



Miguel Bruno Caetano Pinto

Licenciado em Ciências de Engenharia Mecânica

# Soldadura TIG na Liga com Memória de Forma NiTiFe

MESTRADO INTEGRADO EM ENGENHARIA MECÂNICA

Universidade NOVA de Lisboa  
setembro, 2022





# Soldadura TIG na Liga com Memória de Forma NiTiFe

**MIGUEL BRUNO CAETANO PINTO**

Licenciado em Ciências da Engenharia Mecânica

**Orientador:** Professor Doutor João Pedro de Sousa Oliveira,  
Professor Auxiliar, Universidade NOVA de Lisboa

**Júri:**

**Presidente:** Professor Doutor Pedro Samuel Gonçalves Coelho,  
Professor Auxiliar, FCT-NOVA

**Arguente:** Professor Doutor Rui Fernando dos Santos Pereira  
Martins,  
Professor Associado, FCT-NOVA

**Orientador:** Professor Doutor João Pedro de Sousa Oliveira,  
Professor Auxiliar, FCT-NOVA



## **Soldadura TIG na Liga com Memória de Forma NiTiFe**

Copyright © Miguel Bruno Caetano Pinto, 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.



Para ti, avô Uiu.



## AGRADECIMENTOS

Em primeiro lugar, gostaria de agradecer ao meu orientador, Professor Doutor João Pedro de Sousa Oliveira, pela disponibilidade e pela acessibilidade que o caracteriza enquanto docente. Mesmo quando não se encontrava na Faculdade, o professor esteve sempre à distância de uma chamada ou de uma mensagem, fosse quando fosse. Muito obrigado.

Ao Rui Gonçalves, aluno de doutoramento, que dedicou muitas horas da sua vida a auxiliar-me no projeto da máquina de tração uniaxial. O seu contributo no desenvolvimento do código e na idealização e fabrico da máquina foram absolutamente indispensáveis.

Ao João Lopes, aluno de doutoramento e otimista nato, que fez com que o ambiente no laboratório fosse sempre positivo e descontraído e que encontrou sempre soluções para as questões que foram surgindo. Muito obrigado João, sei que vais chegar longe.

Este curso trouxe para a minha vida 9 pessoas a quem eu devo um agradecimento muito especial: ao Dinis, por ser um mestre na arte do desenrasque e por mostrar-nos que, na maioria dos casos, está tudo bem. À Cátia, a pessoa mais afável desde a margem sul até à China, nunca percas essa vontade de aprender a fazer tudo (seja jogar à bola, aprender a tocar um instrumento ou andar de skate). Ao Diogo, que nos transmitiu sempre uma energia e uma tranquilidade que mais ninguém tem. À Amélia e à Margarida, as minhas maiores companheiras de trabalho e criadoras do técnico. Envelheci alguns anos à vossa custa, mas valeu muito a pena. Ao Basílio, por ser alguém com quem se pode falar sobre o que quer que seja, inclusivamente sobre as questões mais complicadas da nossa vida, sempre com sentido de humor. À Mafalda, por trazer tanta alegria e cantoria aos nossos dias. És uma pessoa muito genuína e não deixas que te demovam daquilo que acreditas, admiro muito isso! Ao Melo, por ser a pessoa mais engraçada do grupo e por ter uma personalidade e uma forma de estar que foram uma lufada de ar fresco para todos nós. Ao Eugénio, por ter sido o verdadeiro precursor deste grupo, por pôr-nos a pensar sobre as questões mais antigas da humanidade e por mostrar-nos o que é arregaçar as mangas e ir à luta. Obrigado amigos, vou ter muitas saudades das nossas horas de almoço e dos brownies-cafés. Tenho um orgulho imenso em todos vocês e espero que continuemos a querer o Tchhh durante muitos anos.

