



Universidade do Minho
Escola de Engenharia

Helena Leitão de Sá

Caraterização das juntas de soldadura
de componentes eletrónicos numa PCI

Helena Leitão de Sá | Caraterização das juntas de soldadura
de componentes eletrónicos numa PCI

UMinho | 2014

dezembro de 2014



Universidade do Minho
Escola de Engenharia

Helena Leitão de Sá

Caraterização das juntas de soldadura
de componentes eletrónicos numa PCI

Dissertação de Mestrado
Ciclo de Estudos Integrados Conducentes ao
Grau de Mestre em Engenharia Mecânica

Trabalho efetuado sob a orientação do
Professor Doutor Delfim F. Soares
Professor Doutor José Carlos Teixeira

DECLARAÇÃO

Nome

Helena Leitão de Sá

Endereço electrónico: helenaleitaosa@gmail.com Telefone: 918730395 / _____

Número do Bilhete de Identidade: 13891073

Título dissertação /tese

Caracterização das juntas de soldadura de componentes eletrónicos numa PCI

Orientador(es):

Professor Doutor Delfim F. Soares e Professor Doutor José Carlos Teixeira

_____ Ano de conclusão: 2014

Designação do Mestrado ou do Ramo de Conhecimento do Doutoramento:

Mestrado Integrado em Engenharia Mecânica

DE ACORDO COM A LEGISLAÇÃO EM VIGOR, NÃO É PERMITIDA A REPRODUÇÃO DE QUALQUER PARTE DESTA TESE/TRABALHO

Universidade do Minho, ___/___/_____

Assinatura: _____

AGRADECIMENTOS

Gostaria de expressar os meus mais sinceros agradecimentos a todos aqueles que contribuíram e apoiaram a realização desta dissertação.

Em primeiro lugar, aos meus orientadores, Professor Delfim Soares e ao Professor José Carlos Teixeira pela atribuição do tema, orientação, apoio, dedicação e tempo disponibilizado.

Ao Professor Francisco Macedo, pela ajuda, dedicação e tempo disponibilizado na realização deste projeto.

Ao Técnico Miguel Abreu por toda ajuda, apoio e tempo despendido.

Ao Vítor Carneiro e em especial à Cristina Gonçalves pela simpatia e por toda a ajuda, apoio e tempo disponibilizado na realização desta dissertação.

Aos meus amigos Paulo Mendes, José Oliveira, Rita Ferreira, Paulo Silva, Bruno Arcipreste, Tiago Costa, Fernando Dias, João Costa, Diogo Costa e Francisco Oliveira pelo companheirismo e pela ajuda ao longo da realização deste trabalho.

Aos colegas do Laboratório de Metalurgia, Paulina, Carlos e Tiago e à Técnica Leonor Carneiro pela simpatia e ajuda.

À Bosch Car e Multimedia por tornar possível a existência deste tema.

À minha família, em especial à minha mãe, ao meu pai e à minha irmã pelo apoio e carinho e por tornarem possível a realização deste projeto.

RESUMO

O processo de soldadura de componentes eletrónicos nas Placas de Circuito Impresso (PCI) envolve vários fatores de grande importância que afetam a performance final do sistema. Numa PCI há uma distribuição heterogénea de componentes no espaço. A presença de componentes com composição e massa diferentes faz com que, durante o processo de soldadura, haja um gradiente de temperaturas ao longo da PCI. Desta forma o ciclo térmico de soldadura (aquecimento e arrefecimento) varia ao longo da placa e, conseqüentemente, leva a alterações das características finais das juntas de soldadura. É necessário atingir a temperatura correta durante um determinado tempo para que se obtenham camadas intermetálicas adequadas entre os componentes, a solda e os *pads*, que permitam uma boa junta.

Nesta dissertação pretende-se caracterizar as juntas de soldadura em termos morfológicos e microestruturais e também determinar experimentalmente as propriedades que afetam a definição da sua geometria e comportamento em serviço, isto é, qual a sua variação durante o ciclo térmico de soldadura.

Desta forma, faz-se o estudo do efeito do ciclo térmico sobre as características de fusão e solidificação das soldas usadas em fábrica (SAC 305 e SAC 405), assim como, o estudo sobre a influência das condições de soldadura na formação de compostos intermetálicos (IMC) entre as soldas e diferentes substratos (Sn, OSP e NiAu). É feita uma avaliação da molhabilidade da solda em função de diferentes condições de processamento e, por fim, um estudo das propriedades térmicas relacionadas com o processo de soldadura.

Os resultados obtidos revelaram que os diferentes ciclos térmicos (aquecimento e arrefecimento) afetam os mecanismos de solidificação das soldas, evidenciando-se por isso uma microestrutura distinta para cada caso. As duas soldas apresentaram um aumento significativo dos IMCs com o aumento da temperatura máxima do ciclo térmico nos três substratos analisados. Quanto à avaliação da molhabilidade, as soldas apresentaram menores ângulos de contacto nos substratos de NiAu e OSP. Pelo estudo das propriedades térmicas verificou-se que a dissipação do calor numa PCI é maioritariamente dominada pela condutividade térmica do material isolante (FR4). Verificou-se também que diferentes microestruturas e dimensões de IMC afetam a condutividade térmica das juntas de soldadura.

ABSTRACT

Soldering process of electronic components in Printed Circuit Boards (PCB) involves several important facts which affect the final performance of the system. In a PCB, there is a heterogeneous distribution of components in space. The presence of components with different composition and mass causes, during the soldering process, a temperature gradient along the PCB. Thus, the thermal cycle of soldering (heating and cooling) varies along the board and, consequently, leads to changes on the final characteristics of the solder joints. It is necessary to reach the correct temperature for a specific time, in order to form appropriate intermetallic layers between components, solder and pads, allowing a good joint.

In this dissertation the aim is to characterize the solder joints on morphological and microstructural terms, and also determine experimentally the properties that affect the definition of its geometry during the thermal cycle and its performance in service.

Therefore, a study is made on the effect of thermal cycle on the characteristics of melting and solidification of solders used by the company (SAC305 and SAC405), as well the study of the influence of soldering conditions on the formation of intermetallic compounds (IMC) between the solder and different substrates (Sn, OSP and NiAu). It is performed an evaluation about wettability of the solder under different processing conditions, and finally, also a study about thermal properties related to the soldering process.

The results revealed that different thermal cycles (heating and cooling) affect the mechanisms of solidification of solders, evidencing thus a distinct microstructure for each case. Both solders showed a significant growth of IMC, on the three substrates, with the increase of the maximum temperature of the thermal cycle. Regarding the evaluation of wettability, the solders had lower contact angles on substrates of NiAu and OSP. The study of thermal properties revealed that the heat dissipation in a PCB is mostly dominated by the thermal conductivity of the insulating material (FR4). It was also observed that different microstructures and different dimensions of IMC affect the thermal conductivity of the solder joints.

ÍNDICE

| | |
|--|----|
| Capítulo 1 INTRODUÇÃO | 1 |
| 1.1. Motivação | 3 |
| 1.2. Objetivos da tese | 4 |
| 1.3. Estrutura da tese | 4 |
| Capítulo 2 REVISÃO DA LITERATURA | 7 |
| 2.1. Placas de Circuito Impresso | 8 |
| 2.2. Processos de Soldadura..... | 9 |
| 2.2.1 Soldadura por <i>Reflow</i> | 9 |
| 2.2.2. Soldadura por Onda..... | 10 |
| 2.3. Tipos de solda comercializados | 12 |
| 2.4. Solda SAC305 e SAC405..... | 13 |
| 2.5. Componentes de uma PCI | 14 |
| 2.6. Compostos Intermetálicos..... | 16 |
| Capítulo 3 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL | 19 |
| 3.1. Materiais usados..... | 20 |
| 3.2. Reatividade Solda/Substrato | 22 |
| 3.2.1. Análise Térmica Diferencial (DTA)..... | 23 |
| 3.2.2. Preparação das amostras para os testes de DTA | 24 |
| 3.2.3. Preparação das amostras para visualização no Microscópio Ótico..... | 25 |
| 3.2.4. Identificação dos Compostos Intermetálicos | 26 |
| 3.3. Molhabilidade da Solda no Substrato..... | 28 |
| 3.3.1. Ângulo de Contacto..... | 29 |
| 3.3.2. Método Sessile Drop | 30 |
| 3.3.3. Tensão superficial | 31 |

| | | |
|------------|--|----|
| 3.3.4. | Validação do método experimental | 32 |
| 3.3.4.1. | Adaptação de um novo sistema de suporte e de leitura da temperatura | 34 |
| 3.3.5. | Preparação das amostras para os testes de molhabilidade | 36 |
| 3.4. | Propriedades térmicas | 37 |
| 3.4.1. | Condutividade Térmica..... | 38 |
| 3.4.2. | Radiometria fototérmica modulada | 39 |
| 3.4.3. | Preparação das amostras..... | 42 |
| 3.4.4. | Método experimental de medição das propriedades térmicas..... | 43 |
| 3.4.5. | Método de análise de resultados | 44 |
| 3.4.5.1. | Sistema de uma camada | 45 |
| 3.4.5.2. | Sistema de duas camadas | 46 |
| Capítulo 4 | APRESENTAÇÃO E DISCUSSÃO DOS RESULTADOS | 49 |
| 4.1. | Reatividade solda/substrato | 50 |
| 4.1.1. | Identificação dos Compostos Intermetálicos | 50 |
| 4.1.2. | Influência do ciclo térmico na microestrutura da solda SAC305 | 52 |
| 4.1.3. | Influência do ciclo térmico na microestrutura da solda SAC405 | 58 |
| 4.1.4. | Evolução das camadas intermetálicas IMC-I e IMC-II da solda SAC305 em função do ciclo térmico e em diferentes substratos | 64 |
| 4.1.4.1. | Substrato de Cobre (Cu) | 64 |
| 4.1.4.2. | Substrato de Estanho (Sn) | 68 |
| 4.1.4.3. | Substrato de OSP | 70 |
| 4.1.4.4. | Substrato de Níquel/Ouro (NiAu)..... | 71 |
| 4.1.4.5. | Espessura da camada IMC-II (SAC305) | 74 |
| 4.1.5. | Evolução das camadas intermetálicas IMC-I e IMC-II da solda SAC405 em função do ciclo térmico e em diferentes substratos | 75 |
| 4.1.5.1. | Substrato de Estanho (Sn) | 75 |

| | | |
|------------|--|-----|
| 4.1.5.2. | Substrato de OSP | 77 |
| 4.1.5.3. | Substrato de Níquel/Ouro (NiAu)..... | 78 |
| 4.1.5.4. | Espessura da camada IMC-II (SAC405) | 79 |
| 4.1.6. | Avaliação comparativa do efeito do tipo de substrato | 80 |
| 4.1.7. | Defeitos na junta de soldadura | 81 |
| 4.2. | Molhabilidade | 85 |
| 4.2.1. | Testes de molhabilidade da solda em alto vácuo | 85 |
| 4.2.2. | Testes de molhabilidade da solda em atmosfera de Azoto..... | 91 |
| 4.3. | Propriedades térmicas | 96 |
| 4.3.1. | Estudo das propriedades térmicas das PCIs | 96 |
| 4.3.2. | Estudo das propriedades térmicas da solda SAC305 | 99 |
| 4.3.3. | Estudo das propriedades térmicas solda SAC305 em substrato de Sn | 100 |
| Capítulo 5 | CONCLUSÕES E TRABALHO FUTURO | 105 |
| 5.1. | Trabalho Futuro | 108 |
| | REFERÊNCIAS | 109 |
| Anexo A | Propriedades físicas das soldas SAC305 e SAC405 | 115 |
| Anexo B | Desenhos técnicos - sistema de adaptação da plataforma e do termopar (Molhabilidade)..... | 118 |
| Anexo C | Desenhos técnicos - dispositivo das propriedades térmicas..... | 123 |
| Anexo D | Curvas de DTA e imagens da microestrutura da solda SAC305..... | 128 |
| Anexo E | Curvas de DTA e imagens da microestrutura da solda SAC405 | 131 |
| Anexo F | Curvas de DTA dos ensaios de SAC305 em substrato de Cu | 135 |
| Anexo G | Perfil de temperaturas- Ensaios de Molhabilidade | 137 |
| Anexo H | Modelo de simulação - Propriedades térmicas | 138 |

LISTA DE SÍMBOLOS

| Símbolo | Designação | Unidades |
|-----------------------|--|---|
| ΔT | Diferença de temperaturas | [K] |
| f | Frequência de modulação | [Hz] |
| $T_{\text{máx}}$ | Temperatura máxima | [°C] |
| $(f/\text{Hz})^{1/2}$ | Raiz quadrada da frequência | [Hz] |
| e_s/e_b | Razão das efusividades | |
| A_a | Amplitude da amostra | [u.a.] |
| A_n | Amplitude normalizada | [u.a.] |
| A_r | Amplitude da referência | [u.a.] |
| R_{sb} | Coefficiente de reflexão térmico | |
| d_s | Espessura do substrato | [m] |
| f_{extr} | Frequência no extremo | Hz |
| A | Secção de área | [m ²] |
| L | Constante- Número de Lorenz | [$2,44 \times 10^{-8} \text{ W} \cdot \Omega / \text{K}^2$] |
| Q | Energia sob a forma de calor | [W] |
| T | Temperatura | [K] |
| t | Tempo de estágio | [min] |
| x | Comprimento | [m] |
| e | Efusividade térmica | [$(\text{W}/\text{m}^2 \cdot \text{K})^{1/2}$] |
| k | Condutividade térmica | [W/m.K] |
| c_p | Calor específico do material | [J/kg.K] |
| σ_{lv} | Tensão superficial entre a solda líquida e o meio ambiente | [mN/m] |
| σ_{sl} | Tensão superficial entre o substrato e a solda líquida | [mN/m] |
| σ_{sv} | Tensão superficial entre o substrato e o meio ambiente | [mN/m] |
| μ_{th} | Profundidade de penetração da radiação | [m] |
| τ_s | Tempo de difusão térmico | [s] |
| α | Difusividade térmica | [m ² /s] |
| ρ | Densidade | [kg/m ³] |
| Φ_a | Fase da amostra | [°] |
| Φ_{nextr} | Fase normalizada no extremo | [°] |
| Φ_n | Fase normalizada | [°] |
| Φ_r | Fase da referência | [°] |
| σ | Condutividade elétrica | Ω/m |

LISTA DE ABREVIATURAS

| Abreviatura | Designação |
|--------------------|---|
| DSC | <i>Differential Scanning Calorimeter</i> - Calorimetria de Varrimento Diferencial |
| DTA | Análise térmica diferencial |
| EDS | Espectrometria de Energia Dispersiva de raios-X |
| FR4 | Flame retardent |
| FRX | Espectrometria de Fluorescência de Raios-X |
| IMC | <i>Intermetallic ompound</i> |
| MO | Microscópio ótico |
| OSP | <i>Organic Solderability Preservative</i> |
| PCB | <i>Printed circuit board</i> |
| PCI | Placas de circuito impresso |
| PTFE | Politetrafluoretileno ou <i>teflon</i> |
| SAC | Sn-Ag-Cu |
| SEM | Microscópio Eletrónico de Varrimento |
| SEMAT | Serviços de Caracterização de Materiais da Universidade do Minho |
| SMD | <i>Surface mounted devices</i> |
| TAL | <i>Time above liquids</i> |
| TGA | Thermal Gravimetric Analysis- Análise termogravimétrica |

LISTA DE FIGURAS

| | |
|--|----|
| Figura 2.1- Exemplo de ciclo térmico utilizado na soldadura por <i>reflow</i> (adaptado de [5]). | 10 |
| Figura 2.2- Esquema do processo de soldadura por onda (Adaptado de [6]). | 11 |
| Figura 2.3- Tipos de soldas comercializadas para: a) soldadura por <i>reflow</i> e b) soldadura por onda (Adaptado de [8]). | 13 |
| Figura 2.4- Estrutura do material base FR4 de uma PCI. | 14 |
| Figura 2.5- Componentes <i>through-hole</i> a) e componentes SMD b), (Adaptado de [15] e [16]). | 15 |
| Figura 2.6- <i>Pads</i> e pistas de Cu numa PCI (Adaptado de [17]). | 15 |
| Figura 2.7- Secção do diagrama de fases ternário Sn-Ag-Cu (Adaptado de [24]). | 17 |
| Figura 3.1- Equipamento de DTA/TGA, Laboratório de Metalurgia, Universidade do Minho. | 22 |
| Figura 3.2- Esquema representativo da técnica DTA [35]. | 24 |
| Figura 3.3- Montagem de solda SAC305 em substrato de cobre a) e montagem de solda SAC305 b). | 25 |
| Figura 3.4- Microscópio Eletrónico de Varrimento (SEM) disponível no SEMAT, na Universidade do Minho, em Guimarães. | 27 |
| Figura 3.5- Forno de alto-vácuo, Departamento de Física da Universidade do Minho, Guimarães. | 28 |
| Figura 3.6- Demonstração do ângulo de contacto e das tensões superficiais associadas (Adaptado de [45]). | 29 |
| Figura 3.7- Exemplo de medição do ângulo de contacto segundo o método de <i>sessile drop</i> . (teste com solda SAC405 em substrato de OSP a 235°C em atmosfera de azoto, $\theta=24^\circ$). | 30 |
| Figura 3.8- Figura ilustrativa das dimensões de uma gota necessárias para determinação analítica da tensão superficial através do método <i>sessile drop</i> (Adaptado de [50]). | 31 |
| Figura 3.9- Resultado final dos testes de molhabilidade: a) primeiro teste em azoto b) segundo teste em vácuo. | 34 |
| Figura 3.10- Sistema de adaptação da plataforma de suporte da amostra e do termopar. | 35 |
| Figura 3.11- Vista de corte do dispositivo. | 35 |
| Figura 3.12- Preparação das amostras para os testes de molhabilidade: a) solda SAC305 em substrato OSP, b) solda SAC405 em substrato OSP. | 36 |
| Figura 3.13- Equipamento de radiometria, Departamento de Física Universidade do Minho, Braga. | 37 |

| | |
|---|----|
| Figura 3.14- Esquema do sistema de radiometria fototérmica de infravermelhos da Universidade do Minho (Adaptado de [64]). | 41 |
| Figura 3.15- Modelo 3D do dispositivo utilizado para criar as amostras para as propriedades térmicas: a) Conjunto montado e b) Vista explodida. | 42 |
| Figura 3.16- Preparação das amostras SAC305+Sn: a) Aquecimento do dispositivo até 300°C; b) Colocação do substrato, fluxo e solda SAC305; c) Arrefecimento ao ar. | 43 |
| Figura 4.1- Microestrutura da solda Sn _{3,5} Ag _{0,5} Cu (adaptado de [26]). | 50 |
| Figura 4.2- Zonas da interface analisadas quimicamente: a) Amostra SAC405/Sn, b) Amostra SAC305/OSP e c) Amostra SAC305/NiAu. | 51 |
| Figura 4.3- Curvas de fusão (SAC305). | 53 |
| Figura 4.4- Curvas de solidificação (SAC305). | 54 |
| Figura 4.5- Gráfico da temperatura de fusão em função da velocidade de aquecimento (SAC305). | 55 |
| Figura 4.6- Gráfico da temperatura de início de solidificação em função da velocidade de aquecimento (SAC305). | 56 |
| Figura 4.7- Microestrutura da solda SAC305 após ciclo térmico de fusão e solidificação. | 57 |
| Figura 4.8- Microestrutura solda SAC305: a) velocidade de aquecimento 0,5°C/min; b) velocidade de aquecimento 15°C/min. | 57 |
| Figura 4.9- Pormenor das curvas DTA na zona de fusão (SAC405). | 59 |
| Figura 4.10- Curvas de solidificação da liga SAC405 a) e pormenor com as temperaturas de início de solidificação e de transformação eutética b). | 60 |
| Figura 4.11- Gráfico da temperatura de fusão em função da velocidade de aquecimento (SAC405). | 61 |
| Figura 4.12- Compostos intermetálicos formados na solda SAC405. | 63 |
| Figura 4.13- Esquema das camadas intermetálicas formadas entre o substrato de Cu/solda SAC305 e identificação dos IMCs longos e IMCs curtos, na camada exterior (IMC-II). | 65 |
| Figura 4.14- Espessura dos compostos intermetálicos (espessuras máximas e mínimas) em função da temperatura máxima do ciclo térmico. | 66 |
| Figura 4.15- Espessura dos compostos intermetálicos em função do tempo de estágio (T _{max} =260°C). | 67 |
| Figura 4.16- Aspeto da interface solda/substrato, da solda SAC305 em substrato de estanho. | 69 |

| | |
|---|----|
| Figura 4.17- Evolução da espessura do IMC-I em função da temperatura máxima (SAC305/Sn). | 69 |
| Figura 4.18- Aspeto da interface solda/substrato, da solda SAC305 em substrato de OSP..... | 70 |
| Figura 4.19- Evolução da espessura do IMC-I em função da temperatura máxima (SAC305/OSP). | 71 |
| Figura 4.20- Compostos intermetálicos formados com a solda SAC305 em substrato de NiAu. | 72 |
| Figura 4.21- Evolução da espessura do IMC-I em função da temperatura (SAC305/NiAu)..... | 72 |
| Figura 4.22- Evolução da espessura do composto IMC-II em função da temperatura máxima (SAC305)..... | 74 |
| Figura 4.23- Evolução da espessura do IMC-I em função da temperatura máxima (SAC405/Sn). | 76 |
| Figura 4.24- Imagem SEM da reação da solda SAC405 em substrato de Sn: a) 240°C, b) 260°C. | 76 |
| Figura 4.25- Evolução da espessura do IMC-I em função da temperatura máxima (SAC405/OSP). | 77 |
| Figura 4.26- Evolução da espessura do IMC-I em função da temperatura máxima (SAC405/NiAu). | 78 |
| Figura 4.27- Evolução da espessura do composto IMC-II em função da temperatura máxima (SAC405)..... | 79 |
| Figura 4.28- Gráfico resumo da espessura dos compostos IMC-I nos substratos de Sn, NiAu e OSP com: a) solda SAC305 e b) solda SAC405. | 80 |
| Figura 4.29- Defeitos da solda SAC305 em substrato de: a) NiAu, b) OSP e c) Sn..... | 81 |
| Figura 4.30- Número e diâmetro dos poros formados com a solda SAC305 em substrato de NiAu. | 82 |
| Figura 4.31- Número e diâmetro dos poros formados com a solda SAC305 em substrato de OSP. | 82 |
| Figura 4.32- Número e diâmetro dos poros formados com a solda SAC305 em substrato de Sn. | 82 |
| Figura 4.33- Número e diâmetro dos poros formados com a solda SAC405 em substrato de NiAu. | 83 |
| Figura 4.34- Número e diâmetro dos poros formados com a solda SAC405 em substrato de OSP. | 83 |

| | |
|---|-----|
| Figura 4.35- Número e diâmetro dos poros formados com a solda SAC405 em substrato de Sn. | 83 |
| Figura 4.36- Aspeto final das amostras após testes em alto vácuo: a) Cu+SAC305, b) Sn+SAC305, c) OSP+SAC305 e d) NiAu+SAC305. | 86 |
| Figura 4.37- Aspeto final das amostras após testes em alto vácuo: a) Cu+SAC405, b) Sn+SAC405, c) OSP+SAC405 e d) NiAu+SAC405. | 86 |
| Figura 4.38- Ângulos de contacto da solda SAC305 em diferentes substratos em função da temperatura (vácuo). | 87 |
| Figura 4.39- Imagens do ensaio de molhabilidade da solda SAC305 em substrato de NiAu: a) a 200°C, b) a 217°C e c) a 230°C. | 88 |
| Figura 4.40- Ângulos de contacto da solda SAC405 em diferentes substratos em função da temperatura (vácuo). | 89 |
| Figura 4.41- Aspeto final das amostras após testes em atmosfera de azoto: a) Sn+SAC305 (1° teste), b) Sn+SAC305 (2°teste), c) NiAu+SAC305, d) OSP+SAC305. | 92 |
| Figura 4.42- Aspeto final das amostras após testes em atmosfera de azoto: a) Sn+SAC405, b) NiAu+SAC405 e c) OSP+SAC405. | 92 |
| Figura 4.43- Ângulos de contacto da solda SAC305 em diferentes substratos em função da temperatura (azoto). | 93 |
| Figura 4.44- Ângulos de contacto da solda SAC405 em diferentes substratos em função da temperatura (azoto). | 95 |
| Figura 4.45- Dados experimentais e curvas teóricas das PCIs. | 96 |
| Figura 4.46- Valores experimentais e ajuste teórico para a amostra de solda SAC305. | 99 |
| Figura 4.47- Interface SAC305/Sn: a) amostra 1, b) amostra 2 e c) amostra 3 (espessura do IMC assinalada com o risco em vermelho). | 101 |
| Figura 4.48- Gráfico da fase normalizada em função da raiz quadrada da frequência, resultante da análise às amostras de solda SAC305 em substrato de Sn. | 102 |
| Figura 4.49- Ajuste teórico dos pontos experimentais através de um modelo de duas camadas a) e em destaque para os extremos mínimos b). | 103 |
| Figura 4.50- Gráfico da amplitude normalizada em função da raiz quadrada da frequência, resultante da análise às amostras de solda SAC305 em substrato de Sn. | 104 |

LISTA DE TABELAS

| | |
|---|----|
| Tabela 2.1- IMC formados na interface solda/substrato..... | 17 |
| Tabela 3.1- Composição química (% em peso) das soldas SAC305 e SAC405..... | 20 |
| Tabela 3.2- Constituição de uma PCI com acabamento superficial em OSP. | 20 |
| Tabela 3.3- Constituição de uma PCI com acabamento superficial em NiAu. | 21 |
| Tabela 3.4- Constituição de uma PCI com acabamento superficial em Sn..... | 21 |
| Tabela 3.5- Tipo de ataque químico utilizado em cada tipo de amostra de DTA..... | 26 |
| Tabela 3.6- Grau de molhabilidade em função do ângulo de contacto segundo [46]. | 30 |
| Tabela 3.7- Dimensões dos substratos de cobre usados nos testes preliminares de molhabilidade. | 32 |
| Tabela 3.8- Massa dos cubos de solda usados nos testes preliminares de molhabilidade..... | 32 |
| Tabela 4.1- Composição química, obtida por EDS, dos compostos intermetálicos IMC-I e IMC-II resultantes da reação da solda com substrato de Sn e de OSP..... | 51 |
| Tabela 4.2- Composição química dos IMC-I e IMC-II resultantes da reação da solda com substrato de NiAu..... | 52 |
| Tabela 4.3- Ciclo térmico e massa de solda para os testes de DTA com solda SAC305..... | 53 |
| Tabela 4.4- Temperatura de fusão (inicial e final) e temperatura de solidificação da solda SAC305, para cada velocidade de aquecimento. | 55 |
| Tabela 4.5- Ciclo térmico e massa de solda para os testes de DTA com solda SAC405..... | 58 |
| Tabela 4.6- Temperatura de fusão (inicial e final) e temperatura de solidificação da solda SAC405, para cada velocidade de aquecimento/arrefecimento. | 61 |
| Tabela 4.7- Parâmetros definidos os para testes de DTA da solda SAC305+ Cu +fluxo..... | 65 |
| Tabela 4.8- Condições/parâmetros indicados na bibliografia, dos ensaios feitos com solda do tipo SAC em substrato de Cu. | 67 |
| Tabela 4.9- Espessura dos IMCs (longos e curtos) em função da temperatura máxima e tempo de estágio..... | 68 |
| Tabela 4.10- Ciclo térmico e massa da amostra utilizada nos ensaios de DTA solda SAC305 em substrato de Sn..... | 68 |
| Tabela 4.11- Ciclo térmico e massa da amostra utilizada nos ensaios de DTA da solda SAC305 em substrato de OSP. | 70 |

| | |
|---|-----|
| Tabela 4.12- Ciclo térmico e massa da amostra utilizada nos ensaios de DTA da solda SAC305 em substrato de NiAu. | 71 |
| Tabela 4.13- Condições/parâmetros indicados na bibliografia, dos ensaios feitos com solda do tipo SAC em substrato de Ni e NiAu. | 73 |
| Tabela 4.14- Ciclo térmico e massa de amostra utilizada nos ensaios de DTA solda SAC405 em substrato de Sn. | 75 |
| Tabela 4.15- Ciclo térmico e massa de amostra utilizada nos ensaios de DTA solda SAC405 em substrato de OSP. | 77 |
| Tabela 4.16- Ciclo térmico e massa de amostra utilizada nos ensaios de DTA solda SAC405 em substrato de NiAu. | 78 |
| Tabela 4.17- Quadro resumo com as equações da espessura dos IMCs (IMC-I e IMC-II) em função da temperatura máxima e do tipo de substrato (SAC305 e SAC405). | 81 |
| Tabela 4.18- Massa dos substratos e solda utilizados nos testes de molhabilidade em alto vácuo. | 85 |
| Tabela 4.19- Temperatura de início de fusão das soldas nos diferentes substratos resultantes nos ensaios em alto vácuo. | 86 |
| Tabela 4.20- Ângulos de contacto segundo a literatura para soldas do tipo SAC em substrato de Cu e em atmosfera de alto-vácuo, em comparação com os valores experimentais obtidos para a solda SAC305. | 91 |
| Tabela 4.21- Massa dos substratos e solda utilizados nos testes de molhabilidade em atmosfera de azoto. | 91 |
| Tabela 4.22- Temperatura de início de fusão das soldas nos diferentes substratos resultantes nos ensaios em atmosfera de azoto. | 92 |
| Tabela 4.23- Comparação entre valores de ângulos de contacto obtidos na literatura e nos ensaios experimentais, para a solda SAC305 em atmosfera inerte. | 94 |
| Tabela 4.24- Comparação entre valores de ângulos de contacto obtidos na literatura e nos ensaios experimentais, para a solda SAC405 em atmosfera inerte. | 95 |
| Tabela 4.25- Condições de processo e espessuras dos IMCs e de Cu resultantes. | 100 |

Capítulo 1

INTRODUÇÃO

Atualmente, as placas de circuito impresso (PCIs), também designadas por PCB – *Printed Circuit Boards*, estão presentes em quase todos os dispositivos eletrônicos em diversas aplicações, nomeadamente, em televisões, computadores, telemóveis, máquinas de lavar, automóveis, entre outros. São sistemas capazes de oferecer serviços inteligentes e interativos para o utilizador.

As PCIs são o método mais comum de montagem de circuitos elétricos para sistemas de auto multimédia. São utilizadas para suportar e ligar eletricamente componentes eletrônicos, tais como resistências e condensadores, e formar um circuito elétrico. Para isso é utilizado um substrato de material isolante onde são impressas as pistas condutoras e os *pads* (também designados por ilhas) que permitem a fixação e ligação dos componentes eletrônicos. Estas placas podem ser compostas por uma ou mais camadas (*layers*) onde são montados os componentes sobre a superfície e, mais recentemente, sobre a camada superior e inferior da placa. O projeto e design deste tipo de placas pode ser tão complexo e exigente como o design do próprio circuito elétrico. Atualmente a complexidade destes sistemas tem crescido de forma cada vez mais rápida, exigindo uma consequente evolução nos processos de produção das mesmas.

Existem vários fatores de grande importância que afetam a performance final das PCIs. A distribuição dos componentes eletrônicos de dimensões e potência muito variadas conduz a elevadas assimetrias na distribuição da temperatura na superfície da placa durante o processo de soldadura (soldadura por onda ou por *reflow*). Por outro lado, a evolução dos sistemas tem caminhado no sentido de compactar sistemas mais complexos construídos em torno de placas de espessura progressivamente mais reduzida. Este facto conduz a importantes alterações dos ciclos térmicos de soldadura e, conseqüentemente, das características finais das juntas soldadas. A soldadura dos componentes eletrônicos nas placas é por sua vez um aspeto também importante, uma vez que é necessário atingir a temperatura correta durante um determinado tempo para que se obtenham camadas intermetálicas adequadas entre os componentes, a solda e os *pads*, que permitam uma boa junta de soldadura. [1] Desta forma, esta tecnologia é constantemente estudada e analisada, essencialmente na forma como a condutividade elétrica e as propriedades térmicas variam entre as pistas das PCIs.

A introdução de ferramentas de simulação numérica permitirá a otimização do processo, a diminuição do tempo de design e confiança global do projeto. O desenvolvimento de um modelo térmico para a PCI e para os componentes constitui uma valiosa ferramenta de desenho, na medida em que permite um conhecimento prévio sobre a dissipação do calor ao longo da placa. Isto possibilita a definição e caracterização da distribuição dos componentes pela PCI que irá corresponder ao equilíbrio térmico ideal. Para isso, é necessário a determinação experimental das propriedades dos materiais e variáveis de processo, que servirão como *inputs* na modelação térmica.

Neste âmbito, em parceria com a empresa Bosch Car Multimedia, foi desenvolvido o projeto de “Caracterização das juntas de soldadura de componentes eletrônicos numa PCI”. Nesta dissertação pretende-se caracterizar as juntas de soldadura em termos geométricos (forma, volume, etc) e microestruturais (composição química da solda e das interfaces formadas entre o material da solda e do substrato). Pretende-se, ainda, determinar experimentalmente as propriedades que afetam a definição da geometria da junta de soldadura (molhabilidade da solda, tensão superficial,...) e qual a sua variação durante o ciclo térmico de soldadura. Com base nesta informação será mais fácil definir os parâmetros de produção (soldadura) e o projeto de PCI (distribuição dos componentes na placa, definição de distâncias mínimas entre componentes, etc.).

1.1. MOTIVAÇÃO

As juntas de soldadura proporcionam a ligação elétrica e mecânica dos componentes eletrônicos nas PCIs. As características finais das juntas soldadas irão depender essencialmente dos materiais e do ciclo térmico utilizado.

A distribuição dos componentes na PCI (distância entre eles e correlação com a sua forma/massa) provoca desigualdades na distribuição de temperaturas durante o processo de soldadura. Desta forma o ciclo térmico de soldadura é afetado, isto é, as velocidades de aquecimento/arrefecimento, temperatura máxima e o tempo de soldadura podem variar nas diferentes zonas soldadas de uma mesma PCI. Estas alterações de ciclo provocam juntas de soldadura com diferentes geometrias e volume de solda, variação no tipo e espessuras de compostos intermetálicos, etc. As tensões residuais e o comportamento mecânico dos diferentes componentes em serviço são determinados por estes fatores durante a fase de processamento. Por outro lado, o comportamento em serviço, essencialmente resultante de ciclos térmicos de aquecimento/arrefecimento decorrentes da utilização do equipamento, vão depender das características da junta de soldadura.

Para além disso, a seleção e caracterização das ligas de solda desempenha um papel importante a fim de se prever com precisão a fiabilidade das juntas de soldadura. Tradicionalmente era utilizada a liga de Sn-Pb (Estanho-Chumbo) como solda, no entanto devido à toxicidade para o ser humano, e também para o meio ambiente, e por imposição de Diretivas europeias (*Restriction of Hazardous Substances - Directive 2002/95/EC*, RoHS e RoHS 2 *directive (2011/65/EU)*), nos últimos anos as soldas sem chumbo (designadas por *lead-free*) têm vindo a ser introduzidas no mercado. Sendo estas soldas recentes no mercado, apesar dos estudos desenvolvidos, a informação disponível é ainda escassa para este tipo de ligas.

Neste sentido, o estudo e análise das propriedades relacionadas com as juntas de soldadura com vista para uma melhor performance e prestação em serviço das PCIs demonstra ser um grande desafio.

1.2. OBJETIVOS DA TESE

Com a concretização deste projeto pretende-se alcançar os seguintes objetivos:

- Caracterização das propriedades físicas e metalúrgicas das soldas do tipo SAC;
- Avaliação da influência das condições de soldadura (velocidade de aquecimento/arrefecimento, tempo de estágio, atmosfera, substrato...) nas propriedades e microestrutura das juntas soldadas;
- Avaliação da influência da molhabilidade e da tensão superficial das soldas na geometria e forma das juntas de soldadura numa PCI em função de diferentes condições de processamento;
- Estudo das propriedades térmicas relacionadas com o processo de soldadura;
- Considerar os valores obtidos nos testes experimentais nos *inputs* da modelação numérica com vista à modelação térmica do processo de soldadura.

1.3. ESTRUTURA DA TESE

O presente trabalho está estruturado em cinco capítulos. Assim, após a introdução e enquadramento do tema sucede-se o segundo capítulo com a apresentação do estado da arte sobre as diversas variantes relacionadas com as juntas de soldadura, nomeadamente, sobre as PCIs, os processos de soldadura, as soldas utilizadas (SAC305 e SAC405), os principais componentes constituintes das placas e também os compostos intermetálicos formados com este tipo de soldas.

No terceiro capítulo é apresentado todo o procedimento experimental realizado no âmbito da caracterização física, metalúrgica e morfológica das soldas SAC305 e SAC405 e da caracterização térmica associada ao processo de soldadura. Este capítulo divide-se em três metodologias de caracterização: a caracterização da reatividade da solda/substrato, a caracterização da molhabilidade da solda no substrato e a caracterização das propriedades térmicas relacionadas com as juntas de soldadura.

No capítulo quatro faz-se a apresentação e discussão dos resultados obtidos pelas técnicas de caracterização. Este capítulo está igualmente dividido em três secções: uma primeira com os resultados da reatividade onde se analisou a influência de diferentes ciclos térmicos na microestrutura da solda e evolução da camada intermetálica, uma segunda secção referente aos

resultados da molhabilidade da solda em diferentes tipos de substrato e em diferentes tipos de atmosfera, e a terceira parte com os resultados obtidos na análise das propriedades térmicas.

Para finalizar, são apresentadas as principais conclusões retiradas deste trabalho e as propostas para trabalho futuro.

REVISÃO DA LITERATURA

Neste capítulo faz-se a revisão bibliográfica ao estado de conhecimento sobre as diversas variantes relacionadas com o processo de soldadura em geral. Faz-se uma pequena introdução sobre as Placas de Circuito Impresso (PCI), sobre os processos de soldadura utilizados na soldadura de componentes e aos tipos de solda existentes no mercado, em particular os dois tipos de solda em estudo. Associado a esta vertente, faz-se também uma descrição sobre os componentes que constituem as PCIs e sobre a importância e função dos compostos intermetálicos.

2.1. PLACAS DE CIRCUITO IMPRESSO

O desenho de sistemas auto multimédia baseia-se na utilização de placas de circuitos integrados, também designadas por PCIs (Figura 2.1). Estas placas são utilizadas para suportar e ligar eletricamente componentes eletrónicos, tais como resistências e condensadores, e formar um circuito elétrico. São compostas por um substrato não condutor onde são impressas pistas condutoras e os *pads* que permitem a ligação dos componentes eletrónicos.

O substrato normalmente utilizado é composto por FR4 ou PTFE, pois são materiais com baixa condutividade elétrica que funcionam como barreira de resistência elétrica entre as pistas condutoras. As pistas impressas no substrato são feitas de cobre e os *pads*, que conectam os componentes eletrónicos através de processos de soldadura, são feitos de cobre com revestimento superficial em Sn ou outro material condutor com alta afinidade para os materiais de soldadura. Na empresa Bosch Car Multimedia os acabamentos utilizados são: OSP (Organic Solderability Preservatives), Estanho (Sn) e Níquel Ouro (NiAu). [1]

Atualmente, grande parte dos sistemas modernos implicam o uso de cada vez mais componentes com dimensões cada vez mais reduzidas. Isto implica o aumento do número de pistas condutoras, aumentando também o número de camadas utilizadas nas PCIs. Assim, são produzidas placas com apenas uma camada onde as pistas são impressas no topo da mesma, ou placas multicamadas, com as pistas condutoras impressas dentro do corpo das PCIs, formando várias camadas. Neste último caso, a ligação elétrica entre as várias camadas é feita através de montagem do tipo *through-hole* (designado por vias). [1, 2]

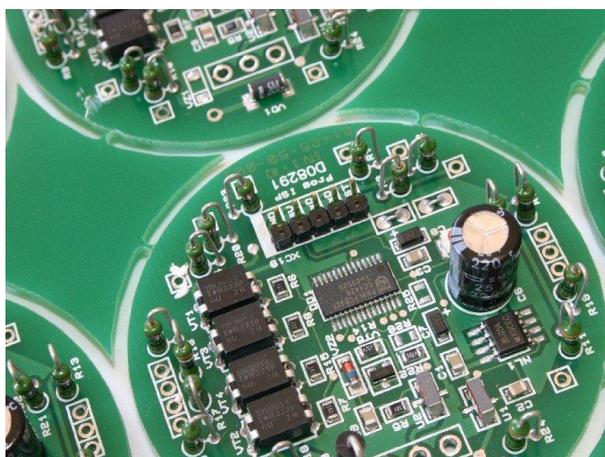


Figura 2.1- Placa de circuito impresso.

2.2. PROCESSOS DE SOLDADURA

Os componentes eletrônicos, divididos em SMD (*Surface mounted devices* - Dispositivos de Montagem Superficial) e componentes *through-hole*, podem ser montados nas PCIs através da soldadura por reflow, soldadura por onda ou por soldadura seletiva. Os processos mais utilizados são a soldadura por *reflow* e a soldadura por onda.

2.2.1 Soldadura por *Reflow*

A soldadura por *reflow* é um processo muito utilizado para soldar SMD e baseia-se na refusão de uma pasta de solda nas PCIs para formar as juntas entre os componentes e o substrato. A solda utilizada neste processo pela empresa é a solda com a referência SAC405.

Esta pasta de solda é aplicada na placa com o auxílio de uma máscara de impressão, onde em seguida se colocam os componentes eletrônicos. A pasta de solda atua como uma cola temporária dos SMD antes de se proceder à soldadura. Posteriormente a placa entra numa estufa que, neste caso, vai até uma temperatura máxima de 250°C, onde a pasta funde e liberta o fluxo do seu interior permitindo assim a soldadura dos componentes [3]. O processo ou perfil térmico pode ser dividido em quatro zonas (Figura 2.2) [3, 4]:

- **Pré-Aquecimento:** nesta fase é estabelecida a rampa de aquecimento que, normalmente, corresponde a um aquecimento mais longo que prepara a montagem PCI + solda para o ciclo de *reflow*. Este aquecimento permite a remoção de impurezas contidas na solda e reduz o choque térmico do conjunto para evitar danos nos componentes;
- **Pré-*Reflow*:** dentro da rampa de aquecimento existe a fase pré-*reflow* que é definida por um estágio de aquecimento ou período de aquecimento mais lento que tem como finalidade a ativação do fluxo para a remoção dos óxidos da superfície da PCI e da própria solda e também equilibrar/homogeneizar a temperatura na PCI antes de se entrar na zona do *reflow*, uma vez que esta pode ser constituída por componentes de diversos materiais/dimensões (diferente inércia térmica);
- ***Reflow*:** a fase do *reflow* é caracterizada pelo tempo em que a solda está no estado líquido (TAL- *time above liquidus*). Dá-se a fusão da solda e a ligação entre os componentes e o substrato existente na placa. Desta reação resulta a formação de camadas de reação

solda/substrato, designadas por compostos intermetálicos. Esta é a fase do processo em que se atinge a temperatura máxima no ciclo térmico, normalmente definida como sendo 20°C a 40°C acima da temperatura de fusão da solda. Este limite é determinado pela tolerância térmica dos componentes eletrónicos;

- **Arrefecimento:** a última fase é definida pelo arrefecimento da PCI para a solidificação das juntas de soldadura. É necessário um arrefecimento adequado que impeça o crescimento excessivo dos compostos intermetálicos mas que também não provoque danos nos componentes e na placa por choque térmico. É usualmente utilizado um arrefecimento da ordem de 4°C/s.

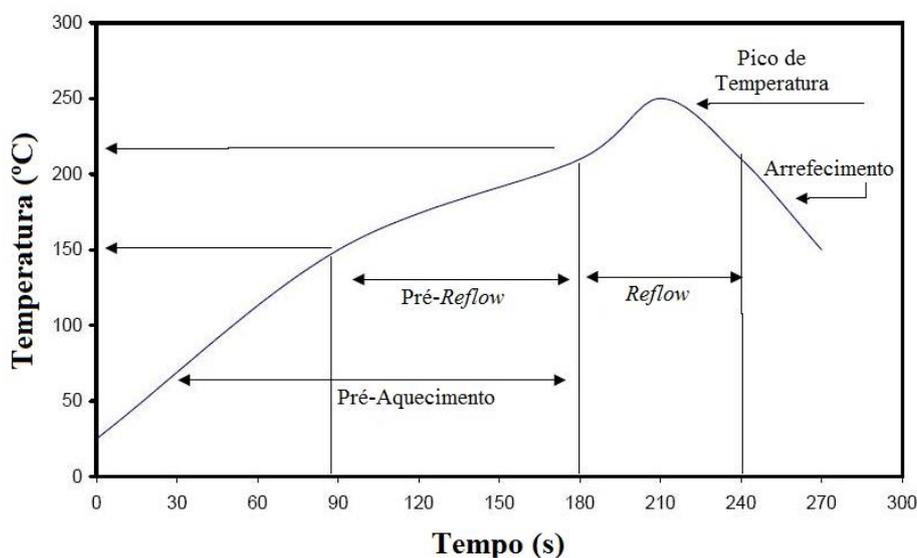


Figura 2.2- Exemplo de ciclo térmico utilizado na soldadura por *reflow* (Adaptado de [5]).

2.2.2. Soldadura por Onda

A soldadura por onda é caracterizada pelo processo de ligação dos componentes eletrónicos e fios condutores a uma PCI, enquanto o conjunto é transportado sobre uma onda de solda no estado líquido. Este tipo de soldadura é tipicamente utilizado em situações de montagem *through-hole* e, no caso da empresa Bosch Car Multimedia, a solda utilizada é a SAC305. Após a colocação dos componentes na PCI (normalmente por colagem), a placa é transportada automaticamente para a máquina de solda onde serão feitas as fases correspondentes à soldadura por onda (Figura 2.3). Neste processo a placa é transportada com a face superior (onde estão

colocados os componentes) virada para baixo para que seja esta a face atingida pela onda de solda [6]. As zonas da placa onde não se pretende que a solda vá aderir são protegidas por um revestimento superficial.

