



FCTUC FACULDADE DE CIÊNCIAS
E TECNOLOGIA
UNIVERSIDADE DE COIMBRA

DEPARTAMENTO DE
ENGENHARIA MECÂNICA

Tratamento térmico de soldadura robotizada CMT na liga AA6061-T4

Dissertação apresentada para a obtenção do grau de Mestre em Engenharia
Mecânica na Especialidade de Projeto Mecânico

Heat treatment of CMT robotic welding in AA6061-T4 alloy

Autor

Ricardo Fernando Lemos dos Santos

Orientadores

Professor Doutor Altino Loureiro

Professor Doutor Ivan Galvão

Júri

Presidente Professora Doutora Ana Paula Bettencourt Martins Amaro
Professora Auxiliar da Universidade de Coimbra

Orientador Professor Doutor Altino de Jesus Roque Loureiro
Professor Associado com Agregação da Universidade de
Coimbra

Vogal

Professor Doutor Rui Manuel Ferreira Leal
Professor Adjunto do Instituto Politécnico de Leiria



Triangle's Cycling Equipment S.A.

Coimbra, setembro, 2018

Agradecimentos

Gostaria de deixar um especial agradecimento ao Professor Doutor Altino de Jesus Roque Loureiro e ao Professor Doutor Ivan Garcia Galvão pela orientação, paciência, disponibilidade, conhecimentos transmitidos e motivação durante a elaboração desta dissertação.

Um agradecimento à empresa *Triangle's cycling Equipment S.A*, pelo fornecimento dos quadros analisados nesta dissertação.

Um agradecimento pela disponibilidade e apoio ao Professor Doutor José Valdemar Bidarra Fernandes.

Um agradecimento pela disponibilidade à Professora Doutora Sónia Luísa dos Santos Simões e ao Professor Doutor Manuel Fernando Gonçalves Vieira.

Um agradecimento pela disponibilidade e ajuda ao Professor Joel Alexandre da Silva de Jesus.

Um agradecimento ao Doutor Carlos Leitão e aos colegas David Andrade, Gustavo Senna e Inês Costa, pelos conhecimentos transmitidos.

Um agradecimento aos colegas de curso, em especial aos meus colegas do grupo de tecnologia de produção, com os quais partilhei o local de trabalho nestes últimos meses, pelo convívio e boa disposição diária.

Um agradecimento especial à minha família, por me terem dado a possibilidade de frequentar o curso de engenharia mecânica na Universidade de Coimbra.

Resumo

O objetivo desta dissertação de mestrado é estudar a influência das diferentes fases do tratamento térmico de envelhecimento na recuperação das propriedades mecânicas da liga AA6061-T4, após soldadura.

Quadros de bicicleta sujeitos a diferentes condições de tratamento térmico foram fornecidos pela empresa *Triangle's Cycling Equipment S.A.* Os quadros fornecidos foram soldados no estado T4. Uma vez soldados foram sujeitos a solubilização, têmpera, um tempo de espera à temperatura ambiente, seguido de envelhecimento artificial. Atualmente, a empresa utiliza 535°C no tratamento de solubilização e 185°C no tratamento de envelhecimento artificial. As mesmas temperaturas foram utilizadas no tratamento dos quadros fornecidos.

O tempo de envelhecimento artificial, bem como o efeito de um tempo de espera alargado foram estudados. Para o estudo do envelhecimento artificial foram analisados dois quadros com o mesmo tempo de solubilização e espera, sendo os seus tempos de envelhecimento artificial 6h e 8h. Um quadro com 24h de espera entre a têmpera e o tratamento de envelhecimento artificial foi estudado para analisar o efeito de um tempo de espera de um dia.

O quadro com maior tempo de envelhecimento artificial foi o que obteve melhores propriedades mecânicas. O quadro com 24h de tempo de espera foi o que apresentou pior recuperação, atingindo ainda assim, valores satisfatórios.

As soldaduras com baixa diluição de magnésio obtiveram pouca recuperação de dureza após os tratamentos térmicos. Junto ao centro de soldadura foi onde ocorreu menor diluição e conseqüente menor recuperação de propriedades.

Palavras-chave: Soldadura CMT, AA6061, Tratamento térmico, Solubilização, Tempo de espera, Envelhecimento artificial.

Abstract

The purpose of this masters' dissertation is to study the influence of the different stages of the aging heat treatment on the recovery of mechanical proprieties of AA6061-T4, after welding.

Bicycle frames subjected to different heat treatment conditions were supplied by the company Triangle's Cycling Equipment S.A. The frames were welded in T4 condition, once welded, they were subjected to solubilization, quenching, a waiting time at room temperature, followed by artificial aging. Currently, the company uses 535°C in the solubilization treatment and 185°C in the artificial aging treatment. The same temperatures were used in the treatment of the supplied frames.

The artificial aging treatment time, as well as the effect of an extended waiting time were studied. To study the artificial aging two frames were analyzed with the same solubilization time and waiting time, while their artificial aging times were 6h and 8h. A frame with 24h of waiting time between quenching and the artificial aging treatment, was studied in order to analyze the effect of a one day waiting time.

The frame with the highest artificial aging time was the one with the best mechanical properties. The frame with a waiting time of 24h was the one who showed worst recovery behavior, yet, reaching satisfactory results.

The welds with low dilution of magnesium got low hardness recovery after the heat treatments. Near the weld's center was where lower dilution occurred and consequent lower recovery of properties.

Keywords CMT Welding, AA6061, Heat treatment, Solubilization, Waiting time, Artificial aging.

Índice

Índice de Figuras	xi
Índice de Tabelas	xiii
Siglas	xv
1. INTRODUÇÃO.....	1
1.1. Enquadramento do problema	1
1.2. Objetivos.....	2
1.3. Estrutura.....	3
2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	5
2.1. Alumínio	5
2.1.1. Ligas de alumínio	5
2.1.2. Ligas da série 6XXX	7
2.1.3. Liga AA661	7
2.2. Mecanismos de endurecimento por precipitação	8
2.2.1. Tratamento térmico de Solubilização	9
2.2.2. Tratamento térmico de Têmpera.....	10
2.2.3. Tratamento térmico de Envelhecimento Artificial	11
2.3. Processo de Soldadura <i>Cold Metal Transfer</i> , CMT.....	13
2.4. Efeitos da soldadura CMT na microestrutura de ligas da série 6XXX.....	15
2.5. Efeito dos tratamentos térmicos pós soldadura CMT em ligas AA6061.....	16
2.6. Fissuração na zona parcialmente fundida em soldaduras da liga AA6061.....	18
3. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL	21
3.1. Tratamentos térmicos.....	21
3.2. Caracterização macro e microestrutural	22
3.3. Caracterização mecânica	24
4. APRESENTAÇÃO E DISCUSSÃO DE RESULTADOS.....	27
4.1. Análise estrutural	27
4.1.1. Macroestrutura.....	27
4.1.2. Microestrutura	30
4.2. Microdureza	33
4.2.1. Quadro F(S0,45_EA7,30_24).....	34
4.2.2. Quadros G(S1,30_EA6_8) e H(S1,30_EA8_8).....	36
4.3. SEM/EDS das diferentes regiões	38
4.4. Comportamento à tração	43
5. CONCLUSÕES E SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	45
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	47
APÊNDICE A	51
APÊNDICE B.....	53

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 1. Precipitados endurecedores das diferentes fases: a) Zonas Guinier-Preston; b) Fase β'' ; c) Fase β' (Dutta <i>et al.</i> , 1991); d) Fase β (Roven <i>et al.</i> , 2008).....	9
Figura 2. Diagrama pseudo-binário $Al - Mg_2Si$	10
Figura 3. Dureza de Vickers após envelhecimento artificial a 150°C (Marioara <i>et al.</i> , 2001).	12
Figura 4. Efeitos do tempo e temperatura de envelhecimento na dureza da liga AA6061 (Polat <i>et al.</i> , 2013).	13
Figura 5. Influência do efeito o tempo de espera no envelhecimento artificial (El-Azim <i>et al.</i> , 2016).....	13
Figura 6. Ondas de corrente e voltagem do processo CMT (Feng <i>et al.</i> , 2008).....	14
Figura 7. Microestrutura de soldadura CMT (a) Metal base, AA6061 - T6 (b) Zona parcialmente fundida (c) Zona fundida (Othman <i>et al.</i> , 2011).....	16
Figura 8. Evolução da Microdureza, antes e, após tratamento térmico (Ambriz <i>et al.</i> , 2010).	18
Figura 9. Fractografias SEM do centro de soldadura das amostras: (a) após soldadura, (b) após tratamentos térmicos (Ahmad e Bakar, 2011).	18
Figura 10. Legenda das ligações analisadas.	24
Figura 11. (a) Amostras analisadas por SEM, (b) Zeiss Gemini 2.....	24
Figura 12. Defeito Macroscópico na soldadura 9 do quadro F(S0,45_EA7,30_24).	30
Figura 13. Defeito Macroscópico da soldadura 2 do quadro G(S1,30_EA6_8).....	30
Figura 14. Micrografias representativas do MB para os quadros F(S0,45_EA7,30_24), G(S1,30_EA6_8) e H(S1,30_EA8_8), respectivamente a), b) e c).	32
Figura 15. Micrografias representativas da ZAC, das soldaduras 6 do quadro F(S0,45_EA7,30_24, 7 do quadro G(S1,30_EA6_8) e 8 do quadro H(S1,30_EA8_8) respectivamente a), b) e c).	32
Figura 16. Micrografias representativas da ZF, soldadura 1 do quadro G(S1,30_EA6_8), soldadura 3 do quadro G(S1,30_EA6_8), soldadura 1 do quadro H(S1,30_EA8_8) e da soldadura 3 do quadro F(S0,45_EA7,30_24) respectivamente a), b), c) e d).	33
Figura 17. Perfis de dureza do quadro F(S0,45_EA7,30_24).	35
Figura 18. Perfis de dureza do quadro G(S1,30_EA6_8).....	38
Figura 19. Perfis de dureza do quadro H(S1,30_EA8_8).....	38
Figura 20. Área analisada nas tabelas 10 e 11.....	40
Figura 21. Micrografia SEM de aglomerados de silício nas fronteiras de grão da ZF.....	42
Figura 22. Composição química dos aglomerados de silício nas fronteiras de grão da ZF.	42

Figura 23. Micrografia SEM de fissuração a quente e porosidade na ZF.....	43
Figura 24. Perfil de dureza da soldadura 6 do quadro F(S0,45_EA7,30_24).	51
Figura 25. Perfil de dureza da soldadura 8 do quadro F(S0,45_EA7,30_24).	51
Figura 26. Perfil de dureza da soldadura 9 do quadro F(S0,45_EA7,30_24).	52
Figura 27. Perfil de dureza da soldadura 3 do quadro H(S1,30_EA8_8).....	52
Figura 28. Provetes testados do quadro F(S0,45_EA7,30_24).	53
Figura 29. Provetes testados do quadro G(S1,30_EA6_8).....	53
Figura 30. Quadros testados do quadro H(S1,30_EA8_8).....	54

ÍNDICE DE TABELAS

Tabela 1. Propriedades dos três metais mais utilizados pela sociedade contemporânea.....	5
Tabela 2. Ligas de alumínio para trabalho mecânico e respectivos elementos (Sheppard, 1999).....	6
Tabela 3. Condições de tratamento adotadas pela empresa <i>Triangle's</i>	21
Tabela 4. Condições de tratamento dos quadros fornecidos pela empresa <i>Triangle's</i>	22
Tabela 5. Composição química do reagente <i>Poulton's</i>	23
Tabela 6. Dimensões das soldaduras para cada quadro estudado.....	27
Tabela 7. Valores de dureza médios do MB, para cada quadro estudado.	34
Tabela 8. Dureza média para cada zona do quadro F(S0,45_EA7,30_24).....	36
Tabela 9. Composição química das soldaduras na ZF, junto ao centro de soldadura.	39
Tabela 10. Composição química das soldaduras na ZF, junto à linha de fusão.	39
Tabela 11. Composição química das soldaduras na ZAC, Junto à linha de fusão.	39
Tabela 12. Valores de tensão máxima (MPa), deformação máxima (%), para cada quadro.	44

SIGLAS

CMT – *Cold Metal Transfer*

EDS – Espetroscopia de raios-X de energia dispersiva

GP – Guinier-Preston

MB – Metal Base

MIG – *Metal Inert Gas*

SEM – *Scanning electron microscopy*

T4 – Solubilizado e envelhecido naturalmente

T6 – Solubilizado e envelhecido artificialmente

TEM – *Transmission electron microscopy*

ZAC – Zona afetada pelo calor

ZF – Zona fundida

1. INTRODUÇÃO

1.1. Enquadramento do problema

A soldadura em Portugal é uma atividade industrial de referência em termos económicos, gerando alta empregabilidade nomeadamente na indústria metalomecânica. A soldadura permite garantir bons resultados na união de componentes metálicos devido à vasta gama de processos disponíveis para cada aplicação. Esses processos devem, portanto, ser devidamente estudados para garantir a máxima eficiência, nomeadamente a sua escolha, bem como os parâmetros a utilizar. Isto nem sempre acontece devido à falta de conhecimento sobre os efeitos de cada processo nos materiais a unir ou a falta de financiamento para o equipamento necessário. Uma das condições a ter em conta são os tratamentos térmicos a aplicar para a recuperação de propriedades dos materiais, bem como os parâmetros desses mesmos tratamentos para garantir uma melhor relação em termos de preço/qualidade.

A empresa *Triangle's – Cycling Equipments SA* é uma empresa de fabrico de quadros de bicicletas em alumínio destinados à produção de bicicletas elétricas e bicicletas comuns, através de um processo de soldadura totalmente robotizado, sendo mesmo a única fábrica no mundo a soldar quadros de alumínio por recurso a robots na sua totalidade. A empresa foi criada através de uma parceria das empresas Rodi, Miranda e Ciclo Fapril, empresas fortemente ligadas ao setor do ciclismo. Atualmente, utiliza a liga AA6061-T4 para o fabrico desses mesmos quadros, sendo soldados através do processo *Cold Metal Transfer* (CMT), um processo de soldadura que é uma variante do processo de soldadura *Metal Inert Gas* (MIG), mas com melhor qualidade de transferência metálica, tendo como principal diferença o facto de ser totalmente robotizado, aumentando assim a produtividade da fábrica.

O processo CMT é uma técnica de soldadura por fusão, que devido ao calor libertado pode originar vários problemas como fissuração, porosidades, empenamento dos tubos e a redução da resistência mecânica do material. Essas perdas de propriedades mecânicas são provocadas pela dissolução dos precipitados endurecedores, devido ao calor libertado, podendo apresentar perdas de resistência mecânica de 50% em comparação com o metal base. A posterior aplicação de tratamentos térmicos permite a recuperação dessas

perdas de resistência mecânica no material. As ligas de alumínio da série 6000, onde se inclui a liga AA6061 utilizada pela empresa *Triangle's*, são ligas termicamente tratáveis através de endurecimento por precipitação. O tratamento de endurecimento por precipitação utilizado pela empresa é constituído por um tratamento de solubilização, têmpera, seguido de um tempo de espera à temperatura ambiente e, finalmente, um envelhecimento artificial. Esses tempos de solubilização, espera e envelhecimento artificial, bem como as temperaturas de solubilização e envelhecimento artificial, influenciam a eficiência deste processo na recuperação das propriedades mecânicas da liga, sendo por isso determinante o seu estudo para otimizar o processo de produção da empresa *Triangle's*.

Neste sentido, o presente trabalho tem a finalidade de estudar a influência das diferentes fases do tratamento térmico de envelhecimento na recuperação das propriedades mecânicas da liga AA6061-T4, após soldadura CMT, procurando-se aumentar a relação qualidade/preço dos quadros fabricados pela empresa *Triangle's*. É importante referir que os quadros analisados foram produzidos em contexto industrial pela empresa *Triangle's*.

A parte experimental deste trabalho foi desenvolvida, maioritariamente no Grupo de Tecnologia de Produção do Departamento de Engenharia Mecânica (DEM) da Faculdade de Ciências e Tecnologia da Universidade de Coimbra (FCTUC). Realizaram-se, ainda, atividades laboratoriais complementares no Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto (FEUP) e no Instituto Pedro Nunes (IPN).

1.2. Objetivos

Por forma a dar-se a resposta ao objetivo global do trabalho, foram definidos vários objetivos parcelares. Procurou-se estudar as consequências da variação do tempo de envelhecimento artificial na recuperação das propriedades mecânicas dos quadros, pelo que foram produzidos quadros com diferentes tempos de envelhecimento artificial, mantendo-se o mesmo tempo de solubilização e de espera entre a têmpera e o envelhecimento artificial. Pretendeu-se também estudar as consequências de uma eventual paragem devido a imprevistos de produção na fábrica, tendo-se analisado um quadro com um tempo alargado de espera entre a têmpera e o envelhecimento artificial.

1.3. Estrutura

Uma vez enquadrado o problema e exposto o objetivo do trabalho, apresenta-se um capítulo de revisão bibliográfica, onde se procura dar a conhecer algum do trabalho já realizado sobre o tema em estudo. Posteriormente, nos capítulos 3 e 4 descreve-se o procedimento experimental adotado, sendo, de seguida, apresentados e discutidos os resultados obtidos. Por fim, no capítulo 5, apresentam-se as conclusões resultantes do desenvolvimento deste estudo, bem como algumas propostas para trabalhos a realizar no futuro.

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1. Alumínio

O alumínio é o elemento metálico mais abundante, ocupando aproximadamente 8% da crosta terrestre. Possui um aspeto cinza prateado devido a uma camada fina de óxidos que se forma na sua superfície, quando exposto ao ar. Essa camada de óxidos confere ao alumínio uma grande resistência à corrosão. Atualmente, e devido à facilidade em reciclar o alumínio, este metal é bastante utilizado na indústria sendo que as suas aplicações principais são 27% em transportes, 20% na construção, 16% em empacotamentos, 10% no fornecimento de eletricidade, 8% em maquinaria e equipamento, sendo previsto um crescimento de até 60 milhões de toneladas em 2020 (Fortain e Gadrey, 2013).

