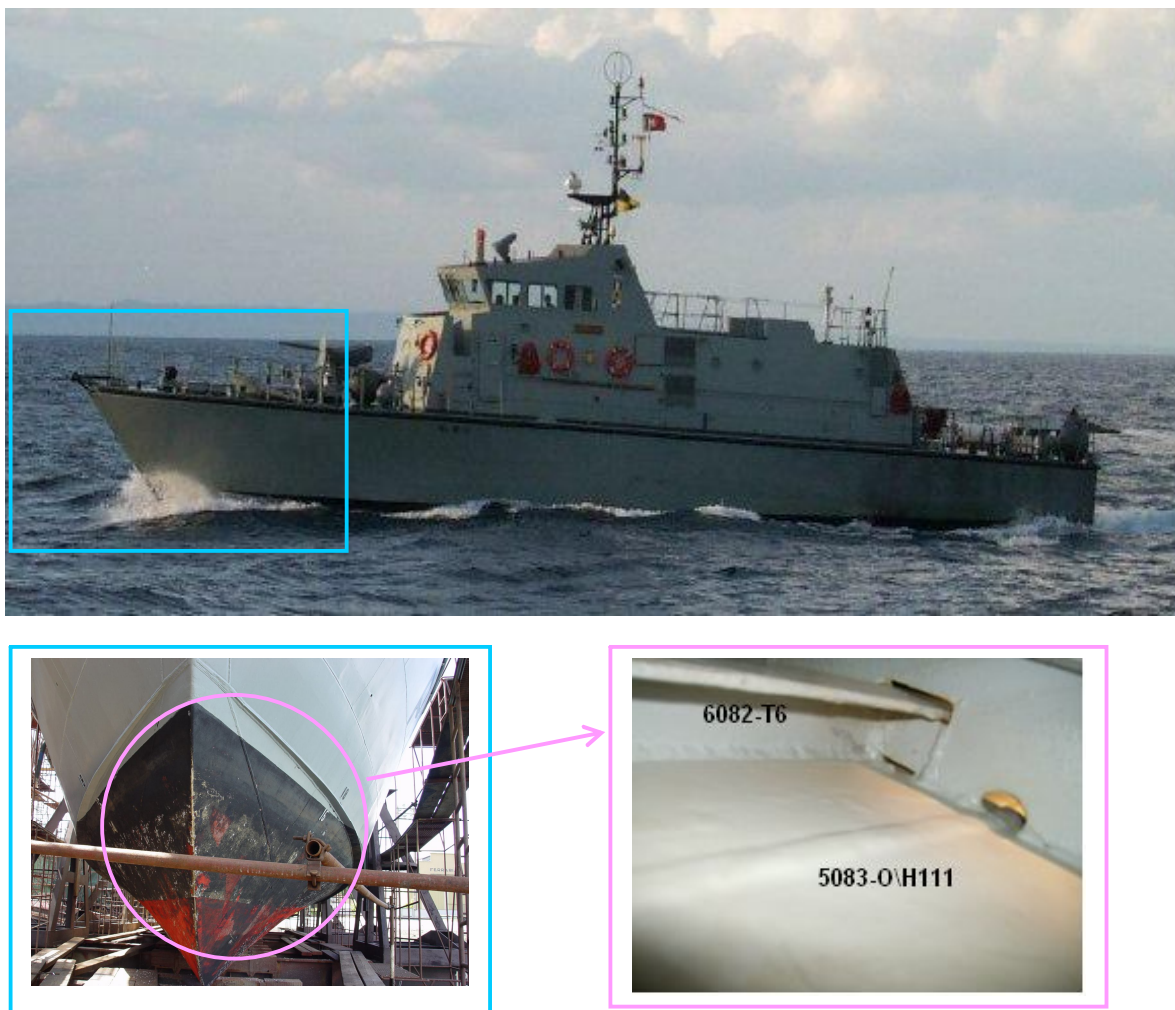


Figura 1.7 – Liga 6082-T6 como reforço e a liga 5083-O\H111 na chapa do forro.

1.3.2 Liga 6082-T6

As ligas 6082-T6, são ligas que pertencem ao grupo Al-Mg-Si, tratáveis termicamente, com uma grande adição de Mn que, tem como objectivo controlar a estrutura granular e a sensibilidade ao aparecimento de fissuras ^[10].

Esta liga foi submetida a um tratamento de solubilização seguido de têmpera e, sujeita a um envelhecimento artificial como é indicado pela sua designação T6.

Quadro 1.10 – Composição química da liga 6082-T6³.

%w	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Outros	Al
Teor Min.	0,70	-	-	0,40	0,60	-	-	-	-	O resto
Teor Max.	1,3	0,50	0,10	1,0	1,2	0,25	0,20	0,20	0,15	

A liga 6082-T6 é considerada uma liga com resistência mecânica média sendo, no entanto, a liga da série 6000 que possui melhores propriedades mecânicas ^[10].

Quadro 1.11 – Propriedades mecânicas e físicas da liga 6082-T6 ^{[18] [16] [17]}.

Propriedades Físicas		Propriedades Mecânicas	
Densidade (g/cm ³ a 20°C)	2,70	UTS (MPa)	310
Ponto de Fusão (°C)	570-645	Tensão de prova (0,2%) (MPa)	260
Coefficiente de expansão linear (K ⁻¹)	23,4x10 ⁻⁶ (20-100°C)	Módulo de elasticidade (MPa)	69000
Conductividade Eléctrica (m/Ωmm ²)	24-28 (20°C)	Extensão à ruptura (%)	6-10
Conductividade Térmica (W/mK)	150-170	Dureza Vickers	105

Esta liga, na construção naval, é essencialmente usada em partes do casco sem contacto directo com a água do mar ou em zonas internas do casco, como material dos elementos de reforço ^[5] (figura 1.7).

Feita a caracterização das ligas de alumínio em geral e em particular as usadas na construção naval e neste trabalho, far-se-á um enquadramento do estudo realizado, que passará pela localização e compreensão dos detalhes estruturais em estudo e a explicitação da razão de um estudo incidente nestes detalhes.

³ Composição química constante na norma EN 573-3: 2003.

1.3.3 Enquadramento do estudo

Os detalhes estruturais em estudo são representativos de: ligações entre chapas do costado e intersecções não estanques entre reforços que se encontram em estruturas navais leves como as Lanchas de Fiscalização Rápida pertencentes à MP (figura 1.8).



Figura 1.8 – Detalhes estruturais em estudo, presentes nos tanques de aguada e de combustível.

A necessidade de estudo destes detalhes surgiu após diversas vistorias a navios em serviço terem resultado na detecção de falhas prematuras como colapsos, descolamento das soldaduras e fissurações [19]. Estas falhas ocorriam com frequência na vizinhança dos detalhes estruturais da figura 1.8. De certa forma este comportamento é expectável, uma vez que, os detalhes estruturais criam áreas de concentração de tensões e por isso, é de extrema importância o estudo do comportamento destes detalhes para perceber e evitar falhas prematuras.

Posto isto, um melhor conhecimento das solicitações a que os detalhes estruturais estão sujeitos é necessário. De uma forma geral, a estrutura está sujeita a cargas de dois tipos (do lado da chapa):

- Cargas hidroestáticas crescentes desde a linha de água à quilha. A pressão hidrostática é responsável pelo impulso, que é proporcional ao volume submerso (deslocamento) [20];
- Cargas hidrodinâmicas variáveis em função de vários parâmetros que passam pela velocidade do navio, altura significativa de onda, direcção de onda, etc.

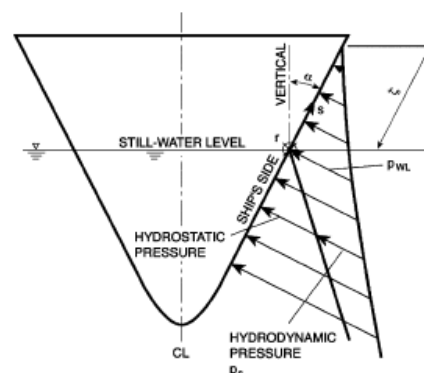


Figura 1.9 – Esquema com distribuição das pressões existentes num casco [21].

Tendo em conta o número de Froude, $F_n = \frac{V}{\sqrt{gL}}$ (onde V: velocidade do navio; g: aceleração da gravidade; L: comprimento total na linha de água) que no caso dos navios planantes de que são exemplo as lanchas referidas é superior a 1,0-1,2^[20], temos que as forças hidrodinâmicas são dominantes.

As cargas hidrodinâmicas são caracterizadas por batimentos curtos de alta pressão e, ao actuarem em conjunto com as cargas hidrostáticas geram um espectro de tensões de frequência e amplitude variável [19].

Pensa-se que as falhas que se verificaram na vizinhança dos detalhes estruturais referidos podem estar relacionadas com a qualidade de produção, nomeadamente o processo de soldadura de ligas de alumínio.



Figura 1.10 – Navio planante (Artista: Bjarne Stenberg)^[20].

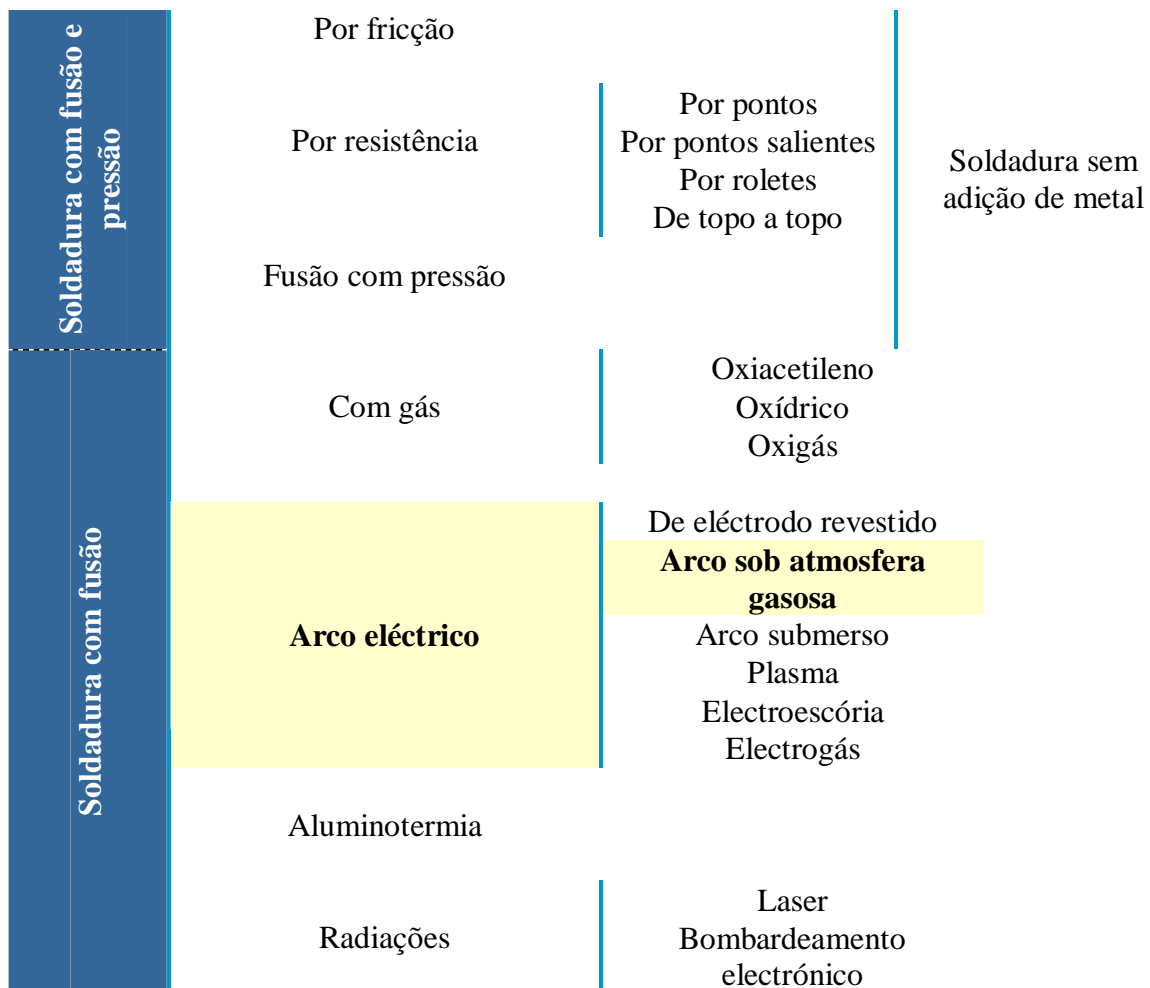
Este estudo, como já foi referido anteriormente, pretende verificar que influência terá a variação dos parâmetros de soldadura, intensidade de corrente e velocidade de avanço, na qualidade final do cordão. Desta forma, um estudo mais aprofundado do processo de soldadura em alumínio é necessário, o que se fará na secção que se segue.

1.4 Processo de soldadura

O processo de soldadura pode ser descrito ^[2] como a junção de dois componentes através do aquecimento, com ou sem aplicação de pressão, onde a continuidade da matéria é garantida. A técnica mais antiga de junção de dois componentes envolve a aplicação de pressão sobre as duas partes a juntar aliada à aplicação de calor, havendo a formação de uma ligação metálica na interface. Esta técnica é designada por soldadura por fase sólida ou por fricção. Técnicas mais modernas utilizam a soldadura com fusão onde, as duas partes a unir são fundidas uma à outra.

1.4.1 Processos de soldadura

Existem diversos processos de soldadura que estão divididos em dois grandes grupos, a soldadura com fusão e pressão e a soldadura com fusão ^[22].



O processo em estudo neste trabalho é o de soldadura com fusão por arco eléctrico sob atmosfera gasosa, designado de GMAW (gas metal arc welding) também denominada de MIG/MAG (metal inert/active gas) que, será abordado na secção 1.4.3. Na secção 1.4.5, que será feita uma breve referência a um processo de soldadura por fricção por ser hoje em dia, cada vez mais uma alternativa aos processos de soldadura com fusão.

1.4.2 Soldadura com fusão

Durante a soldadura com fusão, os ciclos térmicos produzidos pela fonte de calor em movimento, causam mudanças de estado físicas, transformações de fase metalúrgicas, tensões de origem térmica transientes e movimento de metal ^[28]. Levantam-se então, dois tipos de problemas na execução de uma soldadura com fusão ^[2]:

1. O efeito do **aquecimento localizado** e do arrefecimento na microestrutura e propriedades do metal base.
2. O efeito de tensões residuais que permanecem no cordão devido ao **arrefecimento irregular** do cordão de soldadura que, nalguns casos provocam deformações.

O **aquecimento localizado** e **arrefecimento irregular** provocam alterações microestruturais na peça numa zona adjacente ao cordão, a zona termicamente afectada, ZTA.

1.4.2.1 Zona termicamente afectada

A ZTA é a parte do metal base adjacente ao metal soldado que, durante o processo de soldadura atinge temperaturas demasiado baixas para fundir mas, suficientemente elevadas para provocarem alterações na microestrutura. A ZTA apresenta propriedades que podem ser muito diferentes das do metal base não afectado ^[13].

Assim e, após a soldadura ter sido efectuada, é possível distinguirem-se três zonas na peça soldada, sendo elas.

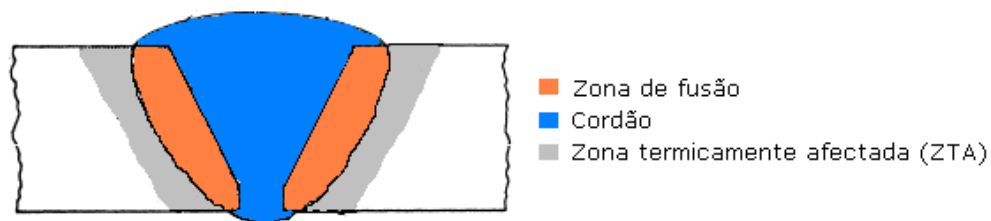


Figura 1.11 – Zonas distintas de uma peça soldada [29].

Ligas não tratáveis termicamente:

Durante o processo de soldadura o efeito da deformação a frio é completamente anulado na zona de fusão devido à fusão e, é parcialmente perdido na ZTA devido aos fenómenos de recristalização e crescimento de grão [13]. A tenacidade à fractura é geralmente menor quando se está na presença de uma estrutura granular grosseira, verificando-se por isso uma diminuição das propriedades mecânicas na zona de fusão e ZTA.

Quanto mais próximo da zona de fusão, maiores são as temperaturas atingidas e maior o tempo de permanência do material acima da temperatura de recristalização, T_x . Sendo que, a resistência mecânica de um material deformado a frio diminui com o aumento da temperatura e do tempo de permanência, a resistência ou dureza da ZTA diminui à medida que se aproxima da zona de fusão (figura 1.12). O mesmo raciocínio é feito quanto ao crescimento de grão, este cresce na ZTA à medida que nos aproximamos da zona de fusão.

Existe ainda uma influência dos parâmetros de soldadura na extensão e propriedades mecânicas da ZTA. Quanto maior a entrega térmica, maior a ZTA e maior o tempo de permanência acima da temperatura efectiva de recristalização, T_x e, conseqüentemente pior comportamento mecânico da ZTA (figura 1.13).

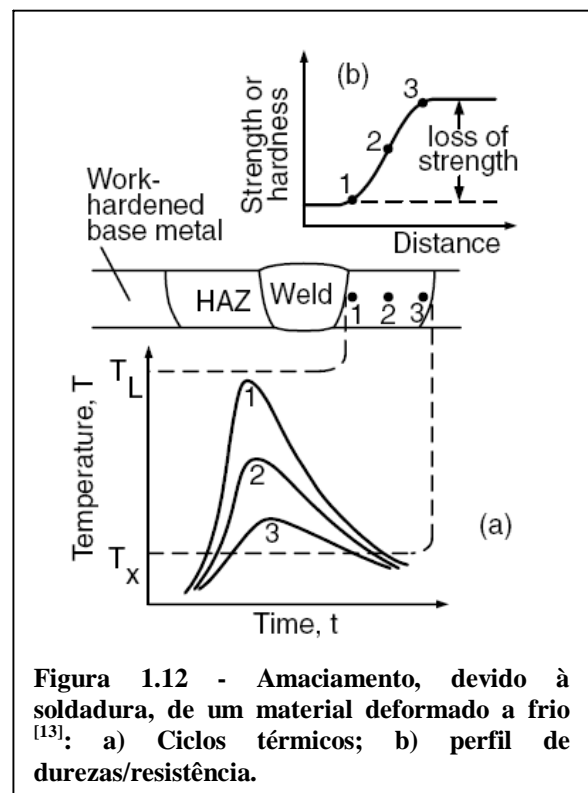


Figura 1.12 - Amaciamento, devido à soldadura, de um material deformado a frio [13]: a) Ciclos térmicos; b) perfil de durezas/resistência.

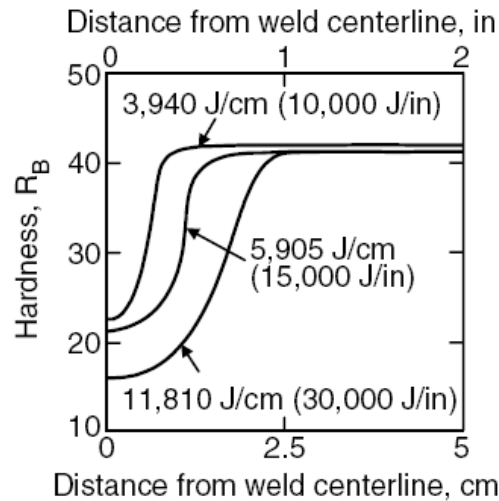


Figura 1.13 - Efeito da entrega térmica, por unidade de comprimento do cordão de soldadura, na dureza da ZTA da liga de alumínio 5356, não tratável termicamente ^[13].

Ligas tratáveis termicamente:

Como já foi referido, na secção 1.2, as ligas tratáveis termicamente possuem uma sequência de precipitação, durante o envelhecimento artificial: SSS → GP → β'' → β' → β.

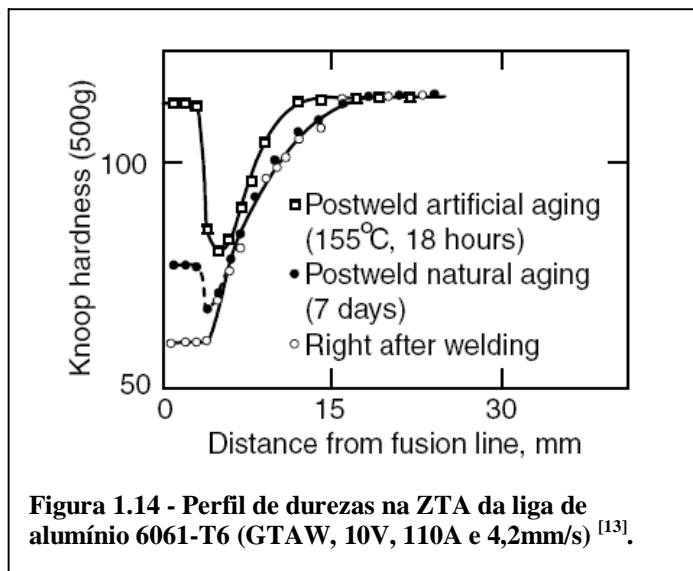


Figura 1.14 - Perfil de durezas na ZTA da liga de alumínio 6061-T6 (GTAW, 10V, 110A e 4,2mm/s) ^[13].

Durante o processo de soldadura com fusão são facilmente atingidas temperaturas acima dos 300°C. A precipitação da fase responsável pelo máximo endurecimento encontrado nas ligas da série 6000, β'' ocorre no intervalo de temperaturas de 160-240°C. A precipitação da fase β' menos eficaz no endurecimento destas ligas ocorre a 240-380°C ^[13].

Desta forma, a queda de dureza

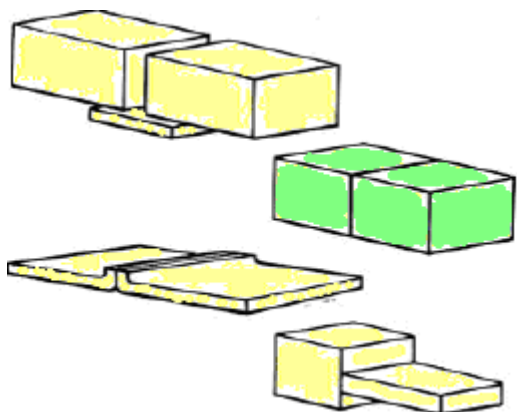
registada na ZTA deve-se provavelmente ao crescimento dos precipitados β'' e à sua transformação na fase β'.

Posto isto, estas ligas apresentam uma tendência para sofrerem sobreenvelhecimento durante o processo de soldadura, especialmente quando se encontram no estado, T6, completamente envelhecidas.

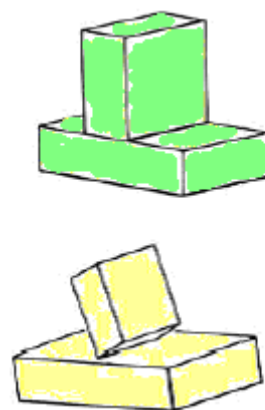
É de salientar que as ligas tratáveis termicamente apresentam uma maior ZTA do que as ligas não tratáveis termicamente.

1.4.2.2 Tipos de junta

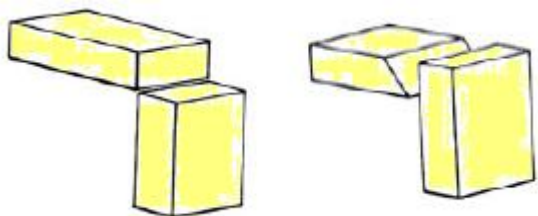
A forma como as peças a soldar se apresentam uma em relação à outra, constitui o tipo de junta. O tipo de junta é determinado, principalmente pela posição geométrica das peças na estrutura a que pertencem, podendo esta ser uma das seguintes:



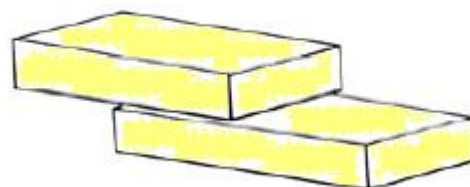
Topo a topo – os bordos apresentam-se frente a frente;



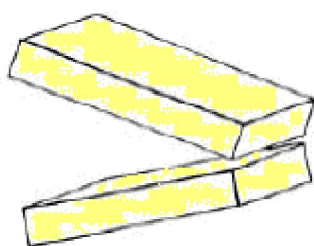
Em T – as peças dispõem-se perpendicularmente uma à outra;



Em L – as peças dispõem-se perpendicularmente uma à outra formando um L (exterior ou interior);



Sobreposta – as peças sobrepõem-se numa faixa;



Rebordeada – o bordo de uma das peças ou o bordo de ambas são virados e unidos pelo contorno com o cordão de soldadura;

Rebite de soldadura – as peças são sobrepostas e, por meio de furos numa delas, faz-se a soldadura.

Figura 1.15 – Tipos de juntas.

No caso da simulação dos detalhes estruturais em estudo, os espécimes serão soldados com junta topo a topo e com junta em T pois, são estas as mais indicadas para simular os detalhes estruturais referidos na secção 1.3.

No AA é usual a utilização de uma cobre-junta, uma peça cerâmica colocada na parte inferior da soldadura, cuja finalidade é segurar o metal fundido durante a realização da soldadura. Terminada a soldadura, a cobre-junta é normalmente retirada da junta.

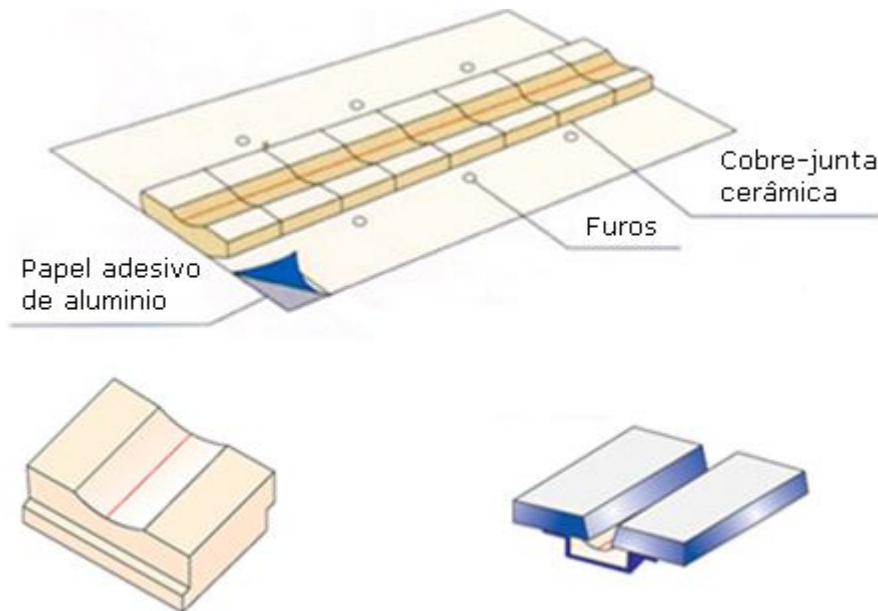


Figura 1.16 – Cobre-junta cerâmica e sua aplicação ^[30].

1.4.2.3 Posições de soldadura

Os cordões de soldadura podem ser executados nas seguintes posições:

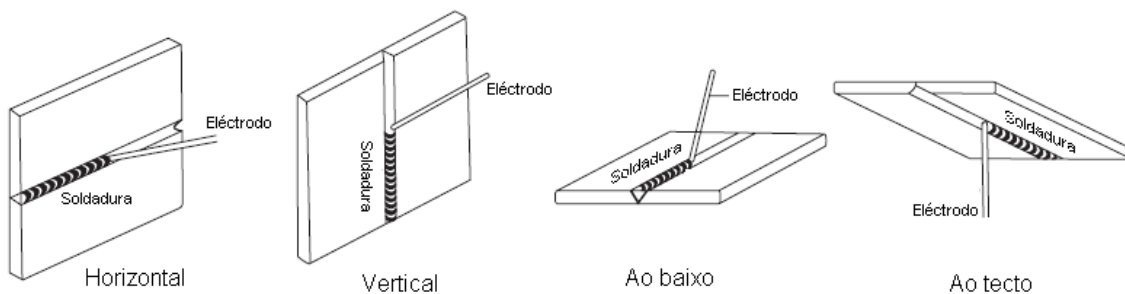


Figura 1.17 – Posições de soldadura ^[14].

Quadro 1.12 – Posições de soldadura.

Horizontal	Cordão horizontal num plano vertical
Vertical	Cordão vertical num plano vertical (ascendente ou descendente)
Ao baixo	Cordão horizontal num plano horizontal
Ao tecto e ao alto	Cordão horizontal num plano horizontal mas por cima da cabeça do soldador

Nos processos de soldadura por arco eléctrico (secção 1.4.3), a posição horizontal ou ao baixo são as mais indicadas, uma vez que é mais fácil para o operador depositar elevadas taxas com maior qualidade. Também nestas posições, o banho de fusão é mais alargado, permitindo solidificação e arrefecimentos mais lentos, diminuindo a existência de porosidades.

Para o estudo que se pretende fazer com este trabalho, serão feitas soldaduras ao baixo e na vertical. No caso da posição vertical o objectivo é obter soldaduras propositadamente com pior qualidade para que haja termo de comparação. Nesta posição tentar-se-á perceber também o efeito de um pré-aquecimento na qualidade das soldaduras. Para as soldaduras efectuadas ao baixo pretende-se entender o efeito da variação de dois parâmetros de soldadura, nomeadamente a intensidade de corrente e a velocidade de avanço.

1.4.2.4 Tipo de chanfros

O chanfro é a abertura entre as duas peças a soldar, abrindo desta forma um espaço à contenção da soldadura. Os chanfros podem ter diversas geometrias (figura 1.18) e designações dependendo da espessura, do método de soldadura, da qualidade da junção, da posição das estruturas, etc. ^[22]

Os bordos não chanfrados destinam-se geralmente apenas a pequenas espessuras, no máximo 5mm, podendo ir a maiores espessuras com métodos de soldadura em que se conseguem penetrações maiores.

Os chanfros em V ou X (completos), com ou sem talão, são os mais usados em caldeiraria naval ^[22].

