



ANDRÉ MANUEL FIALHO ROCHA

Licenciado em Engenharia Mecânica

Fabrico Aditivo por Fio e Arco elétrico com
Forjamento a quente *in-situ* de Ti-6Al-4V e
CuAg1

Dissertação para obtenção do Grau de Mestre em Engenharia Mecânica

MESTRADO INTEGRADO EM ENGENHARIA MECÂNICA

Universidade NOVA de Lisboa
Setembro, 2023

Fabrico Aditivo por Fio e Arco elétrico com Forjamento a quente *in-situ* de Ti-6Al-4V e CuAg1

Dissertação para obtenção do Grau de Mestre em Engenharia Mecânica

ANDRÉ MANUEL FIALHO ROCHA
Licenciado em Engenharia Mecânica

Orientador: Doutor Valdemar Rebelo Duarte,
Professor Auxiliar Convidado, Universidade NOVA de Lisboa

Júri:

Presidente: Doutora Catarina Isabel Silva Vidal
Professora Auxiliar, Universidade NOVA de Lisboa

Arguente: Doutor Miguel Araújo Machado
Professor Auxiliar, Universidade NOVA de Lisboa

Orientador: Doutor Valdemar Rebelo Duarte,
Professor Auxiliar Convidado, Universidade NOVA de Lisboa

MESTRADO INTEGRADO EM ENGENHARIA MECÂNICA

Universidade NOVA de Lisboa

Setembro, 2023

Fabrico Aditivo por Fio e Arco elétrico com Forjamento a quente *in-situ* de Ti-6Al-4V e CuAg1

Copyright © André Manuel Fialho Rocha, Faculdade de Ciências e Tecnologia, Universidade NOVA de Lisboa.

A Faculdade de Ciências e Tecnologia e a Universidade NOVA de Lisboa têm o direito, perpétuo e sem limites geográficos, de arquivar e publicar esta dissertação através de exemplares impressos reproduzidos em papel ou de forma digital, ou por qualquer outro meio conhecido ou que venha a ser inventado, e de a divulgar através de repositórios científicos e de admitir a sua cópia e distribuição com objetivos educacionais ou de investigação, não comerciais, desde que seja dado crédito ao autor e editor.

Aos meus pais e avós

AGRADECIMENTOS

Este trabalho não teria sido possível sem o apoio de um leque enorme de pessoas que de uma forma ou de outra me apoiaram e ajudaram. Até as mais pequenas coisas fizeram a diferença.

Um especial obrigado ao meu orientador professor Valdemar Duarte, pelo conhecimento, confiança, disponibilidade e pensamento crítico que demonstrou antes de se tomar qualquer decisão. Contribuiu não só para este trabalho como também para me fazer crescer enquanto pessoa e futuro profissional.

Agradeço ao Sr. Campos e Sr. Paulo pelo conhecimento, ajuda e disponibilidade para realizar quaisquer tarefas nas oficinas e que contribuíram para a concretização desta dissertação.

Obrigado a todos os meus amigos e colegas da Faculdade pela paciência, ajuda e apoio, conversas infundáveis e momentos de convívio, e que sem dúvida tornaram este percurso mais interessante e desfrutável.

Gostava de agradecer especialmente ao meu amigo Celso Nunes, pelo companheirismo durante estes 5 anos, pela paciência, e por me ter dado a possibilidade estudar fora. Demonstrou a pessoa que é pelas ações que tomou, e daqui sai uma lição para vida.

À minha prima Raquel Marques, agradeço a presença constante e apoio que me deu, desde o primeiro dia que cheguei à FCT.

Por último, mas não menos importante, queria agradecer a toda a minha família, aos meus pais, Ana e Manuel, por me terem dado a oportunidade de seguir este caminho e me terem apoiado financeira e emocionalmente, que sempre me elevaram a moral nos momentos mais difíceis deste percurso e me incentivaram a nunca desistir. Aos meus irmãos Guilherme e Miguel e aos meus avós Joaquim e Ricardina, pela constante presença na minha vida. Sem vocês, nada disto teria sido possível.

RESUMO

Os processos de fabrico aditivo vieram revolucionar toda a indústria, permitindo criar objetos tridimensionais com elevado nível de complexidade, numa vasta diversidade de materiais, a partir de um ficheiro CAD. Dentro das várias categorias de processos de fabrico aditivo, o *Wire Arc and Additive Manufacturing* (WAAM) que utiliza um arco elétrico e arame para depositar camadas sucessivas de material, destaca-se pela sua elevada taxa de deposição. No entanto, apresenta vários defeitos característicos como: porosidades, delaminações, microestruturas grosseiras e anisotropia, que prejudicam a resistência mecânica dos componentes. Para mitigar estes problemas foram desenvolvidas variantes deste processo recorrendo a técnicas de deformação plástica, como é o caso do forjamento a quente, que ao promover o encruamento e/ou a recristalização dinâmica do material melhora estas propriedades. O *Hot Forging Wire Arc and Additive Manufacturing* (HF-WAAM) é uma variante do processo que deforma o material por impacto, quando este ainda se encontra num estado viscoplástico, na zona periférica ao banho de fusão.

O principal objetivo desta dissertação foi estudar o efeito que o forjamento a quente tem nas propriedades mecânicas e na microestrutura de um componente produzido, e comparar amostras produzidas por WAAM e HF-WAAM em cobre (comercialmente puro) e titânio (Ti-6Al-4V). Foram otimizados parâmetros de soldadura, produzidas amostras sem e com deformação plástica, e analisou-se a microestrutura, realizaram-se ensaios de dureza dos componentes e mediu-se a condutividade elétrica dos mesmos, com especial interesse para as amostras de cobre.

Concluiu-se que a deformação plástica imposta promovia o refinamento localizado de grão, observando-se reduções no tamanho de grão de 77% e 13% para o cobre e titânio, respetivamente. O forjamento a quente também impediu o crescimento epitaxial dos grãos colunares, o que contribuiu para a diminuição da anisotropia microestrutural do material característica do processo WAAM. Também se verificou uma diminuição da quantidade de defeitos com a variante HF-WAAM, nomeadamente poros.

Palavras-chave: Fabrico Aditivo, WAAM, HF-WAAM, Titânio, Cobre

ABSTRACT

Additive manufacturing processes have revolutionised the industry by allowing the creation of three-dimensional objects with a high level of complexity, in a wide range of materials, from a CAD file. Among the various categories of additive manufacturing processes, the Wire Arc and Additive Manufacturing (WAAM) uses an electric arc and feed wire stock to deposit successive layers of material, and it stands out for its high deposition rate. However, it presents several characteristic defects such as: porosities, delamination, coarse microstructures, and anisotropy, which impair the mechanical resistance of the components. To mitigate these problems, variants of this process have been developed using plastic deformation techniques, such as hot forging, which improves these properties by promoting the work hardening and/or the dynamic recrystallisation of the material. Hot Forging Wire Arc and Additive Manufacturing (HF-WAAM) is a variant of the process that deforms the material by impact, when it is still in a viscoplastic state, in the melting bath peripheral zone.

The main aim of this dissertation was to study the effect that hot forging has on the mechanical properties and microstructure of a component produced, and to compare samples produced by WAAM and HF-WAAM in copper (commercially pure) and titanium (Ti-6Al-4V). Welding parameters were optimised, samples were produced without and with plastic deformation, the microstructure was analysed, hardness tests were carried out on the components and their electrical conductivity was measured, with particular interest in the copper samples.

It was concluded that the imposed plastic deformation promoted localised grain refinement, with grain size reductions of 77% and 13% being observed for copper and titanium, respectively. Hot forging also impeded and prevented the epitaxial growth of columnar grains, which contributes to the decrease in the microstructural anisotropy of the material characteristic of the WAAM process. There was also a reduction in the number of defects with the HF-WAAM variant, namely pores.

Keywords: Additive Manufacturing, WAAM, HF-WAAM, Titanium, Copper

ÍNDICE DE MATÉRIAS

AGRADECIMENTOS	IX
RESUMO	XI
ABSTRACT	XIII
ÍNDICE DE MATÉRIAS	XV
ÍNDICE DE FIGURAS	XVII
ÍNDICE DE TABELAS	XXI
LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS	XXIII
1 INTRODUÇÃO	1
1.1 Motivação	1
1.2 Objetivos	2
2 ESTADO DA ARTE	3
2.1 Fabrico Aditivo	3
2.2 Fabrico Aditivo de metais	4
2.2.1 Wire arc additive manufacturing	6
2.2.2 Variantes química e térmica	8
2.2.3 Variantes com deformação plástica a quente e a frio	10
2.3 Materiais	12
2.3.1 Cobre	12
2.3.1.1 Microestrutura e propriedades mecânicas	12
2.3.2 Titânio	15
2.3.2.1 Microestrutura e propriedades mecânicas	15
2.4 Defeitos característicos do processo WAAM	19
2.4.1 Porosidades	19
2.4.2 Fissuras e Delaminações	21
2.4.3 Distorções	21
2.5 Síntese do capítulo	22

3	MATERIAIS E MÉTODOS	23
3.1	Materiais	23
3.2	Equipamentos e Procedimento Experimental	24
4	RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	31
4.1	Otimização dos parâmetros dos ensaios realizados.....	31
4.1.1	Cobre	31
4.1.2	Titânio	37
4.2	Caracterização das amostras.....	41
4.2.1	Cobre	41
4.2.2	Titânio	46
5	CONCLUSÕES E TRABALHOS FUTUROS	53
5.1	Conclusões	53
5.2	Trabalhos futuros.....	54
6	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	55
	ANEXOS.....	59

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 2.1 - Categorias do fabrico aditivo em metais.	4
Figura 2.2 - Representação esquemática dos processos SLM e SLS (adaptado de [5]).....	5
Figura 2.3 - Representação esquemática do processo WAAM (adaptado de [9]).	7
Figura 2.4 - Microestrutura de duas amostras de aço HSLA: a) sem inoculantes; b) com 0,66% do inoculante SiC (adaptado de [22]).	9
Figura 2.5 - Representação esquemática do processo HF-WAAM: (a) perspetiva isométrica; (b) planta da representação esquemática (adaptado de [3]).....	10
Figura 2.6 - Representação esquemática dos processos <i>rolling</i> : (a) vertical com rolo perfilado; (b) in-situ; (c) sob pressão lateral; (d) rolo com perfil invertido para paredes espessas [26].	11
Figura 2.7 - Amostra de cobre comercialmente puro e respetiva microestrutura, produzida por WAAM: a) secção na direção DD; b), c) e d) secções na direção DC no topo, centro e base da amostra, respetivamente (adaptado de [28]).	13
Figura 2.8 - Distribuição da microdureza: a) na direção de deposição e b) na direção de construção (adaptado de [28]).	14
Figura 2.9 - (a) Curva tensão-extensão em S1 e S2; (b) Tensão de rotura; (c) Comparação percentual da extensão entre cobre depositado por WAAM e outros processos (adaptado de [5]). ...	14
Figura 2.10 - Parede de Ti-6Al-4V depositada por WAAM [29].	16
Figura 2.11 - Macro e microestrutura da parede de Ti-6Al-4V depositada por WAAM: (a) macroestrutura com grãos β colunares e bandas brancas verticais; (b) microestrutura da zona superior da parede com fase α refinada; (c) microestrutura típica da maioria da parede entre bandas; (d) microestrutura na interseção entre bandas [29].	17
Figura 2.12 - Estruturas em Ti-6Al-4V depositadas por WAAM: (a) cruciforme; (b) interseção de três vias [31].	17
Figura 2.13 – Macro e microestrutura do cruciforme: (a-e) sem <i>rolling</i> (f-i) com <i>rolling</i> (adaptado de [25]).....	18
Figura 2.14 - Comparação entre provetes de Ti-6Al-4V com e sem <i>rolling</i> (adaptado de [32]).	19
Figura 2.15 - Morfologia de diversos planos de falha com poros destacados (adaptado de [24]).	20

Figura 2.16 - Avaliação dos poros em 3 amostras distintas: a) WAAM convencional; b) HF-WAAM com 55 N de forjamento; c) HF-WAAM com 55 N de forjamento e área de forjamento reduzida (adaptado de [21]).	20
Figura 2.17 - Delaminações de um componente em titânio produzido por WAAM (adaptado de [38]).	21
Figura 3.1 - Máquina de WAAM desenvolvida no DEMI.	24
Figura 3.2 - Representação esquemática dos equipamentos de soldadura e forjamento (adaptado de [42]).	25
Figura 3.3 - Representação esquemática da estratégia de deposição utilizada (ZIG-ZAG).	25
Figura 3.4 - <i>Frame</i> de uma das filmagens do banho de fusão do cobre.	27
Figura 3.5 - Martelo de forjamento acoplado à tocha de soldadura durante a produção de uma parede de cobre.	27
Figura 4.1 - Dimensões dos cordões depositados em função da velocidade de arame: a) largura; b) altura.	33
Figura 4.2 - Deposição de paredes de cobre: a) e b) com WFS= 3 m/min; c) e d) com WFS= 4 m/min; e) e f) com WFS= 5 m/min.	34
Figura 4.3 - Comprimento do banho de fusão dos ensaios de cobre em relação ao número da camada.	35
Figura 4.4 - Desenho esquemático do martelo projetado para o cobre.	36
Figura 4.5 - Paredes finais de cobre: a) com forjamento a quente; b) sem forjamento.	36
Figura 4.6 - Paredes de titânio dos ensaios preliminares.	38
Figura 4.7 - Imagem de alta velocidade do banho de fusão do titânio.	39
Figura 4.8 - Comprimento do banho de fusão em função da camada para o titânio.	39
Figura 4.9 – Desenho esquemático do martelo projetado para os ensaios de titânio.	40
Figura 4.10 - Paredes finais de titânio: a) sem forjamento; b) com forjamento a quente.	40
Figura 4.11 - Microscopia das paredes de cobre: a) sem deformação; b) com deformação.	41
Figura 4.12 - Pontos de interesse na parede de cobre sem forjamento: a) zona lateral; b) zona central.	42
Figura 4.13 - Pontos de interesse na parede de cobre com forjamento: a) e b) topo da parede; c) e d) zona entre camadas.	43
Figura 4.14 - Pormenor da microestrutura refinada numa região entre camadas.	43
Figura 4.15 - Gráficos de dureza do cobre: a) parede sem deformação; b) parede com deformação.	44

Figura 4.16 - Ensaios das amostra de cobre sem e com forjamento: a) e b) correntes induzidas; c) e d) condutividade elétrica.	46
Figura 4.17 - Microscopia das paredes de titânio: a) sem deformação; b) com deformação.....	47
Figura 4.18 - Macroestrutura e microestrutura da parede de titânio sem forjamento: a) topo da parede; b) zona inferior de uma camada; c) e d) zona entre camadas.	48
Figura 4.19 - Microestrutura ampliada da parede de titânio sem deformação: a) topo da parede; b), c) e d) zonas centrais com estruturas de Widmanstätten.....	49
Figura 4.20 - Pontos de interesse na parede de titânio com forjamento: a) e b) topo da parede; c e d) zonas centrais à parede.	50
Figura 4.21 - Microestrutura ampliada da parede de titânio forjada: a) zona lateral; b), c) e d) zonas centrais.	51
Figura 4.22 - Gráficos de dureza do titânio: a) parede sem deformação; b) parede com deformação.....	51
Figura 4.23 - Ensaios das amostra de titânio sem e com forjamento: a) e b) correntes induzidas; c) e d) condutividade elétrica.	52

ÍNDICE DE TABELAS

Tabela 2.1- Características dos processos de fabrico aditivo de metais [9]–[12].....	6
Tabela 2.2- Variantes do processo WAAM.	8
Tabela 3.1- Composição química dos arames utilizados [42]-[43].	23
Tabela 3.2- Propriedades mecânicas do metais após soldadura [42]-[43].....	23
Tabela 3.3- Composição e impurezas do gás de proteção [44].	24
Tabela 4.1- Ensaio de cordão único realizados para o cobre com TS = 300 mm/min e TS = 360 mm/min.	31
Tabela 4.2- Ensaio de cordão único realizados para o cobre com TS = 450 mm/min e TS = 540 mm/min.	32
Tabela 4.3- Medições e resultados de estabilidade para as paredes de cobre.	34
Tabela 4.4- Parâmetros dos ensaios de cordão único para o titânio.	37
Tabela 4.5- Medições e resultados de estabilidade para as paredes de titânio.....	38
Tabela 4.6- Dimensões médias do tamanho de grão das zonas selecionadas e das paredes sem e com forjamento.	50

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

CTWD	<i>Contact Tip to Work Distance</i> [mm] (Distância do bico de soldar à peça)
$d\bar{\epsilon}^P$	Extensão verdadeira equivalente
DC	Direção de construção
DD	Direção de deposição
DEMI	Departamento de Engenharia Mecânica e Industrial
DMD	<i>Direct Metal Deposition</i>
EBM	<i>Electron Beam Melting</i>
GF	<i>Gas Flow</i> [l/min] (Caudal de gás)
HF-WAAM	<i>Hot Forging-Wire and Arc Additive Manufacturing</i>
I	Dimensão de uma componente Y ou Z de uma amostra com forjamento (mm)
I_0	Dimensão de uma componente Y ou Z de uma amostra sem forjamento (mm)
LDED	<i>Laser Directed Energy Deposition</i>
LMD	<i>Laser Metal Deposition</i>
MAG	<i>Metal Active Gas</i>
MHP	<i>Machine Hammer Peening</i>
MIG	<i>Metal Inert Gas</i>
PAW	<i>Plasma Arc Welding</i>
S	Índice de estabilidade (%)
SEBM	<i>Selective Electron Beam Melting</i>
SLM	<i>Selective Laser Melting</i>
SLS	<i>Selective Laser Sintering</i>

S_T	Desvio padrão médio (s)
TIG	<i>Tungsten Inert Gas</i>
TS	<i>Travel Speed</i> [mm] (Velocidade de avanço)
WAAM	<i>Wire and Arc Additive Manufacturing</i>
WFS	<i>Wire Feed Speed</i> [m/min] (Velocidade de deposição do arame)
WLAM	<i>Wire Laser Additive Manufacturing</i>
ε	Incremento de extensão plástica verdadeira
μ	Eficiência do processo de soldadura
T̄	Período médio (s)

1.1 Motivação

O fabrico aditivo engloba um conjunto de processos que vieram revolucionar toda a indústria, e que se baseiam na produção de peças tridimensionais de forma incremental, depositando camadas sucessivas de material até formar o componente final. São utilizados quando os processos de fabrico tradicionais tais como a manufatura subtrativa, tornam o custo de uma peça mais elevado, devido à sua complexidade geométrica (consequente aumento no tempo de fabrico) ou elevado desperdício de material [1]. Vários materiais são contemplados no fabrico aditivo, abrangendo polímeros, cerâmicos e metais, porém este último grupo é dos que tem ganho mais interesse por parte de investigadores por todo o mundo [1]. A capacidade de produzir componentes metálicos funcionais com praticamente nenhuma limitação dimensional e geométrica é um dos principais motivos.

Existem vários processos capazes de processar componentes metálicos, sendo um deles o processo *Wire Arc Additive Manufacturing* (WAAM). Este processo conjuga as tecnologias de soldadura já existentes com sistemas robotizados, para realizar as deposições sobre trajetórias previamente definidas.

Tais como todos os processos, existem defeitos associados, e WAAM não é exceção. Microestruturas com características anisotrópicas e elevado tamanho de grão, porosidades, fissuras, oxidação e delaminação são alguns dos defeitos mais recorrentes desta tecnologia [2]. Para minimizar estes efeitos foram desenvolvidas variantes do processo, como é o caso de *Hot-Forging Wire Arc Additive Manufacturing* (HF-WAAM), que utiliza a deformação plástica a quente para deformar plasticamente cada camada de material imediatamente após a sua deposição [3]. Existem materiais que pela sua natureza são mais propícios a estes defeitos, e é imperatório a utilização de variantes alternativas. É o caso de: titânio, um metal com elevada resistência mecânica e à corrosão, capaz de suportar elevados ciclos térmicos, mas com baixa condutividade térmica e bastante reativo a elevadas temperaturas [4]; e do cobre, excelente condutor elétrico e térmico, mas propício a formar óxidos a elevadas temperaturas [5]. Outro fator muito importante a ter em conta é a microestrutura do material depositado, que através do processo WAAM convencional se demonstra muito grosseira e sobre uma orientação bem definida, o que origina propriedades mecânicas anisotrópicas, prejudicando a resistência mecânica da peça final. A variante HF-WAAM vem mitigar este problema, que ao deformar o material no seu estado viscoplástico minimiza a probabilidade de haver formação de grãos colunares de elevadas dimensões [3].

Estes desafios são o que levaram ao desenvolvimento do presente trabalho, contribuindo assim para o desenvolvimento desta tecnologia.

1.2 Objetivos

O objetivo primário desta dissertação é aplicar o forjamento a quente durante a deposição por *Wire Arc Additive Manufacturing* da liga Ti-6Al-4V e de cobre comercialmente puro e estudar os seus efeitos nas propriedades do material.

Assim, colocam-se como objetivos secundários os seguintes:

- Otimização de parâmetros para a deposição convencional;
- Otimização de parâmetros para a deposição com forjamento a quente;
- Análise comparativa das amostras com e sem forjamento.

2.1 Fabrico Aditivo

Fabrico aditivo é entendido como um conjunto de processos utilizados para produzir peças tridimensionais com elevado nível de complexidade, através da deposição de camadas sucessivas de material até criar a geometria desejada [6].

Permite fabricar peças com as mais variadas geometrias, totalmente customizáveis e com elevado nível de complexidade, com elevada eficiência na utilização do material, tornando-se economicamente competitivo com as demais tecnologias. No entanto, existem desvantagens associadas aos mesmos [7].

Vantagens:

- Permite criar peças com elevada complexidade geométrica;
- Grande disponibilidade de materiais a serem utilizados;
- Fácil customização consoante as necessidades do cliente;
- Baixo desperdício de material consumível;
- Nem sempre são necessárias operações de acabamento;
- Economicamente vantajoso em parte dos processos;
- Não há acumulação de stocks.

Desvantagens:

- Dimensão limitada às máquinas existentes;
- Baixa cadência de produção;
- Por vezes são necessários processos de acabamento;
- Peças suscetíveis a defeitos tais como porosidades e tensões residuais;

2.2 Fabrico Aditivo de metais

Para produzir peças metálicas através de fabrico aditivo podem ser utilizados diferentes processos que diferem sobretudo na fonte de energia e na forma do material base utilizados. Consoante os requisitos e as características que se pretendem no produto final, pode-se optar por tecnologias que utilizem pó metálico ou arame como material base. A fonte energética pode ser feixe de eletrões, laser ou um arco elétrico. Os principais processos no fabrico aditivo de metais são *Wire Arc Additive Manufacturing (WAAM)*, *Wire Laser Additive Manufacturing (WLAM)*, *Selective Laser Melting (SLM)*, *Selective Laser Sintering (SLS)*, *Laser Metal Deposition (LMD)* e *Electron Beam Melting (EBM)*, como se pode observar na Figura 2.1 [8].

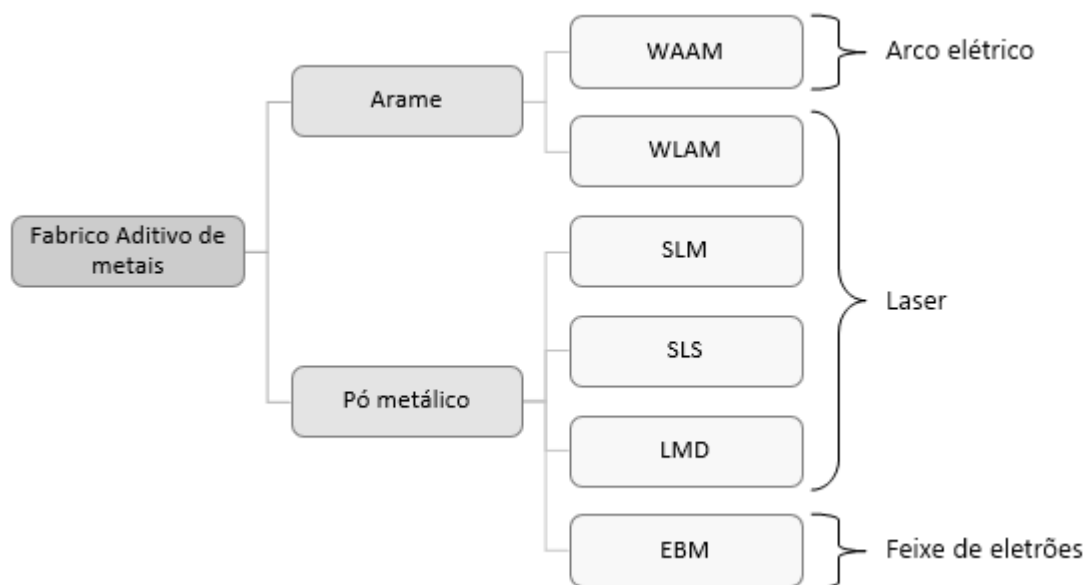


Figura 2.1 - Categorias do fabrico aditivo em metais.