Na tabela 1, encontra-se uma comparação, feita pela Associação Brasileira do Alumínio (ABAL), das propriedades dos três metais mais utilizados atualmente. Quando comparado com os restantes metais mais utilizados, o alumínio é um metal extremamente maleável, de baixa densidade, apresenta altas condutividades térmica e elétrica e uma boa ductilidade.

Tabela 1. Propriedades dos três metais mais utilizados pela sociedade contemporânea (www.abal.org.br/aluminio/caracteristicas-quimicas-e-fisicas/).

Propriedades físicas típicas	Alumínio	Aço	Cobre
Densidade (g/cm^3)	2,70	7,86	8,96
Temperatura de fusão (°C)	660	1500	1083
Módulo de elasticidade (MPa)	70000	205000	110000
Coefficiente de dilatação térmica ($L/°C$)	23×10^{-6}	$11,7 \times 10^{-6}$	$16,5 \times 10^{-6}$
Condutividade térmica a 25°C ($Cal/cm/°C$)	0,53	0,12	0,94
Condutividade elétrica (%IACS)	61	14,5	100

2.1.1. Ligas de alumínio

Embora tenha boas propriedades, o alumínio apresenta baixa resistência mecânica, não podendo, por isso, ser aplicado numa vasta gama de aplicações industriais que requerem altas resistências mecânicas, nomeadamente, à fratura e deformação. No entanto, o alumínio tem também um ponto de fusão relativamente baixo para materiais

metálicos, 660°C, o que facilita a adição de outros elementos para a obtenção de ligas metálicas. Estas ligas, denominadas ligas de alumínio, podem ser ligas de fundição ou ligas de trabalho mecânico, sendo estas identificadas segundo o Sistema Europeu pelo prefixo AW.

Conforme a variedade e a quantidade de elementos presentes na liga, as suas propriedades podem variar bastante. Devido a essas grandes variações de propriedades, as ligas estão subdivididas por séries, que são classificadas conforme os principais elementos da liga e o grau de impurezas da liga. Na tabela 2, está apresentada a nomenclatura das ligas de trabalho mecânico. O primeiro de quatro números refere os principais elementos presentes na liga. O segundo número refere as modificações na liga, sendo “0” para ligas não modificadas, enquanto que “1”, “2” ou “3” indicam uma variante específica da liga normal, como o teor mínimo ou máximo de um determinado elemento. Os dois restantes números identificam a liga.

As séries são ainda subdivididas em ligas tratáveis termicamente, que são ligas que podem obter melhores propriedades mecânicas conforme o tratamento térmico a que foram sujeitas, e ligas não tratáveis, ou ligas encruáveis, cujas propriedades são apenas alteradas pelo grau de trabalho a frio a que foram sujeitas. Ambos os tipos de liga encontram-se ilustrados na tabela 2.

Tabela 2. Ligas de alumínio para trabalho mecânico e respetivos elementos (Sheppard, 1999).

Série	Elementos de liga principais	Termicamente tratáveis	Aplicações
AW 1XXX	Alumínio puro	-	Indústria química e elétrica
AW 2XXX	Cu	X	Aeronáutica
AW 3XXX	Mn	-	Aplicação geral
AW 4XXX	Si	-	Fios de soldadura
AW 5XXX	Mg	-	Transportes
AW 6XXX	Mg, Si	X	Estruturas e transportes
AW 7XXX	Zn	X	Aeronáutica
AW 8XXX	Sn, Li, Fe, Cu, Mg	X	-
AW 9XXX	Série Livre	-	-

2.1.2. Ligas da série 6XXX

As ligas da série 6XXX são caracterizadas pelos seus elementos de liga principais, o magnésio e o silício, que são responsáveis pelo endurecimento da liga, quando sujeita aos tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento. As ligas de alumínio da série 6xxx apresentam uma boa proporção resistência/peso, boa resistência à corrosão, boas propriedades mecânicas, sendo, por isso, bastante solicitadas em indústrias como a aeroespacial, automóvel e alimentar. De facto, dois terços de todos os produtos extrudidos são feitos de alumínio, sendo 90% da série 6XXX. Estas ligas são endurecíveis por solubilização e dispersão dos elementos Mg e Si, através de uma solução sólida obtida durante o tratamento térmico de solubilização, sendo, posteriormente, envelhecidas para formar precipitados endurecedores (Polat *et al.*, 2013).

São ligas com boa soldabilidade, sendo, no entanto bastante propícias a fissuração a quente. Para evitar a ocorrência de fissuração a quente, estas ligas devem ser soldadas com a adição de metais com elevado teor de silício, como os metais de adição AA4043 e AA5356, que aumentam a fluidez da soldadura (Othman *et al.*, 2011).

2.1.3. Liga AA6061

Desenvolvida em 1935, a liga AA6061 é uma liga termicamente tratável da série 6XXX. Quando sujeita a tratamento de solubilização, seguido de têmpera e envelhecimento artificial, as suas propriedades mecânicas aumentam bastante em comparação com a maioria das restantes ligas de alumínio. As suas propriedades finais são determinadas pela quantidade de solutos na matriz da solução sólida, bem como a quantidade, tipo, densidade, tamanho e natureza dos precipitados de segunda fase (Polat *et al.*, 2013). É considerada uma liga de média resistência e é usada, sobretudo, em aplicações que combinam resistência mecânica com boa resistência à corrosão (Sanders, 2001). Aplicações típicas desta liga incluem componentes para indústria automóvel e de transportes, construção naval, industrial em geral, componentes para máquinas, equipamentos elétricos.

Embora apresente boa soldabilidade, nomeadamente por TIG e MIG, devido às temperaturas a que fica sujeita durante o processo de soldadura, a liga perde grande parte das suas propriedades mecânicas, podendo, ainda assim, recuperar essas propriedades através de novos tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento.

2.2. Mecanismos de endurecimento por precipitação

Endurecimento por precipitação é um processo utilizado para melhorar as propriedades mecânicas de ligas tratáveis termicamente, em que precipitados finos produzidos de uma fase de impurezas impedem o movimento de deslocações. Qualquer obstáculo ao movimento das deslocações, endurece o material (Polat *et al.*, 2013).

Na figura 1 estão representadas as várias fases endurecedoras observadas por (Dutta *et al.*, 1991; Roven *et al.*, 2008). Segundo (Karabay, 2008), a sequência de precipitação para ligas Al-Mg-Si ocorre na respetiva ordem de:

- Solução sólida supersaturada, SSSS;
- Aglomerados atômicos;
- Zonas de Guinier-Preston, GP (Figura 1.a);
- Fase β'' , composta por Mg_5Si_6 em forma de agulhas (figura 1.b);
- Fase β' , composta por $Mg_{1-8}Si$ em forma de bastões (figura 1.c);
- Fase β incoerente, composta por Mg_2Si em forma de placas (figura 1.d).

Assim sendo, a sequência de precipitação para ligas Al-Si-Mg começa com a formação de zonas GP esféricas, que consistem num enriquecimento de átomos de Mg e Si. Após algum tempo de envelhecimento, as zonas GP alongam, tomando a forma de agulhas, criando precipitados β'' coerentes com a matriz. Dá-se, então, um crescimento desses precipitados em agulha, formando precipitados em forma de bastões semi-coerentes da fase β' e, finalmente, placas estáveis incoerentes com a matriz da fase β . Os precipitados vão crescendo conforme o aumento do tempo de envelhecimento (Emma e Salem, 2009).

A fase mais efetiva é a fase β'' , cujos precipitados coerentes finamente dispersos dificultam o movimento das deslocações. A fase β é composta por precipitados incoerentes com a matriz, de dimensões demasiado grandes, que dificultam a sua dispersão pela matriz. Esta fase corresponde a um sobreenvelhecimento que leva à perda de propriedades mecânicas obtidas nas fases anteriores. A sua formação resulta de temperaturas de envelhecimento artificial demasiado altas, durante tempos de envelhecimento demasiado longos.

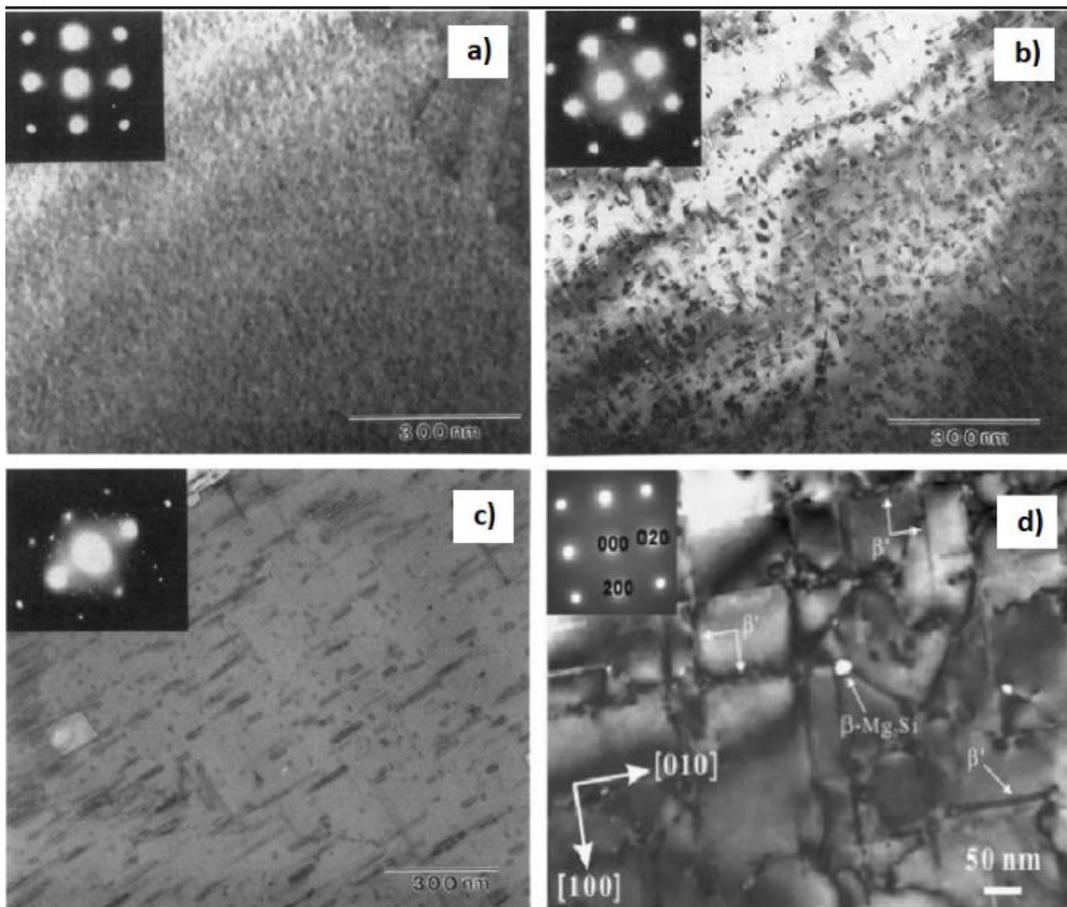


Figura 1. Precipitados endurecedores das diferentes fases: a) Zonas Guinier-Preston; b) Fase β' ; c) Fase β' (Dutta *et al.*, 1991); d) Fase β (Roven *et al.*, 2008).

2.2.1. Tratamento térmico de Solubilização

Durante o tratamento térmico de solubilização, a liga é sujeita a uma temperatura acima da linha solvus do diagrama pseudo-binário Al – Mg_2Si (figura 2), sendo mantida a essa temperatura de forma a solubilizar as fases Mg_2Si presentes na liga. Nesta região do diagrama, apenas existe a fase α em equilíbrio, composta por uma solução sólida de Al, Si e Mg. Após algum tempo, a liga é arrefecida bruscamente, de forma a evitar a formação da fase Mg_2Si , que ocorre abaixo da linha de solvus. Após solubilização, a liga é termodinamicamente instável, ocorrendo precipitação de fases $MgSi$. Este fenómeno é denominado envelhecimento natural, se ocorrer à temperatura ambiente, ou envelhecimento artificial se ocorrer a uma temperatura superior à temperatura ambiente.

(Quadro *et al.*, 2012) concluíram que temperaturas de solubilização entre os 520 e os 580°C originam melhores propriedades mecânicas em ligas Al-Si-Mg. Com tempos de envelhecimento de 2 a 8h, com temperaturas entre os 150 e os 180°C, a liga contém pequenas

zonas de Guinier-Preston, com diâmetro de 2,5nm, e precipitados em forma de agulha da fase β'' , com tamanho típico de 4nm x 4nm x 50nm.

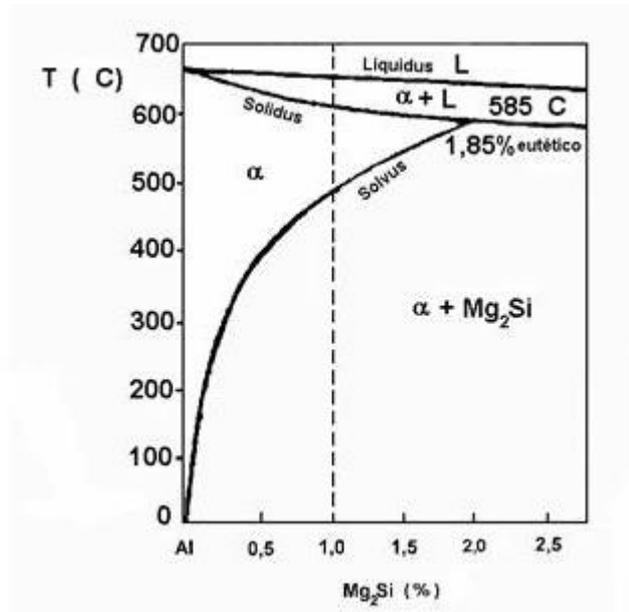


Figura 2. Diagrama pseudo-binário $Al - Mg_2Si$.

2.2.2. Tratamento térmico de Têmpera

O tratamento térmico de têmpera em ligas de alumínio Al-Mg-Si consiste num rápido arrefecimento da liga após solubilização, de forma a manter os solutos em solução sólida. Se o arrefecimento for demasiado lento, existe o risco de precipitação heterogénea nas fronteiras de grão e deslocações, o que resulta numa redução da supersaturação dos solutos, levando a um menor aumento de propriedades mecânicas após o envelhecimento. Para altas temperaturas, a taxa de difusão dos solutos é alta e a supersaturação é baixa, enquanto que para baixas temperaturas, a taxa de difusão é baixa e a supersaturação é alta, sendo que ocorre maior nucleação para temperaturas entre os 450°C e os 200°C na maior parte das ligas de alumínio. A presença da liga entre estas temperaturas deve, então, ser evitada com um arrefecimento rápido (Emma e Salem 2009).

(Martins, 2008) observou que a liga, quando arrefecida a água, apresenta melhores propriedades que quando arrefecida a ar. O arrefecimento a ar revela menor eficácia no que respeita à conservação de elementos de liga em solução sólida, dado à velocidade de arrefecimento ser inferior aos valores obtidos com arrefecimento a água.

2.2.3. Tratamento térmico de Envelhecimento Artificial

Quando se procede ao arrefecimento rápido, a solução sólida supersaturada é mantida à temperatura ambiente, o que leva a um envelhecimento natural, ou é mantida a uma temperatura mais elevada, promovendo o envelhecimento artificial. O envelhecimento leva à formação de precipitados endurecedores. Quando tratada com um envelhecimento natural, a cinética de precipitação da liga é mais lenta que quando envelhecida artificialmente. Se for envelhecida artificialmente, o controlo de temperatura e tempo permitem a obtenção de melhores propriedades mecânicas.

O tratamento térmico de envelhecimento artificial ocorre, então, após o tratamento de solubilização, em que a liga é sujeita a uma temperatura na ordem dos 150 a 180°C por tempos entre 2 e 8h. Este tratamento serve para aumentar a resistência mecânica das ligas de alumínio, pois promove a formação de fases MgSi endurecedoras (fases β'' e β') (Quadro *et al.*, 2012).

A figura 3 apresenta os valores de dureza da liga AA6082 observados por (Marioara *et al.*, 2001), após tratamento de solubilização de 540°C, durante 55 min, arrefecimento a água, à temperatura ambiente, e envelhecimento a 150°C. A dureza da liga aumenta uniformemente de 4 a 11h de envelhecimento, sendo que, após 11h, a dureza aumenta de forma muito mais lenta, até atingir o máximo de 128HV, após 2 dias. (Marioara *et al.*, 2001) observaram também que, após 4h de envelhecimento artificial, já era possível observar uma grande densidade de precipitados da fase β'' . Tal como o registado na medição de durezas, também o aumento do comprimento dos precipitados é mais lento entre as 11h e os 2 dias de envelhecimento.

Na figura 4, estão apresentados os valores de dureza registados por (Polat *et al.*, 2013), após variarem o tempo e a temperatura de envelhecimento artificial, precedido de uma solubilização a 550°C, durante 2h. A dureza máxima foi registada ao fim de 40h a 160°C, sendo que, após solubilização, a liga apenas demonstrava 54HV de dureza. (Polat *et al.*, 2013) atribuíram estes resultados ao facto de que, mantendo a liga a 160°C durante 40h, a sua microestrutura foi refinada pelo tratamento, obtendo uma boa dispersão dos precipitados, sendo β'' a fase de endurecimento coerente, juntamente com aglomerados semi-coerentes de β (Mg₂Si). Concluiu também que, para temperaturas de envelhecimento maiores, a liga obtém aumentos de dureza em menores períodos de tempo de envelhecimento, pois a taxa de precipitação é mais rápida. Segundo (Emma e Salem 2009),

para um envelhecimento a 170°C, o pico de dureza é obtido ao fim de cerca de 10h, enquanto que para 210°C o pico de dureza é atingido ao fim de cerca de 20 min.

O tempo de envelhecimento artificial necessário para atingir o pico do envelhecimento pode ser reduzido, sujeitando a liga a um tempo de espera à temperatura ambiente antes do tratamento de envelhecimento artificial (El-Azim *et al.*, 2016). Como representado nas curvas tensão-deformação da figura 5, (El-Azim *et al.*, 2016), ao aplicarem 100h de envelhecimento natural e 8h de envelhecimento artificial, obtiveram melhor comportamento à tração, quando comparado com apenas 18h de envelhecimento artificial. A influência do tempo de espera, é, no entanto, pouco consensual, uma vez que, os resultados para 18h de envelhecimento artificial, foram mais satisfatórios que, aplicar 100h de espera e 18h de envelhecimento artificial.