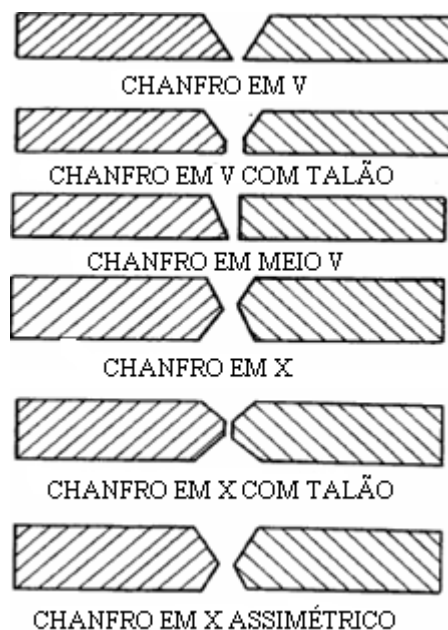


Figura 1.18 – Tipos de chanfros ^[22].

1.4.3 Soldadura com fusão por arco eléctrico

Na soldadura por arco eléctrico, a fonte de calor é um arco eléctrico que se estabelece entre a peça de trabalho e um eléctrodo metálico. A energia eléctrica convertida em calor gera uma temperatura da ordem dos 7000°C permitindo a fusão e união dos metais ^[24]. O arco estabelecido entre um eléctrodo e o metal base ao ar pode ser controlado através da resistência de atmosferas envolventes que, nas soldaduras MIG são gases inertes com potenciais de ionização elevados ^[22].

Em condições normais os gases são neutros sendo ionizados quando se aplica um potencial eléctrico superior ao potencial de ionização desse gás ^{[22] [28]}. Os átomos dissociam-se em iões, electricamente positivos e, em electrões que ficam livres para se movimentarem. O gás electricamente carregado diz-se ionizado e, quando existem suficientes átomos ionizados, de forma a que as características eléctricas do gás se alterem, obtém-se aquilo a que se chama plasma, ou seja, um gás ionizado electricamente condutor e sensível a campos electromagnéticos.

Os eléctrodos que permitem o estabelecimento do arco podem ser consumíveis (metal de adição) ou não consumíveis.

As ligas de alumínio comerciais possuem diferenças significativas no que toca à conductividade térmica o que implica parâmetros de soldadura diferentes quando a soldadura

é de ligas dissimilares. De uma forma geral, uma liga com menor concentração de elementos de liga, como as da série 6000, possuem maior conductividade térmica do que uma liga da série 5000 de maior concentração ^[31]. Posto isto, para uma dada espessura e velocidade de avanço, a liga da série 6000 necessita de ser soldada com uma maior corrente de arco do que a liga da série 5000.

1.4.3.1 Soldadura MIG

Este processo é, como já foi referido, uma soldadura por arco eléctrico com protecção gasosa do arco e, do banho de fusão da contaminação atmosférica, por um envelope de gás activo (MAG) ou inerte (MIG).

O processo MIG, regra geral, usa corrente contínua com o eléctrodo ligado ao pólo positivo da fonte de alimentação. Tal resulta numa excelente remoção da camada de óxido de alumínio. Isto porque o eléctrodo estando positivamente carregado e o metal base negativamente carregado permite a formação de uma corrente de electrões que arranca pedaços da camada de óxido ^[5].

A soldadura MIG utiliza um fio de alimentação contínua que, tem a dupla função de eléctrodo consumível e metal de adição (secção 1.4.3.3), em corrente directa (DC), com eléctrodo positivo e gás protector inerte ^[32]. A corrente, comprimento de arco e velocidade de alimentação são controladas pelo equipamento e definidos pelo operador.

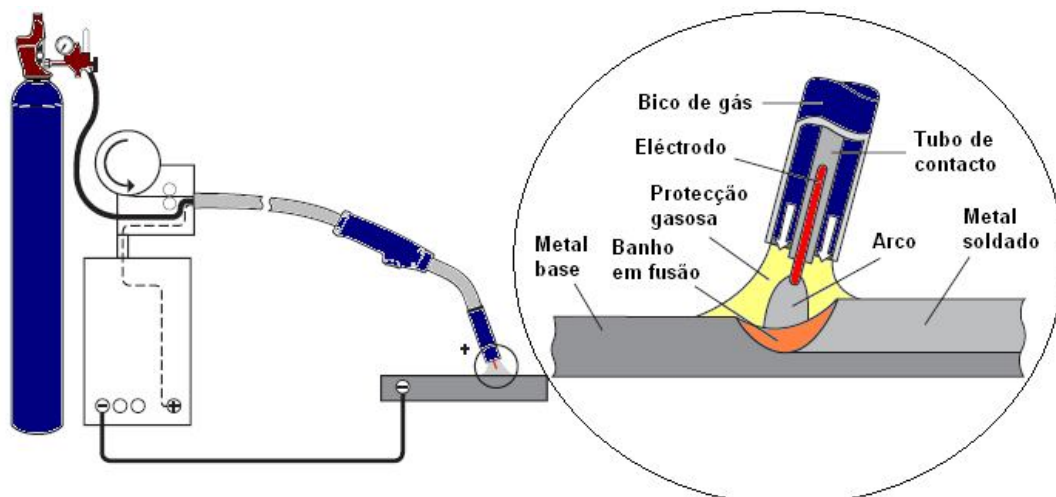


Figura 1.19 – Esquema de uma soldadura MIG.

1.4.3.2 Gases protectores

Os gases protectores utilizados no processo de soldadura têm uma influência significativa na performance geral do sistema de soldadura. A sua função primária é a protecção do banho em fusão, do azoto e oxigénio presentes na atmosfera. O gás protector promove ainda a estabilidade do arco e uma transferência de metal uniforme [28].

O estabelecimento e estabilidade do arco são influenciados pelos potenciais de ionização dos gases protectores. Um gás com baixo potencial de ionização, como o argón, consegue tornar átomos em iões com facilidade ao contrário do hélio, que com maior potencial de ionização produz um arco difícil de estabelecer e menos estável.

Os gases protectores normalmente usados na soldadura MIG são o argón, o hélio ou uma mistura de ambos.

O quadro 1.13 apresenta algumas vantagens e desvantagens da utilização do argón, hélio ou de uma mistura de ambos.

Quadro 1.13 – Vantagens e desvantagens do Ar e do He como gases protectores.

Ar		He		Ar+He
Vantagens	Desvantagens	Vantagens	Desvantagens	Características
Preço	Menor velocidade de avanço	Arco mais energético	Preço	Bom para materiais menos espessos
Arco regular e estável	Porosidade em zonas menos espessas	Maior profundidade da penetração no MB	Arco não tão estável	Limites de tolerância dos parâmetros menos apertados
Cordões amplos e regulares	Depósitos escuros de fuligem na superfície do cordão	Velocidade de arrefecimento menor logo, menor porosidade		Maior produtividade pois permite maiores velocidades de avanço
		Maiores velocidades de avanço		

Quando se utiliza uma mistura dos dois gases esta é normalmente constituída por 50 ou 75% de He e 50 ou 25% de Ar, respectivamente.

Estes gases são não reactivos, ou inertes e, por isso não têm um efeito químico directo na soldadura. Também por serem inertes a sua influência nas propriedades mecânicas da soldadura é essencialmente notada na penetração e na solidificação que podem influenciar a microestrutura da soldadura [28].

1.4.3.3 Metais de adição

Na selecção de um metal de adição, a aplicação da parte soldada e a performance desejada devem ser as primeiras coisas a ter em consideração.

Ao contrário do que acontece com o aço, onde os consumíveis são normalmente de composição, propriedades mecânicas, resistência à corrosão e aspecto semelhantes ao do metal a soldar, no alumínio isso não se verifica e por isso é necessário um maior cuidado na selecção destes metais ^[2].

De uma forma geral as ligas de alumínio não tratáveis termicamente podem ser soldadas com um metal de adição que possua composição química semelhante. Nas ligas tratáveis termicamente ocorre a fusão da ZTA durante a soldadura, tornando estas ligas mais sensíveis à fissuração a quente. Um metal de adição com teores de soluto (por exemplo cobre ou silício) mais elevados é normalmente usado ^[33].

A combinação das ligas mais usadas na construção naval encontra-se no quadro 1.14, que se segue.

Quadro 1.14 – Combinação de metais base e metais de adição mais comum para construção naval ^[34].

Materiais a soldar	5083	5086	5456	5454	6061 ⁴
5083	5183	5356	5183	5183	5356
5086	5356	5356	5356	5356	5356
5456	5183	5356	5356	5356	5356
5454	5356	5356	5554	5356	5356
6061	5356	5356	5356	5356	4043 ⁵ ou 5183

Dependendo das propriedades pretendidas deve-se usar o melhor metal de adição que permite que essas propriedades sejam atingidas.

Quadro 1.15 – Melhor combinação de ligas para se atingirem determinadas propriedades ^[2].

Propriedades	Metal base	
	5083	6082
Resistência mecânica máxima	5183	4043
Melhor ductilidade	5356	4043
Melhor corrosão em ambiente salino	5183	4043
Menor tendência para fissurar	5356	4043

⁴ Embora neste trabalho, a liga da série 6xxx usada seja a 6082 e não a 6061, esta última apresenta características muito semelhantes à 6082, mantendo-se a relação válida.

⁵ A liga 4043 é um metal de adição de uso geral.

Tendo em conta as informações fornecidas pelas tabelas anteriores, em princípio, os melhores metais de adição para este trabalho são os 5183 e os 5356 e, são estes os utilizados.

São fornecidas, de seguida, informações sobre a composição química e propriedades mecânicas destes metais de adição.

Liga/Metal de adição E5356

A liga E5356 produz um depósito com resistência mecânica intermédia, boa ductilidade e resistência à corrosão quando usado numa soldadura GMAW de ligas das séries 3xxx, 5xxx e 6xxx ^[35].

Quadro 1.16 – Composição química da liga E5356 ^[35].

%w	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Outros	Al
Teor Min.	-	-	-	0,05	4,5	0,05	-	0,06	-	O resto
Teor Máx.	0,25	0,40	0,10	0,20	5,5	0,20	0,10	0,20	0,15	

Quadro 1.17 - Propriedades mecânicas típicas de uma liga 5086 soldada, topo a topo e com chanfro em V, com E5356 (gás protector Ar) ^[35].

Tensão de prova (0,2%) (Mpa)	130
Resistência à tracção (MPa)	269
Alongamento à fractura (%)	17%

Neste trabalho esta liga vai ser usada como metal de adição nas soldaduras topo a topo dos provetes 5083-5083, que simulam o forro do casco em contacto com a água e por isso com maiores exigências ao nível da corrosão.

Liga/Metal de adição E5183

A liga E5183 vai ser utilizada como metal de adição dos espécimes 6082-6082 soldados com junta topo a topo e dos espécimes (5083-6082) com junta em T. Esta liga não apresenta uma resistência à corrosão tão eficaz como a anterior e, como tal, é mais adequada para as aplicações que estes espécimes pretendem simular e que não implicam contacto directo com a água do mar.

Quadro 1.18 – Composição química da liga E5183 ^[35].

%w	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Outros	Al
Teor Min.	-	-	-	0,50	4,3	0,05	-	-	-	O resto
Teor Máx.	0,40	0,40	0,10	1,0	5,2	0,25	0,25	0,15	0,15	

Quadro 1.19 – Propriedades mecânicas típicas de uma liga 5083 soldada, topo a topo e com chanfro em V, com E5183 (gás protector Ar) ^[35].

Tensão de prova (0,2%) (MPa)	152
Resistência à tracção (MPa)	297
Alongamento à fractura (%)	16%

1.4.4 Parâmetros de soldadura

No processo de soldadura existem vários parâmetros que se podem controlar para se obter soldaduras com características diferentes. Conhecer a influência de cada uma destas variáveis nas características do cordão de soldadura é necessário para que se possa seleccionar o procedimento adequado a cada caso ^[36].

Intensidade de corrente, I:

Influencia o modo de transferência do metal e controla a taxa de fusão do eléctrodo consumível (velocidade de alimentação). No caso do alumínio a relação entre a intensidade de corrente e a velocidade de alimentação é linear.

Se a intensidade de corrente for aumentada mantendo todas as outras variáveis constantes, a forma do cordão de soldadura vai apresentar um aumento de penetração e da largura do cordão. Como já foi referido o aumento da intensidade de corrente terá efeitos na porosidade, diminuindo a presença deste defeito ao diminuir a velocidade de arrefecimento.

Tensão do arco (comprimento do arco), V:

A tensão do arco e o comprimento do arco são dependentes um do outro, embora tenham significados diferentes. O comprimento de arco é a variável independente, sendo a tensão do arco dependente deste e, de outras variáveis (tipo e diâmetro do eléctrodo, gás de protecção e técnica de soldadura).

Um aumento da tensão produz um cordão mais largo, uma melhor molhagem e uma menor penetração.

Existe, ainda uma relação entre a tensão e intensidade de corrente, ou seja, para um dado valor de tensão existe uma gama de intensidades de corrente a usar, regra que deve ser respeitada sob pena de tornar o arco instável.

Tensões de arco excessivas provocam porosidade, salpicos em excesso e bordos queimados. Por outro lado uma tensão demasiado baixa provoca, também ela, porosidade e cordões muito convexos.

Velocidade de avanço, $v_{\text{avanço}}$:

Este parâmetro diz respeito à velocidade de deslocação linear do arco eléctrico ao longo da junta e tem influência, principalmente na penetração e largura do cordão. Quanto maior a velocidade de avanço mais estreito é o cordão e vice-versa. Este parâmetro tem também influência na presença de porosidade, como já foi referido.

À medida que a velocidade aumenta, a energia térmica por unidade de comprimento, transmitida ao material vai aumentando inicialmente, porque o arco actua mais directamente sobre o material base, decrescendo posteriormente.

Extensão do eléctrodo (velocidade de alimentação do eléctrodo), $v_{\text{alimentação}}$:

A extensão do eléctrodo diz respeito ao comprimento de eléctrodo fora do bico de contacto e influencia a taxa de fusão.

Se aumentarmos a extensão do eléctrodo aumenta-se o desenvolvimento de calor por efeito de Joule, sendo maior a taxa de fusão do fio, no entanto, se for demasiado elevado, o arco tem tendência a ser instável o que pode trazer problemas relacionados com a porosidade devido à falta de protecção gasosa. Se a extensão for pequena demais, não existe desenvolvimento de calor suficiente para permitir uma boa fusão do eléctrodo.

1.4.5 Soldadura por fricção linear

A soldadura por fricção linear (SFL) ^{[23] [24]} é uma variante da técnica mais antiga de junção de duas peças por fricção, tendo sido desenvolvida e patenteada pelo *The Welding Institute* (TWI) em 1991. Neste processo, a interacção de uma ferramenta cilíndrica, arredondada com um pino perfilado, animada de movimento de rotação penetra lentamente na área de união entre duas peças ou chapas encostadas topo-a-topo. O calor gerado pela fricção entre a ferramenta de soldadura e a peça e, a deformação plástica a temperaturas inferiores às de fusão, permite a formação de uma junção soldada que mantém a aderência de fase sólida entre as peças após o arrefecimento.

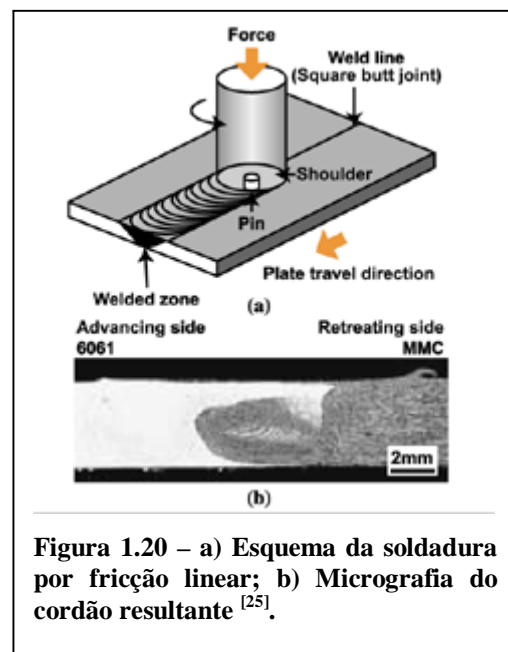


Figura 1.20 – a) Esquema da soldadura por fricção linear; b) Micrografia do cordão resultante ^[25].

Esta técnica tem vindo a ser muito utilizada na soldadura de peças de alumínio, magnésio, cobre, titânio e aços pois apresenta, quando comparada com os processos de soldadura com fusão convencionais vantagens. Vantagens essas, que passam por melhores propriedades mecânicas, baixas tensões residuais e menores distorções, bem como uma menor presença de defeitos ^[26].

No quadro 1.20 são indicados valores representativos das propriedades mecânicas de juntas soldadas por fricção linear quando comparadas com os requisitos exigidos para um *ABS High Speed Craft* ^[27], de que são exemplo as lanchas de fiscalização rápida aqui em estudo.

Quadro 1.20 - Requisitos de resistência mecânica para o MB e GMAW com as propriedades mecânicas típicas obtidas em soldadura de ligas de alumínio por FSW ^[27].

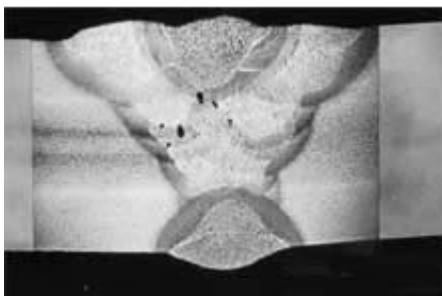
Liga	Processo de soldadura	UTS (MPa)	Tensão de cedência (MPa)	Alongamento (%)
5456-H116	Metal Base	330, min	227, min	12, min
5456-H116	GMAW	289, min	179, min	
5456-H116	FSW (Fonda 2004)	367	176	
6061-T6	Metal Base	289, min	241, min	10, min
6061-T6	GMAW	165, min	138, min	
6061-T6	FSW (von Strombeck, 1999)	252	161	7,2

1.5 Tipificação de Defeitos em Soldaduras

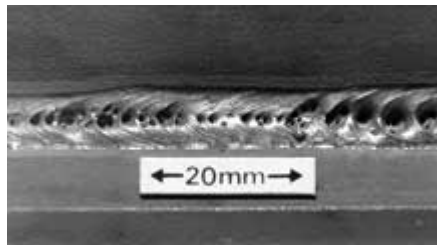
O material resultante do processo de soldadura não possui as mesmas propriedades do metal base, o que se deve, para além do tratamento térmico a que o material está sujeito durante o processo de soldadura, a técnicas descuidadas de soldadura ou de má preparação das juntas [2] [31] [37]. Disto resultam defeitos no cordão de soldadura que alteram significativamente as propriedades e a qualidade do cordão.

1.5.1 Porosidade

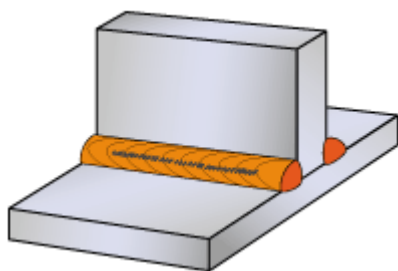
A porosidade surge do facto de o gás ser incapaz de se libertar do metal fundido antes de este solidificar, ficando preso, na forma de bolhas, no cordão de soldadura.



Distribuída – apresenta-se como poros finos ao longo do cordão de soldadura;



Poros à superfície que geralmente indicam a presença de uma grande quantidade de porosidade distribuída;



Poros alongados que na radiografia possuem aparência de espinha de arenque. Indicam uma formação de gás elevada;

Crater pipe – forma-se durante a solidificação final do banho de fusão.

Figura 1.21 – Formas assumidas pela porosidade [38].

No caso das ligas de alumínio o grande responsável pela porosidade é o hidrogénio, uma vez que, existe uma grande diferença de solubilidade deste no alumínio líquido e sólido, como se pode observar na figura seguinte.

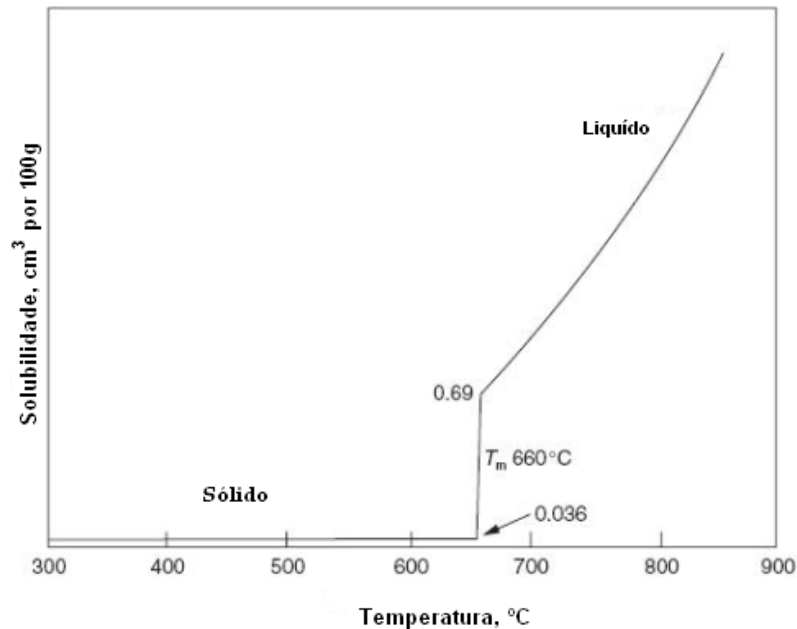


Figura 1.22 - Solubilidade do Hidrogénio no Alumínio [2].

Uma diminuição da solubilidade tão abrupta torna praticamente impossível a existência de soldaduras de ligas de alumínio livres de porosidade. A quantidade e tipo de elementos de liga influenciam a solubilidade do hidrogénio no alumínio e, conseqüentemente a porosidade.

O hidrogénio pode ser introduzido, não intencionalmente, durante o processo de soldadura através de contaminantes presentes na área de soldadura como por exemplo: humidade e hidrocarbonetos, que podem ser lubrificantes gorduras, óleos ou tintas [39].

A humidade, H₂O, pode ser introduzida na área de soldadura de diversas maneiras:

- Contaminação do gás protector, quer seja por não ser suficientemente puro, quer seja devido a contaminação do próprio sistema de distribuição do gás;
- Ocorrência de condensação na chapa ou metal de adição devido a elevada humidade e a variações na temperatura, o que faz com que o ponto de orvalho seja ultrapassado;

Quadro 1.21 - Ponto de orvalho vs. Humidade relativa ^[39].

$(T_{ar}-T_{metal})$ (°C)	Humidade Relativa (%)	$(T_{ar}-T_{metal})$ (°C)	Humidade Relativa (%)
0	100	12	44
1	93	13	41
2	87	14	38
3	81	15	36
4	75	16	34
5	70	18	30
6	66	20	26
7	61	22	23
8	57	24	21
9	53	26	18
10	50	28	16
11	48	30	14

■ Presença de alumina hidratada na superfície do metal base. A alumina hidratada é consequência do mau armazenamento, durante o qual a camada de óxido do metal base esteve na presença de humidade e, sendo poroso, absorveu-a.

É possível minimizar a presença de porosidade no cordão de soldadura através de alguns cuidados prévios ao processo de soldadura:

■ Na posição de soldadura ao baixo, aumentando a corrente do arco e, consequentemente, aumentando a temperatura do banho em fusão diminui-se a porosidade diminuindo-se a velocidade de arrefecimento do banho e permitindo a libertação do hidrogénio. Efeito semelhante é conseguido diminuindo a velocidade de avanço.

■ A composição da liga pode influenciar a porosidade existente, pois altera a solubilidade do hidrogénio. O magnésio é um exemplo deste efeito benéfico ao aumentar a solubilidade e reduzindo a absorção de hidrogénio. O Cu e o Si, tem o efeito contrário.

■ Utilizar uma mistura de Ar/He, em vez de árgon, pois o hélio introduz calor adicional durante a soldadura concedendo ao hidrogénio maiores probabilidades de escapar do banho em fusão.

■ Aumentando a tensão do arco e/ou o comprimento do arco aumenta o tempo de exposição do metal fundido a contaminações e a porosidade vai aumentar.

Para além destes, a limpeza do material base é de extrema importância para se evitarem níveis elevados de porosidade. A soldadura deve ocorrer dentro de um pequeno período de tempo (4 horas são aceitáveis) após a limpeza da superfície.

A libertação do hidrogénio do alumínio sólido e líquido é aumentada se certas impurezas, como compostos sulfurosos, estiverem presentes na superfície ou na atmosfera ^[28].

1.5.2 Fissuração a quente

A fissuração a quente é um mecanismo de fissuração a alta temperatura que está relacionado com a forma como as ligas solidificam. A adição de elementos de liga, para além de tudo o que já foi referido, provoca alterações na temperatura de solidificação surgindo inúmeras fases diferentes ^{[2] [31] [32] [37]}. De entre as várias fases poderá existir uma com composição eutética, ou seja, a composição com menor temperatura de fusão e, aquela onde o valor da temperatura é um valor discreto.

Existem três maneiras possíveis pelas quais um sólido se forma ^[28]: nucleação homogénea, nucleação heterogénea e crescimento epitaxial.

- A **nucleação homogénea** ocorre quando não existe um corpo estranho (molde, parede, partícula sólida no banho em fusão, etc) no qual se forme o sólido.
- A **nucleação heterogénea** desenvolve-se quando o sólido se forma num corpo estranho.
- O **crescimento epitaxial** é o processo que ocorre na solidificação de uma soldadura, onde não há formação de uma nova superfície mas sim a adição de átomos ao substrato, extendendo-o. Esta situação verifica-se quando um líquido solidifica num substrato do mesmo material ou num substrato de composição e estrutura semelhantes.

Os constituintes com menor ponto de fusão e o eutético se este existir, são “empurrados”, pela frente de solidificação, para os limites de grão. Se a diferença entre o menor ponto de fusão do eutético e o resto do metal for suficientemente elevada, podem ocorrer fissurações devido às diferentes temperaturas de solidificação presentes no material, que o submetem a esforços de tracção e compressão em áreas distintas ^{[2] [7] [28] [31] [32]}.

No caso do alumínio, ao contrário dos outros metais, é a própria adição de elementos de liga que o torna susceptível à fissuração a quente. A realização de testes de fissuração

determinaram um intervalo de composições dentro do qual a liga tem um risco mais elevado de fissurar a quente, designado de *hot short range*. Nas ligas de alumínio é possível observar um pico de sensibilidade à fissuração a quente e, uma elevada resistência a este problema, tanto para baixos como altos teores de elementos de liga (figura 1.23). Este comportamento está relacionado com a capacidade de auto eliminação de fissuras que ocorre à medida que a espessura do filme fundido, nos limites de grão, aumenta e, com este o teor de elementos de liga, permitindo o preenchimento das fissuras existentes pelo filme fluído.

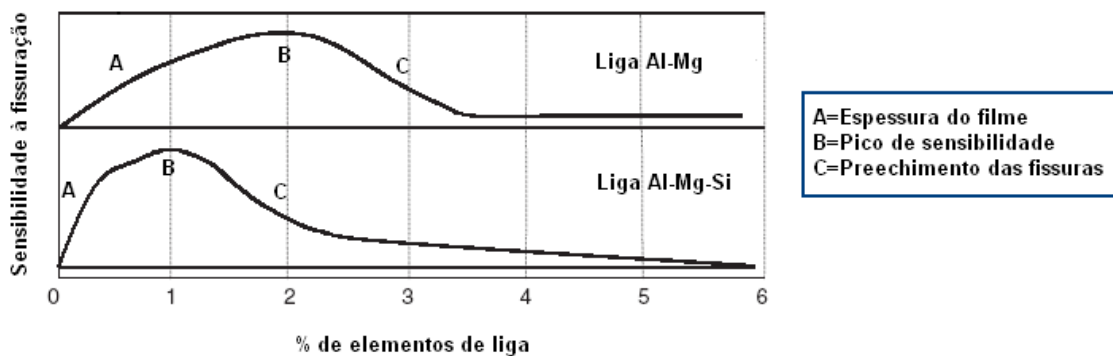


Figura 1.23 – Sensibilidade das ligas Al-Mg e Al-Mg-Si à fissuração a quente em função da % de elementos de liga ^[37].

Fissuras no centro da soldadura estão geralmente associadas ao *hot shortness* do metal soldado. Fissuras nas pontas estão associadas ao *hot shortness* do metal base ^[37].

1.5.3 Inclusões de óxidos e camada de óxido

Para além da remoção da camada de óxido antes de se iniciar o processo de soldadura, é necessário também impedir a sua formação durante o processo para desta forma se evitarem problemas de falta de fusão e inclusões de óxidos no banho de fusão. A alumina possui um ponto de fusão muito elevado, 2060°C, quando comparado com o ponto de fusão do metal base que funde a 660°C. Aquecer o alumínio até à sua temperatura de fusão sem se ter dispersado a camada de óxido faz com que o banho de fusão fique enclausurado por uma camada de óxido. No caso das soldaduras MIG e TIG, este problema é minimizado, uma vez que durante a soldadura ocorre um fenómeno designado de limpeza catódica que remove a camada de óxido da superfície do metal base, não havendo a necessidade de introduzir fluxos ^[2].

1.5.4 Tensões residuais

As tensões residuais são aquelas tensões que permanecem no corpo quando todas as cargas e tensões externas são removidas. As tensões residuais, nos metais, podem surgir por várias razões, pela laminagem, fundição e forjamento de chapas ou barras, formação e modelação de partes metálicas por processos de corte, dobragem, trabalho mecânico, rectificação e soldadura [40].

As tensões residuais devido aos processos de soldadura surgem no material como consequência de deformações plásticas localizadas introduzidas pelo ciclo térmico de rápido aquecimento e subsequente etapa de arrefecimento. Durante o processo de soldadura, a área de soldadura é aquecida bruscamente, quando comparado com a área circundante, e funde localmente. Como consequência do aquecimento, o material expande, expansão esta que é reprimida pela área circundante que se encontra a uma temperatura significativamente inferior.

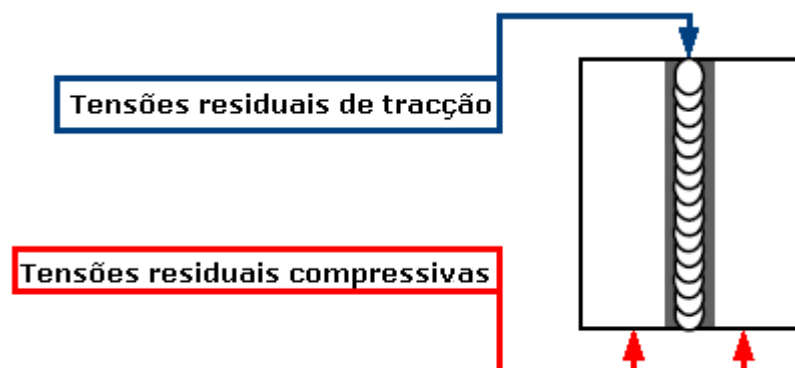


Figura 1.24 – Tipo de tensões residuais no cordão de soldadura e afastado deste [13].

