

• U • C •

FCTUC FACULDADE DE CIÊNCIAS
E TECNOLOGIA
UNIVERSIDADE DE COIMBRA

DEPARTAMENTO DE
ENGENHARIA MECÂNICA

Ferramentas para *Friction Stir Welding*:

Ligas Al-Cu

Dissertação apresentada para a obtenção do grau de Mestre em Engenharia Mecânica na Especialidade de Produção e Projecto

Autor

Miguel Silva Teixeira

Orientadores

Altino de Jesus Roque Loureiro

Dulce Maria Esteves Rodrigues

Júri

Presidente	Professor Doutor José Domingos Moreira da Costa Professor Associado c/Agreg. da Universidade de Coimbra Professor Doutor Altino de Jesus Roque Loureiro Professor Associado c/Agreg. da Universidade de Coimbra Professora Doutora Dulce Maria Esteves Rodrigues Professora Auxiliar da Universidade de Coimbra
Vogais	Professor Doutor Ricardo António Lopes Mendes Professor Auxiliar da Universidade de Coimbra Mestre Ivan Rodolfo Pereira Garcia de Galvão Aluno de Doutoramento da Universidade de Coimbra

Se soubermos que um obstáculo é intransponível, deixa de ser um obstáculo
para se tornar um ponto de partida.

Juzsef Eorvos.

Os trabalhos escolares são provas para o carácter, não para a inteligência. Quer
se trate de ortografia, de poesia ou de cálculo, está sempre em causa aprender a querer.

Alain, em *Les Idées et les Âges*, 1927.

Aos meus pais.

Agradecimentos

Gostaria de prestar o meu agradecimento a todos aqueles que pela amizade, partilha de conhecimento e boa disposição me ajudaram a finalizar esta etapa.

Ao Senhor Professor Doutor Altino Loureiro, o meu muito obrigado pela ajuda prestada, pela sua partilha de conhecimento profissional e pessoal, que em muito me ajudou na realização deste trabalho.

À Senhora Professora Doutora Dulce Rodrigues, o meu agradecimento pela sua disponibilidade em ajudar nos momentos de dificuldade e pelo seu rigor profissional, que sempre se mostraram úteis para a conclusão deste estudo.

Ao Mestre Ivan Galvão, um grande obrigado pela disponibilidade e partilha de conhecimento que sempre demonstrou nos momentos de necessidade.

Aos Mestres Carlos Leitão e Filipe Fernandes, por todo o tempo dedicado à partilha de conhecimento e aos momentos de boa disposição.

Aos meus Pais e Irmã, obrigado pela ajuda incondicional prestada, pela alegria e encorajamento permanente durante toda esta jornada, o meu agradecimento.

Aos meus avós, que sempre me dirigiram sábias palavras, fruto da sua grande experiência de vida.

À minha namorada, pela sua constante dedicação, alegria e confiança, um especial obrigado.

A todos os meus amigos um grande abraço e um muito obrigado por todos os momentos de boa disposição que proporcionaram.

Finally, but equally important to, a special thanks to Reza, a Ph.D student, for his permanent help, for share with me his ideas and for to be a truly friend. سپاس

Resumo

Devido ao elevado potencial do processo de soldadura *Friction Stir Welding* na realização de soldaduras topo-a-topo lineares, em ligas leves, a análise da aplicação deste processo em ligações heterogéneas apresenta-se como o desafio mais actual da investigação nesta área da engenharia de soldadura.

Pelos estudos realizados até à data é possível concluir que a utilização de ferramentas convencionais na realização de soldaduras entre alumínio e cobre, é manifestamente ineficaz em evitar a formação de fases intermetálicas no seio da ligação. A formação destas fases duras e frágeis, nefastas quer em termos de resistência mecânica quer em termos da morfologia da ligação, têm origem em mecanismos termomecânicos intimamente ligados ao movimento de rotação da ferramenta.

Deste modo, neste trabalho, para diminuir a formação destas fases, aperfeiçoou-se uma ferramenta de base estacionária e desenvolveu-se uma ferramenta de base rotativa com geometria não convencional, para deste modo verificar qual das duas ferramentas gerava melhores resultados.

As soldaduras realizadas com a ferramenta de base estacionária apresentaram características normalmente associadas a uma entrega térmica insuficiente e, simultaneamente, a presença de compostos intermetálicos, como o CuAl_2 .

Por seu lado, a ferramenta de base rotativa reduzida gerou uma melhor mistura entre os materiais, resultado de uma maior introdução de calor. No entanto, após uma análise mais detalhada, foram detectadas durezas extremas na zona do *Nugget*, indicativas da presença do composto intermetálico Cu_9Al_4 , nas zonas de mistura ricas em cobre.

Palavras-chave: *Friction Stir Welding*, Ferramenta da base estacionária, Ferramenta não convencional de base rotativa, Soldaduras Dissimilares, Alumínio, Cobre.

Abstract

Due to the high potential of the Friction Stir Welding technology in performing butt joining of light alloys, the application of this process in heterogeneous welding become one of the most recent research challenges in the welding engineering field.

Based on the published studies on dissimilar FSW, it can be concluded that the use of conventional FSW tools, in performing dissimilar aluminum-copper welds, is manifestly ineffective in preventing the formation of intermetallic phases within the joints. According to previous studies, the formation of these brittle and hard phases, which is detrimental in terms of welds mechanical properties, is closely related to thermomechanical phenomena associated with the stirring action of the tool.

The objective of current work was to reduce brittle phases formation, by using two different tools: a tool with a stationary shoulder and a tool with an unconventional rotating shoulder.

The efficacy of both tools performing the welds is compared. It was found that the welds made with the stationary shoulder tool exhibited characteristics normally associated with a poor heat input during the process, displaying simultaneously poor materials mixing and the presence of intermetallic compounds such as CuAl_2 . On the other hand, the unconventional rotating tool led to a better mixing between the materials, as a result of an increased heat input, compared to the stationary shoulder tool, as well as an improved stirring action of the shoulder. However, extreme hardness values were also registered in the nugget of these welds, indicating the presence of the intermetallic compounds. The microstructural analysis revealed the presence of large amounts of copper in the Nugget, which indicates that the high hardness regions should contain Cu_9Al_4 in addition to CuAl_2 .

Keywords Friction Stir Welding, Stationary Shoulder Tool, Unconventional Rotating Tool, Dissimilar Welding, Aluminium, Copper.

Índice

Índice de Figuras	xi
Índice de Tabelas	xiii
Simbologia e Siglas	xv
Simbologia.....	xv
Siglas	xv
1. Introdução.....	1
2. Estado da Arte	3
2.1. Soldadura por <i>Friction Stir Welding</i>	3
2.1.1. Terminologia e Parâmetros do Processo <i>FSW</i>	4
2.1.2. Geometria das Ferramentas de <i>FSW</i>	7
2.1.3. Materiais das Ferramentas de <i>FSW</i>	10
2.1.4. Pontos Fortes do Processo <i>FSW</i>	11
2.1.5. Inconvenientes do Processo <i>FSW</i>	12
2.1.6. Microestruturas das Soldaduras.....	12
2.2. Soldaduras Heterogéneas	13
2.2.1. Soldaduras Alumínio/Cobre	14
3. Materiais, Equipamentos e Procedimentos Experimentais.....	19
3.1. Materiais Base.....	19
3.2. Desenvolvimento das Ferramentas	19
3.3. Realização de Soldaduras	20
3.4. Análise Metalográfica	20
3.4.1. Preparação das Amostras.....	20
3.4.2. Análise Morfológica	20
3.4.3. Análise Microestrutural	21
3.4.4. Testes de Dureza.....	21
3.4.5. Análise por Difracção de Raios X	21
4. Ferramentas Desenvolvidas e Ensaios Realizados	23
4.1. Ferramenta de Base Estacionária	23
4.1.1. Aperfeiçoamento da Ferramenta de Base Estacionária	24
4.1.2. Desenvolvimento das Guias	28
4.2. Ferramenta de Base Rotativa	29
4.3. Nomenclatura Adotada para a Caracterização das Ferramentas e das Soldaduras.....	30
5. Apresentação e Discussão dos Resultados	31
5.1. Avaliação do Comportamento das Ferramentas Desenvolvidas.....	31
5.1.1. Ferramenta de Base Estacionária.....	31
5.1.2. Ferramenta de Base Rotativa.....	32
5.2. Análise das Soldaduras Realizadas.....	33
5.2.1. Análise Morfológica.....	33

5.2.2. Análise Microestrutural	36
5.3. Testes de Dureza	41
5.3.1. Perfis de Dureza das Soldaduras Realizadas pelas Ferramentas SSC e SSCn.....	41
5.3.2. Perfis de Dureza das Soldaduras Realizadas pelas Ferramentas RRC e RRCn.....	46
5.4. Análise por Difracção de Raios X	49
6. Conclusão	51
7. Perspectivas de Trabalho Futuro	53
Referências Bibliográficas.....	55
ANEXO A – Propriedades dos Materiais Base	57
ANEXO B – Componentes das Ferramentas Desenvolvidas.....	59
B-1 – Ferramentas SSC e SSCn	59
B-2 – Ferramentas RRC e RRCn.....	69
ANEXO C – Perfis de Dureza das Soldaduras SSC e SSCn.....	73
ANEXO D – Espectros da Difracção de Raios X	77

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 1 - Etapas do processo <i>FSW</i> , adaptado de Rodrigues, 2006.	3
Figura 2 – Principais parâmetros do processo <i>FSW</i> , adaptado de Leal, 2011.....	4
Figura 3 - Exemplos de geometrias de bases de ferramentas para <i>FSW</i> , <i>TWI</i> (adaptação)...	7
Figura 4 - Pinos de geometria mais complexa, retirado de Leal, 2011, (<i>TWI</i>).....	9
Figura 5 - Juntas usuais em <i>FSW</i> , adaptado de Mishra e Ma, 2005.....	11
Figura 6 - Microestrutura de uma soldadura tipo do processo <i>FSW</i> , Rui Leal 2011.	12
Figura 7 - Fractura em linha recta na interface dos materiais, retirado de Galvão et al., 2012a.	15
Figura 8 – Presença de cavidades na soldadura realizada por Fertuzinhos, 2012,	24
Figura 9 – a) – Deformação do casquilho, adaptado de Fertuzinhos, 2012; b) Representação das grandezas físicas sofridas pelo pino e casquilho.	25
Figura 10 – Novos casquilho e Pino desenvolvidos.	26
Figura 11 – Apresentação dos componentes e representação das grandezas físicas em jogo.	26
Figura 12 – Representação da função do parafuso sextavado.	27
Figura 13 - Conjunto Ferramenta/Guias pronto a soldar.	28
Figura 14 - Ferramentas <i>RRC</i> e <i>RRCn</i> respectivamente.	29
Figura 15 – a) Pino partido e soldado ao casquilho na parte interior da base; b) extremidade do pino dobrada.	31
Figura 16 – a) Ferramenta <i>RRC</i> ; b) e c) Ferramentas <i>RRCn</i>	32
Figura 17 - Aspecto superficial de soldaduras realizadas com ferramenta de base estacionária.	33
Figura 18 - Aspecto superficial de soldaduras realizadas com as ferramentas de base rotativa.	34
Figura 19 - Secção transversal das soldaduras: a) <i>SSCn2.8n150v38α0.5_Al</i> ; b) <i>SSC2.9n114v38α0_Al</i> ; c) <i>SSC2.8n114v38α0_Al</i> e d) <i>SSC2.6n114v38α0_Al</i>	36
Figura 20 – Imagens de diferentes zonas do <i>Nugget</i> da soldadura <i>SSCn2.8n150v38α0.5_Al</i>	37
Figura 21 – Imagens da zona do <i>Nugget</i> das soldaduras: a) <i>SSC2.8n114v38α0_Al</i> ; b) <i>SSC2.9n114v38α0_Al</i> e c) <i>SSC2.6n114v38α0_Al</i>	37
Figura 22 – Evolução do tamanho de grão na soldadura <i>SSC2.6n114v38α0_Al</i>	38

Figura 23 - Secção transversal das soldaduras: a) RRC2.8n150v38α0.5_Al; b) RRCn2.8n150v38α0.5_Cu; c) RRCn2.8n150v38α0.5_Al e d) RRCn2.8n80v38α0.5_Al.....	40
Figura 24 - Imagens da zona do <i>Nugget</i> das soldaduras: a) RRC2.8n150v38α0.5_Al; b) RRCn2.8n150v38α0.5_Cu e c) RRCn2.8n80v38α0.5_Al.....	40
Figura 25 - Perfil de dureza da soldadura SSCn2.8n150v38α0.5_Al.....	42
Figura 26 – Durezas no <i>Nugget</i> da soldadura SSCn2.8n150v38α0.5_Al e pontos da difracção de Raios X.	43
Figura 27 – Perfil de dureza da soldadura SSC2.9n114v38α0_Al.....	43
Figura 28 - Perfil de dureza da soldadura SSC2.6n114v38α0_Al.....	44
Figura 29 - Perfil de dureza da soldadura SSC2.8n114v38α0_Al.....	44
Figura 30 – Valores da dureza na transição da ZAT para o <i>Nugget</i> da soldadura SSC2.8n114v38α0_Al.....	45
Figura 31 - Perfil de dureza da soldadura RRCn2.8n150v38α0.5_Al.....	46
Figura 32 - Perfil de dureza da soldadura RRCn2.8n80v38α0.5_Al.....	46
Figura 33 – Perfil de dureza da soldadura RRC2.8n150v38α0.5_Al.....	48
Figura 34 – Perfil de dureza da soldadura RRCn2.8n150v38α0.5_Cu.	49
Figura 35 – Espectros da difracção de raios X da soldadura SSCn2.8n150v38α0.5_Al.....	50
Figura 36 – Perfil de durezas da soldadura SSCn2.8n150v38α0.5_Al, segundo uma linha horizontal a meia espessura.....	73
Figura 37 - Perfil de durezas da soldadura SSC2.9n114v38α0_Al, segundo uma linha horizontal a meia espessura.....	73
Figura 38 - Perfil de durezas da soldadura SSC2.9n114v38α0_Al, segundo uma linha horizontal na raiz da soldadura.....	74
Figura 39 - Perfil de durezas da soldadura SSC2.8n114v38α0_Al, segundo uma linha horizontal a meia espessura.....	74
Figura 40 - Perfil de durezas da soldadura SSC2.6n114v38α0_Al, segundo uma linha horizontal na raiz da soldadura.....	75
Figura 41 - Perfil de durezas da soldadura SSC2.8n114v38α0_Al, segundo uma linha horizontal na raiz da soldadura.....	75
Figura 42 - Espectro da difracção de raios X: ponto 1.	77
Figura 43 - Espectro da difracção de raios X: ponto 2.	77
Figura 44 - Espectro da difracção de raios X: ponto 3.	78
Figura 45 - Espectro da difracção de raios X: ponto 4.	78
Figura 46 - Espectro da difracção de raios X: ponto 4.	78

ÍNDICE DE TABELAS

Tabela 1 - Nomenclatura e características das ferramentas desenvolvidas	30
Tabela 2 - Nomenclatura e parâmetros das soldaduras realizadas	30
Tabela 3 - Composição química e propriedades mecânicas do Al6082- T6	57
Tabela 4 - Composição química e propriedades mecânicas do Cu-DHP	57

SIMBOLOGIA E SIGLAS

Simbologia

w – Velocidade de rotação [rpm]

v – Velocidade de avanço linear [mm/min]

α – Ângulo de inclinação da ferramenta face aos MB [°]

Siglas

Al-Aço – Soldadura Alumínio a Aço

Al-Al – Soldadura Alumínio – Alumínio

Al-Cu – Soldadura Alumínio a Cobre

Al-Mg – Soldadura Alumínio a Magnésio

CEMUC – Centro de Engenharia Mecânica da UC

Cu-Cu – Soldadura Cobre - Cobre

DEM – Departamento de Engenharia Mecânica da UC

FSW – Friction Stir Welding

MAG – Metal Active Gas

MB – Materiais Base

Mg-Aço – Soldadura Magnésio a Aço

MIG – Metal Inert Gas

Nitride)

PCBN – Nitreto de boro cúbico policristalino (Polycrystalline Cubic Boron

RRC – Ferramenta de base **R**otativa de dimensões **R**eduzidas com pino
Cilíndrico

RRC n – Ferramenta de base **R**otativa de dimensões **R**eduzidas com pino
Cónico

SAW – Submerged Arc Welding

SSC – **S**tatic **S**houlder with **C**ilindrical pin (Ferramenta de base estacionária
com pino cilíndrico)

SSCn – **S**tatic **S**houlder with **C**onical pin (Ferramenta de base estacionária com pino cónico)

TWI – The Welding Institute

UC – Universidade de Coimbra

ZAT – Zona Afectada Termicamente

ZATM – Zona Afectada Térmica e Mecanicamente

1. INTRODUÇÃO

Desde o seu aparecimento que o processo de soldadura *Friction Stir Welding* sofreu grandes alterações, tornando-se cada vez mais competitivo relativamente aos outros processos de soldadura de utilização industrial corrente e talvez o melhor na realização de soldaduras heterogéneas entre materiais considerados até então não soldáveis entre si.

Este processo tornou possível a realização de soldaduras heterogéneas de materiais com diferentes propriedades físicas, mecânicas e químicas, permitindo usufruir das melhores propriedades de cada material. No entanto, continuam a existir materiais que nem este inovador processo conseguiu soldar aceitavelmente. São exemplo disso, as soldaduras de alumínio a cobre. Apesar de possível, este tipo de soldadura não se encontra bem parametrizado, continuando a gerar muita divergência nos estudos realizados, resultado de uma repetibilidade reduzida. Na razão deste insucesso está a obtenção de soldaduras com mau aspecto superficial, caracterizadas pela presença de rebarba, cavidades, fissuras e descontinuidades. De um modo geral, estes defeitos resultam da formação de grandes quantidades de compostos intermetálicos durante o processo de ligação. Estes compostos duros e frágeis, quando se encontram em grandes quantidades, fragilizam inevitavelmente a soldadura.

Todos os estudos previamente realizados sobre as soldaduras *Al-Cu* apontam para o facto da origem destas fases ser o calor e a extrema mistura dos dois materiais, devido à acção das ferramentas. Assim, torna-se indispensável a criação de novas ferramentas, cujas características permitam evitar a formação destes compostos. Neste contexto, surgiu esta Dissertação para obtenção do grau de Mestre em Engenharia Mecânica, decorrida entre os meses de Fevereiro e Setembro de 2013. Neste estudo foram realizadas e analisadas soldaduras produzidas com duas ferramentas distintas: uma de base estacionária, e outra, de base rotativa, de geometria não convencional.

Ao mesmo tempo que se construíam as ferramentas, uma importante pesquisa bibliográfica foi sendo realizada, para ajudar na concepção das mesmas e para ajudar na compreensão dos futuros resultados obtidos.

2. ESTADO DA ARTE

2.1. Soldadura por *Friction Stir Welding*

Decorriam os anos 90 quando o *The Welding Institute (TWI)*, sediado no Reino Unido, desenvolveu e patenteou um inovador processo de soldadura, com ferramenta não consumível, denominado *Friction Stir Welding (FSW)*. Na generalidade, este processo é muito versátil, pois permite soldar diversos tipos de materiais, desde materiais poliméricos a aços de elevada dureza, em ligações similares ou dissimilares, sem necessidade de material de adição.

O processo de soldadura *FSW* é caracterizado pelo facto das temperaturas atingidas durante as soldaduras serem inferiores às temperaturas de fusão dos materiais a unir, permitindo que estes sejam soldados no estado sólido. Apesar do seu estado físico, os materiais ligam-se entre si, uma vez que a ferramenta promove a sua mistura sob deformação plástica intensa a temperaturas elevadas. O aumento da temperatura consegue-se ao aproveitar a energia criada pelo atrito gerado entre a ferramenta e os materiais a unir e pela própria deformação plástica do material.

Pela figura 1, pode-se observar de forma esquemática as principais etapas do processo *FSW*. O processo inicia-se com o movimento de rotação da ferramenta (1), normalmente no sentido horário. De seguida, o pino da ferramenta é introduzido no interior dos materiais base (*MB*), (2), até a base contactar a superfície dos *MB*. Posteriormente, segue-se um período de estabilização, (3), de forma a se atingir a temperatura óptima para a mistura dos *MB* e funcionamento da ferramenta. Decorrido este período, inicia-se o movimento linear da ferramenta, (4), com uma velocidade bem definida. A soldadura apresenta um pequeno furo na sua zona final, com dimensões próximas das do pino, (5).

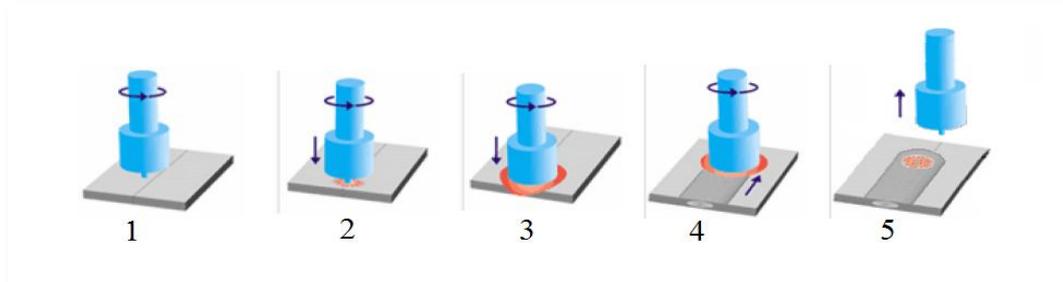


Figura 1 - Etapas do processo *FSW*, adaptado de Rodrigues, 2006.

2.1.1. Terminologia e Parâmetros do Processo *FSW*

Neste tópico, vão ser abordados os principais termos utilizados no processo *FSW*, assim como se realizará uma descrição sumária dos principais parâmetros de soldadura, explicitados na figura 2.

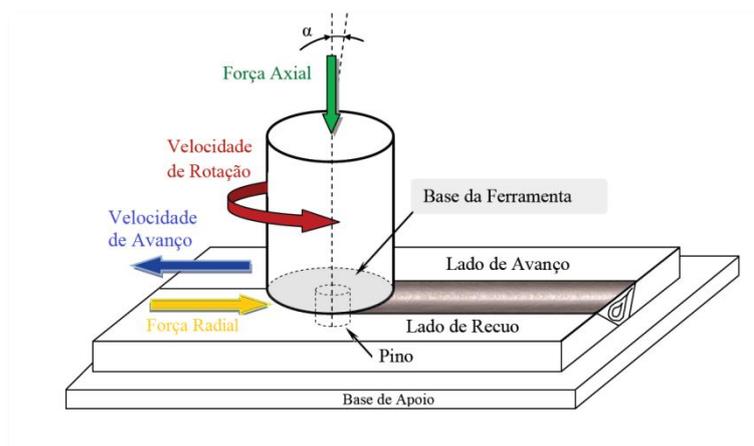


Figura 2 – Principais parâmetros do processo *FSW*, adaptado de Leal, 2011.

A geometria da ferramenta tem um importante papel no processo *FSW*, uma vez que a qualidade das soldaduras depende predominantemente das suas características.

A base da ferramenta de *FSW* representa a porção da mesma que contacta com a superfície do material a soldar. Apresenta maiores dimensões quando comparada com o pino, e a sua geometria pode ser muito variada, dependendo por exemplo do tipo de junta. A base gera a maior parte do calor durante o processo, impelindo a deformação e o arrastamento dos materiais a soldar para a zona de actuação do pino e o constrangimento do material à superfície da soldadura, determinando o aspecto superficial e as propriedades microestruturais das soldaduras (Galvão et al., 2012b). Em processos de *FSW* convencionais a ferramenta é integral, isto é, a base da ferramenta é solidária com o pino, pelo que todo o conjunto roda aquando da realização da soldadura. Mais recentemente surgiram as ferramentas de base estacionária onde, como o nome indica, a base é estática, sendo apenas o pino o único elemento rotativo. Estas ferramentas surgiram pela necessidade de soldar materiais poliméricos, como o polipropileno (Jogarao, 2012), uma vez que a baixa condutividade térmica destes materiais implicava uma geração mínima de calor.

O pino é a porção mais pequena da ferramenta e promove uma parte importante do fluxo plástico, bem como a geração de uma pequena parte do calor, através da sua rotação

e avanço pelo interior da junta de soldadura, condicionando assim a microestrutura e as propriedades mecânicas das soldaduras (Elangovan et. Al., 2008). Independentemente da sua forma, o comprimento do pino deve ser cuidadosamente escolhido para cada soldadura, pois pinos muito pequenos levam à falta de mistura entre os *MB* na zona inferior da soldadura e pinos demasiado compridos podem levar à penetração total das chapas e a impedir que a base da ferramenta contacte a superfície dos *MB*.

Os principais parâmetros do processo são, além da geometria da ferramenta, a velocidade de rotação e de avanço da ferramenta, a força axial, o ângulo de inclinação, o tempo de estabilização, após penetração da ferramenta, e o seu sentido de rotação, que irá definir os lados de avanço e recuo da soldadura.

Uma vez que todo o calor gerado no processo *FSW* se deve à rotação da ferramenta, este parâmetro é dos mais importantes e mais influentes na qualidade das soldaduras. Tal como é expectável, o aumento da velocidade de rotação aumenta a quantidade de calor introduzido na soldadura por unidade de tempo, o que altera o estado de amaciamento dos *MB*, podendo levar ao aparecimento de defeitos, como concluíram Li e Liu, 2013.

A velocidade de avanço é responsável pela realização em comprimento da soldadura, sendo portanto, no caso de juntas lineares, paralela à linha de soldadura. Esta grandeza é normalmente expressa em *mm/min*. Tal como para os processos de soldadura convencionais, ao aumento da velocidade de avanço corresponde uma redução da energia específica adicionada à peça. Em soldadura por *FSW*, velocidades de avanço muito elevadas alteram o fluxo de material, podendo diminuir a quantidade de material movimentado e originando defeitos como fissuras e ausência de material na zona da soldadura após a passagem da ferramenta (Galvão, 2009). Do ponto de vista da ferramenta, velocidades de avanço elevadas irão provocar o desgaste excessivo da mesma, reduzindo a sua vida útil (Rai et al., 2011). Por outro lado, velocidades de avanço muito reduzidas podem levar à introdução de calor em excesso na soldadura, levando ao aparecimento de tensões residuais, surgindo eventualmente empenos significativos nas peças soldadas, à semelhança do registado nos processos de soldadura por fusão.

É usual recorrer à relação entre a velocidade de rotação e a velocidade de avanço da ferramenta para estimar o calor específico adicionado; considera-se que uma relação w/v reduzida introduz pouco calor na soldadura, ao passo que uma relação w/v elevada origina uma maior introdução de calor na soldadura (Galvão, 2009).

A força radial (F_r), possui um sentido oposto à velocidade de avanço, e resulta do movimento da ferramenta pelo interior dos *MB*. É fortemente dependente do valor da velocidade de avanço e do estado de amaciamento dos *MB*, uma vez que, quanto menor o calor adicionado maior será o valor desta força.

Como o processo não é simétrico em relação à linha de soldadura, devido ao sentido de rotação da ferramenta, é definido na soldadura um lado do avanço e outro do recuo. O lado de avanço é aquele onde a componente tangencial da velocidade de rotação da ferramenta tem o mesmo sentido que a velocidade de avanço. Como é espectável, o lado de recuo é aquele em que estas duas grandezas têm sentido oposto. No caso das soldaduras dissimilares, a definição dos lados de avanço e recuo pode ser vista como um parâmetro de soldadura (Galvão et al., 2010), na medida em que vai ditar a maior ou menor mistura entre os materiais durante o processo, e claro está, as propriedades mecânicas das soldaduras.

Em soldaduras realizadas em controlo de posição é importante ter bem definida a profundidade da ferramenta, para que esta não penetre excessivamente os *MB*, criando grandes projecções de material (*flashes*) e reduzindo a espessura das chapas. Por outro lado, a penetração da ferramenta deve ser tal que permita o contacto significativo da base com os *MB*, para que esta possa arrastar uma quantidade elevada de material e assim evitar a formação de cavidades.

Para soldaduras realizadas em controlo de força axial, o seu valor também tem de ser bem definido, a fim de evitar os problemas descritos no parágrafo anterior ou evitar a penetração excessiva para não ocorrer o colapso do pino (Galvão, 2009).