Aos meus amigos de sempre, as minhas nabiças: ao António, o meu amigo mais antigo, companheiro do basket e futuro revolucionário do sistema de ensino, és admirável. Venham mais vinte anos! Ao Pedro, com quem partilho tantas histórias, tantas gargalhadas proibidas em aulas de português e tanto do meu crescimento. A tua boa disposição é contagiante e tem sido um prazer ver-te a construir a

tua vida (menos quando me ganhas no ténis de mesa com a mão esquerda). À Melissa, que nunca parou de nos encher de orgulho e que me ensinou, acima de tudo, a enfrentar os problemas de frente mesmo quando possa parecer que não existe solução. És um exemplo para todos e eu ainda acho que vais ganhar um prémio Nobel qualquer dia. Ao meu Branquito, com quem tenho tanta facilidade em conversar até às tantas da madrugada sobre o que nos vai na alma e que me faz rir sempre que abre a boca, muito obrigado. Sei que vais longe e quero estar lá para assistir. À Vanessa, que me mostrou e continua a mostrar o que é alguém ser feito de uma fibra diferente, tens uma força de vontade que é de louvar e uma capacidade de tomar as rédeas da vida que me impressionam profundamente. Ao Alex, que também já me acompanha há muitos anos e que cada vez mais me faz pensar que é preciso descomplicar e desfrutar do que a vida tem para nos oferecer sem pensar demasiado. À Maggie, que me mostrou que nunca se deve baixar os braços e que, se lutarmos por aquilo que realmente gostamos, não há objetivo que não se consiga atingir. A não ser que esse objetivo seja lavar a loiça do caril. Obrigado a todos por estarem sempre aqui, por todos os cafés que já tivemos e ainda vamos ter e por me terem deixado crescer convosco.

Ao Teixeira, muito obrigado por seres o melhor amigo que alguém pode ter e por nunca deixares passar demasiado tempo sem pormos a conversa em dia. És como um irmão para mim!

À minha segunda família, de Leiria, em especial à Sofia, ao Henrique e à Madalena, obrigado por me terem ajudado e ensinado tanto ao longo destes anos e por me acolherem como só vocês sabem. São muito importantes para mim.

À minha Margarida, sem ti seria tudo tão mais difícil. Obrigado por me inspirares todos os dias a tentar ser um bocadinho melhor do que era ontem e por estares sempre disposta a ouvir-me e a mover o mundo para me ajudar, sem pedir nada em troca. Trouxeste um sentido especial a esta etapa que termina agora e quero muito que a próxima continue a ser vivida contigo.

Nenhuma destas palavras estaria a ser escrita se não fosse a minha família, para quem um “obrigado” nunca vai chegar. À minha tia Paula, que em muitas ocasiões foi uma segunda mãe, muito obrigado por mostrares o que é ter a força para levar o mundo às costas. Admiro-te muito. Ao Cris, que melhor do que ninguém põe a família toda a rir, enches-me de orgulho. Continua assim. À Rute, Keké e Didi, obrigado por toda a motivação e por partilharem a vossa felicidade quando atinjo algum objetivo. Aos meus tios Vasco e Zira, muito obrigado pela ajuda que foram dando ao longo destes anos e por terem sempre a porta aberta para me acolher. Aos meus tios Fernando e Isabel, obrigado por todo o apoio e disponibilidade. À minha avó Lina, por ter garantido que nunca me faltava nada e por me ter motivado sempre. Ao meu irmão Rui, obrigado por me dares força e por todas as horas que partilhámos a ver quem ganhava em algum desporto. Cresci muito contigo. Ao meu irmão Ricardo, obrigado por toda a atenção, toda a preocupação, todos os insultos amigáveis e por me mostrares, à tua maneira, o que é ser um verdadeiro lutador. Tens uma força que poucas pessoas têm. Ao meu pai, obrigado por te esforçares para acompanhar o meu percurso, por me teres ensinado a encarar a vida com este sentido de humor e por me inculcires certos gostos que irão sempre caracterizar-me. Sei que fazes tudo o que podes pelos teus 3 Pintos e agradeço-te por isso. À Ana, que nos recebe sempre com tanto carinho e que transpira de felicidade sempre que atingimos algum objetivo. À minha mãe, nunca conseguirei

