



FCTUC FACULDADE DE CIÊNCIAS
E TECNOLOGIA
UNIVERSIDADE DE COIMBRA

DEPARTAMENTO DE
ENGENHARIA MECÂNICA

Efeito do tratamento térmico na estrutura e propriedades mecânicas de soldaduras MIG na liga AA 6082-T6

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

Effect of the heat treatment on the structure and the mechanical properties of MIG welds in AA 6082-T6

Autor

Filipe Manuel Fernandes Tavares

Orientadores

Professor Doutor Altino de Jesus Roque Loureiro

Professor Doutor Ivan Garcia Galvão

Júri

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

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

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

Coimbra, Julho, 2016



Agradecimentos

Gostaria de deixar o meu agradecimento ao Professor Doutor Altino de Jesus Roque Loureiro e ao Professor Doutor Ivan Garcia Galvão por serem os responsáveis pela orientação da elaboração desta tese de mestrado. Muito obrigado pelos seus conhecimentos transmitidos, total disponibilidade demonstrada e motivação contínua para continuar com este trabalho.

Agradecimento especial para a empresa Triangle`s responsável pelo aparecimento da problemática em estudo ao longo desta dissertação.

Agradecer também os conhecimentos transmitidos pelo Doutor Carlos Leitão, e pela colega Inês Costa.

Um agradecimento muito especial também para os meus colegas do grupo de tecnologia de produção, com quem partilhei o local de trabalho neste último semestre, pela sua ajuda na elaboração deste trabalho e pela boa disposição diária.

Um agradecimento também à minha família por me terem dado a possibilidade de iniciar e concluir o curso de engenharia mecânica na Universidade de Coimbra.

Resumo

O objetivo deste trabalho é o estudo da influência de tratamentos térmicos nas propriedades mecânicas de soldaduras MIG na liga 6082-T6.

O tratamento térmico realizado foi constituído por solubilização, têmpera, seguido por um tempo de espera entre têmpera e revenido e uma etapa final de revenido. Os valores nominais de temperatura foram de 535 °C durante 35 min para a etapa de solubilização e de 180 °C durante 8 h para a etapa de revenido.

Para cumprir o objetivo proposto foram realizadas as soldaduras MIG na liga AA6082-T6, tratamentos térmicos, análises morfológicas, análise de microdureza, ensaios de tração e análise das superfícies de fratura, com recurso a *SEM (Scanning Electron Microscope)*.

O tempo de espera, do tratamento térmico, foi a principal variável estudada neste trabalho, com a execução de tratamentos térmicos com 1 h, 24 h e 48 h de tempo de espera, entre têmpera e revenido. Estudaram-se, ainda, mais dois casos de tratamento térmico em soldaduras MIG na liga AA6082-T6: Um tratamento térmico de revenido, a uma temperatura de 180°C por um período de 8 horas, sem qualquer tratamento prévio de solubilização; e um tratamento de envelhecimento natural por um período de um mês, após soldadura.

Conclui-se que, com a execução do tratamento térmico com tempo de espera de 24 h é possível recuperar, quase na totalidade, a degradação das propriedades mecânicas verificadas após a realização das soldaduras. Nos restantes casos os tratamentos provocaram recuperações insatisfatórias nas propriedades mecânicas das soldaduras.

Palavras-chave: Soldadura MIG, AA-6082-T6, Tratamentos térmicos, Tempo de espera, Envelhecimento artificial, Envelhecimento natural.

Abstract

The objective of this work is the study of the influence of the heat treatments on the mechanical properties of MIG welds in AA 6082-T6.

The heat treatment realized was composed of solubilization and quenching treatments, followed by a holding time between quenching and tempering, and a final tempering stage. The nominal values for treatment were 535 °C for 35 min in the solubilization stage and 180 °C for 8 h in the tempering stage.

To accomplish the proposed objective were executed the following tasks: MIG welding in AA6082-T6, heat treatment, morphological analysis, microhardness analysis, tensile testing and fracture surfaces analysis, using *SEM (Scanning Electron Microscope)*.

Holding times between quenching and tempering of 1 h, 24 h and 48 h were studied in this work. Two more conditions of heat treatment were analysed: a simple tempering heat treatment, at a temperature of 180°C for a period of 8 hours, without any previous treatment of solubilization; and a natural aging treatment for a period of one month, after welding.

The holding time of 24 hours during the heat treatment gives the best recover condition for the mechanical properties, degraded by the welding. In all the other cases the treatments caused unsatisfactory recoveries in the mechanical properties of the welds.

Keywords MIG welding, AA 6082-T6, Heat treatments, Waiting time, Artificial ageing, Natural ageing.

Índice

Índice de Figuras	xii
Índice de Tabelas	xvii
Siglas	xix
1. INTRODUÇÃO.....	1
1.1. Enquadramento do problema	1
1.2. Objetivos	2
2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	4
2.1. Alumínio e as suas ligas.....	4
2.2. Classificação das ligas de alumínio	5
2.3. Ligas da série 6xxx	6
2.4. Sequência de precipitação das ligas AlMgSi	8
2.5. Efeitos da soldadura na microestrutura e resistência mecânica das ligas AlMgSi	11
2.6. Temperatura de solubilização	14
2.7. Tratamentos térmicos.....	15
2.8. Envelhecimento natural	18
3. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL	21
3.1. Realização das soldaduras	21
3.1.1. Materiais e equipamentos utilizados	22
3.1.2. Procedimento experimental da soldadura MIG	22
3.2. Realização dos tratamentos térmicos	24
3.3. Caracterização das soldaduras	27
3.3.1. Preparação dos provetes metalográficos.....	27
3.3.2. Análise morfológica	28
3.3.3. Análise de microdureza	29
3.3.3. Ensaios de tração	29
4. APRESENTAÇÃO E DISCUSSÃO DE RESULTADOS.....	31
4.1. Análise Morfológica	31
4.1.1. Microestrutura da zona fundida	31
4.1.2. Microestrutura da ZAC.....	34
4.2. Análise de microdureza	37
4.3. Comportamento à tração	43
4.3.1. Ensaios de tração	43
4.3.2. Análise das deformações	47
4.4. Fractografia	51
5. CONCLUSÕES	54
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	56
Apêndice A.....	58
Apêndice B	59

APÊNDICE C	60
APÊNDICE D	61
APÊNDICE E.....	63

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 2.1. Sequência de fases que ocorrem durante o envelhecimento artificial das ligas Al-Mg-Si (Banhart <i>et al.</i> , 2010).....	8
Figura 2.2. Evolução da resistência da liga com o tempo de envelhecimento (Kubasek & Vojtech, 2011).....	10
Figura 2.3. Representação esquemática da soldadura MIG (Kubasek & Vojtech, 2011)...	11
Figura 2.4. Evolução da microestrutura de uma liga AlMgSi. a) Liga envelhecida artificialmente, estado T6; b) Representação da dissolução e crescimento dos precipitados após soldadura; c) Representação da reprecipitação após realização de tratamento térmico. (Kubasek & Vojtech, 2011).	12
Figura 2.5. Efeito da soldadura na dureza da liga 6061-T6 – Estado tal como soldado. (Mathers, 2012).	13
Figura 2.6. Precipitados do tipo β'' com a forma de agulhas (Banhart <i>et al.</i> , 2010).	17
Figura 2.7. Evolução da dureza da liga com alto teor de magnésio e de silício durante o envelhecimento artificial a 180 °C, depois de solubilização, tempêra , para diferentes tempos de envelhecimento natural antes do envelhecimento artificial (Banhart <i>et al.</i> , 2010).	19
Figura 3.1. Montagem experimental para a realização das soldaduras.	23
Figura 3.2. Preparação de junta utilizada (Quintino, 2012).	23
Figura 3.3. Forno elétrico Termolab – Fornos elétricos.....	25
Figura 3.4. Ciclo de tratamento térmico da chapa número um: TT_TE1h.	26
Figura 3.5. Ciclo de tratamento térmico da chapa número dois: TT_TE24h.	26
Figura 3.6. Ciclo de tratamento térmico da chapa número quatro: TT_TE48h.	26
Figura 3.7. Provetes metalográficos para a medição de microdureza; Em cima zona do metal fundido e zona termicamente afetada pelo calor; Em baixo zona do metal base.....	28
Figura 3.8. Máquina de tração Instron® Model 4206, sistema ótico ARAMIS da GOM – Optical Measuring Technique e consola Instron®.....	30
Figura 4.1. Macrografia da chapa no estado tal como soldado – AW.	32
Figura 4.2. Micrografias da zona fundida das chapas: 1-AW; 2-TT-TE24h; 3-TT_TE1h; 4-TT_TE48h; 5-TT_EN; 6-TT_RE.....	32
Figura 4.3. Representação, em gráfico de barras, da distribuição do comprimento do grão da zona fundida de cada uma das chapas.	33

Figura 4.4. Representação, em gráfico de barras, da distribuição da largura do grão da zona fundida de cada uma das chapas.	34
Figura 4.5. Micrografias da ZAC, zona de grão grosseiro, zona b), das chapas: 1-AW; 2-TT-TE24h; 3-TT_TE1h; 4-TT_TE48h; 5-TT_EN; 6-TT_RE.	35
Figura 4.6. Representação, em gráfico de barras, da distribuição do comprimento do grão da ZAC, zona b), de cada uma das chapas.	35
Figura 4.7. Representação, em gráfico de barras, da distribuição da largura do grão da ZAC, zona b), de cada uma das chapas.	36
Figura 4.8. Micrografias da ZAC, zona c), das chapas: 1-AW; 2-TT-TE24h; 3-TT_TE1h; 4-TT_TE48h; 5-TT_EN; 6-TT_RE.	36
Figura 4.9. Gráfico da evolução da dureza ao longo da secção transversal da soldadura da chapa AW.	40
Figura 4.10. Gráfico da evolução da dureza ao longo da secção transversal da soldadura da chapa TT_TE1h.	40
Figura 4.11. Gráfico da evolução da dureza ao longo da secção transversal da soldadura da chapa TT_TE24h.	40
Figura 4.12. Gráfico da evolução da dureza ao longo da secção transversal da soldadura da chapa TT_TE48.	41
Figura 4.13. Gráfico da evolução da dureza ao longo da secção transversal da soldadura da chapa TT_EN.	41
Figura 4.14. Gráfico da evolução da dureza ao longo da secção transversal da soldadura da chapa TT_RE.	41
Figura 4.15. Perfis de durezas das secções transversais das soldaduras das chapas com diferentes condições de tratamento térmico.	42
Figura 4.16. Curvas tensão-deformação das soldaduras das chapas TT_TE1h_1, TT_TE24h_2, TT_TE48_2, TT_EN_1, TT_RE_1 e do material base.	43
Figura 4.17. Mapas de deformação do provete TT_TE1h_1 à carga máxima a) e antes da rotura (b).	49
Figura 4.18. Mapas de deformação do provete TT_TE24h_1 à carga máxima a) e antes da rotura (b).	49
Figura 4.19. Mapas de deformação do provete TT_EN_1 à carga máxima (a), antes da rotura (b) e do provete TT_EN_2 à carga máxima.	49
Figura 4.20. Mapas de deformação do provete TT_TE48h_1 à carga máxima (a), antes da rotura (b).	50
Figura 4.21. Mapas de deformação do provete TT_RE_1 à carga máxima (a) e antes da rotura (b).	50
Figura 4.22. Fratografia dos provetes TT_EN_1.	51
Figura 4.23. Fratografia dos provetes: a) TT_TE1h_1; b) TT_TE24h_1.	52
Figura 4.24. Fratografia do provete TT_TE48h_2.	53

Figura 4.25. Fractografia do provete TT_RE_1.....	53
Figura A.1. Representação, em gráfico de barras, da distribuição do comprimento e largura do grão do metal base - AA6082-T6.....	58
Figura A.2. Micrografia do metal base.	58
Figura B.1. Macrografia da chapa TT_RE.....	59
Figura B.2. Macrografia da chapa TT_EN.....	59
Figura B.3. Macrografia da chapa TT_TE1h.	59
Figura B.4. Macrografia da chapa TT_TE24h.	59
Figura B.5. Macrografia da chapa TT_TE48h.	59
Figura C.1. Representação, em gráfico de barras, da distribuição do comprimento do grão da ZAC das chapas AW, TT_TE24h, TT_TE1h, TT_TE48h, TT_EN e TT_RE. 60	
Figura C. 2. Representação, em gráfico de barras, da distribuição da largura do grão da ZAC das chapas AW, TT_TE24h, TT_TE1h, TT_TE48h, TT_EN e TT_RE.	60
Figura D.1. Curvas tensão-deformação das soldaduras da série TT_TE24h.	61
Figura D.2. Curvas tensão-deformação das soldaduras da série TT_EN.....	61
Figura D. 3. Curvas tensão-deformação das soldaduras da série TT_TE48h.	62
Figura D.4. Curvas tensão-deformação das soldaduras da série TT_RE.	62
Figura E.1. Fractografia do provete TT_EN_1.	63
Figura E.2. Fractografia do provete TT_TE1h_1.....	63
Figura E.3. Fractografia do provete TT_TE24h_1.....	64
Figura E.4. Fractografia do provete TT_TE48h_2.....	64
Figura E.5. Fractografia do provete TT_RE_1.	65
Figura E.6. Fractografia do provete TT_RE_1.	65

ÍNDICE DE TABELAS

Tabela 2.1. Elementos de liga principais (Nascimento, 2007).	5
Tabela 2.2. Especificações dos tratamentos térmicos, (Nascimento, 2007).	6
Tabela 2.3. Propriedades mecânicas das ligas AA da série 6xxx, (Kubasek & Vojtech, 2011).	7
Tabela 2.4. Composição químicas das fases.	9
Tabela 3.1. Composição química da liga AA6082-T6 (% em peso) (segundo norma PN-EN573-3:2010).	22
Tabela 3.2. Composição química do metal de adição 5356 (% em peso)	22
Tabela 3.3. Parâmetros das soldaduras	24
Tabela 3.4. Designação das chapas de acordo com os seus tratamentos térmicos	27
Tabela 3.5. Reagente de Poulton	29
Tabela 4.1. Valores de tensão máxima (MPa), deformação para a carga máxima (%), Tensão de cedência (MPa) e percentagem de cada um destes parâmetros em relação ao metal base.	44

SIGLAS

MIG – Metal Inert Gas

TIG – Tungsten Inert Gas

SEM – Scanning Electron Microscope

TEM – Transmission Electron Microscopy

ZAC – Zona Afetada pelo Calor

DEM – Departamento de Engenharia Mecânica

FCTUC – Faculdade de Ciências e Tecnologia da Universidade de Coimbra

1. INTRODUÇÃO

1.1. Enquadramento do problema

A soldadura é em geral um dos processos tecnológicos mais importantes industrialmente, sendo utilizada por vários setores industriais, por empresas de variadas dimensões, constituindo, em termos nacionais, uma atividade de referência. Devido à sua importância, o conhecimento dos efeitos da soldadura e tratamentos nas propriedades mecânicas, das juntas soldadas, terá grande influência, no futuro desenvolvimento da soldadura em termos de aplicações industriais.

A indústria, alvo deste trabalho, assentará o processo produtivo de produção de quadros de bicicleta na liga AA6061-T6, utilizando como processo metalúrgico de soldadura uma variante da soldadura MIG - *Metal Inert Gas*, a tecnologia CMT – *Cold Metal Transfer*. Com o atual mercado crescente de procura da bicicleta, quer para a utilização desportiva, a nível amador, quer para o uso quotidiano, os quadros em alumínio continuam a representar uma alternativa padrão para quem procura uma relação preço/qualidade de excelência. As fibras de carbono são utilizadas no fabrico de quadros de bicicletas de alta performance e alguns componentes de bicicleta, devido às suas características mecânicas como baixa densidade, grande capacidade de absorver vibrações, devido à sua alta rigidez, e permitem liberdade criativa em termos de combinações de características específicas para cada parte da bicicleta e de *design*. Apesar das suas boas propriedades continuam, na sua grande maioria, a ser usadas quase exclusivamente nas bicicletas de profissionais devido aos atuais custos de produção. Assim o alumínio continua a ser alvo de estudo e de aposta por parte da indústria com o constante desenvolvimento de novas tecnologias de conformação e de soldadura.

A indústria utiliza na produção de quadros de bicicleta as ligas de alumínio das séries 6000 e 7000 e outras desenvolvidas especificamente pelos grandes produtores. Devido às especificações do processo produtivo a soldadura dos quadros é realizada por técnicas de soldadura por fusão, o que originam diversos problemas como a fissuração, porosidades, o empenamento dos tubos e a redução da resistência mecânica do material. De fato, as juntas soldadas constituem pontos críticos da estrutura, podendo apresentar perdas de resistência

mecânica de 50% em comparação com o material base, sendo necessário posterior tratamento térmico, de forma a recuperar parte da resistência mecânica inicial. Em algumas ligas de alumínio o tratamento térmico é utilizado para aumentar a resistência e a dureza das juntas soldadas, através do endurecimento por precipitação. Este é constituído por um tratamento de solubilização, têmpera, seguido por um tempo de espera entre têmpera e revenido, e uma etapa final de revenido. Muitos estudos têm sido realizados acerca dos tratamentos térmicos de ligas de alumínio, principalmente em relação à influência dos tempos e temperaturas das etapas de solubilização e revenido, dos tratamentos térmicos, nas propriedades mecânicas, contudo, existe uma grande escassez de estudos focados na análise do efeito do tempo de espera entre têmpera e revenido nas propriedades mecânicas deste tipo de ligas. O conhecimento do efeito deste tempo de espera no efeito global no tratamento térmico das soldaduras é deveras importante a nível industrial porque, ocorrem, por vezes, problemas na linha de produção dos quadros o que obriga à alteração deste tempo de espera.

1.2. Objetivos

No âmbito da presente dissertação de mestrado, propôs-se estudar o efeito do tempo de espera entre têmpera e revenido na estrutura e propriedades mecânicas de soldaduras MIG na liga AA 6082-T6. Ter-se-á, a título comparativo, os mesmos objetivos em relação a um tratamento de revenido e de um tratamento de envelhecimento natural, com um período de um mês. Tanto a liga como o processo de soldadura utilizados no trabalho são diferentes do que será utilizada na indústria, mas não comprometerão os objetivos do trabalho, uma vez que a liga 6082 é idêntica à liga 6061 e os processos de soldadura são da mesma família.

Para uma melhor compreensão do trabalho, decidiu-se por uma organização por capítulos. No capítulo da revisão bibliográfica apresentam-se o alumínio e as suas séries, assim como o processo tecnológico MIG e os seus efeitos na microestrutura de ligas Al-Mg-Si. Será feita a descrição da sequência de precipitação das ligas Al-Mg-Si e abordados estudos de tratamento térmicos realizados nestas ligas. No capítulo do procedimento experimental descrevem-se os métodos e equipamentos utilizados ao longo trabalho experimental desenvolvido. No capítulo quatro apresentam-se e discutem-se os resultados obtidos, com ênfase na análise de microdureza, análise dos resultados dos ensaios de tração,

caracterização das superfícies de fratura e análise morfológica das microestruturas das juntas soldadas. Por fim, no capítulo último, retiram-se as conclusões do trabalho e sugerem-se objetivos de trabalhos futuros para o desenvolvimento do tema.

A parte prática deste trabalho foi desenvolvida no Grupo de Tecnologia de Produção do Departamento de Engenharia Mecânica da Faculdade de Ciências e Tecnologia da Universidade de Coimbra, nos meses de março a julho.

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

No presente capítulo apresentam-se o alumínio e as suas séries, com foco nas ligas da série 6XXX e a sua sequência de precipitação. Será realizada uma breve introdução ao processo tecnológico MIG e descrito os seus efeitos na microestrutura deste tipo de ligas. Serão abordados estudos dos tratamentos térmicos realizados, com ênfase para a sua influência nas propriedades mecânicas deste tipo de ligas.

2.1. Alumínio e as suas ligas

O alumínio é um metal muito abundante na crosta terrestre (8,1%) mas não se encontra no seu estado puro. Em comparação com os restantes materiais, o alumínio é um metal relativamente novo, sendo apenas conhecido desde o início do século 19, sendo dado a Friedrich Wöhler o reconhecimento pela sua obtenção no estado puro. Melhorias do processo de obtenção, do alumínio da natureza, vieram a ser melhorados nesse século, principalmente pelas descobertas de Hall e de Heroult, em 1886, da obtenção de alumínio pelo processo da eletrólise da alumina dissolvida em criolita: O processo de Hall-Peroult. O processo Bayer, descoberto no mesmo ano, permitiu a obtenção da bauxite, utilizada como matéria-prima na obtenção da alumina, através de lixiviação química, contribuindo para a viabilidade produtiva do alumínio (Weidmann & Anne, 2008), (Miguel & Quintino, 2012)

A justificação para a grande e crescente utilização do alumínio e a sua continua utilização no fabrico de quadros de bicicleta deve ser atribuída ao conjunto das suas boas propriedades, das quais se destacam, segundo sapagroup, 2016 e Miguel & Quintino, 2012.

- Uma densidade $2,7 \text{ g/cm}^3$ e uma boa resistência à tração, 150 a 300 MPa para as ligas utilizadas em extrusão, que lhe conferem um excelente rácio resistência/massa, muito importante nos quadros;
- Apresenta boa conformabilidade que é uma característica essencial para a sua extrusão. Permite a produção de inúmeros e complexos formatos de barras e tubos;

- Boa capacidade de ser trabalhado, permitindo a utilização da maioria das técnicas de maquinagem e de processos metalúrgicos de soldadura;
- Temperatura de fusão baixa, 660 °C, que proporciona uma maior facilidade na obtenção de ligas e um menor consumo energético;
- Tem a capacidade de formar uma camada protetora de alumina na sua superfície, quando em contacto com a atmosfera, protegendo-se naturalmente da corrosão.

2.2. Classificação das ligas de alumínio

As ligas de alumínio estão divididas em dois grandes grupos que são as ligas para trabalho mecânico e as ligas para fundição. As ligas para trabalho mecânico estão subdivididas em oito famílias que são classificadas de acordo com os seus principais elementos de liga. As ligas para trabalho mecânico podem ainda ser classificadas em ligas tratáveis termicamente e em ligas não tratáveis termicamente. Segundo (Gmaw & Informe, n.d.) a Aluminium Association utiliza uma nomenclatura própria para a designação das ligas para trabalho mecânico, em que os quatro primeiros dígitos especificam a liga e os dois caracteres seguintes especificam as condições de tratamento térmico ou mecânico. O primeiro número indica a série da liga, o segundo, quando diferente de zero, indica a modificação na liga básica e o terceiro e quarto número, a exceção do alumínio comercial, 1000, indicam a composição específica. Na Tabela 2.1 apresentam-se as ligas para trabalho mecânico, assim como os seus principais elementos de liga.

Tabela 2.1. Elementos de liga principais (Nascimento, 2007).

Série	Elementos de liga principais
1xxx	Al puro
2xxx	Cu
3xxx	Mn
4xxx	Si
5xxx	Mg
6xxx	Mg, Si
7xxx	Zn
8xxx	Li, Sn, Fe, Cu, Mn

No grupo das ligas não tratáveis termicamente incluem-se as ligas das séries 1xxx, 3xxx e 5xxx. Estas ligas aumentam a sua resistência mecânica por deformação plástica a frio e o grau de deformação é especificado pela letra H, que segue à designação química, de quatro dígitos, da liga. No grupo das ligas tratáveis termicamente inserem-se as séries 2xxx, 6xxx 7xxx em que se aumenta a sua resistência mecânica através de um adequado tratamento térmico. O processo é designado pela letra T seguido por um ou mais dígitos, que especificam as condições de tratamento térmico como se apresenta na Tabela 2.2. Existe um outro tipo de tratamento térmico, designado por W, atribuído as ligas que endurecem por envelhecimento natural (Fusion, 2004).