O tempo de espera a que a liga é sujeita, pode originar envelhecimento natural da liga. Durante esse envelhecimento natural, a supersaturação da solução sólida diminui, através, da formação de co-aglomerados de Si, o que leva a piores propriedades, quando a liga é, posteriormente, envelhecida artificialmente a temperaturas inferiores a 210°C. Para temperaturas de envelhecimento artificial superiores a 210°C, o efeito do envelhecimento natural, melhora a cinética da precipitação e a capacidade de endurecimento da liga (Pogatscher *et al.*, 2011).

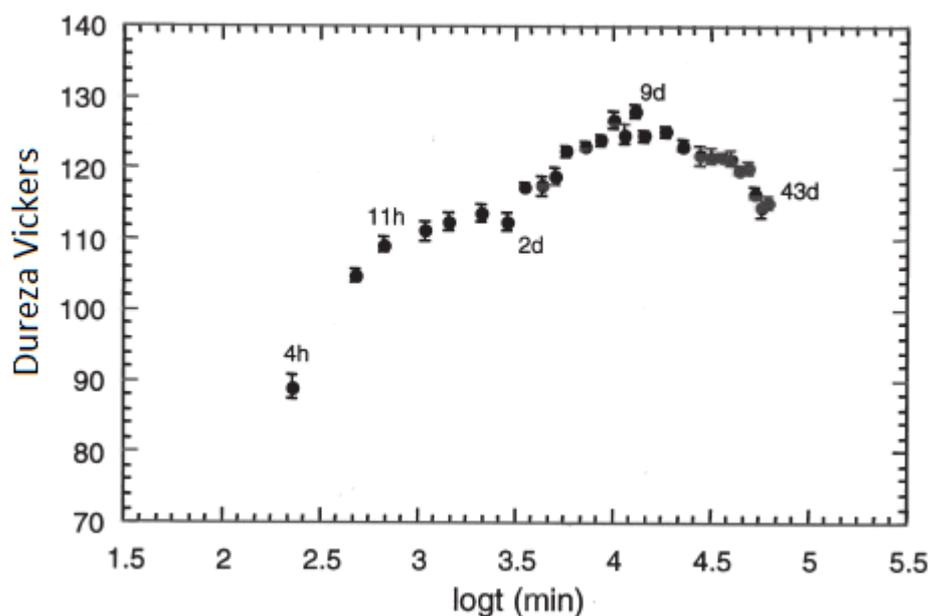


Figura 3. Dureza de Vickers após envelhecimento artificial a 150°C (Marioara *et al.*, 2001).

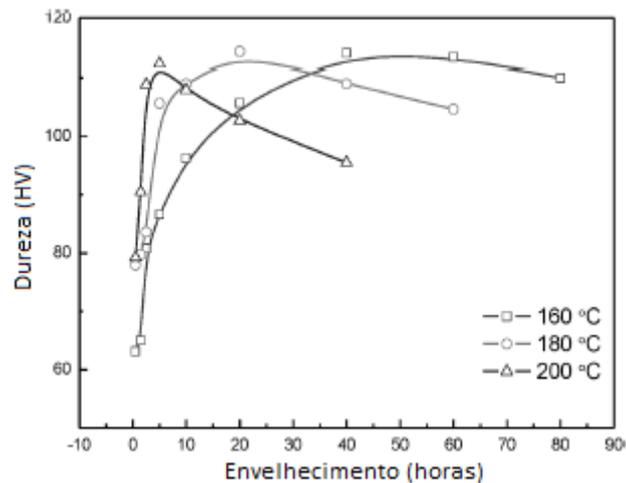


Figura 4. Efeitos do tempo e temperatura de envelhecimento na dureza da liga AA6061 (Polat *et al.*, 2013).

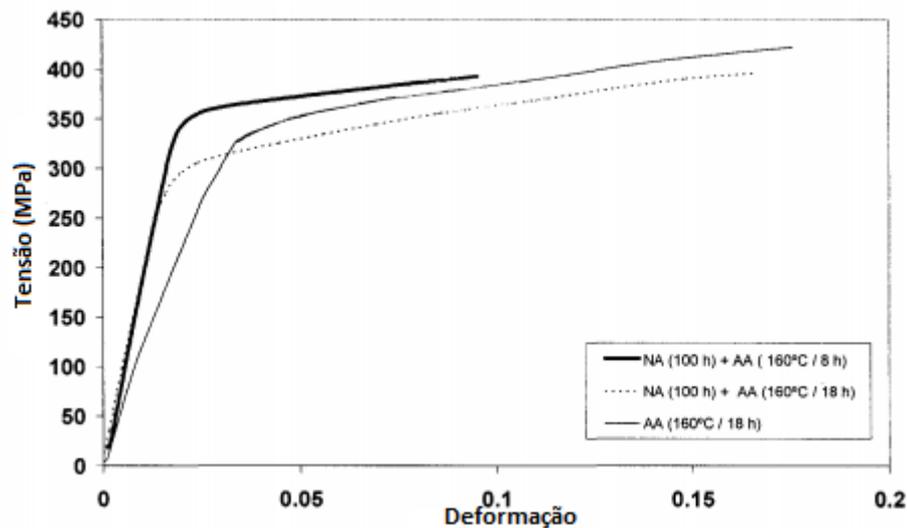


Figura 5. Influência do efeito o tempo de espera no envelhecimento artificial (El-Azim *et al.*, 2016).

2.3. Processo de Soldadura *Cold Metal Transfer*, CMT

CMT é um processo de soldadura por curto-circuito, baseado no processo de soldadura MIG. A principal diferença, é o controle de recuo do arame quando o curto-circuito ocorre, depositando, assim, uma gotícula de cada vez, através da ação da força gravítica. A transferência de calor necessária para a peça é muito menor e, diminui bastante os salpicos (Feng *et al.*, 2009). O processo, derivado do seu controle no recuo do arame, permite definir o tempo do curto-circuito. Conseqüentemente, a penetração obtida pelo processo é também controlada, sendo que, o aumento na duração do curto-circuito, origina

soldaduras com menor penetração (Pickin e Young, 2006). (Feng *et al.*, 2009) dividem o processo de deposição de cada gotícula em três fases (figura 6):

- Fase de corrente de pico, em que a voltagem do arco é mantida constante e correspondente a um pico de corrente que facilita o estabelecimento do arco elétrico, e, assim, o arame do eléctrodo é aquecido e uma gotícula formada;
- Fase de corrente em *background*, onde a corrente é diminuída abruptamente e mantida assim até acontecer o curto-circuito;
- Fase de curto-circuito, em que o arame do eléctrodo entra em contacto com o banho de fusão e a voltagem do arco é levada a zero, sendo enviado um sinal de retorno ao arame do eléctrodo, que recua deixando uma gotícula pela ação da gravidade. O arco elétrico é novamente estabelecido e o ciclo repete-se.

(Feng *et al.*, 2009) concluíram que o processo CMT é um método de transferência muito estável, devido ao bom controlo dos parâmetros (voltagem e corrente), que leva a um bom controlo do curto-circuito. A baixa taxa de salpicos, proporciona uma boa aparência das soldaduras. O autor concluiu ainda que este processo permite minimizar a energia calorífica transferida, o que diminui as deformações, sendo o método ideal para soldar folhas finas de alumínio.

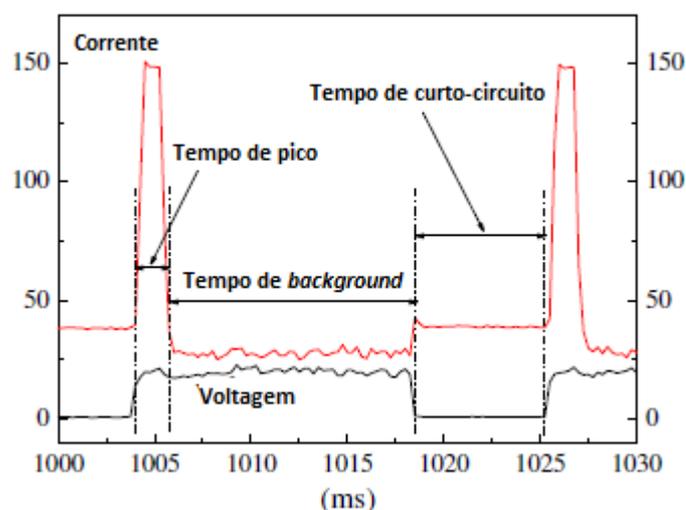


Figura 6. Ondas de corrente e voltagem do processo CMT (Feng *et al.*, 2009).

2.4. Efeitos da soldadura CMT na microestrutura de ligas da série 6XXX

Após o processo de soldadura CMT, a microestrutura da liga sofre alterações provenientes do calor induzido, do metal de adição e das condições em que a soldadura é efetuada. Concretamente, em termos de acabamento, (Othman *et al.*, 2011) observaram que as soldaduras feitas com adição do metal AA4043 obtiveram cordões de soldadura com maior concavidade, menor largura e menor penetração do que com o metal de adição AA5356. Isto deve-se ao facto do metal AA4043 ser constituído em 5% por silício, que confere uma maior fluidez e maior condutividade térmica, enquanto que o metal AA5356 é constituído em 5% por magnésio.

Na figura 7, estão representadas micrografias das diferentes zonas microestruturais observadas após soldadura CMT (Othman *et al.*, 2011). Na zona do metal base (MB), os grãos são alongados com partículas de Mg_2Si (figura 7.a). Na zona afetada pelo calor (ZAC), as fronteiras de grão dissolvem-se na zona parcialmente fundida ao longo da linha de fusão (figura 7.b). É também na ZAC que devido às altas temperaturas, se dá a recristalização do grão que fica mais refinado. Na zona fundida (ZF), os grãos colunares apresentam estrutura dendrítica (figura 7.c).

Durante o processo CMT, a dureza da ZAC, é afetada negativamente, caindo até valores inferiores a 85HV. Essa diminuição da dureza deve-se, ao engrossamento da fase β'' , que leva à formação da fase β' . Após a linha de fusão, na ZF, a dureza aumenta, ligeiramente, caindo novamente junto ao centro da soldadura. A queda de dureza junto ao centro da soldadura, pode ser atribuída, à redistribuição e perda de elementos endurecedores, como o Mg e o Si na ZF (Lei *et al.*, 2017).

Na ZF é também comum o aparecimento de porosidades. Estas porosidades devem-se à presença de hidrogénio, cuja solubilidade diminui durante a solidificação. O gás em excesso é solto e as bolhas de hidrogénio, que ficam retidas, assumem a forma de poros, após a solidificação. A presença de hidrogénio deve-se à humidade e contaminantes no metal base, metal de adição, atmosfera ou superfícies em contacto com a área da soldadura. A formação de poros é maior para baixas velocidades de soldadura e maiores correntes, sendo que o processo de soldadura CMT, devido às suas características de deposição rápida de gotículas com ocorrência de curto-circuito, pode reduzir a formação de porosidades (Kumar *et al.*, 2016).

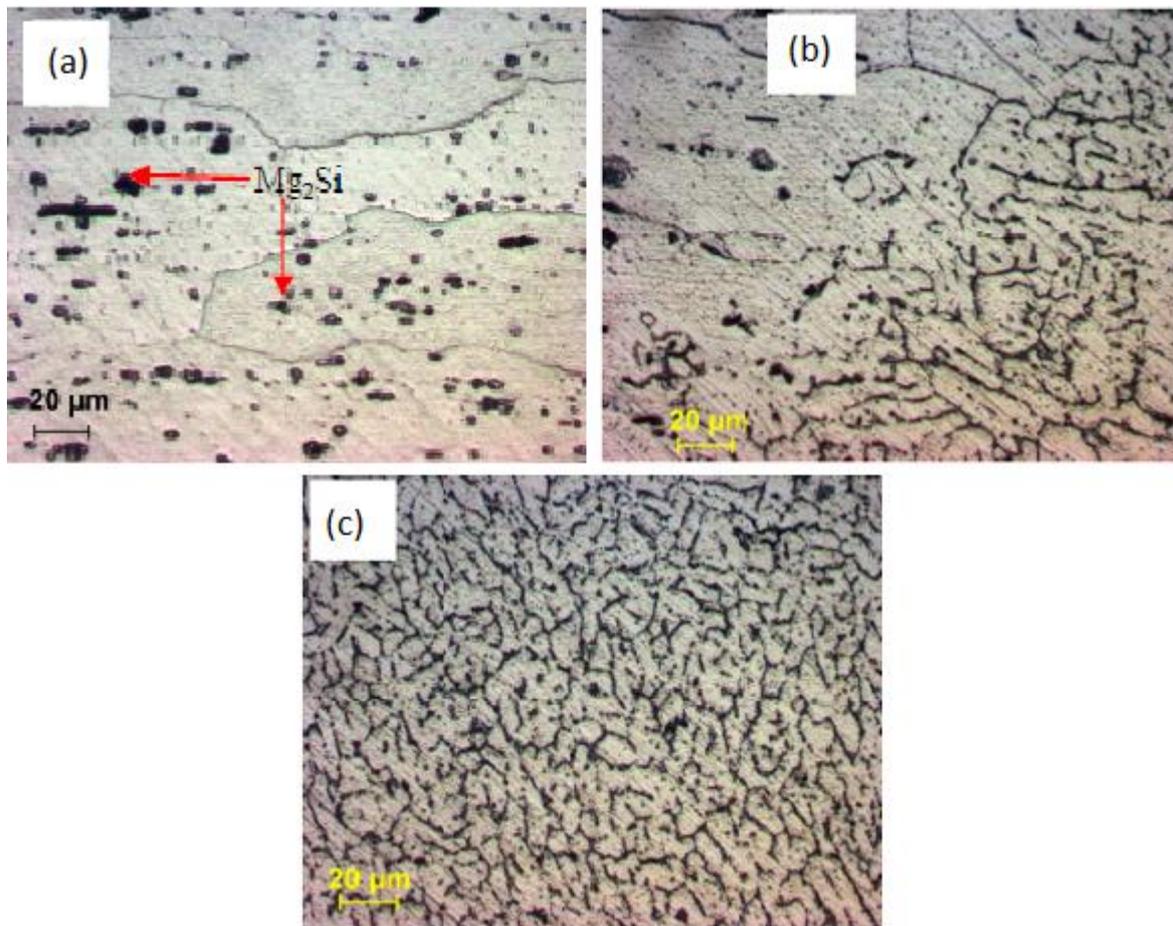


Figura 7. Microestrutura de soldadura CMT (a) Metal base, AA6061 - T6 (b) Zona parcialmente fundida (c) Zona fundida (Othman *et al.*, 2011).

2.5. Efeito dos tratamentos térmicos pós soldadura CMT em ligas AA6061

(Ahmad e Bakar, 2011) analisaram o efeito de um tempo de solubilização de 1h a 530°C, com um envelhecimento artificial a 160°C durante 20h. O metal de adição utilizado foi o AA4043. Após soldadura obteve uma dureza média na zona fundida de 68,8HV, sendo que após tratamento térmico registou um aumento de 25,6%, registando uma dureza de 86,41HV. Por sua vez, (Sevim *et al.*, 2012) obtiveram as melhores propriedades de dureza com envelhecimento a 185°C, durante 14h. Após soldadura a dureza registada era de 38HV, sendo que após tratamento térmico, a dureza subiu para 104HV. (Sevim *et al.*, 2012) concluíram, que aplicar tratamento térmico após a soldadura, pode aumentar significativamente a dureza das amostras. Concluiu também que o MB era a zona que melhor

dureza apresentava. (Sevim *et al.*, 2012) atribuíram o aumento de dureza, à precipitação de segunda fase.

Na figura 8, estão representados os valores de dureza obtidos por (Ambriz *et al.*, 2010), após soldadura e, posteriormente, após tratamento térmico. Após soldadura a ZF apresenta valores de dureza superiores aos da ZAC. Após tratamento térmico, a dureza da ZAC é superior aos da ZF. Os autores atribuíram a menor dureza da ZAC após soldadura, a sobreenvelhecimento da liga. (Ambriz *et al.*, 2010) observaram ainda que após os tratamentos térmicos, ocorreu endurecimento por precipitação na ZF, uma vez que, o seu valor de dureza aumentou. Os autores registaram Mg proveniente da liga AA6061 presente na soldadura, o que por sua vez, a tornou sensível ao tratamento térmico, formando de precipitados endurecedores β'' . A dureza na ZF aumentou com o aproximar da linha de fusão, havendo por isso, uma densidade menor de precipitados com o aproximar do centro de soldadura. Estes resultados vão ao encontro dos estudos de (Pérez *et al.*, 2016), que, também, associaram o aumento da dureza na soldadura, à diluição de Mg, que dá à soldadura a possibilidade de formar precipitados endurecedores.

Em termos de resistência à tração, (Sevim *et al.*, 2012) concluíram que, o aumento de tempo e temperatura de envelhecimento, aumenta a resistência à tração até atingir um máximo. (Ahmad e Bakar, 2011) registaram um aumento menos significativo de apenas 3,8%, sendo que após soldadura a amostra tinha uma resistência de 53,61MPa, enquanto que após tratamento térmico a resistência aumentou para 55,32MPa. O tratamento térmico aumentou também a percentagem de alongamento em 21,5%, aumentando de 6,69% para 8,13% de alongamento à rotura, devido ao tratamento de solubilização. O aumento das propriedades mecânicas após tratamento térmico foi atribuído pelos autores à produção de uma boa e uniforme distribuição de precipitados nas juntas soldadas, atribuindo também relevância às características do processo CMT, como a baixa taxa de calor envolvido e a ausência de salpicos. (Pérez *et al.*, 2016) acrescentaram ainda, que a formação de porosidades na ZF promove a concentração de tensões à volta dos poros, quando sujeitos a uma força de tração, fator que limita a ductilidade das amostras.