Para se obter maior eficiência na movimentação do material da frente para a parte de trás da soldadura é usual utilizar um ângulo de inclinação da ferramenta. Este ângulo α , como sugere a figura 2, é contrário ao sentido de avanço da ferramenta, fazendo com que a base direcione melhor o fluxo de material para a parte de trás da ferramenta e se obtenha melhores resultados (Mishra e Ma, 2005). Este ângulo depende da geometria da ferramenta e varia habitualmente entre 0 e 3 graus, sendo que variações muito pequenas do seu valor alteram significativamente as características das soldaduras.

Por seu turno, o tempo de estabilização, após penetração da ferramenta, deve ser estudado para cada caso, uma vez que, nos instantes iniciais da penetração, tanto a ferramenta como o pino são aquecidos por fricção, como sugere Leal, 2011. Este aquecimento permite que a ferramenta inicie o seu movimento linear já a operar nas

condições térmicas ideais, e que desde o instante inicial a soldadura tenha boa homogeneidade na distribuição da temperatura. Este período cifra-se habitualmente na ordem de alguns segundos (0 a 30s).

2.1.2. Geometria das Ferramentas de FSW

A influência da geometria das ferramentas de *FSW* é um parâmetro tão complexo e de abordagem tão morosa que apenas serão explicitados os aspectos considerados mais importantes.

O corpo da ferramenta tem de ser tal que permita a fixação da ferramenta ao equipamento de soldadura, além de suportar a base e o pino. Para dissipar o calor absorvido pela ferramenta, este elemento pode possuir alhetas ou ser arrefecido por um líquido refrigerante (Rodrigues, 2006).

Na escolha da geometria da base deve ter-se em atenção o diâmetro da mesma, já que o diâmetro da base influencia o calor gerado, e por isso, o fluxo de material plasticizado. Por outro lado, a configuração superficial da base influencia o modo de escoamento do material, bem como a formação, ou não, de zonas com grande quantidade de estruturas duras e frágeis, no caso das soldaduras dissimilares (Galvão, 2011b).

A primeira geometria a ser utilizada, que é também a mais simples a ser produzida, é a cônica lisa. Contudo, o desenvolvimento do processo conduziu à produção e testes de bases com novas geometrias, como as planas, côncavas e convexas, com perfil liso ou estriado e variações destas. As bases estriadas podem ter estrias concêntricas e estrias em espiral (Mishra e Ma, 2005). Na figura 3 pode observar-se alguns exemplos de bases actualmente testadas.

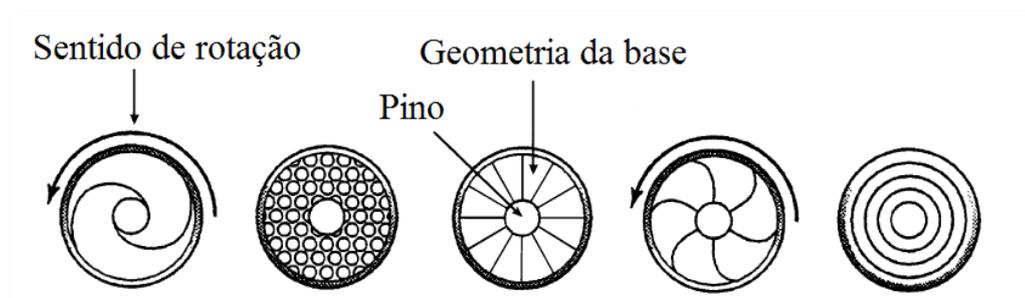


Figura 3 - Exemplos de geometrias de bases de ferramentas para *FSW*, *TWI* (adaptação).

As ferramentas com base cônica côncava, permitem direccionar o escoamento do material para a zona de actuação do pino. Este facto é uma vantagem em relação às bases planas lisas. São as mais utilizadas, uma vez que, as soldaduras obtidas por este tipo de base, quando se utiliza um ângulo de ataque adequado, são de boa qualidade. Por outro lado, bases de geometrias mais complexas, apesar de mais difíceis de conceber, permitem aumentar, relativamente às anteriores, a quantidade de material deformado, possibilitando o uso de um ângulo de ataque nulo em certas soldaduras, como acontece nas soldaduras realizadas com bases estriadas em espiral (Leal, 2011). Com efeito, as estrias, ajudadas pelo movimento de rotação da ferramenta, direccionam o material para a zona central, de forma mais homogénea do que as bases cônicas concavas.

Rai et al., 2011 sugerem que a microestrutura, o aspecto e o modo de ruína de uma soldadura dependem fortemente do ângulo da base, desde que se use uma base côncava ou plana, embora sugiram também que o uso de bases convexas reduz o aparecimento de rebarba durante a soldadura.

Relativamente aos pinos, pode-se afirmar que os mais utilizados são os cilíndricos, os cônicos e os facetados, podendo todos eles serem lisos ou roscados (Rai et al., 2011). A introdução de rosca e estrias nos pinos aumenta a área de contacto entre o pino e o material a soldar, aumentando o fluxo de material. Normalmente os pinos roscados apresentam rosca esquerda (sentido contrário ao movimento de rotação da ferramenta) de passo constante ou decrescente (Rodrigues, 2006). No caso dos pinos com rosca de passo decrescente, a velocidade do fluxo vertical de material aumenta à medida que este se desloca da zona da base até ao interior da soldadura, uma vez que no mesmo sentido os filetes da rosca estão cada vez mais próximos. A nível da soldadura, conseguem eliminar alguns defeitos, como as cavidades.

A utilização de pinos cônicos, em vez de cilíndricos, permite um aumento do fluxo vertical de material, ao passo que o uso do pino facetado permite reduzir a força necessária para o avanço da ferramenta (Rai et al., 2011).

Com o uso crescente do processo *FSW*, em condições mais adversas, o *TWI*, desenvolveu novos pinos, para tentar melhorar o fluxo de material, e assim as características finais das soldaduras, embora que para isso, a geometria dos mesmos tenha de ser mais complexa. Pela figura 4 pode-se observar alguns dos pinos desenvolvidos.

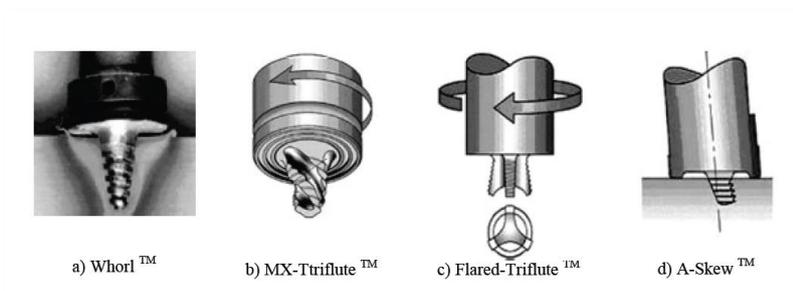


Figura 4 - Pinos de geometria mais complexa, retirado de Leal, 2011, (TWI).

As ferramentas com os pinos *Whorl*, (4a), e *MX-Triflute*, (4b), quando comparados com os pinos convencionais, promovem um maior fluxo vertical de material, devido à sua menor área, em relação aos pinos cilíndricos e ao afunilamento da sua estrutura. Contudo, segundo Mishra e Ma, 2005, os pinos *Whorl* e *MX-Triflute* afectam uma menor área de material base à sua volta, sendo que o pino *Whorl* reduz ainda mais que o *MX-Triflute* o volume afectado. O pino *MX-Triflute*, ao possuir estrias, permite que a área de contacto entre o pino e os *MB* seja ainda maior, levando a uma maior geração de calor por parte do pino, permitindo que os *MB* junto ao pino apresentem um maior amaciamento. Devido a estes factores, o binário da ferramenta, bem como a força necessária para a fazer avançar, pode ser menor do que com os pinos cilíndricos. Estes dois pinos apresentam melhores resultados na realização de soldaduras com juntas topo-a-topo, já que nas soldaduras de juntas sobrepostas induzem uma grande redução da espessura da chapa superior (Nandan et al., 2008).

Por seu turno, o pino *Flared-Triflute*, (4c), é uma variante do pino *MX-Triflute*, em que o pino passa a ser um cone invertido, isto é, a parte mais estreita do cone está ligada à base da ferramenta, passando ainda de um estreado curvo para um estreado recto. O pino *A-Skew*, (4d), consiste num pino roscado de geometria cónica, em que o seu eixo é inclinado face ao eixo da ferramenta. Estes dois pinos promovem o aumento do volume de material movimentado, ao mesmo tempo que promovem a fragmentação da camada de óxidos que existe entre as duas chapas. Permitem ainda o aumento das velocidades de soldadura, traduzindo-se num maior rendimento, a redução da força axial e diminuição do ângulo de ataque.

De um modo geral, o pino, ao estar em contacto permanente com os *MB* e por possuir uma pequena área, é a parte da ferramenta que sofre maior desgaste (Leal e Loureiro, 2004). Os pinos roscados têm tendência a perder a rosca devido ao desgaste,

sendo este facto mais evidenciado aquando da soldadura de materiais de elevado ponto de fusão ou de soldaduras de alumínio de alta resistência (Rai et al., 2011). De facto, o pino pode mesmo deformar plasticamente se a resistência do material base aumentar, se existir um aumento rápido da força radial ou se a temperatura subir excessivamente. Assim, as ferramentas de *FSW* falham maioritariamente pela ruptura do pino.

2.1.3. Materiais das Ferramentas de *FSW*

Nesta secção, pretende evidenciar-se que, tal como a geometria da ferramenta, também o material da qual é feita influencia as características microestruturais e mecânicas das soldaduras, não podendo deixar de se referir também a penalização em termos económicos de uma escolha pouco otimizada.

Rai et al., 2011 indicam que a selecção do material da ferramenta não só determina a qualidade da soldadura ao influenciar a dissipação do calor, como pode alterar a microestrutura da soldadura ao promover possíveis reacções químicas entre as partículas resultantes do desgaste da ferramenta e os *MB*, o que pode levar à formação de compostos intermetálicos.

As ferramentas de *FSW* estão sujeitas a elevados esforços mecânicos a temperaturas muito elevadas. Deste modo, a ferramenta deve ter propriedades físicas e mecânicas superiores às dos materiais a soldar e ser o mais inerte possível, face a esses materiais. Materiais muito duros promovem um baixo desgaste da ferramenta mas apresentam tenacidade reduzida. Materiais com boa tenacidade, por outro lado, apresentam elevado desgaste mas boa resistência à fractura, conseguindo assim resistir a pressões elevadas e/ou choques súbitos. Por outro lado, a condutibilidade térmica do material da ferramenta influencia a taxa de extracção de calor, a distribuição das temperaturas na zona das soldaduras, e consequentemente, a sua microestrutura, principalmente em soldaduras de materiais poliméricos.

Normalmente, para soldaduras de materiais macios e com baixo ponto de fusão, como as ligas de alumínio e de magnésio, a ferramenta é feita em aço rápido, como o AISI H13, pois este material é relativamente económico. Para soldaduras de aço ligado ou de titânio são utilizadas ferramentas feitas em Tungsténio e *PCBN*, estrutura policristalina de nitreto de boro de matriz cúbica. Estes materiais são muito duros e estáveis a altas temperaturas, têm um coeficiente de atrito baixo, o que permite um bom acabamento

superficial nas soldaduras, e ainda uma elevada condutibilidade térmica, o que permite que a ferramenta opere com temperaturas mais baixas (Rai et al., 2011). Para atenuar este facto pode-se aumentar a velocidade de rotação da ferramenta. O aspecto mais negativo do *PCBN* é sem dúvida o seu preço, contudo, a nível mecânico também apresenta uma baixa tenacidade, sendo por isso mais sensível a variações de carga e vibrações.

Outros materiais que podem ser utilizados são o Molibdénio e o Irídio, que possuem elevado ponto de fusão, elevada dureza e baixa reactividade com o oxigénio. Em alguns casos pode-se ainda adicionar a estes materiais elementos de liga para melhorar as suas propriedades ou realizar um revestimento da ferramenta, por exemplo com Carboneto de Titânio, *TiC* (Rai et al., 2011). No entanto, este material tem baixa condutibilidade térmica, obrigando o uso de alhetas de arrefecimento como sugere Nandan et al., 2008.

É portanto fulcral encontrar um equilíbrio entre o material da ferramenta e o material que se pretende soldar, para que a vida útil da ferramenta seja a expectável e que as soldaduras produzidas possuam qualidade.

2.1.4. Pontos Fortes do Processo FSW

A nível ambiental, o processo *FSW*, é uma tecnologia promissora uma vez que tem baixo consumo energético e não necessita de materiais de protecção da soldadura, como gases de protecção no caso dos processos *MIG* e *MAG*. O soldador também não necessita de nenhuma protecção especial, uma vez que, não há emissão de radiação ou fumos tóxicos, à semelhança do processo de soldadura por fusão *SAW*.

Uma vez que a soldadura se realiza no estado sólido, existe uma baixa variação de volume dos materiais na zona da soldadura, o que reduz as tensões residuais e deformações nas peças soldadas (Mishra e Ma, 2005). Além disso não há tendência à fissuração na solidificação ou à formação de porosidade.

O processo permite realizar soldaduras em materiais similares e dissimilares, em diferentes configurações de junta, desde juntas topo a topo, até juntas de canto, como se pode verificar na figura 5.

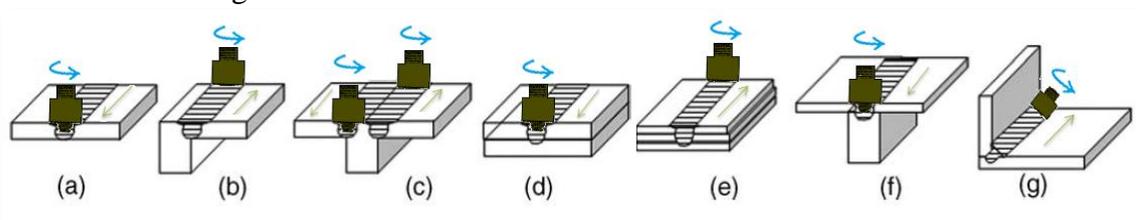


Figura 5 - Juntas usuais em FSW, adaptado de Mishra e Ma, 2005.

2.1.5. Inconvenientes do Processo *FSW*

Um inconveniente deste tipo de processo, que aliás foi sentido aquando da realização de soldaduras, assenta no facto de se ter de fixar rigidamente as peças a unir para evitar o seu afastamento durante a soldadura.

Por outro lado, as ferramentas são diferentes conforme os materiais, as espessuras ou geometrias a soldar, o que pode afectar a cadência de produção. Por fim, neste tipo de soldadura, é usual existir na zona final um buraco com dimensões aproximadas às do pino. Isto implica, por exemplo, para o caso de soldaduras lineares, cortar a zona final da soldadura ou estender a soldadura para uma chapa auxiliar de modo que o furo fique nesta.

No caso de juntas cilíndricas, apareceram recentemente sistemas que permitem fazer a revolução completa da soldadura e remover o pino de forma tangente e gradual da soldadura para outra peça auxiliar, deixando aí o furo residual.

Desta forma, uma vez que os aspectos menos positivos estão a ser continuamente melhorados, o processo de *FSW* apresenta potencial para ser utilizado nas principais indústrias, como a ferroviária, naval, automóvel e aeronáutica, sendo talvez o processo mais revolucionário da década de 90 no ramo da construção metálica.

2.1.6. Microestruturas das Soldaduras

Durante o processo de soldadura *FSW* existem, de um modo geral, dois fenómenos determinantes para as características finais das soldaduras, a geração de calor e a deformação plástica. A sua acção conjunta provoca uma série de alterações microestruturais, sendo geralmente possível diferenciar as seguintes zonas: Material base (*MB*), zona afectada termicamente (*ZAT*) e zona afectada térmica e mecanicamente (*ZATM*), zonas estas, que se encontram indicadas na figura 6 para uma melhor compreensão.



Figura 6 - Microestrutura de uma soldadura tipo do processo *FSW* (Leal, 2011).

O *MB* corresponde à porção de material, que apesar de estar na proximidade da soldadura não sofre qualquer alteração estrutural.

A *ZAT* representa o material que, devido à transmissão de calor por condução desde da zona de actuação da ferramenta, apresenta uma microestrutura e propriedades mecânicas diferentes do *MB*. Contudo, é de evidenciar que esta zona não sofre qualquer deformação plástica durante o processo de soldadura e que o calor é o único responsável pelas transformações metalúrgicas que aí ocorrem.

Por fim, a *ZATM*, corresponde à zona da soldadura, cujo material sofre a acção conjunta de temperaturas elevadas e deformação plástica intensa durante o processo de ligação. Nesta região ocorre a mistura dos materiais deformados durante o processo e de um modo geral, os grãos, apesar de deformados a elevadas temperaturas, podem ou não recrystalizar (Mishra e Ma, 2005). Dentro da *ZATM*, é possível identificar na região central, uma zona denominada *Nugget* (figura 6). O *Nugget*, corresponde à zona onde a deformação plástica e a mistura dos materiais a elevadas temperaturas foi tal que, tornou possível a recrystalização dinâmica do material, formando-se grãos finos e equiaxiais. Mesmo recorrendo a uma baixa ampliação é possível visualizar que esta zona tem uma configuração similar a várias elipses concêntricas, podendo ser ou não simétricas em relação ao eixo da soldadura. O *Nugget* pode apresentar um tamanho de grão maior ou menor, dependendo de existir ou não crescimento residual do grão. Este crescimento residual depende directamente da temperatura máxima atingida. As propriedades mecânicas desta região não podem ser generalizadas, visto que dependem do material soldado e dos parâmetros de soldadura.

2.2. Soldaduras Heterogéneas

A realização de soldaduras heterogéneas tem sido alvo de intensos estudos nos últimos anos, quer a nível de processos de soldadura por fusão, quer ao nível dos processos de soldadura no estado sólido, como o processo *FSW*. As soldaduras heterogéneas são alvo de elevada cobiça, uma vez que permitem combinar materiais com propriedades mecânicas, químicas e físicas bastante diferentes, podendo-se assim usufruir das melhores propriedades que cada material pode oferecer.

Até à data foram estudadas soldaduras entre vários materiais diferentes, como por exemplo: Chen e Nakata, 2009 em soldadura *Mg-Aço*; Coelho et al., 2012 em *Al-Aço*; Kostka et al., 2009 em *Al-Mg* e Galvão et al., 2010 em *Al-Cu*, todos trabalhos importantes, na medida que permitiram retirar importantes conclusões, nomeadamente nas propriedades microestruturais das soldaduras. A maior parte destas soldaduras não seriam possíveis por um processo convencional de soldadura por fusão, razão pela qual se têm realizado nos últimos anos muitos estudos sobre soldaduras heterogéneas pelo processo *FSW*.

2.2.1. Soldaduras Alumínio/Cobre

O processo de soldadura *FSW* já se encontra parametrizado para soldaduras homogéneas, como soldaduras *Al-Al*. Contudo, o progresso industrial criou a necessidade de se ligarem materiais distintos. Por exemplo, a indústria eléctrica tem grande interesse em realizar soldaduras alumínio/cobre, pois assim poderia tirar proveito da elevada condutividade térmica e eléctrica do cobre, da baixa densidade e baixo preço das ligas de alumínio e da boa resistência à corrosão de ambos os materiais. A ligação destes materiais, apesar de difícil, já é possível há algum tempo pelo processo de soldadura por fricção ou por explosão, embora a diversidade de geometrias de ligação conseguidas seja limitada. O processo *FSW* é neste aspecto é mais versátil. Contudo, a qualidade das soldaduras obtidas está muito longe de ser aceitável, pois em certas zonas existem defeitos como fissuras e cavidades e noutras zonas, por exemplo, existem compostos intermetálicos formados entre o *Al-Cu* devido à mistura intensa entre ambos e devido, como sugerem Guo et al., 2011, às elevadas temperaturas atingidas durante a soldadura. Estes compostos intermetálicos, por serem muito duros e frágeis, vão fragilizar a soldadura.

Tendo por objectivo reduzir a formação destas fases duras, Okamura e Aota, 2004, decidiram realizar soldaduras com introdução de um *offset*. Como o alumínio utilizado apresentava menor resistência à deformação que o cobre, o que facilitava o fluxo de material, decidiram deslocar a ferramenta para o lado do alumínio. Estes autores dizem ter conseguido reduzir a quantidade de compostos intermetálicos presentes na soldadura, contudo, reconhecem que as soldaduras não possuem boa resistência mecânica, justificando, que mesmo em menores quantidades os compostos intermetálicos são os responsáveis por esta baixa resistência. Ainda assim, devido à sua menor quantidade,

dizem ter conseguido uma melhoria na morfologia da superfície das soldaduras, uma vez que apenas existia alumínio movimentado.

Mais tarde, Galvão et al., 2012a, também realizaram um estudo semelhante, tendo conseguido porções de soldadura com bons resultados. Porém, de um modo geral, as soldaduras continuaram a ter intermetálicos, fraca resistência mecânica e mau aspecto superficial. Segundo estes autores, este procedimento de soldadura permitiu reduzir a formação de intermetálicos e melhorar o aspecto visual das soldaduras, à medida que o *offset* avançava para o lado do alumínio. No entanto, quando verificaram a resistência mecânica das soldaduras concluíram que este procedimento em nada fez aumentar a sua resistência mecânica. Neste caso, a falta de coesão entre o alumínio e o cobre foi apontada como a principal razão para a fractura das soldaduras. Isto acontece devido ao facto de existir uma mistura deficiente entre os dois materiais durante a soldadura. Na figura 7 é possível verificar que as soldaduras entraram em ruptura, nitidamente na zona de ligação entre o alumínio e o cobre, evidenciando sem dúvida a clara falta de mistura dos dois materiais, ao fracturarem praticamente em linha recta.

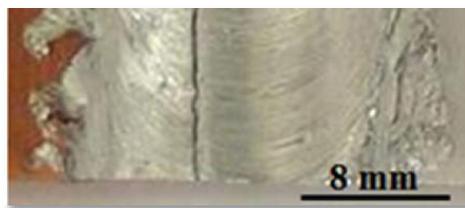


Figura 7 - Fractura em linha recta na interface dos materiais, retirado de Galvão et al., 2012a.

Num estudo anterior, Galvão et al., 2010, centraram-se no fluxo de material em soldaduras de chapas finas, a fim de poderem compreender melhor os mecanismos inerentes à formação das fases intermetálicas. Foram realizadas soldaduras topo a topo, entre chapas de 1mm de *Al 5083-H11* a *Cu-DHP*, com ferramentas de base cónica e estriada. As soldaduras efectuadas com base estriada tinham bom acabamento superficial, bem como uma boa mistura entre os *MB*. Porém, após a análise química da secção transversal, Galvão et al., 2010, constataram que existia uma grande matriz de CuAl_2 na zona do *Nugget*. Esta zona de abundante presença de compostos intermetálicos, segundo os autores, deveu-se ao facto das estrias da base promoverem uma maior mistura entre os *MB* e assim uma maior formação de intermetálicos por processos de deformação plástica intensa a elevadas temperaturas. Com a base cónica, as soldaduras apresentaram grande

heterogeneidade no fluxo de material, originando soldaduras com mau aspecto superficial. Neste caso, o acabamento das soldaduras mostrou-se mais dependente da posição relativa dos *MB*, face aos lados de avanço e de recuo da soldadura.

Nas soldaduras realizadas com o alumínio no lado do avanço da soldadura, porções de cobre foram arrastadas da zona de retrocesso, pela base, sendo posteriormente acumuladas na zona de avanço, originando uma morfologia superficial bastante irregular e com redução de espessura pela formação de grandes quantidades de rebarba. Segundo os autores, a formação de rebarba deve-se ao facto do alumínio se encontrar num estado de maior amaciamento que o cobre. Desta forma, o alumínio é expelido da soldadura pelo cobre quando este é arrastado pela base da ferramenta do lado de recuo para o lado de avanço. Devido a esta expulsão do alumínio, os autores relataram que a mistura dos dois materiais nestas condições foi deficiente. Nas soldaduras onde o cobre estava no lado de avanço, houve a deposição de uma fina e irregular camada de coloração semelhante ao alumínio, arrastada do lado de retrocesso pela ferramenta, sobre o cobre. Neste caso, o alumínio, por ser mais macio que o cobre, não o expulsou da zona da soldadura, aquando do seu pressionamento contra o cobre, possibilitando uma melhor mistura entre os *MB*. Após análise química destas soldaduras, concluíram que para além do alumínio e do cobre, também existia grandes quantidades de CuAl_2 e Cu_9Al_4 , resultado da melhor mistura entre os dois materiais, o que se traduziu numa maior irregularidade superficial das soldaduras. Verificaram ainda que as fases intermetálicas CuAl_2 eram mais abundantes em soldaduras realizadas com base estriada e as maiores quantidades de Cu_9Al_4 eram encontradas em soldaduras realizadas com base cónica. Com este estudo, Galvão et al., 2010, concluíram que em soldaduras *Al-Cu*, a geometria de base da ferramenta é a principal responsável para distribuição das fases intermetálicas na soldadura e que a posição do material base face ao lado de avanço e recuo da soldadura tem grande importância na morfologia final da soldadura.

Galvão et al., 2011b, com vista a determinar com maior exactidão o local de formação preferencial de cada tipo de fase intermetálica, realizaram um novo estudo, onde utilizaram novamente uma ferramenta de base estriada, outra de base cónica e os mesmos *MB*. As soldaduras feitas com a base estriada tinham os intermetálicos, como o CuAl_2 , concentrados maioritariamente no *Nugget*, aspecto que fez com que as soldaduras apresentassem uma boa homogeneidade superficial, livre de cavidades. Por outro lado, as

soldaduras realizadas com base cónica apresentavam grandes irregularidades na distribuição do material e presença de cavidades ao longo da soldadura, resultado da expulsão dos aglomerados de intermetálicos pela base. Por este facto, na secção transversal das soldaduras realizadas com base cónica, não existiam grandes quantidades destas fases duras. Mesmo assim, foi detectada a presença da fase Cu_9Al_4 .

Ainda no mesmo ano, Galvão et al., 2011a, haviam realizado um outro estudo, com vista a determinar agora a influência da velocidade de rotação e de avanço da soldadura, pois variando estes dois factores iriam alterar a quantidade de calor gerado. Estes autores, afirmaram que a presença de CuAl_2 na superfície das soldaduras ocorre independentemente dos parâmetros utilizados, uma vez que a base da ferramenta arrasta o alumínio contra a chapa de cobre, levando ao aumento da concentração de alumínio nesta zona e à formação de CuAl_2 . As soldaduras realizadas com baixa geração de calor, isto é, baixa relação w/v , apresentavam uma fina camada de intermetálicos dentro do *Nugget*. Por outro lado, à medida que a temperatura das soldaduras aumentava, a presença de intermetálicos também era maior, em consequência da maior homogeneidade da mistura.

Uma vez que a temperatura de fusão da fase Cu_9Al_4 é bastante superior às temperaturas atingidas durante o processo de *FSW*, os referidos autores sugerem que o aparecimento desta fase não se deve directamente às temperaturas atingidas durante o processo, mas sim à extrema deformação plástica que ocorre durante o processo. Por fim, verificaram que existia uma tendência para a formação de CuAl_2 em zonas ricas em alumínio e uma tendência para a fase Cu_9Al_4 se formar na presença de maiores quantidades de cobre.

Mais recentemente, Galvão et al., 2012b, decidiram avaliar a influência do binário de soldadura nas propriedades finais das soldaduras *Al-Cu*. Para tal, foram realizadas várias soldaduras com diferentes parâmetros e *MB*, sendo utilizada uma base com 3° de inclinação e um pino cilíndrico com 3mm de diâmetro. Os autores concluíram que a evolução do binário durante o processo de soldadura era semelhante, quer se tratasse de ligas similares ou dissimilares. Contudo, em todos os casos, o binário registado mostrou ser dependente da velocidade de rotação, decrescendo com o aumento desta. Esta evolução deveu-se ao aumento da temperatura durante a soldadura, que tornou o fluxo de material mais fácil, uma vez que o seu grau de amaciamento aumentou. Os valores de binário máximo eram atingidos ao soldar ligas *Cu-Cu*, o valor intermédio em soldaduras *Al-Al* e o binário mínimo nas ligações *Al-Cu*, pelo que se conclui que o binário depende da

combinação dos *MB* a soldar. Relativamente à variação instantânea do binário, concluíram que a acumulação e a expulsão de grandes quantidades de intermetálicos da zona de actuação da ferramenta, fez respectivamente, aumentar e diminuir o binário nesses instantes.