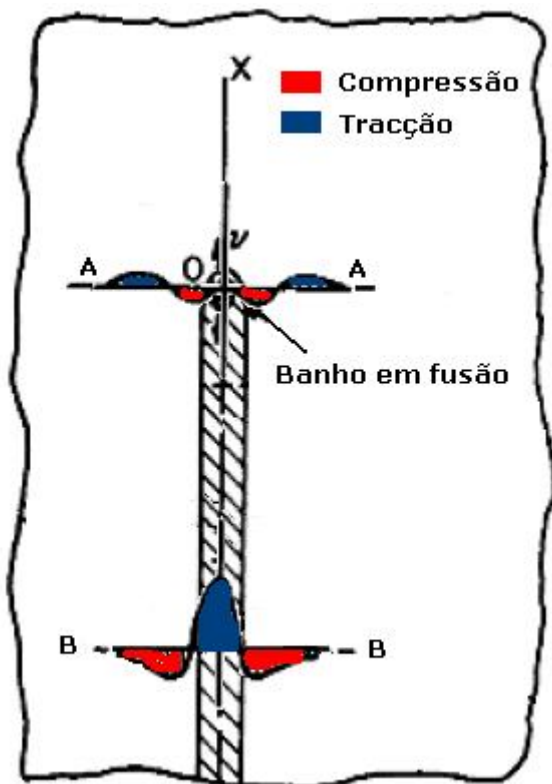


Figura 1.25 – Tensões residuais longitudinais no banho em fusão e no cordão final ^[13].

Consequentemente, após o arrefecimento até à temperatura ambiente, surgem tensões residuais de tração no cordão de soldadura e no metal base adjacente, enquanto que no metal base mais afastado do cordão, existem tensões residuais compressivas.

Geralmente tensões residuais compressivas são benéficas na resistência à fadiga e à corrosão sob tensão, uma vez que, dificulta o aparecimento de fissuras bem como a sua propagação. Tensões residuais de tração, por outro lado, são prejudiciais ao nível da performance mecânica dos materiais

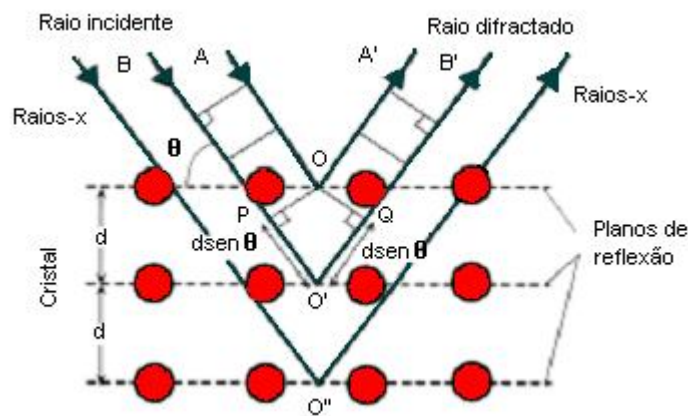
É importante conhecer as tensões residuais devidas à soldadura pois estas influenciam o funcionamento da estrutura ao nível do comportamento mecânico, incluindo a fractura, fissuração, devido à corrosão sob tensão e fadiga.

Na presença de tensões residuais elevadas se os materiais, na área soldada, forem ciclicamente carregados, estes entram e saem da zona plástica.

1.5.4.1 Determinação das tensões residuais ^[41]

As tensões residuais podem ser medidas por técnicas não destrutivas, que incluem a difracção de raios-x, difracção de neutrões e por métodos magnéticos e ultra-sónicos, e por técnicas destrutivas.

O método adoptado, neste trabalho, para a determinar as tensões residuais foi a difracção de raios-x que se baseia na lei de Bragg.

**Lei de Bragg:**

$$n\lambda = 2 d_{hkl} \cdot \text{sen } \theta_{hkl}$$

Figura 1.26 – Esquema exemplificativo da difracção de raios X num cristal ^[41].

Onde: θ é o ângulo de Bragg;

2θ é o ângulo de difracção;

n é a ordem da difracção.

A análise das tensões, é feita tendo em conta, que o espaçamento interplanar, d , numa estrutura cristalina, é alterado pelo estado de tensões, sendo então determinado a partir da posição angular em que ocorre a difracção de um feixe de raios X. A alteração do espaçamento interplanar pode ser dada por meio de uma extensão, a partir da qual se pode calcular o estado de tensões. Regra geral, a partir da medição da extensão em duas direcções distintas é possível determinar o estado das tensões. Este método apresenta óptimas vantagens, uma vez que é um método não destrutivo e relativamente rápido para a determinação do estado de tensões à superfície do material.

Para se determinar o estado de tensões sub-superficial utilizando este método, tem que se proceder a uma remoção do material, tornando o método destrutivo. Este facto deve-se à fraca penetração dos raios X na matéria, sendo a penetração função do material irradiado e do comprimento de onda da radiação utilizada.

Contudo tendo em conta que a maioria das falhas em serviço estão directamente relacionadas com o estado superficial do material, este método de determinação das tensões é suficiente para a maioria das aplicações.

A análise de tensões pode ser realizada com dois tipos de montagem, Ω e ψ .

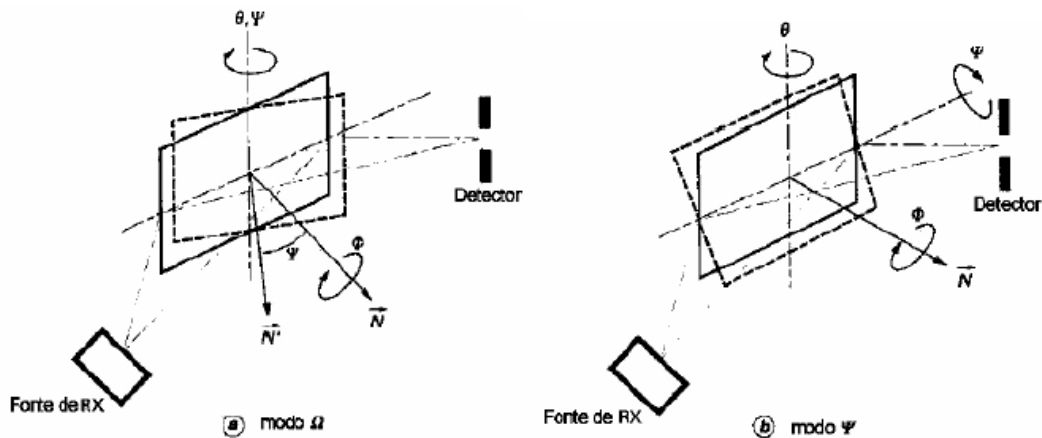


Figura 1.27 - Movimentos angulares relativos aos dois tipos de montagem utilizados em análise de tensões ^[41].

Na montagem Ω o desfasamento angular ψ é introduzido por rotação coaxialmente com θ . A rotação é assim feita sobre um eixo perpendicular à superfície da amostra. A desfasagem não pode ocorrer para valores de $\pm \theta$, para evitar a interrupção do feixe. Esta montagem é mais propensa a aberrações de focagem.

Na montagem ψ a rotação da amostra é feita segundo um eixo perpendicular a θ , por um movimento basculante da amostra. Esta montagem tem como vantagens a aplicação a amostras em que a normal aos planos cristalográficos é paralela à normal da superfície da amostra. Também diminuiu o erro instrumental de aberração de focalização.

Na figura que se segue encontra-se representado um padrão de difracção com intensidade vs 2θ para um cristal, de alumínio, cfc.

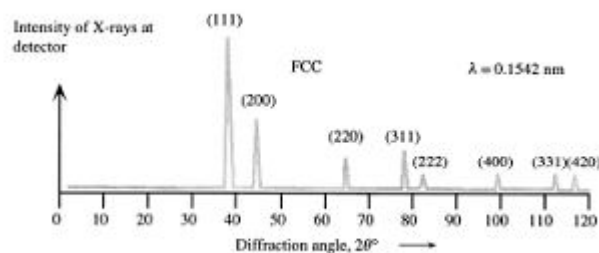


Figura 1.28 – Exemplo de um padrão de difracção ^[41].

Diferentes cristais exibem diferentes padrões de difracção.

Capítulo 2 - Procedimentos e Resultados Experimentais

Tendo em conta o problema, referido na secção 1.3.3, de ocorrência de falhas prematuras (colapsos, descolamentos de soldaduras e fissurações) na vizinhança dos detalhes estruturais da figura 2.1, ocorreu uma discussão com o objectivo de decidir que trabalhos seriam pedidos ao AA.



Foi decidida a geometria dos espécimes que melhor simulava os detalhes estruturais em causa, que variáveis seriam possíveis alterar no processo de soldadura e, assim verificar a sua influência ou não na qualidade do cordão final e, por último que bateria de ensaios, destrutivos e não destrutivos se adequariam aos objectivos pretendidos.

Figura 2.1– Detalhe estrutural presente num dos tanques de combustível de uma lancha de alumínio da Marinha.

Como resultado desta discussão, foi pedido ao AA:

- O corte de chapas das duas ligas em estudo;
- A soldadura de provetes com junta similar (5083-5083 e 6082-6082) topo a topo (Anexo B, página 101) e junta em T (chapa 5083 e reforço 6082) (Anexo B, página 102);

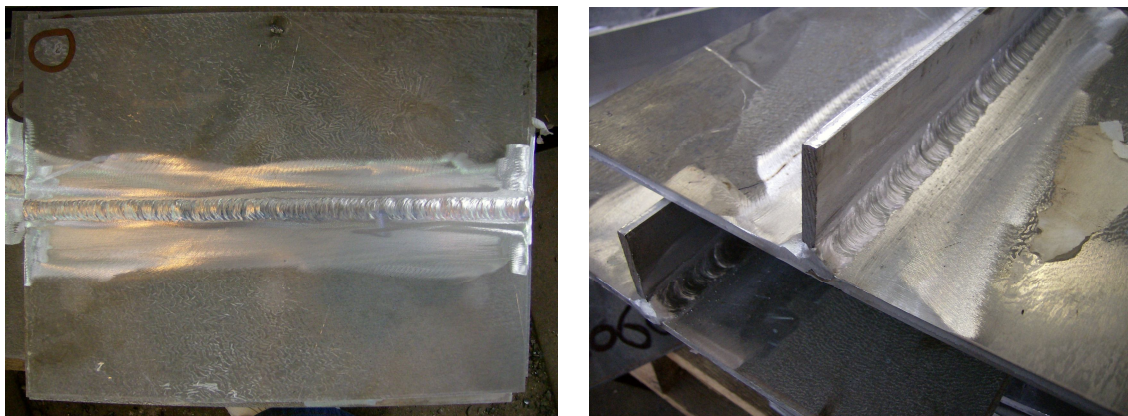


Figura 2.2– Provetes soldados topo a topo e provete soldado com junta em T.

- A maquinação dos espécimes;
- A realização de ensaios de tracção (secção 2.5.2) e flexão (secção 2.5.3);
- A realização de ensaios não destrutivos (secção 2.3) de radiografia industrial e líquidos penetrantes.

Para além dos ensaios pedidos ao AA, realizaram-se perfis de dureza (secção 2.5.1). Os espécimes foram ainda analisados por difracção de raios X (secção 2.3.1).

Por último, submeteram-se 4 amostras da liga 6082-T6, não soldada, a um tratamento de solubilização com posteriores envelhecimentos artificiais e naturais (secção 2.6.2). Realizou-se ainda uma análise por calorimetria diferencial de varrimento (DSC) e por DRX com simultâneo aquecimento da amostra (secções 2.6.1 e 2.6.3 respectivamente).

2.1 Caracterização química das ligas usadas

As ligas 5083-O/H111 e 6082-T6 foram caracterizadas quimicamente com um espectrómetro de emissão com faísca *Baird Spectrovac 2000*, segundo as normas PD 05.4/009; PD 05.4/011; PD 05.4/012. Os resultados destas análises encontram-se no quadro 2.1.

Quadro 2.1 – Composição química das ligas 5083 e 6082.

5083	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Al
% (m/m)	0,12	0,30	0,04	0,53	4,4	0,08	< 0,01 (LQ)	0,02	O resto
6082									
% (m/m)	0,99	0,20	< 0,02 (LQ)	0,50	0,59	< 0,01 (LQ)	0,01	0,01	O resto

LQ – Limite de Quantificação

As ligas E5183 e E5356 usadas como metais de adição, não foram caracterizadas quimicamente, no entanto a sua composição segundo a norma é a seguinte.

Quadro 2.2 - Composição química das ligas E5356 e E5183.

E5356	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Al
% (m/m)	<0,25	<0,40	<0,20	0,05-020	4,5-5,5	0,05-0,20	<0,10	0,06-0,20	O resto
E5183									
% (m/m)	<0,40	<0,40	<0,10	0,50-1,0	4,3-5,2	0,05-0,25	<0,25	<0,15	O resto

2.2 Trabalhos de Soldadura

Antes dos trabalhos de soldadura propriamente ditos, foi efectuado o corte das chapas (figura 2.3) segundo as dimensões apresentadas no Anexo A1.



Figura 2.3 – Corte do perfil 6082-T6 de onde são retiradas as chapas.

Uma vez obtidas as chapas necessárias, passou-se ao processo de soldadura propriamente dito, cujo procedimento se encontra no Anexo B, página 101.

Nomenclatura utilizada na identificação dos provetes e respectivas condições de soldadura:

- Foram soldados 10 provetes com junta topo a topo da **liga 5083-O/H111**, sendo identificados da seguinte forma: 5SX (X=1,...,10). Provetes 5S3 considerado o provete soldado com os parâmetros utilizados no AA.

Quadro 2.3 – Condições de soldadura para os provetes soldados topo a topo da liga 5083-O/H111.

Provetes	Liga 5083 – O/H111					
	ΔT^6 (°C)	\bar{I} (A)	\bar{v} (mm/s)	\bar{V} (V)	Pré-aquecimento	Posição
5S1		90,0		21,35	Com	Vertical
5S2	14,7	103,0		22,00	Sem	Vertical
5S3	19,6	119,0	3,54	24,00	Sem	Ao baixo
5S4		103,5	3,44	21,95	Com	Ao baixo
5S5	20,3	119,5	3,42	23,75	Sem	Ao baixo
5S6	13,5	120,5	3,49	24,25	Sem	Ao baixo
5S7	15,0	122,5	3,59	24,90	Sem	Ao baixo
5S8	17,9	115,5	2,91	22,75	Sem	Ao baixo
5S9	19,5	115,5	3,66	23,55	Sem	Ao baixo
5S10	12,8	115,0	3,91	21,95	Sem	Ao baixo

⁶ $\Delta T = T_{\text{sup}} - T_{\text{amb}}$, ou seja a diferença entre a temperatura na superfície da chapa e a temperatura ambiente do local de trabalho. A temperatura de superfície da chapa foi medida após ter sido montado o sistema de fixação (página 101).

- Foram soldados 6 provetes com junta topo a topo da **liga 6082-T6**, sendo identificados da seguinte forma: 6SX (X=1,...,6). Provette 6S1 considerado o provete soldado com os parâmetros utilizados no AA.

Quadro 2.4 – Condições de soldadura para os provetes soldados topo a topo da liga 6082-T6.

Provetes	Liga 6082 – T6					
	ΔT (°C)	\bar{I} (A)	\bar{v} (mm/s)	\bar{V} (V)	Pré- aquecimento	Posição
6S1	35,5	115,5	3,18	23,35	Sem	Ao baixo
6S2	28,1	105,0	2,76	22,75	Sem	Ao baixo
6S3	14,9	113,0	2,68	23,65	Sem	Ao baixo
6S4	26,0	119,5	2,92	23,85	Sem	Ao baixo
6S5	25,9	115,0	3,64	23,5	Sem	Ao baixo
6S6	24,5	122,0	3,88	24,25	Sem	Ao baixo

- Foram soldados 10 provetes com **junta em T**, sendo identificados da seguinte forma: TSX (X=1,...,10). Provette TS3 considerado o provete soldado com os parâmetros utilizados no AA.

Quadro 2.5 – Condições de soldadura para os provetes soldados com junta em T.

Provetes	Junta em T					
	ΔT (°C)	\bar{I} (A)	\bar{v} (mm/s)	\bar{V} (V)	Pré- aquecimento	Posição
TS1		138	3,94	23,8	Com	Vertical
TS2		148	4,32	22,8	Sem	Vertical
TS3	4,2	141	5,86	24,2	Sem	Ao baixo
TS4		143	5,23	25,0	Com	Ao baixo
TS5	10,2	150	5,87	24,0	Sem	Ao baixo
TS6	10,1	154	6,11	24,0	Sem	Ao baixo
TS7	7,6	161	5,77	24,5	Sem	Ao baixo
TS8	8,5	139	3,20	25,3	Sem	Ao baixo
TS9	5,9	146	3,76	23,8	Sem	Ao baixo
TS10	8,5	142	5,04	23,8	Sem	Ao baixo

2.3 Ensaios Não Destrutivos (END's)

Todos os provetes soldados foram submetidos a ensaios não destrutivos (END's), de inspeção visual, líquidos penetrantes e os soldados topo a topo foram submetidos a inspeção radiográfica.

A inspeção visual decorreu segundo a norma PD 05.1/003 como o objectivo de localizar defeitos visíveis à vista desarmada.

O procedimento seguido para os ensaios de líquidos penetrantes e de radiografia industrial encontra-se mais pormenorizado no Anexo B, página 103. Para além destes, houve ainda a análise por DRX para cálculo de tensões residuais.

Os quadros 2.6 e 2.7, que se seguem são o resultado dos ensaios de líquidos penetrantes e de radiografia industrial. Este resultado é expresso em termos de cordões aceitáveis ou não, segundo as normas seguidas pelo LEME (Laboratório de Ensaios Mecânicos). A classificação de um provete como não aceitável passa pela quantidade, dimensão, localização e tipo de defeitos encontrados. Basta que num dos ensaios realizados o resultado seja negativo, para que o provete seja rejeitado.

O quadro que se segue diz respeito aos resultados dos END's realizados aos provetes soldados topo a topo da liga 5083-O/H111.

Quadro 2.6 – Provetes soldados aceitáveis ou rejeitados da liga 5083-O/H111.

Provetes	Liga 5083-O/H111		
	Aceitável/Rejeitado		
	Inspeção Visual	Líquidos Penetrantes	Inspeção Radiográfica
5S1	A	R	R
5S2	A	A	R
5S3	A	R	A
5S4	A	A	A
5S5	A	R	A
5S6	A	A	R
5S7	A	A	A
5S8	A	R	R
5S9	A	A	R
5S10	A	A	R

Embora 5S1 e 5S2 estivessem claramente rejeitados, 5S2 estava visivelmente pior que 5S1. O mesmo raciocínio é feito relativamente a 5S3 e 5S4, este último encontra-se “mais aceitável” do que 5S3.

Classificando, por ordem crescente de defeitos encontrados, os dez provetes referidos, temos:

5S7 – 5S4 – 5S5 – 5S3 – 5S8 – 5S6 – 5S10 – 5S9 – 5S1 – 5S2

O quadro 2.7, que se segue diz respeito aos resultados dos END's realizados aos provetes soldados topo a topo da liga 6082-T6.

Quadro 2.7 - Provetes soldados aceitáveis ou rejeitados da liga 6082-T6.

Provetes	Liga 6082-T6		
	Aceitável/Rejeitado		
	Inspeção Visual	Líquidos Penetrantes	Inspeção Radiográfica
6S1	A	R	R
6S2	A	A	A
6S3	A	A	R
6S4	A	R	R
6S5	A	R	R
6S6	A	A	R

No caso dos provetes soldados com junta em T, não foi possível a inspeção radiográfica devido à própria geometria e à existência de um cordão duplo, que iria produzir resultados pouco fiáveis. Após a realização do ensaio por líquidos penetrantes não foram detectados quaisquer defeitos. Todos os provetes estão aceitáveis, tanto pela inspeção visual como pelo ensaio de líquidos penetrantes.

Tanto nos provetes soldados com junta topo-a-topo da liga 6082-T6 como nos soldados com junta dissimilar em T não foi possível fazer uma distinção do tipo “mais aceitável”/”menos aceitável”, pois estes eram todos muito semelhantes.

O quadro 2.8 apresenta de forma resumida os tipos de defeitos detectados nos diferentes provetes manufacturados.

Quadro 2.8 - Quadro resumo do tipo de defeitos encontrados nos diferentes tipos de provetes.

Tipo de soldadura		5083/5083-O/H111	6082/6082-T6	5083-O/H111/6082-T6
Defeitos detectados	Inspeção radiográfica	Porosidades esféricas Falta de fusão (5S9)	Porosidades esféricas Ninho de poros (6S4) Falta de fusão (6S1 e 6S5)	
	Líquidos penetrantes	Indicações lineares e não lineares (Anexo C)	Indicações lineares e não lineares (Anexo C)	

Após a realização dos END's e de uma análise preliminar dos resultados, foram escolhidos dois provetes por liga, correspondentes ao pior e melhor provetes (em termos de defeitos encontrados) da série em estudo. Nestes provetes foram marcados os sítios de onde, posteriormente, seriam retirados os espécimes para ensaios de tracção, perfis de dureza (PD), caracterização metalográfica (CM) e difracção de raios X (DRX). O resultado desta selecção encontra-se resumido no quadro que se segue.

Quadro 2.9 – Provetes escolhidos para realização dos diferentes ensaios.

	Provetes escolhidos	Ensaios
Junta topo a topo (liga 5083-O/H111)	5S2 (pior) e 5S7 (melhor)	Ensaios de tracção
	5S5 (pior) e 5S4 (melhor)	CM, PD e DRX
Junta topo a topo (liga 6082-T6)	6S4 (pior) e 6S2 (melhor)	Ensaios de tracção
	6S5 (pior) e 6S6 (melhor)	CM, PD e DRX
Junta em T	TS2 (pior) e TS8 (melhor)	Tracção, CM e PD

2.3.1 Tensões Residuais

Submeteram-se as amostras das ligas soldadas com junta topo a topo a uma análise de DRX (varrimentos angulares de $2\theta=134^\circ$ a $2\theta=140^\circ$ e a 30kV e 100mA), efectuada num aparelho *Siemens*, com ânodo rotativo de Cu e monocromador de filtro da radiação $K\alpha$, 30kV e 100mA. Utilizaram-se as seguintes fendas⁷:

- DS: 0,3mm de diâmetro (fenda circular);

⁷ DS: Divergence sleeth; SS: Scatter sleeth; RS: Receiving sleeth; RS_M: Receiving sleeth (monochromator)

- SS: 1mm;
- RS e RS_M: 0,6mm

As amostras foram cortadas e foram submetidas a um polimento grosseiro com posterior ataque químico, para remoção das tensões resultantes do polimento e de deformações resultantes da etapa de corte.

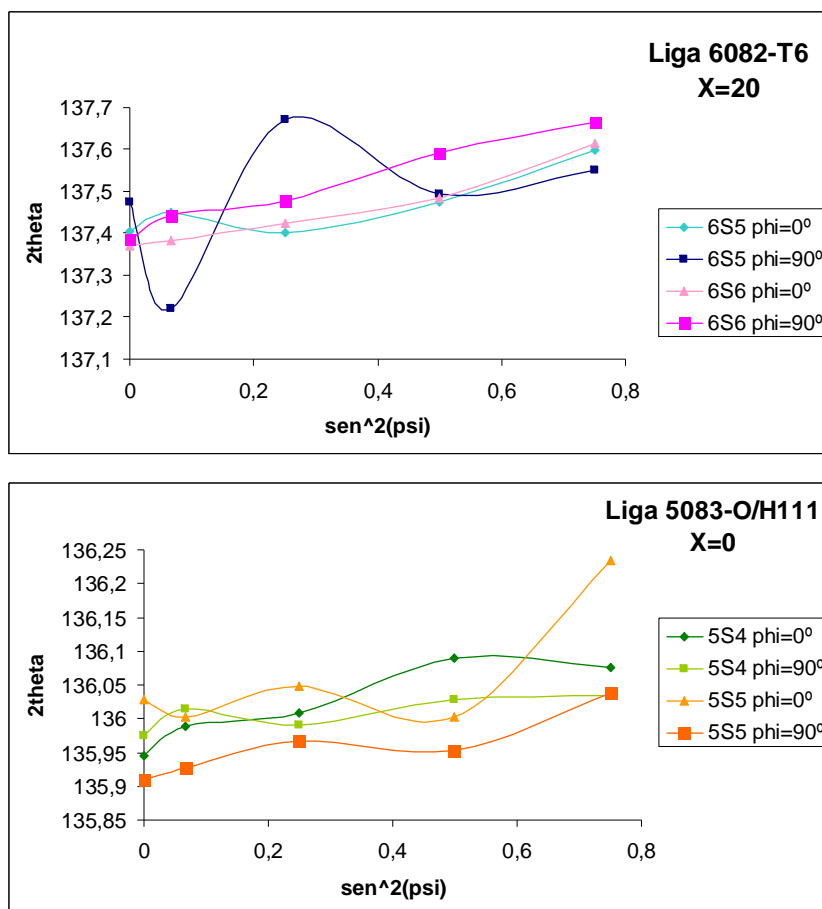


Figura 2.4 – Curvas 2θ vs $\text{sen}^2\psi$ dos espécimes da liga 6082-T6 (X=20mm) e 5083-O/H111 (X=0mm).

Com a construção das curvas 2θ vs $\text{sen}^2\psi$ alguns resultados não puderam ser considerados válidos pois as curvas apresentavam uma elevada não linearidade de que são um exemplo, as curvas das amostras 6S5 ($\text{phi}=90^\circ$) e 5S5 ($\text{phi}=0^\circ$). Não sendo possível um cálculo fiável de tensões residuais, os resultados dos espécimes com R^2 inferiores a 0,8, não foram considerados (consultar Anexo E1, quadros da página 119).

Para o cálculo das tensões residuais existentes no material recorreu-se à fórmula matemática que se segue (dedução em Anexo E1):

$$\sigma_{\phi\psi} = \frac{E \cdot m}{2(1 + \nu) \cdot \text{tg}(\theta)}$$

Constantes elásticas usadas:

Liga 5083-O/H111:

$$E_y = 70,6 \text{ GPa}$$

$$\nu = 0,3$$

Liga 6082-T6:

$$E_y = 68,5 \text{ GPa}$$

$$\nu = 0,3$$

Quadro 2.11 – Tensões obtidas para X=0mm (centro do cordão).

X=0	σ_{5S5} (MPa)	σ_{5S4} (MPa)
$\phi = 0^\circ$		34
$\phi = 90^\circ$	28	

Quadro 2.10– Tensões obtidas para x=20mm (20mm afastada do centro do cordão).

X=20	σ_{5S5} (MPa)	σ_{6S6} (MPa)
$\phi = 0^\circ$	49	55
$\phi = 90^\circ$	53	64

Os espectros obtidos com os ensaios podem ser consultados no Anexo E2.

2.4 Preparação e Caracterização Metalográfica

Esta etapa, que tem como objectivo a análise da microestrutura de amostras de ligas de alumínio. Consistiu na preparação da superfície a ser analisada (polimento) para alisar a superfície e remover possíveis deformações, ataque químico e a observação ao microscópio óptico.

A preparação e caracterização metalográfica foi realizada a amostras não soldadas, designadas de material base (5MB ou 6MB, consoante seja da liga 5083 ou 6082) ao longo deste trabalho e, às amostras soldadas referidas no **quadro 2.9** (consultar Anexo B para procedimentos seguidos).

Após o polimento dos espécimes, estes foram contrastados como um solução de NaOH a 10% para uma observação macroscópica das diferentes zonas existente no metal. Nesta contrastação a superfície polida foi mergulhada na solução referida durante 15-20 segundos, passada por água, álcool e seca.

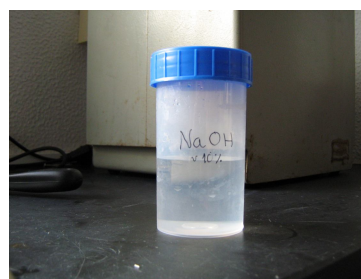


Figura 2.5 – Solução de NaOH a 10%.

Para além de uma macrocontrastação, os espécimes foram sujeitos a uma microcontrastação com o objectivo de facilitar a observação microscópica da microestrutura. Para tal, recorreu-se a dois reagentes diferentes:

- **Reagente de Keller:** 2ml HF (48%), 3ml HCl (conc); 5ml HNO₃ (conc); 190ml H₂O
- **Reagente de Poulton modificado:** 30ml HCl (conc); 40ml HNO₃ (conc); 2,5ml HF (48%); 12g CrO₃; 42,5ml H₂O

Com o reagente de Keller, as amostras foram mergulhadas no reagente durante cerca de 1 minuto, lavadas com água morna e secas.

A contrastação com o reagente de Poulton modificado (convém diluir um pouco mais a solução) foi feita, mergulhando a amostra por breves segundos, lavagem e secagem.

Na figura que se segue estão representadas duas micrografias dos espécimes 5S4 e 6S6, respectivamente.

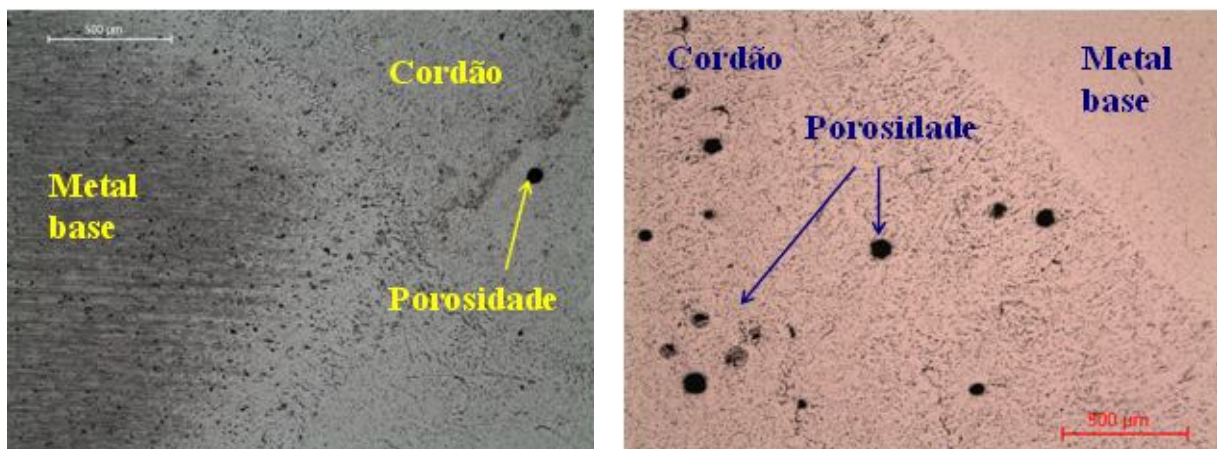


Figura 2.6 – Interface metal base/cordão dos espécimes 5S4 e 6S6 respectivamente (500x em *bright field*), contrastados com o reagente de Keller

2.5 Ensaios Mecânicos

Como referido no quadro 2.9, foram realizados ensaios de dureza (Anexo B, página 108) a todas as amostras aí referidas, bem como às amostras de MB. Estes ensaios pretendem a obtenção da dureza Vickers de todas as amostras.