Tabela 2.2. Especificações dos tratamentos térmicos, (Nascimento, 2007).

Tipo	Especificação do primeiro dígito
T1	Solubilização parcial e envelhecimento natural
T2	Recozimento
T3	Solubilização total e deformação a frio
T4	Solubilização total e envelhecimento natural
T5	Apenas envelhecimento artificial
T6	Solubilização total e envelhecimento artificial
T7	Solubilização e estabilização
T8	Solubilização, deformação a frio e envelhecimento artificial
T9	Solubilização, envelhecimento artificial e deformação a frio

2.3. Ligas da série 6xxx

A importância tecnológica das ligas da série 6xxx está diretamente relacionada com uma combinação única de propriedades que permitem a sua utilização em várias aplicações industriais. As ligas de alumínio da série 6xxx têm aplicações em várias indústrias como a automóvel, aeroespacial, civil, naval, transportes, entre outras, por combinarem boas propriedades como a resistência mecânica, conformabilidade, resistência à corrosão e boa soldabilidade. A investigação em termos das relações entre microestrutura e propriedades,

deste tipo de ligas, constitui, por estes motivos, uma exigência industrial (Mrowka-Nowotnik, Sieniawski, & Nowotnik, 2009; Fang, Song, Li, & Du, 2010).

Este tipo de ligas contém vários elementos de liga na sua constituição como Fe, Mn, Cu, Cr, Zn, mas os principais elementos de liga referidos são o magnésio e silício, até 1,7 e 1,2%, respetivamente, que aumentam a resistência da liga por via de envelhecimento. Devido ao fenómeno de endurecimento por precipitação este tipo de ligas apresenta uma gama muito alargada de propriedades mecânicas como se apresenta na Tabela 2.3. (Ahmad & Bakar, 2011).

Tabela 2.3. Propriedades mecânicas das ligas AA da série 6xxx, (Kubasek & Vojtech, 2011).

Propriedades mecânicas	
$R_{p0.2}$	190-360 MPa
R_m	220-390 MPa
Alongamento	12-17%

Maisonnette *et al* 2011 referem que quando a liga 6061 é submetida a um tratamento térmico de solubilização seguido por uma têmpera e um revenido, as suas propriedades mecânicas alcançam o seu valor mais elevado. Este facto é corroborado por Mrowka-Nowotnik *et al.*, 2009 e Fang *et al.*, 2010, dizendo que as ligas tratáveis termicamente da série 6xxx têm a capacidade de endurecimento através de precipitação produzida por decomposição da solução sólida supersaturada durante o envelhecimento, melhorando as propriedades mecânicas da liga. A alteração das propriedades mecânicas destas ligas é devida a fenómenos metalúrgicos como a dissolução, precipitação e crescimento dos precipitados, (Maisonnette *et al.*, 2011). Durante a deformação do material quando uma deslocação encontra um precipitado terá que ultrapassá-lo, quer seja através do seu contorno ou por corte, sendo mais difícil a sua movimentação, e conseqüente aumento da resistência do material, (Kubasek & Vojtech, 2011). O tratamento térmico é constituído por três fases: tratamento de solubilização, em que o material é mantido a uma temperatura elevada, para que todos os constituintes fiquem contidos na solução sólida, formando uma só fase; tratamento de têmpera, em que o material é rapidamente arrefecido até à temperatura ambiente, de forma a “congelar” o estado supersaturado dentro do material, dando origem à solução sólida supersaturada (SSSS); Por fim executa-se o envelhecimento artificial em que

se utilizam temperaturas no intervalo 150 °C-190 °C, dependendo das ligas, em que acontece a decomposição controlada da SSSS, formando-se finos precipitados dispersos pela matriz (Garrett, Lin, & Dean, 2005).

2.4. Sequência de precipitação das ligas AlMgSi

Na literatura, encontram-se muitas referências acerca da sequência de precipitação das ligas Al-Mg-Si, sendo a sequência de precipitação, mais detalhada, dada por Banhart *et al.*, 2010, como se representa na Figura 2.1. A sequência de precipitação é dependente da temperatura e dos tempos, das fases que compõe os tratamentos térmicos, e da composição química da liga. A sequência mais genérica é dada por Maisonnette *et al.*, 2011 como sendo $SSSS \rightarrow GP \rightarrow \beta'' \rightarrow \beta' \rightarrow \beta - Mg_2Si$, em que SSSS representa a solução sólida supersaturada, GP as zonas Guinier Preston e as fases β são precipitados intermetálicos com a composição de acordo com a Tabela 2.4. Nem todas as fases, representadas na Figura 2.1, podem ter condições para se formar, devido, por exemplo, às temperaturas demasiadas baixas durante o tratamento térmico, ou podem evoluir quase instantaneamente em outras caso as temperaturas sejam demasiado elevadas. Pode também acontecer a coexistência de mais que uma fase na liga durante o envelhecimento.

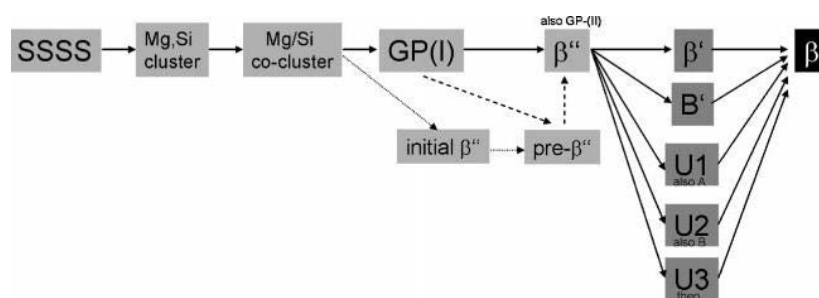


Figura 2.1. Sequência de fases que ocorrem durante o envelhecimento artificial das ligas Al-Mg-Si (Banhart *et al.*, 2010).

Normalmente da solução sólida supersaturada formam-se os precipitados de Mg, Si, depois os co-precipitados de Mg/Si para formarem as zonas GP, por vezes também designadas por β'' inicial. As zonas GP evoluem diretamente para a fase β'' e depois para várias fases metastáveis designadas de β' , B' , U1, U2 e U3. Antes da formação da fase β''

pode ainda surgir a fase pré- β'' . Por fim, surge a fase em condições de equilíbrio β , caso sejam dadas condições em termos de temperatura (Banhart *et al.*, 2010).

Tabela 2.4. Composição químicas das fases.

Fase	Composição
Zona GP	Mg_1Si_1
β''	Mg_5Si_6
β'	Mg_9Si_5
β	Mg_2Si

Fang *et al.*, 2010 estudaram a sequência de precipitação numa liga da série 6xxx, $Al_{98.255}Mg_{0.89}Si_{0.75}Fe_{0.019}Zn_{0.056}$ em (wt.%), sujeita ao envelhecimento artificial a 180°C, proporcionando condições aos precipitados para crescerem devido às elevadas temperaturas. Assim, segundo Fang *et al.*, 2010, após 5 minutos de envelhecimento formaram-se os precipitados designados por zonas GP, resultantes da segregação dos átomos de soluto de Mg e Si, com forma esférica, intensamente distribuídos e coerentes com a matriz. Após 1h concluíram a existência de precipitados mais pequenos do tipo β'' em forma de agulhas, coerentes com a matriz, sendo associados à condição que corresponde ao pico de envelhecimento da liga. Os precipitados em forma de agulhas são igualmente descritos por Ozturk, Sisman, Toros, Kilic, & Picu, 2010 como sendo do tipo β'' , que surgiram na liga AA6061-T6, sujeita a uma solubilização e posterior revenido à 200 °C, após 2 horas de envelhecimento, conferindo à liga a condição de pico de envelhecimento. Nos seus trabalhos na liga AA6061-T6, Maisonnette *et al.*, 2011 referem que no estado T6 numerosos precipitados do tipo β'' estão presentes, orientados segundo as três direções da matriz, com um diâmetro médio de 4,45nm e uma fração volúmica de 1,6%. A fase pré- β'' é ainda referenciada por Marioara *et al.* 2001 e Bhanhart *et al.*, 2010 como a zona Guinier Preston mais desenvolvida e ocorre logo antes da formação fase β'' . Após 10h de envelhecimento os precipitados predominantes continuam a ser do tipo β'' , mas verifica-se a existência de

pequenos precipitados com morfologia de corda, semi-coerentes com a matriz de alumínio, com uma estrutura hc que aparentam ser, segundo os autores, da fase β' . Após 30h de envelhecimento a fase predominante é ainda do tipo β'' , tornando-se a fase β' mais densa. Surge por fim a fase em condições de equilíbrio β , associada a condições de sobre-envelhecimento da liga, com forma de plaquetas, crescendo em todas as direções, sem portanto, apresentar coerência com a matriz.

Segundo Fang et al., 2010 a dureza da liga foi influenciada pelo tempo de Envelhecimento devido à formação de precipitados. As zonas GP tem uma pequena contribuição para a dureza da liga e a máxima dureza ocorre entre as 4 e 6.5h de envelhecimento, coincidindo com a máxima densidade dos precipitados β'' , vindo depois a diminuir com a perda da coerência dos precipitados com a matriz que coincide com o aparecimento das fases β' e β . Figura 2.2 ilustra um esboço-resumo da evolução da resistência de uma liga, sem cobre na sua composição e com um rácio Mg/Si de 1,73 wt%.

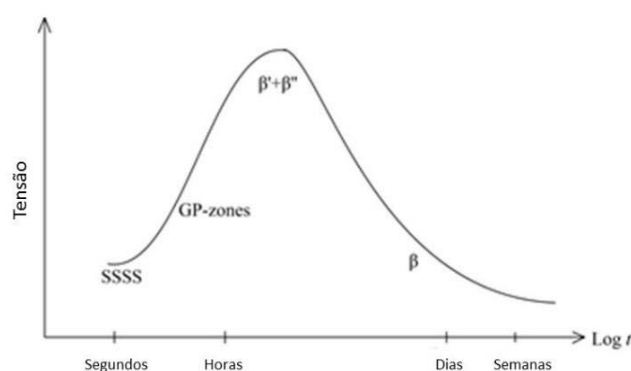


Figura 2.2. Evolução da resistência da liga com o tempo de envelhecimento (Kubasek & Vojtech, 2011).

Importa salientar que segundo Garrett et al., 2005 as ligas da série 6xxx contém Mg_2Si e/ou Si antes dos tratamentos térmicos, resultantes dos processos produtivos da formação dos produtos extrudidos que segundo Kubasek & Vojtech, 2011 incluem a formação dos lingotes de alumínio, tratamento de homogeneização, pré-aquecimento dos lingotes e a etapa final de extrusão.

2.5. Efeitos da soldadura na microestrutura e resistência mecânica das ligas AlMgSi

A soldadura por fusão MIG é amplamente usada na indústria, podendo ser aplicada para a ligação de vários tipos de metais, sendo a técnica mais usada para a ligação de alumínio e as suas ligas segundo Mathers, 2012. A Figura 2.3 apresenta o seu princípio básico de funcionamento. Este processo envolve a fusão do metal base e ainda, para o caso particular do processo utilizado neste estudo, a fusão de um metal de adição, em forma de fio ou de elétrodo, para a junta, formando, juntamente com o metal base fundido a zona de metal fundido. Mathers, 2012 descreve o processo como sendo uma tecnologia de soldadura por arco elétrico que utiliza um fio consumível, alimentado continuamente através do bocal, sendo o arco elétrico, estabelecido entre o fio e o material, e a poça de fusão protegida por um gás inerte.

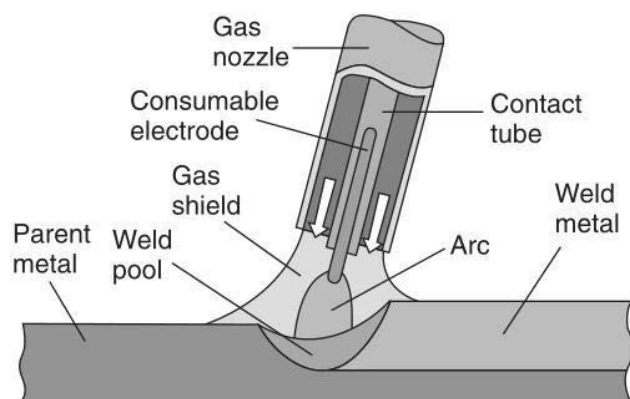


Figura 2.3. Representação esquemática da soldadura MIG (Kubasek & Vojtech, 2011).

Contudo, a soldadura MIG apresenta, vários problemas que provocam a perda de propriedades mecânicas e que podem colocar em causa o processo de ligação. Os principais defeitos das soldaduras, segundo Mathers, 2012, são as porosidades, inclusões de óxidos, formação de filmes de óxidos à superfície, fissuração a quente durante a solidificação, falta de fusão e redução da resistência à corrosão. No entanto a principal desvantagem deste tipo de ligas e alvo de maior detalhe e destaque nesta dissertação, é o amaciamento da zona do metal fundido e da zona afetada pelo calor (ZAC).

Durante a soldadura é induzido um ciclo térmico, que provoca alterações complexas na estrutura e propriedades mecânicas do metal de base, originando duas zonas distintas designadas de metal fundido e zona afetada pelo calor (ZAC). As alterações na

microestrutura e propriedades mecânicas das ligas AlMgSi são fortemente dependentes das condições de soldadura (Mathers, 2012). Mais ainda, segundo Guide, 2014 as propriedades mecânicas do metal soldado são influenciadas pelas condições de têmpera das ligas, executadas antes da soldadura e pelos tratamentos térmicos executados após a soldadura.

A zona de metal fundido, após solidificação, irá formar uma estrutura com as propriedades tal como no estado após fundição da liga. Os precipitados da fase β'' , associados à condição de pico de envelhecimento da liga AA6061-T6, segundo mencionam Kubasek & Vojtech, 2011, são dissociados por ação do ciclo térmico, Figura 2.4, formando uma zona também designada de microestrutura totalmente revertida. Essa zona sofrerá uma forte redução da sua resistência mecânica, mas sendo a zona com um arrefecimento mais lento, recuperará parte da sua resistência inicial via envelhecimento, Kubasek & Vojtech, 2011, após soldadura, aquando a sua solidificação. Kubasek & Vojtech, 2011 referem ainda que a eficácia dessa recuperação é dependente da presença de elementos de liga na zona de metal fundido, que por sua vez dependem do metal base, metal de adição e da percentagem de diluição que ocorre durante a soldadura.

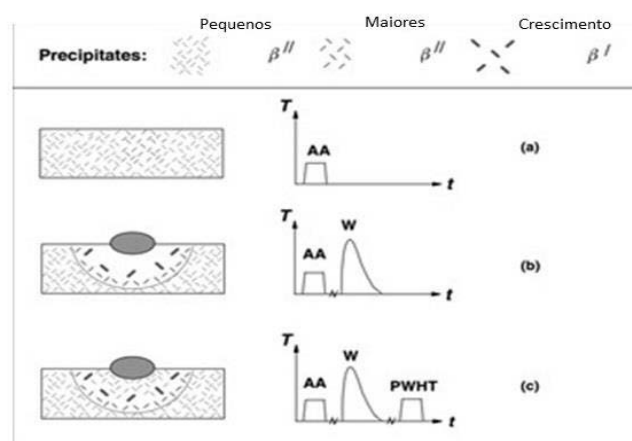


Figura 2.4. Evolução da microestrutura de uma liga AlMgSi. a) Liga envelhecida artificialmente, estado T6; b) Representação da dissolução e crescimento dos precipitados após soldadura; c) Representação da reprecipitação após realização de tratamento térmico. (Kubasek & Vojtech, 2011).

Numa liga de alumínio, em que as suas propriedades mecânicas tenham sido melhoradas, através do endurecimento por precipitação, a realização de soldadura irá também degradar essas propriedades na zona afetada pelo calor. Na ZAC, ocorre sobre envelhecimento, ou seja, os precipitados do tipo β'' irão coalescer, originando, conforme

apresentado no sub-capítulo de sequência de precipitação, os precipitados do tipo β' , sem propriedades endurecedoras, originado uma redução da resistência da liga. A extensão desta zona afetada pelo calor, dependente da condutividade térmica do alumínio e da quantidade de calor introduzido, terá zonas com propriedades distintas. Na zona próxima da linha de fusão, onde ocorre fusão parcial do material, as temperaturas atingidas foram suficientemente altas que permitiu a dissolução dos precipitados em solução sólida, permitindo posterior endurecimento por precipitação, (Kubasek & Vojtech, 2011). À medida que se aumenta a distância à linha de fusão, aumenta a quantidade de precipitados não dissolvidos, e que pelo contrário, entraram em coalescência, não ficando disponíveis para posterior re-precipitação através de envelhecimento durante o arrefecimento da junta soldada ou durante o tratamento térmico, (Kubasek & Vojtech, 2011). Esta conclusão é comprovada por Guide, 2014 que refere que a resistência e a dureza são menores na ZAC. No gráfico da Figura 2.5 é representado a evolução da dureza e da resistência mecânica com o aumento da distância à linha de fusão da liga AA-6061-T6, após realização da soldadura. Verifica-se que o perfil evolutivo da dureza e da resistência mecânica são semelhantes. Na ZAC e zona fundida os valores de resistência mecânica e dureza são bastante inferiores aos do metal base, sendo que na ZAC esses valores, principalmente de resistência mecânica, são ligeiramente inferiores aos da zona fundida. As últimas etapas dos perfis evolutivos representam a recuperação dos valores de dureza e resistência originais, correspondentes ao material base.

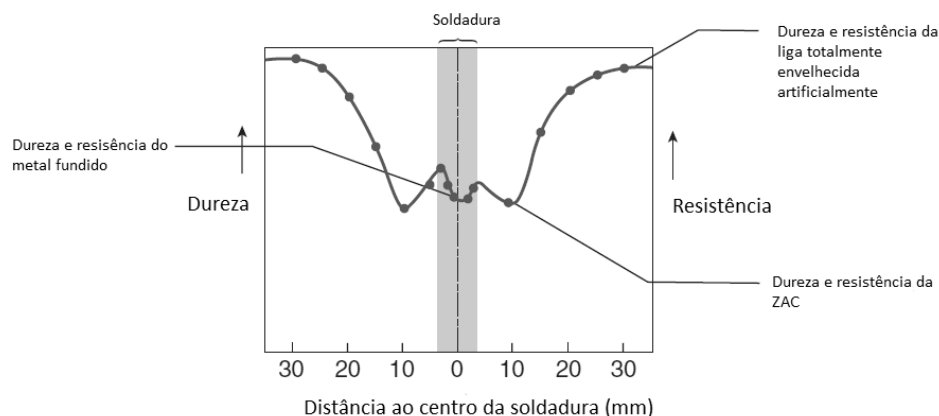


Figura 2.5. Efeito da soldadura na dureza da liga 6061-T6 – Estado tal como soldado. (Mathers, 2012).

Maisonnette et *al.*, 2011 estudaram o efeito da máxima temperatura, velocidade de aquecimento e tempo de permanência a 560 °C, provocadas pela soldadura da liga 6061-

-T6 soldada por feixe de elétrons, na sua microestrutura e propriedades mecânicas. Verificaram que a resistência da liga é negativamente influenciada pela máxima temperatura atingida durante a carga térmica, para temperaturas superiores a 200 °C, em que ocorre a dissolução e crescimento dos precipitados. Em relação à velocidade de aquecimento, verificaram que quanto menor for a velocidade de aquecimento menor é a tensão de cedência da liga, em relação ao estado T6. Referem que normalmente os precipitados que estão presentes no estado T6 são do tipo β'' ou pré β'' , em forma de finas agulhas, com uma densidade muito elevada na matriz, sendo a microestrutura que melhores propriedades confere à liga, quando comparada com estados com precipitados maiores. Verificaram um aumento significativo do tamanho dos precipitados a partir da temperatura de 400 °C, atingida durante a soldadura. Concluíram, por fim, que não é necessário um tempo de permanência a 560 °C para se atingir o estado O, dissolução completa dos precipitados, sendo suficiente o aquecimento a 500 °C ou 560 °C, a 15K/s, uma vez que se verificam as mesmas propriedades mecânicas (Maisonnette et al., 2011).

2.6. Temperatura de solubilização

O tratameno térmico de solubilização é o processo térmico no qual o material é aquecido até uma dada temperatura, temperatura de solubilização, por um determinado tempo até que os elementos de liga fiquem completamente dissolvidos na matriz. O tratamento de solubilização permite a difusão dos precipitados por toda a estrutura, ocorrendo a sua dissolução, diminuindo assim o seu tamanho e resultando num aumento da ductilidade, diminuição da resistência à tração e também na diminuição das tensões residuais da liga, (Garrett et al., 2005). Com a manutenção do material a uma temperatura elevada os fenómenos de difusão e homogeneização da microestrutura intensificam-se, pelo que começam a acontecer as fases de engrossamento, arredondamento das partículas insolúveis e dissolução da fase Mg_2Si , entre outras. O fenómeno de difusão é dependente da difusividade dos elementos de liga na matriz de alumínio e da temperatura a que ocorre a solubilização pelo que são parâmetros que devem ser tidos em conta para se obter uma completa redissolução das partículas de segunda fase, (Garrett et al., 2005).

Estes autores estudaram, ainda, os efeitos do tratamento de solubilização na liga AA6082-T6 e verificaram que para tempos de solubilização superiores a 20 minutos, a uma temperatura de 525 °C, não se registavam variações na resistência mecânica da liga, concluindo-se que neste ponto já todas as partículas e inclusões se encontram dissolvidas na matriz de alumínio. Concluíram que conformar o material, previamente submetido a maiores temperaturas de solubilização requer a utilização de menos forças o que proporciona vantagens em termos de economia de energia e de ferramentas.

Mrówka-Nowotnik & Sieniawski, 2005 estudaram o efeito do tratamento de homogeneização e as condições de arrefecimento na microestrutura e propriedades da liga 6082. Concluíram que as durezas das amostras aumentavam com o aumento da temperatura de solubilização, verificando a dureza máxima para a temperatura de 565 °C. Este facto é explicado pelo aumento de Mg e Si na solução sólida supersaturada durante a homogeneização, e que são essenciais para a formação dos precipitados endurecedores durante o posterior tratamento de envelhecimento. Segundo os mesmos autores a velocidade de arrefecimento tem considerável influência nas propriedades das amostras, obtendo-se uma maior dureza para amostras arrefecidas em água e menor durezas quando arrefecidas lentamente no forno.

2.7. Tratamentos térmicos

A microestrutura e propriedades de uma liga de alumínio devido à fusão do metal base através da soldadura serão alteradas, ocorrendo perda de resistência, sendo necessário efetuar um tratamento térmico. Normalmente este tratamento térmico é constituído por solubilização seguido de têmpera e de um revenido, Ahmad & Bakar, 2011. Ahmad & Bakar, 2011 verificaram um aumento de 3,8% na resistência à tração, 25,6% na dureza e 21,5% de ductilidade da liga 6061, soldadas por *Cold Metal Transfer*, CMT, quando comparando o estado tal como soldado e o estado após realização de um tratamento térmico. Este tratamento térmico consistiu numa solubilização à 530 °C durante 1 hora, têmpera em água e envelhecimento artificial a uma temperatura de 160 °C durante 20 horas. O aumento da resistência à tração e da ductilidade proporciona um aumento de resistência à iniciação e propagação de fendas. Segundo Ahmad & Bakar, 2011 este aumento de propriedades pode ser explicado pela fina e uniforme distribuição dos precipitados nas juntas soldadas,

resultantes dos tratamentos térmicos. Referem ainda que o aumento da resistência é devido ao mecanismo de difusão assistida que causa um aumento das zonas GP, distorção dos planos da matriz e entrave às deslocações através das zonas com átomos de soluto, reorganizados sob a forma de precipitados. Segundo Ahmad & Bakar, 2011 os resultados obtidos das fractografias SEM, *scanning electron microscope*, mostraram um tamanho de grão mais pequeno e de tamanho constante, um espaçamento mais pequeno entre grãos, em relação ao estado tal como soldado. Verificaram ainda “dimples” nas superfícies de fratura mais numerosos e mais pequenos, nas amostras sujeitas a tratamento térmico, refletindo o facto de a fratura ter ocorrido segundo um regime dúctil.

