

**Estudo da qualidade micrográfica de juntas soldadas em
ligas de alumínio pelo processo MIG**

Sharlane Maria da Costa

Dissertação Apresentada à
Escola Superior de Tecnologia e Gestão
Instituto Politécnico de Bragança

Para a Obtenção do Grau de Mestre em
Engenharia Industrial

Maio 2019



Estudo da qualidade micrográfica de juntas soldadas em ligas de alumínio pelo processo MIG

Sharlane Maria da Costa

Dissertação Apresentada à
Escola Superior de Tecnologia e Gestão
Instituto Politécnico de Bragança

Para a Obtenção do Grau de Mestre em
Engenharia Industrial

No Âmbito da Dupla Diplomação Com a
Universidade Tecnológica Federal do Paraná

Orientadores

Prof. Dr. João Eduardo Ribeiro

Prof. Dr. José Gonçalves

Prof. Dr. Bruno Bellini Medeiros

Maio 2019

AGRADECIMENTOS

A Universidade Tecnológica Federal do Paraná – UTFPR, pela oportunidade da dupla diplomação e ao Instituto Politécnico de Bragança, onde pude fazer parte pelo período de um ano. Agradeço também a todos os professores que contribuíram para a minha formação, principalmente aos meus queridos orientadores João Ribeiro, José Gonçalves e Bruno Bellini. Aos meus colegas do laboratório de soldadura robotizada, Arlindo e Eduardo, pela ajuda ao decorrer da minha dissertação. Agradeço à Universidade do Minho, em particular ao Professor Doutor Delfim Soares, pelo apoio técnico e de equipamento para a medição das microdurezas.

Agradeço a todos meus amigos, os que deixei no Brasil, em especial a minhas amigas do ensino médio, Ana, Analice, Eliana, Isadora, Juliane e Mayla, e aos que fiz ao longo dos anos na UTFPR que se tornaram irmãos para mim.

As pessoas que tive o prazer de conhecer aqui em Bragança e criar laços que levarei para o resto da vida. Ao meu namorado João Victor, por toda a paciência, ajuda e apoio que me passou.

E principalmente aos meus pais, Nelso e Marines, pela educação, amor, carinho, e por nunca medirem esforços para me verem feliz e alcançando aos meus sonhos.

RESUMO

O objetivo desta dissertação de mestrado é o estudo da qualidade micrográfica de juntas soldadas em ligas de alumínio pelo processo MIG robotizado.

O ciclo de tratamentos realizados foi constituído por solubilização, têmpera e envelhecimento artificial. Também foi definido um intervalo de espera entre os dois últimos tratamentos afim de avaliar o efeito de um possível envelhecimento natural.

Para definição do quadro de variáveis recorreu-se a literatura e a trabalhos antigos, para a solubilização foram definidas 3 temperaturas: 480, 500 e 520°C, e tempos de 30, 60 e 90 minutos. O intervalo de espera entre a têmpera e o envelhecimento foi de 0, 12 e 24 horas. E por último, as variáveis definidas para o tratamento de envelhecimento artificial foram temperaturas de 160, 175 e 190°C, e tempos de 6, 14 e 20 horas.

Utilizando o método das matrizes ortogonais de Taguchi, definiu-se que, para o número de parâmetros selecionados, seriam necessários 18 ensaios diferentes.

Para realização do estudo foram soldadas chapas da liga AA6082-T6, através do processo MIG robotizado, a seguir foram cortadas as amostras e realizados os tratamentos térmicos. Na sequência as amostras, foram caracterizadas por microscopia ótica e por medição das microdurezas na junta soldada.

Verificou-se que a temperatura de solubilização tem efeito sobre os valores de dureza, amostras solubilizadas a 520°C indicam durezas cerca de 13% maiores quando comparadas as amostras que foram solubilizadas a 480°C.

Além disso, comparando a amostra que atingiu o maior valor de microdureza com uma amostra com ausência de tratamento térmico, constatou-se um aumento de 43% na dureza média da peça.

Palavras-chave: Soldadura robotizada, Soldadura MIG, liga AA-6082-T6, Solubilização, Têmpera, Envelhecimento artificial, Tratamentos térmicos, Análise micrográfica, Microdureza.

ABSTRACT

The objective of this dissertation is the study of the micrographic quality of joints welded in aluminum alloys by the robotized MIG process.

The treatments cycle consisted of solubilization, quenching, and artificial aging. It was also defined as a waiting interval between the last two treatments in order to evaluate the effect of possible natural aging.

For the definition of the table of variables, we used the literature and the old works. For solubilization, 3 temperatures were defined: 480, 500 and 520°C, and times of 30, 60 and 90 minutes. The wait time between quenching and aging was 0, 12 and 24 hours. And finally, the variables defined for the treatment of artificial aging were temperatures of 160, 175 and 190°C, and times of 6, 14 and 20 hours.

Using the Taguchi orthogonal matrix method, it was defined that for the number of selected parameters, 18 different tests would be required.

For the study, plates of the AA6082-T6 alloy were soldered through the robotized MIG process, then the samples were cut, and the thermal treatments were carried out. After the heat treatments, the samples were characterized by optical microscopy and microhardness measurement in the welded joint.

It was found that the solubilization temperature influences the hardness values, samples solubilized at 520°C indicated hardnesses about 13% higher when compared to samples that were solubilized at 480°C.

In addition, comparing the sample that reached the highest microhardness value with a sample with no heat treatment, a 43% increase in the average hardness of the part was observed.

Key words: Robotic welding, MIG welding, Alloy AA-6082-T6, Solubilization, Quenching, Artificial aging, Thermal treatments, Micrographic analysis, Microhardness.

ÍNDICE

1. INTRODUÇÃO	1
1.1. Enquadramento do problema	1
1.2. Objetivos	2
1.3. Organização do trabalho	3
2. FUNDAMENTOS TEÓRICOS	4
2.1. Alumínio e suas ligas	4
2.1.1. Aplicações e propriedades	6
2.1.2. A liga 6082	8
2.2. Soldadura	9
2.2.1. Soldadura MIG/MAG ou GMAW	10
2.2.2. Soldadura robotizada	14
2.2.3 Aspectos da soldadura da liga 6082-T6	15
2.3. Tratamentos térmicos	18
2.3.1. Solubilização	20
2.3.2. Têmpera	21
2.3.3. Envelhecimento	22
2.3.4. Mecanismos de envelhecimento	23
2.3.5. Sequência de precipitação	24
3. MATERIAIS E MÉTODOS	27
3.1. Equipamentos	28
3.2. Consumíveis	29
3.3. Seleção de materiais	29
3.4. Preparação das chapas a serem soldadas	30
3.5. Definição dos parâmetros de soldadura	31
3.6. Definição dos parâmetros de tratamentos térmicos	32
3.7. Seleção da matriz ortogonal de Taguchi	33
3.8. Realização das soldaduras	37
3.9. Realização dos tratamentos térmicos	39
3.10. Preparação das amostras, polimento e ataque químico	43

3.11. Análise micrográfica.....	47
3.12. Ensaio de microdureza.....	49
4. RESULTADOS	51
4.1. Análises micrográficas em amostras tratadas com solubilização	51
4.1.1. Material Base	51
4.1.2. Zona Termicamente Afetada – ZTA	52
4.1.3. Zona da solda.....	53
4.2. Análises micrográficas em amostras tratadas com solubilização, têmpera e envelhecimento.....	54
4.2.1. Metal Base	55
4.2.2. Zona Termicamente Afetada – ZTA	56
4.2.3. Zona fundida.....	58
4.3. Ensaio de microdureza.....	59
4.4. Análise comparativa entre as micrografias e microdurezas.....	59
4.4.1. Amostra sem tratamento térmico.....	59
4.4.2. Amostras com tratamento térmico.....	60
4.5. Intervalo de tempo entre o tratamento térmico de têmpera e o envelhecimento	64
5. CONCLUSÕES	65
REFERÊNCIAS	67
ANEXO I – Exemplo de código do robô	73
ANEXO II – Curvas dos tratamentos térmicos para cada ensaio realizado	75
ANEXO III – Fotomicrografias	84
ANEXO IV – Tabela de microdurezas.....	90
ANEXO V – Curvas de microdurezas.....	91

ÍNDICE DE TABELAS

Tabela 1 - Propriedades do alumínio [2]	5
Tabela 2 - Composição das diferentes séries dos alumínios para trabalho mecânico [8].	6
Tabela 3 - Especificação dos tratamentos térmicos [10]	7
Tabela 4 - Propriedades da liga AA6082 [14]	9
Tabela 5 - Valores típicos de corrente de transição para o alumínio [6]	12
Tabela 6 - Composição química da liga AA6082. Estão representados os valores segundo a norma NP EM 573-3:2008	30
Tabela 7 - Composição química da liga AA5754. Estão representados os valores segundo a norma NP EM 573-3:2008	30
Tabela 8 - Parâmetros de soldadura.....	32
Tabela 9 - Parâmetros dos tratamentos térmicos	33
Tabela 10 - Matriz Ortogonal de Taguchi L ₁₈ (2 ¹ x3 ⁷) [67]	35
Tabela 11 - Combinação de parâmetros de tratamentos térmicos	36
Tabela 12 - Parâmetros para o embutimento	44
Tabela 13 - Especificações para polimento	46
Tabela 14 - Composição química da solução de Osmond.....	47
Tabela 15 - Ensaios analisados no tratamento de envelhecimento.....	55

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 1 - Representação esquemática da soldadura MIG [26].....	11
Figura 2 - Principais modos de transferência metálica [33]	14
Figura 3 - Regiões da solda [36].....	15
Figura 4 - Liga de alumínio AA 6082 soldada por MIG em diferentes ampliações [37].	16
Figura 5 - Microestrutura da material base [38].	17
Figura 6 - a) zona de solda e b) zona termicamente afetada [38].	17
Figura 7 - Ciclo de tratamento T6 [46].	19
Figura 8 - Curva de envelhecimento de ligas da série 6xxx [59].	23
Figura 9 - Variação da resistência mecânica e dureza ao longo do envelhecimento [57].	24
Figura 10 - microestrutura de uma liga da série 6xxx após solubilização de 5h a 550°C e envelhecimento a 180°C durante 3h [59].	25
Figura 11 - Zonas GP de três ligas de alumínio distintas: a) zonas da liga Al-Cu em forma de placa. b) zonas da liga Al-Zn com forma esférica; c) zonas da liga Al-Mg-Si com forma acicular [59].	26
Figura 12- Guilhotina hidráulica usada nos cortes das chapas	31
Figura 13 - Chapas cortadas	31
Figura 14 - Robô YASKAWA MOTOMAN	37
Figura 15 - Fixação das chapas na mesa de soldadura. As chapas a soldar estão indicadas pela flecha.....	38
Figura 16 - Trajetória de solda	38
Figura 17 - Máquina para corte das amostras.....	39
Figura 18 - Amostras cortadas para o tratamento térmico.....	39
Figura 19 - Forno para realização dos tratamentos térmicos.....	40
Figura 20 - Recipiente para realização da têmpera.....	41
Figura 21 - Ciclo de tratamento térmico para o ensaio 1.....	42
Figura 22 - Ciclo de tratamento térmico para o ensaio 7.....	43
Figura 23 – Amostras cortadas para o embutimento	43
Figura 24 – Embutidora Struers LaboPress-1.....	44
Figura 25 - Máquina para polimento	45

Figura 26 - Provetes prontos para ensaio micrográfico.....	47
Figura 27 - Microscópio utilizado nos ensaios.....	48
Figura 28 – Pontos de análise.....	48
Figura 29- Microdurômetro utilizado nas endentações.....	49
Figura 30 - Direção das endentações.....	50
Figura 31 - Micrografias da material base solubilizadas por 90 minutos a) sem tratamento b) solubilização a 480°C c) solubilização a 500°C d) solubilização a 520°C.....	52
Figura 32 - Micrografias da ZTA a) sem tratamento b) solubilização a 480°C c) solubilização a 500°C d) solubilização a 520°C.....	53
Figura 33 - Micrografias da região da solda a) sem tratamento b) solubilização a 480°C c) solubilização a 500°C d) solubilização a 520°C.....	54
Figura 34 - Micrografias da material base após envelhecimento a) amostra 10, solubilização a 520°C por 90 min, b) amostra 8, solubilização a 480°C por 60 min, c) amostra 6, solubilização a 500°C por 30 min, d) amostra 13, solubilização a 500°C por 90 min, e) amostra 2, solubilização a 520°C por 60 min, f) amostra 18, solubilização a 480°C por 30 minutos, g) amostra 17, solubilização a 480°C por 60 min, h) amostra 4, solubilização a 500°C por 90 min, e i) amostra 1, solubilização a 520°C por 90 minutos.....	56
Figura 35 - Micrografias da ZTA após envelhecimento a) amostra 10, solubilização a 520°C por 90 min, b) amostra 8, solubilização a 480°C por 60 min, c) amostra 6, solubilização a 500°C por 30 min, d) amostra 13, solubilização a 500°C por 90 min, e) amostra 2, solubilização a 520°C por 60 min, f) amostra 18, solubilização a 480°C por 30 minutos, g) amostra 17, solubilização a 480°C por 60 min, h) amostra 4, solubilização a 500°C por 90 min, e i) amostra 1, solubilização a 520°C por 90 minutos.....	57
Figura 36 - Micrografias da zona fundida após envelhecimento a) amostra 10, solubilização a 520°C por 90 min, b) amostra 8, solubilização a 480°C por 60 min, c) amostra 6, solubilização a 500°C por 30 min, d) amostra 13, solubilização a 500°C por 90 min, e) amostra 2, solubilização a 520°C por 60 min, f) amostra 18, solubilização a 480°C por 30 minutos, g) amostra 17, solubilização a 480°C por 60 min, h) amostra 4, solubilização a 500°C por 90 min, e i) amostra 1, solubilização a 520°C por 90 minutos.....	58
Figura 37 - Microdurezas das amostras.....	59

Figura 38 - Curva de microdureza da amostra sem tratamento térmico.....	60
Figura 39 - Micrografia da amostra sem tratamento térmico a) material base b)ZTA c) zona fundida	60
Figura 40 - Curva de microdureza da amostra 4	61
Figura 41- Micrografia da amostra 4 a) material base b)ZTA c) zona fundida.....	62
Figura 42 - Curva de microdureza da amostra 2	63
Figura 45 - Micrografia da amostra 10 a) material base b)ZTA c) zona fundida.....	63
Figura 43 - Micrografia da amostra 2 a) material base b)ZTA c) zona fundida.....	63
Figura 44- Curva de microdureza da amostra 10	63
Figura 46- Efeito do tempo de espera entre têmpera e envelhecimento, amostras com tempo de espera de a) 0 horas b) 12 horas c) 24 horas	64

ÍNDICE DE ABREVIATURAS

ABNT – Associação Brasileira de Normas Técnicas

AWS – *American Welding Society* – Sociedade Americana de Soldadura

CMT – *Cold Metal Transfer* – Transferência de Metal à Frio

ESTiG – Escola Superior de Tecnologia e Gestão

GMAW – *Gas Metal-arc Welding* – Soldadura por Arco Elétrico com Gás de Proteção

IADS – *International Alloy Designation System* - Sistema Internacional de Designação de Ligas

IPB – Instituto Politécnico de Bragança

LERM – Laboratório de Estruturas e Resistência de Materiais

LF – Linha de Fusão

LSIG – Laboratório de Sistemas de Informação Geográfica

MAG – *Metal Active Gas* – Soldadura por Arco Elétrico com Gás de Proteção Ativo

MB – Material Base

MIG – *Metal Inert Gas* – Soldadura por Arco Elétrico com Gás de Proteção Inerte

SMAW – *Shielded Metal-arc Welding* – Soldadura por Eletrodo Revestido

TIG – *Tungsten Inert-gas* – Soldadura por Arco Elétrico com Gás de Proteção e Eletrodo Não Consumível de Tungstênio

UTFPR – Universidade Tecnológica Federal do Paraná

ZF – Zona Fundida

ZTA – Zona Termicamente Afetada

1. INTRODUÇÃO

Uma característica que sempre esteve presente na nossa sociedade, desde o início dos tempos, é a busca por ferramentas e utensílios que facilitam a realização desde tarefas mais simples e quotidianas até as mais complexas.

O surgimento das indústrias também faz parte desta busca pela evolução, e com ela, a necessidade de métodos de produção cada vez mais eficientes e modernos, o que propiciou a ideia da substituição do homem por máquinas, principalmente em trabalhos em que há a exposição de humanos a atividades altamente perigosas, assim como a trabalhos repetitivos.

Com o avanço da tecnologia nas últimas décadas, a utilização de robôs e a automatização de processos tem se tornado bastante comum.

Hoje em dia, os robôs são componentes essenciais de uma fábrica, são dispositivos programáveis que oferecem uma grande oportunidade para que as melhorias e a redução de custos nos processos de produção sejam realmente eficazes.

Atualmente, uma das principais atividades conferidas aos robôs no ambiente industrial é o processo de soldadura. É um dos processos tecnológicos com mais importância industrialmente, amplamente utilizada em vários setores, desde pequenos componentes eletrônicos até grandes estruturas e equipamentos, como pontes, navios e vasos de pressão.

De modo geral, a soldadura é utilizada principalmente para a união localizada de duas ou mais peças de materiais similares ou não, assegurando na junta a continuidade das propriedades físicas e químicas do material, em outras situações o processo também pode ser utilizado para o reparo de componentes danificados. Do mesmo modo, pode-se recorrer a operações de solda com finalidade de revestir superfícies, promovendo maior resistência à corrosão, abrasão e desgaste.

1.1. Enquadramento do problema

A soldadura é muito usual e importante a nível industrial, por isso o conhecimento dos efeitos e problemas gerados durante este processo é essencial para que a qualidade da junta e do produto final sejam garantidos.

Optou-se por utilizar chapas da liga 6082-T6, por ser uma das ligas de alumínio mais utilizadas atualmente, alguns projetos já foram desenvolvidos no IPB utilizando esta

liga em quadros de bicicleta, através do mesmo processo de soldadura. A soldadura foi realizada pelo processo MIG (*Metal Inert Gas*) que é um dos processos mais utilizados na indústria, contudo, ocasionalmente podem ocorrer problemas, como fissuração, porosidades, empenamento, além da redução das qualidades mecânicas, como resistência e dureza.

De fato, quando se realiza um processo de soldadura, a junta torna-se um ponto crítico da estrutura, podendo diminuir em 50% a resistência mecânica da área soldada quando comparada com a material base. Para resolver este problema é necessário efetuar tratamentos térmicos, de modo que recupere as propriedades mecânicas da liga.

O ciclo de tratamento que melhor se adapta para recuperar as propriedades requeridas das ligas de alumínio é solubilização, têmpera e envelhecimento.

A solubilização é realizada a temperatura elevada e tem como objetivo a dissolução do soluto para a obtenção de uma solução sólida homogênea. Geralmente, é aplicada a metais que necessitam aumentar algumas de suas características, como ductilidade, resistência mecânica, tenacidade, dureza, diminuição de tensões, etc. Quando o estado de solubilização é totalmente alcançado é necessário manter os elementos de liga em solução sólida, à temperatura ambiente. Para isso, realiza-se a têmpera, que consiste basicamente no arrefecimento rápido da liga solubilizada, sem interrupções, até à temperatura ambiente. O passo final para a sequência de tratamentos térmicos é o envelhecimento. Este pode ocorrer a temperatura ambiente, definido como natural ou a temperaturas mais elevadas, sendo este o envelhecimento artificial. Ao realizar envelhecimento artificial picos de dureza mais elevados são atingidos em tempos menores. O endurecimento dá-se por precipitação estrutural de finas partículas de distribuição uniforme a partir da solução sólida sobressaturada.

1.2. Objetivos

O objetivo principal desta dissertação de mestrado é o de estudar, analisar e avaliar a influência da sequência de tratamentos térmicos – solubilização, têmpera e envelhecimento, realizados na liga 6082-T6, previamente soldada por um robô, pelo processo de soldadura por fusão, MIG – *Metal Inert Gas*.

Neste trabalho, a junta soldada e tratada termicamente será analisada a nível microscópio e de microdurezas, afim de avaliar a qualidade da microestrutura e os resultados encontrados ao variar tempo e temperatura durante um tratamento. Além

disso, pretende-se verificar a influência do tempo de espera entre o tratamento térmico de têmpera e de envelhecimento artificial.

1.3. Organização do trabalho

O trabalho foi dividido em 5 capítulos, no primeiro é apresentada a introdução, enquadramento do problema e objetivos gerais. O segundo capítulo conta com a revisão bibliográfica, é o embasamento teórico necessário para realização do trabalho. No terceiro capítulo se encontram os materiais e métodos utilizados para o desenvolvimento da pesquisa. O quarto capítulo é composto pelos resultados encontrados. E, no quinto e último capítulo, são apresentadas as principais conclusões tiradas do trabalho realizado.

Para realização dos experimentos, análises e conclusões, o trabalho seguiu os passos abaixo:

1. Foram definidos os parâmetros de soldadura e de tratamento térmico. A seguir realizou-se testes para confirmação dos mesmo e alguns ajustes foram necessários.
2. Processo de soldadura e corte das juntas.
3. Definição dos 18 ensaios por meio do método das matrizes ortogonais de Taguchi.
4. Realização dos tratamentos térmicos.
5. Após realizados os tratamentos as peças foram novamente cortadas, então utilizando uma embutidora foram montadas para possibilitar a análise micrográfica, a seguir foram lixadas e polidas. Por fim, as mesmas foram atacadas quimicamente para contrastar a material base a zona soldada.
6. Realização da análise micrografia das amostras por meio de um microscópio ótico.
7. Medição de microdurezas.

2. FUNDAMENTOS TEÓRICOS

Neste capítulo será apresentada a revisão bibliográfica necessária para o desenvolvimento do presente trabalho.

2.1. Alumínio e suas ligas

O alumínio é um metal leve, dúctil, resistente à corrosão, não tóxico, bom condutor de calor, ótimo condutor de eletricidade e pode ser processado para ter bons limites de escoamento e de resistência. Essas vantagens conferem apreciável versatilidade às diversas aplicações do alumínio e suas ligas nos dias atuais, conduzindo-se ao elevado consumo desse material [1].

É um dos metais mais abundante na crosta terrestre, suas propriedades mecânicas, físicas e químicas formam um conjunto único, sem similares na natureza. A Tabela 1 apresenta os valores de algumas de suas principais propriedades, destacando, como já citado, sua excelente resistência à corrosão, mesmo quando exposto a uma ampla gama de meios corrosivos [2]. A densidade do alumínio é de apenas $2,7 \text{ g/cm}^3$, aproximadamente um terço de outros metais como aço ($7,83 \text{ g/cm}^3$), cobre ($8,93 \text{ g/cm}^3$) ou latão ($8,53 \text{ g/cm}^3$). Apesar da sua baixa densidade, algumas de suas ligas superam o aço estrutural em resistência. Já algumas propriedades apresentam-se relativamente baixas, como a resistência mecânica e a dureza, porém podem ser melhoradas através da adição de elementos de liga, podendo ser aplicado então até onde há uma solicitação mecânica severa [3].

As ligas deste material que são tratáveis termicamente fornecem boa resistência e tenacidade usuais na engenharia, mantendo a baixa densidade e a resistência à corrosão típicas do alumínio. A partir destas características aderidas pelo tratamento térmico nas ligas, é possível notar uma ampla variedade de aplicações em torno deste material, como o uso em tubulações, tanques, construção naval, transporte, indústrias de eletrodomésticos e até mesmo aplicabilidade no setor aeroespacial. Estas ligas ainda apresentam a vantagem de serem facilmente soldadas pelos processos de soldadura a arco convencionais, processos por ponto de resistência e costura, bem como processos de alta energia [4].

Tabela 1 - Propriedades do alumínio [2]

Densidade (kg/m ³)	2700
Condutividade Elétrica (% I.A.C.S.)	62
Condutividade Térmica a 25°C (W/(m°C))	222
Calor Específico Médio 0-100°C (J/(kg°C))	940
Calor latente de Fusão (KJ/Kg)	388
Ponto de Fusão (°C)	660
Módulo de Elasticidade (Mpa)	69x10 ³
Coefficiente de Expansão Linear (1/°C)	23,6x10 ⁻⁶

Em relação à soldadura dos aços, o alumínio apresenta algumas peculiaridades. Existe uma dificuldade associada, devido à presença de uma camada de óxido refratário (Al₂O₃ – Alumina) que se forma na superfície do metal e que lhe confere resistência à corrosão, entretanto é uma barreira a ser vencida durante a soldadura, devido ao elevado ponto de fusão apresentado por essa fina camada. Enquanto o alumínio se funde a 660°C, o óxido só se funde quando a temperatura ultrapassa os 2000°C. Desta forma é muito importante que se estabeleça um mecanismo para a retirada desse filme de óxido, e, simultâneo a isto, também é interessante criar uma atmosfera na soldadura que impeça que o óxido volte a formar-se durante a operação de solda. No caso da solda com proteção gasosa, TIG E MIG, o próprio arco elétrico pode atuar como mecanismo de remoção da camada, e a atmosfera de gás inerte impede a penetração do oxigênio e por consequência, impede a formação de óxidos futuros que possam promover a regeneração da camada [5].

O efeito de limpeza do óxido só é alcançado quando o processo de soldadura faz uso de corrente alternada ou com polaridade inversa. Consiste na remoção de camadas superficiais de óxidos do metal de base, pela ação do arco elétrico, quando o eletrodo é positivo (polaridade inversa). Assim, na soldadura de metais fortemente reativos, como o alumínio, este tipo de corrente e polaridade seria bastante vantajoso. Contudo, o

balanço térmico nesta situação é muito desfavorável, levando a um processo extremamente ineficiente, esta condição somente é usada na soldadura de peças muito finas. Uma situação intermediária é obtida na soldadura com corrente alternada, quando ocorre a remoção de óxidos a cada semiciclo de corrente em que o eletrodo é positivo [6].

2.1.1. Aplicações e propriedades

Quanto a classificação das ligas de alumínio, elas estão dispostas em dois grandes grupos: as ligas de alumínio trabalháveis e as ligas de alumínio de fundição. O primeiro grupo são aquelas que quando ocorre o fornecimento de energia, seja calor ou deformação plástica a frio, tem suas propriedades mecânicas alteradas. Quanto às ligas de fundição, essas adquirem suas propriedades na condição como solidificada [7].

Tabela 2 - Composição das diferentes séries dos alumínios para trabalho mecânico [8].

Série de 4 dígitos	Teor de Alumínio ou principais elementos de liga
1xxx	99,00% mínimo de Al
2xxx	Cobre
3xxx	Manganês
4xxx	Silício
5xxx	Magnésio
6xxx	Magnésio e Silício
7xxx	Zinco
8xxx	Outro
9xxx	Série não utilizada

As ligas de alumínio para trabalho mecânico são classificadas por um número de quatro dígitos que foi atribuído pela IADS (*International Alloy Designation System*) em

que o primeiro dígito muda conforme o elemento de liga principal. O segundo dígito está relacionado com modificações que foram feitas à liga, em que a original tem este dígito igual a 0 e as que sofrem modificação são numeradas de 1-9. Os últimos dois dígitos na série 1xxx estão relacionados com a pureza da liga, por exemplo, a liga 1145 tem uma pureza de 99,45%, para as outras ligas estes dígitos têm pouco significado e serve para identificar diferentes ligas de alumínio na série [8]. A tabela 2 mostra a classificação das ligas de alumínio segundo a norma ABNT NBR6824.

As ligas trabalháveis são subdivididas em outros dois grupos: ligas não tratáveis termicamente e ligas tratáveis termicamente. As ligas de alumínio não tratáveis termicamente têm suas propriedades alteradas somente quando submetidas a trabalho a frio ou encruamento, e o grau de deformação é especificado pela letra H, quanto as ligas de alumínio tratáveis termicamente, estas têm suas propriedades mecânicas aprimoradas ao realizar “endurecimento por precipitação” [9].

Tabela 3 - Especificação dos tratamentos térmicos [10]

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

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 3. Existe um outro tipo de tratamento térmico, designado por W, atribuído as ligas que endurecem por envelhecimento natural [10].

2.1.2. A liga 6082

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 [11].

Entre as ligas de alumínio da série 6XXX, a liga AA-6082 tem a mais alta resistência e é conhecida como uma liga estrutural. A adição de uma grande quantidade de manganês controla a estrutura do grão, que por sua vez resulta em uma liga mais resistente. A ductilidade é relevante quando se trata da conformação com relação à deformação final e às propriedades mecânicas apresentadas neste material. Nas áreas de aplicação do setor automotivo é necessária a alta resistência como forma de aumentar as características de conformação mecânica das ligas de alumínio [12,13].

Segundos os dados do fabricante G. Leal AS [14], a liga de alumínio 6082 é aplicada grandemente na fabricação de estruturas de alta resistência, carrocerias, pontes, bicicletas, caldeiras, flanges, sistemas hidráulicos, equipamento naval e tubagens.

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 [15].

As ligas da série 6XXX têm sido amplamente estudadas e usadas devido à sua importância tecnológica e ao aumento significativo da sua resistência mecânica obtido pelos mecanismos de endurecimento por precipitação, também conhecido como envelhecimento. A Liga AA-6082 também oferece boas características de acabamento e responde bem à anodização. A liga 6082 oferece boa soldabilidade, brasabilidade, resistência à corrosão, conformabilidade e usinabilidade. Quando for conformar ou dobrar a liga AA-6082, é recomendado usar-se têmpera O ou T4. Para aplicações de

usinagem, a liga AA-6082 oferece melhores características em condições de têmperas T5 ou T6. Os cavacos da usinagem podem ser de difícil quebra, então é recomendado o uso de quebradores de cavaco ou técnicas especiais de usinagem. Para determinadas secções de paredes finas, a têmpera T6 pode não ser útil devido às limitações de têmpera da liga. Vários métodos comerciais de soldadura e brasagem podem ser facilmente aplicados na liga 6082 [16-20].

Algumas propriedades da liga estão representadas na tabela 4.

Tabela 4 - Propriedades da liga AA6082 [14]

Densidade	2710 Kg/m ³
Ponto de fusão	575°C
Módulo de elasticidade	70 GPa
Resistência à tração	600 min. MPa
Tensão de limite elástico	255 min. MPa
Dureza-Brinell típica	91 HBW

2.2. Soldadura

A soldadura é o mais importante processo de união de metais utilizado industrialmente. Este método de união, considerado em conjunto com a brasagem, tem importante aplicação desde a indústria microeletrônica até a fabricação de navios e outras estruturas com centenas ou milhares de toneladas de peso. A soldadura é utilizada na fabricação de estruturas simples, como grades e portões, assim como em componentes encontrados em aplicações com elevado grau de responsabilidade, como nas indústrias química, petrolífera e nuclear, e até mesmo na criação de peças de artesanato, joias e de outros objetos de arte [6].

A soldadura é definida pela Sociedade Americana de Soldadura (AWS – American Welding Society) [21] como “a técnica de reunir duas ou mais partes

constitutivas de um todo, assegurando entre elas a continuidade geométrica, as características mecânicas, metalúrgicas e químicas do material”.

A noção de soldadura é, na sua forma mais simples, um processo de união localizada de materiais, similares ou não, de uma forma permanente [22]. A norma ISO 857-1 explica que a soldadura em metais é uma operação que os une por meio de calor, pressão ou ambos, de forma a que exista uma continuidade entre os metais que foram unidos [23].

2.2.1. Soldadura MIG/MAG ou GMAW

GMAW (*Gas Metal Arc Welding*) ou MIG/MAG é um processo de soldadura a arco que utiliza um arco entre uma alimentação contínua de metal e a poça de fusão. Esse processo utiliza como proteção para a poça de soldadura contra contaminação do ar externo uma fonte externa de gás de proteção [24]. O tipo de gás de proteção utilizado depende da material base a ser soldado [25].

A Figura 1 apresenta o seu princípio básico de funcionamento. Este processo envolve a fusão da 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 eletrodo, 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 [26].

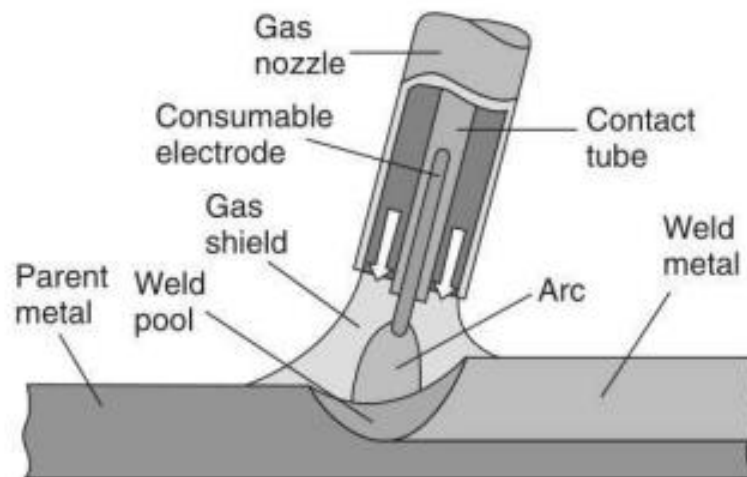


Figura 1 - Representação esquemática da soldadura MIG [26]

A soldadura MIG/MAG tem sido usada na fabricação e manutenção de equipamentos e peças metálicas, na recuperação de peças desgastadas e no recobrimento de superfícies metálicas com materiais especiais [6]. Devido à ação do gás de proteção, o processo MIG é adequado à soldadura de aços carbono, aços de baixa, média e alta liga, aços inoxidáveis, alumínio e suas ligas, magnésio e suas ligas, cobre e suas ligas. O processo MAG (*Metal Active Gas*) é utilizado na soldadura de aços de baixo carbono e aços de baixa liga. Pode ser usado nos modos automático, semiautomático e mecanizado [27].

Contudo, a soldadura MIG/MAG 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 é o amaciamento da zona do metal fundido e da Zona Termicamente Afetada (ZTA) [26].