(Ahmad e Bakar, 2011) observaram também através de fractografias SEM (figura 9) que as amostras após tratamento térmico registaram menor tamanho de grão e menos espaçamento entre grãos. Durante os ensaios de tração todas as amostras partiram na ZAC, concluindo que é a zona mais fraca das amostras.

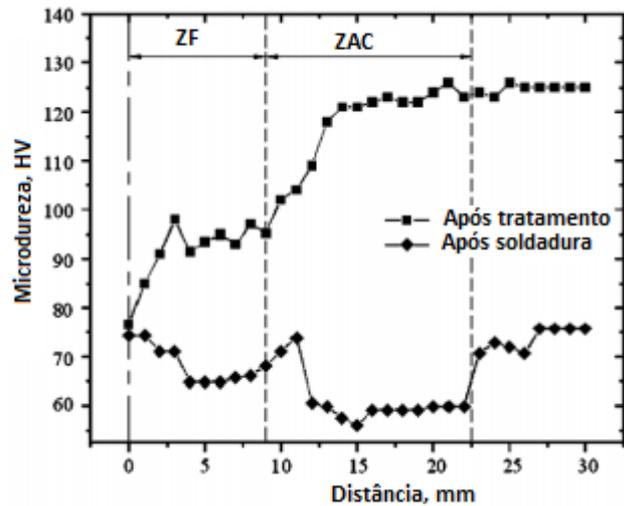


Figura 8. Evolução da Microdureza, antes e, após tratamento térmico (Ambriz *et al.*, 2010).

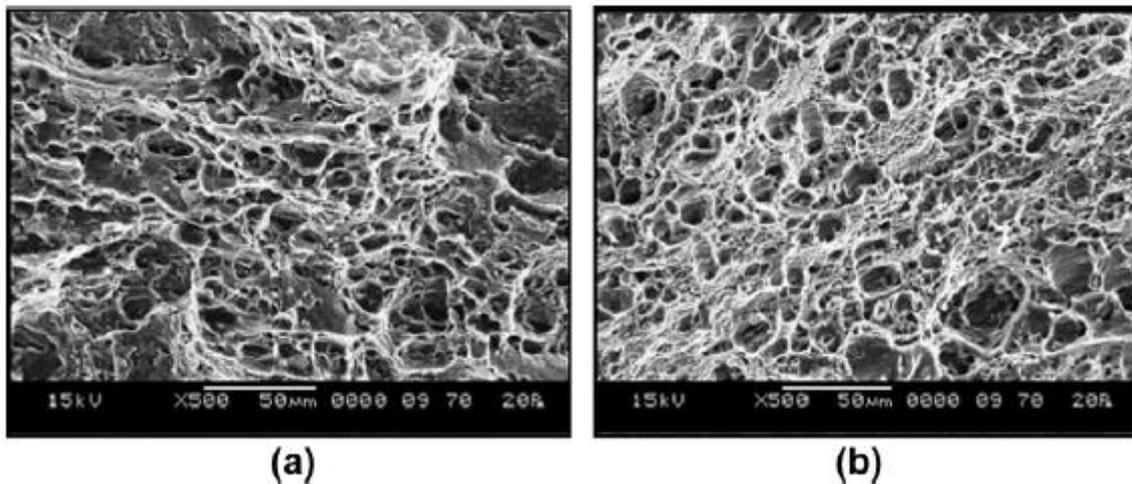


Figura 9. Fractografias SEM do centro de soldadura das amostras: (a) após soldadura, (b) após tratamentos térmicos (Ahmad e Bakar, 2011).

2.6. Fissuração na zona parcialmente fundida em soldaduras da liga AA6061

Fissuração na zona parcialmente fundida, ou fissuração por liquação, ocorre ao longo das fronteiras de grão na zona imediatamente após a linha de fusão, devido a tensões residuais derivadas das transformações elásticas e plásticas que ocorrem durante a soldadura, quando a liga é aquecida acima da temperatura eutética. Ocorre também quando a liga é exposta a temperaturas acima da linha *solidus*, se for sujeita a tratamento térmico de solubilização antes de ser soldada (Rao *et al.*, 2008).

Para o metal de adição ER4043, apenas ocorrem fissuras transversais que se desenvolvem ao longo das fronteiras de grão (Miyazaki *et al.*, 1990), sendo que a liga AA6061, no estado T4, é menos suscetível a fissuração que no estado T6, após envelhecimento. Uma baixa segregação de silício e magnésio nas fronteiras de grão, bem como uma zona fundida dúctil, contribuem para uma maior resistência à fissuração (Rao *et al.*, 2008).

3. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

No presente capítulo, encontram-se descritas as várias atividades experimentais realizadas no âmbito deste estudo. Uma vez descritas as condições dos tratamentos térmicos, abordam-se todos os ensaios destinados à caracterização macro/microestrutural e mecânica (microdureza e tração) dos quadros.

3.1. Tratamentos térmicos

Os quadros em análise foram fornecidos após terem sido submetidos a diferentes condições de tratamento térmico, sendo as temperaturas de tratamento iguais às atualmente praticadas pela empresa *Triangle's*. As temperaturas de solubilização e de envelhecimento artificial operadas pela empresa *Triangle's* são, respetivamente, 535°C e 185°C, sendo o tempo de espera realizado à temperatura ambiente. Os tempos de tratamento adotados atualmente pela empresa encontram-se apresentados na Tabela 3.

Tabela 3. Condições de tratamento adotadas pela empresa *Triangle's*.

Tratamento Térmico		
Tempo de Solubilização	Tempo de espera	Tempo de Envelhecimento Artificial
1h30	6h00	7h30

Na Tabela 4, estão apresentadas as condições de tratamento aplicadas aos quadros fornecidos para estudo pela empresa *Triangles'*, sendo que, na nomenclatura utilizada neste trabalho, se utilizaram as iniciais “S” para representar o tratamento de solubilização e “EA” para envelhecimento artificial. Estas iniciais são sempre seguidas pelo tempo de tratamento a que estão sujeitos os quadros. O último número representa o tempo de espera entre a têmpera e o envelhecimento artificial.

Com o objetivo de analisar a influência do tempo de envelhecimento artificial, a empresa *Triangle's* disponibilizou quadros que foram submetidos a tempos de solubilização de 1h30min, tempo de espera entre têmpera e envelhecimento artificial de 8h e tempos de envelhecimento artificial de 6h e 8h, ou seja, os quadros G(S1,30_EA6_8) e H(S1,30_EA8_8), respetivamente (Tabela 4). Adicionalmente, forneceu o quadro F(S0,45_EA7,30_24), cuja análise serviu para estudar os efeitos de uma eventual paragem do processo produtivo. Conforme se indica na Tabela 4, este quadro apresenta tempos de solubilização e envelhecimento artificial de 45 min e de 7h30, respetivamente, e tempo de

espera entre têmpera e envelhecimento artificial de 24h. Todos os quadros fornecidos para estudo pela empresa *Triangle's* encontram-se no estado T6.

Tabela 4. Condições de tratamento dos quadros fornecidos pela empresa *Triangle's*.

Designação	Tratamento Térmico		
	Tempo de Solubilização	Tempo de Espera	Tempo de Envelhecimento Artificial
Quadro F(S0,45_EA7,30_24)	0h45	24h	7h30
Quadro G(S1,30_EA6_8)	1h30	8h	6h
Quadro H(S1,30_EA8_8)	1h30	8h	8h

3.2. Caraterização macro e microestrutural

O trabalho experimental teve início com o corte dos quadros na zona das ligações. Foram retiradas amostras de diferentes zonas do quadro, conforme se ilustra na figura 10. Estudaram-se as soldaduras nas zonas do tubo de direção (soldaduras 1, 2, 3), *dropouts* (soldadura 4), caixa de pedaleiro (soldaduras 5, 6, 7), tubo do selim (soldadura 8) e reforço (soldadura 9). A preparação metalográfica das amostras consistiu em operações de desbaste, polimento e de ataque químico, para revelação da microestrutura das zonas de ligação e regiões adjacentes. As operações decorreram na seguinte ordem:

- Desbaste das amostras através da ação de lixas de granulometria decrescente (P180, P320, P600, P1000, P2500);
- Polimento inicial das amostras com uma suspensão de diamante de 6 μ m, com recurso ao pano apropriado e devida lubrificação;
- Polimento final das amostras com uma suspensão de diamante de 3 μ m, com recurso ao pano apropriado e devida lubrificação;
- Sucessivos ataques químicos às amostras recorrendo ao reagente químico *Poulton's*, composto pela mistura das soluções químicas apresentadas na Tabela 5.

Tabela 5. Composição química do reagente *Poulton's*.

Solução 1		Solução 2	
Reagente	Quantidade	Reagente	Quantidade
HCl	6ml	CrO_3	2g
HNO_3	3ml	H_2O	10ml
HF	0,5ml	HNO_3	6ml
H_2O	0,5ml		

A amostras foram observadas com recurso ao microscópio ótico Leica DM 4000 M LED e ao microscópio ótico Zeiss Axiotech 100 HD, sendo fotografadas por uma máquina fotográfica Leica MC 120HD, acoplada ao microscópio ótico.

Para melhor compreender os fenómenos microestruturais promovidos pelos tratamentos térmicos na liga AA6061, procedeu-se à análise do material por Microscopia Eletrónica de Transmissão (TEM). A preparação para a análise TEM consistiu na remoção de amostras de metal base dos quadros, seguindo-se uma operação de desbaste com recurso a lixas de granulometria decrescente (P500, P1000, P2500) até a amostra apresentar uma espessura não superior a 0,1mm. A espessura da amostra foi continuamente medida até obter o valor desejado, sendo, então, retiradas da amostra várias lâminas finas com 5mm de diâmetro. Obtidas as lâminas finas, estas foram sujeitas a um polimento eletrolítico, tendo sido utilizado como eletrólito um concentrado de 25% de ácido nítrico em metanol. O polimento eletrolítico foi efetuado com recurso ao equipamento Struers Tenupol-3 com uma voltagem de 30V e uma amplitude de corrente de 0,5A. O polimento eletrolítico foi realizado no Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto. No entanto, devido a problemas com o equipamento não foi possível realizar a análise.

Algumas amostras, com resultados insatisfatórios, bem como duas amostras com boa recuperação (figura 11.a) foram, posteriormente, analisadas por SEM/EDS, com recurso ao microscópio Zeiss Gemini 2 (figura 11.b). As amostras selecionadas foram retiradas da resina, após terem sido sujeitas, a um ligeiro polimento. Seguiu-se a limpeza das amostras através da ação de ultrassons. A visualização das amostras por SEM foi realizada no Instituto Pedro Nunes.



Figura 10. Legenda das ligações analisadas.

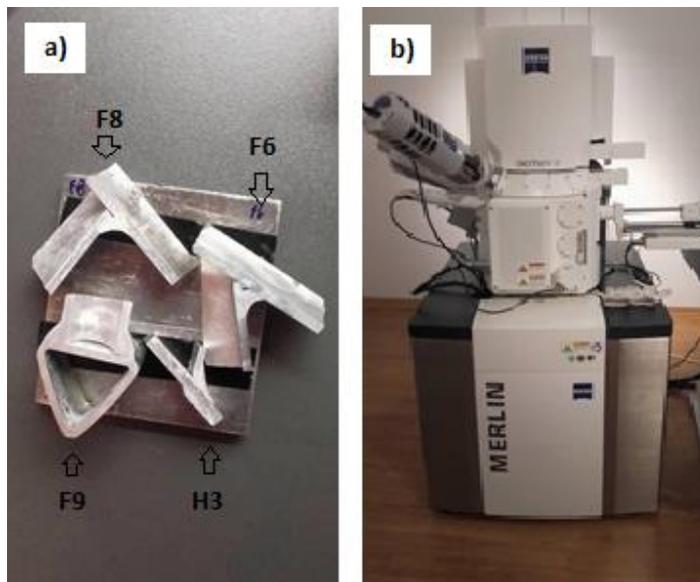


Figura 11. (a) Amostras analisadas por SEM, (b) Zeiss Gemini 2.

3.3. Caracterização mecânica

As medições de microdureza foram feitas para as zonas do MB, ZAC e ZF. Procedeu-se ao cálculo da uma média das medições no MB para cada quadro, de modo a comparar os resultados das zonas afetadas pelo processo de soldadura com os valores de dureza obtidos para o restante quadro. As medições foram efetuadas segundo a condição HV0,2 (carga de 1,961N), com tempo de indentação de 15 segundos. A análise de microdureza foi efetuada num microdurómetro *Struers Duramin 1*.

Foram também, realizados, ensaios de tração ao MB para cada condição de tratamento. Para tal, foram retirados três provetes do tubo inferior de cada quadro. Os provetes foram maquinados com um comprimento de referência de 50mm e espessura de 2mm, obtendo a forma de osso de cão, segundo a Norma ASTM E 8M – 04. Os ensaios foram, realizados, com velocidade de travessão de 1mm/min, com recurso a uma máquina de tração Instron® Model 4206.

4. APRESENTAÇÃO E DISCUSSÃO DE RESULTADOS

4.1. Análise estrutural

4.1.1. Macroestrutura

Neste subcapítulo são apresentadas as dimensões base de cada soldadura, para uma melhor compreensão da sua geometria e avaliação da sua qualidade. As dimensões foram medidas a partir das macrografias retiradas das soldaduras de cada quadro, com recurso ao programa *ImageJ*. Estes resultados encontram-se apresentados na tabela 6, juntamente com algumas macrografias do quadro F(S0,45_EA7,30_24). O nível de qualidade de cada soldadura foi calculado segundo a norma ISO 10042:2006. Algumas soldaduras não foram realizadas nos quadros G(S1,30_EA6_8) e H(S1,30_EA8_8). Foram encontradas imperfeições semelhantes para cada quadro.

Conforme se ilustra na tabela 6, todos os quadros apresentaram falta de penetração na raiz. A falta de penetração pode originar uma baixa diluição do metal AA6061 com o metal AA4043. Sendo o metal AA4043 não tratável termicamente, a presença do Mg proveniente do metal AA6061 é essencial para a formação de precipitados endurecedores. A baixa penetração, pode então, resultar em algumas ligações não apresentarem a resistência mecânica pretendida. No entanto, segundo (Pickin e Young, 2006), CMT é um processo cuja penetração é controlável através do controlo da duração do curto-circuito. A falta de penetração, pode assim, ser associada à falta de consideração pelas diferentes geometrias em cada soldadura, durante a seleção dos parâmetros de soldadura.

Tabela 6. Dimensões das soldaduras para cada quadro estudado.

Macrografia	Tipo de Junta	Penetração	Largura	Qualidade
 <p>Soldadura 1</p>	Junta de filete	$\text{Quadro} \begin{cases} F = 2,406 \text{ mm} \\ G = 3,692 \text{ mm} \\ H = 2,897 \text{ mm} \end{cases}$	$\text{Quadro} \begin{cases} F = 5,929 \text{ mm} \\ G = 8,495 \text{ mm} \\ H = 8,078 \text{ mm} \end{cases}$	Falta de penetração na raiz – Classe C

	Junta de filete	$\text{Quadro} \begin{cases} F = 5,546 \text{ mm} \\ G = 4,814 \text{ mm} \\ H = - \end{cases}$	$\text{Quadro} \begin{cases} F = 8,388 \text{ mm} \\ G = 3,668 \text{ mm} \\ H = - \end{cases}$	Falta de penetração na raiz – Classe D
	Junta de filete	$\text{Quadro} \begin{cases} F = 3,017 \text{ mm} \\ G = 3,755 \text{ mm} \\ H = 2,49 \text{ mm} \end{cases}$	$\text{Quadro} \begin{cases} F = 7,094 \text{ mm} \\ G = 8,458 \text{ mm} \\ H = 7,388 \text{ mm} \end{cases}$	Folga de raiz – Classe B
	Junta de topo	$\text{Quadro} \begin{cases} F = 1,455 \text{ mm} \\ G = 2,978 \text{ mm} \\ H = 1,889 \text{ mm} \end{cases}$	$\text{Quadro} \begin{cases} F = 4,088 \text{ mm} \\ G = 6,36 \text{ mm} \\ H = 7,078 \text{ mm} \end{cases}$	Convexidade excessiva – Classe B
	Junta de topo	$\text{Quadro} \begin{cases} F = 1,613 \text{ mm} \\ G = - \\ H = - \end{cases}$	$\text{Quadro} \begin{cases} F = 7,001 \text{ mm} \\ G = - \\ H = - \end{cases}$	Convexidade excessiva – Classe B
	Junta de filete	$\text{Quadro} \begin{cases} F = 2,953 \text{ mm} \\ G = 5,132 \text{ mm} \\ H = 2,704 \text{ mm} \end{cases}$	$\text{Quadro} \begin{cases} F = 5,506 \text{ mm} \\ G = 6,71 \text{ mm} \\ H = 6,99 \text{ mm} \end{cases}$	Falta de penetração na raiz – Classe B
	Junta de filete	$\text{Quadro} \begin{cases} F = 3,629 \text{ mm} \\ G = 3,433 \text{ mm} \\ H = 2,746 \text{ mm} \end{cases}$	$\text{Quadro} \begin{cases} F = 9,531 \text{ mm} \\ G = 9,299 \text{ mm} \\ H = 12,09 \text{ mm} \end{cases}$	Convexidade excessiva – Classe B

 <p>Soldadura 8</p>	Junta de filete	$\text{Quadro} \begin{cases} F = 3,621 \text{ mm} \\ G = 3,559 \text{ mm} \\ H = 2,744 \text{ mm} \end{cases}$	$\text{Quadro} \begin{cases} F = 6,533 \text{ mm} \\ G = 8,796 \text{ mm} \\ H = 5,873 \text{ mm} \end{cases}$	Falta de penetração na raiz – Classe B
 <p>Soldadura 9</p>	Junta de filete (sobreposta)	$\text{Quadro} \begin{cases} F = 2,327 \text{ mm} \\ G = - \\ H = 2,646 \text{ mm} \end{cases}$	$\text{Quadro} \begin{cases} F = 8,816 \text{ mm} \\ G = - \\ H = 8,893 \text{ mm} \end{cases}$	Falta de penetração na raiz – Classe B

A análise macroestrutural também permitiu identificar defeitos macroscópicos nas soldaduras. Na figura 12 está representado um defeito encontrado na soldadura 9, junto à raiz da soldadura, do quadro F(S0,45_EA7,30_24), com 0,54mm de diâmetro, juntamente com uma fissura de 0,9mm de comprimento. Por sua vez, na figura 13, encontra-se ilustrado um defeito identificado, junto ao centro da soldadura 2, do quadro G(S1,30_EA6_8), com 0,75mm de comprimento e 0,32mm de largura. De acordo com o estudo de (Jha *et al.*, 2003), as tensões induzidas durante a soldadura, sob a forma de deformações contrativas, originaram os defeitos encontrados.