Kumar & Kumar, 2013 estudaram o efeito da temperatura de solubilização, envelhecimento artificial e uma combinação dos dois tratamentos nas ligas 6082-T6 soldadas a TIG, verificando que o tratamento de envelhecimento artificial, durante 20 horas a 175 °C, obteve os melhores resultados em termos de melhoramento das propriedades mecânicas. Verificaram ainda uma resistência à tração das juntas soldadas muito inferior em relação ao metal base e que não houve uma apreciável variação do tamanho do grão após realização dos tratamentos térmicos.

Ozturk et al., 2010 investigaram as propriedades mecânicas da liga 6061-T6 submetida a um tratamento de solubilização e de uma têmpera, seguida por períodos diferentes de envelhecimento artificial à temperatura de 200 °C. Verificaram a existência de um período de encubação de 10 a 15min onde a dureza não se altera significativamente e um período de máxima dureza, por volta dos 200min de envelhecimento, associada à condição de pico de envelhecimento e a consequente presença da fase β'' . Concluíram que a formação de precipitados de soluto e a subsequente precipitação, que proporciona o aparecimento da fase β'' , provoca alterações significativas no comportamento do material, como se comprova pela resistência à tração 73% maior, quando comparando o estado não tratado termicamente e o estado que se verifica, para as amostras tratadas termicamente, aos 120 min de envelhecimento artificial.

Mrówka-Nowotnik et al., 2009 estudaram o efeito de várias temperaturas e tempos de envelhecimento de amostras de alumínio da liga 6082, em que o tratamento de solubilização foi realizado a 575 °C por 4 horas. Concluíram que com o aumento do tempo de envelhecimento existe um contínuo aumento de resistência mecânica, atingindo-se a máxima resistência para um tempo de envelhecimento de 6h a uma temperatura de 190 °C,

não se registrando, contudo, alterações no alongamento máxima atingido. Na generalidade das condições, de tratamento térmico, verificaram para os períodos iniciais de envelhecimento elevado aumento na resistência mecânica da liga, seguindo-se períodos sem praticamente alterações nas propriedades mecânicas da liga. O aumento inicial na tensão de tração é devido ao mecanismo de difusão de vazios e formação de zonas GP, seguido da formação de precipitados metastáveis β'' e β' que distorcem a regularidade da matriz e interferem com o movimento das deslocções. Os precipitados do tipo β'' podem ser vistos na Figura 2.6. Mrówka-Nowotnik et al., 2009 concluíram que as propriedades da liga 6082 eram quase iguais, com taxas de variação iguais, quando comparando amostras, com tratamento térmico, com uma temperatura inferior e um tempo de envelhecimento superior e uma temperatura superior com um tempo de envelhecimento inferior. Tempos de envelhecimento superiores a uma hora, a uma temperatura de 220 °C, conduzem a um sobre-envelhecimento da liga com deterioração da resistência mecânica, mas com aumento da elongação que é devido à coalescência dos precipitados em fases intermetálicas β e α . A fase intermetálica α -AlFeMnSi é formada durante a fundição da liga, juntamente com a fase intermetálica β -AlFeSi, que se distribuem pelas fronteiras de grão, da matriz de alumínio, ligados, por vezes, aos precipitados de Mg_2Si , proporcionando pontos de nucleação destes últimos precipitados.

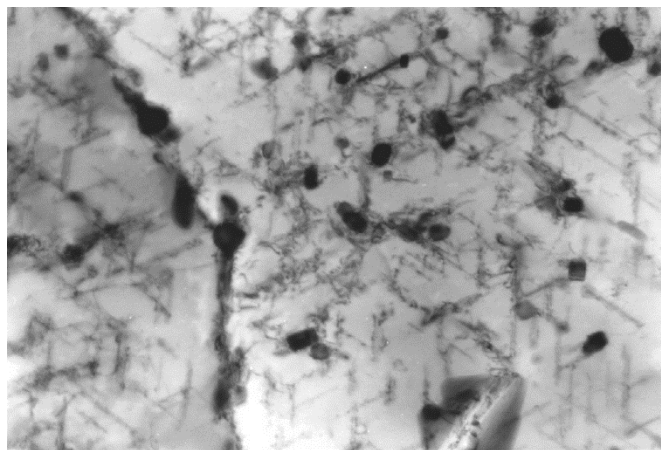


Figura 2.6. Precipitados do tipo β'' com a forma de agulhas (Banhart et al., 2010).

Segundo Mrówka-Nowotnik et al., 2009 as análises microestruturais e fractográficas confirmaram, das referências teóricas, que as fendas, que ocorrem durante os ensaios de tração, se iniciam nos aglomerados de vazios e são facilitadas pelo seu

crescimento e coalescência. Os lugares da nucleação heterogênea dos vazios são os precipitados das fases intermetálicas.

Akyüz & Şenaysoy, 2015 estudaram o efeito do tempo de permanência da liga AA6013 a 180°C durante o tratamento térmico de solubilização (530 °C por 8 horas), têmpera e revenido nas propriedades mecânicas e maquinabilidade. Verificaram que a liga atingiu as máximas propriedades mecânicas às 6 horas de envelhecimento, não se registrando melhorias significativas após 24 horas de envelhecimento. O envelhecimento segundo estes autores têm influência negativa na maquinabilidade da liga devido à formação dos precipitados, no interior dos grãos, que resultam num entrave à movimentação das deslocações aquando à deformação plástica durante um determinado processo de corte.

A tenacidade à fratura é uma propriedade importante quando se pretende fazer uma seleção de materiais para determinada aplicação, sendo, portanto, alvo de estudo quanto à sua possível variação com a alteração da microestrutura das ligas, através dos tratamentos térmicos. Mrowka-Nowotnik et al., 2009 realizou ensaios de tenacidade à fratura em concordância da norma ASTM E399-85, ANSI/ASTM B645-78 e PN-87/H-04335 da liga 6082, tratada termicamente como referido anteriormente. Verificaram que a tenacidade à fratura depende do tempo, da temperatura de envelhecimento e da orientação da superfície de clivagem em relação à direção de laminagem, tendo concluído que o maior valor, $43,34 \text{ MPa} * m^{1/2}$, ocorre para um provete solicitado na direção longitudinal com a fenda na direção transversal, em relação à direção de laminagem, envelhecido a 190 °C por 6 horas.

2.8. Envelhecimento natural

Banhart et al., 2010 estudaram o envelhecimento natural logo após o tratamento de solubilização e de têmpera em duas ligas de Al-Mg-Si com baixo e alto teor de Mg e Si. Observaram para a liga de alto teor, durante o envelhecimento natural, uma taxa de endurecimento rápida, associada à dominante precipitação do silício, devido à sua maior difusibilidade e mais baixa solubilidade na matriz, em relação ao magnésio, seguida de uma taxa moderada de endurecimento, dominada pelo enriquecimento desses precipitados de silício em magnésio. O aumento de dureza é explicado pela formação de precipitados que apresentam uma maior resistência ao corte das deslocações do que a matriz supersaturada. Na liga de baixo teor em Si e Mg as durezas e as taxas de endurecimento são mais baixas

devido à baixa concentração destes elementos na liga. A resistividade elétrica da liga apresenta estágios similares aos resultados de dureza, que estão relacionados com a formação e crescimento dos precipitados, sendo o processo mais rápido associado à formação de precipitados de silício e o processo mais lento associado à dominância da difusão do magnésio e a sua co-precipitação. Através dos estudos de dureza, resistividade elétrica, análise térmica diferencial, Positron Annihilation Lifetime Spectroscopy Banhart et *al.*, 2010 concluíram a existência de uma primeira reação de precipitação concluída aproximadamente aos 60 minutos e uma segunda concluída aos 10000 minutos de envelhecimento natural.

Banhart et *al.*, 2010 concluíram, ainda, que o tratamento de envelhecimento natural, mesmo que por curtos períodos, antes do tratamento de envelhecimento artificial a 180 °C, tem um efeito negativo, na dureza da liga 6082, porque produz uma menor densidade de precipitados, uma maior fração volumétrica de precipitados, longos e finos, que são menos efetivos no entrave ao movimento das deslocções. Na Figura 2.7 é apresentado o efeito negativo do tempo de envelhecimento natural antes do envelhecimento artificial, para a liga 6082 com alto teor de silício e magnésio envelhecida artificialmente a 180 °C.

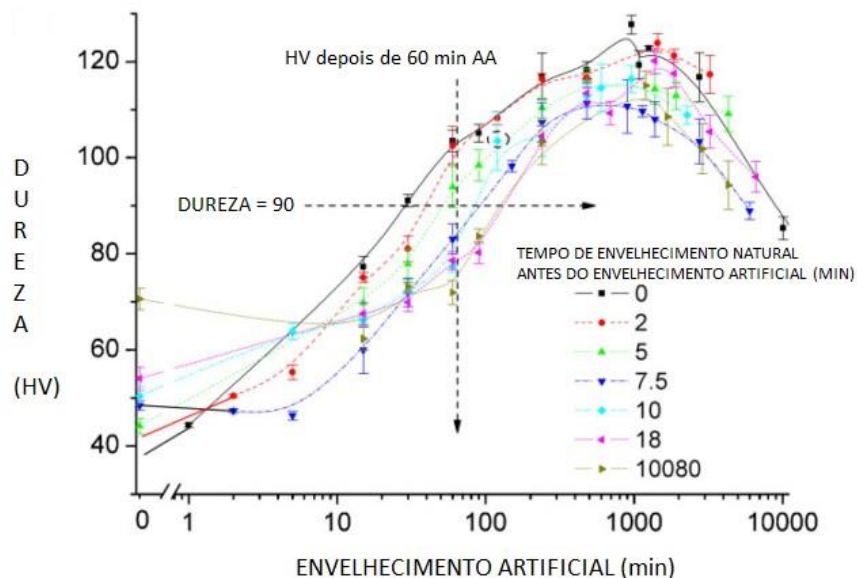


Figura 2.7. Evolução da dureza da liga com alto teor de magnésio e de silício durante o envelhecimento artificial a 180 °C, depois de solubilização, tempêra , para diferentes tempos de envelhecimento natural antes do envelhecimento artificial (Banhart et *al.*, 2010).

Cuniberti, Tolley *et al.*, 2010 estudaram o comportamento mecânico e microestrutural da liga comercial 6082 sujeita a tratamentos combinados de envelhecimento natural e artificial, após solubilização a 530 °C por 1 hora. Verificaram que o envelhecimento natural aumenta a resistência mecânica e diminui a ductilidade da liga, não se registrando evoluções significativas, nestas propriedades após 7 dias de envelhecimento natural. O tratamento de envelhecimento natural antes do tratamento de envelhecimento artificial, a 180 °C por 30 minutos, à imagem dos estudos de (Banhart *et al.*, 2010), influencia negativamente a resistência mecânica da liga. O tempo de envelhecimento natural conduz ao aparecimento de precipitados β'' mais alongados e com menor densidade menor fração volúmica, durante o envelhecimento artificial. O envelhecimento natural não altera, contudo, o tempo de envelhecimento para se atingir a dureza máxima, mas reduz o seu valor.

3. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

Como mencionado anteriormente no capítulo introdutório o principal objetivo da presente tese de mestrado é o de estudar a influência dos tratamentos térmicos na liga 6082-T6 soldada previamente pelo processo de soldadura por fusão, MIG – Metal Inert Gas, na sua microestrutura e propriedades mecânicas, em particular da influência do tempo de espera entre o tratamento térmico de têmpera e o tratamento térmico de revenido.

Assim, com o objetivo de estudar o assunto exposto é necessário suportar a elaboração da dissertação de mestrado num trabalho laboratorial, servindo o presente capítulo para descrever as montagens e os procedimentos experimentais adotadas no desenvolvimento deste estudo, sendo realizado de acordo com as principais etapas:

1. Definição da preparação de junta das chapas a soldar;
2. Definição dos parâmetros de soldadura;
3. Definição dos parâmetros dos tratamentos térmicos;
4. Realização das soldaduras das chapas otimizando os parâmetros de soldadura de modo a obter soldaduras sem defeitos macroscópicos;
5. Realização dos tratamentos térmicos;
6. Análise microestrutural das amostras;
7. Análise de microdurezas das amostras;
8. Análise do comportamento à tração das soldaduras;
9. Realização de análises SEM nas superfícies de fratura dos provetes.

3.1. Realização das soldaduras

Serve o presente capítulo para descrever os materiais, equipamentos e o desenvolvimento experimental necessários no primeiro passo deste trabalho laboratorial que consistiu na realização das soldaduras das chapas de alumínio através do processo tecnológico MIG, realizadas no laboratório de soldadura do departamento de engenharia mecânica.

3.1.1. Materiais e equipamentos utilizados

Como referido anteriormente a liga de alumínio utilizada no trabalho foi a liga tratável termicamente AA6082-T6, em que o sufixo “T6” designa o processo específico do tratamento térmico a que a liga AA6082 foi submetida, particularmente um tratamento de solubilização seguido de um envelhecimento artificial. Esta liga tem como principais elementos de liga o silício e o magnésio, sendo a sua composição química nominal detalhada na Tabela 3.1. O metal de adição recomendado pelo guia de soldadura GMAW da Lincoln Electric, (Aluminium GMAW, Welding Guide), para este tipo de ligas é o 5356 com a composição química segundo a Tabela 3.2.

Tabela 3.1. Composição química da liga AA6082-T6 (% em peso) (segundo norma PN-EN573-3:2010).

Al	Si	Mg	Mn	Fe	Cr	Zn	Cu	Ti
Balanço	0,7- 1,3	0,6- 1,2	0,4-1	0-0,5	0-0,25	0-0,2	0-0,1	0-0,1

Tabela 3.2. Composição química do metal de adição 5356 (% em peso)

Al	Si	Mg	Mn	Fe	Cr	Zn	Cu	Ti	Outros
Balanço	0,25	4,5- 5,5	0,05- 0,20	0,4	0,05- 0,20	0,10	0,10	0,06- 0,20	0,05

As soldaduras foram executadas na máquina SAFMIG 480 TRI, da marca Air Liquide, sendo a tocha da máquina transportada num carro porta-tochas de velocidade variável, da marca Air Liquide, modelo SAF, e com possível ajuste do posicionamento da tocha em relação à chapa que se colocou numa bancada de fixação, Figura 3.1, de forma a evitar movimentos indesejados da chapa durante a soldadura. Esta bancada de fixação possuía um bocal que foi utilizado para a introdução de argon como gás de proteção na raiz das soldaduras.

3.1.2. Procedimento experimental da soldadura MIG

Foram cortadas chapas com as dimensões 250×80×6 mm onde posteriormente se executou uma preparação de junta como representado na Figura 3.2. O corte executou-se

perpendicularmente à direção de laminagem das chapas, utilizando-se uma preparação de junta com um talão de 2,5 mm, um ângulo de abertura de 30° e uma folga entre chapas de 1,5 mm para posterior execução da soldadura. Antes da soldadura as chapas foram posicionadas e pingadas rampas nas extremidades, de modo a minimizar os empenamentos e manter o posicionamento durante a soldadura.



Figura 3.1. Montagem experimental para a realização das soldaduras.

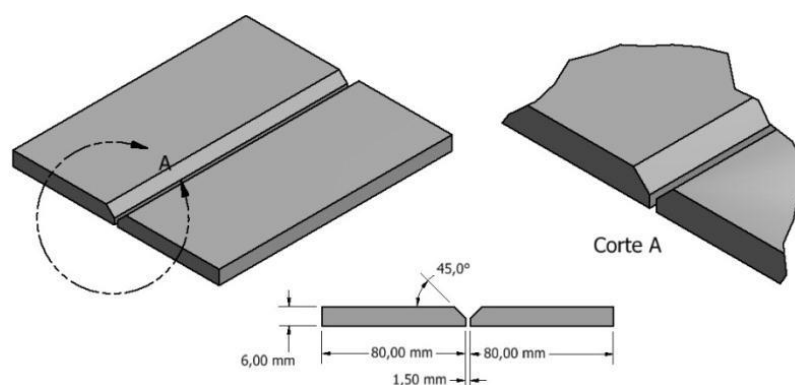


Figura 3.2. Preparação de junta utilizada (Quintino, 2012).

Antes do posicionamento na bancada as chapas foram lixadas e ainda limpas com álcool etílico para a remoção de sujidades de forma a minimizar os posteriores defeitos das soldaduras.

Os parâmetros de soldadura, apresentados na Tabela 3.3, foram sendo otimizados ao longo do processo de forma a obter principalmente cordões de soldadura de qualidade e minimizando os defeitos que foram sendo observados como as porosidades, abatimentos dos cordões de soldadura em algumas chapas e ainda falta de penetração na raiz. Depois de realizadas as soldaduras a zona da soldadura foi escovada com uma escova de arames de forma a remover os óxidos da superfície.

Tabela 3.3. Parâmetros das soldaduras

Soldadura	Intensidade (A)	Voltagem (V)	Velocidade (cm/min)	Distância da tocha/chapa (mm)
1	164	23,2	60	15
2	152	23,2	55	15
3	160	23,0	55	15
4/5	158	23,2	50	15

3.2. Realização dos tratamentos térmicos

Um das etapas fulcrais do trabalho consistiu na realização dos diferentes tratamentos térmicos em que as chapas previamente soldadas, conforme descrito no capítulo anterior, foram colocadas num forno de alta temperatura, Termolab - Fornos elétricos, Figura 3.3, localizado no Instituto Pedro Nunes, para serem submetidas a condições de tratamento térmico específicas. As condições nominais de temperatura, adoptadas nos tratamentos térmicos, foram de 535 °C, durante um período de 35 minutos, para a etapa de solubilização e de 180 °C, durante um período de 8 horas para a etapa de revenido.

As chapas um, dois e quatro sofreram as etapas do tratamento térmico correspondente à solubilização, têmpera e revenido, mas com tempos de espera entre têmpera e revenido diferentes. A chapa número um teve um tempo de espera de uma hora, sendo designada doravante como TT_TE1h, sendo aplicado o mesmo raciocínio de nomenclatura para as chapas dois e quatro, que sofreram um tratamento com um tempo de espera de 24 horas e 48 horas, respetivamente. A chapa número cinco foi submetida apenas à etapa do tratamento térmico referente ao revenido sendo designada de TT_RE e a chapa

número três sofreu apenas um tratamento térmico de envelhecimento natural, durante um período de um mês, sendo designada de TT_EN.



Figura 3.3. Forno elétrico Termolab – Fornos elétricos

O ciclo de tratamento térmico a que cada chapa foi submetida, incorporando as etapas de solubilização, têmpera, tempo de espera entre têmpera e revenido, e a etapa final de revenido, são apresentados nas Figura 3.4 a Figura 3.6. Na Tabela 3.4 resumem-se as condições de tratamento térmico de cada uma das chapas e a designação atribuída.

Os dados de temperatura/tempo do tratamento térmico foram recolhidos por um termopar colocado no interior do forno elétrico, em contato com as chapas. A temperatura medida pelo termopar é a temperatura do interior no forno e não a temperatura real das chapas. A obtenção da temperatura real das chapas seria possível através da aplicação de um outro procedimento, em que um termopar se encontraria soldado à superfície da chapa de forma a acompanhar e registar a sua temperatura. Por simplificação assumiu-se que a temperatura a que se encontram as chapas é a mesma que a do interior do forno, à exceção das etapas de têmpera em que as chapas são retiradas do forno e arrefecidas em água até atingirem a temperatura ambiente, e da etapa de tempo de espera, em que as chapas se consideram estar à temperatura ambiente.

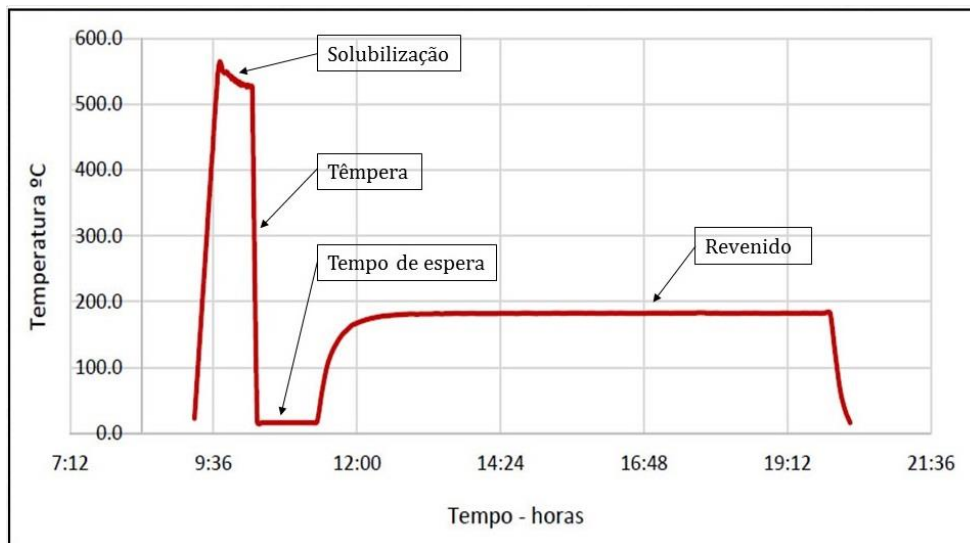


Figura 3.4. Ciclo de tratamento térmico da chapa número um: TT_TE1h.

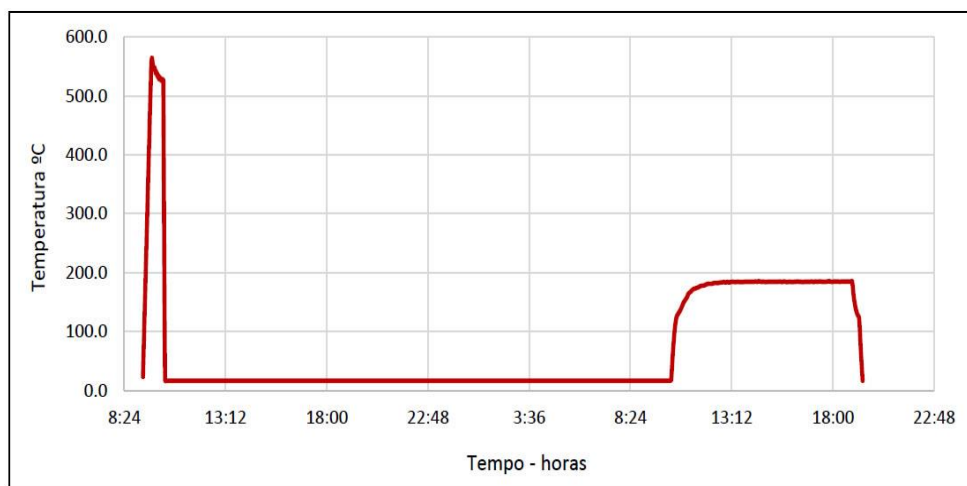


Figura 3.5. Ciclo de tratamento térmico da chapa número dois: TT_TE24h.