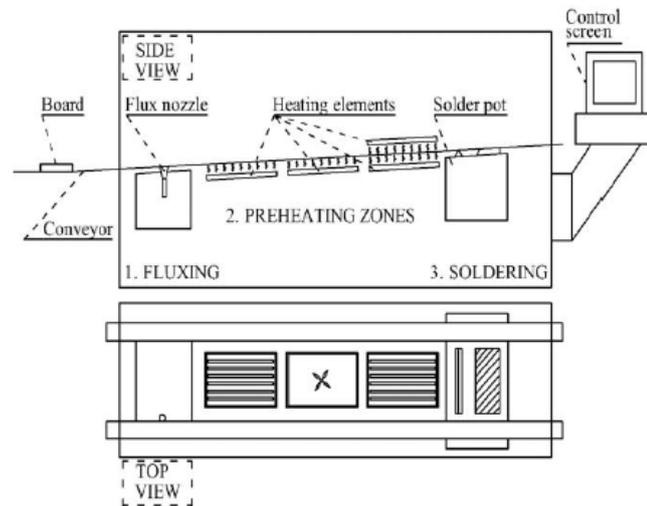


Figura 2.3- Esquema do processo de soldadura por onda (Adaptado de [6]).

Este processo consiste em 4 fases principais: aplicação de fluxo, pré aquecimento, banho de solda e arrefecimento [3, 6]:

- **Aplicação de fluxo:** Após a colocação dos componentes eletrónicos, a superfície da PCI é molhada com um fluxo que promove a transferência térmica para a área da junta de soldadura, melhora a adesão da solda na superfície (aumenta a molhabilidade) e previne a oxidação das superfícies de metal durante a soldadura;
- **Pré-Aquecimento:** A segunda fase corresponde a um pré-aquecimento da PCI, através de um sistema de convecção, com a finalidade de remover possíveis humidades ou substâncias indesejáveis, ativar o fluxo e reduzir o choque térmico da placa quando for sujeita à onda de solda;
- **Banho de solda:** Depois do pré-aquecimento sucede-se a fase de soldadura. Os componentes são soldados à placa através da técnica de soldadura de dupla onda, isto é, primeiro o conjunto é sujeito a uma onda turbulenta mais pequena que permite “molhar” convenientemente toda a placa e chegar a zonas de sombra criadas entre os componentes, e posteriormente passa por uma onda de solda laminar e maior que remove o excesso de solda;

- **Arrefecimento:** Para finalizar, as PCIs soldadas passam por uma fase de arrefecimento controlado até à temperatura ambiente.

Associada a esta técnica está a soldadura seletiva que se caracteriza por uma soldadura localizada (restrita a uma zona da PCI).

2.3. TIPOS DE SOLDA COMERCIALIZADOS

Até agora a escolha predominante na indústria eletrónica era a solda de Estanho-Chumbo (Sn-Pb) devido às suas excelentes propriedades de soldabilidade e confiabilidade. No entanto, o chumbo é uma substância tóxica que provoca impactos negativos para o meio ambiente e saúde humana. Por este motivo, existe uma legislação recente (*Restriction of Hazardous Substances - Directive 2002/95/EC*, RoHS e *RoHS 2 directive (2011/65/EU)*) que proíbe a utilização do chumbo na indústria eletrónica e que tem, progressivamente, vindo a ser aplicada na União Europeia nos últimos 15 anos. [7]

A utilização do chumbo nas soldas de estanho tem várias vantagens, entre as quais:

- Redução da tensão superficial do estanho puro, melhorando assim a molhabilidade da liga;
- Formação rápida dos compostos intermetálicos através da difusão do cobre e estanho;
- Proporciona ductilidade à solda;
- Baixo ponto de fusão, o que permite utilizar baixas temperaturas nos processos de soldadura;
- Material muito abundante e de baixo custo.

Contudo, a grande desvantagem deste material é ser tóxico e, por isso, existe agora um novo mercado de soldas livres de chumbo. É fundamental que as soldas sem chumbo tenham propriedades similares ou melhores que as ligas de Sn-Pb. É necessário que a solda possua também um baixo ponto de fusão para que o perfil de solda durante o processo seja semelhante, que possua uma boa capacidade de molhabilidade para assegurar a metalização, propriedades elétricas eficientes na transmissão dos sinais elétricos e boas propriedades mecânicas para preservar a segurança das montagens eletrónicas.

Segundo a literatura [7, 8], as soldas que foram identificadas como melhores substitutas para as soldas com chumbo são as soldas com base nos seguintes sistemas: Sn-Ag, Sn-Cu, Sn-Ag-Cu (SAC) ou soldas compostas por elementos como Sn, Ag, Cu, Bi, In e Zn.

Tal como se pode observar na Figura 2.4, atualmente as mais utilizadas são as do tipo SAC, essencialmente a SAC305 (96,5Sn – 3,0Ag – 0,5Cu), SAC387 (95,5Sn – 3,8g – 0,7Cu), SAC396 (95,5Sn – 3,9Ag – 0,6Cu) e SAC405 (95,5Sn – 4,0Ag – 0,5Cu). Estas soldas são soldas quase eutéticas e possuem um baixo ponto de fusão, melhores propriedades mecânicas e de soldabilidade quando comparadas com a solda Sn-Ag, por exemplo. [7]

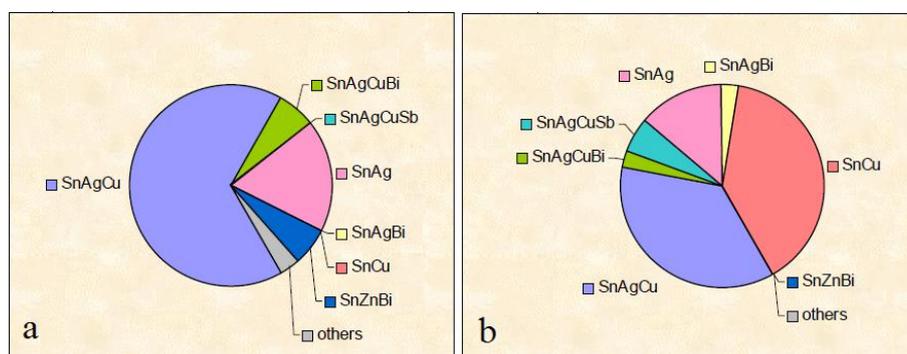


Figura 2.4- Tipos de soldas comercializadas para: a) soldadura por *reflow* e b) soldadura por onda (Adaptado de [8]).

2.4. SOLDA SAC305 E SAC405

Tal como foi referido no Capítulo 1, este projeto incide no estudo de duas soldas utilizadas pela empresa: a solda SAC305 e SAC405.

A solda SAC305 é utilizada no processo de soldadura por onda e é constituída por 96,5% de Sn, 3,0% de Ag e 0,5% de Cu. É normalmente fornecida em arame e no caso deste projeto foi disponibilizado arame com um diâmetro de 3mm. Quanto à solda SAC405 a sua composição é de 95,5% de Sn, 4,0% de Ag e 0,5% de Cu e é utilizada no processo de soldadura por *reflow*. A solda SAC405 é fornecida em pasta, sendo constituída por pó de solda e fluxo. Ambas as ligas têm um ponto de fusão teórico de 217°C [7].

As ligas de solda binárias de Sn-Ag possuem boas propriedades mecânicas, no entanto o ponto de fusão (221°C) é bastante superior ao das soldas Sn-Pb (183°C). A adição de cobre na solda Sn-Ag tem várias vantagens em relação a outras ligas sem chumbo, nomeadamente, melhora a molhabilidade da solda, melhora as propriedades térmicas e mecânicas das juntas de

soldadura, reduz ligeiramente o ponto de fusão e permite um crescimento mais lento dos compostos intermetálicos. [7, 9]

No anexo A são apresentadas algumas propriedades encontradas na literatura sobre estas duas soldas.

2.5. COMPONENTES DE UMA PCI

As PCIs são constituídas por uma base/substrato de material isolante que funciona como uma barreira da condutividade elétrica entre as pistas condutoras. O material normalmente utilizado é designado por FR4 [10, 11, 12]. Neste caso as placas são compostas por resina epóxi onde internamente são inseridas finas camadas de fibra de vidro, por exemplo de acordo com a estrutura representada na Figura 2.5. A resina epóxi tem várias características vantajosas, possui uma excelente capacidade isolante, é resistente à água, tem uma boa estabilidade dimensional e possui uma boa resistência química e mecânica [13]. A adição de fibra de vidro tem como principal função reforçar a resina, ou seja, aumentar a resistência mecânica do material. A sigla FR vem da expressão em inglês *flame retardant* o que significa retardante de chama. Este é um material que está contido na resina para retardar a combustão, isto é, serve essencialmente para aumentar a temperatura de transição-vítrea da resina [11, 12].

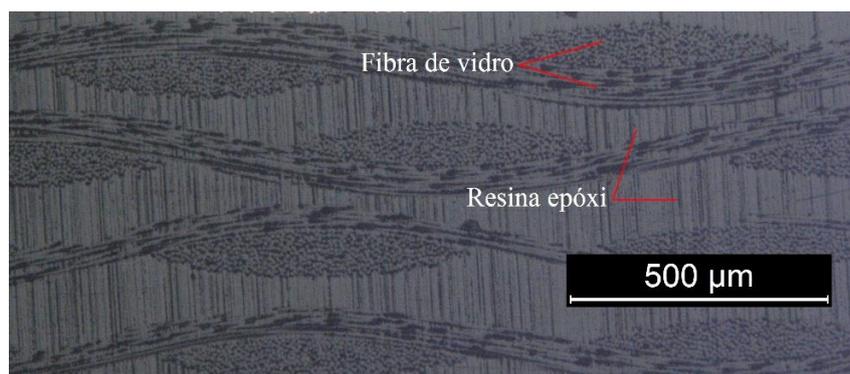


Figura 2.5- Estrutura do material base FR4 de uma PCI.

Dependendo da complexidade do design do circuito elétrico, as *layers* de Cu (pistas condutoras) podem ser aplicadas na superfície superior e inferior e também no interior da própria PCI. Atualmente o número de camadas pode ir até 16. [2, 14]

No caso da introdução de camadas de Cu no interior da placa a ligação aos componentes é feita através da montagem *through-hole* (Figura 2.6a), tal como foi referido anteriormente. Quando se trata de SMD as pistas condutoras são inseridas na camada superior da placa (ver Figura 2.7) e são cobertas por uma máscara de solda que previne a oxidação e degradação das mesmas, e que concede a cor esverdeada à placa (Figura 2.6b). [14]

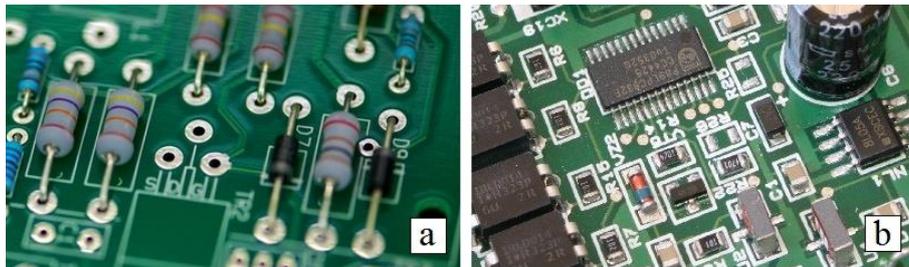


Figura 2.6- Componentes *through-hole* a) e componentes SMD b), (Adaptado de [15] e [16]).

Na superfície superior ou inferior, existem os *pads* (Figura 2.7), aos quais são soldados os componentes eletrónicos. Neste caso, os *pads* são feitos de cobre revestidos por um material metálico ou outro material que possua alta afinidade para a soldadura, isto é, que melhore as propriedades de reação e molhabilidade da solda/substrato. [14]

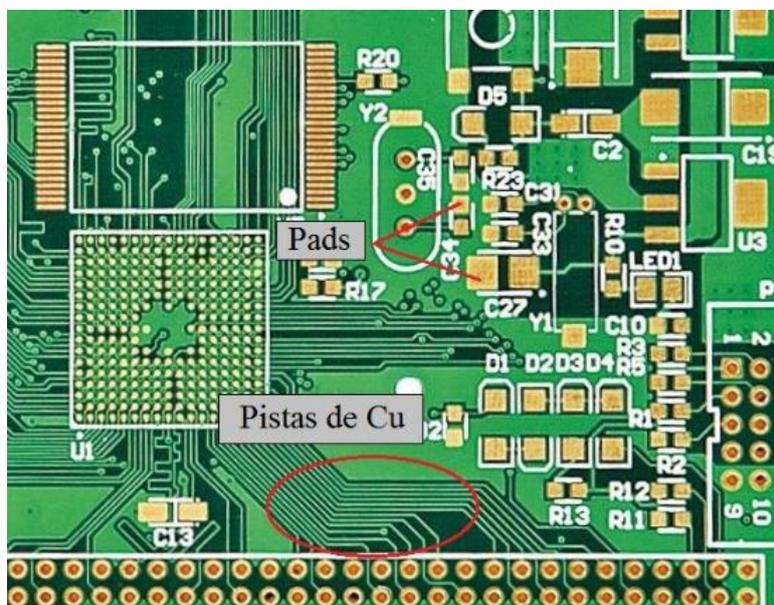


Figura 2.7- *Pads* e pistas de Cu numa PCI (Adaptado de [17]).

Existe uma grande variedade de acabamentos superficiais utilizados nos *pads* das PCIs, as mais comuns são: OSP (*Organic Solderability Preservatives*), Estanho (Sn) e Níquel Ouro (NiAu). O acabamento superficial em OSP é utilizado essencialmente para prevenir a oxidação do Cu e do Sn, não interferindo metalurgicamente com as juntas de soldadura [18, 19]. As PCIs com acabamento em NiAu possuem uma layer de Ni que previne a difusão do cobre na solda e o crescimento excessivo dos compostos intermetálicos. A camada de Ni possui um fino revestimento em Au que melhora as propriedades de molhabilidade e protege o *pad* da corrosão [18, 19]. O Sn é também um tipo de revestimento metálico utilizado que melhora a capacidade de reação da solda com o substrato e previne a oxidação do Cu [19, 20].

2.6. COMPOSTOS INTERMETÁLICOS

Durante o processo de soldadura, a reação dos elementos constituintes do substrato com a solda líquida resulta na formação de novos compostos, designados por compostos intermetálicos (IMCs – *Intermetallic Compounds*), na interface que promovem a ligação dos componentes à placa. A formação de IMCs está diretamente relacionada com as propriedades de tensão deformação das juntas de soldadura. [21]

Os IMCs fortalecem e melhoram a resistência à fadiga das juntas de soldadura, no entanto devido às suas propriedades normalmente de natureza frágil (dureza elevada) e às diferenças no coeficiente de expansão térmica entre a camada intermetálica e a solda, a sua espessura deve ser controlada para não ter um efeito prejudicial [21]. Um crescimento excessivo da camada intermetálica diminui a ductilidade e a resistência à fadiga da junta, o que poderá provocar falhas mecânicas da PCI em serviço. Por outro lado, uma formação insuficiente ou não uniforme de IMCs pode originar juntas de soldadura fracas ou instáveis, diminuindo a confiabilidade das PCIs [22, 23].

Na Figura 2.8 está representado o diagrama de fases ternário para ligas Sn-Ag-Cu. A área marcada a vermelho indica a região quase eutéctica correspondente às composições de soldas SAC maioritariamente utilizadas na soldadura, onde estão também incluídas a SAC305 e SAC405. De acordo com o diagrama podem formar-se essencialmente dois tipos de compostos nas soldas SAC, nomeadamente [7]:

- Compostos do tipo Ag_3Sn resultantes da reação entre o Sn e a Ag;

- Compostos do tipo Cu_6Sn_5 resultantes da reação entre o Sn e o Cu, embora em menor quantidade quando comparado com o composto de Ag_3Sn .

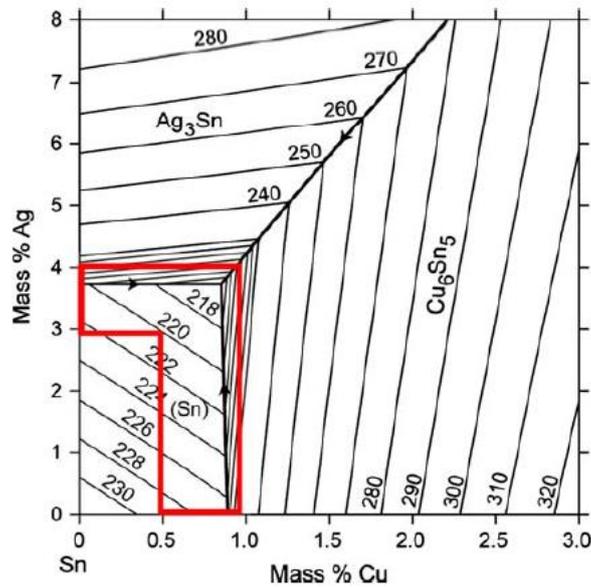


Figura 2.8- Seção do diagrama de fases ternário Sn-Ag-Cu (Adaptado de [24]).

Relativamente aos IMCs formados na interface solda/substrato, estes vão ter uma composição dependente do tipo de acabamento superficial da PCI. Pela bibliografia pesquisada, a reação das soldas do tipo SAC com diferentes substratos forma duas camadas intermetálicas distintas, uma fina do lado do cobre e uma outra com uma espessura maior do lado da solda. Na Tabela 2.1 estão evidenciados os IMCs formados, consoante o tipo de substrato, indicados na literatura.

Tabela 2.1- IMC formados na interface solda/substrato.

| Substrato | IMC: lado do Cu | IMC: lado da solda | Referências |
|------------------|--|---|--------------------|
| Cu | Cu_3Sn | Cu_6Sn_5 | [25, 26, 27] |
| NiAu | $(\text{Cu}, \text{Ni}, \text{Au})_3\text{Sn}_4$ | $(\text{Cu}, \text{Ni})_6\text{Sn}_5$ $(\text{Cu}, \text{Ni}, \text{Au})_6\text{Sn}_5$ | [18, 28, 29] |
| OSP | Cu_3Sn | Cu_6Sn_5 | [18] |
| Sn | Cu_3Sn | Cu_6Sn_5 | [30] |

PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

Neste capítulo procede-se à descrição do procedimento experimental seguido para a caracterização física, metalúrgica e morfológica das soldas SAC305 e SAC405 bem como para a caracterização térmica associada ao processo de soldadura.

O capítulo 3 está dividido em três subcapítulos relativos a cada técnica de caracterização utilizada, nomeadamente, a caracterização da reatividade da solda em diferentes substratos sob o efeito de diferentes ciclos térmicos; o estudo da molhabilidade da solda em função do tipo de substrato, da atmosfera e em função da temperatura. E por último, apresenta-se o estudo feito às propriedades térmicas dos materiais envolvidos nos processos de soldadura.

3.1. MATERIAIS USADOS

Neste trabalho foram utilizados dois tipos de solda, designadas por SAC305 e SAC405. Estas correspondem às soldas usadas na empresa nos processos de soldadura por onda (*wave soldering*) e por *reflow*, respetivamente. A composição química das soldas é apresentada na Tabela 3.1.

Tabela 3.1- Composição química (% em peso) das soldas SAC305 e SAC405.

| Solda | %Sn | %Ag | %Cu |
|--------------|------------|------------|------------|
| SAC305 | 96,5 | 3,0 | 0,5 |
| SAC405 | 95,5 | 4,0 | 0,5 |

Alguns dos testes foram realizados sobre substratos metálicos utilizados nos *pads* das PCIs usadas na empresa. Estes substratos são constituídos por uma base de cobre revestida por uma camada protetora que pode ser: Sn, OSP (Organic Solderability Preservatives) ou NiAu.

Alguns testes preliminares, das técnicas experimentais usadas no trabalho, foram realizados sobre o material base dos *pads*, o cobre (portanto, sem o efeito do revestimento superficial).

As PCIs utilizadas pela empresa com o revestimento em OSP, NiAu e Sn possuem as camadas (ou *layers*) com as características indicadas nas Tabela 3.2, Tabela 3.3, e Tabela 3.4, respetivamente.

Tabela 3.2- Constituição de uma PCI com acabamento superficial em OSP.

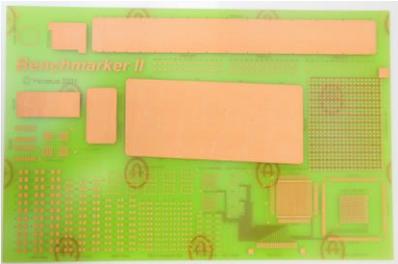
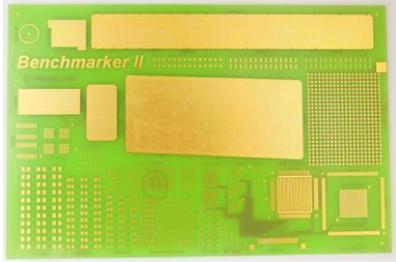
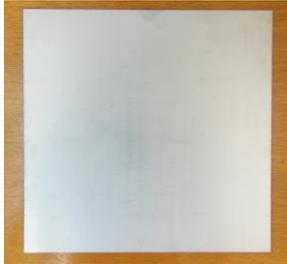
| Camada | Espessura da camada | Imagem da PCI |
|-------------------|---|--|
| Base em FR4 | 1600 μm |  |
| Layer de Cu | 35 μm | |
| Acabamento em OSP | 1,9 μm de Sn 0,1 μm de OSP | |

Tabela 3.3- Constituição de uma PCI com acabamento superficial em NiAu.

| Camada | Espessura da camada | Imagem da PCI |
|--------------------|---|--|
| Base em FR4 | 1600 μm |  |
| Layer de Cu | 35 μm | |
| Acabamento em NiAu | 2 μm de Ni 0,15 μm de Au | |

As placas com acabamento superficial em Sn puro possuem um número de camadas sensivelmente diferente. É constituída por FR4, duas camadas de Cu (na superfície inferior e superior) e duas *layers* de Sn como acabamento superficial das camadas de Cu.

Tabela 3.4- Constituição de uma PCI com acabamento superficial em Sn.

| Camada | Espessura da camada | Imagem da PCI |
|------------------|----------------------------|--|
| Base em FR4 | 1600 μm |  |
| Layer de Cu | 18 μm (x2) | |
| Acabamento em Sn | 2 μm de Sn (x2) | |

3.2. REATIVIDADE SOLDA/SUBSTRATO

No âmbito do estudo das propriedades das soldas tipo SAC, utilizadas na soldadura dos componentes em PCI, foi definido realizar um conjunto de análises às propriedades dos dois tipos de solda, com e sem utilização de um substrato, através da técnica DTA (Análise Térmica Diferencial). Os testes experimentais foram realizados num equipamento de análise térmica e termogravimétrica, referência SDT 2960 da TA Instruments, no Laboratório de Metalurgia da Universidade do Minho, em Guimarães (Figura 3.1).



Figura 3.1- Equipamento de DTA/TGA, Laboratório de Metalurgia, Universidade do Minho.

Visto que a camada intermetálica é a responsável pela maior parte das falhas em serviço de uma PCI, é importante o estudo da morfologia e crescimento dos IMCs. Assim, o objetivo principal foi o de perceber de que forma a reatividade da solda é afetada em diferentes condições de processo (velocidade de aquecimento/arrefecimento e temperatura/tempo de estágio) e nos diferentes substratos utilizados pela empresa. Nesta secção são apresentados os aspetos mais importantes relativos à técnica utilizada e posteriormente a descrição de todo o procedimento realizado.

3.2.1. Análise Térmica Diferencial (DTA)

Existem dois principais métodos para estudar e analisar as transformações de fase dos materiais: **DSC** (*Differential Scanning Calorimeter*- Calorimetria de Varredura Diferencial) e **TGA** (Thermal Gravimetric Analysis- Análise termogravimétrica) [31].

A técnica DSC baseia-se na medição da diferença entre quantidade de calor necessária para elevar a temperatura de uma amostra e de uma referência, em função da temperatura. A análise é feita através das transformações físicas que uma amostra pode sofrer durante o aquecimento ou arrefecimento, tais como as transições de fase. Dependendo se o processo é exotérmico ou endotérmico, será necessário fluir mais ou menos calor para a amostra para manter aproximadamente a mesma temperatura da referência. Desta forma, é possível analisar termicamente as substâncias definindo os seus pontos térmicos críticos tais como: ponto de fusão, temperatura de transição vítrea, entalpia de transformação, calor específico, etc. Pode ser também utilizado para estudar a oxidação ou outras reações químicas. [31, 32]

O equipamento é composto por dois cadinhos: um onde é colocada a amostra a ser analisada e um outro cadinho de referência (vazio ou com um material padrão). Ao serem aquecidos com um fluxo de calor constante, a diferença de temperatura entre os dois cadinhos será causada pelos pontos térmicos críticos da substância [33]. Assim, a partir destas diferenças caracteriza-se o material de teste do ponto de vista térmico.

Existe uma outra técnica muito semelhante ao método DSC designada por **DTA** (ou ATD - Análise Térmica Diferencial). Neste caso, a amostra e a referência são aquecidas com o mesmo fluxo de calor em vez de se manter a mesma temperatura nas duas partes através de um aquecimento individual das mesmas. As transições térmicas ocorridas causam uma diferença de temperaturas entre a amostra e a referência que pode ser medida. Sintetizando, ambos os processos fornecem informações semelhantes, a principal diferença é que na técnica DSC realiza-se uma medição da energia necessária para manter a referência e a amostra à mesma temperatura, enquanto que pelo método de DTA é feita uma medição da diferença de temperatura entre as duas partes quando colocadas sob o mesmo fluxo de calor. [32, 34].

Na Figura 3.2 é demonstrado um esquema do princípio associado à técnica DTA.

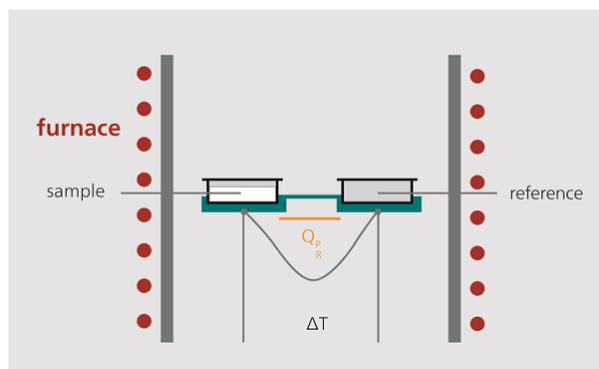


Figura 3.2- Esquema representativo da técnica DTA [35].

A partir do *software* de medição podem ser retirados gráficos com a curva do fluxo de calor em função da temperatura, através dos quais se retira a informação sobre as propriedades do material (temperatura de início e fim de fusão, temperatura de solidificação,...). Quando a amostra e a referência são aquecidas com o mesmo fluxo de calor e se dá a transformação térmica, a temperatura da amostra atrasa-se ou excede em relação à da referência. Quando a fusão é endotérmica significa que a temperatura da amostra se atrasou em relação à referência, observando-se por isso um mínimo na curva. Depois de completa a fusão, a temperatura da amostra começa a aproximar-se da temperatura da referência e, no gráfico, este fenómeno ocorre quando a curva começa a tender para um valor próximo de zero. Ao invés, se a função é exotérmica observa-se um máximo no gráfico.

3.2.2.Preparação das amostras para os testes de DTA

As amostras de solda SAC305 foram cortadas a partir do arame de solda, de diâmetro 3mm, fornecido pela Bosch. A pasta de solda SAC405 foi retirada do recipiente através de uma espátula e colocada em cada substrato. Não foi possível controlar e pesar a massa com este tipo de solda no entanto tentou-se retirar aproximadamente a mesma quantidade para cada um dos testes.

Os substratos de cobre utilizados foram obtidos através de uma chapa com 1 mm de espessura de cobre puro (análise por FRX - Espectrometria de Fluorescência de Raios-X). Através de um punção com diâmetro de 4 mm foram cortadas várias porções de cobre que posteriormente foram prensadas e passadas na lixa de 1200 mesh, até se obter uma chapa cilíndrica com aproximadamente 0,3 mm de espessura e diâmetro inferior a 5 mm (diâmetro dos cadinhos do

equipamento de DTA). Os substratos de Sn, NiAu e OSP foram obtidos através das PCIs fornecidas pela empresa com os respectivos revestimentos. Foram cortadas porções com dimensões quadrangulares de aproximadamente 5 x 5 mm, e posteriormente foram passadas na lixa de 800 mesh até se obter substratos redondos com diâmetro inferior a 5 mm.

3.2.3.Preparação das amostras para visualização no Microscópio Ótico

Depois dos ensaios experimentais efetuados no equipamento de DTA, torna-se importante fazer um estudo da morfologia e estrutura da interface solda/substrato e observar os compostos intermetálicos formados. Para observação ao microscópio ótico (M.O.) foi necessário fazer uma montagem em resina e criar uma superfície suficientemente polida que permitisse essa observação. Para realçar a microestrutura fez-se um ataque químico. Os passos seguidos são os seguintes:

- **Montagem:** para facilitar o manuseamento das amostras, uma vez que são de pequenas dimensões, foi feita uma montagem das mesmas em resina (Figura 3.3);

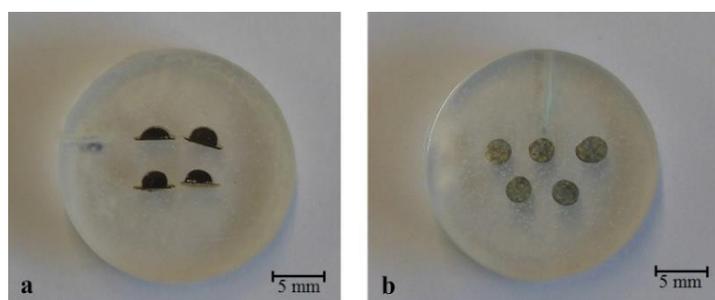


Figura 3.3- Montagem de solda SAC305 em substrato de cobre a) e montagem de solda SAC305 b).

- **Preparação da superfície:** para tratar a superfície que se pretende observar ao M.O., começa-se por desbastar a superfície da amostra com uma lixa de determinada granulometria e, conforme a rugosidade for diminuindo, vai-se diminuindo também a granulometria da lixa. Para este caso começou-se com uma lixa (abrasivo de SiC) de 180 mesh, depois 600 mesh e por último uma de 1200 mesh. Em seguida, fez-se um polimento com um pano com abrasivo de diamante de 6 mesh e depois com um pano de 1 mesh. Entre cada lixa e pano a superfície foi sendo rodada entre duas posições alternadamente: 180° e 90° (uma posição para cada lixa ou pano). Para além disso,

efetuou-se a limpeza da amostra com água e álcool entre cada mudança de lixa e pano para retirar possíveis resíduos;

- **Ataque químico:** Existem diversas formas de evidenciar a microestrutura na superfície de uma amostra. Aqui foi utilizado o método “ataque químico”, onde a superfície a ser observada foi atacada com um reagente químico, de modo a evidenciar os elementos estruturais da solda, através da diferenciação de cor, relevo, poros, etc. Dependendo do tipo de amostra foram utilizados diferentes reagentes de ataque (Tabela 3.5). Foram utilizados dois tipos de reagentes químicos: Nital5 (5% de ácido nítrico dissolvido em álcool etílico) e Cloreto férrico (96 ml de álcool etílico, 2 ml de ácido clorídrico e 5 g de cloreto férrico).

Tabela 3.5- Tipo de ataque químico utilizado em cada tipo de amostra de DTA.

| Amostra | Ataque químico | Tempo de ataque |
|-----------------------|---|------------------------|
| Solda SAC305 e SAC405 | Nital5 | 10 a 20 segundos |
| SAC305 + Cu | Nital5 | 10 a 20 segundos |
| SAC305/SAC405 + Sn | Cloreto férrico | 1 a 3 segundos |
| SAC305/SAC405 + OSP | Cloreto férrico | 1 a 3 segundos |
| SAC305/SAC405 + NiAu | Nenhum (interface bastante realçada sem necessidade de ataque químico) | |

3.2.4. Identificação dos Compostos Intermetálicos

Para a identificação dos compostos intermetálicos foi feita uma análise química através da técnica de Espectrometria de Energia Dispersiva de raios-X (EDS), disponível no Microscópio Eletrónico de Varrimento (SEM) do SEMAT (Serviços de Caracterização de Materiais da Universidade do Minho) em Guimarães.



Figura 3.4- Microscópio Eletrônico de Varrimento (SEM) disponível no SEMAT, na Universidade do Minho, em Guimarães.

A técnica de EDS é uma técnica não destrutiva que permite identificar os elementos presentes numa amostra (análise qualitativa), assim como determinar a quantidade de cada elemento (análise semi-quantitativa). Consiste na excitação dos átomos da amostra, através da incidência de um feixe de eletrões. Esta excitação causa posteriormente a libertação de energia pelos eletrões, na gama dos raios-X, permitindo assim a identificação e correspondente quantificação dos elementos, uma vez que a libertação de energia depende essencialmente da estrutura atómica única presente de cada elemento. [36]

Para a identificação dos IMCs foram utilizadas as amostras obtidas nos ensaios de reatividade realizados por DTA. Dado que os compostos intermetálicos são comuns aos dois tipos de solda foi selecionada, para análise SEM/EDS, uma amostra correspondente a cada tipo de substrato testado:

1. Solda SAC405 em substrato de Sn (temperatura máxima do ciclo térmico de 250°C)
2. Solda SAC305 em substrato de NiAu (temperatura máxima do ciclo térmico de 260°C)
3. Solda SAC305 em substrato de OSP (temperatura máxima do ciclo térmico de 260°C)

Através do SEM foram também retiradas imagens da interface solda/substrato a cada amostra de DTA, com o intuito de se medir a espessura da camada mais fina resultante da reação na interface, uma vez que o MO não tem resolução suficiente para tal.

3.3. MOLHABILIDADE DA SOLDA NO SUBSTRATO

O processo de soldadura consiste em criar uma junta de ligação entre a solda fundida e uma superfície metálica. A capacidade da solda fluir e espalhar nessa mesma superfície tem um papel importante na formação de uma junta de soldadura adequada. Por esta razão, o estudo da molhabilidade é um aspeto crucial na caracterização das ligas de soldadura.

Desta forma, foi proposto avaliar/classificar a molhabilidade dos dois tipos de solda utilizados na empresa, utilizando como substrato as PCIs com diferentes acabamentos superficiais. Estas medidas podem ser efetuadas por diferentes técnicas experimentais. Neste projeto foi utilizado o método de *sessile drop* e os testes foram realizados no Departamento de Física, na Escola de Ciências da Universidade do Minho em Guimarães. O objetivo destes testes foi o de observar o perfil de uma gota de solda sobre uma superfície sólida, substrato, em função da temperatura e medir o ângulo de contacto. Os testes foram realizados num forno de alto-vácuo (Figura 3.5).



Figura 3.5- Forno de alto-vácuo, Departamento de Física da Universidade do Minho, Guimarães.

3.3.1. Ângulo de Contacto

A molhabilidade é dada pela capacidade de um líquido espalhar sobre uma superfície sólida [37, 38, 39] e traduz-se numa característica importante para a formação das juntas de soldadura. A capacidade da solda espalhar numa superfície metálica é um problema complexo que envolve processos físicos e químicos [40], isto é, a difusão entre o líquido e o sólido, e a nucleação seguido pela formação e crescimento de compostos intermetálicos, determinam o comportamento do sistema solda/substrato [41, 42]. Esta propriedade depende de vários fatores, tais como, a tensão superficial, viscosidade, rugosidade superficial do substrato, difusão do líquido no substrato, formação de compostos na interface, densidade do líquido, entre outros. E pode ser classificada como molhabilidade não-reativa quando não existe reação química ou absorção do líquido pelo substrato (por exemplo água em substrato de polímero) ou como molhabilidade reativa quando existe reação entre o substrato e o líquido e se formam compostos intermetálicos (como por exemplo no processo de soldadura). [43, 44].

O estudo da molhabilidade envolve normalmente a medição do ângulo de contacto (θ). O ângulo de contacto é definido pela interseção de três tensões superficiais: sólido/líquido (σ_{sl}), sólido/vapor (σ_{sv}) e líquido/vapor (σ_{lv}), tal como está demonstrado na Figura 3.6.

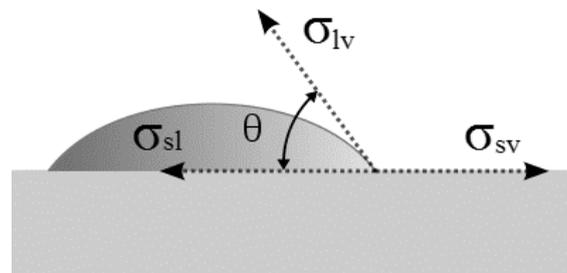


Figura 3.6- Demonstração do ângulo de contacto e das tensões superficiais associadas (Adaptado de [45]).

A relação entre o ângulo de contacto e as três tensões superficiais é dada pela equação de *Young* (Equação 1). Esta equação traduz um comportamento ideal de um líquido não reativo num substrato sólido ideal, isto é, quimicamente e fisicamente inerte, com superfície lisa e homogénea. Contudo, em termos práticos raramente se obtêm estas condições ideais. Não obstante, esta equação é um ponto de início fundamental para se compreender o processo da molhabilidade destes sistemas [37].

$$\sigma_{sv} - \sigma_{sl} = \sigma_{lv} \cos \theta \quad (1)$$

De uma forma geral o grau de molhabilidade pode ser classificado a partir ângulo de contacto formado entre a solda e o substrato, como apresentado na Tabela 3.6. A molhabilidade é otimizada com a diminuição do ângulo de contacto, que corresponde à partida à diminuição da tensão superficial da solda (σ_{lv}).

Tabela 3.6- Grau de molhabilidade em função do ângulo de contacto segundo [46].

| Ângulo de contacto | Grau de molhabilidade |
|--------------------------------|-----------------------|
| $0^\circ < \theta < 30^\circ$ | Muito bom |
| $30^\circ < \theta < 40^\circ$ | Bom |
| $40^\circ < \theta < 55^\circ$ | Aceitável |
| $55^\circ < \theta < 70^\circ$ | Fraco |
| $\theta > 70^\circ$ | Muito fraco |

3.3.2.Método Sessile Drop

Existem várias técnicas de análise da molhabilidade e de medição de ângulos de contacto [47]. Uma das alternativas mais simples e direta de se realizar é o método *sessile drop* [25, 40] [38, 48]. Este método consiste em medir o ângulo de contacto diretamente através do perfil da gota tal como demonstrado na Figura 3.6. Para isso uma gota é depositada numa superfície sólida e são retiradas imagens em perfil do conjunto. Neste caso em particular, pretende-se determinar o ângulo de contacto da solda em função da temperatura. A solda depositada no substrato é colocada dentro do forno onde se faz aumentar a temperatura ao longo do tempo e se vai registando as imagens do perfil da solda em determinadas temperaturas (exemplo da Figura 3.7)

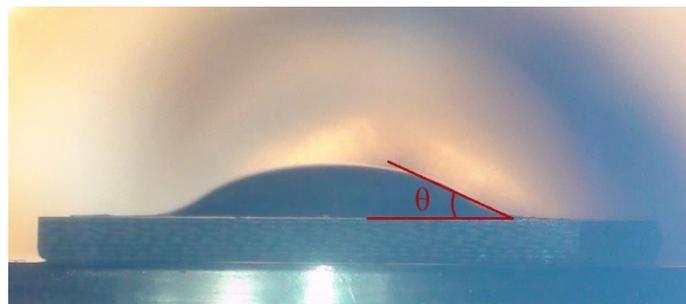


Figura 3.7- Exemplo de medição do ângulo de contacto segundo o método de *sessile drop*. (teste com solda SAC405 em substrato de OSP a 235°C em atmosfera de azoto, $\theta=24^\circ$).

3.3.3. Tensão superficial

Assumindo que a gota é simétrica em relação a um eixo vertical central e que está num estado estacionário, então o perfil da gota vai ser influenciado apenas por duas forças: a gravidade e a tensão superficial, para além dos fatores enunciados anteriormente.

Uma das variáveis importantes para a modelação do processo de soldadura é a tensão superficial da solda (σ_{lv}) em função da temperatura. A tensão superficial é uma propriedade termodinâmica caracterizada pela força de coesão molecular que tem como efeito minimizar a área superficial de um líquido, por outras palavras, é a quantidade de trabalho necessário para aumentar ou alongar a área da superfície de interface de um líquido num substrato plano, [45, 49]. Este é um parâmetro que pode ser determinado através do método *sessile drop*, a partir de cálculos analíticos ou a partir de um *software* próprio. Pela bibliografia consultada, o cálculo analítico da tensão superficial depende de várias dimensões do perfil da gota [50, 51], tal como se pode observar na Figura 3.8.

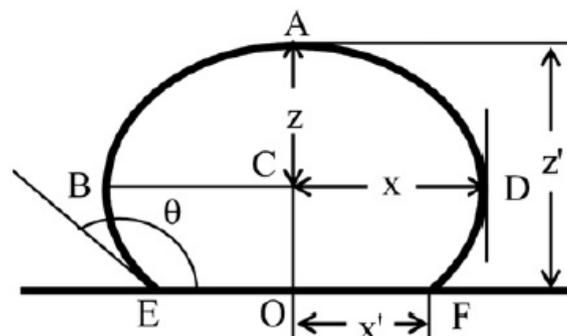


Figura 3.8- Figura ilustrativa das dimensões de uma gota necessárias para determinação analítica da tensão superficial através do método *sessile drop* (Adaptado de [50])

Visto que as gotas obtidas experimentalmente possuem alguma irregularidade geométrica o cálculo analítico torna-se difícil de executar. Existem *softwares* de análise de imagem cuja função é combinar o perfil da gota experimental com o melhor ajuste teórico à forma da gota e a partir daí determinar o ângulo de contacto e tensão superficial [51, 52].

Uma alternativa ao cálculo analítico da tensão superficial, utilizada neste trabalho, foi a de obter esse valor a partir de um modelo numérico. Para isso, usando os dados obtidos experimentalmente, foi modelada a forma da bolha de solda em ANSYS-FLUENT e deduzido o valor da tensão superficial. Como tal, foi necessário usar como valores de entrada a temperatura,

o ângulo de contacto e a massa da amostra possibilitando desta forma variar o valor da tensão superficial. A geometria obtida no programa é depois comparada com o perfil da gota experimental e são feitas várias simulações até se obter o melhor ajuste teórico da forma experimental, podendo desta forma obter-se o valor requerido. Este estudo foi feito em paralelo com este trabalho e está ainda numa fase de exploração e análise da viabilidade dos resultados. Neste sentido, não são aqui apresentados resultados sobre este estudo.

3.3.4. Validação do método experimental

Os primeiros dois ensaios experimentais realizados no forno de vácuo foram apenas para testar o método e o próprio forno a fim de se verificar a viabilidade da medição de ângulos de contacto da solda por esta técnica.

Foram utilizados substratos de cobre puro (análise química obtida por FRX - Espectrometria de Fluorescência de Raios-X) e cubos de solda SAC305, com as dimensões apresentadas nas Tabela 3.7 e Tabela 3.8.

Tabela 3.7- Dimensões dos substratos de cobre usados nos testes preliminares de molhabilidade.

| Substrato | Espessura (mm) | Diâmetro (mm) | Massa (g) |
|------------------|-----------------------|----------------------|------------------|
| (1) Cobre | 1,7 | 20,9 | 4,9074 |
| (2) Cobre | 1,6 | 20,7 | 4,4379 |

Tabela 3.8- Massa dos cubos de solda usados nos testes preliminares de molhabilidade.

| Solda | Massa (g) |
|-------------------|------------------|
| (1) SAC305 | 0,3641 |
| (2) SAC305 | 0,2879 |

O **primeiro teste de molhabilidade** (Cobre (1) e SAC305 (1)) foi iniciado com o forno à pressão de $2,5 \times 10^{-4}$ mbar. Com o intuito de simular as condições reais de trabalho na empresa, após a estabilização da temperatura dentro do forno foi introduzido azoto à pressão atmosférica. O ciclo de temperatura inicialmente definido era composto por tempos de aquecimento e estágios de temperatura muito curtos o que dificultou a estabilização da temperatura. O forno utilizado para estes testes trabalha normalmente com temperaturas mais altas (na ordem dos 1000°C) e, por isso, tem menor precisão para as temperaturas mais baixas, tornando-se assim difícil o controlo do ciclo de temperaturas definido. Por esta razão o

aquecimento foi feito controlando a potência manualmente e aumentando a temperatura lentamente.

Observou-se que a solda começou a fundir aos 236°C, ou seja, teoricamente nesta fase a solda estaria aproximadamente a 217°C (ponto de fusão). Este desfasamento entre a temperatura de fusão teórica da solda e a temperatura a que a solda começou a fundir deve-se ao facto de o termopar do forno estar afastado da amostra. Para além disso o substrato e a solda estão posicionados em cima de uma placa de cerâmica, ou seja, a cerâmica demora mais tempo aquecer do que o ar. Por estas razões a temperatura lida no forno não é a mesma a que a solda realmente está.

A partir dos 245°C a solda estagnou e ficou apenas arredondada, ainda com a aparência de um cubo, e oxidou bastante, não chegando a formar uma bolha como era esperado, Figura 3.9a.

Após uma pesquisa de bibliografia sobre testes da molhabilidade em ligas de estanho, verificou-se que realizar este tipo de ensaios experimentais é difícil uma vez que o estanho forma uma forte película de oxidação quando é aquecido até ao estado líquido, impedindo assim a formação de uma boa gota de molhabilidade [53, 54, 55]. Desta forma, a atmosfera na qual são feitos os testes deve ser bem controlada.

Sendo assim, uma vez que o teste descrito acima não proporcionou bons resultados, foi feito um segundo teste em condições diferentes, definidas com base em artigos sobre a molhabilidade de ligas de estanho. O **segundo teste de molhabilidade**, com os materiais (Cobre (2) e SAC305 (2)), foi feito em alto vácuo. A solda e o substrato de cobre foram limpos através de um banho de ultrassons com álcool durante 10 minutos para eliminar qualquer tipo de oxidação ou resíduos superficiais. Para se obter um bom nível de vácuo foi necessário fazer vácuo incluir uma primeira etapa de vácuo durante 6 horas, com o forno à temperatura ambiente. Depois foi programado um aquecimento até 180°C durante 6 horas e 30 minutos, para facilitar a estabilização do forno. Os testes iniciaram-se à temperatura de 188°C e à pressão de $1,4 \times 10^{-5}$ mbar .

Obtiveram-se resultados melhores comparativamente com o teste anterior (Figura 3.9b). O cubo de solda foi espalhando com o aumento da temperatura formando uma bolha cada vez mais achatada tal como era pretendido, possibilitando assim a medição do ângulo de contacto. Em contrapartida, a fusão da solda aconteceu aos 250°C e não aos 217°C como é suposto teoricamente, ou seja, o valor medido pelo termopar não corresponde à temperatura a que a solda

se encontra. Por esta razão, visto que apenas falta controlar da temperatura, foi projetado um sistema com um novo termopar para ser adaptado no forno, de modo a corrigir a leitura da temperatura.