O alumínio líquido tem tendência a reter grandes quantidades de hidrogénio durante a solidificação. Durante a solidificação a solubilidade do hidrogénio diminui, o gás em excesso é libertado e, bolhas de hidrogénio ficam retidas, formando poros. No processo CMT, as baixas correntes utilizadas, bem como o gás de proteção, reduzem a formação de poros. No entanto, tal como registado no estudo de (Kumar *et al.*, 2016), ainda que em baixo número foram encontrados poros em todos os quadros analisados. Estes poros podem ser associados a uma diminuição na ductilidade. (Pérez *et al.*, 2016) diz que quando as amostras são sujeitas a tração, em torno dos poros ocorre concentração de tensões, que por sua vez limitam a ductilidade.

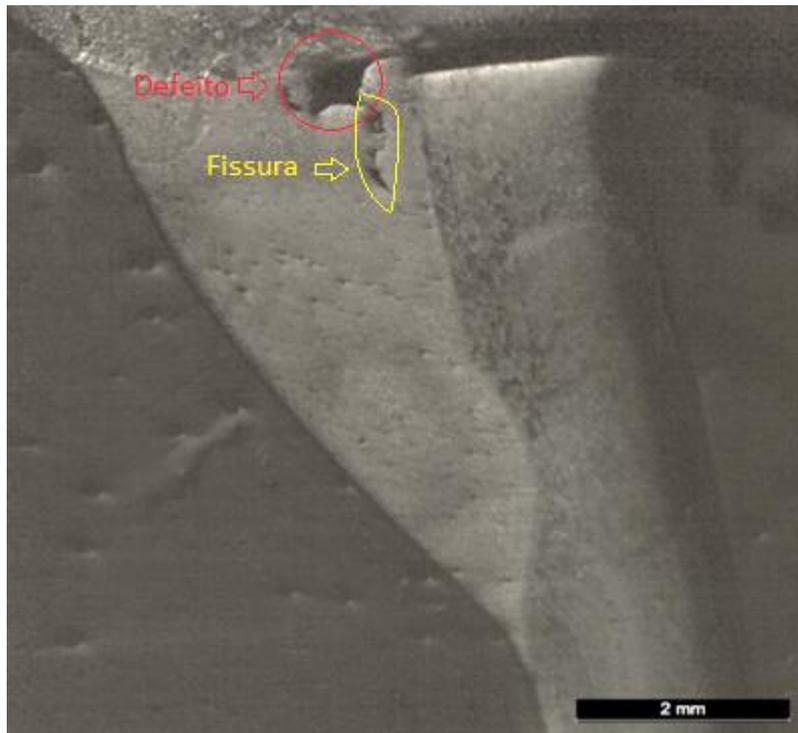


Figura 12. Defeito Macroscópico na soldadura 9 do quadro F(S0,45_EA7,30_24).



Figura 13. Defeito Macroscópico da soldadura 2 do quadro G(S1,30_EA6_8).

4.1.2. Microestrutura

A análise microestrutural consistiu no estudo das micrografias obtidas através de microscopia ótica. Foram estudados quadros com diferentes tempos de envelhecimento

artificial, tempo de espera entre têmpera e envelhecimento artificial e tempo de solubilização. Nas figuras 14, 15 e 16 estão apresentadas micrografias do MB, ZAC e ZF, respetivamente. Não foram encontradas alterações resultantes dos tratamentos térmicos nas micrografias obtidas, pois, com a ampliação aplicada, não é possível observar os precipitados formados durante a aplicação dos tratamentos térmicos.

Nas micrografias do MB (figuras 14.a), b), c)), os grãos são alongados segundo a direção de laminagem. Confirmando os resultados de (Miyazaki *et al.*, 1990; Rao *et al.*, 2008), foram também encontradas zonas de fissuração por liquação na ZAC dos quadros F(S0,45_EA7,30_24) e G(S1,30_EA6_8) (figura 15 a) e b)). A fissuração por liquação, ocorre durante a soldadura, quando a liga é aquecida acima da temperatura eutética. As transformações elásticas e plásticas geradas pelo processo de soldadura criam tensões residuais, que dão origem a fissuras. A linha de fusão é facilmente identificável pela contrastação entre as dendrites colunares formadas na ZAC e os grãos de tamanho bastante inferior do metal de adição AA4043 encontrados na ZF.

Na figura 16 a), a micrografia mostra claramente a diluição de grãos da liga AA6061 com o metal de adição AA4043. Os grãos da liga AA6061 são facilmente distinguíveis dos grãos do metal de adição AA4043, uma vez que possuem um tamanho bastante superior. Esta diluição da liga AA6061 com a liga AA4043 é responsável pela presença de Mg na ZF. Este elemento, juntamente com o Si presente na liga AA4043, forma os precipitados endurecedores na ZF. Nas figuras 16 b), c) e d) foram, ainda, encontradas algumas fissuras a quente em todos os quadros na ZF. Estas fissuras são formadas durante a solidificação, sendo provocadas pelas tensões provenientes da contração da soldadura. Podem estar relacionadas com a alta velocidade de soldadura do processo CMT.

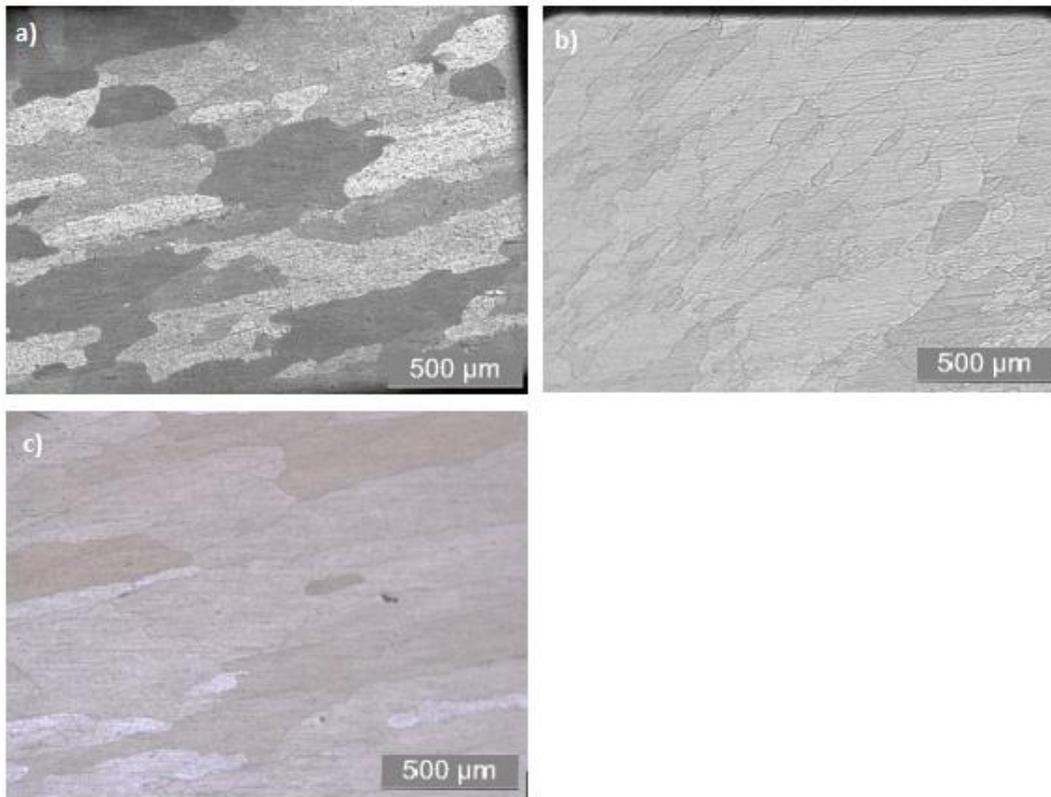


Figura 14. Micrografias representativas do MB para os quadros F(S0,45_EA7,30_24), G(S1,30_EA6_8) e H(S1,30_EA8_8), respetivamente a), b) e c).

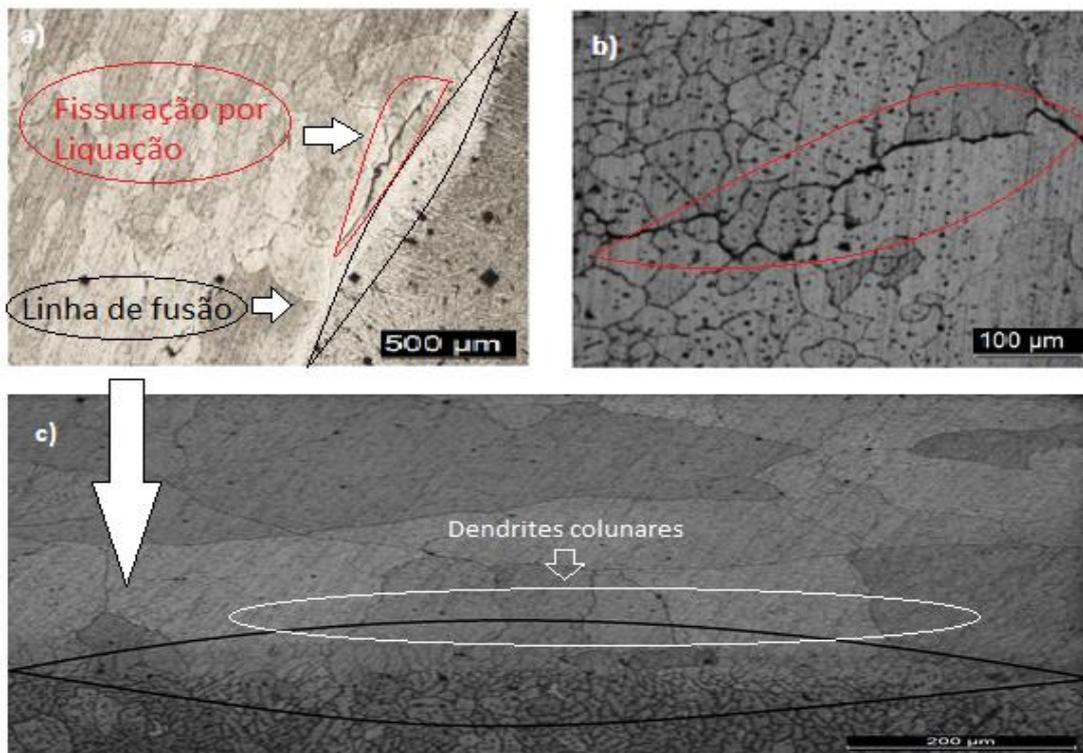


Figura 15. Micrografias representativas da ZAC, das soldaduras 6 do quadro F(S0,45_EA7,30_24), 7 do quadro G(S1,30_EA6_8) e 8 do quadro H(S1,30_EA8_8) respetivamente a), b) e c).

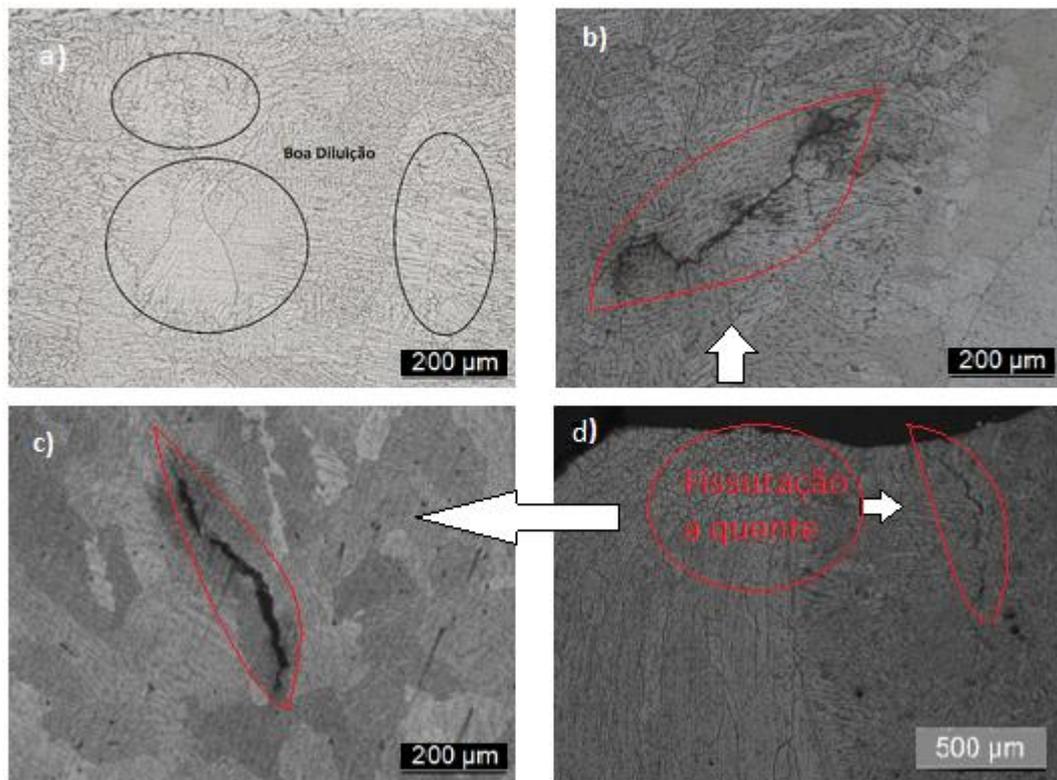


Figura 16. Micrografias representativas da ZF, soldadura 1 do quadro G(S1,30_EA6_8), soldadura 3 do quadro G(S1,30_EA6_8), soldadura 1 do quadro H(S1,30_EA8_8) e da soldadura 3 do quadro F(S0,45_EA7,30_24) respetivamente a), b), c) e d).

4.2. Microdureza

Os valores de dureza obtidos para os quadros em estudo são apresentados neste capítulo. Numa primeira análise é discutido o efeito que um tempo de espera prolongado origina na dureza da liga. De seguida, é analisado o efeito do tempo de envelhecimento artificial na recuperação de propriedades, pela análise comparativa, de dois quadros com tempos de envelhecimento desfasados em 2h.

Na tabela 7, estão representados os valores médios de referência do MB, obtidos para cada quadro. Estes valores servem de base à comparação da recuperação das propriedades na ZF e na ZAC com a recuperação no MB. Permitem, igualmente, comparar a capacidade de recuperação de propriedades entre os quadros com diferentes condições de tratamento.

Tabela 7. Valores de dureza médios do MB, para cada quadro estudado.

Quadro	F(S0,45_EA7,30_24)	G(S1,30_EA6_8)	H(S1,30_EA8_8)
Dureza ($HV_{0,2}$)	112,8	115,7	118,2
Desvio Padrão	2,7	1,9	1,5

4.2.1. Quadro F(S0,45_EA7,30_24)

O Quadro F(S0,45_EA7,30_24), permite estudar o efeito do tempo de espera na recuperação das propriedades do material, caso seja necessária uma paragem na fábrica de um dia. Tal como apresentado na tabela 7, o valor médio de dureza registado no MB deste quadro foi de $112,8HV_{0,2}$, um valor inferior ao dos restantes quadros. Ter sido mantido 24h à temperatura ambiente pode ter originado algum envelhecimento natural, que segundo (Pogatscher *et al.*, 2011), devido à formação de co-aglomerados de Si, diminui a supersaturação da solução sólida. Esta diminuição da supersaturação da solução sólida diminui o endurecimento da liga, quando envelhecida a temperaturas inferiores a $210^{\circ}C$. Como se refere acima, este valor foi utilizado como referência nos gráficos de dureza apresentados para este quadro.

Na figura 17 estão ilustrados os perfis representativos da evolução dos valores de dureza, ao longo das diferentes zonas do quadro F(S0,45_EA7,30_24). Os valores médios obtidos para cada zona encontram-se apresentados na tabela 8. A figura 17 permite verificar uma acentuada diminuição de dureza na ZF, comparativamente ao valor de referência obtido para o MB. Concretamente, como se mostra na tabela 8, a dureza média na ZF é de $84,1HV_{0,2}$, o que corresponde a apenas 74,6% da dureza do MB. Imediatamente após a linha de fusão, os valores de dureza apresentam uma subida acentuada, sendo que a ZAC apresenta um valor médio de dureza de $111,74HV_{0,2}$. Esta subida da dureza deve-se ao facto do metal de adição AA4043, que se encontra apenas na ZF, não ser tratável termicamente, contrariamente ao AA60601.

Contrariamente ao registado por (Lei *et al.*, 2017), a dureza na ZAC não diminui significativamente, vindo de encontro com o estudo de (Ambriz *et al.*, 2010), em que após tratamento térmico ocorreu um grande aumento de dureza na ZAC. Embora possa ter ocorrido transformação da fase β'' em β' durante o processo de soldadura, a liga foi posteriormente tratada termicamente, o que originou uma recuperação nas suas propriedades mecânicas. A pequena diminuição de dureza na ZAC, em relação ao MB, deve-se ao

engrossamento da fase β'' , que leva à formação da fase β' , registada por (Lei *et al.*, 2017). Esta diferença de dureza é, apenas, de $1HV_{0,2}$, sendo, por isso, desprezável o efeito da soldadura na ZAC, numa liga tratada posteriormente.