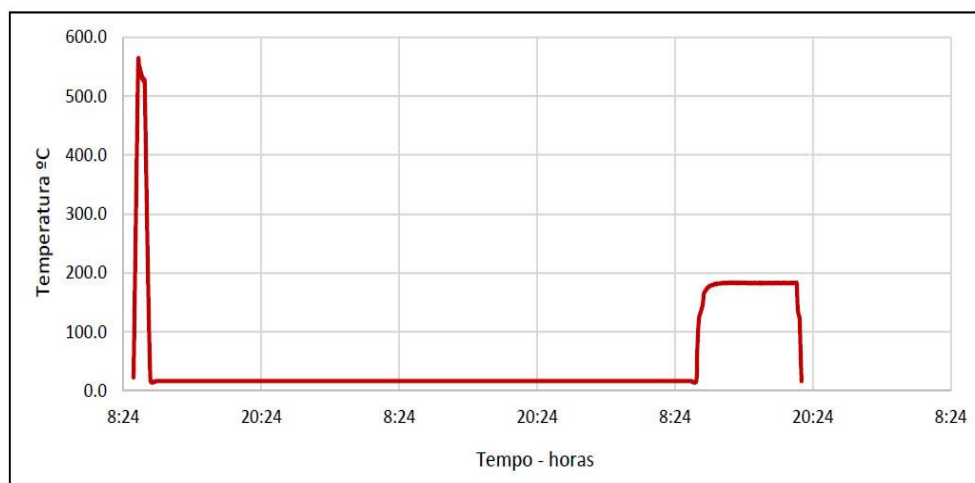


Figura 3.6. Ciclo de tratamento térmico da chapa número quatro: TT_TE48h.

De salientar que a rampa de aquecimento para se atingir o patamar da temperatura de solubilização foi de 20°/min. Devido à grande inércia térmica do forno elétrico foi difícil durante a realização dos tratamentos térmicos a estabilização da sua temperatura. Assim, de acordo com os dados fornecidos pelo termopar, a temperatura máxima e mínima atingida pelo forno, durante a solubilização foi respetivamente de 564,5 °C e 526 °C, sendo registada uma temperatura média de 538,5 °C. Durante a realização da etapa de revenido registou-se uma temperatura mínima e máxima de 164 °C e 183,5 °C, respetivamente, e uma temperatura média de 181,6 °C.

A têmpera foi realizada retirando as chapas com umas garras do interior do forno e colocadas de imediato, e mantidas, num recipiente com água até atingirem a temperatura ambiente.

Tabela 3.4. Designação das chapas de acordo com os seus tratamentos térmicos

Chapa	Tempo de espera (h)	Designação
1	1	TT_TE1h
2	24	TT_TE24h
4	48	TT_TE48h
3	-	TT_EN
5	-	TT_RE

3.3. Caracterização das soldaduras

3.3.1. Preparação dos provetes metalográficos

Após a soldadura é retirada a escória da superfície da chapa com uma escova de arames e cortado, através de um serrote mecânico, um provete metalográfico da chapa número 3, e colocado, por fim, em resina como representado na Figura 3.7, para a análise morfológica e de microdureza da chapa no estado tal como soldado, AW – *As Welded*. Os provetes metalográficos das restantes chapas foram retitados após realização do respetivo tratamento térmico.

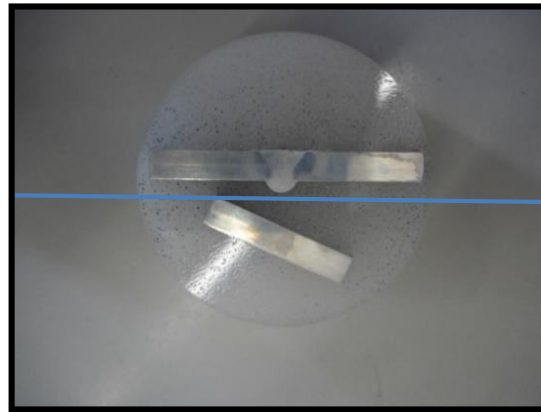


Figura 3.7. Provetes metalográficos para a medição de microdureza; Em cima zona do metal fundido e zona termicamente afetada pelo calor; Em baixo zona do metal base.

3.3.2. Análise morfológica

Para a realização da análise morfológica, e posterior análise de microdureza, os provetes metalográficos foram sujeitos à ação de lixas de granulometria decrescente, P320, P500, P1000, P2500, e ainda polidas com panos embebidos em pasta de diamante de $3\mu\text{m}$ e de $1\mu\text{m}$, devidamente lubrificadas, com o objetivo de se obter uma superfície espelhada e sem riscos. Depois da utilização de lixas e do polimento as amostras foram submetidas a contrastação química, com o objetivo de revelar a microestrutura, tentando através dos sucessivos ataques a definição das diferentes zonas do provete metalográfico utilizando o reagente químico de Poulton, produzido através das misturas 1 e 2, composto pelos reagentes descritos na Tabela 3.5. Após a revelação da microestrutura, das várias zonas do provete metalográfico, procedeu-se à sua observação e análise com recurso ao microscópio ótico Leica DM 4000 M LED e ao microscópio ótico Zeiss AxioTech 100 HD, e fotografadas, a várias ampliações, com recurso a uma máquina fotográfica Leica MC 120 HD, acoplada ao microscópio ótico. O pós-processamento das macro e micrografias foi realizado no software LAS (Leica Application Suite) e Axiovision.

Tabela 3.5. Reagente de Poulton

Mistura 1		Mistura 2	
Reagente	Quantidade	Reagente	Quantidade
HCl	6ml	CrO ₃	2g
HNO ₃	3ml	H ₂ O	10ml
HF	0,5ml	HNO ₃	6ml
H ₂ O	0,5ml		

3.3.3. Análise de microdureza

As medições de dureza foram realizadas sobre provetes metalográficos utilizando uma máquina Struers Duramin 1, com medição automática de durezas, utilizando a condição de HV0.2, isto é uma carga de 200g, utilizando um tempo de aplicação de carga de 15s.

Para a obtenção do perfil de dureza foram realizadas indentações paralelamente à superfície da chapa, a meia espessura, distanciadas entre si de 0.25mm na zona da soldadura e 0.50mm na zona afetada pelo calor. Foi ainda realizado o perfil de durezas transversalmente à zona da soldadura com indentações a cada 0.25mm e para a zona do metal de base realizou-se 10 medições.

3.3.3 Ensaios de tração

Para caracterizar a resistência mecânica das soldaduras, com várias condições de tratamento térmico, foram realizados ensaios de tração longitudinais de provetes, com a forma de osso de cão, maquinados segundo a norma ASTM E 8M – 04 (2004). De cada chapa foram retirados três provetes de tração e realizados ensaios de tração a dois desses provetes. Para distinguir os provetes ensaiados será adicionado o número um ou dois após a nomenclatura correspondente à chapa, de onde foram retirados os provetes. Após a maquinação dos provetes procedeu-se à remoção de rebarbas e do excesso de material do cordão de soldadura, nas zonas da raíz e do topo, com recurso a rebarbadora e lixas, de forma a uniformizar as dimensões do provete e minimizar a ocorrência de concentração de tensões durante a realização do ensaio. Os provetes, posteriormente, foram pintados, com spray, com uma camada de tinta branca, de forma a cobrir a área do provete correspondente ao lado da espessura. Por cima desta camada de tinta branca, os provetes foram pulverizados, com tinta

preta, de forma a formar um conjunto de pontos pretos com distribuição aleatória na mesma superfície do provete. Esta pintura teve como objetivo servir de referência, durante os ensaios de tração, do extensómetro óptico ARAMIS Optical 3D Deformation & Strain Measurement System, que permite traçar o mapas das deformações locais, sem contato físico com os provetes de tração. Os ensaios de tração foram realizados com velocidade de travessão de 5mm/min, com recurso a uma máquina de tração Instron® Model 4206, em que para a recolha dos dados de carga utilizou-se uma consola Instron® e para recolha das deformações o extensómetro óptico, conforme mencionado. Na Figura 3.8 apresenta-se a máquina de tração, a consola e o equipamento ótico utilizado. Numa folha de cálculo excel foi realizado o tratamento dos dados, em que os dados tempo/carga, provenientes da consola, foram ajustados aos dados tempo/deformação, provenientes do Aramis, construindo-se, por fim, os gráficos tensão/deformação para todos os provetes tracionados.



Figura 3.8. Máquina de tração Instron® Model 4206, sistema ótico ARAMIS da GOM – Optical Measuring Technique e consola Instron®

As superfícies de fratura, dos provetes tracionados foram analisadas com recurso a SEM (Scanning Electron Microscope), fazendo uso da máquina Carl Zeiss® Gemini 2, localizado no Instituto Pedro Nunes. Esta técnica permite obter imagens tridimensionais de alta resolução da superfície das amostras, de forma a determinar as características da fratura e averiguar a presença de precipitados.

4. APRESENTAÇÃO E DISCUSSÃO DE RESULTADOS

No presente capítulo são apresentados os resultados recolhidos durante o trabalho experimental desenvolvido, fazendo-se a sua análise descritiva, procurando relacionar os resultados obtidos nos vários tipos de ensaios. Os resultados são ainda discutidos com base no estudo bibliográfico realizado.

4.1. Análise Morfológica

Neste subcapítulo realizou-se a análise das macro e micrografias, de todas as soldaduras, de forma a proceder-se à caracterização da sua microestrutura. Os resultados obtidos, da análise microestrutural, servirão de base para os capítulos da caracterização mecânica, análise de microdureza e de fractografia.

4.1.1. Microestrutura da zona fundida

Todas as soldaduras MIG realizadas apresentaram bom aspeto, aquando a sua inspeção visual, à vista desarmada. Durante a realização das soldaduras das chapas, houve necessidade de fazer alterações nos parâmetros de soldadura, como detalhado no capítulo do procedimento experimental, de forma a corrigir algumas características dos cordões de soldadura. Com as correções de intensidade de corrente e velocidade da tocha minimizou-se o abatimento do cordão de soldadura, que se verificou na raiz e no topo do cordão, nas primeiras soldaduras realizadas.

Na Figura 4.1 é apresentada uma macrografia da soldadura, da chapa no estado tal como soldado, AW, onde se encontra delimitada a zona fundida, zona a), zona de transição da ZAC, zona b), e ZAC, zona c). As micrografias das zonas fundidas, das chapas AW, TT_TE24h, TT_TE1h, TT_TE48h, TT_EN e TT_RE são apresentadas na Figura 4.2. As micrografias, da zona fundida, de todas as chapas, foram retiradas da mesma zona, zona a), que a micrografia da zona fundida da chapa AW, Figura 4.1.

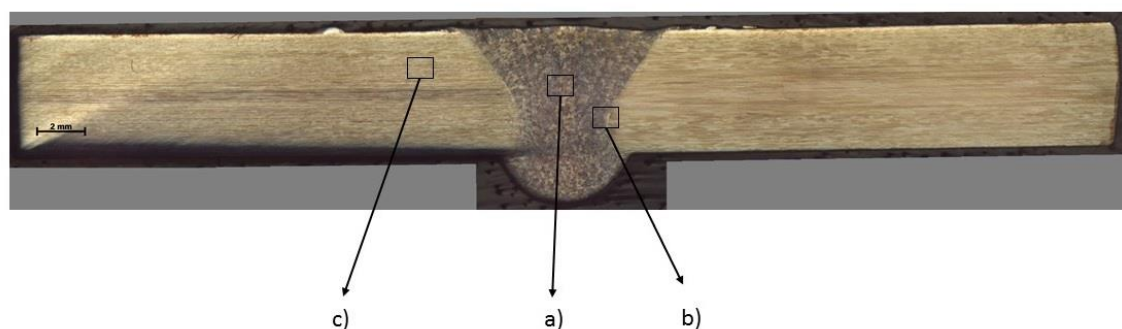


Figura 4.1. Macrografia da chapa no estado tal como soldado – AW.

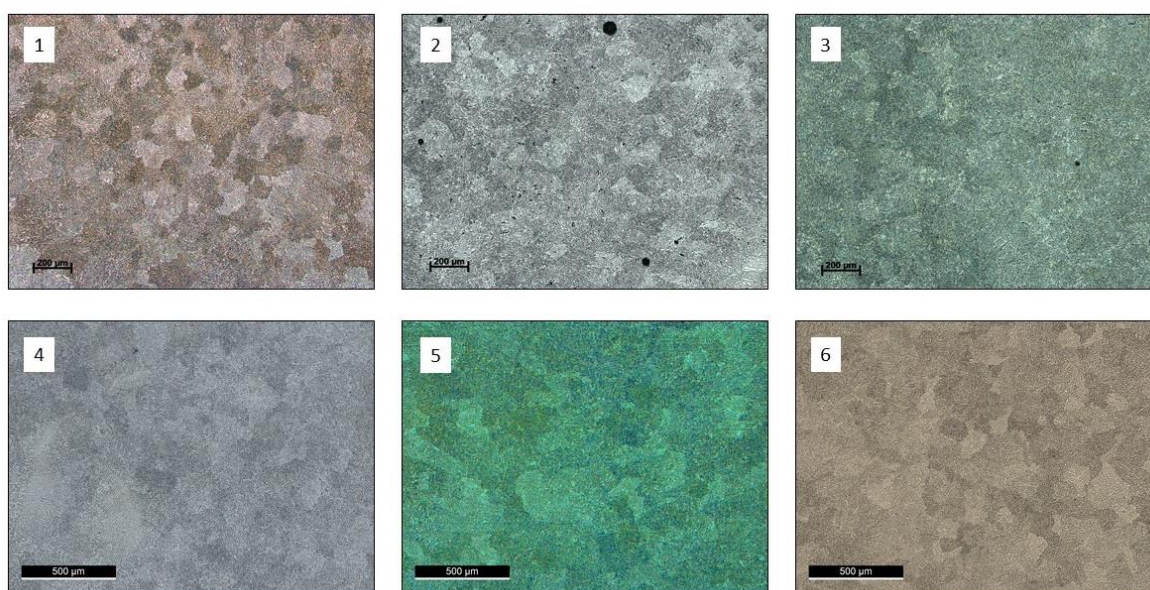


Figura 4.2. Micrografias da zona fundida das chapas: 1-AW; 2-TT-TE24h; 3-TT-TE1h; 4-TT-TE48h; 5-TT-EN; 6-TT-RE.

A principal evidência, da observação das micrografias da zona fundida, é a clara distinção entre os grãos do metal base e do metal de adição. A micrografia do metal base é apresentada no apêndice A. Esta região devido às elevadas temperaturas atingidas na soldadura, superiores à temperatura de fusão dos materiais, é propícia à formação de porosidades, que se verificaram em todas as soldaduras, com maior concentração na raiz e topo do cordão de soldura e distribuídas de forma aleatória da região interior do centro da zona fundida. Estas porosidades são bem visíveis nas macrografias das soldaduras apresentadas no apêndice B.

De forma a averiguar o efeito dos tratamentos térmicos, na zona fundida, foi realizada a medição do comprimento e largura dos grãos e realizado, posteriormente, o seu tratamento estatístico. Devido à elevada dispersão dos valores medidos, optou-se por tratar

estatisticamente os valores do comprimento e largura dos grãos através de gráficos de barras, representativos da distribuição, em percentagem, dos grãos por intervalos de comprimento e largura, como se apresenta na Figura 4.3 e Figura 4.4. Da observação dos gráficos não se registam grandes diferenças na distribuição do comprimento e largura do grão, comparando as zonas fundidas das várias chapas, concluindo-se que os tratamentos térmicos não tiveram uma influência significativa neste parâmetro. O comprimento e largura dos grãos encontram-se predominantemente concentrados no intervalo 96-124 μm e 95-125 μm , respetivamente. Verifica-se, contudo, que os tratamentos que envolvem solubilização e a etapa de tempo de espera apresentam mais grãos no intervalo de comprimento 40-78 μm e no intervalo de largura 35-65 μm , correspondente ao intervalo de grãos mais pequenos.

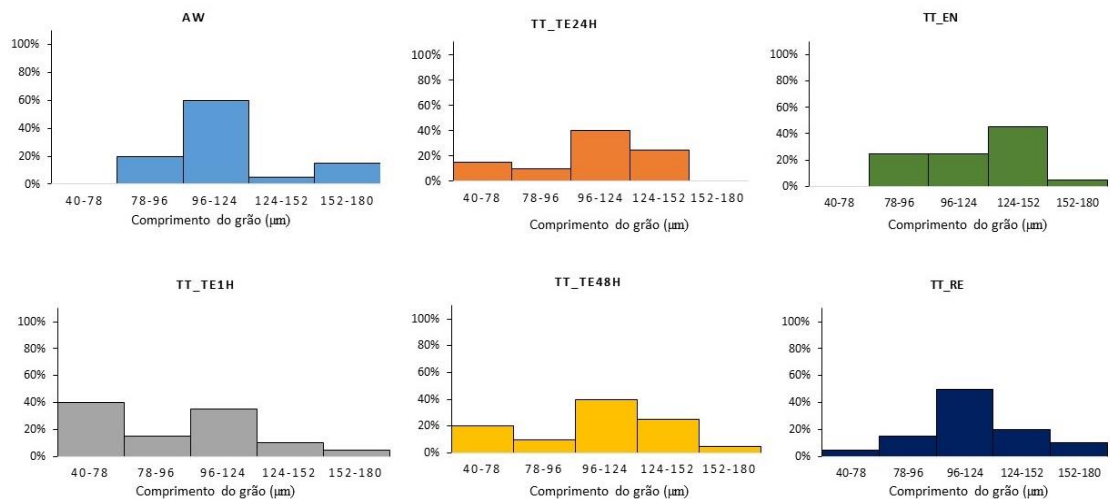


Figura 4.3. Representação, em gráfico de barras, da distribuição do comprimento do grão da zona fundida de cada uma das chapas.

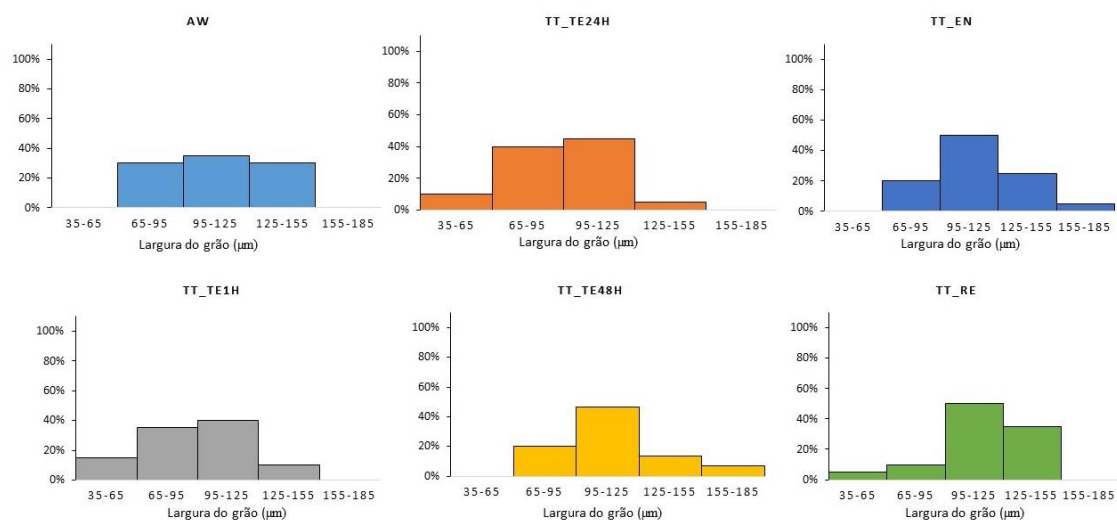


Figura 4.4. Representação, em gráfico de barras, da distribuição da largura do grão da zona fundida de cada uma das chapas.

4.1.2. Microestrutura da ZAC

Na Figura 4.5 são apresentadas as micrografias da ZAC, correspondente à zona de transição, das soldaduras, retiradas da mesma zona, zona b) da Figura 4.1, que a micrografia da chapa AW. Pretende-se neste subcapítulo apresentar e fazer uma análise da microestrutura desta zona da ZAC. Observa-se que o grão da ZAC se encontra alongado segundo a direção de laminagem, com um comprimento compreendido entre 35-215 μm , e uma largura entre 18-83 μm , conforme Figura 4.6 e Figura 4.7. O metal base, AA6082-T6, apresenta um comprimento médio de 76.4 μm e uma largura média de 27.21 μm e tem o seu comprimento e largura compreendido entre 30-130 μm e 18-58 μm , respetivamente, como se apresenta no apêndice C. Conclui-se, assim, que existe um aumento das dimensões do tamanho do grão, principalmente na direção de laminagem, provocado pelas altas temperaturas atingidas, durante a soldadura das chapas. Da comparação dos gráficos de barras, da distribuição por intervalos, das dimensões dos grãos, observou-se a presença de mais grãos de dimensões inferiores nas chapas TT_TE1h, TT_TE24h e TT_TE48h, em comparação com o estado tal como soldado. Da comparação dos gráficos, da distribuição de

grão, das chapas TT_RE e TT_EN, em relação ao estado tal como soldado não se consegue retirar mais nenhuma ilação.

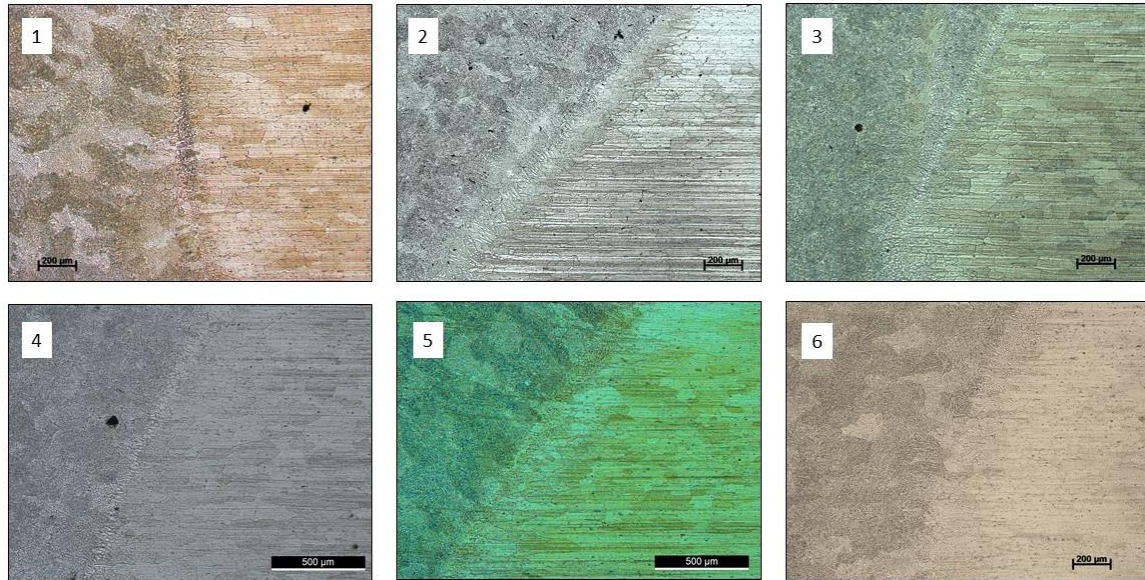


Figura 4.5. Micrografias da ZAC, zona de grão grosseiro, zona b), das chapas: 1-AW; 2-TT-TE24h; 3-TT-TE1h; 4-TT-TE48h; 5-TT-EN; 6-TT-RE.