A soldadura GMAW tem como vantagens o atendimento a todas as posições de soldadura, taxas de deposição relativamente altas em relação a processos como SMAW (*Shielded Metal Arc Welding*) ou eletrodo revestido, assim como velocidade de soldadura, e limpeza mínima após a soldadura necessária. Entre as limitações apresentadas estão a geometria da tocha que dificulta o acesso em locais de acesso já limitados, a dificuldade de uso em soldas de campo, visto que as correntes de ar podem impedir a correta proteção da poça fundida pelo gás alimentado, entre outros [28].

A transferência do metal de adição no processo de soldadura pode ser descrita como o transporte de gotas fundidas da ponta do eletrodo consumível para a poça de fusão [29]. Os principais modos de transferências metálicas são:

- a) Transferência por curto circuito: O material é transferido para a poça de fusão somente quando ocorre o contato do arame com a poça, não ocorre transferência de material pelo arco elétrico. O curto-circuito ocorre em níveis relativamente baixos de corrente e tensão, possibilitando assim a soldadura de pequenas espessuras. No modo curto-circuito é possível a soldadura em todas as posições [30].
- b) Transferência globular: Ocorre em níveis de tensão mais elevados que no curto-circuito. As gotas de metal fundido são transferidas para a poça de fusão principalmente pela ação da força gravitacional, o que limita a soldadura na posição plana. O diâmetro das gotas é maior que o diâmetro do arame. É comum, neste modo de transferência, a ocorrência de falta de fusão, falta de penetração e respingos. Não é um modo muito utilizado nas indústrias [30].
- c) Transferência por spray: A partir do globular, com aumento da corrente de soldadura, o diâmetro das gotas de metal que se transferem para a peça diminui, até certa faixa de corrente no qual o modo de transferência muda bruscamente de globular para spray. Esta corrente na qual ocorre esta mudança no modo de transferência é chamada corrente de transição. A Tabela 5 mostra valores típicos de corrente de transição para o alumínio. Conforme é observado nessa tabela, só é possível utilizar o argônio como gás de proteção para o Alumínio na transferência por spray, isto se dá ao baixo potencial de ionização do mesmo.

Tabela 5 - Valores típicos de corrente de transição para o alumínio [6]

Tipo de arame	Diâmetro do Arame (mm)	Gás de proteção	Corrente mínima de aerossol (A)
Alumínio	0,76	Argônio	95
	1,19		135
	1,60		180

As gotas que saem do arame são muito pequenas, proporcionando boa estabilidade ao arco. Curtos-circuitos são raros. Poucos respingos são associados com essa técnica de soldadura. As gotas desta vez são pequenas e são destacadas

da ponta do arame devido a forças magnéticas que atuam nas direções radiais e axiais. O cordão tem um bom acabamento e praticamente não há respingos. Devido aos altos níveis de corrente, a soldadura se torna difícil nas posições vertical e sobre cabeça, podendo ocorrer escorrimento a partir da poça de fusão [6].

- d) Transferência por corrente pulsada: a corrente varia periodicamente entre um nível elevado (corrente de pico) e um baixo (corrente de base). O valor e a duração da corrente de pico são selecionados de forma a causar a transferência spray, enquanto que a passagem pela corrente de base permite a obtenção de um valor médio de corrente relativamente baixo. Desta forma, com a utilização de um equipamento mais sofisticado (e mais caro) pode-se soldar com a transferência spray (e com as suas vantagens) com um valor de corrente que permite a soldadura de juntas menos espessas e, também, fora da posição plana. Além disto, estes equipamentos, que possuem um tempo de resposta muito mais rápido do que os convencionais, permitem a mudança controlada da corrente de soldadura durante o ciclo do curto-circuito. Isto permitiu o desenvolvimento de equipamentos de soldadura que operam com transferência por curto-circuito com uma maior estabilidade e uma menor formação de respingos [6].
- e) Transferência *Cold Metal Transfer* - CMT: A inovação inserida ao processo pela tecnologia CMT está basicamente no movimento do arame de deposição durante a soldadura, que antes era alimentado continuamente e agora através de um controlador digital experimenta ciclos de avanço e retração, que atuam principalmente diminuindo a carga térmica no material, o que explica o nome “transferência de metal frio”, não pela transferência literalmente a frio, mas pelas temperaturas relativamente baixas em relação aos métodos convencionais [31, 32]. Frequências altas impostas pelo controlador na alimentação do fio aumentam os respingos, porém melhoram o preenchimento das juntas. As principais vantagens do CMT são devidas às faixas de temperatura mais baixas que reduzem significativamente respingos e as tensões residuais, distorções, trincas entre outros. A soldadura CMT é muito indicada para ligas não ferrosas, como, por exemplo, as ligas de alumínio. O método MIG CMT Pulsado une a oscilação da corrente de soldadura com a movimentação do arame, permitindo maior controle sobre o processo de deposição de material [33].

A figura 2 ilustra os principais modos de transferência metálica.

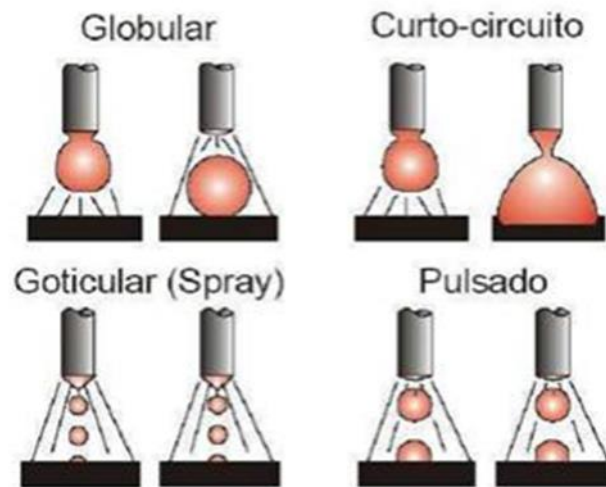


Figura 2 - Principais modos de transferência metálica [33]

2.2.2. Soldadura robotizada

A necessidade em aumentar a produtividade, superar a escassez de trabalho qualificado e o aumento crescente das exigências de segurança elevaram a demanda pela automação, superando assim, muitos dos problemas do dia a dia da soldadura. Dependendo da necessidade de uma organização, baseado nos processos de soldadura, material, tamanho e geometria do produto o grau de automatização escolhido pode ser maior ou menor [34].

A soldadura automática foi desenvolvida e está sendo usada com um alto nível de eficiência nas indústrias de elevado volume de produção, onde o custo do equipamento é justificado pelo grande número de peças a serem fabricadas. A soldadura automática reduz as exigências de força de trabalho, constantemente produz cordões de alta qualidade, mantém o programa de produção e reduz o custo das peças soldadas. Porém, a principal desvantagem é o alto custo inicial da máquina de solda. Outra desvantagem é a necessidade de se manter o equipamento de soldadura automática em operação todo o tempo [35].

Usar robôs em operações de soldadura industrial é comum, mas longe de ser um processo tecnológico simplificado [36]. A soldadura automatizada elimina as caras e elaboradas instalações, times automáticos e os interruptores de fim de curso necessários para controlar o arco com a peça de trabalho. Um programa de soldadura automatizada substitui complexos dispositivos rígidos e fixos de sequenciamento. A soldadura robotizada fornece a mesma economia de tempo e a precisão que a soldadura

automática, contudo pode ser aplicada na produção de pequenos lotes, até mesmo para a produção de um único lote. Além disso, a soldadura robotizada tem capacidade para fazer rápidas mudanças. Pode acomodar as mudanças em um produto sem a necessidade de redesenhar e refazer as caras instalações [35].

A soldadura robotizada é basicamente uma parte de um sistema automatizado de soldadura, mas é considerado separadamente, já que de todas as novas tecnologias acessíveis, os robôs são um dos tópicos mais interessantes. Robôs articulados podem com facilidade simular os movimentos e ações de um ser humano na soldadura e, com certos limites, podem prover uma alternativa aceitável, para substituir homens em tarefas muito monótonas e fatigantes, o que é muito comum nas indústrias de hoje. Um robô pode ser uma solução bem efetiva economicamente para trabalhos de soldadura a arco [34].

2.2.3 Aspectos da soldadura da liga 6082-T6

O alumínio e suas ligas apresentam características físicas sensivelmente distintas do aço, e essas diferenças, influem diretamente a sua soldabilidade. O aquecimento localizado e arrefecimento irregular provocam alterações microestruturais na peça numa zona adjacente ao cordão, a Zona Termicamente Afetada, ZTA. A ZTA é a parte da metal base adjacente ao metal soldado que, durante o processo de soldadura atinge temperaturas relativamente baixas para fundir, mas, suficientemente elevadas para provocarem alterações na microestrutura. A ZTA apresenta propriedades que podem ser muito diferentes das da metal base [36]. Assim, após o processo de soldadura, é possível distinguirem-se três zonas na peça soldada, como na figura 3:

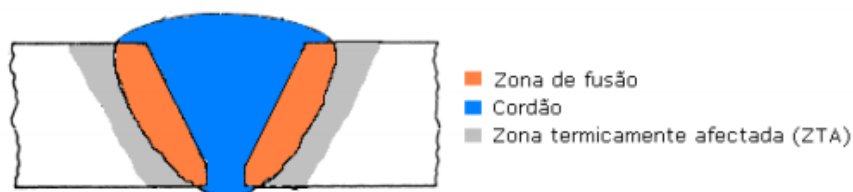


Figura 3 - Regiões da solda [36]

Um estudo realizado na China, em 2006 [37], comparou as características microestruturais e propriedades mecânicas da liga AA6082 na condição T6, de juntas tubulares fabricadas pelos processos de soldadura com gás inerte de tungstênio (TIG) e

soldadura com gás inerte de metal (MIG). A Figura 4 mostra uma visão geral e uma aproximação da microestrutura da zona de fusão na amostra soldada por MIG. A zona de fusão consiste em grãos equiaxiais menores em comparação com o tamanho do grão encontrado na amostra soldada por TIG, observa-se que os grãos nesta região têm aparência colunar. O espaçamento de grãos é ligeiramente mais largo na amostra soldada com MIG em comparação com a amostra soldada com TIG. Algumas evidências de crescimento epitaxial de grãos colunares podem ser observadas ao longo da interseção entre a ZTA e a ZF. A partir da figura 4, pode ser visto que a presença de porosidades foi notada principalmente na região de solda, estes defeitos estão localizados particularmente na borda da junta de solda e no centro do metal de solda. Este problema surge a partir do gás dissolvido no metal de solda fundido que fica preso à medida que se solidifica, formando assim os poros de gás aprisionados na região de solda.

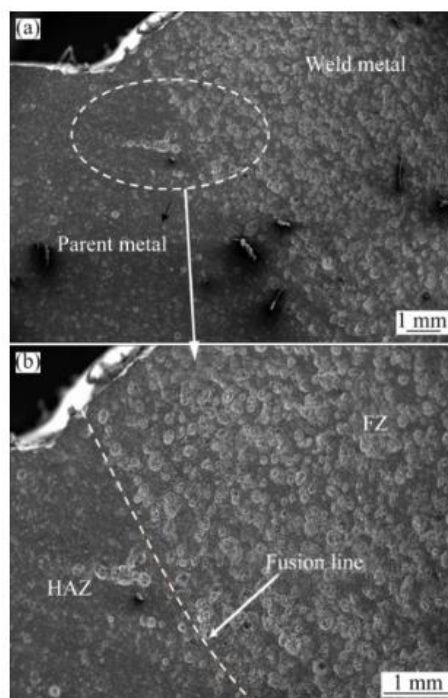


Figura 4 - Liga de alumínio AA 6082 soldada por MIG em diferentes ampliações [37].

Outro estudo referente a soldadura de chapas finas da liga Al 6082 por arco pulsado [38] apresenta as microestruturas da zona de solda e da zona termicamente afetada avaliadas quanto à porosidade. A microestrutura do material base é mostrada na figura 5, já as microestruturas da zona de solda e da zona termicamente afetada são mostrados na figura 6. A microestrutura na região da solda mostrou variação na estrutura do grão, como grãos equiaxiais finos no centro de soldadura, e formas de

colunas próximas ao limite de fusão, além disso, apresentou mínima ou nenhuma porosidade, esta característica pode ser atribuída à mudança da polaridade em cada meio ciclo e a pulsação da corrente. Durante o processo de soldadura, a polaridade do eletrodo muda continuamente de positivo para negativo e negativo para positivo, afetando as forças do arco que causam a agitação na poça de solda, permitindo o fácil escape de hidrogênio absorvido na poça de fusão, o que, por sua vez, diminui a porosidade.

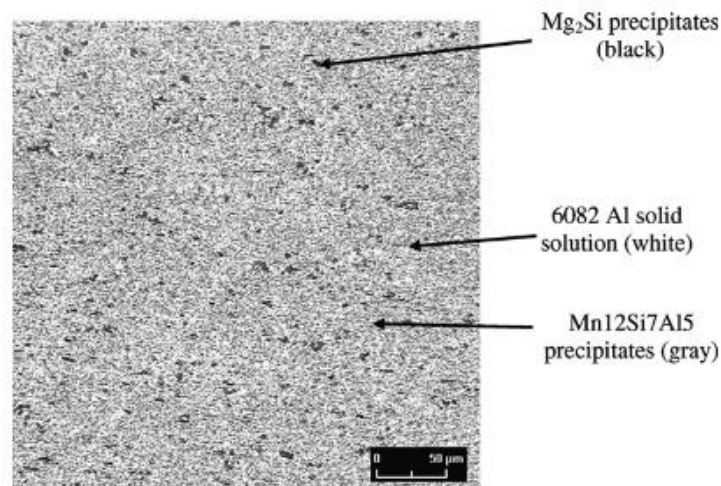


Figura 5 - Microestrutura da material base [38].

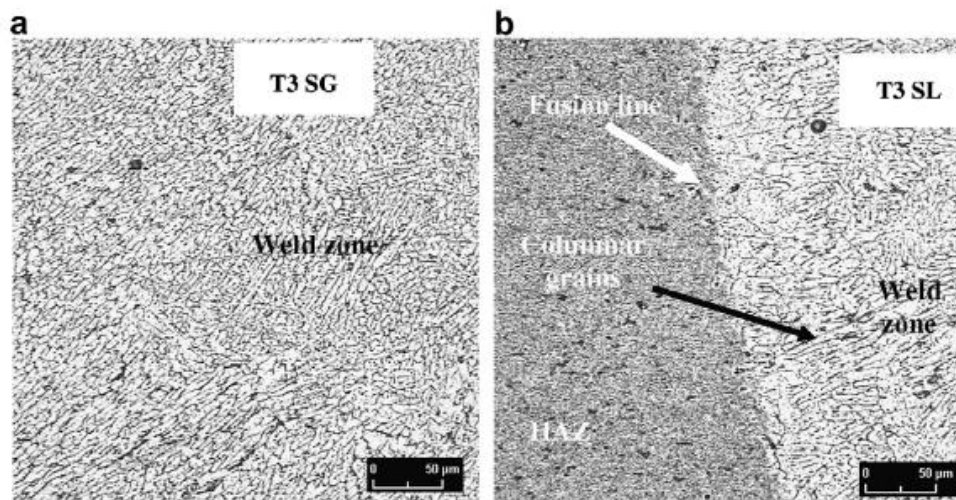


Figura 6 - a) zona de solda e b) zona termicamente afetada [38].

Como a temperatura de fusão e a viscosidade do metal fundido são baixas, a zona termicamente afetada também poderá se fundir e prejudicar a metal base. Segundo Barra (2003) [39] o refinamento dos grãos do metal de solda pode estar relacionado a dois fatores: a quantidade de calor aportado e o grau de agitação da poça. Erriston,

Claudio, e Luiz [40] elaboraram um estudo sobre a influência dos parâmetros de pulso na microestrutura e perfil de dureza na soldadura de ligas de alumínio pelo processo MIG superpulso e relataram que para o calor aportado era esperado que com a sua redução, uma maior taxa de resfriamento fosse obtida, e conseqüentemente, um refinamento dos grãos, mas o resultado encontrado foi contrário. Já para a agitação da poça, como esperado, o refinamento dos grãos aumentou à medida que esta aumentou. Essa agitação é uma vibração gerada pela pulsação da corrente que causa a quebra dos grãos, ou seja, quanto menor o tempo dos blocos térmicos, maior é a sua frequência e, conseqüentemente, maior é a agitação da poça. Sendo assim, sugere-se que o fator predominante para o refinamento dos grãos foi à agitação da poça.

Ainda relataram que os resultados estão de acordo com Almeida [41], onde o autor verificou em seu trabalho que uma maior redução dos tempos dos blocos térmicos (maior frequência) acarreta em um refinamento dos grãos. O centro do metal de solda apresentou uma microestrutura de solidificação dendrítica. Foi verificada também a presença de microporos interdendríticos nos cordões.

2.3. Tratamentos térmicos

A necessidade de reduzir o peso de estruturas e componentes, especialmente na indústria dos transportes, têm levado a um crescente interesse no uso de ligas leves que possam substituir os comuns aços ou ferros fundidos. As ligas de alumínio de elevada resistência, como é o caso da liga Al6082, têm uma enorme aplicação em diversos setores industriais, a baixa massa aliada à boa resistência mecânica faz destas ligas uma das principais escolhas [42].

Algumas ligas de alumínio, como as ligas das séries 2xxx, 6xxx, 7xxx e algumas ligas da 8xxx são ligas termicamente tratáveis. Em geral, um tratamento térmico consiste num processo de aquecimento e arrefecimento realizado com o objetivo de alterar as propriedades mecânicas, a microestrutura ou o estado de tensões residuais de um material. No caso particular das ligas de alumínio, um tratamento térmico diz respeito exclusivamente às operações realizadas com o objetivo de aumentar a resistência mecânica ou a dureza das ligas [43].

A microestrutura e as propriedades de uma liga de alumínio serão alteradas na soldadura devido à fusão do metal de base, ocorrendo perda de resistência [44].

Nas ligas de alumínio, os tratamentos térmicos têm um papel crucial, na medida em que permitem alterar as propriedades mecânicas. Geralmente, o seu objetivo é aumentar a tensão limite de elasticidade, dureza e tensão de ruptura por um processo denominado por endurecimento estrutural. Este processo ocorre pelo aquecimento e arrefecimento, que altera a solubilidade dos elementos de liga na solução sólida e permite a formação de precipitados endurecedores na matriz de alumínio [45].

A liga usada para o estudo recebeu previamente o procedimento T6, figura 7, onde as peças são aquecidas a uma temperatura próxima à temperatura *solidus* para o tratamento da solução, seguido por um resfriamento rápido, onde a temperatura é extinta à temperatura ambiente para manter a microestrutura obtida. O tratamento da solução é seguido por um reaquecimento para aproximadamente 40% da temperatura *solidus* para o envelhecimento artificial antes de arrefecer para a temperatura ambiente novamente. Este tratamento das peças é motivado pelo interesse em otimizar a microestrutura e as propriedades mecânicas da peça final para melhorar o desempenho durante o serviço. No entanto, o tratamento térmico da peça também pode ter uma alta influência sobre o desenvolvimento de distorções e tensões residuais na peça devido às altas cargas térmicas que alteram as propriedades da liga e criam cargas internas altas devido aos gradientes térmicos [46].

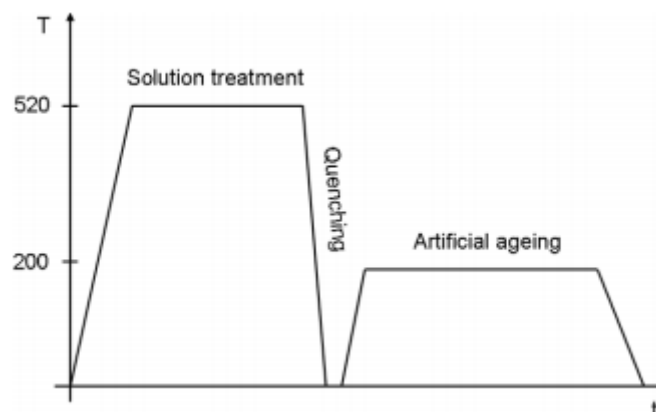


Figura 7 - Ciclo de tratamento T6 [46].

A seguir será feita uma revisão dos tratamentos térmicos que serão realizados na liga de alumínio no presente trabalho. Inicialmente irá se operar uma solubilização, seguida de têmpera e, finalmente, envelhecimento.

2.3.1. Solubilização

A solubilização é o primeiro e mais importante passo a ser realizado na sequência de endurecimento da liga estudada, pois ocorre a dissolução dos elementos de liga na matriz de alumínio, o que é primordial para se alcançar os resultados desejados.

O tratamento térmico de solubilização é realizado a temperatura elevada e tem como objetivo a dissolução do soluto para a obtenção de uma solução sólida homogênea [42, 43].

Consiste no aquecimento da liga a uma temperatura elevada, em geral, próximo do ponto de fusão da liga e manutenção desta temperatura durante um certo período. Como os coeficientes de difusão dos elementos de liga no alumínio aumentam com a temperatura, a difusão destes elementos é facilitada proporcionando a dissolução das fases secundárias, inicialmente presentes na liga, após algum tempo de permanência a esta temperatura. Este procedimento permite que os elementos de liga se apresentem dissolvidos na matriz de alumínio. Para que a difusão seja completa é essencial que a liga permaneça tempo suficiente na gama de temperaturas definida [43].

Neste tratamento, a duração do estágio de solubilização pode variar, uma vez que o estado e propriedades iniciais da liga, isso é, anterior à realização do tratamento de solubilização, altera efetivamente o tempo necessário para se conseguir a completa dissolução dos elementos de liga. Se a maioria dos elementos já se apresentar dissolvida na matriz, o tempo necessário no forno será menor [20]. Quando se atinge o tempo necessário para que a solubilização aconteça de forma completa, não existe qualquer benefício em seguir a realização do tratamento, pois o estado desejado de equilíbrio na matriz já foi alcançado.

Além disso, outra variável de importância fundamental é a temperatura de solubilização, ela também pode sofrer variações, da mesma forma que o tempo. A composição química da liga, principalmente a quantidade de Mg_2Si afetam consideravelmente a variável tempo.

Trabalhos anteriores comprovam que a temperatura de solubilização para ligas da série 6xxx encontra-se numa faixa que vai desde os 510 até os 560°C [47 – 49].

Gonçalo Siqueira, 2010, concluiu que um tratamento térmico de solubilização a 525°C por 1 h foi suficiente para homogeneizar a microestrutura de componentes conformados por spray, liga 6082, além de aumentar a dureza causou uma melhor distribuição dos elementos de liga, principalmente mantidos em solução sólida mostrou

menos por um perfil de dureza variável em relação ao núcleo, médio e região de borda [50].

Um estudo sobre os efeitos dos ciclos de solubilização e envelhecimento no comportamento da liga de alumínio 6101, André Maia, 2012, definiu uma temperatura de solubilização de 540°C, com um tempo de solubilização de 2,5 horas [51].

Henrique Souza, 2006, em seu estudo do efeito da temperatura de solubilização no envelhecimento da liga de alumínio 6061, realizou experimentos com temperaturas de solubilização de 520 e 540°C e tempo de solubilização de 2 horas, variando temperaturas e tempos de envelhecimento artificial [52].

A total solubilização da liga é fundamental para garantir que o envelhecimento realizado posteriormente, a temperaturas mais baixas e durante tempos maiores, seja completamente controlado, de maneira que o tamanho, a forma dos precipitados e a sua distribuição na matriz de alumínio seja a mais adequada para obter a resistência máxima da liga. A temperatura e o tempo de solubilização devem ser combinados para conseguir atingir este objetivo. A temperatura mínima de solubilização deve ser determinada pela composição da liga. Uma temperatura de solubilização baixa pode originar produtos com resistências mecânicas baixas. Por outro lado, temperaturas muito elevadas, mais elevadas do que a temperatura do ponto eutético, pode originar fusão parcial das ligas o que é também prejudicial para as propriedades mecânicas do produto [43].

2.3.2. Têmpera

Uma vez alcançado o estado de solubilização total é necessário manter os elementos de liga em solução sólida, à temperatura ambiente. Neste sentido, é realizada a têmpera, que consiste basicamente no arrefecimento rápido da liga solubilizada, sem interrupções, até à temperatura ambiente. Desta forma, são impedidos os processos de difusão e a solução sólida é conservada [53, 54].

A têmpera é um passo crítico na produção de ligas endurecidas por precipitação. Este processo tem como objetivo fixar a solução sólida, obtendo-se uma solução sólida sobressaturada. Tal é conseguido arrefecendo rapidamente a liga solubilizada até a temperatura ambiente. Se o arrefecimento for muito lento há tendência para precipitação de segunda fase, eventualmente indesejável. Por outro lado, velocidades de arrefecimento muito elevadas podem também causar alguns problemas, como o

aumento da tendência para distorções. Desta forma, um dos passos mais complexos é a definição das condições que otimizem os parâmetros desejáveis e minimizem os indesejáveis [7, 55].

A velocidade de arrefecimento é que determina a eficiência do processo, sendo crítica entre os 450-200°C. Neste intervalo de temperaturas, há precipitados que se formam rapidamente devido à sobressaturação da matriz, mas que não têm a configuração ótima para que ocorra o endurecimento. Os precipitados formados são grosseiros e instalam-se nas juntas de grão e deslocações causando super-envelhecimento localizado, maior tendência à corrosão, e menor resposta ao envelhecimento. A ocorrência destes fenômenos ocorre, por exemplo, no arrefecimento ao ar. Verifica-se que a melhor combinação de resistência mecânica e ductilidade obtém-se com uma têmpera rápida [56].

A cinética de difusão e precipitação é mais rápida em algumas ligas do que em outras, variando com a quantidade e natureza dos elementos de liga, permitindo que uma liga arrefecida a uma taxa de arrefecimento muito inferior à de outra liga tenha propriedades mecânicas iguais ou superiores. É importante que a velocidade de arrefecimento durante a têmpera seja suficientemente elevada para minimizar a precipitação durante o arrefecimento [7].

Nesta fase, o estado de energia é relativamente instável e a liga tende a passar para um estado de menor energia através da decomposição espontânea da solução sólida sobressaturada, em fases metastáveis ou de equilíbrio [57]. Assim, não é desejável que após têmpera, a liga seja mantida durante longos períodos à temperatura ambiente, caso se pretenda evitar envelhecimento natural [58].

2.3.3. Envelhecimento

O passo final para a sequência de tratamento térmico de solubilização seguido por têmpera é o envelhecimento. Este pode ocorrer à temperatura ambiente, definido como natural ou a temperaturas mais elevadas, sendo este nomeado como envelhecimento artificial. Ao realizar envelhecimento artificial picos de dureza mais elevados são atingidos em tempos menores. O endurecimento dá-se por precipitação estrutural de finas partículas de distribuição uniforme a partir da solução sólida sobressaturada [53, 56].

Jacobs, 2009, exibiu uma curva de envelhecimento tradicional para uma liga da série 6xxx, a curva é mostrada na figura 8, onde é possível observar a variação da dureza com o passar do tempo [59].

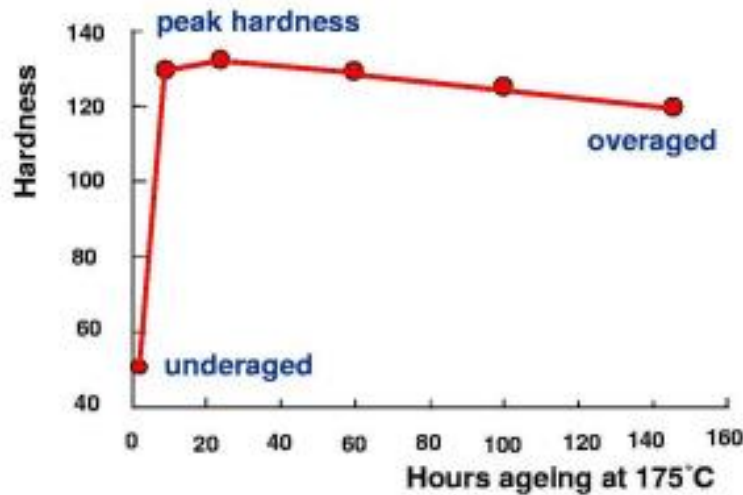


Figura 8 - Curva de envelhecimento de ligas da série 6xxx [59].

2.3.4. Mecanismos de envelhecimento

Nesta etapa, a escolha dos ciclos de temperatura versus tempo deve ser efetuada de forma muito cuidadosa. A forma e tamanho dos precipitados afeta, diretamente, o endurecimento e, quando o tempo ou a temperatura são muito elevados, os precipitados tendem a crescer [57]. No caso em que a sua dimensão é exageradamente grande, as propriedades mecânicas da liga são afetadas negativamente. Portanto, torna-se essencial evitar a precipitação de partículas muito grandes. O objetivo é selecionar um ciclo térmico que produza precipitados com tamanho e distribuição ótimos [43, 60].

O efeito do tempo de envelhecimento na resistência mecânica de uma liga endurecida por precipitação, previamente solubilizada e temperada, é avaliado normalmente através de uma curva de envelhecimento. Esta curva de envelhecimento representa a variação da resistência ou dureza da liga com o tempo de envelhecimento. Na figura 9 encontra-se a representação esquemática de uma curva de envelhecimento. Nesta representação é possível associar as variações de resistência e dureza com as modificações de tamanho e distribuição que os precipitados sofrem ao longo do envelhecimento. À medida que o tempo de envelhecimento aumenta vão-se formando precipitados cujo tamanho vai aumentando, assim como a resistência e a dureza da liga e diminuindo a sua ductilidade. A resistência mecânica máxima (ponto de

envelhecimento máximo) é atingida se a temperatura de envelhecimento for suficientemente elevada, estando a resistência máxima, no caso das ligas Al-Mg-Si, associada à formação de um precipitado metaestável. Se o envelhecimento continuar os precipitados crescem, a liga sobre envelhece.

O super-envelhecimento corresponde à precipitação de uma quantidade acima da ideal ou crescimento exagerado dos elementos e compostos a partir da solução sobressaturada. Tipicamente o resultado é a redução de resistência mecânica e resistência à corrosão [57, 43].

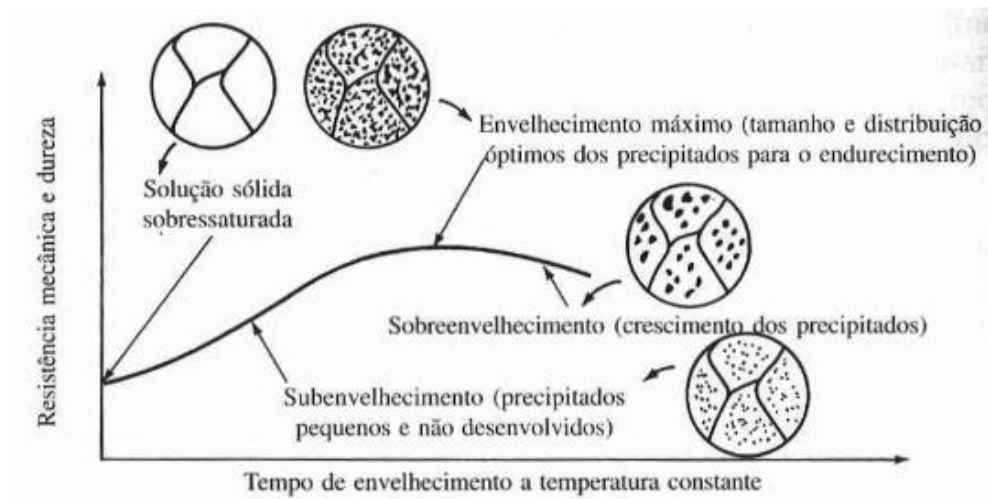
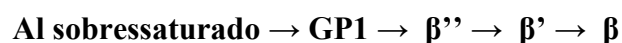


Figura 9 - Variação da resistência mecânica e dureza ao longo do envelhecimento [57].

2.3.5. Sequência de precipitação

Durante o envelhecimento, acontece a precipitação de várias fases metastáveis intermediárias até se atingir a fase estável. No início do envelhecimento as partículas precipitadas são finas e apresentam a mesma estrutura cristalina da matriz, ou seja, são coerentes com esta. Os precipitados agregam-se nas chamadas zonas GP [51].

Segundo Fang, 2010 a precipitação segue a seguinte sequência nas ligas Al-Mg-Si [61]:



As zonas GP1 são zonas de precipitação inicial e formam-se a temperaturas de envelhecimento mais baixas. Os primeiros precipitados na GP1 são um grupo pequeno de átomos e são totalmente coerentes com a matriz, sendo responsáveis pelo início do endurecimento [59].

Estas zonas GP1 crescem passando a ser designadas por GP2 ou precipitados β'' . Estes precipitados possuem forma acicular, e mantêm-se coerentes com a matriz. Esta fase é tida como a principal responsável pelo pico máximo de dureza, possuindo uma dimensão reduzida, como se pode observar na figura 10 [59].

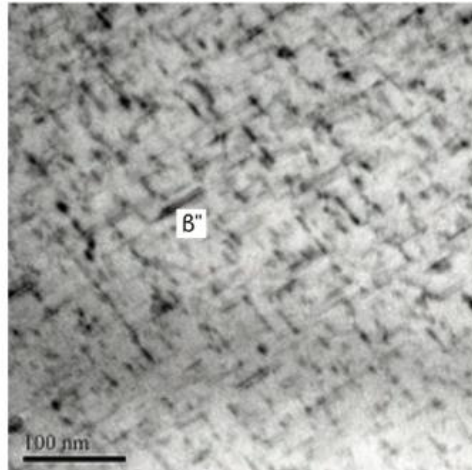


Figura 10 - microestrutura de uma liga da série 6xxx após solubilização de 5h a 550°C e envelhecimento a 180°C durante 3h [59].

A dimensão dos precipitados varia em função do tempo de envelhecimento, assistindo-se a um aumento das suas dimensões ao longo deste. Estes precipitados são comumente designados por β' [61, 62].

À medida que o envelhecimento vai decorrendo, os precipitados crescem, tornando-se semi-coerentes e, posteriormente, completamente incoerentes [58].