Os processos de sinterização SLM e SLS são bastante semelhantes, na medida que utilizam laser como fonte de energia e uma cama de pó para criar peças tridimensionais, onde a grande diferença assenta na intensidade da energia depositada e conseqüentemente na densidade da peça resultante de cada processo [9]. Na Figura 2.2 estão representados esquematicamente os processos SLM e SLS. À medida que cada camada é agregada, o reservatório de pó vai subindo e este é depositado pela régua de distribuição de pó para a plataforma de construção, que desce a altura de uma camada. O excesso de pó é encaminhado para outro reservatório [10].

Em SLM o objetivo é fundir o pó metálico, criando camadas sucessivas de material até obter a geometria final, não sendo necessárias operações de pós-processamento. Em SLS o laser é utilizado para agregar o pó de modo a criar a geometria desejada, utilizando temperaturas sempre inferiores à temperatura de fusão do metal, com o produto final a rondar os 90% de densidade, por não haver uma fusão completa do componente [9]. Na maioria das vezes são necessários tratamentos térmicos para consolidar o objeto, podendo ser necessário maquinar o mesmo até atingir o acabamento e dimensões procuradas [11]. Embora existam exceções, o processo SLM é geralmente utilizado para a deposição de metais, enquanto o processo SLS é mais vulgarmente utilizado para materiais poliméricos.

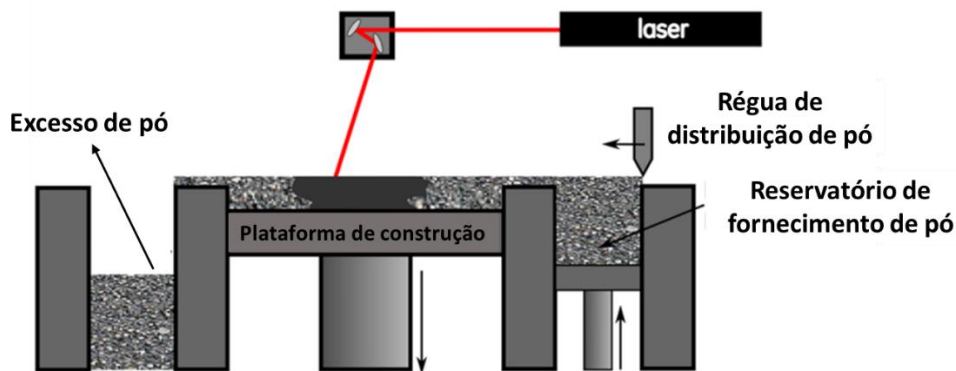


Figura 2.2 - Representação esquemática dos processos SLM e SLS (adaptado de [5]).

EBM também utiliza pó, mas recorre a um feixe de elétrons com elevada densidade energética para fundir o material base. Semelhante ao processo de SLM este utiliza também uma cama de pó, onde é repetidamente depositada uma fina camada deste material que será fundido pela fonte de energia, e assim sucessivamente, até criar o objeto. Como os materiais têm de ser condutores elétricos, este processo apenas funciona para metais. Todo o processo é realizado numa câmara de vácuo para garantir a eficácia do feixe, onde há transmissão das elevadas temperaturas e baixos gradientes térmicos [12], bem como evitar quaisquer óxidos que possam surgir e contaminar a operação [11].

LMD utiliza laser como fonte de energia, e tem a capacidade de combinar dois pós metálicos com composições diferentes para criar composições químicas variáveis. O material metálico é projetado para o ponto onde o laser está focalizado, não necessitando assim de uma cama de pó. É bastante utilizado para criar ligas com composição variável, *Functionally Graded Material* (FGM). Estes são materiais compósitos cujas transições químicas são graduais, por estarem associadas, evitando a acumulação de tensões característica dos compósitos comuns [13].

WLAM é em tudo semelhante ao WAAM, à exceção de que se utiliza um laser para fundir o arame metálico.

Na Tabela 2.1 está representada uma comparação quantitativa de diversos parâmetros de deposição para os processos de fabricação aditiva em metais que usam como material base pó metálico e arame.

Tabela 2.1- Características dos processos de fabricação aditiva de metais [9]–[12].

Material base	Pó Metálico	Arame
Espessura da camada [μm]	20-100	~1500
Largura da camada [mm]	0,075 - 0,213	5 - 10
Taxa de deposição [g/min]	~0,1	15-160

Por norma, os componentes produzidos a partir de pó têm um excelente acabamento superficial e uma elevada precisão, sem praticamente nenhuma limitação em termos geométricos, mas são bastante dispendiosos e apresentam uma maior tendência para o aparecimento de defeitos tais como porosidades [4]. Já os processos cujo material base é arame, têm alta cadência devido às elevadas taxas de deposição em detrimento do acabamento superficial das peças finais, que necessitam de operações de acabamento na maior parte dos casos

2.2.1 Wire arc additive manufacturing

A primeira patente relativa à produção de objetos tridimensionais com recurso a um arco elétrico e material de adição em forma de fio, remonta ao ano de 1925, por Ralph Baker [8]. Mas não foi até ao início do século XXI, quando grupos de investigação começaram a trabalhar e a investir neste ramo, que o processo WAAM teve relevância. Rapidamente se tornou um processo atrativo, pelo facto que este tinha a possibilidade de reduzir quase 50% do custo de maquinaria de ligas de alta resistência, comparando a mesma peça obtida por fabricação aditiva e manufatura subtrativa [17].

WAAM é um processo de fabricação aditiva que utiliza um arco elétrico e um fio metálico como material de adição ao banho de fusão. Conjuga as tecnologias de soldadura existentes com sistemas robotizados, para depositar cordões de soldadura, camada por camada, sobre trajetórias definidas em software até criar o objeto tridimensional. Tem-se então diversas técnicas baseadas nos diferentes processos de soldadura: *Plasma Arc Welding* (PAW), *Tungsten Inert Gas* (TIG) e *Metal Inert/Active Gas* (MIG/MAG) [4]. A diferença entre estas tecnologias assenta sobretudo no tipo de gás utilizado, no tipo de eletrodo e no modo como o arco elétrico é aplicado na peça.

TIG e PAW são duas tecnologias de soldadura que utilizam um eletrodo de tungsténio não consumível para estabelecer o arco elétrico, em conjunto com uma atmosfera protetora de um gás

inerte que protege o material adicionado separadamente (Figura 2.3). PAW é um processo que tem uma elevada densidade energética, característico de ter um arco muito estável, porque este fica restringido ao ser forçado a passar por um orifício colocado entre o cátodo e o ânodo. Assim, este arco maioritariamente inerte forma plasma ionizado altamente localizado com temperaturas muito elevadas [4].

A diferença entre os processos de soldadura MIG e MAG assenta no tipo de gás utilizado (inerte ou ativo, respetivamente). O arco elétrico é estabelecido entre a extremidade do fio metálico (material de adição) e a peça, protegido simultaneamente pelo gás que impede a contaminação por óxidos da soldadura. É uma tecnologia com elevada taxa de deposição (15 - 160 g/min), permitindo criar peças de grandes dimensões num curto espaço de tempo, tornando-se na escolha de eleição para os processos de fabrico aditivo de peças de grandes dimensões [4].

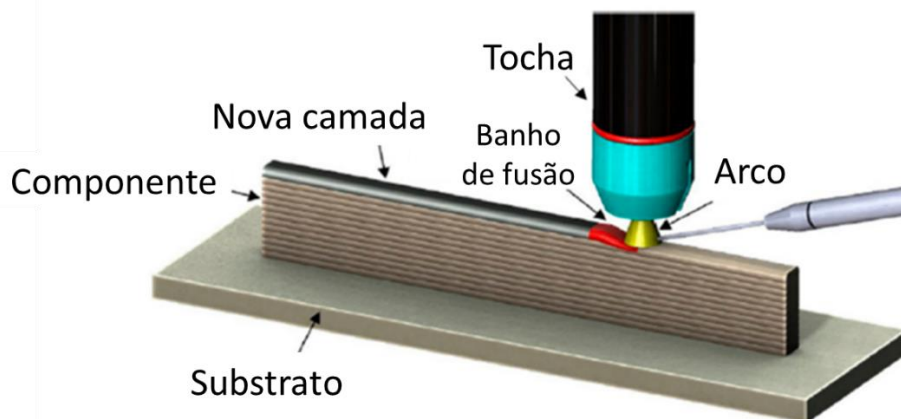


Figura 2.3 - Representação esquemática do processo WAAM (adaptado de [9]).

O processo WAAM é característico de ter uma grande taxa de deposição de material, resultando numa elevada cadência de peças. É economicamente vantajoso na aquisição dos equipamentos, quando comparado aos restantes processos de fabrico aditivo de metais, pois muitas vezes é possível adaptar tecnologias já existentes nas empresas tais como braços robóticos, sendo necessário adquirir apenas equipamento de soldadura e software de fatiamento e simulação. É um processo que tem a capacidade de reduzir o desperdício de material entre 10 e 90%, quando comparado à manufatura subtrativa [18]. Isto torna-o bastante atrativo para o processamento de materiais dispendiosos e com baixa maquinabilidade como é o caso de ligas de titânio e superligas de níquel.

A elevada entrega térmica característica do WAAM é a principal causa de defeitos geométricos e microestruturais resultantes do processo, pois proporciona elevados gradientes térmicos na peça que dão origem a tensões residuais e promove o crescimento epitaxial da microestrutura [19]. Os últimos anos de investigação têm-se focado no estudo de novas formas de mitigar estes efeitos.

A escolha incorreta dos parâmetros de soldadura tais como velocidade de deposição do fio, tipo/caudal de gás, velocidade de avanço e tensão, pode resultar em porosidades, delaminação (por falta de fusão entre camadas) e oxidação nas estruturas finais, o que é indesejável. É necessário

então adequar os parâmetros à peça a fabricar, mas mais importante, ao material a ser depositado [8]. A microestrutura é tipicamente caracterizada por grãos colunares com uma orientação preferencial, de grande dimensão, originando anisotropia e impedindo que as propriedades mecânicas do material depositado atinjam os requisitos de normas para certas indústrias como a aeronáutica e a de óleo e gás [16]-[17], o que inviabiliza a utilização deste processo para estas indústrias. Na tentativa de melhorar esta última característica, foram desenvolvidas variantes do processo, que podem ser divididas em 3 vias: via mecânica, via química e via térmica, como é visível na Tabela 2.2.

Tabela 2.2- Variantes do processo WAAM.

Tipo de via	Conceitos base	Variante
Via mecânica	Deformação plástica a quente	<i>Hot-Forging</i>
		<i>Machine Hammer Peening</i>
	Deformação plástica a frio	<i>Hot Rolling</i>
		<i>Cold Rolling</i>
Via química	Introdução de partículas inoculantes no banho de fusão	
Via térmica	Controlo do arrefecimento	

Todas estas variantes têm vantagens e desvantagens associadas, e conseqüentemente há cenários em que é praticamente impossível a utilização das mesmas.

2.2.2 Variantes química e térmica

A microestrutura de um metal está intrinsecamente ligada à composição química que o mesmo possui, influenciando o modo como o material solidifica. Neste processo, para os metais, é comum a ocorrência simultânea de solidificação homogénea e heterogénea, estando esta última associada aos processos de soldadura. Nas variantes por via química, são introduzidas partículas exteriores ao metal fundido (tais como óxidos, nitretos e sulfuretos), estáveis a temperaturas superiores à temperatura de fusão do metal em questão [22]. Estas partículas promovem o aparecimento de núcleos cristalinos, que ao longo do arrefecimento se vão unir e formar a estrutura cristalina característica dos metais. Quanto maior for o número de pontos de nucleação mais refinada e homogénea será a microestrutura resultante [23].

T. Rodrigues et al. [22] realizou ensaios de WAAM em amostras de aço HSLA onde utilizou partículas de carbeto de silício (SiC) como inoculantes. Estas partículas eram aderidas a um cordão

de soldadura quando este se encontrava numa gama de 200 a 300 °C, sendo incorporadas no banho de fusão quando se soldava a camada subsequente. Na Figura 2.4 a) é visível a microestrutura de uma amostra produzida sem inoculantes, com grão predominantemente colunar, e na amostra da Figura 2.4 b) foram introduzidas partículas SiC com uma concentração de 0,66%. Notou-se um refinamento de grão em toda a microestrutura da amostra (b), e esta teve um acréscimo de aproximadamente 147% na dureza Vickers do metal ao apresentar 425 HV [22].

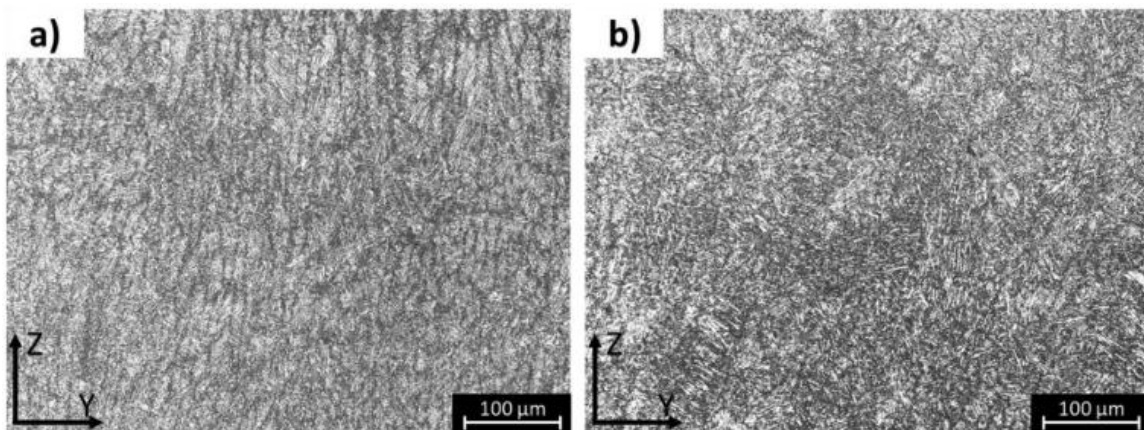


Figura 2.4 - Microestrutura de duas amostras de aço HSLA: a) sem inoculantes; b) com 0,66% do inoculante SiC (adaptado de [22]).

Pela via térmica, as propriedades microestruturais podem ser alteradas durante o processo ao controlar o arrefecimento do material, ou após o processo aplicando tratamentos térmicos, como é realizado habitualmente nos metais. Os tratamentos térmicos no pós-processamento apesar de bastante eficazes tornam-se noutra etapa a realizar, o que resulta num acréscimo dos custos. Estes podem ainda ser limitados pela dimensão das peças fabricadas, por nem sempre haver câmaras suficientemente grandes para garantir um controlo preciso da temperatura. Ainda que numa fase inicial, tenham sido estudadas metodologias para controlar a temperatura das paredes depositadas ao longo do processo, de modo a evitar operações posteriores. Devido à elevada entrega térmica do processo, este controlo torna-se bastante difícil. São utilizados sobretudo dois métodos: arrefecimento forçado com CO₂ comprimido e arrefecimento termoelétrico [24]. Na análise de uma amostra de titânio (Ti-6Al-4V), ambos os métodos de arrefecimento resultaram em amostras com menos oxidação, com microestrutura mais refinada e melhor resistência mecânica, tornando o processo ainda mais eficiente. No arrefecimento termoelétrico notou-se ainda uma melhoria de 60% na ondulação superficial da estrutura depositada [4].

2.2.3 Variantes com deformação plástica a quente e a frio

Comparando as variantes com deformação plástica a quente e a frio, estas podem produzir resultados semelhantes, no entanto os mecanismos envolvidos e as forças de trabalho associadas serão distintas, menores a quente e maiores a frio. A título de exemplo, é impraticável utilizar variantes com deformação a frio num braço robótico, pois as vibrações e cargas associadas aos processos causarão elevado desgaste na máquina, comprometendo a sua longevidade e fiabilidade. Para estes casos será necessário equipamento especializado, que terá um custo de aquisição mais elevado, o que é indesejado. O objetivo, como referido anteriormente, é adaptar equipamentos existentes nas empresas. Daí a necessidade do processo HF-WAAM, que com forças associadas mais baixas, permite utilizar equipamentos comerciais não especializados com o propósito de melhorar as propriedades mecânicas das estruturas produzidas.

A aplicação da deformação plástica no material depositado pode alterar significativamente a sua microestrutura, promovendo o encruamento através do aumento da densidade de discordâncias (deformação a frio), ou da recristalização dinâmica (deformação a quente), permitindo assim mitigar a anisotropia da microestrutura.

O principal objetivo do HF-WAAM é utilizar o comportamento viscoplástico dos metais a altas temperaturas (imediatamente após deposição) para melhorar as propriedades mecânicas dos mesmos. O intuito é reduzir as tensões residuais, eliminar ou minimizar as operações de pós-processamento e melhorar a microestrutura (tentar obter uma estrutura isotrópica) [3].

HF-WAAM utiliza um martelo colocado dentro do bocal de gás, que pode ser atuado por um vibrador mecânico ou eletromagnético, como se pode verificar na Figura 2.5. É possível ajustar a frequência de vibração do martelo, de modo a otimizar os parâmetros do processo. De realçar que existem martelos com outras geometrias: cilindro oco e concêntrico ao fio metálico de deposição, cilindro fora do bocal de gás, ou o bocal de gás como martelo [3].

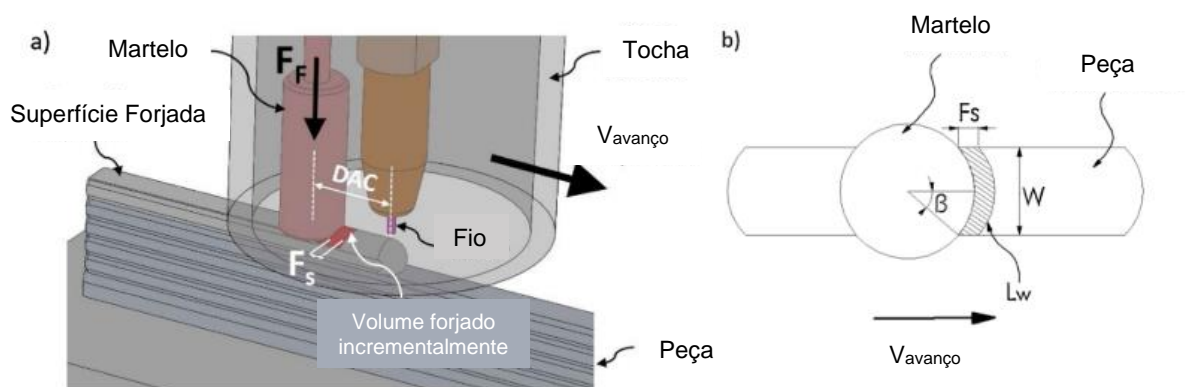


Figura 2.5 - Representação esquemática do processo HF-WAAM: (a) perspetiva isométrica; (b) planta da representação esquemática (adaptado de [3]).

Cold Rolling e *Hot Rolling* são processos que utilizam rolos para deformar o cordão de soldadura depositado por WAAM a frio e a quente, respetivamente. A diferença entre estes é a força necessária para deformar o material, bem como o facto de a deformação ser aplicada continuamente, semelhante a um processo de laminagem. São necessários equipamentos especializados, capazes de suportar forças de até 100 kN [25]. Estas variantes têm limitações dimensionais e apenas podem ser aplicadas a paredes depositadas na vertical, devido às elevadas forças associadas. Na Figura 2.6 é possível ver a representação esquemática dos processos.

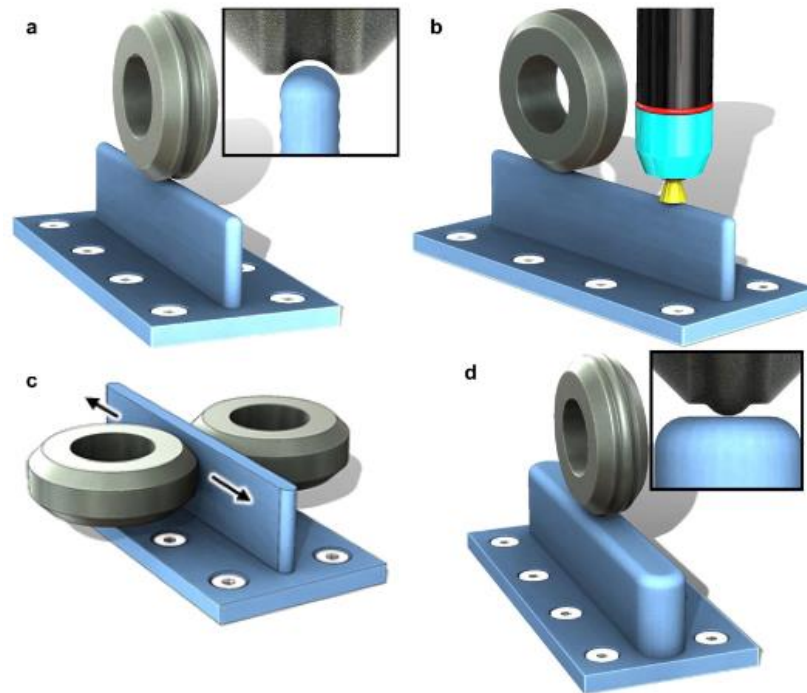


Figura 2.6 - Representação esquemática dos processos *rolling*: (a) vertical com rolo perfilado; (b) in-situ; (c) sob pressão lateral; (d) rolo com perfil invertido para paredes espessas [26].

Machine Hammer Peening (MHP) é uma técnica de deformação plástica a frio que vem resolver os problemas abordados nos processos de *rolling* descritos anteriormente. Utiliza um pino indentedor que vibra a frequências de aproximadamente 200 Hz, e que impacta com o cordão de soldadura com uma energia até 750 mJ sobre um padrão espacial definido. Um dos principais objetivos é introduzir tensões residuais de compressão à superfície, de modo a aumentar a resistência à fadiga da peça. Uma das grandes vantagens deste processo é o facto de ter vibrações associadas muito baixas. Estas são dispersas pela própria ferramenta, pois não está em permanente contacto com a peça, o que torna esta variante bastante interessante para aplicar num robô industrial [25].

2.3 Materiais

2.3.1 Cobre

O cobre é o segundo melhor condutor térmico e elétrico de todos os metais [23]. É um material dúctil e bastante resistente à corrosão, tornando-se uma ótima escolha para componentes elétricos, permutadores de calor e aplicações náuticas. A maior parte destes componentes possuem geometrias muito complexas, o que torna o fabrico aditivo num processo interessante a explorar, para a sua produção.

Vários estudos têm sido realizados, sobretudo em processos que utilizam pó como material base. Os problemas já são conhecidos: defeitos tais como porosidades, inclusões e formação de óxidos; e problemas relacionados com a saúde devido à inalação de pós [27]. Quaisquer defeitos que existam no produto final vão prejudicar, para além das propriedades mecânicas, tanto a condutividade térmica como elétrica, e, portanto, é imperativo minimizar o risco de ocorrência destes no material. A elevada condutividade térmica e tendência a formar óxidos dificultam o seu processamento. Deste modo, a elevada entrega térmica e elevadas taxas de deposição características do WAAM podem combater estes problemas, para obter peças com o mínimo de defeitos possíveis. A elevada condutividade térmica do cobre provoca uma rápida dissipação de calor que ao longo do período de deposição causam gradientes térmicos elevados, resultando em tensões residuais que provocam a distorção das peças produzidas. A tendência a formar óxidos reduz a molhabilidade e fluidez do cobre líquido, resultando em aglomerações localizadas e indesejadas de material durante o processo [5].

2.3.1.1 Microestrutura e propriedades mecânicas

No estudo realizado por P. Deshmukh et al. [5] foi produzida e analisada uma amostra de cobre comercialmente puro, com 30 camadas depositadas por WAAM. Na Figura 2.7 a), junto da base da amostra, os grãos visíveis são maioritariamente equiaxiais, o que é uma consequência da rápida dissipação de calor para o substrato, devido ao elevado gradiente térmico. À medida que se sobe na amostra (Figura 2.7 (d-b)), na direção de construção, os grãos vão ficando mais grosseiros e alongados (microestrutura epitaxial, no topo da amostra), devido ao fenómeno de solidificação direcional, ou seja, o grão cresce mais facilmente paralelamente ao gradiente térmico. Estes grãos têm um tamanho médio de 70 μm e 1 mm nas direções de deposição (DD) e construção (DC), respetivamente. As amostras de cobre produzidas por WAAM apresentaram maior heterogeneidade de tamanho de grão quando comparadas com amostras produzidas pelos processos de fabrico *Laser Directed Energy Deposition* (LDED), *Direct Metal Deposition* (DMD), *Selective Electron Beam Melting* (SEBM) e SLM [5].