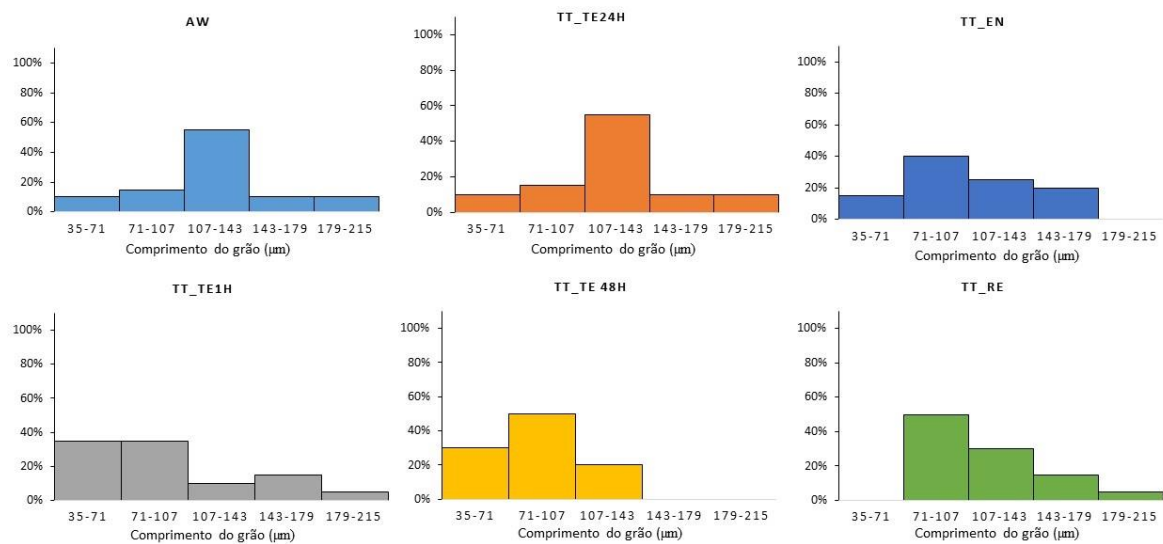


Figura 4.6. Representação, em gráfico de barras, da distribuição do comprimento do grão da ZAC, zona b), de cada uma das chapas.

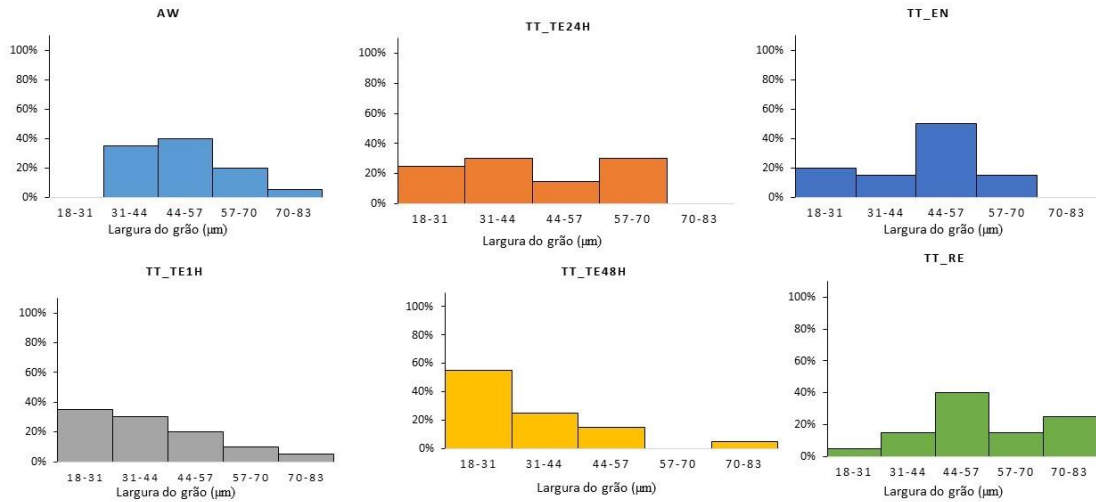


Figura 4.7. Representação, em gráfico de barras, da distribuição da largura do grão da ZAC, zona b), de cada uma das chapas.

Verificou-se também as dimensões dos grãos para uma zona da ZAC mais afastada linha de fusão, zona c), como na Figura 4.1, com as respectivas micrografias apresentadas na Figura 4.8. Para esta zona das chapas verifica-se, à imagem das outras zonas, um aumento de tamanho de grão em relação ao metal base, mas não se verificaram alterações significativas em relação à zona da ZAC, próxima da linha de fusão. A distribuição do tamanho de grão encontra-se apresentado no apêndice C.

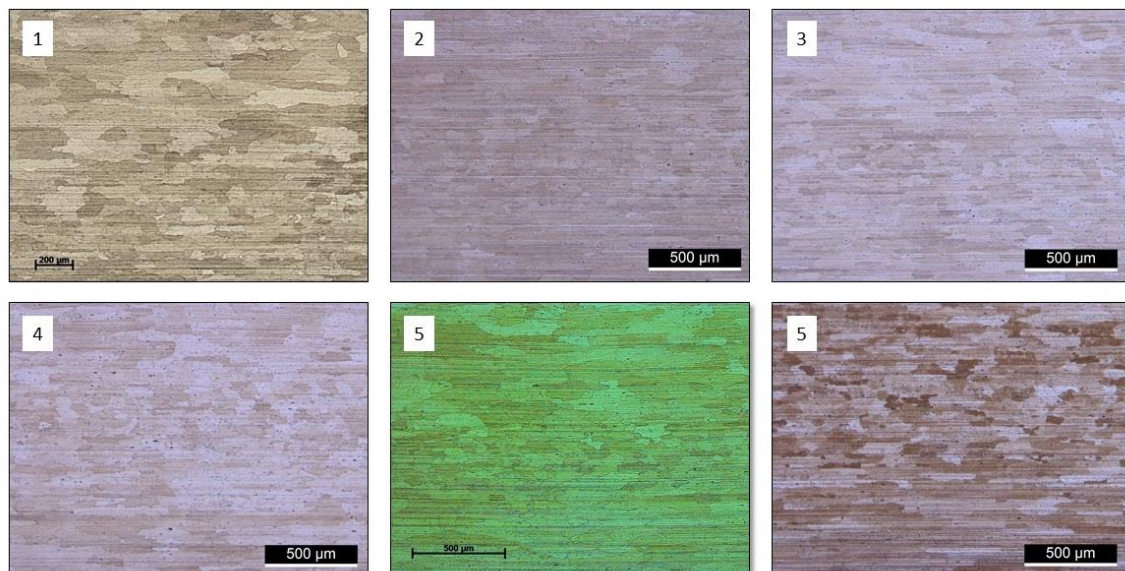


Figura 4.8. Micrografias da ZAC, zona c), das chapas: 1-AW; 2-TT-TE24h; 3-TT_TE1h; 4-TT_TE48h; 5-TT_EN; 6-TT_RE.

4.2. Análise de microdureza

Os resultados do trabalho experimental relativo à medição da dureza dos pontos situados na secção transversal da soldadura, conforme procedimento experimental, são apresentados nas figuras 4.9 a 4.14.

Da análise geral dos gráficos verifica-se que a dureza ao longo da secção transversal das soldaduras, de cada uma das condições, varia significativamente, e que essa variação é diferente para cada chapa com diferentes condições de tratamento térmico. Conclui-se, logo à partida, que tanto as soldaduras como os tratamentos térmicos têm influência nesta propriedade mecânica. Em cada um dos gráficos é representada uma reta paralela ao eixo das abcissas que representa a dureza do metal base, correspondente ao material não afetado por soldadura e tratamentos térmicos.

A principal evidência que se destaca dos gráficos, sem exceção, é a acentuada diminuição da dureza na zona fundida das soldaduras, zona delimitada pelas retas verticais, tanto em comparação com a dureza do metal base como em comparação com as restantes zonas da secção transversal das amostras. Só em alguns casos, a dureza da zona afetada pelo calor se aproxima dos valores de dureza da zona fundida. Da análise das microdurezas da chapa no estado tal como soldado, Figura 4.9, regista-se uma dureza característica na zona fundida de aproximadamente 60 HV_{0.2}, muito inferior ao metal base, que tem um valor de 116 HV_{0.2}. Verifica-se que a dureza da zona fundida é, à imagem das restantes soldaduras, praticamente constante, contrariamente ao afirmado por Mathers, 2012 e ilustrado na Figura 2.5, em que ocorria um ligeiro aumento de dureza desde o centro da soldadura até à linha de fusão. Os resultados podem ser justificados pela re-precipitação homogênea da zona fundida, durante o seu arrefecimento. Imediatamente à direita e à esquerda da zona fundida, delimitada pela linha de fusão, regista-se um aumento brusco da dureza, seguido de uma progressiva diminuição de dureza, até a uma distância de 10mm em relação ao centro da soldadura. Semelhante diminuição de dureza foi representada na Figura 2.5, sendo justificada por Mathers, 2012 e Kubasek & Vojtech, 2011 pela ocorrência do crescimento dos precipitados, sobreenvelhecimento, que se acentua na ZAC com o afastamento à linha de fusão. Esta progressiva diminuição de dureza é ainda verificada nos perfis de evolução de dureza, das chapas TT_EN e TT_RE, Figura 4.13 e Figura 4.14 até uma extensão de 13mm em relação ao centro da soldadura. Os valores característicos de dureza para a chapa AW, TT_EN e TT_RE tendem, inclusive, a aproximar-se dos valores característicos da zona

fundida, na fase final da zona de dureza decrescente. O último estágio, evidente, referente ao perfil de evolução da dureza da chapa AW, é caracterizado por uma contínua recuperação de dureza, mas, contudo, sem se atingir os valores de dureza do metal base. No máximo é atingida uma dureza de 105 HV0.2, 91% da dureza do metal base. Conclui-se, assim, que toda a extensão da zona analisada se encontra, ainda, na zona termicamente afetada pelas condições de soldadura.

As durezas características, referentes às chapas TT_TE1h, TT_TE24h e TT_TE48h, apresentam perfis evolutivos idênticos entre si, sendo de pressupor que os fenômenos que se desencadearam durante a realização das soldaduras e durante a realização dos tratamentos térmicos das chapas foram os mesmos. Estas chapas apresentam a zona fundida como a zona de menor dureza, apresentando, para esta zona, durezas médias de 82, 100 e 71 HV0.2, respetivamente. Após a linha de fusão, em cada uma das chapas, ocorre uma recuperação de dureza brusca, verificando-se a manutenção de um valor praticamente constante ao longo da zona termicamente afetada, com pequenas oscilações em torno de um valor médio de 108, 113, 112 HV0.2, respetivamente. Estas chapas apresentam um valor médio de dureza, na zona termicamente afetada, bastante próximo, mas ainda inferior, à dureza do metal base de 116 HV0.2, correspondente à liga AA6082 no estado T6. Esta recuperação de dureza, em relação ao estado tal como soldado, reflete os efeitos dos tratamentos térmicos. A solubilização permite a dissolução dos precipitados na matriz do alumínio, disponibilizando os átomos de soluto de Mg e Si para posterior precipitação, durante as etapas de tempo de espera e de revenido. As diferenças de dureza entre a zona fundida e a ZAC dever-se-á, principalmente, às diferenças de microestrutura.

Nos gráficos Dureza Vickers (HV0.2) vs Distância ao centro da soldadura (mm) das chapas TT_EN e TT_RE, Figura 4.13 e Figura 4.14, respetivamente, observa-se uma quebra no valor da dureza, em relação ao metal base, principalmente na zona fundida. Constata-se uma posterior recuperação, delimitada pela linha de fusão. Nesta zona a chapa TT_RE, pontualmente, atinge os valores de dureza do metal base, evidenciando uma recuperação quase completa de dureza devido ao tratamento térmico. É conclusivo que, nesta zona, não houve um crescimento de precipitados, durante a soldadura, em fases não endurecedoras, uma vez que esta chapa foi apenas submetida a um tratamento de revenido, que apenas possibilita a precipitação de átomos de soluto que se encontrem previamente dissolvidos na liga. Na mesma zona, a chapa TT_EN, tem uma ligeira recuperação de dureza,

em relação ao estado tal como soldado, com um valor médio de 80 HV0.2. É perceptível, para ambas as chapas, um estágio seguinte onde ocorre uma diminuição de dureza, mais evidente e acentuada na chapa TT_RE, mas com uma extensão aproximadamente igual, com tendência de aproximação aos valores de dureza da zona fundida. Assim sendo, nesta zona, já se verifica um sobreenvelhecimento da liga, devido a uma temperatura insuficiente, produzida durante a soldadura, promovendo o crescimento e não a dissolução dos precipitados. Apesar de ocorrer uma melhoria de dureza, principalmente a verificada na chapa TT_RE, em relação ao estado tal como soldado, conclui-se que o tratamento de revenido e o tratamento de envelhecimento natural não são suficientes para repromover a recuperação de dureza nesta zona. Após esta zona mais fragilizada, acontece à imagem das restantes chapas, um progressivo aumento da dureza, até se atingirem os valores do metal base. Nesta etapa a chapa TT_RE atinge valores de dureza mais elevados em relação ao metal base enquanto que a chapa TT_EN não consegue recuperar a sua dureza inicial, antes da realização das soldaduras.

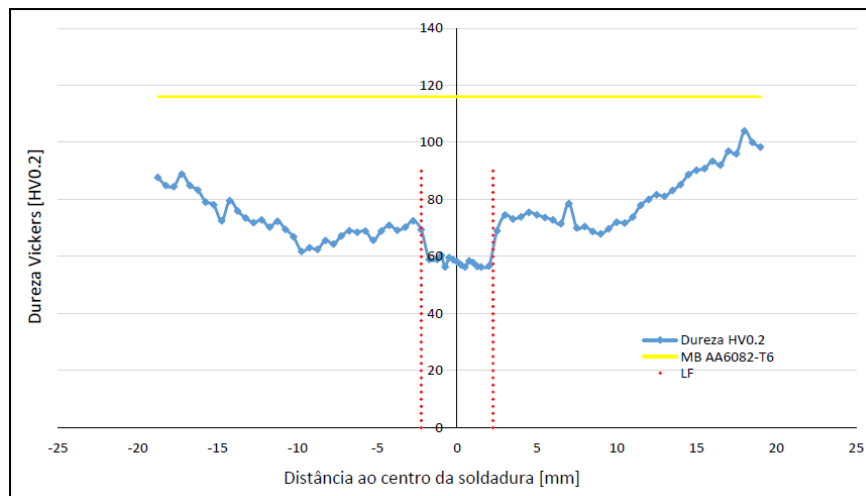


Figura 4.9. Gráfico da evolução da dureza ao longo da secção transversal da soldadura da chapa AW.

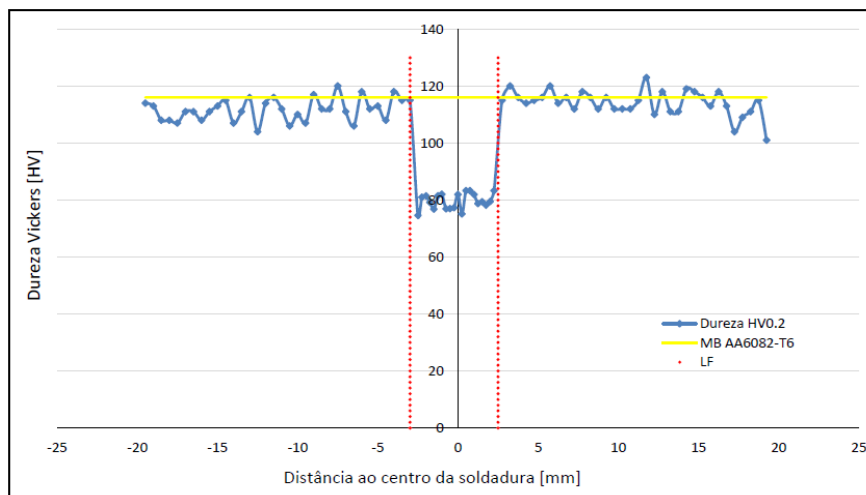


Figura 4.10. Gráfico da evolução da dureza ao longo da secção transversal da soldadura da chapa TT_TE1h.

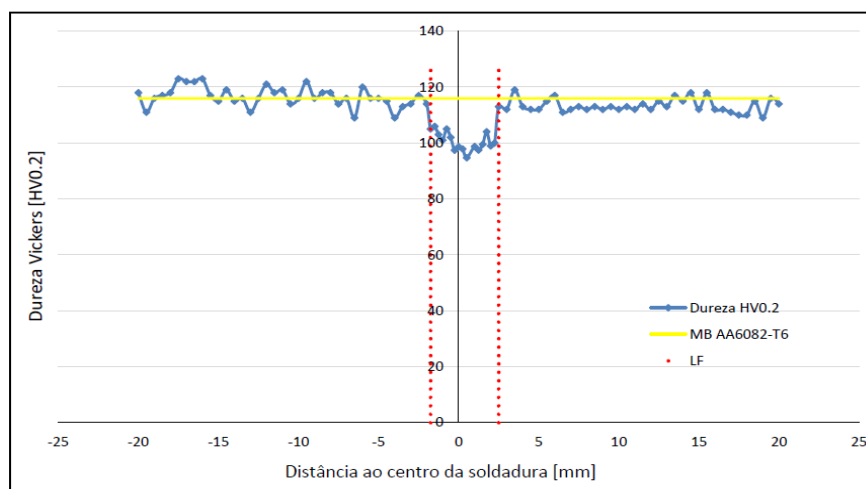


Figura 4.11. Gráfico da evolução da dureza ao longo da secção transversal da soldadura da chapa TT_TE24h.

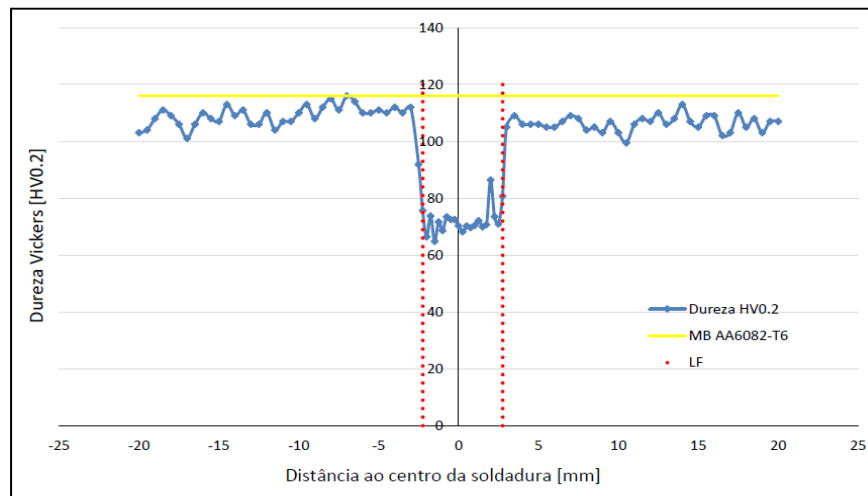


Figura 4.12. Gráfico da evolução da dureza ao longo da secção transversal da soldadura da chapa TT_TE48.

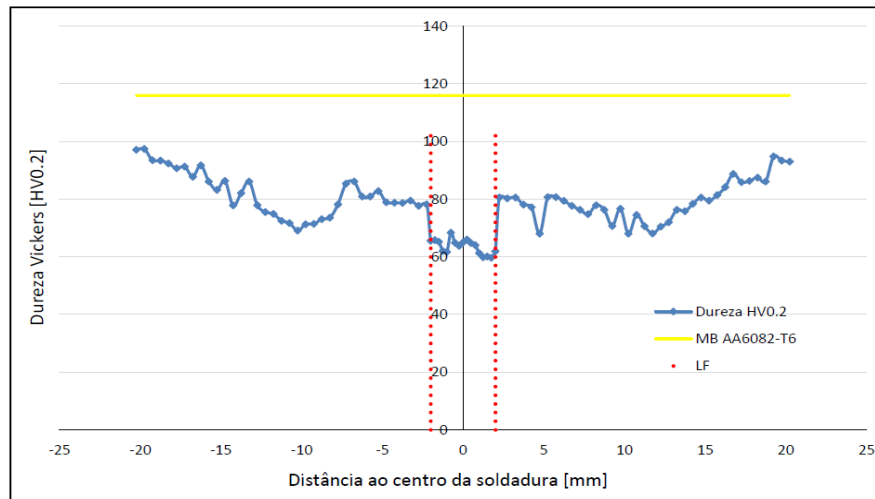


Figura 4.13. Gráfico da evolução da dureza ao longo da secção transversal da soldadura da chapa TT_EN.

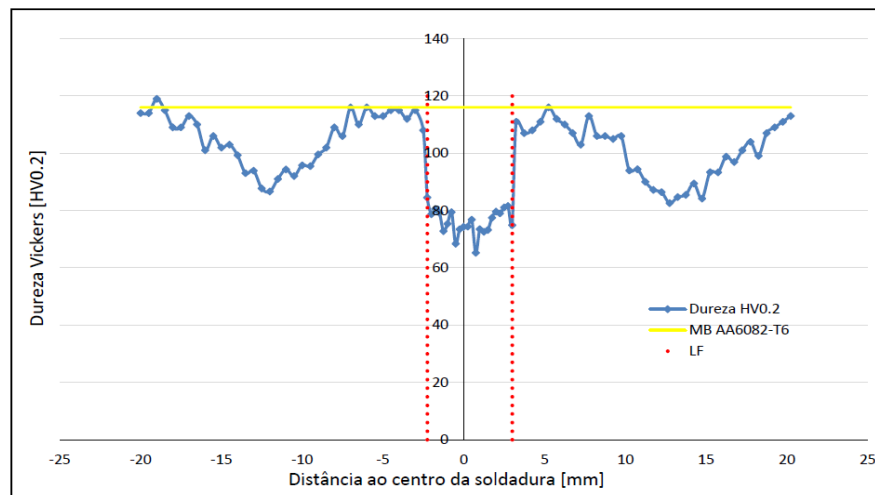


Figura 4.14. Gráfico da evolução da dureza ao longo da secção transversal da soldadura da chapa TT_RE.

Na Figura 4.15 são apresentados os perfis de evolução das durezas de todas as soldaduras, para uma melhor comparação entre os diferentes tratamentos térmicos. A principal conclusão, que se retira da análise do gráfico, é que o tratamento térmico, após realização da soldadura, constituído por solubilização, têmpera, seguido por um tempo de espera entre têmpera e revenido de 24 horas e de uma etapa final de revenido, é o que confere à chapa soldada de alumínio AA6082-T6 os valores mais elevados de dureza. Este tratamento térmico possibilita a maior recuperação de dureza, na zona menos resistente, provocada pela soldadura, zona fundida, com uma recuperação de 40 HV_{0.2}, em comparação com o estado tal como soldado da chapa AW. Todos os restantes tratamentos apresentam aumentos menores de dureza na zona fundida de 22, 11, 3.4, 15.4 HV_{0.2} em relação às chapas TT_TE1h, TT_TE48, TT_EN e TT_RE, respetivamente. Na zona afetada pelo calor as chapas TT_TE1h, TT_TE24H e TT_TE48h apresentam valores de dureza médios bastante próximos, 108, 113 e 112 HV_{0.2} respetivamente, mas ligeiramente inferiores à dureza do metal base. As restantes chapas apresentam, na generalidade, valores de dureza bastante inferiores.