Deve-se por fim realçar o estudo feito por, Tan et al., 2013, uma vez que os autores afirmam ter conseguido melhorar a resistência mecânica das soldaduras Al-Cu, apesar de terem identificado fases intermetálicas nas suas secções transversais, através do uso de um ângulo de inclinação da ferramenta para o lado do alumínio. Segundo os autores, permitiu gerar um fluxo de material diferente, levando os intermetálicos a depositarem-se na raiz da soldadura, não prejudicando deste modo as propriedades mecânicas. Porém, estes autores, não comprovaram efectivamente a razão que os levou a afirmar que o fluxo de material gerado foi diferente, nem o porquê dos intermetálicos localizados nesta zona não serem prejudiciais. A rosca utilizada no pino cónico era direita, o que obrigava a um sentido anti-horário da rotação da ferramenta. Mesmo assim os autores usaram o sentido horário para a rotação da ferramenta, o que tornou este método invulgar.

Apesar de ser perceptível que nos últimos anos tem sido realizada uma investigação intensa, particularmente na área das soldaduras dissimilares *Al-Cu* por *FSW*, as soldaduras produzidas apresentam na generalidade defeitos morfológicos e/ou compostos intermetálicos que prejudicam as propriedades mecânicas das soldaduras. Mais investigação é portanto necessária de modo a desenvolver procedimentos que permitam resolver estas limitações e que tornem o processo *FSW* funcional neste tipo de soldaduras.

3. MATERIAIS, EQUIPAMENTOS E PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS

Neste capítulo explicitam-se as principais características dos materiais base utilizados nas soldaduras, descrevem-se sumariamente os procedimentos laboratoriais efectuados e faz-se uma breve referência aos equipamentos utilizados.

3.1. Materiais Base

De acordo com o objectivo deste trabalho, todas as soldaduras realizadas foram entre uma liga de alumínio 6082-T6 e uma liga de cobre com elevado teor em fósforo (Cu-DHP). A liga de alumínio 6082-T6, tratável termicamente, tem como principais elementos de liga o magnésio e o silício, que ao formarem uma rede de precipitados muito finos e dispersos induzem o endurecimento das ligas desta serie. A designação T6 indica que as propriedades finais da liga resultam do envelhecimento artificial que ela sofreu. A liga de cobre, durante o seu fabrico sofre um processo de encruamento, no qual a sua estrutura é deformada de forma a promover um alongamento do grão e assim aumentar a sua dureza e resistência, procedimento designado por R240. Este material possui um alto teor em fósforo, sendo ideal para ambientes onde as temperaturas ascendam aos 400°C e em atmosferas ricas em hidrogénio (Smith, 1998).

A composição química e as principais propriedades mecânicas dos *MB* utilizados estão indicadas no anexo A.

3.2. Desenvolvimento das Ferramentas

Na melhoria e desenvolvimento das ferramentas de *FSW* utilizou-se o programa CAD Solid Works 2013.

3.3. Realização de Soldaduras

As soldaduras foram efectuadas no *CEMUC*, numa fresadora universal da marca Cincinnati. Antes de cada soldadura, procedeu-se à eliminação das camadas de óxidos superficiais dos *MB*, recorrendo à utilização de uma lixa de granulometria P320.

As chapas dos *MB* utilizadas apresentavam um comprimento de *25cm* e uma espessura de *3mm*.

3.4. Análise Metalográfica

3.4.1. Preparação das Amostras

As soldaduras foram cortadas, numa guilhotina convencional, em amostras com cerca de *4cm* de comprimento e *8mm* de largura, sendo posteriormente colocadas em resina para auxiliar o polimento das mesmas. O polimento foi realizado com lixas de carboneto de silício, com granulometrias de P180, P360, P600, P1000 e P2500. Para um acabamento superficial mais refinado foi realizado um último polimento com pasta de diamante em suspensão de $3\ \mu\text{m}$.

O ataque químico das amostras teve duas fases, pois primeiramente realizou-se a revelação do cobre, com auxílio de uma solução de *5ml* de H_2O_2 em *50ml* de NH_4OH , e por fim revelou-se o alumínio, utilizando o reagente “Poulton Modificado” cuja composição consiste em *6ml* de HCl , *9ml* de HNO_3 , *0.5ml* de HF , *6.5ml* de H_2O e *1ml* de CrO_3 . Durante todos os ataques químicos, o tempo de exposição das amostras aos reagentes foi muito variado, não se podendo definir um tempo de exposição óptimo, mas sim uma actuação por tentativa e erro.

3.4.2. Análise Morfológica

Para a análise macroestrutural foram tiradas fotografias com ampliações de 1x, 2x e 5x com uma máquina fotográfica Canon Power Shot G5, acoplada a uma lupa ZEISS Stemi 2000-C.

3.4.3. Análise Microestrutural

A microestrutura da secção transversal das soldaduras foi observada utilizando um microscópio óptico ZEISS Axiotech 100 HD com ampliações de 50x, 100x, 200x, 500x. Para posterior análise foram tiradas fotografias com a máquina fotográfica Canon Power Shot G5, nas ampliações indicadas.

3.4.4. Testes de Dureza

Os ensaios de dureza foram realizados segundo a norma ASTM E 92 – 82, utilizando o equipamento Shimadzu Microhardness Tester, que possui um indentador *Vickers*. Usou-se para todos os testes uma carga de 0.2Kg e um tempo de indentação de 15 segundos, tendo-se medido a dureza em linhas rectas ao longo da secção transversal das soldaduras, com 500 μ m de espaçamento entre indentações e medições isoladas em pontos das soldaduras considerados críticos.

3.4.5. Análise por Difracção de Raios X

A análise por Difracção de Raios X, foi realizada com um difractómetro PANalytical X'Pert PRO, numa área de acção do feixe com raio de 100 μ m.

4. FERRAMENTAS DESENVOLVIDAS E ENSAIOS REALIZADOS

As ferramentas utilizadas neste estudo foram desenvolvidas pelo autor, tendo sido utilizada uma ferramenta de base cónica estacionária, com pino cilíndrico e cónico, e duas ferramentas de base rotativa, mas de dimensões reduzidas que, como a anterior, tinham pino cilíndrico e cónico. No anexo B, encontram-se os desenhos 2D de todos os componentes da ferramenta de base estacionária, alvo de alteração, bem como os 2D das ferramentas de base rotativa. De salientar que, devido à natureza dos materiais a soldar, todas as ferramentas utilizadas foram construídas em aço rápido AISI H13.

4.1. Ferramenta de Base Estacionária

Como foi referido anteriormente, durante a realização de soldaduras *Al-Cu* surgem compostos intermetálicos. Sabe-se que, apesar de ser indispensável para a ligação dos *MB*, a interacção entre eles está na base da formação destes compostos, logo será proveitoso diminuir esta interacção, não prejudicando contudo, a ligação entre os *MB*. Para tal, pode-se retirar o movimento de rotação da base, ao separá-la do pino, reduzindo assim o arrastamento dos *MB* e a geração de calor, durante a realização da soldadura. Mesmo assim, a base continua a manter o material movido pelo pino no interior da soldadura, ao permanecer pressionada contra os *MB*. Nestas condições, as ferramentas são designadas de ferramentas de base estacionária.

A ferramenta de base estacionária utilizada neste trabalho foi obtida por melhoramento da ferramenta, desenvolvida por Fertuzinhos, 2012. A ferramenta desenvolvida por este autor apresentou diversos problemas, quer a nível da qualidade das soldaduras obtidas, quer a nível das características funcionais da própria ferramenta. Com efeito, nos ensaios realizados por Fertuzinhos, 2012, não se conseguiu obter verdadeiramente uma soldadura. Pela sua análise, constatou-se que nuns locais não houve calor suficiente para amaciar o material, e que noutras foi completamente removido pelo pino da zona da soldadura. Esta expulsão dos *MB* sugere que a base não permaneceu pressionada contra eles, não os conseguindo reter na junta de soldadura, como analisou o

referido autor. Em resultado da expulsão dos *MB*, surgiram grandes cavidades ao longo de toda a soldadura, como se pode observar na figura 8.



Figura 8 – Presença de cavidades na soldadura realizada por Fertuzinhos, 2012.

Fertuzinhos, 2012, indica que a razão para o afastamento da base se deveu ao facto do pino ser demasiado comprido. Contudo, se isso tivesse ocorrido, verificar-se-ia a penetração total das chapas dos *MB* por parte do pino. Neste caso, seriam visíveis os danos causados pelo pino à base de apoio das chapas dos *MB*, o que não se observou, pelo que o motivo do afastamento da base terá sido outro. Uma vez que a soldadura indicada foi realizada em controlo de posição, a profundidade de penetração do pino deve ter sido correcta. Contudo, devido à natureza dos elementos móveis da ferramenta, como os rolamentos, a folga axial anexa aos mesmos, pode ter permitido que os *MB* pudessem subir a base sem grande esforço. Após a visualização dos vídeos das soldaduras, constatou-se que a ferramenta, durante o seu avanço ao longo da junta, manifestava uma vibração elevada, o que também pode ter contribuído para o afastamento da sua base em relação às chapas dos *MB*.

4.1.1. Aperfeiçoamento da Ferramenta de Base Estacionária

Nesta secção, todos os problemas funcionais encontrados na ferramenta desenvolvida por Fertuzinhos, 2012, vão ser explicitados, bem como a tentativa de correcção dos mesmos. Com efeito, constatou-se que existia uma incompatibilidade funcional entre alguns dos seus constituintes. Por exemplo, devido às forças radiais geradas durante o avanço da ferramenta, o pino foi pressionado contra o casquilho de bronze, o qual é responsável pela vedação da folga, entre a base e o pino, face à possível entrada de material deformado para o interior da ferramenta.

Devido à grande diferença de comportamento mecânico dos materiais do pino (aço H13) e do casquilho (bronze) e pelo pressionamento do pino sobre o casquilho, este último deformou plasticamente, criando uma folga excessiva entre o pino e o casquilho, como se observa na figura 9a), permitindo a entrada de material para o interior da ferramenta.

Tal como sugerem Galvão et al., 2011a, o composto intermetálico CuAl_2 , encontra-se num estado muito pastoso durante a realização das soldaduras, pelo que a sua entrada no interior da ferramenta irá ocorrer em todos os pontos onde a folga entre os seus elementos seja maior do que o previsto, fazendo-a gripar.

Posteriormente, constatou-se que não era só a fraca resistência mecânica do bronze, à temperatura de soldadura, que era responsável pela sua deformação plástica, mas também a geometria do casquilho. Como se pode visualizar através da figura 9b), o ângulo do cone do casquilho não era igual ao ângulo do cone do pino, fazendo com que os dois apenas contactassem por uma linha circunferencial. Devido a este facto, as forças radiais (F_r) criadas aquando do avanço da ferramenta (V_a) eram suportadas por uma área muito pequena do casquilho, originando tensões muito elevadas. Por outro lado, como o casquilho foi pressionado na vertical ascendente ($F_{v,a}$), pelos MB, e como o pino foi pressionado na vertical descendente ($F_{v,d}$), pelo veio de transmissão da ferramenta contra o casquilho, o colapso do casquilho de bronze foi mais prematuro.



Figura 9 – a) – Deformação do casquilho, adaptado de Fertuzinhos, 2012; b) Representação das grandezas físicas sofridas pelo pino e casquilho.

A solução para o problema reportado no parágrafo anterior seria igualar os ângulos de contacto entre os cones do pino e do casquilho, para que a área de contacto resistente fosse maior. Contudo, isto levaria, como analisado por Fertuzinhos, 2012, a um atrito elevadíssimo entre as superfícies do pino e do casquilho, levando passado algum tempo à plasticização do material do próprio casquilho. Para tentar corrigir este problema procedeu-se à alteração da geometria do pino, do casquilho, da base e do corpo da ferramenta.

Para a construção do novo casquilho foi seleccionado o ferro fundido cinzento, o qual possui maior resistência mecânica do que o bronze nas condições de soldadura, bem como propriedades lubrificantes, as quais permitirão melhorar o escorregamento entre o casquilho e o pino. A geometria do casquilho também foi alterada, de modo a se conseguir aumentar a sua área resistente. Para tal, criou-se uma parede vertical de 5mm de forma a

garantir um melhor isolamento, bem como maior capacidade para suportar as forças radiais criadas pelo arrastamento do pino dentro da junta. Na figura 10 é possível observar a nova geometria do casquilho de ferro fundido. Comparando as figuras 9b e 10 é possível verificar as diferenças entre os dois casquilhos.

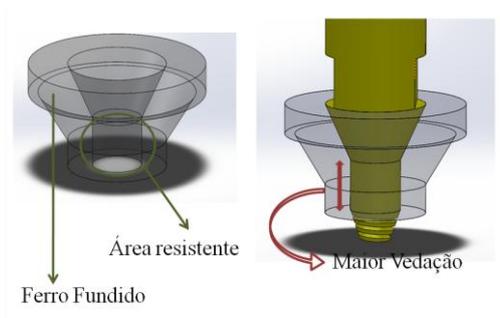


Figura 10 – Novos casquilho e Pino desenvolvidos.

Devido às alterações efectuadas na geometria do casquilho, o pino também foi alterado de modo a se adaptar à nova geometria do casquilho. Aproveitando esse facto, foram desenhados novos pinos de extremidade cónica em vez de cilíndrica. Com esta alteração espera-se diminuir as forças radiais, uma vez que um pino cónico está sujeito a menores esforços transversais quando comparado com os pinos cilíndricos (Galvão, 2009), o que pode vir a favorecer o contacto do pino com o casquilho. Contudo, mantém-se a superfície roscada para tentar maximizar o fluxo de material (Mishra e Ma, 2005).

Por sua vez, foi reconstituída a base e o corpo da ferramenta, tal como se mostra na figura 11, de modo a se poder acomodar um casquilho de enchimento (em bronze), cuja finalidade, consiste em contrariar a subida do casquilho de ferro fundido (Fe) ao exercer uma força contrária (F_c) à força vertical ascendente ($F_{v,a}$) exercida pelos MB. Esta função consegue-se, uma vez que, este irá servir de encosto entre o corpo da ferramenta e o casquilho de ferro fundido, eliminando o espaço vazio. Desta forma, pretende-se eliminar o problema de atrito excessivo que anteriormente existia entre o pino e o casquilho.

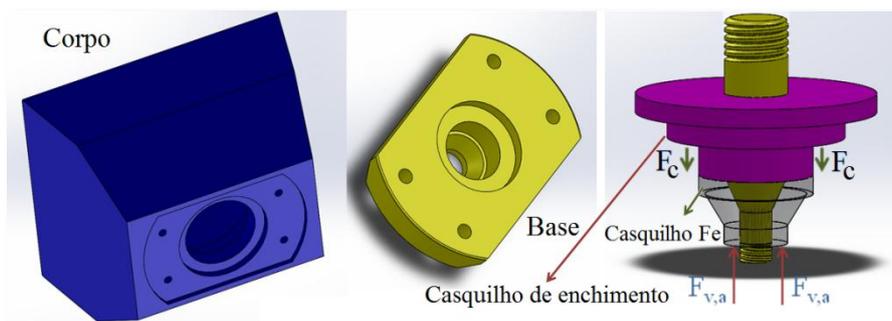


Figura 11 – Apresentação dos componentes e representação das grandezas físicas em jogo.

De referir contudo que, para uma espessura de 3mm das chapas dos *MB*, é usual escolher pinos de 3mm de diâmetro. No entanto, como se pretende impor uma maior mistura entre os materiais e desta forma compensar a ausência do movimento de rotação da base, utilizaram-se pinos com 5mm de diâmetro. Também o ângulo escolhido para a inclinação da base foi apenas 3° e não 5° ou até 7° como se usa normalmente, pois como existe uma menor quantidade de material a ser movimentado, o uso de ângulos maiores poderiam criar uma cavidade muito grande entre a base e a superfície das chapas, correndo-se o risco de não existir material suficiente para tapar esse espaço, provocando a formação de cavidades na soldadura.

Após reunir todos os componentes da ferramenta, efectuou-se a sua montagem. O pino foi o último elemento a ser montado no veio da ferramenta e o único que não ficava na posição desejada após o seu aperto. Tal situação deveu-se ao facto do número de filetes da rosca do pino ser ligeiramente diferente entre cada pino, fazendo com que todos ficassem numa posição diferente após o seu aperto, relativamente ao casquilho de ferro fundido da ferramenta. Para corrigir o problema introduziu-se um parafuso sextavado interior na rosca do veio, para que o pino ao apertar no veio encostasse no parafuso, ficando assim na posição pretendida. Veja-se a figura 12 para se perceber melhor a função do parafuso sextavado. Com este parafuso, conseguiu-se para todos os pinos definir com mais exactidão a sua profundidade de penetração, pela variação de Δh , bem como a sua folga, Δf , ao nível da sua secção cónica, em relação ao casquilho de ferro fundido.

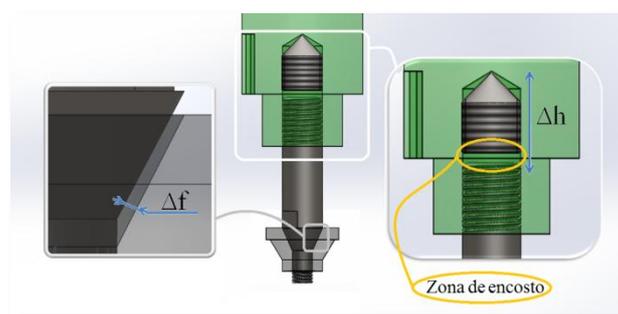


Figura 12 – Representação da função do parafuso sextavado.

4.1.2. Desenvolvimento das Guias

Com o objectivo de eliminar as vibrações da ferramenta durante a sua operação, desenvolveram-se umas guias em aço comercial, as quais se podem observar na figura 13.

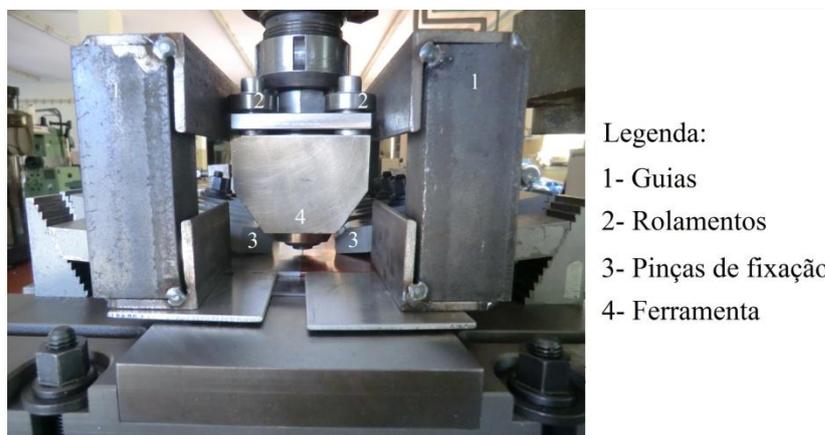


Figura 13 - Conjunto Ferramenta/Guias pronto a soldar.

Estas estruturas, na realidade, tiveram dupla função, pois para além de guiarem a ferramenta, também serviam como uma base de aperto às chapas de alumínio e cobre, permitindo que a pressão de aperto das pinças fosse distribuída de forma uniforme ao longo das chapas.

Durante a realização das soldaduras constatou-se que as guias se revelaram extremamente eficazes, eliminando por completo a vibração da ferramenta. Com vista a permitir um movimento suave entre a ferramenta e as guias, seleccionaram-se quatro rolamentos rígidos de uma carreira de esferas. Estes rolamentos foram montados na parte posterior da ferramenta, permitindo que o movimento fosse desenvolvido por rolamento e não por escorregamento, como nas versões anteriores da ferramenta. Para prevenir a eventual subida das chapas dos *MB* na zona da soldadura, devido à solitação da ferramenta, utilizaram-se três pinças de cada lado, que foram amarrar as chapas mais perto da linha de soldadura.

4.2. Ferramenta de Base Rotativa

Esta ferramenta foi desenvolvida após se realizarem as soldaduras com a ferramenta de base estacionária. A sua concepção deveu-se ao facto de se querer uma ferramenta com características intermédias entre uma ferramenta convencional e uma de base estacionária, isto é, que gerasse uma quantidade de calor intermédia, à semelhança da ferramenta de base semi-estacionária utilizada por Li e Liu, 2013 em soldaduras *Al-Al*.

A concepção desta ferramenta foi relativamente simples, pois a diferença desta para as ferramentas convencionais, está no valor do diâmetro da base e dos pinos utilizados. A base das ferramentas desenvolvidas é cónica lisa com apenas 10mm de diâmetro e uma inclinação de 3°, tal como a ferramenta de base estacionária. O uso deste diâmetro reduzido teve como objectivo verificar se, deste modo, existia uma mistura entre os *MB* maior do que nas soldaduras realizadas pela ferramenta de base estacionária e ao mesmo tempo tentar que a geração de calor pela base fosse mínima, para evitar o aparecimento de estruturas intermetálicas, como acontece permanentemente nas soldaduras realizadas com ferramentas convencionais.

Foram construídas duas versões desta ferramenta, uma com pino cilíndrico e outra com pino cónico, como se observa na figura 14, sendo que ambos possuem rosca esquerda de passo constante, um comprimento de 2.8mm e um diâmetro de 5mm, tal como os pinos da ferramenta de base estacionária. O diâmetro maior do pino cónico está junto à base da ferramenta e o menor na sua extremidade, com 3mm de diâmetro.

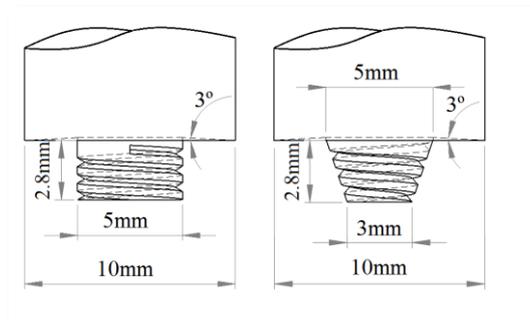


Figura 14 - Ferramentas RRC e RRCn respectivamente.

4.3. Nomenclatura Adoptada para a Caracterização das Ferramentas e das Soldaduras

Para identificar estas ferramentas recorreu-se a uma nomenclatura de fácil compreensão e intuitiva. Por exemplo, para todas as ferramentas as duas primeiras letras referem-se às características da base e as últimas duas, a itálico, à geometria do pino. Relembrar que, o significado destas siglas se encontra na página xvii. Pela tabela 1 pode-se observar as principais características das ferramentas desenvolvidas. Para identificar as soldaduras recorreu-se a uma nomenclatura igualmente intuitiva. Por exemplo, a soldadura SSC2.6n114v38 α 0_Al foi realizada com a ferramenta SSC, com uma profundidade de penetração de 2,6mm, uma rotação de 1140rpm, uma velocidade linear de 38mm/mim, ângulo de ataque nulo e o alumínio no lado do avanço, como se pode observar na tabela 2.

Tabela 1 - Nomenclatura e características das ferramentas desenvolvidas

Ferramenta	Base			Pino			
	ϕ (mm)	Geometria	Cone (°)	ϕ (mm)	Geometria	Compr. (mm)	ϕ Base (mm)
SSC	15				Cilíndrico		—
RRC	10	Cónica			Roscado		—
SSC <i>n</i>	15	Lisa	3	5		2.8	
RRC <i>n</i>	10				Cónico Roscado		3

Tabela 2 - Nomenclatura e parâmetros das soldaduras realizadas

Soldadura	Ferramenta	n (rpm)	v (mm/min)	Profundidade (mm)	Ângulo α (°)
SSC2.6n114v38 α 0_Al				2.6	
SSC2.8n114v38 α 0_Al	SSC	1140		2.8	0
SSC2.9n114v38 α 0_Al				2.9	
SSC <i>n</i> 2.8n150v38 α 0.5_Cu	SSC <i>n</i>	1500			
SSC <i>n</i> 2.8n150v38 α 0.5_Al			38		
RRC2.8n150v38 α 0.5_Al	RRC	1500		2.8	
RRC <i>n</i> 2.8n80v38 α 0.5_Al		800			0.5
RRC <i>n</i> 2.8n150v38 α 0.5_Al	RRC <i>n</i>	1500			
RRC <i>n</i> 2.8n150v38 α 0.5_Cu					

5. APRESENTAÇÃO E DISCUSSÃO DOS RESULTADOS

5.1. Avaliação do Comportamento das Ferramentas Desenvolvidas

5.1.1. Ferramenta de Base Estacionária

A primeira soldadura foi realizada com a ferramenta *SSC_n*, tendo o pino partido após um movimento de avanço da ferramenta de cerca de seis centímetros. A fractura do pino ocorreu na descontinuidade geométrica associada à mudança da secção cilíndrica para cónica e deveu-se à soldadura por fricção do pino ao casquilho de ferro fundido, como sugere a figura 15a). Pela figura 15b), pode-se verificar que também a extremidade do pino ficou completamente destruída. Devido às temperaturas e forças elevadas atingidas, os principais órgãos da ferramenta foram destruídos.

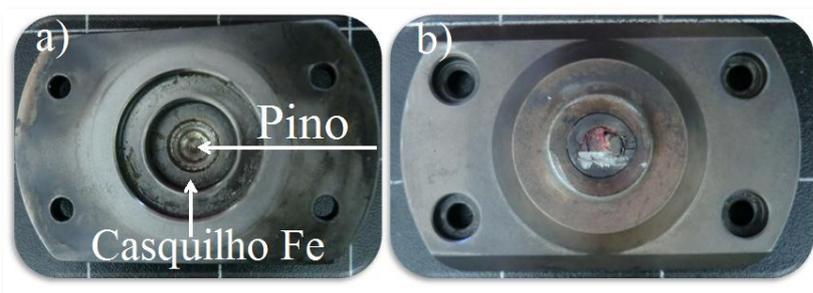


Figura 15 – a) Pino partido e soldado ao casquilho na parte interior da base;
b) Extremidade do pino dobrada.

A segunda soldadura realizou-se com a ferramenta *SSC*, conseguindo-se realizar um avanço de *25cm*, correspondente ao comprimento das chapas. Após o término da soldadura, o pino continuava funcional, contudo, as temperaturas atingidas pela ferramenta voltaram a ser muito elevadas, o que causou uma degradação prematura dos restantes constituintes.

A última soldadura foi realizada com uma nova ferramenta *SSCn*, que tal como a primeira, partiu ao fim de algum tempo, conseguindo mesmo assim realizar um avanço de 8cm.

Assim, pode concluir-se que, ao contrário do que era de esperar, o pino cónico não foi capaz de reduzir as cargas radiais sofridas pela ferramenta. Este acontecimento poderá dever-se à ferramenta *SSCn* apresentar um pino menos robusto do que a ferramenta *SSC*.

5.1.2. Ferramenta de Base Rotativa

Estas ferramentas permitiram produzir algumas soldaduras, embora estas apresentem diversos tipos de defeitos, conforme se analisa mais abaixo.

Na figura 16 mostram-se as ferramentas *RRC* e *RRCn*, após a realização de soldaduras. Verifica-se que estas ferramentas ficaram com quantidades significativas de material acumulado, não sendo possível identificar as espiras da rosca dos pinos, bem como a delimitação da base em relação ao corpo da ferramenta. A ferramenta *RRC* (figura 16a) e a ferramenta *RRCn* (figura 16b), apesar de gerarem soldaduras completamente diferentes, apresentam uma acumulação semelhante de material, apesar da ferramenta *RRCn*, parecer ter arrastado maiores quantidades de cobre, devido à coloração cobreada do pino, o que se confirmou na posterior análise das soldaduras. Já a ferramenta *RRCn* apresentada na figura 16c), teve a maior acumulação de material registada. Uma vez que as ferramentas da figura 16b) e 16c) são iguais e como a posição relativa dos *MB* nas soldaduras realizadas por estas ferramentas foi diferente, pode concluir-se que quando o cobre está no lado do avanço, parece existir uma maior mistura entre os *MB*, o que tende a gerar maior quantidade de intermetálicos. Esta conclusão assenta no facto de Galvão et al., 2010 terem concluído que os materiais acumulados na ferramenta são na sua maioria intermetálicos. Assim, com este tipo de ferramentas, a geometria do pino não parece influenciar a quantidade de material que se acumula, ao passo que a posição relativa dos materiais base tem maior influência.