agradecer-te o suficiente. O esforço que fazes todos os dias para que não nos falte nada é absolutamente sobre-humano e foste a principal razão para eu ter conseguido atingir este objetivo. És uma verdadeira guerreira e se eu pudesse escolher entre mil pessoas, serias a minha mãe mil vezes. Obrigado por aguentares tanto, muitas vezes em silêncio, e por assegurares que nunca existirá nada que se ponha à frente da felicidade dos teus filhos. És a melhor mãe do mundo!

Para terminar, devo um agradecimento muito especial ao meu avô Uiu. Ensinaste-me a apertar os primeiros parafusos e, sem saberes, foste o responsável por todo este percurso. Espero que estejas orgulhoso avô. Onde quer que estejas, obrigado por me guiares todos os dias.



“We have our misfortunes, the darkest of days  
We must endure and keep strong  
Just look to the morning, the promise awaits  
And know that this life must go on”



## RESUMO

As ligas com memória de forma são materiais com características singulares que lhes conferem interesse industrial. Assim, para que possam ser aplicadas devidamente, é crucial conhecer e caracterizar o seu comportamento quando submetidas a processos de soldadura, que permitem a produção de estruturas complexas que apresentem as propriedades típicas destas ligas. Para atingir este objetivo recorre-se frequentemente a soldadura por fusão por ser uma tecnologia estabelecida, sobre a qual existe uma quantidade considerável de informação no que diz respeito ao ajuste dos parâmetros. Desta forma, a otimização dos mesmos será mais eficiente, por se conseguir prever a influência que cada um terá. Este facto é de extrema relevância para o presente trabalho, cujo principal objetivo consiste na análise da soldabilidade de uma liga com memória de forma, em duas composições diferentes, sobre a qual ainda não existem resultados experimentais:  $Ni_{49,9}Ti_{49,2}Fe_{1,5}$  e  $Ni_{50}Ti_{35}Fe_{15}$ .

Foi utilizado o processo de soldadura TIG para produzir cordões autogéneos em arames das duas composições de liga, com 1 mm de diâmetro. Realizou-se a caracterização microestrutural e mecânica dos cordões obtidos, de forma a verificar a influência do processo de soldadura na microestrutura e nas propriedades mecânicas do material. Foi desenvolvida uma máquina de tração uniaxial com capacidade para medir uma carga de até 1 kN, que produziu resultados satisfatórios comparativamente à máquina *Shimadzu AG-50KNG*. Esta máquina foi utilizada para obter a curva tensão-extensão das amostras.

A liga em estudo apresentou boa soldabilidade. Foram obtidos cordões com penetração total e sem defeitos. Ocorreram fenómenos de crescimento de grão na zona de fusão dos dois materiais. Verificaram-se valores de microdureza *Vickers* mais elevados na liga  $Ni_{50}Ti_{35}Fe_{15}$ . No entanto, ambos os cordões apresentaram valores de microdureza inferiores aos dos respetivos materiais-base.

Ocorreu uma redução na resistência mecânica e na ductilidade da liga em estudo quando soldada devido às alterações microestruturais provocadas pelo processo de soldadura. A fratura do material deu-se na zona de fusão. Realizaram-se ensaios com 100 ciclos de carga/descarga no material-base e na junta da liga  $Ni_{49,9}Ti_{49,2}Fe_{1,5}$  e verificou-se um comportamento superelástico bastante significativo, sendo a extensão irrecuperável inferior a 1,5% em ambos os casos.