Os provetes não soldados e soldados com junta topo a topo foram sujeitos a ensaios de tracção (Anexo B, página 110). Foram traccionados seis espécimes da liga 5083-O/H111 (três

retirados do provete 5S2 e três do provete 5S7), seis da liga 6082-T6 (três retirados do provete 6S2 e três do provete 6S4) e três espécimes por cada liga não soldada.

No que toca aos provetes com junta em T, estes foram submetidos a ensaios de flexão (Anexo B, página 112). Foram ensaiados seis espécimes, três retirados do provete TS2 e três do provete TS8.

Os ensaios de dureza foram levados a cabo no laboratório de metalurgia do DCM (Departamento de Ciências dos Materiais), enquanto que os ensaios de tracção e flexão foram realizados no LEME do AA. A maquinação foi, também realizada no AA, mas nas oficinas de mecânica.

2.5.1 Microdurezas

Na figura 2.6 estão representadas as linhas de durezas efectuadas para os espécimes soldados topo a topo e espécimes com junta em T, respectivamente.

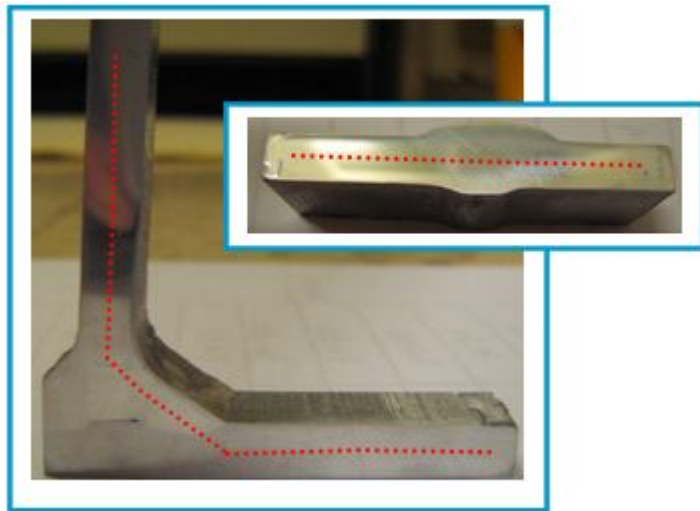


Figura 2.7 – Exemplificação das linhas de dureza dos espécimes soldados.

2.5.1.1 Material Base

Após a realização dos ensaios de microdureza ao MB, obtiveram-se os seguintes valores médios de dureza Vickers:

Liga 5083-O/H111: $90 \pm 2,564$ HV

Liga 6082-T6: $118,08 \pm 5,503$ HV

2.5.1.2 Espécimes da liga 5083-O/H111

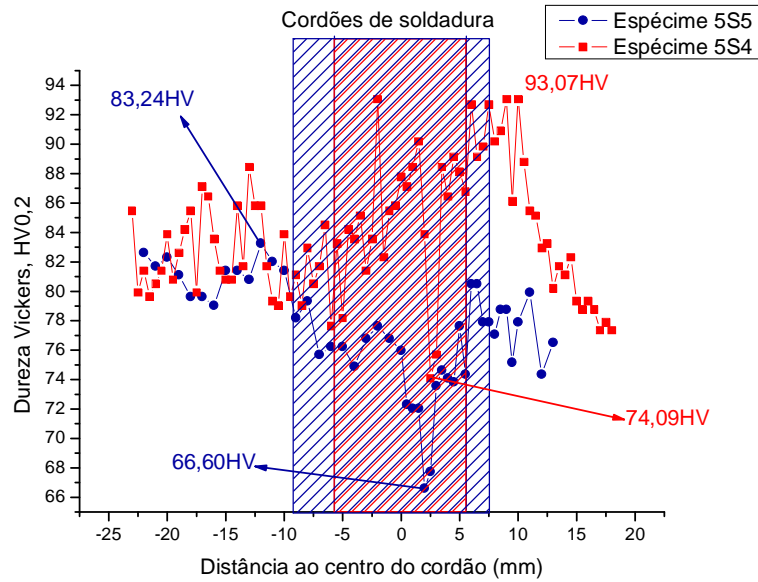


Figura 2.8 - Perfil de durezas dos espécimes 5S5 e 5S4.

2.5.1.3 Espécimes da liga 6082- T6

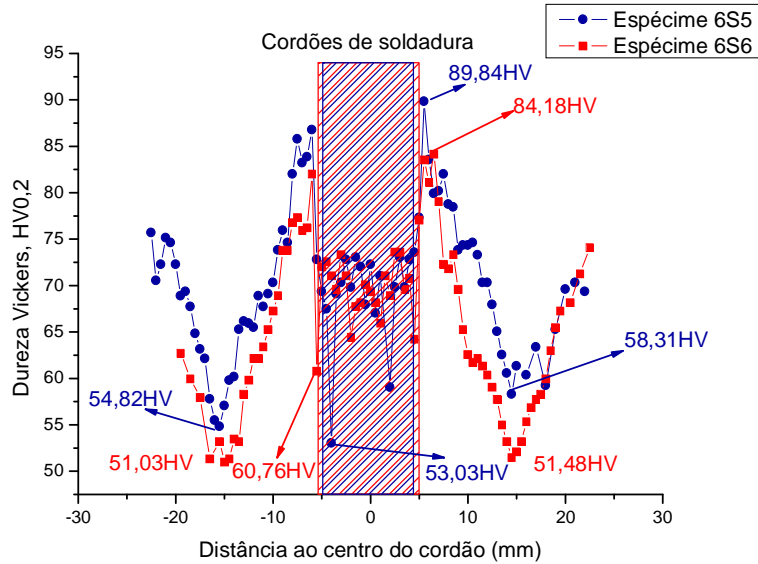


Figura 2.9 - Perfil de durezas dos espécimes 6S5 e 6S6.

2.5.1.4 Espécimes com junta em T

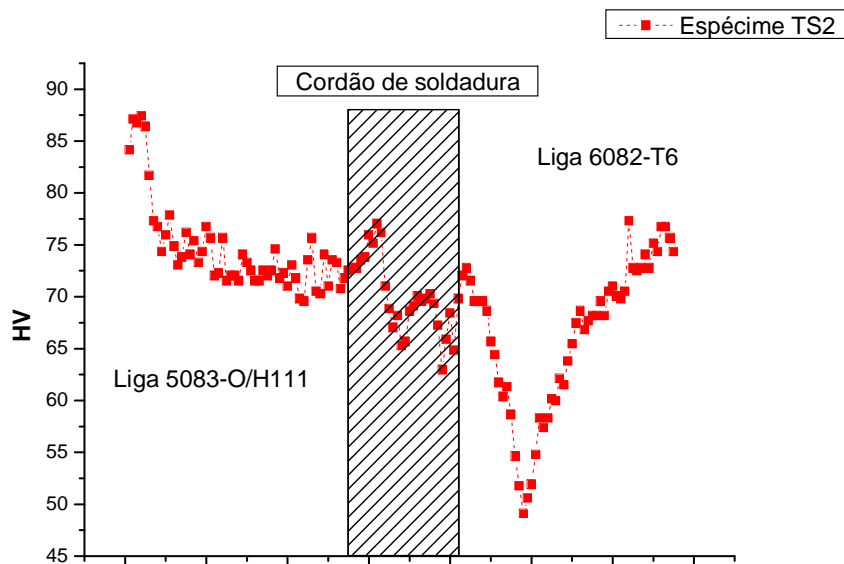


Figura 2.10 - Perfil de durezas do espécime TS2.

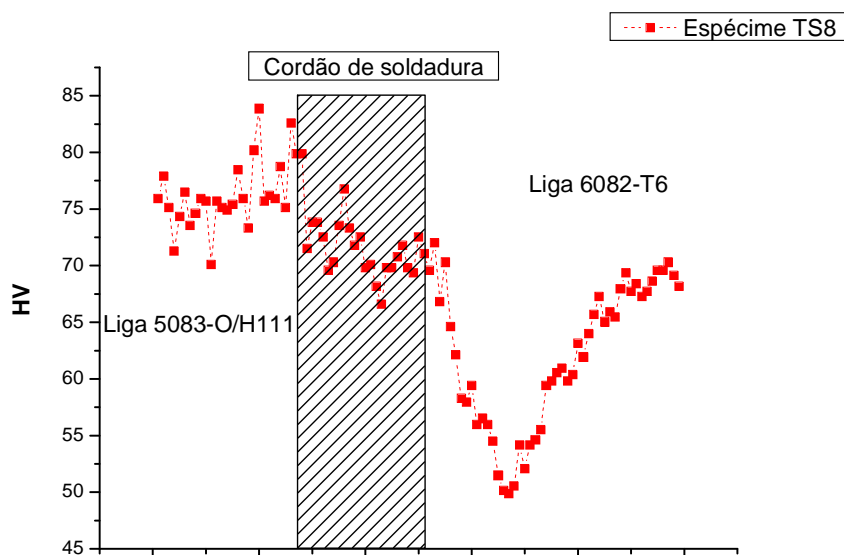


Figura 2.11 – Perfil de durezas do espécime TS8.

2.5.2 Ensaio de Tracção

Antes dos ensaios de tracção, as amostras foram maquinadas (Anexo B, página 110) segundo a geometria e dimensões (Anexo A2, página 100) exigidas pelas normas.

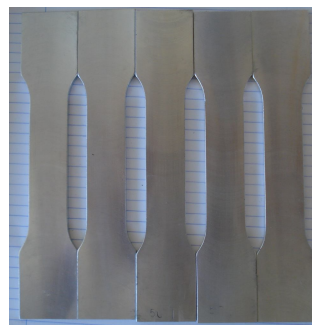


Figura 2.12 – Espécimes maquinados.

2.5.2.1 Material Base

O quadro 2.12 diz respeito aos resultados obtidos após a realização dos ensaios de tracção a três espécimes do MB. A figura 2.11 corresponde às curvas de tracção resultantes do ensaio.

Quadro 2.12 - Resultados dos ensaios de tracção aos materiais base (ver ANEXO D).

5083-O/H111			6082-T6		
σ_m (MPa)	σ_r (MPa)	ϵ_r (%)	σ_m (MPa)	σ_r (MPa)	ϵ_r (%)
309 ± 1	296 ± 2	$24,02 \pm 6$	346 ± 2	302 ± 5	$10,73 \pm 1$

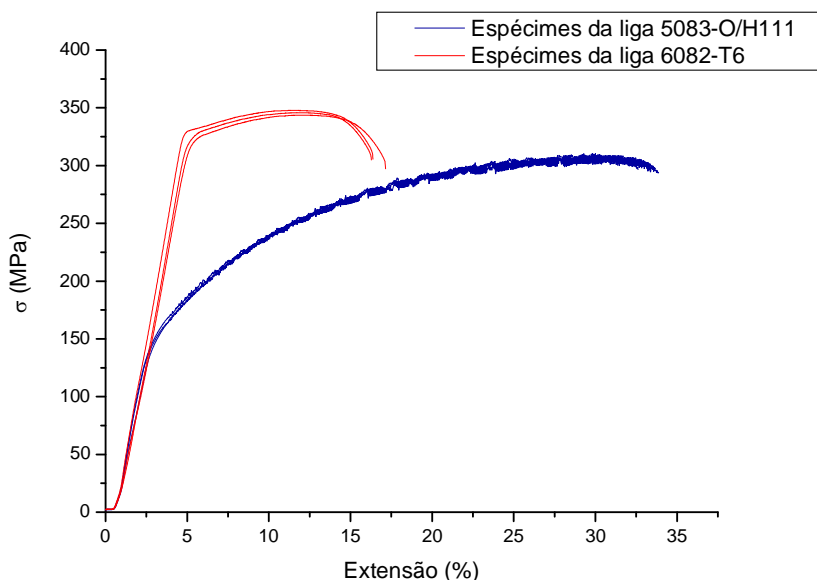


Figura 2.13 - Curvas de tracção dos espécimes do material base 5083-O/H111 e 6082-T6.

2.5.2.2 Espécimes soldados

De forma análoga ao ocorrido para o MB, três espécimes retirados dos provetes 5S2, 5S7, 6S2 e 6S4 foram traccionados até à fractura. A figura que se segue diz respeito às curvas de tracção obtidas e os quadros indicam a tensão máxima e a tensão e extensão de ruptura.

Liga 5083-O/H111

Quadro 2.13 – Resultados dos ensaios de tracção aos espécimes 5S2 e 5S7.

5S2			5S7		
σ_m (MPa)	σ_r (MPa)	ϵ_r (%)	σ_m (MPa)	σ_r (MPa)	ϵ_r (%)
231 ± 4	231 ± 4	$7,10 \pm 0,30$	274 ± 1	274 ± 1	$13,83 \pm 0,58$

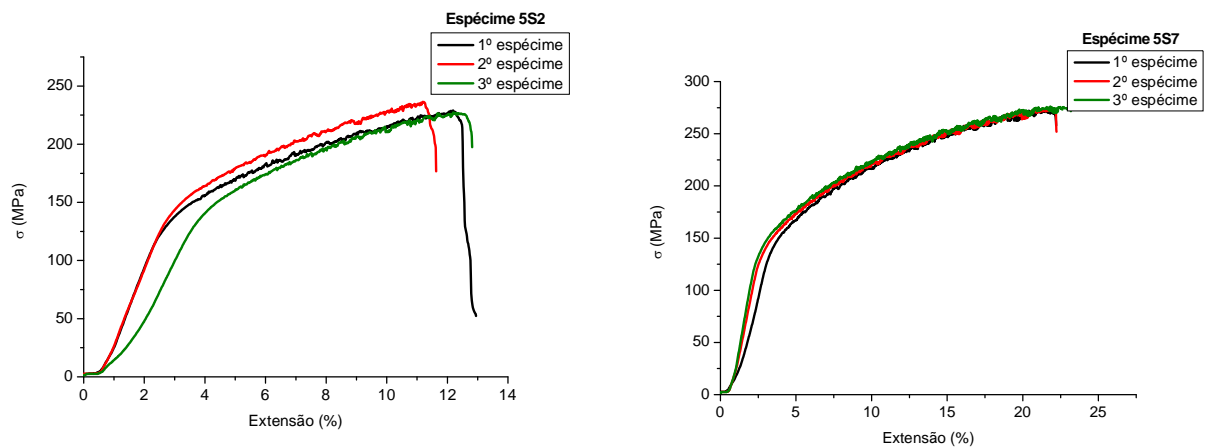


Figura 2.14 - Curvas de tracção dos espécimes 5S2 e 5S7 ensaiados.

Liga 6082-T6

Quadro 2.14 - Resultados dos ensaios de tracção aos espécimes 6S2 e 6S4.

6S2			6S4		
σ_m (MPa)	σ_r (MPa)	ϵ_r (%)	σ_m (MPa)	σ_r (MPa)	ϵ_r (%)
193 ± 1	193 ± 1	$6,77 \pm 0,30$	187 ± 2	187 ± 2	$7,33 \pm 0,26$

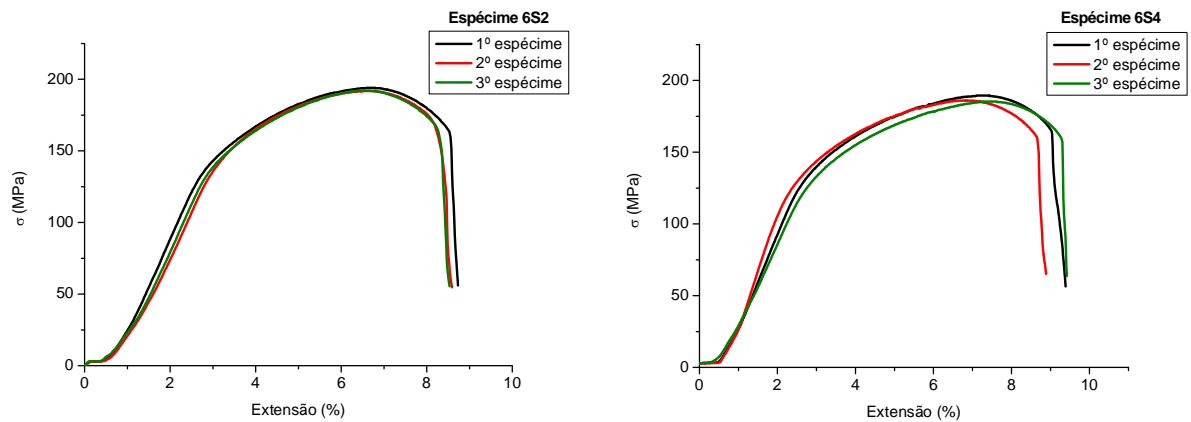


Figura 2.15 - Curvas de tracção dos espécimes 6S2 e 6S4 ensaiados.

2.5.3 Ensaio de flexão

Foram realizados ensaios de flexão aos espécimes soldados com junta em T. Tal como aconteceu com os ensaios de tracção, foram ensaiados três espécimes dos provetes TS2 e TS8.

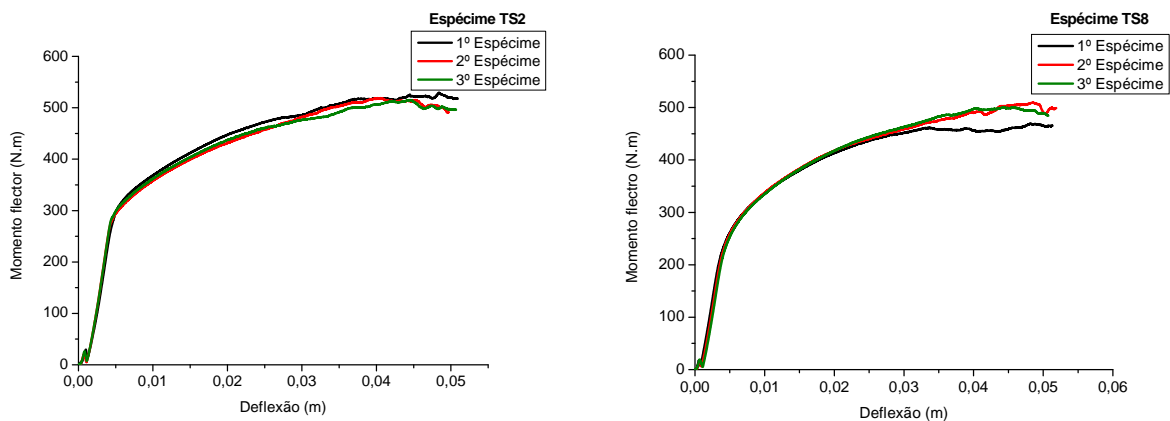


Figura 2.16 - Curvas de flexão dos espécimes TS2 e TS8 ensaiados.

2.6 Tratamento de Solubilização

Para melhor perceber o que ocorre com a liga 6082-T6, tratável termicamente, durante o processo de soldadura que de certa forma justifique a diminuição significativa das durezas,

ductilidade e limite de elasticidade, realizou-se um tratamento de solubilização a quatro amostras do MB da liga 6082-T6.

Este tratamento consistiu em submeter as amostras a uma temperatura de 530°C durante 15 minutos seguida de têmpera em água fria, permitindo uma SSS à temperatura ambiente. As amostras foram colocadas num congelador para evitar o envelhecimento natural.

Posteriormente estas foram sujeitas a diferentes ensaios e condições:

- Calorimetria diferencial de varrimento (DSC);
- Envelhecimentos artificiais
- Envelhecimento natural
- DRX com simultâneo aumento da temperatura

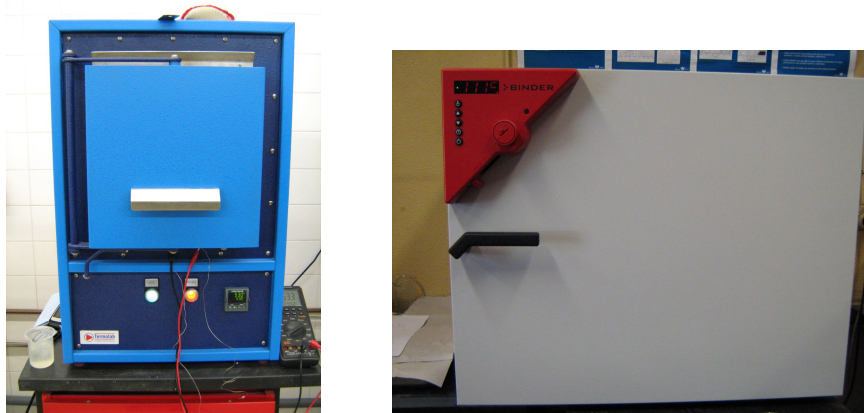


Figura 2.17 – Forno utilizado para a solubilização e estufa utilizada para os envelhecimentos artificiais.

A solubilização vai eliminar o estado de envelhecimento artificial T6 da liga e permitir perceber, com a análise de DSC a que temperaturas surgem as fases endurecedoras. Com os envelhecimentos natural e artificial e, o DRX pretende-se entender melhor o efeito dos ciclos térmicos que ocorrem durante a soldadura.

2.6.1 Calorimetria diferencial de varrimento (DSC)

A amostra submetida ao ensaio de calorimetria diferencial de varrimento (DSC) foi aquecida desde os 25° aos 450°C a 7,5°C/min.

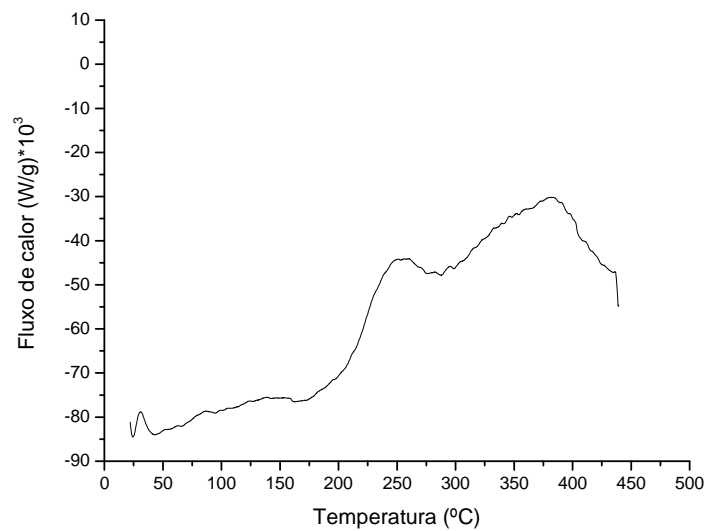


Figura 2.18 - Curva de DSC da liga 6082.

2.6.2 Envelhecimento artificial e natural

Para os envelhecimentos artificiais, uma das amostras foi cortada em três pedaços mais pequenos e, posteriormente submetidos a envelhecimentos artificiais de 150°, 200° e 280°C, respectivamente. Os tempos de permanência a essas temperaturas foram de cerca de 5 minutos. Registaram-se as durezas resultantes.

AA150°C: Aquecimento dos 70°C aos 150°C feito em 15m;

AA200°C: Aquecimento dos 100°C aos 200°C feito em 28m;

AA280°C: Aquecimento dos 90°C aos 280°C feito em 55m;

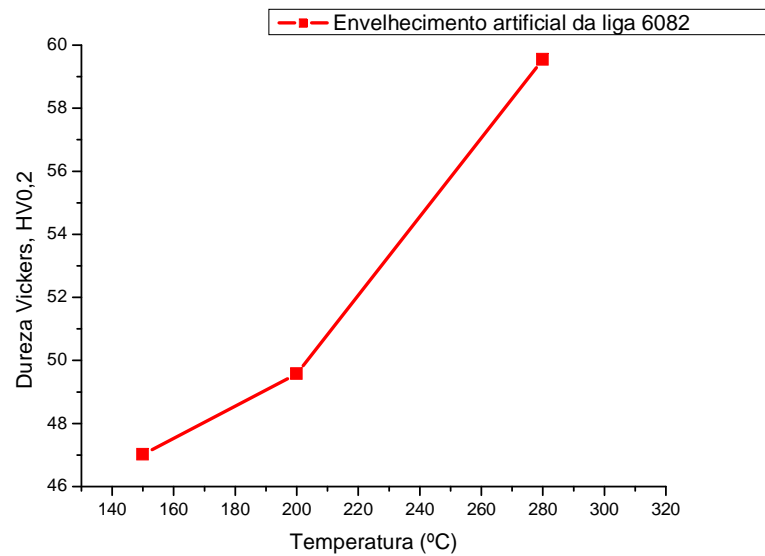


Figura 2.19 - Envelhecimento artificial, a 150°, 200° e 280°C, durante cerca de 5 minutos, da liga 6082 após solubilização a 530°C.

Outra amostra foi deixada envelhecer naturalmente fazendo-se um registo das durezas Vickers.

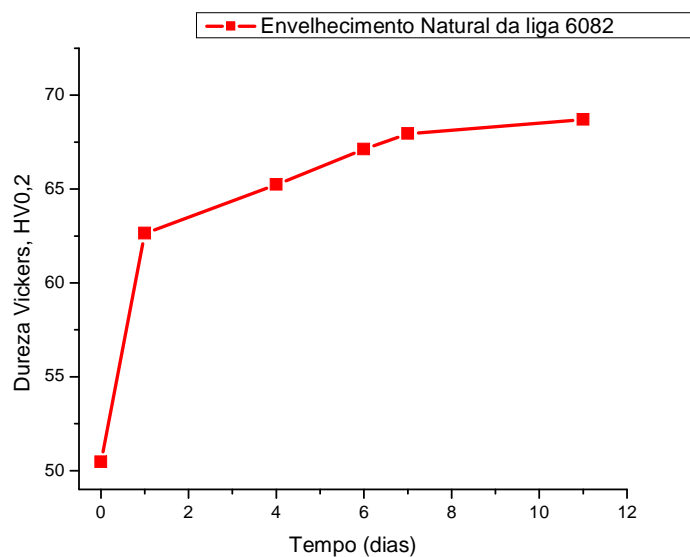


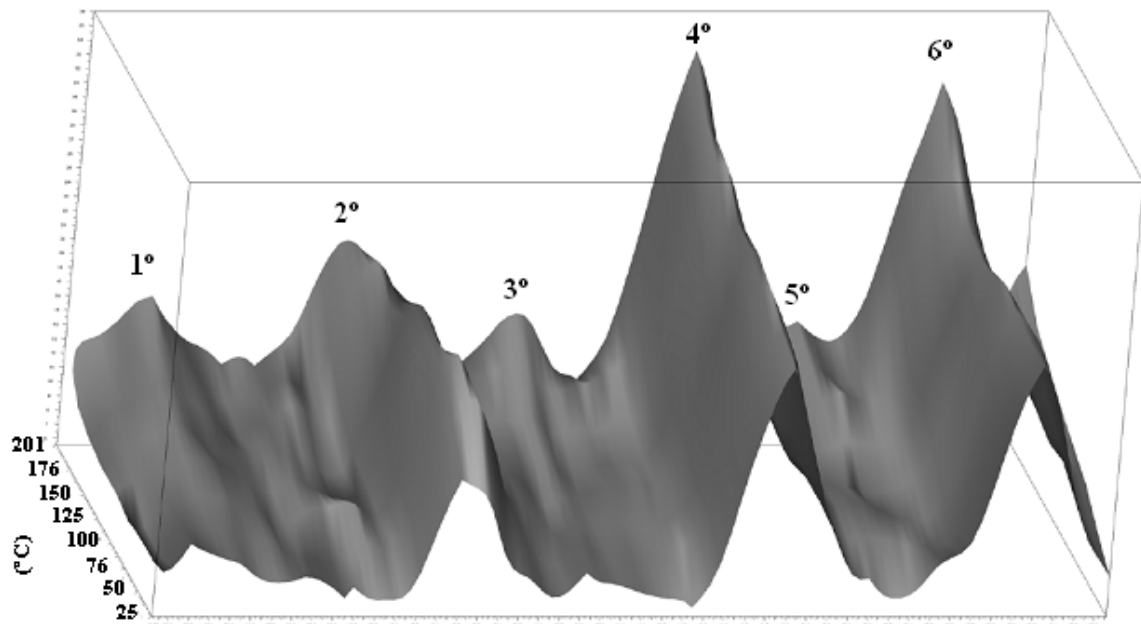
Figura 2.20 - Envelhecimento natural da liga 6082 após solubilização a 530°C.

2.6.3 DRX com envelhecimento artificial

Por último, uma amostra foi submetida a um ensaio de DRX (varrimento angular de $2\theta=37^\circ$ a $2\theta=46^\circ$ e a 30kV e 100mA) com simultâneo aumento da temperatura até aos 350°C , num forno em vácuo (5×10^{-5} mbar). O aparelho de DRX é mesmo referido na secção 2.3.1, com ânodo rotativo de Cu e monocromador de filtro da radiação $K\alpha$. As fendas utilizadas foram:

- DS: 1mm;
- SS: 1mm;
- RS e RS_M : 0,6mm

As figuras 2.19 e 2.20 apresentam o espectro de difracção dos 25° aos 200°C e dos 200° aos 350°C , respectivamente.



- 1°, 3°, 4°, 5° e 6° picos identificados como difracções pertencentes à fase $\text{Al}_4,01\text{MnSi}_{0,74}$
- 2° pico identificado como difracção pertencente à fase Mg_2Si

Figura 2.21 – Espectro de DRX com envelhecimento artificial (20° a 201°C) da liga 6082-T6 solubilizada.