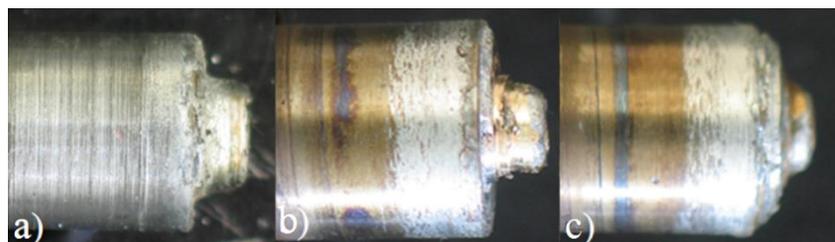


Figura 16 – a) Ferramenta *RRC*; b) e c) Ferramentas *RRCn*.

5.2. Análise das Soldaduras Realizadas

5.2.1. Análise Morfológica

Nesta secção realizou-se uma análise da morfologia das soldaduras, com o objectivo de relacionar a geometria das ferramentas com a qualidade superficial das soldaduras.

A figura 17 ilustra o aspecto superficial de soldaduras realizadas com a ferramenta de base estacionária, assim como o sítio de onde foram retiradas as diferentes amostras. Notar que, da soldadura $SSCn2.8n150v38\alpha0.5_Cu$, não se retirou nenhuma amostra da sua secção transversal, para posterior análise microestrutural.

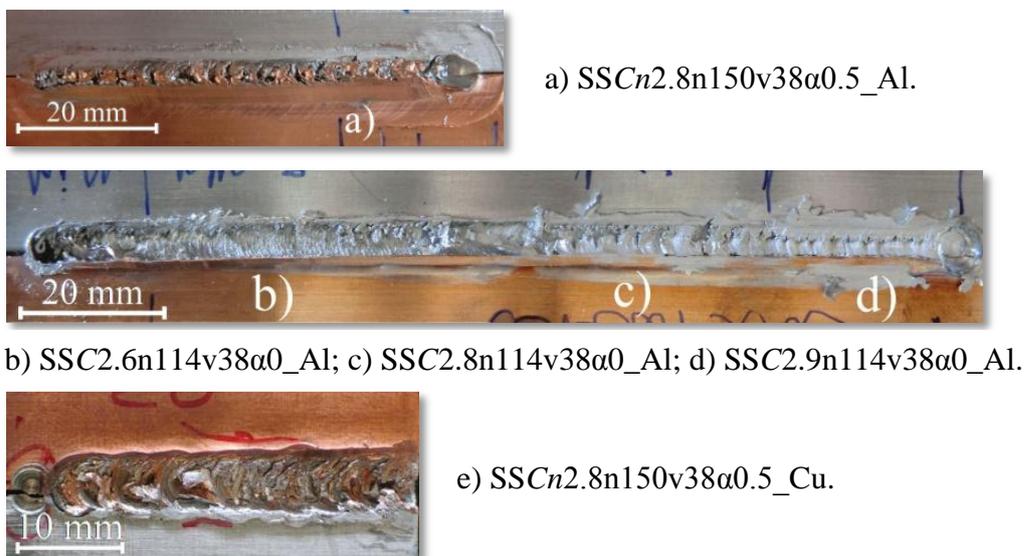


Figura 17 - Aspecto superficial de soldaduras realizadas com ferramenta de base estacionária.

Das soldaduras realizadas com a ferramenta de base estacionária, a que possui melhor mistura dos materiais, a nível superficial, é a $SSCn2.8n150v38\alpha0.5_Al$, (figura 17a)), embora existam cavidades nesta soldadura tal como nas soldaduras efectuadas com a ferramenta SSC. Estas cavidades, possivelmente resultaram de uma penetração deficiente da ferramenta, levando à não actuação correcta da base. Esta justificação é coerente com o facto de na parte final da soldadura, essas cavidades não serem tão evidentes, zona onde se aumentou a profundidade de penetração da ferramenta. Nesta zona final da soldadura, o aspecto superficial sugere que o calor induzido no momento da soldadura não foi suficiente para conferir um bom amaciamento aos *MB*, principalmente ao cobre por ter maior ponto

de fusão. Esta soldadura foi ainda a única, dentro da sua família, a não possuir qualquer rebarba, talvez devido ao ângulo de ataque de $\alpha=0,5^\circ$ utilizado, que optimizou a função da base, como sugere Mishra e Ma, 2005. Também foi a única, das soldaduras realizadas com base estacionária, que não apresentou nenhum desvio da ferramenta em relação à junta de soldadura.

Já as soldaduras realizadas com a ferramenta SSC, figura 17b), c) e d), apesar de se introduzir um *offset* inicial nulo, passados escassos centímetros, apresentaram um desvio para o lado do alumínio, por ser o material mais macio. Este mesmo facto fez com que o material movimentado pelo pino apresentasse melhor morfologia, já que, neste caso, foi o alumínio o único material a ser movimentado.

Todas as soldaduras realizadas com a ferramenta SSC apresentam formação de rebarba, principalmente no lado do cobre, posicionado no lado do recuo. Este acontecimento não se deve à falta de penetração da ferramenta, como aconteceu com Fertuzinhos, 2012, mas sim à utilização de um ângulo de ataque nulo. Uma vez que a amostra SSC2.9n114v38 α 0_Al apresenta uma rebarba semelhante à soldadura SSCn2.8n150v38 α 0.5_Al, apesar de ter uma profundidade maior.

Relativamente às soldaduras realizadas com a ferramenta de base rotativa, (figura 18), as que apresentaram melhor morfologia superficial foram as realizadas com a ferramenta RRCn, com o alumínio no lado do avanço.

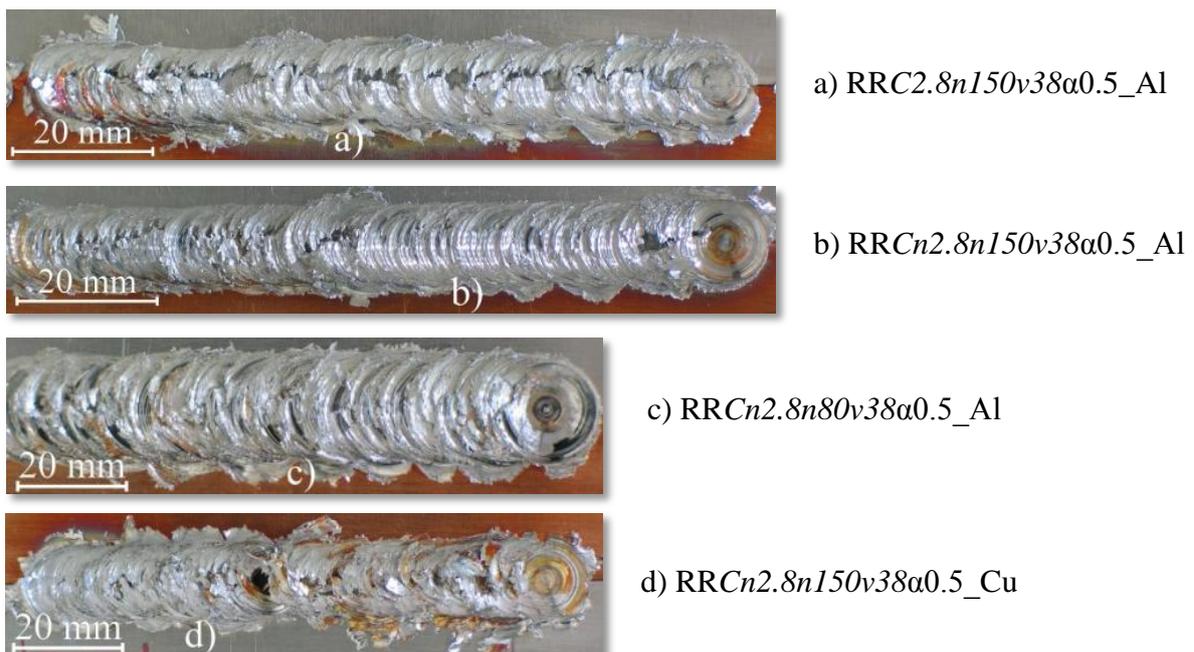


Figura 18 - Aspecto superficial de soldaduras realizadas com as ferramentas de base rotativa.

Tal como é perceptível pela figura 18a), na soldadura RRC2.8n150v38α0.5_Al, surgiu uma completa falta de material ao longo de toda a soldadura, sobre o lado do avanço, e uma maior formação de rebarba no lado do recuo. O material presente na rebarba é o que falta na zona central. A falta de material do lado do avanço sugere que o fluxo de material não foi suficiente para tapar a cavidade deixada pelo pino.

Já a soldadura RRCn2.8n150v38α0.5_Al, representada na figura 18b), apresentou melhor aspecto que a RRCn2.8n80v38α0.5_Al, presente na figura 18c), devido à maior relação w/v e conseqüente introdução de calor. Esta maior relação permitiu gerar um maior amaciamento dos MB, contribuindo para uma mistura homogénea dos materiais, como sugerem Galvão et al., 2011a. Um aspecto curioso, observado na soldadura RRCn2.8n150v38α0.5_Al, foi o facto de apenas existir formação de rebarba no lado do recuo, diferente do observado nas outras soldaduras e também por Galvão, 2009.

As soldaduras SSCn2.8n150v38α0.5_Cu e RRCn2.8n150v38α0.5_Cu, (figuras 17 e) e 18 d)), por terem o cobre no lado do avanço, ao contrário do que constataram Galvão, 2009 e Marques, 2010, foram as que apresentaram pior aspecto superficial, com grande quantidade de rebarba nos dois lados da soldadura e grande irregularidade superficial. Pode-se justificar o sucedido pela dificuldade das ferramentas em deformar o cobre arrastado para a zona central da soldadura, representando ser necessário mais calor para amaciar correctamente este material. Pela presença de elevadas quantidades de cobre nas zonas centrais destas soldaduras, verifica-se que o material soldado com as ferramentas SSCn e RRCn foi arrastado, pelo menos a nível superficial, do lado do avanço para o lado do recuo, ao contrário do observado também pelos autores anteriormente referidos. Esta afirmação baseia-se no facto do cobre estar no lado do avanço e ser perceptível a sua existência em maiores quantidades, relativamente às outras soldaduras, na zona central da soldadura.

Por outro lado, as ferramentas RRC e SSC, independentemente dos parâmetros seleccionados, geraram uma grande ausência de material na superfície das soldaduras, pelo que se pode concluir que para ambas as ferramentas, é o pino o principal responsável pelo fluxo de material verificado e não a base como acontece nas ferramentas convencionais.

Após esta análise, e em jeito de conclusão, pode afirmar-se que as soldaduras realizadas com pino cónico foram as que apresentaram melhor aspecto, independentemente

da base utilizada. Por outro lado, a ferramenta de base estacionária induz pouco calor, ao passo que a ferramenta de base rotativa parece gerar o calor suficiente para soldaduras *Al-Cu*, originando, para velocidades de rotação na ordem das $1500rpm$, soldaduras com aspecto superficial razoável. Contudo, é necessário fazer uma análise das secções transversais destas soldaduras, para verificar se existem ou não estruturas duras e frágeis.

5.2.2. Análise Microestrutural

Através da análise microestrutural das soldaduras, pretende-se observar e caracterizar o fluxo de material, para deste modo tentar encontrar explicações para os defeitos presentes nas soldaduras e uma relação com a geometria das ferramentas.

5.2.2.1. Soldaduras realizadas com a ferramenta de base estacionária

Pela figura 19a) pode constatar-se que a soldadura *SSCn2.8n150v38α0.5_Al* possui uma cavidade na parte superior, referenciada com número (1). Contudo, não se trata de uma completa ausência de material mostrada pela referência (4) na figura 19d), para o caso da *SSC2.6n114v38α0_Al*. Ainda na figura 19a), é possível ver que existe uma descontinuidade (2) quase total entre a zona do *Nugget* e da *ZATM* do lado do alumínio.

Pela análise da secção transversal das soldaduras *SSC2.9n114v38α0_Al*, *SSC2.8n114v38α0_Al* e *SSC2.6n114v38α0_Al*, representadas respectivamente nas figuras 19b), c), d), pode observar-se a existência do desvio da ferramenta observado na análise morfológica para o lado do alumínio, a existência de uma descontinuidade (3) entre o alumínio e o cobre e a existência de grandes cavidades na parte superior da secção da soldadura, em resultado da menor penetração da ferramenta, que se traduziu na completa falta de material neste zona (4).

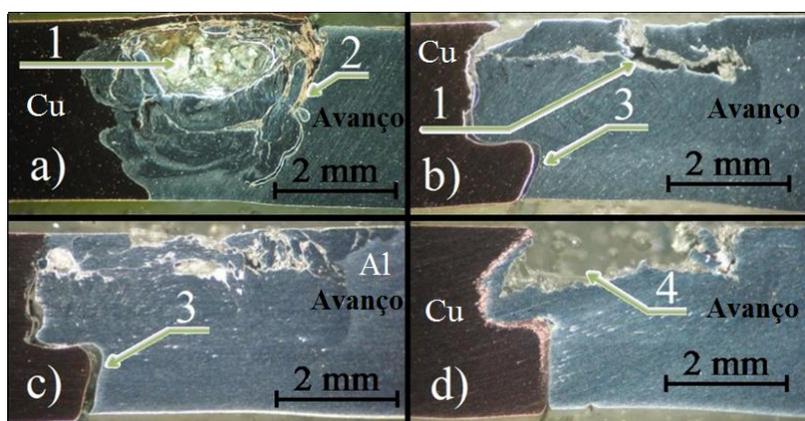


Figura 19 - Secção transversal das soldaduras: a) *SSCn2.8n150v38α0.5_Al*; b) *SSC2.9n114v38α0_Al*; c) *SSC2.8n114v38α0_Al* e d) *SSC2.6n114v38α0_Al*.

Pode-se constatar ainda pela figura 19 que, à semelhança do sugerido por Zhao et al., 2006, o fluxo vertical de material gerado pelos pinos cónicos, a), é superior ao gerado pelos pinos cilíndricos, b), c) e d), originando na soldadura SSCn2.8n150v38α0.5_Al, um *Nugget* expandido a quase toda a espessura das chapas.

Recorrendo a maior ampliação, foi possível observar, na zona do *Nugget* do lado do recuo da soldadura SSCn2.8n150v38α0.5_Al, a existência de estruturas alternadas de cobre e alumínio, como se mostra na figura 20a). Por outro lado observaram-se porções de cobre, envolvidas por alumínio, na zona do *Nugget* próxima do lado do avanço da soldadura, como se observa na figura 20b). Observou-se ainda muitas zonas com fissuras (1) e estruturas amareladas (2), indicadas na figura 20c), onde a mistura dos materiais foi mais abundante, o que evidencia a presença de estruturas duras e frágeis nestas regiões.

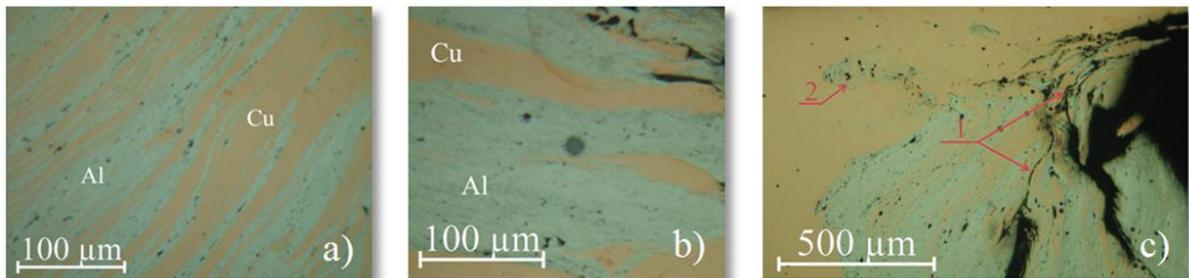


Figura 20 – Imagens de diferentes zonas do *Nugget* da soldadura SSCn2.8n150v38α0.5_Al.

Nas soldaduras SSC2.8n114v38α0_Al e SSC2.9n114v38α0_Al, pode-se observar, pela figura 21a) a existência de um *Nugget* com anéis concêntricos, como Leal, 2011, sugere que existe em soldaduras de materiais similares. Com este facto e pela elevada ausência de zonas mistas, pode-se concluir que a mistura do alumínio com o cobre praticamente não existiu nas soldaduras realizadas com base estacionária e pino cilíndrico. De notar ainda que, todas as diferentes colorações que a figura 21a) apresenta identificam unicamente o alumínio.

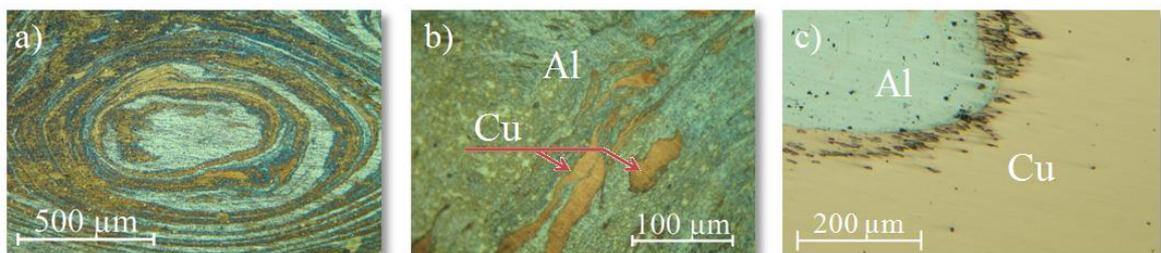


Figura 21 – Imagens da zona do *Nugget* das soldaduras: a) SSC2.8n114v38α0_Al; b) SSC2.9n114v38α0_Al e c) SSC2.6n114v38α0_Al.

Curiosamente, em toda a zona do *Nugget* destas soldaduras foram encontrados pequenos fragmentos de cobre envoltos pelo alumínio, figura 21b), tanto na zona do recuo como na zona do avanço. Este facto, deveu-se ao desvio da ferramenta, pois como a maior parte do material movimentado foi alumínio era de esperar que o cobre existisse em pequenas quantidades no *Nugget*.

Na soldadura SSC2.6n114v38 α 0_Al, apesar da grande ausência de material na zona superior, não existe descontinuidade entre o alumínio e o cobre, na zona interior da soldadura, como se pode constatar pela figura 21c).

De um modo geral, em todas as soldaduras realizadas com as ferramentas SSC e SSCn, a transição entre o MB, a ZAT e a ZATM foi bastante gradual, como se pode observar pela evolução do tamanho do grão do cobre ilustrada na figura 22. Contudo, a ZATM em todas as soldaduras é bastante reduzida, sendo estas maioritariamente apenas constituídas pelo *Nugget*, com uma dimensão próxima ao diâmetro do pino, resultado da ausência de rotação por parte da base.



Figura 22 – Evolução do tamanho de grão na soldadura SSC2.6n114v38 α 0_Al.

5.2.2.2. Soldaduras realizadas com a ferramenta de base rotativa

Na figura 23a), b), c) e d) encontram-se, as secções transversais das soldaduras RRC2.8n150v38 α 0.5_Al, RRCn2.8n150v38 α 0.5_Cu, RRCn2.8n150v38 α 0.5_Al e RRCn2.8n80v38 α 0.5_Al, respectivamente. Pela figura 23a) pode constatar-se que a soldadura RRC2.8n150v38 α 0.5_Al, à semelhança da soldadura SSC2.6n114v38 α 0_Al (figura 19d)), apresenta também uma completa ausência de material (1) referida na análise morfológica. Por sua vez, na soldadura RRCn2.8n150v38 α 0.5_Cu (figura 23b)), devido ao facto do cobre ter ficado no lado do avanço, de todas as soldaduras realizadas com a ferramenta RRCn, esta foi a que apresentou pior secção transversal. De notar contudo que Galvão, 2009 e Galvão et al., 2012b, obtiveram os melhores resultados em soldaduras com o cobre no lado do avanço. Nesta soldadura, houve também formação de rebarba (2) nos dois lados da junta e a existência de descontinuidades (3) e cavidades (4) ocorreu

preferencialmente, na zona inferior da soldadura, contrariamente às outras soldaduras realizadas com a ferramenta *RRCn*.

A soldadura *RRCn2.8n80v38α0.5_Al*, (figura 23 d)), diferiu da *RRCn2.8n150v38α0.5_Al* (figura 23 c)), já que na primeira a velocidade de rotação da ferramenta foi de apenas $800rpm$. É possível observar nas mesmas figuras, para estas duas soldaduras, a presença de rebarba (2) apenas no lado do recuo. Essa rebarba, é maioritariamente constituída por cobre, mas curiosamente possui uma fina camada de alumínio na parte superior, o que sugere, mais uma vez, que a nível superficial o material foi movimentado do lado do avanço para o lado do recuo. Pode ainda constatar-se que a formação de rebarba levou à redução de espessura das chapas na zona de actuação da ferramenta e que o *Nugget* se formou preferencialmente no lado do avanço da soldadura, isto é, do lado do alumínio, talvez devido a este ser mais macio. Também, à semelhança do observado nas soldaduras realizadas com as ferramentas *SSC* e *SSCn* continuam a existir muitas cavidades (4) na zona superior da secção transversal das soldaduras. Estas cavidades podem dever-se à baixa introdução de calor e consequente amaciamento insuficiente dos *MB* e também à acção ineficaz da ferramenta em arrastar os *MB*, função das suas dimensões reduzidas.

Superficialmente, a falta de material poderá ser resultado da baixa introdução de calor, o que causou um reduzido amaciamento dos *MB*, impedindo-os de suportar a deformação plástica induzida pela base, entrando em ruptura e formando pequenas porções de material expelidas da junta devido à rotação da ferramenta.

Com base na explicação anterior pode-se dizer, que as cavidades de maior dimensão da soldadura *RRCn2.8n80v38α0.5_Al* se deveram à menor indução de calor por parte da ferramenta, assim como a maior redução de espessura se deveu à remoção de maior quantidade de material pela ferramenta.

Será importante referir que o fluxo superficial do material, do avanço para o recuo, induzido pela ferramenta *RRCn*, não se deveu à sua geometria, mas sim ao ângulo de ataque utilizado. Por exemplo, Galvão et al. 2012b, em soldaduras realizadas com uma ferramenta convencional, sugerem que o fluxo de material se deu do recuo para o avanço, uma vez que o ângulo de ataque de 2° utilizado fez com que fosse a parte de trás da base a arrastar os *MB*. Como neste trabalho se usou um ângulo de ataque 0.5° , a base tocou nos *MB* com a sua parte da frente, provocando o seu arrastamento do avanço para o recuo.

Assim, para os referidos autores, a formação de rebarba ocorreu no lado do alumínio e nas soldaduras deste estudo a rebarba surgiu maioritariamente no lado do recuo. De referir contudo que o uso de um ângulo de ataque assim pequeno teve como objectivo impedir a parte de trás da base de penetrar em demasia nos *MB*, devido ao pequeno diâmetro da sua base.

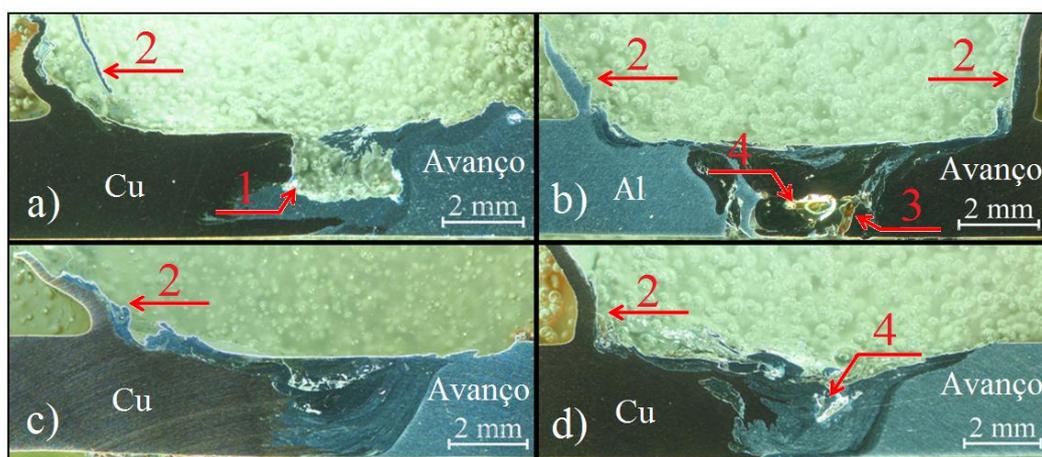


Figura 23 - Secção transversal das soldaduras: a) RRC2.8n150v38 α 0.5_Al; b) RRCn2.8n150v38 α 0.5_Cu; c) RRCn2.8n150v38 α 0.5_Al e d) RRCn2.8n80v38 α 0.5_Al.

Na figura 24 encontram-se imagens, obtidas em microscópio, de diferentes zonas do *Nugget* das soldaduras RRC2.8n150v38 α 0.5_Al, RRCn2.8n150v38 α 0.5_Cu e RRCn2.8n80v38 α 0.5_Al, respectivamente.

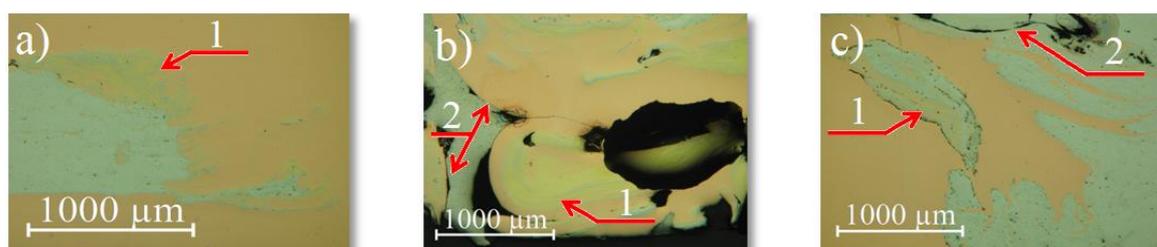


Figura 24 - Imagens da zona do *Nugget* das soldaduras: a) RRC2.8n150v38 α 0.5_Al; b) RRCn2.8n150v38 α 0.5_Cu e c) RRCn2.8n80v38 α 0.5_Al.

Por esta figura é perceptível a existência de zonas de cor amarela clara (1) em todas as soldaduras, incluindo para a soldadura RRC2.8n150v38 α 0.5_Al, apesar de se ter vindo a constatar neste trabalho que o uso de pino cilíndrico nas ferramentas SSC e RRC não gera um fluxo correcto de material. Para as soldaduras RRCn2.8n150v38 α 0.5_Cu (figura 24b)) e RRCn2.8n80v38 α 0.5_Al (figura 24c)), foi detectada a presença de fissuras (2) nas

proximidades das zonas de mistura dos *MB*. Todos os defeitos presentes nestas soldaduras são indicadores claros de que o seu *Nugget* possui grandes quantidades de compostos intermetálicos, à semelhança do registado por Galvão, 2009, em soldaduras realizadas com uma ferramenta convencional.

Pela figura 24b), pode-se também observar que o *Nugget* da soldadura *RRCn2.8n150v38α0.5_Cu* é predominantemente constituído por cobre. De facto, esta é mais uma evidência que mostra o fluxo de material, promovido pela base, a ocorrer do lado do avanço para o lado do recuo.

De um modo geral, existiu uma boa mistura entre os *MB* em todas as soldaduras da família *RRCn*, contudo, naquelas onde o alumínio estava no lado do avanço, a formação de defeitos não foi tão abundante, pelo que se pode concluir que neste caso o uso do alumínio no lado do avanço é vantajoso.

5.3. Testes de Dureza

Nesta secção serão apresentados os perfis de dureza das soldaduras realizadas com a ferramenta de base estacionária e por fim as durezas das soldaduras realizadas com a ferramenta de base rotativa. Em todos os gráficos as linhas horizontais azuis e laranjas representam a dureza medida no alumínio e no cobre, respectivamente.

5.3.1. Perfis de Dureza das Soldaduras Realizadas pelas Ferramentas *SSC* e *SSCn*

Os perfis de dureza apresentados correspondem às linhas de dureza onde se registaram os maiores picos de dureza, independentemente de se tratar de uma linha horizontal de dureza junto à raiz da soldadura, de uma linha do meio da secção ou de uma linha da parte superior da secção transversal das soldaduras. Aquando da análise de cada gráfico, será indicada a zona da secção a que corresponde tal perfil de durezas, e os restantes gráficos encontram-se no anexo C, devidamente identificados.