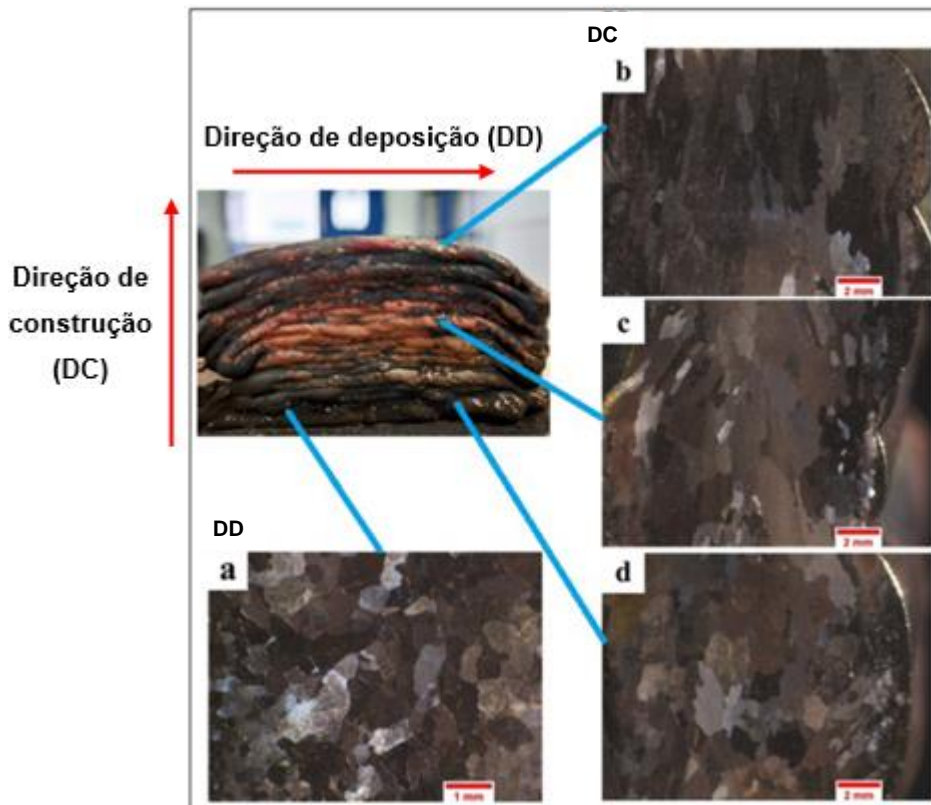


Figura 2.7 - Amostra de cobre comercialmente puro e respetiva microestrutura, produzida por WAAM: a) secção na direção DD; b), c) e d) secções na direção DC no topo, centro e base da amostra, respetivamente (adaptado de [28]).

A Figura 2.8 a) e b) mostra a distribuição da microdureza ao longo das direções de construção e de deposição (DC e DD, respetivamente). Ao longo de DD tem-se uma microdureza uniforme de $88 \pm 2,5$ HV_{0,1}, como seria de esperar, pois no mesmo nível de deposição a microestrutura é semelhante. Na direção DC há variações de microdureza devido à estrutura epitaxial da amostra. A maior microdureza (90 HV_{0,1}) é observada na região próxima ao substrato, porque esta zona tem grãos mais refinados graças ao rápido arrefecimento característico desta zona, sendo comprovado pela lei de Hall-Petch, que demonstra que as zonas com grão mais refinado apresentam maior tensão de cedência, e conseqüentemente maior resistência mecânica [28].

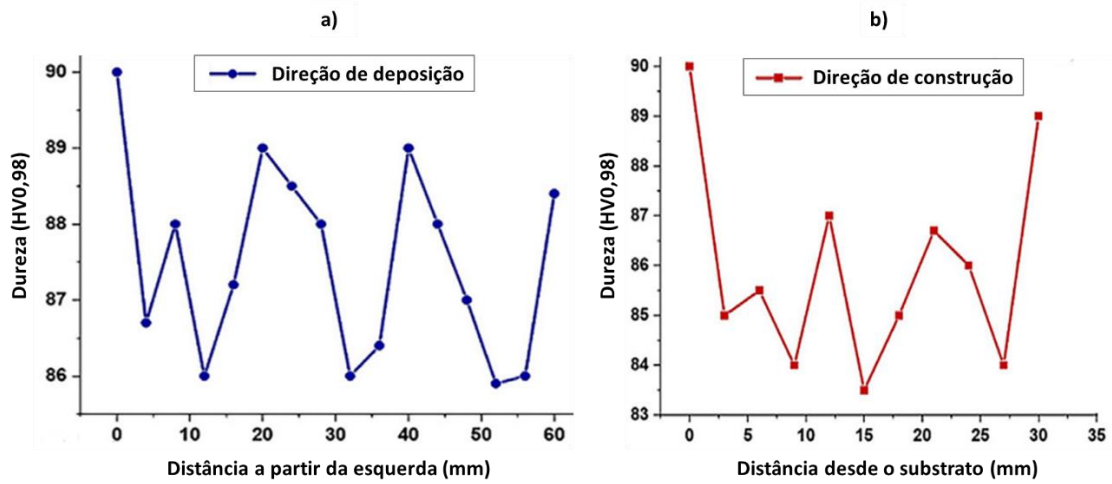


Figura 2.8 - Distribuição da microdureza: a) na direção de deposição e b) na direção de construção (adaptado de [28]).

Na Figura 2.9 (a) tem-se os resultados dos ensaios de tração de amostras retiradas das duas direções, onde é visível que a resistência à tração dos provetes foi superior na direção DD, estando equiparada a muitos limites de baixo ângulo ao longo de DC. Como ilustrado na Figura 2.9 (c), a tensão de cedência do Cu no presente estudo é superior aos processos DMD, SEBM, SLM e Cu forjado. No entanto, fica atrás das amostras produzidas por LDED. A partir da Figura 2.9 (d) verifica-se que a amostra de WAAM foi a que sofreu maior extensão no ensaio [5].

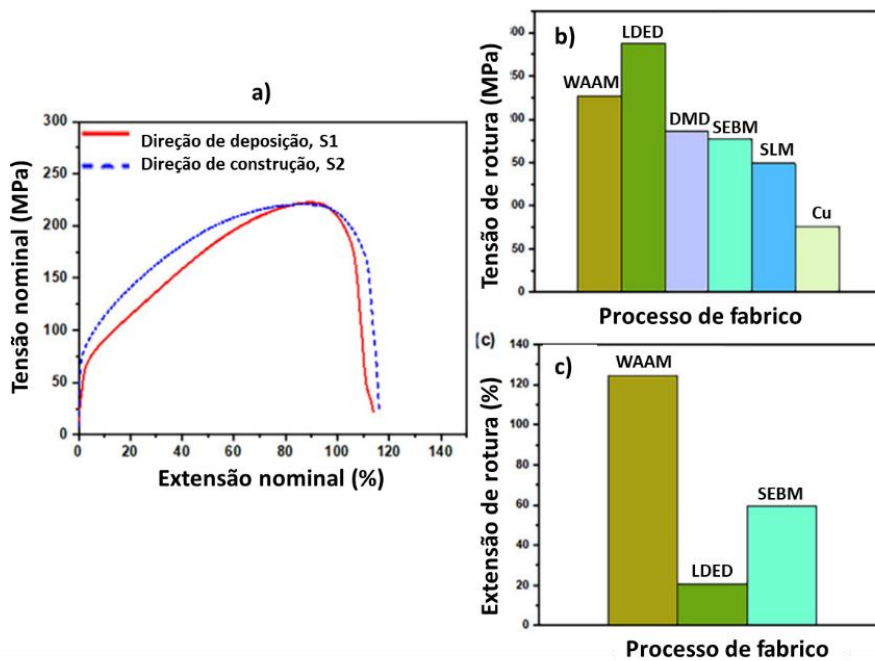


Figura 2.9 - (a) Curva tensão-extensão em S1 e S2; (b) Tensão de rotura; (c) Comparação percentual da extensão entre cobre depositado por WAAM e outros processos (adaptado de [5]).

Apesar do cobre ser um material de grande interesse devido às suas diversas aplicações, a sua produção por WAAM tem sido pouco explorada pelos investigadores, sendo notável a escassez de trabalhos científicos dedicados à produção de cobre por WAAM. No entanto, o potencial do cobre no WAAM, especialmente para aplicações com elevado desempenho elétrico, é promissor e carece de estudos mais aprofundados.

2.3.2 Titânio

O titânio é um material com baixo peso específico, excelente resistência à corrosão, elevada resistência mecânica e capaz de suportar vários ciclos térmicos sem perder as suas propriedades, o que o torna bastante desejado para aplicações aeroespaciais [4]. O facto de ser biocompatível, em conjunto com as propriedades anteriores, tornam o titânio num material de excelência para a criação de próteses. Desde os anos 60 que este material tem vindo a desempenhar um papel fulcral nos avanços tecnológicos destas duas áreas, permitindo criar aeronaves cada vez mais leves e resistentes, resultando em menores consumos e otimizando deste modo a capacidade de carga das mesmas. Como exemplo, tem-se o avião Boeing 787 cuja massa total engloba 15% de ligas de titânio [29].

Este material é também caracterizado pela baixa condutividade térmica e elevada reatividade a altas temperaturas, que torna a sua manipulação num desafio, seja qual for o processo de fabrico utilizado. Para WAAM, em concreto, um dos maiores problemas é a facilidade com que o titânio oxida, resultando muitas vezes em porosidades e salpicos de soldadura na peça e ao redor da mesma. Estas porosidades são causadas por bolhas de gás (oxigénio, azoto e hidrogénio) que ficam aprisionadas no banho de fusão, e cujo resultado são lacunas nas paredes depositadas aquando do arrefecimento do material [29]. É necessário então escolher um gás de proteção adequado (normalmente Argon), com um caudal suficiente para garantir uma boa atmosfera protetora.

É por estes motivos que o processo WAAM se encontra em vantagem relativamente aos processos de fabrico convencionais. O material é depositado exatamente onde é necessário, com desperdício significativamente reduzido, tornando-se bastante atrativo economicamente.

2.3.2.1 Microestrutura e propriedades mecânicas

Os parâmetros do processo de fabrico influenciam bastante as propriedades do metal. Têm sido realizados inúmeros trabalhos para perceber os mecanismos de formação microestrutural através da investigação dos gradientes térmicos na deposição de WAAM, para melhorar essas propriedades. Para componentes de Ti-6Al-4V (*grade 5* [21]) produzidos por WAAM, as microestruturas são complexas e muitas vezes variadas espacialmente dentro da deposição, resultado dos seus complexos ciclos térmicos.

O Ti-6Al-4V é uma liga composta pelas fases α - β amplamente utilizada na indústria aeroespacial. Se for sujeita a tratamentos térmicos ou a processos termomecânicos (a temperaturas superiores

à β -*transus* ou no intervalo α - β) facilmente adquire microestruturas lamelares e duplex. Estas microestruturas ditam as propriedades mecânicas do produto final [30]. Durante o processo WAAM, a nucleação de novos grãos ocorre quase sempre na fronteira de fusão entre o cordão depositado e o substrato/camada anterior, que em conjunto com o elevado gradiente térmico resulta na formação de uma microestrutura com grãos grosseiros (com vários milímetros de largura), colunares e que crescem epitaxialmente a partir dessas fronteiras [29].

De maneira a melhorar estas propriedades podem ser adotadas medidas tais como o controlo do arrefecimento do material ou a introdução de deformação plástica para promover o encruamento, a recristalização e conseqüentemente, o refinamento de grão.

No estudo realizado por F. Wang et al. [29] depositou-se uma parede de Ti-6Al-4V com 974 mm de comprimento, 125 mm de altura e 6,8 mm de espessura, para analisar a sua macro e microestrutura, visível na Figura 2.10.

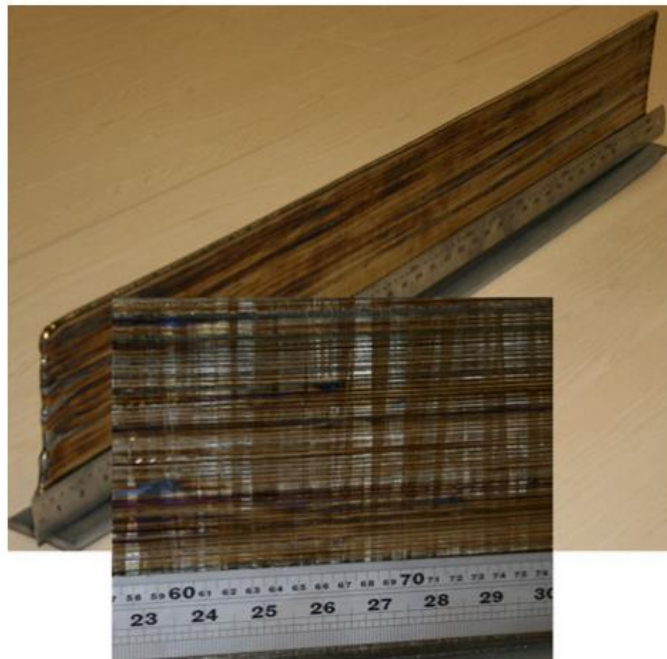


Figura 2.10 - Parede de Ti-6Al-4V depositada por WAAM [29].

Na Figura 2.11 (a) é visível uma imagem macroscópica da parede depositada, com distintas bandas claras e escuras. As bandas claras são grãos colunares com cerca de 1-2 mm que aparecem durante a solidificação antes da fase β , a partir do substrato e em direção ao topo das camadas depositadas, quase na perpendicular à base. Na Figura 2.11 (b) é visível a microestrutura das primeiras cinco camadas, composta por α martensítica, resultante de uma zona termicamente afetada pelos vários ciclos térmicos. Abaixo dessas camadas a microestrutura foi ficando mais grosseira, transitando de uma fase α lamelar mais fina para outra mais grosseira, à medida que se aproxima do substrato, como é visível na Figura 2.11 (c - d) [29].

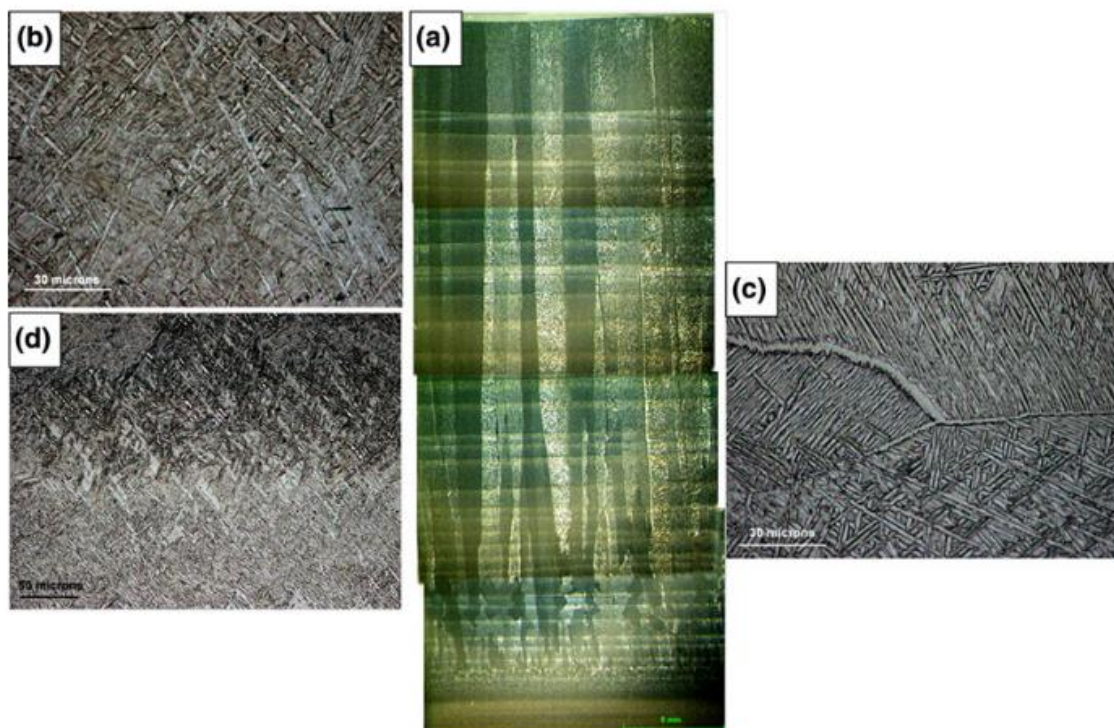


Figura 2.11 - Macro e microestrutura da parede de Ti-6Al-4V depositada por WAAM: (a) macroestrutura com grãos β colunares e bandas brancas verticais; (b) microestrutura da zona superior da parede com fase α refinada; (c) microestrutura típica da maioria da parede entre bandas; (d) microestrutura na interseção entre bandas [29].

Para comparar os efeitos da deformação plástica na microestrutura, A. McAndrew et al. [31] realizou deposições de estruturas em Ti-6Al-4V com interseção entre cordões de soldadura, visíveis na Figura 2.12.

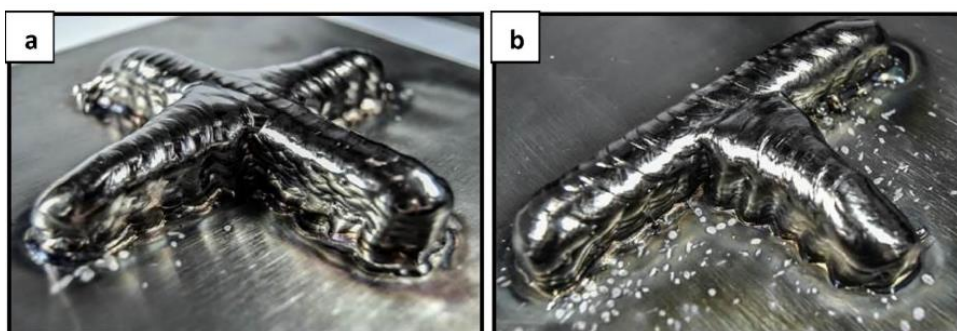


Figura 2.12 - Estruturas em Ti-6Al-4V depositadas por WAAM: (a) cruciforme; (b) interseção de três vias [31].

Estes componentes foram sujeitos a *rolling* com rolo de perfil invertido e as respectivas amostras foram caracterizadas. Na Figura 2.13 são visíveis as amostras do cruciforme sem *rolling*, à qual está associada uma microestrutura mais grosseira, e com *rolling*, com grão mais refinado.

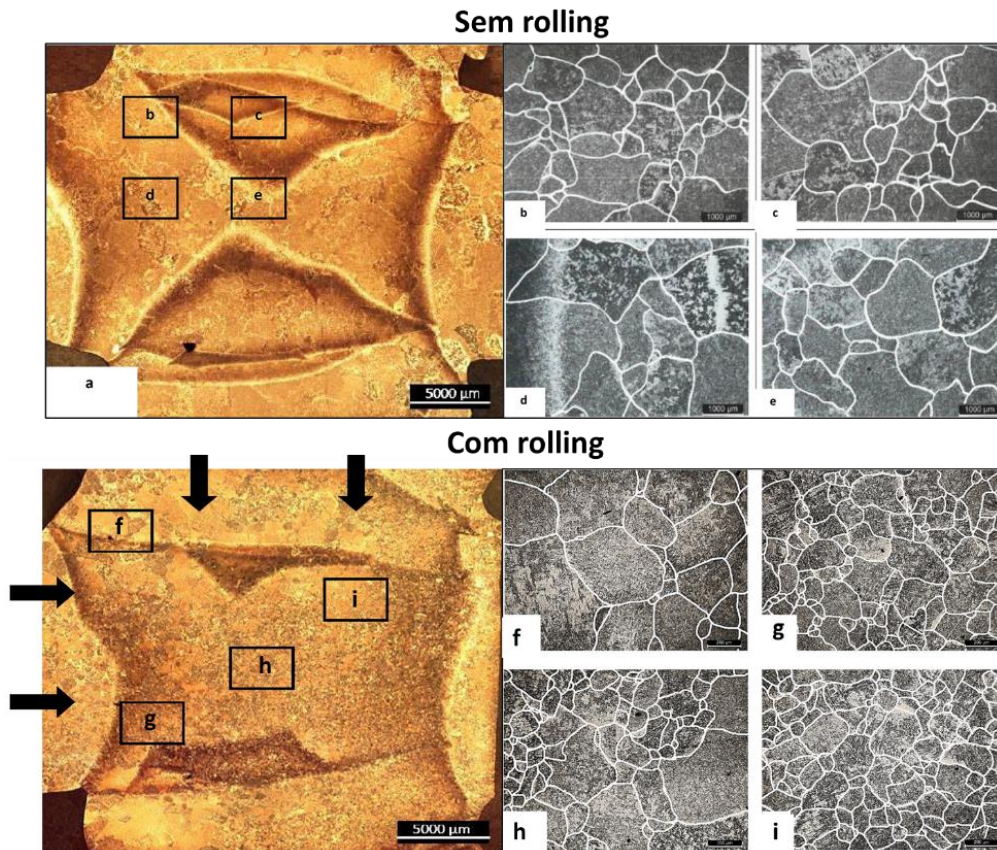


Figura 2.13 – Macro e microestrutura do cruciforme: (a-e) sem *rolling* (f-i) com *rolling* (adaptado de [25]).

Noutro estudo realizado por F. Martina et al. [32] realizaram-se deposições com 6 mm de largura de camada, onde se aplicou *cold rolling* a 50 kN e 75 kN. Foram produzidas 3 amostras através de WAAM, uma sem deformação (amostra de controlo) e as outras duas com *rolling* utilizando 50 kN e 75 kN de força, para posteriormente comparar a sua resistência mecânica com o material no estado bruto (em biletos) e com a norma ASTM B265-09 [21]. Foram retirados provetes nas direções horizontal e vertical para realizar os ensaios de tração e caracterizar as amostras, cujos resultados estão presentes na Figura 2.14.

Em todas as amostras que sofreram deformação plástica verificou-se uma melhoria nas propriedades mecânicas, em ambas as direções vertical e horizontal, à exceção dos provetes verticais da amostra de controlo, sendo possível afirmar que a amostra de controlo não cumpriu com os requisitos da norma, e que a amostra com deformação a 75 kN foi a que apresentou maior resistência mecânica [32]. Este aumento pode ter acontecido pelo refinamento das fases α e β , devido aos efeitos térmicos e ao encruamento causado pela deformação plástica [32].

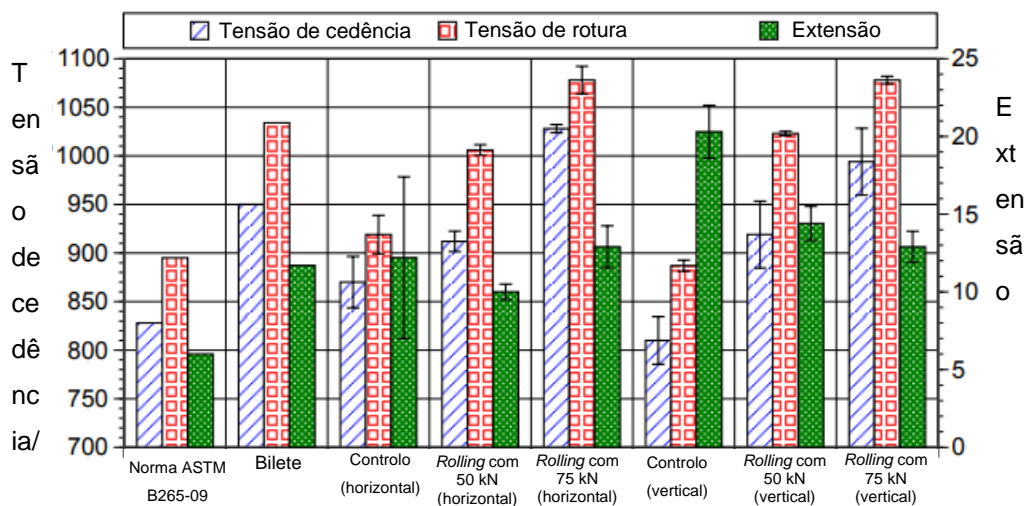


Figura 2.14 - Comparação entre provetes de Ti-6Al-4V com e sem *rolling* (adaptado de [32]).