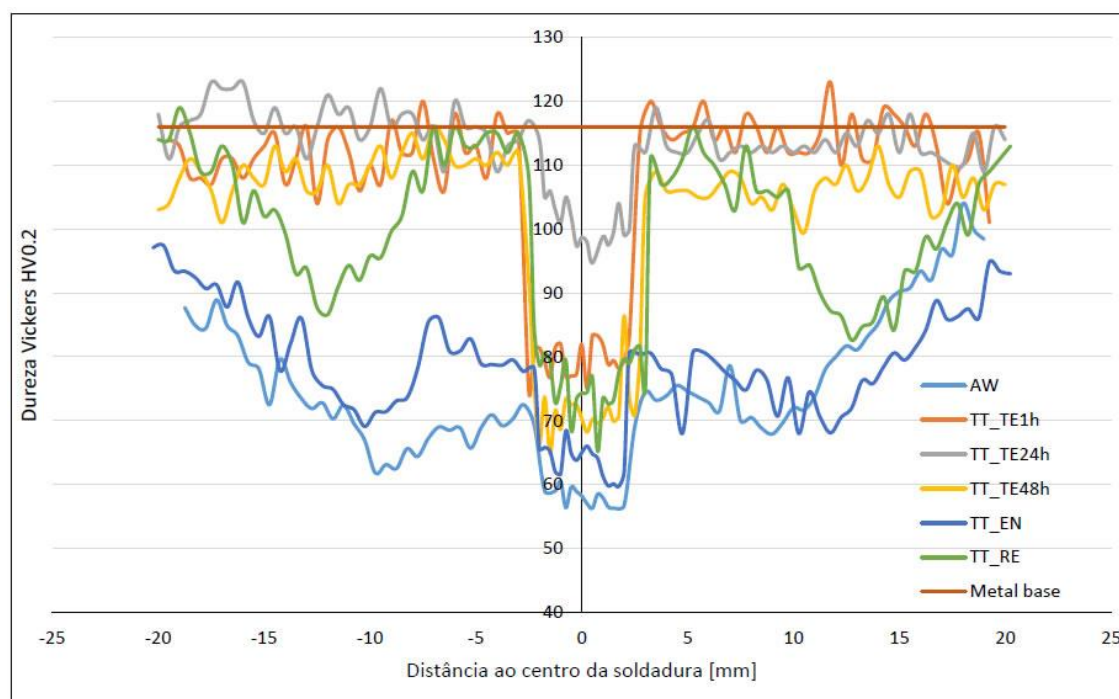


Figura 4.15. Perfis de durezas das secções transversais das soldaduras das chapas com diferentes condições de tratamento térmico.

4.3. Comportamento à tração

Neste capítulo apresentam-se os resultados obtidos durante a realização do procedimento experimental, correspondente aos ensaios de tração, dos provetes retirados das chapas com diferentes condições de tratamento térmico, fazendo-se num primeiro momento a sua análise descritiva. Para a caracterização mecânica recorre-se ainda à análise das deformações com recurso ao sistema ótico Aramis e à análise das superfícies de fratura através da microscopia eletrónica de varrimento, SEM, cujos resultados serão apresentados nos capítulos das análises das deformações e fractografia.

4.3.1. Ensaios de tração

Realizaram-se dois ensaios de tração por cada condição de tratamento térmico e dois ensaios de tração da liga 6082-T6, de forma a caracterizar o material base, com o objetivo de se comparar a eficiência dos tratamentos térmicos.

Na Figura 4.16 apresentam-se as curvas tensão-deformação típicas dos provetes, retirados das chapas com diferentes condições de tratamento térmico, que melhor resultados apresentaram em termos de resistência mecânica, e a curva tensão-deformação para o material base da liga AA6082_T6, com uma secção transversal de 3mm. As curvas de todos provetes tracionados, de todas as séries, apresentam-se no apêndice D.

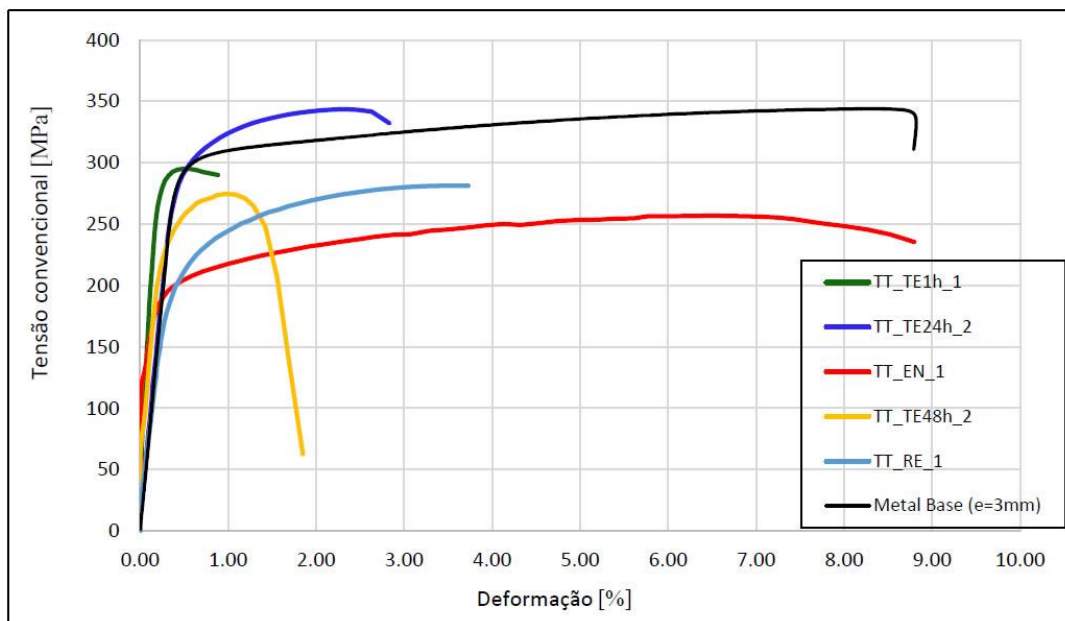


Figura 4.16. Curvas tensão-deformação das soldaduras das chapas TT_TE1h_1, TT_TE24h_2, TT_TE48h_2, TT_EN_1, TT_RE_1 e do material base.

Na Tabela 4.1 resumem-se os valores obtidos da tensão máxima, da deformação correspondente ao instante em que ocorre a tensão máxima e da tensão de cedência. Entre parêntesis apresenta-se a percentagem da resistência mecânica e da deformação, das diferentes soldaduras em relação ao material base, ou seja, a eficiência das soldaduras tanto em relação à resistência mecânica como à deformação.

Tabela 4.1. Valores de tensão máxima (MPa), deformação para a carga máxima (%), Tensão de cedência (MPa) e percentagem de cada um destes parâmetros em relação ao metal base.

Chapa	Tensão máxima (MPa)	$\epsilon_{Fmáx}$ (%)	Tensão de cedência (MPa)
TT_TE1h_1	295,04 (86%)	0,49 (6%)	290 (95%)
TT_TE24h_1	338,83 (99%)	1,88 (23%)	310 (102%)
TT_TE24h_2	343,65 (100%)	2,33 (29%)	310 (102%)
TT_TE48h_1	244,2 (71%)	1,47 (18%)	200 (66%)
TT_TE48h_2	274,52 (80%)	0,96 (12%)	250 (82%)
TT_EN_1	256,88 (75%)	6,49 (80%)	190 (62%)
TT_EN_2	249,8 (73%)	6,71 (83%)	175 (57%)
TT_RE_1	281,32 (82%)	3,57 (44%)	200 (66%)
TT_RE_2	270,89 (79%)	2,26 (28%)	220 (72%)
Metal de base (e=3mm)	344	8,13	305

Todas as amostras apresentavam defeitos do tipo porosidades, observados na análise microscópica, situados predominantemente no topo e na raiz do cordão de soldaduras, no interior da zona fundida, com grande concentração nas zonas envolventes à linha de fusão. No procedimento experimental, para o fabrico dos provetes em “osso de cão”, executou-se o afagamento do cordão de soldadura, na raiz e no topo dos cordões de soldadura, removendo, desta forma, a maioria das porosidades e minimizando, assim, o efeito indesejado desses defeitos na resistência mecânica dos provetes. Contudo, permaneceu ainda um número reduzido de defeitos no interior da zona fundida, mas de concentração praticamente comum em relação a todas as condições.

A principal evidência, como seria de esperar, devido à realização da soldadura, é a diminuição, na generalidade das chapas, da resistência mecânica em relação ao metal base. É importante referir, que ao se realizar a soldadura MIG é introduzido um metal de adição, ER5356, com uma resistência máxima, segundo o fabricante lincolnelectric, na gama dos 240-296 MPa, inferior, portanto, aos 344 MPa de resistência máxima do material base. A zona fundida perde, logo à partida, resistência mecânica em relação ao material base. A realização de uma soldadura autogénea, sem adição de material de adição, ou com material de adição igual ao material base, segundo Guide, 2014, originará quase sempre, fendas na soldadura durante a solidificação.

Da observação dos dados recolhidos conclui-se que a condição de tratamento térmico que confere, às chapas soldadas, melhor resistência mecânica é a TT_TE24h_1, com um valor de 338,83MPa de tensão máxima e uma deformação, para a tensão máxima, de 1.88%. A variável que difere nas chapas TT_TE1h, TT_TE24h, TT_TE_48h é o tempo de espera entre têmpera e revenido, contudo, os valores recolhidos, dos ensaios de tração, para estas condições são bastante diferentes. A condição com um tempo de espera de uma hora, entre têmpera e revenido, TT_TE1h, apresenta uma resistência mecânica de 295,04 MPa, que corresponde a uma eficiência da soldadura, em relação ao material base, de 86%. De referir, apenas, que devido a problemas de aquisição de dados do equipamento, o ensaio de tração do provete TT_TE1h_2 teve de ser desprezado. Com o aumento do tempo de espera para um dia, correspondente à série TT_TE24h, a resistência mecânica máxima apresenta valores próximos do material base. Inclusivamente o provete TT_TE24h_2 tem uma resistência máxima à tração de 343,65 MPa, valor que dita uma eficiência da soldadura na ordem dos 100%. De acordo com este resultado conclui-se, que devido à execução dos

tratamentos térmicos, o material recuperou a sua resistência correspondente ao seu estado inicial. Os resultados, desta série, vêm na linha dos resultados de dureza que caracterizaram a condição TT_TE24h como a de durezas, nas diferentes zonas da soldadura, mais elevadas, em comparação com as restantes condições. De salientar que este resultado contraria, principalmente os estudos de Banhart et *al.*, 2010, que verificaram que os tempos de envelhecimento natural, mesmo que por curtos períodos de tempos, antes do envelhecimento artificial, influenciam negativamente as propriedades mecânicas deste tipo de ligas. Por fim, quando se aumenta ainda mais o tempo de espera para dois dias, ocorre uma redução da resistência mecânica, com o valor mais baixo, comparando as soldaduras com esta estrutura de tratamento térmico, de 244,2 e 274,52 MPa, respetivamente para os provetes TT_TE48h_1 e TT_TE48h_2, com eficiência de soldadura de 71 e 80%, respetivamente. Em relação à deformação na carga máxima, estas soldaduras, registam grandes reduções, de 94% para o provete TT_TE1h, e reduções médias de 74% para os provetes da condição TT_TE24h e 85% para os provetes da condição TT_TE48h, face ao material base.

A condição TT_EN, envelhecimento natural de um mês, pelos valores obtidos de resistência mecânica, é aquela que melhor reflete a degradação das propriedades mecânicas que se sucedem à realização de uma soldadura MIG, na liga AA6082-T6. Em média, em relação ao material base, apresenta uma diminuição significativa de 27% em termos de resistência máxima. Quanto à deformação à carga máxima, ambas as soldaduras da condição TT_EN, apresentam valores muito superiores, observando-se, em média, um aumento de 74, 56 e 67% em relação às condições TT_TE1h, TT_TE24h e TT_TE48h, respetivamente.

Por último, o tratamento TT_RE, constituído por um revenido, por um período de oito horas, apresentou melhorias ligeiras em relação ao envelhecimento natural de um mês, e inclusivamente melhor resistência à tração que o tratamento mais completo, TT_TE48h. Verifica-se, normalmente, que quando um dado provete apresenta melhor resistência mecânica, em relação a outro, a sua deformação segue uma tendência inversa, contudo, como referido, a condição TT_RE apresenta melhor resistência mecânica em relação à condição TT_TE48h, mas a sua deformação é, em média 21% superior.

4.3.2. Análise das deformações

Apresentam-se nas figuras Figura 4.17 a Figura 4.21 os mapas de deformação, obtidas com recurso ao sistema ótico 3D Aramis, depois de se realizar o processamento dos dados, dos provetes tracionados, para as situações de carga máxima e no instante antes da fratura. Como descrito no procedimento experimental foram tracionados dois provetes de cada chapa, correspondente à mesma série, apresentando-se, só para os casos em que a rotura ocorreu em regiões diferentes do provete, os mapas de deformação dos dois provetes, provenientes da mesma série.

A Figura 4.18 mostra os mapas de deformação, das juntas soldadas por MIG, da chapa TT_TE24h_1 para a situação de carga máxima e no instante imediatamente antes da fratura. Observa-se uma concentração de tensões na zona fundida, delimitada pela linha de fusão, e ainda na zona afetada pelo calor, próxima da zona fundida. Com a evolução do ensaio de tração, até à fratura, evidencia-se claramente os perfis das linhas de fusão, através do aumento das deformações locais, que se originaram nessa zona, com deformações reais na ordem de 0,1. Os ensaios de tração evidenciaram a zona fundida como a menos resistente mecanicamente, ocorrendo a rotura do provete nessa zona, confirmando-se assim os resultados de microdureza, em que se concluiu ser a zona fundida a zona de menor dureza. Comparando os mapas de deformação da chapa TT_TE24h com as restantes, conclui-se como sendo a que menor concentração de deformação apresenta antes da rotura, o que comprova o melhor resultado obtido em termos de tensão máxima.

A Figura 4.19 mostra os mapas de deformação, das juntas soldadas por MIG, da chapa TT_EN em que se verifica uma concentração de deformação na zona fundida e em grande parte da zona afetada pelo calor. Para o provete TT_EN_1, as maiores deformações observam-se na ZAC, na zona onde se tinham verificado menores durezas, com valores próximos das durezas da zona fundida. Numa primeira fase do ensaio as deformações localizam-se na zona fundida e na ZAC, e numa segunda fase acentuam-se claramente na ZAC, acabando por ocorrer a rotura numa zona bem delimitada, do lado inferior da imagem, segundo um plano paralelo à secção transversal do provete, conforme Figura 4.19 b). A rotura do provete TT_EN_2, Figura 4.19 c), aconteceu na zona fundida, zona essa onde se haviam verificado as menores durezas. À imagem das outras chapas, onde a rotura ocorreu na zona fundida, este provete fraturou segundo a orientação da linha de fusão.

A Figura 4.20 e a Figura 4.17 mostram os gradientes de deformação das juntas soldadas por MIG das chapas TT_TE48h e TT_TE1h, respetivamente. Os provetes destas condições concentraram as deformações, e acabaram por fraturar, como seria de esperar, na zona fundida, onde se tinham registado valores de dureza muito inferiores aos das restantes zonas. Fora da zona fundida não se regista praticamente nenhuma deformação.

Por fim, os provetes da chapa TT_RE fraturam na mesma região e com superfícies de fratura semelhantes. Da observação da Figura 4.21 é na região da zona fundida, delimitada pelas linhas de fusão da soldadura, que se concentram as maiores deformações, no instante correspondente à carga máxima e momentos antes da rotura. Verifica-se, ainda, para ambos os provetes deste tratamento, uma ligeira deformação na ZAC, a 13,2mm do centro da soldadura, onde se tinham verificado durezas próximas à da zona fundida, que apresentava as menores durezas, da secção transversal da chapa. Contudo, da inspeção visual das superfícies de fratura, observa-se que a fratura ocorreu predominantemente segundo a direcção de uma das linhas de fusão, sendo que o plano de fratura contém zonas correspondentes à ZAC e à zona fundida. O plano de fratura que contém a porção da zona fundida apresenta uma direcção segundo a linha de fusão, enquanto que o plano de fratura que contém a porção da ZAC é essencialmente perpendicular à secção transversal do provete. O fato de a rotura não ter acontecido, essencialmente, na zona onde se registaram os valores de dureza mais baixa pode revelar que as concentrações de tensões, devido a descontinuidades de morfologia ou a defeitos de porosidade, foi um fator mais importante do que a redução de dureza na zona fundida para a rotura do provete.

Deve ter-se em consideração, que para se obter maior representatividade de resultados seria necessário a realização de um maior número de ensaios de tração, para as mesmas condições. A título de exemplo, foca-se os provetes referentes à soldadura TT_EN que fraturaram em regiões diferentes da sua secção transversal, podendo-se, à partida, concluir-se que as condições de soldadura e tratamentos térmicos provocaram heterogeneidades de dureza e resistência mecânica ao longo do cordão de soldadura, de onde foram retirados os diferentes provetes. Em alguns casos pode não se conseguir correlacionar devidamente os resultados das microdurezas com os ensaios de tração devido ao fato de a secção do provete, por onde ocorreu a rotura, apresentar defeitos não detetados durante a análise microscópica.

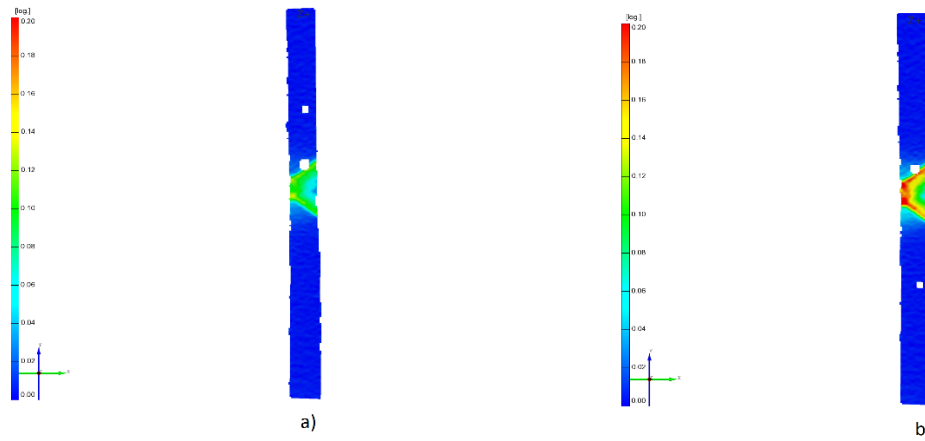


Figura 4.17. Mapas de deformação do provete TT_TE1h_1 à carga máxima a) e antes da rotura (b).

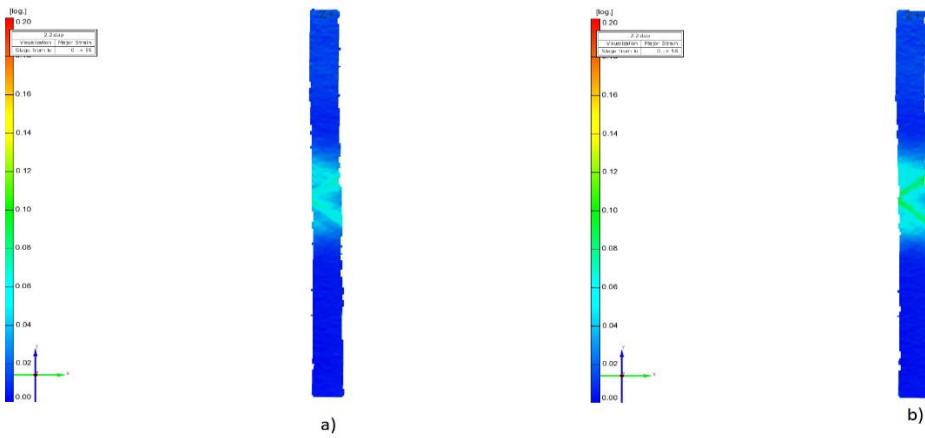


Figura 4.18. Mapas de deformação do provete TT_TE24h_1 à carga máxima a) e antes da rotura (b).

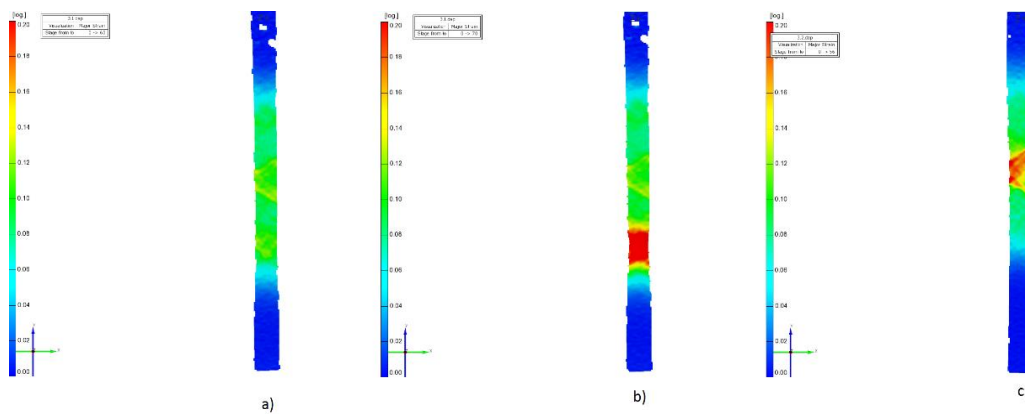


Figura 4.19. Mapas de deformação do provete TT_EN_1 à carga máxima (a), antes da rotura (b) e do provete TT_EN_2 à carga máxima (c).

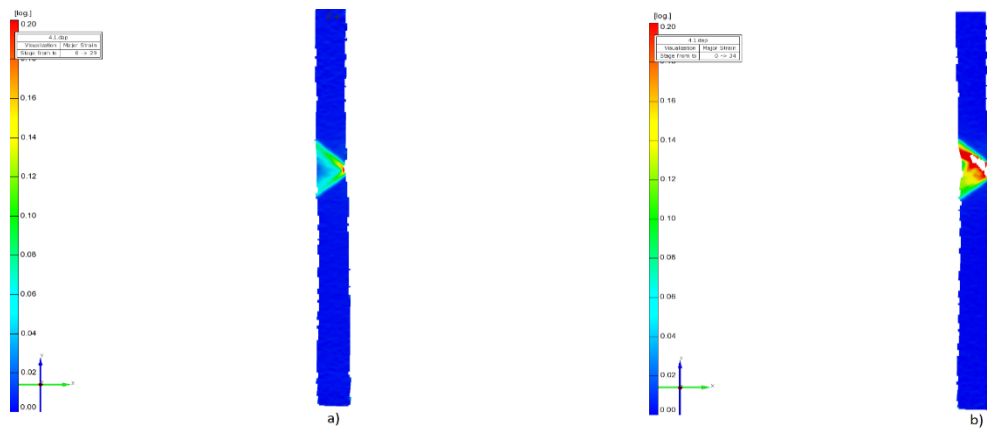


Figura 4.20. Mapas de deformação do provete TT_TE48h_1 à carga máxima (a), antes da rotura (b).

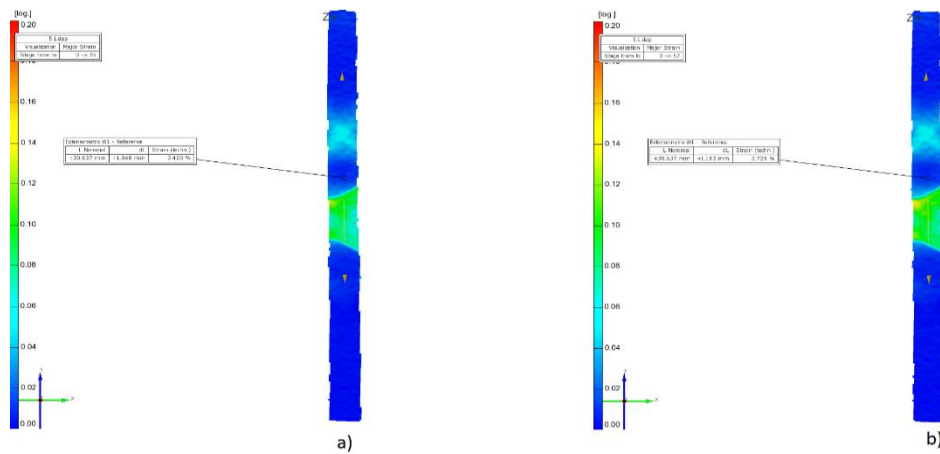


Figura 4.21. Mapas de deformação do provete TT_RE_1 à carga máxima (a) e antes da rotura (b).