Na figura 25 pode ver-se o perfil de dureza da soldadura *SSCn2.8n150v38α0.5_Al*, segundo uma linha horizontal junto à raiz da soldadura, mas que passou dentro do *Nugget*. Na zona onde se encontraria a *ZAT*, não houve redução de dureza, quer pela não dissolução e engrossamento dos precipitados endurecedores da liga Al6082-T6, quer pelo não

amacramento do cobre, como verificou Marques, 2010. Este facto resultou da baixa indução de calor por parte da ferramenta *SSCn*. Nestas condições não se estabeleceu nenhuma delimitação para a *ZAT* desta soldadura. Na *ZATM* registou-se um aumento da dureza, registando-se um pico de dureza na ordem dos 190HV, já dentro do *Nugget*. Este valor de dureza, apesar de não ser tão elevado como os 700HV registados por Galvão et al., 2010 e atribuídos à fase Cu_9Al_4 , pode indicar que nestes pontos existam fases intermetálicas menos duras como o CuAl ou o CuAl_2 . Ainda na figura 25, podem observar-se os valores de dureza registados numa medição isolada na zona de transição do *Nugget* com a *ZAT* do cobre. Após a avaliação de dureza constatou-se que a dureza máxima era 169HV nas proximidades de uma fenda, o que, tal como o aspecto visual desta zona, sugere a presença de compostos intermetálicos.

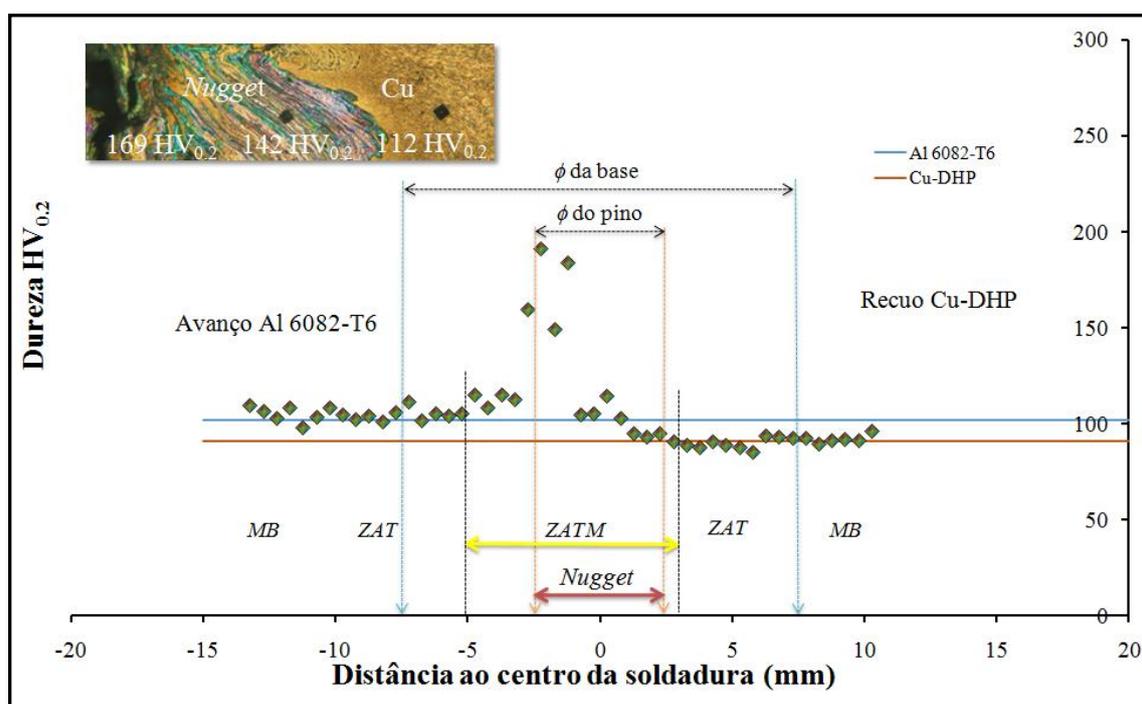


Figura 25 - Perfil de dureza da soldadura *SSCn2.8n150v38a0.5_Al*.

Na zona do *Nugget* (figuras 25 e 26), as durezas são algo elevadas. Estes valores podem dever-se à presença de CuAl e/ou CuAl_2 nas zonas onde existiu maior mistura dos *MB*, ou à existência de grão refinado devido à recristalização dinâmica que ocorreu nesta zona e à ausência do seu crescimento residual pela baixa introdução de calor, nas zonas mais periféricas, onde a mistura dos *MB* não foi tão abundante.

Uma constatação importante que se retira, é que nas proximidades dos picos de durezas, há sempre fissuras, reflectindo a fragilidade destas zonas. Contudo, o uso da base estacionária permitiu diminuir esses picos e, possivelmente, a formação de fases muito duras como a Cu_9Al_4 .

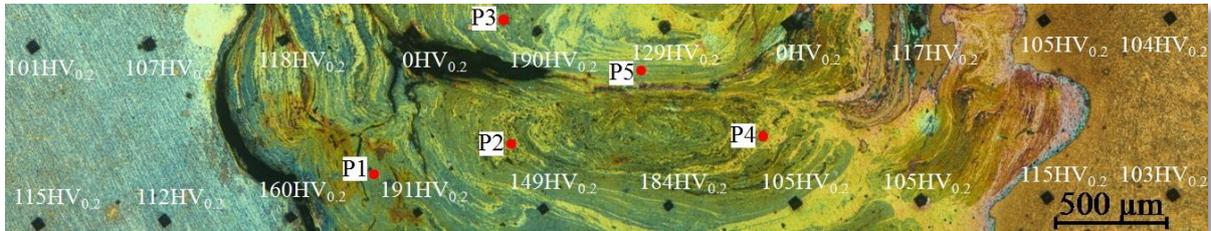


Figura 26 – Durezas no *Nugget* da soldadura SSCn2.8n150v38α0.5_Al e pontos da difracção de Raios X.

Os gráficos de dureza das soldaduras SSC2.9n114v38α0_Al, SSC2.8n114v38α0_Al e SSC2.6n114v38α0_Al, apresentados nas figuras 27, 28 e 29 respectivamente, correspondem às medições efectuadas segundo uma linha horizontal junto à zona de actuação da base para as duas primeiras soldaduras e a uma linha de durezas realizada a meia espessura da secção transversal da última soldadura.

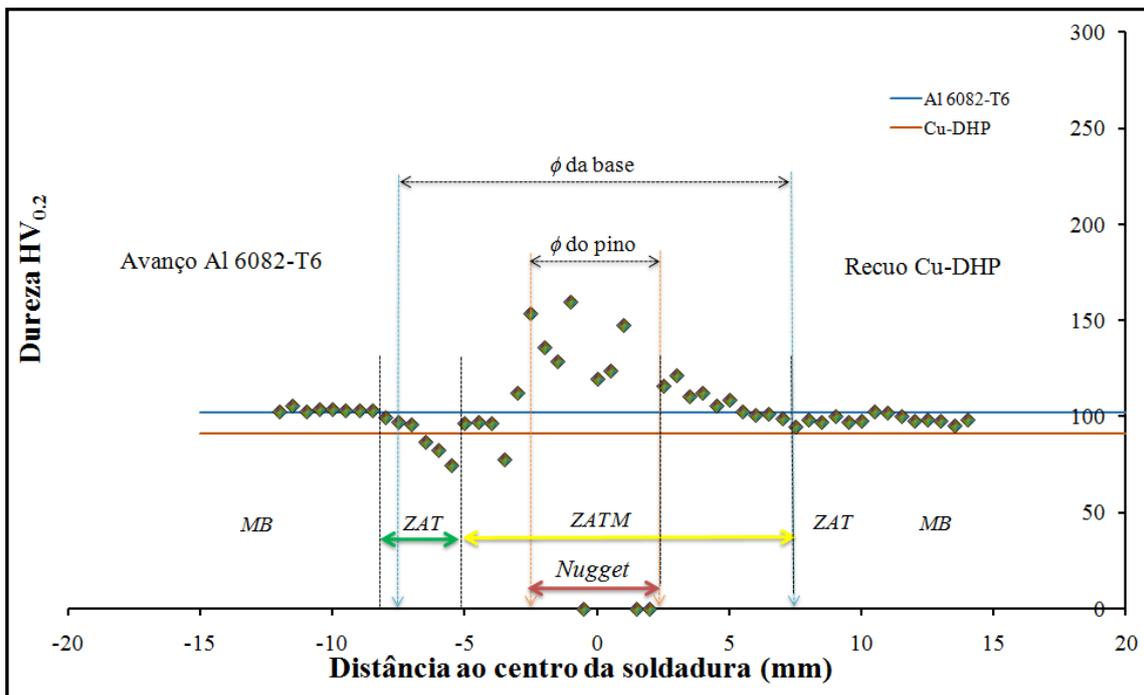


Figura 27 – Perfil de dureza da soldadura SSC2.9n114v38α0_Al.

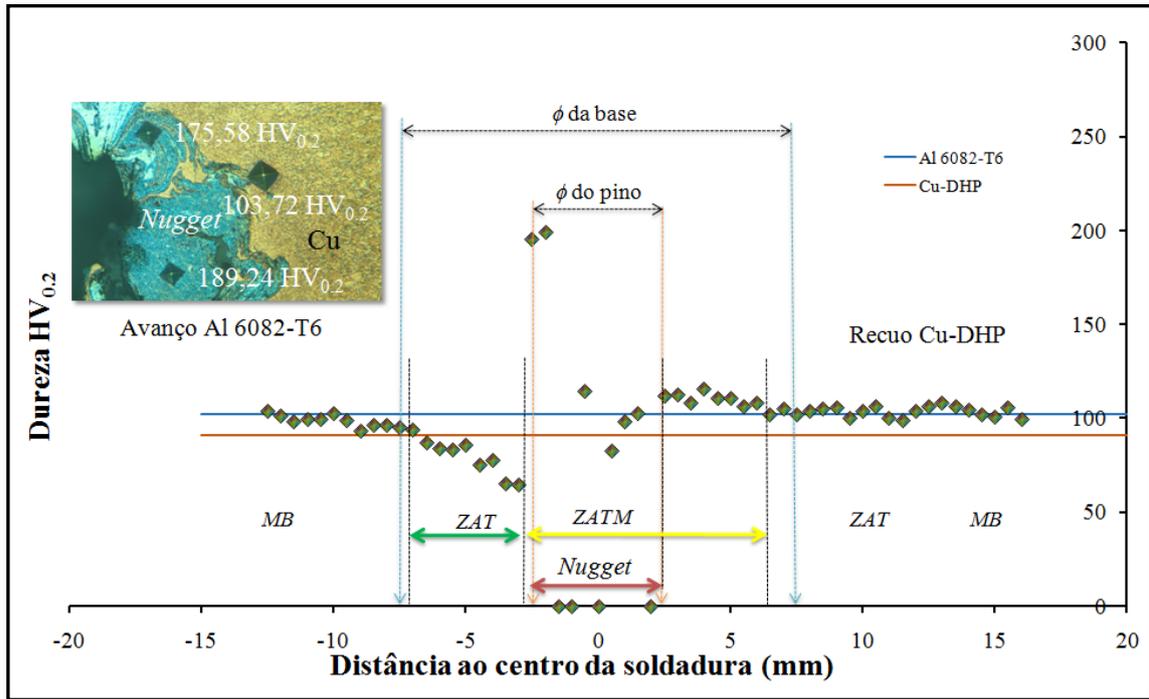


Figura 28 - Perfil de dureza da soldadura SSC2.8n114v38 α 0_Al.

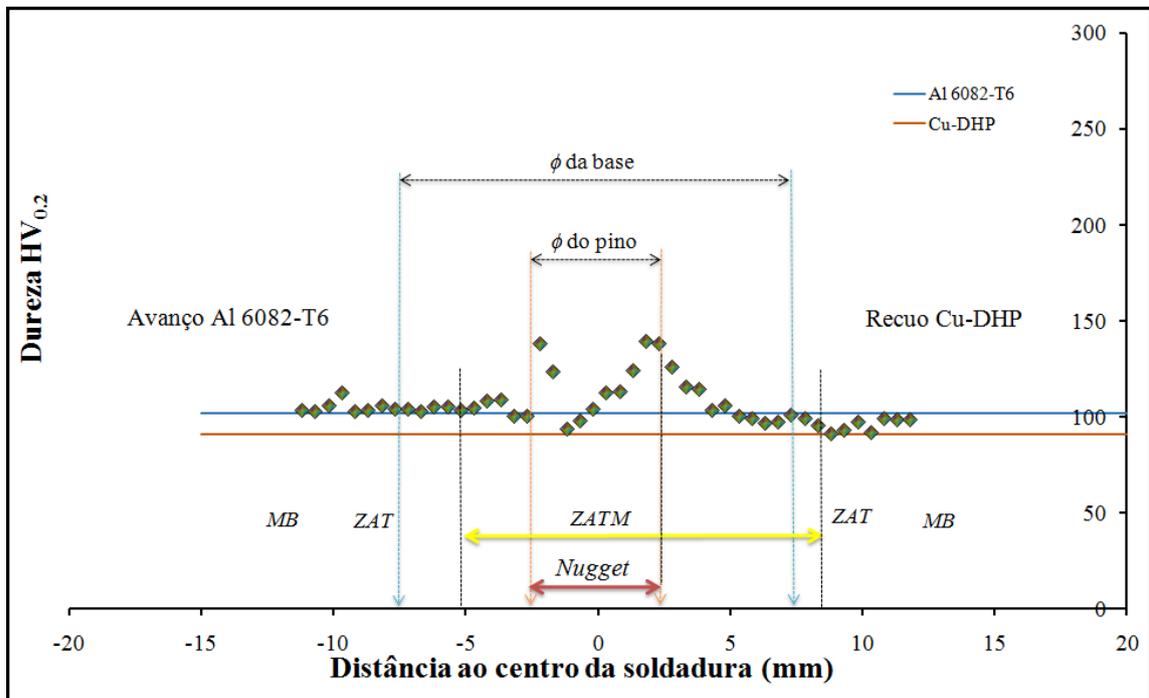


Figura 29 - Perfil de dureza da soldadura SSC2.6n114v38 α 0_Al.

Devido ao desvio da ferramenta para o lado do alumínio, o pino trabalhou praticamente tangencial ao cobre. Assim, em função da baixa zona de afectação térmica, não foi possível identificar claramente delimitação da *ZAT* do cobre, uma vez que não é perceptível uma perda clara de dureza. Já na *ZAT* correspondente ao alumínio, devido a este mesmo desvio, à excepção da soldadura SSC2.6n114v38 α 0_Al, registou-se uma diminuição da dureza até aos 60HV, evidenciando a ausência de deformação plástica e a dissolução e engrossamento de precipitados endurecedores, como sugere Galvão, 2009. De um modo geral, pela observação de todos os perfis de dureza destas amostras, a *ZATM* encontra-se preferencialmente estendida para o lado recuo. Notar que, o eixo vertical dos gráficos coincide com o eixo da ferramenta e não com a interface *Al-Cu*, conhecimento que poderá ajudar a perceber o posicionamento da *ZATM*. Na zona referente ao *Nugget*, as durezas nestas soldaduras foram relativamente elevadas, sendo as durezas máximas 160HV, 199HV e 148HV, respectivamente. Estes valores elevados de dureza indicam que apesar da fraca mistura dos *MB*, as fases intermetálicas formaram-se nesta zona.

Na figura 28, é possível também observar os valores de dureza de uma medição isolada, realizada na *ZATM* do cobre, zona onde existiam fissuras e uma estrutura lamelar. O valor máximo obtido foi 189HV, valor mais uma vez indicativo de possível presença de fases intermetálicas.

A título de exemplo, pode-se observar na figura 30, os valores de dureza registados na zona central da soldadura SSC2.8n114v38 α 0_Al, assim como a transição abrupta das durezas que existe entre a *ZAT* do alumínio e o *Nugget*, em sugestão da pequena dimensão da *ZATM* entre as zonas referidas.

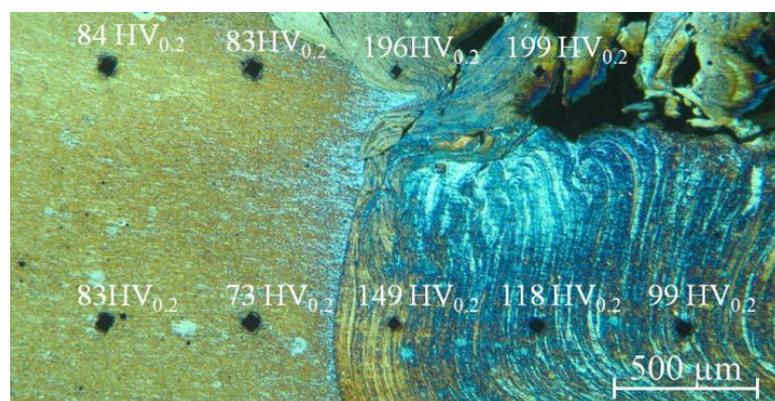


Figura 30 – Valores da dureza na transição da *ZAT* para o *Nugget* da soldadura SSC2.8n114v38 α 0_Al.

5.3.2. Perfis de Dureza das Soldaduras Realizadas pelas Ferramentas RRC e RRCn

Pelas figuras 31 e 32, pode-se observar o perfil de durezas das soldaduras RRCn2.8n150v38 α 0.5_Al e RRCn2.8n80v38 α 0.5_Al, respectivamente.

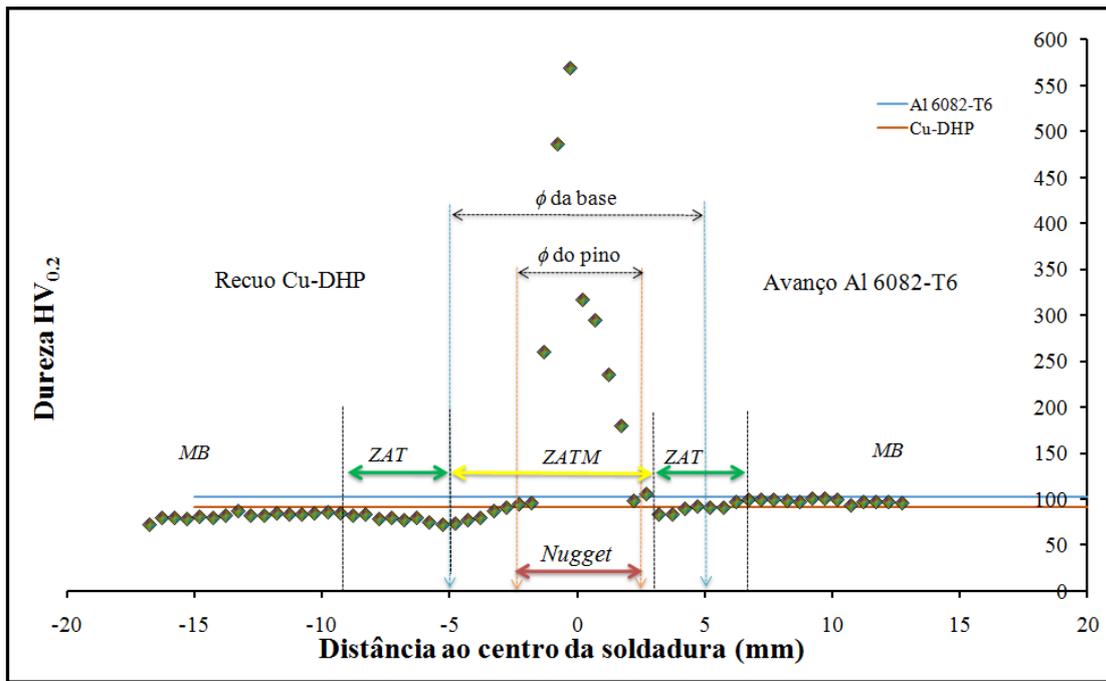


Figura 31 - Perfil de dureza da soldadura RRCn2.8n150v38 α 0.5_Al.

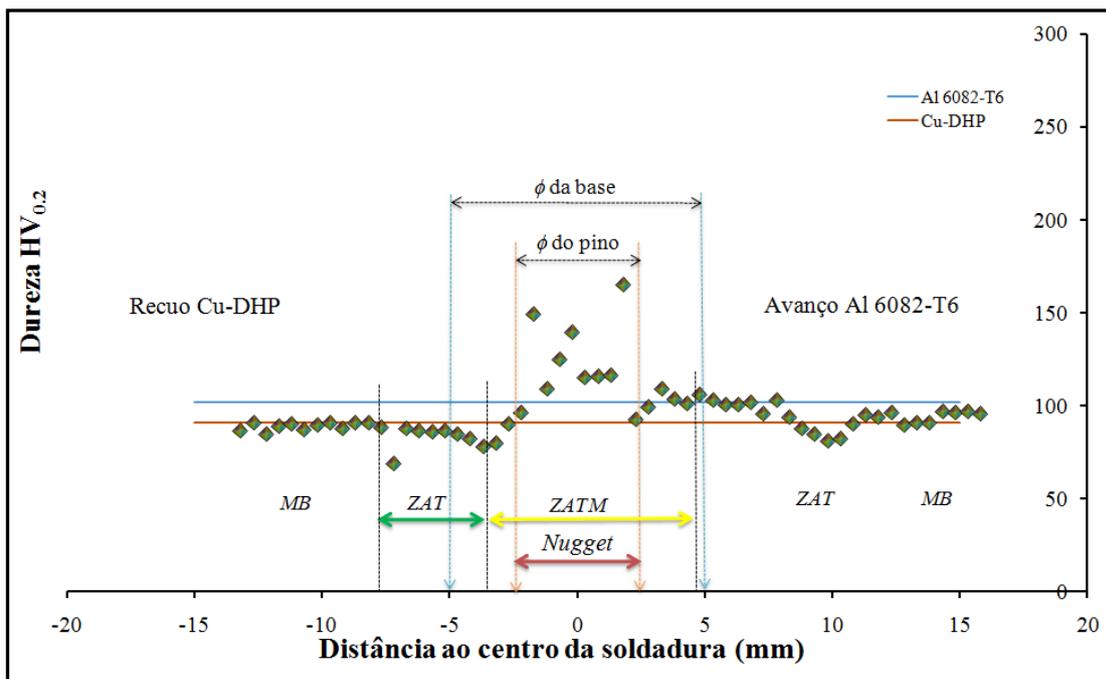


Figura 32 - Perfil de dureza da soldadura RRCn2.8n80v38 α 0.5_Al.

Nas mesmas figuras, apesar de a *ZAT* apresentar um posicionamento e extensões diferentes, a evolução da dureza foi semelhante. Para as duas soldaduras, o alumínio perdeu dureza devido ao engrossamento dos precipitados e o cobre devido ao crescimento do grão e conseqüente amaciamento. De igual modo, no interior da *ZATM*, registou-se um aumento da dureza à medida que se caminhava para o *Nugget*, devido à crescente mistura dos dois materiais e conseqüente formação de compostos intermetálicos. A nível do *Nugget*, a primeira soldadura foi a que apresentou as maiores durezas, tendo-se registado três picos de 486HV, 569HV e 657HV. Este último valor foi obtido aquando da realização de uma medição vertical de durezas para um maior varrimento da secção transversal da amostra. De facto, através da análise microestrutural desta soldadura tinha-se concluído que o seu *Nugget* tinha grande potencialidade para apresentar fases intermetálicas, devido à presença de fissuras e zonas amarelas, promovidas pela mistura intensa dos *MB*. No *Nugget* da segunda soldadura, as durezas foram menores do que na soldadura anterior, registando-se apenas um pico de 165HV, devido possivelmente aos seguintes factores: Primeiro, como esta soldadura foi realizada com uma menor relação w/v e como a formação das fases duras também está relacionada com a temperatura a que a soldadura é realizada, pode-se dizer que a diminuição da geração de calor se traduziu em menores valores de dureza. Por outro lado, o perfil de durezas desta soldadura foi traçado numa zona mais inferior da secção transversal, fazendo com que as durezas fossem medidas numa zona onde a afectação térmica induzida pela base foi menor.

O perfil de dureza da soldadura RRC2.8n150v38α0.5_Al, presente na figura 33, à semelhança das durezas registadas nas soldaduras realizadas com a ferramenta SSC, não apresentou grandes picos de dureza na zona do *Nugget*, mais uma vez porque a mistura entre os *MB* praticamente não existiu.

Por fim, a soldadura RRCn2.8n150v38α0.5_Cu, apesar de possuir mais cobre na zona do *Nugget*, bem como a presença de muitas zonas fissuradas e amareladas, como se observou na análise microestrutural, não apresentou picos de dureza tão elevados como a soldadura RRCn2.8n150v38α0.5_Al. Os maiores valores de dureza registaram-se obviamente no *Nugget*, obtendo-se o valor máximo de 240HV na linha horizontal de medidas, como se pode ver pelo perfil de durezas da figura 34. O valor máximo de 276HV foi registado na zona amarelada existente na raiz do *Nugget*, apresentada na imagem da mesma figura. Mais uma vez, os valores de dureza mais elevados estão em zonas

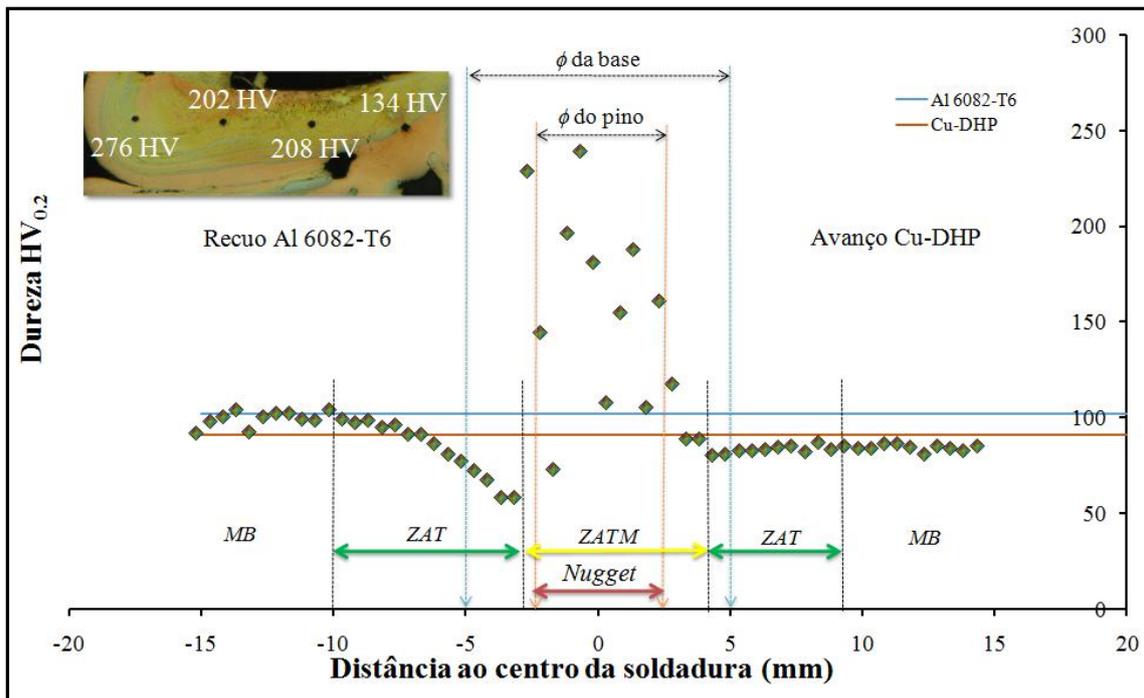


Figura 34 – Perfil de dureza da soldadura RRCn2.8n150v38α0.5_Cu.

Com base em todos estes perfis de dureza, pode-se dizer que existe uma tendência para a presença de durezas mais reduzidas nas soldaduras realizadas com a ferramenta RRC, em função da menor mistura entre os MB, proporcionada pela ferramenta. Já nas soldaduras realizadas com a ferramenta RRCn, independentemente do material que ficou no avanço, as durezas são maiores, resultado da maior mistura dos MB promovida.