2.4 Defeitos característicos do processo WAAM

Os defeitos encontrados no processo WAAM são em tudo semelhantes aos processos de soldadura. Porosidades, falta de adesão entre camadas, fenómenos de *humping* e distorções causadas pela acumulação de tensões residuais são alguns dos problemas encontrados. Há razões diversas para que isso aconteça, tais como contaminação por óxidos, gorduras ou gás, mau planeamento das estratégias de deposição ou dos parâmetros utilizados, ou até a instabilidade do processo associada ao tipo de material utilizado [33].

Tais defeitos, por mais pequenos que sejam, podem levar ao modo de falha de um componente, devendo ser levados em conta sobretudo em peças sujeitas a condições adversas tais como ciclos térmicos elevados e solicitações dinâmicas de elevado grau, situações recorrentes em peças de titânio fabricadas por WAAM e utilizadas em aplicações espaciais, por exemplo [2].

2.4.1 Porosidades

Estes tipos de defeitos podem ser enquadrados em dois grupos: poros induzidos pelo material (essencialmente esféricos) ou pelo processo (de geometria irregular) [33]. No primeiro, estão presentes as contaminações do material de adição e substrato, humidade, gorduras ou outras substâncias estranhas, que porventura poderão não conseguir sair do banho de fusão ficando aprisionadas, e no segundo estão as porosidades associadas a problemas que ocorreram no processo em si, devido ao incorreto uso dos equipamentos ou mau planeamento da deposição [33].

No entanto, o principal motivo do aparecimento de poros é o aprisionamento de gás durante o processo de soldadura, uma vez que o rápido arrefecimento do material impede que a ascensão dos

gases produzidos (sobretudo hidrogênio proveniente de contaminações ou umidade) seja suficientemente rápida [34]. É mais provável o aparecimento de poros nas regiões próximas ao limiar de fusão, pois são estas que solidificam primeiro [35]. No estudo realizado por R. Fu et al. [36] analisaram-se os planos de falha em diversos provetes tracionados, e em todos eles estavam presentes poros, como é visível na Figura 2.15. Após inspeção determinou-se que o material apresentou comportamento frágil na periferia dos poros, e comportamento dúctil onde não existiam defeitos, o que tem sérias implicações na resistência mecânica dos provetes analisados [36].

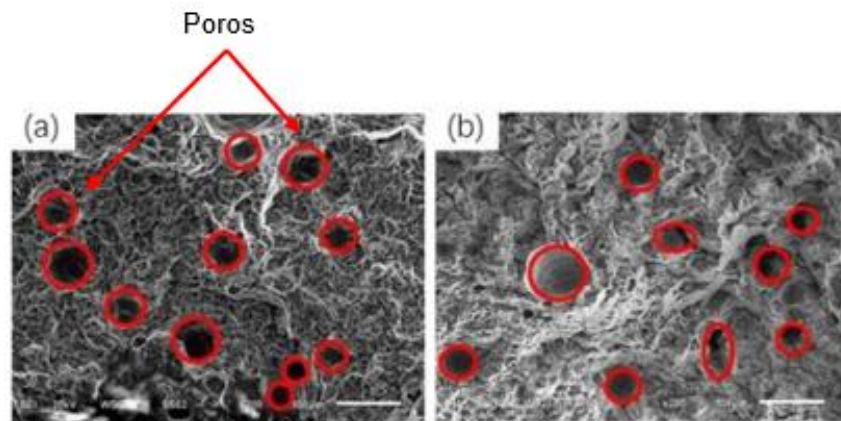


Figura 2.15 - Morfologia de diversos planos de falha com poros destacados (adaptado de [24]).

Uma das formas de minimizar o aparecimento e severidade de poros no processo WAAM é utilizar a sua variante alternativa, HF-WAAM. Ao realizar o forjamento na zona inerente ao banho de fusão, a grande maioria dos poros formados têm tendência a ser colapsados à medida que o metal é comprimido [3]. Na Figura 2.16 estão evidenciados esses resultados, onde são visíveis 3 paredes depositadas, a primeira com WAAM convencional, as segunda e terceira com HF-WAAM com forças iguais e áreas de forjamento diferentes, de onde se conclui que quanto maior for a pressão aplicada no forjamento, menor será a dimensão dos poros.

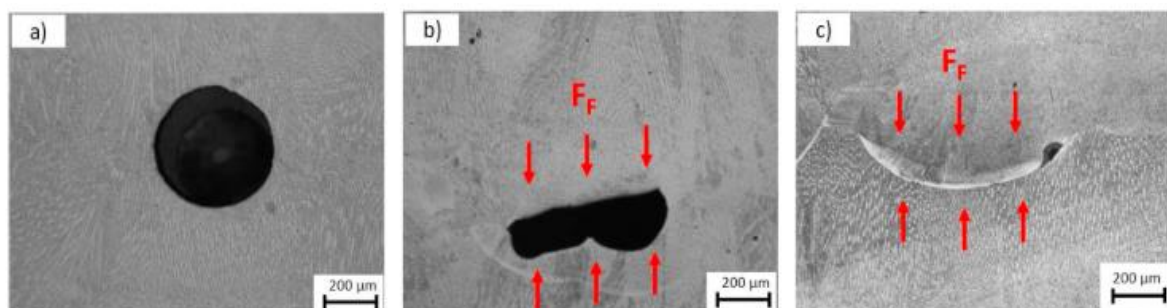


Figura 2.16 - Avaliação dos poros em 3 amostras distintas: a) WAAM convencional; b) HF-WAAM com 55 N de forjamento; c) HF-WAAM com 55 N de forjamento e área de forjamento reduzida (adaptado de [21]).

2.4.2 Fissuras e Delaminações

As propriedades dos materiais e o historial térmico durante o processo são as principais causas deste tipo de defeitos, e produzem essencialmente dois tipos de fissuras: as que ocorrem nos limites de grão e as que se formam durante a solidificação do metal [37]. As primeiras acontecem devido a variações químicas no banho de fusão e devido à formação de precipitados, e as segundas ocorrem sobretudo devido a características intrínsecas ao próprio material no processo de solidificação e a elevadas tensões residuais nas imediações do banho de fusão [1].

As delaminações, por sua vez, resultam da fusão parcial da camada anterior ou de um mau controlo da temperatura entre camadas, e são defeitos que comprometem toda a viabilidade de um componente [1]. Como medida de prevenção, pode-se aquecer o substrato antes de iniciar a deposição, para garantir que o material arrefece lentamente após terminar a mesma e garantir que o arame utilizado está isento de contaminações externas [1]. No ensaio realizado por H. Attar et al. [38] foram realizados testes de desgaste em diversas amostras, sendo uma delas produzida por WAAM, que após inspeção se comprovou que havia presença de delaminações na microestrutura da mesma, como é visível na Figura 2.17.

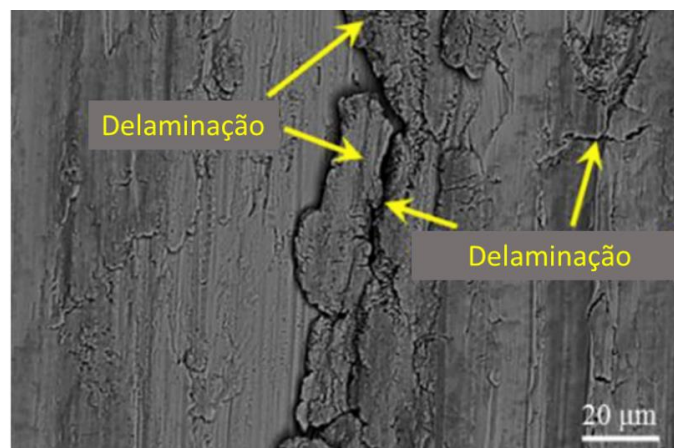


Figura 2.17 - Delaminações de um componente em titânio produzido por WAAM (adaptado de [38]).

2.4.3 Distorções

As distorções são causadas pelo acumular de tensões internas residuais, causadas pela aplicação de forças externas ou pelo efeito da temperatura, quando existem ciclos térmicos elevados, algo bastante normal no processo WAAM [1]. Os componentes produzidos tendem a expandir e a contrair ao longo das sucessivas deposições, causando deformações severas sobretudo em paredes de baixa espessura ao longo da máxima direção de deposição [39], e podem influenciar as resistências mecânica e à fadiga [40].

É necessário realizar um estudo prévio das trajetórias a descrever e dos ciclos térmicos que vão ser realizados para minimizar estes fatores [1]. Como medidas de prevenção devem-se:

- Realizar deposições segundo planos de simetria, se possível, para equilibrar as tensões introduzidas devido ao calor [1];
- Definir a orientação da peça de modo que a distância percorrida pela tocha de soldadura seja o mais pequena possível em cada camada [1];
- Otimizar parâmetros de deposição, nomeadamente reduzir a velocidade de avanço da tocha [41].

2.5 Síntese do capítulo

Neste capítulo desenvolveu-se o estado da arte relativamente ao tema do fabrico aditivo, com maior ênfase no processo WAAM e respetivas variantes. Abordaram-se os materiais a serem estudados (titânio Ti-6Al-4V e cobre comercialmente puro) e as respetivas propriedades, tais como microestrutura e resistência. Identificaram-se os problemas, que são a falta de informação relativa aos parâmetros de deposição destes materiais e os diversos defeitos associados ao WAAM convencional. Verificou-se que as variantes de deformação plástica poderiam melhorar as propriedades do produto final, de maneira a ter resultados mais consistentes e fiáveis, para cumprir os requisitos da indústria. Apresentaram-se ainda os diferentes tipos de defeitos comuns resultantes do processo WAAM, tais como porosidades, delaminações, fissurações e distorções.

O principal objetivo desta dissertação será a otimização de parâmetros do processo WAAM com e sem forjamento a quente, para as ligas acima referidas, uma vez que são escassos os trabalhos na bibliografia que recorrem ao processo WAAM com uma fonte de MIG/MAG para a deposição destes dois materiais pretendendo-se assim dar um contributo para o desenvolvimento do estado da arte nesta área.

MATERIAIS E MÉTODOS

Neste capítulo serão apresentados os materiais e as diferentes tecnologias utilizadas para realizar o processamento destes. Foram otimizados parâmetros de soldadura para cobre e titânio, ao realizar ensaios de cordão único, para posterior deposição de paredes de WAAM com e sem forjamento a quente, seguindo-se a caracterização microestrutural para avaliar os efeitos da variante HF-WAAM. Foram também realizados ensaios de dureza, de condutividade elétrica e de correntes induzidas, para caracterizar ambos os materiais em ambos os processos.

3.1 Materiais

Como material de adição, utilizaram-se arames da liga de titânio TI-6Al-4V (ER Ti 5) e cobre comercialmente puro (S Cu 1897), ambos com 1,2 mm de diâmetro, fornecidos pela empresa DRA-TEC. Na Tabela 3.1 encontram-se as composições dos arames e na Tabela 3.2 as propriedades mecânicas após soldadura dos mesmos.

Tabela 3.1- Composição química dos arames utilizados [42]-[43].

Material	C	N	Fe	O ₂	H	Ti	Al	V	Cu	Ag	P	Mn
ER Ti 5	0,05	0,03	0,20	0,18	0,015	Bal.	5,90	4,00	-	-	-	-
S Cu 1897	-	-	-	-	-	-	-	-	Bal.	0,80-1,20	0,01	0,10

Tabela 3.2- Propriedades mecânicas do metais após soldadura [42]-[43].

Material	Tensão de cedência (MPa)	Tensão de rotura (MPa)	Extensão de rotura (%)
ER Ti 5	825	890	10
S Cu 1897	80	230	18

Como gás de proteção utilizou-se Árgon comercialmente puro para ambos os materiais, cuja composição se encontra na Tabela 3.3.

Tabela 3.3- Composição e impurezas do gás de proteção [44].

	Ar	H ₂ O	O ₂	CnHm	CO ₂	CO
Pureza global (% mol)	≥ 99,999%	-	-	-	-	-
Impurezas	-	≤ 2 ppm	≤ 2 ppm	≤ 0,5 mol ppm	≤ 0,5 ppm	≤ 0,5 ppm

3.2 Equipamentos e Procedimento Experimental

No âmbito desta dissertação utilizou-se uma mesa robotizada de três eixos, comandada eletronicamente através de um computador incorporado no sistema, cujo objetivo é deslocar a tocha de soldadura utilizada para depositar as amostras necessárias ao estudo. Foi ainda estudado o efeito do forjamento a quente nos cordões de soldadura depositados, cujo controlo do atuador pneumático está incorporado na mesa robotizada. Estes equipamentos foram desenvolvidos no DEMI e podem ser observados na Figura 3.1.



Figura 3.1 - Máquina de WAAM desenvolvida no DEMI.

O conjunto utilizado para deposição visível na Figura 3.2 é comum para o processo WAAM e a respetiva variante HF-WAAM, e ambos foram desenvolvidos no DEMI previamente à realização destes ensaios [45]. Este dispositivo permite ativar ou desativar a funcionalidade de forjamento, onde são utilizados atuadores pneumáticos com uma frequência ajustável que obrigam ao deslocamento vertical do martelo de forjamento.

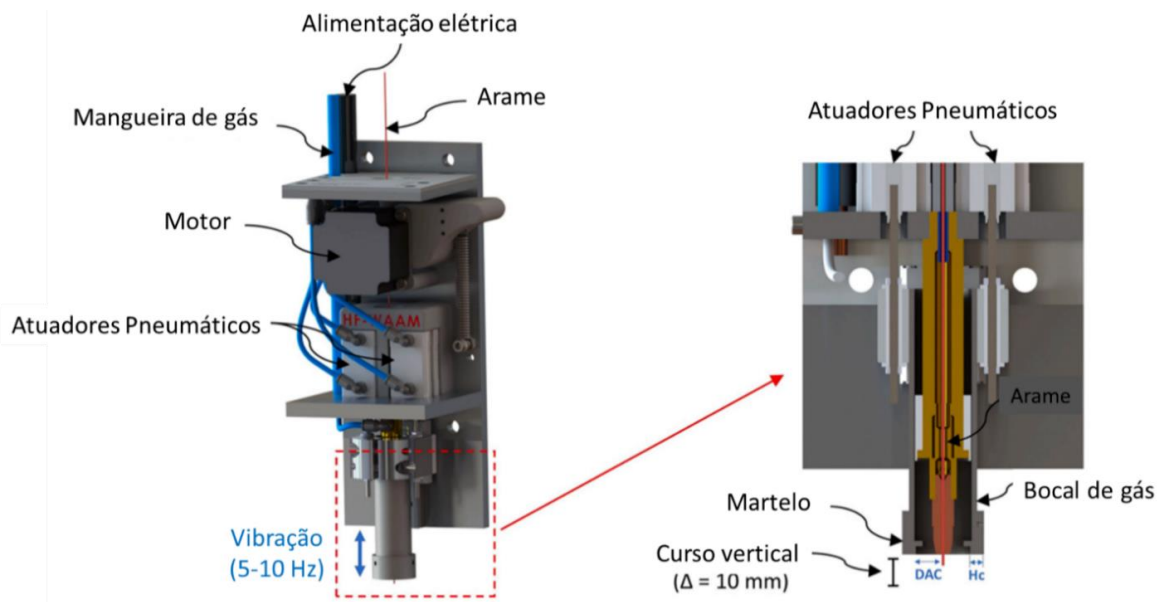


Figura 3.2 - Representação esquemática dos equipamentos de soldadura e forjamento (adaptado de [42]).

Para realizar os ensaios deste estudo foi utilizada uma máquina de soldar da marca OERLIKON modelo CITOWAVE III 520, com um alimentador de arame independente, marca OERLIKON e modelo DMU W500. Na indisponibilidade de substratos semelhantes aos materiais a depositar, utilizou-se aço-carbono com 8 mm de espessura para os ensaios de cobre e alumínio 1050 com 6 mm de espessura para depositar os cordões de titânio, cuja representação esquemática pode ser visível na Figura 3.3.

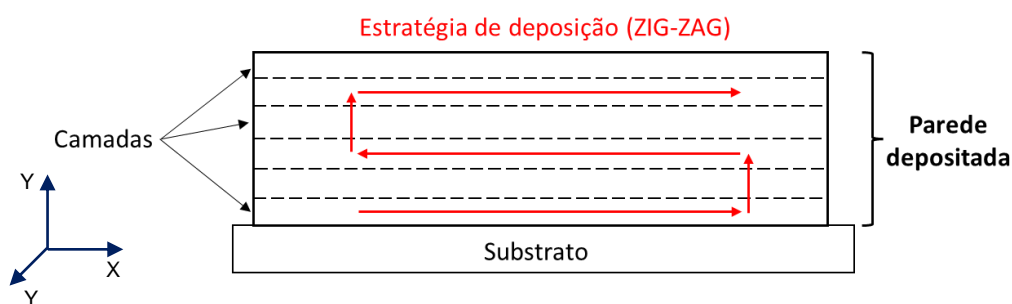


Figura 3.3 - Representação esquemática da estratégia de deposição utilizada (ZIG-ZAG).

Para ambos os materiais, foram realizados ensaios de cordão único, com diferentes velocidades de arame e de avanço. Após estes ensaios, selecionaram-se os parâmetros cujos cordões se apresentavam mais uniformes e proporcionais, em largura e altura. Estes ensaios iniciais visam identificar, de um modo preliminar, a faixa de parâmetros operacionais de forma ampla. No entanto, não é possível aferir as propriedades microestruturais nestes pois existe contaminação do material deposi-

tado nas primeiras camadas, por causa da incompatibilidade entre substrato e material de adição, e as condições de escoamento de calor para o substrato são consideravelmente diferentes das que ocorrem na fabricação de uma peça na deposição de camadas sucessivas.

Calculou-se também a entrega térmica de cada ensaio, para tentar perceber como é que esta se relacionava com a geometria dos cordões únicos. A Equação 3.1 descreve a entrega térmica (HI [J/mm]), onde I [A] é a corrente, U [V] a tensão, TS [mm/s] a velocidade de avanço e μ a eficiência do processo de soldadura [46], o qual se definiu como 0,8.

$$HI = \frac{I \cdot U}{TS} \cdot \mu \quad 3.1$$

Utilizando os parâmetros selecionados nas deposições de cordão único, realizaram-se deposições de paredes com 6 camadas com o objetivo de caracterizar a deposição multicamada e selecionar os parâmetros mais adequados com base nos seguintes critérios: uniformidade e estabilidade da deposição de material, menor ondulação superficial, e menor frequência ou ausência de porosidade.

Utilizou-se ainda um sistema de aquisição de tensão e corrente constituído por uma sonda de efeito de hall, foi usado um divisor de tensão e uma placa de aquisição de sinal da marca DIGILENT, modelo ANALOG DISCOVERY 2, com uma taxa de aquisição de 20 kHz, tendo-se calibrado o sistema utilizando um fator de compensação de 30,9 para a corrente e 333,0 para a tensão. O propósito de adquirir estes dados é caracterizar a estabilidade do processo de soldadura ao longo da deposição, e deste modo obter um indicador quantitativo da estabilidade de deposição.

Estas medições de tensão e corrente foram utilizadas para obter o período do curto-circuito realizado pela máquina de soldar, sendo este o principal indicador do índice de estabilidade da transferência de material (S [%]) calculado a partir da Equação 3.2, onde \bar{T} [s] e S_T [s] são o período e desvio padrão médios obtidos, respetivamente [47].

$$S = 100 \cdot \left(1 - \frac{\bar{T}}{S_T} \right) \quad 3.2$$

Foi desenvolvido um programa em *python*, que se encontra no anexo A, para realizar o pós-processamento dos valores adquiridos através deste sistema, e deste modo calcular o índice de estabilidade.

A partir destes resultados foi possível obter uma ideia global acerca dos parâmetros mais recomendados para prosseguir com este estudo. Sendo que o principal objetivo deste trabalho é avaliar os efeitos que o forjamento a quente *in situ* tem numa parede depositada por WAAM, foi necessário projetar um martelo de forjamento personalizado para o efeito. Para tal, foi depositada uma parede com os parâmetros selecionados com o intuito de filmar e medir a extensão do banho de fusão do metal a depositar, para projetar um martelo que deformasse os cordões numa zona onde o material ainda se encontrasse no estado viscoplástico, imediatamente adjacente ao banho de fusão.

Utilizou-se a câmara de alta velocidade Photron Fastcam Mini em conjunto com uma lente Nikon AF NIKKOR com abertura focal de 28-105 mm (1:3.5-4.5D) para capturar as imagens da deposição. Estas imagens foram adquiridas a uma taxa de 4000 fps e uma resolução de 1280x512 pixels para o cobre e 5000 fps com uma resolução de 768x512 pixels para o titânio. Na Figura 3.4 é visível uma das imagens captadas do banho de fusão do cobre.

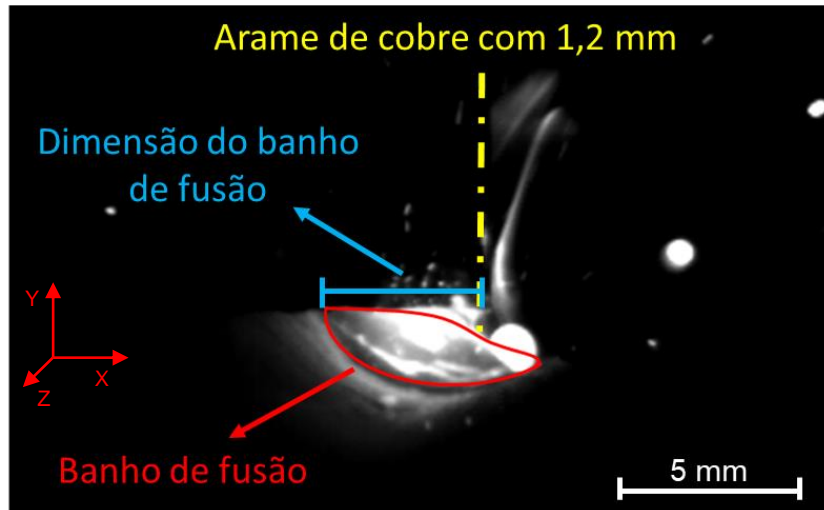


Figura 3.4 - Frame de uma das filmagens do banho de fusão do cobre.

Um fator importante neste estudo é a influência que a geometria do martelo tem no escoamento do gás de proteção. Para mitigar esse efeito, e apesar de não se saber previamente o diâmetro do martelo a fabricar, colocou-se na tocha de soldadura um martelo pré-existente com dimensões previstas, de forma a garantir que as condições nas amostras com e sem martelo eram o mais semelhantes possíveis. As amostras finais para a caracterização microestrutural, com e sem forjamento a quente, tiveram o martelo projetado acoplado à tocha de soldadura, como ilustrado na Figura 3.5. O material escolhido para fabricar os martelos foi um aço endurecível de elevada resistência.



Figura 3.5 - Martelo de forjamento acoplado à tocha de soldadura durante a produção de uma parede de cobre.

Foram depositadas duas paredes com parâmetros semelhantes com e sem deformação plástica, para ambos os materiais. Na parede com forjamento a velocidade de arame (WFS) foi ajustada em incrementos ou decrementos de 0.2 m/min entre camadas, ao observar o nível de deformação de cada cordão soldado. Caso o martelo entrasse em contacto com o banho de fusão, diminuía-se o WFS de modo a baixar a entrega térmica e conseqüentemente diminuir o comprimento do banho de fusão, e vice-versa. A temperatura dos materiais durante os ensaios foi controlada entre cada camada, e nunca se deixou chegar abaixo dos 120 °C.

Para os ensaios de cobre, foi utilizado o modo sinérgico da fonte do equipamento de soldadura adequado para a deposição de cobre. Para a deposição do titânio o equipamento de soldadura não possui um modo sinérgico específico para este material o que exigiu uma maior experimentação dos vários modos de soldadura disponíveis. Consultando a literatura, e de entre todos os materiais disponíveis no equipamento, selecionou-se o modo sinérgico para o aço inoxidável como sendo o mais semelhante em termos de parâmetros do processo. Foram testados vários modos de soldadura, tais como o modo sinérgico onde a máquina durante o processo define automaticamente os restantes parâmetros em função da velocidade de alimentação do fio, e o modo livre, no qual o utilizador consegue alterar os parâmetros independentemente. O titânio, como já foi referido no capítulo do estado da arte, é um material muito suscetível a oxidação quando sujeito a elevadas temperaturas, e necessita de muita proteção gasosa ao logo do processo. Na impossibilidade de utilizar uma atmosfera protetora totalmente ausente de oxigénio, depositaram-se os cordões com o processo convencional de MIG, onde o gás protetor escoava através de uma tocha de soldadura convencional. O caudal de gás foi também otimizado ao longo dos ensaios preliminares, para não ser nem insuficiente nem demasiado turbulento, tendo se obtido os melhores resultados com um caudal de 20 l/min.