4.4. Fractografia

Nesta secção serão apresentados os resultados das fractografias dos provetes, obtidas através microscopia eletrónica de varrimento, *SEM*, referentes às várias condições de tratamento térmico. Para a análise das superfícies de fratura seleccionou-se as amostras, retiradas dos provetes de tração, correspondentes aos provetes em que as suas curvas de tração se encontram representadas na Figura 4.16. Na Figura 4.22 apresenta-se a fractografia, com ampliação de 1500X, da fractografia do provete TT_EN_1 que registou uma tensão máxima de 256,88 MPa. Observa-se que o tratamento de envelhecimento natural provocou uma fratura com carácter perfeitamente dúctil, indicado pela presença de alvéolos (dimples) profundos, com origem em vários precipitados presentes no interior desses mesmos alvéolos. Estas estruturas são compatíveis com a curva de tração deste provete, apresentada na Figura 4.16, em que se observou uma grande deformação até à rotura. Este provete rompeu na ZAC, zona onde se conclui um sobre-envelhecimento, com a presença de precipitados maiores, que estão na origem na menor dureza desta zona do provete.

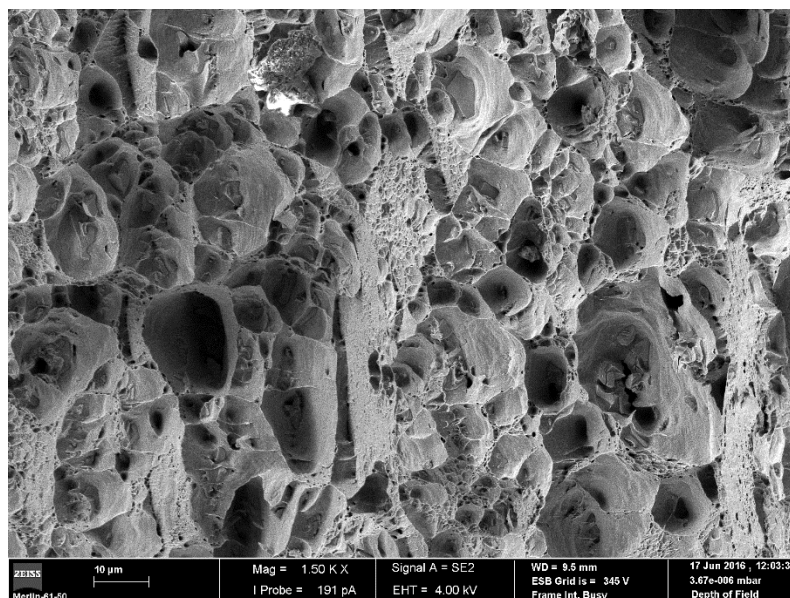


Figura 4.22. Fractografia dos provetes TT_EN_1.

Na Figura 4.23 apresenta-se as fractografias dos provetes TT_TE1h_1 e TT_TE24h_1, com 295MPa e 338.83MPa, respetivamente. A superfície do provete TT_TE1h_1 apresenta alvéolos muito mais finos, embora, também apresente alguns alvéolos

de maiores dimensões, revelando um carácter dúctil da fratura, mas de maior resistência e de menor ductilidade que o caso anterior, o que parece compatível com a respetiva curva de tração. A superfície de fratura do provete TT_TE24h_1 apresenta uma superfície de fratura idêntica à anterior, com alvéolos finos, reveladores de carácter dúctil, o que não deixaria de prever um comportamento mecânico diferente do provete TT_TE1h_1, ao contrário do que se observa na Figura 4.16, onde o provete apresenta uma maior ductilidade e resistência mecânica.

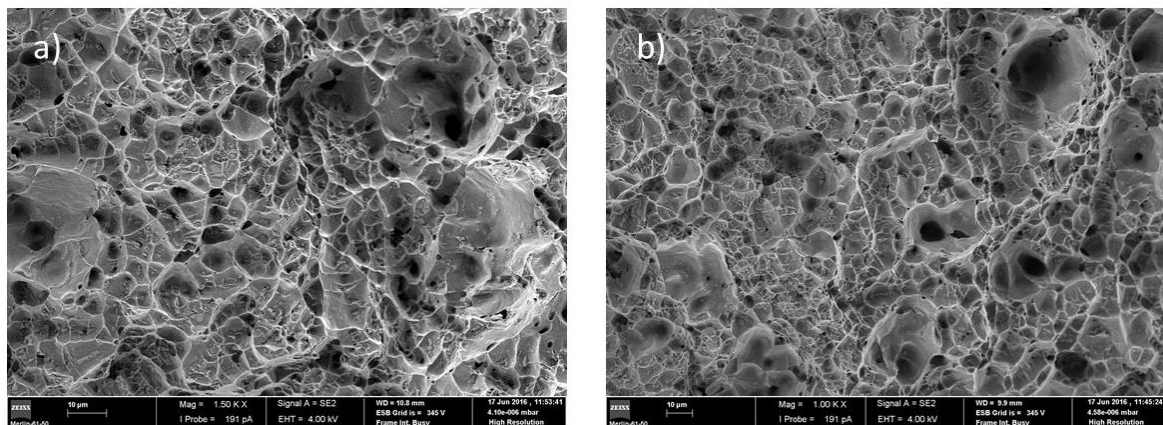


Figura 4.23. Fractografia dos provetes: a) TT_TE1h_1; b) TT_TE24h_1.

Na Figura 4.24 apresenta-se a fractografia, com ampliação de 1500X, da fractografia do provete TT_TE48h_2 que registou uma tensão máxima de 274,52MPa. Esta fractografia apresenta também um carácter dúctil, com a presença de alvéolos grandes que sugerem maior ductilidade, que os casos de tratamentos com tempos de espera inferiores, o que não é representado pela deformação na rotura, mas, contudo, apresenta curva de deformação até tensão muito baixa.

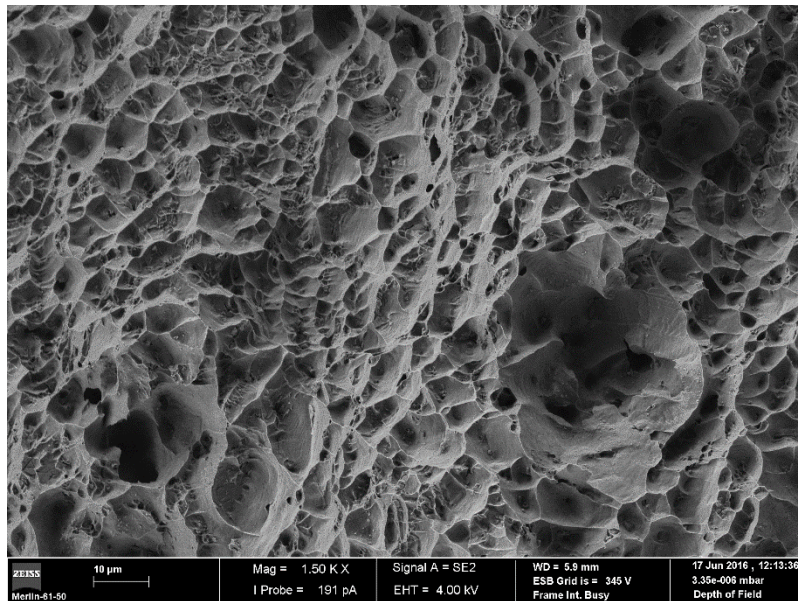


Figura 4.24. Fractografia do provete TT_TE48h_2.

Por fim, os provetes com o tratamento térmico de revenido, TT_RE_1 com resistência máxima de 281,32MPa, apresentam zonas com superfícies de fratura marcadamente distintas, conforme Figura 4.25. Uma zona é caracterizada pelo carácter parcialmente frágil, com facetas de clivagem fina e orientadas, a qual se encontra, por vezes, dispersa numa outra zona, mais geral da fractografia, com carácter dúctil, com a presença de vários dimples. Na Figura E.6, apêndice E, é possível observar esta zona, com características de rotura frágil, a uma maior ampliação.

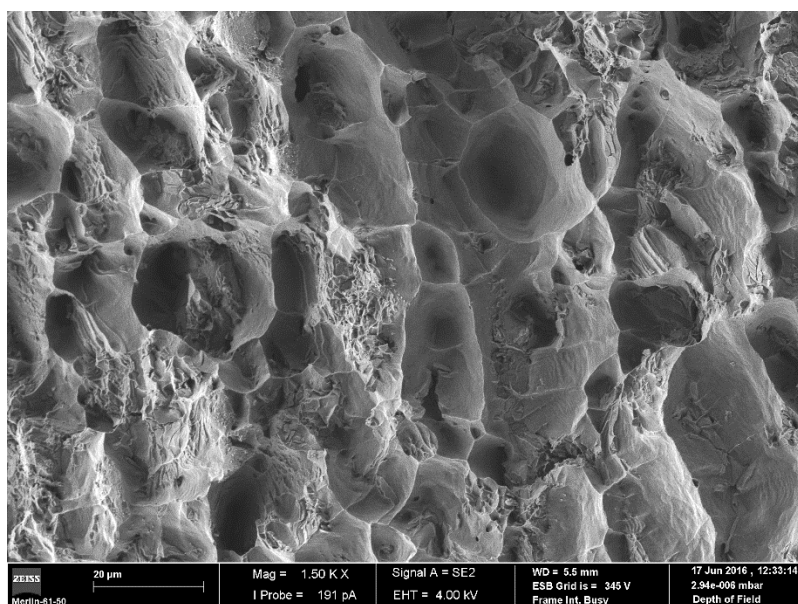


Figura 4.25. Fractografia do provete TT_RE_1.

5. CONCLUSÕES

Esta dissertação de mestrado permitiu verificar a degradação de propriedades mecânicas provocadas pela soldadura MIG na liga AA6082-T6, ocorrendo, para o caso estudado, reduções de dureza de 65% na zona fundida e de 52% na zona afetada pelo calor, em comparação com o metal base. A importância do tratamento térmico para recuperação das propriedades mecânicas revelou-se uma etapa muito importante no processo produtivo.

A conclusão mais importante, que se retira da elaboração desta dissertação de mestrado, é que o tratamento térmico, após realização da soldadura MIG, na liga de alumínio AA6082-T6, constituído por solubilização, têmpera, seguido por um tempo de espera entre têmpera e revenido de 24 horas e de uma etapa final de revenido, é o que confere à chapa soldada de alumínio melhores propriedades mecânicas. Este tratamento, com tempo de espera de 24h, provoca uma recuperação de dureza para 100% do MB na ZAC e para 86% na zona fundida. Os ensaios de tração mostraram também que esta é a condição de tratamento térmico que confere às chapas soldadas melhor resistência mecânica, com um valor de 343.7MPa de tensão máxima. Os tratamentos térmicos com tempos de espera de 1 hora e de 48 horas provocam menor recuperação das propriedades mecânicas, em comparação com o estado tal como soldado. De facto, a ZAC alcança valores de dureza de 98 e 93% do metal base e a zona fundida alcança os valores de dureza de 70% e 60%, respetivamente. Estes tratamentos térmicos provocam melhoria no comportamento à tração, seguindo a mesma tendência dos resultados de dureza, registando tensões máximas de 295 e 274.5 MPa, respetivamente.

Concluiu-se que o tratamento de revenido e o tratamento de envelhecimento natural, por um período de um mês, não são, por si só, suficientes para provocarem uma recuperação significativa de propriedades mecânicas. O tratamento de revenido provoca uma recuperação para 65% do metal base na zona fundida e para 73% do metal base na ZAC. Já o tratamento de envelhecimento natural, por um período de um mês, quase não provoca recuperação de dureza.

Para trabalhos futuros sugere-se o estudo de tratamento térmicos, com uma estrutura idêntica aos realizados, com tempos de espera entre têmpera e revenido próximos das 24 horas, de forma a confirmar os resultados obtidos e averiguar a existência de um tempo de espera diferente que melhore, ainda mais, as propriedades mecânicas de soldaduras MIG na liga 6082-T6.

Para um melhor entendimento do problema, principalmente em relação ao comportamento à tração dos provetes, devia-se ter realizado uma análise TEM de forma a observar os precipitados e fazer caracterização morfológica mais detalhada das várias condições estudadas. De facto, o comportamento à tração deve-se, sobretudo, às características dos precipitados, só observáveis em TEM, presentes na matriz de alumínio deste tipo de ligas. Assim, para trabalhos futuros sobre o tema sugere-se a realização de um estudo desta natureza.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- Ahmad, R., & 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(10), 5120–5126.
- Akyüz, B., & Şenaysoy, S. (2015). Effect of the aging process on mechanical properties and machinability in AA6013 aluminum alloys, 10(2), 71–78. AcademicJournals.
- Asm International. (1991). Heat Treating, Vol. 4. *ASM International, Materials Park, OH*, 860.
- Banhart, J., Chang, C. S. T., Liang, Z., Wanderka, N., Lay, M. D. H., & Hill, A. J. (2010). Natural aging in Al-Mg-Si alloys - A process of unexpected complexity. *Advanced Engineering Materials*, 12(7), 559–571. <http://doi.org/10.1002/adem.201000041>
- Cuniberti, A., Tolley, A., Riglos, M. V. C., & Giovachini, R. (2010). Influence of natural aging on the precipitation hardening of an AlMgSi alloy. *Materials Science and Engineering A*, 527(20), 5307–5311. <http://doi.org/10.1016/j.msea.2010.05.003>
- Fang, X., Song, M., Li, K., & Du, Y. (2010). Precipitation sequence of an aged Al-Mg-Si alloy. *Journal of Mining and Metallurgy, Section B: Metallurgy*, 46(2), 171–180. <http://doi.org/10.2298/JMMB1002171F>
- Fusion, T. I. G. (2004). the Welding of Aluminium Mig & Tig Fusion. *Pocket Guide*, 1–36.
- Garrett, R. P., Lin, J., & Dean, T. A. (2005). An investigation of the effects of solution heat treatment on mechanical properties for AA 6xxx alloys: Experimentation and modelling. *International Journal of Plasticity*, 21(8), 1640–1657. <http://doi.org/10.1016/j.ijplas.2004.11.002>
- Gmaw, S., & Informe, N. (n.d.). Soldagem do Alumínio e suas Ligas, 1–32.
- Guide, W. (n.d.). Aluminum GMAW.
- Kubasek, J., & Vojtech, D. (2011). Mechanical Properties and Corrosion Behaviour of Biodegradable. *Metal 2011*, 1–6.
- Kumar, N., & Kumar, S. (2013). Influence of Various Heat Treatment Processes on Tensile Properties of TIG welded AA6082 Joints, 5762, 2–4. *IJRMET VOL. 3*,

ISSUE 2, MAY - OCT 2013.

- Maisonnette, D., Suery, M., Nelias, D., Chaudet, P., & Epicier, T. (2011). Effects of heat treatments on the microstructure and mechanical properties of a 6061 aluminium alloy. *Materials Science and Engineering: A*, 528(6), 2718–2724.
- Mathers, G. (2012). *The welding of Aluminium and its alloys. The effects of brief mindfulness intervention on acute pain experience: An examination of individual difference* (Vol. 1).
- Miguel, B., & Quintino, D. (n.d.). Aplicação do processo de fricção linear (FSP) na melhoria da resistência à fadiga de juntas de topo soldadas por MIG na liga AA5083-H111. Tese de Mestrado realizada do Departamento de Engenharia Mecânica da Universidade de Coimbra.
- Mrówka-Nowotnik, G., & Sieniawski, J. (2005). Influence of heat treatment on the microstructure and mechanical properties of 6005 and 6082 aluminium alloys. *Journal of Materials Processing Technology*, 162-163, 367–372.
- Mrowka-Nowotnik, G., Sieniawski, J., & Nowotnik, A. (2009). Effect of heat treatment on tensile and fracture toughness properties of 6082 alloy. *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*, 32(2), 162–170.
- Nascimento, F. M. F. (2007). Processamento por Fricção Linear Caracterização e análise de ligas de alumínio processadas. Tese de Mestrado realizada no Instituto Superior Técnico da Universidade Técnica de Lisboa.
- Ozturk, F., Sisman, A., Toros, S., Kilic, S., & Picu, R. C. (2010). Influence of aging treatment on mechanical properties of 6061 aluminum alloy. *Materials and Design*, 31(2), 972–975.
- Weidmann, E., & Anne, G. (2008). Struer's Application Notes: Metallographic Preparation of Aluminium and Aluminium Alloys. *Notes*, 1–6.

Apêndice A

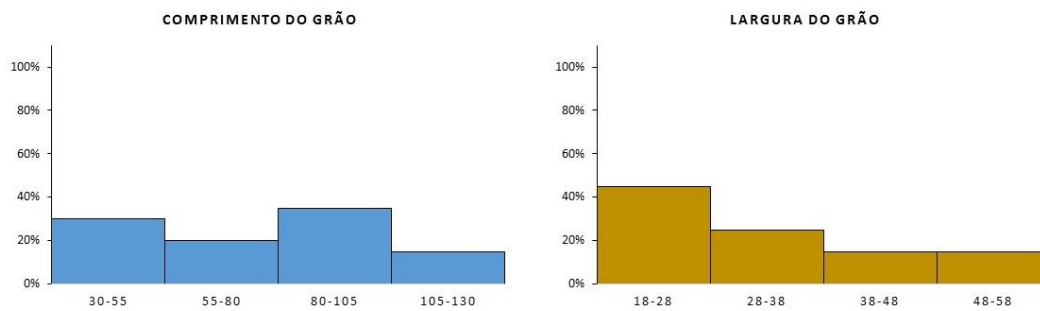


Figura A.1. Representação, em gráfico de barras, da distribuição do comprimento e largura do grão do metal base - AA6082-T6.

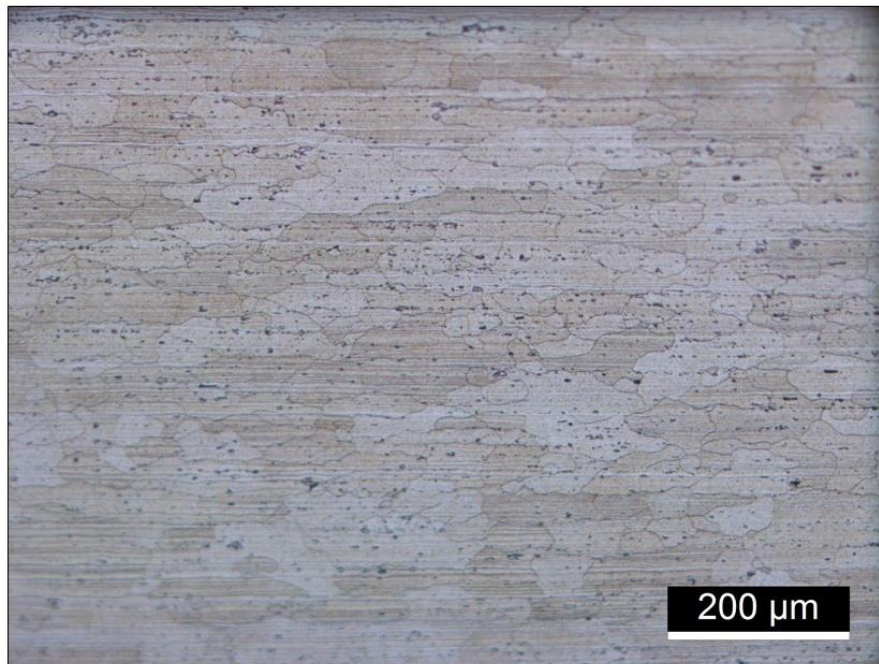


Figura A.2. Micrografia do metal base.

Apêndice B



Figura B.1. Macrografia da chapa TT_RE.

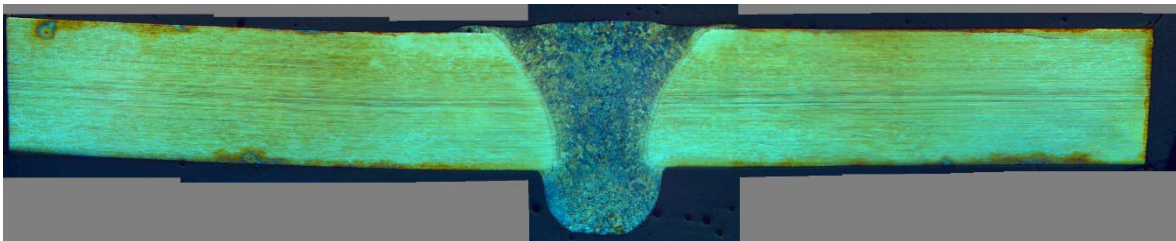


Figura B.2. Macrografia da chapa TT_EN.

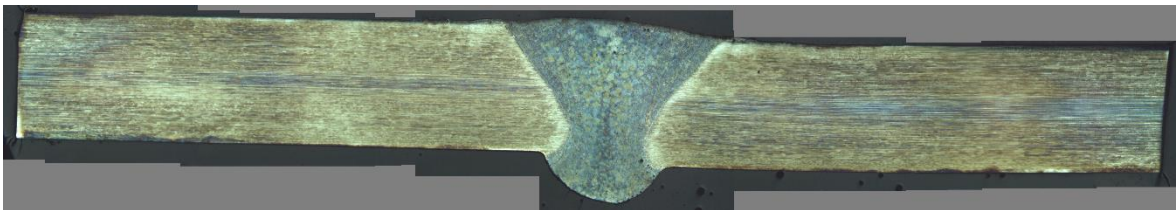


Figura B.3. Macrografia da chapa TT_TE1h.

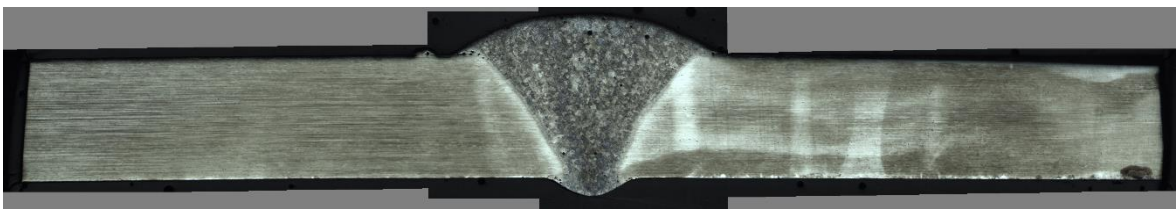


Figura B.4. Macrografia da chapa TT_TE24h.



Figura B.5. Macrografia da chapa TT_TE48h.

APÊNDICE C

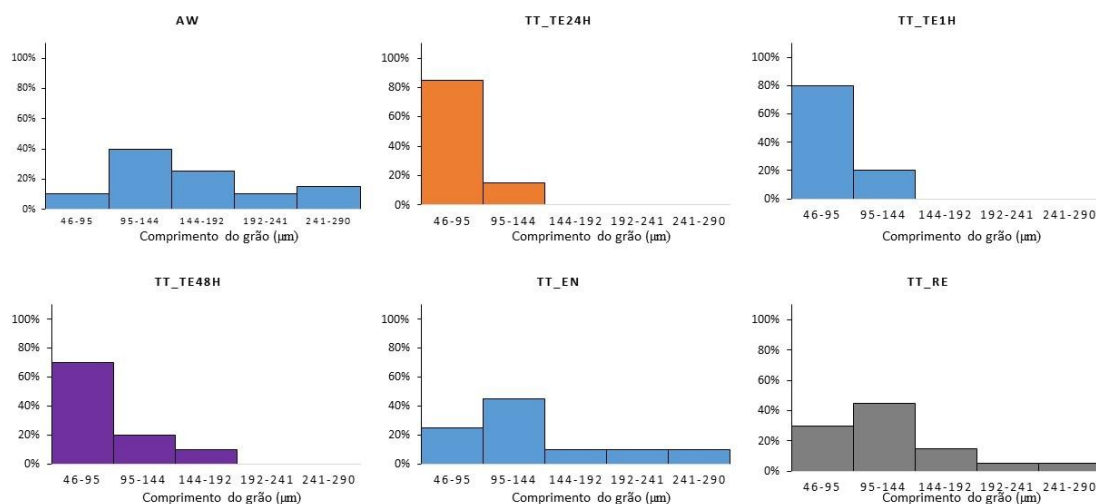


Figura C.1. Representação, em gráfico de barras, da distribuição do comprimento do grão da ZAC das chapas AW, TT_TE24h, TT_TE1h, TT_TE48h, TT_EN e TT_RE.