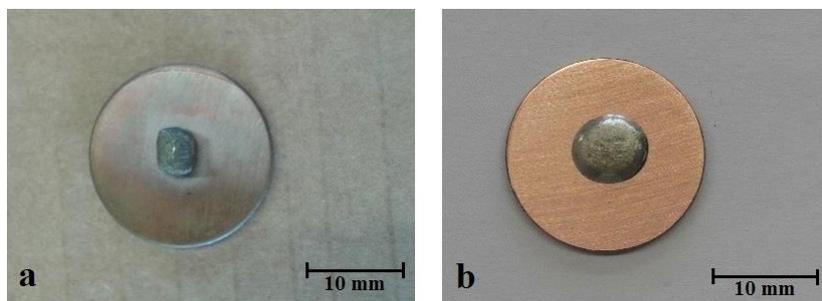


Figura 3.9- Resultado final dos testes de molhabilidade: a) primeiro teste em azoto b) segundo teste em vácuo.

3.3.4.1. Adaptação de um novo sistema de suporte e de leitura da temperatura

O sistema desenvolvido, Figura 3.10, permite controlar a plataforma de suporte da amostra (deve estar na horizontal para evitar a deformação da gota de solda líquida), colocar o termopar em contacto com a plataforma (corrigindo erros de leitura de temperatura do sistema atual) e permite a obtenção de atmosferas controladas no interior do forno (alto-vácuo ou gás inerte). Este é composto pelos seguintes componentes: vidro, tubo em aço inoxidável ($\varnothing_{int} = 3$ mm e $\varnothing_{ext} = 6$ mm), plataforma, parafuso M12, porca M12, o-rings, termopar ($\varnothing = 1,5$ mm) e perno M3. Para que a amostra seja aquecida uniformemente, a plataforma tem de estar situada no meio da câmara do forno. Para isso o tubo em aço inoxidável, fixo à plataforma através de um perno M3, tem um comprimento de 280 mm (comprimento necessário até ao centro do forno) e é através desse tubo oco que vai passar o termopar. A janela de vidro que o forno possui será substituída por um outro vidro com um furo excêntrico por onde passará o conjunto da plataforma, tubo e termopar. Para fixar o tubo ao vidro será adaptado um parafuso M12 juntamente com uma porca M12 (ver Figura 3.10). Desta forma, o termopar estará praticamente em contacto com o substrato, permitindo assim um controlo mais correto da temperatura (Figura 3.11). Para vedar todo o sistema foi colocada Araldite na zona entre o termopar e o tubo e foram colocados também o-rings entre o parafuso, a porca e o vidro. No Anexo B estão os desenhos técnicos correspondentes a cada peça utilizada, juntamente com a lista de materiais.

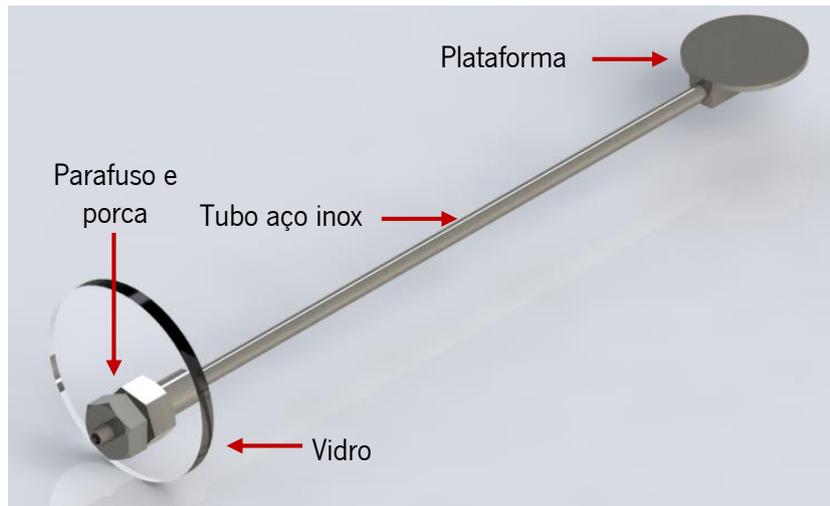


Figura 3.10- Sistema de adaptação da plataforma de suporte da amostra e do termopar.

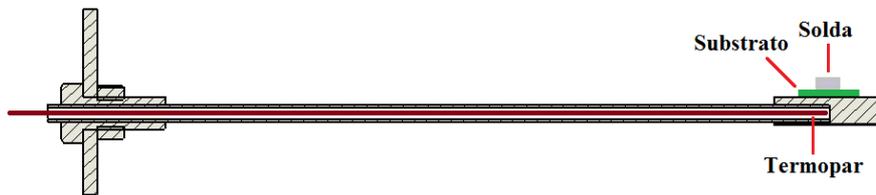


Figura 3.11- Vista de corte do dispositivo.

Após a realização dos testes verificou-se uma diferença de 30°C a 40°C entre a temperatura medida pelo termopar do forno e a temperatura medida pelo novo termopar adaptado, corrigindo-se assim o problema do controlo da temperatura. Conclui-se então que este é um método viável para a medição dos ângulos de contacto formados pela solda em diferentes substratos. Desta forma, foi definido analisar a molhabilidade das soldas SAC305 e SAC405 nos diferentes substratos, sob o efeito de duas atmosferas diferentes: alto-vácuo e atmosfera de Azoto.

Todos os testes seguiram uma sequência de etapas pré-definidas:

1. Colocação do conjunto solda e substrato no forno de vácuo;
2. Ajuste da janela de vidro e fecho do forno (ajuste horizontal da plataforma);
3. Vácuo primário de 1×10^3 mbar até 1×10^{-1} mbar através da bomba rotativa (ou bomba primária);
4. Abertura da válvula para retirar o ar extraído do forno no vácuo primário;
5. Vácuo secundário (alto-vácuo) através da bomba turbomolecular (até $\sim 1 \times 10^{-5}$ mbar);
6. Programação o ciclo de temperaturas;
7. Posicionamento da câmara de filmar;
8. Início do ciclo térmico.

Cada teste teve a duração de aproximadamente um dia para garantir um bom vácuo e um pré-aquecimento lento e constante em alto vácuo. O pré-aquecimento foi feito desde a temperatura ambiente até aos 170°C. Posteriormente, o ciclo térmico foi realizado em i) alto vácuo ou ii) em atmosfera inerte (após o pré-aquecimento em alto vácuo, a bomba secundária foi desligada e foi introduzido azoto a uma pressão entre 100 e 400 mbar).

3.3.5.Preparação das amostras para os testes de molhabilidade

As amostras de solda SAC305 foram cortadas a partir do arame de solda fornecido pela Bosch de diâmetro 3 mm. Foram cortados cilindros com massa aproximadamente constante entre 0,30 e 0,33 g (Figura 3.12a). A pasta de solda SAC405 foi retirada do recipiente através de uma espátula e colocada em cada substrato (Figura 3.12b). Não foi possível controlar a massa com este tipo de solda, no entanto foi utilizada sempre a mesma espátula e foi retirada aproximadamente a mesma quantidade.

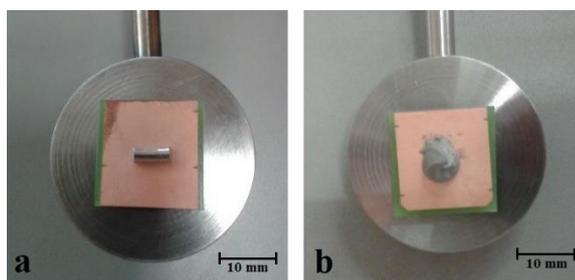


Figura 3.12- Preparação das amostras para os testes de molhabilidade: a) solda SAC305 em substrato OSP, b) solda SAC405 em substrato OSP.

A molhabilidade dos dois tipos de solda foi analisada em três substratos diferentes obtidos através das PCIs fornecidas pela empresa com acabamento superficial em Sn, NiAu e OSP. Foram cortados substratos com dimensões quadrangulares de aproximadamente 20 mm x 20 mm, tal como se pode verificar na Figura 3.12 a) e b). Como substratos de Cu utilizaram-se discos de cobre puro de 20 mm de diâmetro.

Antes dos ensaios experimentais as amostras de solda SAC305 foram limpas com álcool num banho de ultrassons durante 10min e a superfície de cada substrato foi previamente limpa com álcool.

3.4. PROPRIEDADES TÉRMICAS

No seguimento do estudo das propriedades das juntas de soldadura, a caracterização térmica é uma vertente bastante complexa e essencial no processo de soldadura. É importante perceber as variantes associadas à dissipação do calor numa PCI.

A condutividade térmica depende das características da PCI, dos componentes da disposição e geometria dos componentes na placa, entre outros aspetos. O objetivo principal deste estudo é perceber a influência das várias camadas de cobre no interior da PCI no comportamento do calor, isto é, avaliar a contribuição de cada camada adicionada na dissipação lateral do calor e dissipação ao longo da PCI. Este é um problema complexo e, por isso, a ideia inicial centra-se em definir uma forma de investigar esta questão.

A terceira parte do capítulo 3 diz respeito à análise do comportamento térmico associado às PCIs e às soldas tipo SAC utilizadas pela empresa. A técnica utilizada foi a radiometria fototérmica modulada de infravermelhos e os ensaios experimentais tiveram lugar no Departamento de Física da Universidade do Minho, em Braga (Figura 3.13).

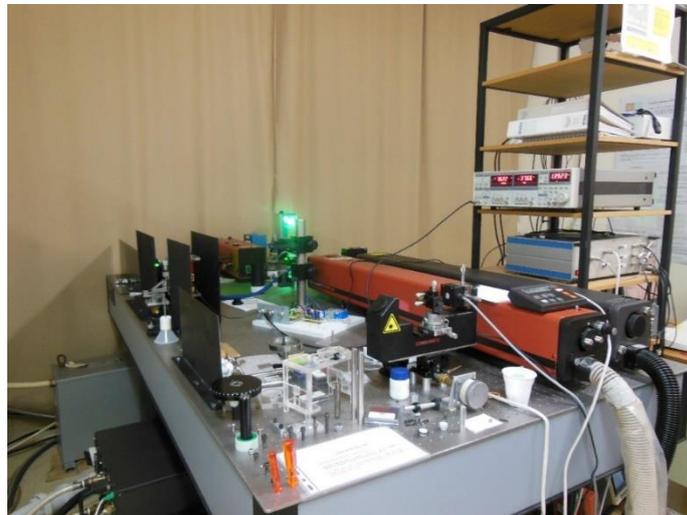


Figura 3.13- Equipamento de radiometria, Departamento de Física Universidade do Minho, Braga.

Assim, foram realizados dois grupos iniciais de testes: uma análise térmica às PCIs com diferentes acabamentos superficiais (Sn, OSP, NiAu) e uma outra análise à solda SAC305 em substrato de Sn e também à solda de forma isolada. Estes ensaios experimentais iniciais têm o objetivo de validar a técnica no sentido de obter informação sobre as propriedades térmicas das

PCIs sem adição de camadas de cobre e também perceber o comportamento térmico da solda em substrato de Sn com diferentes espessuras de IMC.

3.4.1. Condutividade Térmica

As propriedades térmicas traduzem o modo como os materiais respondem quando a sua energia térmica é alterada. Exemplos comuns de propriedades térmicas são, entre outras, a expansão térmica, o calor específico e a condutividade térmica. Embora menos estudadas, a difusividade térmica e a efusividade (ou inércia) térmica, são muito importantes nos processos de difusão e transmissão de calor. [56]

A condutividade térmica é uma variável importante no processo de soldadura dos componentes e que deve ser explorada, na medida em que os mecanismos de arrefecimento nos pontos de soldadura e na própria PCI dependem certamente desta propriedade. Assim, no âmbito das condições de processo e das soldas utilizadas pela empresa Bosch foram realizados um conjunto de testes de início ao estudo.

A condutividade térmica, k , é a propriedade que descreve e quantifica a capacidade de um material conduzir o calor como resultado de um gradiente térmico. É definida pela transferência de energia sob a forma calor, Q , através de uma secção de área A , onde existe uma diferença de temperaturas, ΔT , entre duas extremidades de comprimento L . A equação 2 demonstra o conceito de condutividade térmica [W/(mK)]. [57, 58].

$$k = \frac{Q/A}{\Delta T/L} \quad (2)$$

É importante conhecer esta propriedade, na medida em que dependendo da aplicação pode ser útil utilizar materiais que conduzam a energia térmica de forma mais rápida e eficiente ou utilizar materiais cuja função é ser isolador térmico. A condutividade térmica é uma característica específica de cada material e é influenciada por fatores como: temperatura, mudança de fase, densidade, estrutura do material, entre outros. Nos sólidos o transporte de calor pode resultar de dois mecanismos fundamentais: por um lado o transporte por elétrons livres e por outro o transporte por vibrações da rede ou fonões. Nos metais, o mecanismo dominante é o de transporte por elétrons livres, precisamente o mecanismo responsável pela condução elétrica.

Assim, para esses materiais é possível estabelecer uma relação direta entre essas duas propriedades, expressa através da lei de *Wiedemann-Franz*. [59, 60]

$$\frac{k}{\sigma} = LT \quad (3)$$

Em que k representa a condutividade térmica, σ a condutividade elétrica, T a temperatura e L uma constante dada por $2,44 \times 10^{-8} \text{ W}\Omega\text{K}^{-2}$.

Materiais sem eletrões livres podem ser excelentes condutores térmicos. Tal é, por exemplo, o caso do diamante, um material que sendo um dielétrico, apresenta um dos maiores valores de condutividade térmica conhecidos, devido a facilidade de transmissão das vibrações (fonões) através da sua rede cristalina altamente organizada.

Existem vários métodos para determinar o comportamento térmico nos materiais e a sua escolha depende essencialmente do sistema em questão, da dimensão das amostras, da temperatura e outros fatores.

As técnicas experimentais disponíveis podem ser agrupadas em duas grandes classes: as estacionárias e as não estacionárias [61]. No primeiro grupo cabem as técnicas que determinam diretamente o valor da condutividade térmica por aplicação da lei de Fourier [62]. Dependendo dos materiais em estudo, a utilização destas técnicas pode ser fortemente limitada pelas perdas de calor por radiação. No segundo grupo aparecem técnicas como a “Laser Flash” [61] e o conjunto de técnicas chamadas fototérmicas [61].

3.4.2. Radiometria fototérmica modulada

Neste projeto o estudo das propriedades térmicas das PCIs e das soldas é feito através da técnica de radiometria fototérmica modulada. O equipamento necessário foi disponibilizado pelo departamento de Física da Universidade do Minho em Braga.

Esta técnica baseia-se na excitação de “ondas térmicas” geradas através da absorção de energia proveniente de um feixe laser modulado em intensidade. E na deteção dos sinais emitidos periodicamente, na gama de infravermelhos (2-12 μm), induzidos pelo aumento de temperatura na amostra. As ondas térmicas são caracterizadas pelas oscilações de temperatura de pequena amplitude causadas pelo aquecimento periódico da amostra, e são fortemente amortecidas [63].

Através da resposta da onda térmica resultante no material é possível obter informação sobre as propriedades térmicas do mesmo. Uma das vantagens principais em utilizar métodos fototérmicos é o facto de não haver contacto com as amostras nem haver a destruição das mesmas. Este método é indicado para o estudo do transporte térmico de amostras com revestimento de filmes finos, pois permite o controlo da camada a analisar, através da variação do comprimento de difusão térmica, que por sua vez é função da frequência de modulação. Este facto permite o estudo do comportamento térmico ao longo da profundidade da amostra. [64, 65, 66, 67]

O equipamento de radiometria fototérmica modulada de IR é constituído essencialmente por três partes (ver Figura 3.14):

- **Sistema de aquecimento:** Composto por um feixe laser de DPSS (*Diode-pumped solid-state*), utilizado para promover o aquecimento da superfície da amostra através da excitação das ondas térmicas. Associado ao laser existe um modulador acusto-ótico capaz de variar a frequência de radiação entre 1 Hz e 100 kHz, funcionando como um bloqueador da luz de forma cíclica;
- **Sistema de aquisição, filtragem e deteção da radiação IR:** constituído por duas lentes de fluoreto de bário (BaF₂) para colimação e focagem da radiação IR, um filtro de germânio (Ge) para impedir qualquer radiação indesejada de atingir o detetor, um detetor de infravermelho (HgCdTe) arrefecido em azoto líquido e que opera numa banda compreendida entre os 2-12 μm . Este conjunto de componentes permite detetar as oscilações de temperatura emitidas pelo material em análise;
- **Sistema eletrónico e informático de tratamento de dados:** composto por um pré-amplificador e filtro, um amplificador Lock-in bifásico (SR830), utilizado para amplificar e filtrar os sinais da resposta térmica da amostra que são obtidos no detetor. O controlo do processo de medição é feito através de um computador com um *software* específico, que armazena e trata os dados obtidos durante os testes. São registadas a amplitude (A) e a diferença de fase (Φ) do sinal medido relativamente à excitação, em função da frequência de modulação da radiação incidente.

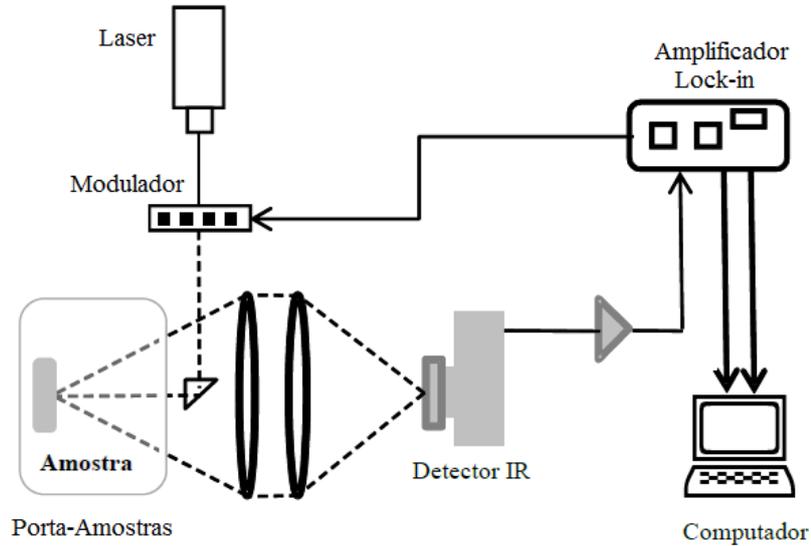


Figura 3.14- Esquema do sistema de radiometria fototérmica de infravermelhos da Universidade do Minho (Adaptado de [64]).

Esta técnica não mede valores absolutos de condutividade térmica. Determina-se essencialmente a difusividade térmica, α . A difusividade é a capacidade do material transmitir uma variação de temperatura, isto é, representa a velocidade com que o calor se propaga quando sujeito a mudanças de temperatura. A difusividade está diretamente relacionada com a condutividade térmica através da equação 4 [58, 68].

$$\alpha = \frac{k}{\rho c_p} \quad (4)$$

A partir da radiometria, é possível também determinar o perfil térmico das amostras, uma vez que a profundidade de penetração da radiação está diretamente relacionada com o valor da frequência de modulação de acordo com a equação 5. Quanto maior a frequência de modulação menor é a profundidade de penetração das ondas térmicas, e menor a profundidade da qual é possível obter informação.

$$\mu_{th} = \left[\frac{\alpha}{\pi f} \right]^{1/2} \quad (5)$$

3.4.3.Preparação das amostras

Para a análise térmica das PCIs com diferentes acabamentos superficiais, foram cortados quadrados com aproximadamente 16 mm de lado a partir das placas disponibilizadas pela empresa. Foi definida esta medida uma vez sendo suficiente para o porta-amostras do equipamento de radiometria.

Para a produção de amostras com solda SAC305 em substrato de Sn foi modelado e construído um dispositivo em aço inoxidável (Figura 3.15). O desenho técnico do sistema modelado encontra-se em anexo (Anexo C)

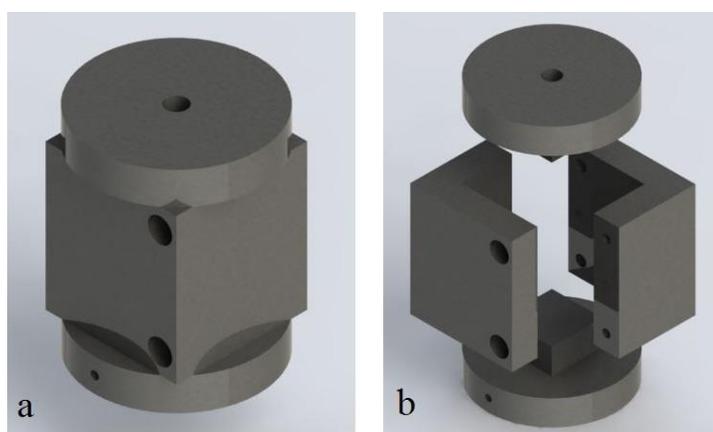


Figura 3.15- Modelo 3D do dispositivo utilizado para criar as amostras para as propriedades térmicas: a) Conjunto montado e b) Vista explodida.

Tal como se pode observar o dispositivo permite a colocação de um termopar na sua base. Desta forma, o substrato e a solda são colocados no dispositivo e através da colocação do termopar na base é possível ter um controlo eficiente do ciclo de temperatura. No topo do dispositivo existe também uma entrada de gás para a produção de amostras em atmosfera inerte (Azoto). Esta função não foi utilizada neste trabalho, todos os testes foram feitos ao ar.

Através do dispositivo, foram produzidas duas amostras de solda SAC305 (uma mais fina e outra mais espessa, com espessuras de aproximadamente 0,3 mm e 1,5 mm, respetivamente) e três amostras de solda SAC305 em substrato de Sn. Estas últimas amostras variam essencialmente na espessura dos IMCs e do cobre, conseguidas através de diferentes ciclos térmicos.

Em cada teste foi utilizada uma massa de solda de aproximadamente 18 gramas. Foi necessária esta quantidade de solda, uma vez que a partir das mesmas amostras foram também

produzidas outras para o estudo das propriedades elétricas, embora este tema não seja analisado nesta dissertação.

A preparação de cada amostra seguiu três passos principais:

- Aquecimento do dispositivo até 300°C (Figura 3.16a)
- Colocação do substrato, fluxo e solda SAC305 (Figura 3.16b)
- Arrefecimento (ao ar ou dentro do forno com diferentes temperaturas) (Figura 3.16c)



Figura 3.16- Preparação das amostras SAC305+Sn: a) Aquecimento do dispositivo até 300°C; b) Colocação do substrato, fluxo e solda SAC305; c) Arrefecimento ao ar.

As temperaturas foram registadas desde o aquecimento do dispositivo até ao final do arrefecimento através de um termopar e de um controlador. As condições de processo bem como as espessuras dos IMCs e da camada de Cu obtidas em cada teste são apresentadas no próximo capítulo: “Apresentação e discussão dos resultados”.

3.4.4. Método experimental de medição das propriedades térmicas

O método de medição das amostras é bastante simples e igual para cada teste. O procedimento pode ser descrito pelos seguintes passos:

- Colocação do azoto líquido no detetor para o seu arrefecimento;
- Colocação da amostra no porta-amostras;
- Ligação dos aparelhos (detetor, laser, modelador, amplificador e computador);
- Estabilização do laser;
- Estabelecimento dos parâmetros no computador;
- Lançamento do teste.

Para a calibração e interpretação dos sinais obtidos é necessário e importante ter dados de referência. Para isso realizaram-se testes de calibração, usando as mesmas condições de excitação e detecção, com amostras de referência. Neste caso, utiliza-se uma amostra de referência designada por “Sigradur”, que consiste numa amostra isotrópica, homogênea e opaca. Utiliza-se a referência para normalizar o sinal das amostras, eliminando assim a dependência da resposta do sistema com a variação da frequência de modulação.

No programa de medição, a gama de frequências estabelecida foi de 1 a 100 kHz e o número de frequências intermédias foi de três. Este número de frequências representa o número de valores que o equipamento vai medir entre f e $2f$. Os testes iniciaram-se com uma corrente de laser de 1,244 A, o que representa uma potência ótica de cerca de 800 mW. Estes parâmetros são valores de base que se definem por defeito quando não se prevê qual o comportamento térmico que determinado material irá ter. Para melhorar os sinais obtidos, isto é, para se obter um sinal mais estável e bem definido, estes valores podem ser alterados posteriormente.

O *software* de medição armazena e fornece um ficheiro de dados com os valores da amplitude e da diferença de fase em função de cada valor de frequência modulada. Estes valores são posteriormente interpretados através de folhas de cálculo com métodos diferentes consoante as amostras de medição. No caso das PCIs utiliza-se um método para sistemas de multicamadas, tal como se usa para amostras com filmes finos. Designa-se por Método do Extremo e neste documento apenas serão apresentados os aspetos principais. Quanto à medição das propriedades térmicas da solda SAC305, como se trata de um só material o método utilizado é mais simples e será descrito mais à frente.

3.4.5.Método de análise de resultados

Na análise dos resultados o primeiro passo a seguir é a normalização da fase e da amplitude. A normalização é feita através dos valores da fase e amplitude da amostra (Φ_a e A_a , respetivamente) e dos valores correspondentes à referência (Φ_r e A_r , igualmente). O cálculo é dado pelas equações 6 e 7.

$$A_n = \frac{A_a}{A_r} \quad (6)$$

$$\Phi_n = \Phi_a - \Phi_r \quad (7)$$

Para além da normalização, determina-se também a raiz quadrada de cada valor da frequência modulada. Estes cálculos podem ser feitos facilmente numa folha de cálculo Excel. Posteriormente, constrói-se o gráfico da fase normalizada (ou diferença de fase) (Φ_n) em função da raiz quadrada da frequência $[(f/\text{Hz})^{1/2}]$, a partir do qual será aplicado o modelo de cálculo.

3.4.5.1. Sistema de uma camada

No caso de amostras constituídas apenas por um material, o método de análise dos dados experimentais é bastante simples. A normalização, neste caso, é dada pela diferença entre a fase da amostra Φ_a e a fase da referência Φ_r , em função da frequência de modulação.

Utilizando duas amostras do mesmo material, uma que é sempre termicamente espessa e uma outra que só o passa a ser a partir de determinada frequência de modulação, os sinais experimentais irão diferenciar-se a partir dessa frequência. Com base no ajuste da respetiva função fase = f(frequência), determina-se diretamente a difusividade térmica a partir da equação 8. [69]

$$\Delta\Phi = \tan^{-1} \left\{ \frac{-R_b(1 - R_g)e^{(-2\mu_{th})} \sin(2\mu_{th})}{1 - R_g[R_b e^{(-2\mu_{th})}]^2 + R_b(1 - R_g) \cos(2\mu_{th})} \right\} \quad (8)$$

Onde, R_b e R_g representam os fatores em cada fronteira da amostra, isto é, à interface anterior e posterior à amostra. Neste caso essas fronteiras são o ar e por isso admite-se que $R_b = 0$ e $R_g = 1$.

Deste modo, depois da normalização utiliza-se esta função para todas as fases normalizadas e frequências moduladas e admitindo um valor por defeito para a difusividade térmica constrói-se a curva teórica. Posteriormente, para encontrar a melhor solução de ajuste utiliza-se, por exemplo, o critério dos mínimos quadrados que consiste em minimizar o erro quadrático médio das medidas experimentais, isto é, minimizar o valor dos desvios quadrados entre a curva teórica e os pontos experimentais. Para isso, utiliza-se, por exemplo, a ferramenta *solver* do programa Excel que permite encontrar a melhor curva que torna mínima a soma dos quadrados dos desvios, alterando o valor da difusividade até encontrar a solução que melhor cumpre o critério.

3.4.5.2. Sistema de duas camadas

Quando se trata de um sistema de duas camadas os valores obtidos na normalização são aplicados e interpretados através do Método do Extremo.

Este método permite obter duas informações principais sobre o comportamento térmico num sistema de duas camadas, isto é, entre o filme (identificado por “s”) e o substrato (identificado por “b”), nomeadamente a razão das efusividades e o tempo de difusão do calor no revestimento. O tempo de difusão depende da difusividade térmica do material pode ser definido pela equação 9.

$$\tau_s = \frac{d_s^2}{\alpha_s} \quad (9)$$

em que d representa a espessura da amostra e α a sua difusividade térmica.

A efusividade térmica, por vezes também identificada como inércia térmica, define a capacidade de um material trocar energia com os meios adjacentes, através das respetivas fronteiras. É por isso um parâmetro fundamental no estudo da propagação de calor em sistemas multicamadas como os filmes finos ou revestimentos. É definida pela seguinte equação:

$$e = \sqrt{k\rho c_p} \quad (10)$$

Em que ρ representa a massa volúmica e c_p o calor específico.

Segundo o método do extremo, os valores do tempo de difusão e da razão das efusividades podem ser derivados a partir dos extremos relativos (máximo ou mínimo) presentes nas curvas da diferença de fase em função da raiz quadrada da frequência de modulação. Nesta secção apenas se explica sucintamente o princípio da metodologia de análise dos resultados e são apresentadas as equações mais relevantes para a sua perceção. Uma explicação mais detalhada do método pode ser consultada em [66].

Segundo o método, se existe um extremo máximo ou mínimo, na representação da Φ_n em função da $(f/\text{Hz})^{1/2}$, então o extremo tem de cumprir a seguinte condição (Equação 11),

$$\tan \Phi_{n \text{ extr}} = \tan \Phi_n(f_{\text{extr}}) = \frac{2R_{sb} \exp(-2\sqrt{\pi f_{\text{extr}} \tau_s}) \sin(2\sqrt{\pi f_{\text{extr}} \tau_s})}{1 - [R_{sb} \exp(-2\sqrt{\pi f_{\text{extr}} \tau_s})]^2} \quad (11)$$

Como se pode observar esta condição depende de dois parâmetros térmicos, nomeadamente, o coeficiente de reflexão térmica R_{sb} e o tempo de difusão térmica τ_s , e também de duas componentes mensuráveis experimentalmente, a fase normalizada e a frequência de modulação no extremo ($\Phi_{n \text{ extr}}$ e f_{extr} , respetivamente). Através de cálculos analíticos, da equação 11 obtém-se o tempo de difusão térmica e o coeficiente de reflexão térmica em função apenas destas duas quantidades mensuráveis (Equação 12 e Equação 13).

$$\tau_s = \frac{1}{4\pi f_{\text{extr}}} \{0,5 \cos^{-1}[(\tan \Phi_{n \text{ extr}})^2]\}^2 \quad (12)$$

$$R_{sb} = \pm \sqrt{\frac{1 - \tan\{0,5 \cos^{-1}[(\tan \Phi_{n \text{ extr}})^2]\}}{1 + \tan\{0,5 \cos^{-1}[(\tan \Phi_{n \text{ extr}})^2]\}}} \times \exp\{0,5 \cos^{-1}[(\tan \Phi_{n \text{ extr}})^2]\} \quad (13)$$

O sinal negativo na equação 13 é utilizado quando a curva da fase normalizada em função da raiz quadrada da frequência apresenta um mínimo relativo, significando que a efusividade do filme é menor do que efusividade do substrato. Se o gráfico apresentar um máximo relativo, então a efusividade do substrato é maior e utiliza-se o sinal positivo na equação 13. Estas duas equações (9 e 10) representam as soluções inversas para o problema do modelo de duas camadas.

O valor da razão das efusvidades pode ser determinado por valores conhecidos na literatura através da equação 8, ou então através de dados experimentais de acordo com a seguinte expressão (Equação 14).

$$\frac{e_s}{e_b} = \frac{(1 + R_{sb})}{(1 - R_{sb})} \quad (14)$$

Desta forma, a determinação das propriedades térmicas ficam apenas dependentes da determinação do valor da fase normalizada e da frequência de modulação nas quais o extremo ocorre.

Quando uma amostra possui três camadas distintas a representação gráfica da fase normalizada em função da raiz da frequência apresentará dois extremos, um mínimo e um máximo. No caso das PCIs que são compostas pela camada de revestimento, por cobre e por polímero, utiliza-se o mesmo método de análise que num sistema de duas camadas. No entanto, os dois extremos são analisados de forma individual e através de soluções alternativas iterativas são então determinadas as soluções finais. Este método iterativo consiste em aproximar para o primeiro extremo relativo (a frequências mais baixas) mantendo constante a solução para o extremo de frequências mais altas, e vice-versa no passo seguinte. São feitas sucessivas iterações até se obter a solução mais aproximada dos resultados de medição. [70]

APRESENTAÇÃO E DISCUSSÃO DOS RESULTADOS

Neste capítulo são apresentados e discutidos os resultados obtidos em cada processo de caracterização enunciado anteriormente, nomeadamente, na análise da reatividade das soldas, no estudo sobre a molhabilidade da solda em diferentes substratos e na análise das propriedades térmicas do conjunto PCI/solda.

4.1. REATIVIDADE SOLDAS/SUBSTRATO

Os resultados obtidos no estudo da reatividade das soldas podem ser divididos em cinco grupos principais. Em primeiro lugar são apresentados os resultados obtidos na análise EDS para identificação dos IMCs formados na interface solda/substrato. As camadas intermetálicas foram classificadas como IMC-I e IMC-II, para a camada mais espessa do lado da solda e para a mais fina do lado do substrato, respetivamente. A seguir apresentam-se os resultados sobre a influência do ciclo térmico na microestrutura da solda SAC305 e SAC405. Posteriormente foi estudada a evolução das camadas intermetálicas formadas pelas duas soldas em substratos de Sn, NiAu e OSP, para diferentes ciclos térmicos. No final faz-se uma avaliação comparativa sobre o efeito do tipo de substrato na difusão da solda. Ainda neste subcapítulo, faz-se uma análise aos defeitos originados nas soldas após os ciclos térmicos.

4.1.1. Identificação dos Compostos Intermetálicos

A microestrutura obtida, nos dois tipos de solda e nos diversos ensaios, é característico deste tipo de ligas metálicas. Esta é formada por dois constituintes: um constituinte primário, na forma de dendrite, e um constituinte eutético de tipo lamelar. Na Figura 4.1 apresenta-se uma microestrutura representativa destas ligas.

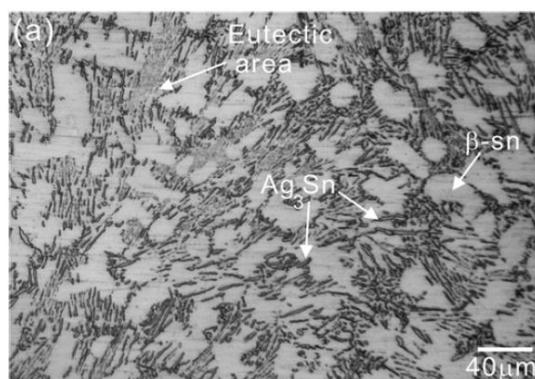


Figura 4.1- Microestrutura da solda Sn_{3,5}Ag_{0,5}Cu (adaptado de [26]).

Na reação com os substratos usados neste trabalho resulta a formação de duas camadas de compostos de reação, normalmente, designados por compostos intermetálicos (IMC – *intermetallic compounds*). A composição química dos compostos intermetálicos foi analisada

através da técnica EDS, com o intuito de se confirmar a composição registada na bibliografia. A análise foi feita nas camadas IMC-I e IMC-II (identificadas por Z1 e Z2 na Figura 4.2, respetivamente).

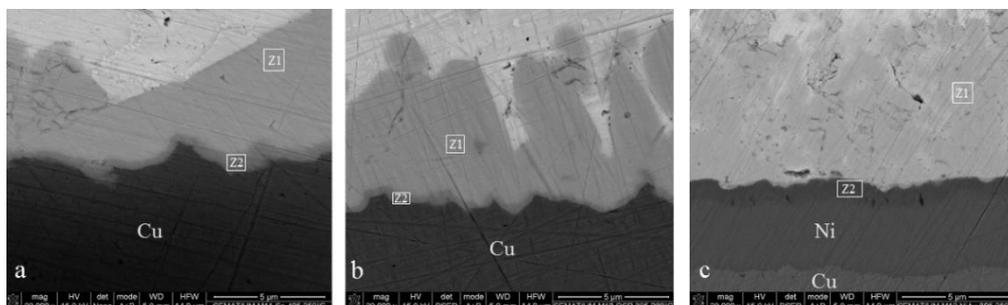


Figura 4.2- Zonas da interface analisadas quimicamente: a) Amostra SAC405/Sn, b) Amostra SAC305/OSP e c) Amostra SAC305/NiAu.

Na Tabela 4.1 está indicada a composição química (em percentagem atómica - at%), obtida na análise EDS, na interface da solda em substratos de Sn e OSP. Segundo a literatura, a zona de IMC-I será constituída pela fase Cu_6Sn_5 e a zona de IMC-II pela fase Cu_3Sn [25, 26, 27]. Como se pode observar pela Tabela 4.1, os valores obtidos na análise química são próximos dos valores teóricos, podendo assim confirmar-se a tipologia dos IMCs. Devido à reação da Ag com o Sn (elementos constituintes das soldas), formam-se compostos no interior da solda de Ag_3Sn , mas que por vezes podem estar presentes também na interface solda/substrato, justificando assim a percentagem atómica registada para o elemento de Ag [71]. A composição química do composto IMC-II varia, na análise obtida, para os dois tipos de substrato, indicando que há uma formação continuada desta fase com difusão dos elementos que a constituem com a matriz (solda) e a fase IMC-I. Por outro lado, devido à reduzida espessura desta fase, a análise química obtida é afetada pelo efeito de matriz (interferência de outras fases no volume de análise).

Tabela 4.1- Composição química, obtida por EDS, dos compostos intermetálicos IMC-I e IMC-II resultantes da reação da solda com substrato de Sn e de OSP.

| Zona | Substrato | Composição química (%at.) | | |
|-----------------------------------|-----------|---------------------------|-------|------|
| | | Sn | Cu | Ag |
| IMC-I Cu_6Sn_5 | Sn | 45,12 | 53,86 | 1,01 |
| | OSP | 44,44 | 54,69 | 0,86 |
| IMC-II Cu_3Sn | Sn | 7,65 | 92,35 | - |
| | OSP | 32,79 | 66,33 | 0,87 |

Na Tabela 4.2 estão indicados os resultados da análise química (em percentagem atômica - at%), obtidos por EDS, na interface da soldadura com substrato de NiAu. De acordo com a literatura, as duas camadas obtidas na interface serão constituídas pelas fases $(\text{Cu,Ni})_6\text{Sn}_5$ e $(\text{Cu,Ni,Au})_3\text{Sn}_4$ para as fases IMC-I e IMC-II, respetivamente. Pelos resultados obtidos na análise química desta amostra, pode-se apenas confirmar a composição do IMC-I (~45,5% Sn). Contudo, a análise EDS indicou uma composição química um pouco diferente do que seria de esperar para o IMC-II (~57 % Sn). O erro obtido pode ser resultado das condições de processamento utilizadas, pois a aceleração de elétrons aplicada foi de 25 kV, sendo este um valor elevado para a espessura das camadas intermetálicas a analisar. Foi necessário utilizar esta aceleração para se conseguir identificar a zona das camadas onde fazer as medições. Nesta situação, o facto de a aceleração ser elevada, tem como consequência que a camada de Níquel adjacente ao IMC-II pode interferir nos valores de análise medidos. Nesta zona foi, ainda, identificada a presença de fósforo que deverá estar associada ao processo de produção do revestimento de NiAu no *pad* da PCI [72].

Tabela 4.2- Composição química dos IMC-I e IMC-II resultantes da reação da solda com substrato de NiAu.

| Zona | Composição química (%at.) | | | | | |
|---|---------------------------|-------|-------|------|------|-------|
| | Sn | Ni | Cu | Au | Ag | P |
| IMC-I $(\text{Cu,Ni})_6\text{Sn}_5$ | 49,85 | 18,16 | 31,12 | - | 0,87 | - |
| IMC-II $(\text{Cu,Ni,Au})_3\text{Sn}_4$ | 11,14 | 57,81 | 7,88 | 0,37 | - | 22,80 |

4.1.2. Influência do ciclo térmico na microestrutura da solda SAC305

As características das juntas de soldadura dependem do ciclo térmico imposto no processo (velocidade de aquecimento e de arrefecimento, tempos de estágio, temperatura máxima, ...).

Desta forma, com base em testes de DTA foram determinadas as temperaturas de fusão e de solidificação da solda SAC305, em função de diferentes velocidades de aquecimento. Estes testes têm como principal objetivo perceber de que forma é que os diferentes ciclos térmicos influenciam a temperatura de fusão, de solidificação e, em consequência, a microestrutura da junta de soldadura. Na Tabela 4.3 é apresentada a massa de solda utilizada em cada teste, juntamente com o ciclo térmico correspondente.

Tabela 4.3- Ciclo térmico e massa de solda para os testes de DTA com solda SAC305.

| Teste | Massa de solda (mg) | Ciclo Térmico | | |
|-------|---------------------|--------------------------|---------|----------------------------|
| | | Aquecimento 20°C a 260°C | Estágio | Arrefecimento 260°C a 40°C |
| 1 | 56,61 | 0,5°C/min | | |
| 2 | 66,50 | 1°C/min | | |
| 3 | 64,95 | 5°C/min | 30 s | 10°C/min |
| 4 | 68,36 | 10°C/min | | |
| 5 | 84,53 | 15°C/min | | |

Após a conclusão dos testes, através do equipamento de DTA, podem ser retirados gráficos com a curva do fluxo de calor em função da temperatura. A partir destes gráficos obtém-se a temperatura de início e fim de fusão e a temperatura de solidificação da solda. Na Figura 4.3 e Figura 4.4 é apresentado o conjunto de curvas de fusão e solidificação, respetivamente, correspondentes aos testes realizados com a solda SAC305 a diferentes velocidades de aquecimento/arrefecimento.

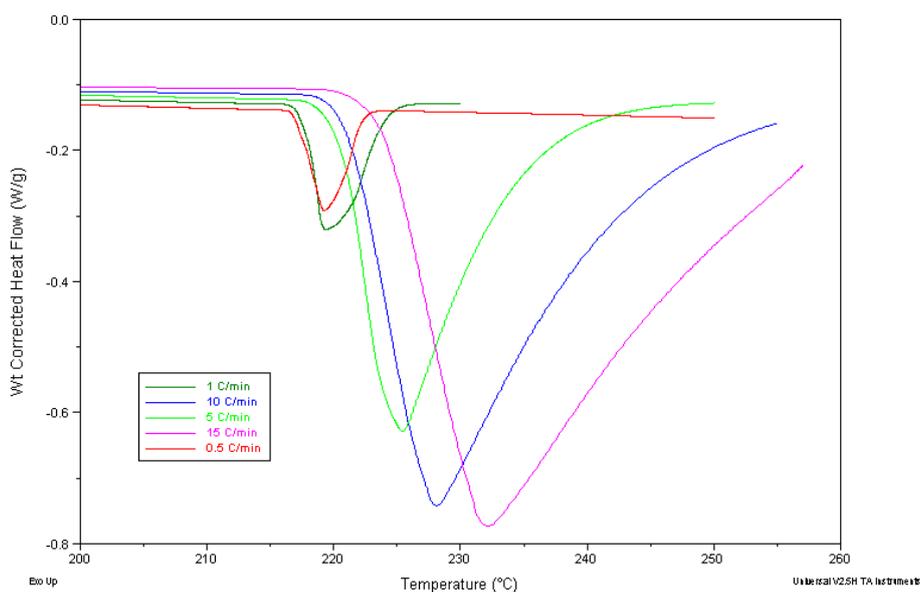


Figura 4.3- Curvas de fusão (SAC305).

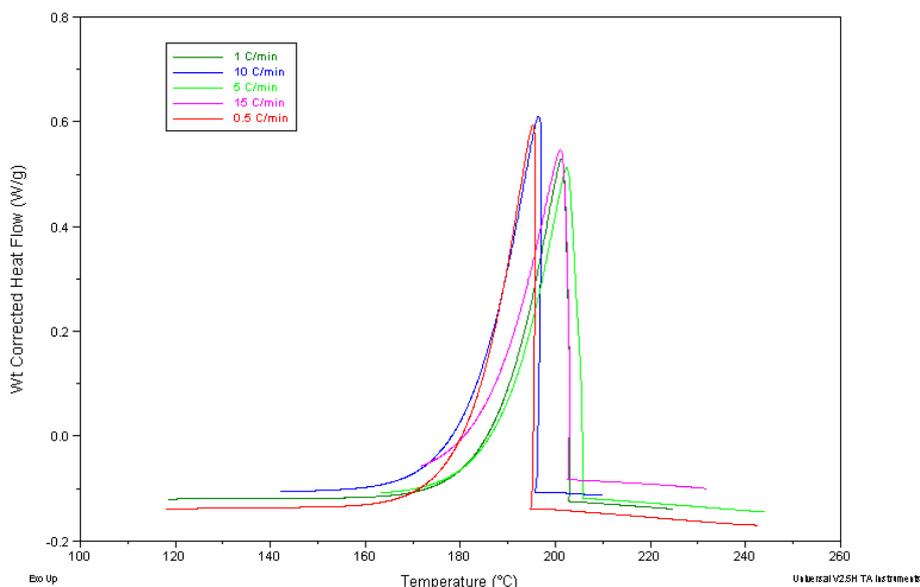


Figura 4.4- Curvas de solidificação (SAC305).

Observando o gráfico da Figura 4.3, conclui-se que a solda tem uma fusão endotérmica, uma vez que a curva tem concavidade voltada para baixo. Dependendo da velocidade de aquecimento o sinal da transformação térmica obtido é diferente, isto é, a concavidade é mais ou menos acentuada (alteração da velocidade de fusão da liga). A diferença no tamanho dos picos endotérmicos, no gráfico das curvas de fusão, pode ser explicada pela diferença na velocidade de aquecimento, isto é, pode observar-se que quanto menor é a velocidade de aquecimento menor é a área do pico e a fusão é feita mais lentamente, fazendo com que a solda liberte o calor latente de fusão (L_f) num intervalo de tempo maior, correspondendo a um pico menos acentuado e mais curto no gráfico (a liberação da mesma quantidade de calor num intervalo de tempo superior faz com que a sua distribuição seja maior e, portanto, que a área de pico seja inferior). Quanto às curvas de solidificação as diferenças são menos significativas uma vez que, nesta série de ensaios, a velocidade de arrefecimento é igual em todos os testes. No Anexo D são apresentados os gráficos de DTA individuais de cada teste feito com a solda SAC305.

A partir dos gráficos do fluxo de calor em função da temperatura obtiveram-se os valores da temperatura de fusão (inicial e final) e da temperatura de início de solidificação da solda indicados na Tabela 4.4. Verifica-se que para velocidades mais baixas a solda funde num intervalo de $\sim 2^\circ\text{C}$ enquanto que para velocidades de aquecimento maiores a solda funde em aproximadamente $8/9^\circ\text{C}$ aproximadamente, correspondendo a um processo de fusão mais longo e uma curva de DTA maior.