Para quantificar a deformação imposta pelo martelo de forjamento calculou-se a extensão verdadeira das estruturas depositadas, através da altura e largura medidas após produção. Como referência utilizou-se o referencial apresentado na Figura 3.3, onde no eixo Y atua o martelo, no eixo Z não há restrições ao deslocamento de material e no eixo X existe restrição imposta pelo material já depositado [48]. Calcularam-se inicialmente as extensões verdadeiras (ϵ) em Y e em Z, através da Equação 3.3, onde l [mm] é uma dimensão sobre uma componente Y ou Z afetada pelo forjamento e l_0 [mm] é outra dimensão sobre essas mesmas componentes numa parede sem forjamento.

$$\epsilon = \ln\left(\frac{l}{l_0}\right) \quad 3.3$$

Aplicando a lei da conservação de massa descrita na Equação 3.4 chega-se à extensão verdadeira $d\epsilon_X$ a partir de $d\epsilon_Y$ e $d\epsilon_Z$.

$$d\epsilon_X + d\epsilon_Y + d\epsilon_Z = 0 \quad .4$$

Obtém-se então à extensão verdadeira equivalente $d\bar{\epsilon}^P$ calculada a partir da Equação 3.5.

$$d\bar{\varepsilon}^P = \sqrt{\frac{2}{3}(d\varepsilon_X^2 + d\varepsilon_Y^2 + d\varepsilon_Z^2)} \quad .5$$

De modo a realizar o pós-processamento das amostras produzidas, seccionou-se uma secção de uma região escolhida e aproximadamente constante do centro da parede depositada, utilizando uma serra de fita. Foram embutidas em resina epóxi, retificadas e polidas utilizando lixas com granulometrias gradualmente mais finas, de P80 a P2500, seguindo-se de uma pasta diamantada da marca BUEHLER.

Para observar a microestrutura, as amostras foram contrastadas com soluções ácidas. Para o cobre, essa solução consistia em 10 mL de etanol, 2,5 mL de HCl a 37% e 0,5 g de cloreto de ferro, e as amostras foram mergulhadas durante 40 s. Para o titânio utilizou-se a solução Kroll, com 2 mL de HF a 48%, 2,5 mL de HNO₃ a 65% e 33 mL de água destilada, mergulhando os espécimes durante 25-30 s.

Utilizou-se o microscópio Leica DMI 5000 M para observar as amostras. Foram retiradas imagens globais das paredes e das zonas de interesse para este estudo, que se apresentam nos capítulos 4.2.1 e 4.2.2 da caracterização de amostras.

Foram ainda realizados ensaios de dureza utilizando o equipamento da marca Mitutoyo e modelo HM-112 *Micro-Vickers Hardness testing machine*. Todas as indentações tiveram uma duração de 10 s, um espaçamento de 0,5 mm e cargas de 0,3 kg para o cobre e 1 kg para o titânio, respetivamente.

Realizaram-se ensaios de quatro pontos para obter os valores da condutividade elétrica em IACS (%), com especial interesse para as amostras de cobre, as medições foram realizadas com uma sonda de quatro pontos com agulhas de tungsténio com um diâmetro de 0,8 µm. Uma corrente de 80 mA foi aplicada às agulhas externas com um Keithley SourceMeter 2450. Um Nanovoltímetro Keithley 2182A foi usado para medir a tensão entre as duas agulhas internas, permitindo o cálculo da condutividade elétrica do material.

Os ensaios de correntes induzidas na secção das paredes depositadas foram realizados com o intuito de detetar possíveis defeitos e analisar a homogeneidade das mesmas. Utilizaram sondas absolutas da marca OLYMPUS modelos MMTF-30 1-6 MHz e P/100 kHz – 500 kHz/A/0.0/4 para realizar estas medições. Utilizou-se uma mesa robotizada controlada numericamente para deslocar as respetivas sondas, e foram adquiridos dados em 3 medições longitudinais distanciadas de 0,5 mm, das quais se escolheu uma para apresentar os resultados, adquiridos com uma taxa de aquisição de 3 MHz e 500 kHz para os componentes de cobre e titânio, respetivamente. As sondas foram calibradas com amostras padrão e o ganho foi ajustado para cada ensaio.











RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1 Otimização dos parâmetros dos ensaios realizados

4.1.1 Cobre

Os ensaios de cordão único foram realizados para obter os primeiros indicadores da janela de parâmetros admissível e identificar como o material se comportava durante o processo, e de como seria a parede depositada. Em cada ensaio apenas mudou a velocidade de avanço da tocha, utilizando 5 velocidades de arame fixas. A velocidade de arame (WFS) mais baixa utilizada foi 2,5 m/min pelo simples facto de ser o mínimo que a máquina de soldar permitia. Como parâmetros fixos tem-se $GF = 20$ l/min, $U = 19$ V e $\Phi = 1,2$ mm, e são apresentados os parâmetros variáveis bem como as dimensões dos cordões únicos depositados para as velocidades de avanço $TS = 300$ mm/min e $TS = 360$ mm/min na Tabela 4.1 e $TS = 450$ mm/min e $TS = 540$ mm/min na Tabela 4.2.






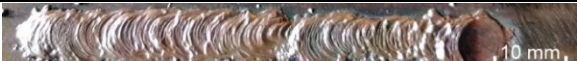




Tabela 4.1- Ensaio de cordão único realizados para o cobre com $TS = 300$ mm/min e $TS = 360$ mm/min.

TS (mm/min)	WFS (m/min)	HI (J/mm)	h (mm)	L (mm)	Cordão único depositado (l = 70 mm)
300	2,5	194,56	1,85	7,83	
	3	252,32	2,13	8,71	
	4	358,72	2,26	10,12	
	5	474,24	1,99	11,8	
	6	553,28	2,14	13,84	
360	2,5	162,13	1,65	7,24	
	3	210,27	1,7	8,19	
	4	298,93	1,98	10,06	
	5	395,20	1,7	11,36	
	6	461,07	1,97	12,67	

Não se verificaram diferenças significativas nos resultados obtidos com estas velocidades de avanço (TS = 300 mm/min e TS = 360 mm/min), tendo-se notado uma ligeira diminuição quer da largura como da altura das deposições. Os cordões soldados com velocidades de arame mais baixas apresentavam elevada irregularidade e os restantes ficavam muito largos, em demasia para o que se pretendia, devido à alta entrega térmica decorrente dos parâmetros selecionados, o que para a produção de componentes por WAAM levaria ao seu colapso. A partir destes resultados, é possível perceber que o cobre necessita de uma entrega térmica mais elevada, para compensar o rápido escoamento de calor.

Aumentou-se a velocidade de avanço da tocha para tentar manter a estabilidade da deposição e a uniformidade dos cordões com um WFS maior, mas reduzir a sua largura. Escolheu-se TS = 450 mm/min e TS = 540 mm/min como as últimas velocidades de avanço a testar, e os resultados são apresentados na Tabela 4.2.

Tabela 4.2- Ensaios de cordão único realizados para o cobre com TS = 450 mm/min e TS = 540 mm/min.

TS (mm/min)	WFS (m/min)	HI (J/mm)	h (mm)	L (mm)	Cordão único depositado (l = 70 mm)
450	2,5	129,71	1,1	6,8	
	3	168,21	1,71	6,99	
	4	239,15	1,72	8,58	
	5	316,16	1,7	9,46	
	6	368,85	2,29	9,87	
540	2,5	108,09	1,26	6,7	
	3	140,18	1,69	6,13	
	4	199,29	2,37	8,44	
	5	263,47	1,89	9,74	
	6	307,38	2,12	10,88	

Notou-se que o processo era mais estável com TS = 450 mm/min, cujos cordões depositados eram também os mais uniformes. Com TS = 540 mm/min notaram-se elevadas variações na largura ao longo do comprimento do cordão, especialmente nos parâmetros extremos, e o processo não aparentava ser tão estável.

Os gráficos apresentados na Figura 4.1 descrevem as dimensões dos cordões depositados (L (mm) é a largura e h (mm) a altura) em função do WFS, para obter um apoio visual do comportamento destas duas características.

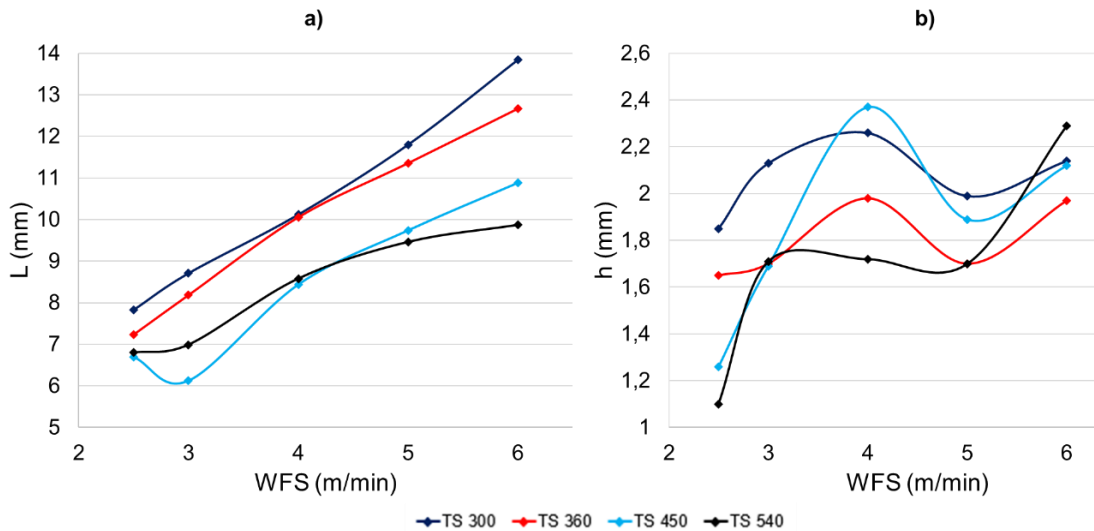


Figura 4.1 - Dimensões dos cordões depositados em função da velocidade de arame: a) largura; b) altura.

A velocidade TS = 450 mm/min destaca-se, por possuir a menor largura e a maior altura de cordão (a rondar os 2,4 mm) para WFS = 4 m/min. Uma das características e vantagens do processo WAAM é a elevada taxa de deposição [4], e este parâmetro parece cumprir esse objetivo.

De todos estes ensaios, decidiu-se prosseguir com as três velocidades de arame com resultados mais uniformes, 3, 4 e 5 m/min para as velocidades de avanço 450 mm/min e 540 mm/min, respetivamente. Foram estes parâmetros os utilizados para depositar as paredes com 6 camadas, de forma a evitar a influência do substrato de composição diferente, com o intuito de avaliar o comportamento do metal numa deposição multicamada e de medir a estabilidade do processo em cada um desses ensaios, através da metodologia apresentada no capítulo 3.2.

Na Figura 4.2 pode-se observar as paredes depositadas com estes parâmetros. O fenómeno de *humping* apresentou-se mais severo com o aumento da velocidade de arame (WFS). Na Figura 4.2 a) e b) as paredes resultantes apresentam elevada ondulação superficial, provavelmente causada pela falta de arame para a velocidade de avanço em questão, e poderá estar mais suscetível a defeitos internos, tais como porosidades. Na Figura 4.2 c) e d) esta ondulação é menor, e a parede (c) é a mais uniforme de todo o conjunto. Na Figura 4.2 e) e f) o fenómeno de *humping* prevalece devido à elevada entrega térmica do processo e ao facto das paredes possuírem baixo comprimento, e a ondulação superficial é aceitável em ambos os casos.

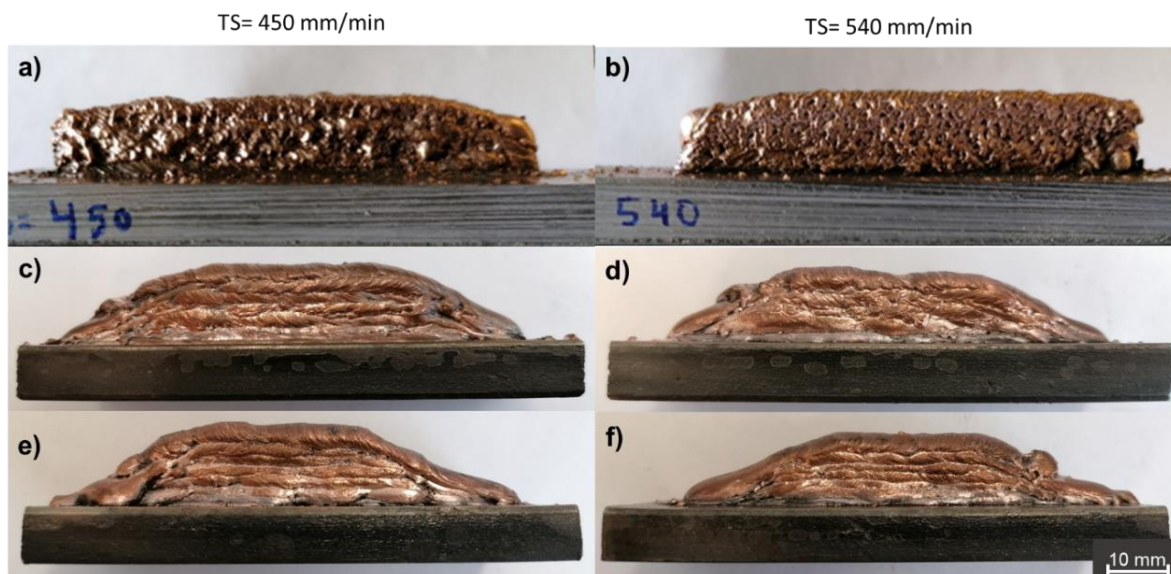


Figura 4.2 - Deposição de paredes de cobre: a) e b) com WFS= 3 m/min; c) e d) com WFS= 4 m/min; e) e f) com WFS= 5 m/min.

Nestas amostras mediram-se a altura e largura das paredes, com a finalidade de saber a altura média por camada, e avaliaram-se os resultados de estabilidade. O processo nas diferentes condições foi bastante estável, apresentando diferenças muito baixas em todos os resultados, que se encontram na Tabela 4.3.

Tabela 4.3- Medições e resultados de estabilidade para as paredes de cobre.

TS (mm/min)	WFS (m/min)	Largura (mm)	Altura (mm)	Altura média por camada (mm)	Período (s)	Desvio padrão	Estabilidade (%)
450	4	6,40	11,30	1,88	0,0183	0,000626	97,70
	5	8,58	12,46	2,08	0,0116	0,000025	99,80
	6	9,50	13,78	2,30	0,0085	0,000391	95,40
540	4	5,67	11,60	1,93	0,0182	0,000028	99,80
	5	8,18	11,53	1,92	0,0116	0,000025	99,80
	6	9,21	12,68	2,11	0,0085	0,000323	96,20

Todos os resultados de estabilidade foram bastante semelhantes, devido ao modo pulsado utilizado para soldar cobre. Este modo é caracterizado pela transferência de metal constante e periódica, obtendo-se uma deposição estável [49]. Uma vez que a fórmula que descreve a estabilidade se

baseia no período do curto-circuito que a máquina realiza [47], e como o equipamento força este curto-circuito, o processo demonstra-se bastante estável.

Os parâmetros selecionados para prosseguir com este estudo foram WFS = 4 m/min e TS = 450 mm/min, com base na aparência estética das paredes, ondulação superficial e resultados de estabilidade. Depositou-se uma parede com 13 camadas com o intuito de medir o banho de fusão, de forma a projetar o martelo para realizar o forjamento a quente das paredes.

Através do software da câmara utilizada retiraram-se 3 medições em cada camada ímpar, realizando a média entre as mesmas para avaliar a evolução do comprimento do banho de fusão em relação ao número da camada, cujos resultados com os respectivos desvios padrão são visíveis na Figura 4.3.

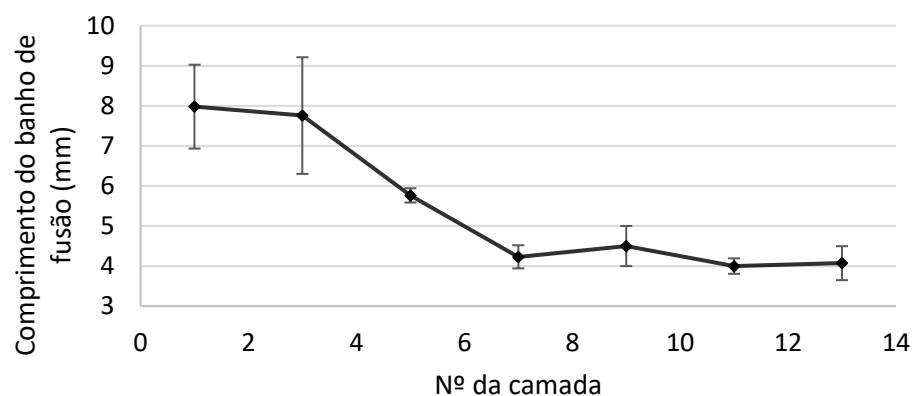


Figura 4.3 - Comprimento do banho de fusão dos ensaios de cobre em relação ao número da camada.

A tendência negativa do gráfico até à sétima camada é justificada pelo facto do substrato ser de aço e ter uma condutividade térmica muito baixa ($43 \text{ W} \cdot \text{m}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$) em relação ao cobre ($401 \text{ W} \cdot \text{m}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$), o que significa que no início do ensaio, como o substrato está frio e não conduz efetivamente o calor, todo este é acumulado no local de fusão, causando um aumento da dimensão do banho de fusão. A partir da terceira/quarta camada, quando a influência do substrato tem cada vez menos relevância e os novos cordões são depositados sobre cobre comercialmente puro, o calor é escoado muito rapidamente causando a diminuição do banho de fusão. Verificou-se que este se mantinha aproximadamente constante a partir da sétima camada.

Fez-se a média a partir dessa mesma camada, no qual se obteve um resultado de aproximadamente 4,3 mm, e para garantir que o material será forjado sempre numa zona onde este se encontra no estado viscoplástico, imediatamente após o banho de fusão, e para evitar o forjamento do material enquanto este está ainda no estado líquido aproximou-se esta medida a 5 mm. É de realçar que esta dimensão pode ser equiparada a um raio, portanto o diâmetro interno do martelo será o dobro da mesma, ou seja 10 mm.

Devido à elevada condutividade térmica do cobre [50], todo o calor transferido é escoado a um ritmo elevado, e o metal líquido fica localizado apenas na zona de contacto do eléctrodo com a peça em produção, sendo esse o principal motivo do banho de fusão de dimensões reduzidas [51].

A área de forjamento do martelo estava situada na zona de escoamento do gás de proteção, sendo necessário afunilar a zona inferior do martelo. A área de material forjado é influenciada pela velocidade de avanço (TS) e pela frequência de forjamento, e não apenas pela área de contacto do martelo. É deformado material apenas na zona interior do martelo e a restante área serve de batente, ao contactar com uma zona do cordão previamente forjado e já solidificado. Na Figura 4.4 é visível a representação esquemática do martelo projetado e construído.

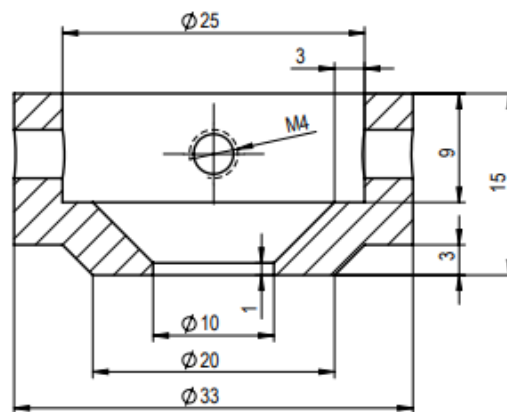


Figura 4.4 - Desenho esquemático do martelo projetado para o cobre.

Com o martelo produzido, depositaram-se as duas paredes finais, com e sem forjamento. Em ambas, o martelo estava acoplado à tocha de soldadura, para garantir que o escoamento do gás de proteção era semelhante em ambos os casos. Na Figura 4.5 tem-se as duas paredes produzidas, com e sem martelo, respetivamente.








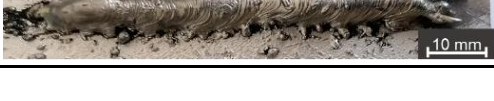
Figura 4.5 - Paredes finais de cobre: a) com forjamento a quente; b) sem forjamento.

4.1.2 Titânio

Para o titânio utilizou-se a mesma abordagem, realizando ensaios de cordão único, paredes com 6 camadas, seguindo-se das medições de estabilidade e do banho de fusão, projeto do martelo e por fim deposição de duas paredes finais, com e sem deformação plástica. Toda a informação encontrada na bibliografia relativamente ao fabrico aditivo de titânio dizia respeito ao processo WAAM utilizando a variante TIG e não MIG, o que inviabilizava a utilização de quaisquer parâmetros de soldadura determinados pelos investigadores a priori desta dissertação. Assim, utilizou-se apenas uma velocidade de avanço da tocha de soldadura de 300 mm/min, e consoante os resultados prosseguir ou não com esta velocidade.

Na Tabela 4.4 estão presentes os parâmetros dos ensaios de cordão único realizados.

Tabela 4.4- Parâmetros dos ensaios de cordão único para o titânio.

Φ (mm)	GF (l/min)	U (V)	TS (mm/min)	WFS (m/min)	HI (J/mm)	h (mm)	L (mm)	Cordão único depositado (l = 70 mm)
1,2	20	17	300	2	212,16	3,12	5,88	
				3	312,80	3,12	6,12	
				4	380,80	3,58	6,2	
				5	446,08	3,98	6,38	
				6	516,80	4,42	7,72	
				7	680,00	5,08	7,86	

Todos estes ensaios se demonstraram pouco estáveis, com muitos salpicos durante o processo, o que produziu cordões irregulares com elevadas variações geométricas. Aqueles que se apresentaram mais uniformes foram os que tinham uma velocidade de arame (WFS) de 4, 5, 6 e 7 m/min, sendo estes os escolhidos para prosseguir com os ensaios. À semelhança da metodologia utilizada para o cobre, realizaram-se deposições de paredes com 6 camadas cujos resultados são visíveis na Figura 4.6, para medir a estabilidade do processo.

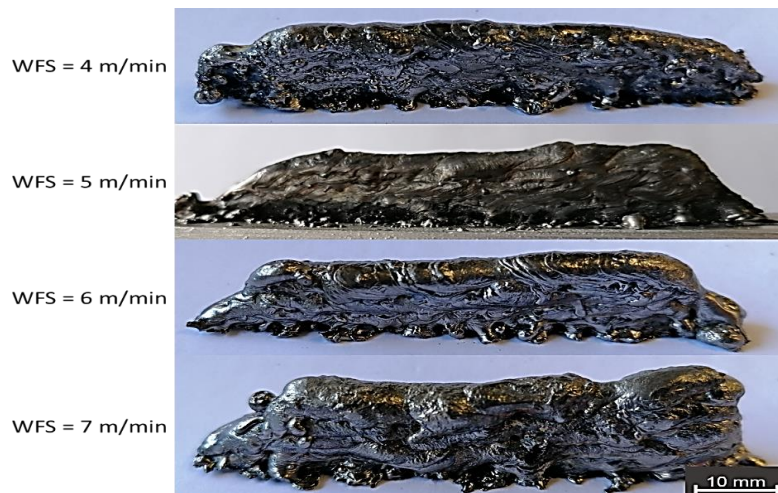


Figura 4.6 - Paredes de titânio dos ensaios preliminares.

Todo este procedimento foi semelhante ao apresentado anteriormente para o cobre. Após o ensaio mediram-se a altura e largura dos espécimes, também com a finalidade de saber a altura média por camada e medir os resultados de estabilidade. Para o titânio o processo demonstrou-se muito instável, com diversos problemas que surgiam durante as deposições, tal como a interrupção súbita do arco elétrico associada a um elevado número de salpicos, o que se comprova nos resultados díspares de estabilidade presentes na Tabela 4.5.

Tabela 4.5- Medições e resultados de estabilidade para as paredes de titânio.

TS (mm/min)	WFS (m/min)	Largura (mm)	Altura (mm)	Altura média por camada (mm)	Período (s)	Desvio padrão	Estabilidade (%)
300	4	6,3	13,3	2,22	0,2077	0,0686	59,20
	5	6,9	14,2	2,36	0,1588	0,0351	77,90
	6	7,5	15,2	2,54	0,1402	0,0629	61,70
	7	8,6	16,7	2,79	0,1229	0,0526	67,63

Da Tabela 4.5 retira-se que o melhor WFS para depositar este material será de 5 m/min, com base nos resultados de estabilidade, cuja parede (Figura 4.6) foi também uma das que apresentou menor ondulação superficial, e como tal serão estes os parâmetros a utilizar para deposições futuras.