**Palavras chave:** Ligas com memória de forma, soldadura por fusão, liga de NiTiFe, TIG, superelasticidade, microdureza, crescimento de grão



## ABSTRACT

Shape memory alloys are materials with unique characteristics that increase their industrial interest. Therefore, for them to be properly applied, it is crucial to understand and characterize their behaviour when submitted to welding processes, which allow the production of complex structures that exhibit the typical properties of these alloys. To achieve this goal, fusion welding is often used because it is an established technology, meaning there is a greater amount of information regarding the adjustment of its parameters. This way, their optimization will be more efficient, due to the fact that the influence that each one has can be predicted. This fact is of utmost importance for the present work, in which the main goal is to analyze the weldability of two compositions of a shape memory alloy that have not been studied yet:  $\text{Ni}_{49,9}\text{Ti}_{49,2}\text{Fe}_{1,5}$  and  $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{35}\text{Fe}_{15}$ .

TIG welding was selected to create autogenous welds on 1 mm diameter wires of both compositions of the alloy. Microstructural and mechanical characterization of the joints was carried out, in order to assess the influence of the welding process on the material's microstructure and mechanical properties. A miniature uniaxial tensile tester was developed, which produced satisfactory results in comparison to the Shimadzu AG-50KNG machine. This equipment was used to create the stress-strain curves of the samples.

The studied alloy presented good weldability. Joints with full penetration were achieved and no evidences of defects were observed. Grain growth phenomena occurred in both materials. Higher Vickers micro-hardness values were registered in the  $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{35}\text{Fe}_{15}$  alloy. However, both welded samples presented lower micro-hardness values than the respective base materials.

Mechanical strength and ductility of the welded sample were lower than those of the base material, because of the microstructural changes caused by the welding process. Fracture occurred in the fusion zone. Tests with 100 load/unload cycles were performed on the base material and welded specimen of the  $\text{Ni}_{49,9}\text{Ti}_{49,2}\text{Fe}_{1,5}$  alloy. A very significant superelastic behaviour was observed, with irrecoverable strain being less than 1,5% in both cases.

**Keywords:** Shape memory alloys, fusion Welding, NiTiFe alloy, TIG, superelasticity, Micro-hardness, grain growth



# ÍNDICE

<b>1</b>	<b>INTRODUÇÃO</b> .....	<b>1</b>
1.1	Motivação.....	1
1.2	Objetivos.....	1
1.3	Estrutura da dissertação.....	2
<b>2</b>	<b>REVISÃO DO ESTADO DA ARTE</b> .....	<b>3</b>
2.1	Enquadramento.....	3
2.1.1	Evolução histórica das Ligas com Memória de Forma.....	3
2.1.2	Soldadura por Fusão.....	4
2.2	Propriedades das Ligas com Memória de Forma.....	6
2.2.1	Efeito de memória de forma.....	6
2.2.2	Superelasticidade .....	8
2.2.3	Capacidade de treino.....	9
2.3	Aplicações das Ligas com Memória de Forma.....	9
2.4	Soldadura por fusão em Ligas com Memória de Forma.....	11
2.4.1	<i>Tungsten Inert Gas (TIG)</i> .....	11
2.4.2	<i>Light Amplification by Stimulated Emission of Radiation (LASER)</i> .....	13
2.5	Comparação de resultados .....	14
<b>3</b>	<b>METODOLOGIA EXPERIMENTAL</b> .....	<b>17</b>
3.1	Caracterização do Material.....	17
3.2	Equipamento .....	17

3.2.1	Soldadura.....	17
3.2.2	Máquina de tração uniaxial .....	18
3.3	Procedimento Experimental .....	26
3.4	Caracterização microestrutural e mecânica.....	26
3.4.1	Microscopia ótica.....	26
3.4.2	Microscopia Eletrónica de Varrimento (SEM) .....	27
3.4.3	Microdureza <i>Vickers</i> .....	27
3.4.4	Ensaio Mecânicos .....	27
<b>4</b>	<b>RESULTADOS E DISCUSSÃO.....</b>	<b>28</b>
4.1	Caracterização Microestrutural.....	28
4.1.1	Microscopia Ótica .....	28
4.1.2	Microscopia Eletrónica de Varrimento.....	31
4.1.3	Microdureza <i>Vickers</i> .....	34
4.2	Caracterização Mecânica .....	35
4.2.1	Ensaio de tração Uniaxial .....	36
4.2.2	Ensaio Cíclicos .....	41
<b>5</b>	<b>CONCLUSÕES E TRABALHOS FUTUROS .....</b>	<b>45</b>

## ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 2.1. Esquema representativo da soldadura TIG (adaptado de [53]).....	5
Figura 2.2. Esquema representativo da soldadura LASER no modo <i>keyhole</i> (adaptado de [54]).....	6
Figura 2.3. Esquema da relação entre tensão e efeito de memória de forma [9].....	7
Figura 2.4. Esquema da relação entre a temperatura e efeito de memória de forma [9].....	8
Figura 2.5. Comportamento superelástico típico de uma SMA (adaptado de [11]).....	9
Figura 2.6. Exemplificação da criação de um acoplamento [15].....	10
Figura 2.7. Válvula para controlo de temperatura de mistura de água com aplicação de SMA [16]....	10
Figura 2.8. Curva tensão-extensão do MB e da junta soldada por TIG (adaptado de [22]).....	12
Figura 2.9. Curva tensão-extensão do MB e da junta soldada por LASER (adaptado de [28]).....	13
Figura 3.1. Montagem Experimental do aparelho de soldadura TIG.....	17
Figura 3.2. Sistema de atuação do equipamento de soldadura.....	18
Figura 3.3. Máquina de tração uniaxial produzida.....	18
Figura 3.4. Componentes eletrónicos da máquina desenvolvida.....	19
Figura 3.5. Esquema de ligação dos componentes eletrónicos.....	19
Figura 3.6. Sistema de movimento da máquina desenvolvida.....	20
Figura 3.7. Porca trapezoidal e invólucro.....	20
Figura 3.8. Montagem da célula de carga e garra fixa da máquina desenvolvida.....	20
Figura 3.9. Ligações aparafusadas. Força perpendicular ao eixo. [39].....	21
Figura 3.10. Simulação de esforços na garra móvel.....	24
Figura 3.11. Simulação de deslocamentos na garra móvel.....	24
Figura 3.12. Simulação de esforços na garra fixa.....	25
Figura 3.13. Simulação de deslocamentos na garra fixa.....	25
Figura 3.14. Gráfico para obtenção da função característica da célula de carga.....	26
Figura 4.1. Microestrutura do cordão produzido na liga $Ni_{49,9}Ti_{49,2}Fe_{1,5}$ .....	28
Figura 4.2. Microestrutura ampliada do cordão produzido na liga $Ni_{49,9}Ti_{49,2}Fe_{1,5}$ com correspondência às zonas identificadas pelas letras A e B.....	29
Figura 4.3. Microestrutura do cordão produzido na liga $Ni_{50}Ti_{35}Fe_{15}$ .....	30
Figura 4.4. Microestrutura ampliada do cordão produzido na liga $Ni_{50}Ti_{35}Fe_{15}$ com correspondência às zonas identificadas pelas letras A e B.....	30