A fase de equilíbrio, β , surge após elevados tempos de envelhecimento, possuindo maior dimensão que as fases anteriores, sendo responsável pelo super-envelhecimento da liga. Nesta situação, ao contrário do que acontece com os precipitados β'' , as deslocações conseguem contorná-los facilmente, por isso ocorre o decréscimo de dureza [61, 63].

Contudo, as zonas GP não apresentam formas idênticas para todas as ligas tratadas termicamente. Na figura 11 estão representadas esquematicamente zonas GP com diferentes morfologias, na figura encontra-se também representada a distorção provocada na matriz por essas zonas [51, 59].

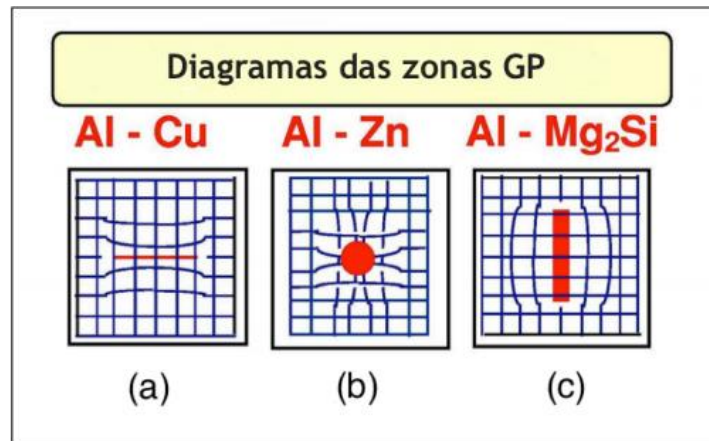


Figura 11 - Zonas GP de três ligas de alumínio distintas: a) zonas da liga Al-Cu em forma de placa. b) zonas da liga Al-Zn com forma esférica; c) zonas da liga Al-Mg-Si com forma acicular [59].

A morfologia dos precipitados afeta de forma significativa a resistência mecânica da liga, já que precipitados muito finos são facilmente atravessados pelas deslocamentos, não oferecendo muita resistência à sua movimentação. Este aspecto está geralmente associado a curtos tempos de envelhecimento, não contribuindo de forma significativa para o aumento de dureza [64]. À medida que os precipitados vão evoluindo, as deslocamentos não conseguem cortar os precipitados da mesma forma, sendo obrigadas a percorrer caminhos alternativos. O pico de endurecimento é atingido quando os precipitados se encontram distribuídos de modo uniforme e apresentam um tamanho e forma ideais [59, 65].

Quando os precipitados crescem de modo excessivo, ocorre o efeito contrário: as deslocamentos conseguem contorná-los de forma mais simples. Neste caso, a resistência mecânica da liga volta a decrescer, atingindo-se o estado de sobre envelhecimento, ou seja, de envelhecimento excessivo [51].

Assim, é conveniente não ultrapassar o tempo que origina o pico de dureza, caso contrário observa-se o efeito oposto ao pretendido. A escolha adequada e precisa do tempo e temperatura de envelhecimento é de capital importância a fim de se evitar o super-envelhecimento [64, 66].

3. MATERIAIS E MÉTODOS

O trabalho realizou-se durante o ano letivo de 2018/2019, os experimentos foram desenvolvidos no segundo semestre do mesmo ano, utilizando as dependências e equipamentos do Laboratório de Soldadura Robotizada – para soldadura e polimento das amostras, Laboratório de Tecnologia Mecânica – realizou-se procedimentos de corte, Laboratório de Estruturas e Resistência de Materiais (LERM) – onde foram feitos os tratamentos térmicos, e o Laboratório de Sistemas de Informação Geográfica (LSIG) para o embutimento e análise microscópica dos corpos de prova. Todos os laboratórios são localizados no prédio da Escola Superior de Tecnologia e Gestão (ESTiG) do Instituto Politécnico de Bragança, campus Santa Apolónia. A análise micrográfica foi realizada na Universidade do Minho, em Guimarães.

O objetivo principal desta tese de mestrado é o de estudar, analisar e avaliar as influências de uma sequência de tratamentos térmicos – solubilização, têmpera e envelhecimento, realizados na liga 6082-T6, previamente soldada por um robô, pelo processo de soldadura por fusão, MIG – *Metal Inert Gas*.

Neste trabalho, a junta soldada e tratada termicamente será analisada a nível microscópico, afim de avaliar as propriedades mecânicas, microestrutura e a microdureza. Além disso, será possível verificar a influência do tempo de espera entre o tratamento térmico de têmpera e a realização do tratamento térmico de revenido, conhecido também como envelhecimento artificial.

Para que se possa realizar todos os experimentos, alguns itens foram definidos previamente e serão abordados neste capítulo.

1. Equipamentos utilizados
2. Consumíveis utilizados
3. Seleção de materiais;
4. Preparação das chapas a serem soldadas;
5. Definição dos parâmetros de soldadura;
6. Definição dos parâmetros de tratamentos térmicos;
7. Seleção da matriz ortogonal de Taguchi;
8. Realização das soldaduras;
9. Realização dos tratamentos térmicos;

10. Preparação das amostras, polimento e ataque químico;
11. Análise microestrutural;
12. Medição de microdurezas.

3.1. Equipamentos

- Robô YASKAWA MOTOMAN MA2010 tipo YR-MA02010-A01, adquirido em junho de 2016, capacidade de carga útil de 10 kg, massa de 280 kg, com 6 graus de liberdade, número de série R16479-749-4, número de pedido S62N96-1-6, máxima pressão pneumática de 490 kPa, tensão de alimentação AC 400V trifásico, 50/60 Hz, e potência consumida de 2,0 kVA;
- Controlador YASKAWA DX200, adquirido em setembro de 2016, fonte de alimentação trifásica: 400/415/440 V, 50/60 Hz, potência consumida 2,0 kVA, corrente de carga total de 5,8 A, corrente de curto circuito 2,5 kA, desenho número 349854210, número de série 162017, tipo ERES-MA02010-E00, tipo do robô YR-MA02010-A00;
- Mesa móvel MOTOMAN MT1-250 S2CX, número da máquina 315128, fabricada em 2003-01, com 2 graus de liberdade e 250 kg;
- Fonte de Solda MIG/MAG FRONIUS TransPuls Synergic 4000 CMT R, número de série 28078438, em conjunto com um robô de avanço de arame VR 1550 4R/F++ Roboter, número de série 28096066, uma unidade de refrigeração FK4000 R FC com bomba centrífuga e sensor de fluxo com filtro de refrigerador, número de série 28096065, uma tocha de soldadura Robacta Drive CMT-PAP W, número de série 28096067 com bocal 34,0305,1974,630 Robacta 5000 36° OVT L=224 mm e H=86 mm.
- Suporte para fixação das peças na mesa;
- Chapa de cobre de 2 mm de espessura;
- Exaustor para fumos PEGAS P-001 MF- FILTER, número de série 201604429-2016 alimentação AC 230 V, 5,15 A, 50 Hz, 0,75 kW;
- Máscara de solda automática ANSI/ISEA Z87.1-2010;
- Escova de aço;
- Guilhotina hidráulica MINI 320, número 021854, ano 1988, pressão máxima de 250 bar;
- Luvas de poliéster preto para riscos mecânicos 688-NYN/N;

- Paquímetro;
- Régua;
- Máquina de corte de mesa Struers Labotom;
- Embutidora Struers LaboPress-1;
- Máquina de polir Struers LaboPol-25, tipo 05866327, número de série 5860001;
- Forno de tratamento térmico FIMEL.
- Câmera de 10 MP acA3800-14um – ace de Basler.
- Recipiente de 20 litros para têmpera
- Microdurômetro Shitmadzu

3.2. Consumíveis

- Liga de alumínio Al 6082-T6 em barras de seção retangular 40x5 mm;
- Liga de alumínio Al 5754 em fio de 1 mm de diâmetro AlcoTec Wire Corporation;
- Argônio comprimido PRAXAIR;
- Disco de corte AKASEL Aka-Cut 500 HV 254x1,7x32 mm;
- Pó desmoldante;
- Resina fenólica (baquelite);
- Disco de papel abrasivo BUEHLER CarbiMet™ Grit [P240], Grit [P320], Grit [P600], Grit [P1000], Grit [P2500];
- Suspensão de polimento de Sílica Coloidal BUEHLER MasterMet™ 40-6370-064, pH 9,8, 0,06 µm;
- Solução de Osmond, composição: 10 ml de ácido clorídrico concentrado (HCl), 10 ml de ácido nítrico concentrado (HNO₃), 10 ml de ácido fluorídrico (HF), 25 ml de água destilada (H₂O).

3.3. Seleção de materiais

A metal base utilizado para a trabalho de soldadura foi a liga de alumínio 6082-T6, esta foi selecionada com base no interesse da empresa financiadora do projeto [2], devido a suas propriedades que tornam factível sua utilização em elementos estruturais hiperestáticos soldados.

A liga 6082 apresenta média para alta resistência, os dados de sua composição química estão representados na tabela 6. Esta liga é empregada em aplicações

estruturais e oferece propriedades mecânicas similares às ligas 6061 e boas características de acabamento e soldabilidade [66]. O material utilizado nesse projeto passou previamente por um tratamento T6, isto é, passou por solubilização seguido por envelhecido artificial antes mesmo de se realizarem os cortes e as soldaduras.

A escolha do material de adição teve em consideração a sensibilidade à fissura das ligas 6xxx, se estas ligas (Al-Mg₂Si) não forem soldadas com o material de adição adequado, tipicamente, irão fissurar a quente devido às variações que ocorrerão causada pela soldadura com um material idêntico à material base. Assim, o material de adição para soldar as ligas da série 6xxx serão as ligas da série 4xxx (Al-Si) ou 5xxx (Al-Mg). A principal razão para a sua escolha é a adequada diluição de uma elevada percentagem da molécula Mg₂Si da material base pelo material de adição e, desta forma, diminuir a sensibilidade à fissura da junta soldada. Por essa razão, optou-se pela utilização da liga 5754 como material de adição e cuja composição química se encontra apresentada na tabela 7.

Tabela 6 - Composição química da liga AA6082. Estão representados os valores segundo a norma NP EM 573-3:2008

Metal	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti
AA 6082	0,7 – 1,3	0,5	0,1	0,4 – 1,0	0,6 – 1,2	0,25	0,2	0,1

Tabela 7 - Composição química da liga AA5754. Estão representados os valores segundo a norma NP EM 573-3:2008

Metal	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Mn + Cr	Ti
AA 5754	0,4	0,4	0,1	0,5	2,6 -3,6	0,3	0,2	0,1- 0,6	0,15

3.4. Preparação das chapas a serem soldadas

O material disponível para realização dos ensaios eram barras de 40 mm de largura, 3 m de comprimento e 5 mm de espessura. Foi necessário efetuar cortes nas chapas através da Guilhotina hidráulica MINI 320, figura 12, obtendo chapas de 40x100x5mm, figura 13.



Figura 12- Guilhotina hidráulica usada nos cortes das chapas



Figura 13 - Chapas cortadas

3.5. Definição dos parâmetros de soldadura

Como parâmetros para realização das soldaduras foram utilizados dados de outros trabalhos realizados no mesmo robô [70,71], cujos também foram financiados pela mesma empresa. Posteriormente a coleta de dados, foram realizadas algumas soldas testes afim de otimizar os parâmetros de soldadura em busca do cordão com melhor qualidade e menos defeitos, como porosidades e falta de penetração na raiz.

Posteriormente aos testes, os parâmetros que foram definidos para a realização de todas as soldas estão representados na tabela 8.

Tabela 8 - Parâmetros de soldadura

Parâmetro	Valor
Intensidade (A)	191
Voltagem (V)	23,6
Velocidades (m/min)	9,1
Material de adição	5754
Diâmetro do fio (mm)	1,2
Gás de proteção	Ar
Distância da tocha à peça (mm)	10

3.6. Definição dos parâmetros de tratamentos térmicos

Os parâmetros para realização dos tratamentos térmicos foram escolhidos levando em conta fundamentos teóricos e trabalhos realizados anteriormente, como já citado na fundamentação teórica.

Inicialmente foram definidas temperaturas de solubilização de 540, 520 e 500°C, conforme a literatura para a liga Al6082. Ao realizar os primeiros testes, observou-se que para a temperatura de 540°C a região da solda não estava com aspecto bom, com a presença de inúmeras porosidades. Recorrendo à literatura e a estudos de trabalhos anteriores [43, 44, 69], chegou-se à conclusão que isto ocorre devido a composições distintas das duas ligas, e por consequência, a diferença de temperatura de fusão entre a material base e o material de adição, que submetido a temperatura de teste estava atingindo o seu ponto de fusão.

É de extrema importância conhecer as temperaturas de fusão tanto do material base quanto do material de adição para que se consiga encontrar uma faixa de temperatura que seja ótima para ambos, a qual seja suficiente para promover a dissolução completa do soluto para a obtenção de uma solução sólida homogênea e que

seja consideravelmente menor do que a temperatura de fusão da liga, evitando que se inicie um processo de fusão no material.

Diante deste problema, optou-se por diminuir as temperaturas de solubilização, eliminando o início de fusão durante os tratamentos térmicos. Os demais parâmetros foram mantidos e estão representados na tabela 9.

Tabela 9 - Parâmetros dos tratamentos térmicos

Parâmetros	Temperatura de solubilização (°C)	Tempo de solubilização (horas)	Temperatura de envelhecimento (°C)	Tempo de envelhecimento (horas)	Intervalo de tempo entre a têmpera e o envelhecimento (horas)
1	520	01:30	190	20	24
2	500	01:00	175	14	12
3	480	00:30	160	8	0 ¹

3.7. Seleção da matriz ortogonal de Taguchi

Para definição da combinação de parâmetros aplicados aos tratamentos térmicos optou-se por utilizar o método das Matrizes Ortogonais de Taguchi. Ao planejar os experimentos utilizando este sistema reduz-se expressivamente o número de análises e ensaios a serem realizados, minimizando o tempo e recursos necessários para execução dos mesmos e, em simultâneo, a confiabilidade dos resultados é maximizada. O método das matrizes ortogonais de Taguchi é vastamente utilizado pela indústria afim de otimizar experimentos e recursos.

Primeiramente é necessário definir o número de graus de liberdade para realização dos experimentos. Isso é feito, segundo a metodologia de Taguchi, pela equação abaixo:

$$DOF = (n_A - 1)(n_B - 1) \dots (n_n - 1)$$

Onde:

¹ O tempo de 0 horas indica que a amostra será envelhecida imediatamente após a têmpera, entretanto há o tempo de resfriamento do forno de aproximadamente 40 minutos.

DOF – Graus de liberdade

n_A – Número de níveis para o fator A

n_B – Número de níveis para o fator B

n_n – Número de níveis para o n fator

No presente trabalho, ao todo, foram 5 parâmetros selecionados e cada um deles possui 3 níveis. Substituiu-se estes valores na equação de Taguchi.

$$DOF = 5(3 - 1) = 10$$

Portanto, para os experimentos que se deseja realizar, encontrou-se um número de graus de liberdade igual a 10. Sendo assim, a matriz mais adequada para este teste é a $L_{18}(2^1 \times 3^7)$, indicando, portanto, que o número ideal de ensaios a serem realizados para os parâmetros e níveis de entrada são 18.

O modelo de matriz usado foi retirado do livro Taguchi Methods: Orthogonal Arrays and Linear Graphs-Tools for Quality Engineering [67] e está exibida na tabela 10.

Foram substituídos os 5 parâmetros definidos na tabela 5 na Matriz de Taguchi nos grupos 2 e 3, obtendo assim, 18 combinações diferentes. É importante lembrar que a tabela foi adaptada para o número de parâmetros definidos primordialmente, eliminando as colunas desnecessárias.

A tabela 11 representa a combinação final de parâmetros para a realização dos tratamentos térmicos que serão estudados no presente trabalho.

Tabela 10 - Matriz Ortogonal de Taguchi $L_{18} (2^1 \times 3^7)$ [67]

No.	1	2	3	4	5	6	7	8	
1	1	1	1	1	1	1	1	1	
2	1	1	2	2	2	2	2	2	
3	1	1	3	3	3	3	3	3	
4	1	2	1	1	2	2	3	3	
5	1	2	2	2	3	3	1	1	
6	1	2	3	3	1	1	2	2	
7	1	3	1	2	1	3	2	3	
8	1	3	2	3	2	1	3	1	
9	1	3	3	1	3	2	1	2	
10	2	1	1	3	3	2	2	1	
11	2	1	2	1	1	3	3	2	
12	2	1	3	2	2	1	1	3	
13	2	2	1	2	3	1	3	2	
14	2	2	2	3	1	2	1	3	
15	2	2	3	1	2	3	2	1	
16	2	3	1	3	2	3	1	2	
17	2	3	2	1	3	1	2	3	
18	2	3	3	2	1	2	3	1	
Grupo	1	2	3						

Tabela 11 - Combinação de parâmetros de tratamentos térmicos

Parâmetros	Temperatura de solubilização (°C)	Tempo de solubilização (horas)	Temperatura de envelhecimento (°C)	Tempo de envelhecimento (horas)	Intervalo de tempo entre a têmpera e o envelhecimento (horas)
1	520	01:30	190	20	24
2	520	01:00	175	14	12
3	520	00:30	160	8	0
4	500	01:30	190	14	12
5	500	01:00	175	8	0
6	500	00:30	160	20	24
7	480	01:30	175	20	0
8	480	01:00	160	14	24
9	480	00:30	190	8	12
10	520	01:30	160	8	12
11	520	01:00	190	20	0
12	520	00:30	175	14	24
13	500	01:30	175	8	24
14	500	01:00	160	20	12
15	500	00:30	190	14	0
16	480	01:30	160	14	0
17	480	01:00	190	8	24
18	480	00:30	175	20	12

3.8. Realização das soldaduras

O processo de soldadura foi realizado pelo robô YASKAWA MOTOMAN MA2010, figura 14, a trajetória foi definida, assim como os parâmetros adequados já citados no item anterior.



Figura 14 - Robô YASKAWA MOTOMAN

Foi pré-definido que as chapas seriam soldadas na posição perpendicular e unidas a partir de solda utilizando o método de deposição CMT – *Cold Metal Transfers*.

As chapas foram colocadas em um suporte de fixação na mesa de soldadura, figura 15, para que o processo ocorresse sem a movimentação das mesmas.

O deslocamento do robô inicia-se pela posição de segurança já programada, onde a tocha encontra-se afastada da mesa de trabalho. A partir da posição de segurança, ocorre deslocamento com avanço rápido até a tocha posicionar-se a 20 mm de distância das chapas, com referência ao eixo Z, na superfície da chapa no ponto A, figura 16. Em seguida aciona-se a combinação de parâmetros definidos no programa e então ocorre a abertura do arco elétrico, iniciando o processo de solda e deslocando a tocha com velocidade de avanço programado até o ponto B e, em seguida, o arco elétrico é encerrado, a tocha é afastada e encerra-se o processo de soldadura.

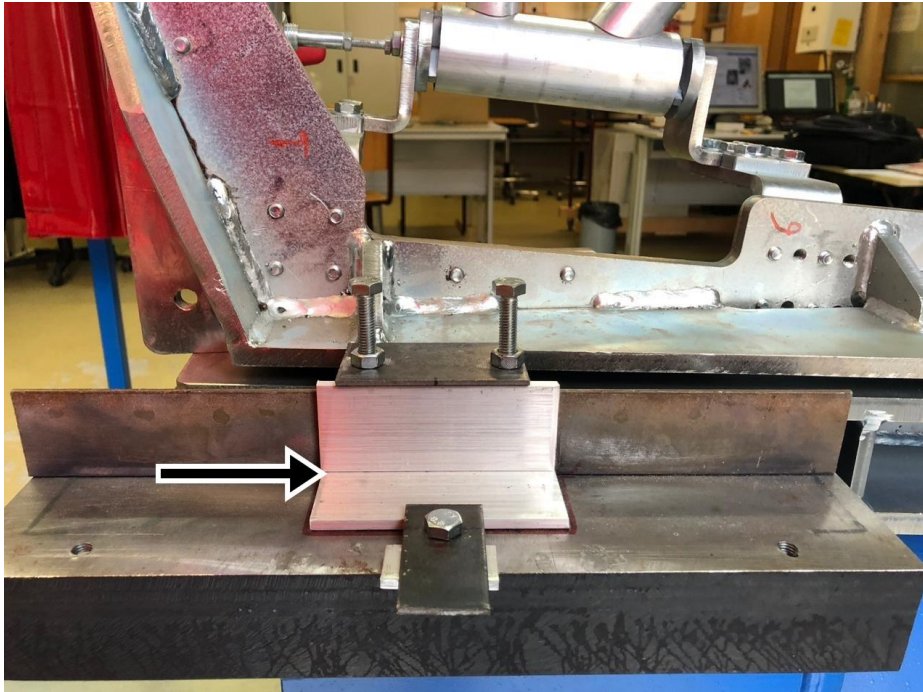


Figura 15 - Fixação das chapas na mesa de soldadura. As chapas a soldar estão indicadas pela flecha

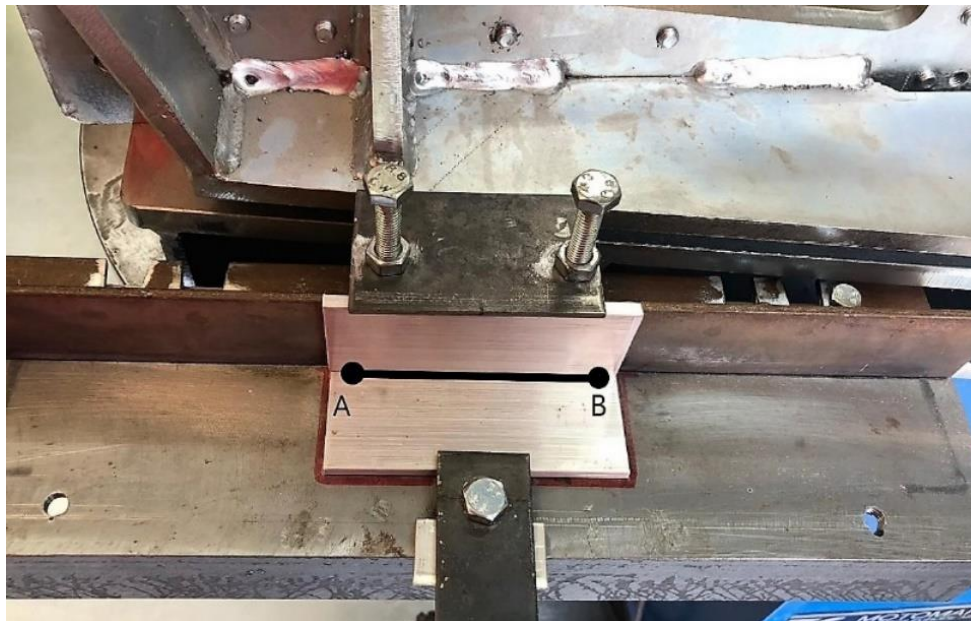


Figura 16 - Trajetória de solda

Após a realização da solda os cordões foram escovados utilizando uma escova de arames para que os óxidos gerados na superfície da zona de soldadura fossem removidos.

Ao todo foram realizadas 21 soldas para o presente trabalho. O código da trajetória do robô durante o processo de soldadura pode ser consultado no anexo I.

3.9. Realização dos tratamentos térmicos

As amostras que serão sujeitas aos tratamentos térmicos, definidos na matriz de Taguchi, foram obtidas a partir das chapas soldadas. Estas, foram posicionadas na mesa de fixação da Máquina de corte (Struers Labotom), figura 17, e cortadas em 2 partes, como na figura 18.



Figura 17 - Máquina para corte das amostras



Figura 18 - Amostras cortadas para o tratamento térmico

A principal etapa do trabalho foi a realização de diferentes tratamentos térmicos nas amostras num forno de alta temperatura. O forno utilizado foi o forno para tratamentos térmicos FIMEL, figura 19, disponível no Laboratório de Estruturas e Resistência de Materiais (LERM), nas dependências do Instituto politécnico de Bragança (IPB).

O forno conta com um dispositivo automático para a implementação das temperaturas e tempos desejados para os ensaios, assim como o tempo de aquecimento, além de que programas diferentes poderiam ser pré-definidos e salvos.



Figura 19 - Forno para realização dos tratamentos térmicos

Para cada uma das amostras foram realizados 3 tratamentos térmicos: solubilização, têmpera e, por último, o envelhecimento. Na primeira etapa, solubilização seguido por têmpera, as duas amostras cortadas a partir de uma mesma chapa previamente soldada, como foi mostrado na figura 18, foram colocadas no forno, durante um tempo de 00:30, 01:00 ou 01:30 horas em temperaturas diferentes, sendo estas 480, 500 ou 520°C.

O forno em que foram realizados todos os tratamentos térmicos demorava, em média, 30 minutos para atingir a temperatura desejada na solubilização, as amostras só foram colocadas dentro do forno quando o mesmo atingia a temperatura desejada, e o tempo para o tratamento térmico começou a ser contado a partir de quando a peça fosse inserida no seu interior. Devido à inércia térmica no interior do forno foi difícil que a temperatura dentro do mesmo fosse totalmente estável. De acordo com os dados exibidos no termopar, o forno variou sua temperatura em $\pm 5^{\circ}\text{C}$ com o decorrer dos ensaios, porém, mantendo uma temperatura média de acordo com os dados que foram fornecidos ao mesmo no início do tratamento.

Por simplificação, assumiu-se que a temperatura das chapas é a mesma que a do interior do forno, a temperatura no interior do forno é medida por um termopar acoplado ao equipamento, isto significa que, normalmente, não corresponde à temperatura real das amostras. Para obtenção de valores mais precisos de temperatura seria necessário a aplicação de outro método, em que um termopar seria soldado às amostras.

Em seguida, para a realização da têmpera, foi utilizado um recipiente de 20 litros, com água, figura 20. As amostras foram retiradas do forno com auxílio de garras e luvas, e colocadas de imediato no recipiente, onde foram mantidas até atingirem a temperatura ambiente.



Figura 20 - Recipiente para realização da têmpera

Para a etapa de envelhecimento, apenas uma das chapas de cada amostra foi colocada ao forno, afim de poder ter um meio de estudar o comportamento das peças que tiveram a sequência completa de tratamentos e também a efetividade da solubilização separadamente.

No envelhecimento, as peças foram submetidas a temperaturas mais baixas do que na solubilização, sendo estas 160, 175 e 190°C, e mantidas em tempos diferentes: 8, 14 ou 20 horas.

Também foram definidos parâmetros para tempos de espera entre a têmpera e a realização do envelhecimento, os tempos para esta variável são de 24, 12 ou 0 horas. Para o terceiro parâmetro, 0 horas, as amostras deveriam voltar ao forno imediatamente após a têmpera, entretanto, o forno demorava em torno de 40 minutos para resfriar

desde a temperatura de solubilização até a temperatura definida para o envelhecimento, o que atrasou o início destes ensaios.

Para que a sequência de tratamentos possa ser observada e compreendida com mais facilidade foram feitos gráficos de Temperatura x Tempo para cada um dos ensaios.

Por exemplo, a figura 21 representa o ensaio 1, onde a amostra foi mantida por 01:30 h a 520°C no tratamento de solubilização e na sequência a têmpera é realizada. Também pode-se verificar que há um tempo de espera entre a têmpera e o envelhecimento, onde a peça permaneceu por 24 horas em temperatura ambiente, após isso foi aquecida novamente a 190°C, mantendo esta temperatura por 20 horas, completando o envelhecimento artificial. Por fim, a peça é retirada do forno e é resfriada naturalmente até a temperatura ambiente.

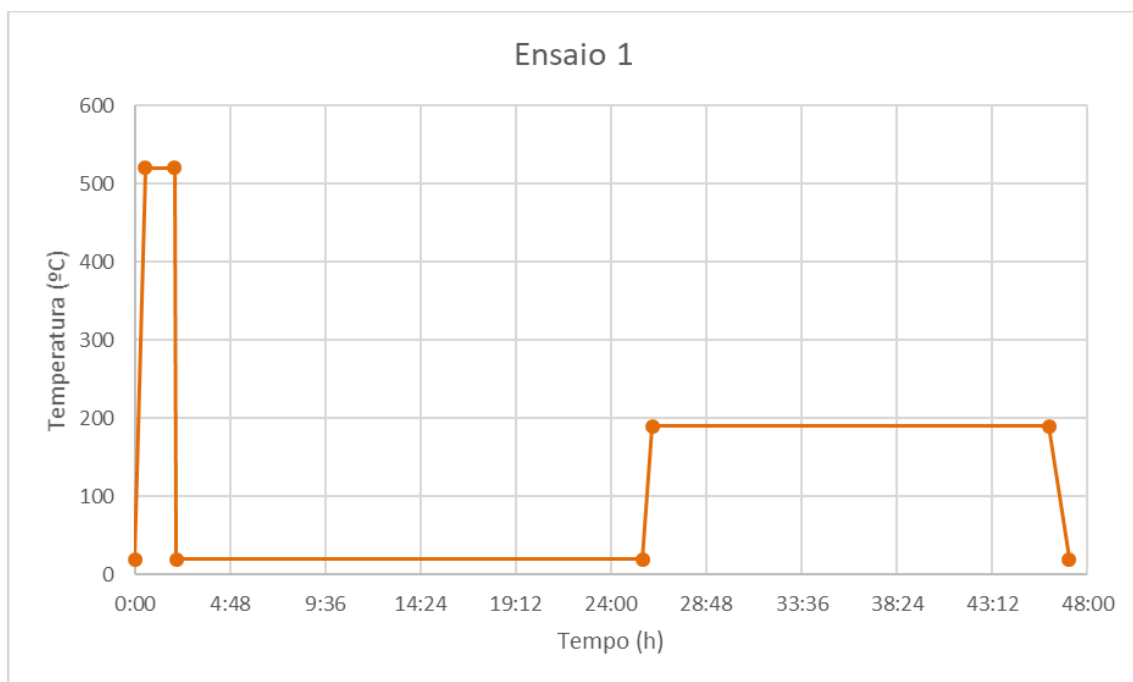


Figura 21 - Ciclo de tratamento térmico para o ensaio 1

Já a figura 22 representa o ciclo de tratamentos térmicos realizados no ensaio número 7. Na primeira fase, solubilização, a peça foi mantida a 480°C por 01:30 h e em seguida foi temperada. Neste ensaio o tempo de espera foi somente o tempo que o forno levou para estabilizar-se na temperatura para realização do envelhecimento, aproximadamente 30 minutos, e então foi mantida por 20 horas a 175°C e depois resfriada naturalmente a temperatura ambiente.

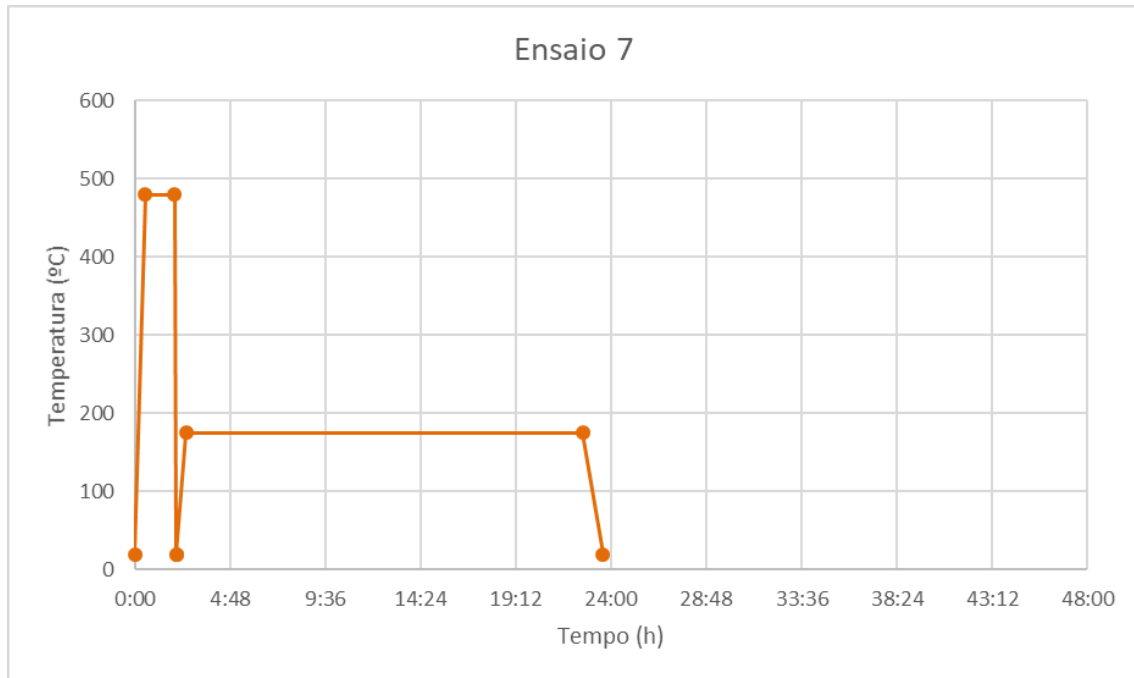


Figura 22 - Ciclo de tratamento térmico para o ensaio 7

Todos os ciclos podem ser conferidos no anexo II.

3.10. Preparação das amostras, polimento e ataque químico

Após realização dos tratamentos térmicos, as amostras foram cortadas novamente na máquina de corte, em tamanhos menores, figura 23.



Figura 23 – Amostras cortadas para o embutimento

O embutimento é crucial para realização tanto para ensaios metalográficos como micrográficos, este procedimento evita que os provetes danifiquem a lixa ou o pano na etapa de polimento eliminando os “cantos vivos”, além de facilitar o manuseio das peças pelo operador. Existem duas formas de embutimento: a quente e a frio. A

escolhida para o presente trabalho foi o embutimento a quente, comparado com o frio, apresenta melhor qualidade final e o processo é mais simples.

No procedimento para montagem usou-se a Embutidora Struers LaboPress-1, Figura 24, disponível no Laboratório de Sistemas de Informação Geográfica (LSIG), nas dependências do Instituto politécnico de Bragança (IPB).