Novamente, para projetar o martelo com as dimensões adequadas a este material fez-se outro ensaio no qual se depositaram 11 camadas de material, com o intuito de medir o banho de fusão, como é visível na Figura 4.7.

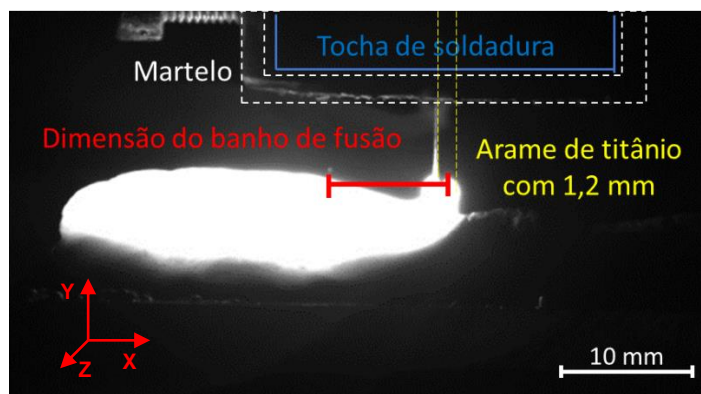


Figura 4.7 - Imagem de alta velocidade do banho de fusão do titânio.

Na Figura 4.7 é visível que todo o cordão se encontrava incandescente no momento da filmagem, o que se deve à baixa condutividade térmica do titânio ($6,7 \text{ W} \cdot \text{m}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$) [29]. Esta característica dificultou a medição do banho de fusão por não haver um limite facilmente distinguível do mesmo. A solução encontrada foi analisar a ondulação do metal líquido em câmara lenta e estimar onde este terminava, em vários pontos do cordão, realizando a média entre as diversas medições, que foram retiradas em todas as camadas ímpares. Os resultados destas medições são visíveis no gráfico da Figura 4.8, onde se pode realçar o aumento da dimensão do banho de fusão nas primeiras camadas, que se deve a dois motivos: ao facto do substrato ser de alumínio e, portanto, bom condutor térmico ($237 \text{ W} \cdot \text{m}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$) e devido ao facto do substrato estar frio no início da deposição, o que causa um escoamento muito rápido do calor, causando uma diminuição do banho de fusão. Os resultados tendem a estabilizar após depositar 3 camadas, altura em que se sai da zona de influência do substrato de composição diferente e quando a temperatura da parede se encontra estabilizada.

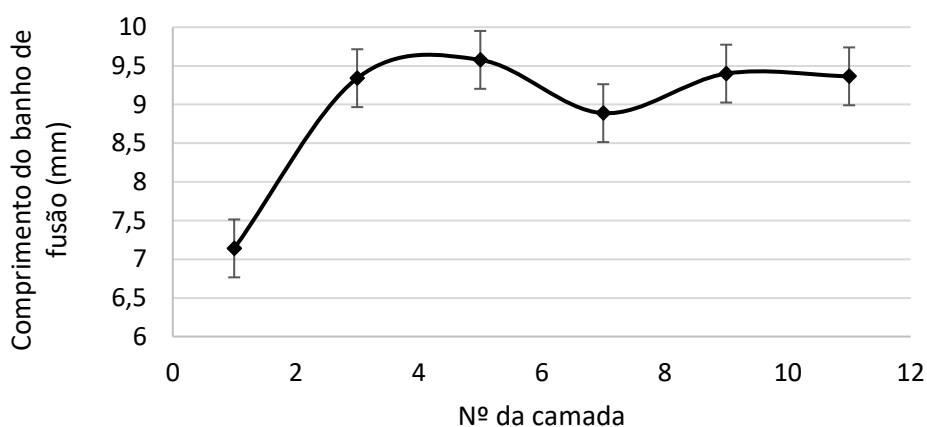


Figura 4.8 - Comprimento do banho de fusão em função da camada para o titânio.

Do gráfico da Figura 4.8 realizou-se a média de todas as medições desconsiderando a primeira, cujo resultado foi aproximadamente 9 mm. Novamente, esta medida indica o raio interno do martelo a projetar, visível na Figura 4.9.

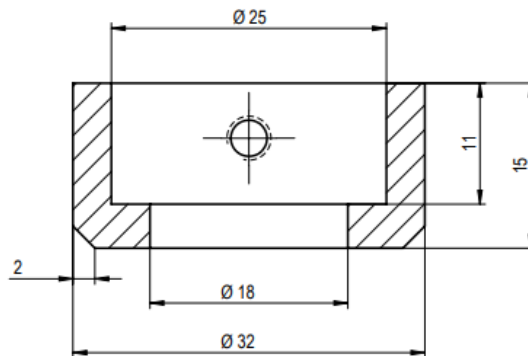


Figura 4.9 – Desenho esquemático do martelo projetado para os ensaios de titânio.

Com o martelo produzido, depositaram-se as duas paredes finais deste material, sem e com deformação plástica. Ambas têm 100 mm de comprimento, mas no espécime sem deformação foram depositadas 10 camadas de material, e na parede com deformação foram depositadas apenas 8, devido às dificuldades do processo. Na parede forjada apenas foi utilizado martelo a partir da 4ª camada, para tentar estabilizar o processo nas primeiras 3 camadas, cujo resultado pode ser visualizado na Figura 4.10.



Figura 4.10 - Paredes finais de titânio: a) sem forjamento; b) com forjamento a quente.

Este material foi o que mais apresentou dificuldades durante este trabalho, e verificou-se que o processo não era estável nem constante. Por exemplo, dois ensaios realizados em dias diferentes, com os mesmos parâmetros e condições do meio semelhantes, apresentavam resultados diferentes, consequentes dos problemas que apareciam. Um desses problemas esteve relacionado com o controle do arco elétrico, que por vezes, durante a deposição, aumentava drasticamente soldando o arame ao bico de soldadura, interrompendo o processo a meio de um cordão e comprometendo a integridade do resto da parede.

Na tentativa de perceber o motivo para o qual isso acontecia, alterou-se o caudal de gás de proteção, variou-se a *Contact Tip to Work Distance* ou altura de soldadura (CTWD) que é a distância entre o bico de soldadura e a peça, e alteraram-se os parâmetros de soldadura, mas sem efeitos diretos. No entanto, reparou-se que quando os bicos de soldadura eram novos e não havia folga entre o arame e o mesmo, não ocorriam tantos problemas, e era possível depositar dois ou três cordões sucessivos. Outro aspeto muito importante foi garantir que a tocha e o bico de soldadura estavam bem limpos entre os ensaios, a fim de evitar a introdução de impurezas no material ao longo do processo.

4.2 Caracterização das amostras

Neste capítulo será apresentada a caracterização microestrutural das amostras produzidas por WAAM, permitindo também identificar possíveis defeitos que macroscopicamente não seriam visíveis, tais como delaminações e porosidades no material. Outra grande vantagem é identificar as diferentes fases dos metais, o tamanho do grão e o modo como este evolui ao longo da parede e possíveis zonas de interesse tais como limites entre camadas. Será bastante útil para verificar se realmente o forjamento a quente tem efeito na microestrutura do material.

4.2.1 Cobre

Como já foi referido no capítulo 3.2 após produção, corte e polimento das paredes depositadas realizou-se o contraste das microestruturas, no qual se obtiveram os resultados visíveis na Figura 4.11, onde amostra (a) apresenta uma altura e largura médias de $24,1 \pm 0,7$ mm e $9,4 \pm 0,2$ mm, respetivamente, e a amostra (b) uma altura e largura de $17,2 \pm 0,6$ mm e $9,4 \pm 0,3$ mm, respetivamente. A extensão equivalente foi calculada a partir da Equação 3.5, cujo resultado foi 0,56. As paredes (a) e (b) apresentam uma altura média de camada de 1,6 mm e 1,0 mm, respetivamente, após ter sido retirada da parede com forjamento a altura das primeiras 3 camadas depositadas por WAAM convencional, para garantir uma deposição estável ao utilizar o martelo de forjamento.

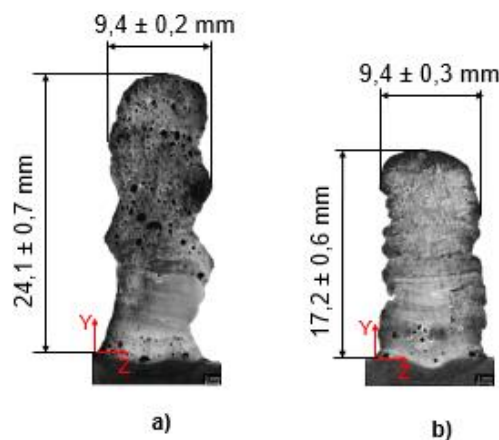


Figura 4.11 - Microscopia das paredes de cobre: a) sem deformação; b) com deformação.

Na Figura 4.12 é visível a microestrutura parede de cobre produzida sem deformação, com dois pontos de interesse. O nível de porosidade é bastante elevado, como se pode verificar, inviabilizando esta amostra em concreto para qualquer tipo de ensaios de resistência. São apresentadas duas imagens ampliadas: a) uma zona periférica da parede, com grão mais refinado devido ao rápido arrefecimento desta região e b) uma zona central na parede onde os grãos colunares predominam, uma característica típica deste processo.

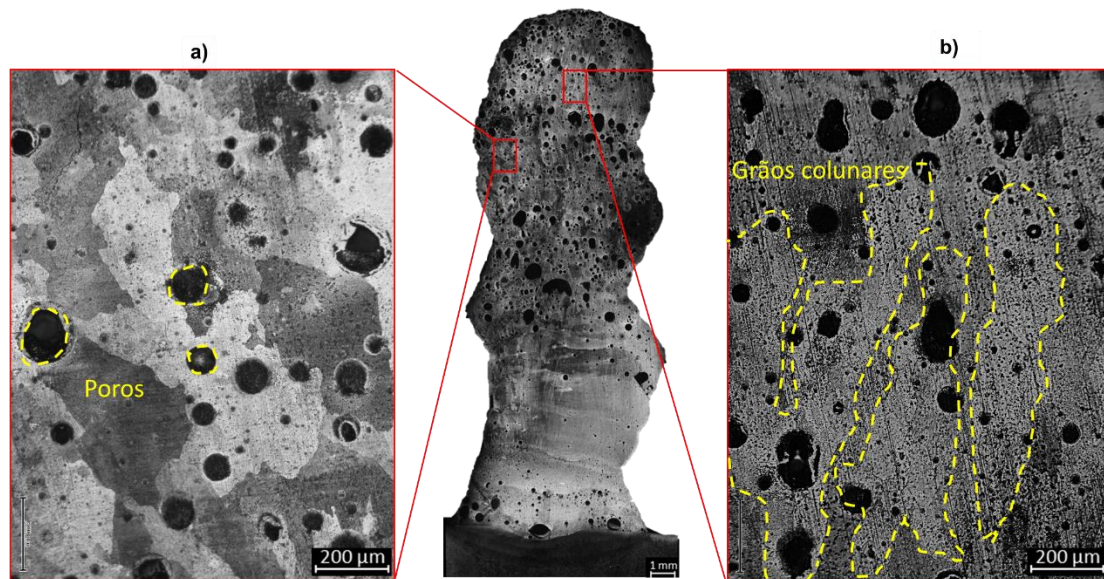


Figura 4.12 - Pontos de interesse na parede de cobre sem forjamento: a) zona lateral; b) zona central.

Na Figura 4.13 está presente a amostra produzida por HF-WAAM onde se selecionaram quatro zonas de interesse, por terem muitas variações microestruturais. Três dessas imagens (Figura 4.13 a), c) e d)) situam-se em zonas de limite entre camadas, onde é clara a distinção entre grãos colunares e equiaxiais. Isto indica que o forjamento realizado foi eficaz e introduziu refinamento localizado de grão, que não foi totalmente alterado pela deposição da camada subsequente. Na Figura 4.13 b) é visível a transição dos grãos colunares para a zona de grão refinado, na última camada depositada, que por se encontrar no topo da parede, o metal foi deformado e não sofreu o ciclo de reaquecimento de camadas subsequentes, promovendo a formação de grão bastante refinado [48].

É de realçar ainda que o número de poros baixou substancialmente em comparação com a amostra sem forjamento, e tendo em conta que ambas foram produzidas com as mesmas condições, é seguro afirmar que o forjamento minimiza o aparecimento e a severidade de possíveis defeitos, tal como porosidades.

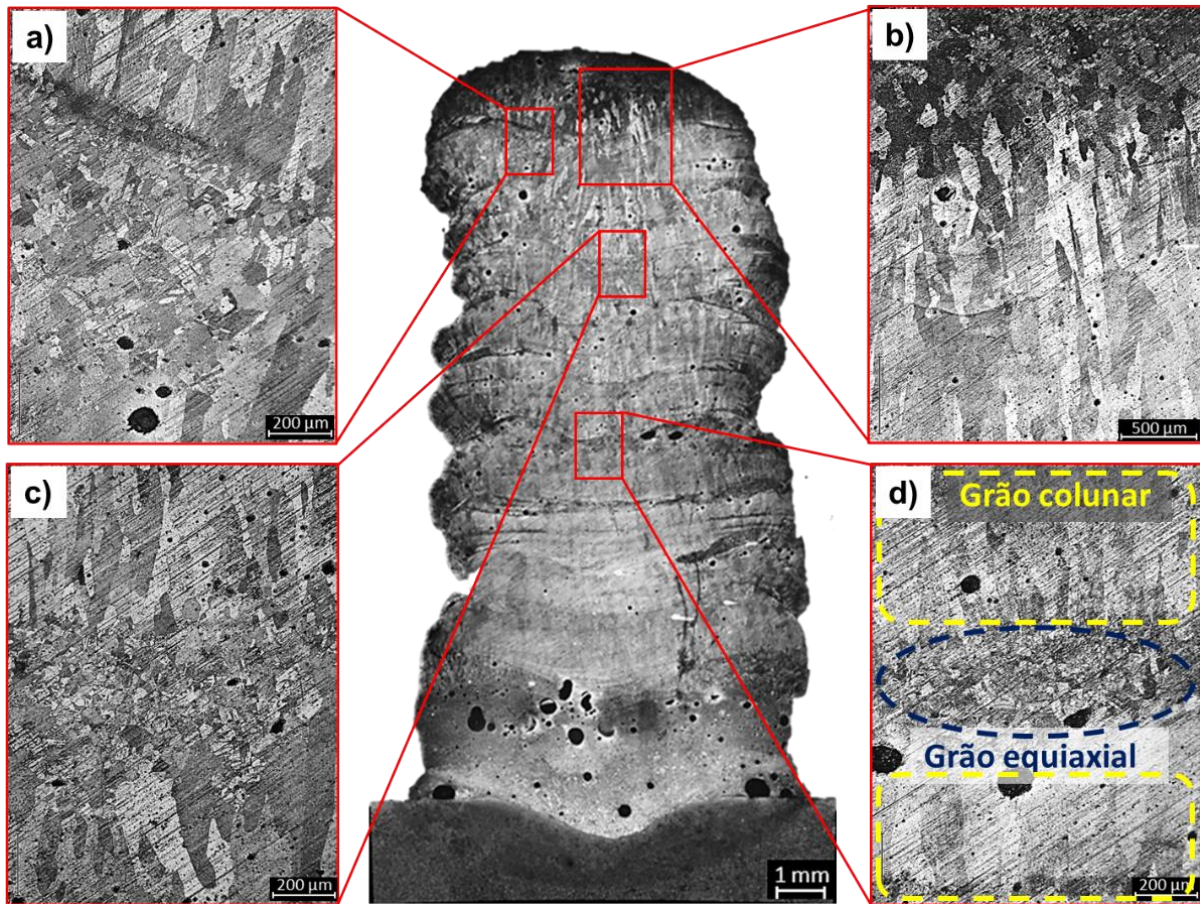


Figura 4.13 - Pontos de interesse na parede de cobre com forjamento: a) e b) topo da parede; c) e d) zona entre camadas.

Na Figura 4.14 é visível uma imagem ampliada da microestrutura da zona de grão refinado.

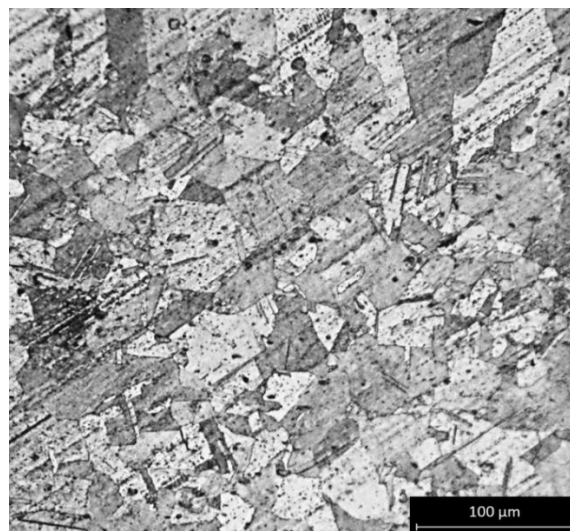


Figura 4.14 - Pormenor da microestrutura refinada numa região entre camadas.

Fizeram-se medições de grão em várias regiões da parede, na horizontal, sendo que as zonas refinadas e as zonas de grãos colunares apresentaram valores médios de $27,9 \pm 12,9 \mu\text{m}$ e $118,3 \pm 15,3 \mu\text{m}$, respetivamente. Não foi possível medir o tamanho de grão da amostra sem forjamento, devido à enorme quantidade de poros encontrados na mesma.

Relativamente aos ensaios de microdureza realizaram-se sucessivas indentações na direção vertical da amostra, segundo incrementos de 0,5 mm e com uma carga de 0,3 kg durante 10 segundos. A primeira indentação fez-se no substrato, a segunda indentação fez-se no limite da raiz de soldadura, e todas as outras seguiram a direção x até ao topo da parede. Para realizar a média das durezas em cada ensaio não foram contabilizadas as primeiras 5 medições devido à influência do substrato de aço. Na Figura 4.15 são visíveis os gráficos de dureza obtidos, bem como a estratégia de medição (losangos a vermelho na direção x).

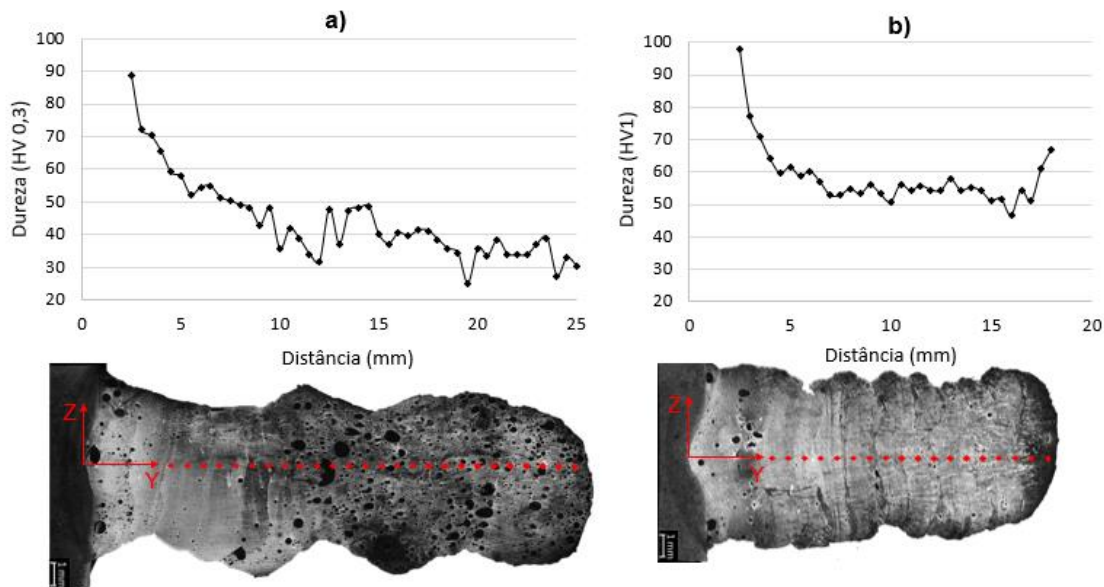


Figura 4.15 - Gráficos de dureza do cobre: a) parede sem deformação; b) parede com deformação.

A amostra forjada (b) apresentou valores muito mais regulares, como se pode verificar no gráfico da Figura 4.15. Ambas as amostras têm uma dureza semelhante até aos 8 mm de altura, sendo que a partir dessa altura a amostra sem forjamento tem valores de dureza inferiores aos da amostra com forjamento. Isto deve-se ao facto de a microestrutura ser mais refinada na amostra com forjamento ou pelo facto de a amostra sem forjamento conter um elevado número de porosidades a partir dessa altura. Apesar de durante o ensaio de microdureza ter sido evitada a realização da indentação sobre uma zona com poros visíveis, estes podem ser subsuperficiais, comprometendo assim a medição. Foram também realizadas medições de dureza sobre zonas específicas de grão equiaxial e grão colunar tendo-se verificado uma diferença de apenas $1,7 \pm 0,9 \text{ HV}$ sendo as zonas de grão refinado com um valor de dureza superior. Apesar de esta diferença não ter um valor significativo em termos de dureza, pois o tamanho de grão varia, mas mantêm-se dentro de uma ordem de grandeza, a mu-

dança de morfologia de colunar para equiaxial terá um impacto significativo na mitigação das propriedades anisotrópicas do material [31].

Realizaram-se também ensaios de condutividade elétrica, sendo um teste particularmente importante para as amostras de cobre, uma vez que uma das principais características deste material é o facto de ser um excelente condutor térmico e elétrico. Como tal, é preciso ter o mínimo de defeitos possível para que cumpra com estas duas características, e sabendo que o WAAM é um processo de fabrico suscetível a estes defeitos, será importante avaliar como a condutividade é afetada. Esta condutividade elétrica é apresentada em IACS, que indica a condutividade em função do cobre comercialmente puro, onde 100% seria um condutor de cobre sem quaisquer defeitos ou contaminações. Ajustou-se o ganho antes de realizar qualquer ensaio para maximizar a amplitude do sinal. Outra forma de identificar defeitos subsuperficiais é através de ensaios de correntes induzidas, também realizados em ambas as amostras.

Na Figura 4.16 são apresentados os resultados dos diferentes ensaios realizados: os gráficos (a) e (b) dizem respeito a correntes induzidas, cujos resultados se referem à componente real da impedância elétrica, normalizada para uma escala entre -1 e 1, para efeitos de comparação [52]; os gráficos (c) e (d) relacionam a condutividade elétrica das amostras em função da altura da camada, para as paredes sem e com forjamento, respetivamente.

A amostra sem forjamento evidencia o elevado número de defeitos presentes na amostra, identificados através dos picos presentes no gráfico. Enquanto na amostra com forjamento existe uma maior uniformidade da impedância elétrica, demonstrando que o forjamento a quente diminui significativamente a quantidade de defeitos.

Verifica-se que na amostra sem forjamento (c) os valores são muito inconstantes e a condutividade aparenta ser aproximadamente 50% IACS, o que se deve ao elevado número de poros que esta amostra possui, causando elevado ruído na leitura. Em (d) tem-se a amostra com forjamento, que também apresenta elevadas variações na condutividade, mas chegando a atingir aproximadamente 80% IACS no topo da parede. Esta amostra (b) também possui algumas porosidades, ainda que em menor quantidade e de menor dimensão, o que também influencia as leituras adquiridas.

É de realçar que a condutividade elétrica em ambos os casos baixa com a aproximação do substrato, uma vez que o substrato utilizado é de aço e, portanto, tem menor condutividade elétrica. Conjugado com a elevada entrega térmica necessária para depositar o cobre, são promovidas maiores diluições o que aumenta a contaminação na zona inferior da parede, causando as variações observadas.