5.4. Análise por Difracção de Raios X

Nesta análise apenas foi utilizada a amostra SSCn2.8n150v38α0.5_Al, uma vez que o principal objectivo deste trabalho era ver a influência das ferramentas SSC e SSCn desenvolvidas, nas características finais das soldaduras. Dentro desta família de soldaduras foi esta amostra que apresentou um maior número de evidências para a possível presença de intermetálicos.

Na figura 26, pode observar-se o local escolhido para os cinco pontos analisados e na figura 35, os resultados da difracção. Já no anexo D, encontram-se os espectros individuais de cada ponto, para em caso de necessidade, se realizar uma leitura mais minuciosa dos espectros.

Como era de esperar, face às evidências expostas, em todos os pontos analisados foram encontrados compostos intermetálicos. Contudo, o composto mais abundante foi o CuAl_2 , em zonas mistas ricas em alumínio. Mesmo assim, nos pontos 1 e 2 pode-se observar a presença de uma quantidade mínima da fase Cu_9Al_4 , resultado da presença de cobre em maiores quantidades nestes pontos.

Nos pontos 3 e 4 registou-se a presença predominante de CuAl_2 , seguindo-se o alumínio, pelo que se pode tornar premissa, o facto da dureza de 190HV registada nas proximidades destes pontos, se dever à existência abundante de CuAl_2 .

Por fim, no ponto 5, apenas foi detectado alumínio e quantidades residuais de CuAl_2 , pelo que a dureza de 129HV sentida nas proximidades se deveu à presença desta fase intermetálica.

Assim, à semelhança do que concluiu Galvão et al., 2010, zonas mistas ricas em alumínio são mais propensas à formação da fase CuAl_2 , enquanto nas zonas mistas ricas em cobre, a fase intermetálica Cu_9Al_4 é a que existe em maiores quantidades.

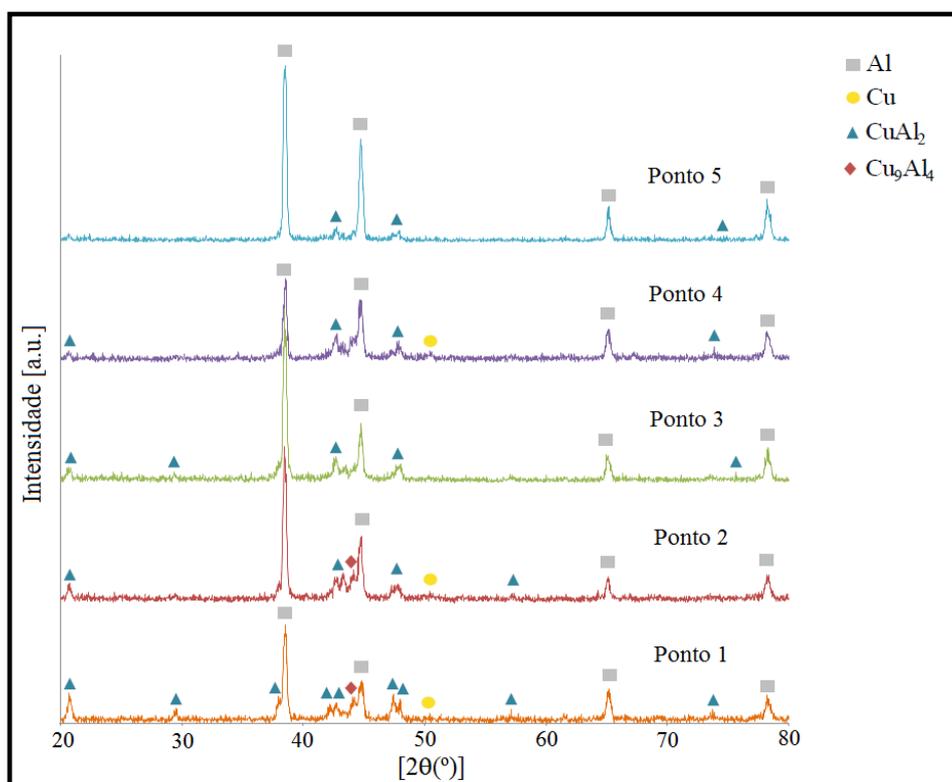


Figura 35 – Espectros da difracção de raios X da soldadura SSCn2.8n150v38α0.5_Al.

6. CONCLUSÃO

Este trabalho permitiu a ampliação do conhecimento referente às soldaduras *Al-Cu*, uma vez que ainda poucos estudos tinham utilizado ferramentas ditas não convencionais na realização das soldaduras.

Comprovou-se efectivamente que a base de uma ferramenta de *FSW* é a principal responsável pela geração de calor e mistura dos *MB*. Esta afirmação, resulta da fraca indução de calor que a ferramenta de base estacionária proporcionou, causando uma fraca mistura dos *MB*, cavidades e descontinuidades, pela não aderência entre os materiais.

Por seu turno, a ferramenta de base rotativa, relativamente à anterior, permitiu aumentar a geração de calor, bem como proporcionar uma mistura mais homogénea dos materiais, resultado do arrastamento de metal pela base.

Em todas as soldaduras realizadas com as ferramentas anteriormente descritas, o uso do pino cilíndrico mostrou-se inadequado na mistura dos *MB* e na finalização da soldadura. Por sua vez, o pino cónico proporcionou melhor mistura dos *MB*.

Devido à geometria das ferramentas e aos parâmetros de soldadura escolhidos, as soldaduras realizadas com o alumínio no lado do avanço, apresentaram melhor morfologia superficial do que as realizadas com o cobre no lado do avanço, apesar da presença de defeitos internos ser semelhante.

No que concerne à não formação de compostos intermetálicos, estas ferramentas revelaram-se pouco eficazes. A ferramenta de base estacionária, apesar de diminuir a formação de fases muito duras, ainda proporcionou a presença, em elevadas quantidades, de CuAl_2 e quantidades residuais de Cu_9Al_4 , nas zonas de maior mistura entre os *MB*. Por sua vez, a ferramenta de base rotativa reduzida, comparativamente a uma ferramenta convencional, introduziu menos calor na soldadura. Mesmo assim, as soldaduras realizadas evidenciaram zonas de durezas elevadíssimas, pressupondo a existência em abundância de Cu_9Al_4 , tal como nas soldaduras realizadas com ferramentas convencionais. Por todas estas razões, do mesmo modo que as ferramentas convencionais, as ferramentas utilizadas não parecem tornar possíveis as soldaduras entre o *Al-Cu*.

7. PERSPECTIVAS DE TRABALHO FUTURO

Apesar da incerteza que o futuro representa, espera-se continuar a aprofundar o conhecimento nesta área, para deste modo se conseguir resolver os problemas existentes e assim contribuir positivamente em mais uma etapa evolutiva do processo *FSW*.

Na base dos novos trabalhos poderá estar o desenvolvimento de novas ferramentas de base estacionária, mais robustas e cujo pino possua geometrias mais complexas, que como referido nas instâncias mais iniciais deste estudo, representam gerar fluxos de material com características distintas dos convencionais. Com este exemplo e eventualmente novas ideias, espera-se minimizar a problemática que existe em torno dos compostos intermetálicos.

Acreditar então, que com um estudo contínuo e persistente, se pode vir a eliminar ou a reduzir para um patamar aceitável, todos os motivos do insucesso das soldaduras *Al-Cu*.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- Chen, Y. e Nakata, K. (2009), “Effect of tool geometry on microstructure and mechanical properties of friction stir lap welded magnesium alloy and steel”, *Materials and Design*, 30, 3913-3919.
- Coelho, R.S., Kostka, A., Santos, J.F. e Kaysser-Pyzalla, A. (2012), “Friction-stir dissimilar welding of aluminium alloy to high strength steels: Mechanical properties and their relation to microstructure”, *Materials Science and Engineering A*, 556, 175-183.
- Elangovan, K. and Balasubramanian, V. (2008), "Influences of tool pin profile and tool shoulder diameter on the formation of friction stir processing zone in AA6061 aluminium alloy," *Materials & Design*, 29, 362-373.
- Ferreira, B. (2010), “Soldadura por fricção linear de chapas finas de cobre Cu-DHP: Influência de parâmetros de soldadura”, Dissertação para obtenção de Grau de Mestre em Engenharia Mecânica, Departamento de Engenharia Mecânica, Faculdade de Ciências e Tecnologia da Universidade de Coimbra, Coimbra.
- Fertuzinhos, L. (2012), “Concepção de ferramenta com base estacionária para soldadura por fricção linear”, Dissertação apresentada para obtenção de Grau de Mestre em Engenharia Mecânica na especialidade de Sistemas de Produção, Departamento de Engenharia Mecânica, Faculdade de Ciências e Tecnologia da Universidade de Coimbra, Coimbra.
- Galvão, I. (2009), “Caracterização de soldaduras Al/Cu por fricção linear”, Dissertação para obtenção de Grau de Mestre em Engenharia Mecânica, Departamento de Engenharia Mecânica, Faculdade de Ciências e Tecnologia da Universidade de Coimbra, Coimbra.
- Galvão, I., Leal, R.M., Loureiro A., and Rodrigues, D.M., (2010), “Material flow in heterogeneous friction stir welding of aluminium and copper thin sheets”, *Science and Technology of Welding and Joining*, 15, (8), 654-660.
- Galvão, I., Oliveira, J.C, Loureiro, A. and Rodrigues, D.M., (2011a), “Formation and distribution of brittle structures in friction stir welding of aluminium and copper: influence of process parameters” *Science and Technology of Welding and Joining*, 16, (8), 681 -689.
- Galvão, I., Oliveira, J.C, Loureiro, A. and Rodrigues, D.M., (2011b), “Formation and distribution of brittle structures in friction stir welding of aluminium and copper: influence of shoulder geometry” *Intermetallics*, 22, 122-128.
- Galvão, I., Loureiro, A., Verdera, D., Gesto, D. e Rodrigues, D.M., (2012a), “Influence of Tool Offsetting on the Structure and Morphology of Dissimilar Aluminum to Copper Friction-Stir Welds”, *Metallurgical and Materials Transactions*, 43,5096-5105.
- Galvão, I., Leitão, C., Loureiro, A. e Rodrigues, D.M., (2012b), “Study of the welding conditions during similar and dissimilar aluminium and copper welding based on torque sensitivity analysis”, *Materials and Design*, 42,259-264.

- Guo, Y., Liu, G., Jin, H., Shi, Z. e Qiao, G. (2011), “Intermetallic phase formation in diffusion-bonded Cu/Al laminates”, *J Mater Sci*, 46, 2467–2473.
- Jogarao, B. e Raghava, P.M. (2012), “Study of Mechanical and Microstructural Properties of Polypropylene Reinforced With Al₂O₃ Nano Composites by Using Friction Stir Welding Process”, *International Journal of Engineering Research and Development*, 5, 32-38.
- Kostka, A., Coelho, R.S., Santos, J. e Pyzalla, A.R. (2009), “Microstructure of friction stir welding of aluminium alloy to magnesium alloy”, *Scripta Materialia*, 60, 953-956.
- Leal, R., Loureiro, A. (2004), “Defects formation in friction stir welding of aluminium alloys”, *Materials Science forum*, 455-456, 299-302.
- Leal, R. (2011), “Soldadura por fricção Linear de elementos de baixa espessura”, Tese Doutorado, Departamento de Engenharia Mecânica, Faculdade de Ciências e Tecnologia da Universidade de Coimbra, Coimbra.
- Li, J.Q e Liu, H.J. (2013), “Effects of tool rotation speed on microstructures and mechanical properties of AA2219-T6 welded by the external non-rotational shoulder assisted friction stir welding”, *Materials and Design*, 43, 299-306.
- Marques, F. (2010), “Formação de Estruturas Frágeis em Soldaduras Heterogêneas de Alumínio e Cobre”, Dissertação apresentada para obtenção de Grau de Mestre em Engenharia Mecânica na especialidade de Sistemas de Produção, Departamento de Engenharia Mecânica, Faculdade de Ciências e Tecnologia da Universidade de Coimbra, Coimbra.
- Mishra, R.S., e Ma Z.Y. (2005), “Friction Stir Welding and Processing”, *Materials Science and Engineering*, 50,1-78.
- Nandan, R., DebRoy, T. e Bhadeshia, H.K.D.H (2008), “Recent advances in friction-stir weldind – Process, weldment structure and properties”, *Progress in Material Science*, 53, 980-1023.
- Okamura, H. e Aota, K., (2004), “Joining of dissimilar materials with friction stir welding”, *Welding International*, 18, (11), 852-860.
- Rai, R., De, A., Bhadeshia, H.K.D.H. e DebRoy, T. (2011), “Review: friction stir welding tools”, *Science and Technology of Welding and Joining*, 16, (4), 325-342.
- Rodrigues, D. (2006), “Soldadura por Fricção Linear”, Texto de apoio às aulas teórico-práticas da disciplina de Tecnologia dos Processos de Ligação, Departamento de Engenharia Mecânica, Faculdade de Ciências e Tecnologia da Universidade de Coimbra, Coimbra.
- Smith, W.F. (1998), “Princípios de Ciências e engenharia dos Materiais (3ª ed.)”, Amadora: McGraw-Hill.
- Tan, C.W., Jiang, Z.G., Li, L.Q., Chen, Y.B. e Chen, X.Y. (2013), “Microstructural evolution and mechanical properties of dissimilar Al–Cu joints produced by friction stir welding”, *Materials and Design*, 51, 466-473.
- Zhao, Y.H., Lin, S.B., Qu, F.X. e Wu, L. (2006), “Influence of pin geometry on material flow in friction stir welding process”, *Materials Science and Technology*, 22, (1), 45-50.

ANEXO A – PROPRIEDADES DOS MATERIAIS BASE

Tabela 3 - Composição química e propriedades mecânicas do Al6082- T6

Composição Química									
Elementos Químicos	Al	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti
%w	96,90	0,70	0,50	0,10	0,40	0,60	0,25	0,20	0,10
	95,35	1,30			1,00	1,20			
Propriedades Mecânicas									
Tensão de cedência (MPa)	310		Alongamento (%)	11		Dureza (Vickers)	100 ¹		

Tabela 4 - Composição química e propriedades mecânicas do Cu-DHP

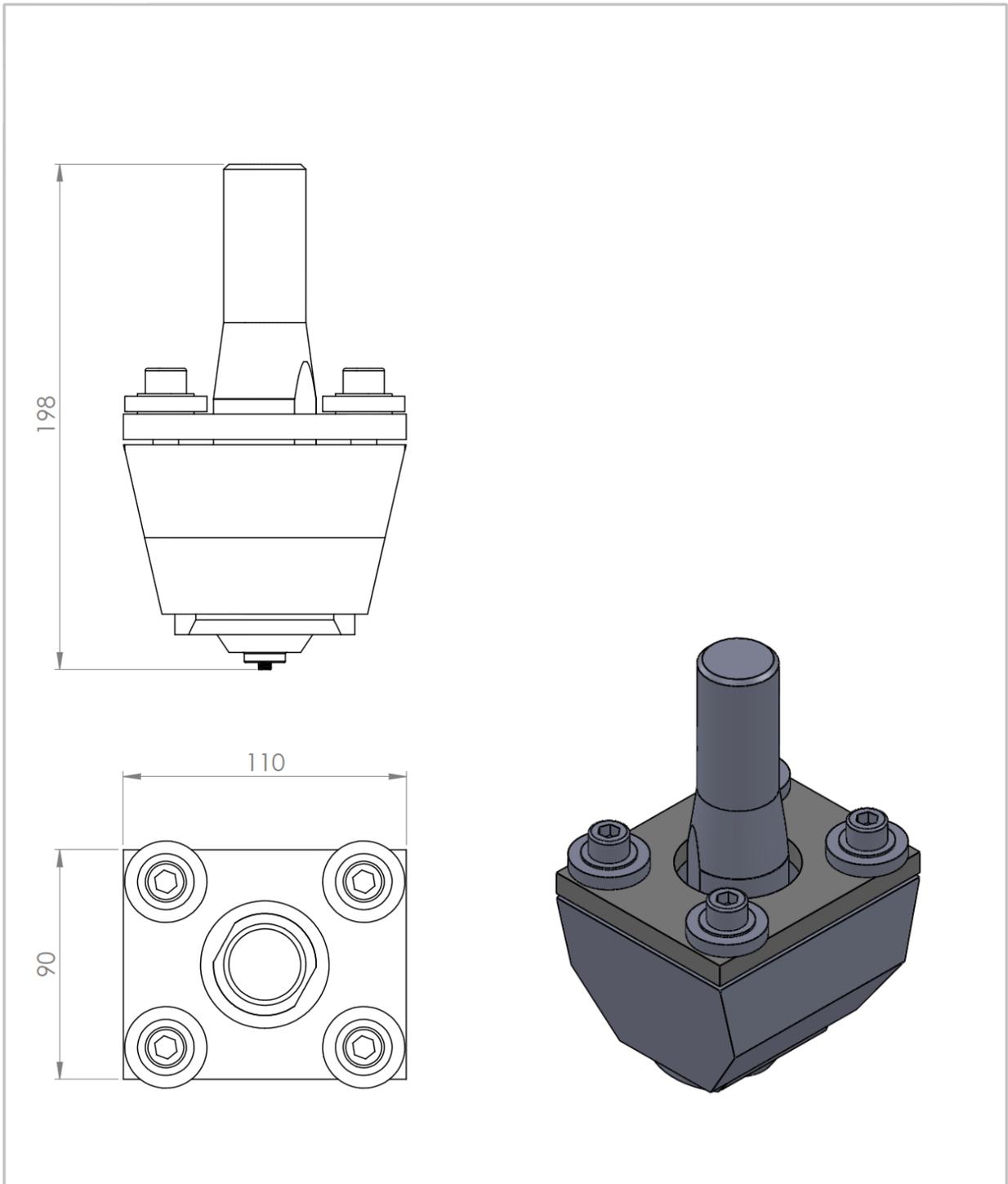
Composição Química		
Elementos Químicos	Cu+Ag	P
%w	99,9737	0,0174
Propriedades Mecânicas		
Tensão de cedência (MPa)	365	Dureza (Vickers) 91 ²

¹ Pelos testes de dureza realizados

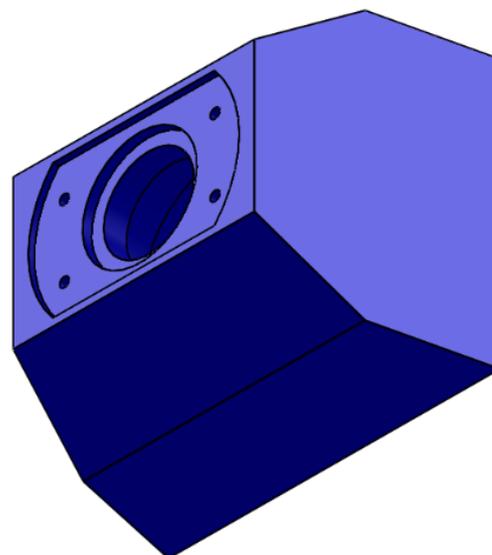
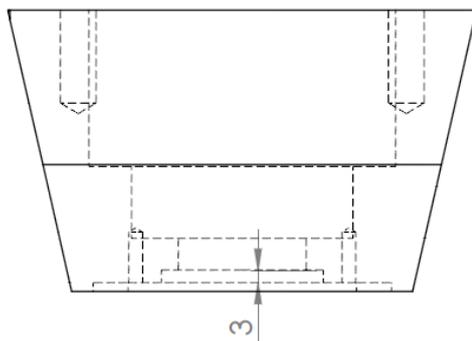
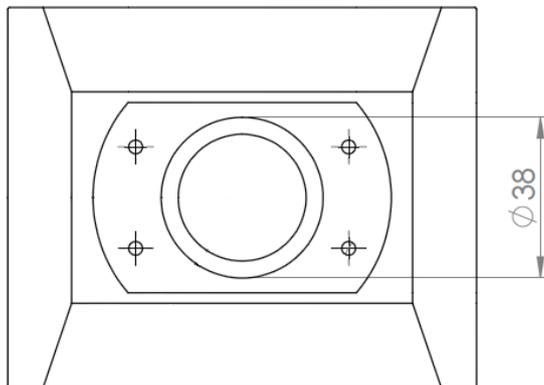
² Segundo Ferreira, 2010 e os testes efectuados

ANEXO B – COMPONENTES DAS FERRAMENTAS DESENVOLVIDAS

B-1 – FERRAMENTAS SSC E SSCN



UNLESS OTHERWISE SPECIFIED: DIMENSIONS ARE IN MILLIMETERS		FINISH:		DEBUR AND BREAK SHARP EDGES		Assembly by Miguel Teixeira		Date: 24.03.2013		
SURFACE FINISH:						FCTUC				
TOLERANCES:						<h1>Ferramenta SSC</h1>				
LINEAR:										
ANGULAR:										
NAME	SIGNATURE	DATE								TITLE:
DRAWN										
CHK'D										
APP'VD										
MFG										
Q.A					MATERIAL:	DWG NO.	A4			
					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

Rebuilt by Miguel Teixeira

Date:14.03.2013

FCTUC

	NAME	SIGNATURE	DATE		
DRAWN					
CHK'D					
APP'VD					
MFG					
Q.A					
				MATERIAL:	
				AISI 304	
				WEIGHT:	

TITLE:

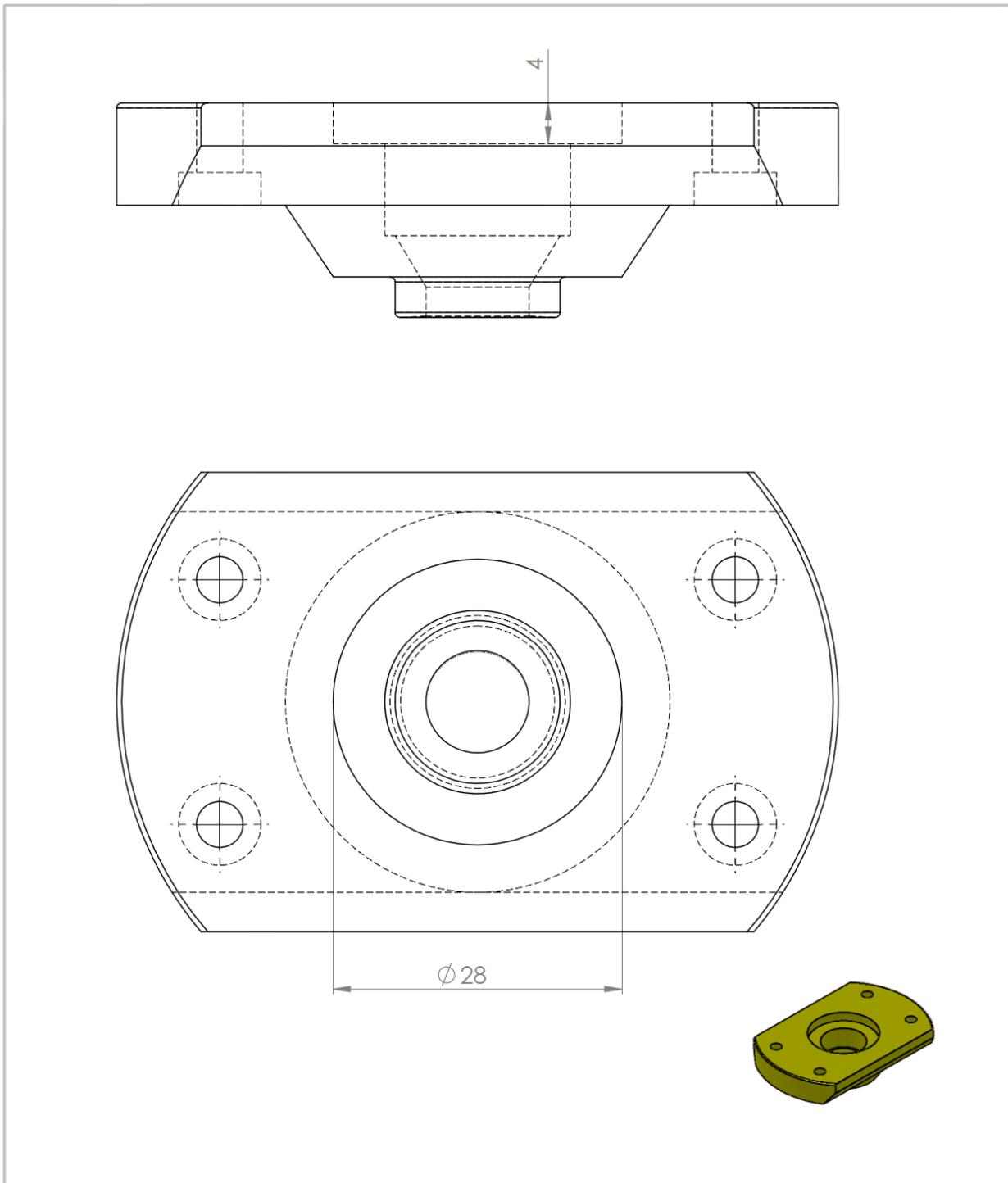
corpo_ferramenta

Note: Just are specified the measurements related to the alterations

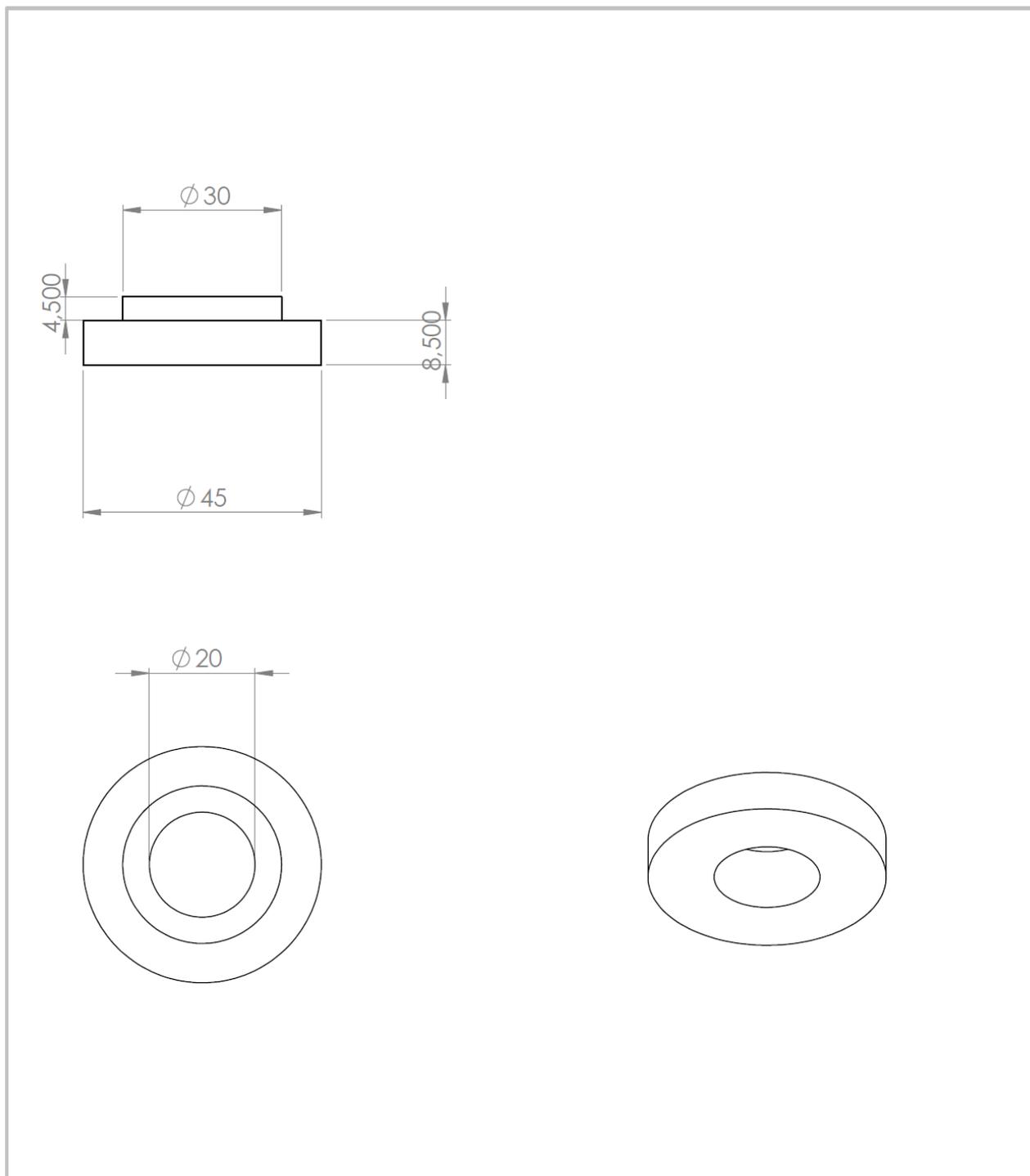
A4

SCALE:1:1.5

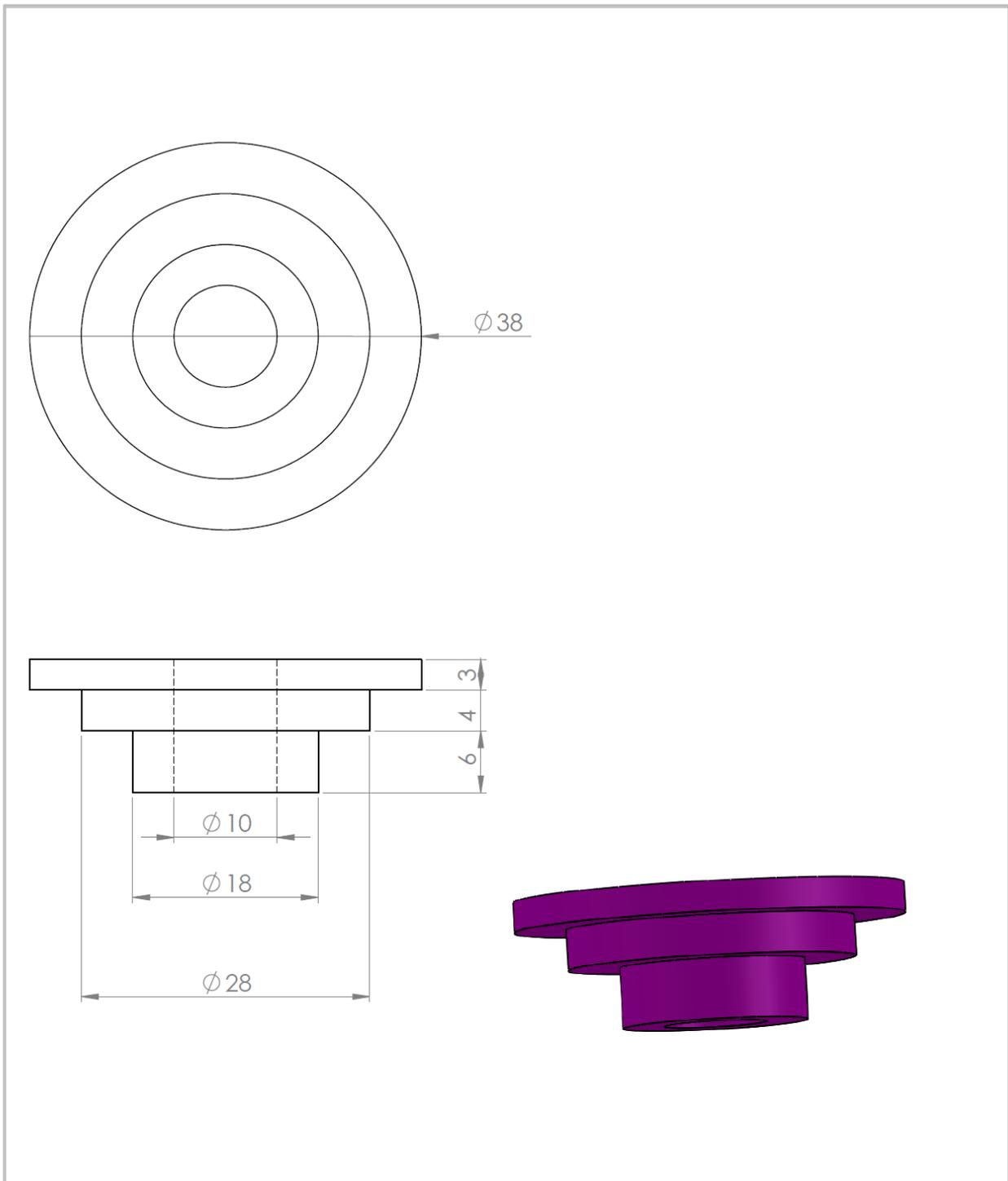
SHEET 1 OF 1



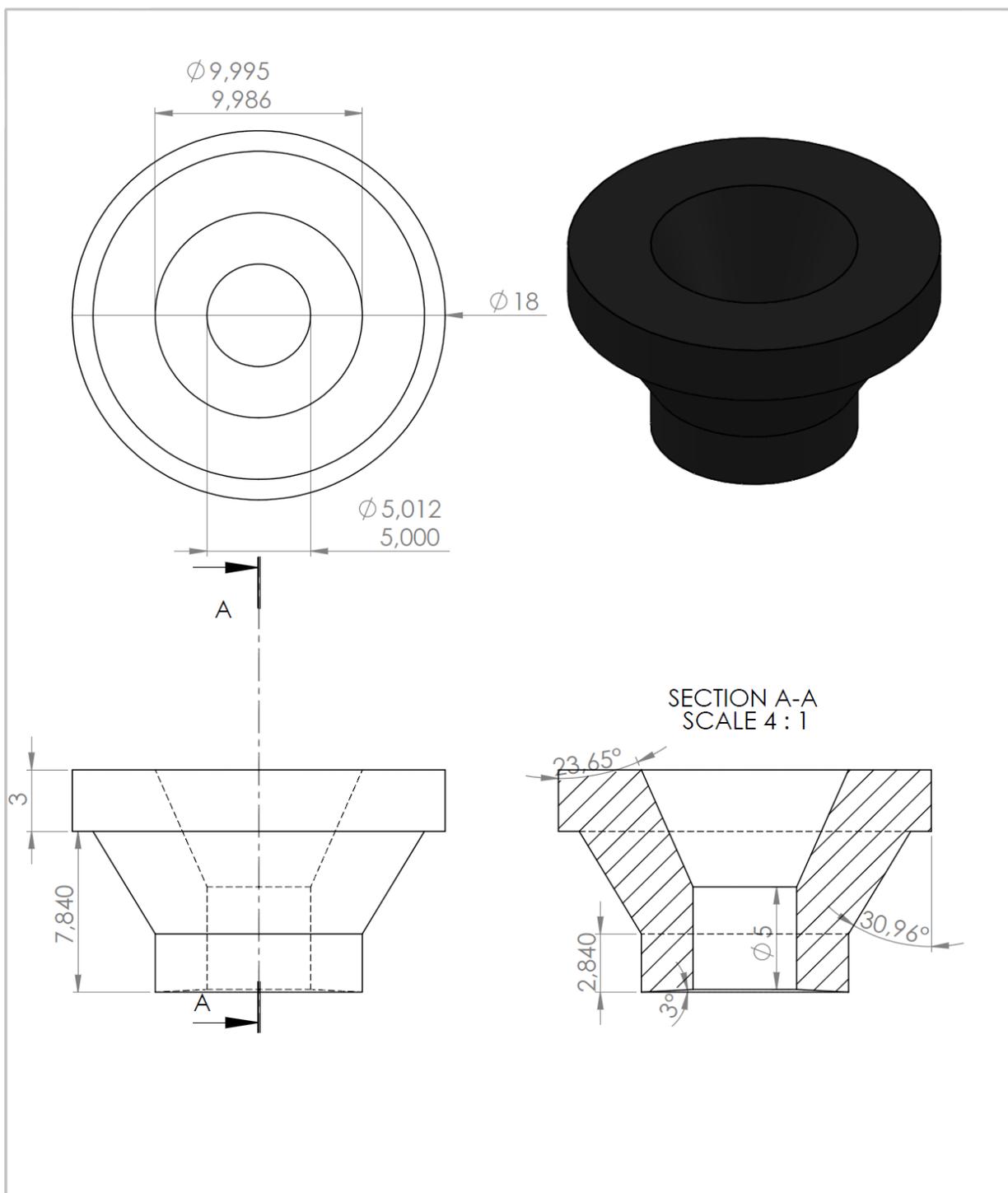
UNLESS OTHERWISE SPECIFIED: DIMENSIONS ARE IN MILLIMETERS SURFACE FINISH: TOLERANCES: LINEAR: ANGULAR:		FINISH:	DEBUR AND BREAK SHARP EDGES		Rebuilt by Miguel Teixeira	Date:14.03.2013
					FCTUC	
DRAWN	NAME	SIGNATURE	DATE		TITLE: BASE	
CHK'D						
APPV'D						
MFG						
Q.A				MATERIAL: Aço AISI H13	Note: Just are specified the measurements related to the alterations	A4
				WEIGHT:	SCALE: 2:1	SHEET 1 OF 1



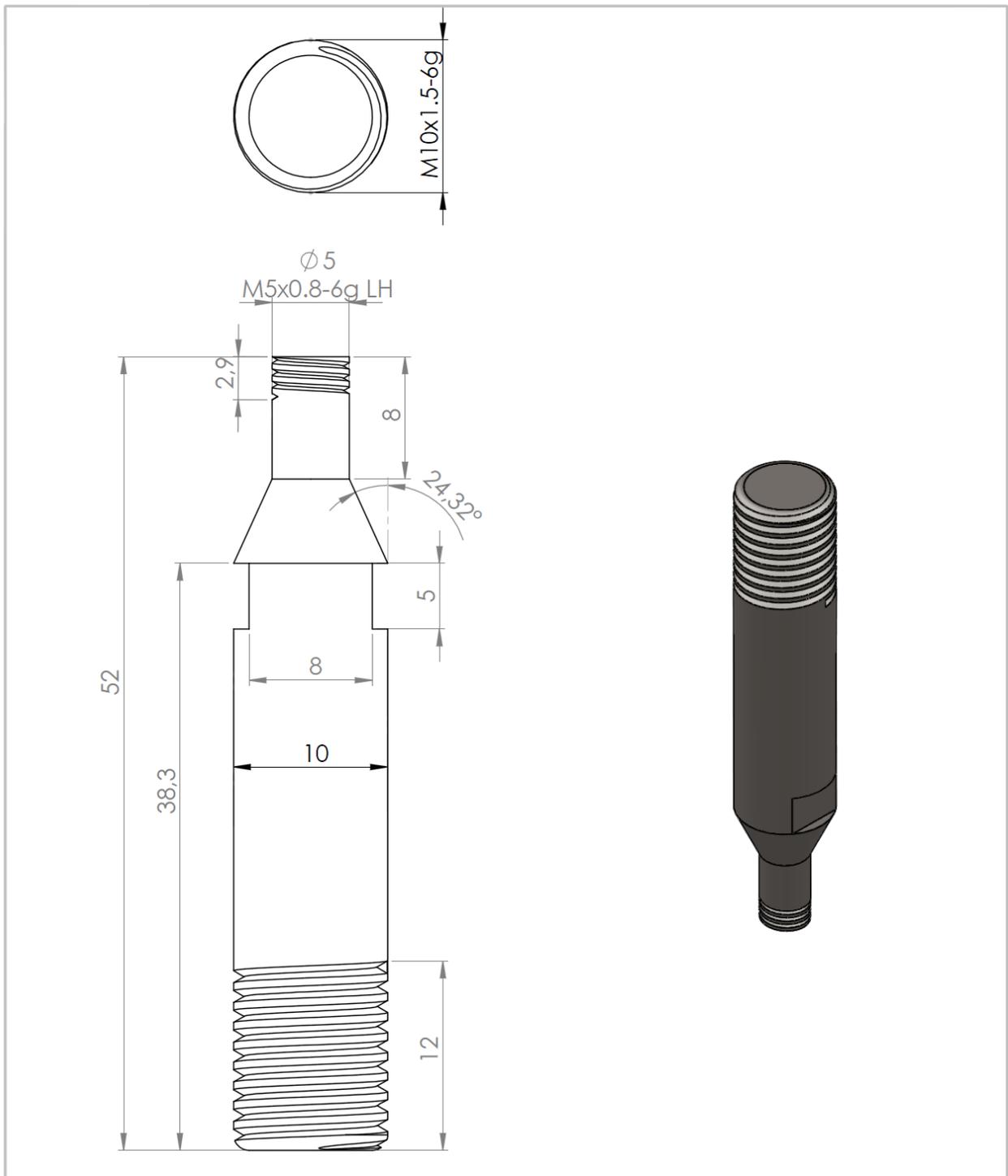
UNLESS OTHERWISE SPECIFIED: DIMENSIONS ARE IN MILLIMETERS		FINISH:		DEBUR AND BREAK SHARP EDGES		Designed by Miguel Teixeira		Date: 23.04.2013			
SURFACE FINISH:						FCTUC					
TOLERANCES:						<h1>Casquilho Bronze</h1>					
LINEAR:											
ANGULAR:											
DRAWN		SIGNATURE		DATE						TITLE:	
CHK'D										DWG NO.	
APPV'D						A4					
MFG						MATERIAL:					
Q.A						Bronze CB1					
						WEIGHT:					
						SCALE:1:1					
						SHEET 1 OF 1					



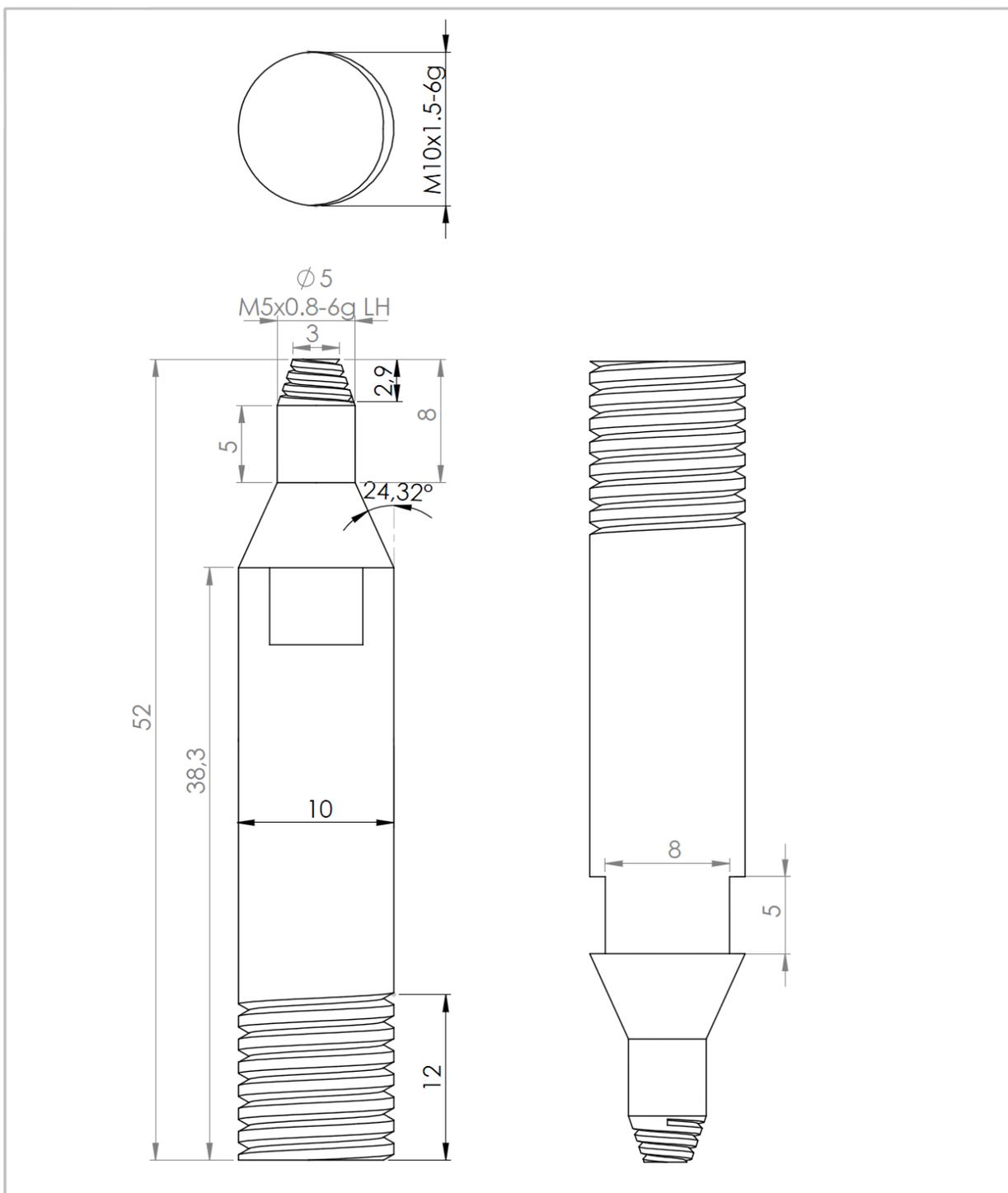
UNLESS OTHERWISE SPECIFIED: DIMENSIONS ARE IN MILLIMETERS SURFACE FINISH: TOLERANCES: LINEAR: ANGULAR:		FINISH:		DEBUR AND BREAK SHARP EDGES		Designed by Miguel Teixeira		Date: 21-02-2013	
						FCTUC			
DRAWN		SIGNATURE		DATE		TITLE: casquilho cego			
CHK'D									
APP'VD									
MFG									
Q.A						MATERIAL: Bronze CB3		DWG NO.	
								A4	
						WEIGHT:		SCALE:2:1	
								SHEET 1 OF 1	



UNLESS OTHERWISE SPECIFIED: DIMENSIONS ARE IN MILLIMETERS		FINISH:		DEBUR AND BREAK SHARP EDGES		Designed by Miguel Teixeira		Date: 21-02-2013					
SURFACE FINISH:						FCTUC							
TOLERANCES:						TITLE: Casquilho ferro fundido							
LINEAR:													
ANGULAR:													
NAME	SIGNATURE	DATE											
DRAWN													
CHK'D													
APPVD													
MFG													
Q.A						MATERIAL: Gray Cast Iron		DWG NO.	A4				
						WEIGHT:		SCALE: 4:1	SHEET 1 OF 1				

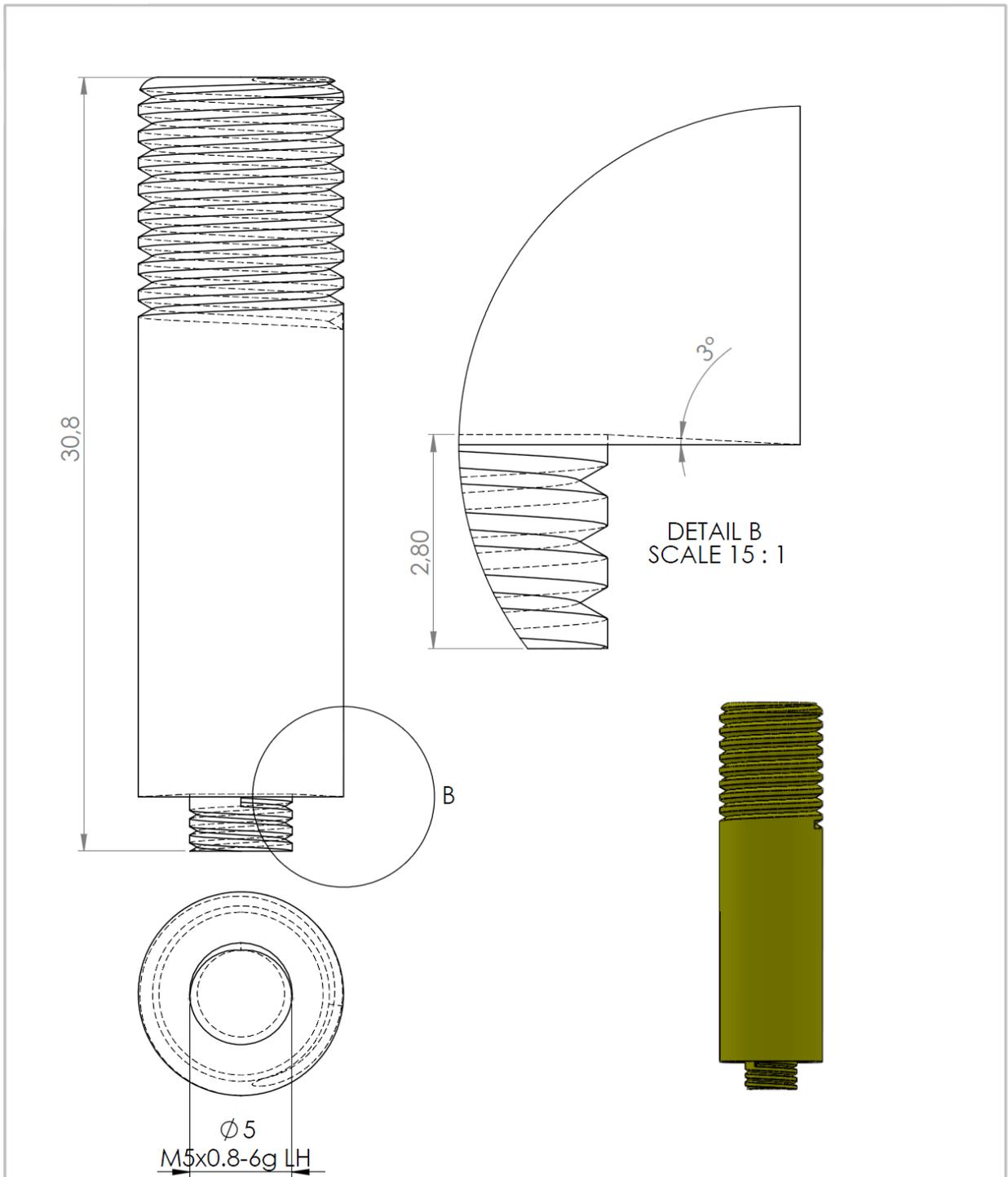


UNLESS OTHERWISE SPECIFIED: DIMENSIONS ARE IN MILLIMETERS		FINISH:		DEBUR AND BREAK SHARP EDGES		Designed by Miguel Teixeira		Date:21-02-2013					
SURFACE FINISH:						FCTUC							
TOLERANCES:						pino cilindrico							
LINEAR:													
ANGULAR:													
DRAWN		NAME		SIGNATURE						DATE		TITLE:	
CHK'D													
APP'VD													
MFG													
Q.A								A4					
				MATERIAL:		DWG NO.							
				AISI H13									
				WEIGHT:		SCALE:3:1		SHEET 1 OF 1					

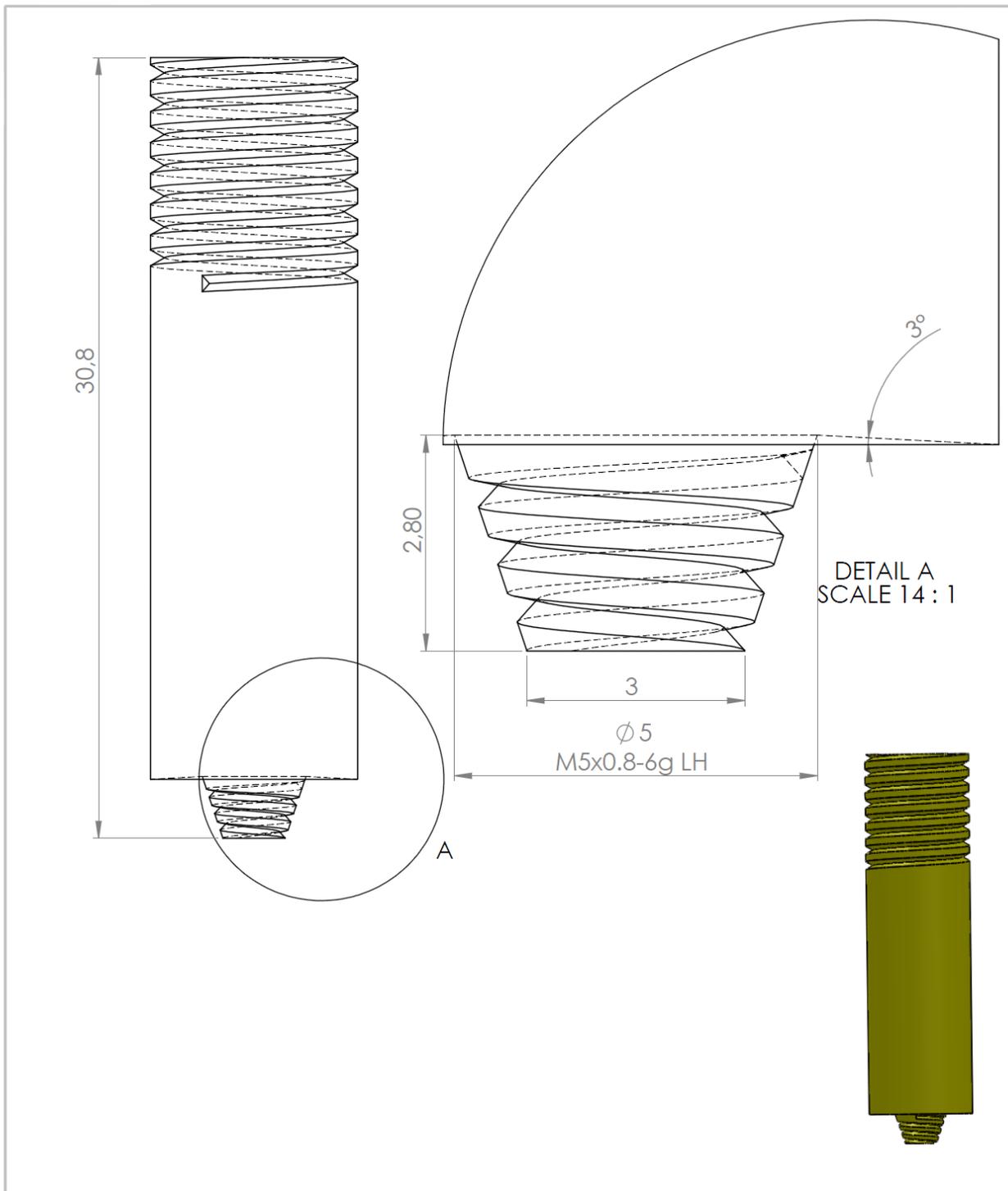


UNLESS OTHERWISE SPECIFIED: DIMENSIONS ARE IN MILLIMETERS SURFACE FINISH: TOLERANCES: LINEAR: ANGULAR:		FINISH:	DEBUR AND BREAK SHARP EDGES		Designed by Miguel Teixeira	Date:21-02-2013
					FCTUC	
					pino cónico	
DRAWN	NAME	SIGNATURE	DATE		TITLE:	
CHK'D						
APP'VD						
MFG						
Q.A				MATERIAL: AISI H13	DWG NO.	A4
				WEIGHT:	SCALE:3:1	SHEET 1 OF 1

B-2 – FERRAMENTAS RRC E RRCN



UNLESS OTHERWISE SPECIFIED: DIMENSIONS ARE IN MILLIMETERS SURFACE FINISH: TOLERANCES: LINEAR: ANGULAR:		FINISH:	DEBUR AND BREAK SHARP EDGES		Design by Miguel Teixeira	Date: 23.07.2013
					FCTUC	
DRAWN			TITLE:			Ferramenta RRC
CHK'D						
APP'V'D						
MFG						
Q.A			MATERIAL:		DWG NO.	A4
			Aço AISI H13			
			WEIGHT:		SCALE:4:1	SHEET 1 OF 1



UNLESS OTHERWISE SPECIFIED: DIMENSIONS ARE IN MILLIMETERS		FINISH:		DEBUR AND BREAK SHARP EDGES		Design by Miguel Teixeira		Date: 22.07.2013	
SURFACE FINISH:						FCTUC			
TOLERANCES: LINEAR: ANGULAR:						TITLE: Ferramenta RR Cn			
DRAWN	NAME	SIGNATURE	DATE			DWG NO.		A4	
CHK'D									
APPV'D									
MFG									
Q-A					MATERIAL:				
					WEIGHT:	SCALE:4:1		SHEET 1 OF 1	

ANEXO C – PERFIS DE DUREZA DAS SOLDADURAS SSC E SSCN

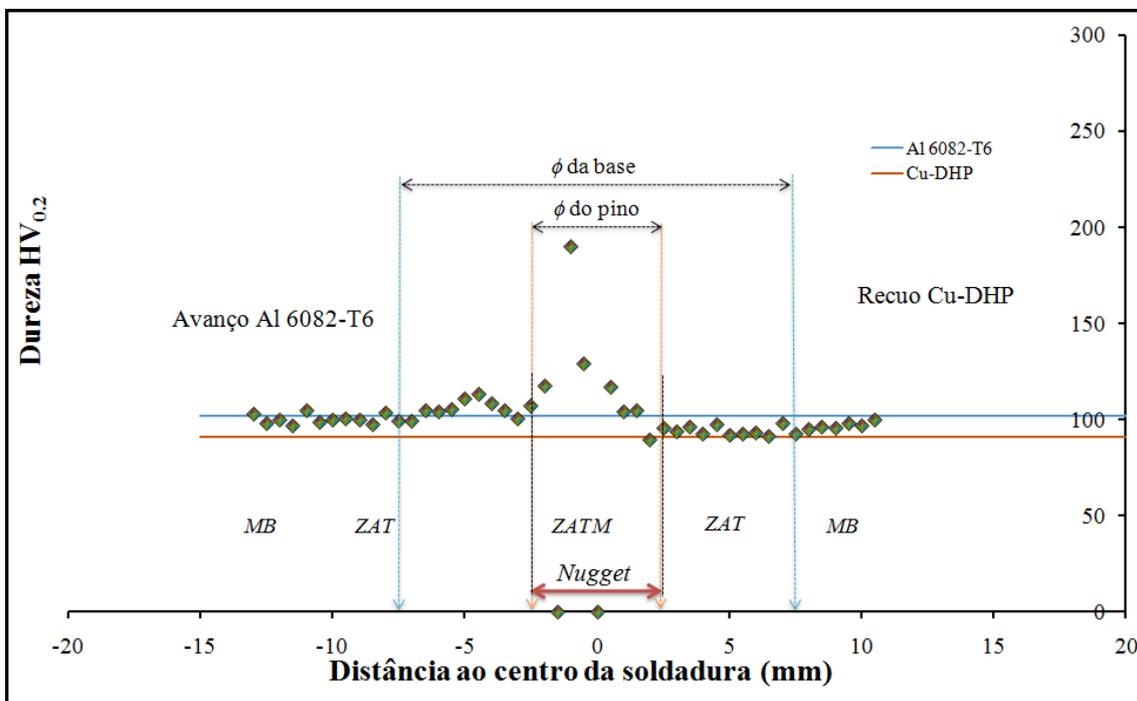


Figura 36 – Perfil de durezas da soldadura SSCn2.8n150v38α0.5_Al, segundo uma linha horizontal a meia espessura.