Como se pode constatar pela análise da figura 17 e da tabela 8, foram encontradas soldaduras com valores de dureza bastante abaixo do esperado na ZF. As soldaduras 6 e 9 apresentam, respetivamente, valores médios de dureza de $61,3HV_{0,2}$ e $55,8HV_{0,2}$, que equivalem a 72,9% e 66,3% do valor médio de dureza na ZF deste quadro. O valor mínimo registado nessas soldaduras é de $48,4HV_{0,2}$ na soldadura 6, e $43,1HV_{0,2}$ na soldadura 9, valores próximos dos registados por (Polat *et al.*, 2013) antes do tratamento de envelhecimento. Esta ausência de recuperação, pode indicar a ausência de diluição dos metais AA6061 e AA4043, que leva à ausência de precipitados endurecedores nestas soldaduras. Confirmando o estudo de (Lei *et al.*, 2017), em todas as soldaduras, os valores mínimos de dureza encontram-se junto ao centro de soldadura. Este fenómeno é atribuído por (Ambriz *et al.*, 2010), à menor diluição, e conseqüente menor presença de AA6061 junto ao centro da soldadura, que origina valores de Mg mais baixos. Conseqüentemente, junto ao centro de soldadura existe uma menor quantidade de precipitados, cuja formação depende da presença de Mg e Si.

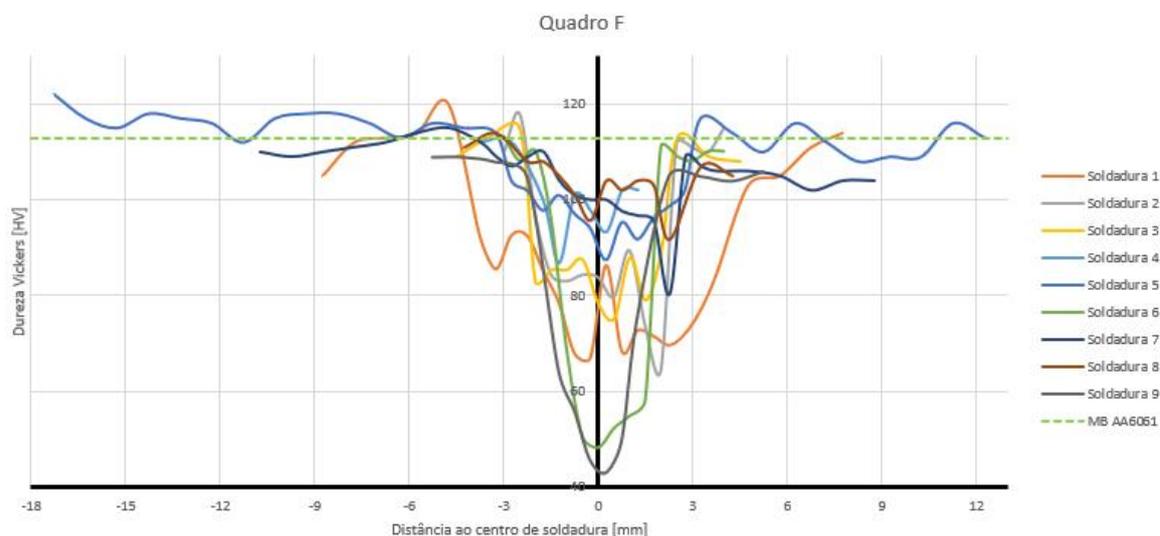


Figura 17. Perfis de dureza do quadro F(S0,45_EA7,30_24).

Tabela 8. Dureza média para cada zona do quadro F(S0,45_EA7,30_24).

Soldadura	1	2	3	4	5	6	7	8	9	Média	Desvio Padrão
MB [HV]	114,6	113,1	116,6	110,6	114,7	114,9	108,5	113,4	109	112,8	2,6
ZAC [HV]	113,2	113	115	110,2	113,9	113,4	108,4	112,4	106,2	111,7 (99%)	2,7
ZF [HV]	79	82,3	83,4	97,1	96,2	61,3	99,8	101,9	55,8	84,1 (74,6%)	15,7

4.2.2. Quadros G(S1,30_EA6_8) e H(S1,30_EA8_8)

Os quadros G(S1,30_EA6_8) e H(S1,30_EA8_8) permitem estudar o efeito do tempo de envelhecimento na recuperação das propriedades do material. A tabela 7 apresenta o valor médio de dureza para os quadros G(S1,30_EA6_8) e H(S1,30_EA8_8). No MB a dureza é de $115,7HV_{0,2}$ e $118,2HV_{0,2}$, respetivamente. Este resultado leva a concluir que, o maior tempo de envelhecimento no quadro H(S1,30_EA8_8), origina uma presença maior de precipitados endurecedores das fases β'' e β' , tal como o observado no estudo de (Marioara *et al.*, 2001). Estes autores registaram um aumento das propriedades mecânicas uniforme após 4h de envelhecimento artificial até 11h, observando precipitados coerentes da fase β'' a partir das 4h de envelhecimento.

As figuras 18 e 19 ilustram os perfis representativos da evolução dos valores de dureza, ao longo das diferentes zonas dos quadros G(S1,30_EA6_8) e H(S1,30_EA8_8), respetivamente. Tal como no quadro F(S0,45_EA7,30_24), é possível verificar uma acentuada diminuição de dureza na ZF, comparativamente aos valores de referência obtidos para o MB. Os quadros G(S1,30_EA6_8) e H(S1,30_EA8_8) obtiveram uma dureza média na ZF de $97,5HV_{0,2}$ e $90,1HV_{0,2}$, respetivamente, o que demonstra uma maior recuperação de propriedades no quadro G. Este valor é contrário ao esperado, uma vez que, tal como no MB, seria expetável que com maior tempo de envelhecimento, se obtivessem melhores propriedades na ZF. Este fenómeno pode estar relacionado, com taxas de diluição dos metais AA6061 e AA4043 diferentes para estes quadros. A diferença na taxa de diluição afeta diretamente a recuperação da liga, uma vez que, o Mg, necessário para a formação dos precipitados endurecedores, apenas se encontra no AA6061. A ausência da soldadura 9 no quadro G(S1,30_EA6_8), é também um fator a tomar em conta. Em ambos os quadros

F(S0,45_EA7,30_24) e H(S1,30_EA8_8), a soldadura 9 foi a que pior recuperação apresentou. Consequentemente, pode ser concluído que, a geometria da soldadura 9, apresentada na tabela 6, dificulta a diluição na soldadura, para os parâmetros de soldadura utilizados no fabrico dos quadros. Se a soldadura 9 não fosse considerada no quadro H(S1,30_EA8_8), a média de durezas na ZF do quadro subiria para $94,6HV_{0,2}$, um valor mais aproximado dos $97,5HV_{0,2}$ registados no quadro G(S1,30_EA6_8).

Tal como o registado no quadro F(S0,45_EA7,30_24), diretamente após a linha de fusão os valores de dureza apresentam subidas acentuadas. Os valores de dureza registados para a ZAC nos quadros G(S1,30_EA6_8) e H(S1,30_EA8_8) são respetivamente $113,4HV_{0,2}$ e $117,1HV_{0,2}$. Esta subida de dureza é, novamente, justificada pelo facto de o metal de adição AA4043, que se encontra apenas na ZF, não ser termicamente tratável. É também de notar que, tal como na zona do MB, o quadro H(S1,30_EA8_8) obteve valores de dureza superiores. Novamente, pode ser justificado pela maior presença e melhor distribuição de precipitados endurecedores das fases β'' e β' .

Pela análise das figuras 18 e 19, pode-se constatar que tal como no quadro F(S0,45_EA7,30_24), duas soldaduras apresentaram valores de dureza na ZF bastante inferiores às restantes soldaduras, o que leva a concluir que não houve recuperação de propriedades em algumas amostras. Contrariamente ao quadro F(S0,45_EA7,30_24), a soldadura 6 obteve boas propriedades em ambos os quadros G(S1,30_EA6_8) e H(S1,30_EA8_8).

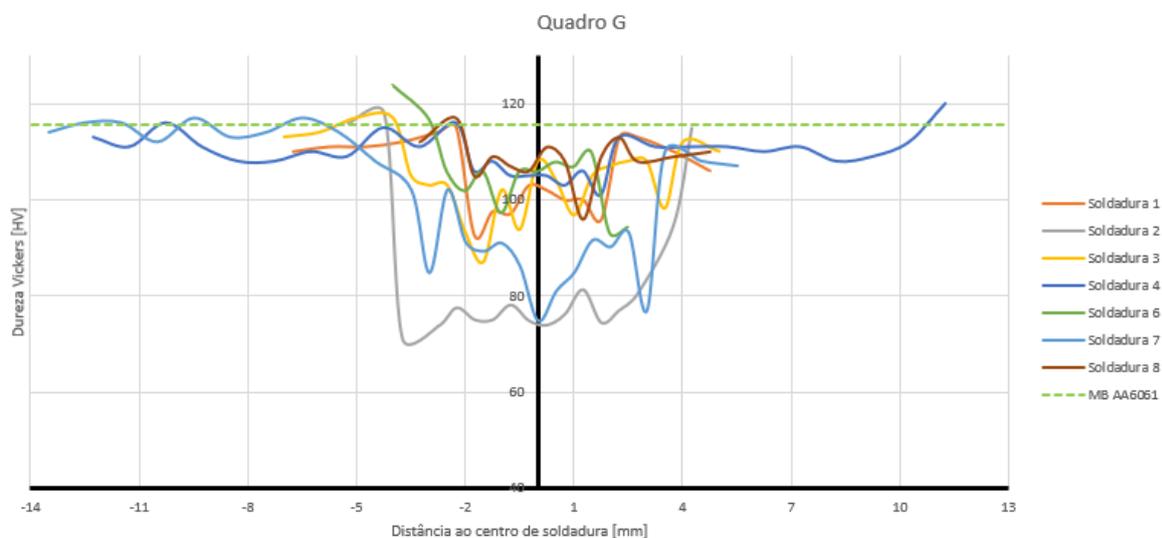


Figura 18. Perfis de dureza do quadro G(S1,30_EA6_8).

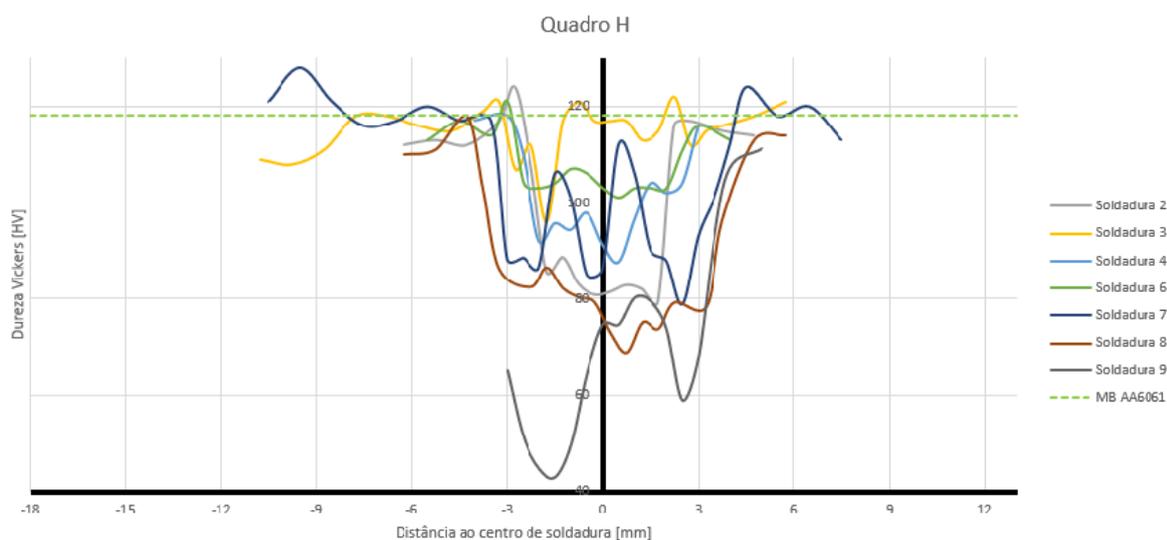


Figura 19. Perfis de dureza do quadro H(S1,30_EA8_8).

4.3. SEM/EDS das diferentes regiões

De forma a compreender melhor as razões para a ausência de recuperação em algumas amostras, foi realizada a análise SEM/EDS das diferentes regiões das soldaduras. Os perfis de dureza das amostras analisadas encontram-se no Apêndice A. As soldaduras 6 e 9 do quadro F(S0,45_EA7,30_24), que não apresentaram recuperação de dureza, foram estudadas. Para efeitos comparativos, foi selecionada, do quadro F(S0,45_EA7,30_24), a soldadura 8 e, do quadro H(S1,30_EA8_8), a soldadura 3, uma vez que ambas apresentaram boa recuperação de dureza. Nas tabelas 9, 10 e 11 apresentam-se as composições químicas

das soldaduras na ZF, junto ao centro de soldadura e junto à linha de fusão, e na ZAC, logo após a linha de fusão, respetivamente. A figura 20 representa a área analisada nas tabelas 10 e 11.

Tabela 9. Composição química das soldaduras na ZF, junto ao centro de soldadura.

Soldadura	Quadro F(S0,45_EA7,30_24)			Quadro H(S1,30_EA8_8)
	6	8	9	3
Alumínio (%at.)	85,1	92,8	89,5	94,7
Magnésio (%at.)	0	0,3	0	0,5
Silício (%at.)	7,6	6,9	10,5	4,8

Tabela 10. Composição química das soldaduras na ZF, junto à linha de fusão.

Soldadura	Quadro F(S0,45_EA7,30_24)			Quadro H(S1,30_EA8_8)
	6	8	9	3
Alumínio (%at.)	76,5	91,3	65,8	95,7
Magnésio (%at.)	0	0,4	0	0,4
Silício (%at.)	3,7	8,4	5,0	4,0

Tabela 11. Composição química das soldaduras na ZAC, Junto à linha de fusão.

Soldadura	Quadro F(S0,45_EA7,30_24)			Quadro H(S1,30_EA8_8)
	6	8	9	3
Alumínio (%at.)	82,6	98,6	70,6	98,1
Magnésio (%at.)	0,6	0,6	0,5	0,6
Silício (%at.)	0,4	0,8	0,6	1,3

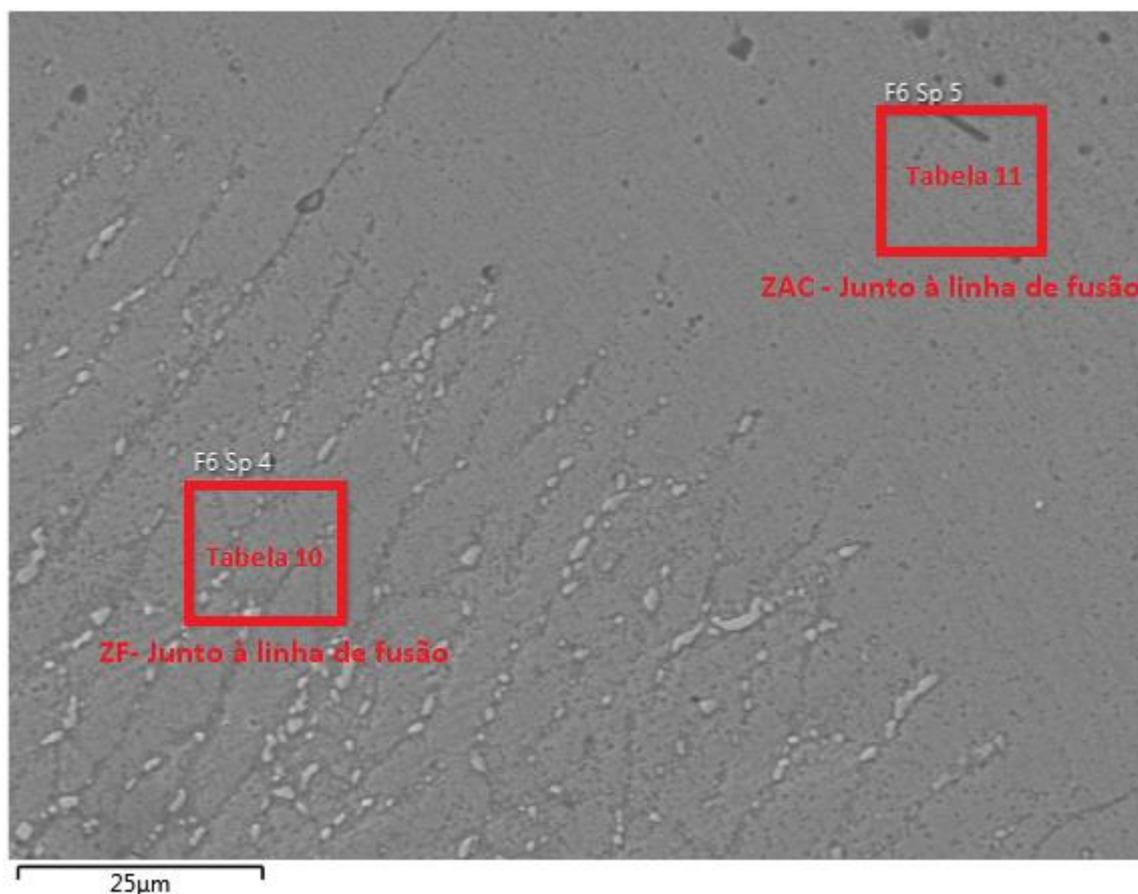


Figura 20. Área analisada nas tabelas 10 e 11.

Como é possível verificar pela análise das tabelas, não foi encontrado magnésio na ZF das soldaduras que não apresentaram recuperação de dureza, não podendo, por isso, ter presentes os precipitados endurecedores β'' e β' , compostos por silício e magnésio, o que leva a que estas amostras apresentem valores de dureza semelhantes aos apresentados por (Polat *et al.*, 2013), antes do tratamento de envelhecimento.

Confirmando o estudo de (Ambriz *et al.*, 2010), as amostras com recuperação já apresentam magnésio, que por sua vez, dá origem à formação de precipitados endurecedores. Imediatamente após a linha de fusão foi registado magnésio na ordem dos 0,6% em todas as amostras, superior ao registado na ZF nas amostras com recuperação, o que origina uma subida de durezas imediatamente após a linha de fusão para todas as condições. A ausência de magnésio, nas amostras sem recuperação, pode ser atribuída à falta de diluição do metal AA6061 no metal AA4043, na ZF destas soldaduras. O facto de, para o mesmo quadro, existirem amostras com valores de diluição bastante díspares, pode significar, que as

diferentes geometrias de cada soldadura não foram devidamente estudadas antes da seleção dos parâmetros de soldadura. (Pickin e Young, 2006) referem que o controlo da duração do curto-circuito, durante o processo CMT, pode alterar bastante a penetração da soldadura, depositando praticamente a mesma quantidade de material.