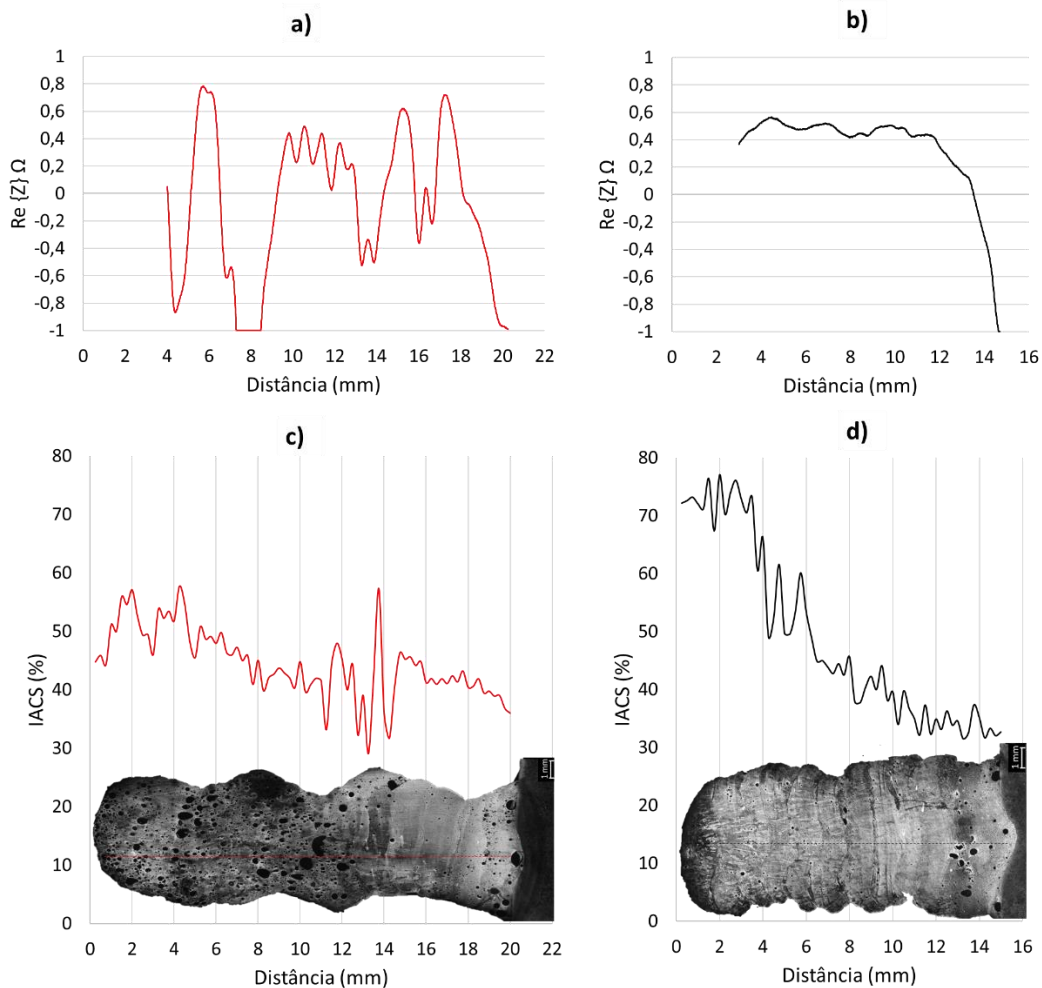


Figura 4.16 - Ensaio das amostra de cobre sem e com forjamento: a) e b) correntes induzidas; c) e d) condutividade elétrica.

Assim, conclui-se que para a produção de componentes de cobre por WAAM, é necessário a utilização de um substrato compatível que evite esta contaminação, ou contabilizar este facto no projeto do componente.

4.2.2 Titânio

Devido à incompatibilidade com o substrato houve penetração mínima na base e o material ficava apenas unido o suficiente para realizar o ensaio, e como tal, foi possível separar os espécimes depositados das respetivas bases, pelo que não aparecem nas imagens de microscopia. Adicionalmente, pode-se inferir que a diluição do material do substrato com amostra produzida é bastante reduzida. Na Figura 4.17 são visíveis as duas amostras de titânio sem e com deformação, respetivamente. A amostra (a) apresenta uma altura e largura médias de $34,1 \pm 0,3$ mm e $7,5 \pm 0,4$ mm, respetivamente, e a amostra (b) uma altura e largura de $21,4 \pm 0,9$ mm e $8,6 \pm 0,5$ mm, respetivamente. A extensão calculada tem o valor de 0,56, e as paredes sem forjamento e com forjamento apresentam uma altura média de camada de 3,4 mm e 2,2 mm, respetivamente.

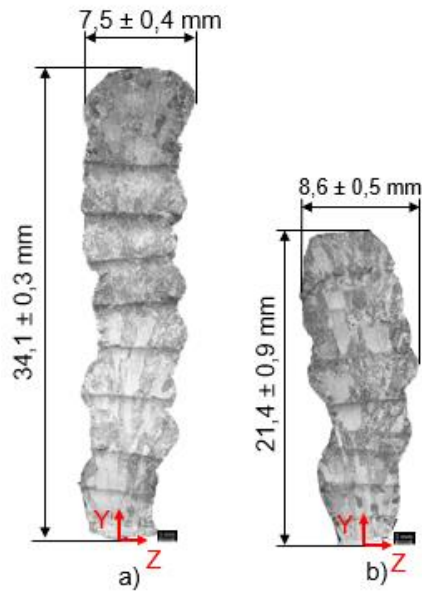


Figura 4.17 - Microscopia das paredes de titânio: a) sem deformação; b) com deformação.

Na Figura 4.18 são visíveis os diferentes pontos de interesse da parede produzida sem deformação plástica. As bandas claras e escuras visíveis na base da parede são grãos colunares previamente- β [53], e a sua diferença de cor deve-se à diferente orientação cristalográfica que apresentam [29]. Estes grãos têm vários milímetros de comprimento e interseam várias camadas. Na Figura 4.18 b) é visível uma secção com vários grãos colunares delimitados a tracejado vermelho, para melhor compreensão, cada um com aproximadamente 500 μm de largura nesta zona em específico. Na Figura 4.18 a) é facilmente distinguível a transição de grãos colunares para grãos equiaxiais, que acontece devido ao rápido arrefecimento do metal na periferia da última camada depositada.

A microestrutura predominante em toda a parede são estruturas de Widmanstätten α , facilmente visível na Figura 4.18 b) e d), com especial ênfase para esta última. Ambas as imagens foram capturadas num limite de camada, e é visível a transição de lamelas α grosseiras para lamelas α de menor dimensão. Estas estruturas iniciam-se através dos limites de grão β e propagam-se numa direção aproximadamente perpendicular para o interior do grão, e às quais se pode chamar de colónias [53]. Quando estas colónias colidem umas com as outras já não conseguem crescer mais nessa direção, e novas colónias crescem perpendicularmente às anteriores a partir dos pontos de colisão [53].

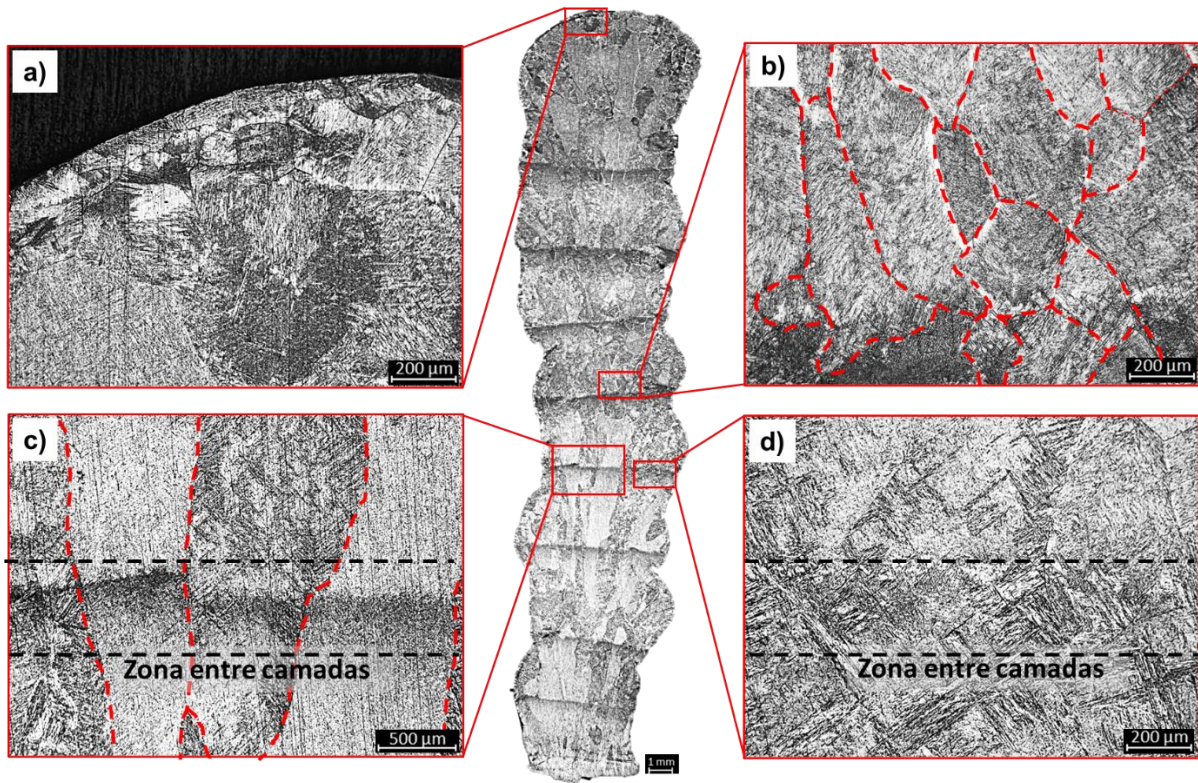


Figura 4.18 - Macroestrutura e microestrutura da parede de titânio sem forjamento: a) topo da parede; b) zona inferior de uma camada; c) e d) zona entre camadas.

Na Figura 4.19 a) tem-se uma imagem do topo da parede, com uma microestrutura bastante complexa. As estruturas claras com uma aparência de finas agulhas indicam a existência de martensite nesta zona [53].

Na Figura 4.19 (b - d) são visíveis estruturas lamelares α (ou de Widmanstätten), sendo que as mais grosseiras estão presentes na Figura 4.19 b). Na Figura 4.19 c) destaca-se um grão central à imagem com contornos brancos, que indicam o início das lamelas que se formaram a partir do limite de grão β . Na Figura 4.19 d) é visível a transição de lamelas grosseiras para lamelas finas na zona de limite de camada.

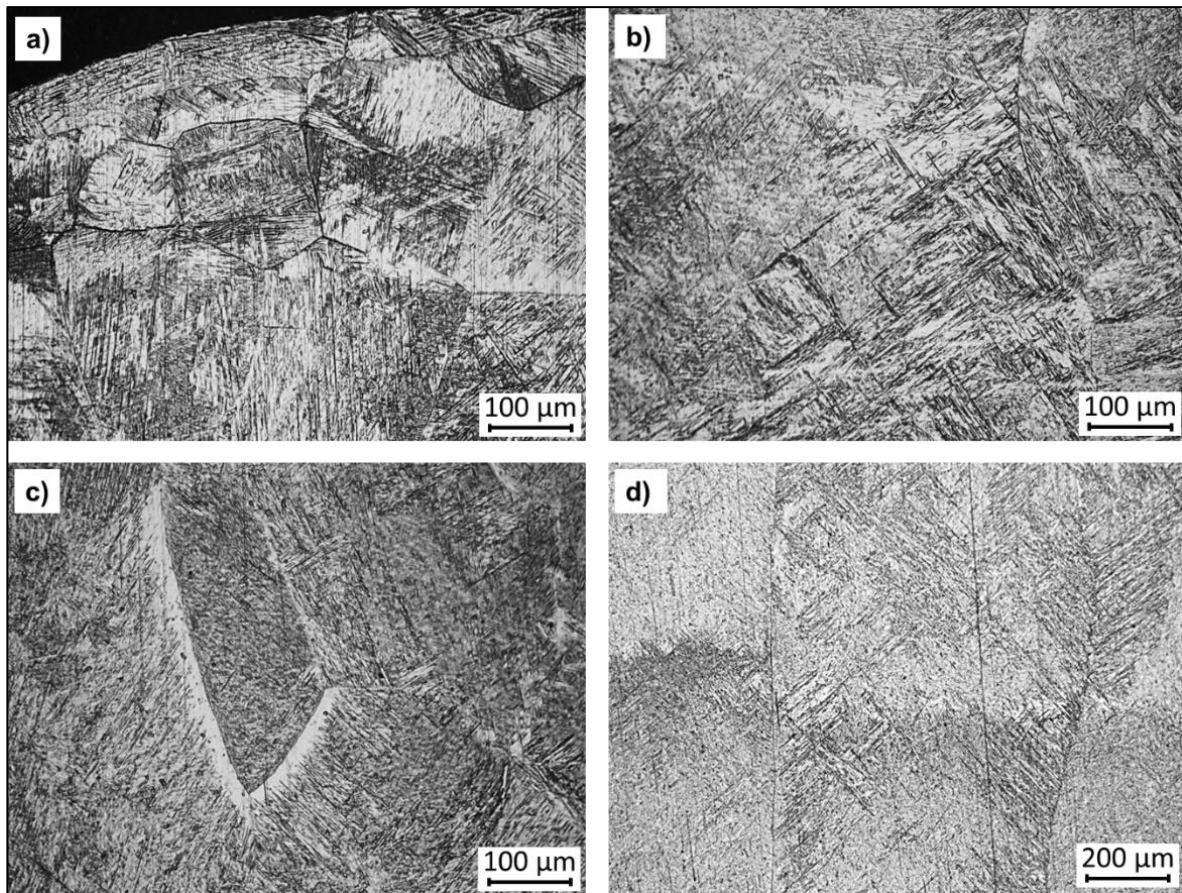


Figura 4.19 - Microestrutura ampliada da parede de titânio sem deformação: a) topo da parede; b), c) e d) zonas centrais com estruturas de Widmanstätten.

Na Figura 4.20 tem-se então os pontos de interesse da parede de titânio forjada. Verifica-se também a existência de alguns grãos colunares, mas de menor dimensão, confirmando-se que a maioria destes grãos têm apenas o comprimento da altura da camada, o que sugere que houve uma interrupção do crescimento epitaxial induzida pelo forjamento a quente. Esta microestrutura resulta da combinação da deformação plástica com os subsequentes ciclos térmicos introduzidos no processo de deposição, conseqüente de um fenômeno chamado recristalização estática, não antes reportado para este material [53].

Na Figura 4.20 a) e b) é visível uma microestrutura muito refinada, não só por estar na periferia da parede, como também por ter sofrido deformação evidente no topo da camada. Estruturas de Widmanstätten α dominam esta região e é provável que também haja martensite. A formação destas estruturas depende essencialmente da taxa de arrefecimento, e se houve deformação acima ou abaixo da temperatura β -transus ($\approx 1000\text{ }^\circ\text{C}$) [30].

Na Figura 4.20 d) está uma zona de interesse, com grão mais refinado, induzido pelo forjamento.

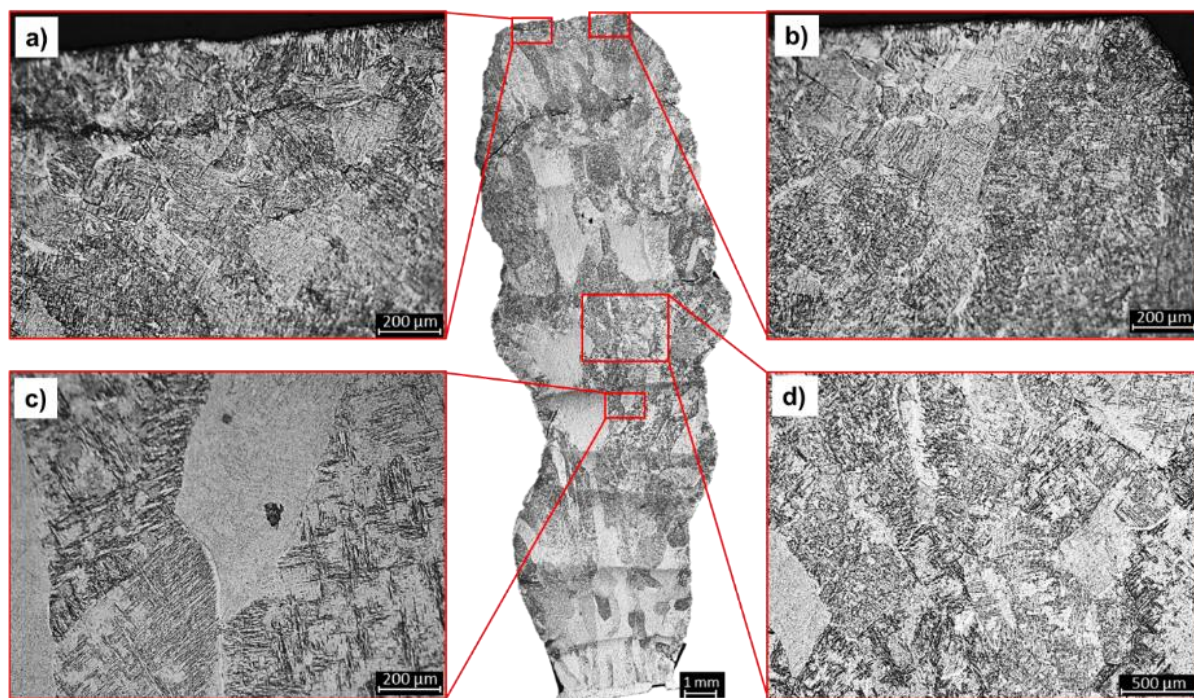


Figura 4.20 - Pontos de interesse na parede de titânio com forjamento: a) e b) topo da parede; c e d) zonas centrais à parede.

O tamanho de grão médio das zonas de interesse e das paredes completas da Figura 4.18 e da Figura 4.20 pode ser visto na Tabela 4.6, tendo se verificado que a parede forjada sofreu uma diminuição do tamanho de grão médio. Ainda que esta diferença não seja significativa, é um indicador que o forjamento reduz o tamanho de grão.

Tabela 4.6- Dimensões médias do tamanho de grão das zonas seleccionadas e das paredes sem e com forjamento.

		Topo da parede	Centro da parede	Parede completa
Tamanho de grão médio (μm)	Sem forjamento	$384,9 \pm 58,3$	$418,7 \pm 63,4$	$433,8 \pm 73,8$
	Com forjamento	$224,4 \pm 27,3$	$404,8 \pm 56,6$	$377,0 \pm 118,0$

Na Figura 4.21 c) é visível uma estrutura de Widmanstätten α que domina todo o grão representado. Na Figura 4.21 a), b) e d) as zonas brancas indicam a existência de martensite, devido à existência de lamelas muito finas e paralelas entre si e semelhantes a agulhas, como já foi explicado anteriormente. As zonas mais escuras aparentam ser também estruturas de Widmanstätten α imersas numa matriz β .

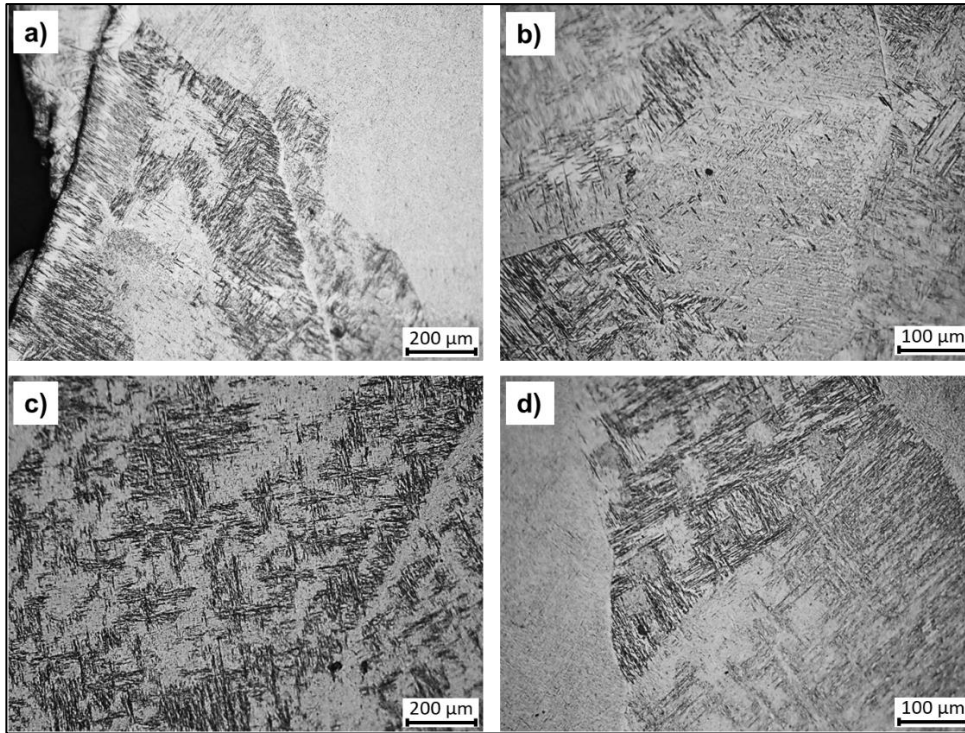


Figura 4.21 - Microestrutura ampliada da parede de titânio forjada: a) zona lateral; b), c) e d) zonas centrais.

Os ensaios de dureza foram em tudo semelhantes aos realizados para o cobre à exceção da carga utilizada, que por ser um material com uma dureza mais elevada foi necessário 1 kg de força para realizar as indentações. Na Figura 4.22 são visíveis os resultados obtidos. Em a) e b) a primeira indentação foi realizada a 0,5 mm e a 0,25 mm da base, respetivamente. As durezas em ambas as amostras foram aproximadamente iguais, apesar de na amostra forjada ter havido uma pequena diminuição. Isto deveu-se provavelmente à tipologia de grãos que foram encontrados. No entanto, verifica-se também que o forjamento promove uma maior uniformidade no valor da dureza ao longo da amostra, indicando a presença de uma microestrutura mais homogênea em toda a amostra.

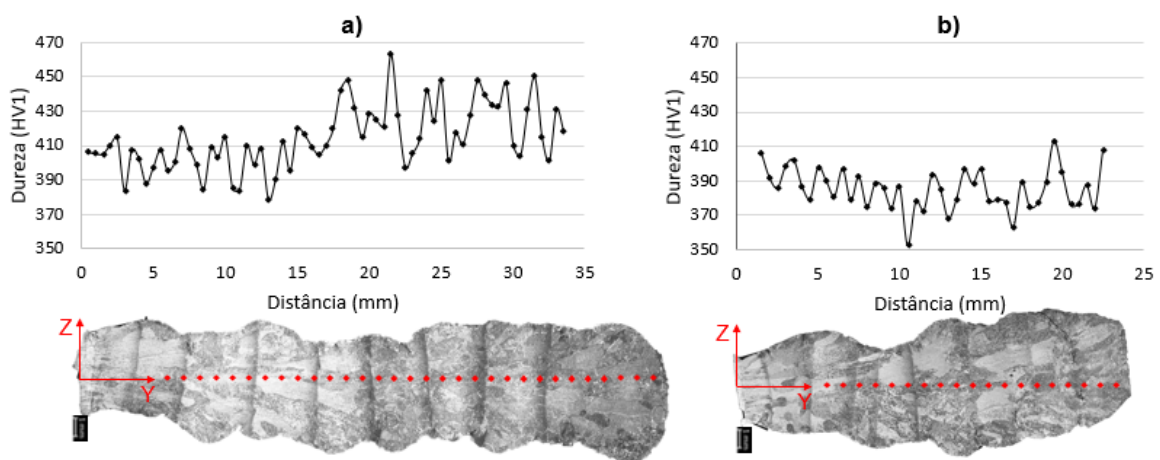


Figura 4.22 - Gráficos de dureza do titânio: a) parede sem deformação; b) parede com deformação.

Também se realizaram ensaios de correntes induzidas e condutividade elétrica nas amostras de titânio, sobretudo para avaliar a coerência entre as duas amostras produzidas, e os resultados são apresentados nos gráficos da Figura 4.23. Existem variações mínimas entre os ensaios sem e com forjamento, o que indica a ausência de defeitos na secção analisada.

Ambas as amostras (c) e (d) presentes na Figura 4.23 apresentam condutividades elétricas muito semelhantes. A amostra com forjamento (d) apresenta, no entanto, um gráfico mais linear, o que indica maior uniformidade da microestrutura devido à a deformação plástica aplicada. A amostras (c) e (d) têm condutividades médias de $1,91 \pm 0,05\%$ IACS e $1,94 \pm 0,08\%$ IACS, respectivamente.