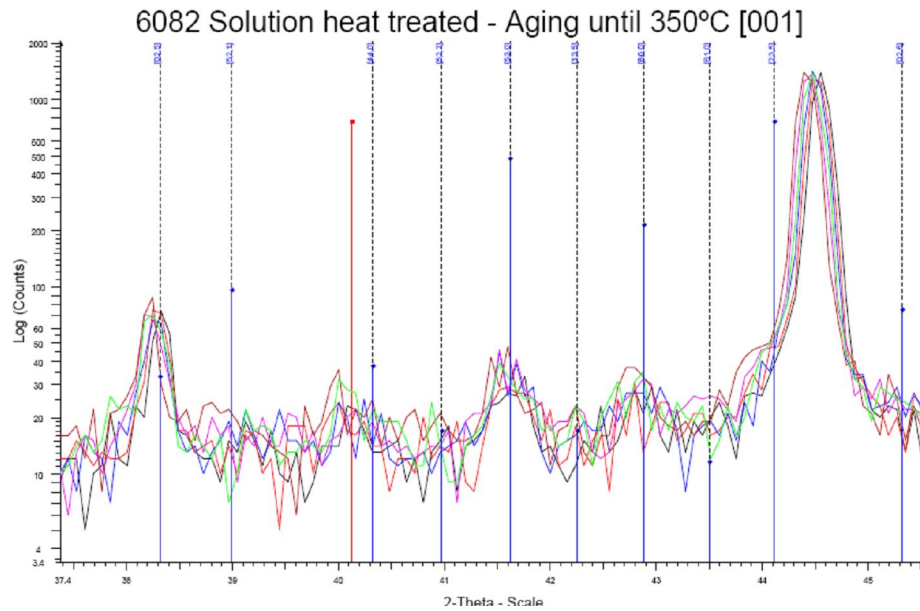


Figura 2.22 - Espectro de DRX com envelhecimento artificial (200° a 350°C) da liga 6082-T6 solubilizada.

A figura 2.20 apresenta os picos de difracção identificados como pertencentes à fase $\text{Al}_{4,01}\text{MnSi}_{0,74}$ a azul e, à fase Mg_2Si , a vermelho.

Capítulo 3 - Tratamento e Discussão dos Resultados

3.1 Provetes topo a topo da liga 6082-T6

No quadro 3.1 encontram-se resumidos alguns aspectos dos provetes da liga 6082-T6 tratados ao longo desta secção.

Quadro 3.1 – Quadro resumo para os provetes 6S2, 6S4, 6S5 e 6S6.

	6S2	6S4	6S5	6S6
Parâmetros de soldadura (I e v)	105A; 2,76mm/s	119A; 2,92mm/s	115A; 3,64mm/s	122A; 3,88mm/s
Condição	Aceitável	Rejeitado	Rejeitado	Rejeitado
Ensaio realizados	END's; Tracção		END's; CM; Microdurezas	

Todos os provetes soldados sem pré-aquecimento na posição ao baixo

Os provetes da liga 6082-T6 soldados com junta topo-a-topo apresentavam todos, de uma forma geral, uma elevada quantidade de porosidades no cordão final. Estes defeitos foram detectados pelos END's e, após as diversas etapas de caracterização metalográfica, as porosidades eram visíveis a olho nú (figura 3.1).



Figura 3.1– Porosidades visíveis nas amostras 6S6 e 5S4, respectivamente, contrastadas com reagente de Keller.

A maior propensão desta liga para o aparecimento de porosidades, quando comparada com a liga 5083-O/H111, estará relacionada com a presença de Si que, diminui a solubilidade do hidrogénio no alumínio aumentando desta forma a presença destes defeitos.

Visto nesta liga os cordões serem muito semelhantes, no que diz respeito à presença de porosidades, pode-se dizer que a liga 6082-T6 é pouco sensível à variação dos parâmetros de soldadura, intensidade de corrente e velocidade de avanço. Posto isto, é de esperar que o

comportamento à tracção seja semelhante, o que se verifica. Observando as curvas de tracção (figura 3.2) dos espécimes verifica-se que não há grande variação.

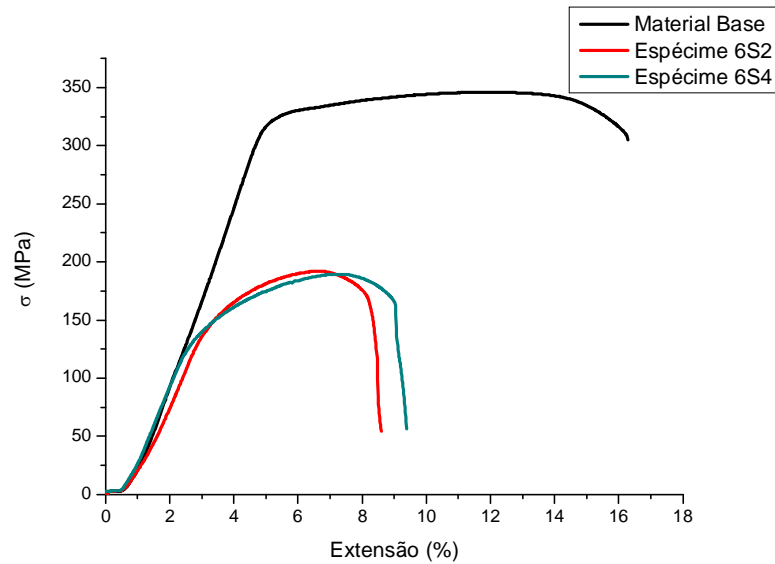


Figura 3.2 - Curvas de tracção dos espécimes MB, 6S2 e 6S4 da liga 6082-T6.

Observando a figura 3.2, é visível uma diminuição significativa da ductilidade e da tensão de cedência (limite de elasticidade) dos espécimes soldados em comparação com o MB. Observando o perfil de durezas do espécime 6S5 (o perfil de durezas do espécime 6S6 é em tudo semelhante ao deste), representado na figura 3.3 verifica-se a ocorrência de uma queda acentuada das durezas, relativamente à dureza obtida para o MB (118HV).

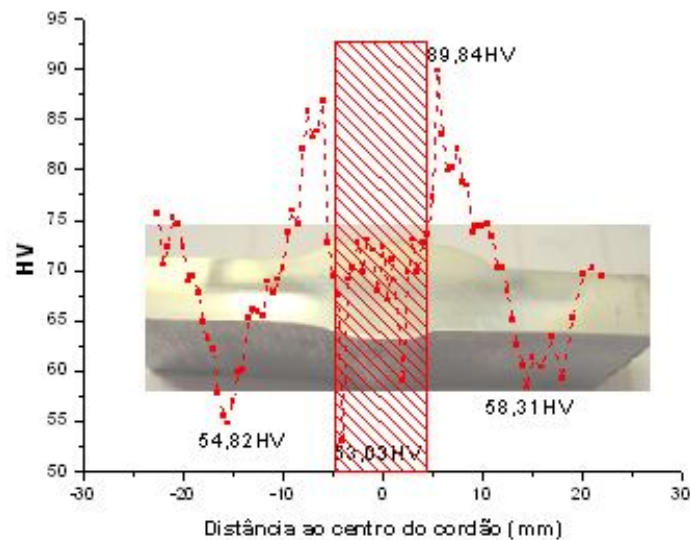


Figura 3.3 – Perfil de durezas do espécime 6S5.

O facto de os espécimes da liga 6082 terem fracturado à tracção a cerca de 15mm do centro do cordão, com evidente estricção em duas zonas, não foi inesperado, precisamente porque foi a esta distância do centro do cordão que se verificaram os mínimos de dureza.

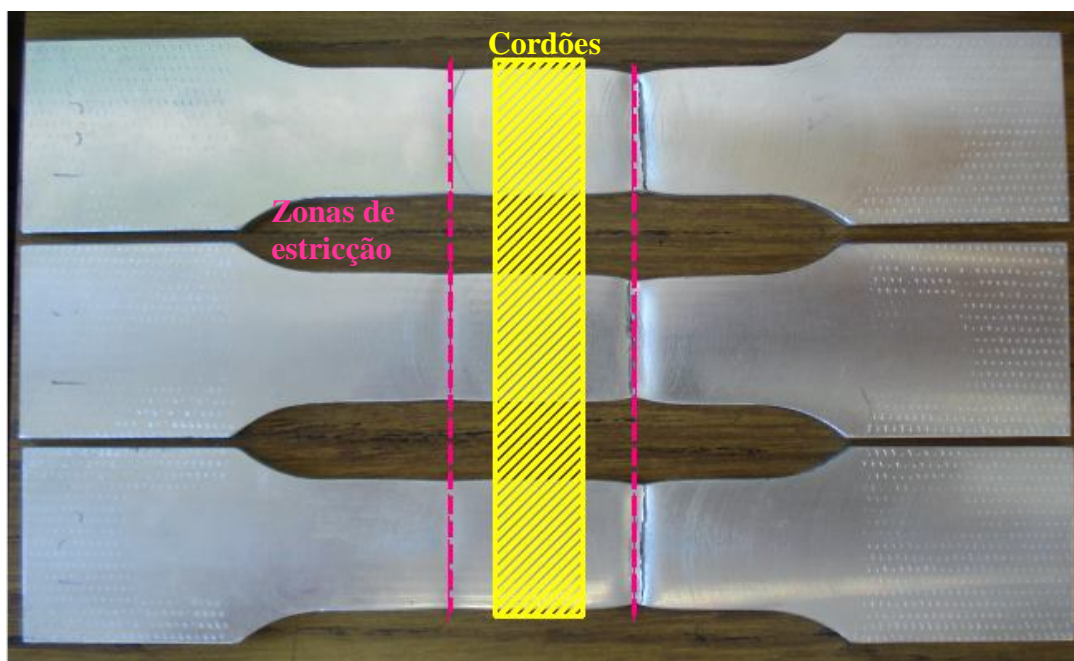


Figura 3.4 – Espécimes da liga 6082-T6 fracturados à tracção.

Tendo em conta que os valores de dureza medidos ao longo dos 50mm, centrados no centro do cordão, dos espécimes não se aproximaram dos medidos para o espécime do MB, a ZTA destas ligas estende-se para além dos 20mm da linha de fusão.

Estes resultados sugerem que esta liga sofre alterações, durante o processo de soldadura, que se manifestam numa importante diminuição das durezas e, da ductilidade e tensão de cedência (quadro 3.2), como referido anteriormente.

Quadro 3.2 - Propriedades mecânicas do MB e dos espécimes soldados.

Liga 6082-T6			
	σ_m (MPa)	σ_r (MPa)	ϵ_r (%)
MB	346	302	10,73
6S2	193 (-44,3%)	193 (-36,3%)	6,77 (-36,9%)
6S4	187 (-45,9%)	187 (-38,1%)	7,33 (-31,7%)

Esta diminuição na ductilidade e tensão de cedência, bem como da dureza, está relacionada com fenómenos de sobreenvelhecimento comuns às ligas tratáveis termicamente, envelhecidas artificialmente. No entanto, não se deve desprezar o efeito das tensões residuais,

relativamente elevadas, 56 e 65 MPa - cerca de metade da tensão de cedência - calculadas para o espécime 6S6 a 20mm do centro do cordão.

Com o ensaio de DSC (figura 3.5) realizado a uma amostra da liga 6082-T6 solubilizada a 530°C durante 15 minutos, foi possível identificar-se a que temperaturas surgem as diferentes fases da liga 6082. Foi também possível perceber porque ocorre o sobreenvelhecimento desta liga durante o processo de soldadura.

A sequência de precipitação da liga 6082 é aceite como sendo a seguinte: SSS → agregados⁸ → GP → β'' → β' → β .

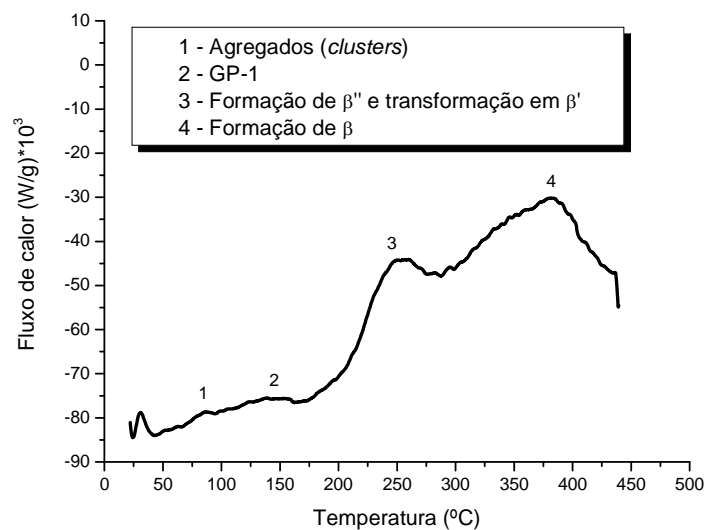


Figura 3.5 – Curva DSC do MB da liga 6082.

Para a interpretação da curva de DSC da figura 3.5 foi tido em conta que a amostra foi sujeita a uma etapa de corte que reduziu muito as suas dimensões. Esta etapa de corte, segundo ^[42] pode influenciar de forma significativa as temperaturas de precipitação desta liga - a precipitação ocorre para temperaturas menores - bem como a sua sequência de precipitação. A curva de DSC servirá apenas como elemento guia não sendo possível uma interpretação quantitativa, pois as condições do ensaio não são semelhantes às ocorridas durante o processo de soldadura. Os espécimes soldados são naturalmente maiores e por isso menos sensíveis a qualquer preparação dos mesmos. Desta forma, o pico exotérmico verificado por volta dos 370°C (pico nº4) consequência, provavelmente, da formação da fase incoerente β não deverá surgir a temperaturas inferiores a 500°C.

⁸ Do inglês *clusters*.

A liga 6082 é fornecida no estado T6, de envelhecimento artificial, o que corresponde a um endurecimento máximo. Este endurecimento máximo, nesta liga está associado à presença da fase β'' (fase coerente com a matriz) como indicado na figura 3.6.

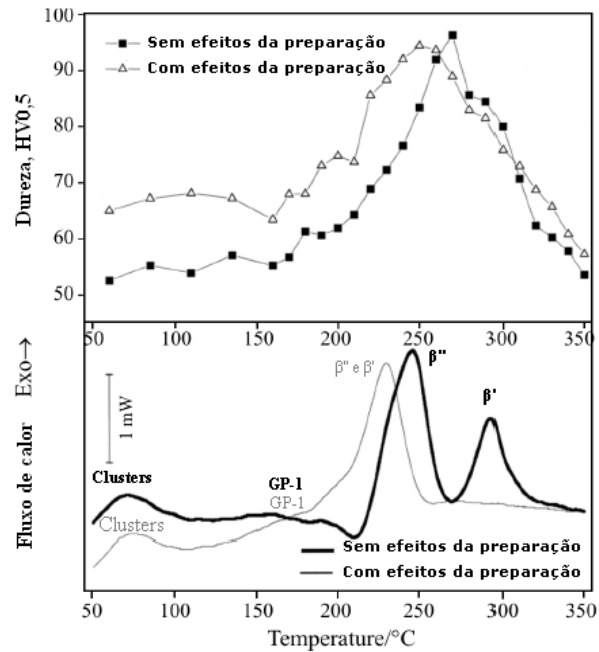


Figura 3.6 – Efeitos da preparação no perfil de durezas e curvas de DSC da liga 6082 ^[42].

Durante o processo de soldadura, ocorre a reversão do precipitado β'' , ou transformação em β' , menos endurecedor. Conjuntamente com a reversão, ocorre o crescimento de alguns precipitados β'' à custa de outros mais pequenos, o que sugere um sobre-envelhecimento.

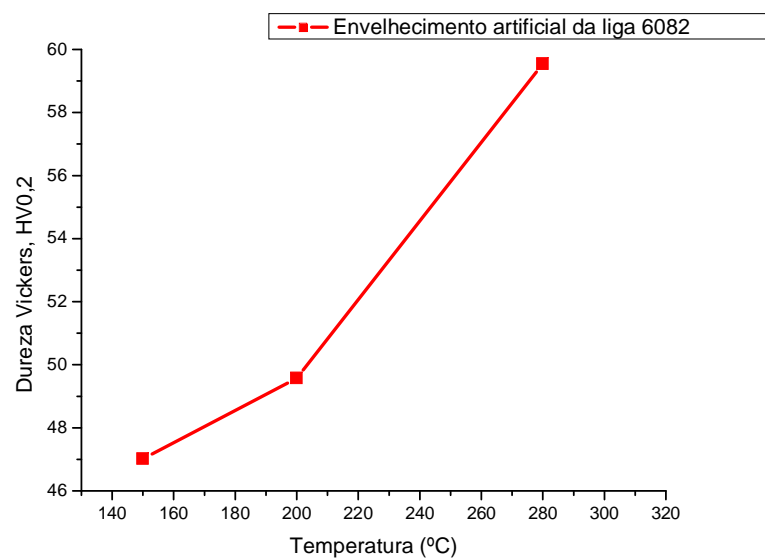


Figura 3.7– Curva Dureza Vickers vs Temperatura de envelhecimento do MB da liga 6082.

As durezas verificadas para as amostras envelhecidas artificialmente a 150°, 200° e 280°C (figura 3.7), indicam que existe realmente a formação de fases mais endurecedoras do material. Verifica-se, ainda que é entre os 200° e os 280°C que esse endurecimento é mais notório o que, tendo em conta a curva de DSC corresponde provavelmente à formação da fase β'' .

As menores durezas obtidas para as amostras envelhecidas a 150°, 200° e 280°C, relativamente ao MB podem estar relacionadas com o facto de a temperatura de solubilização ter sido relativamente baixa, uma vez que este parâmetro afecta significativamente as durezas desta liga, em particular ^[11].

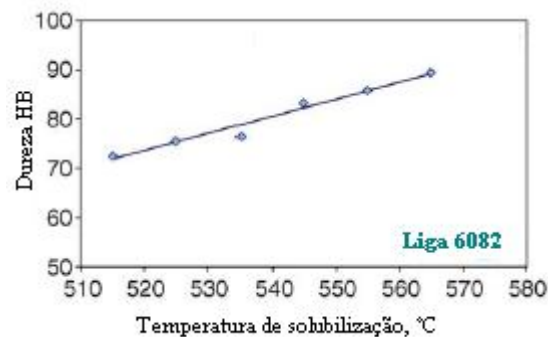


Figura 3.8 – Variação da dureza com a temperatura de solubilização.

Sabendo que aos máximos de dureza está associada a presença da fase β'' , figura 3.6, a queda de durezas verificada nos espécimes desta liga, ocorre porque a ZTA permanece durante a soldadura, a temperaturas superiores a 250°C, o tempo suficiente para que ocorra o crescimento dos precipitados β'' e transformação na fase β' .

De salientar que, com o ensaio de DRX foi possível identificar outro precipitado que não o Mg_2Si , o $Al_{4,01}MnSi_{0,75}$. A presença de um precipitado de Mn é de certa forma natural, pois a liga em estudo possui na sua constituição química praticamente a mesma quantidade de Mg e Mn, 0,59% wt e 0,50% wt respectivamente.

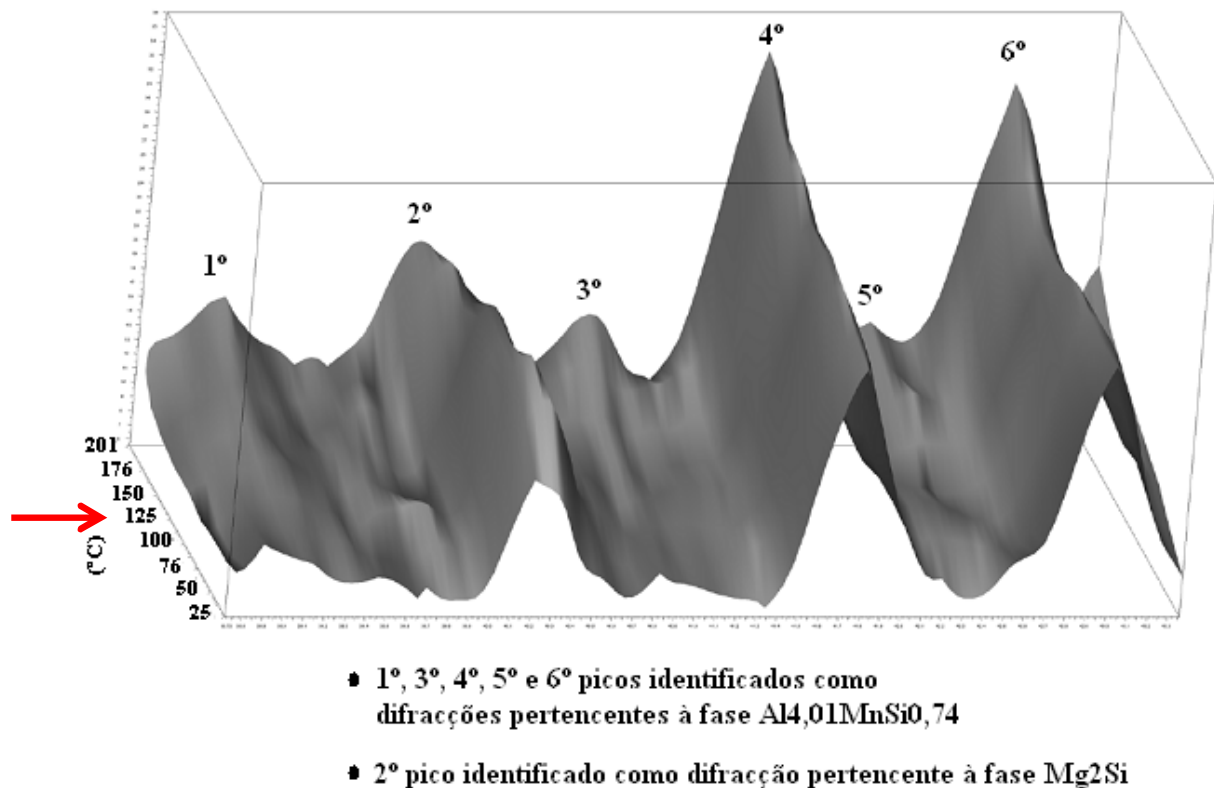


Figura 3.9 – Espectro de DRX com envelhecimento artificial (20° a 201°C) da liga 6082-T6 solubilizada.

A liga 6082-T6 é usada na construção naval, particularmente nos detalhes estruturais em estudo, pelas suas boas propriedades mecânicas e boa resistência à corrosão. No entanto, o processo de soldadura reduz de tal forma a performance mecânica desta liga, que seria mais vantajoso produzir os detalhes apenas com a liga 5083-O/H111. Neste momento, a razão pela qual não se elimina a liga 6082 do processo produtivo, prende-se com questões de mercado. Isto porque, é complicado adquirir perfis de outra liga que não seja pertencente à série 6000.

Perante esta dificuldade, será de ponderar a substituição da liga 6082-T6 por uma liga envelhecida naturalmente, ou seja no estado T4, pois durante o processo de soldadura os efeitos da temperatura nas quedas de durezas seriam menos importantes.

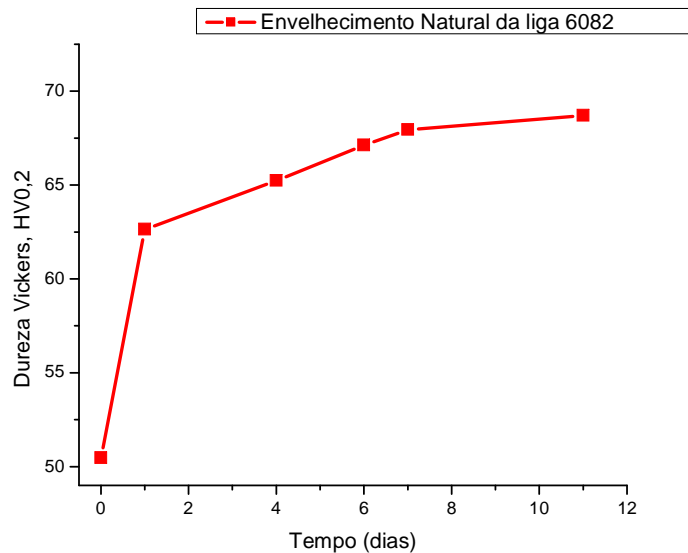


Figura 3.10 - Curva Dureza Vickers vs tempo de envelhecimento natural do MB da liga 6082, solubilizada.

Pela figura 3.10, verifica-se que a liga após o tratamento de solubilização inicia quase imediatamente o processo de envelhecimento natural que estabiliza ao fim de cerca de 12 dias. A substituição da liga no estado T6 por uma no estado T4, não parece trazer desvantagens significativas no que diz respeito ao comportamento mecânico. Há uma diminuição da dureza, mas durante o processo de soldadura as quedas de dureza não são tão acentuadas.

Uma vez que, estas ligas aparentemente não são influenciáveis, no que diz respeito à presença de porosidades, pelos parâmetros de soldadura, a sua soldadura com menores intensidades de corrente trará mais vantagens que desvantagens pois minimizam-se os efeitos negativos do sobre-envelhecimento. Para além disso, o único provete aceitável, segundo as normas do AA, após realização de END's foi o 6S2, provete soldado com a menor intensidade de corrente.

3.2 Provetes topo a topo da liga 5083-O/H111

No quadro 3.3 encontram-se resumidos alguns aspectos dos provetes da liga 5083-O/H111 tratados nesta secção.

Quadro 3.3 - Quadro resumo para os provetes 5S2, 5S7, 5S4 e 5S5.

	5S2	5S7	5S4	5S5
Parâmetros de soldadura (I e v)	103A;	122A; 3,59mm/s	103A; 3,44mm/s	119A; 3,42mm/s
Condição	Rejeitado	Aceitável	Aceitável	Aceitável
Ensaio realizados	END's; Tracção		END's; CM; Microdurezas	
Posição/Pré-aquecimento	Vertical/Não	Ao baixo/Não		Ao baixo/Sim

Ao contrário do ocorrido com os provetes da liga 6082-T6, os provetes da liga 5083 mostraram-se mais sensíveis à variação dos parâmetros de soldadura em estudo, principalmente a intensidade de corrente.

Regra geral, o referido na literatura de que aumentar a intensidade de corrente resulta em cordões de soldadura com menor presença de porosidades devido a uma menor velocidade de arrefecimento, verificou-se para os provetes desta liga, com excepção do provete 5S6. Esta excepção pode ser justificada pela relação *ponto de orvalho vs. humidade relativa* desfavorável⁹. O provete que apresentou o cordão com menor quantidade de porosidades foi o provete soldado com maior intensidade de corrente, o provete 5S7.

Relativamente à influência da velocidade de avanço na presença de porosidades, adivinha-se uma certa tendência para uma menor presença deste tipo de defeito com menores velocidades. No entanto esta diferença não é significativa pelo que variar este parâmetro não será o mais eficaz. Convém ressaltar que, na soldadura de ligas de alumínio é muito complicado controlar certos aspectos do processo e, por isso não se pode dizer com toda certeza que os provetes melhoraram devido à variação dos parâmetros.

Clara é a influência positiva que o pré-aquecimento tem no problema das porosidades. Os provetes soldados com pré-aquecimento, 5S1 e 5S4, melhoraram significativamente o estado do cordão final, quando comparados com provetes sem pré-aquecimento.

⁹ A humidade relativa no local de trabalho variou de 35% (parte da tarde) a 42% (parte da manhã) o que, consultando o quadro 1.21, página 46, indica uma relação *ponto de orvalho vs. humidade relativa* desfavorável para os provetes 5S1, 5S2, 5S6, 5S7, 5S10 da liga 5083-O/H111 e 6S3 da liga 6082-T6.

O efeito positivo do pré-aquecimento estará relacionado, mais uma vez com as maiores entregas térmicas existentes. Tal como ocorre para um aumento da intensidade de corrente ou diminuição da velocidade de avanço, com o pré-aquecimento obtêm-se menores velocidades de arrefecimento e, conseqüentemente menor presença de porosidades. O efeito do pré-aquecimento é mais notório do que a variação dos parâmetros referidos porque torna a peça uniformemente aquecida.

O pré-aquecimento aparentemente também introduz algumas melhorias no comportamento mecânico, com o provete 5S4 a apresentar, em média, microdurezas superiores ao provete soldado sem pré-aquecimento, 5S5 (figura 3.11).

O espécime 5S5 (espécime sem pré-aquecimento) tem um comportamento mais típico destas ligas pois, verifica-se que a zona de menor dureza se encontra no cordão de soldadura.

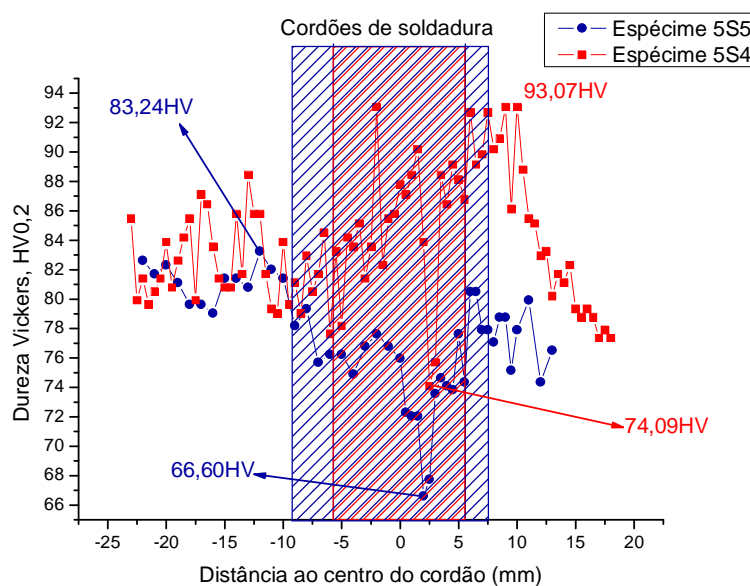


Figura 3.11 – Perfis de dureza dos espécimes 5S5 e 5S4.

Os ensaios de tracção (figura 3.12) efectuados aos espécimes da liga 5083-O/H111 indicam, tal como aconteceu com a liga 6082, uma diminuição da ductilidade após estas serem sujeitas ao processo de soldadura. A tensão de cedência nas ligas 5083 aparentemente não é uma propriedade tão sensível, mantendo-se relativamente inalterada, ao processo de soldadura como acontece no caso da liga 6082.