Figura 24 – Embutidora Struers LaboPress-1

Primeiramente foi depositado pó desmoldante nas faces do êmbolo da embutidora, depois adicionou-se a baquelite, segundo a tabela 12, são necessárias 2 a 5 medidas, então acionou-se o sistema e uma temperatura constante de 180°C foi mantida durante 10 minutos a uma pressão média de 135 kN. Quando o tempo é atingido, desliga-se o fornecimento de calor para a máquina e liga-se água para resfriamento, porém mantém-se a mesma pressão, aguardando mais 5 minutos.

Tabela 12 - Parâmetros para o embutimento

Tipo de Plástico	Cor	Nº de medidas	Pressão (kgf/mm ²)	Tempo de aquecimento (min)	Tempo de resfriamento (min)
Baquelite	Preta	2 a 5	125 a 150	10	5

Para a realização da análise micrográfica é necessário realizar lixamento e polimento nas amostras para que se possa observar as fases presentes e identificar a







granulação do material (tamanho de grão), a natureza, a forma, a quantidade, e a distribuição dos diversos constituintes ou de certas inclusões.

Inicialmente, os provetes foram lixados utilizando lixas de granulação P320 para eliminar riscos provenientes do processo de corte, utilizando água para lubrificação. Posteriormente iniciou-se o polimento de acordo com as especificações do fabricante da máquina de polimento BAINPOL VT, figura 25. As especificações de pano, lubrificante, rotações por minuto e tempo de polimento são mostradas na tabela 13.



Figura 25 - Máquina para polimento

Tabela 13 - Especificações para polimento

Pano	Lubrificante	Rotação	Tempo
 Largan 9	 DiaMaxx Poly 9 μm	150 rpm	5:00 min
 Moran-U	 DiaDoublo Poly 3 μm	150 rpm	4:00 min
 Chemal	 Fumed Silica 0.2 μm Alkaline	150 rpm	2:00 min

Algumas amostras foram lixadas por mais tempo do que o especificado pelo fabricante, pois ainda não estavam com aspecto completamente espelhado e sem riscos.

Em seguida as peças foram submetidas a um ataque químico, com o intuito de destacar a microestrutura e revelar as diferentes zonas do provete metalográfico, possibilitando a visualização e distinção da região atingida pelo processo de soldadura. O ataque químico ocorreu no laboratório de Química do Instituto Politécnico de Bragança através de uma solução de Osmond, cuja composição química é constituída pelos reagentes da tabela 14, desenvolvido especificamente para ligas de alumínio [68].

Tabela 14 - Composição química da solução de Osmond

Reagente	Identificação	Composição (ml)
Osmond	Água destilada (H ₂ O)	25
	Ácido Clorídrico Concentrado (HCl)	10
	Ácido nítrico concentrado (HNO ₃)	10
	Ácido fluorídrico (HF)	10

Em um vidro de relógio contendo a solução de Osmond cada uma das amostras foi mantida por 60 segundos e a seguir foram lavadas em água morna corrente e secas com algodão.

O aspecto final das amostras é exibido na imagem 26.



Figura 26 - Provetes prontos para ensaio micrográfico

3.11. Análise micrográfica

Após o ataque químico as zonas metalográficas das amostras, desenvolveu-se a observação e análise recorrendo ao microscópio Nikon, figura 27, disponível no Laboratório de Sistemas de Informação Geográfica – LSIG nas dependências do Instituto Politécnico de Bragança.



Figura 27 - Microscópio utilizado nos ensaios

Fazendo uso de uma lente x500, a micrografia de cada uma das amostras foi observada e realizaram-se fotografias através da máquina fotográfica Basler acA3800 – 14 um, que foi acoplada ao microscópio a transferir as imagens a um computador com o software Pylon Viewer instalado.

As amostras foram analisadas e registradas fotograficamente em 3 regiões diferentes: material base, zona termicamente afetada e zona de material de adição (solda), respectivamente representadas pelos números 1, 2 e 3 na figura 28.



Figura 28 – Pontos de análise

3.12. Ensaio de microdureza

O ensaio de microdureza foi realizado na Universidade do Minho, na cidade de Guimarães. Por meio de um microdurômetro Shimadzu, figura 29, foram realizadas endentações com uma pirâmide de diamante, caracterizando o ensaio Vickers, a carga utilizada foi de 100gf.



Figura 29- Microdurômetro utilizado nas endentações

A dureza Vickers se baseia na resistência que o material oferece à penetração de uma pirâmide de diamante de base quadrada e ângulo entre faces de 136° , sob uma determinada carga. A máquina que faz o ensaio não forneceu o valor da área de impressão da pirâmide, por isso os dados foram medidos através de um microscópio no Instituto Politécnico de Bragança – IPB. Sabendo as medidas das diagonais (d_1 e d_2) formadas pelos vértices opostos da base da pirâmide, é possível calcular a dureza Vickers a partir da fórmula:

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

Onde:

P = carga

d = Média das diagonais da endentação

Foram realizadas, em média, 15 endentações por amostra, seguindo uma direção em linha, correspondendo a todas as regiões da peça, como na figura 30.



Figura 30 - Direção das endentações

4. RESULTADOS

Neste capítulo serão apresentados os resultados obtidos a partir do procedimento experimental realizado, assim como, a análise dos mesmos. Foram realizados ensaios micrográficos e de microdureza onde se permite discutir a efetividade do ciclo de tratamento térmico de cada amostra, presença de porosidades, tamanhos de grão e microdureza.

4.1. Análises micrográficas em amostras tratadas com solubilização

Neste subcapítulo as microestruturas da material base, zona termicamente afetada e a região do cordão de solda obtidas nos tratamentos de solubilização serão analisadas, comparando os resultados obtidos para diferentes tempos e temperaturas. Além disso, é possível confrontar com a micrografia de uma amostra com ausência de tratamentos térmicos.

Foram coletadas amostras que permaneceram no forno por 90 minutos durante a solubilização para que se possa comparar os efeitos da temperatura, variando-a em três níveis diferentes: 480, 500 e 520°C.

4.1.1. Material Base

Na figura 31 pode-se comparar as micrografias de 4 corpos de prova, na região da metal base, submetidos por 90 minutos a diferentes temperaturas. A primeira amostra, representada na figura 31a, não conta com nenhum tratamento térmico. Na figura 31b pode-se observar que com uma temperatura de solubilização de 480°C nota-se uma reorganização na matriz de alumínio de forma que a microestrutura mostra-se mais homogênea e a presença de porosidades foi levemente diminuída quando comparada a amostra sem tratamento. A figura 31c e 31d onde a amostra foi solubilizada a 500 e 520°C, respectivamente, revela grãos mais refinados.

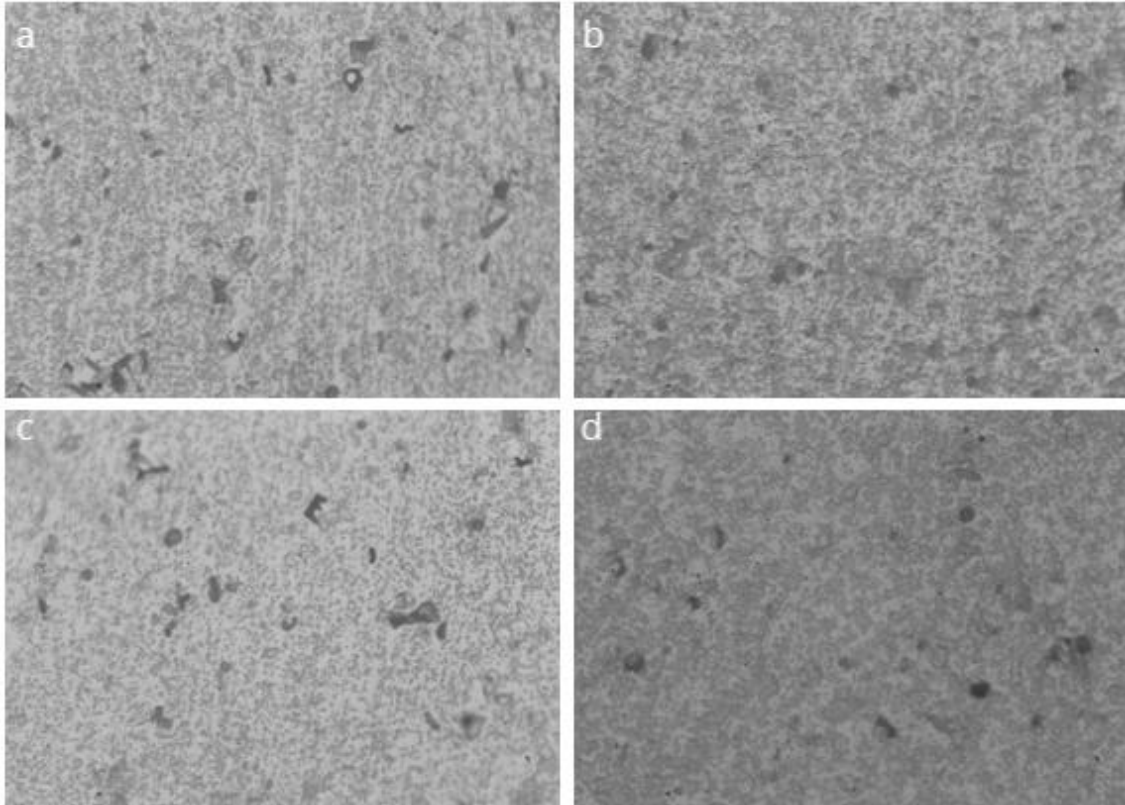


Figura 31 - Micrografias da material base solubilizadas por 90 minutos a) sem tratamento b) solubilização a 480°C c) solubilização a 500°C d) solubilização a 520°C

4.1.2. Zona Termicamente Afetada – ZTA

A estrutura micrográfica da Zona Termicamente Afetada – ZTA, é representada na figura 32, as fotomicrografias correspondem as mesmas amostras da figura 31, da mesma forma que a seguir o cordão de solda será analisado, ou seja, também foram mantidas a 90 minutos nas temperaturas indicadas.

Na amostra com ausência de tratamento térmico de solubilização, figura 32a, foi evidenciado contornos bem definidos dos grãos, com formato alongado em direção a solda e dimensões menores na região que se aproxima ao material base. É possível constatar como o tamanho dos grãos e porosidades foram diminuindo com o aumento da temperatura, além disso, os contornos foram ficando menos evidentes.

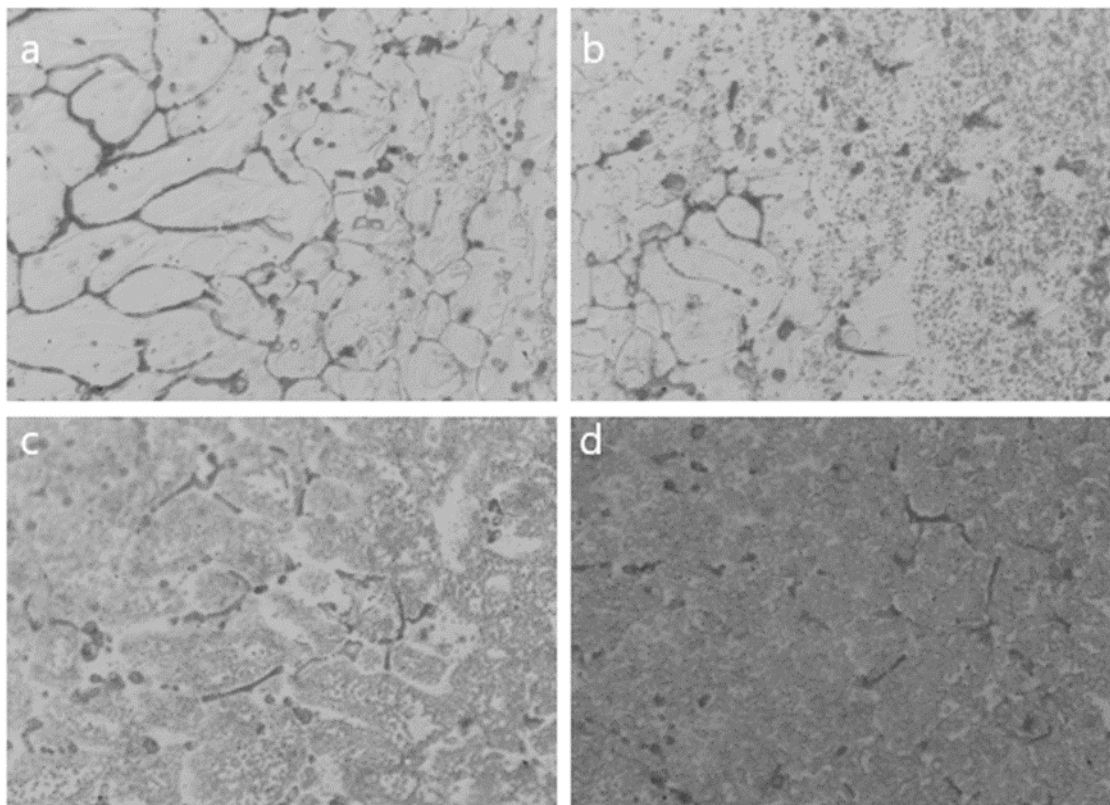


Figura 32 - Micrografias da ZTA a) sem tratamento b) solubilização a 480°C c) solubilização a 500°C d) solubilização a 520°C

4.1.3. Zona da solda

A figura 33 corresponde às micrografias da região da solda, verifica-se pouca diferença entre a amostra que não foi tratada e a amostra solubilizada a 480°C, figuras 33a e 33b, respectivamente, evidenciando que esta temperatura não é suficientemente alta para solubilizar a região.

Quando a peça foi tratada a 500°C, figura 33c, os grãos diminuíram significativamente e os contornos não são tão visíveis, assim como na figura 34d, quando solubilizada a 520°C.

A zona fundida é uma região do cordão onde as propriedades são inferiores, devido a diversos fatores como crescimento de grão e segregação, e com o intuito de recupera-las é que os tratamentos térmicos são buscados. Diante disso, essa é a região que exige maior atenção na escolha dos parâmetros para realização da solubilização.

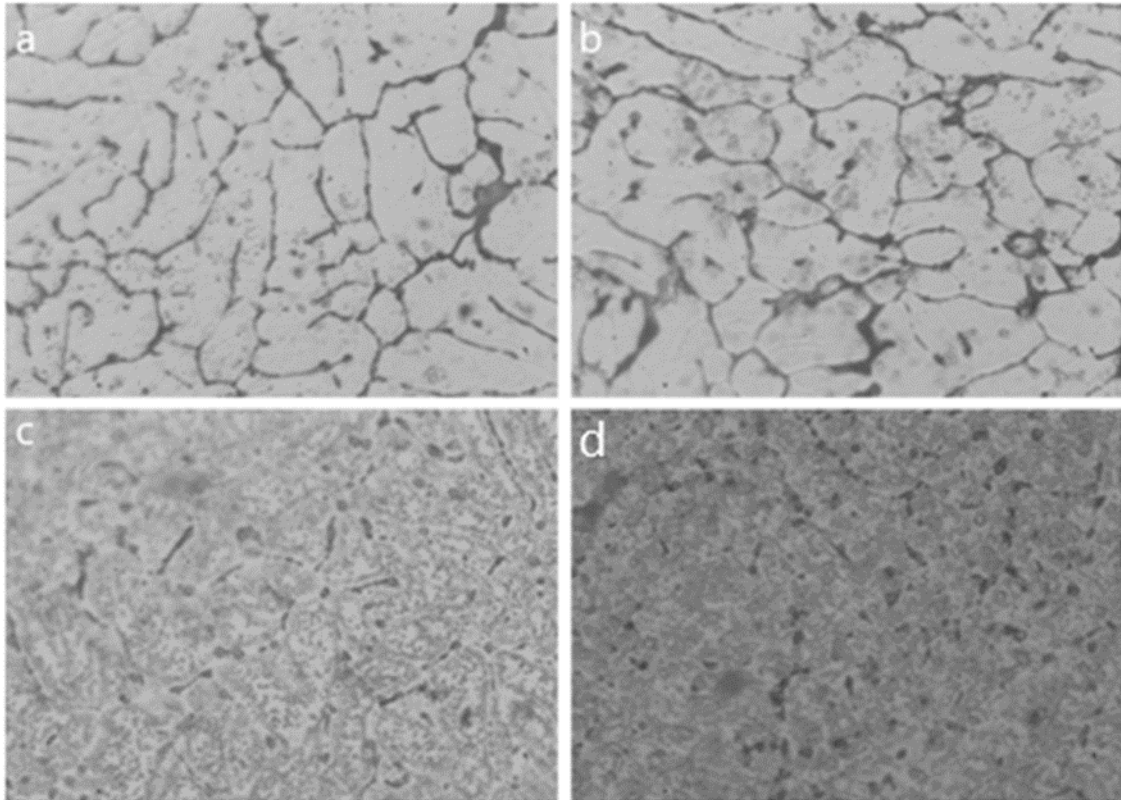


Figura 33 - Micrografias da região da solda a) sem tratamento b) solubilização a 480°C c) solubilização a 500°C d) solubilização a 520°C

A temperatura de 480°C foi suficiente para solubilizar a material base, entretanto, não foram constatadas mudanças claras na microestrutura da zona termicamente afetada e região de solda nesta temperatura, tanto para tempos de permanência no forno de 30 minutos, quanto para 01:30 horas.

De maneira geral, os ensaios que obtiveram a solubilização mais completa foram as amostras que permaneceram por 90 minutos à temperatura de 500°C, assim como que a temperatura de 480°C não é suficiente para garantir a solubilização completa da liga, e temperaturas superiores ou iguais a 540°C não são as indicadas, por se aproximarem da temperatura de fusão da liga.

4.2. Análises micrográficas em amostras tratadas com solubilização, têmpera e envelhecimento

Serão analisadas microscopicamente as amostras que foram submetidas a sequência completa de tratamentos, ou seja, solubilização, têmpera e envelhecimento.

Foram selecionados alguns provetes com parâmetros de tratamentos distintos para realizar a investigação, de forma a analisar 9 combinações diferentes, de um total

de 18 ensaios realizados. A tabela 15 mostra os ensaios selecionados de forma a combinar tempo e temperatura de envelhecimento. Todas as fotomicrografias pode ser consultado no anexo III.

Tabela 15 - Ensaios analisados no tratamento de envelhecimento

	8 horas	14 horas	20 horas
160°C	Ensaio 10	Ensaio 8	Ensaio 6
175°C	Ensaio 13	Ensaio 2	Ensaio 18
190°C	Ensaio 17	Ensaio 4	Ensaio 1

4.2.1. Metal Base

A região onde menos se observam mudanças, após a realização do ciclo de tratamentos térmicos é a de metal base, visto que as chapas de alumínio utilizadas para os ensaios já eram previamente tratadas, pelo ciclo T6, e durante a realização da solda esta faixa encontra-se relativamente mais afastada da poça de fusão, com isso, o calor gerado durante a operação não é suficientemente alto para alterar significativamente a microestrutura desta zona. Outro fator importante é que esta região é exclusiva de Al6082, portanto espera-se uma dureza maior que na zona fundida, onde há mais Al5754 (metal de adição cuja dureza é menor que a material base).

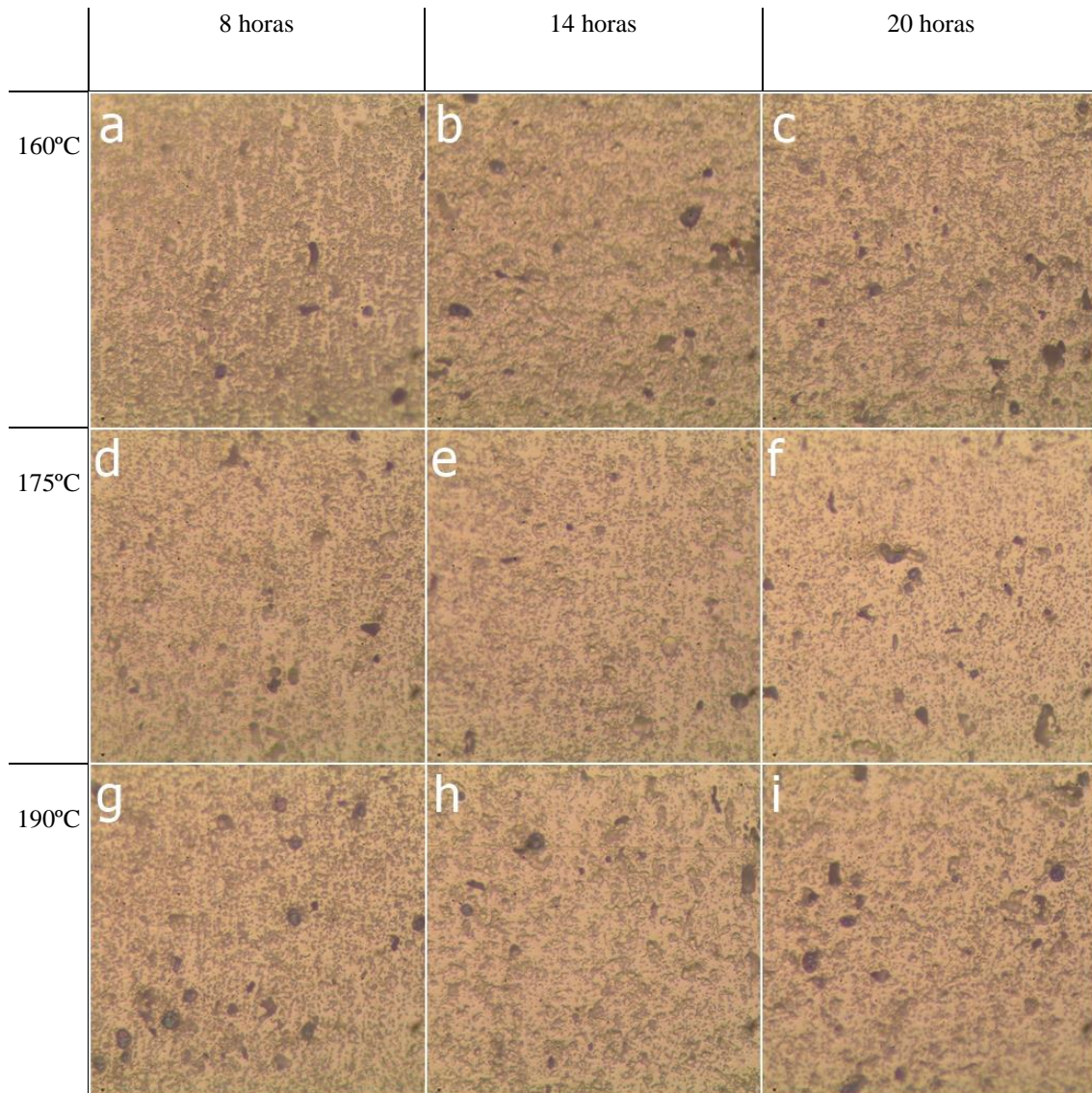


Figura 34 - Micrografias da material base após envelhecimento a) amostra 10, solubilização a 520°C por 90 min, b) amostra 8, solubilização a 480°C por 60 min, c) amostra 6, solubilização a 500°C por 30 min, d) amostra 13, solubilização a 500°C por 90 min, e) amostra 2, solubilização a 520°C por 60 min, f) amostra 18, solubilização a 480°C por 30 minutos, g) amostra 17, solubilização a 480°C por 60 min, h) amostra 4, solubilização a 500°C por 90 min, e i) amostra 1, solubilização a 520°C por 90 minutos.

4.2.2. Zona Termicamente Afetada – ZTA

Na figura 35 estão as fotomicrografias da zona termicamente afetada das amostras que foram submetidas a tratamentos de solubilização, têmpera e envelhecimento.

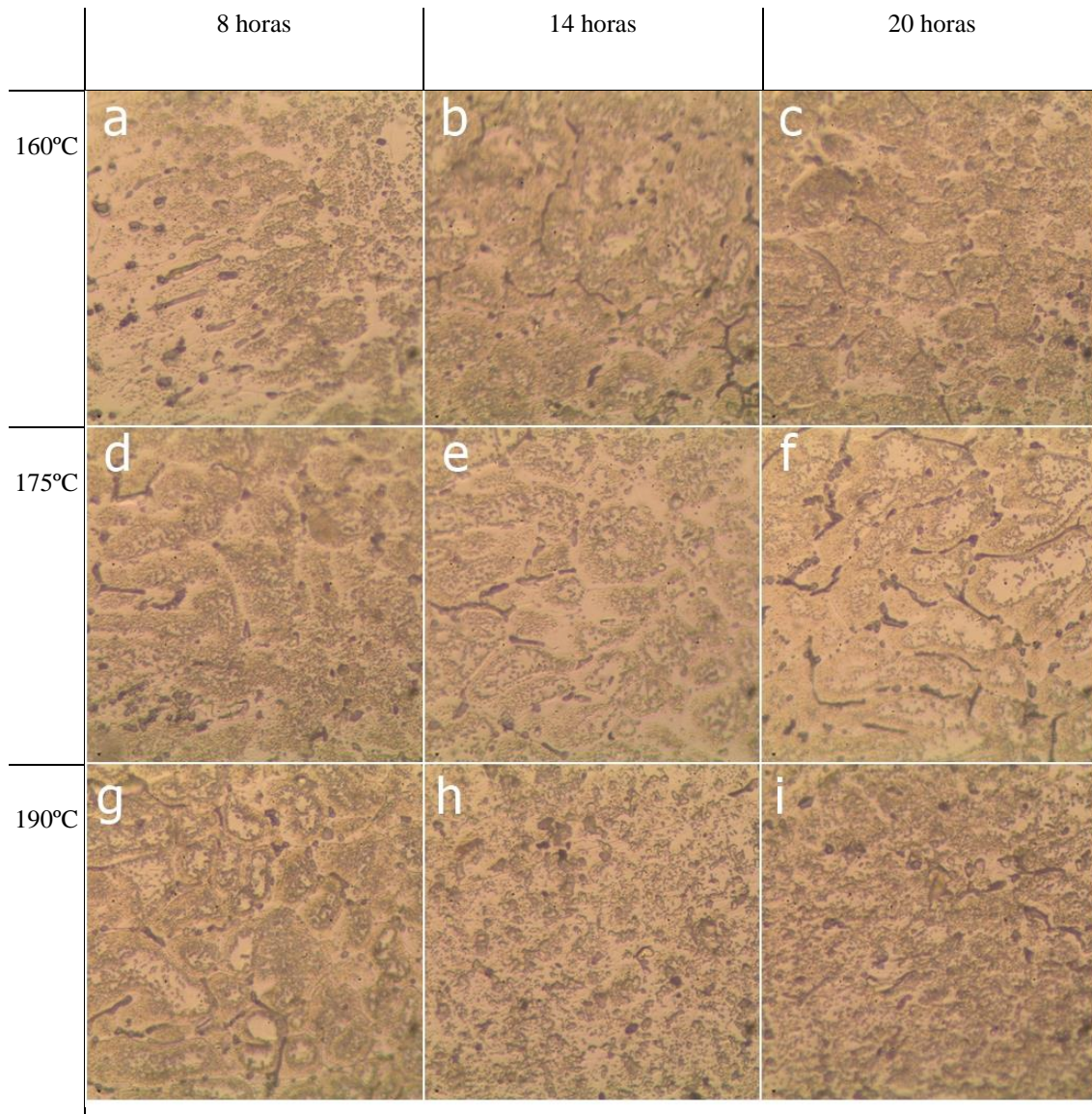


Figura 35 - Micrografias da ZTA após envelhecimento a) amostra 10, solubilização a 520°C por 90 min, b) amostra 8, solubilização a 480°C por 60 min, c) amostra 6, solubilização a 500°C por 30 min, d) amostra 13, solubilização a 500°C por 90 min, e) amostra 2, solubilização a 520°C por 60 min, f) amostra 18, solubilização a 480°C por 30 minutos, g) amostra 17, solubilização a 480°C por 60 min, h) amostra 4, solubilização a 500°C por 90 min, e i) amostra 1, solubilização a 520°C por 90 minutos.

Na amostra 10 (imagem 35a, envelhecida por 8 horas a 160°C), a micrografia consta grãos menores quando comparadas as amostras que permaneceram por mais tempo nesta mesma temperatura (amostras 8 e 6, imagens 35b e 35c, respectivamente), este fato pode ser justificado na fase de solubilização das amostras, o provete 10 foi solubilizado a 520°C, enquanto os outros dois foram solubilizados a temperaturas inferiores. Desta forma espera-se uma dureza maior da amostra 10.

Ao comparar os resultados com o metal com ausência de tratamentos térmicos, é possível perceber que, independente da temperatura de tratamento, os grãos claramente apresentam-se menores e mais uniformes.

4.2.3. Zona fundida

Na zona fundida, figura 36, os grãos são maiores do que no material base e na zona termicamente afetada. Isto pode ser justificado pelo crescimento excessivo dos precipitados durante a soldadura, os mesmos podem não ter se dissolvido durante a solubilização. Portanto, não necessariamente a presença de grandes precipitados indica menor dureza, da mesma forma que outros precipitados podem ter conseguido se dissolver e no envelhecimento crescer no tamanho ótimo para agregar maior dureza.

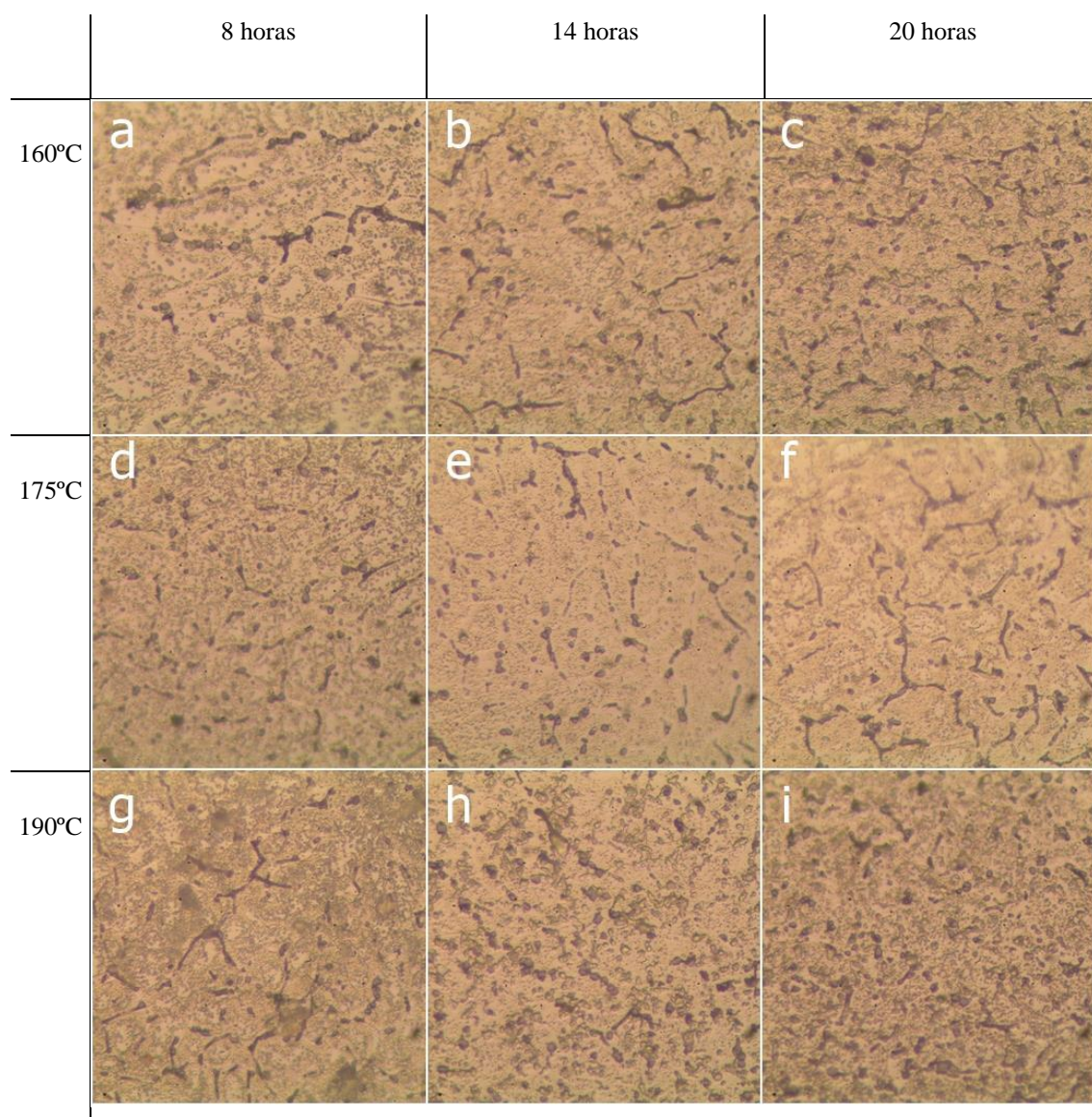


Figura 36 - Micrografias da zona fundida após envelhecimento a) amostra 10, solubilização a 520°C por 90 min, b) amostra 8, solubilização a 480°C por 60 min, c) amostra 6, solubilização a 500°C por 30 min, d) amostra 13, solubilização a 500°C por 90 min, e) amostra 2, solubilização a 520°C por 60 min, f) amostra 18, solubilização a 480°C por 30 minutos, g) amostra 17, solubilização a 480°C por 60 min, h) amostra 4, solubilização a 500°C por 90 min, e i) amostra 1, solubilização a 520°C por 90 minutos

..

4.3. Ensaio de microdureza

A figura 37 apresenta os valores de microdureza das amostras analisadas. A linha pontilhada indica a Linha de Fusão – LF, ou seja, é a linha que limita as diferentes regiões da peça, o espaço dentro das duas linhas é referente a zona fundida, enquanto fora das mesmas encontra-se a material base. A tabela dos valores de microdurezas pode ser consultada no anexo IV, assim como a curva de microdureza de cada ensaio pode ser visualizada no anexo V.