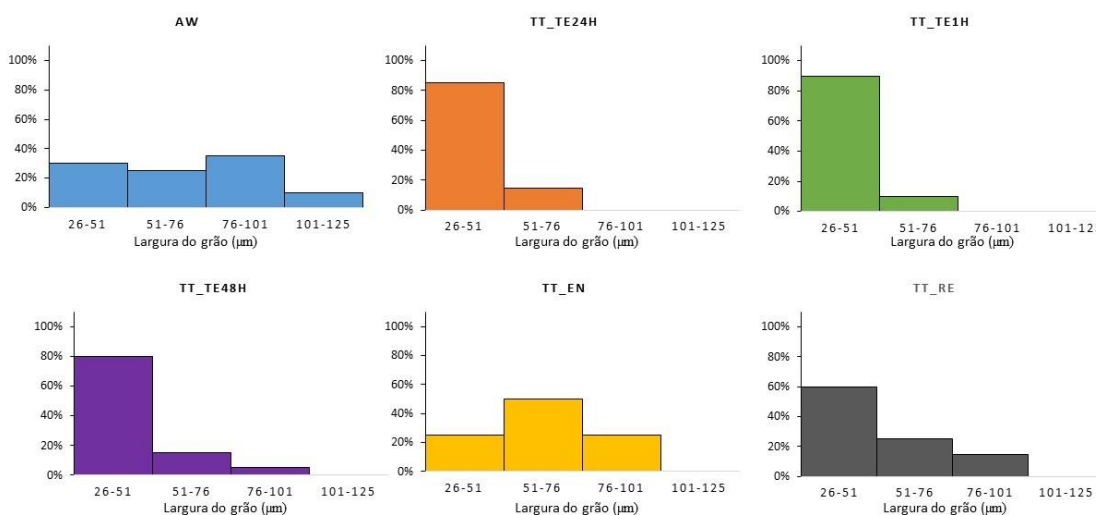


Figura C. 2. Representação, em gráfico de barras, da distribuição da largura do grão da ZAC das chapas AW, TT_TE24h, TT_TE1h, TT_TE48h, TT_EN e TT_RE.

APÊNDICE D

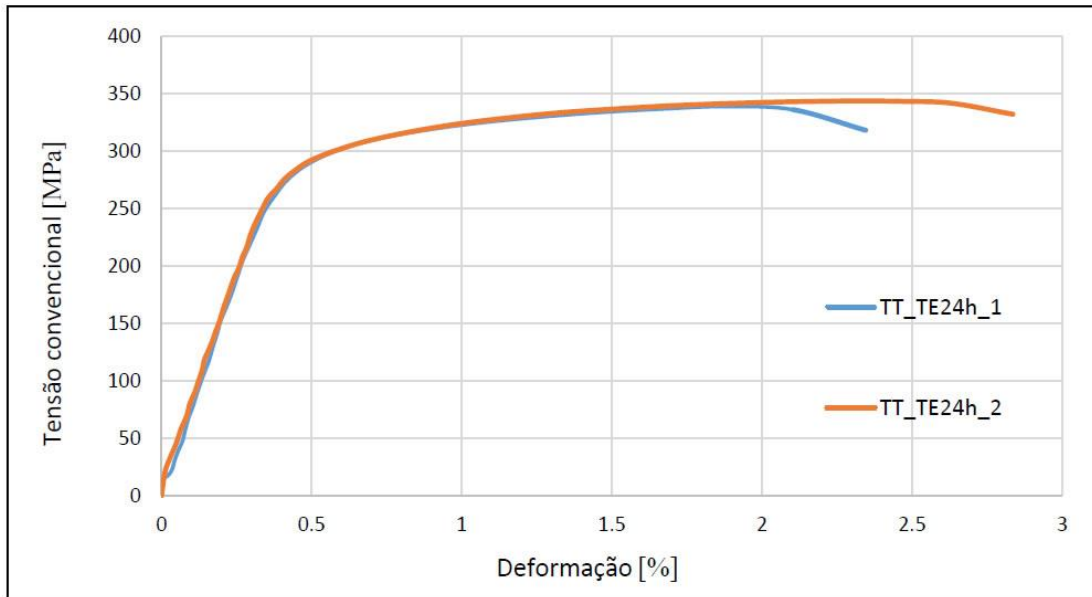


Figura D.1. Curvas tensão-deformação das soldaduras da série TT_TE24h.

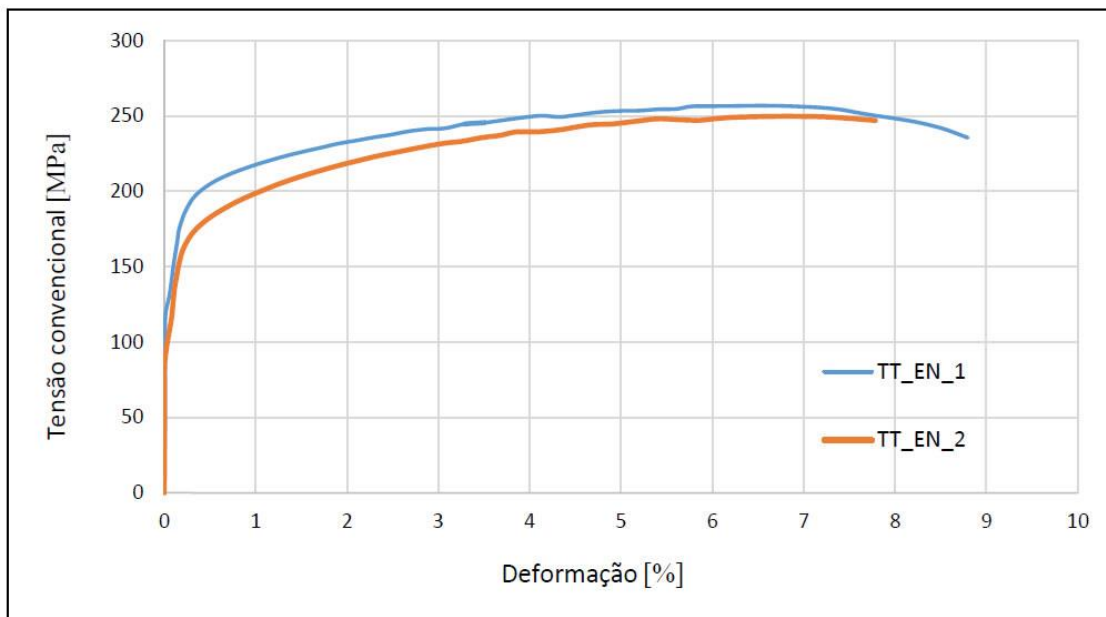


Figura D.2. Curvas tensão-deformação das soldaduras da série TT_EN.

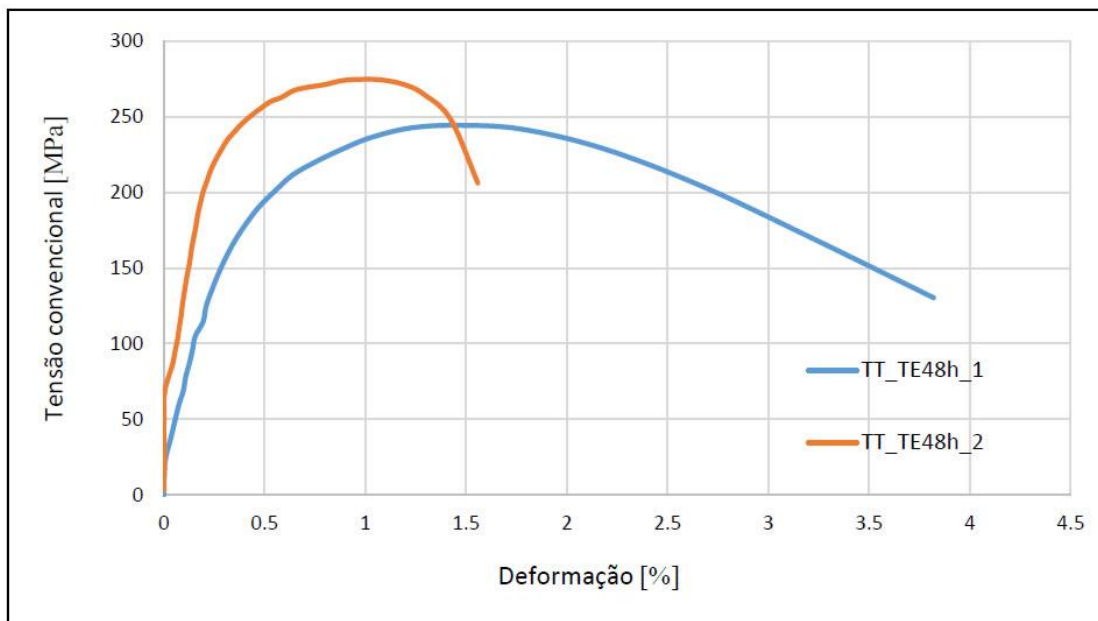


Figura D. 3. Curvas tensão-deformação das soldaduras da série TT_TE48h.

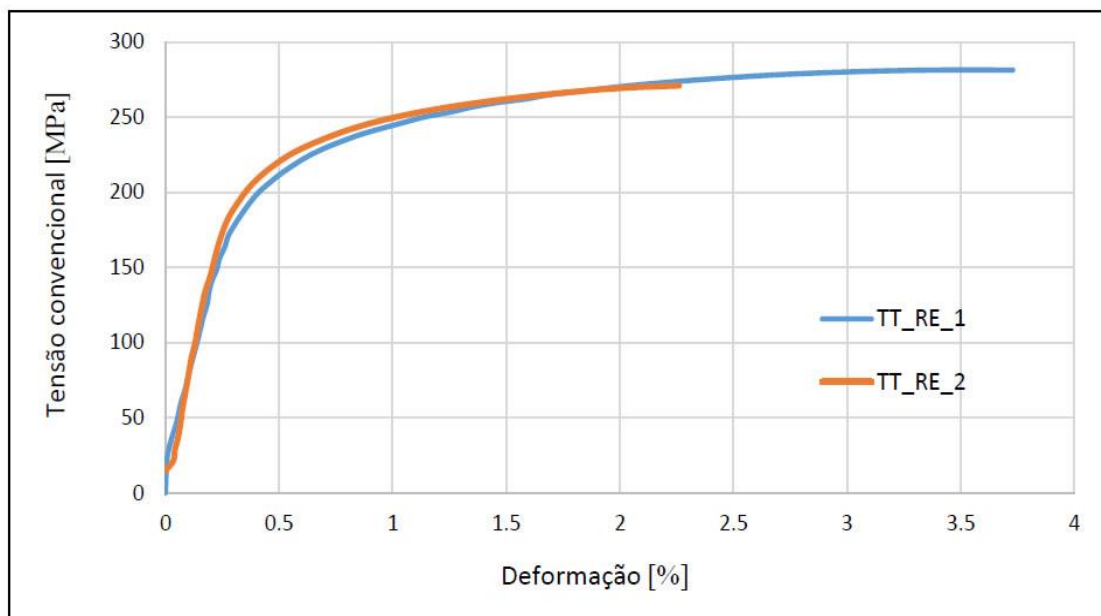


Figura D.4. Curvas tensão-deformação das soldaduras da série TT_RE.

APÊNDICE E

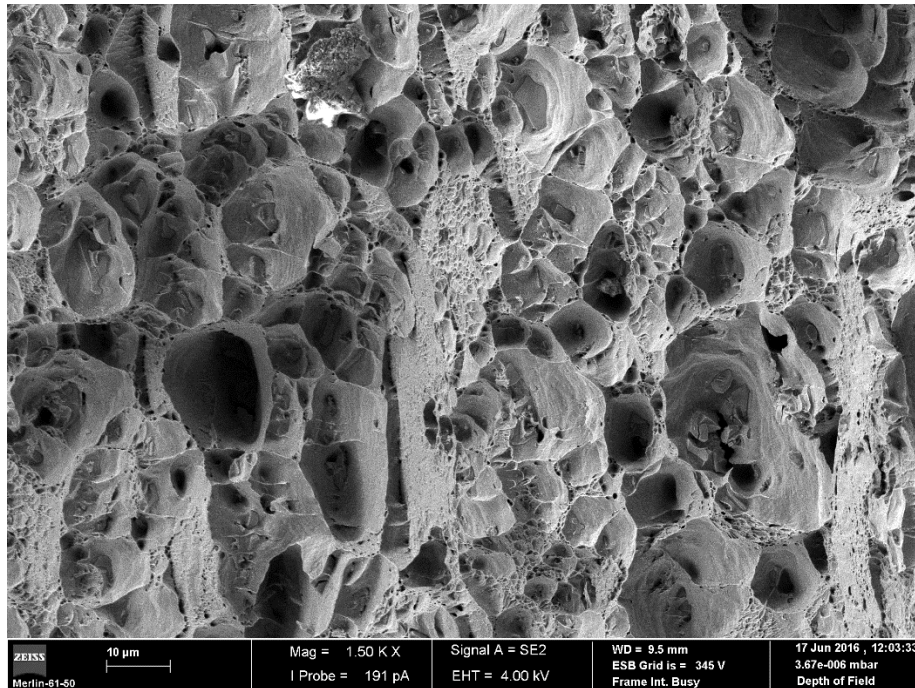


Figura E.1. Fractografia do provete TT_EN_1.

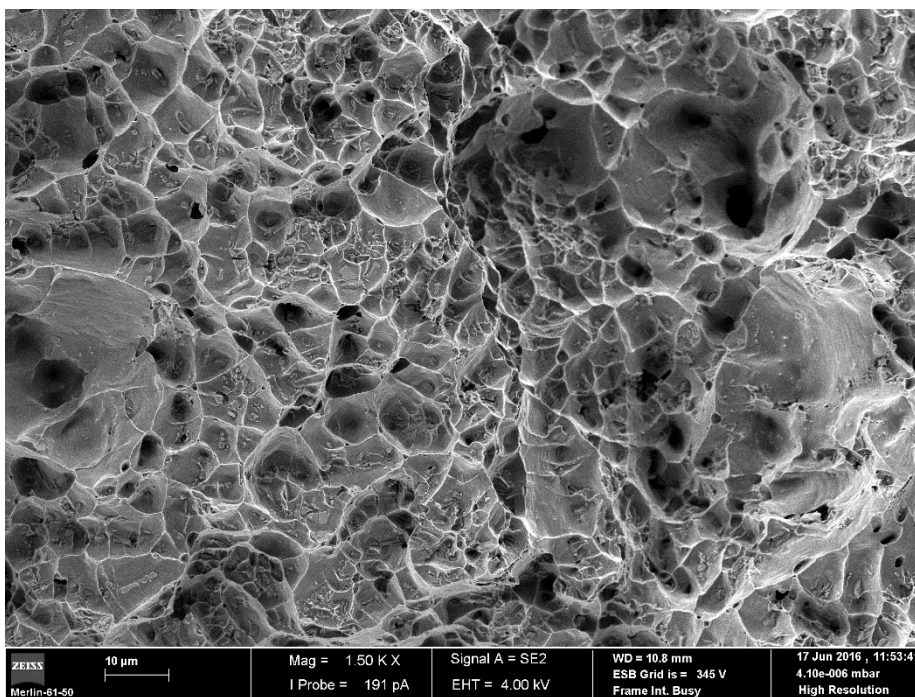


Figura E.2. Fractografia do provete TT_TE1h_1.

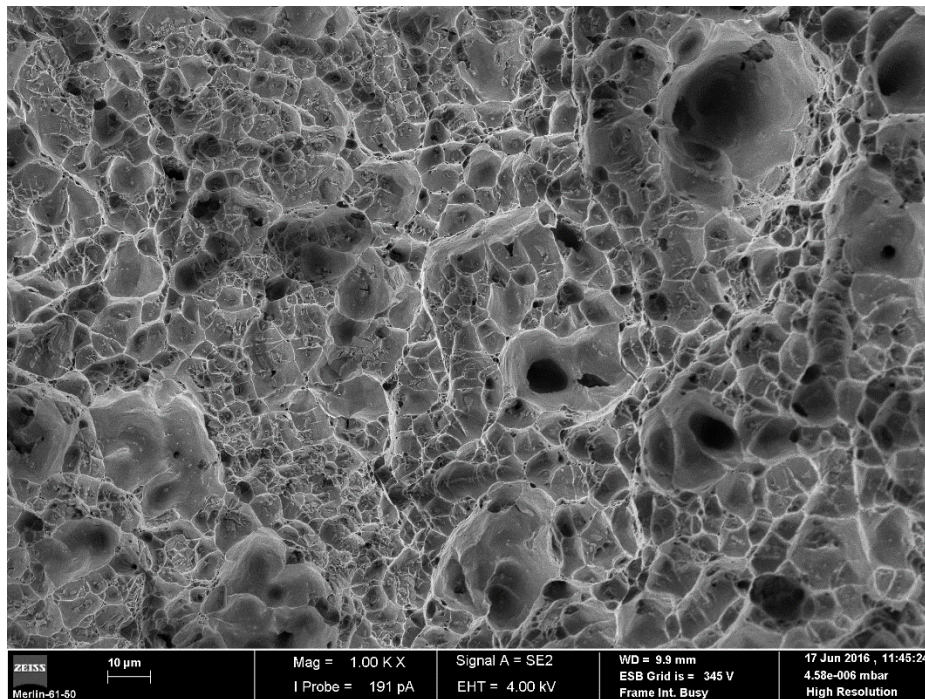


Figura E.3. Fractografia do provete TT_TE24h_1

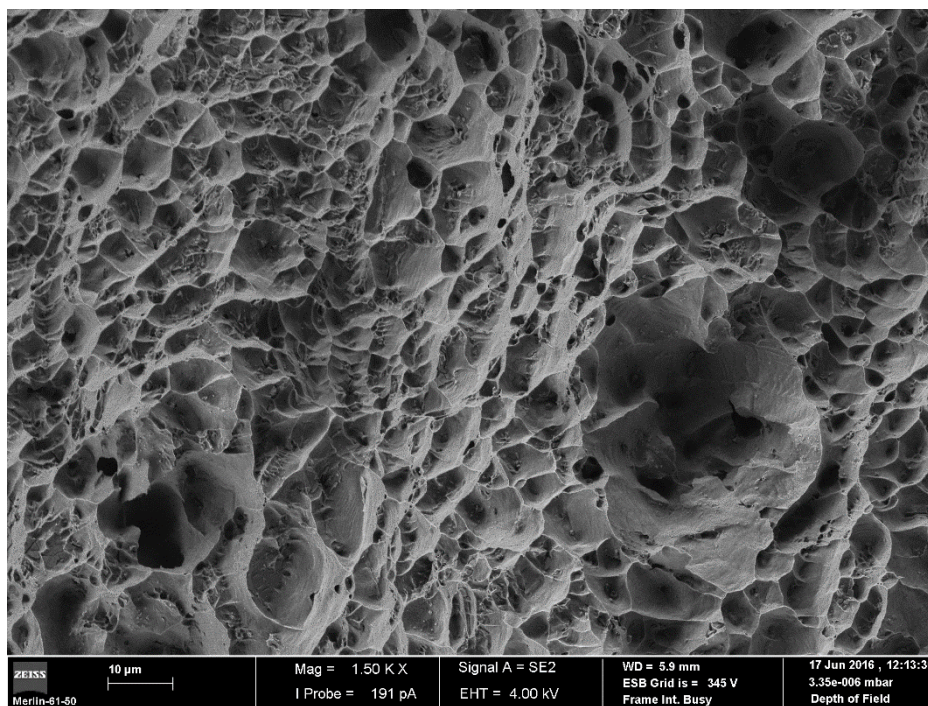


Figura E.4. Fractografia do provete TT_TE48h_2.

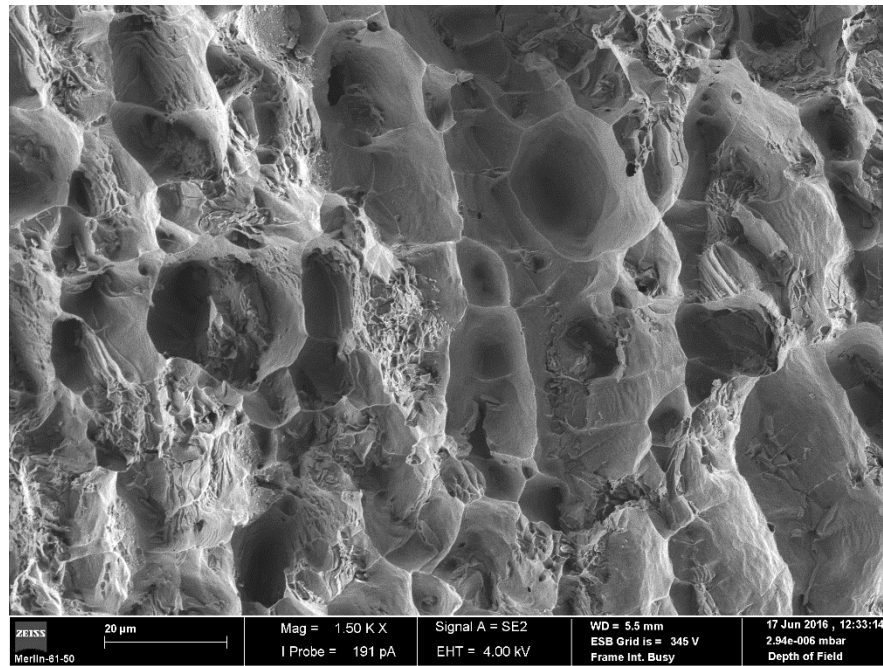


Figura E.5. Fractografia do provete TT_RE_1.

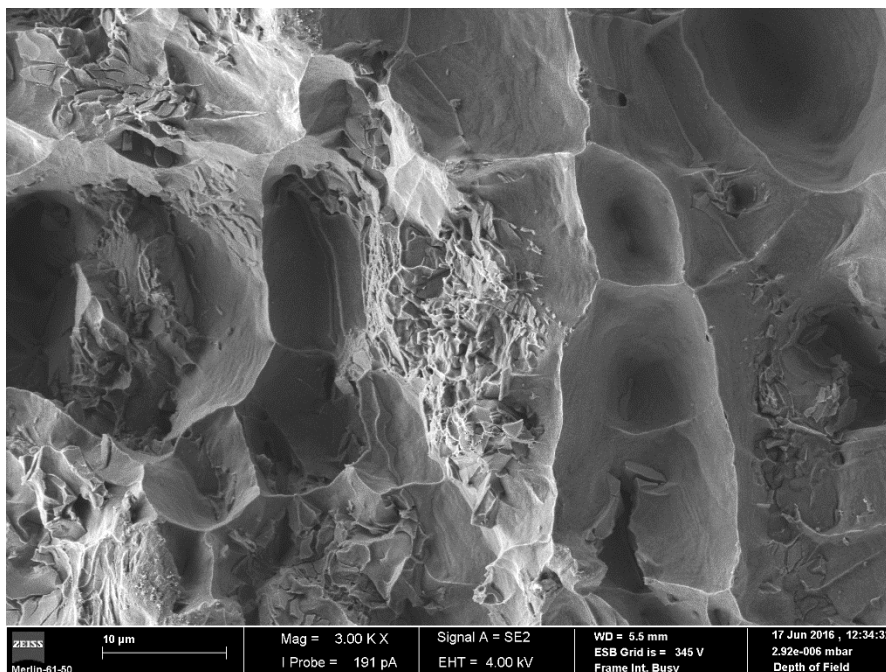


Figura E.6. Fractografia do provete TT_RE_1.