A ausência de Mg registada em algumas amostras, pode ainda ser atribuída à vaporização de Mg. Segundo (Zhao e Debroy, 2001), quando a temperatura na soldadura excede a temperatura de ebulição, a pressão nessa região é maior que 1 atmosfera. O gradiente entre a pressão na soldadura e, na atmosfera, origina vaporização de Mg. A vaporização de Mg é um processo habitual na soldadura a laser, onde as temperaturas podem ultrapassar os 1600°C, sendo, no entanto, pouco comum em soldaduras MIG (Semenov *et al.*, 2012). A vaporização do Mg, neste caso, pode ser desvalorizada, uma vez que, apenas em algumas amostras se registou ausência de Mg. Segundo (Zhao e Debroy., 2001) a taxa de vaporização de Mg, pode ser prevista com bastante exatidão. Assim sendo, as mesmas condições de soldadura deveriam originar valores aproximadamente constantes de Mg. Algo que não se verifica, podendo por isso, ser atribuída maior relevância à influência que as diferentes geometrias a soldar têm na diluição.

Da análise SEM foi também possível observar, que a maior parte do silício na ZF se encontra em aglomerados formados, durante a solidificação, nas fronteiras de grão. Na figura 21 está apresentada uma micrografia SEM dos aglomerados de silício encontrados nas fronteiras de grão, na ZF, bem como a sua composição química na figura 22. Como referido na análise macroestrutural, a presença de contaminantes durante o processo de soldadura deu origem a porosidades que limitam a ductilidade da soldadura. Na figura 23 encontra-se uma micrografia SEM de porosidade, formada durante a solidificação, devido à presença de hidrogénio que, durante a solidificação ficou retido. Também na figura 23, é possível verificar fissuração intergranular, proveniente da contração da soldadura durante a solidificação.

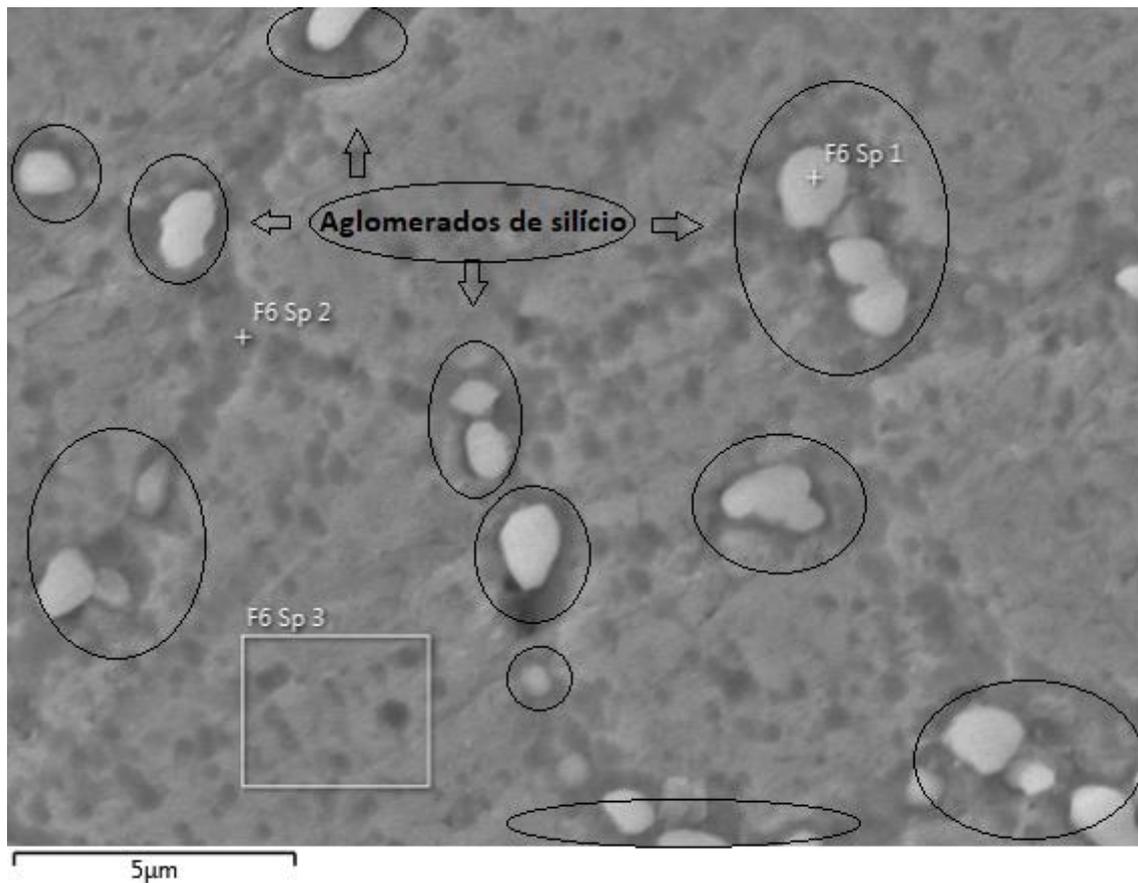


Figura 21. Micrografia SEM de aglomerados de silício nas fronteiras de grão da ZF, da soldadura 6 do quadro F(S0,45_EA7,30_24).

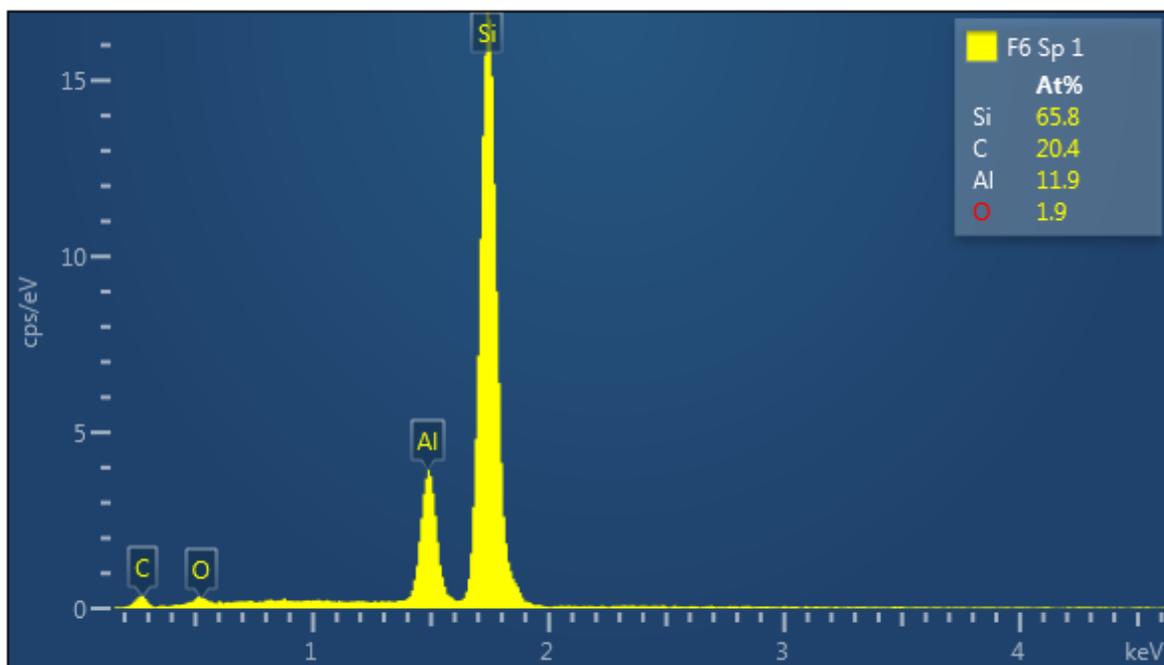


Figura 22. Composição química dos aglomerados de silício nas fronteiras de grão da ZF, da soldadura 6 do quadro F(S0,45_EA7,30_24).

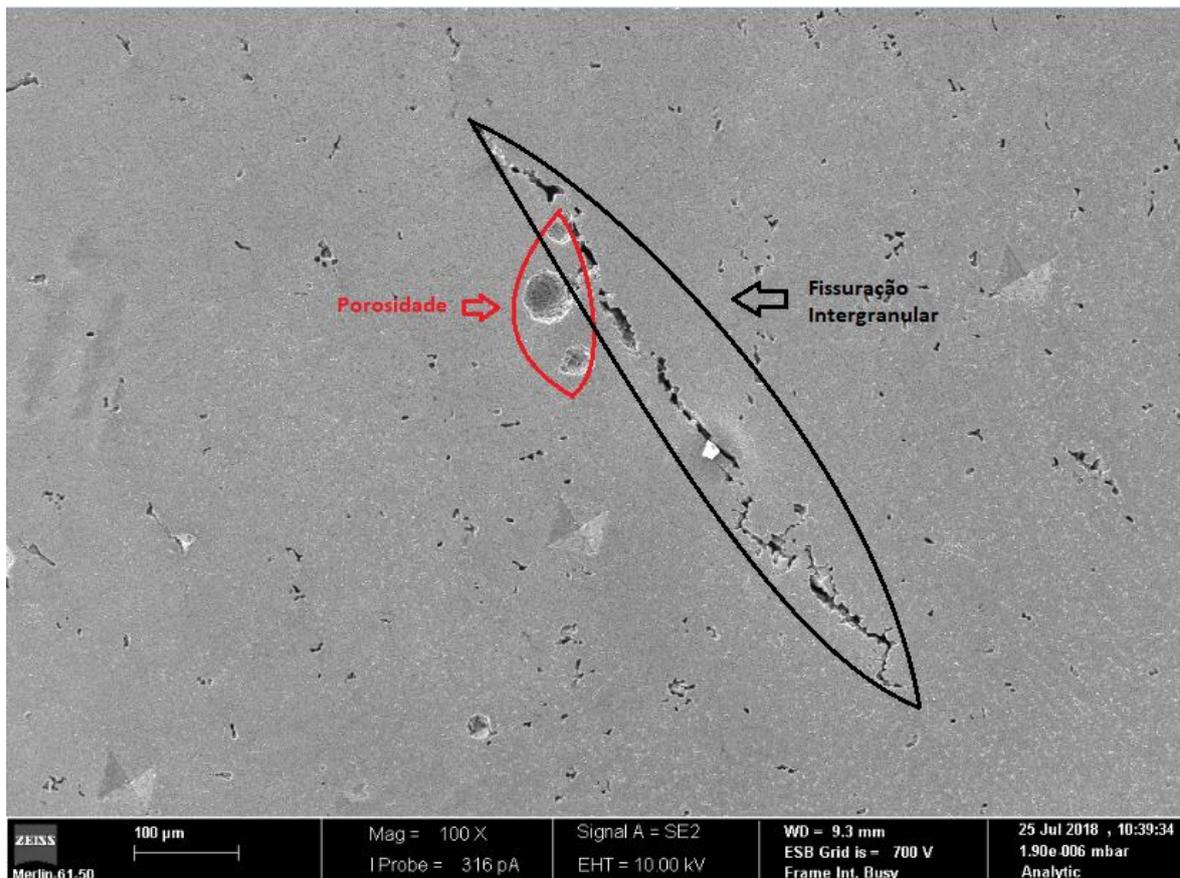


Figura 23. Micrografia SEM de fissuração a quente e porosidade na ZF.

4.4. Comportamento à tração

Neste subcapítulo são apresentados os resultados dos ensaios de tração. Realizaram-se três ensaios ao MB dos quadros, para cada condição de tratamento. A tabela 12 apresenta os valores médios de tensão máxima e deformação obtidos para cada quadro. As curvas tensão/deformação dos provetes analisados encontram-se no Apêndice B.

Pela observação da tabela, podemos concluir que o aumento do tempo de envelhecimento artificial aumenta a tensão máxima suportada pela liga AA6061. Efetivamente, o quadro G(S1,30_EA6_8), envelhecido artificialmente apenas durante 6h, obteve 94,8% da tensão máxima suportada pelo quadro H(S1,30_EA8_8). (Ozturk *et al.*, 2010) atribuíram esta melhoria nas propriedades mecânicas, à formação de uma maior quantidade de precipitados endurecedores β'' e β' , para um tempo de envelhecimento artificial superior. A presença desses precipitados cria obstáculos às deslocamentos, que, por sua vez, aumentam as propriedades mecânicas da liga (Ahmad e Bakar, 2011).

O quadro F(S0,45_EA7,30_24) foi o que obteve piores propriedades, embora tenha um tempo de envelhecimento artificial superior ao quadro G(S1,30_EA6_8). Isto deve-se, ao facto de o quadro G(S1,30_EA6_8) ter sido sujeito a maior tempo de solubilização, formando, por isso, uma solução sólida mais enriquecida. O tempo de espera entre a têmpera e o envelhecimento artificial de 24h, a que o quadro F(S0,45_EA7,30_24) esteve sujeito, pode também ter originado algum envelhecimento natural, que segundo (Pogatscher *et al.*, 2011), diminui a supersaturação da solução sólida, originando piores propriedades finais à liga.

Confirmando o estudo de (Ozturk *et al.*, 2010), o comportamento à tração, nomeadamente a tensão máxima, pode assim ser diretamente relacionado com a dureza. Tal como na análise de microdureza, o quadro H(S1,30_EA8_8) foi o que obteve melhores propriedades. Estes resultados são expetáveis, uma vez que, tal como registado por (Marioara *et al.*, 2001), as propriedades mecânicas da liga aumentam uniformemente com o aumento do tempo de envelhecimento. Este aumento deve-se, à formação de precipitados β'' e β' , responsáveis pelo endurecimento da liga, durante o tratamento de envelhecimento artificial (Quadro *et al.*, 2012). Por sua vez, o quadro F(S0,45_EA7,30_24) foi o que obteve pior comportamento à tração, tal como na análise de microdureza. A quebra de propriedades no quadro F(S0,45_EA7,30_24) é resultado do menor tempo de solubilização a que foi sujeito, bem como um tempo de espera demasiado alargado.

Tabela 12. Valores de tensão máxima (MPa), deformação máxima (%), para cada quadro.

Quadro	Tensão máxima (MPa)	Desvio padrão (MPa)	Deformação (%)	Desvio padrão (%)
F(S0,45_EA7,30_24)	297,3	7,7	5,95	0,47
G(S1,30_EA6_8)	301,1	3,1	6,91	0,58
H(S1,30_EA8_8)	317,4	4,2	7,34	0,24

5. CONCLUSÕES E SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

A presente dissertação de mestrado permitiu estudar a influência das diferentes fases do tratamento térmico de envelhecimento na recuperação das propriedades mecânicas da liga AA6061-T4, após soldadura CMT, procurando-se aumentar a relação qualidade/preço dos quadros fabricados pela empresa *Triangle's*. Durante análise microestrutural foi observada falta de penetração em várias soldaduras, algo que afeta negativamente a diluição na soldadura, por sua vez diminuindo a ação dos tratamentos térmicos na ZF. Defeitos, bem como poros formados durante a solidificação, também influencia negativamente as propriedades finais na ZF.

Da análise microestrutural, foi possível observar diluição na ZF, fator essencial para a recuperação de propriedades na ZF. Pela diferença, pouco significativa, dos valores de dureza na ZAC e no MB, foi possível constatar que, as alterações microestruturais ocorridas na ZAC durante o processo de soldadura não são relevantes para as propriedades finais, após os tratamentos térmicos. A análise de microdureza permitiu, também, realçar a importância da diluição na ZF. Todos os quadros obtiveram valores de dureza, na ZF, bastante inferiores aos valores registrados no MB. Os valores mínimos foram registrados junto ao centro de soldadura, onde a diluição é menor. A análise por EDS confirmou a importância da diluição no tratamento térmico de envelhecimento. Efetivamente, as amostras com baixa recuperação apresentaram baixos valores de Mg, necessário para a formação de precipitados endurecedores. Por sua vez, as amostras com boa recuperação continham valores de Mg próximos dos encontrados na ZAC.

A análise da microdureza, permitiu ainda, estudar a importância do envelhecimento artificial na recuperação das propriedades. O aumento do tempo de envelhecimento artificial resultou numa melhor recuperação de dureza na liga, proveniente da maior formação de precipitados endurecedores β'' . Também na análise do comportamento à tração, a melhoria das propriedades com o aumento do tempo de envelhecimento foi evidente. No entanto, a redução do tempo de envelhecimento em 2h não resultou numa quebra de propriedades demasiado significativas. Assim sendo, a diminuição

do tempo de envelhecimento artificial poderá ser aplicada pela empresa, de forma a diminuir o tempo de fabrico.

A influência do tempo de espera, entre a têmpera e o envelhecimento artificial, foi estudada. Foi possível concluir que, após um tempo de espera alargado, a liga entra em envelhecimento natural que, diminui a supersaturação da solução sólida. O posterior tratamento de envelhecimento artificial conferiu à liga uma microdureza e, um comportamento à tração, inferiores aos obtidos na ausência de tempo de espera alargado. Ainda assim, os valores não são insatisfatórios, podendo ser aplicado pela empresa, um tempo de espera de 24h, em caso de necessidade.

Para trabalhos futuros, sugere-se a realização de uma análise *transmission electron microscopy* (TEM) sobre as soldaduras que obtiveram resultados insatisfatórios, de forma, a verificar a presença de precipitados endurecedores nessas soldaduras.