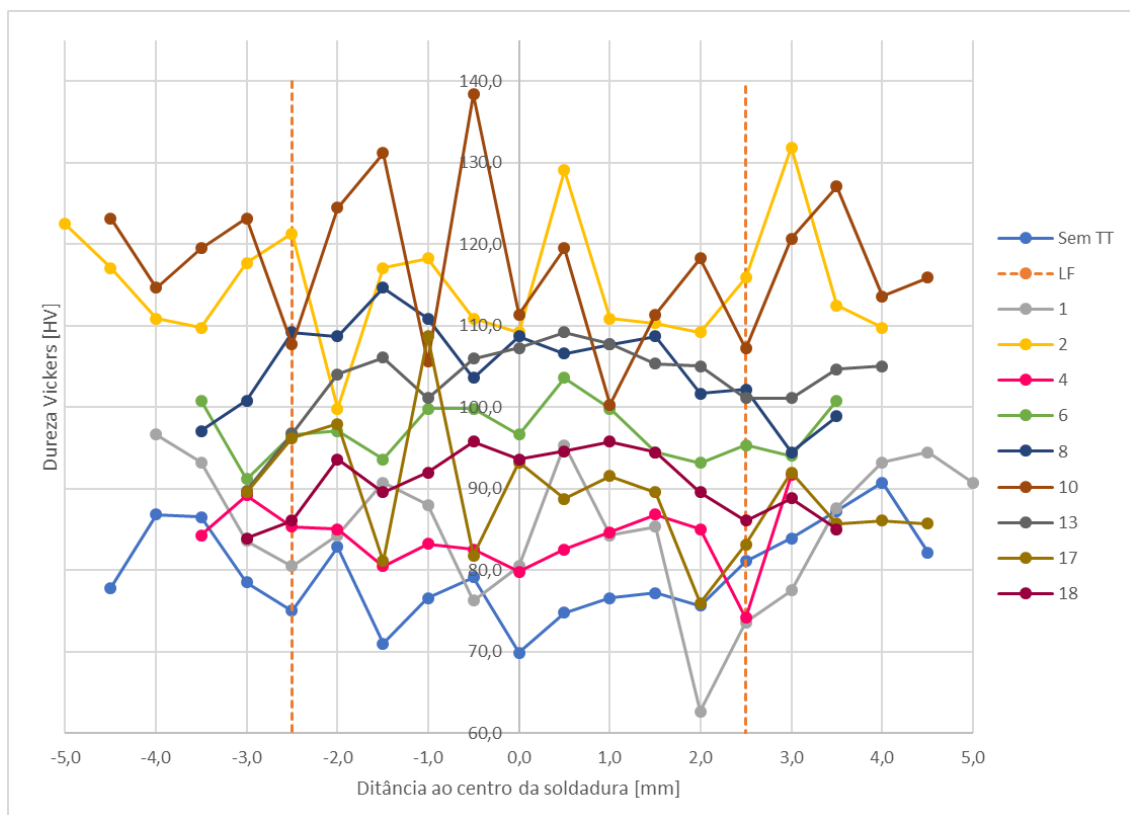


Figura 37 - Microdurezas das amostras

4.4. Análise comparativa entre as micrografias e microdurezas

Para avaliar efetivamente os ciclos de tratamentos realizados é necessário analisar simultaneamente os resultados de microdurezas e as micrografias.

4.4.1. Amostra sem tratamento térmico

A amostra sem tratamento térmico, quando observada micrograficamente, constata-se elevado tamanho de grão e crescimento dos precipitados na zona fundida,

onde o metal de adição encontra-se em maior volume. Sabe-se que o Al5754 apresenta dureza menor do que o material base, a dureza do material de adição varia de 52 até 105 HV (dependendo da têmpera) enquanto a liga 6082 – T6 apresenta dureza de 95-105 HV. Logo, a zona fundida reflete menor dureza. Também ocorreu aumento crescente da dureza na zona termicamente afetada e no material base, justificado pela maior presença do material base nas duas regiões. A curva de microdureza e as fotomicrografias podem ser observadas nas figuras 38 e 39, respectivamente.

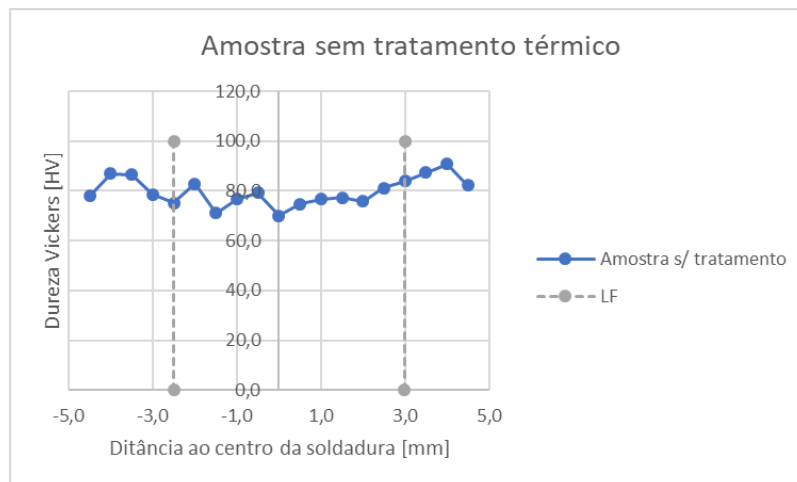


Figura 38 - Curva de microdureza da amostra sem tratamento térmico

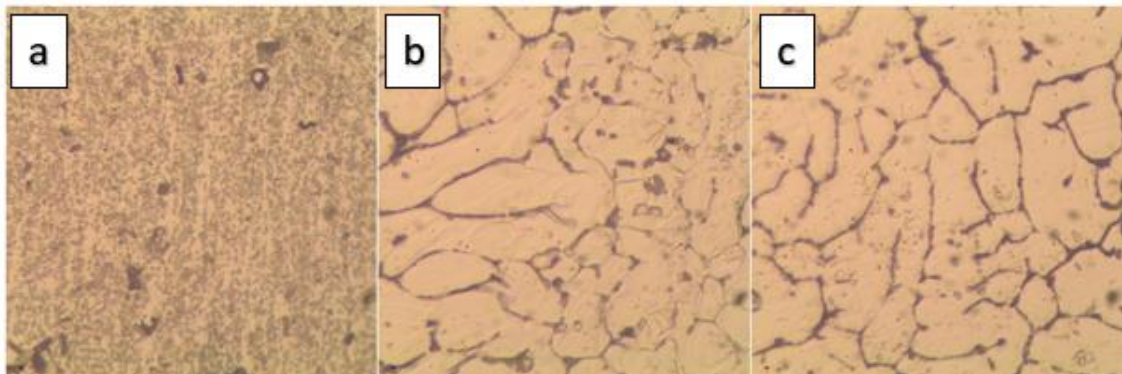


Figura 39 - Micrografia da amostra sem tratamento térmico a) material base b) ZTA c) zona fundida

4.4.2. Amostras com tratamento térmico

Analisando o gráfico de dureza nota-se que a temperatura de solubilização tem efeito sobre os valores de dureza, amostras solubilizadas a 520°C indicam durezas cerca de 13% maiores quando comparadas as amostras que foram solubilizadas a 480°C.

As regiões de material base e da zona termicamente afetada são compostas com maior quantidade de Al 6082, logo, espera-se valores de dureza locais mais altos, além disso, foram encontrados em outros trabalhos [44,69] resultados que afirmam que a liga

estudada tem coerência máxima em temperaturas de envelhecimento de 175°C, ou seja, máxima dureza, sub-envelhecimento para 160°C e super-envelhecimento a 190°C, apresentando menor dureza para os dois casos. Mas é importante lembrar que, em algumas situações, a temperatura de solubilização não foi suficiente para dissolver os precipitados que cresceram durante a soldadura, o que resulta em algumas durezas menores do que o esperado.

No ciclo de envelhecimento costuma-se encontrar na literatura uma curva que representa a variação da resistência ou dureza da liga com o tempo de envelhecimento [57-59], sendo possível associar as modificações de tamanho e distribuição dos precipitados diretamente com a dureza e resistência da liga. À medida que o tratamento vai ocorrendo vão-se formando os precipitados, a dureza aumenta e a ductilidade da liga diminui. Em um certo ponto a dureza máxima da liga é atingida, os precipitados estão bem distribuídos e uniformes e, se o ensaio prosseguir, os precipitados começam a crescer, ocorrendo um sobre envelhecimento, o que diminui as propriedades da liga.

Desta forma, os ensaios e resultados obtidos foram analisados, e foi possível verificar que o super-envelhecimento (190°C), tem efeito de diminuir a dureza mais significativamente do que o sub-envelhecimento (160°C), quando comparadas, as amostras sub-envelhecidas apresentaram durezas cerca de 20% maiores que amostras super-envelhecidas. A amostra 4, solubilizada a 500°C por 90 minutos e envelhecida a 190°C por 14 horas após um tempo de espera de 12 horas foi a que apresentou os mais baixos valores de microdureza, o que pode indicar que a amostra sofreu um super-envelhecimento devido a alta temperatura deste ensaio. A curva de microdureza e as micrografias desta amostra podem ser observadas nas figuras 40 e 41.

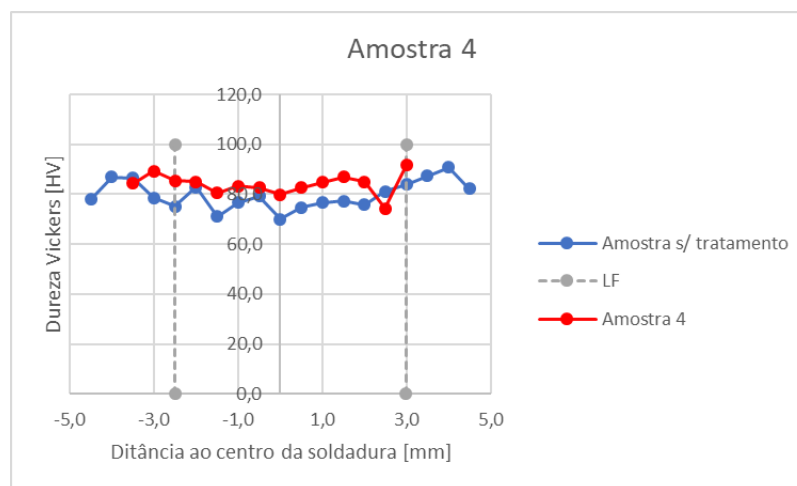


Figura 40 - Curva de microdureza da amostra 4

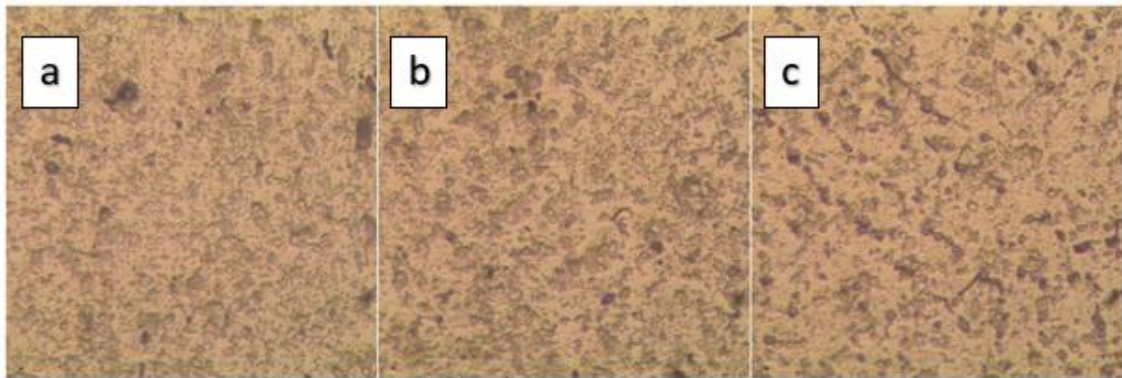


Figura 41- Micrografia da amostra 4 a) material base b)ZTA c) zona fundida

Na ZTA, observou-se um crescimento de grão que não ocorreu no material base, o que também justifica valores de durezas maiores na MB e um pouco menores na ZTA.

Quanto a zona fundida, majoritariamente é composta pelo metal de adição, Al 5754, que é uma liga não tratável termicamente, desta forma não espera-se que o tratamento tenha efeitos muito significativos nesta região. Entretanto, há uma quantidade da liga Al 6082, que é rica em silício, que se mistura com o metal de adição, e assim acabam formando-se precipitados de Mg_2Si , levando a um aumento de dureza na região.

As amostras que atingiram os valores mais altos de dureza foram a 2 e a 10. A amostra 2 foi solubilizada a $520^{\circ}C$ por 60 minutos, depois foi temperada e 12 horas depois foi submetida ao tratamento de envelhecimento, onde permaneceu por 14 horas a $175^{\circ}C$, a dureza média obtida foi de 112,9 HV, quando comparado a amostra sem tratamento, o aumento na dureza foi de cerca de 37%. A amostra 10 foi solubilizada a $520^{\circ}C$ por 90 minutos, mesmo tempo de espera (12 horas), e envelhecimento a $160^{\circ}C$ por 8 horas, a dureza média obtida foi de 117,2 HV, a dureza aumentou cerca de 43% quando comparada a amostra com ausência de tratamento térmico.

Na amostra 10, em comparação com a 2, o tempo de solubilização é maior e o de envelhecimento é menor, o que podem ser indicativos de que maiores tempos de solubilização tendem a gerar melhores resultados, assim como tempos de envelhecimento muito elevados podem causar superenvelhecimento. As curvas de microdureza e as micrografias destas duas amostras podem ser verificadas nas imagens

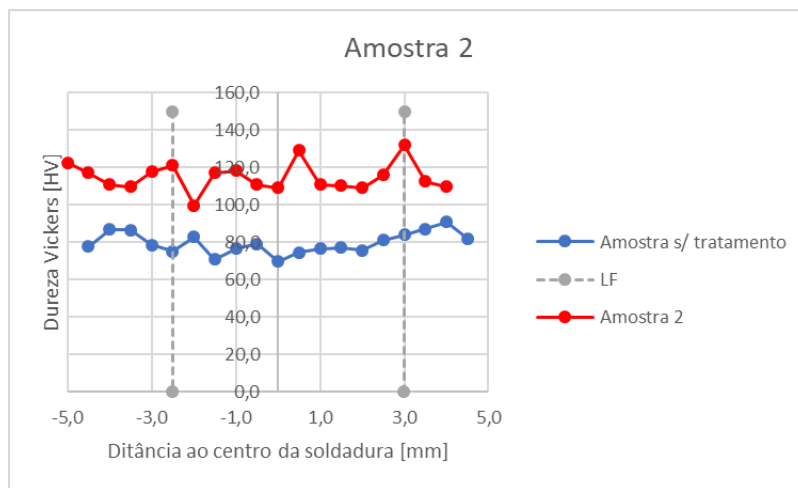


Figura 42 - Curva de microdureza da amostra 2

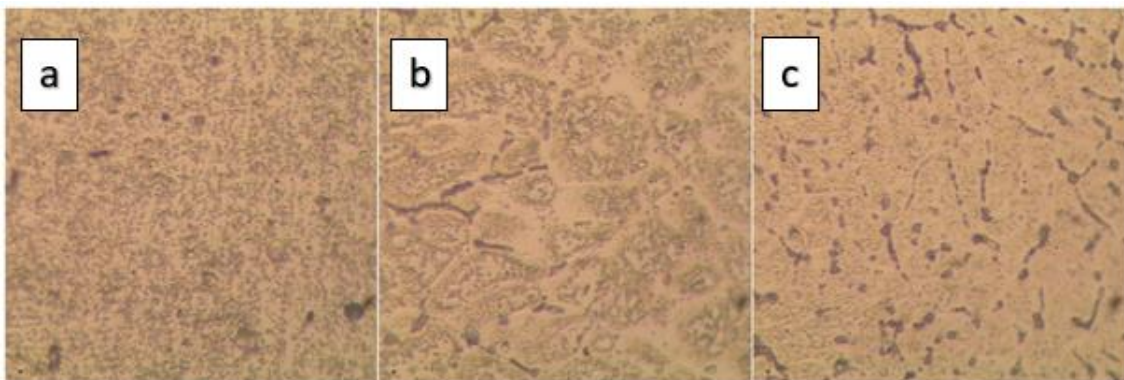


Figura 44 - Micrografia da amostra 2 a) material base b)ZTA c) zona fundida

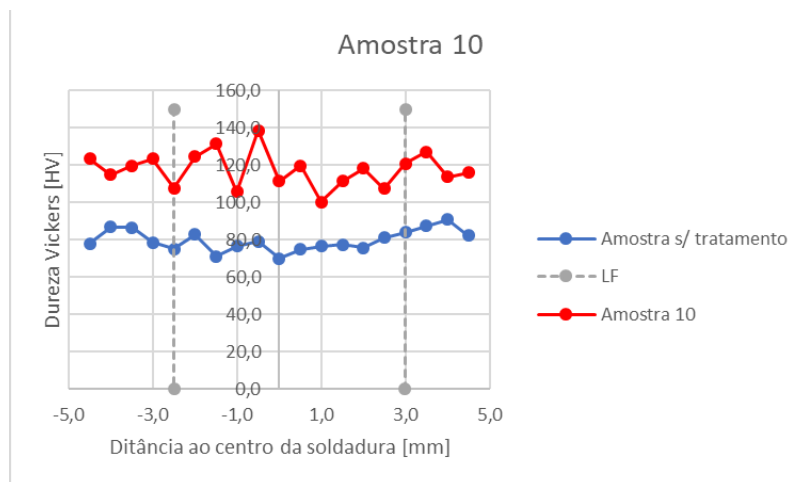


Figura 45- Curva de microdureza da amostra 10

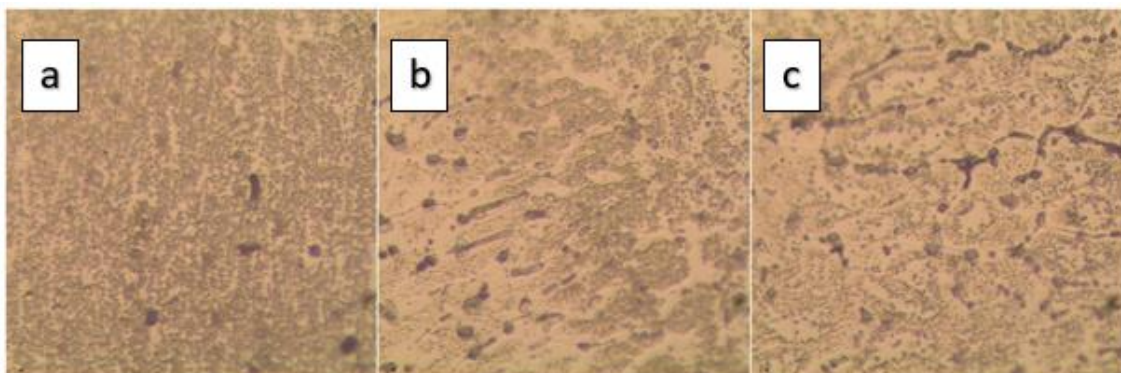


Figura 43 - Micrografia da amostra 10 a) material base b)ZTA c) zona fundida

4.5. Intervalo de tempo entre o tratamento térmico de têmpera e o envelhecimento

A nível industrial, durante os processos de tratamento térmico das ligas, devido à disponibilidade de equipamentos e materiais, muitas vezes, o envelhecimento artificial não é realizado imediatamente após a têmpera, existindo um tempo em que a peça permanece à temperatura ambiente e pode iniciar-se o processo de envelhecimento natural.

Neste trabalho também objetivou-se estudar o efeito deste tempo de espera entre um tratamento e outro, criou-se um parâmetro em que os tempos de intervalo tiveram 3 níveis: o primeiro, realizar o envelhecimento imediatamente após a têmpera, amostra 11, figura 46a, 12 horas após, amostra 4, figura 46b e 24 horas após, amostra 1, figura 46c.

Contudo, devido à limitação de resolução do microscópio não foram evidenciadas mudanças significativas, como pode-se ver na figura 46. Já na microdureza, a amostra que teve um tempo de espera maior, 24 horas, apresentou dureza ligeiramente maior, quando comparada a amostra que permaneceu por apenas 12 horas. Este mesmo efeito já foi constatado em outros trabalhos, [44, 69], onde a tendência é aumentar a dureza com o tempo de espera, até que se alcance um estágio em que ela começa a diminuir novamente.

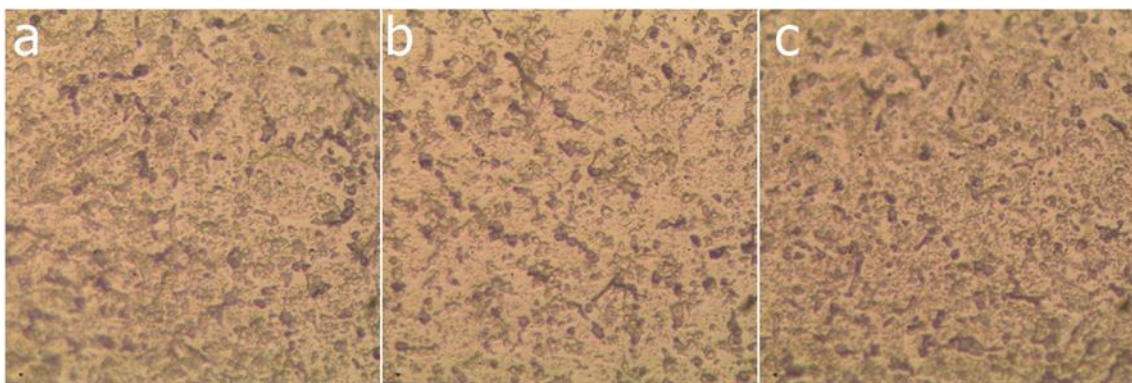


Figura 46- Efeito do tempo de espera entre têmpera e envelhecimento, amostras com tempo de espera de a) 0 horas b) 12 horas c) 24 horas

5. CONCLUSÕES

Nesta dissertação de mestrado procurou-se estudar a qualidade a nível microscópico de juntas de alumínio soldadas e tratadas termicamente por solubilização, têmpera e envelhecimento artificial.

Verificou-se que a temperatura de 480°C não foi suficiente para garantir a solubilização completa da liga e temperaturas superiores ou iguais a 540°C não são as adequadas, por se aproximarem da temperatura de fusão da liga.

No tratamento de solubilização, os ensaios que mostraram microestrutura mais solubilizada foram as peças que permaneceram por 90 minutos a 500°C no forno. Além disso, a temperatura de solubilização tem efeito sobre os valores de dureza, amostras solubilizadas a 520°C indicam durezas cerca de 13% maiores quando comparadas as amostras que foram solubilizadas a 480°C.

No ciclo de envelhecimento costuma-se encontrar na literatura uma curva que representa a variação da resistência ou dureza da liga com o tempo de envelhecimento, sendo possível associar as modificações de tamanho e distribuição dos precipitados diretamente com a dureza e resistência da liga. À medida que o tratamento vai ocorrendo vão-se formando precipitados, a dureza aumenta e a ductilidade da liga diminui. Em um certo ponto a dureza máxima da liga é atingida, os precipitados estão bem distribuídos e uniformes e, se o ensaio prosseguir, os precipitados começam a crescer, ocorrendo um sobre-envelhecimento, o que diminui as propriedades da liga. Neste trabalho verificou-se que o sobre-envelhecimento (190°C), tem o efeito de diminuir a dureza mais significativamente do que o sub-envelhecimento (160°C), quando comparadas, as amostras sub-envelhecidas apresentaram durezas cerca de 20% superiores do que as amostras sobre-envelhecimento.

As amostras que atingiram os valores mais altos de dureza foram: amostra 2 - solubilizada a 520°C por 60 minutos, depois foi temperada e 12 horas depois foi submetida ao tratamento de envelhecimento, onde permaneceu por 14 horas a 175°C, a dureza média obtida foi de 112,9 HV, quando comparado a amostra sem tratamento, o aumento na dureza foi de cerca de 37%; Amostra 10 - solubilizada a 520°C por 90 minutos, mesmo tempo de espera (12 horas), e envelhecimento a 160°C por 8 horas, a dureza média obtida foi de 117,2 HV, a dureza aumentou cerca de 43% quando comparada a amostra com ausência de tratamento térmico.

Na amostra 10, o tempo de solubilização é maior e o de envelhecimento é menor, o que podem ser indicativos de que maiores tempos de solubilização tendem a gerar, após o envelhecimento, durezas mais elevadas, assim como tempos de envelhecimento muito elevados podem causar sobreenvelhecimento.

Foi possível verificar que o sobreenvelhecimento (190°C), tem o efeito de diminuir a dureza mais significativamente do que o subenvelhecimento (160°C), quando comparadas, as amostras subenvelhecidas apresentaram durezas cerca de 20% maiores que amostras sobreenvelhecimento.

Também foram realizadas análises sobre o efeito do tempo de espera entre o tratamento térmico de têmpera e de envelhecimento artificial, podendo ocorrer um envelhecimento natural neste intervalo de tempo. Contudo, a nível microscópio não foram encontrados resultados relevantes, já na microdureza, a amostra com espera de 24 horas apresentou maior dureza.

Para trabalhos futuros, sugere-se a realização de ensaios de tensões residuais e de tração, assim como contagem e tamanho de grão através de softwares específicos para esta finalidade.

Também se sugere a realização de trabalhos com foco maior no tempo de solubilização e de envelhecimento, afim de confirmar as tendências que foram relatadas neste estudo.

Neste trabalho, foi utilizada a metodologia de Taguchi para definir as variáveis, em novos trabalhos pode-se fazer uso de outros meios afim de variar a combinação de parâmetros.

REFERÊNCIAS

- [1] F. M. Souza, “O Alumínio e suas ligas: Destaque na liga AA4006 produzida por lingotamento contínuo e semicontínuo”, pp 15, 2015.
- [2] ALCAN. Manual de Soldadura. 1 ed. São Paulo: Alcan Alumínio do Brasil S/A. 1993.
- [3] A. L. C. Higashi, “Soldadura de uma liga de alumínio-cobre-lítio utilizando laser a fibra”, 2011.
- [4] “*Metals Handbook.*” Vol. 6: *Welding, Brazing, and Soldering*, 1983.
- [5] W. Martins, “Soldadura do alumínio e suas ligas. Informe Técnico”, 2002
- [6] P. V. Marques, P. J. Modenesi, A. Q. Bracarense, “Soldadura – Fundamentos e Tecnologia”, 3ed, 2009.
- [7] C. Vicente, “Tecnologia Mecânica: Materiais de Construção Mecânica”. 2ed. Markron Books – São Paulo: 1986.
- [8] Associação Brasileira de Normas Técnicas – Alumínio e suas ligas – Classificação. NBR 6834. Rio de Janeiro. 2000.
- [9] ALCAN. Manual de Soldadura. 1 ed. São Paulo: Alcan Alumínio do Brasil S/A. 1993.
- [10] T. I. G. Fusion, “*The Welding of Aluminum Mig & Tig Fusion. Pocket Guide*”, 2004.
- [11] G. Mrowka – Nowotnik, J. Sieniawski, A. Nowotnik, “*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, 2009.
- [12] C. Bolfarni, “Solidificação e Fundição de Metais”, UFSCAR, 2002.
- [13] E. R. B. Jesus, Tese de Doutorado na Universidade der São Paulo/ IPEN Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, “Ferramentas de Usinagem em Aço Rápido AISI M2 Obtido por Conformação por Spray”, 2004.
- [14] Catálogo Gleal, disponível em: <https://www.gleal.pt/pt/produtos/6082> acesso em dezembro de 2018.
- [15] R. Ahmad, M. A. Bakar, “*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*”, 5120–5126, 2011.
- [16] M. Cabibbo, E. Evangelista, S. Spigarelli, E. Cerri, “*Characterisation of a 6082 aluminium alloy after tixofforming*”, *Departimento di Meccanica, University of Ancona, Italy*, 2000.

- [17] O. R. Myhr, O. Grong, “*Process Modeling Applied to 6082 – T6 Aluminium Weldments – Reactio Kinetics*” *The Norwegian Institute of Technology, Norway*, 1991.
- [18] P. Widlick, H. Garbacz, M. Lewandowska, W. Pachla, K. J. Kurzydowski. “*Microstructure and Mechanical Properties of 6082 Aluminum Alloy Processed By Hydrostatic Extrusion*”, *Warsaw University of technology, faculty of materials science and engineering, Woloska, Poland*, 2006.
- [19] J Gubicza, G. Krallics, I. Schiller, D. Malgin. “*Evolution of the microstructure of Al 6082 alloy during equal-channel angular pressing*”, *Department of Solid State Physics, Hungary*, 2005.
- [20] N. C. E. Martins, “*Estudo do comportamento das ligas de alumínio 6061 e 6082*”, *Departamento de Engenharia Cerâmica e do Vidro, Universidade de Aveiro*, 2008.
- [21] “*American Welding Society Code*”, 1985.
- [22] H. Granion, “*Fundamentals pf welding metallurgy*”, *Cambridge: Abington Publishing*, 1999.
- [23] R. Killing, “*Welding processes and termal cutting*”, *Vol. English, Dusseldorf: DVS Verlag*, 2001.
- [24] A. Q. Bracarense, “*Gas metal Arc Welding*”, *Universidade Federal de Minas Gerais, Infosolda*, 2003.
- [25] R. Rowe, L. Jeffus, “*Manual de soldadura GMAW (MIG-MAG)*, editorial Paraninfo, 2008.
- [26] G. Mathers, “*The welding of Aluminium and its alloys. The effects of brief mindfulness intervention on acute pain experience: An examination of individual difference*”, *Vol. 1*, 2012.
- [27] H. A. L. Almeida, J. H. F. Silva, C. A. M. Mota, E. M. Braga “. *Otimização e comparação de modelos matemáticos para as características geométricas de soldas GMAW e FCAW*”, *Centro Federal de Educação tecnológica do Pará*, 2011.
- [28] V. Oliveira, “*Processos de alta produtividade GMAW: parâmetros não convencionais*”, *Curitiba – Pr*, 2013.
- [29] A. Fischer, “*Estudo da influência dos parâmetros no processo de soldadura GMAW – Arco Pulsado*”, setembro de 2011.
- [30] A. M. Quites, “*Introdução a soldadura a arco voltaico*”, *Florianópolis: Soldasoft*, 352 p, 2002.

- [31] T. F. Costa, E. B. Filho, H. D. H. Arevalo, L. O. Vilarinho, “Avaliação do Processo MIG/MAG Curto-Circuito Convencional e Controlado para a Soldadura de Dutos de Aço Carbono em Passe Único”, *Soldadura & Inspeção*, 2012.
- [32] C. G. Pickin, K. Young, “*Evaluation of cold metal transfer (CMT) process for welding aluminium alloy*”, *Science and Technology of Welding and Joining*, 2006.
- [33] J. C. Dutra, G. E. Silva, R. Henrique, C. Marques, “*Melting and welding power characteristics of MIG CMT versus Conventional MIG for Aluminum*”.
- [34] “Automação na Soldadura”, São Paulo, 2006.
- [35] A. Pasqualini, D. Sontag, F. Alexandrini, J. E. Fáveri, V. C. Sezerino, “Desenvolvimento de sistema para soldadura automatizada de roscas transportadoras”, SEGeT – Simpósio de Excelência em Gestão e Tecnologia , 2008.
- [36] J. N. Pires, A. Loureiro, T. Godinho, P. Ferreira, B. Fernando, J. Morgado, “*Welding robots*” *IEEE robotics & automation magazine*, 2003.
- [37] E. R. Che Jamil, Z. Samad, P. Muangjunburee, “*Microstructure analysis and mechanical characteristic of tungsten inert gas and metal inert gas welded AA6082-T6 tubular joint: A comparative study*”.
- [38] R. Kumar, U. Diltthey, D. K. Dwivedi, P.K. Ghosh, “*Thin sheet welding of Al 6082 alloy by AC pulse-GMA and AC wave pulse-GMA welding*”.
- [39] S.R. Barra, “Influência do Processo MIG/MAG Térmico Sobre a Microestrutura e a Geometria da Zona Fundida”, Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, UFSC, Florianópolis. 2003.
- [40] E. C. Amaral, C. R. Maria, L. P. M. Brandão, “Influência dos parâmetros de pulso na microestrutura e perfil de dureza na soldadura de ligas de alumínio pelo processo MIG superpulso”, Rio de Janeiro, 2012.
- [41] H. A. L. Almeida, “Uma Contribuição ao Estudo da Soldadura MIG de Chapas Finas da Liga Al-Mg”, Dissertação (Mestrado em Engenharia) – Universidade Federal do Pará. Belém. 2003.
- [42] S. Guedes, “Soldadura por fricção linear e por laser da liga Al6082”, Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto, 2015.
- [43] M. Rosa, N. Soares, “Efeitos dos ciclos de envelhecimento no comportamento de ligas de alumínio”, Universidade de Aveiro, 2009.
- [44] F. M. F. Tavares, “Efeito do tratamento térmico na estrutura e propriedades mecânicas de soldaduras MIG na liga AA 6082-T6”, Universidade de Coimbra, 2016.