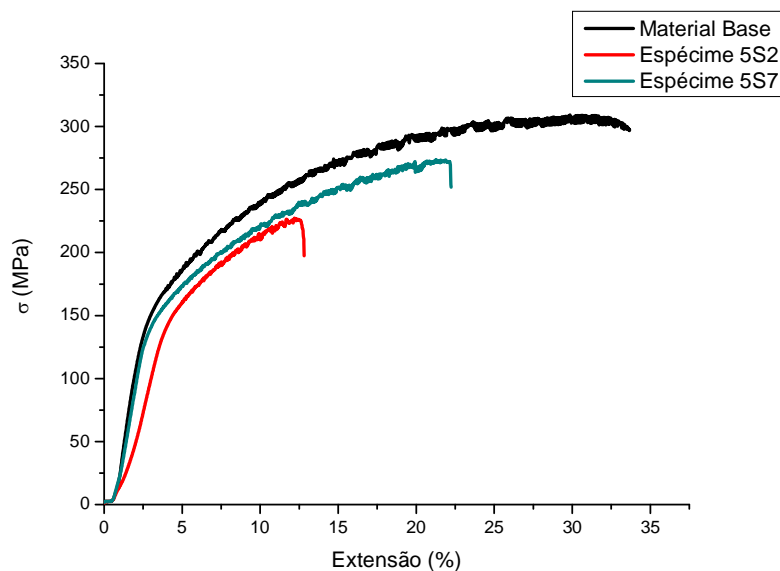


Figura 3.12 - Curvas de tracção dos espécimes MB, 5S2 e 5S7 da liga 5083-O/H111.

No caso desta liga, não tratável termicamente, a perda de ductilidade está associada a fenómenos de recristalização e crescimento de grão devido à entrega térmica sofrida durante a soldadura. Quanto mais próxima da zona de fusão, maior o tempo de permanência acima da temperatura de recristalização e menor a dureza. No caso do crescimento de grão, tem a ver com permanências longas a altas temperaturas que favorecem o crescimento do grão. Recorrendo ao quadro 3.4, pode-se dizer que esta liga não é tão afectada pelo processo de soldadura como a liga 6082.

Quadro 3.4 – Propriedades mecânicas do MB e dos espécimes soldados da liga 5083-O/H111.

Liga 5083-O/H111			
	σ_m (MPa)	σ_r (MPa)	ϵ_r (%)
MB	309	296	24,02
5S2	231 (-25,4%)	231 (-22,0%)	7,10 (-70,4%)
5S7	274 (-11,4%)	274 (-7,4%)	13,83 (-42,4%)

O perfil de durezas não indica uma ZTA muito extensa com a durezas fora do cordão a serem muito próximas das obtidas para o MB (90HV), por isso a liga 5083 não é tão afectada pelo processo de soldadura como as ligas endurecíveis por precipitação.

Todos os espécimes da liga 5083-O/H111 fracturaram à tracção no cordão de soldadura (figura 3.13) o que está consistente com o perfil de durezas observado para estes espécimes com os mínimos de dureza a ocorrerem na zona fundida, o cordão de soldadura.

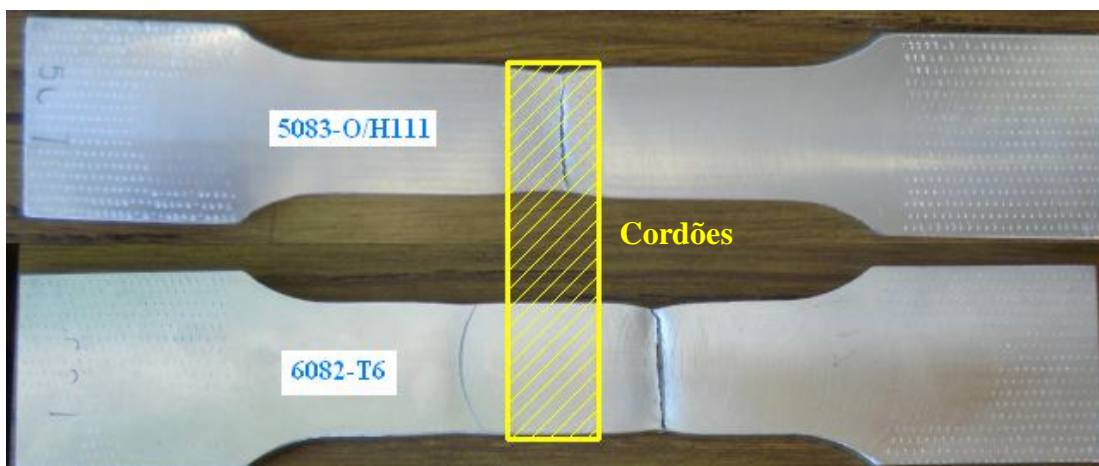


Figura 3.13 – Provetes da liga 5083-O/H111 e 6082-T6 fracturados.

Comparando o espécime 5S2 com o 5S7 (espécime que não apresentava qualquer defeito detectável pelos END's realizados) o que revelou uma pior performance quando sujeito a esforços de tracção foi o espécime 5S2, existindo uma redução de 16% na σ_r e 49% na ϵ_r . Como é visível na figura 3.14 este espécime apresenta muita porosidade no cordão e por isso o seu comportamento à tracção é pior pois, as porosidades são defeitos que facilitam a propagação de fissuras que tornam o material mais frágil com quedas significativas da extensão à ruptura. A elevada quantidade de porosidades neste espécime era expectável por este ter sido soldado nas condições mais favoráveis ao aparecimento destes defeitos, na posição vertical e sem pré-aquecimento.

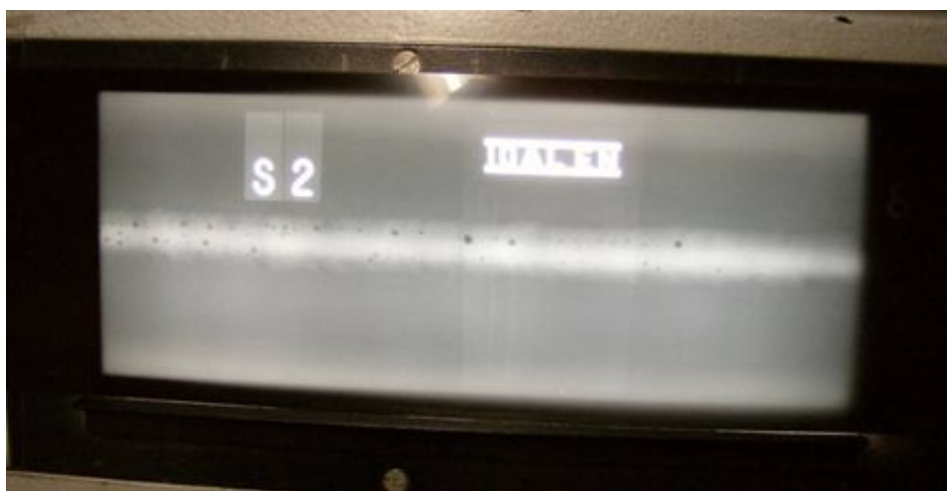


Figura 3.14 – Porosidades do provete 5S2 visíveis na película de Rx.

Estes resultados vêm reforçar a importância do estudo de factores, ou mesmo técnicas, que permitam um melhor controlo no aparecimento destes defeitos em particular, por serem os mais comuns na soldadura de ligas de alumínio. Controle mais importante ainda, quando o que está em causa são possíveis falhas prematuras e inesperadas de embarcações em serviço.

3.3 Provetes com junta em T: 5083-O/H111 e 6082-T6

Sendo os provetes com junta em T formados pela junção das duas ligas em estudo, o comportamento das ligas neste tipo de provete é semelhante ao comportamento de cada uma delas individualmente (figura 3.15). Ou seja, foi observado neste provetes a maior sensibilidade da liga 6082-T6 ao processo de soldadura, com o referido sobreenvelhecimento a provocar uma diminuição acentuada das propriedades mecânicas, especialmente no que diz respeito à dureza. De salientar apenas uma aparente menor dureza da liga 5083.

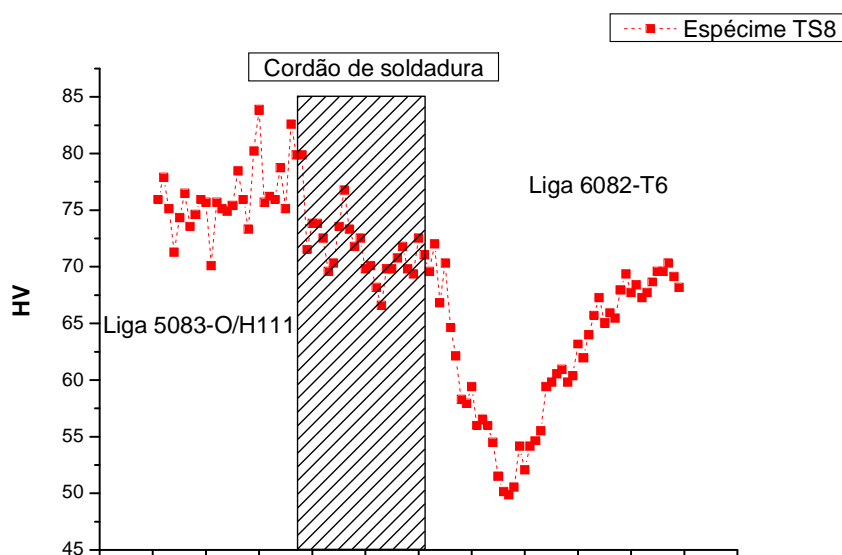


Figura 3.15 – Perfil de durezas do espécime TS8.

Relativamente aos ensaios de flexão (figura 3.16) realizados a estes espécimes (TS2 e TS8), o seu comportamento é semelhante, não havendo grandes diferenças, no entanto é notório que o espécime TS2 apresenta uma tensão de cedência maior, suportando maiores cargas sem deformar plasticamente.

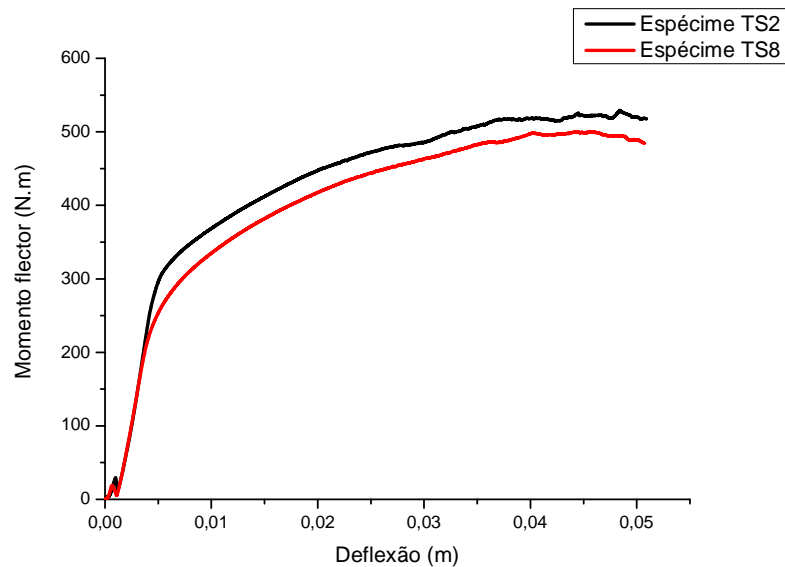


Figura 3.16 –Curvas de flexão dos espécimes TS2 e TS8.

Nenhum dos espécimes fracturou e, após serem analisados por líquidos penetrantes não foram encontradas quaisquer fissuras na zona do cordão, pelo que este não parece ter sido afectado pelo esforço de flexão.

Foi utilizado um punção com 42mm de diâmetro, talvez um punção com menor diâmetro devesse ter sido utilizado, bem como uma máquina que permitisse maiores deflexões.

No que diz respeito à soldadura destes provetes com junta em T, é importante referir que estes apresentavam uma falta de fusão (figura 3.17) que se revelou após as etapas de preparação metalográfica.

Este defeito, apenas detectado após o corte de espécimes de menor dimensão e após as etapas da preparação metalográfica é preocupante, uma vez que apenas com os pequenos esforços das etapas de corte e de desbaste, foi notório o aparecimento de fissuras para dentro dos cordões de soldadura.

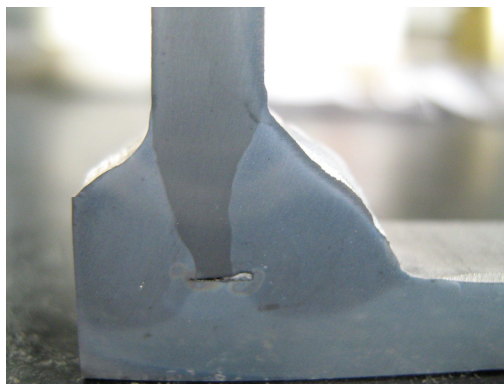


Figura 3.17 – Defeito de falta de fusão no espécime TS2.

3.4 DRX

À medida que os ensaios de DRX iam decorrendo, surgiu a desconfiança de que as ligas em estudo possuíam uma estrutura granular grosseira ou seriam altamente texturizadas. Isto porque, as curvas 2θ - $\text{sen}^2\psi$ resultantes são não lineares e os espectros (Anexo E2) apresentam uns picos muito mais intensos que outros. Um e outro resultado são indicativos da existência de orientação cristalográfica preferencial ou de grão grosseiro.

Após uma análise microestrutural ao material em causa, conclui-se que o problema não está relacionado com a presença de grão grosseiro (figura 3.18). A microestrutura destes materiais é, na realidade bastante fina, sendo difícil a resolução dos limites de grão. Posta de parte a possibilidade de grão grosseiro, a hipótese de uma elevada texturização destas ligas parece ser a mais provável.

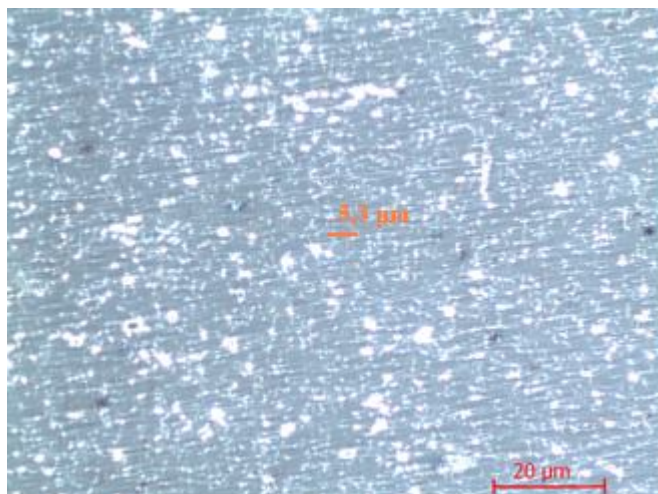


Figura 3.18 - Zona afastada do cordão do espécime 6S6 contrastado com o reagente de Poulton modificado. (1000x com polarizadores cruzados)

Esta texturização é, aparentemente mais notória na zona do cordão ($X=0\text{mm}$), não deixando de haver alguma evidência da sua existência em zonas mais distantes do cordão. A maior texturização na zona do cordão é de esperar, uma vez que a orientação cristalográfica preferencial está relacionada com a solidificação.

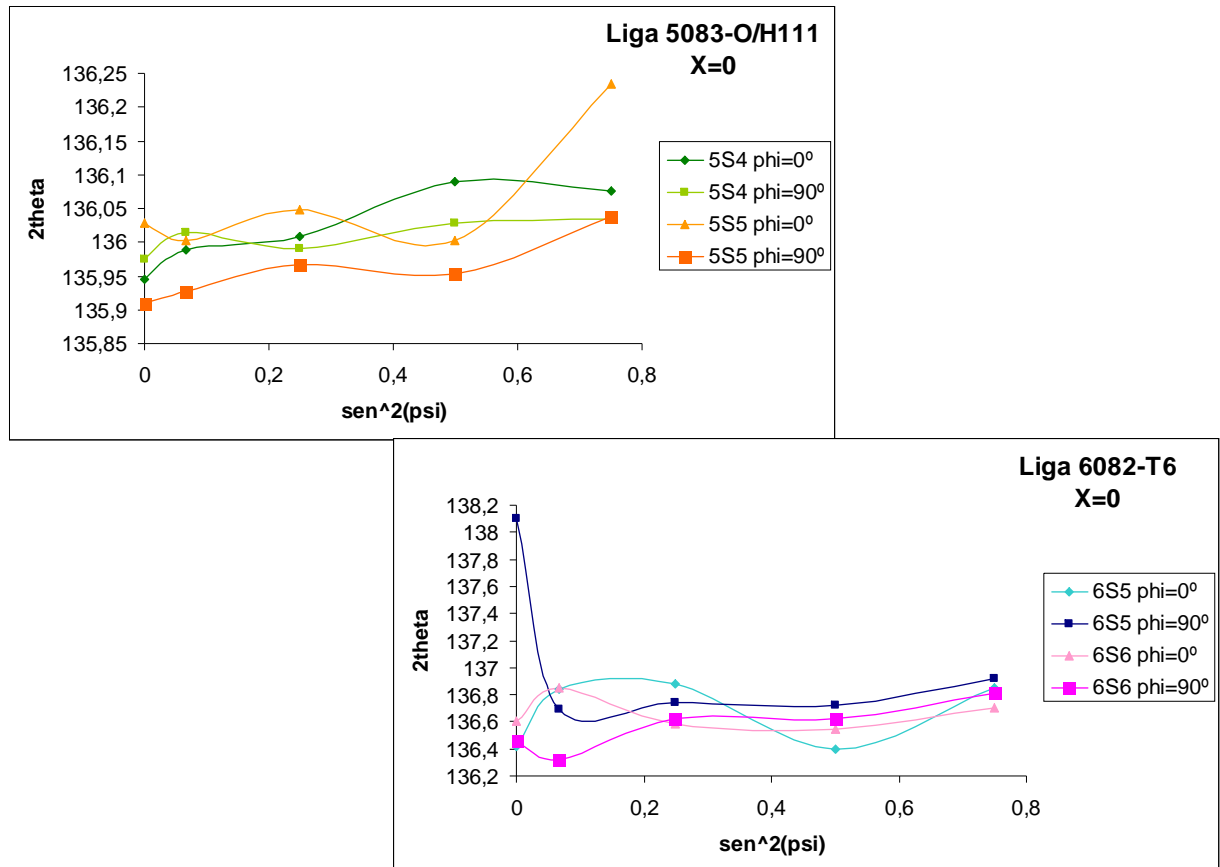


Figura 3.19 - Curvas 2θ - $\text{sen}^2\psi$ dos espécimes soldados com junta topo a topo para $X=0\text{mm}$.

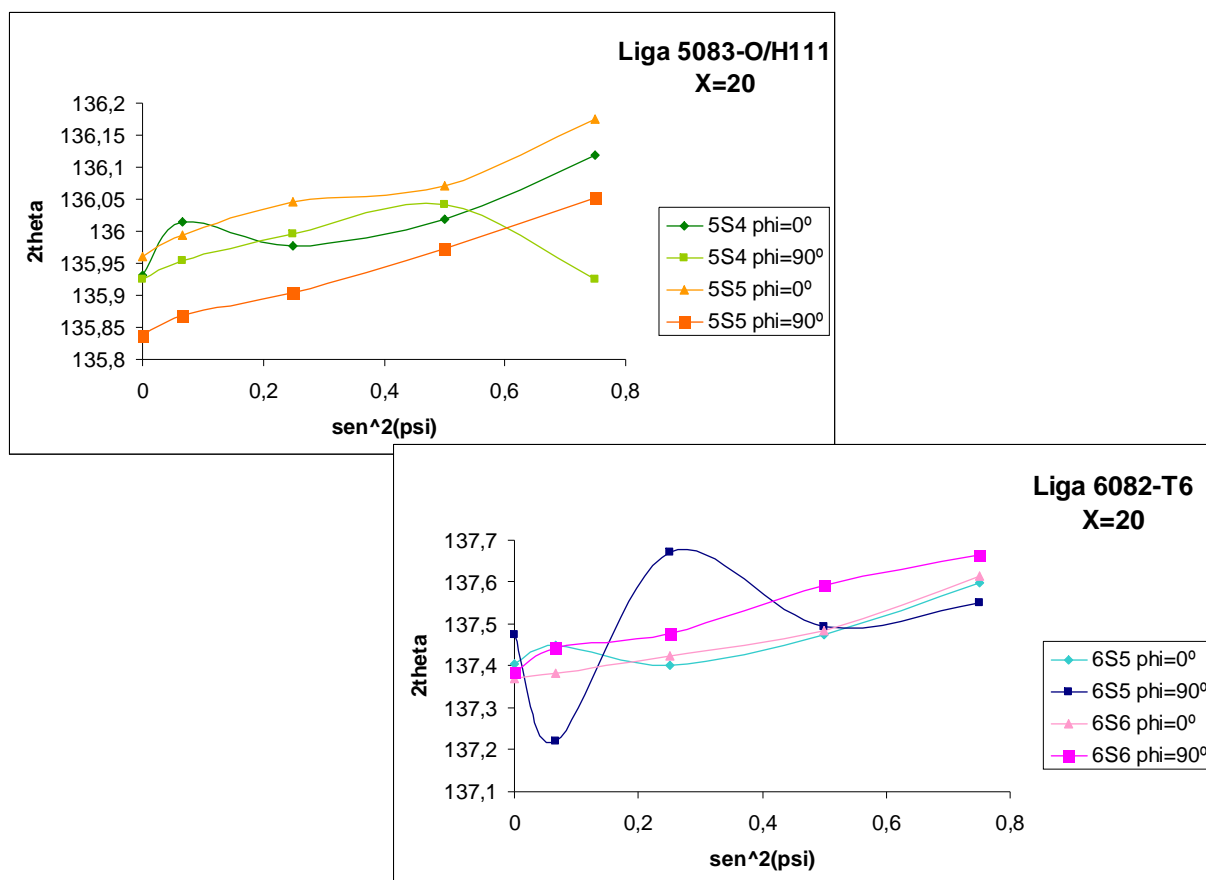


Figura 3.20 –Curvas 2θ - $\text{sen}^2\psi$ dos espécimes soldados com junta topo a topo para $X=20\text{mm}$.

As curvas mostram ainda que os espécimes da liga 6082-T6 apresentam um comportamento menos linear que os da liga 5083-O/H111.

Posto isto, apenas se consideraram válidos os valores de tensão obtidos para as amostras 5S5 ($X=0$ e 20mm), 5S4 ($X=0\text{mm}$) e 6S6 ($X=20\text{mm}$). E mesmo com estes é necessário ter em conta que a área analisada é relativamente grande, pelo que a estes valores estará associado um erro.

Os resultados obtidos para estas amostras indicam que as tensões residuais são maiores para $X=20\text{mm}$, ou seja na zona mais afastada do cordão. Este resultado justifica-se com o facto de temperaturas mais elevadas, mais junto ao cordão, conduzirem a um maior relaxamento das tensões. Para além disso também se verificaram maiores tensões na liga 6082 para $X=20\text{mm}$ quando se compara com a liga 5083. Todas as tensões são, no entanto, inferiores às respectivas tensões de cedência dos materiais em questão.

Capítulo 4 - Conclusões e Sugestões

A soldadura de materiais é um processo complexo que envolve o controle de uma grande quantidade de variáveis interrelacionadas. Embora seja uma técnica de junção de materiais muito antiga é, ainda nos dias de hoje, objecto de estudo e de interesse, principalmente no que toca à soldadura de materiais de uso relativamente recente, como o alumínio. Ao contrário do que acontece com a soldadura com fusão de aços, que possui hoje em dia poucos segredos, a soldadura de ligas de alumínio, talvez por ser mais recente, é considerada mais complicada e complexa. Um dos problemas associados à soldadura de ligas de alumínio, está relacionado com a elevada susceptibilidade ao aparecimento de porosidades.

No decorrer deste trabalho, verificou-se uma ligeira diminuição da presença de porosidades, no caso dos provetes da liga 5083-O/H111 soldados topo a topo quando se aumentou a intensidade de corrente no entanto, essa diminuição não será tão significativa que justifique a alteração dos parâmetros de soldadura. Uma maior entrega térmica, consequência de maiores intensidades de corrente, no caso dos provetes com junta em T poderia tornar ainda mais significativo o fenómeno de sobreenvelhecimento da liga 6082-T6, isto partindo do princípio que a liga 6082 não pode ser facilmente eliminada do processo produtivo.

Posto isto, no que toca ao problema das porosidades, será de ponderar o estudo de outros factores que possam diminuir a sua presença nos cordões. Isto por se tratar de um problema que afecta de forma muito significativa as propriedades mecânicas do material, com reduções de 16% na σ_r e 49% na ϵ_r .

Com a realização deste trabalho ficou clara a influência que o pré-aquecimento e posição de soldadura têm nesta problemática ou seja, nas soldaduras efectuadas com pré-aquecimento e na posição ao baixo a presença de porosidades é menos significativa. Em posições de soldadura mais desfavoráveis (vertical, ao tecto, etc) poderá ser efectuado um pré-aquecimento que minimizará a presença de porosidades.

Idealmente a soldadura com fusão de ligas de alumínio teria de ser executada na presença de atmosfera controlada o que, tendo em conta que se está a falar de trabalhos de soldadura para a construção naval e, por isso efectuados em estaleiros, torna este controle muito complicado. É necessário ressaltar que muitas vezes o local de execução de soldaduras é em espaços exíguos onde, controlar a atmosfera envolvente é praticamente impossível.

Sendo assim, numa situação real o soldador pouco mais poderá alterar do que parâmetros de soldadura (analisados neste trabalho), fornecimento de protecção gasosa e qualidade do materiais utilizados – ferramentas de trabalho, metais de adição e metais base.

Em trabalhos futuros seria interessante perceber a influência que o gás protector tem no problema das porosidades, encontrar os fluxos mais eficazes, bem como a mistura de Ar e He óptimas.

Sendo a soldadura com fusão de ligas de alumínio tão complexa e sensível a factores muitas vezes de difícil controle, estudos recentes ^[23] apontam a soldadura por fricção linear como o futuro da soldadura de ligas de alumínio, pois não envolvendo a fusão dos materiais, permite diminuir ou mesmo eliminar problemas como as porosidades e diminui também o impacto nas propriedades mecânicas das ligas tratáveis termicamente, por exemplo. Se se continuar a apostar na construção em alumínio, talvez seja de considerar a aposta neste processo que aparentemente traz algumas vantagens consideráveis, relativamente aos processos de soldadura com fusão convencionais.

Seria interessante um estudo onde se comprovassem as vantagens e desvantagens desta técnica e, se a sua aplicação num estaleiro como o Arsenal do Alfeite seria viável.

A liga 6082-T6 é usada na construção naval devido às suas boas propriedades mecânicas e boa resistência à corrosão. No entanto, durante o processo de soldadura, esta liga vê a sua dureza, ductilidade e tensão de cedência diminuírem muito devido ao sobreenvelhecimento que, ocorre durante a soldadura. Sendo complicada a sua eliminação do processo produtivo – por motivos de mercado – esta deveria ser utilizada não no estado de endurecimento máximo, T6, mas sim no estado T4, envelhecido naturalmente. A liga neste estado seria como que envelhecida artificialmente durante o processo de soldadura.

Seria útil o estudo das vantagens e desvantagens desta substituição e a ponderação de substituir mesmo a liga 6082 por outra da série 6000. A liga 6082 tendo na sua composição uma elevada percentagem de Si, revela um comportamento por vezes diferente de outras ligas da série 6000 com menores quantidades de Si.

Embora os provetes soldados com junta em T fossem os mais importantes para o estudo do comportamento mecânicos dos detalhes estruturais, não foi possível tirar conclusões acerca desta geometria. Não foi possível a realização de ensaios de radiografia industrial, não sendo possível aferir da condição dos cordões de soldadura. Por outro lado nenhum dos espécimes



fracturou quando submetidos a esforços de flexão e, após serem analisados por líquidos penetrantes não foram encontradas quaisquer fissuras na zona do cordão, pelo que este não parece ter sido afectado pelo esforço de flexão.

Em estudo futuros deverá ser feito um melhor planeamento de que ensaios são possíveis de realizar a este tipo de junta e relativamente aos ensaios de flexão, estes deverão ser efectuados com um punção de diâmetro menor e numa máquina que permita maiores deflexões.