Sugere-se também a realização de uma análise TEM sobre o MB, para as diferentes condições de tratamento, por forma a observar os precipitados presentes, obtendo assim uma caracterização mais detalhada das condições estudadas.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- Ahmad, R. e Bakar, M.A. (2011), “Effect of a post-weld heat treatment on the mechanical and microstructure properties of AA6061 joints welded by the gas metal arc welding cold metal transfer method”, *Materials and Design*, 32, 5120–5126.
- Ambriz, R.R., Barrera, G., García, R. e López, V.H. (2010), “The microstructure and mechanical strength of Al-6061-T6 GMA welds obtained with the modified indirect electric arc joint”, *Materials and Design*, 31, 2978-2986.
- Dutta, I., Allen, S.M. e Hafley, J.L. (1991), “Effect of Reinforcement on the Aging Response of Cast 6061 Al-AI203 Particulate Composites”, *Metallurgical transactions A*, 2553 – 2563.
- El-Azim, M.E., El-Desoky, O.E. e El-Koussy, M.R. (2016), “Effect of Natural and Pre-aging on Artificial Aging of 6061 Al Alloy”, *Arab Journal of Nuclear Science and Applications*, 94, 224-236.
- Emma, S. e Salem, S. (2009), “The heat treatment of Al-Si-Cu-Mg casting alloys”, *Journal of Materials Processing Technology*, 210, 1249–1259.
- Feng, J., Zhang, H. e He, P. (2009), “The CMT short-circuiting metal transfer process and its use in thin aluminium sheets welding”, *Materials & Design*, 30, 1850-52.
- Fortain, J.M. e Gadrey, S. (2013), “How to select a suitable shielding gas to improve the performance of MIG and TIG welding of aluminium alloys”, *Welding International*, 27, 936-947.
- Imam, E.R., Che, M.S., Samad, Z. e Muangjunburee, P. (2017), “Microstructure analysis and mechanical characteristics of tungsten inert gas and metal inert gas welded AA6082-T6 tubular joint: A comparative study”, *Trans. Nonferrous Met. Soc. China*, 27, 17–24.
- Jha, A.K., Murty, S., Diwakar, V. e Kumar, K.S. (2003), “Metallurgical analysis of cracking in weldment of propellant tank”, *Engineering Failure Analysis*, 10, 265-273.
- Karabay, S. (2008), “Influence of AlB₂ compound on elimination of incoherent precipitation in artificial aging of wires drawn from redraw rod extruded from billets cast of alloy AA-6061 by vertical direct chill casting”, *Materials and Design*, 29, 1364-1375.
- Kumar, N.P., Vendan, S.A. e Shanmugam, N.S. (2016), “Investigations on the parametric effects of cold metal transfer process on the microstructural aspects in AA6061”, *Journal of Alloys and Compounds*, 658, 255-264.
- Lei, H., Li, Y. e Carlson, B.E. (2017), “Cold metal transfer spot welding of 1 mm thick AA6061-T6”, *Journal of Manufacturing Processes*, 28, 209-219.
- Marioara, C.D., Andersen, S.J., Jansen, J. e Zandbergen, H.W. (2001), “Atomic Model for GP-Zones in a 6082 Al-Mg-Si system”, *Acta materialia*, 321-328.

- Martins, M. (2008). “Estudo do comportamento das ligas de alumínio 6061 e 6082”. Tese de Mestrado em Engenharia de Materiais. Departamento de Engenharia Cerâmica e do Vidro - Universidade de Aveiro, Aveiro.
- Miyazaki, M., Nishio, K., Katoh, M., Mukae, S. e Kerr, H.W. (1990), “Quantitative Investigation of Heat-Affected Zone Cracking in Aluminum Alloy A6061”, *Welding International*, 8, 600-609.
- Othman, N.K., Jalar, A., Syarif, J. e Ahmad, M.Y. (2011), “The Effect of Filler Metals on Mechanical Properties of 6 Mm AA 6061-T6 Welded Joints”, *Advanced Materials Research*, Vols. 154-155, 873-876.
- Ozturk, F., Sisman, A., Toros, S., Kilic, S. e Picu, R.C. (2010), “Influence of aging treatment on mechanical properties of 6061 aluminum alloy”, *Materials and Design*, 31, 972-975.
- Pérez, J.S., Ambriz, R.R., López, F.F.C. e Viguera, D.J. (2016), “Recovery of Mechanical Properties of a 6061-T6 Aluminium Weld by Heat Treatment After Welding”, *Metallurgical and Materials Transactions A*.
- Pickin, C.G. e Young, K. (2006), “Evaluation of cold metal transfer (CMT) process for welding aluminium alloy”, *Science and Technology of welding and Joining*, 11, 583-585.
- Pogatscher, S., Antrekowitsch, H., Leitner, H., Ebner, T. e Uggowitz, P.J. (2011), “Mechanisms controlling the artificial aging of Al-Mg-Si Alloys”, *Acta Materialia*, 59, 3352-3363.
- Polat, A., Mustafa, A. e Fahrettin, O. (2013), “Effects of the artificial-aging temperature and time on the mechanical properties and springback behavior of AA6061”, *Materials and technology*, 49, 487-493.
- Quadro, A., Sérgio, H., Sávio, T., Luís, P. e António, S. (2012), “Efeito da temperatura de solubilização nas propriedades mecânicas da liga 6201”, *IV International Aluminum Congress*.
- Rao, P., Ramanaiah, N. e Viswanathan, N. (2008), “Partially melted zone cracking in AA6061 welds”, *Materials and Design*, 29, 179-186.
- Roven, H.J., Liu, M. e Werenskiold, J.C. (2008), “Dynamic precipitation during severe plastic deformation of an Al-Mg-Si aluminium alloy”, *Materials Science and Engineering A*, Vols. 483-483, 54-58.
- Sanders, R.E. (2001), “Technology Innovation in Aluminum Products”, *JOM*, 53, 21-25.
- Semenov, I., Krivtsov, I., Demchenko, V., Semenov, A., Reisgen, U., Mokrov, O. e Zabirov, A. (2012), “Modelling of binary alloy (Al-Mg) anode evaporation in arc welding”, *Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering*, 20.
- Sevim, I., Hayat, F., Kaya, Y., Kahraman, N. e Şahin, S. (2012), “The study of MIG weldability of heat-treated aluminum alloys”, *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*.
- Sheppard, T. (1999), “Introduction In Extrusion of Aluminium Alloys”, 1-23: Springer.

Zhao, H. e Debroy, T. (2001), “Weld Metal Composition Change during Conduction Mode Laser Welding of Aluminum Alloy 5182”, Metallurgical and materials transactions, 32B, 163-172.

APÊNDICE A

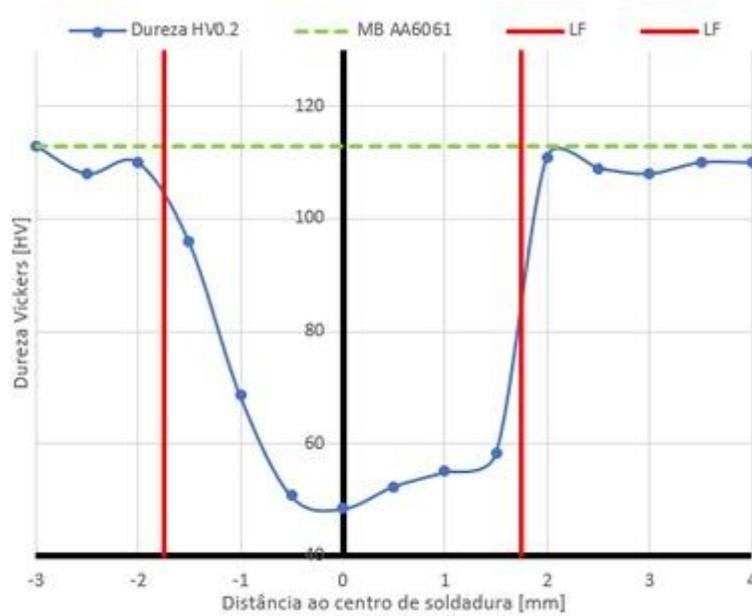


Figura 24. Perfil de dureza da soldadura 6 do quadro F(S0,45_EA7,30_24).

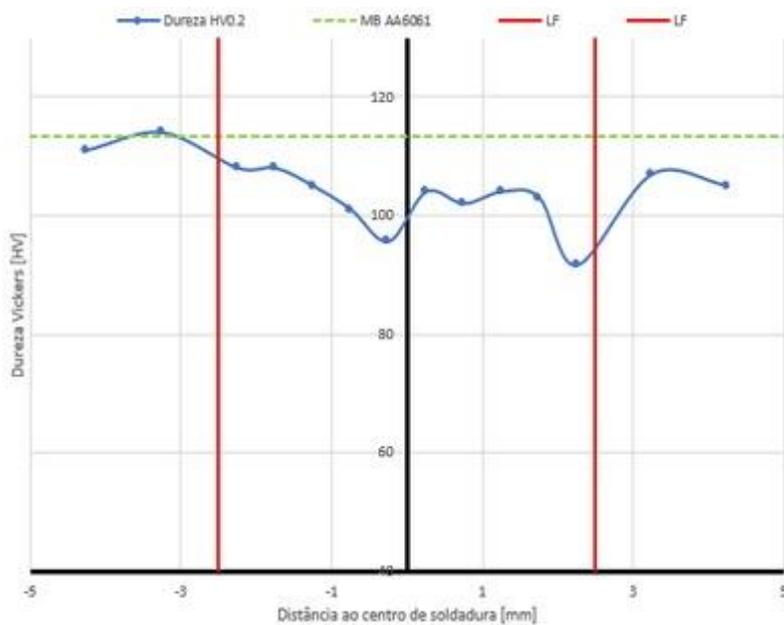


Figura 25. Perfil de dureza da soldadura 8 do quadro F(S0,45_EA7,30_24).

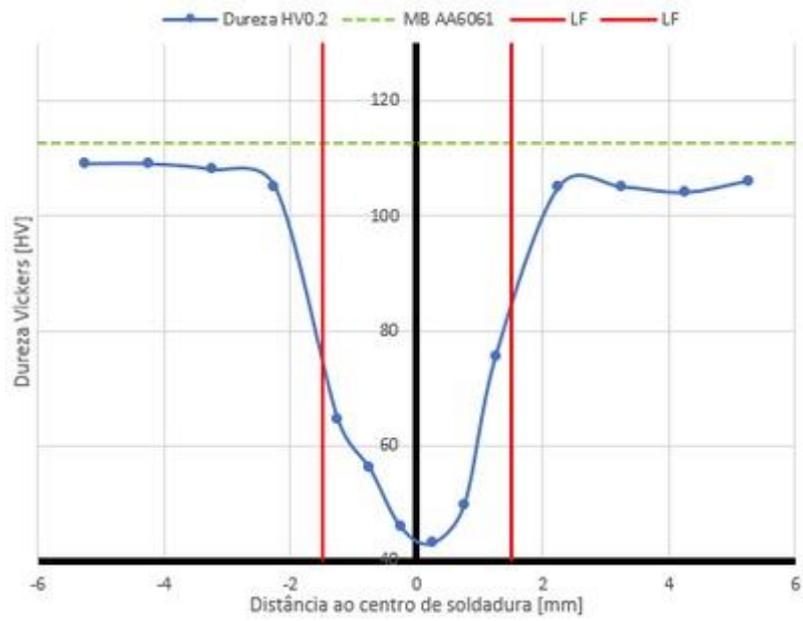


Figura 26. Perfil de dureza da soldadura 9 do quadro F(S0,45_EA7,30_24).

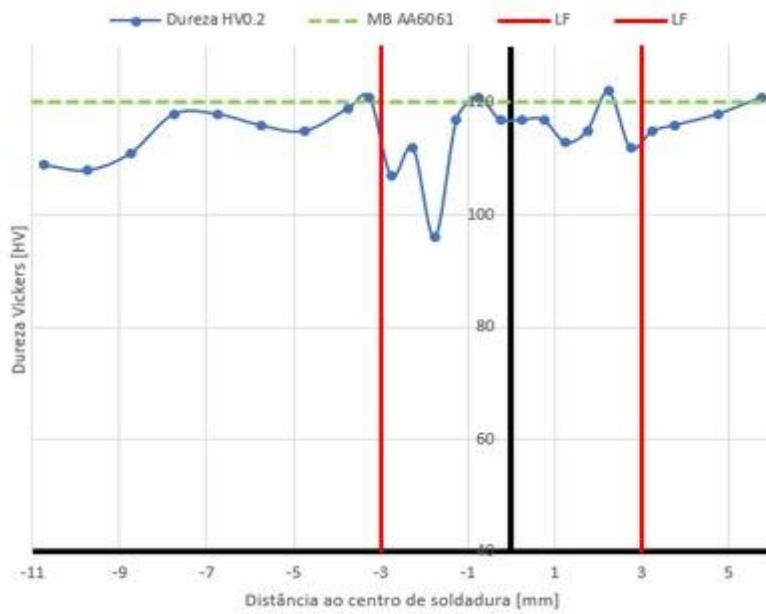


Figura 27. Perfil de dureza da soldadura 3 do quadro H(S1,30_EA8_8).

APÊNDICE B

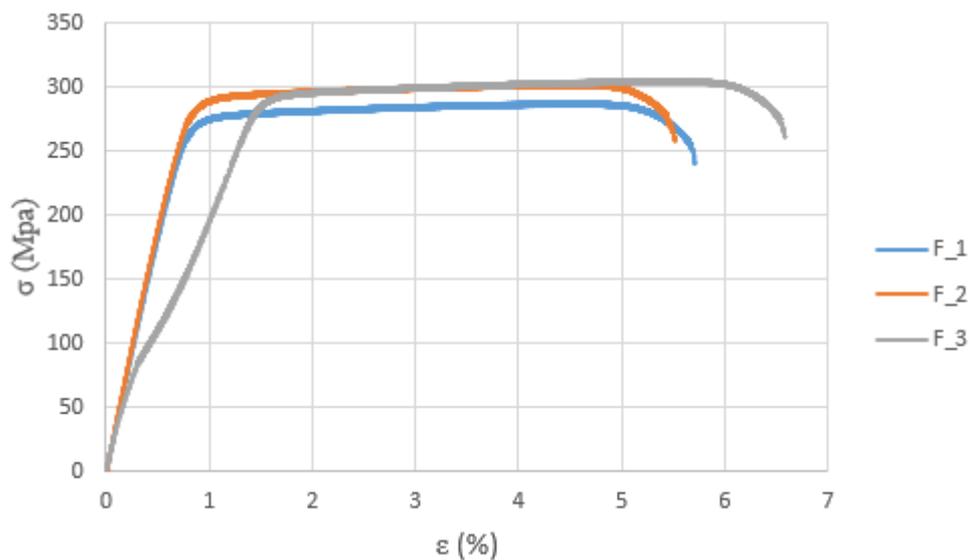


Figura 28. Provetes testados do quadro F(S0,45_EA7,30_24).

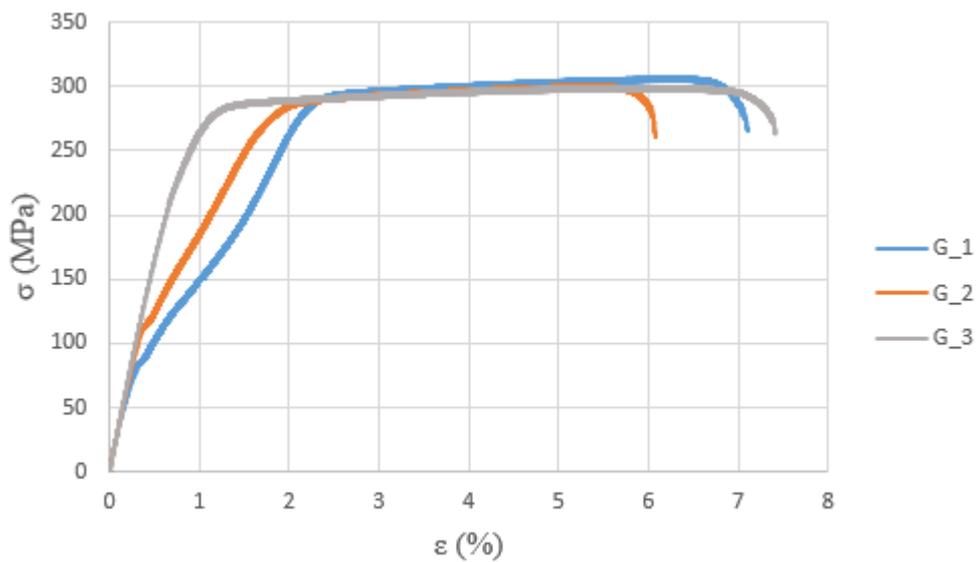


Figura 29. Provetes testados do quadro G(S1,30_EA6_8).

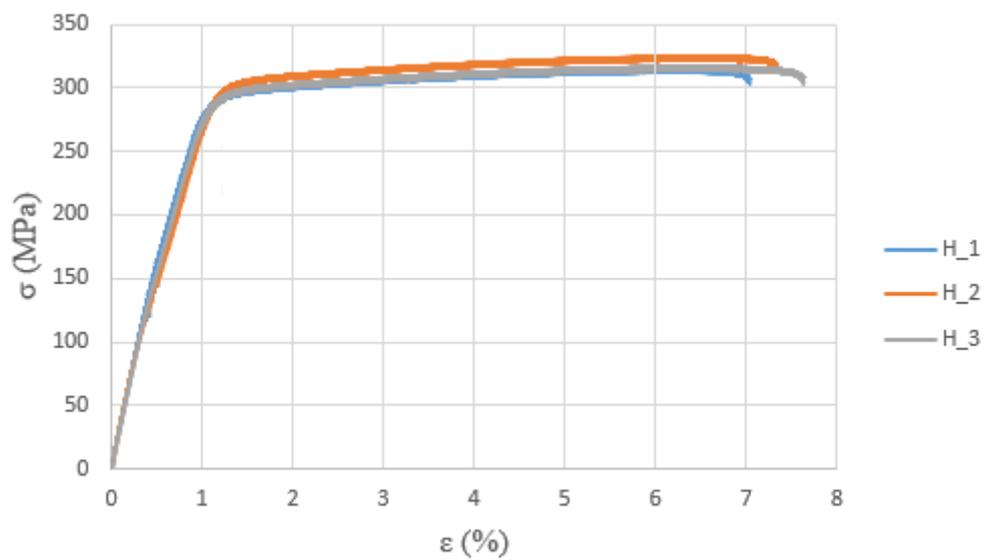


Figura 30. Quadros testados do quadro H(S1,30_EA8_8).