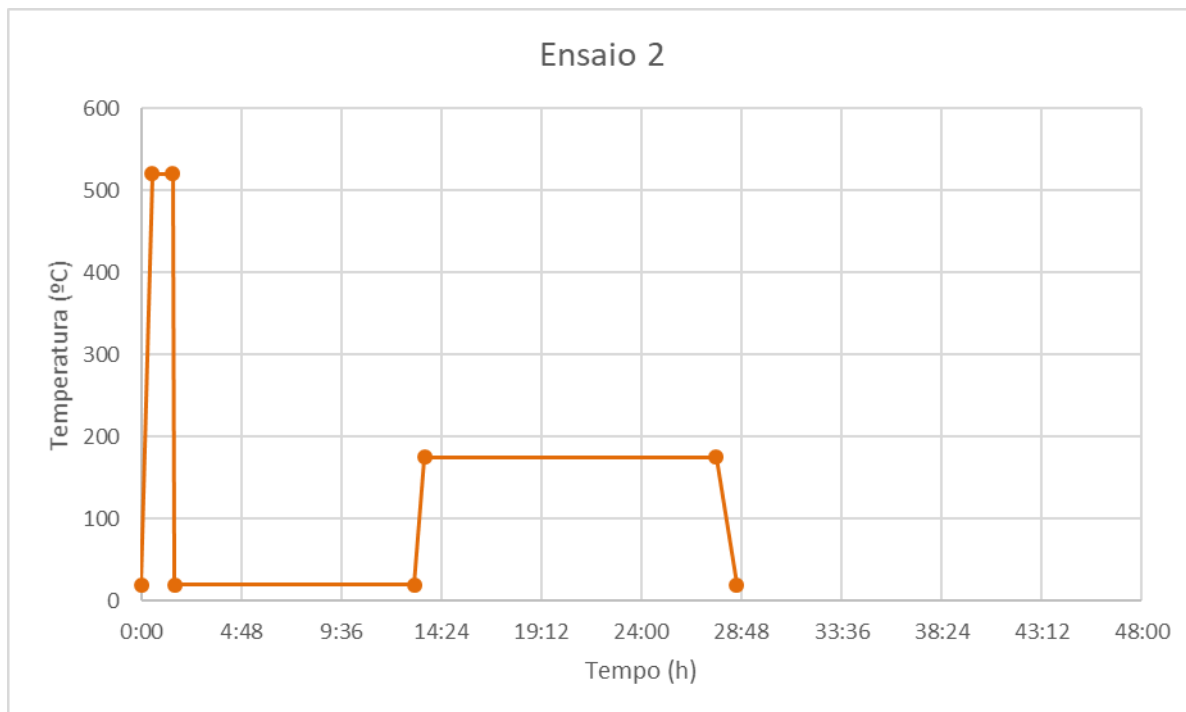
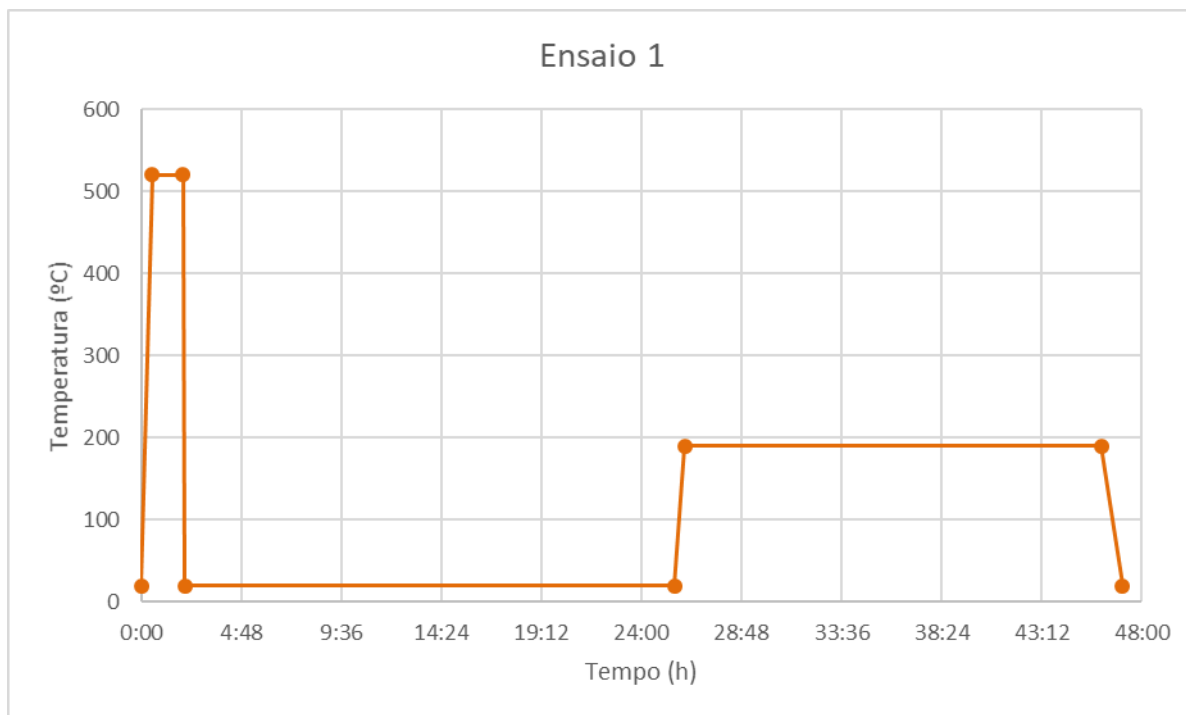
- [45] J. A. A. Soares, “Tratamentos térmicos de ligas de alumínio obtidas por fundição injetada”, Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto, 2017.
- [46] A. Bellini, J. H. Hattel, J. Thorborg, “*Thermo-mechanical modelling of aluminium cast parts during solution treatment*”, 2006
- [47] M. Cai, D. P. Field, W. Lomier, “*A systematic comparison of static and dynamic ageing of Two Al-Mg-Si alloys*”, Elsevier, 2004.
- [48] F.C. Campbell “*Elements of Metallurgy and Engineering Alloys*”, Asm International, 2008.
- [49] D. Clement, J. C. S. Filho, H. J. Mello, C. A. Soufen, “Influência do Tempo de Solubilização e Envelhecimento na Dureza do Alumínio 2024-T3”, Universidade Estadual Paulista.
- [50] G. Siqueira, “Caracterização microestrutural, mecânica e tratamento térmico da liga AA-6082 obtida pelo processo de conformação por spray”, Universidade de São Paulo, 2010.
- [51] A. M. P. Maia, “Efeito dos ciclos de solubilização e envelhecimento no comportamento da liga de alumínio 6101”, Universidade do Porto, 2012.
- [52] H. P. Souza, “Efeito da temperatura de solubilização no envelhecimento da liga de alumínio 6061”, Universidade Federal do Espírito Santo, 2006.
- [53] J. G. Kaufman, E. L. Rooy, “*Aluminum Alloy Castings Properties Processes and Applications*”, In ASM International, 2004.
- [54] “*ASM - Metals Handbook*”, Volume 4: *Heat treating*. In ASM Handbook Committee, p. 1861-1960, Vol. 4, 1991.
- [55] M. Maria, M. Martins, “Estudo do comportamento das ligas de alumínio 6061 e 6082”, Universidade de Aveiro, 2008.
- [56] A. M. A. Mohamed, F. H. Samuel, “*A Review on the Heat Treatment of Al-Si-Cu/Mg Casting Alloys*”, *Heat Treatment - Conventional and Novel Applications*, 2012.
- [57] W. F. Smith “Princípios de Ciência e Engenharia dos Materiais”, In. Portugal: McGraw-Hill, p. 524-541, 1998.
- [58] Y. Aoubdia, A. Boubertakh, S. Hamanda, “*Precipitation Kinetics of the hardening phase in two 6061 aluminium alloys*” *Materials Letters*, 2009.
- [59] M. H. Jacobs, “*Precipitation Hardening. Training in Aluminium Application Technologies*”, *European Aluminium Association*, 1999.

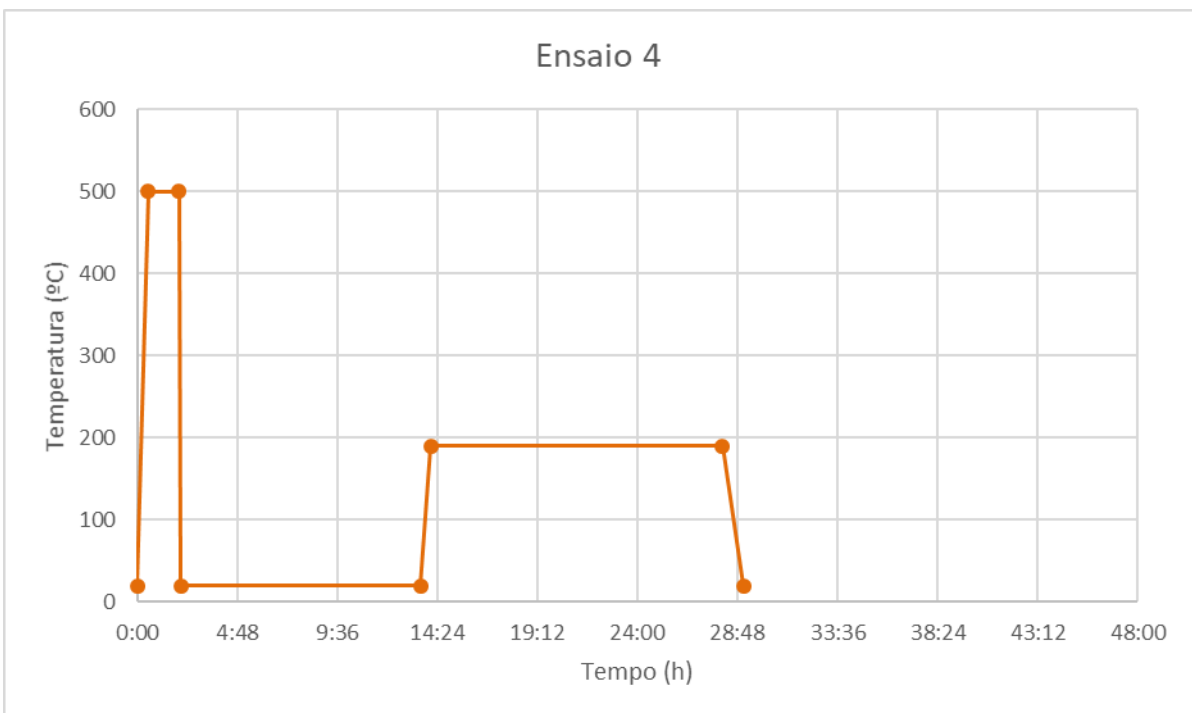
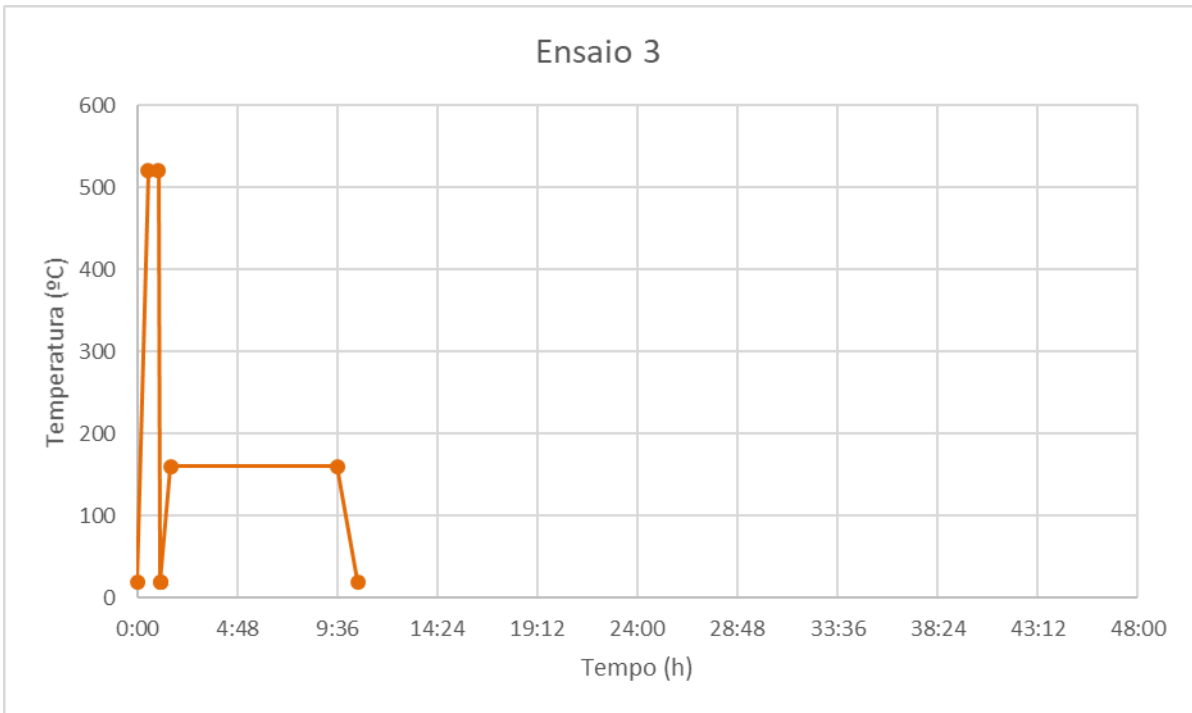
- [60] L.A. Dobrzanski, T. Reimann, G. Krawczyk, “*Influence of the aging on the mechanical proprieties of the aluminium alloy AlSi9Mg*”, *International Scientific Journal*. Vol. 31, 2008.
- [61] X. Fang, M. Song, K. Li, Y. Du, “*Precipitation sequence of an aged Al-Mg-Si Alloy*”, *Journal of Mining and Metallurgy*, 2010.
- [62] J. Buha, “*Interrupted ageing of Al-Mg-Si-Cu alloys*”, *University of New South Wales*, 2005.
- [63] W.F. Miao, D.E. Laughlin, “*Precipitation hardening in Aluminum Alloy 6022*”, *Scripta Materialia*, 1998.
- [64] R. G. Santos, “Tratamento Térmico de Solubilização e Precipitação”, 2007.
- [65] M. M. M. Martins, “Estudo do comportamento das ligas de alumínio 6061 e 6082”, Universidade de Aveiro, 2008.
- [66] C. Fransson, “*Accelerated aging of aluminum alloys. Karlstads University: Faculty of technology and Science Materials Engineering*”, 2009.
- [67] G. Taguchi, S. Konishi, “*Taguchi Methods: Orthogonal Arrays and Linear Graphs- Tools for Quality Engineering. American Supplier Institute*”, *Center for Taguchi Methods*, 1987.
- [68] R. A. Rohde, “Metalografia e preparação de amostras”, Laboratório de ensaios mecânicos. Universidade Regional Integrada do alto Uruguai e Missões, 3ª Edição, Rio Grande do Sul, 2010.
- [69] B. Gungor, E. Kaluc, E. Taban, A. SIK “*Mechanical and microstructural properties of robotic Cold Metal Transfer (CMT) welded 5083-H111 and 6082-T651 aluminum alloys*”, *Journal Materials & Design*, Turquia, 2013.
- [70] V. A. M. Cecilio, “Testes de Soldadura MIG Standard e CMT Pulsado Robotizada em Liga de Alumínio 6082-T6 para Otimização de Penetração, Largura de Cordão e Reforço”, Instituto Politécnico de Bragança, 2017.
- [71] G. Simonato, “Otimização de soldagem robotizada em ligas de alumínio com modo de transferência Pulsado e CMT+P através do método Taguchi”, Instituto Politécnico de Bragança, 2017.

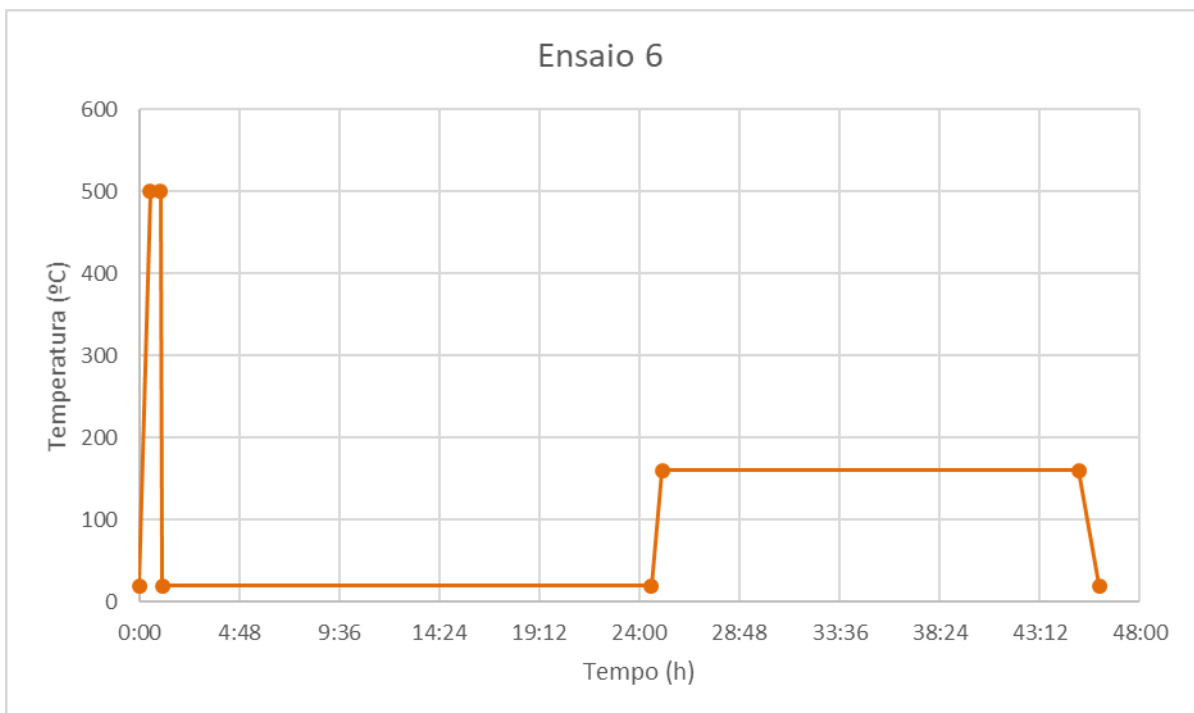
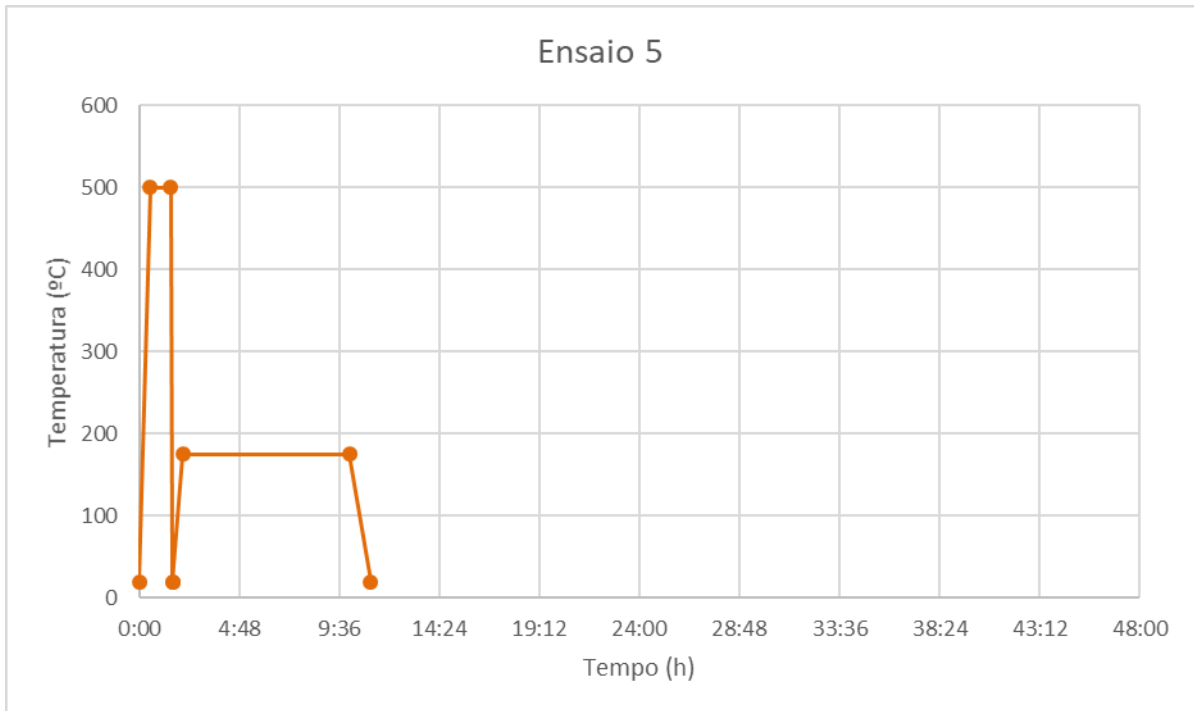
ANEXO I – Exemplo de código do robô

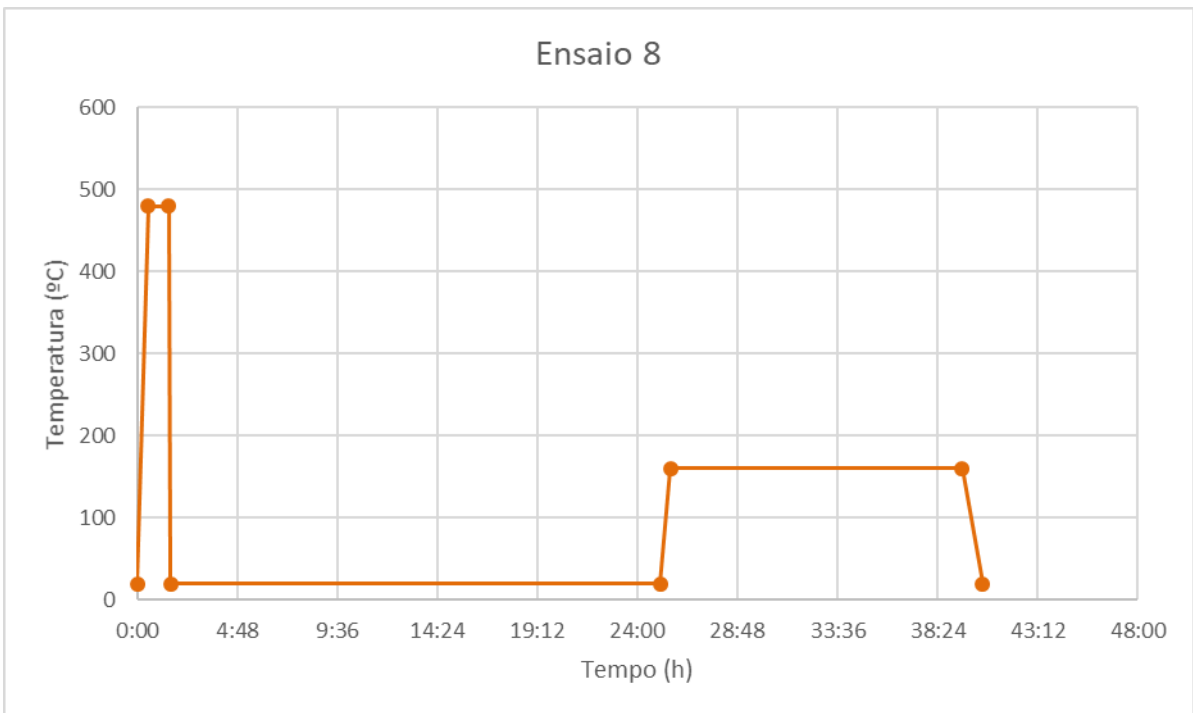
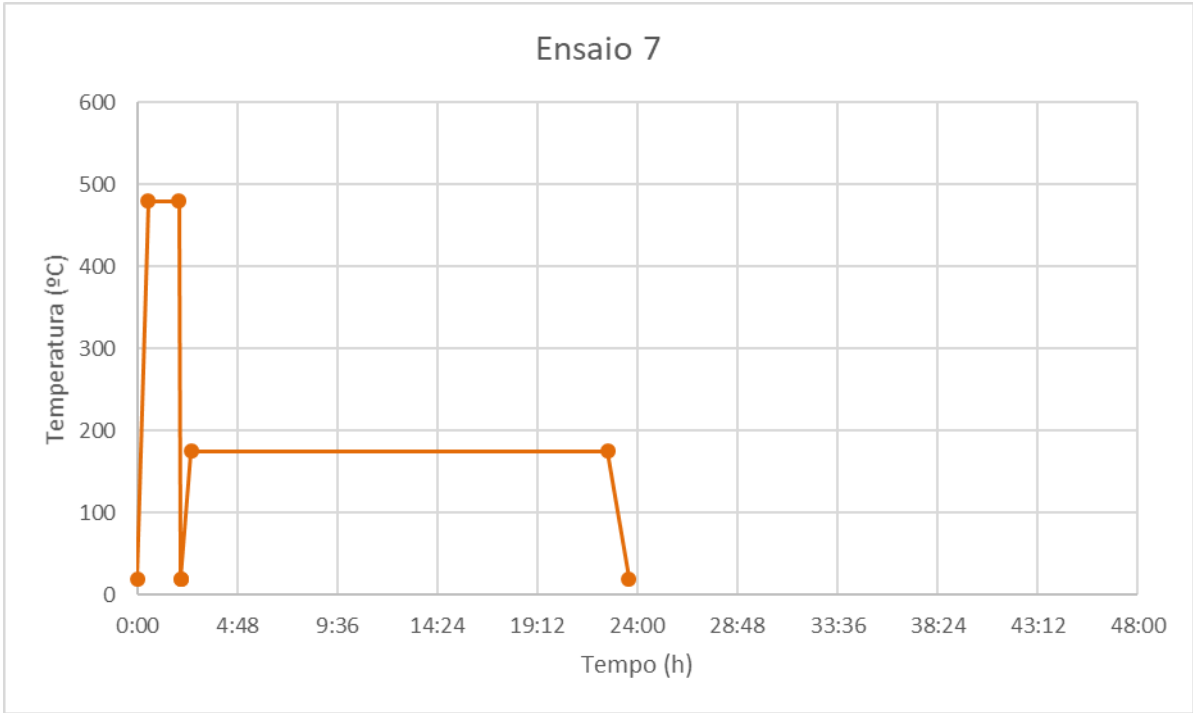
```
/JOB
//NAME RESIDUAL452
//POS
///NPOS 6,0,6,0,0,0
///TOOL 0
///POSTYPE PULSE
///PULSE
C00000=-28737,73636,67609,-35554,-56102,35960
C00001=-34238,125720,44540,-60615,-95774,61396
C00002=-34192,139283,50450,-67845,-101909,62114
C00003=-32782,152299,70084,-69715,-102815,59574
C00004=-31472,133520,58783,-59301,-94060,59251
C00005=-47197,86803,9897,-54162,-94513,63270
EC00000=1123,-358560
EC00001=1124,-356682
EC00002=1123,-356683
EC00003=1123,-356686
EC00004=1124,-356682
EC00005=1124,-356684
//INST
///DATE 2018/09/21 12:30
///ATTR SC,RW
///GROUP1 RB1
///GROUP2 ST1
NOP
*1
MOVJ C00000 VJ=10.00 +MOVJ EC00000 VJ=0.78
MOVJ C00001 VJ=10.00 +MOVJ EC00001 VJ=0.78
DOUT OT#(17) ON
ARCSET ASF#(2)
```

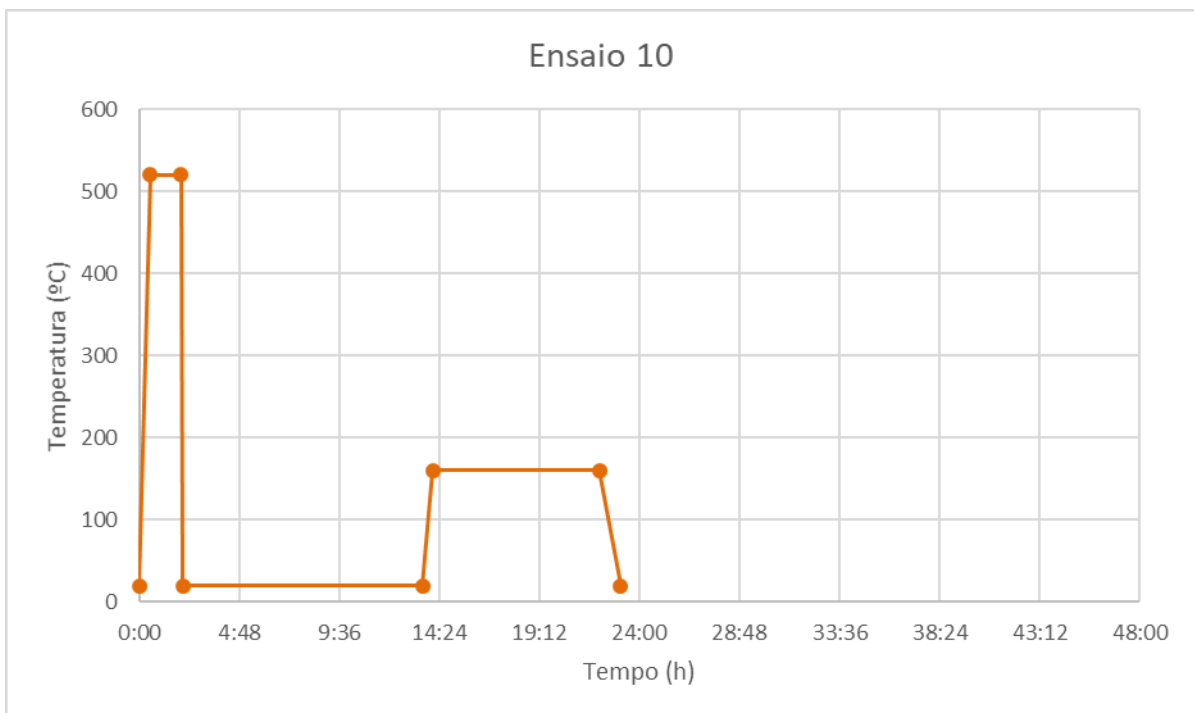
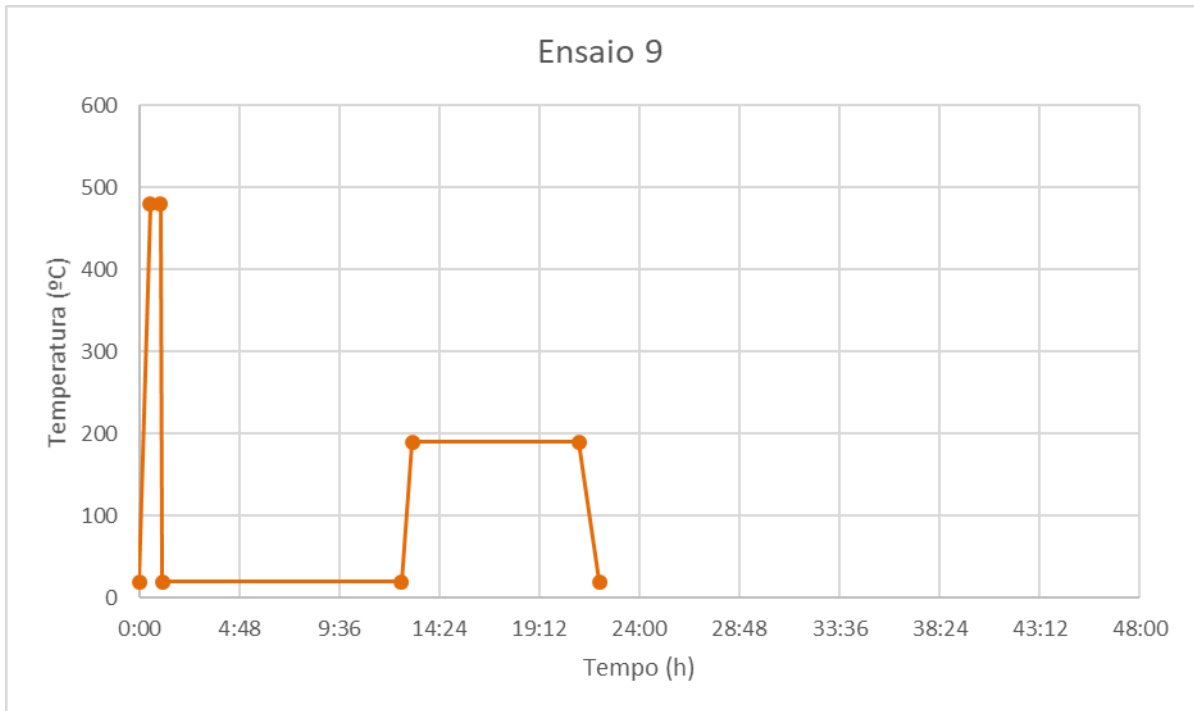
MOVL C00002 V=11.0 +MOVJ EC00002 VJ=0.78
ARCON ASF#(2)
MOVL C00003 V=10.0 +MOVJ EC00003 VJ=0.78
ARCOF
TIMER T=20.00
DOUT OT#(17) OFF
MOVL C00004 V=11.0 +MOVJ EC00004 VJ=0.78
MOVJ C00005 VJ=10.00 +MOVJ EC00005 VJ=0.78
PAUSE
CALL JOB:HOME-POSITION-ROBO
END