Bibliografia

- [1] <http://www.world-aluminium.org/About+Aluminium/Story+of> (03-05-2008)
- [2] Mathers, Gene, *The Welding of Aluminium and its Alloys*, Woodhead Publishing Limited, 1st Edition, 2002, Cambridge
- [3] <http://volcano.und.edu/vwdocs/minerals/bauxite.html> (03-05-2008)
- [4] I.J. Polmear, M.J. Couper, *ASM Handbook, vol.2 – Properties and selection: Nonferrous alloys and special-purpose materials*, ASM International – The Materials Information Society, 3rd edition, 1993, EUA
- [5] *Aluminium in the Marine Environment*, Hydro Aluminium Vekst, 1st Edition, 2002, Noruega
- [6] C.R. Brooks, D.K. Crampton, T. Matsude, R.H. Heyer, C.H. Samans, R.F. Mehel, G.T. Marzke, *ASM Metals Handbook, vol.4 – Heat Treating*, ASM International – The Materials Information Society, 10th Edition, 1991, EUA
- [7] Dr. Guna Selvaduray, *Binary Phase Diagrams*, Materials Engineering Program, San Jose State University, (www.sjsu.edu/faculty/selvaduray/page/phase/binary_p_d.pdf (03-05-2008))
- [8] Smith, William F., *Princípios de Ciência e Engenharia dos Materiais*, McGraw Hill, traduzido e revisão técnica: Maria Emília Rosa, Manuel Amaral Fortes, Luís Guerra-Rosa, Maria de Fátima Vaz, 3^a Edição, 1998, Portugal.
- [9] Roger Develay, *Traitements thermiques des alliages d'aluminium*, Techniques de l'Ingénieur - Dossier M 1 290, 1986, Paris
- [10] <http://www.infomet.com.br/aluminio.php> (03-05-2008)
- [11] Grazyna Mrówka-Nowotnik, Jan Sieniawski, *Influence of heat treatment on the microstructure and mechanical properties of 6005 and 6082 aluminium alloys*, *Materials Processing Technology* 162-163 (2005) 367-372
- [12] http://www.matweb.com/reference/aluminum_temper.asp (03-05-2008)
- [13] Kou, Sindo, *Welding Metallurgy*, Wiley Interscience, a John Wiley & Sons, Inc., Publication, 2nd edition 2003, New Jersey.
- [14] D.J. Eyres, *Ship Construction*, Butterworth Heinemann, 5th Ed., 2001, Oxford
- [15] Algroup alusuisse fabricated products, *Technical Data Sheet – PERALUMAN® - 460*, September 2005 edition (<http://www.almet-belgium.be/web/media/DATASHEETS/PE460.pdf> (03-05-2008))
- [16] <http://www.alumeco.com/Products/Products.aspx> (03-05-2008)
- [17] <http://www.broncesval.com/catalogo/index.asp?categoria=1&nombre=Aluminio> (03-05-2008)
- [18] Algroup alusuisse fabricated products, *Technical Data Sheet – ANTICORODAL® - 110*, January 2000 edition. (http://www.alcan-sc.com/downloadables/English_datasheets/ac110.pdf (03-05-2008))



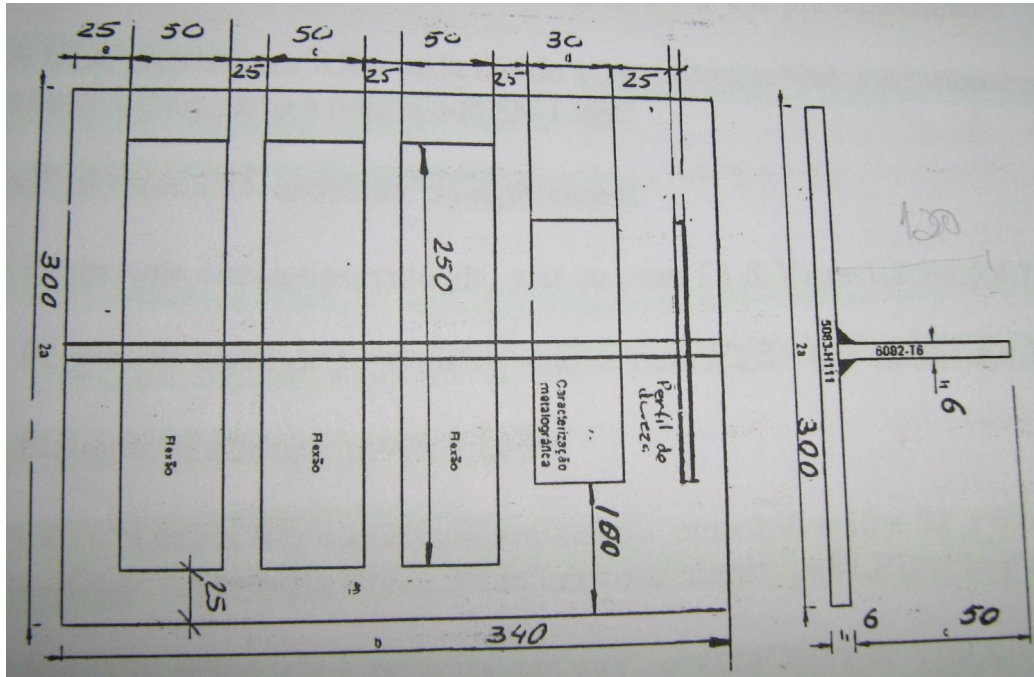
- [19] Paulo P. Silva, Carlos A. Pereira, António F. Mateus, *Performance Enhancement of Structural Details in Aluminium Crafts*, 2004.
- [20] Odd M. Faltinsen, *Hydrodynamics of High-Speed Marine Vehicles*, Cambridge University Press, 2005, New York, USA
- [21] T.E. Schellin, A. Perez de Lucas, *Longitudinal strength oh a high-speed ferry*, Applied Ocean Research 26 (2004) 298-308, Elsevier
- [22] Prof. José Manuel Antunes Mendes Gordo, *Tecnologia Naval – Parte II – Tecnologia de processamento de materiais*, Instituto Superior Técnico, 2003/2004 (<http://www.mar.ist.utl.pt/jgordo/tecnav/TN-C2.pdf> (03-05-2008))
- [23] P.M.G.P. Moreira, M.A.V. de Figueiredo, P.M.S.T. de Castro, *Fatigue behaviour of FSW and MIG weldments for two aluminium alloys*, Theoretical and Applied Fracture Mechanics 48 (2007) 169-177, Science Direct
- [24] <http://pt.esab.net/pt/pt/education/processos.cfm> (03-05-2008)
- [25] http://www.jwri.osaka-u.ac.jp/division/mps-eps_e.htm (03-05-2008)
- [26] S.R. Ren, Z.Y. Ma e L.Q. Chen, *Effect of welding parameters on tensile properties and fracture behaviour of friction stir welded Al-Mg-Si alloy*, Scripta Materialia 56 (2007) 69-72, Science Direct
- [27] <http://www.nmc.ctc.com/Library/publications/FSW%20Ship%20Construction.pdf> (03-05-2008)
- [28] D.B. Holliday, Westinhouse Electric Corporation, *ASM Handbook, vol.6 – Welding, Brazing and Soldering*, ASM International – The Materials Information Society, 6th Edition, 2003, EUA
- [29] 64.78.42.182/sweethaven/BldgConst/Welding/lessonmain.asp?lesNum=3&modNum=2 (03-05-2008)
- [30] http://www.obsidianltd.com/welding_ceramics.html (03-05-2008)
- [31] T. Luijendijk, *Welding of dissimilar aluminium alloys*, Journal of Materials Processing Technology 103 (2000) 29-35
- [32] [http://www.aga.dk/International/Web/LG/DK/likegagadk.nsf/repositorybyalias/alum_weld_facts/\\$file/SKG_203eng_0209.pdf](http://www.aga.dk/International/Web/LG/DK/likegagadk.nsf/repositorybyalias/alum_weld_facts/$file/SKG_203eng_0209.pdf) (03-05-2008)
- [33] <http://www.key-to-metals.com/Articles.htm> (03-05-2008)
- [34] Prof. José Manuel Antunes Mendes Gordo, *Tecnologia Naval - Parte III – Materiais Metálicos*, Instituto Superior Técnico, 2003/2004 (<http://www.mar.ist.utl.pt/jgordo/tecnav/TN-C3.pdf> (03-05-2008))
- [35] http://www.thermadyne.com/IM_Uploads/DocLib_1524_208-213.PDF (03-05-2008)
- [36] R. M. Miranda, E. M. Dias Lopes, *Metalurgia da Soldadura*, Instituto da Soldadura e Qualidade, 1^a Edição, 1993, Lisboa
- [37] Ernest H. Sims, *Aluminium Boatbuilding*, Adlard Coles Nautical, 3th Edition, 2000, London
- [38] http://www.twi.co.uk/j32k/protected/band_3/jk42.html (03-05-2008)



- [39] <http://www.esabna.com/us/en/education/knowledge/qa/Porosity-Problems-in-GMAW-Welds.cfm> (03-05-2008)
- [40] Lu, Xiangyang, *Influence of residual stress on fatigue failure of welded joints*, a dissertation submitted to the Graduate Faculty of North Carolina State University in partial fulfilment of the requirements for the degree of Doctor of Philosophy, 2002.
- [41] Braz Fernandes, Francisco Manuel, *Aplicações da Difracção de raios X ao estudo de materiais*, 2004, Monte de Caparica (<http://bfcmi.no.sapo.pt/AplDRX-Text.pdf> (03-05-2008))
- [42] Y. Birol, *DSC analysis of the precipitation reactions in the alloy AA6082: effect of sample preparation*, Journal of Thermal Analysis and Calorimetry, Vol. 83 (2006) 1, 219-222



ANEXOS



Dimensões dos provetes e espécimes soldados com junta em T.

ANEXO A2 (dimensão dos provetes maquinados)

 ARSENAL DO ALFEITE	MINISTÉRIO DA DEFESA NACIONAL MARINHA ARSENAL DO ALFEITE 2810 - 001 ALMADA	<h3>Dimensões dos Provetes</h3>	LEME LABORATÓRIO DE ENSAIOS MECÂNICOS PÁGINA: <u>1 / 1</u>		
Dimensões (mm)					
Lt	Lc	a	b	r	bl
190 ± 1	Lc > Ls + 60	5	25 ± 1,0	26 ± 1,0	37 ± 1,0
190 ± 1	Lc > Ls + 60	6	25 ± 1,0	26 ± 1,0	37 ± 1,0
190 ± 1	Lc > Ls + 60	8	25 ± 1,0	26 ± 1,0	37 ± 1,0
190 ± 1	Lc > Ls + 60	10	25 ± 1,0	26 ± 1,0	37 ± 1,0
<i>260 ± 1</i>	<i>Lc > Ls + 60</i>	<i>15</i>	<i>25 ± 1,0</i>	<i>26 ± 1,0</i>	<i>37 ± 1,0</i>
Observações:					
Preparação do Provette-					
Quando da maquinagem do provete evitar o aquecimento excessivo do material e o efeito de entalhe nas superfícies trabalhadas, pois estes dois factores intervêm nos resultados do ensaio.					
ELABORADO POR:			RESPONSÁVEL TÉCNICO DO LABORATÓRIO:		
 AA SCOQ M2			 Mário Feixe		
EM 2005-06-07			EM <u>2005-06-08</u>		

Dimensões dos provetes maquinados.

ANEXO B (procedimentos experimentais)

Trabalhos de soldadura

Junta topo a topo

1. Os chanfros de todas as chapas foram chanfrados a cerca de 45° e seguidamente afagados com um disco lamelar para eliminar as rebarbas existentes;
2. Alinharam-se duas chapas, com uma folga de cerca de 3 a 4 mm, e fixaram-se com duas chapas (1), mais pequenas, de início e fim de soldadura (figura que se segue);
3. Colocou-se a cobre-junta cerâmica (2) do lado contrário ao do chanfro;
4. Colocaram-se grampos (3) no lado contrário ao do chanfro para fixação do provete;



Provete com as respectivas chapas de início e fim de soldadura, cobre-junta e grampos de fixação.

5. Procedeu-se à limpeza da zona a ser soldada com escovagem e com o auxílio de uma rectificadora;
6. Nos casos que requereram um pré-aquecimento, este foi efectuado com um maçarico;



Etapa de pré-aquecimento da chapa.

7. Após selecção dos parâmetros adequados a cada caso e da abertura do gás de protecção, efectuou-se a soldadura (ao baixo e na vertical). A soldadura foi realizada com uma máquina MIG *Esab Aristo*.

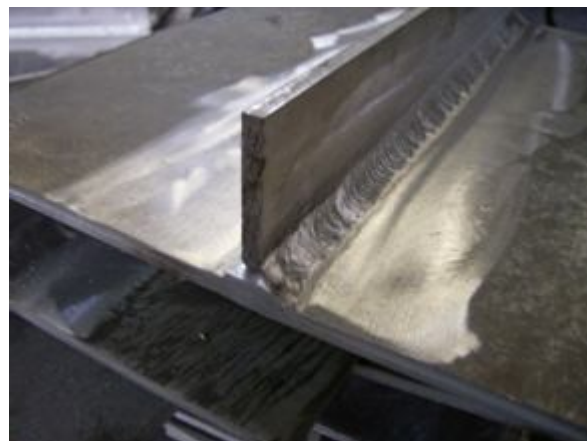


Soldadura ao baixo e vertical respectivamente.

8. Registo dos parâmetros reais;
9. Remoção de todo o sistema de fixação;
10. Escovagem da soldadura de ambos os lados;
11. Marcação dos provetes por punção;

Junta em T

O procedimento para a soldadura de provetes com junta em T é em tudo análogo ao descrito anteriormente, com excepção de que nestes não foram realizados chanfros e não existe um sistema de fixação.



Soldadura de um provete com junta em T e um provete final.

Ensaio não destrutivos

Líquidos penetrantes

Normas/Procedimentos para o ensaio/inspeção: PD 05.1/004; EN571-1; EN1289 (1)

Zona a analisar: cordão de soldadura

Produtos utilizados:

- **Agente de limpeza:** Velnet-Solnet da marca C.G.M. do tipo R2-60;
- **Penetrante:** Rotvel da marca C.G.M. do tipo R2-72;
- **Removedor:** Velnet-Solnet da marca C.G.M. do tipo R2-60;
- **Revelador:** Rotrivel da marca C.G.M. do tipo R2-82.

1. Os provetes foram lavados com o agente de limpeza;
2. Cumprindo todas as normas de segurança (utilização de máscara e luvas), aplicou-se o penetrante que actuou durante 10 minutos;
3. Aplicou-se o removedor para a remoção do penetrante aplicado anteriormente;
4. Aplicou-se o revelador que actuou durante 10 minutos;



Aplicação do penetrante.



Aplicação do removedor.



Aplicação do revelador.

5. Inspeção visual de todos os provetes e anotação de todos os defeitos encontrados.

Inspecção radiográfica

Normas/Procedimentos para o ensaio/inspecção: PD 05.1/024; NP EN1435:2000; ISO 10042; ISO 6520

Zona a analisar: cordão de soldadura

Aparelho de raios x: XYLON SMART 225X

Películas: Kodak MX 125



1. Lavagem de todos os provetes;
2. Iniciou-se com um pré-aquecimento da máquina de raios x com os seguintes parâmetros:
 - 100 kV;
 - 3 mA
 - durante 30s
3. Colocou-se a película sobre as marcas existentes na bancada onde se realiza a exposição aos raios x;
4. Sobre a película colocou-se o provete, alinhando o cordão de soldadura com a película;
5. Procedeu-se à identificação do provete. Esta identificação consiste no indicador de qualidade da imagem (IQI), traço de rejeição, nº de soldador e nome do provete que surgirão na película;



Alinhamento da película com as marcas na bancada.



Provete com o sistema de identificação.

6. Verificou-se o alinhamento da ampola;
7. Execução do ensaio¹⁰ com os seguintes parâmetros:
 - 100 kV;
 - 3 mA
 - Durante 17 s

Após a exposição de todos os provetes à radiação, passou-se à etapa de revelação das películas.

8. Na câmara escura removeram-se as películas dos envelopes, onde se encontravam entre duas placas de chumbo;
9. Submergiram-se as películas, durante 5 minutos, num banho com uma solução fixadora;
10. Seguidamente estas foram submersas em água durante 30 segundos;
11. Submergiram-se as películas num banho revelador, durante 10 minutos, ao fim dos quais foram passadas por água corrente;

¹⁰ Os ensaios decorreram respeitando todas as normas de segurança.



Banhos de solução fixadora, água, revelador e água, respectivamente.

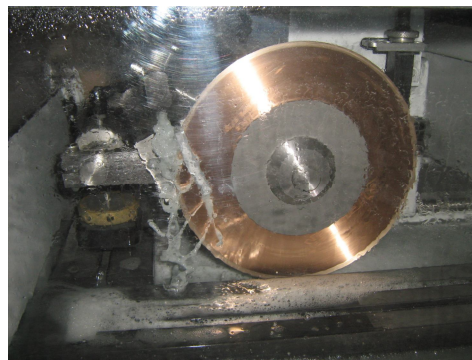
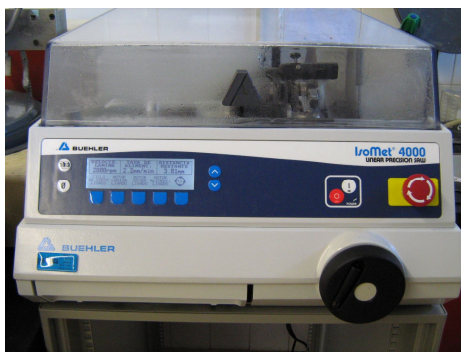


Negatoscópio.

12. As películas foram colocadas numa estufa durante 30 minutos e, depois de serem retiradas, mediram-se as suas densidades num densitómetro;
13. Por último as películas foram observadas num negatoscópio com anotação de todos os defeitos encontrados;

Preparação e caracterização metalográfica

1. Procedeu-se ao corte mecânico das amostras para um tamanho mais adequado aos equipamentos a serem usados. Foi usada uma máquina de corte *Isomet 4000 da Buehler* existente no CENIMAT da Faculdade de Ciências e Tecnologia.



Máquina de corte *Isomet 4000 da Buehler*.

2. Uma vez cortadas as amostras, passou-se à fase do polimento propriamente dito, na polidora rotativa, com a seguinte sequência de lixas: 500, 1000, 2500 e 4000.



Lixas utilizadas.

3. Deu-se início ao desbaste usando a lixa mais grosseira, 500, tendo em atenção a orientação da amostra;
4. Entre cada lixa a amostra deve ser passada por água corrente, lavada com álcool e seca (com um secador), para que se evite contaminação por parte da lixa anterior;
5. Seguindo sempre o mesmo mecanismo, a amostra passou sucessivamente de lixa para lixa até à última de 4000, que corresponde à mais fina de todas;
6. Em cada passagem de lixa, a amostra foi macroscopicamente observada, lavada (ponto 4) e rodada de 90° antes de se passar à próxima lixa;
7. Terminada a etapa de desbaste, passou-se à etapa de polimento recorrendo a uma polidora rotativa, *Metaserv 2000*;



Polidora rotativa *Metaserv 2000*.

8. Para esta etapa foram utilizados 3 panos diferentes e, respectivas pastas de diamante com tamanho de partícula de 6 e 3 μ m. O polimento final foi feito recorrendo à solução OP-S. Juntamente com a pasta de diamante, foi utilizado Teepoll como agente lubrificante;



Pano com respectiva pasta de diamante de 6 μm .



Pano com respectiva pasta de diamante de 3 μm .



Pano utilizado com a solução OP-S.

9. Entre cada pano, a amostra foi observada macroscopicamente, lavada e rodada de 90° pelas mesmas razões referidas anteriormente;

Ensaios de dureza

Zona a analisar: zona transversal ao cordão

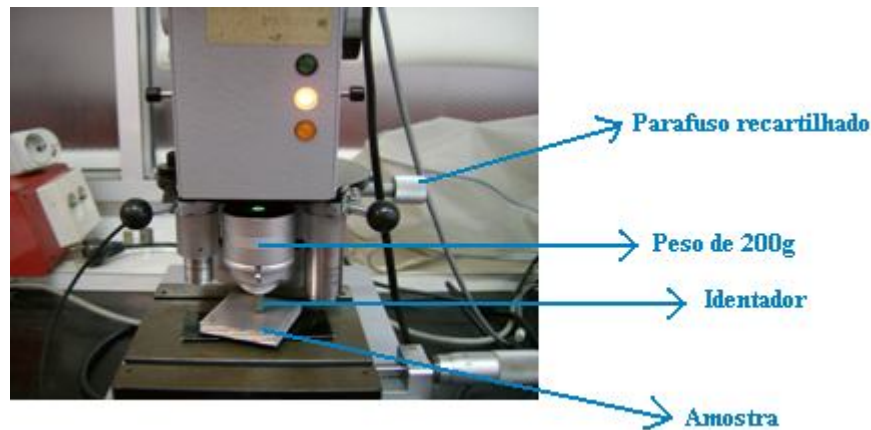
Microdurómetro de Vickers: Leitz Wetzlar

1. Antes de se efectuar o ensaio de dureza propriamente dito as amostras foram polidas passando pela mesa de polimento para uniformizar a superfície;



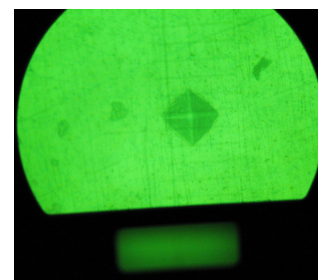
Microdurómetro de Vickers (Leitz Wetzlar).

2. Colocou-se uma carga de 200g (aproximadamente) e, com a amostra colocada no microdurómetro, focou-se escolhendo a zona de interesse;
3. Passou-se para a ampliação maior corringindo-se a focagem para melhor definição da zona a ser ensaiada (cruzamento do retículo fixo da ocular);
4. Posicionou-se a ponta de diamante sobre a amostra e accionou-se o disparador que fez acender uma luz vermelha;



Identificação de alguns componentes importantes do microdurómetro.

5. Quando a luz vermelha passou a laranja, rodou-se cuidadosamente o botão recartilhado no sentido dos ponteiros do relógio e, desta forma retirar a carga aplicada;
6. A penetração propriamente dita foi efectuada tendo o cuidado de não provocar vibrações adicionais à bancada onde se efectuou o ensaio;
7. Rodou-se o porta-objectivas de modo a que a objectiva se posicionasse sobre a amostra;
8. Mediu-se a diagonal vertical e, rodando o porta-ocular de 90°, mediu-se a diagonal horizontal (tendo o cuidado de levar a escala horizontal a zero);
9. Calculou-se a média das diagonais e recorrendo à fórmula, que se segue, determinou-se o valor da dureza Vickers das amostras.



Identação da ponta de diamante na amostra.

$$HV = 1854,4 \times 10^3 \frac{P}{d^2}$$

P = carga aplicada (kgf)
d = média das diagonais (μm)

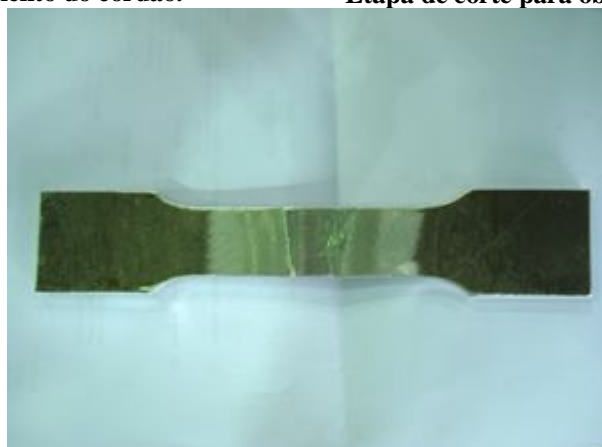
Maquinação dos provetes



Etapa de afogamento do cordão.



Etapa de corte para obter a geometria desejada.



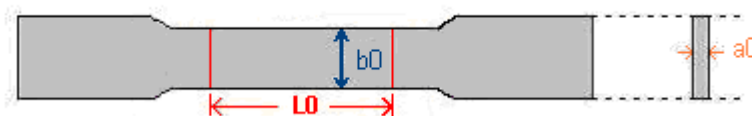
Provete maquinado segundo as normas.

Ensaios de Tracção

Normas/Procedimentos para o ensaio: NP EN 10002-1 de Julho de 2005

Máquina de tracção: AG Shimadzu 250kNG

1. Antes de se iniciar o ensaio¹¹ mediram-se os seguintes parâmetros:



Medições do provete anteriores ao ensaio de tracção.

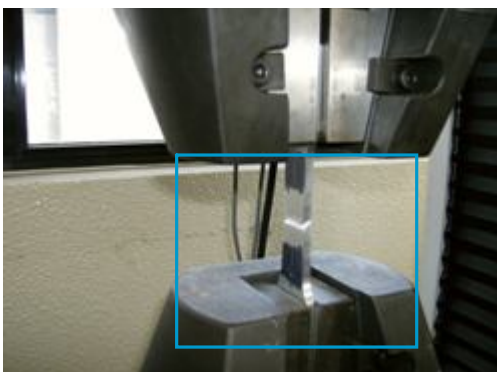
¹¹ Os provetes foram limados e lixados, pelo técnico que efectuou os ensaios, para que não se desse nenhuma deformação anormal devido a defeitos de corte.

2. Inseriu-se cuidadosamente o provete na máquina de tracção fixando-o nas garras da máquina;



Máquina de tracção AG Shimadzu 250kNG.

3. Seguidamente introduziu-se os valores na máquina e no computador necessários à realização do ensaio. Definiu-se a carga máxíma de 50 kN para o teste e tendo em conta a norma referida estabeleceu-se uma velocidade de travessão de 10mm/min.
4. Deu-se início ao ensaio até à fractura do provete de alumínio, gravando-se de seguida os valores no computador para posterior análise.

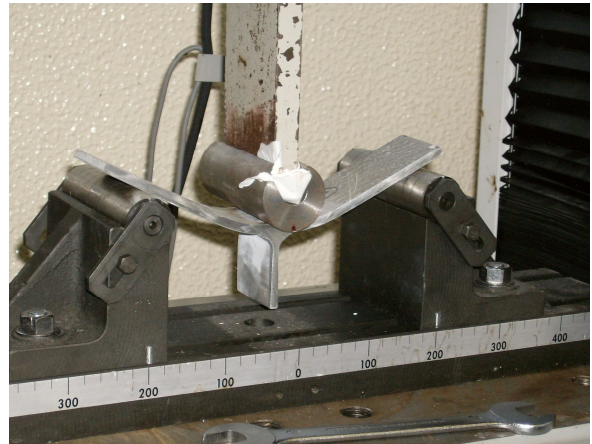


Fractura dos provetes.

Ensaio de flexão

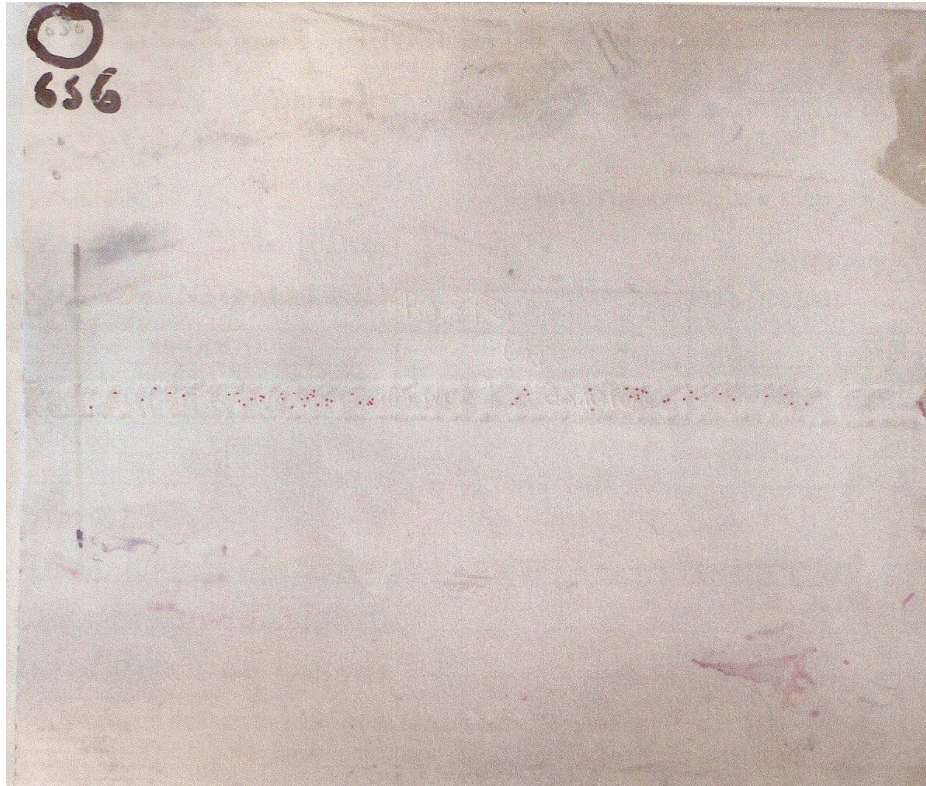
Máquina de flexão: AG Shimadzu 250kNG

1. Procedeu-se à colocação dos componentes necessários à realização do ensaio, que consiste basicamente na substituição do sistema de garras por um punção e roletes;
2. Colocou-se o provete alinhando o cordão de soldadura com o punção de 42mm de diâmetro com uma distância de 200mm entre apoios;
3. Deu-se início ao ensaio, com aplicação de uma força no lado da sobre-junta.
4. Os ensaios foram interrompidos quando a deformação do espécime se tornou incompatível com a geometria da máquina, não se verificando fractura em nenhum dos espécimes.

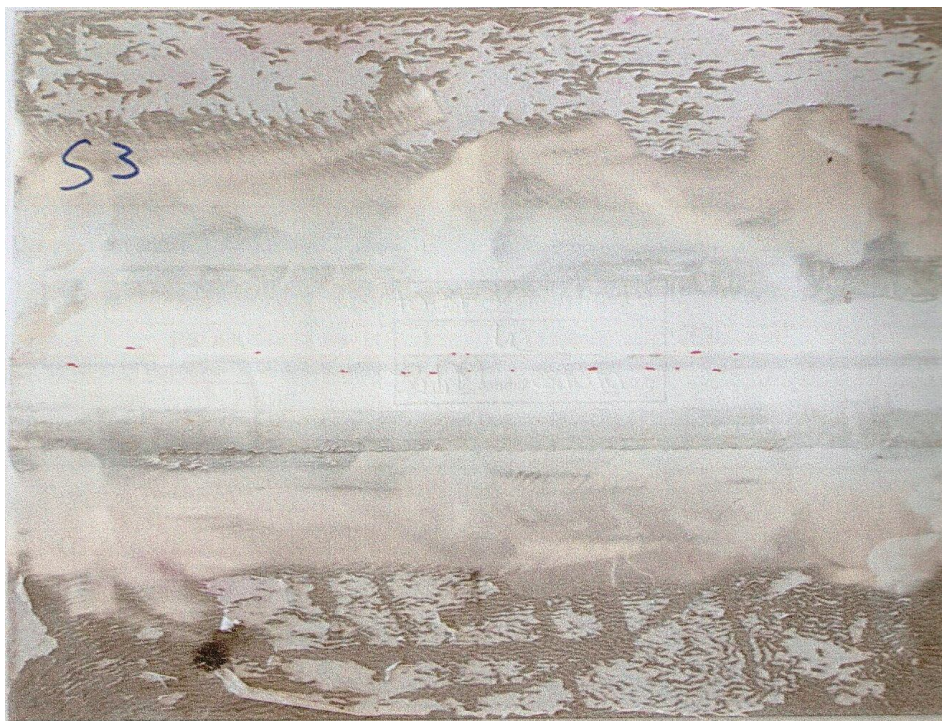


Flexão do espécime TS2.

ANEXO C (END's)

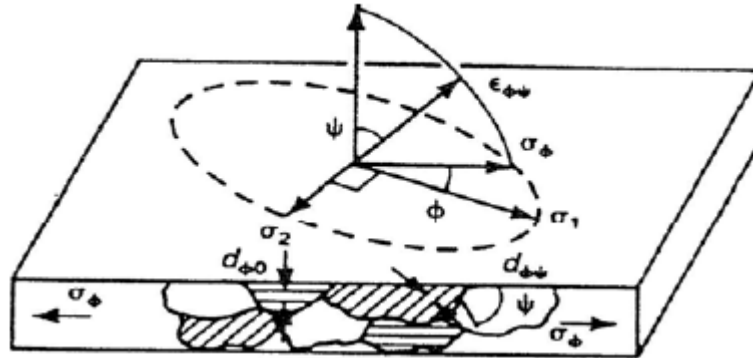


Indicações não lineares no lado do cordão de soldadura.



Indicações lineares no lado da cobrejunta.