Tabela 4.4- Temperatura de fusão (inicial e final) e temperatura de solidificação da solda SAC305, para cada velocidade de aquecimento.

| Velocidade de aquecimento (°C/min) | Temperatura fusão (°C) | | | Temperatura de início de solidificação (°C) |
|---------------------------------------|---------------------------|--------|----------|--|
| | Inicial | Final | Δ | |
| 0,5 | 217,18 | 219,26 | 2,08 | 194,97 |
| 1 | 217,9 | 219,39 | 1,49 | 203,00 |
| 5 | 220,53 | 225,46 | 4,93 | 206,52 |
| 10 | 221,05 | 228,01 | 6,96 | 196,09 |
| 15 | 223,63 | 232,04 | 8,41 | 202,88 |

A Figura 4.5 mostra a evolução da temperatura de fusão (inicial e final) em função da velocidade de aquecimento da solda SAC305. As temperaturas indicadas correspondem ao ponto *onset* de início da curva de fusão e à temperatura correspondente ao ponto mínimo da mesma curva (final de fusão).

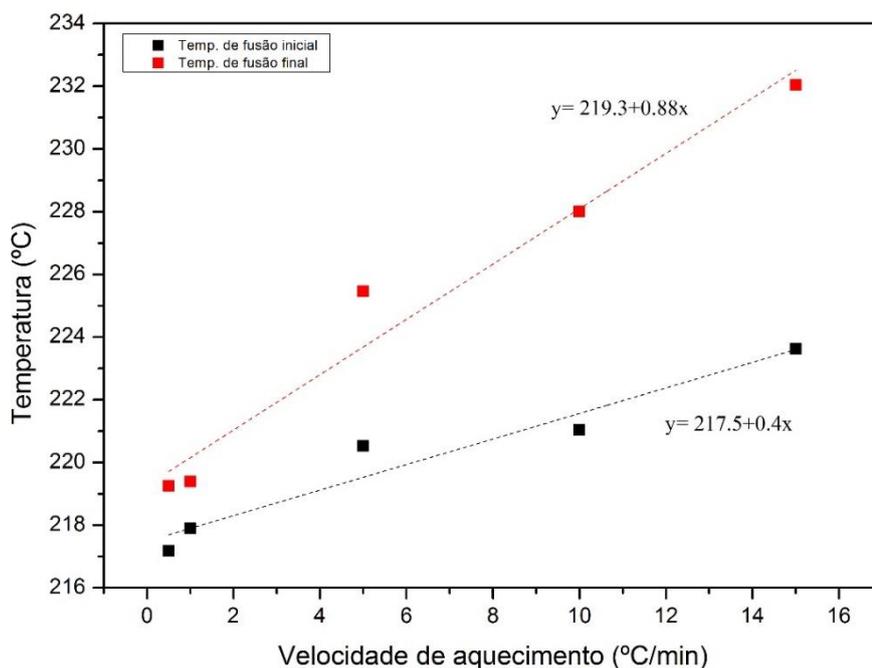


Figura 4.5- Gráfico da temperatura de fusão em função da velocidade de aquecimento (SAC305).

Pode-se observar que a temperatura de fusão aumenta diretamente com a velocidade de aquecimento. Como a técnica de DTA é dinâmica, à medida que se aumenta a velocidade de aquecimento existe um atraso cada vez maior para que a totalidade da amostra atinga uma

determinada temperatura. Desta forma, o aumento da velocidade de aquecimento faz aumentar o ponto de fusão registado no equipamento (Figura 4.5) e a dimensão do pico endotérmico (Figura 4.3), [73, 74, 75]. Por outro lado aumenta, também, o intervalo entre a temperatura de início e fim de fusão (intervalo de fusão da liga).

A evolução da temperatura de solidificação das soldas, em função da velocidade de arrefecimento é evidenciada na Figura 4.6. Em relação à temperatura de solidificação, não se verificou nenhuma tendência clara. Apesar das diferentes velocidades de aquecimento, o arrefecimento foi feito à mesma velocidade (10°C/min) e a partir da mesma temperatura de estágio para todos os testes, não se verificando por isso diferenças significativas nem uma tendência nos valores da temperatura a que a solda iniciou a solidificação.

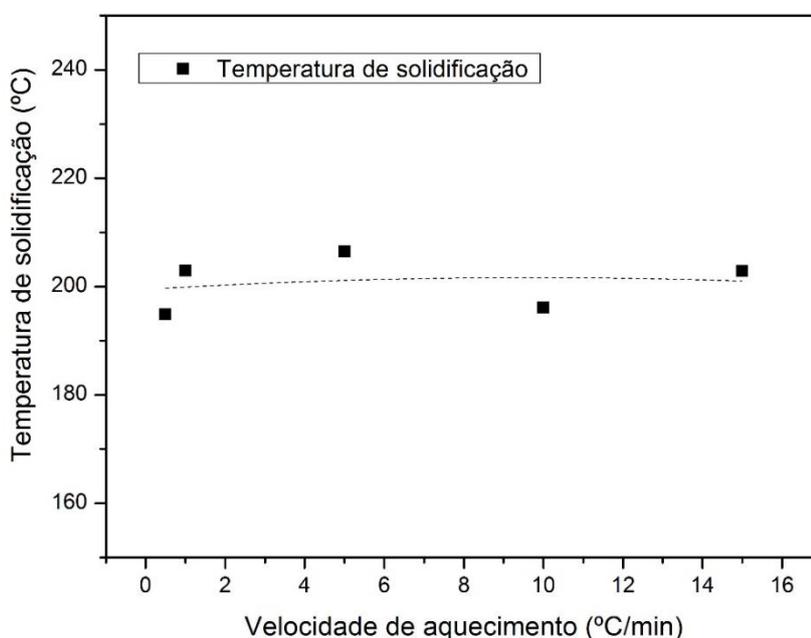


Figura 4.6- Gráfico da temperatura de início de solidificação em função da velocidade de aquecimento (SAC305).

Para completar o estudo sobre a solda SAC305 sem substrato, foi feita a montagem em resina das amostras de solda para a análise ao Microscópio Ótico (M.O.). Segundo a bibliografia pesquisada, a solda SAC305 apresenta uma microestrutura geralmente composta por uma matriz de Estanho (β -Sn), que pode apresentar uma estrutura mais ou menos dendrítica dependendo do ciclo térmico, e por um constituinte lamelar (lamelas de β -Sn, de Ag_3Sn e de Cu_6Sn_5), resultantes de uma reação eutética ternária, (Figura 2.8 e Figura 4.7). [7, 18, 25]

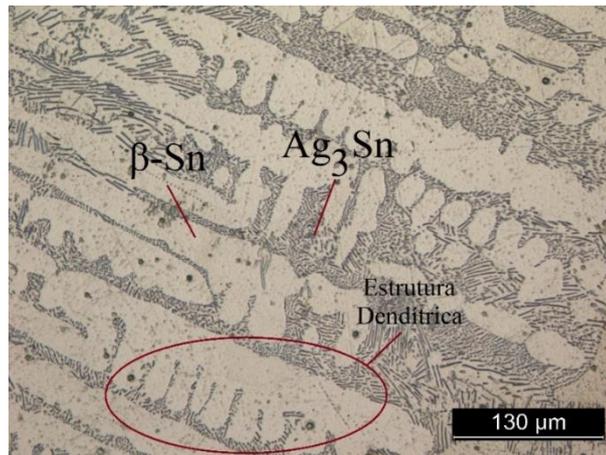


Figura 4.7- Microestrutura da solda SAC305 após ciclo térmico de fusão e solidificação.

De acordo com as imagens retiradas no M.O. não se verificaram grandes diferenças ao nível da microestrutura, no entanto, percebe-se que há a formação de uma maior fração volúmica de dendrites no teste com menor velocidade de aquecimento ($0,5^{\circ}\text{C}/\text{min}$) quando comparado com o teste da velocidade de aquecimento de $15^{\circ}\text{C}/\text{min}$ (Figura 4.8a e Figura 4.8b, respetivamente). Conclui-se que, apesar da velocidade de arrefecimento e da temperatura de início de solidificação serem as mesmas em todas as amostras, a variação da velocidade de aquecimento afeta os mecanismos de solidificação (nucleação e crescimento da fase sólida). No anexo E são apresentadas as imagens da microestrutura da solda correspondente a cada ciclo térmico.

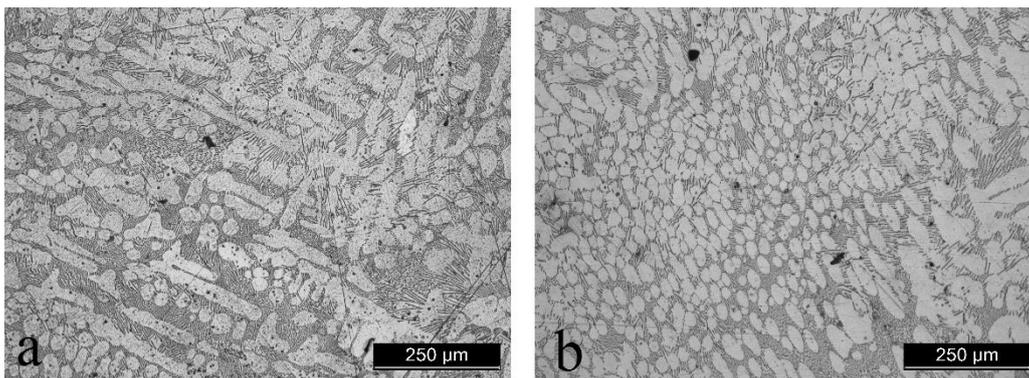


Figura 4.8- Microestrutura solda SAC305: a) velocidade de aquecimento $0,5^{\circ}\text{C}/\text{min}$; b) velocidade de aquecimento $15^{\circ}\text{C}/\text{min}$.

4.1.3. Influência do ciclo térmico na microestrutura da solda SAC405

Em relação à solda utilizada no processo de soldadura por *reflow* (SAC405), foram também realizados ensaios de DTA com o intuito de perceber de que forma é que os diferentes ciclos térmicos influenciam a temperatura de fusão, de solidificação e a microestrutura da solda. Aqui, contrariamente aos testes realizados com a solda SAC305, a velocidade de arrefecimento foi diferente entre cada teste. Na Tabela 4.5 estão definidos os ciclos térmicos, juntamente com a massa de solda utilizada para cada teste. Tal como foi referido anteriormente, com a pasta de solda existe maior dificuldade em manter a massa aproximadamente constante. Contudo, admite-se que a influência deste fator na análise dos resultados não é significativa.

Tabela 4.5- Ciclo térmico e massa de solda para os testes de DTA com solda SAC405.

| Teste | Massa de solda (mg) | Ciclo Térmico | | | Temperatura máxima |
|----------|---------------------|----------------------------------|---------|--------------------------------|--------------------|
| | | Aquecimento 190°C a $T_{máx}$ | Estágio | Arrefecimento 260°C a 190°C | |
| 1 | 87,70 | 0,5°C/min | 30 s | 0,5°C/min | 260°C |
| 2 | 81,67 | 1°C/min | 30 s | 1°C/min | 275°C |
| 3 | 53,33 | 5°C/min | 30 s | 5°C/min | 275°C |
| 4 | 42,81 | 10°C/min | 30 s | 10°C/min | 260°C |
| 5 | 65,82 | 15°C/min | 30 s | 15°C/min | 275°C |
| 6 | 103,14 | 15°C/min | 2 min | 15°C/min | 275°C |

O aquecimento até 190°C e o arrefecimento a partir dos 190°C foi feito à velocidade de 10°C/min, para reduzir a duração dos testes. A zona crítica, onde se faz variar a velocidade de aquecimento ou de arrefecimento, corresponde à gama de temperaturas consideradas nos ciclos térmicos definidos na Tabela 4.5.

A razão pela qual foram utilizadas diferentes temperaturas máximas está relacionada com o sinal obtido nos gráficos de DTA. Tal como foi explicado na secção anterior, depois de ocorrer a fusão do metal a temperatura da amostra volta a aproximar-se da temperatura da referência (identificado no gráfico pela tendência para zero, após o ponto de final de fusão da curva de DTA). O ensaio experimental de velocidade de 10°C/min foi o segundo teste a ser feito e verificou-se pelo gráfico que a temperatura da amostra atinge a temperatura da referência mesmo no limiar dos 260°C, ou seja, não houve tempo suficiente para a temperatura estabilizar convenientemente. É importante a estabilização da temperatura para que a composição do líquido fique mais

homogénea e não influencie na solidificação da solda. Nos testes seguintes foi utilizada a temperatura máxima de 275°C. Para a velocidade de 1°C/min não seria necessário essa temperatura, uma vez que a fusão ocorre mais cedo comparativamente com as velocidades mais elevadas e demora mais tempo a atingir os 260°C, dando tempo suficiente para a estabilização. Contudo, este fator não tem grande influência nos resultados dos testes (a consequência previsível será a de um aumento da taxa de oxidação da solda).

Após a observação dos gráficos de DTA e depois de retirados os valores das temperaturas de fusão e de solidificação verificou-se uma discordância nos resultados referentes à velocidade de 15°C/min. Esta discordância refletiu-se apenas na solidificação, possivelmente porque o aumento da temperatura não foi suficiente para que a temperatura da solda estabilizasse ao nível da temperatura da referência antes de se iniciar o arrefecimento e, por isso, a temperatura de solidificação da solda foi afetada. Para eliminar este efeito o teste foi repetido alterando o tempo de estágio de 30 segundos para 2 minutos. Este aumento no tempo de estágio permitiu homogeneizar a composição da solda no estado líquido antes de se iniciar o arrefecimento, permitindo assim resultados mais concordantes com a tendência dos restantes testes. Desta forma, em termos de comparação e apresentação de resultados foi utilizado o teste 6 definido na Tabela 4.5. Na Figura 4.9 e Figura 4.10 é apresentado o conjunto de curvas de fusão e solidificação, respetivamente.

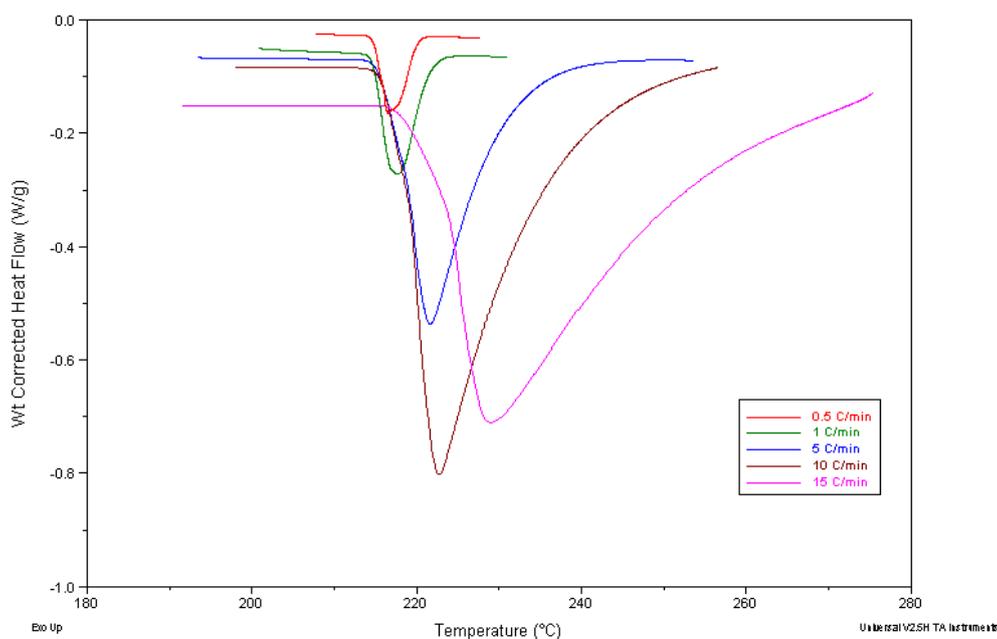
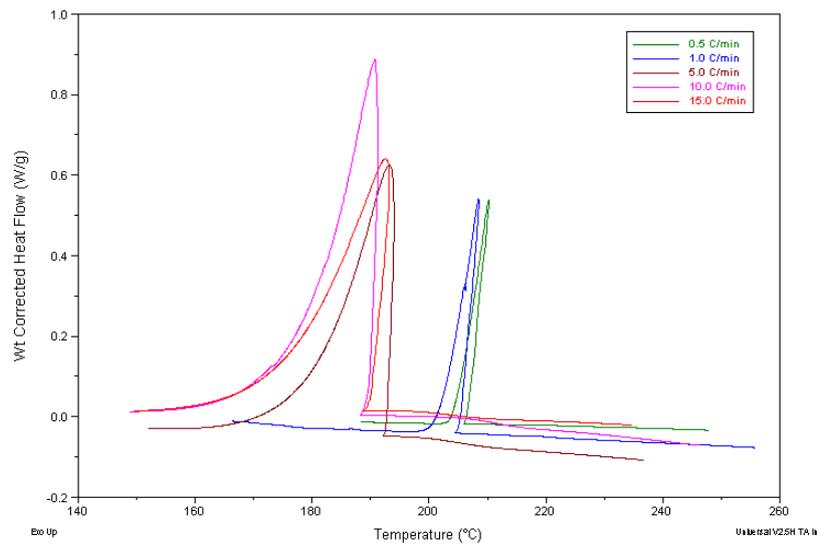
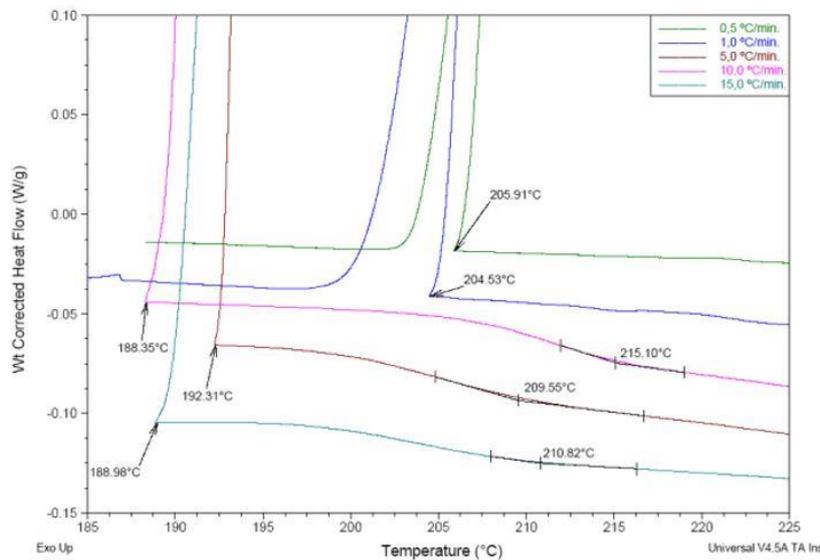


Figura 4.9- Pormenor das curvas DTA na zona de fusão (SAC405).



a)



b)

Figura 4.10- Curvas de solidificação da liga SAC405 a) e pormenor com as temperaturas de início de solidificação e de transformação eutética b).

Em conformidade com as curvas obtidas nos testes com a solda SAC305, observa-se na Figura 4.9 que quanto maior é a velocidade de aquecimento mais acentuado é o pico da transformação térmica. Relativamente à solidificação observa-se uma diferença significativa entre as curvas associadas a menores velocidades de arrefecimento (0,5°C/min e 1°C/min) e as de maiores velocidades de arrefecimento (5°C/min, 10°C/min e 15°C/min) (Figura 4.10).

A partir dos gráficos do fluxo de calor em função da temperatura obtiveram-se os valores da temperatura de fusão (inicial e final) e da temperatura de início de solidificação da solda indicados na Tabela 4.6. Verifica-se igualmente um intervalo de fusão mais longo para velocidades

mais elevadas correspondentes a um pico endotérmico maior na curva de DTA. Este intervalo de fusão é menor do que o obtido para a liga SAC305, passando de ~2-8°C para ~1-6°C.

Tabela 4.6- Temperatura de fusão (inicial e final) e temperatura de solidificação da solda SAC405, para cada velocidade de aquecimento/arrefecimento.

| Velocidade de aquec./arref. (°C/min) | Temperatura Fusão (°C) | | | Temperatura de Solidificação (°C) | |
|--------------------------------------|------------------------|--------|----------|-----------------------------------|----------|
| | Inicial | Final | Δ | Inicial | Eutética |
| 0,5 | 215,49 | 216,51 | 1,02 | - | 205,91 |
| 1 | 214,8 | 217,64 | 2,84 | - | 204,53 |
| 5 | 217,52 | 222,17 | 4,65 | 192,31 | 215,10 |
| 10 | 218,06 | 222,62 | 4,56 | 188,35 | 209,55 |
| 15 | 222,74 | 228,96 | 6,22 | 188,98 | 210,82 |

A Figura 4.11 mostra a evolução da temperatura de fusão (inicial e final) em função da velocidade de aquecimento para solda SAC405. As temperaturas indicadas correspondem ao ponto *onset* de início da curva de fusão e à temperatura correspondente ao ponto mínimo da mesma curva (final de fusão). Pode observar-se que a temperatura de fusão aumenta diretamente com a velocidade de aquecimento.

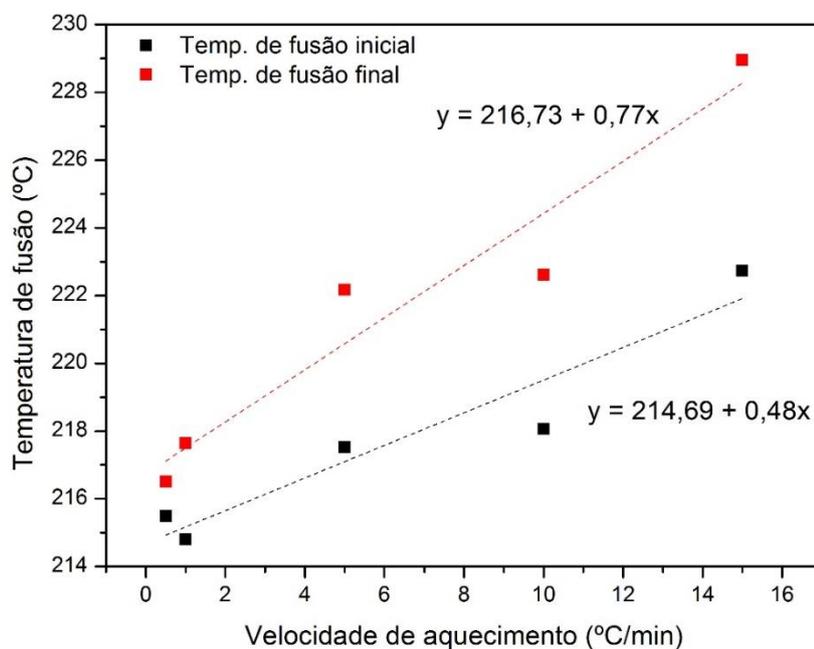


Figura 4.11- Gráfico da temperatura de fusão em função da velocidade de aquecimento (SAC405).

A velocidade de arrefecimento é também um parâmetro que influencia a solidificação da solda e conseqüentemente a sua microestrutura e morfologia. Nos testes feitos com velocidades mais baixas nas curvas de DTA obtidas não é perceptível a temperatura de início de solidificação, (formação da fase pró-eutética destas ligas – fase β Sn). Nos testes realizados com velocidades entre 5 e 15°C/min já se identifica essa temperatura de início de solidificação (Figura 4.10b). Este efeito deverá estar associado com a transferência do calor gerado na amostra para o meio envolvente (resultante de uma velocidade de arrefecimento/velocidade de solidificação mais baixa) tornando mais difícil a sua detecção no DTA. De acordo com os valores indicados na Tabela 4.6, verificou-se que à medida que a velocidade de arrefecimento aumenta a solda começa a fundir a uma temperatura menor, ou seja, começa a solidificar mais tarde.

O sobrearrefecimento é um fenómeno da solidificação que afeta o desenvolvimento da morfologia e microestrutura da solda, e que depende do mecanismo da nucleação e crescimento dos grãos. Este fator ocorre quando a solda começa a solidificar a uma temperatura menor do que a temperatura de fusão [76]. De acordo com a literatura, um aumento na velocidade de arrefecimento deveria implicar um menor sobrearrefecimento. Contudo, os resultados obtidos indicam um aumento no sobrearrefecimento para velocidades de arrefecimento maiores. Um efeito a considerar no processo de solidificação é a possibilidade de variação da composição química. O grau de oxidação nos testes mais prolongados poderá explicar o aumento da temperatura de início de solidificação: o aumento da percentagem relativa do cobre ou da prata faz subir a temperatura de início da transformação eutética binária (Figura 2.8). A alteração na composição química da solda, durante o aquecimento e arrefecimento, altera a temperatura de equilíbrio de solidificação, este fator poderá estar na origem dos resultados contraditórios obtidos. Desta forma, este deve ser um assunto a ser analisado, isto é, deve ser feita uma análise química por EDS (por exemplo) a cada amostra de solda no final dos ciclos térmicos.

Depois de analisadas as curvas de DTA, as amostras foram montadas em resina e observadas ao M.O. De acordo com a literatura, neste sistema ternário podem identificar-se dois tipos de compostos intermetálicos que se formam na matriz de estanho: compostos de Ag_3Sn e Cu_6Sn_5 [26], [7]. Na Figura 4.12 estão identificados os compostos de Ag_3Sn que possuem a forma de agulha/lamelas e são resultantes da reação da Ag com o Sn, os compostos de Cu_6Sn_5 resultantes da reação do Cu com o Sn, e a matriz de Estanho (β -Sn).

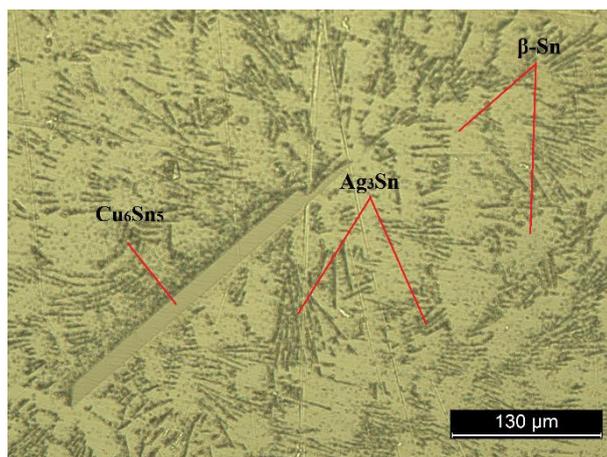


Figura 4.12- Compostos intermetálicos formados na solda SAC405.

A nível da formação de dendrites na solda, não se verificam diferenças significativas entre os vários ciclos térmicos feitos. Relativamente à formação de compostos Cu_6Sn_5 podem ser retiradas algumas conclusões, uma vez que a sua forma e quantidade não é semelhante em todas as soldas. Através da análise no M.O., verificou-se que para velocidades de aquecimento/arrefecimento menores formaram-se menos compostos de Cu_6Sn_5 , contudo os grãos que se formaram possuem um comprimento maior quando comparados com os restantes. Para velocidades maiores notou-se uma maior quantidade de compostos de Cu_6Sn_5 formados com comprimentos significativamente menores (em média). Isto significa que a variação da velocidade de aquecimento e de arrefecimento afeta o crescimento da fase sólida, isto é, afeta o desenvolvimento dos compostos intermetálicos.

Em anexo (Anexo E) são apresentadas as curvas de DTA correspondente a cada teste, juntamente com as imagens retiradas no M.O. da microestrutura da solda SAC405.

4.1.4. Evolução das camadas intermetálicas IMC-I e IMC-II da solda SAC305 em função do ciclo térmico e em diferentes substratos

No seguimento da análise térmica e morfológica das soldas, faz-se agora um estudo sobre a influência dos ciclos térmicos na evolução da camada intermetálica entre a solda **SAC305** e os diferentes substratos testados.

No processo de soldadura onde este tipo de solda é utilizado é necessário inserir um fluxo na superfície a ser soldada. Desta forma, foi igualmente utilizado o fluxo (disponibilizado pela empresa) em todos os testes experimentais. O fluxo foi colocado no substrato e só a seguir se colocou a solda e se deu início ao ciclo térmico. Este fluxo promove a transferência térmica para a área da junta de soldadura, melhora a adesão da solda à superfície do *pad* (aumenta a molhabilidade) e previne a oxidação das superfícies de metal durante o ciclo de soldadura. Quando ativado promove a limpeza da superfície e da própria solda na zona da interface, beneficiando a reação. [6]

4.1.4.1. Substrato de Cobre (Cu)

Para testar o procedimento experimental e estudar a viabilidade dos resultados, foram feitos, primeiramente testes de DTA em substrato de cobre puro. Optou-se por utilizar a velocidade de 5°C/min. O objetivo foi analisar a influência da temperatura máxima e do tempo de estágio no crescimento dos compostos intermetálicos.

Na Tabela 4.7 é definido o ciclo térmico de cada teste, juntamente com os valores da massa de solda e Cu utilizada em cada teste. Estes ciclos podem ser divididos em dois grupos: um onde se pretende avaliar a influência da temperatura máxima atingida no ciclo e outro em que se pretende avaliar a influência do tempo de estágio, mantendo a temperatura máxima constante. De notar que todos estes testes foram feitos com a mesma velocidade de aquecimento e de arrefecimento.

Tabela 4.7- Parâmetros definidos os para testes de DTA da solda SAC305+ Cu +fluxo.

| Teste | Massa (mg) | | Ciclo Térmico | | |
|-------|------------|------|--------------------------|--------------------|------------------|
| | Solda | Cu | Velocidade aquec./arref. | Temperatura máxima | Tempo de estágio |
| 1 | 67,7 | 22,4 | | 230°C | |
| 2 | 69,1 | 16,7 | | 245°C | |
| 3 | 50 | 16,3 | 5°C/min | 250°C | 5 min |
| 4 | 67,4 | 22,9 | | 260°C | |
| 5 | 56,6 | 19,6 | 5°C/min | 260°C | 30 s |
| 6 | 74,2 | 15,3 | | | 10 min |

Através dos gráficos de DTA (disponíveis no Anexo F), verificou-se que a temperatura de início e fim de fusão é aproximadamente a mesma em todos os ensaios (respetivamente $217,3 \pm 0,4$ e $227,6 \pm 1,3$). Isto era de esperar uma vez que a velocidade de aquecimento é igual em todos os ensaios.

A partir das imagens do M.O. pretende-se analisar a influência dos diferentes ciclos térmicos na espessura da camada intermetálica formada. Pode-se observar pelas imagens que a reação entre a solda e o substrato de Cobre dá origem a duas camadas de compostos intermetálicos distintas. De acordo com a literatura, os IMCs formados são o Cu_6Sn_5 , para a camada mais espessa e de tonalidade mais clara formada do lado da solda (IMC-I) e o Cu_3Sn , para a camada mais fina e escura do lado do cobre (IMC-II), (Figura 4.13). [25, 26, 27]

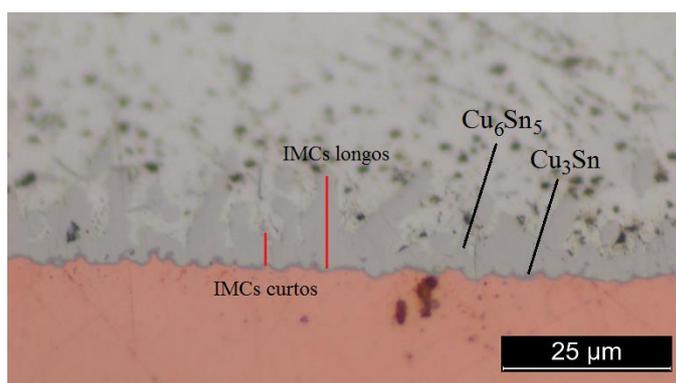


Figura 4.13- Esquema das camadas intermetálicas formadas entre o substrato de Cu/solda SAC305 e identificação dos IMCs longos e IMCs curtos, na camada exterior (IMC-II).

A espessura da camada adjacente ao cobre é praticamente constante ao longo da interface e mantém-se aproximadamente constante em todas as amostras, podendo-se assim afirmar que os diferentes ciclos térmicos realizados não tiveram uma influência significativa no tamanho destes compostos. Como os compostos de Cu_6Sn_5 são bastante mais irregulares, a sua espessura foi medida considerando as espessuras máximas e mínimas ao longo da interface (identificadas como “IMCs longos” e “IMCs curtos” na Figura 4.13).

A Figura 4.14 apresenta a evolução do tamanho dos compostos intermetálicos, nas suas espessuras máximas e mínimas (IMCs longos e IMCs curtos, respetivamente) em função da temperatura máxima de soldadura. Como se pode observar a espessura da camada intermetálica aumenta diretamente com a temperatura máxima atingida no ciclo térmico. Simultaneamente, a irregularidade da camada de IMC, do lado da solda, aumenta diretamente com a temperatura máxima de soldadura (a taxa de crescimento nas zonas mais espessas é ~ 4 vezes maior do que na zonas mais estreitas).

Relativamente à variação do tempo de estágio, mantendo a temperatura máxima constante, a diferença na espessura dos IMCs de Cu_6Sn_5 é menos significativa. No entanto, tal como se pode observar na Figura 4.15, a dimensão dos compostos aumenta ligeiramente com o aumento do tempo de estágio.

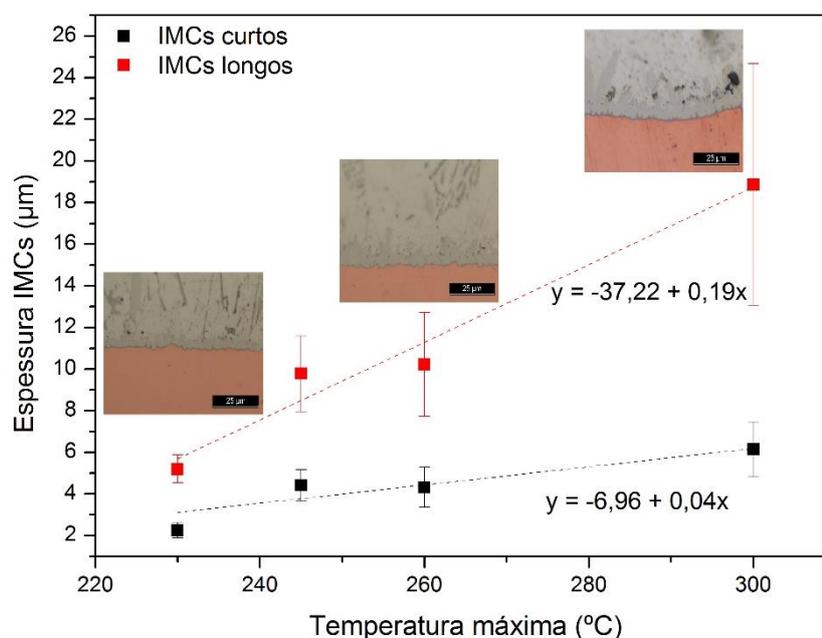


Figura 4.14- Espessura dos compostos intermetálicos (espessuras máximas e mínimas) em função da temperatura máxima do ciclo térmico.

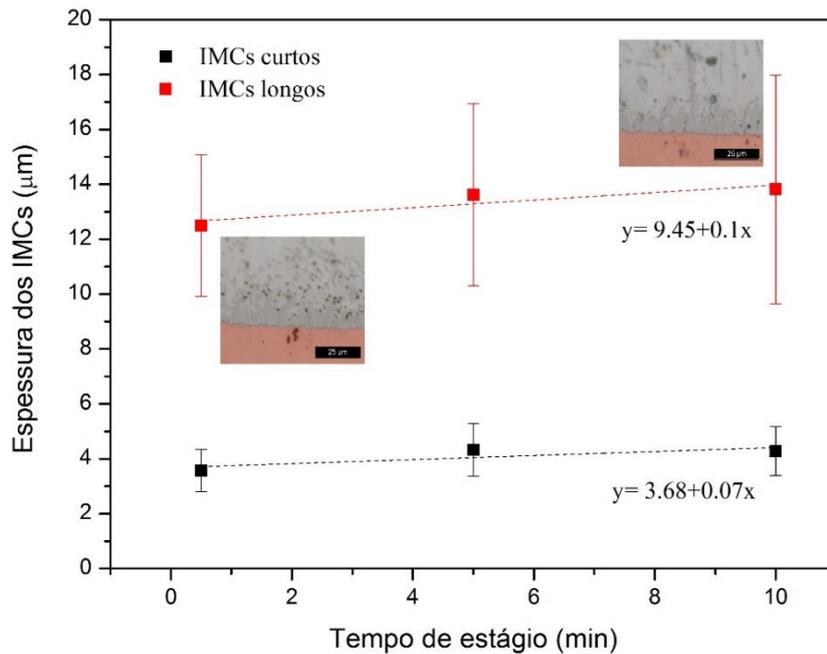


Figura 4.15- Espessura dos compostos intermetálicos em função do tempo de estágio ($T_{\max}=260^{\circ}\text{C}$).

Os resultados obtidos nestes ensaios experimentais em estão de acordo com os resultados indicados na bibliografia [22, 26], onde se realizaram procedimentos experimentais com soldas do tipo SAC, e onde se fez variar também o tempo de estágio e a temperatura máxima do ciclo térmico, utilizando o Cu como substrato. Na Tabela 4.8 são apresentadas as condições de processo e as observações finais retiradas da bibliografia indicada. Em termos quantitativos (tamanho dos IMCs) não é possível comparar os resultados aqui obtidos com os da literatura, uma vez que as temperaturas máximas, os tempos de estágio e as condições de processo não foram iguais.

Tabela 4.8- Condições/parâmetros indicados na bibliografia, dos ensaios feitos com solda do tipo SAC em substrato de Cu.

| Solda | Condições | Observações |
|------------------------|--|---|
| Sn-3,8Ag-0,7Cu [22] | - Substrato colocado num banho de solda à temperatura definida e com duração definida, e arrefecido em água. | - IMC aumenta com a temperatura máxima de aquecimento e com o tempo de estágio. |
| Sn-3,5Ag-0,5Cu [26] | - Amostras aquecidas num forno a $1,3 \times 10^{-3}$ mbar ; - Arrefecimentos rápidos com sistema de água no forno. | - IMC aumenta com a temperatura máxima de aquecimento e com tempo de estágio; - Temperatura é um fator mais influenciável no crescimento do IMC. |

Em síntese, na Tabela 4.9 apresentam-se os resultados das espessuras dos IMCs (e), para a fase Cu_6Sn_5 , em função da temperatura máxima do ciclo ($T_{\text{máx}}$) e do tempo de estágio (t).

Tabela 4.9- Espessura dos IMCs (longos e curtos) em função da temperatura máxima e tempo de estágio.

| Variável | | Equação |
|--|------------|----------------------------------|
| Temperatura máxima $T_{\text{máx}}(^{\circ}\text{C})$ | IMC longos | $e = 0,19T_{\text{máx}} - 37,22$ |
| | IMC curtos | $e = 0,04T_{\text{máx}} - 6,96$ |
| Tempo de estágio t (min) | IMC longos | $e = 0,1t + 9,45$ |
| | IMC curtos | $e = 0,07t + 3,68$ |

4.1.4.2. Substrato de Estanho (Sn)

Tal como se verificou anteriormente o tempo de estágio é um fator menos significativo na evolução da camada intermetálica quando comparado com a temperatura máxima do ciclo. Assim, foi definido analisar apenas a influência de diferentes temperaturas máximas (240°C, 250°C e 260°C) na espessura dos IMCs para o substrato de estanho. Na Tabela 4.10 é definido o ciclo térmico dos testes realizados com a solda SAC305 em substrato de Sn, juntamente com os valores das respetivas massas de amostra.

Tabela 4.10- Ciclo térmico e massa da amostra utilizada nos ensaios de DTA solda SAC305 em substrato de Sn.

| Teste | Massa (mg) | | Ciclo Térmico | Temperatura máxima |
|----------|------------|------|-------------------------------------|--------------------|
| | Solda | Sn | | |
| 1 | 61,1 | 20,7 | 20°C a $T_{\text{máx}}$ → 50°C/min | 240°C |
| 2 | 58,9 | 31,0 | estágio de 12 s | 250°C |
| 3 | 62,7 | 27,9 | $T_{\text{máx}}$ a 180°C → 60°C/min | 260°C |

Neste grupo de testes e nos restantes testes onde se utilizaram as PCIs como substrato não foi possível retirar informação das curvas de DTA (nomeadamente os valores da temperatura de fusão e solidificação), uma vez que o substrato tem como base um polímero que funciona como isolante térmico (do sinal das transformações de fase). Desta forma, as amostras foram apenas montadas em resina e observadas ao M.O., com o intuito de se analisar e quantificar a influência da temperatura máxima do ciclo na dimensão da camada intermetálica formada.

A partir das imagens da microestrutura, identificaram-se duas camadas intermetálicas distintas, tal como nos ensaios feitos em substrato de cobre. Pode-se observar na Figura 4.16 uma camada mais fina e escura que corresponderá ao composto Cu_3Sn , do lado do substrato e uma outra camada de tonalidade mais clara e mais espessa do lado da solda e que corresponderá ao IMC Cu_6Sn_5 [30].

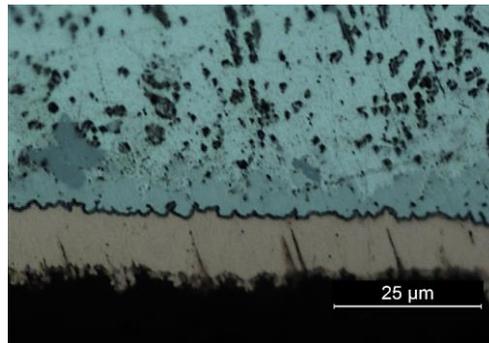


Figura 4.16- Aspeto da interface solda/substrato, da solda SAC305 em substrato de estanho.

A medição dos compostos foi feita através do programa “Image J”. Na Figura 4.17 é apresentada a evolução da espessura da camada de IMC-I em função da temperatura máxima do ciclo. As medidas foram retiradas em três zonas diferentes ao longo da interface solda/substrato e como a camada intermetálica apresentava uma estrutura mais ou menos uniforme considerou-se apenas uma medida média dos compostos. Como era de esperar a espessura da camada intermetálica vai aumentando diretamente com temperaturas máximas de estágio.

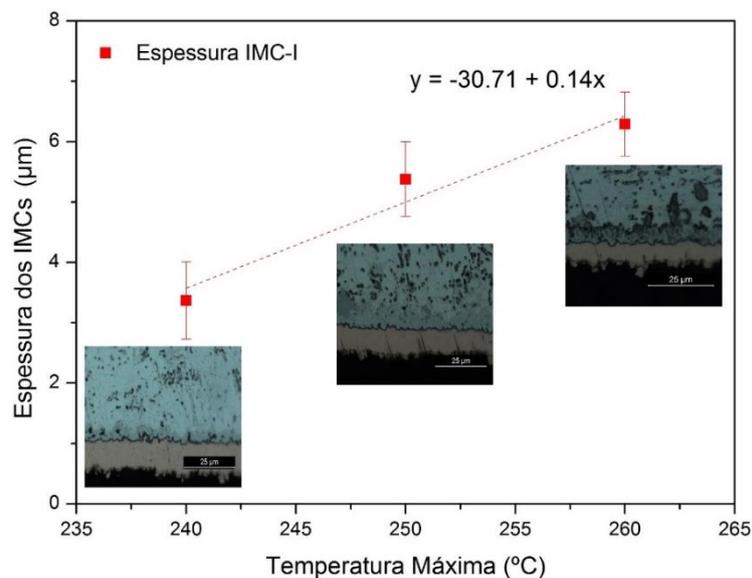


Figura 4.17- Evolução da espessura do IMC-I em função da temperatura máxima (SAC305/Sn).

4.1.4.3. Substrato de OSP

Posteriormente foi feito o mesmo estudo utilizando a PCI com acabamento superficial em OSP. Na Tabela 4.11 é apresentado o ciclo térmico e a massa de amostra utilizada em cada teste.

Tabela 4.11- Ciclo térmico e massa da amostra utilizada nos ensaios de DTA da solda SAC305 em substrato de OSP.

| Teste | Massa (mg) | | Ciclo Térmico | Temperatura máxima |
|-------|------------|------|--------------------------------------|--------------------|
| | Solda | OSP | | |
| 1 | 67,9 | 45,6 | 20°C a $T_{m\acute{a}x}$ → 50°C/min | 240°C |
| 2 | 61,7 | 37,3 | estágio de 12 s | 250°C |
| 3 | 65,6 | 42,5 | $T_{m\acute{a}x}$ a 180°C → 60°C/min | 260°C |

Tal como nos substratos anteriores a solda em OSP forma duas camadas distintas de compostos intermetálicos. Segundo a bibliografia pesquisada [18], a camada mais fina é constituída por compostos de Cu_3Sn e a camada mais espessa por compostos de Cu_6Sn_5 (ver Figura 4.18). Estes compostos são os mesmos que se formam com o substrato de Cu, o que quer dizer que o OSP e o Sn (revestimento do *pad* da PCI) se dissolve por completo na solda havendo uma reação posterior da solda com a camada de Cu.

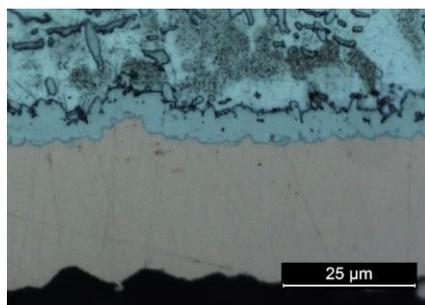


Figura 4.18- Aspeto da interface solda/substrato, da solda SAC305 em substrato de OSP.

A espessura dos compostos de Cu_6Sn_5 foi medida através do programa “Image J”. Foram retiradas várias medidas em três zonas distintas ao longo da interface solda/substrato da amostra e obtiveram-se os valores médios apresentados na Figura 4.19. Verifica-se que a camada intermetálica aumenta com o aumento da temperatura máxima do ciclo, embora o tamanho médio dos IMCs entre a temperatura de 250°C e 260°C seja muito semelhante. A principal diferença reside na irregularidade dos compostos. Tal como se pode observar na Figura 4.19, o erro

associado aos resultados obtidos a 260°C é significativamente maior comparativamente com os dois restantes pontos. Isto significa que no ensaio de DTA com a temperatura máxima mais elevada a camada intermetálica formada não é tão uniforme como a dos outros dois testes.