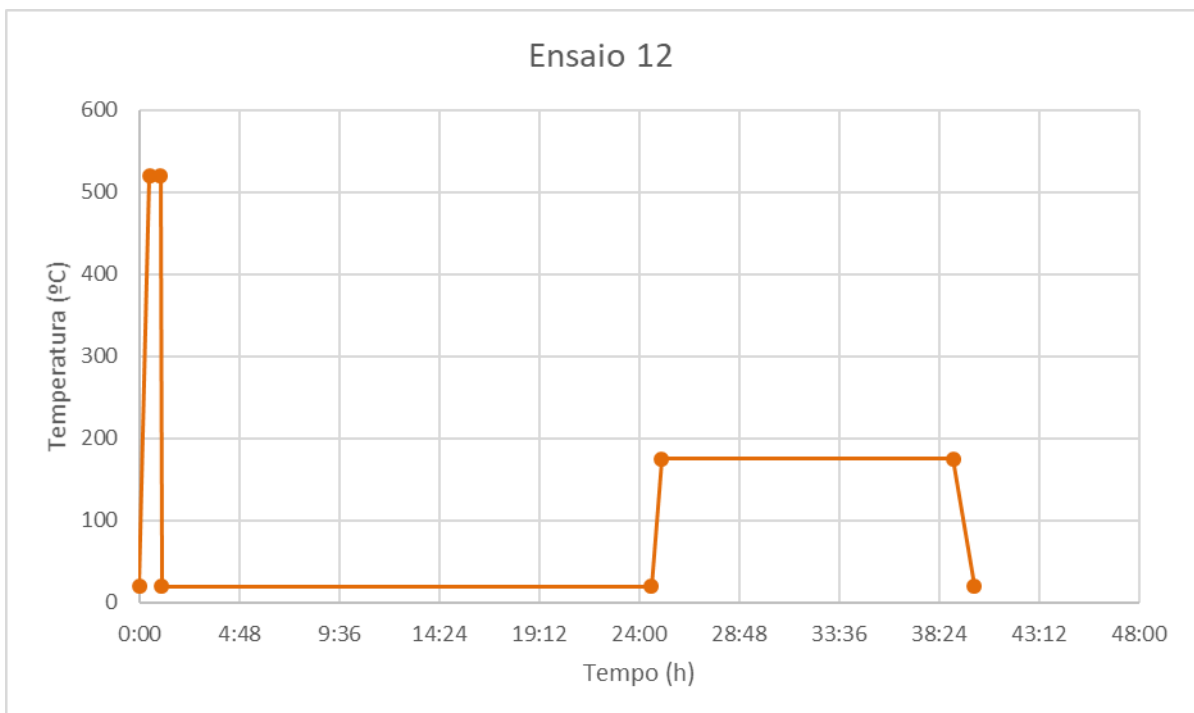
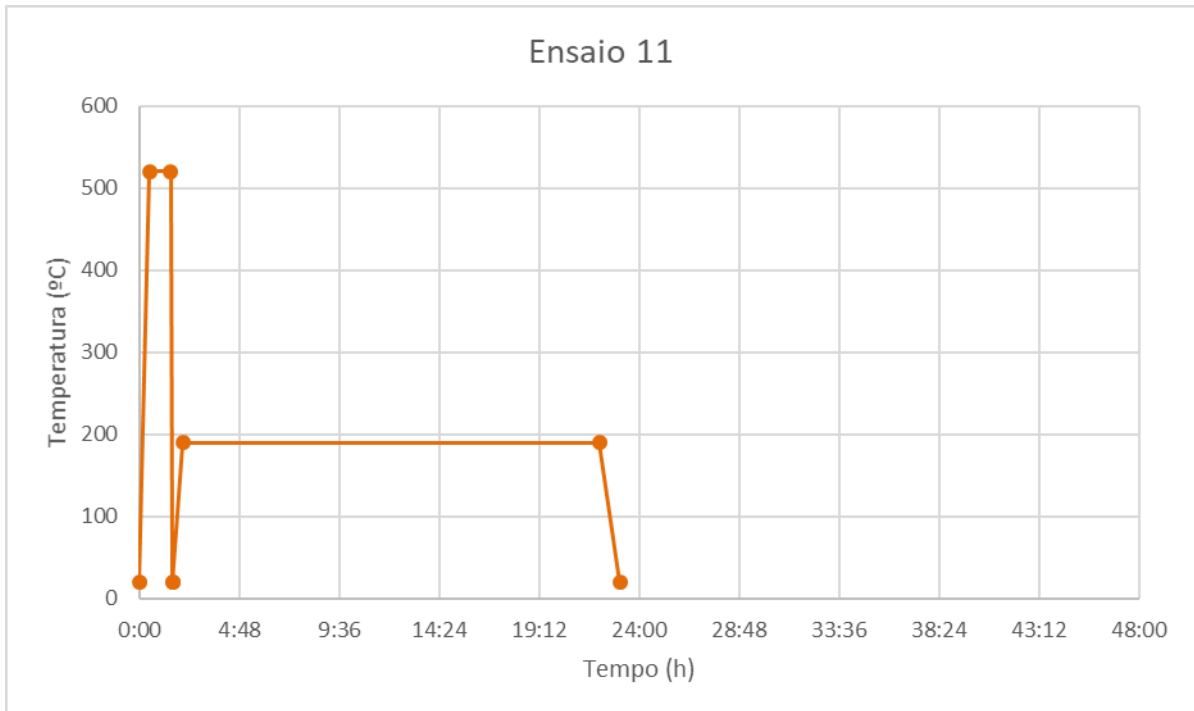
ANEXO II – Curvas dos tratamentos térmicos para cada ensaio realizado

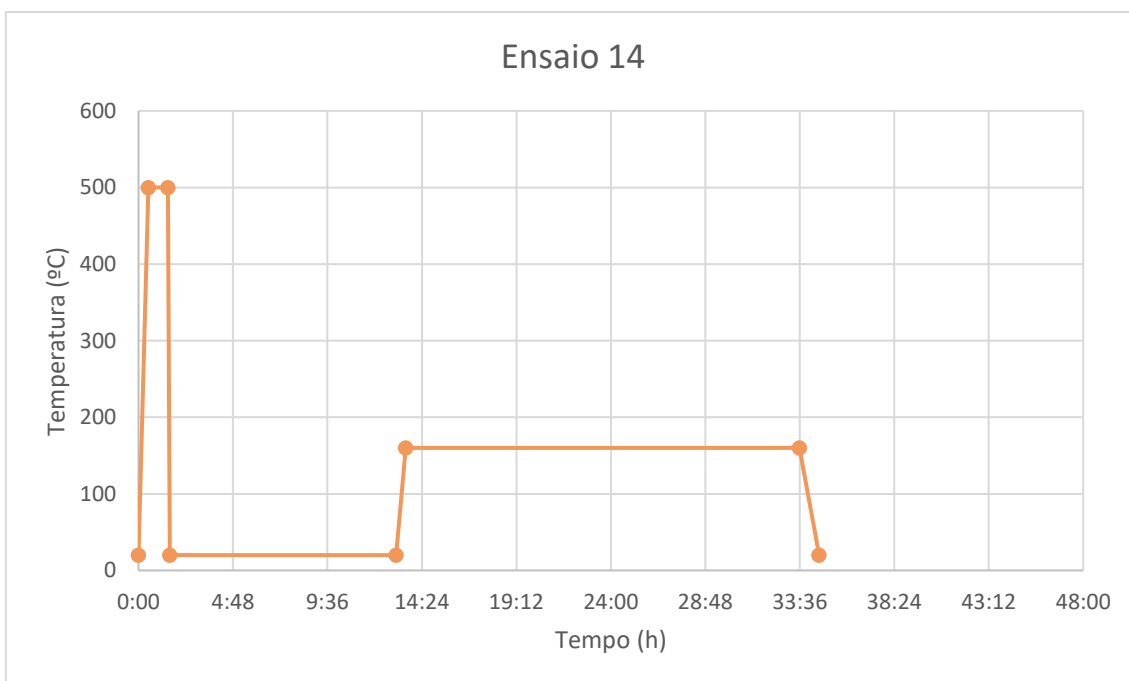
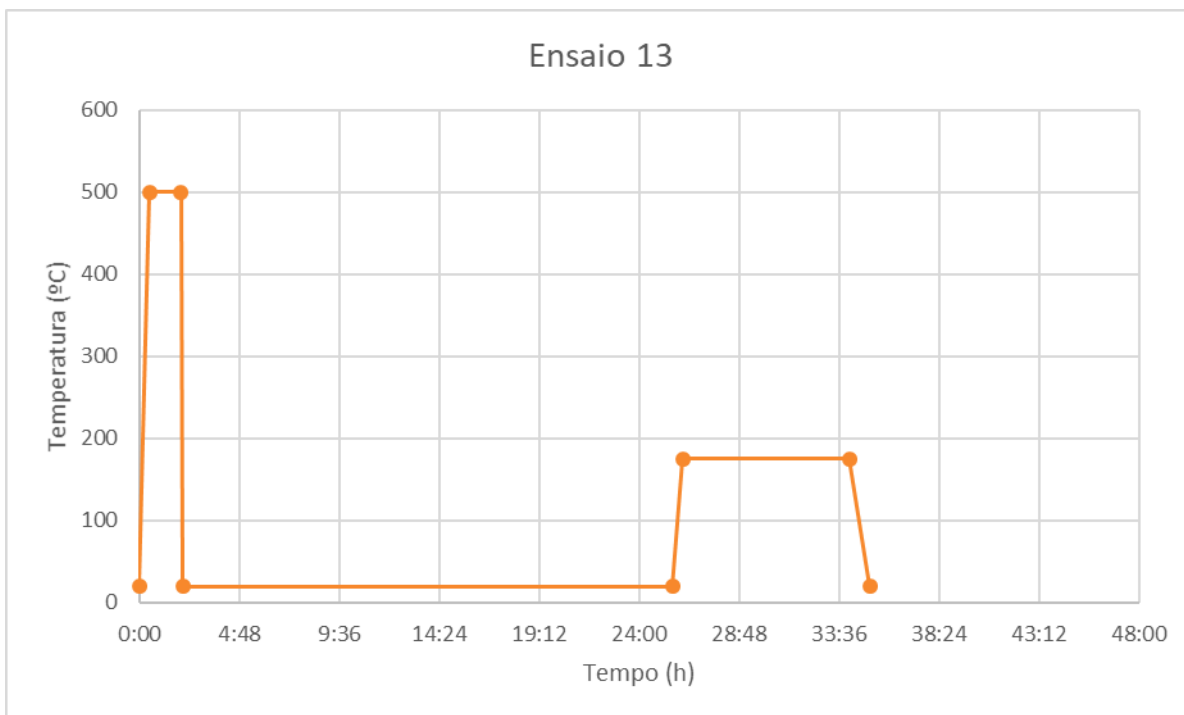


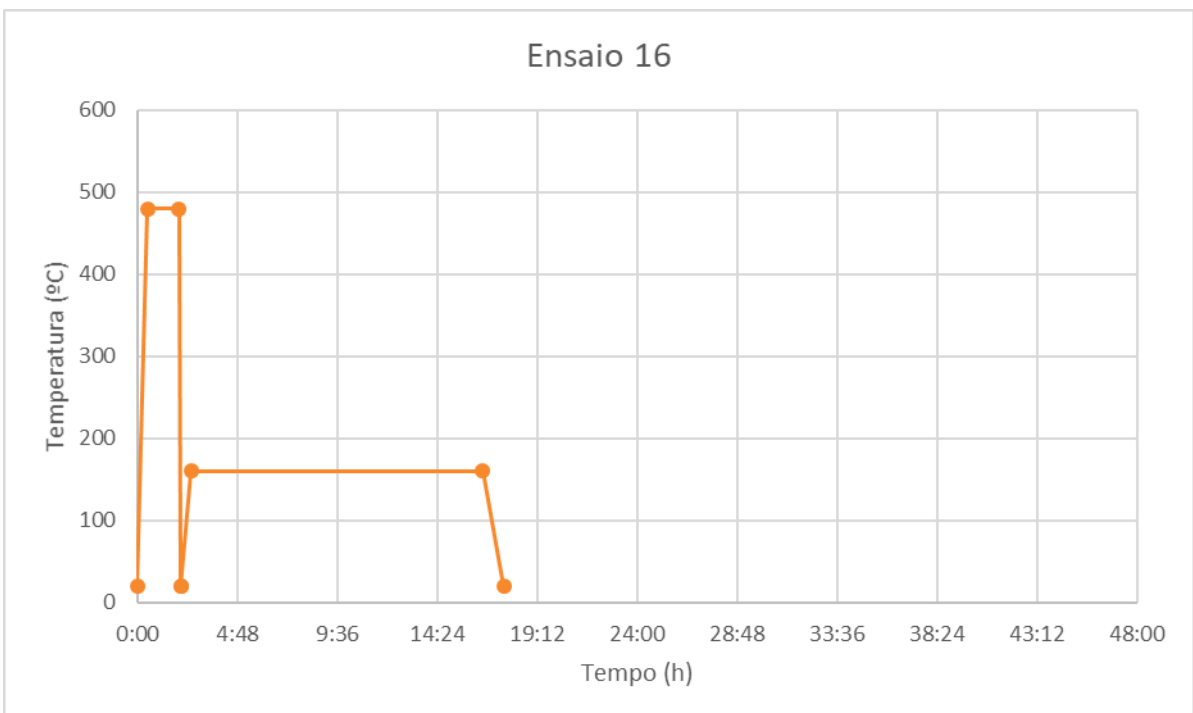
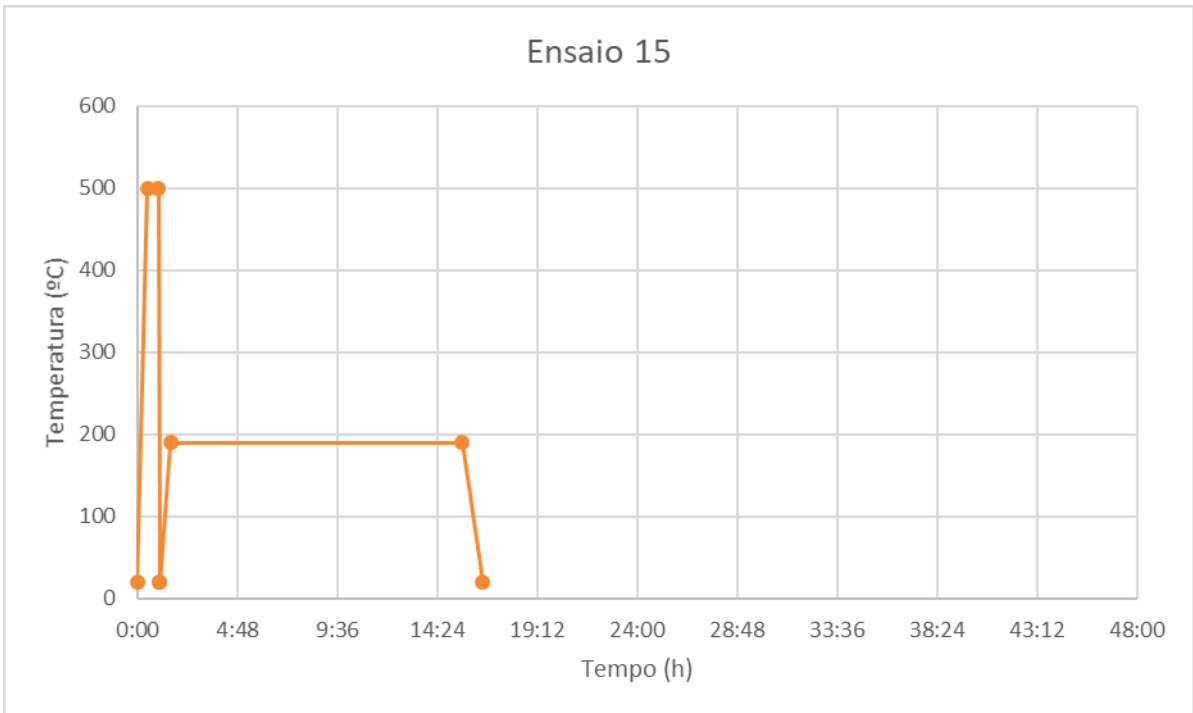


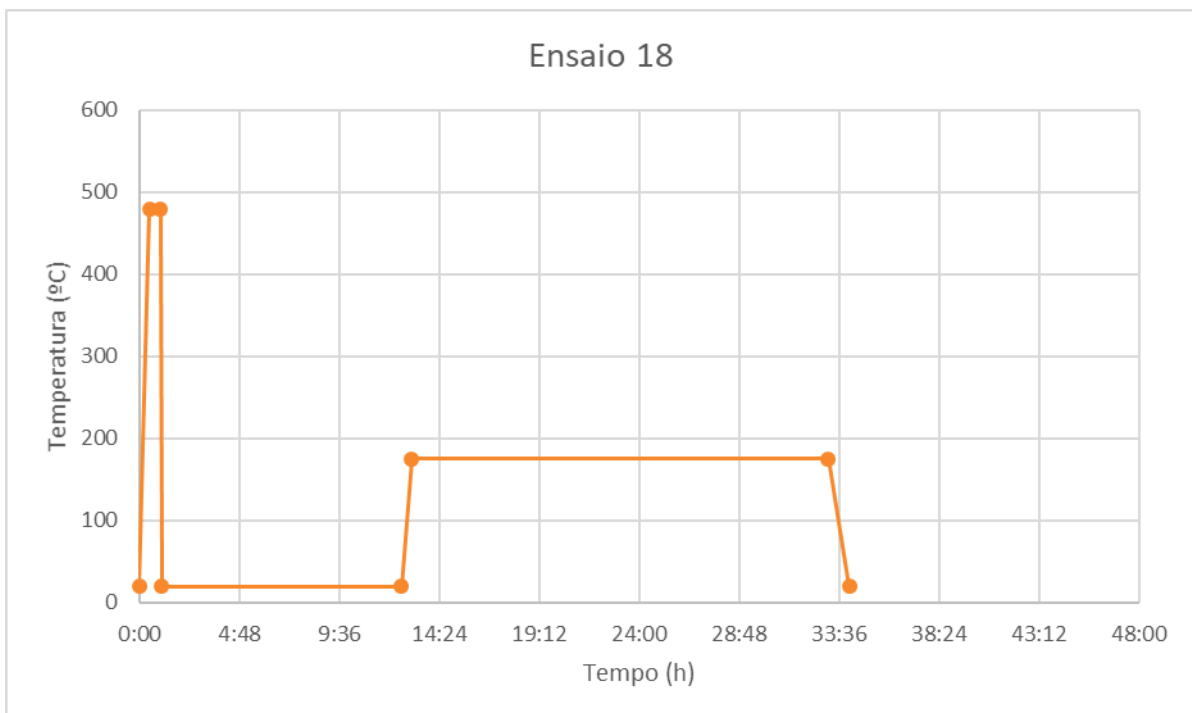
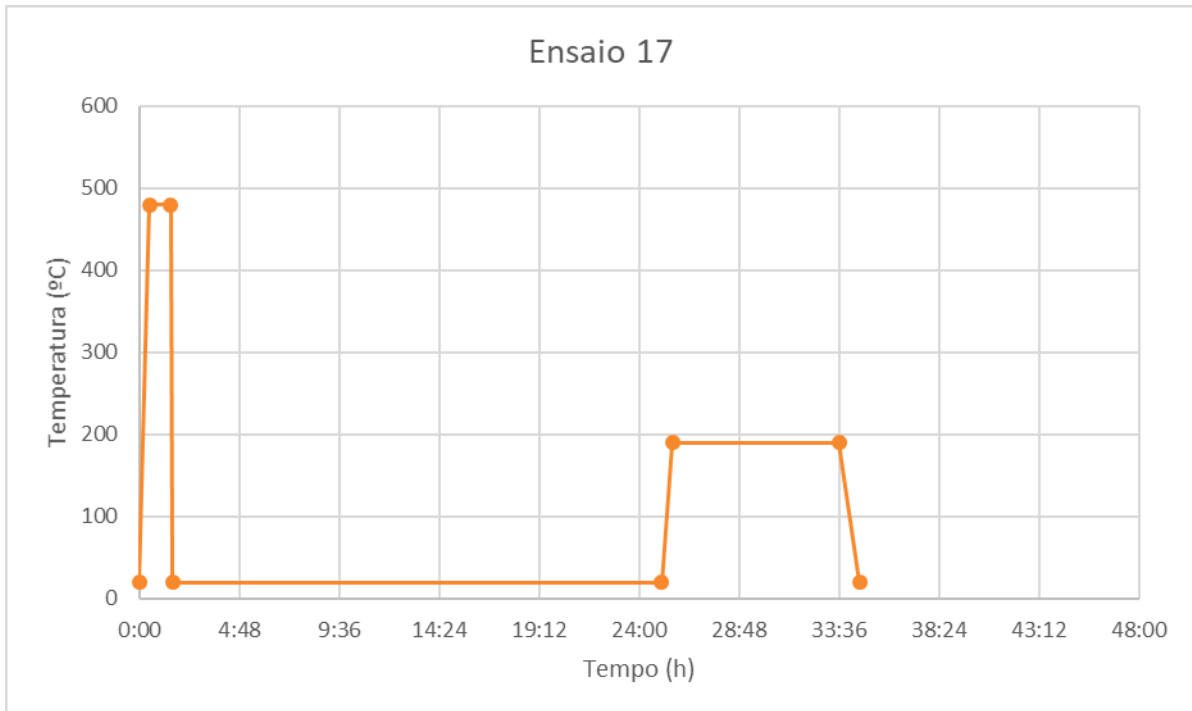








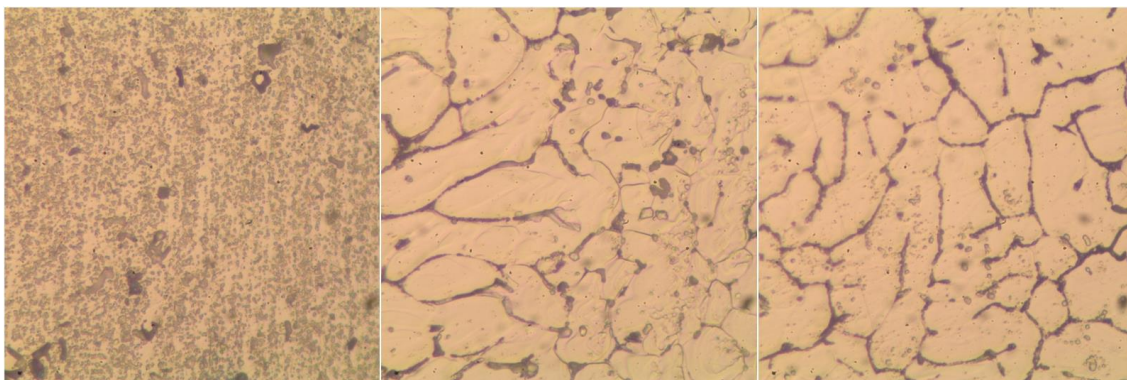




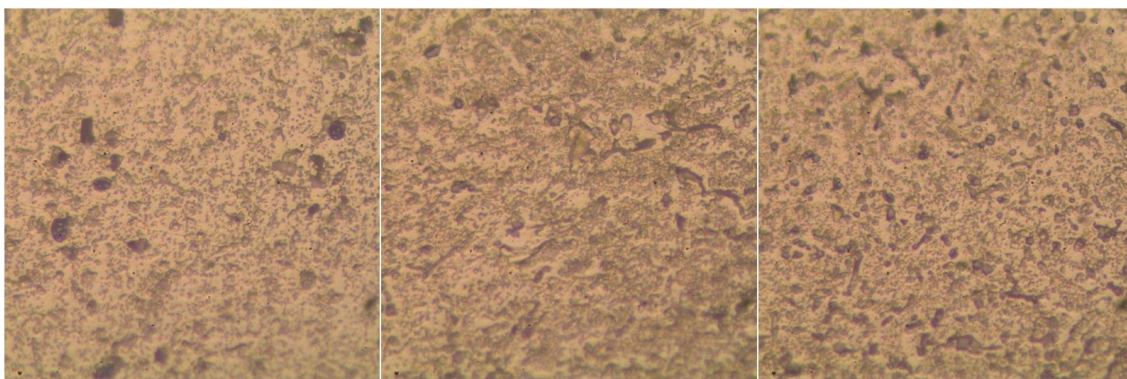
ANEXO III – Fotomicrografias

Fotomicrografias do resultado final (Material base, ZTA e região da solda, respectivamente) do ciclo de tratamento térmico para cada um dos 18 ensaios e da peça tal como soldada.

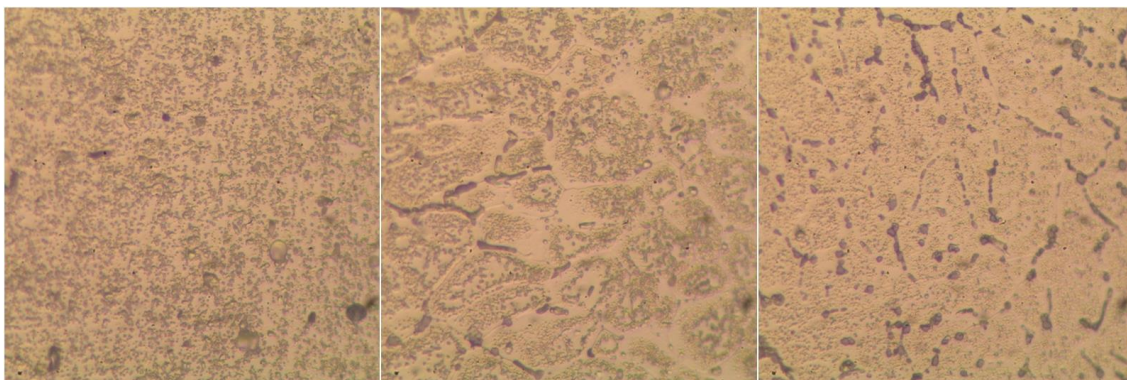
Tal como soldado:



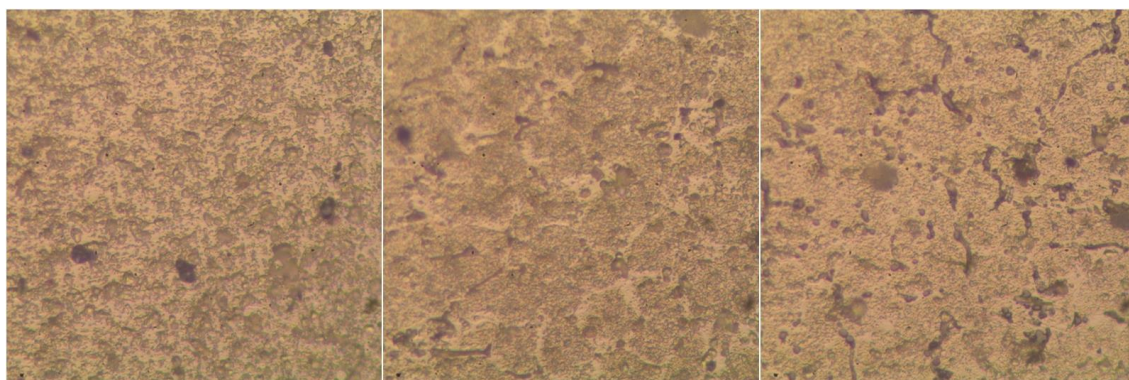
Ensaio 1:



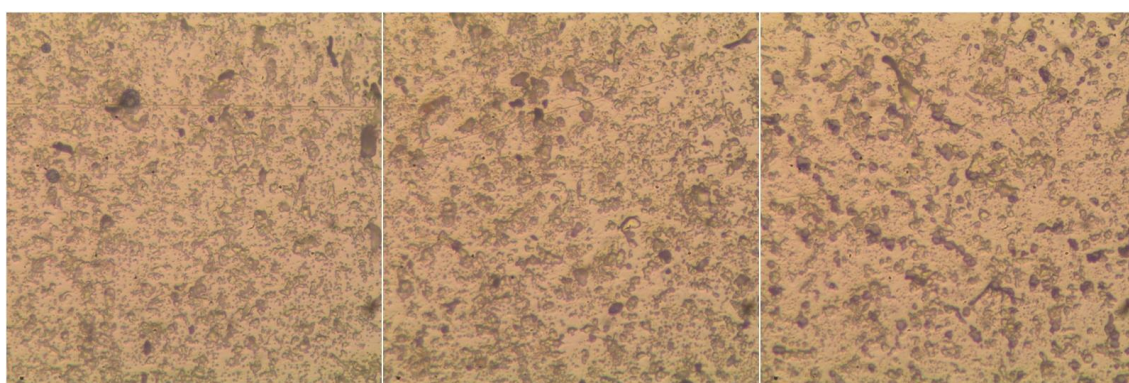
Ensaio 2:



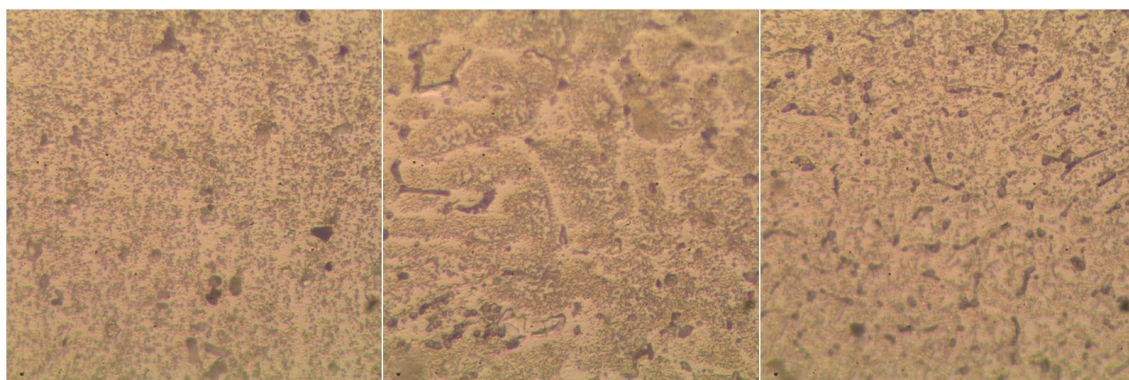
Ensaio 3:



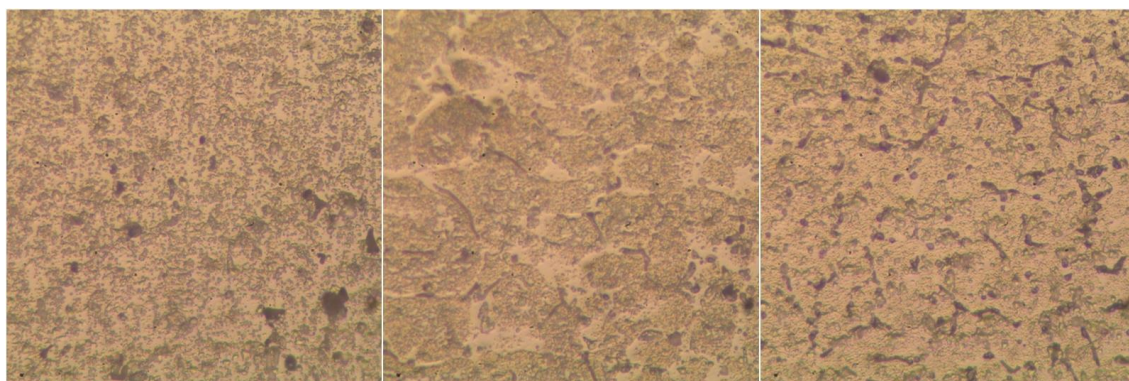
Ensaio 4:



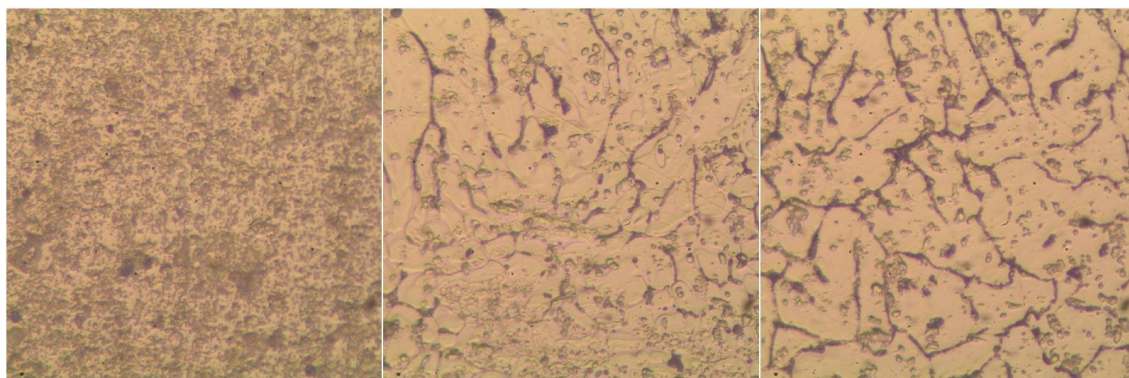
Ensaio 5:



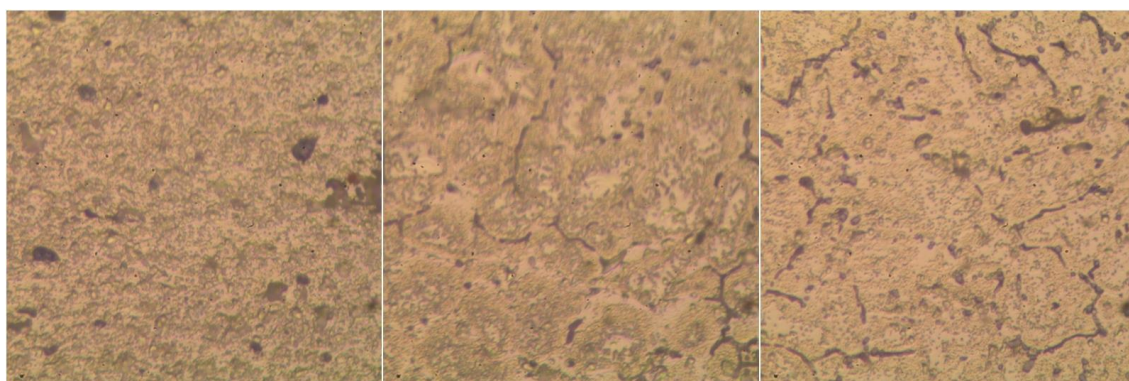
Ensaio 6:



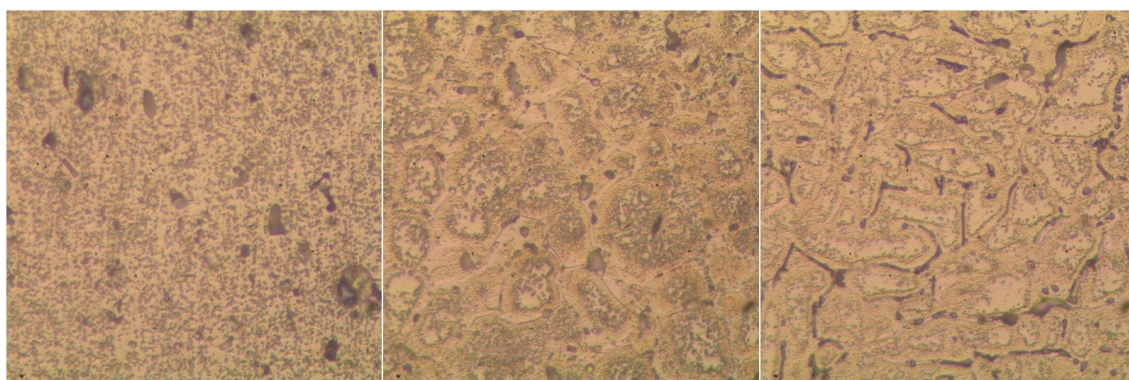
Ensaio 7:



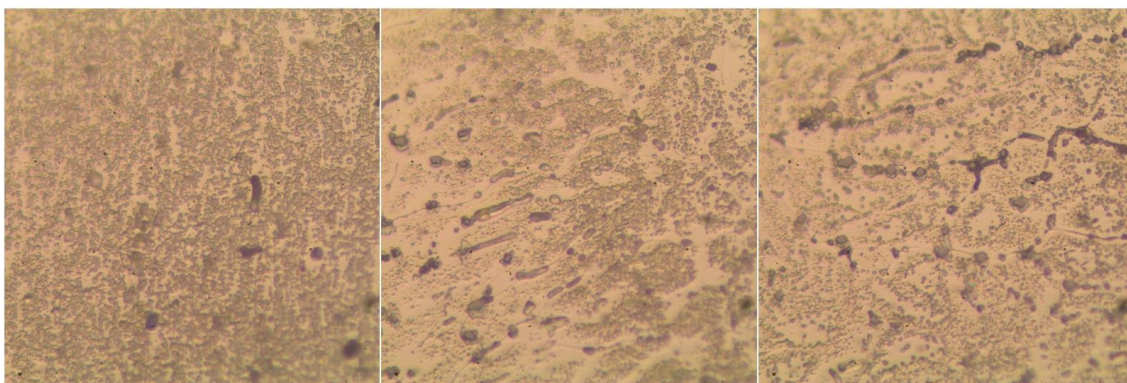
Ensaio 8:



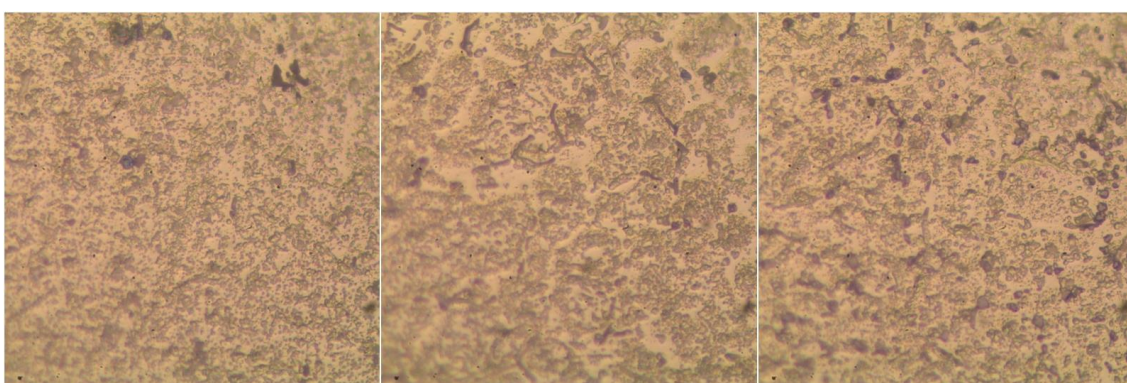
Ensaio 9:



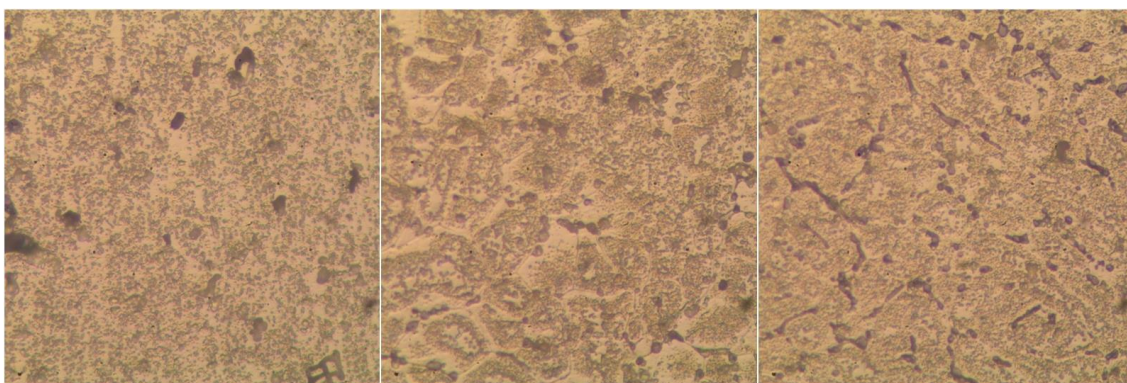
Ensaio 10:



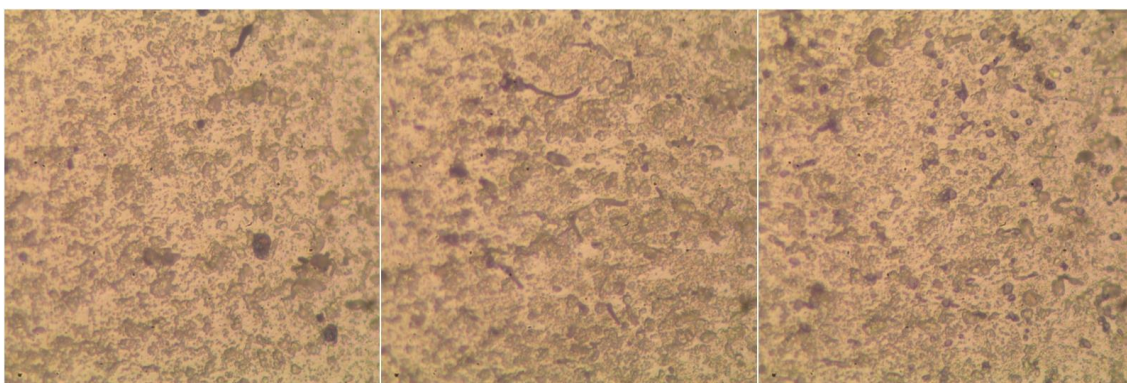
Ensaio 11:



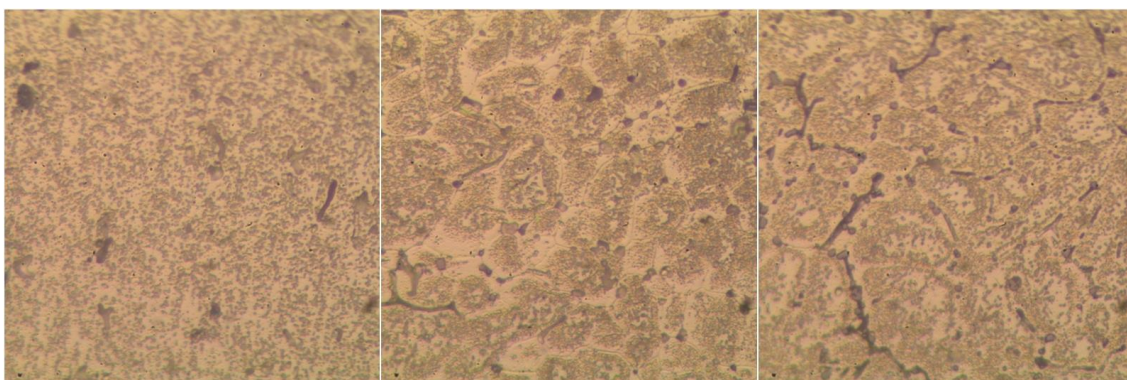
Ensaio 12:



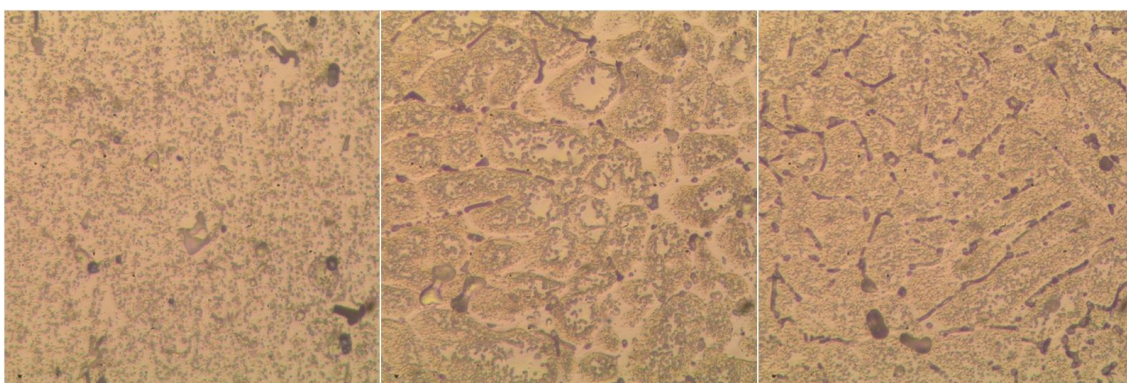
Ensaio 13:



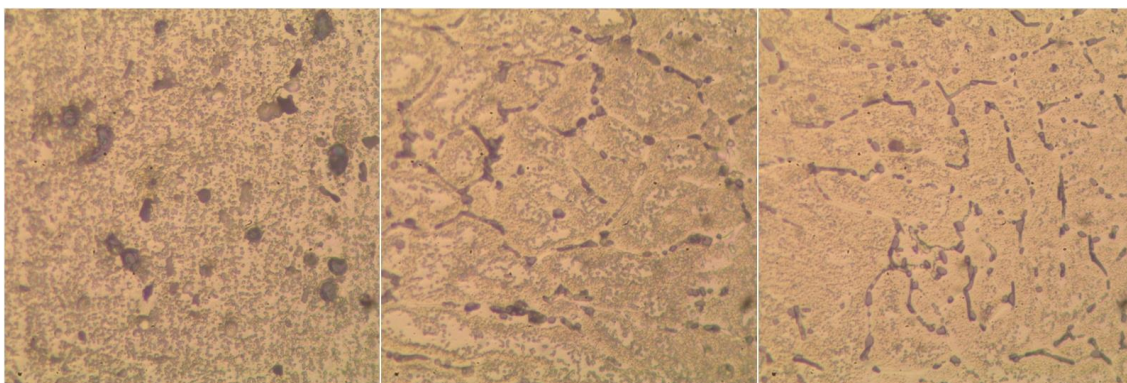
Ensaio 14:



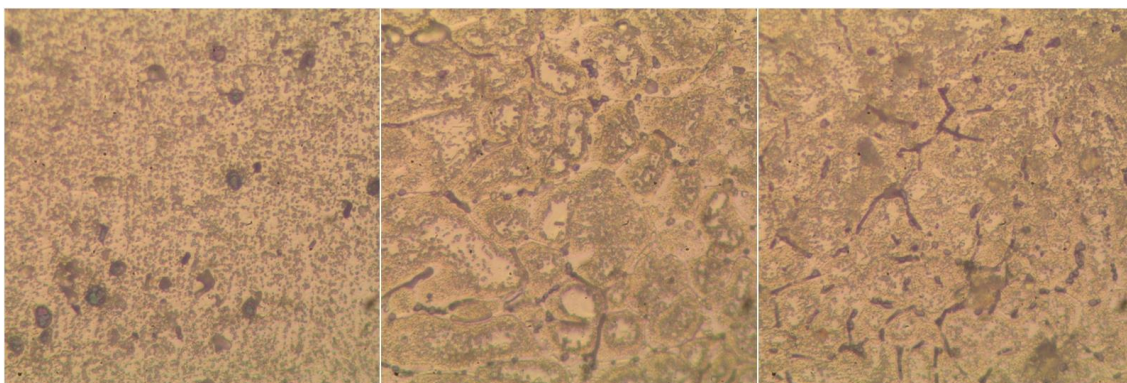
Ensaio 15:



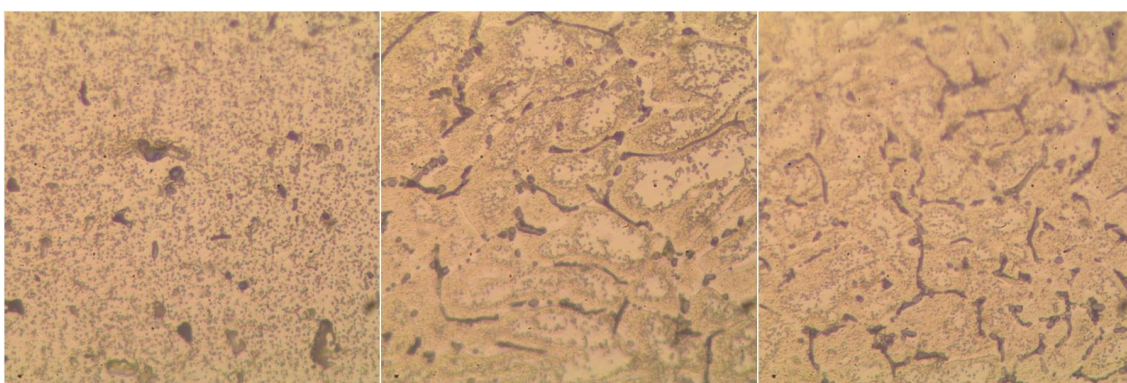
Ensaio 16:



Ensaio 17:



Ensaio 18:

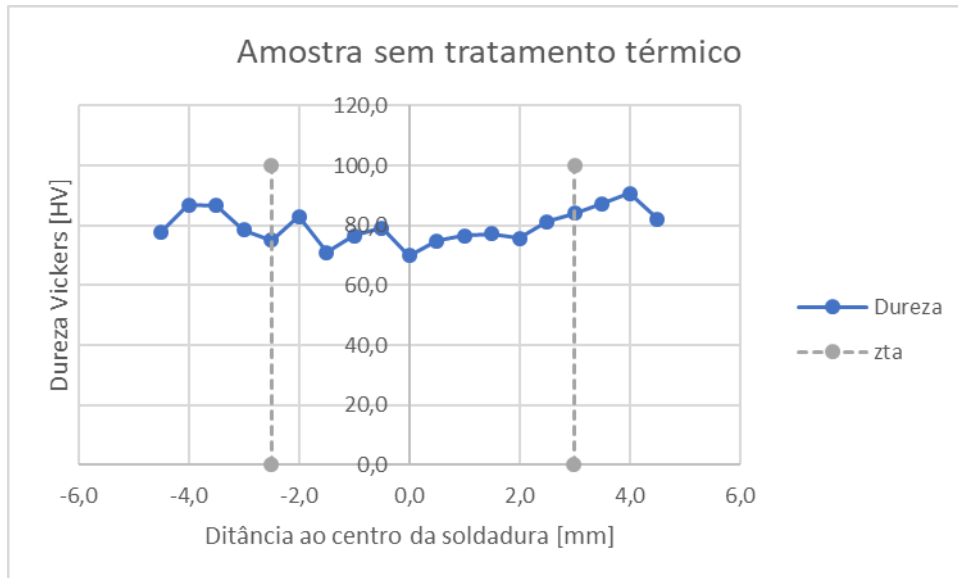


ANEXO IV – Tabela de microdurezas

furo/amostra	1	2	4	6	8	10	13	17	18	s/tt
1	96,7	122,5	84,3	100,8	97,1	123,2	89,8	89,6	84,0	77,9
2	93,2	117,1	89,2	91,2	100,8	114,7	96,8	96,2	86,1	86,9
3	83,6	110,9	85,4	96,7	109,2	119,5	104,1	98,0	93,6	86,5
4	80,5	109,8	85,0	97,1	108,7	123,2	106,1	81,2	89,6	78,5
5	84,3	117,7	80,5	93,6	114,7	107,7	101,2	108,7	92,0	75,1
6	90,8	121,3	83,2	99,8	110,9	124,5	106,0	81,8	95,8	82,9
7	88,0	99,8	82,5	99,8	103,6	131,2	107,3	93,2	93,6	71,0
8	76,3	117,1	79,8	96,7	108,7	105,6	109,2	88,8	94,6	76,6
9	80,5	118,3	82,5	103,6	106,6	138,4	107,8	91,6	95,8	79,2
10	95,4	110,9	84,7	99,8	107,7	111,4	105,4	89,6	94,5	69,9
11	84,3	109,2	86,9	94,5	108,7	119,5	105,0	76,0	89,6	74,8
12	85,4	129,1	85,0	93,2	101,7	100,3	101,2	83,2	86,1	76,6
13	62,7	110,9	74,2	95,4	102,2	111,4	101,2	92,0	88,8	77,2
14	73,6	110,3	91,7	94,1	94,5	118,3	104,7	85,8	85,0	75,7
15	77,6	109,2		100,8	98,9	107,2	105,0	86,1		81,2
16	87,6	115,9				120,7		85,8		84,0
17	93,2	131,9				127,1				87,3
18	94,5	112,5				113,6				90,8
19	90,8	109,8				115,9				82,2

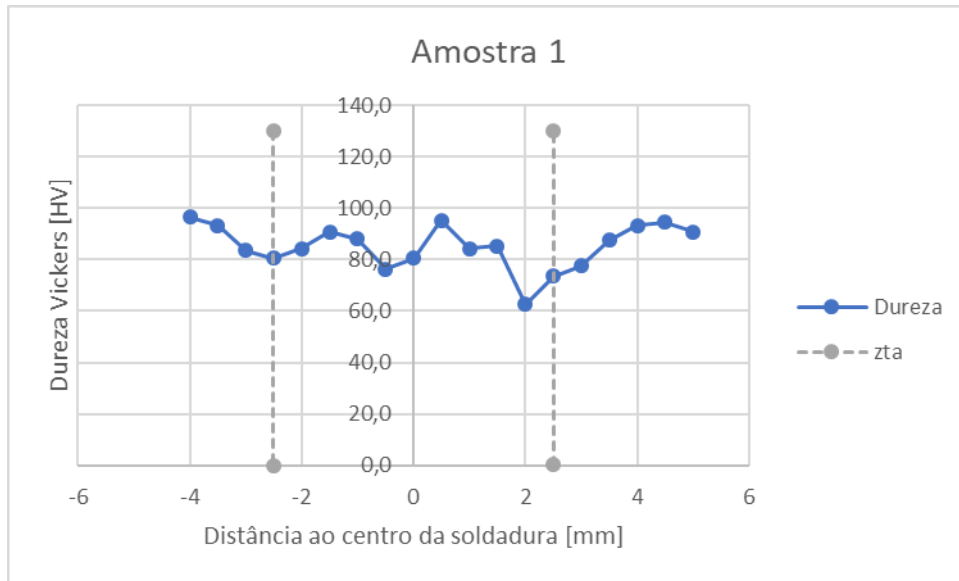
ANEXO V – Curvas de microdurezas

Amostra que não foi tratada termicamente (apenas soldada):



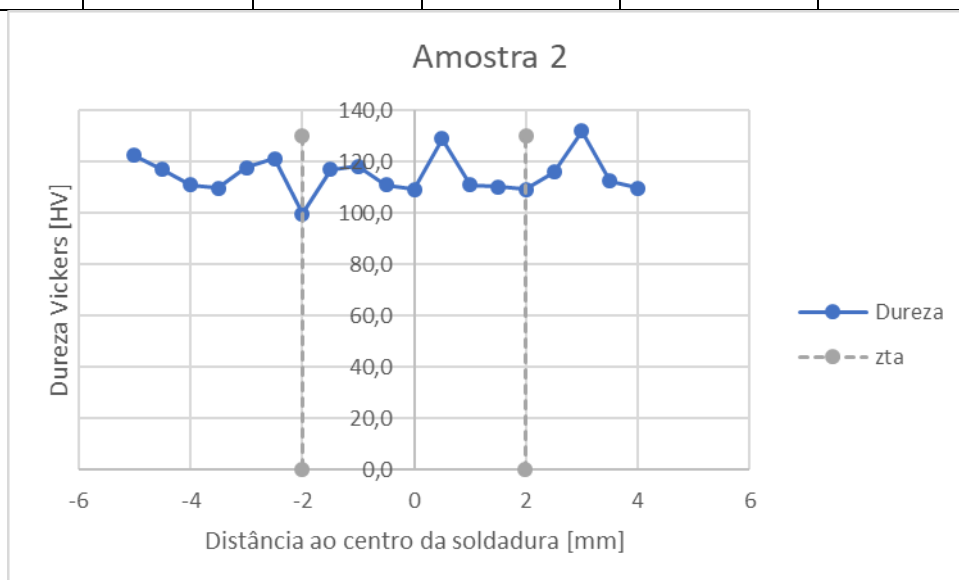
Amostra 1:

Parâmetro	Temperatura de solubilização	Tempo de solubilização	Temperatura de envelhecimento	Tempo de envelhecimento	Intervalo de tempo entre a têmpera e o envelhecimento
1	520	01:30	190	20	24



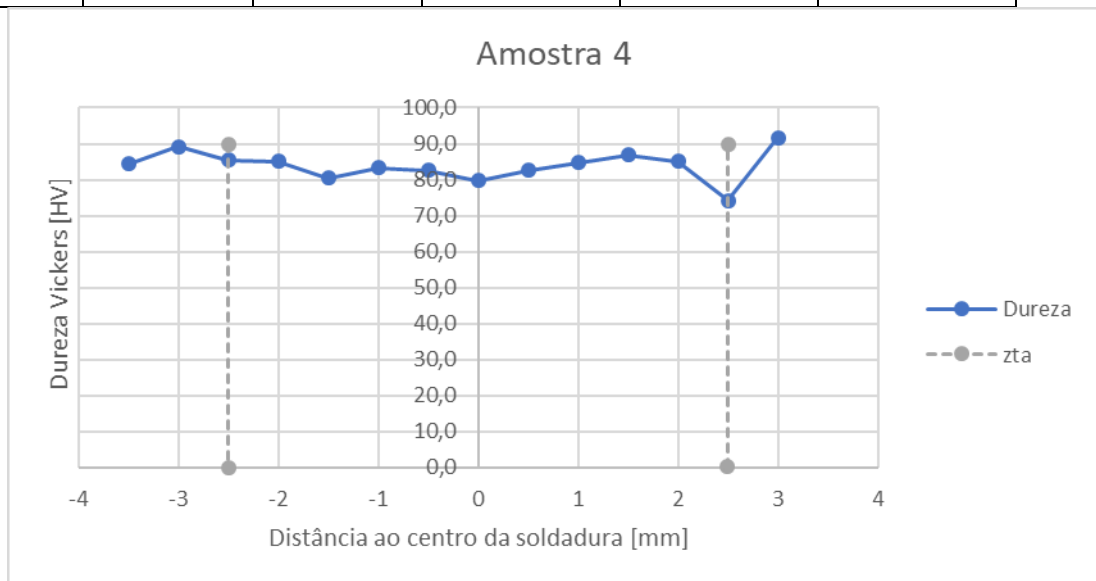
Amostra 2:

Parâmetro	Temperatura de solubilização	Tempo de solubilização	Temperatura de envelhecimento	Tempo de envelhecimento	Intervalo de tempo entre a têmpera e o envelhecimento
2	520	01:00	175	14	12



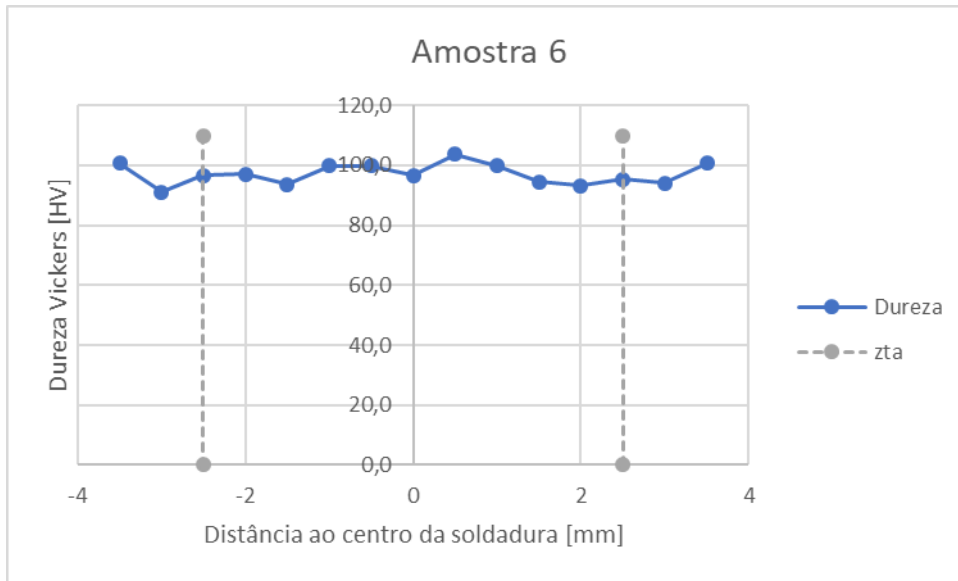
Amostra 4:

Parâmetro	Temperatura de solubilização	Tempo de solubilização	Temperatura de envelhecimento	Tempo de envelhecimento	Intervalo de tempo entre a têmpera e o envelhecimento
4	500	01:30	190	14	12



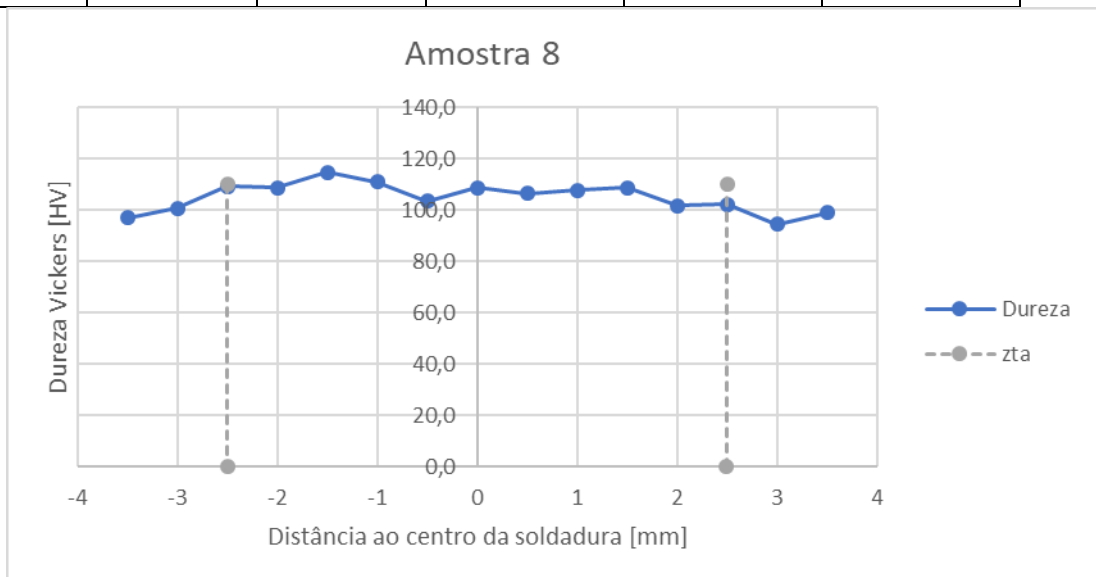
Amostra 6:

Parâmetros	Temperatura de solubilização	Tempo de solubilização	Temperatura de envelhecimento	Tempo de envelhecimento	Intervalo de tempo entre a têmpera e o envelhecimento
6	500	00:30	160	20	24



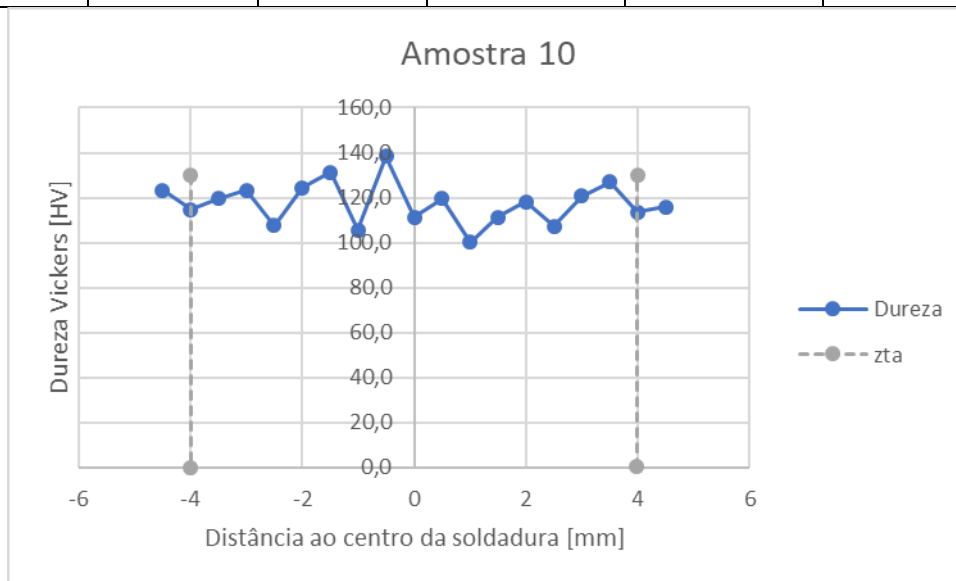
Amostra 8:

Parâmetros	Temperatura de solubilização	Tempo de solubilização	Temperatura de envelhecimento	Tempo de envelhecimento	Intervalo de tempo entre a têmpera e o envelhecimento
8	480	01:00	160	14	24



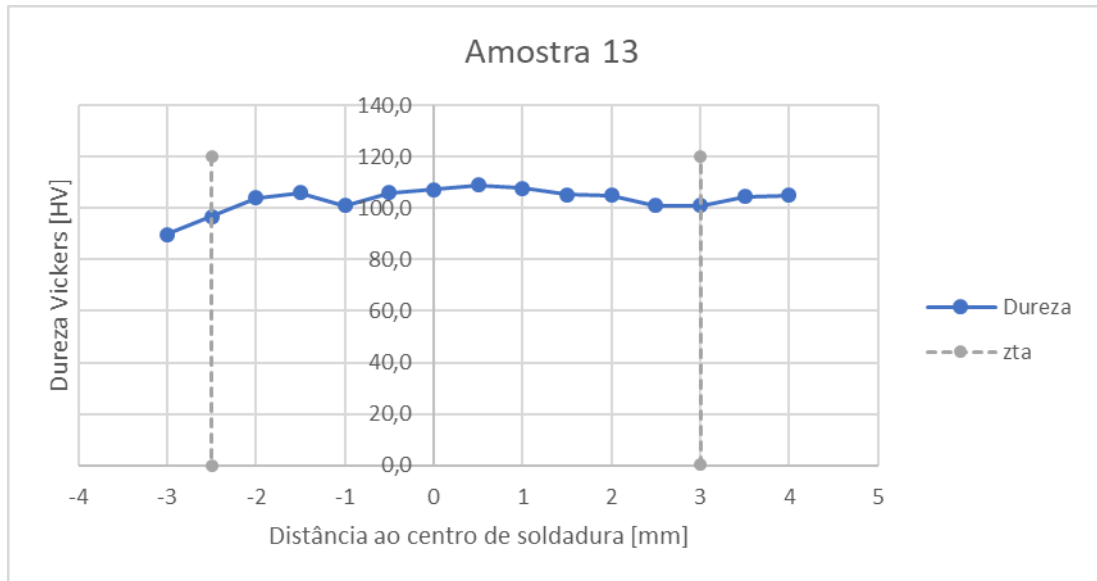
Amostra 10:

Parâmetros	Temperatura de solubilização	Tempo de solubilização	Temperatura de envelhecimento	Tempo de envelhecimento	Intervalo de tempo entre a têmpera e o envelhecimento
10	520	01:30	160	8	12



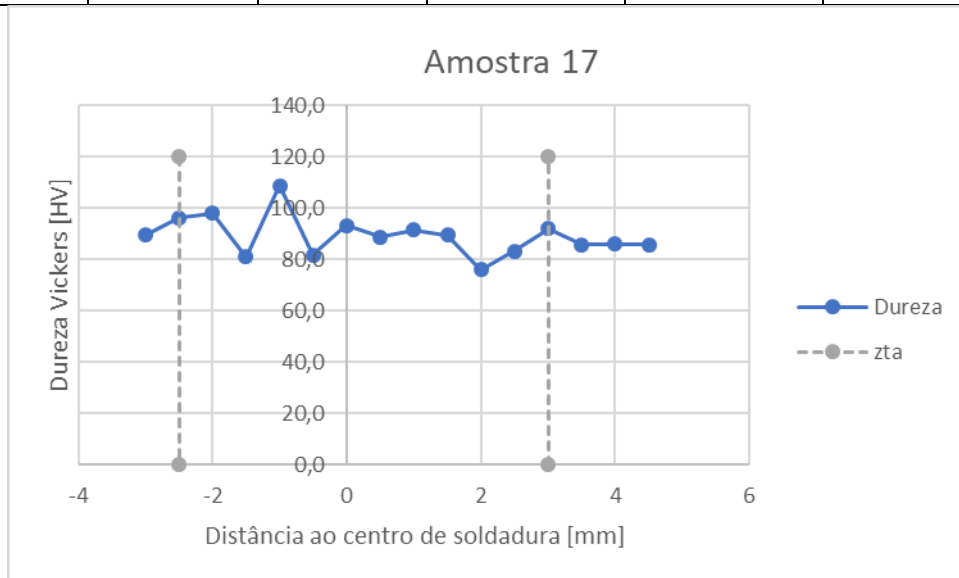
Amostra 13:

Parâmetros	Temperatura de solubilização	Tempo de solubilização	Temperatura de envelhecimento	Tempo de envelhecimento	Intervalo de tempo entre a têmpera e o envelhecimento
13	500	01:30	175	8	24



Amostra 17:

Parâmetros	Temperatura de solubilização	Tempo de solubilização	Temperatura de envelhecimento	Tempo de envelhecimento	Intervalo de tempo entre a têmpera e o envelhecimento
17	480	01:00	190	8	24



Amostra 18:

Parâmetros	Temperatura de solubilização	Tempo de solubilização	Temperatura de envelhecimento	Tempo de envelhecimento	Intervalo de tempo entre a têmpera e o envelhecimento
18	480	00:30	175	20	12