Figura 4.5. Macrografia do cordão de soldadura da liga $Ni_{49,9}Ti_{49,2}Fe_{1,5}$ e aproximação na transição entre a ZF e a ZTA (letra A).....	32
Figura 4.6. Macrografia do cordão de soldadura da liga $Ni_{49,9}Ti_{49,2}Fe_{1,5}$ com maior ênfase nos limites de grão.....	32
Figura 4.7. Macrografia do cordão de soldadura da liga $Ni_{50}Ti_{35}Fe_{15}$ .....	33
Figura 4.8. Esquema exemplificativo das linhas de indentações realizadas.....	34
Figura 4.9. Gráfico com as medições de Microdureza <i>Vickers</i> na liga $Ni_{49,9}Ti_{49,2}Fe_{1,5}$ .....	34
Figura 4.10. Gráfico com as medições de Microdureza <i>Vickers</i> na liga $Ni_{50}Ti_{35}Fe_{15}$ .....	34
Figura 4.11. <i>Heatmap</i> de Microdureza <i>Vickers</i> na liga $Ni_{49,9}Ti_{49,2}Fe_{1,5}$ .....	35
Figura 4.12. <i>Heatmap</i> de Microdureza <i>Vickers</i> na liga $Ni_{50}Ti_{35}Fe_{15}$ .....	35
Figura 4.13. Comparação de resultados de ensaio de tração uniaxial até fratura do MB.....	35
Figura 4.14. Curva tensão-extensão da liga $Ni_{49,9}Ti_{49,2}Fe_{1,5}$ (MB e junta soldada).....	36
Figura 4.15. Curvas tensão-extensão das ligas $Ni_{49,9}Ti_{49,2}Fe_{1,5}$ e $Ni_{50}Ti_{35}Fe_{15}$ soldadas.....	37
Figura 4.16. Superfície de fratura de MB da liga $Ni_{49,9}Ti_{49,2}Fe_{1,5}$ .....	38
Figura 4.17. Superfície de fratura de MB da liga $Ni_{49,9}Ti_{49,2}Fe_{1,5}$ (maior ampliação).....	39
Figura 4.18. Superfície de fratura de cordão de soldadura da liga $Ni_{49,9}Ti_{49,2}Fe_{1,5}$ .....	39
Figura 4.19. Superfície de fratura de cordão de soldadura da liga $Ni_{49,9}Ti_{49,2}Fe_{1,5}$ (maior ampliação).....	40
Figura 4.20. Superfície de fratura de cordão de soldadura da liga $Ni_{50}Ti_{35}Fe_{15}$ .....	40
Figura 4.21. Superfície de fratura de cordão de soldadura da liga $Ni_{50}Ti_{35}Fe_{15}$ (maior ampliação).....	41
Figura 4.22. Comportamento cíclico da liga $Ni_{49,9}Ti_{49,2}Fe_{1,5}$ (MB).....	42
Figura 4.23. Comportamento cíclico da liga $Ni_{49,9}Ti_{49,2}Fe_{1,5}$ (junta soldada).....	42
Figura 4.24. Comportamento cíclico da liga $Ni_{49,9}Ti_{49,2}Fe_{1,5}$ (comparação).....	43
Figura 4.25. Evolução da extensão irrecuperável acumulada ao longo dos ciclos.....	43
Figura 4.26. Evolução da Energia absorvida por ciclo.....	44

## ÍNDICE DE TABELAS

Tabela 2.1. Comparação de resultados para soldadura TIG e LASER na liga NiTi. ....	15
Tabela 4.1. Tamanho médio de grão e desvio-padrão nas várias zonas do cordão de soldadura (liga $\text{Ni}_{49,9}\text{Ti}_{49,2}\text{Fe}_{1,5}$ ) .....	29
Tabela 4.2. Tamanho médio de grão e desvio-padrão nas várias zonas do cordão de soldadura (liga $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{35}\text{Fe}_{15}$ ) .....	31
Tabela 4.3. Cálculo do erro relativo entre as duas máquinas de tração utilizadas. ....	36
Tabela 4.4. Tensão e extensão à fratura (liga $\text{Ni}_{49,9}\text{Ti}_{49,2}\text{Fe}_{1,5}$ ) .....	37
Tabela 4.5. Tensão e extensão à fratura nas ligas soldadas.....	38



## SIGLAS E ACRÓNIMOS

<b>TIG</b>	<i>Tungsten Inert Gas</i>
<b>LASER</b>	<i>Light Amplification by Stimulated Emission of Radiation</i>
<b>SMA</b>	<i>Shape Memory Alloy</i>
<b>CFC</b>	Cúbica de Face Centrada
<b>CCC</b>	Cúbica de Corpo Centrado
<b>MB</b>	Material Base
<b>ZF</b>	Zona de Fusão
<b>ZTA</b>	Zona Termicamente Afetada
<b>ZTMA</b>	Zona Termomecanicamente Afetada
<b>MIG/MAG</b>	<i>Metal Inert Gas/ Metal Active Gas</i>
<b>Nd:YAG</b>	<i>Neodymium-Doped Yttrium Aluminium Garnet</i>