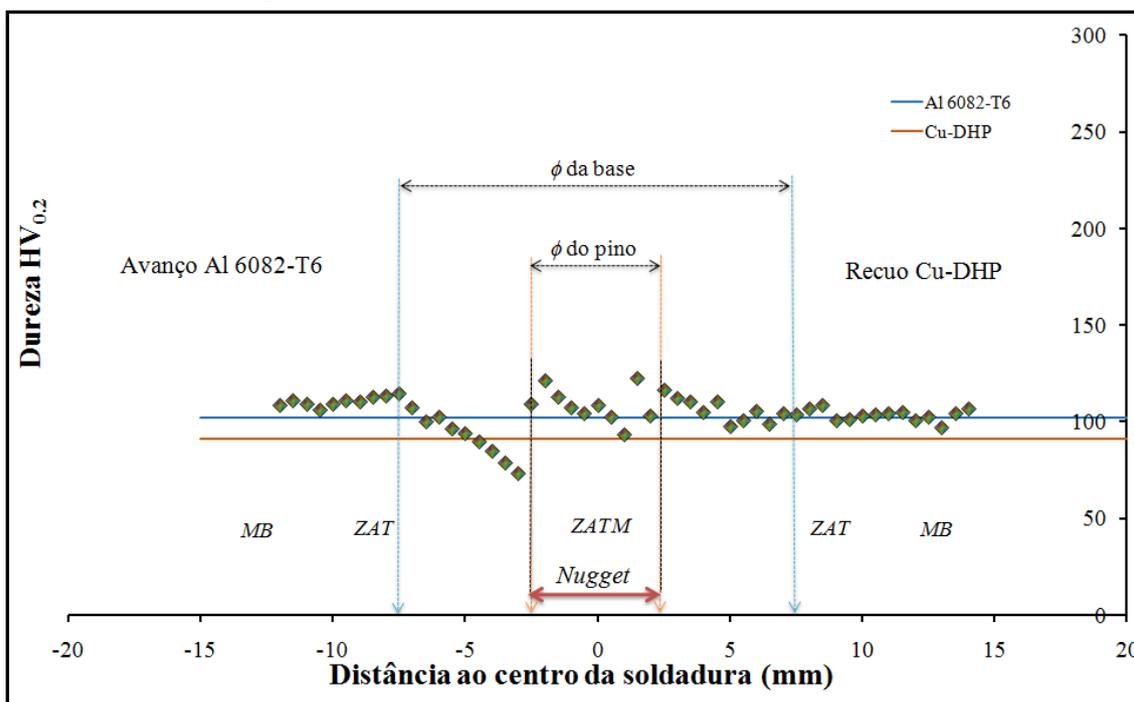


Figura 37 - Perfil de durezas da soldadura SSC2.9n114v38α0_Al, segundo uma linha horizontal a meia espessura.

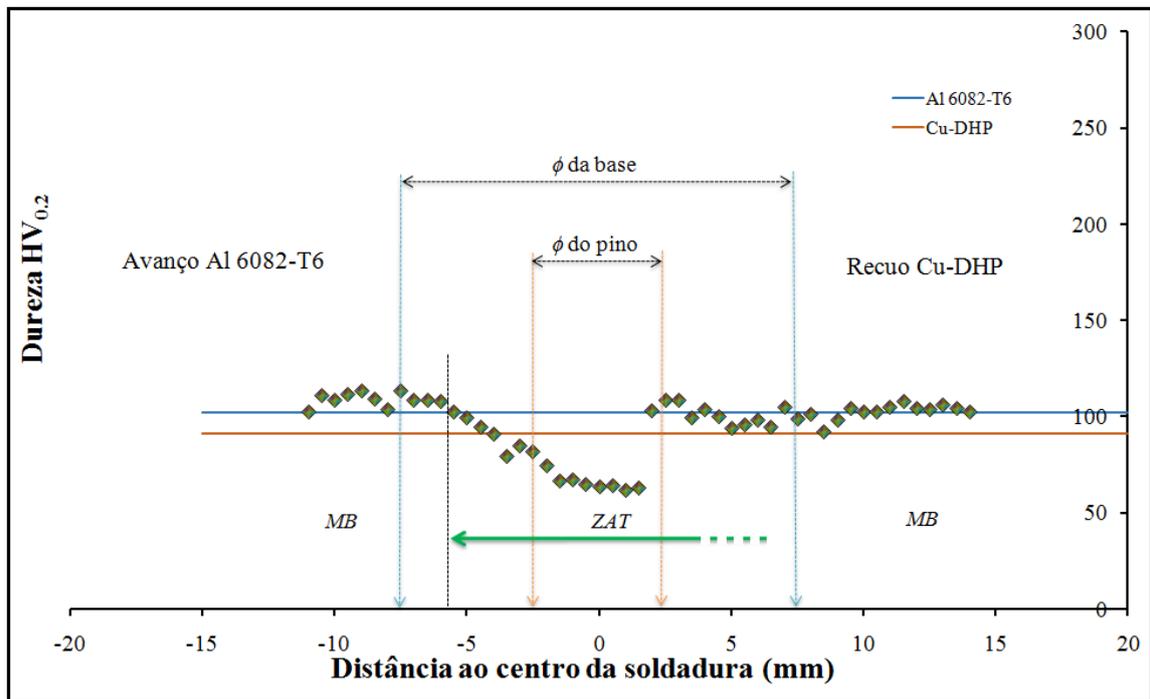


Figura 38 - Perfil de durezas da soldadura SSC2.9n114v38 α 0_Al, segundo uma linha horizontal na raiz da soldadura.

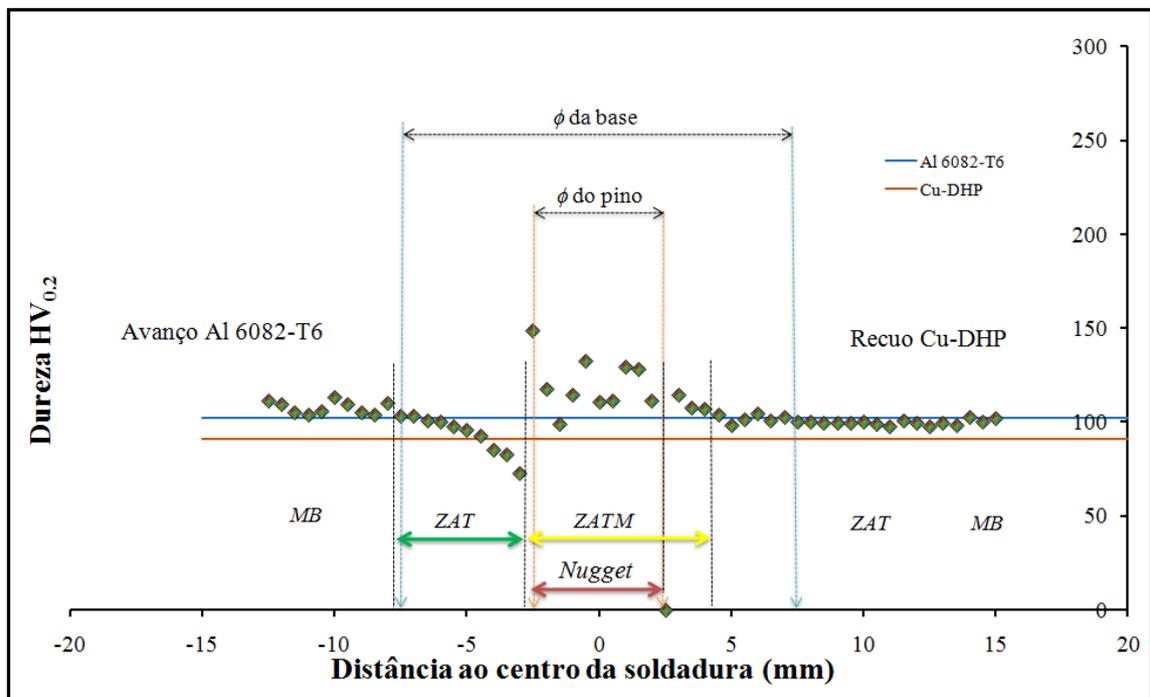


Figura 39 - Perfil de durezas da soldadura SSC2.8n114v38 α 0_Al, segundo uma linha horizontal a meia espessura.

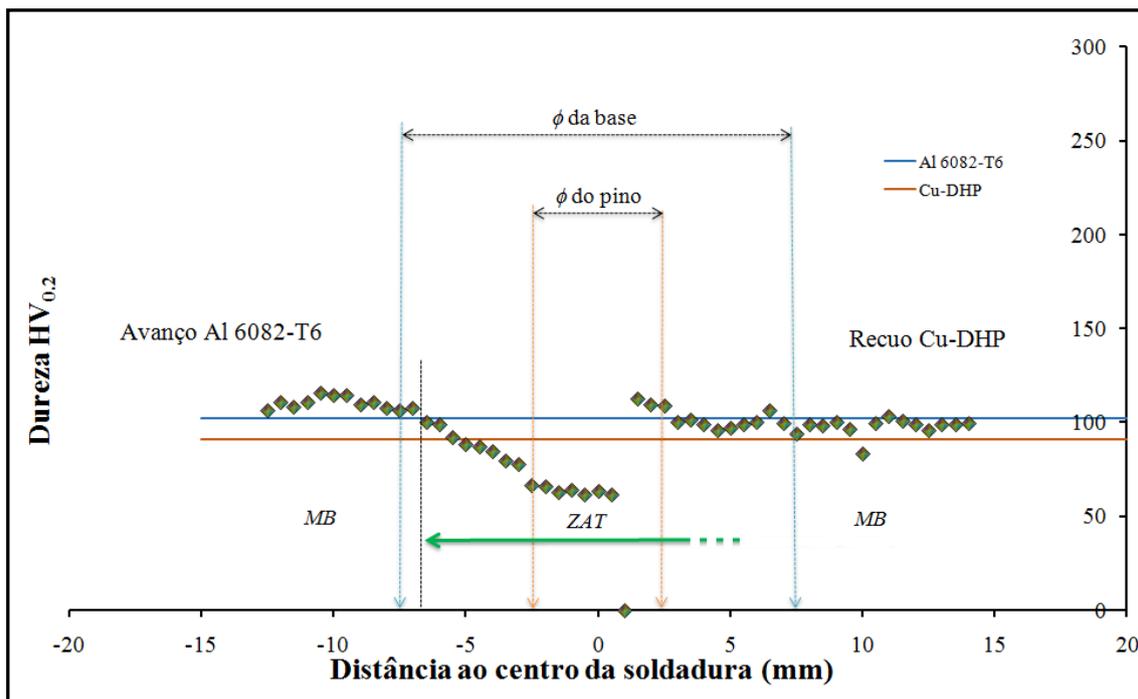


Figura 41 - Perfil de durezas da soldadura SSC2.8n114v38 α 0_Al, segundo uma linha horizontal na raiz da soldadura.

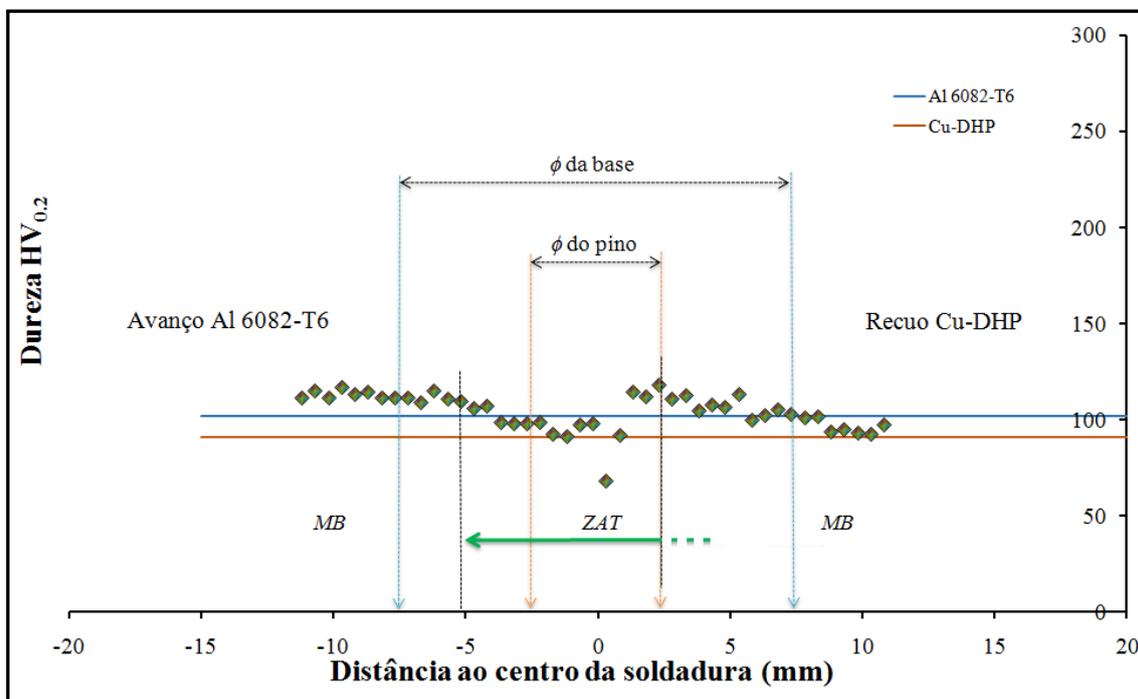


Figura 40 - Perfil de durezas da soldadura SSC2.6n114v38 α 0_Al, segundo uma linha horizontal na raiz da soldadura.

ANEXO D – ESPECTROS DA DIFRAÇÃO DE RAIOS X

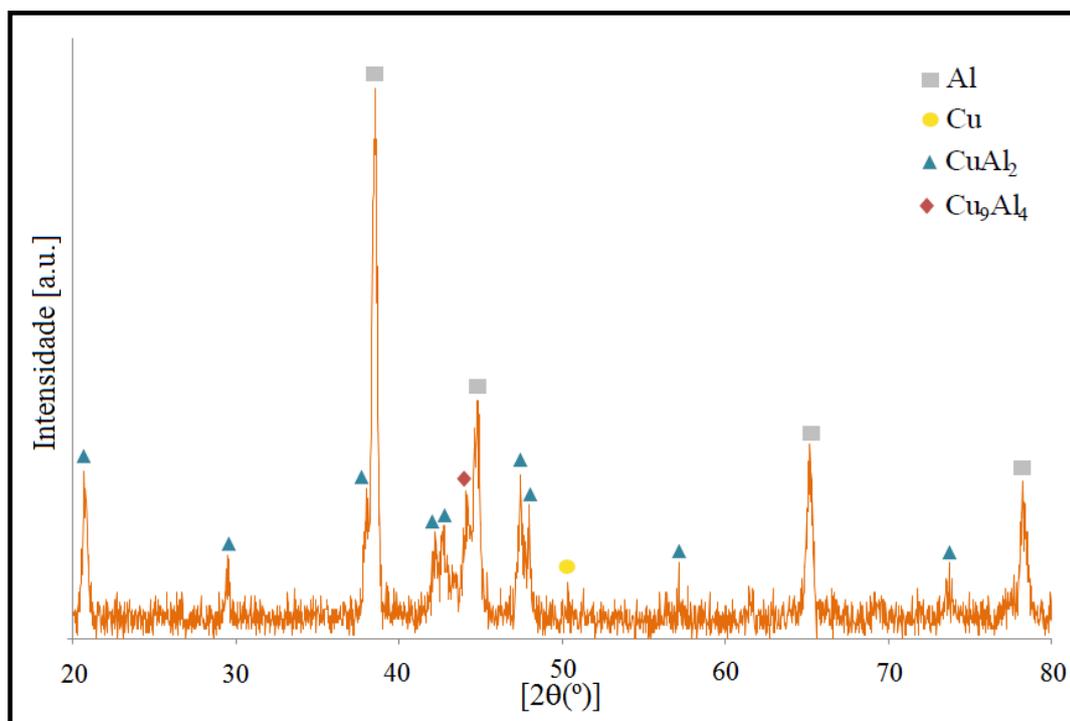


Figura 42 - Espectro da difracção de raios X: ponto 1.

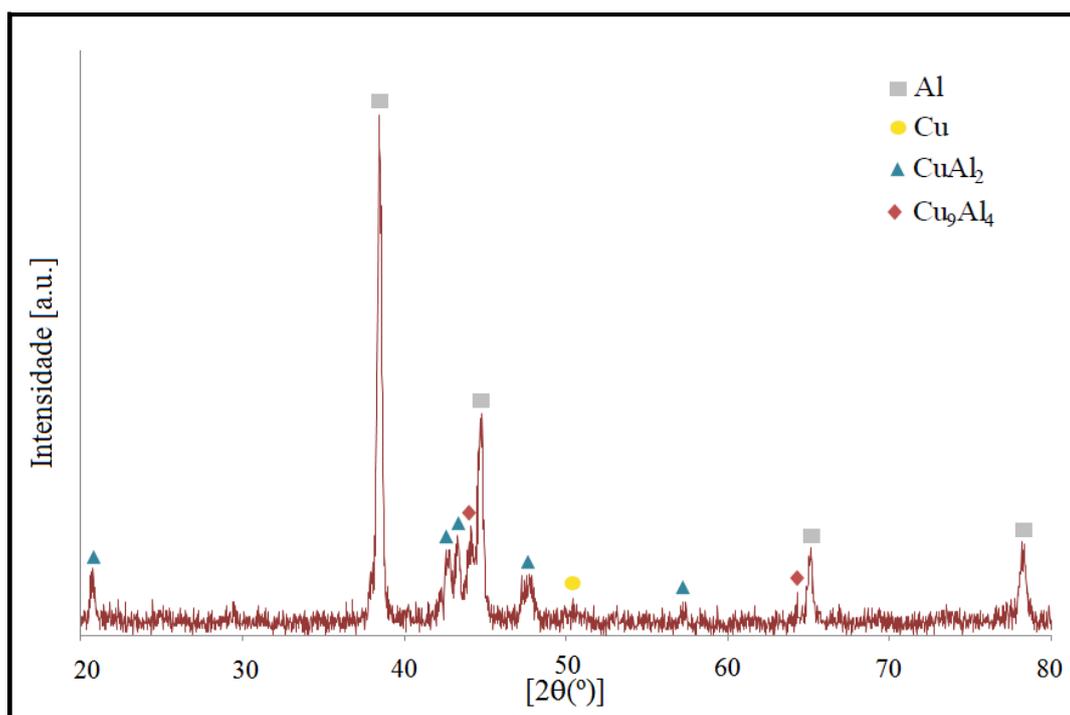


Figura 43 - Espectro da difracção de raios X: ponto 2.

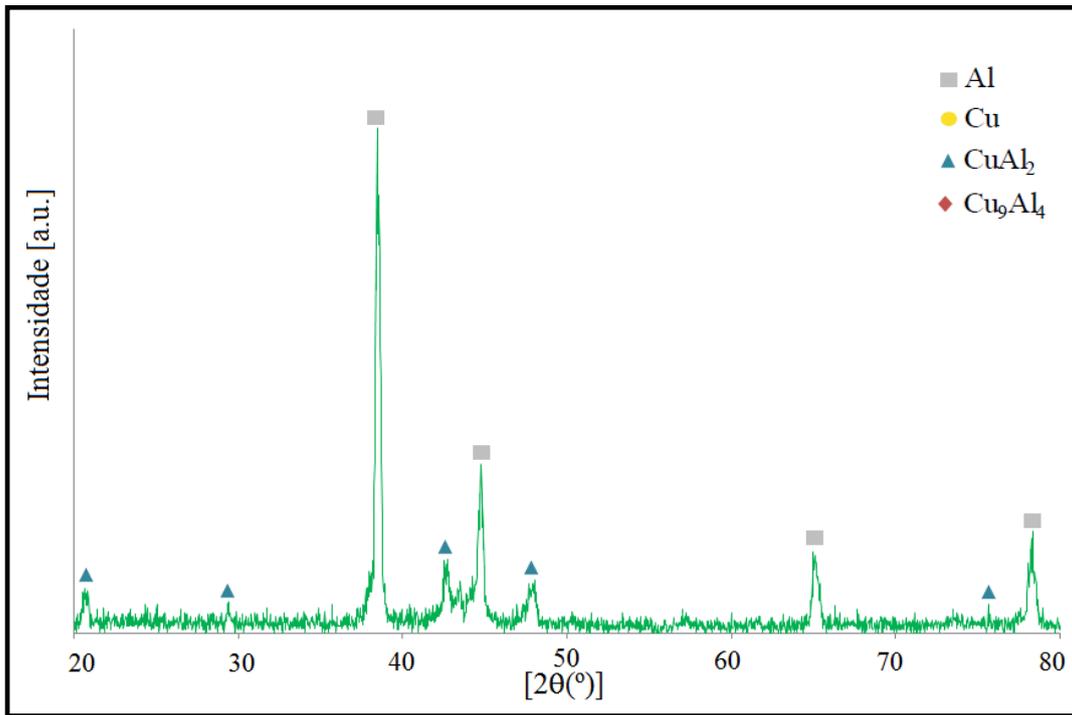


Figura 44 - Espectro da difracção de raios X: ponto 3.

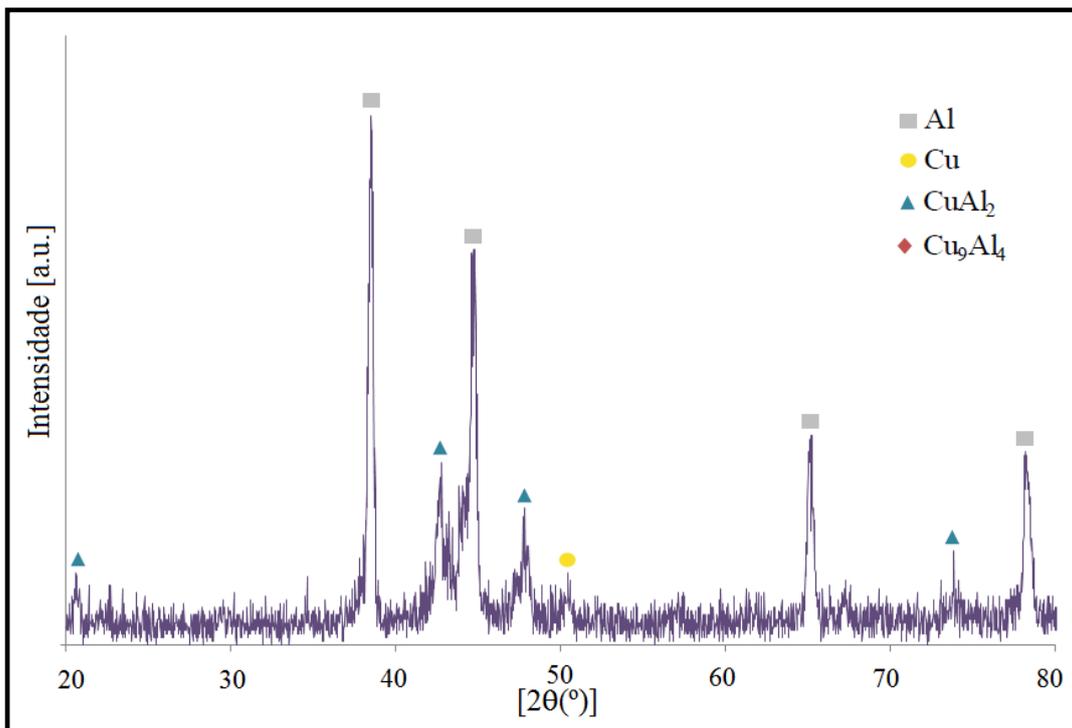


Figura 45 - Espectro da difracção de raios X: ponto 4.

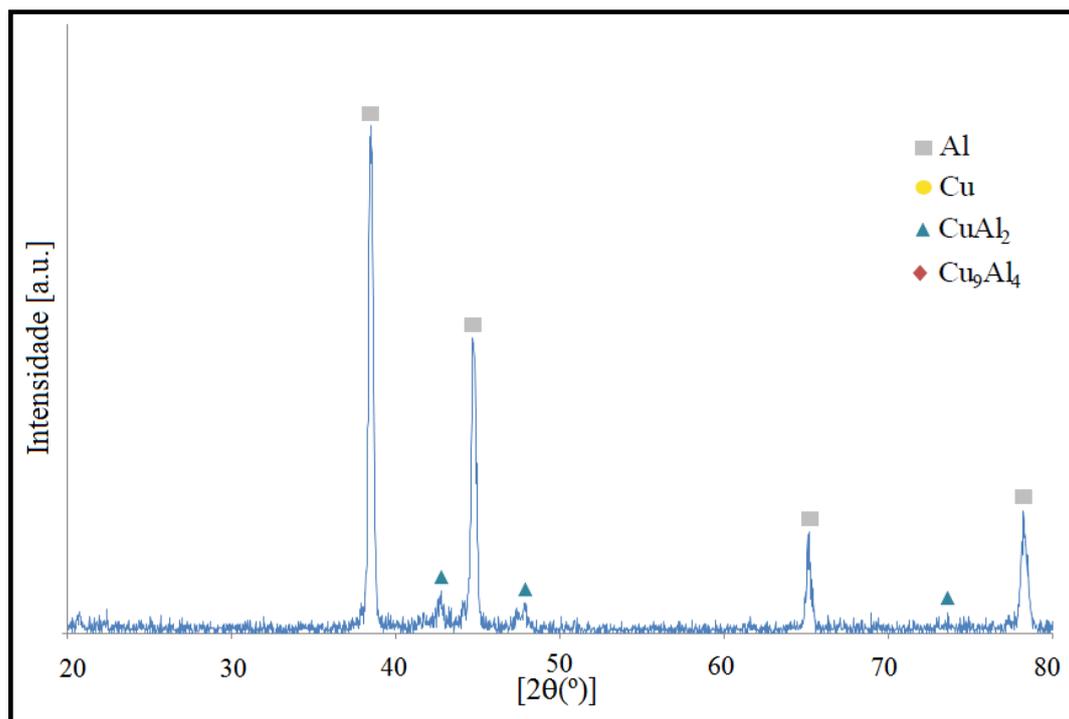


Figura 46 - Espectro da difracção de raios X: ponto 4.