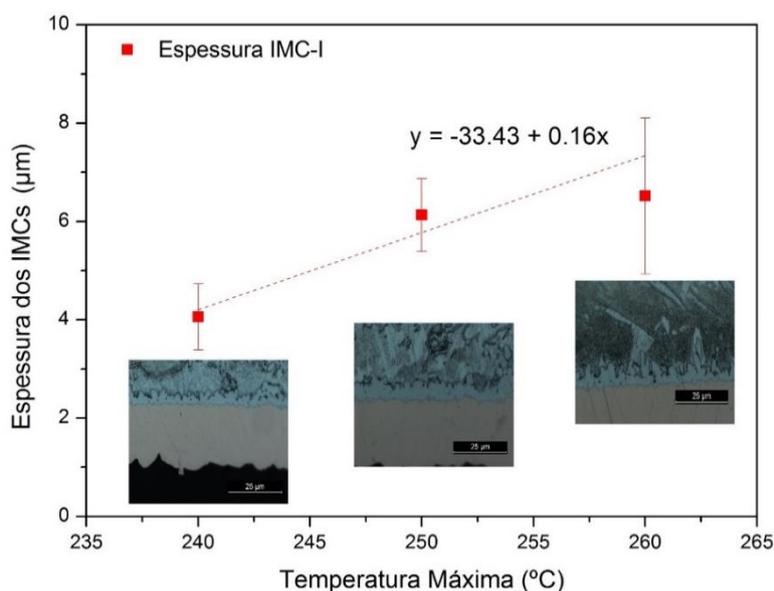


Figura 4.19- Evolução da espessura do IMC-I em função da temperatura máxima (SAC305/OSP).

4.1.4.4. Substrato de Níquel/Ouro (NiAu)

Para finalizar o estudo da reatividade da solda SAC305 em diferentes substratos, foi feita uma análise à formação dos IMCs na PCI com acabamento do *pad* em NiAu. Na Tabela 4.12 está definido o ciclo térmico juntamente com as massas de solda e do substrato correspondente a cada teste.

Tabela 4.12- Ciclo térmico e massa da amostra utilizada nos ensaios de DTA da solda SAC305 em substrato de NiAu.

| Teste | Massa (mg) | | Ciclo Térmico | Temperatura máxima |
|----------|------------|------|-------------------------------------|--------------------|
| | Solda | NiAu | | |
| 1 | 57,7 | 43,8 | 20°C a T _{máx} → 50°C/min | 240°C |
| 2 | 64,3 | 39,7 | estágio de 12 s | 250°C |
| 3 | 66,5 | 39,2 | T _{máx} a 180°C → 60°C/min | 260°C |

De acordo com a análise microscópica observou-se novamente a formação de duas camadas de compostos intermetálicos na interface. De acordo a bibliografia [18] e [71], a camada

mais espessa é constituída por um composto do tipo $(\text{Cu,Ni})_6\text{Sn}_5$. Outro autor [28] indica que esta camada possui Au, devido à dissolução e reação do revestimento superficial em Au, e que o composto será do tipo $(\text{Cu,Ni,Au})_6\text{Sn}_5$. A camada mais fina e escura é mais constante e uniforme ao longo da interface e segundo o Yee-Wen Yen et al, [28], é constituída por $(\text{Cu,Ni,Au})_3\text{Sn}_4$. Na Figura 4.20 pode-se observar as duas camadas intermetálicas formadas na interface solda/substrato.

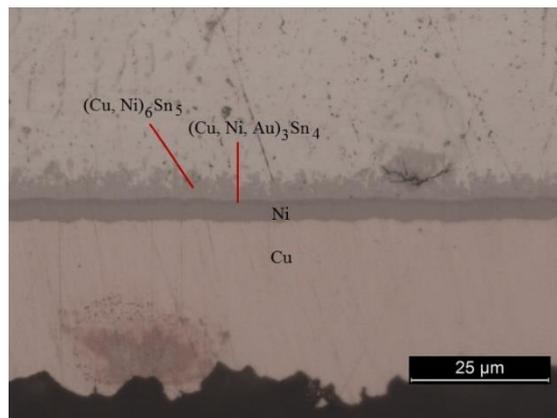


Figura 4.20- Compostos intermetálicos formados com a solda SAC305 em substrato de NiAu.

Através do programa “Image J”, a dimensão dos compostos de $(\text{Cu,Ni})_6\text{Sn}_5$ foram medidos em função da temperatura máxima de soldadura. Os resultados são apresentados na Figura 4.21.

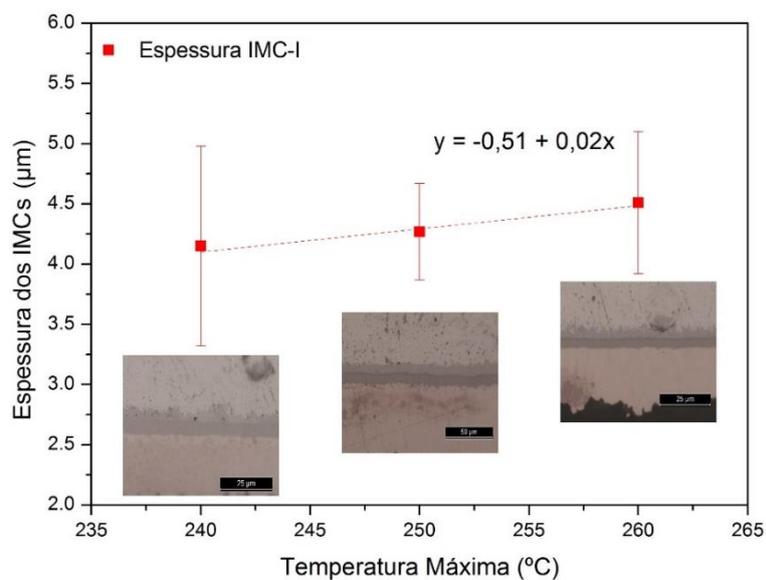


Figura 4.21- Evolução da espessura do IMC-I em função da temperatura (SAC305/NiAu).

Observando o gráfico, o crescimento dos compostos intermetálicos não segue uma tendência tão acentuada comparativamente com os substratos anteriores, no entanto, aumentam ligeiramente para a temperatura máxima testada. Verificou-se também que, para a temperatura de 240°C, existe um desvio padrão associado maior, isto é, os compostos tem dimensões mais irregulares no que diz respeito à sua espessura. Para além disso, ainda no ciclo de menor temperatura máxima, verificou-se que a solda não reagiu totalmente ao longo da interface, observaram-se alguns pontos em que não se formaram compostos intermetálicos.

Estes resultados foram também obtidos nos artigos referenciados em [22, 29], onde foram efetuados ensaios experimentais com soldas do tipo SAC em substrato de Ni e NiAu e se verificou um crescimento da camada intermetálica com o aumento da temperatura máxima do ciclo de aquecimento. Na Tabela 4.13 são apresentadas as condições de processo e observações retiradas da bibliografia. Visto que as temperaturas máximas e as condições de processo utilizadas neste projeto não são iguais ao apresentado na literatura, não é possível fazer uma comparação quantitativa dos resultados.

Tabela 4.13- Condições/parâmetros indicados na bibliografia, dos ensaios feitos com solda do tipo SAC em substrato de Ni e NiAu.

| Solda/Substrato | Condições | Observações |
|------------------------|--|--|
| SAC387/Ni [22] | - Substrato colocado num banho de solda à temperatura definida e com duração definida, e arrefecido em água. | - IMC aumenta com a temperatura máxima de aquecimento. |
| SAC305/NiAu [29] | - Amostras aquecidas num forno de convecção até à temperatura pretendida; - Aquecimentos de 60°C/min e arrefecimentos de 200°C/min. | - IMC aumenta com a temperatura máxima de aquecimento. |

4.1.4.5. Espessura da camada IMC-II (SAC305)

Através do SEM foram retiradas imagens da interface solda/substrato a cada amostra de DTA, com o intuito de medir a espessura da camada intermetálica mais fina, uma vez que o M.O. não tem resolução suficiente para tal. Na Figura 4.22 é apresentado o gráfico com a evolução da espessura destes IMC resultantes da reação da solda SAC305 em cada substrato e em função da temperatura máxima do ciclo térmico.

A partir das imagens do M.O. a camada intermetálica mais fina parece não ter alterações significativas em relação às diferentes temperaturas máximas do ciclo, no entanto, de acordo com as imagens retiradas pelo SEM com uma ampliação maior verifica-se que esta camada realmente aumenta diretamente da temperatura máxima de aquecimento. Embora este crescimento seja pequeno, estes resultados estão em conformidade com os resultados obtidos para os IMCs formados do lado da solda.

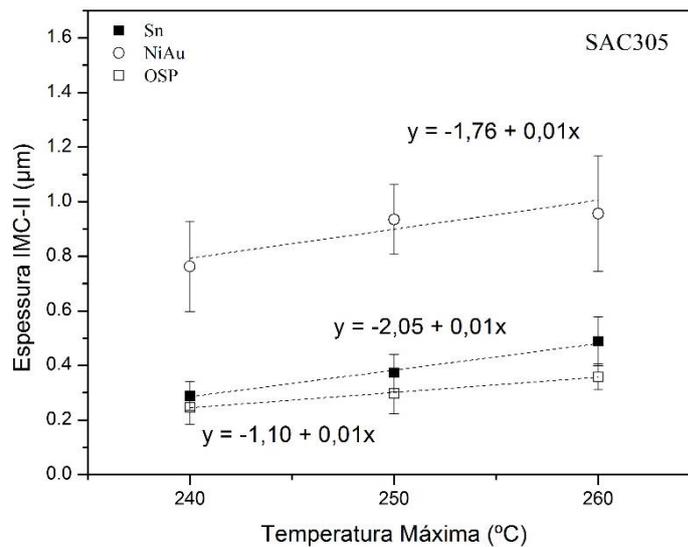


Figura 4.22- Evolução da espessura do composto IMC-II em função da temperatura máxima (SAC305).

4.1.5. Evolução das camadas intermetálicas IMC-I e IMC-II da solda SAC405 em função do ciclo térmico e em diferentes substratos

Nesta secção são apresentados e discutidos os resultados obtidos no estudo da evolução dos compostos intermetálicos da solda **SAC405** em diferentes substratos.

Tal como foi explicado no tópico sobre a preparação das amostras, a massa de solda SAC405 foi dificilmente controlada uma vez que a solda é uma pasta viscosa. Por esta razão os valores das massas não são sempre constantes entre cada teste e substrato. Este fator foi considerado não significativo nos resultados finais uma vez que se pretende estudar a reação na interface solda/substrato (mantendo a área de reação constante) para tempos de estágio curtos (não há dissolução completa do material do *pad* na solda).

4.1.5.1. Substrato de Estanho (Sn)

Na Tabela 4.14 é definido o ciclo térmico para cada teste feito com a solda SAC405 em substrato de Sn, juntamente com os valores das respetivas massas.

Tabela 4.14- Ciclo térmico e massa de amostra utilizada nos ensaios de DTA solda SAC405 em substrato de Sn.

| Teste | Massa (mg) | | Ciclo Térmico | Temperatura máxima |
|----------|------------|------|--------------------------------------|--------------------|
| | Solda | Sn | | |
| 1 | 106,3 | 40,1 | 20°C a $T_{m\acute{a}x}$ → 50°C/min | 240°C |
| 2 | 19,2 | 31,3 | estágio de 12 s | 250°C |
| 3 | 25,8 | 31,8 | $T_{m\acute{a}x}$ a 180°C → 60°C/min | 260°C |

Seguindo o mesmo procedimento de estudo feito com a solda SAC305, estas amostras foram também montadas em resina e observadas ao microscópio ótico para análise da camada intermetálica. Visto que a composição das soldas SAC305 e SAC405 é muito semelhante, os compostos intermetálicos formados na interface são os mesmos. Observou-se igualmente a formação de duas camadas intermetálicas distintas.

A Figura 4.23 apresenta a evolução da dimensão dos IMCs em função da temperatura máxima utilizada no ciclo térmico. É de salientar que medição da espessura dos compostos foi igualmente feita através do programa “Image J”. Observando o gráfico, verifica-se que a espessura

dos IMCs aumenta diretamente com a temperatura máxima. Para a temperatura de 260°C os compostos são notavelmente maiores em média, mas também possuem uma forma mais irregular que se pode associar ao aumento do desvio padrão em relação às temperaturas inferiores.

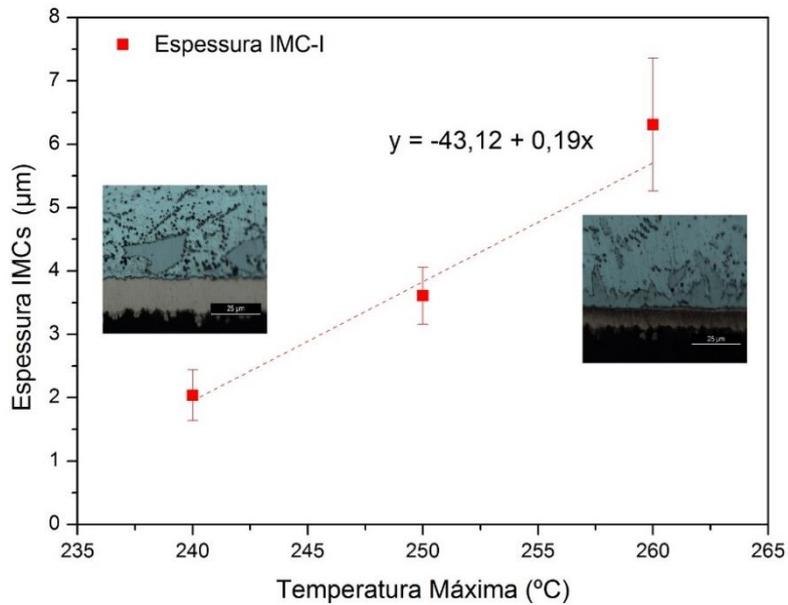


Figura 4.23- Evolução da espessura do IMC-I em função da temperatura máxima (SAC405/Sn).

Pelas imagens retiradas no SEM observa-se igualmente a diferença significativa entre a espessura dos IMCs da menor e maior temperatura máxima do ciclo térmico.

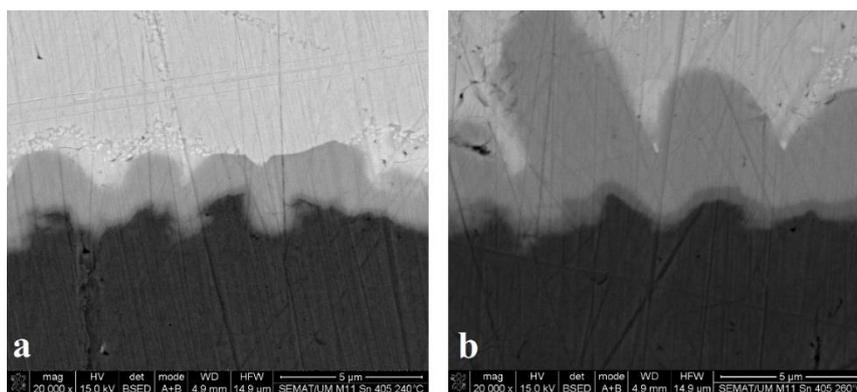


Figura 4.24- Imagem SEM da reação da solda SAC405 em substrato de Sn: a) 240°C, b) 260°C.

4.1.5.2. Substrato de OSP

No mesmo âmbito foi feita uma análise à interface de reação da solda SAC405 em PCI com acabamento superficial em OSP, segundo diferentes ciclos térmicos onde se fez variar a temperatura máxima. Na Tabela 4.15 é definido o ciclo térmico e massas de cada teste realizado.

Tabela 4.15- Ciclo térmico e massa de amostra utilizada nos ensaios de DTA solda SAC405 em substrato de OSP.

| Teste | Massa (mg) | | Ciclo Térmico | Temperatura máxima |
|----------|------------|------|-------------------------------------|--------------------|
| | Solda | OSP | | |
| 1 | 33,9 | 33,2 | 20°C a T _{máx} → 50°C/min | 240°C |
| 2 | 49,0 | 38,8 | estágio de 12 s | 250°C |
| 3 | 33,7 | 44,1 | T _{máx} a 180°C → 60°C/min | 260°C |

Depois de feita a montagem das amostras e observadas ao M.O., obteve-se o gráfico apresentado na Figura 4.25. Como era de esperar, os compostos intermetálicos aumentam com o aumento da temperatura máxima do ciclo térmico. Com este substrato verificou-se que os IMCs são mais irregulares e com dimensões mais variáveis em comparação com os substratos de Sn e NiAu, daí existir um desvio padrão maior associado a cada valor médio.

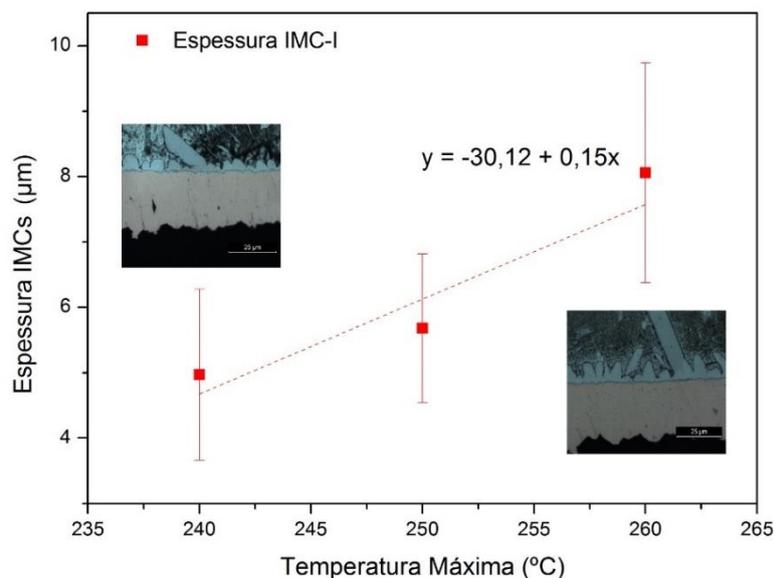


Figura 4.25- Evolução da espessura do IMC-I em função da temperatura máxima (SAC405/OSP).

4.1.5.3. Substrato de Níquel/Ouro (NiAu)

Por último o mesmo estudo foi feito com a solda SAC405 em substrato de NiAu. O ciclo térmico e as massas utilizadas são apresentados na Tabela 4.16.

Tabela 4.16- Ciclo térmico e massa de amostra utilizada nos ensaios de DTA solda SAC405 em substrato de NiAu.

| Teste | Massa (mg) | | Ciclo Térmico | Temperatura máxima |
|-------|------------|------|-------------------------------------|--------------------|
| | Solda | NiAu | | |
| 1 | 41,8 | 38,4 | 20°C a T _{máx} → 50°C/min | 240°C |
| 2 | 35,6 | 42,4 | estágio de 12 s | 250°C |
| 3 | 43,2 | 43,5 | T _{máx} a 180°C → 60°C/min | 260°C |

Depois da medição da espessura dos IMCs no programa “Image J”, observou-se um aumento pouco acentuado dos compostos em função da temperatura. Nestas amostras a solda não reagiu totalmente ao longo de toda a interface, uma vez que em algumas zonas não se verificou a formação de IMC. Para além disso a camada formada do lado da solda não é uniforme, observando-se tamanhos bastante variáveis dos grãos em cada amostra.

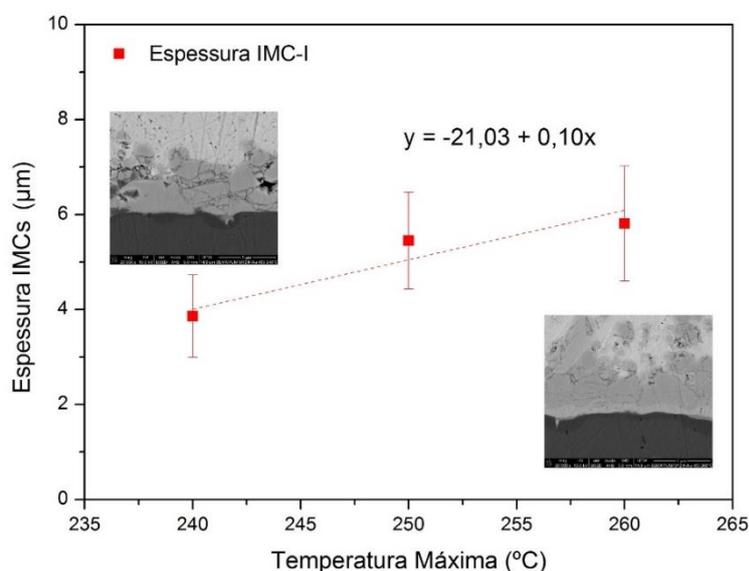


Figura 4.26- Evolução da espessura do IMC-I em função da temperatura máxima (SAC405/NiAu).

Na bibliografia [28], a reatividade da solda SAC405 foi analisada em substrato de NiAu. Neste caso, as amostras foram colocadas num forno à temperatura de 240°C e 255°C e com

diferentes tempos de estágio. Observaram-se dimensões de IMC maiores para a temperatura máxima de 255°C quando comparada com a de 240°C. Desta forma, os resultados obtidos neste trabalho são concordantes com o existente na literatura sobre esta solda e substrato. Visto que as condições de processo são diferentes não é possível fazer uma comparação quantitativa sobre a dimensão dos compostos intermetálicos.

4.1.5.4. Espessura da camada IMC-II (SAC405)

Para as amostras de solda SAC405 em substrato, foram também retiradas imagens no SEM da interface, com o intuito de medir a espessura da camada intermetálica mais fina. Na Figura 4.27 é exibida a evolução da espessura dos IMCs adjacentes ao Cu resultantes da reação da solda SAC405 em cada substrato e em função da temperatura máxima do ciclo térmico. Tal como nos resultados obtidos para a solda SAC305 confirma-se que a camada intermetálica mais fina aumenta ligeiramente com a temperatura máxima do ciclo térmico.

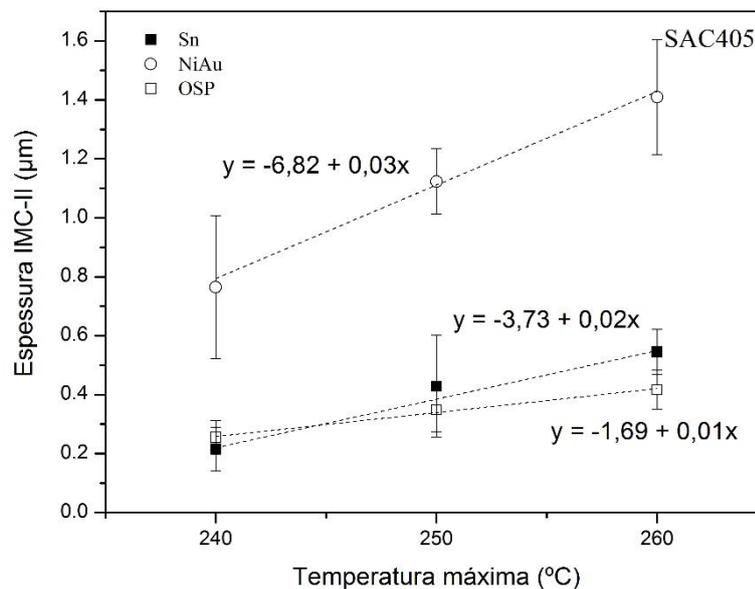


Figura 4.27- Evolução da espessura do composto IMC-II em função da temperatura máxima (SAC405).

4.1.6. Avaliação comparativa do efeito do tipo de substrato

Numa análise geral aos resultados obtidos nos ensaios de DTA, verificou-se que:

- Em substrato de OSP tanto a solda SAC305 como a solda SAC405 apresentam uma dimensão da camada IMC-I maior, em média, em relação aos substratos de Sn e NiAu (Figura 4.28 a e b);
- Em substrato de NiAu nas duas soldas a interface apresenta mais irregularidades na reação, uma vez que nos dois casos se observaram zonas sem o IMC-I;
- Em substrato de OSP, a camada de IMC-I é mais irregular para o ciclo térmico de temperatura máxima de 260°C, apresentando por isso um desvio padrão maior;
- Ambas as soldas apresentam uma espessura maior do composto IMC-II no substrato de NiAu, comparativamente com os outros dois substratos (Figura 4.22 e Figura 4.27).

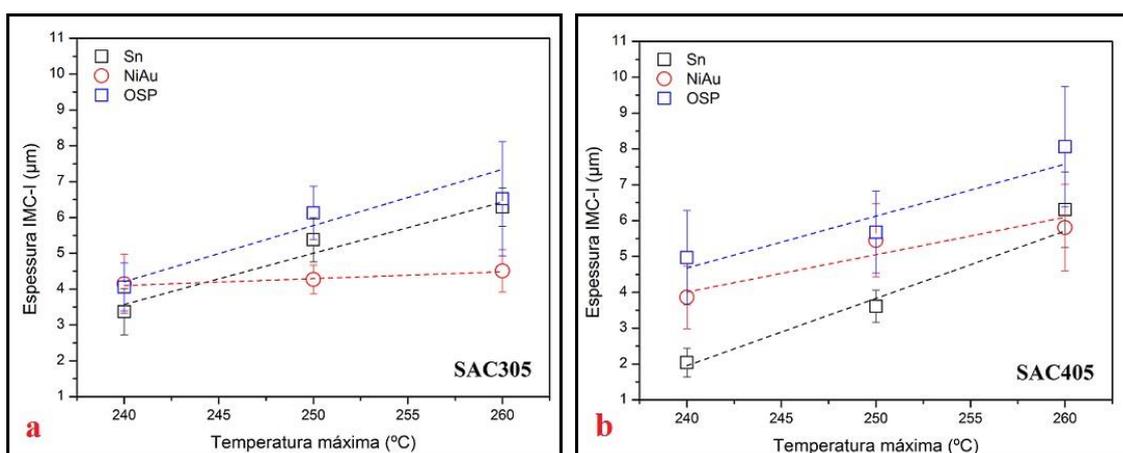


Figura 4.28- Gráfico resumo da espessura dos compostos IMC-I nos substratos de Sn, NiAu e OSP com: a) solda SAC305 e b) solda SAC405.

A principal diferença observada foi que a solda SAC405 apresenta IMC de um modo geral mais irregulares em substrato de OSP (Figura 4.25) e para o ciclo térmico de temperatura máxima de 260°C em substrato de Sn (Figura 4.23), enquanto que a solda SAC305 apresenta uma camada mais constante e regular nestes dois casos (Figura 4.19 e Figura 4.17).

Para concluir esta análise, apresentam-se na Tabela 4.17 as equações que definem a evolução da espessura dos IMCs (e) em função da temperatura máxima do ciclo térmico ($T_{máx}$), para cada substrato e tipo de solda.

Tabela 4.17- Quadro resumo com as equações da espessura dos IMCs (IMC-I e IMC-II) em função da temperatura máxima e do tipo de substrato (SAC305 e SAC405).

| IMC/Substrato | SAC305 | SAC405 |
|---------------|-------------------------------|---------------------------|
| IMC-I | Sn $e = 0,14T_{máx} - 30,71$ | $e = 0,19T_{máx} - 43,12$ |
| | OSP $e = 0,16T_{máx} - 33,43$ | $e = 0,15T_{máx} - 30,12$ |
| | NiAu $e = 0,02T_{máx} - 0,51$ | $e = 0,10T_{máx} - 21,03$ |
| IMC-II | Sn $e = 0,01T_{máx} - 2,05$ | $e = 0,02T_{máx} - 3,73$ |
| | OSP $e = 0,01T_{máx} - 1,10$ | $e = 0,01T_{máx} - 1,69$ |
| | NiAu $e = 0,01T_{máx} - 1,76$ | $e = 0,03T_{máx} - 6,82$ |

4.1.7. Defeitos na junta de soldadura

Na soldadura de componentes eletrônicos surgem muitas vezes defeitos nas juntas de soldadura que mais tarde levam à falha em serviço das PCIs. Desta forma, este é um assunto que deve ser analisado quando o objetivo é melhorar todo o processo envolvido na soldadura e melhorar a performance das placas.

Pela observação das imagens do M.O., verificou-se essencialmente o aparecimento de porosidades na zona da interface da solda e na superfície da mesma (exemplo Figura 4.29).

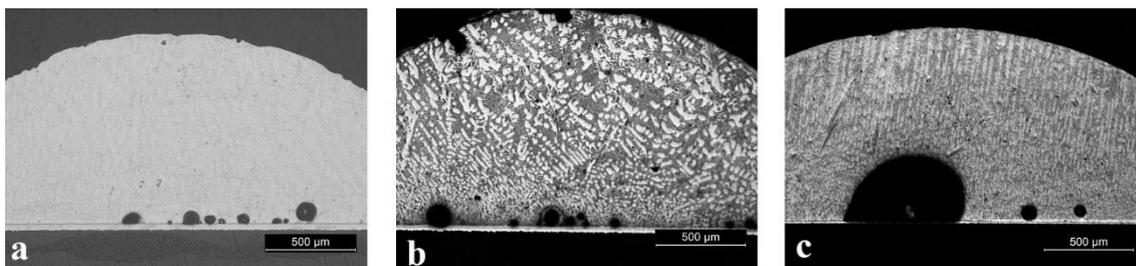


Figura 4.29- Defeitos da solda SAC305 em substrato de: a) NiAu, b) OSP e c) Sn.

Com o intuito de se comparar a quantidade de defeitos presente em cada amostra, o número de poros existentes na interface foi contabilizado e, através do programa “Image J”, o seu diâmetro foi medido. Os dados estão organizados em gráficos para cada solda/substrato, onde se pode observar o número de poros em função do seu diâmetro para cada temperatura máxima do

ciclo térmico. Para uma melhor percepção, os diâmetros foram divididos em 4 escalas: $< 50\mu\text{m}$ / $50 - 100\mu\text{m}$ / $100 - 200\mu\text{m}$ / $> 200\mu\text{m}$. Os resultados correspondentes à reação da solda SAC305 em substrato de NiAu, OSP e Sn são apresentados na Figura 4.30, Figura 4.31 e Figura 4.32, respetivamente.

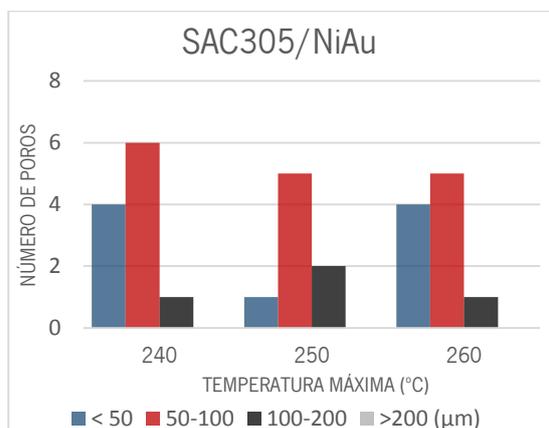


Figura 4.30- Número e diâmetro dos poros formados com a solda SAC305 em substrato de NiAu.

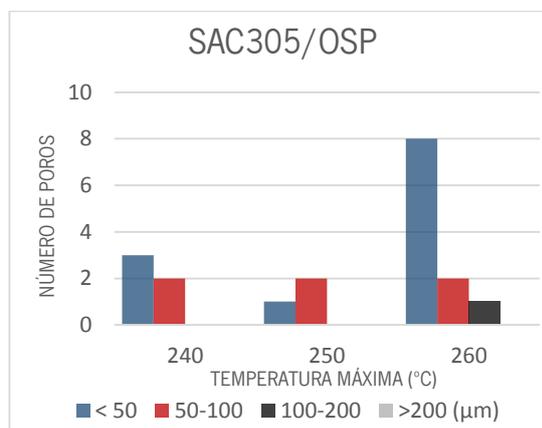


Figura 4.31- Número e diâmetro dos poros formados com a solda SAC305 em substrato de OSP.

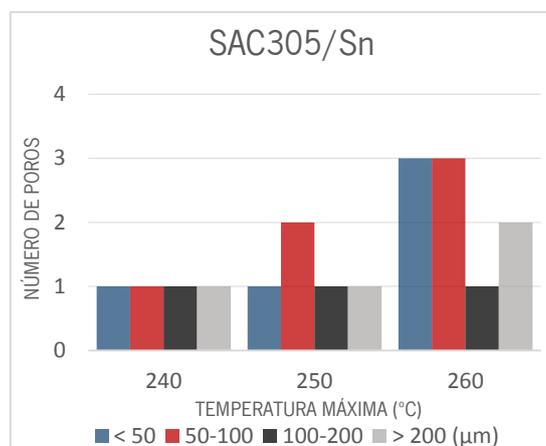


Figura 4.32- Número e diâmetro dos poros formados com a solda SAC305 em substrato de Sn.

Analisando os gráficos, verifica-se que se formaram poros de maiores dimensões na amostra com substrato de Sn, pois em cada ciclo térmico surgiu pelo menos um poro de dimensões superior a $200\mu\text{m}$ (identificado a cor cinzenta no gráfico). Como o Sn tem um ponto de fusão de 232°C é possível que haja uma maior libertação de gases durante o ciclo térmico formando por isso maiores defeitos na interface. Observou-se também que em substrato de NiAu, surgiu uma maior quantidade de poros ao longo da interface embora de diâmetro mais pequeno.

Quanto ao substrato de OSP verificou-se uma maior quantidade de poros formados na amostra correspondente ao ciclo térmico de temperatura máxima de 260°C.

Quanto à solda SAC405, apresentam-se na Figura 4.33, Figura 4.34 e Figura 4.35 os resultados das medições dos defeitos originados com os diferentes substratos.

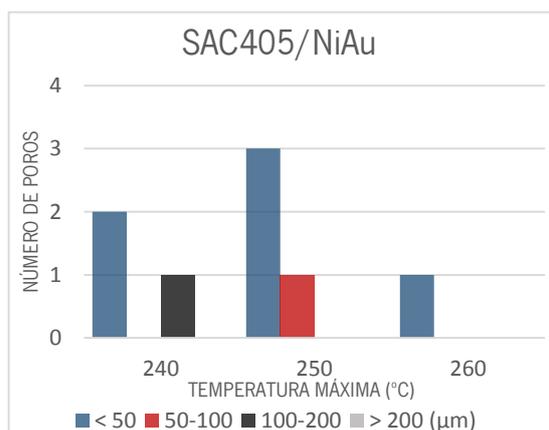


Figura 4.33- Número e diâmetro dos poros formados com a solda SAC405 em substrato de NiAu.

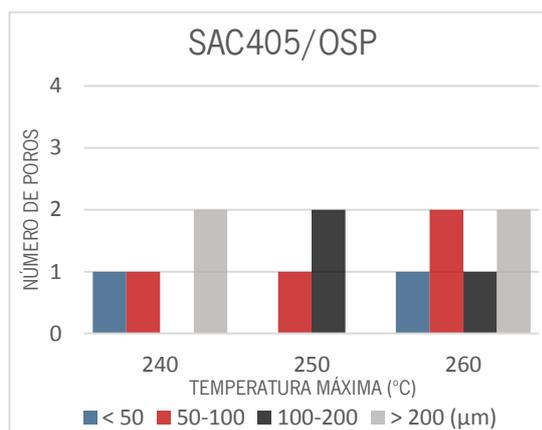


Figura 4.34- Número e diâmetro dos poros formados com a solda SAC405 em substrato de OSP.

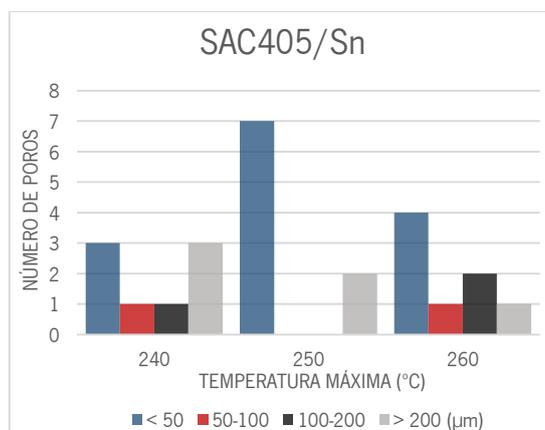


Figura 4.35- Número e diâmetro dos poros formados com a solda SAC405 em substrato de Sn.

Observou-se novamente que em substrato de Sn surgiram poros de grandes dimensões em cada ciclo térmico e uma quantidade significativa de porosidades mais pequenas ao longo da interface. Ao contrário da solda SAC305, verificou-se que em substrato de OSP as amostras com pasta de solda formaram poros de dimensões consideradas grandes ou médias nos três ciclos térmicos. Também discordante com a solda SAC305, observaram-se menos defeitos ao longo da interface nas amostras com substrato de NiAu.

Resumindo, pode-se concluir para estas amostras que nas PCIs com acabamento superficial em Sn ocorre maior libertação de gases durante o ciclo térmico dando origem a mais defeitos/poros na interface e de maior tamanho. Comparando as duas soldas, na solda SAC305 formou-se um maior número de poros no substrato de NiAu, enquanto que, na solda SAC405, a maior quantidade de poros formados foi em substrato de Sn.

É de referir que esta é uma análise qualitativa válida para as amostras que se produziram segundo as condições de DTA definidas anteriormente. Para uma análise mais conclusiva e quantitativa seria necessário analisar um número maior de amostras.

4.2. MOLHABILIDADE

Procede-se agora à apresentação dos resultados obtidos na análise da molhabilidade das soldas SAC305 e SAC405 nos substratos de Sn, OSP e NiAu, divididos em dois grupos: os ensaios feitos em alto vácuo e os feitos em atmosfera de Azoto. No anexo G, encontram-se dois exemplos de gráficos com o perfil de temperaturas medidos pelo termopar do forno e pelo termopar da plataforma ao longo de um teste experimental, para atmosfera de alto vácuo e atmosfera de azoto.

4.2.1. Testes de molhabilidade da solda em alto vácuo

O primeiro grupo de testes com as soldas SAC305 e SAC405 foi feito em alto vácuo ($\sim 1 \times 10^{-5}$ mbar) Realizaram-se ensaios em substrato de Cu, Sn, NiAu e OSP para cada uma das soldas. Na Tabela 4.18 apresenta-se a massa do substrato e da solda utilizada em cada teste.

Tabela 4.18- Massa dos substratos e solda utilizados nos testes de molhabilidade em alto vácuo.

| Teste | Substrato | Solda |
|--------------|---------------------------------|-----------------------------------|
| 1 | Cu ($m = 4,4918 \text{ g}$) | SAC305 ($m = 0,3281 \text{ g}$) |
| 2 | Sn ($m = 1,2093 \text{ g}$) | SAC305 ($m = 0,3320 \text{ g}$) |
| 3 | NiAu ($m = 1,2045 \text{ g}$) | SAC305 ($m = 0,3229 \text{ g}$) |
| 4 | OSP ($m = 1,2362 \text{ g}$) | SAC305 ($m = 0,3072 \text{ g}$) |
| 5 | Cu ($m = 4,7379 \text{ g}$) | SAC405 |
| 6 | Sn ($m = 1,1915 \text{ g}$) | SAC405 |
| 7 | OSP ($m = 1,2602 \text{ g}$) | SAC405 |
| 8 | NiAu ($m = 1,0184 \text{ g}$) | SAC405 |

Na Figura 4.36 e Figura 4.37 são apresentadas as imagens das amostras no final de cada teste e na Tabela 4.19 estão indicadas as temperaturas a que foi detetado o início de fusão da amostra de solda (de referir que após o final dos ensaios há uma fase de aquecimento do forno (por inércia térmica do mesmo) até uma temperatura acima da registada experimentalmente; este

aquecimento faz com que a reação da solda com o substrato provoque alterações significativas na forma da “bolha” de solda sobre o substrato).

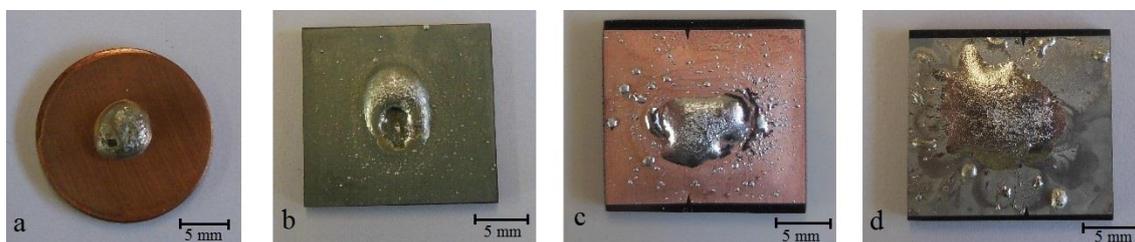


Figura 4.36- Aspeto final das amostras após testes em alto vácuo: a) Cu+SAC305, b) Sn+SAC305, c) OSP+SAC305 e d) NiAu+SAC305.

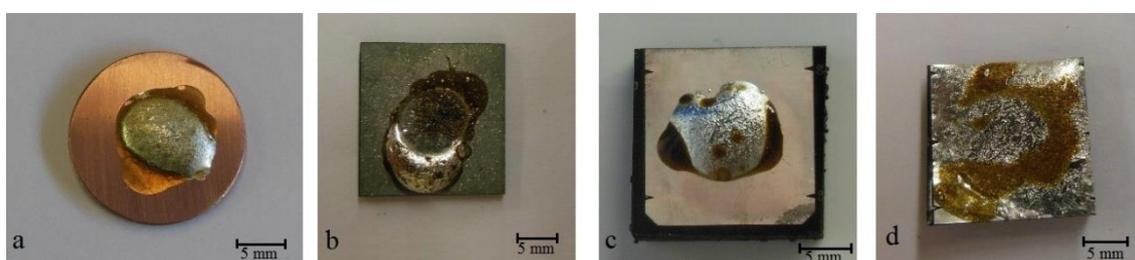


Figura 4.37- Aspeto final das amostras após testes em alto vácuo: a) Cu+SAC405, b) Sn+SAC405, c) OSP+SAC405 e d) NiAu+SAC405.

Tabela 4.19- Temperatura de início de fusão das soldas nos diferentes substratos resultantes nos ensaios em alto vácuo.

| Solda | Substrato | Temperatura de início de fusão (°C) |
|---------|-----------|-------------------------------------|
| SAC305 | Cu | 217 |
| | Sn | 200 |
| | OSP | 205 |
| | NiAu | 202 |
| SAC 405 | Cu | 210 |
| | Sn | 209 |
| | OSP | 211 |
| | NiAu | 198 |

A solda começou a fundir a uma temperatura mais baixa do que a temperatura de fusão teórica (217°C), exceto no teste com a solda SAC305 em substrato de Cobre. Este facto era de esperar uma vez que em atmosfera de alto vácuo a pressão exercida na superfície da solda é menor e a probabilidade de ocorrer oxidação ou outra reação com a solda é menor também, fazendo com que o ponto de fusão baixe ligeiramente.

A partir das imagens podem retirar-se algumas observações:

- Em substrato de Sn houve uma reação semelhante entre as duas soldas, observa-se uma cavidade no interior da solda. Como o ponto de fusão do Sn puro é próximo do ponto de fusão da solda ($T_{\text{fusão Sn}} = 231,9^{\circ}\text{C}$) é possível que tenha ocorrido maior reação na interface quando a temperatura no ensaio foi elevada até 240°C ;
- Observa-se também que a solda SAC405 espalhou mais comparativamente com a solda SAC305;
- Tanto nos substratos de NiAu como nos substratos de OSP houve uma maior reação da solda com o próprio substrato, não apresentando por isso uma bolha tão bem definida como nos restantes substratos.

Após a conclusão dos testes, o ângulo de contacto foi medido através do programa “ImageJ” sobre as imagens registadas ao longo do ensaio (correspondentes às temperaturas indicadas nos gráficos da Figura 4.38 e Figura 4.40). A Figura 4.38 apresenta a evolução do ângulo de contacto em função da temperatura, para a solda SAC305 nos diferentes substratos e em alto vácuo. São apresentados resultados experimentais a partir dos 217°C (temperatura teórica de início de fusão).

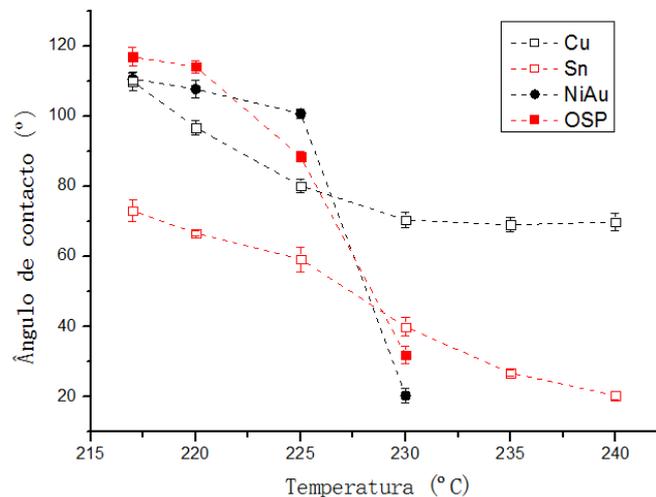


Figura 4.38- Ângulos de contacto da solda SAC305 em diferentes substratos em função da temperatura (vácuo).

A partir da Figura 4.48 pode-se observar que a solda apresenta um comportamento semelhante entre os substratos de NiAu e de OSP, que se distingue do comportamento em Sn e Cu. Nos ensaios efetuados em NiAu e OSP, a solda começa com um ângulo de contacto inicial de

110° e 117°, respetivamente, que diminui ligeiramente até uma temperatura de 225°C. A partir desta temperatura a solda espalhou de repente e o ângulo de contacto diminuiu significativamente até valores da ordem de 20-32°, correspondendo por isso a uma molhabilidade muito boa e boa, respetivamente [46]. Devido à diminuição brusca do ângulo de contacto nestes dois substratos, o ensaio não foi prolongado até aos 260°C, uma vez que era de esperar que o ângulo não se alterasse mais até lá.

Em atmosfera de alto vácuo, espera-se, à partida, que não haja a oxidação da solda durante o ciclo térmico. No entanto, apesar das amostras serem previamente limpas com álcool num banho de ultrassons, existe a possibilidade da formação de uma fina película de óxido em torno da solda durante o momento de preparação do teste, isto é, durante o intervalo de tempo em que o conjunto solda/substrato é transportado e colocado no forno [42, 77]. A formação de compostos intermetálicos na interface é também um fator que afeta a molhabilidade [77]. Segundo P. Protensko et al, [77], com o aumento da temperatura a molhabilidade da solda é fortemente melhorada com as reações originadas na interface associado à formação de IMCs, que leva à quebra da película de oxidação em torno do material metálico. Desta forma, a variação brusca do ângulo de contacto obtida nos substratos de OSP e NiAu pode ser explicada pela formação de uma fina película de óxido na solda que, durante fase aquecimento, faz com que a solda funda inicialmente no interior (Figura 4.39b) e após uma determinada temperatura (~225°C) a película cede e a solda espalha ao longo do substrato (Figura 4.39c).