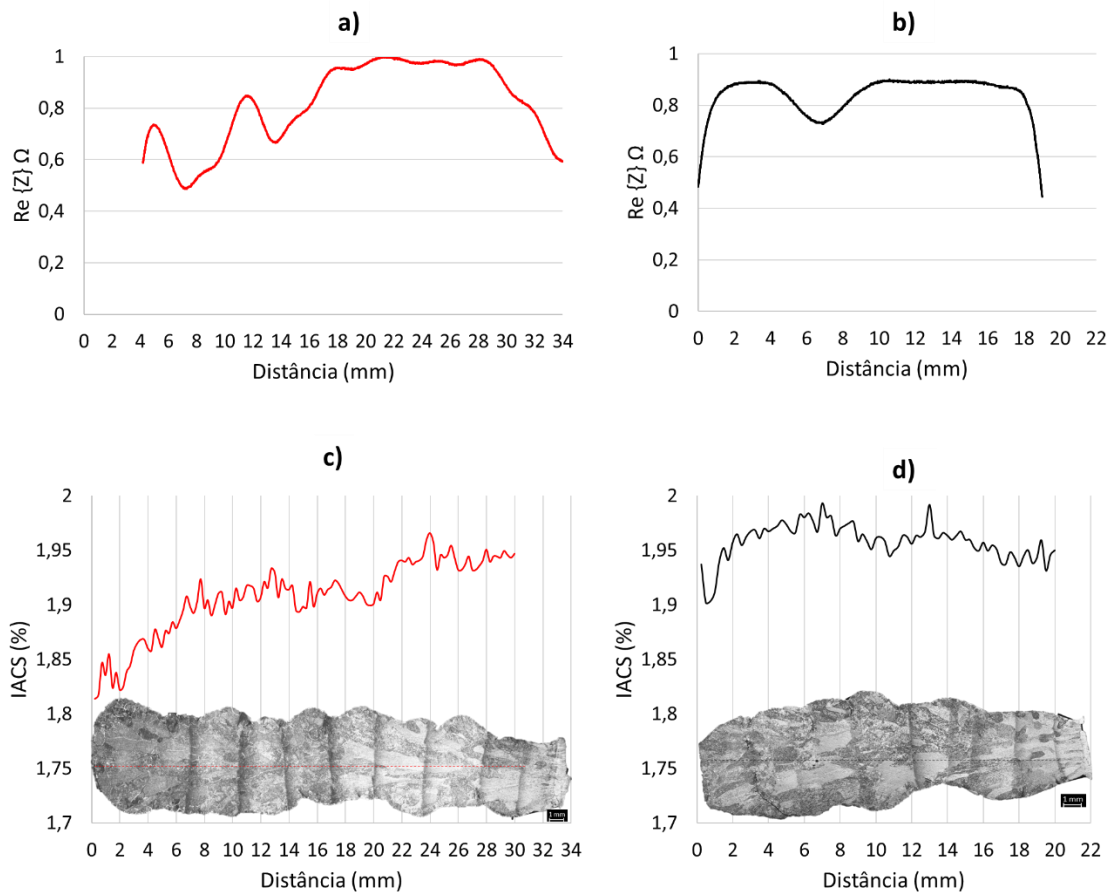


Figura 4.23 - Ensaio das amostra de titânio sem e com forjamento: a) e b) correntes induzidas; c) e d) condutividade elétrica.

CONCLUSÕES E TRABALHOS FUTUROS

5.1 Conclusões

Com este trabalho pretendeu-se aumentar o conhecimento acerca do processo WAAM utilizando a tecnologia de soldadura MIG/MAG, para os materiais cobre e liga de titânio. A falta de informação de parâmetros de soldadura para estes materiais em concreto e utilizando esta tecnologia representou um desafio, mas provou-se a viabilidade de realizar deposições com estes procedimentos. Retiraram-se deste trabalho as seguintes conclusões:

- Verificou-se um refinamento de grão na microestrutura de ambas as amostras produzidas por HF-WAAM, reduzindo a característica anisotrópica das microestruturas observadas nas amostras convencionais produzidas por WAAM.

- A parede forjada de cobre apresentou zonas entre camadas com grão muito refinado com uma redução do tamanho de grão de aproximadamente 77%, em comparação à restante microestrutura colunar. A parede forjada de titânio apresentou uma diminuição de 13,1% no tamanho de grão médio tendo o forjamento evitado o crescimento epitaxial do grão entre camadas sucessivas.

- O número de porosidades do ensaio de cobre reduziu drasticamente com a utilização da variante HF-WAAM.

- A deposição de titânio com a tecnologia de soldadura MIG/MAG apresenta elevada instabilidade do arco elétrico e conseqüentemente do banho de fusão, causando elevado número de salpicos e oxidação das paredes depositadas, resultando num baixo nível de reprodutibilidade.

- Verificaram-se resultados semelhantes nos ensaios de dureza realizados (entre paredes do mesmo material), de onde se conclui que o forjamento a quente não é o principal contribuinte para alterações de dureza.

5.2 Trabalhos futuros

Como sugestão para trabalhos futuros, sobretudo para o titânio, seria interessante repetir as deposições realizadas numa estufa de árgon na ausência de oxigénio, para garantir a total proteção gasosa e confirmar se realmente a estabilidade do processo deriva da tecnologia de soldadura utilizada, dos parâmetros utilizados ou da precária proteção gasosa.

Seria interessante depositar novas paredes utilizando o leque reduzido de parâmetros selecionados, com o objetivo de maquinar provetes e testar as propriedades mecânicas dos mesmos, para se obterem valores numéricos de resistência mecânica.

Outro ponto de estudo no futuro seria a aplicação de tratamentos térmicos nas paredes produzidas, e avaliar novamente a sua microestrutura e propriedades mecânicas.

Um dos problemas experienciados foi a rápida degradação do martelo devido às elevadas temperaturas que este atingia durante os ensaios. Para anular ou pelo menos melhorar esta situação sugere-se aplicar um método de refrigeração ao martelo, e observar qual o efeito no seu tempo de vida útil e se existem alterações significativas na microestrutura da parede resultante.

De modo a determinar concretamente a microestrutura das paredes de titânio sugere-se a utilização de um microscópio eletrónico de varredura, para obter imagens com maior ampliação e nitidez das diferentes estruturas complexas apresentadas brevemente neste trabalho.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] S. R. Singh and P. Khanna, “Wire arc additive manufacturing (WAAM): A new process to shape engineering materials,” *Mater. Today Proc.*, vol. 44, pp. 118–128, 2021, doi: 10.1016/j.matpr.2020.08.030.
- [2] B. Wu *et al.*, “A review of the wire arc additive manufacturing of metals: properties, defects and quality improvement,” *J. Manuf. Process.*, vol. 35, no. February, pp. 127–139, 2018, doi: 10.1016/j.jmapro.2018.08.001.
- [3] V. R. Duarte, T. A. Rodrigues, N. Schell, R. M. Miranda, J. P. Oliveira, and T. G. Santos, “Hot forging wire and arc additive manufacturing (HF-WAAM),” *Addit. Manuf.*, vol. 35, no. April, p. 101193, 2020, doi: 10.1016/j.addma.2020.101193.
- [4] T. A. Rodrigues, V. Duarte, R. M. Miranda, T. G. Santos, and J. P. Oliveira, “Current status and perspectives on wire and arc additive manufacturing (WAAM),” *Materials (Basel)*, vol. 12, no. 7, 2019, doi: 10.3390/ma12071121.
- [5] P. S. Deshmukh, K. Tomar, G. D. Sathiaraj, and I. A. Palani, “Optimum strength and ductility of pure copper fabricated by Wire Arc Additive Manufacturing,” *Manuf. Lett.*, vol. 33, pp. 24–28, 2022, doi: 10.1016/j.mfglet.2022.06.005.
- [6] “ISO / ASTM DIS 52900:2018, Additive manufacturing — General principles — Terminology.” 2018.
- [7] M. Attaran, “The rise of 3-D printing: The advantages of additive manufacturing over traditional manufacturing,” *Bus. Horiz.*, vol. 60, no. 5, pp. 677–688, 2017, doi: 10.1016/j.bushor.2017.05.011.
- [8] B. Tomar, S. Shiva, and T. Nath, “A review on wire arc additive manufacturing: Processing parameters, defects, quality improvement and recent advances,” *Mater. Today Commun.*, vol. 31, no. January, p. 103739, 2022, doi: 10.1016/j.mtcomm.2022.103739.
- [9] S. Das, M. Wohlert, J. J. Beaman, and D. L. Bourell, “Processing of titanium net shapes by SLS/HIP,” *Mater. Des.*, vol. 20, no. 2–3, pp. 115–121, 1999, doi: 10.1016/s0261-3069(99)00017-5.
- [10] T. G. Spears and S. A. Gold, “In-process sensing in selective laser melting (SLM) additive manufacturing,” *Integr. Mater. Manuf. Innov.*, vol. 5, no. 1, pp. 16–40, 2016, doi: 10.1186/s40192-016-0045-4.
- [11] M. Mehrpouya, D. Tuma, T. Vaneker, M. Afrasiabi, M. Bambach, and I. Gibson, “Multimaterial powder bed fusion techniques,” *Rapid Prototyp. J.*, vol. 28, no. 11, pp. 1–19, 2022, doi: 10.1108/RPJ-01-2022-0014.
- [12] M. Galati, P. Minetola, and G. Rizza, “Surface roughness characterisation and analysis of the Electron Beam Melting (EBM) process,” *Materials (Basel)*, vol. 12, no. 13, 2019, doi: 10.3390/ma12132211.
- [13] L. Yan, Y. Chen, and F. Liou, “Additive manufacturing of functionally graded metallic materials using laser metal deposition,” *Addit. Manuf.*, vol. 31, no. August 2019, p. 100901, 2020, doi: 10.1016/j.addma.2019.100901.
- [14] D. Ding, Z. Pan, D. Cuiuri, and H. Li, “Wire-feed additive manufacturing of metal components: technologies, developments and future interests,” *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, vol. 81, no. 1–4, pp. 465–481, 2015, doi: 10.1007/s00170-015-7077-3.
- [15] F. Lambiase, S. I. Scipioni, and A. Paoletti, “Accurate prediction of the bead geometry in wire arc additive manufacturing process,” *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, vol. 119, no. 11–12, pp. 7629–7639, 2022, doi: 10.1007/s00170-021-08588-w.
- [16] I. Yadroitsev, I. Yadroitsava, P. Bertrand, and I. Smurov, “Factor analysis of selective laser

- melting process parameters and geometrical characteristics of synthesized single tracks,” *Rapid Prototyp. J.*, vol. 18, no. 3, pp. 201–208, 2012, doi: 10.1108/13552541211218117.
- [17] S. W. Williams, F. Martina, A. C. Addison, J. Ding, G. Pardal, and P. Colegrove, “Wire + Arc additive manufacturing,” *Mater. Sci. Technol. (United Kingdom)*, vol. 32, no. 7, pp. 641–647, 2016, doi: 10.1179/1743284715Y.0000000073.
- [18] A. Busachi, J. Erkoyuncu, P. Colegrove, F. Martina, and J. Ding, “Designing a WAAM based manufacturing system for defence applications,” *Procedia CIRP*, vol. 37, no. 2013, pp. 48–53, 2015, doi: 10.1016/j.procir.2015.08.085.
- [19] M. Cheepu, C. I. Lee, and S. M. Cho, “Microstructural Characteristics of Wire Arc Additive Manufacturing with Inconel 625 by Super-TIG Welding,” *Trans. Indian Inst. Met.*, vol. 73, no. 6, pp. 1475–1479, 2020, doi: 10.1007/s12666-020-01915-x.
- [20] “SAE AMS 5383F-2018 - Nickel Alloy, Corrosion And Heat-Resistant, Investment Castings 52.5Ni - 19Cr - 3.0Mo - 5.1Cb(Nb) - 0.90Ti - 0.60Al - 18Fe Vacuum Melted Homogenization And Solution Heat Treated.” 2018.
- [21] “ASME SB-265 [ASTM B265], Standard Specification for Titanium and Titanium Alloy Strip, Sheet, and Plate.” 2013.
- [22] T. A. Rodrigues *et al.*, “In-situ strengthening of a high strength low alloy steel during Wire and Arc Additive Manufacturing (WAAM),” *Addit. Manuf.*, vol. 34, no. March, p. 101200, 2020, doi: 10.1016/j.addma.2020.101200.
- [23] S. Lukas, G. Samira, G. Moritz, R. Mirko, and R. Aljoscha, “Pure Copper: Advanced Additive Manufacturing,” in *Advanced Additive Manufacturing*, I. V. Shishkovsky, Ed. Russia: IntechOpen, 2022, pp. 225–245.
- [24] B. Wu, Z. Pan, D. Ding, D. Cuiuri, H. Li, and Z. Fei, “The effects of forced interpass cooling on the material properties of wire arc additively manufactured Ti6Al4V alloy,” *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 258, no. October 2017, pp. 97–105, 2018, doi: 10.1016/j.jmatprotec.2018.03.024.
- [25] J. R. Hönnige, P. Colegrove, and S. Williams, “Improvement of microstructure and mechanical properties in Wire + Arc Additively Manufactured Ti-6Al-4V with Machine Hammer Peening,” *Procedia Eng.*, vol. 216, no. 2017, pp. 8–17, 2017, doi: 10.1016/j.proeng.2018.02.083.
- [26] P. A. Colegrove, J. Donoghue, F. Martina, J. Gu, P. Prangnell, and J. Hönnige, “Application of bulk deformation methods for microstructural and material property improvement and residual stress and distortion control in additively manufactured components,” *Scr. Mater.*, vol. 135, pp. 111–118, 2017, doi: 10.1016/j.scriptamat.2016.10.031.
- [27] J. Wanwan, Z. Chaoqun, J. Shuoya, T. Yingtao, W. Daniel, and L. Wen, “Wire Arc Additive Manufacturing of Stainless Steels: A Review,” *Appl. Sci.*, vol. 10, p. 1563, 2020.
- [28] Z. Wang, T. A. Palmer, and A. M. Beese, “Effect of processing parameters on microstructure and tensile properties of austenitic stainless steel 304L made by directed energy deposition additive manufacturing,” *Acta Mater.*, vol. 110, pp. 226–235, 2016, doi: 10.1016/j.actamat.2016.03.019.
- [29] F. Wang, S. Williams, P. Colegrove, and A. A. Antonysamy, “Microstructure and mechanical properties of wire and arc additive manufactured Ti-6Al-4V,” *Metall. Mater. Trans. A Phys. Metall. Mater. Sci.*, vol. 44, no. 2, pp. 968–977, 2013, doi: 10.1007/s11661-012-1444-6.
- [30] G. Lütjering, “Influence of processing on microstructure and mechanical properties of ($\alpha + \beta$) titanium alloys,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 243, no. 1–2, pp. 32–45, 1998, doi: 10.1016/S0921-5093(97)00778-8.
- [31] A. R. McAndrew *et al.*, “Interpass rolling of Ti-6Al-4V wire + arc additively manufactured features for microstructural refinement,” *Addit. Manuf.*, vol. 21, no. December 2017, pp. 340–349, 2018, doi: 10.1016/j.addma.2018.03.006.
- [32] P. Martina, Filomeno; Williams, Stewart W.; Colegrove, “Improved Microstructure and Increased Mechanical Properties,” *Sff Sumpos.*, pp. 490–496, 2013.
- [33] D. Jafari, T. H. J. Vaneker, and I. Gibson, “Wire and arc additive manufacturing: Opportunities and challenges to control the quality and accuracy of manufactured parts,” *Mater. Des.*, vol.

- 202, p. 109471, 2021, doi: 10.1016/j.matdes.2021.109471.
- [34] B. A. Szost *et al.*, “A comparative study of additive manufacturing techniques: Residual stress and microstructural analysis of CLAD and WAAM printed Ti-6Al-4V components,” *Mater. Des.*, vol. 89, pp. 559–567, 2016, doi: 10.1016/j.matdes.2015.09.115.
- [35] Z. Yang, A. Wang, Z. Weng, D. Xiong, B. Ye, and X. Qi, “Porosity elimination and heat treatment of diode laser-clad homogeneous coating on cast aluminum-copper alloy,” *Surf. Coatings Technol.*, vol. 321, pp. 26–35, 2017, doi: 10.1016/j.surfcoat.2017.04.027.
- [36] R. Fu *et al.*, “Hot-wire arc additive manufacturing of aluminum alloy with reduced porosity and high deposition rate,” *Mater. Des.*, vol. 199, p. 109370, 2021, doi: 10.1016/j.matdes.2020.109370.
- [37] W. J. Sames, F. A. List, S. Pannala, R. R. Dehoff, and S. S. Babu, “The metallurgy and processing science of metal additive manufacturing,” *Int. Mater. Rev.*, vol. 61, no. 5, pp. 315–360, 2016, doi: 10.1080/09506608.2015.1116649.
- [38] H. Attar, M. J. Bermingham, S. Ehtemam-Haghighi, A. Dehghan-Manshadi, D. Kent, and M. S. Dargusch, “Evaluation of the mechanical and wear properties of titanium produced by three different additive manufacturing methods for biomedical application,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 760, no. November 2018, pp. 339–345, 2019, doi: 10.1016/j.msea.2019.06.024.
- [39] P. A. Colegrove *et al.*, “High pressure interpass rolling of Wire + Arc additively manufactured titanium components,” *Adv. Mater. Res.*, vol. 996, pp. 694–700, 2014, doi: 10.4028/www.scientific.net/AMR.996.694.
- [40] P. A. Colegrove *et al.*, “Microstructure and residual stress improvement in wire and arc additively manufactured parts through high-pressure rolling,” *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 213, no. 10, pp. 1782–1791, 2013, doi: 10.1016/j.jmatprotec.2013.04.012.
- [41] P. Kazanas, P. Deherkar, P. Almeida, H. Lockett, and S. Williams, “Fabrication of geometrical features using wire and arc additive manufacture,” *Proc. Inst. Mech. Eng. Part B J. Eng. Manuf.*, vol. 226, no. 6, pp. 1042–1051, 2012, doi: 10.1177/0954405412437126.
- [42] “DRATEC Drahttechnik GmbH, Materials Datasheet, DT-ER Ti 5,” 2017. <https://dratec.de/titan/?lang=en> (accedido Jun. 23, 2023).
- [43] “DRATEC Drahttechnik GmbH, Materials Datasheet, DT-CuAg,” 2017. <https://dratec.de/kupfer/?lang=en> (accedido Jun. 23, 2023).
- [44] “ALPHAGAZ™ 1 ÁRGON / Ar,” 2023. <https://mygas.airliquide.pt/catalog-gas-products/alphagaz--1-Árgon/alphagaz-1-argon-cylinder-smartop-50l-200-bar/p0021150s2a001> (accedido Jun. 23, 2023).
- [45] V. R. Duarte, T. A. Rodrigues, N. Schell, R. M. Miranda, J. P. Oliveira, and T. G. Santos, “In-situ hot forging directed energy deposition-arc of CuAl8 alloy,” *Addit. Manuf.*, vol. 55, no. January, p. 102847, 2022, doi: 10.1016/j.addma.2022.102847.
- [46] S. K. Sharma and S. Maheshwari, “Arc characterization study for submerged arc welding of HSLA (API X80) steel,” *J. Mech. Sci. Technol.*, vol. 31, no. 3, pp. 1383–1390, 2017, doi: 10.1007/s12206-017-0238-6.
- [47] R. M. Kindermann, M. J. Roy, R. Morana, and P. B. Prangnell, “Process response of Inconel 718 to wire + arc additive manufacturing with cold metal transfer,” *Mater. Des.*, vol. 195, p. 109031, 2020, doi: 10.1016/j.matdes.2020.109031.
- [48] R. D. Valdemar, “Developments in Directed Energy Deposition Additive Manufacturing: in-Situ Hot Forging and Indirect Cooling,” Ph.D. dissertation, Nova School of Science and Technology, 2022.
- [49] M. E. Rouffet *et al.*, “Erratum: Spectroscopic investigation of the high-current phase of a pulsed GMAW process (Journal of Physics D: Applied Physics (2010) 43 (434003)),” *J. Phys. D. Appl. Phys.*, vol. 45, no. 18, 2012, doi: 10.1088/0022-3727/45/18/189501.
- [50] J. Baby and M. Amirthalingam, “Microstructural development during wire arc additive manufacturing of copper-based components,” *Weld. World*, vol. 64, no. 2, pp. 395–405, 2020, doi: 10.1007/s40194-019-00840-y.

- [51] B. Dong, Z. Pan, C. Shen, Y. Ma, and H. Li, "Fabrication of Copper-Rich Cu-Al Alloy Using the Wire-Arc Additive Manufacturing Process," *Metall. Mater. Trans. B Process Metall. Mater. Process. Sci.*, vol. 48, no. 6, pp. 3143–3151, 2017, doi: 10.1007/s11663-017-1071-0.
- [52] T. G. Santos, F. B. Fernandes, and G. Bernardo, "Analyzing mechanical properties and nondestructive characteristics of brazed joints of NiTi shape memory alloys to carbon steel rods," pp. 787–793, 2013, doi: 10.1007/s00170-012-4366-y.
- [53] F. Martina, P. A. Colegrove, S. W. Williams, and J. Meyer, "Microstructure of Interpass Rolled Wire + Arc Additive Manufacturing Ti-6Al-4V Components," *Metall. Mater. Trans. A Phys. Metall. Mater. Sci.*, vol. 46, no. 12, pp. 6103–6118, 2015, doi: 10.1007/s11661-015-3172-1.

ANEXOS

Anexo A

Código python utilizado para calcular a estabilidade das deposições em WAAM

```
# Load File -> Escolher o nome do ficheiro (incluir .txt!)
```

```
f_name = '.txt'
```

```
#####Não editar#####
```

```
import numpy as np
```

```
import matplotlib.pyplot as plt
```

```
from scipy.signal import argrextrema
```

```
from scipy.signal import find_peaks
```

```
with open(f_name, 'r') as file:
```

```
    # Skip the first 9 lines
```

```
    for _ in range(11):
```

```
        next(file)
```

```
Tempo = []
```

```
Tensao = []
```

```
Corrente = []
```

```
# Iterate over the remaining lines
```

```
for line in file:
```

```
    # Split the line into columns
```

```
    columns = line.strip().split(',')
```

```
    Tempo.append(float(columns[0]))
```

```
    Tensao.append(float(columns[1]))
```

```
    Corrente.append(float(columns[2]))
```

```
#Convert List into Numpy array
```

```
Tempo = np.array(Tempo)
```

```

Tensao = np.array(Tensao)*30.9058
Corrente = np.array(Corrente)*333

#Escolher o intervalo para analisar

t_ini = 1.5
t_fin = 2.5

#####/Não editar#####

# Plot the original data
plt.plot(Tempo, Corrente)

# Add labels and title
plt.xlabel('Tempo')
plt.ylabel('Corrente')

# Draw vertical lines
plt.axvline(x=t_ini, color='g', linestyle='--')
plt.axvline(x=t_fin, color='r', linestyle='--')

# Show the plot
plt.show()

#Cut the data
Tempo_cut = Tempo[int(t_ini*20000):int(t_fin*20000)]
Tensao_cut = Tensao[int(t_ini*20000):int(t_fin*20000)]
Corrente_cut = Corrente[int(t_ini*20000):int(t_fin*20000)]

#Define the sensitivity of the maximum detection (Greater value = less sensitivity)
#Define the window of the moving average (Greater value = more smooth)

```

#Define o valor minimo do máximo que encontra (Treshold) está 1/4 do maximo mas pode ser um valor qualquer

window_size = 150

sensitivity = 300

treshold = max(Corrente_cut)/4

#####/Não editar#####

Cálculo da média móvel

Corrente_cut_avg = np.convolve(Corrente_cut, np.ones(window_size)/window_size, mode='valid')

Tempo_cut_avg = Tempo_cut>window_size-1:]

Find local maxima

maxima_idx = np.array(argrelextrema(Corrente_cut_avg, np.greater,order=sensitivity))

Cut the maximums below treshold

peaks_values = Corrente_cut[maxima_idx]

maxima_idx = maxima_idx[peaks_values > treshold]

Calculate period and standard deviation

periods = np.diff(Tempo_cut_avg[maxima_idx])

period = np.mean(periods)

std_dev = np.std(periods)

S = 100*(1-(std_dev/period))

Print the period

print("Period = ", round(period,4))

print("Standard deviation = ", round(std_dev,4))

print("")

print("_ " * 20)

```
print("Stability Index =", round(S,1),"%")

print("_ " * 20)

# Maximums finded

maxima_x = Tempo_cut_avg[maxima_idx]
maxima_y = Corrente_cut_avg[maxima_idx]

# Criação da figura e dos eixos

fig, axs = plt.subplots(nrows=1, ncols=2, figsize=(10, 4))

# Plot the treated data and local maxima identified

axs[0].plot(Tempo_cut_avg, Corrente_cut_avg)
axs[0].scatter(maxima_x, maxima_y, c='r')
axs[0].set_title('Dados tratados')

# Plot the original data

axs[1].plot(Tempo_cut, Corrente_cut)
axs[1].set_title('Dados originais')

# Show the plot

plt.show()

print("Foram encontrados", len(maxima_idx), "maximos")
```




2023

ANDRÉ MANUEL FIALHO ROCHA

Fabrico Aditivo por Fio e Arco elétrico com Forjamento
a quente *in-situ* de Ti-6Al-4V e CuAg1