ANEXO E1 (dedução da expressão de cálculo para as tensões residuais)



Estado plano de tensões.

$$m = \left(\frac{1 + \nu}{E_y} \right) \cdot \sigma_\phi$$

$$\sigma_\phi = \sigma_1 \cos^2 \phi + \sigma_2 \sin^2 \phi$$

Estas fórmulas resultam da teoria da elasticidade clássica (lei de Hooke) que, no caso de uma estado triaxial de tensões estabelece que:

$$\varepsilon_1 = \frac{1}{E} [\sigma_1 - \nu(\sigma_2 + \sigma_3)]$$

$$\varepsilon_2 = \frac{1}{E} [\sigma_2 - \nu(\sigma_1 + \sigma_3)]$$

$$\varepsilon_3 = \frac{1}{E} [\sigma_3 - \nu(\sigma_2 + \sigma_1)]$$

No caso de um estado plano de tensões ($\sigma_3=0$) pressuposto do método dos mínimos quadrados utilizado, virá:

$$\varepsilon_1 = \frac{1}{E} (\sigma_1 - \nu\sigma_2)$$

$$\varepsilon_2 = \frac{1}{E} (\sigma_2 - \nu\sigma_1)$$

$$\varepsilon_3 = -\frac{\nu}{E} (\sigma_2 + \sigma_1)$$

Se, aliado a um estado plano de tensões se considerar também um estado plano de deformação ($\varepsilon_3=0$) temos

$$\varepsilon_1 = \frac{1+\nu}{E} [(1-\nu)\sigma_1 - \nu\sigma_2]$$

$$\varepsilon_2 = \frac{1+\nu}{E} [(1-\nu)\sigma_2 - \nu\sigma_1]$$

Num sistema de coordenadas esféricas tem-se

$$\varepsilon_{\phi\psi} = \varepsilon_1\alpha_1^2 + \varepsilon_2\alpha_2^2 + \varepsilon_3\alpha_3^2 \quad \text{e} \quad \sigma_{\phi\psi} = \sigma_1\alpha_1^2 + \sigma_2\alpha_2^2 + \sigma_3\alpha_3^2$$

Onde, $\alpha_1 = \cos\phi \cdot \sin\psi$, $\alpha_2 = \sin\phi \cdot \cos\psi$, $\alpha_3 = \cos\psi = \sqrt{1 - \sin^2\psi}$

Substituindo pelas expressões de ε_1 e ε_2 , fica

$$\varepsilon_{\phi\psi} = \frac{1+\nu}{E} (\sigma_1\alpha_1^2 + \sigma_2\alpha_2^2 + \sigma_3\alpha_3^2) - \frac{\nu}{E} (\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3)$$

Mais uma vez, como o ensaio decorreu segundo o método dos mínimos quadrados, temos $\sigma_3=0$, pelo que:

$$\varepsilon_{\phi\psi} = \frac{1+\nu}{E} (\sigma_1\alpha_1^2 + \sigma_2\alpha_2^2) - \frac{\nu}{E} (\sigma_1 + \sigma_2)$$

Substituindo os valores dos cosenos directores resulta:

$$\varepsilon_{\phi\psi} = \frac{1+\nu}{E} (\sigma_1\cos^2\phi + \sigma_2\sin^2\phi) \cdot \sin^2\psi - \frac{\nu}{E} (\sigma_1 + \sigma_2)$$

ou

$$\varepsilon_{\phi\psi} = \frac{1+\nu}{E} \sigma_{\phi} \cdot \sin^2\psi - \frac{\nu}{E} (\sigma_1 + \sigma_2)$$

Se se fizer coincidir a direcção de σ_{ϕ} com uma das direcções principais sobre a peça a analisar, poderá bastar a execução de duas medições do espaçamento interplanar de uma dada família de planos $\{hkl\}$ em duas direcções ($\psi=0^\circ$ e $\psi=45^\circ$, ou outro ângulo de preferência superior a 45°). A extensão na direcção normal à superfície virá dada por:

$$\varepsilon_{\perp} = \varepsilon_{\phi 0} = \frac{d_{\perp} - d_0}{d_0} = \frac{\Delta d}{d_0}$$

Como $\psi=0^\circ$ e para ε_{\perp} , os cosenos directores α_1 e α_2 também são nulos, temos,

$$\varepsilon_{\perp} = -\frac{\nu}{E}(\sigma_1 + \sigma_2)$$

Por substituição, resulta

$$\varepsilon_{\varphi\psi} = \frac{1+\nu}{E}\sigma_{\varphi} \cdot \text{sen}^2\psi + \varepsilon_{\perp}$$

ou

$$\sigma_{\varphi} = (\varepsilon_{\varphi\psi} - \varepsilon_{\perp}) \frac{1+\nu}{E} \cdot \frac{1}{\text{sen}^2\psi}$$

Atendendo a que

$$(\varepsilon_{\varphi\psi} - \varepsilon_{\perp}) = \frac{d_{\psi} - d_0}{d_0} - \frac{d_{\perp} - d_0}{d_0} = \frac{d_{\psi} - d_{\perp}}{d_0}$$

Se se considerar admissível a aproximação $d_{\perp} = d_0$, temos

$$(\varepsilon_{\varphi\psi} - \varepsilon_{\perp}) = \frac{d_{\psi} - d_{\perp}}{d_{\perp}}$$

Donde

$$\sigma_{\varphi\psi} = (\varepsilon_{\varphi\psi} - \varepsilon_{\perp}) \frac{E}{1+\nu} \cdot \frac{1}{\text{sen}^2\psi} = \frac{d_{\varphi\psi} - d_{\perp}}{d_{\perp}} \cdot \frac{E}{1+\nu} \cdot \frac{1}{\text{sen}^2\psi}$$

ou

$$\sigma_{\varphi\psi} = K' \cdot \frac{d_{\psi} - d_{\perp}}{d_{\perp}}$$

A equação anterior permite relacionar o estado de tensões com as distâncias interplanares.

Essa relação entre espaçamentos e a posição 2θ dos picos de difracção é estabelecida através da Lei de Bragg, $\lambda = 2d\text{sen}(\theta)$, mais precisamente da sua diferenciação:

$$0 = 2d_{(hkl)} \cos(\theta) \cdot \Delta\theta + 2\text{sen}(\theta) \cdot \Delta d$$

$$\frac{\Delta d}{d_{(hkl)}} = -\cot g(\theta) \cdot \Delta\theta = -\cot g(\theta) \cdot \frac{\Delta 2\theta}{2}$$

Da equação X,

$$\begin{aligned} \sigma_{\varphi\psi} &= \frac{\Delta d}{d_{(hkl)}} \frac{E}{1+\nu} \cdot \frac{1}{\text{sen}^2\psi} = (2\theta_{\perp} - 2\theta_{\psi}) \frac{\pi}{180} \cdot \frac{\cot g(\theta)}{2} \cdot \frac{E}{1+\nu} \cdot \frac{1}{\text{sen}^2\psi} = \\ &= (\Delta 2\theta) \frac{\pi}{180} \cdot \frac{\cot g(\theta)}{2} \cdot \frac{E}{1+\nu} \cdot \frac{1}{\text{sen}^2\psi} \end{aligned}$$

Temos então,

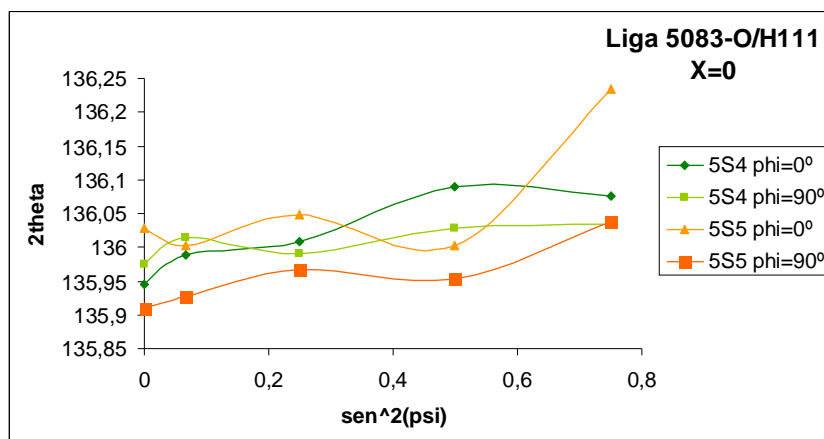
$$(\Delta 2\theta) = \frac{2(1+\nu)\sigma_{\varphi\psi}}{\frac{\pi}{180} E \cot g(\theta)} \text{sen}^2 \psi = \frac{2(1+\nu) \cdot \text{tg}(\theta) \cdot \sigma_{\varphi\psi}}{\frac{\pi}{180} E} \text{sen}^2 \psi$$

Esta última expressão mostra que $\Delta 2\theta$ varia linearmente com $\text{sen}^2 \psi$, sendo o declive dado por:

$$m = \frac{2(1+\nu) \cdot \text{tg}(\theta) \sigma_{\varphi\psi}}{\frac{\pi}{180} E}$$

A determinação do declive da recta ajustada aos pontos experimentais pelo método dos mínimos quadrados permite chegar ao valor de σ_{φ} .

Os pontos experimentais obtidos a partir do ensaio de DRX realizado aos espécimes foram obtidos para $X=0\text{mm}$ (centro do cordão) e $X=20\text{mm}$ (distância de 20mm do cordão) para $\varphi=0^\circ$ e $\varphi=90^\circ$. A figura que se segue diz respeito aos pontos experimentais obtidos para os espécimes da liga 5083-O/H111 ensaiados, os espécimes 5S4 e 5S5.

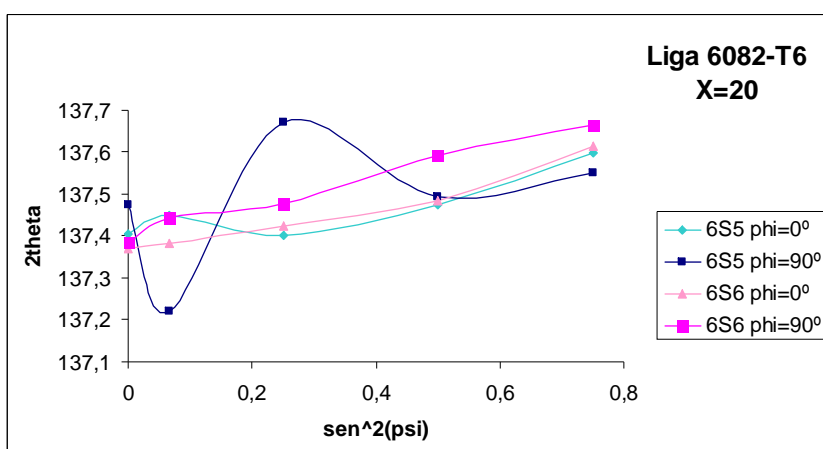


As rectas de regressão linear ajustadas aos pontos experimentais representados nas figuras anteriores, são as indicadas no quadro que se segue.

Rectas de regressão linear ajustadas aos pontos experimentais dos espécimes 5S4 e 5S5.

		Espécime 5S4	Espécime 5S5
X=0mm	$\varphi=0^\circ$	$Y= 3,1100*10^{-3}x+2,3730$ $R^2=0,8442$	$Y=2,9816*10^{-3}x+2,3734$ $R^2=0,5499$
	$\varphi=90^\circ$	$Y= 1,1089*10^{-3}x+2,3734$ $R^2=0,6192$	$Y= 2,5438*10^{-3}x+2,3721$ $R^2=0,8313$
X=20mm	$\varphi=0^\circ$	$Y= 3,3352*10^{-3}x+2,3728$ $R^2=0,7470$	$Y= 4,538*10^{-3}x+2,3731$ $R^2=0,9584$
	$\varphi=90^\circ$	$Y= 4,3523*10^{-4}x+2,3730$ $R^2=0,0238$	$Y= 4,8180*10^{-3}x+2,3709$ $R^2=0,9941$

A figura que se segue diz respeito aos espécimes 6S5 e 6S6, da liga 6082-T6, ensaiados.



As rectas de regressão linear ajustadas aos pontos experimentais representados nas figuras anteriores, são as indicadas no quadro que se segue.

Rectas de regressão linear ajustadas aos pontos experimentais dos espécimes 6S5 e 6S6.

		Espécime 6S5	Espécime 6S6
X=0mm	$\varphi=0^\circ$	$Y= 2,3023*10^{-3}x+2,3848$ $R^2=0,0275$	$Y= -1,2493*10^{-3}x+2,3855$ $R^2=0,0332$
	$\varphi=90^\circ$	$Y= -1,5310*10^{-3}x+2,3966$ $R^2=0,2056$	$Y= 9,2643*10^{-3}x+2,3807$ $R^2=0,8044$
X=20mm	$\varphi=0^\circ$	$Y= 3,8725*10^{-3}x+2,398$ $R^2=0,757$	$Y= 5,4389*10^{-3}x+2,3973$ $R^2=0,9545$
	$\varphi=90^\circ$	$Y= 3,9213*10^{-3}x+2,3983$ $R^2=0,1789$	$Y= 6,3139*10^{-3}x+2,3981$ $R^2=0,9807$

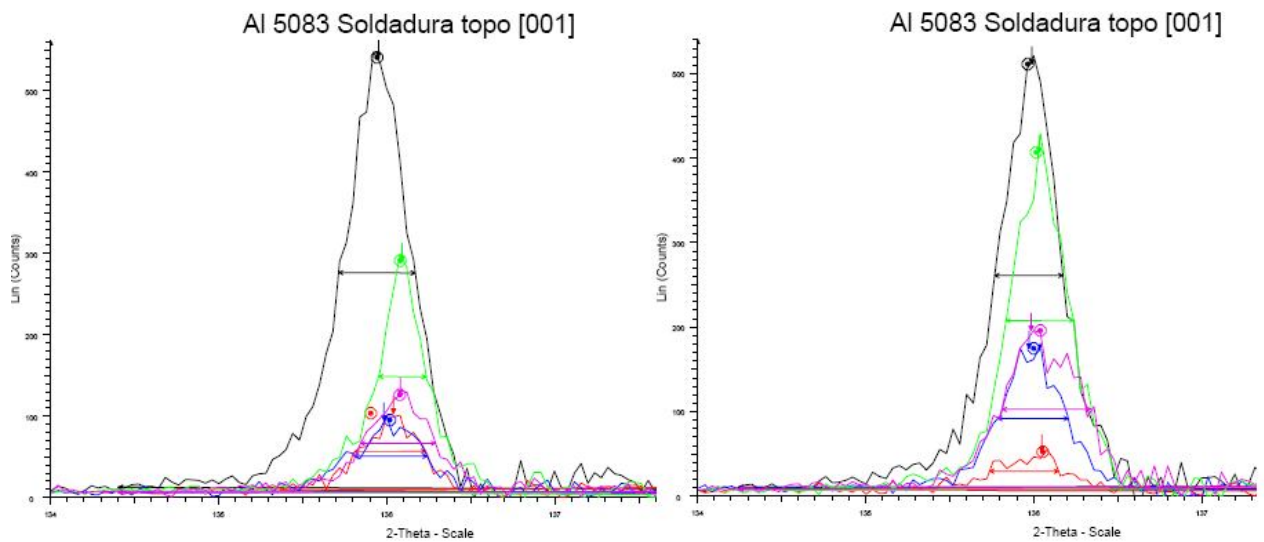


Com a obtenção das rectas de regressão linear é possível, recorrendo à expressão matemática acima deduzida, o cálculo do tensor das tensões no centro do cordão e a 20mm deste, assumindo um estado plano de tensões.

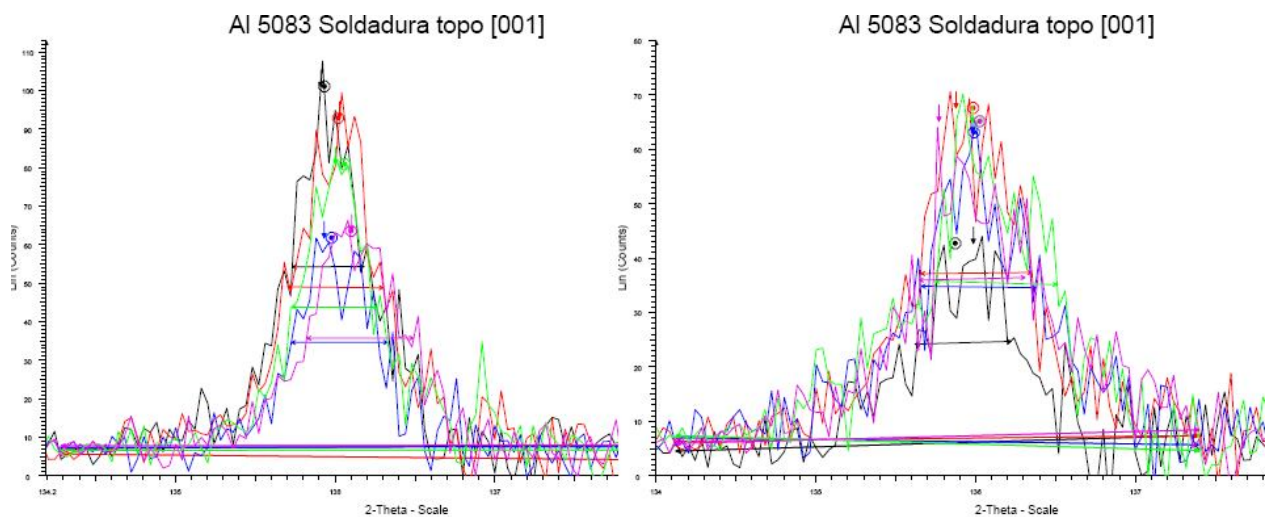
ANEXO E2 (espectros de DRX)

 $\Psi=0^\circ$ $\Psi=45^\circ$ $\Psi=15^\circ$ $\Psi=60^\circ$ $\Psi=30^\circ$

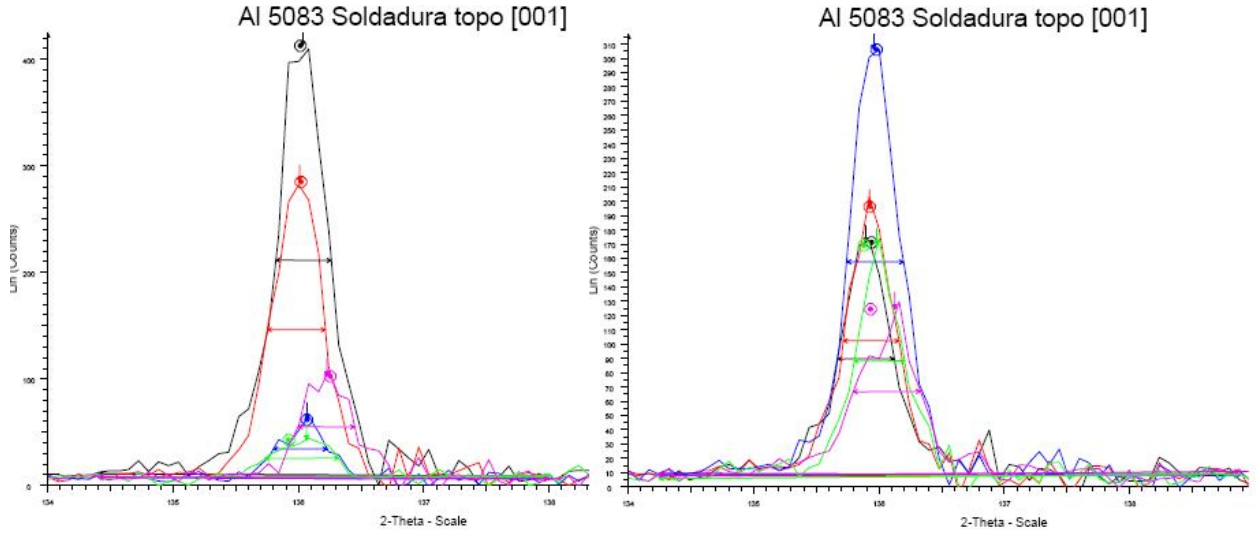
Espécimes da liga 5083-O/H111



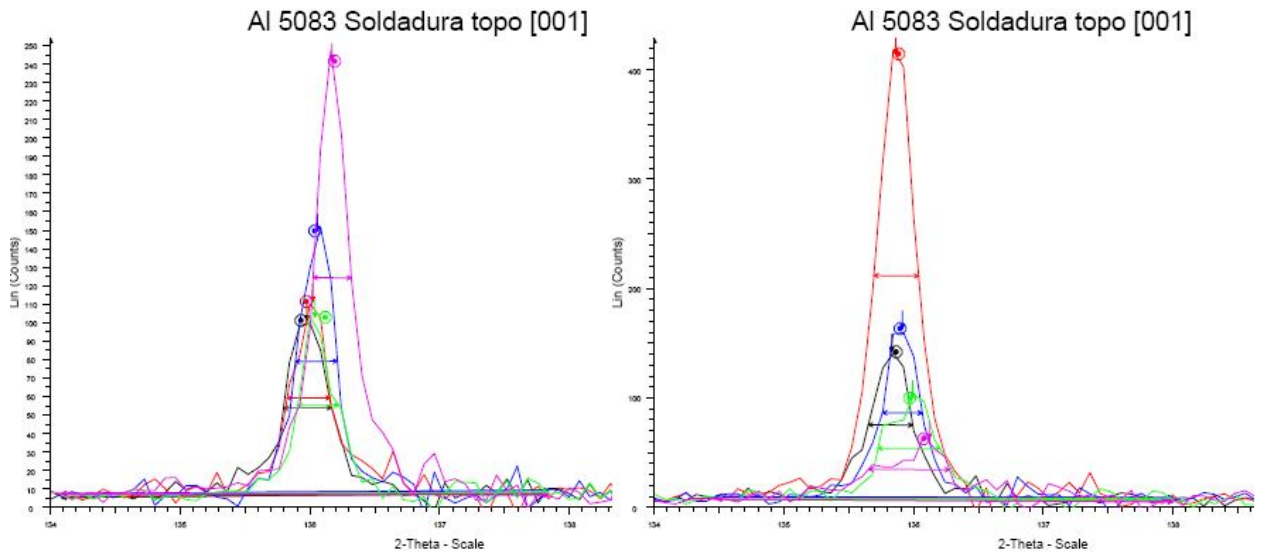
Espectro do espécime 5S4 para X=0mm e $\phi=0^\circ$ e 90° respectivamente.



Espectro do espécime 5S4 para X=20mm e $\phi=0^\circ$ e 90° respectivamente

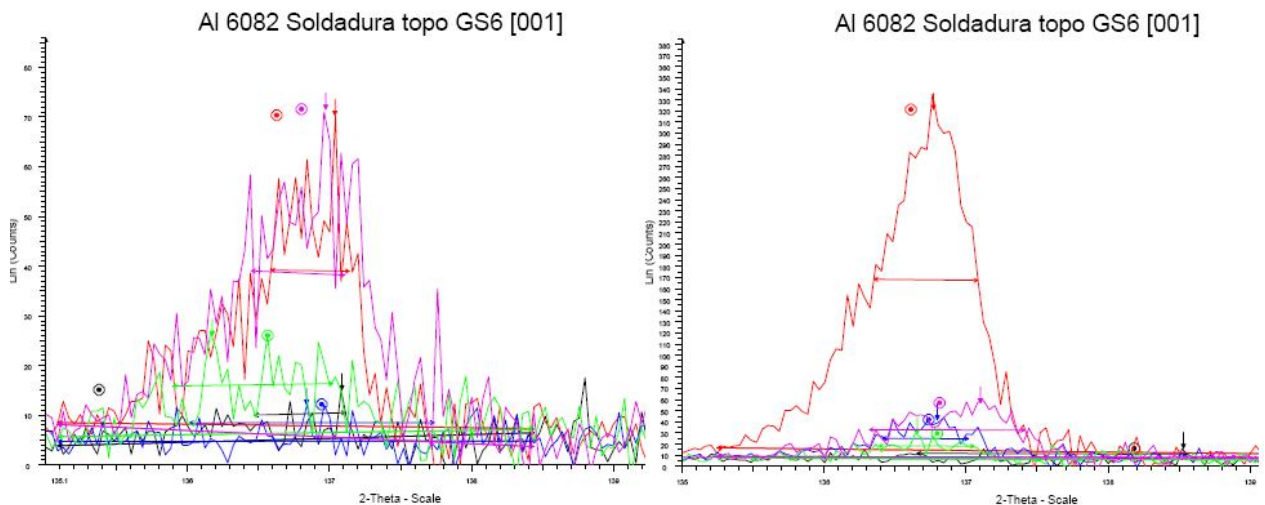


Espectro do espécime 5S5 para X=0mm e $\varphi=0^\circ$ e 90° respectivamente.

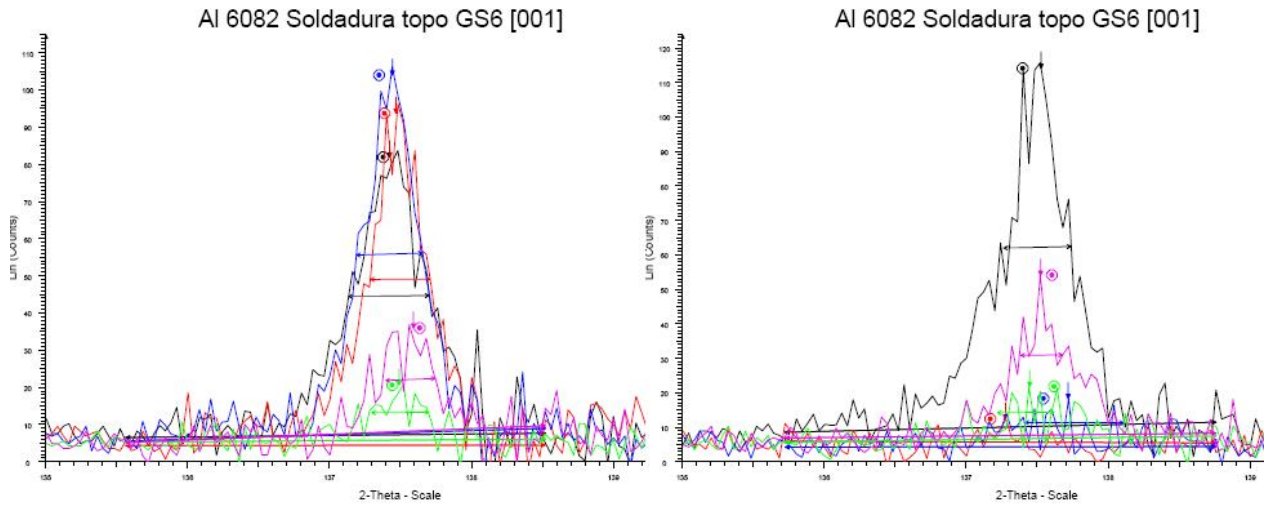


Espectro do espécime 5S5 para X=20mm e $\varphi=0^\circ$ e 90° respectivamente

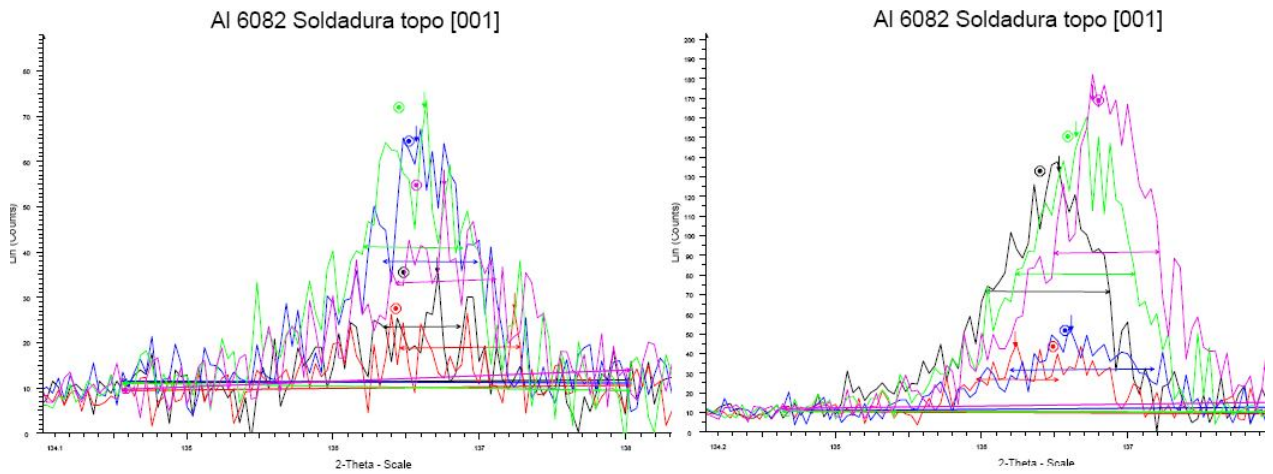
Espécimes da liga 6082-T6:



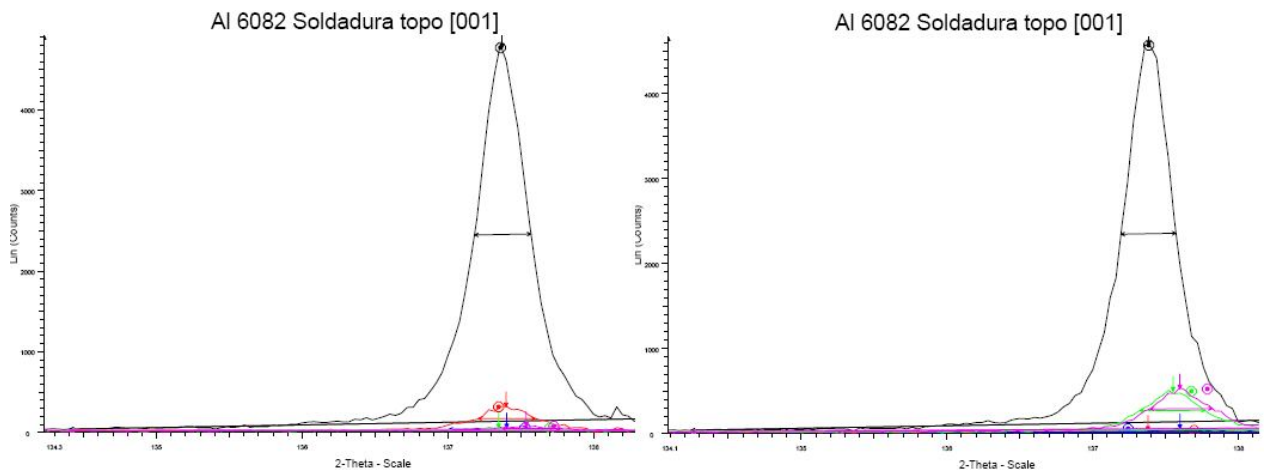
Espectro do espécime 6S5 para X=0mm e $\varphi=0^\circ$ e 90° respectivamente.



Espectro do espécime 6S5 para $X=20\text{mm}$ e $\varphi=0^\circ$ e 90° respectivamente.



Espectro do espécime 6S6 para $X=0\text{mm}$ e $\varphi=0^\circ$ e 90° respectivamente.



Espectro do espécime 6S6 para $X=20\text{mm}$ e $\varphi=0^\circ$ e 90° respectivamente.