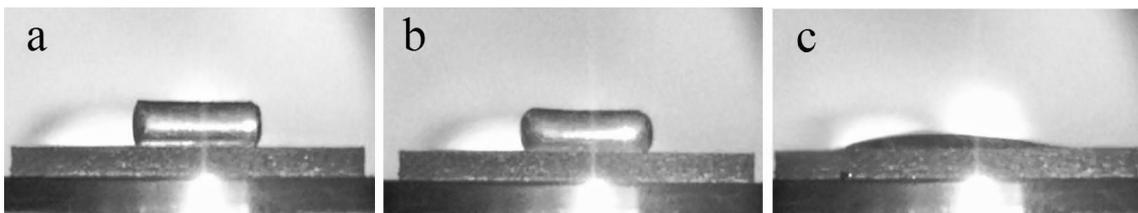


Figura 4.39- Imagens do ensaio de molhabilidade da solda SAC305 em substrato de NiAu: a) a 200°C, b) a 217°C e c) a 230°C.

Um comportamento diferente foi observado na PCI com acabamento superficial em Sn. Nesta situação, o ângulo de contacto aos 217°C é de 73°. No ponto de fusão da solda o ângulo de contacto é menor comparativamente com os casos anteriores, uma vez que a reação da solda com substrato de Sn deve ser mais rápida e facilitada, visto que a composição da solda é muito semelhante ao Sn puro, promovendo assim a molhabilidade e capacidade de espalhar entre o líquido e o sólido. Com o aumento da temperatura, o ângulo foi diminuindo lentamente, atingindo

um grau de molhabilidade muito bom aos 240°C ($\theta=20^\circ$). Visto que as PCIs de Sn e OSP são semelhantes a nível de acabamento superficial, verifica-se que a existência da película de OSP melhora a molhabilidade da solda.

Em substrato de Cobre, os ângulos de contacto obtidos foram relativamente altos, apresentando uma tendência constante ao longo da temperatura (a partir dos 230°C o valor do ângulo não diminuiu mais) e correspondendo assim a um grau de molhabilidade fraco [46]. Neste caso, para além de uma possível oxidação da solda, pode ter existido também alguma oxidação na superfície do substrato, visto que o Cu é um material que oxida facilmente quando exposto ao ar, influenciando assim na capacidade da solda espalhar. Apesar da utilização do fluxo permitir remover óxidos e contaminações da superfície, poderá não ter sido suficiente neste caso.

Os ângulos obtidos em substrato de Cu com a solda SAC305 não correspondem aos valores existentes na literatura para as mesmas condições de trabalho (alto-vácuo) e para soldas do tipo SAC, utilizando o método *sessile drop* (ver Tabela 4.20). Nos ensaios deste projeto obtiveram-se valores substancialmente maiores do que os indicados na bibliografia para as mesmas temperaturas. Fatores como a rugosidade do substrato, a limpeza da amostra e da superfície, a duração do ciclo térmico, a velocidade de aquecimento, oxidação da superfície, etc., podem estar relacionados com esta diferença nos ângulos de contacto [25, 44]. Relativamente aos substratos de Sn, NiAu e OSP em atmosfera de alto vácuo não foram encontrados dados para comparação na bibliografia.

Na Figura 4.40 são apresentados os valores dos ângulos de contacto em função da temperatura, obtidos nos ensaios feitos com a solda em pasta, SAC405.

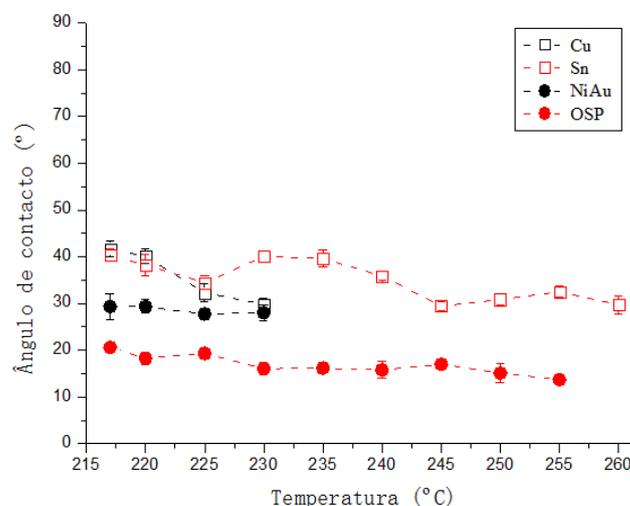


Figura 4.40- Ângulos de contacto da solda SAC405 em diferentes substratos em função da temperatura (vácuo).

O comportamento da solda SAC405 é bastante diferente do comportamento observado com a solda SAC305. De um modo geral, a solda SAC405 revelou um comportamento mais constante e uma melhor molhabilidade, resultando em menores ângulos de contacto. Pelo facto do fluxo neste caso estar contido na solda, a probabilidade desta oxidar é muito menor, refletindo-se numa melhor capacidade da solda espalhar no substrato. Por outro lado, a composição da solda é um fator que influencia o ângulo de contacto, uma vez que a reação com o substrato é diferente. Desta forma, a oxidação da solda não será um fator a considerar na análise dos resultados.

Nos ensaios experimentais feitos em Cu e NiAu, a solda começou a fundir aos 210°C e 198°C, respetivamente, e espalhou significativamente até à temperatura de 220°C, diminuindo acentuadamente o ângulo de contacto (de $\sim 90^\circ$ para $\sim 30^\circ/40^\circ$, respetivamente). A partir dos 220°C (Figura 4.40) o ângulo de contacto diminuiu apenas ligeiramente, pelo que se optou por parar o ensaio aos 230°C, admitindo que o ângulo se mantém constante a partir dessa temperatura. Nos substratos de OSP e de Sn, o ciclo térmico foi prolongado até à temperatura de 255°C e 260°C, respetivamente, e verificou-se que o ângulo de contacto manteve-se aproximadamente constante.

A solda SAC405 apresentou melhores valores de ângulos de contacto nas PCIs com acabamento superficial em OSP e NiAu (20°C e 30°C, aproximadamente), que correspondem a um grau molhabilidade muito bom [46].

Nos dois tipos de solda a molhabilidade obtida em substrato de OSP é bastante melhor quando comparada com o substrato de Sn, o que evidencia uma vez mais que a película de OSP beneficia a reação solda/substrato, uma vez que protege a superfície de Sn de possíveis oxidações.

A razão principal entre a diferença obtida nos ângulos de contacto entre as duas soldas aqui estudadas (essencialmente nos substratos de Cu e Sn) é o fluxo, que se traduz numa menor possibilidade de ocorrer oxidação na solda SAC405 e resultando numa melhor molhabilidade para esta solda. Tal como foi referido anteriormente, não foi encontrada bibliografia sobre a molhabilidade das soldas tipo SAC em substrato de Sn, OSP e NiAu em atmosfera de alto-vácuo. No entanto, para o substrato de Cu, os ângulos de contacto obtidos com a solda SAC405 já se aproximam do obtido na bibliografia indicada na Tabela 4.20.

Tabela 4.20- Ângulos de contacto segundo a literatura para soldas do tipo SAC em substrato de Cu e em atmosfera de alto-vácuo, em comparação com os valores experimentais obtidos para a solda SAC305.

| Temperatura | Solda | | | |
|-------------|--|--|--------------------------|--------------------------|
| | Sn _{3,8} Ag _{0,7} Cu [25] | Sn _{3,5} Ag _{0,9} Cu [79] | SAC305 (experimental) | SAC405 (experimental) |
| 220°C | - | 42° | 96° | 40° |
| 230°C | 42° | - | 71° | 40° |
| 240°C | 32° | - | 70° | 35° |

4.2.2. Testes de molhabilidade da solda em atmosfera de Azoto

Após a realização dos testes em alto vácuo, foi também analisada a molhabilidade das duas soldas em atmosfera inerte. Foi escolhido o azoto como gás inerte uma vez que é o utilizado pela empresa durante os processos de soldadura. Realizaram-se testes em substrato de Sn, NiAu e OSP para cada uma das soldas e as massas das amostras são apresentadas na Tabela 4.21.

Tabela 4.21- Massa dos substratos e solda utilizados nos testes de molhabilidade em atmosfera de azoto.

| Teste | Substrato | Solda |
|-------|---------------------------------|-----------------------------------|
| 1 | NiAu ($m = 1,1602 \text{ g}$) | SAC305 ($m = 0,3352 \text{ g}$) |
| 2 | OSP ($m = 1,2224 \text{ g}$) | SAC305 ($m = 0,2986 \text{ g}$) |
| 3 | Sn ($m = 1,2935 \text{ g}$) | SAC305 ($m = 0,3525 \text{ g}$) |
| 4 | NiAu ($m = 1,1510 \text{ g}$) | SAC405 |
| 5 | OSP ($m = 1,1558 \text{ g}$) | SAC405 |
| 6 | Sn ($m = 1,1871 \text{ g}$) | SAC405 |

Cada ensaio teve uma duração semelhante aos testes feitos apenas em alto vácuo. As condições iniciais foram as mesmas, nomeadamente, o vácuo à temperatura ambiente durante 7 horas (no mínimo) e o aquecimento em alto vácuo desde a temperatura ambiente até à temperatura de 170°C durante 9 horas. Contudo, antes de se iniciar o ciclo de temperatura a bomba de vácuo secundário foi desligada e o azoto foi introduzido a uma pressão entre 100 e 400 mbar.

Na Figura 4.41 e Figura 4.42 são apresentadas as imagens das amostras no final de cada teste e na Tabela 4.22 estão indicadas as temperaturas a que a solda começou a fundir.

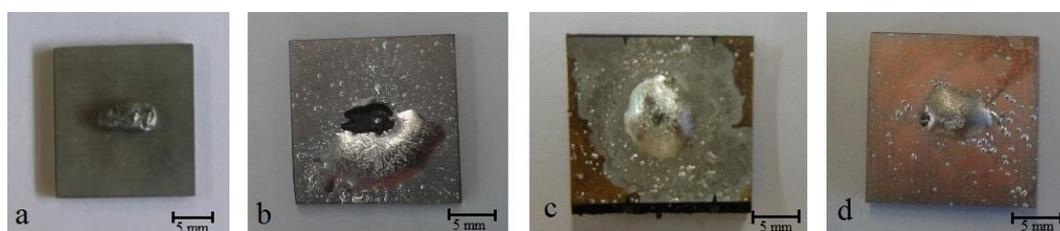


Figura 4.41- Aspeto final das amostras após testes em atmosfera de azoto: a) Sn+SAC305 (1° teste), b) Sn+SAC305 (2° teste), c) NiAu+SAC305, d) OSP+SAC305.

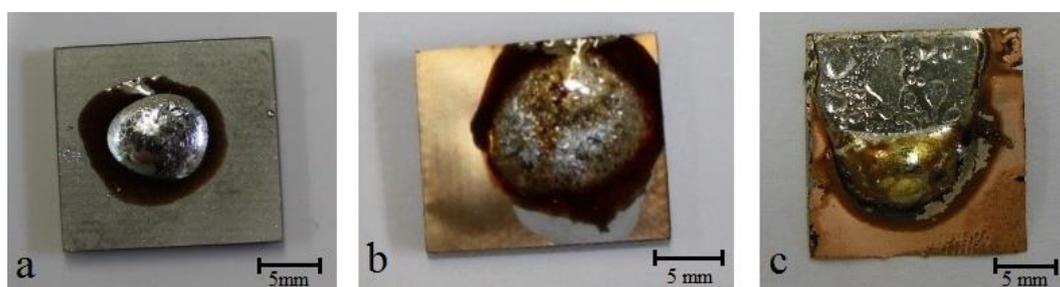


Figura 4.42- Aspeto final das amostras após testes em atmosfera de azoto: a) Sn+SAC405, b) NiAu+SAC405 e c) OSP+SAC405.

Tabela 4.22- Temperatura de início de fusão das soldas nos diferentes substratos resultantes nos ensaios em atmosfera de azoto.

| Solda | Substrato | Temperatura de início de fusão (°C) |
|--------|-----------|-------------------------------------|
| SAC305 | Sn | 220 |
| | OSP | 217 |
| | NiAu | 217 |
| SAC405 | Sn | 217 |
| | OSP | 217 |
| | NiAu | 217 |

Neste grupo de ensaios as amostras de solda começaram a fundir à temperatura de fusão teórica. De acordo com as amostras da Figura 4.41 e Figura 4.42, ocorre uma maior reação na interface solda/substrato nos substratos de NiAu e OSP. No ensaio feito em substrato de Sn a solda SAC305 não formou uma bolha (Figura 4.41a), tal como nos restantes testes, devido à ocorrência de oxidação, por este motivo o teste foi repetido. No segundo teste, ocorreu o mesmo problema durante o ensaio: a solda oxidou e consequentemente os valores obtidos nos ângulos

de contacto são muito elevados e não correspondem ao esperado. Contudo, após a conclusão do ensaio e do registo fotográfico, como o arrefecimento no forno é feito lentamente a solda ainda permaneceu acima dos 217°C bastante tempo, pelo que a película de oxidação cedeu e a solda espalhou formando uma bolha (Figura 4.41b). Desta forma, apenas se registaram os ângulos no período em que a solda estava oxidada.

No final dos testes, o ângulo de contacto foi medido através do programa “ImageJ”. A Figura 4.43 apresenta o ângulo de contacto em função da temperatura para a solda SAC305 nos diferentes substratos e em atmosfera de azoto.

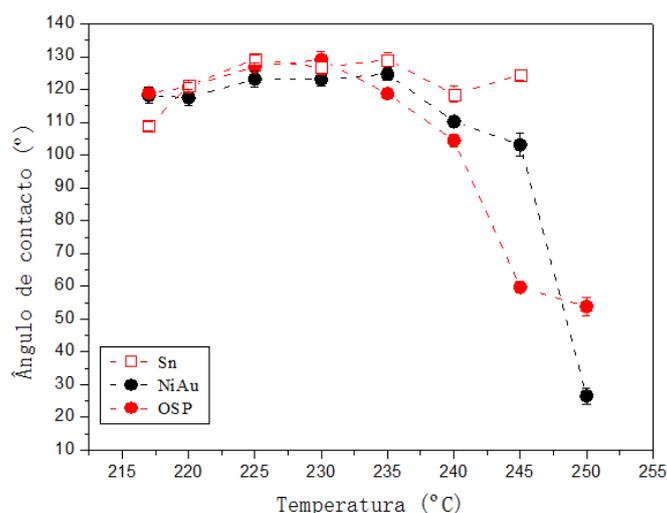


Figura 4.43- Ângulos de contacto da solda SAC305 em diferentes substratos em função da temperatura (azoto).

A Figura 4.43 revela um comportamento semelhante da solda SAC305, nos substratos de NiAu e OSP, relativamente aos testes experimentais efetuados em atmosfera de alto vácuo.

Apesar da utilização de uma atmosfera inerte, há uma maior possibilidade de ocorrer oxidação da solda durante o aquecimento, uma vez que existe um certo grau de contaminação associado, causado pela entrada de uma pequena quantidade de oxigénio no forno. Por esta razão, devido a uma maior oxidação da solda, obteve-se nos três substratos valores de ângulos de contacto iniciais bastante elevados, na ordem dos 110 - 130°. No caso dos ensaios feitos nos *pads* de OSP e NiAu a solda começou a espalhar a uma temperatura mais elevada (235°C), comparativamente com o obtido em alto vácuo. Aos 240°C, a película de oxidação acaba por ceder, resultando numa diminuição acentuada do ângulo de contacto. No final, à temperatura de 250°C, obteve-se um grau de molhabilidade muito bom para o substrato de NiAu (~25°) e uma molhabilidade aceitável para o substrato de OSP (~55°) [46].

Por outro lado as condições superficiais da PCI é um aspeto importante no comportamento de molhabilidade da solda [78]. A *layer* de Au e OSP protegem os *pads* da PCI da oxidação superficial, contudo, devido à natureza do material de Sn, a placa com acabamento superficial em Sn tende a oxidar quando exposta ao ar e, dependendo do tempo de exposição ao ar, esta camada de oxidação poderá ser mais ou menos espessa [78]. Estes dois tipos de oxidação (na solda e na superfície do substrato) funcionam como uma barreira à capacidade da solda espalhar, influenciando significativamente a reação na interface e, conseqüentemente, a molhabilidade da solda [42, 78]. A camada de óxido formada em torno da solda associada à oxidação na superfície do substrato Sn resultou numa forte barreira que impediu a solda de espalhar e reagir adequadamente com o substrato, traduzindo-se em valores muito elevados de ângulo de contacto e não variáveis com o aumento da temperatura. A utilização de fluxo antes dos testes não foi o suficiente para remover os óxidos da superfície e permitir a reação na interface.

De acordo com a literatura [46], a solda SAC305 em substrato de Ni, sob uma atmosfera inerte, resulta nos ângulos de contacto indicados na Tabela 4.23. Comparando com o obtido experimentalmente neste projeto, com a solda SAC305 em substrato de NiAu, os valores são bastante diferentes. Para uma temperatura de 230°C o ângulo de contacto registado neste teste experimental corresponde a um valor extremamente mais alto do que o referido na bibliografia, contudo, aos 250°C a solda apresentou uma melhor molhabilidade. Tal como referido anteriormente, o grau de molhabilidade da solda pode ser afetada por diversos fatores associados às condições de processo.

Tabela 4.23- Comparação entre valores de ângulos de contacto obtidos na literatura e nos ensaios experimentais, para a solda SAC305 em atmosfera inerte.

| Solda | Substrato | Atmosfera | Temperatura | |
|--------------------------|-----------|---------------------|-------------|-------|
| | | | 230°C | 250°C |
| SAC305 [46] | Ni | Ar – H ₂ | 40° | 37° |
| SAC305 (experimental) | NiAu | N ₂ | 123° | 27° |

Na Figura 4.44 estão os valores do ângulo de contacto em função da temperatura para a solda SAC405 nos diferentes substratos e em atmosfera de azoto. A Figura 4.44 revela claramente uma diminuição do ângulo de contacto com o aumento da temperatura. De um modo geral, para a temperatura de 245°C a solda SAC405 apresenta um ângulo de contacto correspondente a uma

molhabilidade muito boa, nos três substratos. Em substrato de NiAu os valores do ângulo de contacto são sempre menores comparativamente com os outros dois substratos. Em substrato de Sn, pode-se observar que os valores dos ângulos de contacto inicialmente são relativamente elevados, o que indica a presença de alguma oxidação na superfície. Com o aumento da temperatura e a formação de IMC, a solda adquire um grau de molhabilidade muito bom.

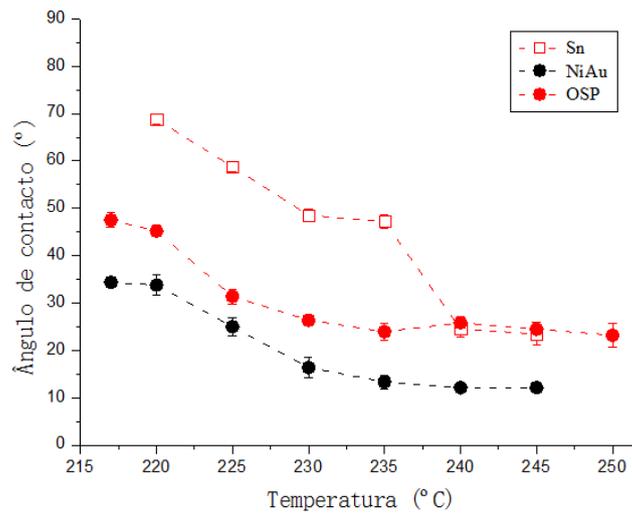


Figura 4.44- Ângulos de contacto da solda SAC405 em diferentes substratos em função da temperatura (azoto).

De acordo com a literatura pesquisada sobre ensaios de molhabilidade realizados em atmosfera inerte e com soldas do tipo SAC, foi encontrada informação maioritariamente sobre testes efetuados em substrato de Cobre. Na literatura [80], foram efetuados testes à molhabilidade da solda SAC405, sob uma atmosfera inerte, em substrato de NiAu e substrato de OSP. O processo de medição utilizado foi diferente do método *sessile drop*. Como se pode observar na Tabela 4.24, foram obtidos ângulos de contacto mais baixos $\sim 10^\circ\text{C}$, comparativamente com a bibliografia. Estas diferenças podem ocorrer por diversas razões, nomeadamente, condições da atmosfera, condições físicas (método utilizado), limpeza das amostras, ciclo térmico, etc.

Tabela 4.24- Comparação entre valores de ângulos de contacto obtidos na literatura e nos ensaios experimentais, para a solda SAC405 em atmosfera inerte.

| Temperatura | Substrato | Solda | |
|-------------|-----------|-------------|-----------------------|
| | | SAC405 [80] | SAC405 (experimental) |
| 230°C | NiAu | 27° | 17° |
| | OSP | 37° | 26° |

4.3. PROPRIEDADES TÉRMICAS

No âmbito das propriedades térmicas, são aqui apresentados os resultados obtidos pela técnica de radiometria fototérmica modulada apresentada anteriormente.

4.3.1. Estudo das propriedades térmicas das PCIs

Inicialmente foi feito um estudo às PCIs de diferentes revestimentos, com o intuito de se perceber de que forma ocorre a propagação do calor ao longo das mesmas. Na Figura 4.45 são apresentados os resultados experimentais obtidos (fase normalizada *vs* frequência modulada), juntamente com a curva teórica construída com base no método do extremo para um sistema de duas camadas. Os pontos são apresentados por diferentes cores consoante o tipo de acabamento da PCI: Sn, NiAu e OSP (preto, vermelho e verde, respetivamente). As curvas teóricas são apresentadas com a cor correspondente aos pontos experimentais.

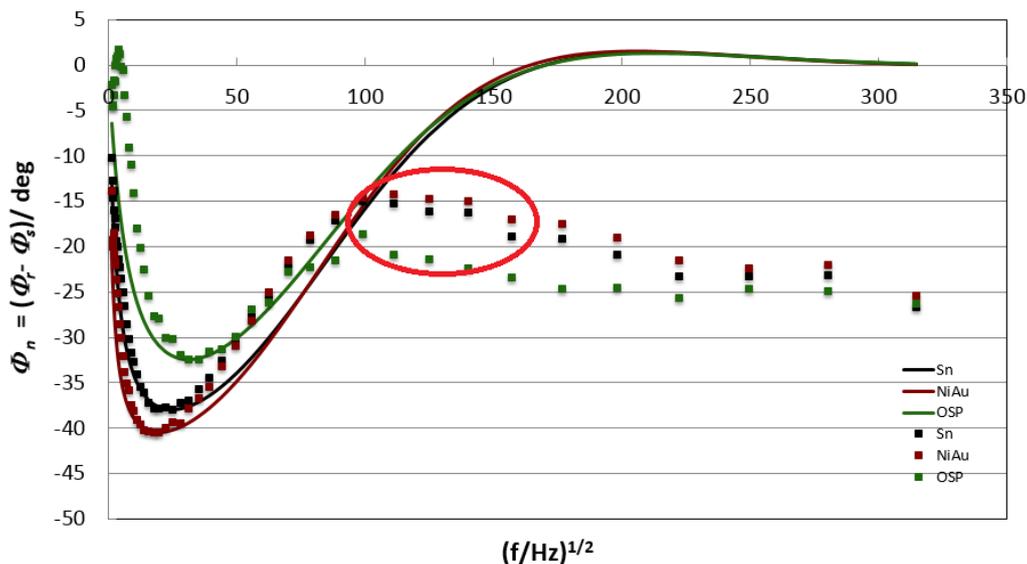


Figura 4.45- Dados experimentais e curvas teóricas das PCIs

Relativamente às PCIs, seria de esperar dois extremos relativos no conjunto de pontos experimentais, uma vez que se trata de amostras de três camadas. No entanto, observando a Figura 4.45 verifica-se apenas a existência de um extremo (mínimo). Dado que a espessura dos revestimentos é bastante pequena (na ordem dos 2 a 5 μm), o equipamento de radiometria não

tem sensibilidade suficiente para detetar esta camada. Por esta razão, fez-se uma aproximação da solução para um sistema de duas camadas (neste caso de cobre e FR4).

Numa primeira análise ao gráfico, verifica-se que as PCIs revelam um comportamento concordante com o modelo teórico de duas camadas apenas na gama de frequências mais baixas. Para frequências maiores, os valores experimentais deixam de acompanhar a solução teórica, o que sugere a existência de uma terceira camada ou algum erro associado à superfície, por exemplo o efeito da rugosidade [81]. Sendo assim, o modelo de duas camadas não é válido para as frequências mais elevadas. Para além disso, como a base da PCI é feita por um material isolante, mesmo para frequências muito baixas não é possível penetrar a amostra completamente, uma vez que a mesma permanece termicamente espessa.

A profundidade de penetração das ondas térmicas na amostra depende essencialmente da frequência de modulação, tal como foi referido no capítulo 3, sendo a propagação do calor em sistemas multicamadas, fortemente afetada pela qualidade das interfaces. Tomando como exemplo uma amostra livre de cobre com uma espessura de $35 \mu\text{m}$ ($\alpha_{\text{Cu}} = 11,5 \times 10^{-5} \text{ m}^2 / \text{s}$), através da equação 5, determina-se que seria necessária uma frequência de modulação de aproximadamente 29000-30000 Hz, para termos um comprimento de difusão térmica da mesma ordem da espessura da amostra. Considerando um sistema em camada e um interface perfeito, para frequências menores conseguiríamos já “entrar” na PCI, enquanto que, para frequências superiores às indicadas estaríamos a receber informação essencialmente da camada de cobre. Observando o gráfico da Figura 4.45, a zona do Cu corresponderá então à que está destacada com um círculo vermelho, correspondendo a uma gama de frequências entre os 10 e os 25 kHz ($(f/\text{Hz})^{1/2}$ de ~ 100 a 160). Neste sentido, visto que quanto menor é a frequência maior é a profundidade de penetração da onda térmica, o extremo mínimo observado não corresponde a uma interface mas sim ao interior da base de FR4 da PCI.

Na zona que deverá corresponder ao Cu observam-se desvios entre os pontos experimentais dos três substratos. Apesar de no fim (para frequências mais altas) os pontos convergirem para o mesmo valor de fase normalizada, a variação nos sinais poderá estar relacionada com os acabamentos superficiais e/ou também com as características da própria interface, que por sua vez estão relacionadas com o processo utilizado para revestir o Cu.

Analisando genericamente os comportamentos das curvas da fase, poderemos dizer que as amostras com revestimentos de Sn e NiAu tem comportamentos térmicos semelhantes,

enquanto a amostra com OSP poderá apresentar valores globais de difusividade térmica um pouco superiores.

De realçar aqui que as conclusões são apenas qualitativas, refletindo de algum modo a complexidade do sistema em estudo e a necessidade de testes mais específicos ou através de outros métodos mais adequados, para se obter informações quantitativas acerca do perfil térmico das PCIs.

Por outro lado, dado a espessura da camada de Cu e de FR4, estes dois materiais vão-se comportar de forma independente, não sendo possível por essa razão obter um valor global credível sobre a condutividade térmica da PCI. Portanto, a dissipação de calor numa PCI deste tipo será maioritariamente dominada pela camada do material isolante. Assim, na modelação térmica do processo de soldadura faz sentido utilizar o valor da condutividade térmica do FR4 como valor global, no que à propagação do calor perpendicularmente à superfície diz respeito.

Quanto à adição de *layers* de Cu no interior da placa, o mais correto e aproximado da realidade será possivelmente utilizar um modelo que considere um sistema anisotrópico com as seguintes características:

- Uma condutividade térmica perpendicular ao plano, que será dominada pelo material FR4 e que terá valores muito próximos desse mesmo FR4 (isolador térmico). Esta condutividade pouco irá depender das camadas de Cu;
- E uma outra no plano (horizontal) que terá certamente uma contribuição grande do Cu mas que será mais baixa que a condutividade teórica do Cu.

No entanto, através da técnica de radiometria não é possível analisar este modelo descrito acima uma vez que a espessura de material isolante é relativamente grande mesmo com adição de camadas de Cu. Seria necessário utilizar outro método de estudo com sensibilidade suficiente para penetrar a amostra totalmente e detetar as diferenças em função das camadas de Cu no seu interior.

4.3.2. Estudo das propriedades térmicas da solda SAC305

Quanto à análise das propriedades térmicas da solda SAC305, os resultados obtidos experimentalmente são analisados de forma diferente.

Tal como foi referido no capítulo anterior, foram preparadas duas amostras de solda SAC305. A amostra de espessura maior (1,5 mm) funcionou como referência sempre termicamente espessa, enquanto a mais fina (0,3 mm) serviu como amostra de teste. No primeiro grupo de ensaios obtiveram-se sinais um pouco instáveis devido à alta refletância da superfície. Desta forma, a superfície das amostras foi coberta com uma película fina de tinta de grafite que permite absorver melhor a luz. O resultado foi que os sinais tornaram-se muito mais estáveis por diminuição drástica do ruído.

Primeiramente foi feito um teste com a potência do laser de cerca de 180 mW (1 A de corrente), contudo os sinais ainda revelaram algum ruído para frequências mais altas. Neste sentido, a intensidade do laser foi aumentada para 600 mW (2 A de corrente) e o sinal tornou-se mais estável. A partir das medidas foi então utilizado o processo de ajuste usando para a normalização os valores da amostra espessa. Na Figura 4.46 estão representados os dados experimentais e os ajustes.

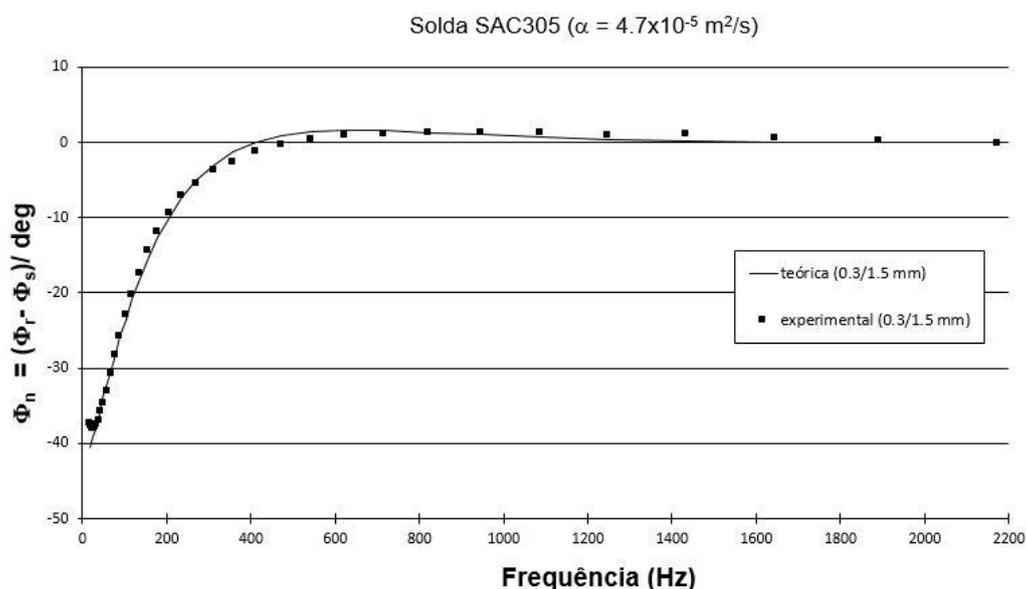


Figura 4.46- Valores experimentais e ajuste teórico para a amostra de solda SAC305

O gráfico revela que os pontos experimentais estão em concordância com o modelo teórico, e como era de esperar, para frequências mais elevadas os valores da diferença de fase tendem para zero, uma vez que as duas amostras são, nessa gama de frequências, equivalentes. O valor da difusividade térmica resultante do ajuste foi de, o $4,7 \times 10^{-5} \text{ m}^2 / \text{s}$ que é bastante plausível uma vez que o estanho possui uma difusividade de $4 \times 10^{-5} \text{ m}^2 / \text{s}$. No entanto, a margem de incerteza provocada pela irregularidade da espessura da amostra fina poderá ser significativa, o que pode estar a condicionar os valores da difusividade por defeito. Nos ajustes e nos resultados aqui apresentados, foi considerada uma espessura de 0,3 mm por ser o valor mais frequente na zona onde foram feitas as medidas. Dado que a espessura entra diretamente no cálculo da difusividade, para se obterem resultados mais concretos seria necessário produzir amostras mais homogêneas a nível da espessura.

4.3.3. Estudo das propriedades térmicas solda SAC305 em substrato de Sn

A última fase dos testes experimentais foi feita com três amostras de solda SAC305 em substrato de Sn diferentes na espessura dos seus IMCs. O principal objetivo foi perceber se a técnica de radiometria é sensível a esta variação na espessura da camada intermetálica.

Na Tabela 4.25 são apresentadas as condições de arrefecimento, a velocidade de arrefecimento e também a temperatura máxima à qual se colocaram os componentes, isto é, a temperatura máxima que a solda terá atingido. Na mesma tabela apresentam-se as espessuras dos IMCs e da camada de Cobre resultantes após os ciclos térmicos. Na Figura 4.47 são apresentadas as imagens da interface solda/substrato de cada amostra, evidenciando-se a diferença nas espessuras de IMC e Cu.

Tabela 4.25- Condições de processo e espessuras dos IMCs e de Cu resultantes.

| Amostra | Arrefecimento | Velocidade de arrefecimento (m/s) | Temperatura máxima (°C) | IMC (µm) | Camada de Cu (µm) |
|----------------|----------------------|--|--------------------------------|-----------------|--------------------------|
| 1 | Ar | ~3 | ~225 | ~7 | ~5 |
| 2 | Forno a 50°C | ~3,2 | ~275 | ~13 | ~3 |
| 3 | Forno a 100°C | ~3,6 | ~290 | ~18 | ~2 |

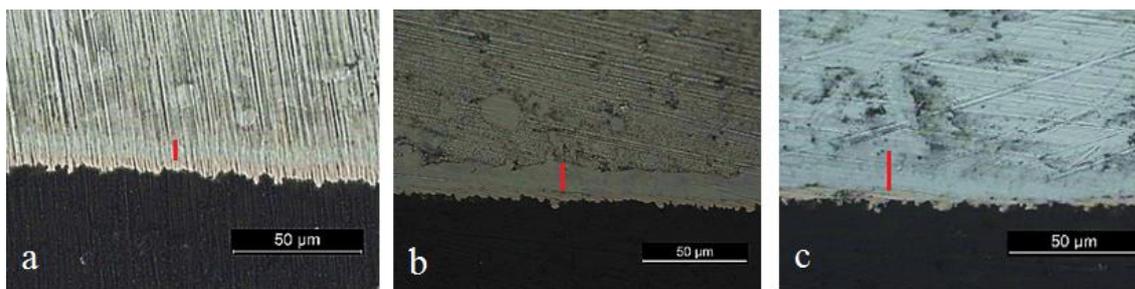


Figura 4.47- Interface SAC305/Sn: a) amostra 1, b) amostra 2 e c) amostra 3 (espessura do IMC assinalada com o risco em vermelho).

As três amostras foram posteriormente cortadas e polidas até uma espessura de solda de 0,4 mm, aproximadamente. Observou-se que apesar das condições de arrefecimento serem diferentes, o que realmente influenciou o crescimento dos IMCs foi a temperatura máxima atingida pela solda. É de referir que a velocidade de arrefecimento indicada na tabela representa a velocidade feita desde a temperatura máxima até sensivelmente aos 200°C, e por esta razão os valores não são muito diferentes entre os três testes.

O desfasamento da temperatura máxima não foi propriamente planeado. O objetivo seria variar a velocidade de arrefecimento, no entanto, como o manuseamento do dispositivo após aquecimento até 300°C no forno e a colocação do substrato, fluxo e solda (fora do forno) é feito manualmente, o ciclo térmico foi afetado essencialmente na temperatura a que se colocaram as amostras. Para além disso, as condições exteriores ao forno, isto é, a temperatura ambiente também poderá não ter sido a mesma em todos os testes. No entanto, esta situação vai de encontro aos resultados obtidos nos ensaios de DTA, uma vez que nestes últimos verificou-se que a temperatura máxima do ciclo térmico para a mesma velocidade de aquecimento e arrefecimento influencia consideravelmente o crescimento dos IMCs.

Na Figura 4.48 são apresentados os pontos experimentais obtidos (Φ_n vs $(f/Hz)^{1/2}$). Os pontos são apresentados por diferentes cores e marcadores consoante a amostra. Relembrando, a amostra 1 possui uma espessura de IMC de 7 µm, a amostra 2 uma espessura de 13 µm e a amostra 3 de 18 µm.

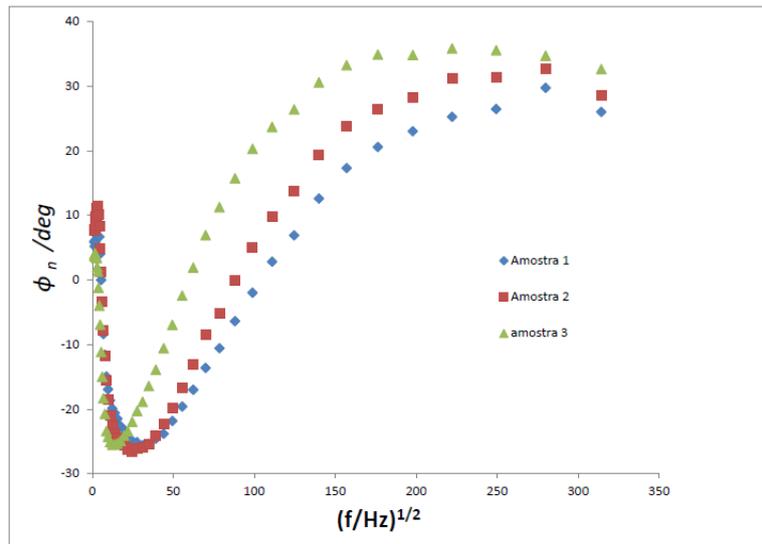


Figura 4.48- Gráfico da fase normalizada em função da raiz quadrada da frequência, resultante da análise às amostras de solda SAC305 em substrato de Sn.

De acordo com a equação 5, é necessária uma frequência de modulação de aproximadamente 80-100 Hz para as ondas térmicas ultrapassarem uma espessura de solda de 0,4 mm, o que quer dizer que o extremo mínimo observado na Figura 4.48 representa o efeito da interface solda/IMC+Cu. Segundo o ajuste feito com base num modelo de duas camadas (Figura 4.49), o valor da razão das efusividades nas três amostras foi aproximadamente de 0,2. A partir das equações 13 e 14 verifica-se que a razão das efusividades depende essencialmente da fase normalizada no extremo. Visto que os extremos mínimos representados correspondem aproximadamente ao mesmo valor de fase, era de esperar que o valor fosse muito semelhante entre os três casos. Por outro lado, considerando os dados do estanho puro, a solda terá uma efusividade de cerca de $9500 \text{ W s}^{1/2} \text{ m}^{-2} \text{ K}^{-1}$, e considerando o cobre como a segunda camada (visto que os IMCs Cu_6Sn_5 são também à base de Cu) a sua efusividade será cerca de $37000 \text{ W s}^{1/2} \text{ m}^{-2} \text{ K}^{-1}$, correspondendo assim a uma razão também de 0,2, aproximadamente. Pode-se concluir assim que o extremo no sinal obtido corresponde ao efeito da interface solda/IMC+Cu.

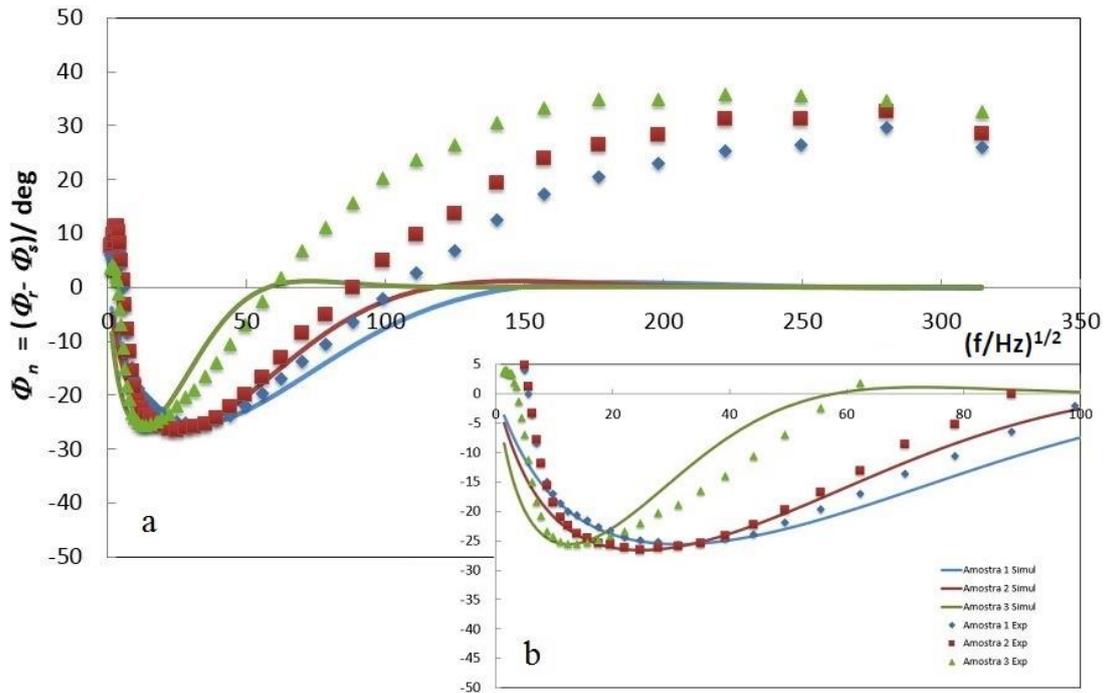


Figura 4.49- Ajuste teórico dos pontos experimentais através de um modelo de duas camadas a) e em destaque para os extremos mínimos b).

Analisando ao gráfico, as amostras revelam um comportamento concordante com o modelo teórico de duas camadas apenas na gama de frequências mais baixas. Para frequências maiores, os valores experimentais deveriam tender para zero segundo a simulação, o que sugere a existência de algum outro efeito das amostras ou algum erro associado à superfície, por exemplo o efeito da rugosidade, que provoca os desvios. Sendo assim, este modelo de duas camadas simplificado não é o melhor ajuste para este sistema nessa gama de frequências, sendo provavelmente necessário incorporar outros fatores como a rugosidade superficial [81] e a semitransparência das amostras na gama do infravermelho [65].

Pela Figura 4.49b, observa-se também que na região de frequências de modulação entre $0 < (f/\text{Hz})^{1/2} < 10$ existem desvios entre os valores medidos e as simulações geradas pelo modelo. Estes desvios ocorrem devido ao aquecimento inicial do laser que provoca a propagação tridimensional da onda térmica quando o comprimento de difusão é grande quando comparado com o diâmetro do ponto de aquecimento do laser [64].

Contudo, qualitativamente é possível retirar algumas conclusões. No que diz respeito ao perfil dos pontos experimentais, observa-se que a amostra 3 destaca-se das restantes amostras, na medida em que a curva aparece claramente mais à esquerda. À partida, este efeito no

comportamento térmico está relacionado não só com a diferença de espessuras da camada intermetálica mas também com a microestrutura da própria solda. Visto que as amostras foram produzidas através de condições de processo distintas (temperatura máxima, arrefecimento, etc.) a morfologia da solda é diferente em cada caso, originando um perfil térmico também diferente. Esta diferença no comportamento térmico das três amostras pode ser também confirmada pela Figura 4.50 onde está representado o gráfico da amplitude normalizada em função da raiz quadrada da frequência.

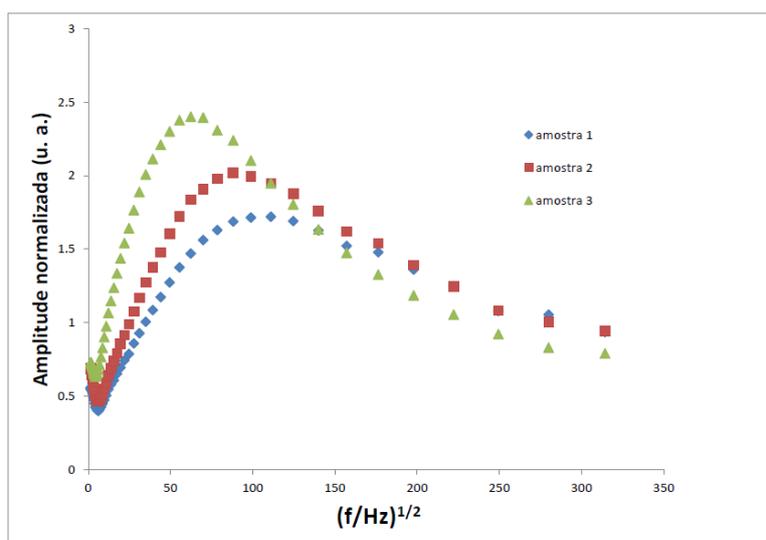


Figura 4.50- Gráfico da amplitude normalizada em função da raiz quadrada da frequência, resultante da análise às amostras de solda SAC305 em substrato de Sn.

O facto da curva correspondente à amostra 3 apresentar-se mais à esquerda, indica, à partida, que esta será a menos condutora. Esta conclusão pode ser confirmada por um modelo de simulação gerado com base num sistema de duas camadas, que é apresentado no anexo H, onde se verifica que quando o extremo ocorre para o mesmo valor de fase e se faz variar a difusividade, quanto mais à esquerda a curva se apresenta menor é o valor da difusividade. Visto que a difusividade está diretamente relacionada com a condutividade térmica (equação 4), pode-se afirmar que quanto maior for a espessura de IMC menor será a condutividade térmica da amostra.

CONCLUSÕES E TRABALHO FUTURO

A realização deste projeto permitiu compreender melhor os fenómenos envolvidos nos processos de soldadura de componentes eletrónicos numa PCI. O foco principal do trabalho foi a caracterização das juntas de soldadura, isto é, o estudo das soldas SAC305 e SAC405 e a análise dos mecanismos de reação envolvidos nas juntas. Através das técnicas de caracterização utilizadas foi possível retirar várias informações sobre a reatividade solda/substrato, sobre a molhabilidade da solda em diferentes substratos e sobre o processo de distribuição/dissipação do calor em sistemas deste tipo.

Visto que existe ainda pouca bibliografia relacionada com este tema, a realização do trabalho experimental permitiu obter resultados bastante interessantes e úteis para a modelação dos processos de soldadura, na medida em que permitiu consolidar e perceber melhor o comportamento das soldas mediante diferentes condições de processo e possibilitou a aquisição de informação sobre as propriedades metalúrgicas das soldas.

Neste sentido podem ser retiradas algumas conclusões finais acerca da reatividade, da molhabilidade e das propriedades térmicas das soldas referidas.

Em termos de reatividade pode-se concluir que:

- Relativamente às soldas SAC305 e SAC405, diferentes velocidades de aquecimento e arrefecimento afetam os mecanismos de solidificação (nucleação e crescimento da fase sólida) evidenciando-se numa microestrutura distinta para cada caso;
- A solda SAC405 (sem a utilização de substrato) é mais propícia à formação de compostos Cu_6Sn_5 quando comparada com a solda SAC305;
- A temperatura máxima num ciclo térmico é mais influente no aumento dos IMCs do que o tempo de estágio feito à mesma temperatura máxima;
- As duas soldas apresentam um aumento significativo de IMC-I com o aumento da temperatura máxima do ciclo térmico, em todos os substratos;
- A camada IMC-I, em média, é maior nos substratos de OSP tanto com a solda SAC305 como com a pasta de solda SAC405;
- Os compostos intermetálicos da camada mais fina (IMC-II) evolui igualmente com o aumento da temperatura máxima do ciclo térmico, no entanto de forma menos acentuada;
- A reação da solda SAC305 e SAC405 em substrato de NiAu forma um maior IMC-II comparativamente com os substratos de Sn e OSP;
- A composição dos IMCs foi confirmada através da análise química (EDS) como sendo a que existe na literatura, excetuando a composição do composto IMC-II em substrato de NiAu;
- Embora a análise aos defeitos da solda tenha sido apenas qualitativa, pode-se concluir que se formam poros de maior dimensão em substrato de Sn.

Relativamente à molhabilidade as conclusões que se podem retirar são:

- O processo de caracterização da molhabilidade é relativamente complicado, na medida em que o estanho forma uma forte película de oxidação quando é aquecido até ao estado líquido;

- De um modo geral, a molhabilidade da solda é melhor nos substratos de NiAu e OSP, tanto em atmosfera de alto vácuo ou atmosfera inerte, uma vez que nestes substratos obtiveram-se menores ângulos de contacto;
- Nas duas atmosferas a solda SAC405 apresenta ângulos de contacto menores, ou seja, uma melhor molhabilidade quando comparado com a solda SAC305. A razão principal na obtenção resultados é o facto do fluxo ser incorporado na própria solda e prevenir a oxidação da mesma, traduzindo-se assim numa melhor capacidade da solda espalhar no substrato;
- Nas duas soldas e em atmosfera de azoto, o ângulo de contacto mais baixo é obtido nas PCIs com acabamento do *pad* em NiAu, correspondendo a uma melhor molhabilidade neste substrato.

Por último, sobre as propriedades térmicas estudadas pode-se concluir que:

- A dissipação do calor numa PCI será maioritariamente dominada pela camada do material isolante (FR4), por isso, na modelação térmica dos processos de soldadura faz sentido utilizar o valor da condutividade térmica do FR4 como valor global;
- Quanto à adição de *layers* de Cu no interior da placa, o mais correto e aproximado da realidade será possivelmente utilizar um modelo que considere um sistema anisotrópico com uma condutividade térmica no sentido perpendicular que será dominada pelo FR4 e pouco dependente das camadas de Cu, e outra condutividade térmica no plano (horizontal) que terá uma contribuição grande do Cu mas que será mais baixa que a condutividade teórica do Cu;
- A difusividade da solda SAC305 é de $4,7 \times 10^{-5} \text{ m}^2 / \text{s}$, sendo este um valor aceitável já que o estanho puro tem $4 \times 10^{-5} \text{ m}^2 / \text{s}$;
- A microestrutura da solda e a espessura de IMC afetam o perfil térmico da junta de soldadura. Quanto maior for a espessura de IMC menor será a condutividade térmica da amostra.

5.1. TRABALHO FUTURO

A complexidade e especificidade dos processos de soldadura, aliados à pouca bibliografia existente sobre o uso de soldas sem chumbo, traduz-se na necessidade de se aprofundar o conhecimento neste campo. Em particular sobre as juntas de soldadura, os estudos realizados neste projeto levam à necessidade de realização de novos testes no sentido de se consolidar os fenómenos envolvidos neste tema. Estes estudos caminham no sentido de posteriormente serem aplicados para otimizar os processos de soldadura. Desta forma, sugere-se que no futuro sejam desenvolvidos os seguintes pontos:

- Realizar novos ensaios de DTA com ciclos térmicos diferentes, nomeadamente, tempos de estágio mais curtos com o intuito de se aproximar aos ciclos utilizados na soldadura;
- Dar continuidade ao estudo das propriedades térmicas utilizando outras variáveis de análise (diferentes substratos, espessura de IMC, defeitos na interface, ciclos térmicos, etc.);
- Estudar as propriedades elétricas das soldas e de amostras produzidas em condições semelhantes às usadas pela empresa (atividade em curso);
- Determinar a viscosidade das soldas.

REFERÊNCIAS

- [1] L. Ribas, M. Barbosa e M. Peixoto, “Critical knowledge on PCB,” Bosch, Braga, 2014.
- [2] R. S. Khandpur, Printed Circuit Boards - Design, Fabrication, Assembly and Testing, Tata McGraw-Hill, 2005.
- [3] N.-C. Lee, Reflow Soldering Processes and Troubleshooting: SMT, BGA, CSP and Flip Chip Technologies, Newnes, 2002.
- [4] I. Corporation, “Indium Corporation Blogs,” , [Online]. Available: <http://blogs.indium.com/blog/ed-briggs/profiling-basics-reflow-phases>. [Acedido em 3 Setembro 2014].
- [5] [Online]. Available: http://www.puiaudio.com/images/reflow_profile.jpg. [Acedido em 5 Outubro 2014].
- [6] M. Liukkonen, E. Havia e H. L. e. Y. Hiltunen, “Application of self-organizing maps in analysis of wave soldering process,” vol. 36, 2009.
- [7] H. M. e. J. C. Suhling, “A review of mechanical properties of lead-free solders for electronic packaging,” *Journal of Materials Science*, 2009.
- [8] Soldertec, “European Lead-free Technology Roadmap,” 2002.
- [9] K. Suganuma, Lead-Free Soldering in Electronics- Science, Technology and Environmental Impact, 2004.
- [10] “Sunstone Circuits,” 2014. [Online]. Available: <http://www.sunstone.com/pcb-capabilities/pcb-manufacturing-capabilities/pcb-materials/fr-4-370-hr>. [Acedido em 5 Outubro 2014].
- [11] S. C. Thierauf, High-speed Circuit Board Signal Integrity, Artech House, Inc, 2004.
- [12] R. Sanapala, “Characterization of FR-4 Printed Circuit Board Laminates Before and After Exposure to Lead-Free Soldering Conditions,” 2008.
- [13] M. Le-Magda, E. Dargent, B. Youssef, A. Guillet, J. Idrac e J.-M. Saiter, “Thermal Properties Evolution of PCB FR4 Epoxy Composites for Mechatronic During Very Long Ageing,” *Macromolecular Symposia*, 2012.
- [14] C. Schroeder, Printed Circuit Board Design Using AutoCAD, The EDN series for design engineers, 1998.
- [15] [Online]. Available: http://www.wps.co.uk/dyn/_mainads//throughhole-WPS-094.jpg. [Acedido em 23 Outubro 2014].
- [16] [Online]. Available: <http://info.zentech.com/Portals/165279/images/smt%20production.jpg>. [Acedido em 23 Outubro 2014].
- [17] [Online]. Available: <http://www.pcb sourcing.com/Business/igp.html>. [Acedido em 23 Outubro 2014].

- [18] J. J. Sundelin, S. T. Nurmi, T. K. Lepisto e E. O. Ristolainen, “Mechanical and microstructural properties of SnAgCu solder joints,” 2006.
- [19] Epec, 2014. [Online]. Available: <http://www.epectec.com/articles/pcb-surface-finish-advantages-and-disadvantages.html>. [Acedido em 15 10 2014].
- [20] “PCB sourcing,” 2010. [Online]. Available: <http://www.pcbsourcing.com/Business/itp.html>. [Acedido em 3 Outubro 2014].
- [21] P. Tu, Y. Chan e K. H. a. J. Lai, “Growth kinetics of intermetallic compounds in chip scale package solder joint,” *Scripta materialia*, 2001.
- [22] J. Liang¹, N. Dariavach e P. C. e. D. Shangguan, “Metallurgy and Kinetics of Liquid–Solid Interfacial Reaction during Lead-Free Soldering,” *Materials Transactions*, vol. 47, 2006.
- [23] L. C. Tsao, “Suppressing effect of 0.5 wt.% nano-TiO₂ addition into Sn-3.5Ag-0.5Cu solder alloy on the intermetallic growth with Cu substrate during isothermal aging,” *Journal of Alloys and Compounds*, 2011.
- [24] “Phase Diagrams & Computational Thermodynamics,” [Online]. Available: <http://www.metallurgy.nist.gov/phase/solder/solder.html>. [Acedido em 25 Junho 2014].
- [25] M. F. Arenas e V. L. Acoff, “Contact Angle Measurements of Sn-Ag and Sn-Cu Lead-Free Solders on Copper Substrates,” vol. 33, 2004.
- [26] L. Tsao, C. Chu e S. Peng, “Study of interfacial reactions between Sn_{3.5}Ag_{0.5}Cu composite alloys and Cu substrate,” 2011.
- [27] “Intermetallics in Solder Joints,” [Online]. Available: <http://www.semlab.com/IntermetallicsinSolderJoints.pdf>. [Acedido em Março 2014].
- [28] Y.-W. Yen, Y.-C. Chiang, C.-C. Jao, D.-W. Liaw e S.-c. L. e. C. Lee, “Interfacial reactions and mechanical properties between Sn–4.0Ag–0.5Cu and Sn–4.0Ag–0.5Cu–0.05Ni–0.01Ge lead-free solders with the Au/Ni/Cu substrate,” *Journal of Alloys and Compounds*, 2011.
- [29] S.-Y. Chang, Y.-C. Huang e Y.-M. Lin, “Mechanical property and fracture behavior characterizations of 96.5 Sn–3.0 Ag–0.5 Cu solder joints,” *Journal of Alloys and Compounds*, vol. 490, 2010.
- [30] C. Chan, K. Tong e R. Kwok, “Intermetallic compound formation and solderability for immersion tin,” *Circuit world*, vol. 32, 2006.
- [31] 2008. [Online]. Available: <http://www.flemingptc.co.uk/our-services/dsc-tga/>. [Acedido em 2 Maio 2014].
- [32] 2014. [Online]. Available: <http://www.eag.com/mc/thermogravimetric-differential-thermal-analysis.html>. [Acedido em Maio 2014].
- [33] “Functional principle of a heat-flux DSC,” [Online]. Available: <http://www.netzsch-thermal-analysis.com/en/landing-pages/principle-of-a-heat-flux-dsc.html>. [Acedido em Maio 2014].

- [34] “What Is the Difference Between DSC and DTA?,” [Online]. Available: <http://www.netzsch-thermal-analysis.com/en/landing-pages/differences-between-dsc-and-dta.html>. [Acedido em 2014 Maio].
- [35] “NETZSCH,” [Online]. Available: http://holding.netzschcdn.com/uploads/pics/Messzelle_600_01.png?1381911611. [Acedido em 15 Junho 2014].
- [36] A. J. G.-R. e. D. Bell, *Energy-Dispersive X-Ray Analysis in the Electron Microscope*, Taylor & Francis e-Library, 2005.
- [37] L. Boinovich e A. Emelyanenko, “Wetting and surface forces,” *Advances in Colloid and Interface Science*, vol. 165, nº 2, 2011.
- [38] V. López e A. Kennedy, “Flux-assisted wetting and spreading of Al on TiC,” *Journal of Colloid and Interface Science*, vol. 298, 2006.
- [39] Satyanarayan e K. Prabhu, “Reactive wetting, evolution of interfacial and bulk IMCs and their effect on mechanical properties of eutectic Sn–Cu solder alloy,” *Advances in Colloid and Interface Science*, vol. 166, 2011.
- [40] N. Eustathopoulos e M. G. N. a. B. Drevet, *Wettability at High Temperatures*, Boston: Pergamon, 1999.
- [41] J. Warren, W. Boettinger e A. Roosen, “Modeling reactive wetting,” *Acta Materialia*, vol. 46, 1998.
- [42] S. Amore, E. Ricci, G. Borzone e R. Novakovic, “Wetting behaviour of lead-free Sn-based alloys on Cu and Ni substrates,” *Materials Science and Engineering: A*, vol. 495, 2008.
- [43] L. Zang, Z. Yuan, Y. Zhu, B. Xu, H. Matsuura e F. Tsukihashi, “Spreading process and interfacial characteristic of Sn–17Bi–0.5Cu/Ni at temperatures ranging from 523 K to 673 K,” *Colloids and Surfaces A: Physicochemical and Engineering Aspects*, 2012.
- [44] G. Kumar e K. N. Prabhu, “Review of non-reactive and reactive wetting of liquids on surfaces,” *Advances in Colloid and Interface Science*, 2007.
- [45] Selvaduray, M. Abteu e Guna, “Lead-free Solders in Microelectronics,” *Materials Science and Engineering*, 2000.
- [46] L. Zang, Z. Yuan, H. Xu e B. Xu, “Wetting process and interfacial characteristic of Sn–3.0Ag–0.5Cu on different substrates at temperatures ranging from 503K to 673K,” *Applied Surface Science*, vol. 257, 2011.
- [47] Y. Yuan e T. R. Lee, “Contact Angle and Wetting Properties,” em *Surface Science Techniques*, Springer, 2013, pp. 3-34.
- [48] L. Zang, Z. Yuan, H. Zhao e X. Zhang, “Wettability of molten Sn–Bi–Cu solder on Cu substrate,” *Materials Letters*, vol. 63, 2009.
- [49] L. H. A. Monteiro, *Sistemas Dinâmicos*, São Paulo: Livraria da Física, 2006.

- [50] I. Egry, E. Ricci e R. N. e. S. Ozawa, “Surface tension of liquid metals and alloys — Recent developments,” *Advances in Colloid and Interface Science*, 2010.
- [51] J. Drelich, C. Fang e C. White, “Measurement of interfacial tension in fluid-fluid systems,” *Encyclopedia of Surface and Colloid Science*, 2002.
- [52] U. o. H. a. Manoa, “Laboratory of Biocolloids and Biointerfaces,” 2009. [Online]. Available: <http://www2.hawaii.edu/~yzuo/research3-methodology.html>. [Acedido em 2014 Julho 27].
- [53] K. Suganuma, “Advances in lead-free electronics soldering,” *Current Opinion in Solid State and Materials Science*, 2001.
- [54] Y.-H. Wang, M. R. Howlader, K. Nishida e T. K. a. T. Suga, “Study on Sn–Ag Oxidation and Feasibility of Room Temperature Bonding of Sn–Ag–Cu Solder,” *Materials Transactions*, vol. 46, 2005.
- [55] C. C. Dong, A. Schwarz e D. V. Roth, *Effects of Atmosphere Composition on Soldering Performance of Lead-free Alternatives*, U.S.A.: Air Products and Chemicals, Inc., 2010.
- [56] A. J. Chapman, *Heat Transfer*, New York: Maxwell MacMillan International Editions, 1984.
- [57] “NETZSCH,” [Online]. Available: <http://www.netzsch-thermal-analysis.com/pt/landing-pages/determinacao-da-difusividade-termica-e-da-condutividade-termica/definicao-de-condutividade-termica.html>. [Acedido em 15 Setembro 2014].
- [58] A. Mihai, “Modulated IR Radiometry as a tool to determine the thermal properties of thin films and to control their thickness,” 2011.
- [59] A. J. Chapman, *Fundamentals of Heat Transfer*, New York: Macmillan Publishing Company, 1987.
- [60] U. o. Cambridge, “DoITPoMS,” 2013. [Online]. Available: http://www.doitpoms.ac.uk/tlplib/thermal_electrical/metal_thermal.php. [Acedido em 24 Outubro 2014].
- [61] T. M. Tritt, *Thermal Conductivity: Theory, Properties, and Applications*, New York: Kluwer Academic/Plenum Publishers, 2004.
- [62] A. Bejan, *Heat Transfer*, New York: John Wiley & Sons, Inc., 1993.
- [63] D. P. A. a. P. Patel, *Photothermal Science and Techniques*, Chapman & Hall, 1996.
- [64] A. Fernandes, “Desenvolvimento de filmes finos de TiCxOy,” Universidade do Minho, 2011.
- [65] J. Gibkes, F. Vaz, A. Fernandes, P. Carvalho, F. Macedo, R. T. F. Jr., P. Kijamnajsuk e J. P. a. B. K. Bein, “Control of Multifunctional Pxy carbide and Pxy nitride Thin Films by Modulated IR Radiometry,” *Journal of Physics D: Applied Physics*, vol. 43, 2010.

- [66] J. L. N. Fotsing, J. Gibkes, J. Pelzl e B. K. Bein, "Extremum method: Inverse solution of the two-layer thermal wave problem," vol. 98, 2005.
- [67] F. Macedo, F. Vaz, M. Torrell, R. T. F. Jr, A. Cavaleiro, N. P. Barradas, E. Alves e K. H. J. a. B. K. Bein, "TiO₂ coatings with Au nanoparticles analysed by photothermal IR radiometry," vol. 45, 2012.
- [68] "NETZSCH," [Online]. Available: <http://www.netzsch-thermal-analysis.com/pt/landing-pages/determinacao-da-difusividade-termica-e-da-condutividade-termica/definicao-de-difusividade-termica.html>. [Acedido em 17 Setembro 2014].
- [69] C. A. Bennett e R. R. Patty, "Thermal wave interferometry: a potential application of the photoacoustic effect," *Applied Optics*, 1982.
- [70] K. Junge, J. N. Fotsing, A. Haj-Daoud, J. Gibkes, R. Meckenstock e J. P. a. B. Bein, "Multi-layer structures described with the help of the superposition of two-layer solutions," *The European Physical Journal Special Topics*, 2008.
- [71] K. Kim, S. Huh e K. Suganuma, "Effects of intermetallic compounds on properties of Sn–Ag–Cu lead-free soldered joints," vol. 352, 2003.
- [72] D. Soares, C. Vilarinho, J. Barbosa, F. Samuel e L. T. a. P. Bré, "Effect of trace elements on the interface reactions between two lead-free solders and copper or nickel substrates," *Journal of Mining and Metallurgy*, pp. 131-139, 2007.
- [73] V. J. G. Laye e P. G., "Differential Thermal Analysis and Differential Scanning Calorimetry," em *Thermal Analysis- Techniques & Applications*, E.L. Charsley and S. B. Warrington, 1992, pp. 17-30.
- [74] C. Zou, Y. Gao e B. Y. e. Q. Zhai, "Melting and solidification properties of the nanoparticles of Sn_{3.0}Ag_{0.5}Cu lead-free solder alloy," *Materials Characterization*, vol. 61, 2010.
- [75] Y. Gao, E. Zhuravlev, C. Zou, B. Yang e Q. Z. e. C. Schick, "Calorimetric measurements of undercooling in single micron sized SnAgCu particles in a wide range of cooling rates," *Thermochimica Acta*, 2009.
- [76] K.-s. W. a. S.-w. C. Yu-chih Huang, "Size and substrate effects upon undercooling of Pb-free solders," vol. 39, 2009.
- [77] P. Protsenko, A. Terlain, V. Traskine e N. Eustathopoulos, "The role of intermetallics in wetting in metallic systems," *Scripta Materialia*, vol. 45, 2001.
- [78] T. Hetschel, K.-J. Wolter e F. Phillipp, "Wettability Effects of Immersion Tin Final Finishes with Lead Free Solder," em *2nd Electronics Systemintegration Technology Conference*, 2008.
- [79] N. Sobczak, A. Kudyba, R. Nowak, W. Radziwill e K. Pietrzak, "Factors affecting wettability and bond strength of solder joint couples," vol. 79, 2007.
- [80] S. C. Kang, C. Kim, J. Muncy, M. Schmidt, S. Lee e D. Baldwin, "Wetting Dynamics of Eutectic and Lead-Free Solders with Various Reflow Conditions and Surface Finish Metallizations," 2005.

- [81] H. G. Walther, "Surface roughness influence on photothermal radiometry," *Applied Surface Science*, vol. 193, 2002.
- [82] A. Kroupa, Handbook of high-temperature Lead-free solders: Group Project Reports, COST, 2010.
- [83] C. Schmetterer, H. Ipser e J. Pearce, Handbook of Properties of SAC Solders and Joints, COST, 2008.
- [84] A. Watson, Handbook of High-temperature Lead-free solders: Material Properties, COST, 2012.
- [85] W. J. Plumbridge, R. J. Matela e A. Westwater, Structural Integrity and Reliability in Electronics - Enhancing Performance in a lead-free Environment, Kluwer Academic Publishers, 2003.
- [86] [Online]. Available:
http://www.fisica.ufmg.br/~labexp/roteirosPDF/Tensao_Superficial.pdf.
[Acedido em 2014 Setembro 28].
- [87] J. Gibkes e F. Vaz, "Analysis of multifunctional oxycarbide and oxynitride thin films by modulated IR radiometry," *Journal of physics D: Applied physics*, vol. 43, 2010.
- [88] Y.-c. Huang, K.-s. W. Chen e Sinn-wen, "Size and substrate effects upon undercooling of Pb-free solders," vol. 39, 2009.

ANEXO A

PROPRIEDADES FÍSICAS DAS SOLDAS SAC305 E SAC405

Os dados indicados na tabela foram retirados das bibliografias [82, 83, 84, 85].

| Composição da solda (% peso) | 100 % Sn | Cobre | 60%Sn40%Pb | Sn3,5Ag | SAC 305 | SAC 405 |
|---|--|-----------------------|--|---------------------|--|--|
| Solidus (°C) | 231,9 ($\alpha \rightarrow \beta$ a 13,2 °C) | 1083,2 - 1083,6 °C | 183 | | 217 | 217 |
| Liquidus (°C) | 231,9 | | 188 | 221 | 220 | 219 |
| Densidade (g/cm³) | 7,29 | 8,93 (20°C) | 8,4 (Sn37Pb) 8,520 (Sn40Pb) | 7,5 | 7,4 | 7,4 |
| Variação densidade com a T(°C) | $\rho = 7,37 - 8,2 \times 10^{-4}T$ T(K) | | $\rho = 9,079 + 9,708 \times 10^{-4}T$ | | $\rho = 7,64 - 9,9 \times 10^{-4}T$ (0,9Sn/0,061Ag/0,039Cu) T(K) | |
| Contração na solidificação(%) | 2,7 | | 2,4 | | | |
| CTE (K⁻¹) | $23,5 \times 10^{-6}$ | | $23,9 \times 10^{-6}$ | 30×10^{-6} | 21,9 $\mu\text{m}/\text{m} \cdot ^\circ\text{C}$ (20 – 100°C) | 21,4 $\mu\text{m}/\text{m} \cdot ^\circ\text{C}$ (20 – 100°C) |
| Módulo de Young (N/mm²) | 41,6 | | 29,99 | 44000 | 54000 | 38000 |
| Dureza | 3,9 HB (10kg/5mm/180s) | 50 HV | 16 HV | 14,8 HV | 14,1 HV | 14,9 HV |
| Calor específico (J/kg.K) | 226 | 383 | 150 | | 232 | 236 |
| Calor latente de fusão (J/g) | 59,5 | | 37 | | | |
| Cond. Térmica (W/m.K) | 73,2 | 398,0 | 50 | | 58 | 62 |
| Cond. Eléctrica | 15,6% | | 11,5 % | 14 % | | |

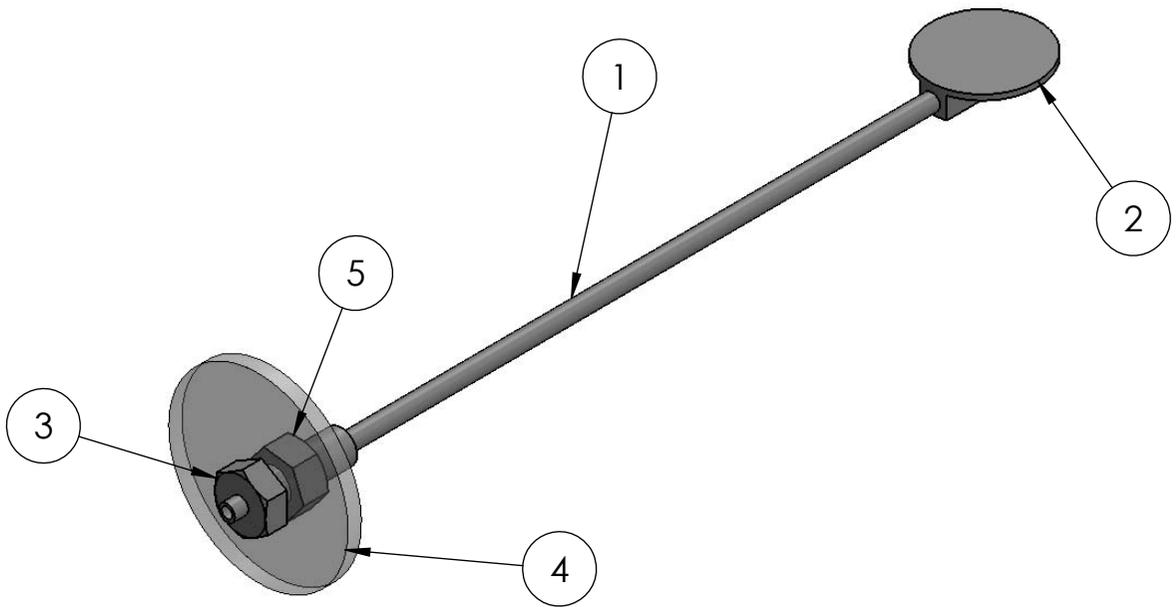
| | | | | | | |
|--|--|----------------------|--------------------------------------|-------|------|------|
| (IACS) | | | | | | |
| Resistividade eléctrica ($\mu\Omega\text{cm}$) | 12,6 | $1,7 \times 10^{-6}$ | 14,99 | 12,31 | 13,2 | 13,2 |
| Viscosidade (Pa.s) | 0,00271 a 232°C 0,00188 a 250°C 0,00166 a 300°C 0,000138 a 400 °C 0,000118 a 500 °C 0,000105 a 600 °C 0,000095 a 700 °C 0,000087 a 800 °C [matweb] | | 0,01682 a 350 °C 0,01235 a 550 °C | | | |
| Tensão superficial (mNm^{-1}) | 548 a 260 °C 529 a 500 °C | | 481 a 260 °C 472 a 500 °C | | | |
| Coefficiente de Poisson | 0,33 | 0,343 | 0,4 a 25 °C (Sn37Pb) | 0,40 | 0,40 | |

ANEXO B

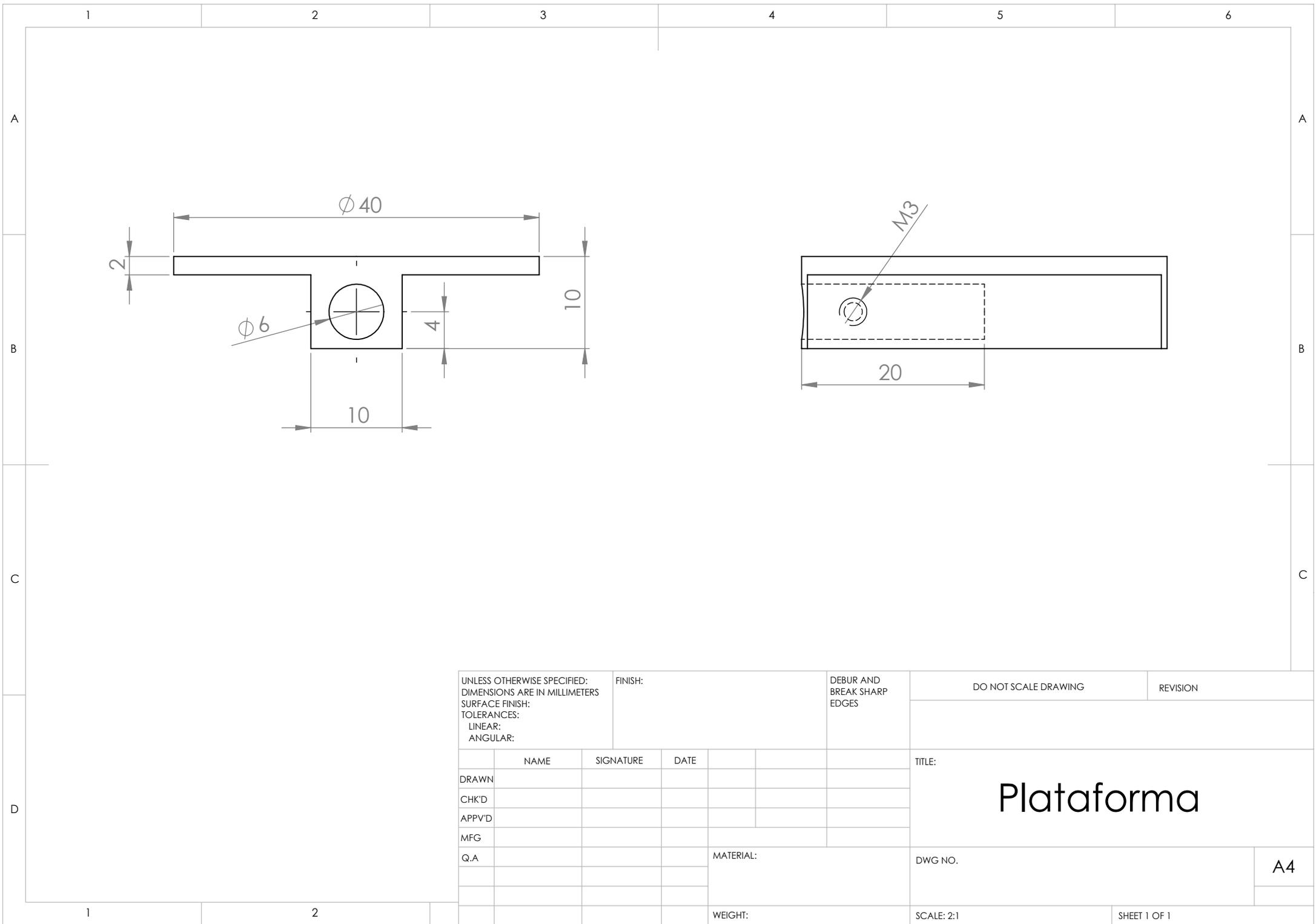
DESENHOS TÉCNICOS - SISTEMA DE ADAPTAÇÃO DA PLATAFORMA E DO TERMOPAR (MOLHABILIDADE)

Neste anexo apresentam-se os desenhos técnicos do sistema de adaptação da plataforma de suporte das amostras e do termopar para os ensaios de molhabilidade.

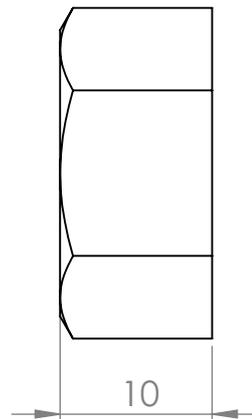
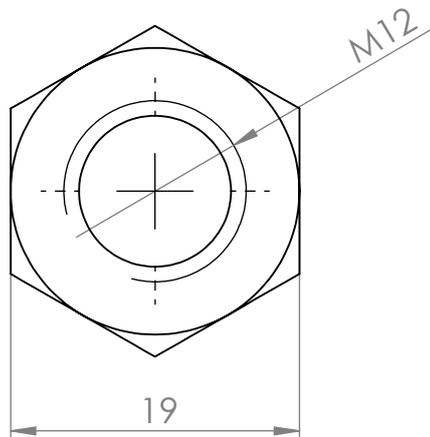
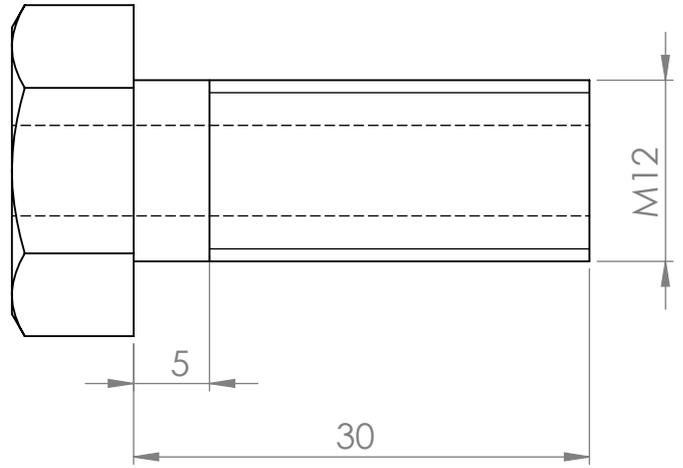
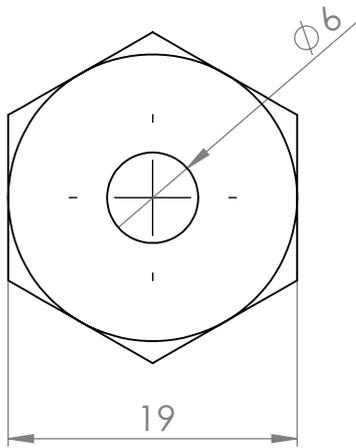
| ITEM NO. | Nome | Material | QTD. |
|----------|--------------|----------------|------|
| 1 | Tubo | Aço Inoxidável | 1 |
| 2 | Plataforma | Aço Inoxidável | 1 |
| 3 | Parafuso M12 | Aço Inoxidável | 1 |
| 4 | Vidro | Vidro | 1 |
| 5 | Porca M12 | Aço Inoxidável | 1 |



| | | | | | | | | | |
|---|--|-----------|--|-----------------------------------|--|---|--|--------------|--|
| UNLESS OTHERWISE SPECIFIED: DIMENSIONS ARE IN MILLIMETERS SURFACE FINISH: TOLERANCES: LINEAR: ANGULAR: | | FINISH: | | DEBUR AND BREAK SHARP EDGES | | DO NOT SCALE DRAWING | | REVISION | |
| DRAWN | | SIGNATURE | | DATE | | TITLE: | | | |
| CHK'D | | | | | | Dispositivo - Sistema de suporte da amostra e termopar | | | |
| APPV'D | | | | | | | | | |
| MFG | | | | | | DWG NO. | | A4 | |
| Q.A | | | | MATERIAL: | | | | | |
| | | | | WEIGHT: | | SCALE: 1:2 | | SHEET 1 OF 1 | |



| | | | | | | | | | | | |
|---|------|-----------|------|---------|-----------|-----------------------------------|--|----------------------|--|----------|--|
| UNLESS OTHERWISE SPECIFIED: DIMENSIONS ARE IN MILLIMETERS SURFACE FINISH: TOLERANCES: LINEAR: ANGULAR: | | | | FINISH: | | DEBUR AND BREAK SHARP EDGES | | DO NOT SCALE DRAWING | | REVISION | |
| | NAME | SIGNATURE | DATE | | | TITLE: <h1>Plataforma</h1> | | | | | |
| DRAWN | | | | | | DWG NO. | | | | | |
| CHK'D | | | | | | | | | | | |
| APPV'D | | | | | | | | | | | |
| MFG | | | | | | | | | | | |
| Q.A | | | | | MATERIAL: | A4 | | | | | |
| | | | | | | | | | | | |
| | | | | | WEIGHT: | SCALE: 2:1 | | SHEET 1 OF 1 | | | |



UNLESS OTHERWISE SPECIFIED:
 DIMENSIONS ARE IN MILLIMETERS
 SURFACE FINISH:
 TOLERANCES:
 LINEAR:
 ANGULAR:

FINISH:

DEBUR AND
 BREAK SHARP
 EDGES

DO NOT SCALE DRAWING

REVISION

| | NAME | SIGNATURE | DATE | | |
|--------|------|-----------|------|-----------|--|
| DRAWN | | | | | |
| CHK'D | | | | | |
| APPV'D | | | | | |
| MFG | | | | | |
| Q.A | | | | MATERIAL: | |
| | | | | | |
| | | | | WEIGHT: | |

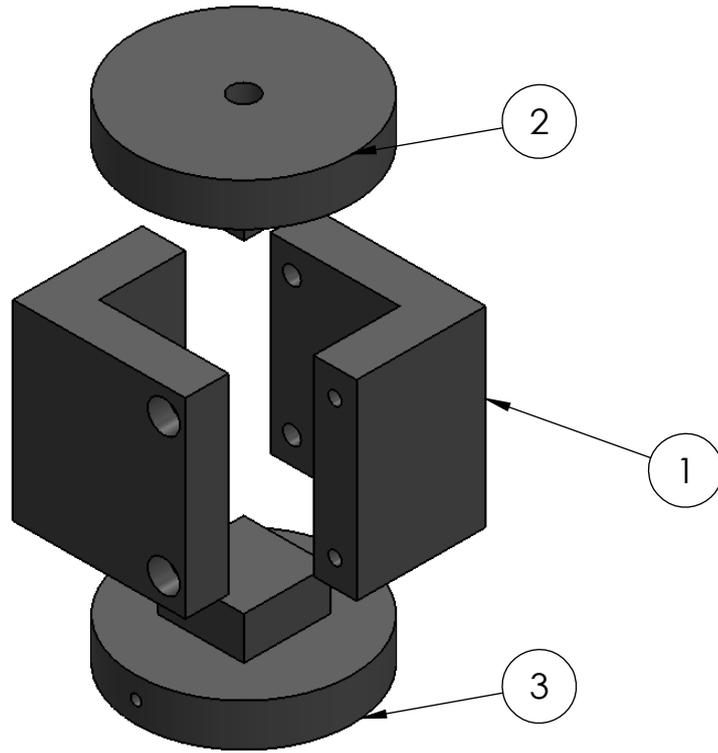
| | |
|--------------|----------------------|
| TITLE: | |
| DWG NO. | Parafuso e Porca M12 |
| SCALE:2:1 | A4 |
| SHEET 1 OF 1 | |

ANEXO C

DESENHOS TÉCNICOS - DISPOSITIVO DAS PROPRIEDADES TÉRMICAS

Neste anexo são apresentados os desenhos técnicos do dispositivo de preparação das amostras para o estudo das propriedades térmicas.

| ITEM NO. | Nome | Material | QTD. |
|----------|------------|----------------|------|
| 1 | Placa em L | Aço Inoxidável | 2 |
| 2 | Topo | Aço Inoxidável | 1 |
| 3 | Base | Aço Inoxidável | 1 |



UNLESS OTHERWISE SPECIFIED:
 DIMENSIONS ARE IN MILLIMETERS
 SURFACE FINISH:
 TOLERANCES:
 LINEAR:
 ANGULAR:

FINISH:

DEBUR AND
 BREAK SHARP
 EDGES

DO NOT SCALE DRAWING

REVISION

| | NAME | SIGNATURE | DATE | | |
|--------|------|-----------|------|-----------|--|
| DRAWN | | | | | |
| CHK'D | | | | | |
| APPV'D | | | | | |
| MFG | | | | | |
| Q.A. | | | | MATERIAL: | |
| | | | | | |
| | | | | WEIGHT: | |

TITLE:

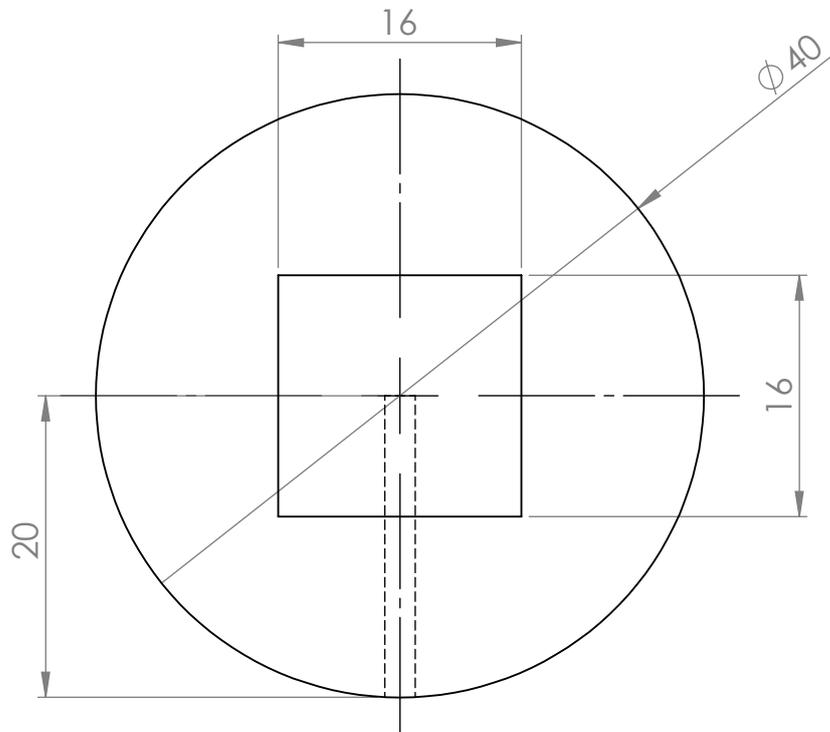
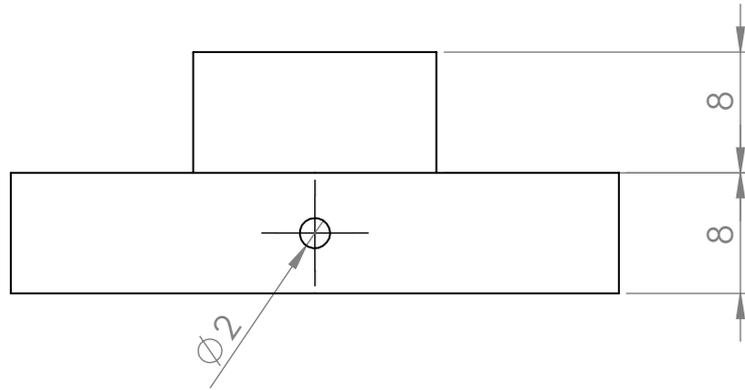
Dispositivo - Propriedades Térmicas

DWG NO.

A4

SCALE:1:1

SHEET 1 OF 1



UNLESS OTHERWISE SPECIFIED:
 DIMENSIONS ARE IN MILLIMETERS
 SURFACE FINISH:
 TOLERANCES:
 LINEAR:
 ANGULAR:

FINISH:

DEBUR AND
 BREAK SHARP
 EDGES

DO NOT SCALE DRAWING

REVISION

| NAME | SIGNATURE | DATE | | | |
|--------|-----------|------|--|--|--|
| DRAWN | | | | | |
| CHK'D | | | | | |
| APPV'D | | | | | |
| MFG | | | | | |
| Q.A | | | | | |
| | | | | | |
| | | | | | |
| | | | | | |
| | | | | | |

| | |
|------------|--------------|
| TITLE: | |
| DWG NO. | Base |
| SCALE: 2:1 | SHEET 1 OF 1 |
| | A4 |

MATERIAL:

DWG NO.

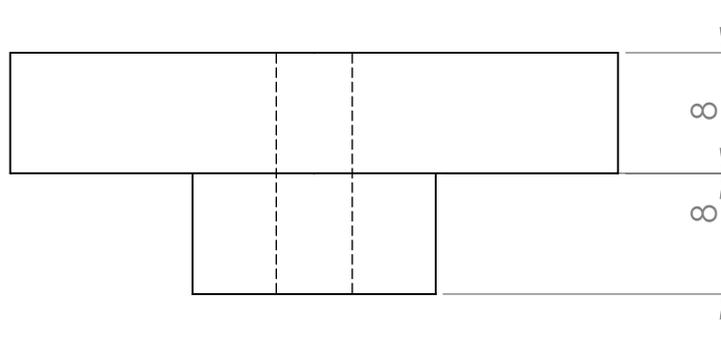
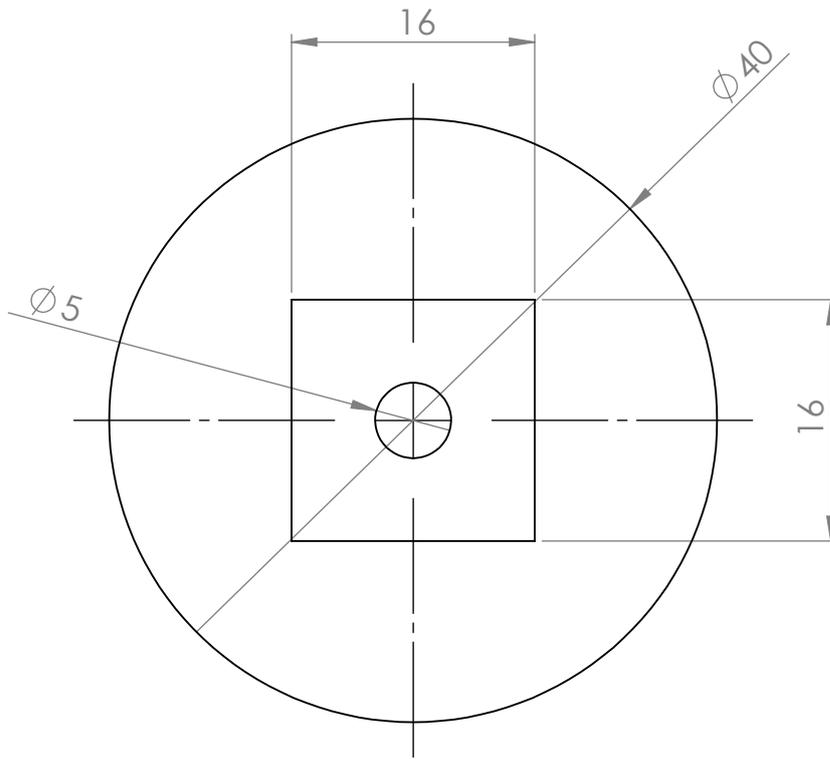
Base

A4

WEIGHT:

SCALE: 2:1

SHEET 1 OF 1



UNLESS OTHERWISE SPECIFIED:
 DIMENSIONS ARE IN MILLIMETERS
 SURFACE FINISH:
 TOLERANCES:
 LINEAR:
 ANGULAR:

FINISH:

DEBUR AND
 BREAK SHARP
 EDGES

DO NOT SCALE DRAWING

REVISION

| | NAME | SIGNATURE | DATE | | |
|--------|------|-----------|------|-----------|--|
| DRAWN | | | | | |
| CHK'D | | | | | |
| APPV'D | | | | | |
| MFG | | | | | |
| Q.A | | | | MATERIAL: | |
| | | | | WEIGHT: | |

TITLE:

DWG NO.

Topo

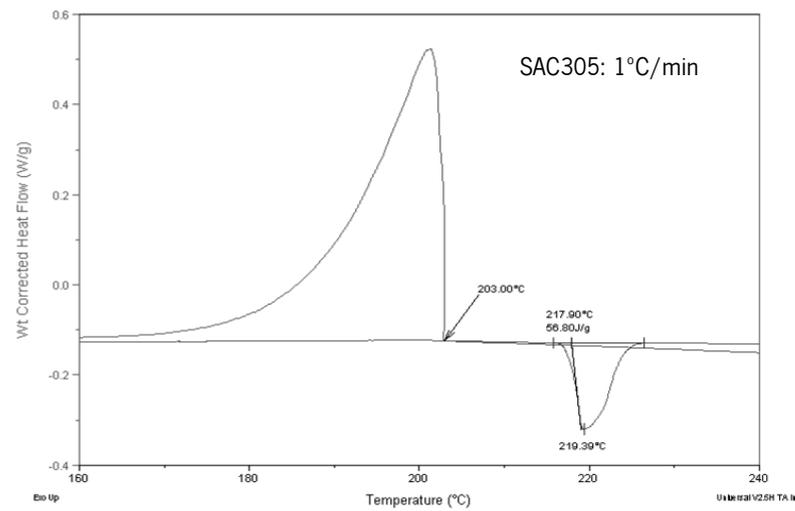
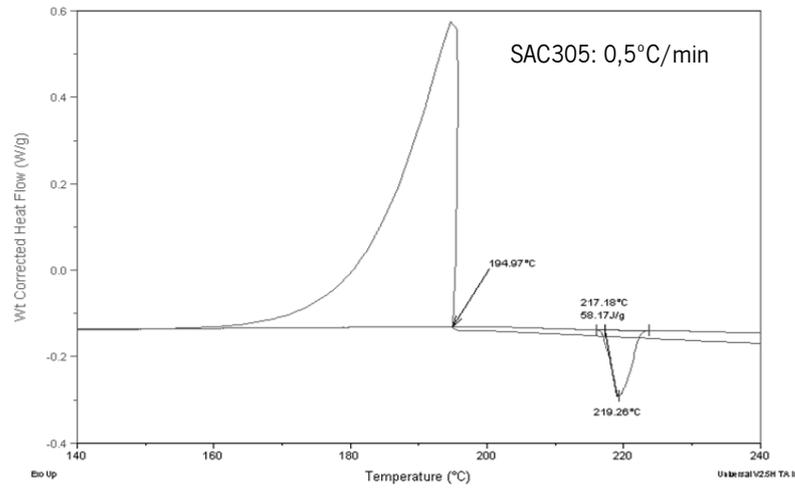
A4

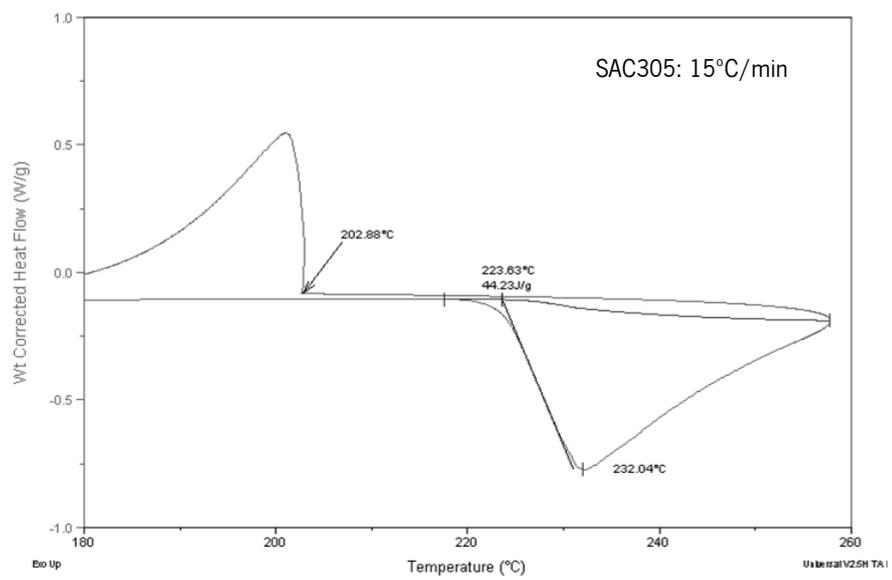
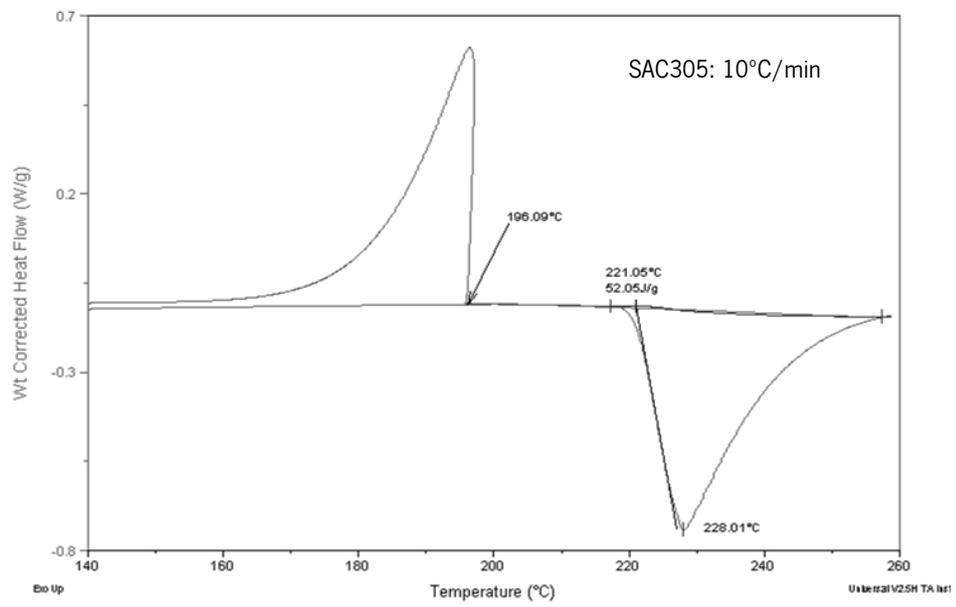
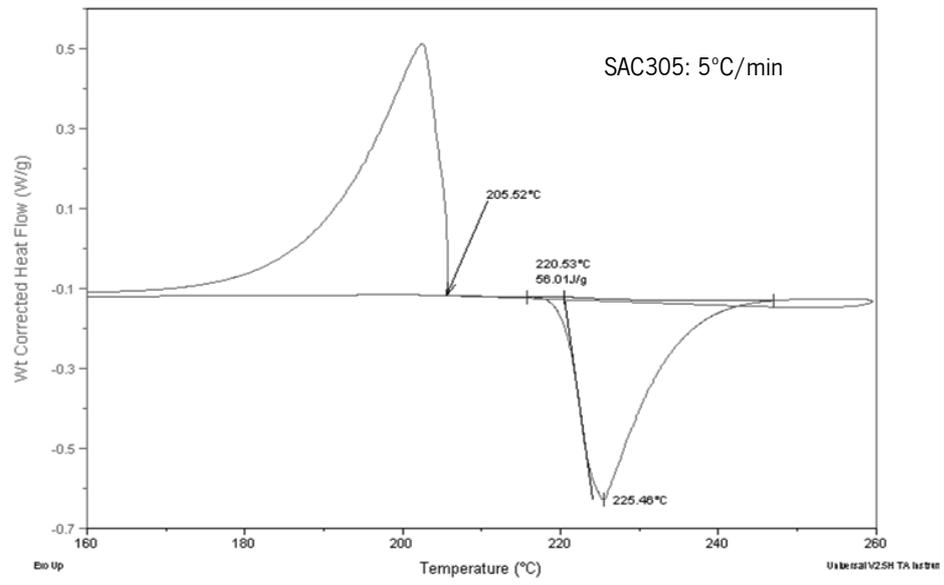
SCALE: 2:1

SHEET 1 OF 1

ANEXO D

CURVAS DE DTA E IMAGENS DA MICROESTRUTURA DA SOLDA SAC305

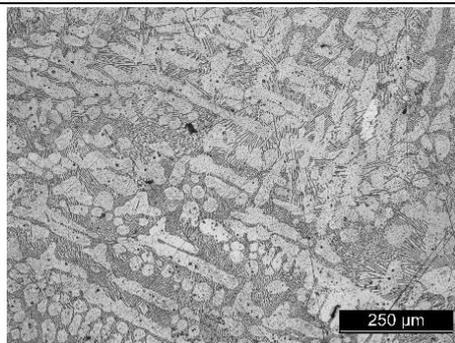
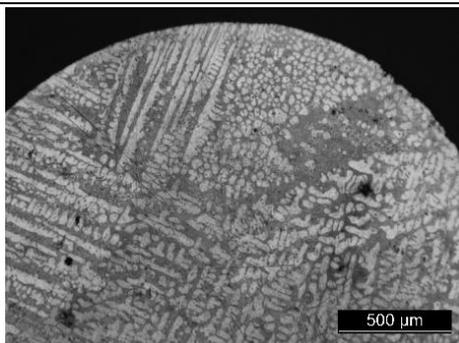




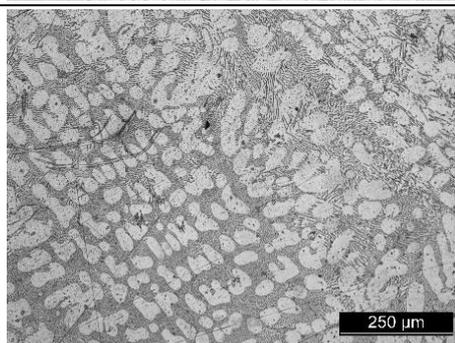
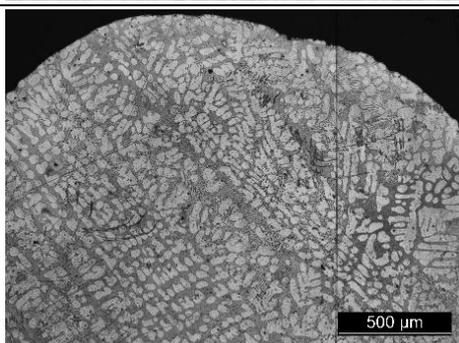
Velocidade de aquecimento

Microestrutura solda SAC305

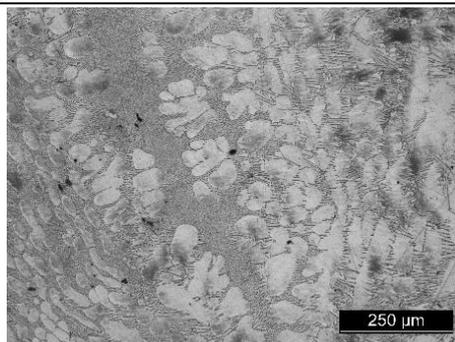
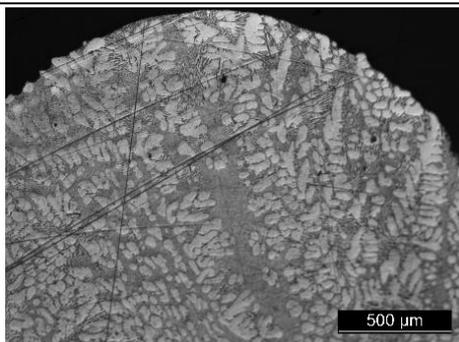
0,5°C/min



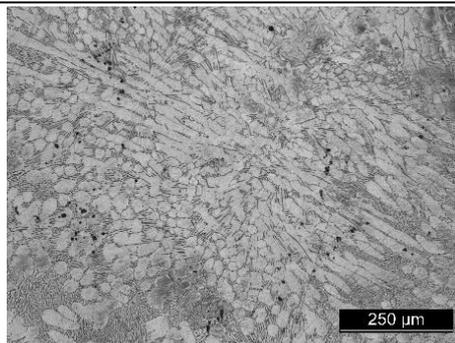
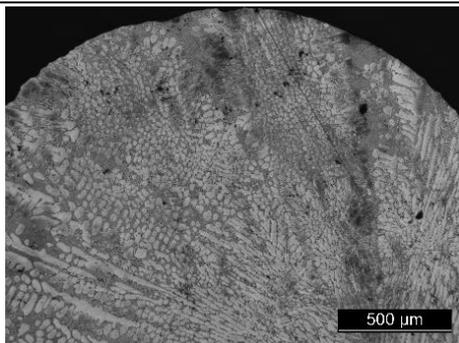
1°C/min



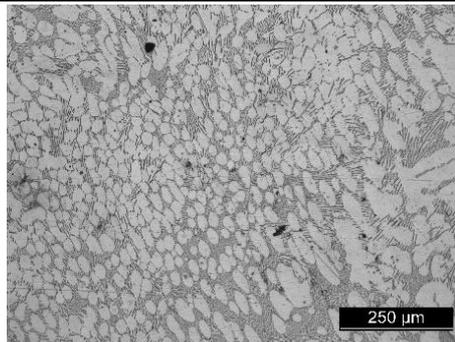
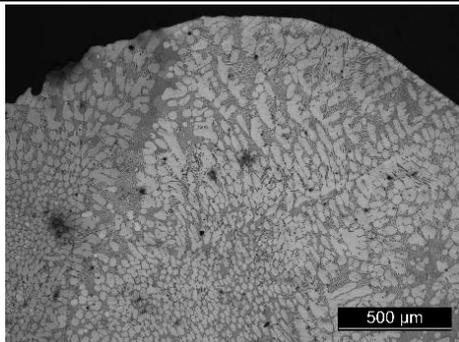
5°C/min



10°C/min

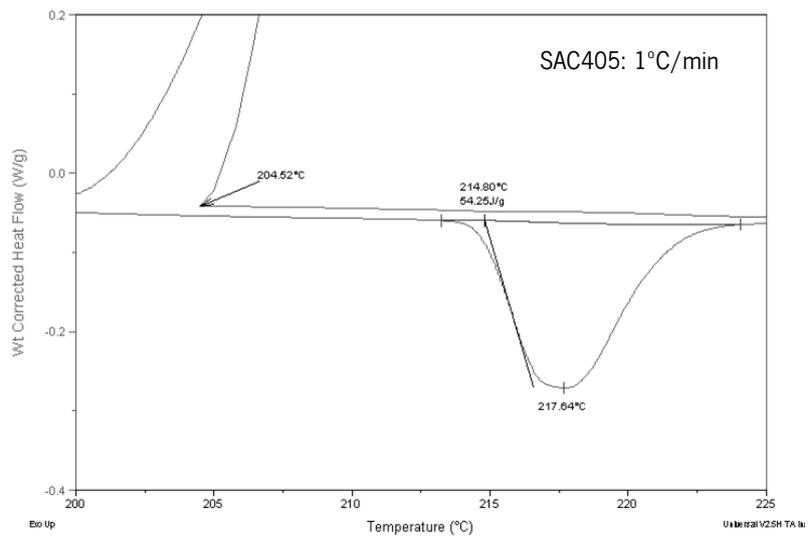
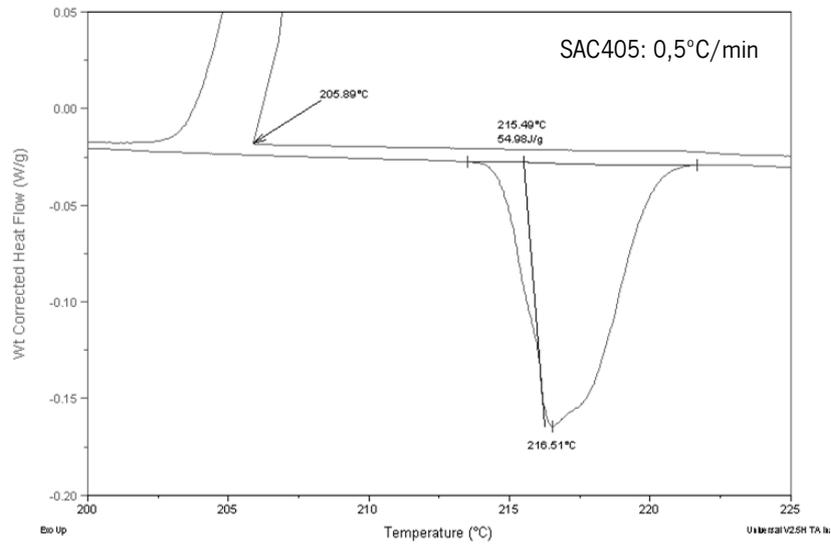


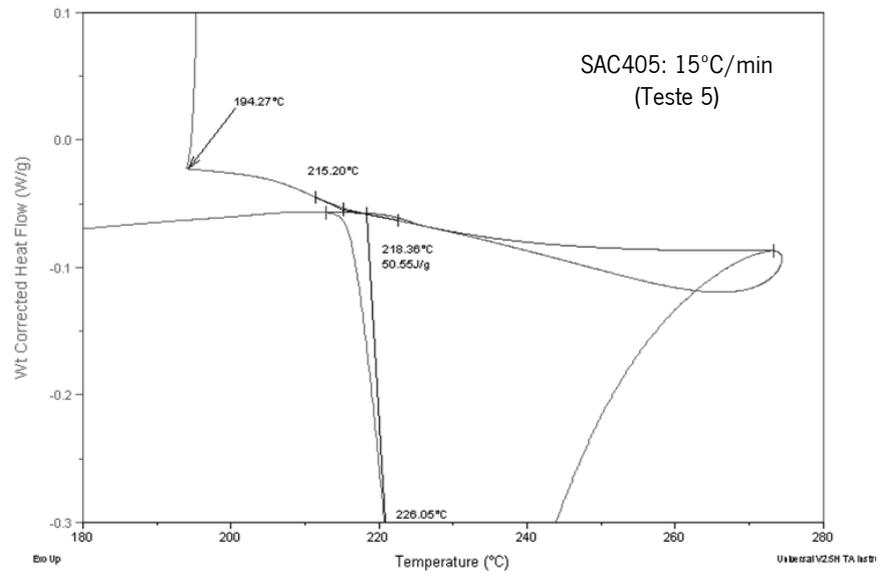
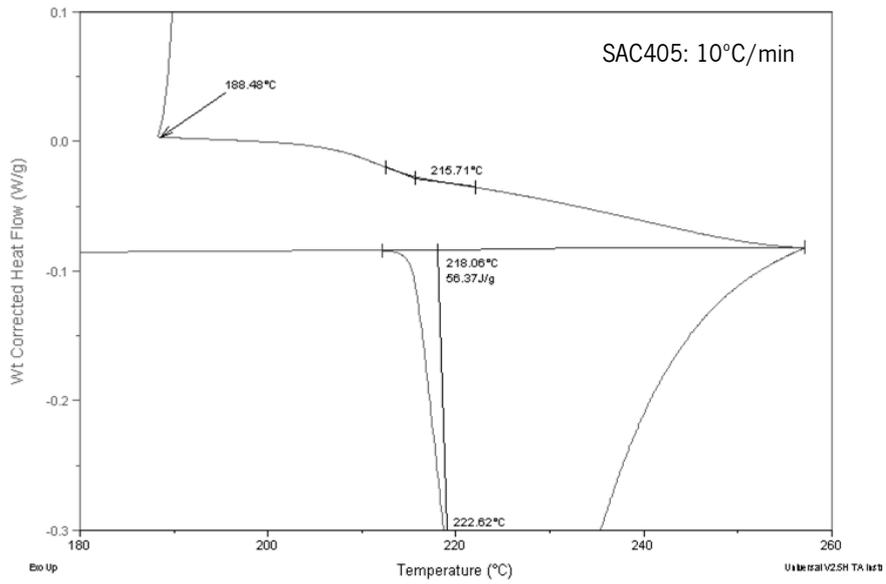
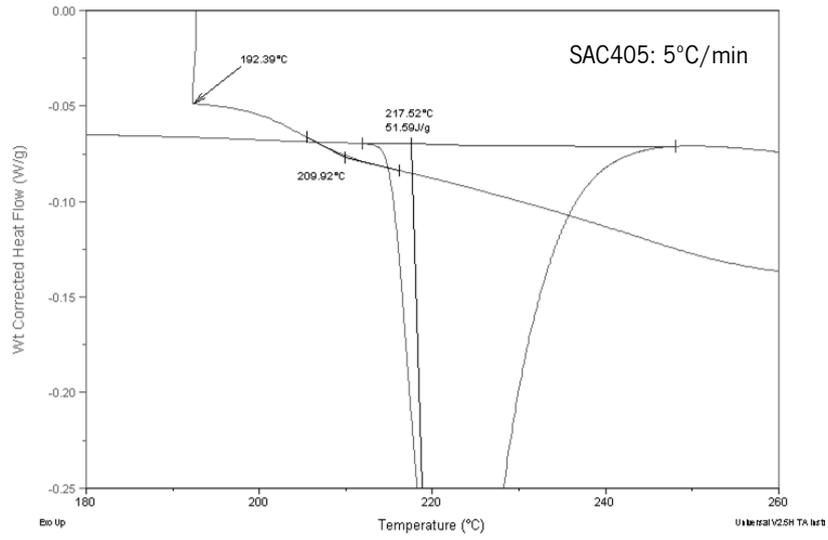
15°C/min

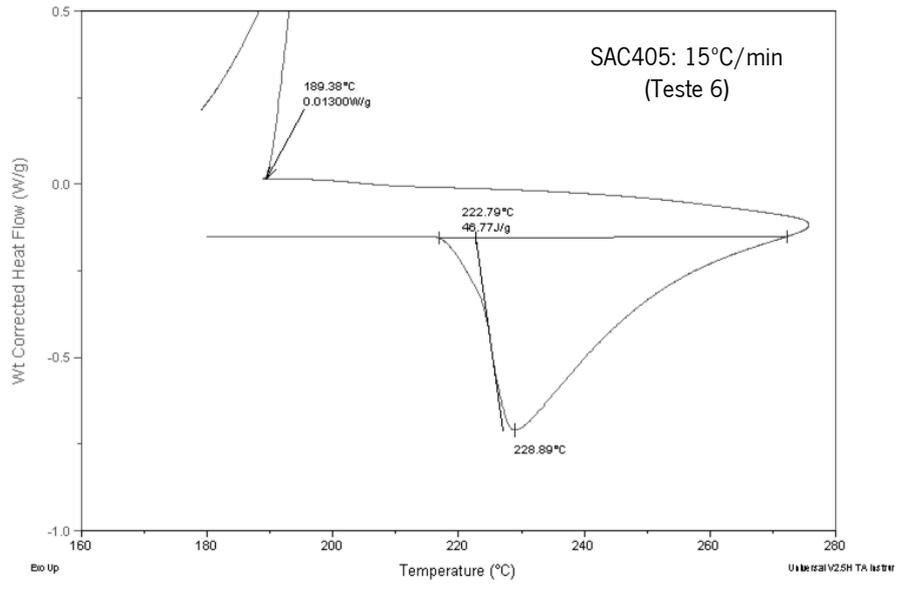


ANEXO E

CURVAS DE DTA E IMAGENS DA MICROESTRUTURA DA SOLDA SAC405



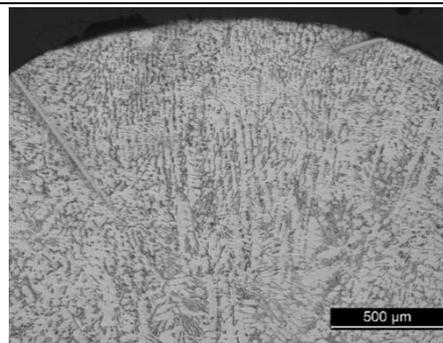
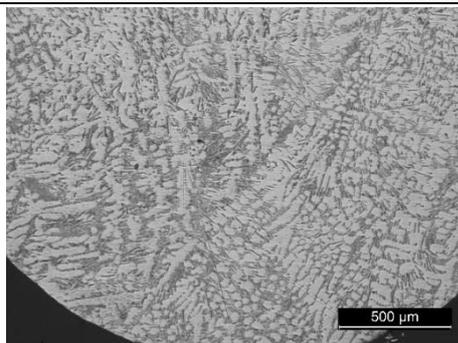




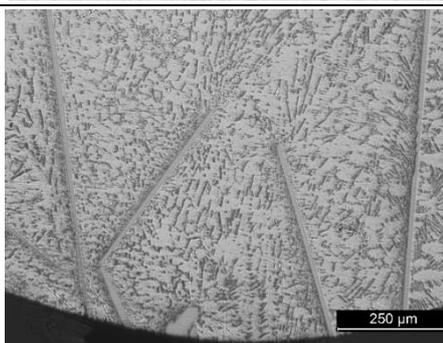
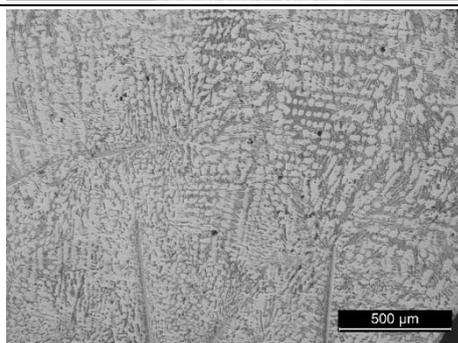
Velocidade de aquec./arref.

Estrutura Dendrítica

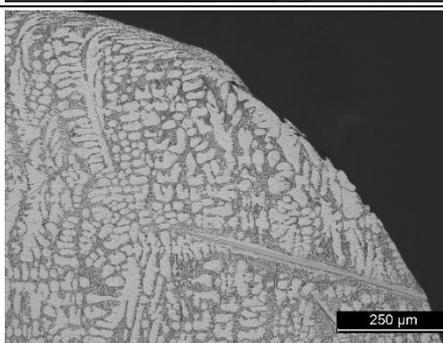
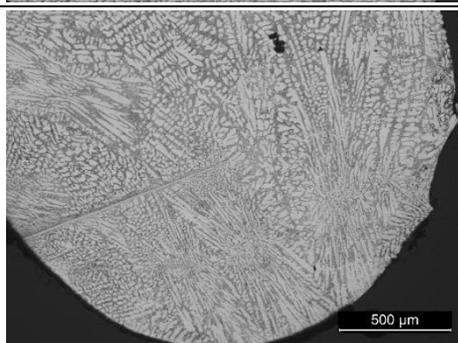
0,5°C/min



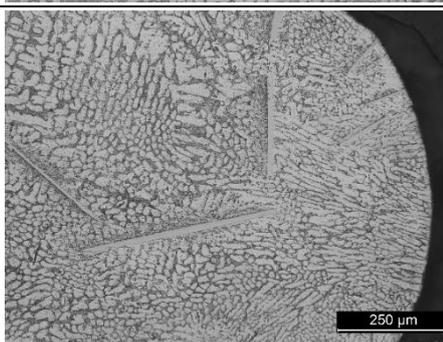
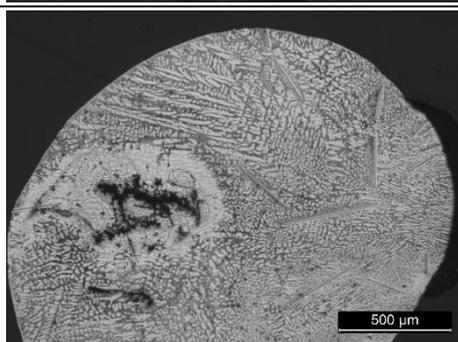
1°C/min



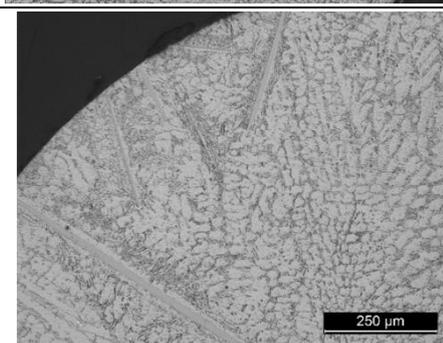
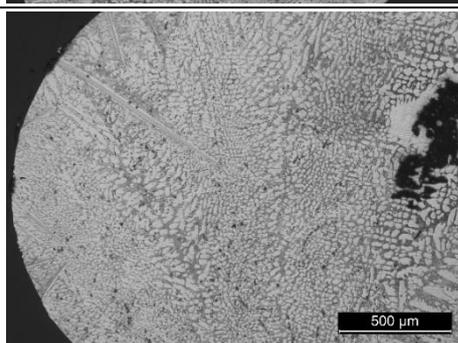
5°C/min



10°C/min

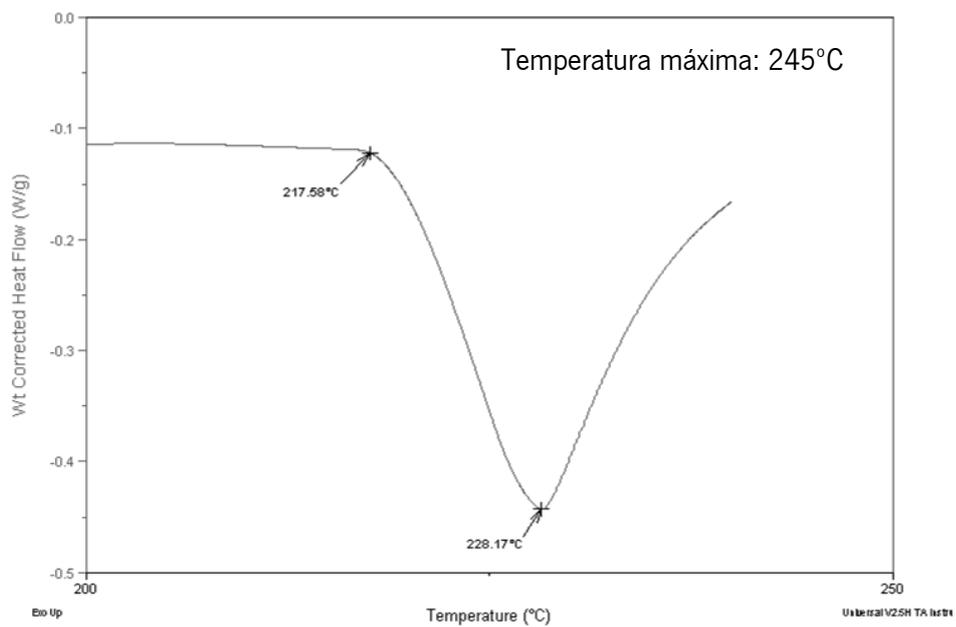
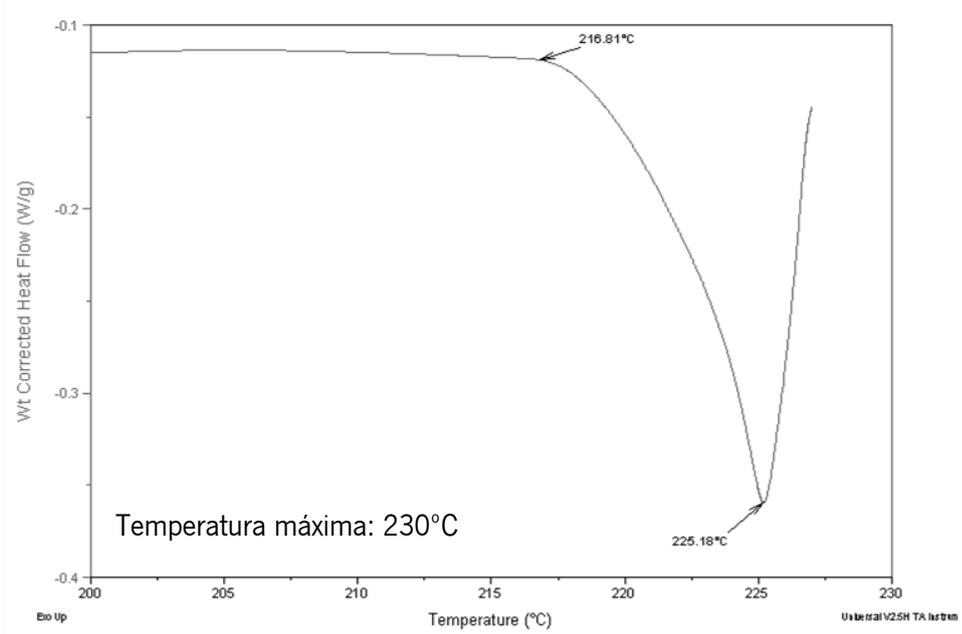


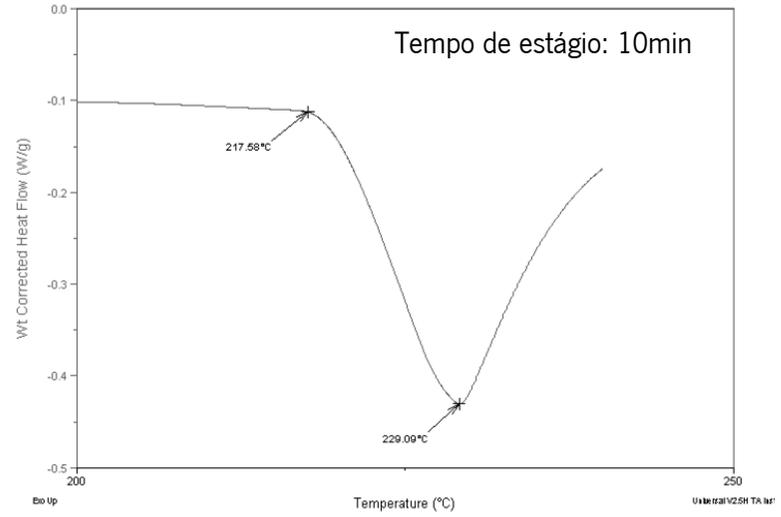
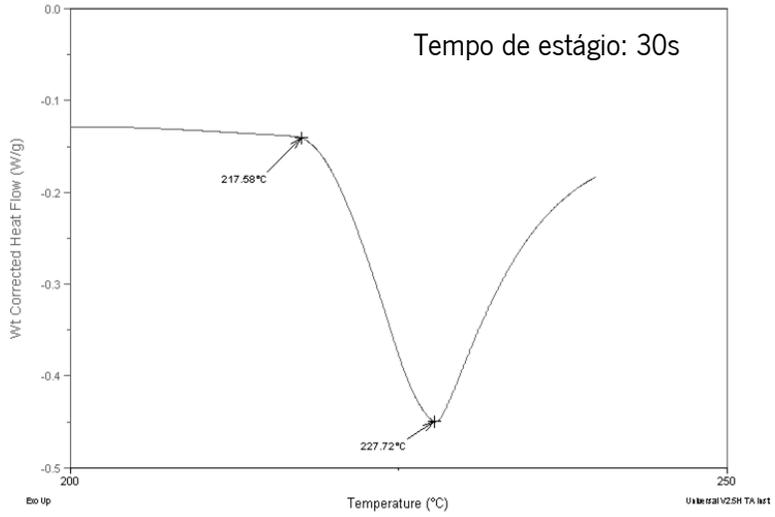
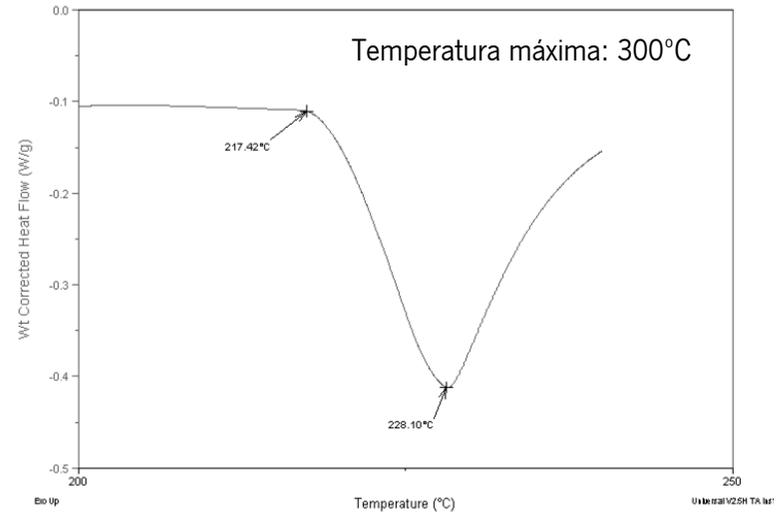
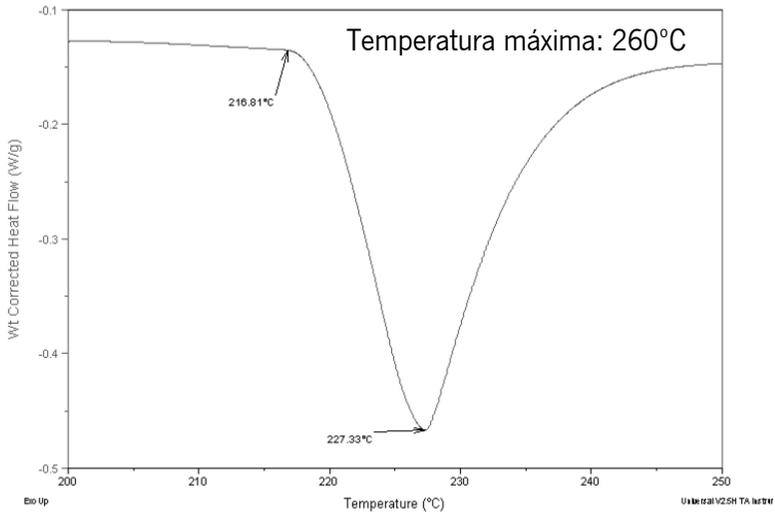
15°C/min



ANEXO F

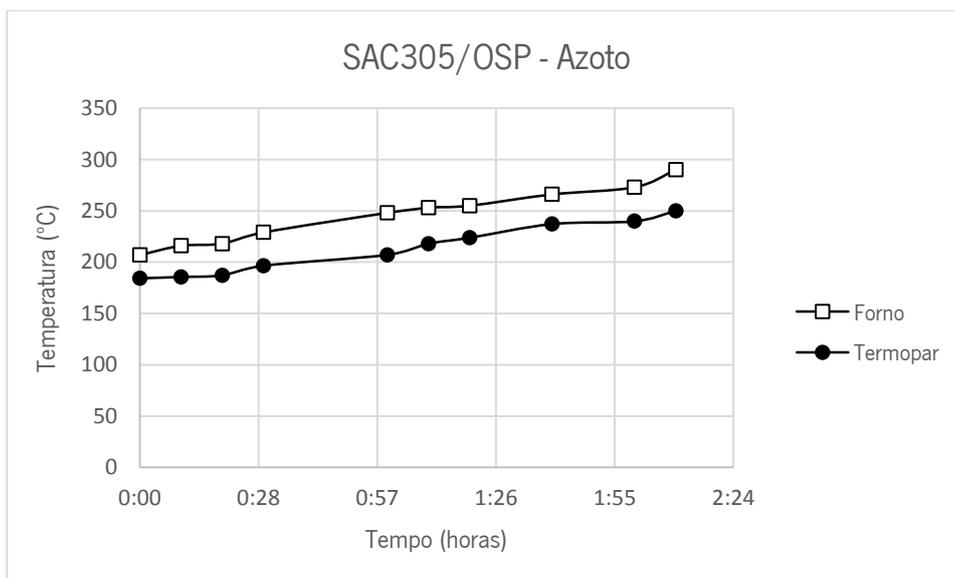
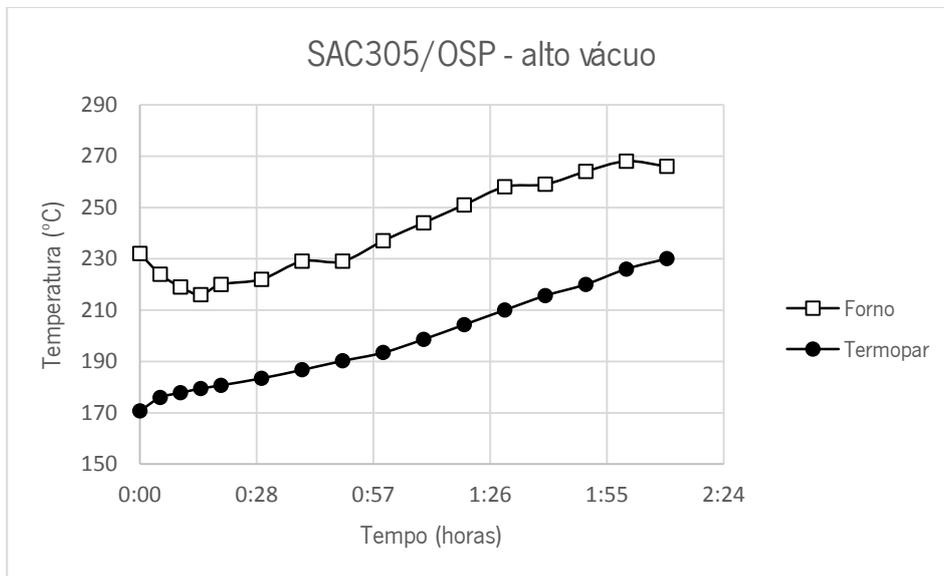
CURVAS DE DTA DOS ENSAIOS DE SAC305 EM SUBSTRATO DE Cu





ANEXO G

PERFIL DE TEMPERATURAS- ENSAIOS DE MOLHABILIDADE



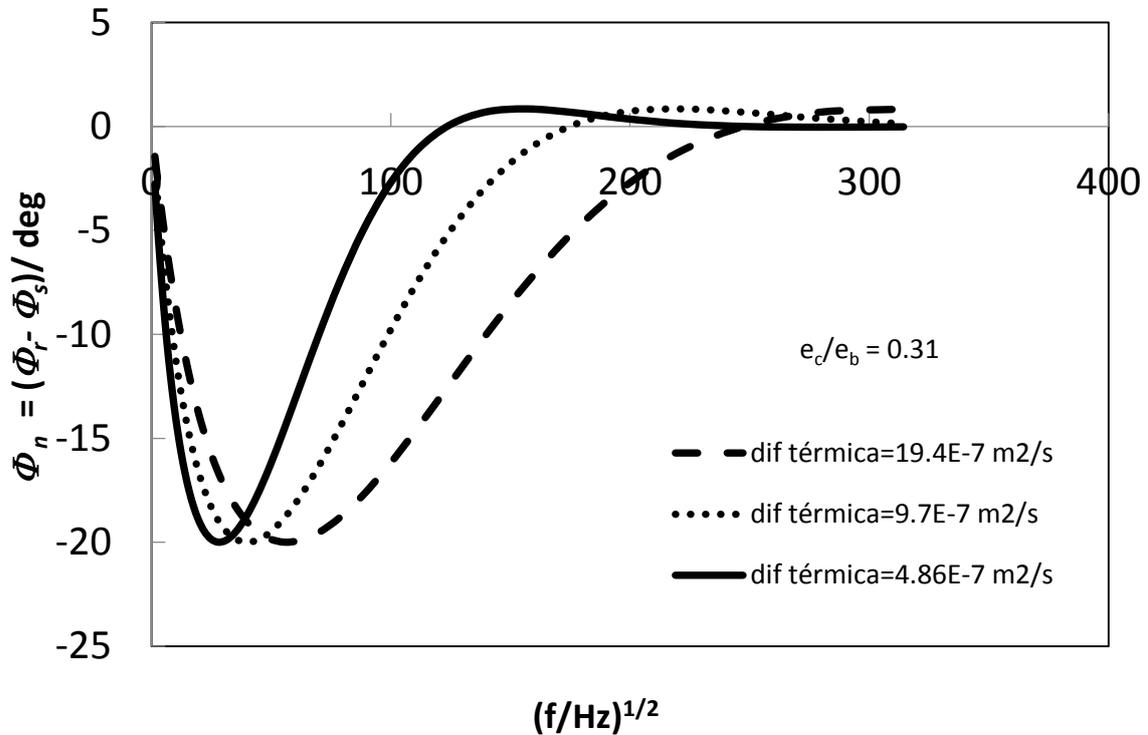


Figura A – Simulação utilizando um modelo de duas camadas, de acordo com as equações 12 e 13. Estão representadas três amostras diferentes de filmes finos depositados num substrato. Uma das camadas é constituída por um filme fino de 5 μm de espessura, depositado num substrato condutor e semi-infinito. É possível ver que o extremo ocorre para o mesmo valor de Φ_n . O valor da difusividade térmica depende apenas do valor de $f_{\text{modulação}}$ no extremo. Neste caso a razão das efusividades térmicas é constante.

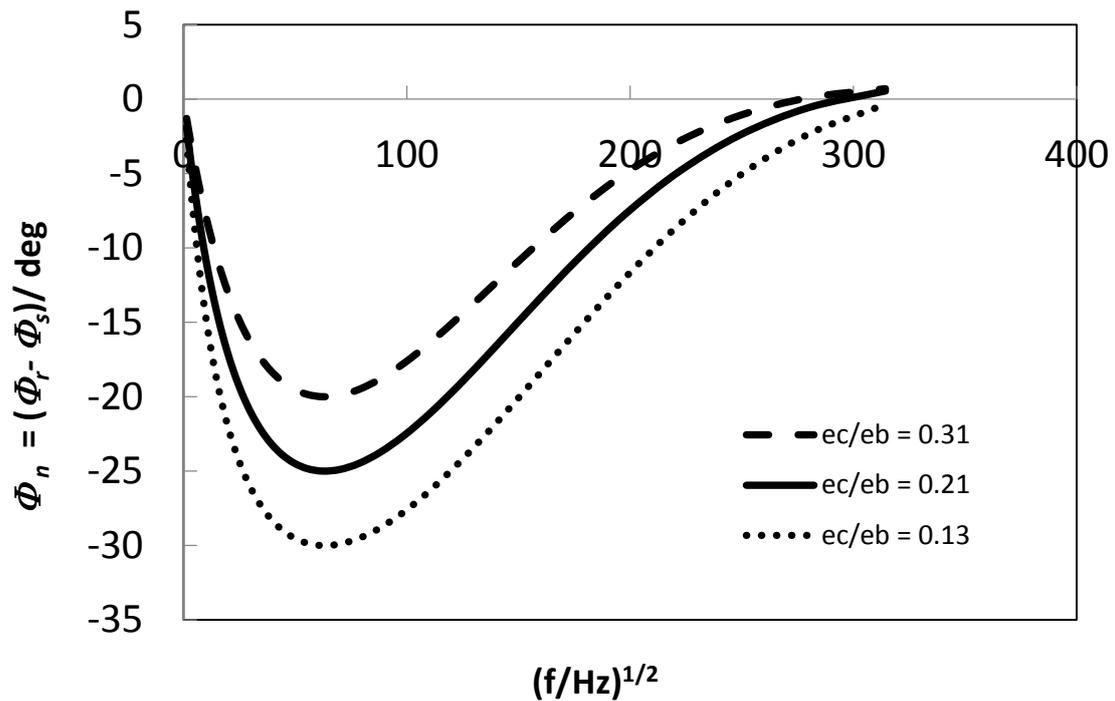


Figura B – Simulação utilizando um modelo de duas camadas, de acordo com as equações 12 e 13. Estão representadas três amostras diferentes de filmes finos depositados num substrato. Uma das camadas é constituída por um filme fino de 5 μm de espessura, depositado num substrato condutor e semi-infinito. É possível ver que o extremo ocorre à mesma frequência. Assim, o valor da razão das efusividades irá depender criticamente do valor de Φ_n . A variação provocada na difusividade térmica é muito pequena.