## SIMBOLOGIA

$M_s$	Temperatura em que se inicia a formação de martensite
$M_f$	Temperatura em que a formação de martensite fica concluída
$A_s$	Temperatura em que se inicia a formação de austenite
$A_f$	Temperatura em que a formação de austenite fica concluída
$\sigma_{M_s}$	Tensão em que se inicia a formação de martensite
$\sigma_{M_f}$	Tensão em que a formação de martensite fica concluída
$\sigma_{A_s}$	Tensão em que se inicia a formação de austenite
$\sigma_{A_f}$	Tensão em que a formação de austenite fica concluída



# INTRODUÇÃO

## 1.1 Motivação

As ligas com memória de forma são materiais avançados com características singulares de grande relevância para aplicação na indústria. Assim, é inevitável que se analise o seu comportamento quando submetidas a processos de soldadura, de forma a inferir se os cordões produzidos apresentam as características mencionadas, bem como propriedades mecânicas que não comprometam o funcionamento do componente obtido.

A liga com memória de forma mais convencional até à data é a liga de NiTi. No entanto, a liga que se pretende analisar é a de NiTiFe, que pode ser implementada em aplicações estruturais e tem um custo inferior. É relevante analisar a soldabilidade desta liga, uma vez que existe pouca informação relativamente à mesma, sendo este o ponto de partida para o presente estudo. Assim, para que a liga de NiTiFe possa substituir de forma viável a liga NiTi, pretende-se obter cordões de soldadura com propriedades mecânicas que não comprometam a estrutura obtida.

## 1.2 Objetivos

O presente estudo tem como objetivo a avaliação da soldabilidade da SMA NiTiFe, em duas composições:  $\text{Ni}_{49,9}\text{Ti}_{49,2}\text{Fe}_{1,5}$  e  $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{35}\text{Fe}_{15}$  (valores em percentagem atômica). Para tal, foi utilizado um equipamento de soldadura automatizado com o propósito de obter de cordões de soldadura autogêneos através do processo de soldadura TIG, cordões estes que apresentem penetração total e ausência de defeitos. Os provetes foram submetidos a processos de caracterização mecânica e microestrutural, de forma a avaliar as suas propriedades.

Particularizando os processos de caracterização mecânica, foi desenvolvida uma máquina de tração uniaxial com capacidade para medir uma carga de até 1 kN, que foi utilizada para analisar as propriedades mecânicas dos cordões produzidos, obtendo-se a curva tensão-extensão dos mesmos.

## **1.3 Estrutura da dissertação**

A estruturação do presente documento foi realizada tendo como base 5 capítulos.

No capítulo 2 foi desenvolvida a revisão do estado da arte das ligas com memória de forma e da soldadura por fusão nas mesmas. Neste apresentou-se as três propriedades principais destas ligas e os mecanismos responsáveis pelo seu acontecimento, bem como alguns exemplos de aplicações na indústria. Também foram explicitados e comparados resultados experimentais relativamente às soldaduras TIG e LASER aplicadas à liga NiTi, por ser a liga com memória de forma mais convencional.

No capítulo 3 é apresentado o material em estudo, bem como o equipamento utilizado para produzir os cordões de soldadura. Apresenta-se também a máquina de tração uniaxial desenvolvida, os seus componentes e o processo de calibração da célula de carga da mesma. Por último, expõe-se a metodologia adotada para a caracterização microestrutural e mecânica do material.

No capítulo 4 apresenta-se os resultados experimentais das análises microestruturais e mecânicas realizadas e a discussão dos mesmos.

No capítulo 5 são expostas as conclusões obtidas através da interpretação dos resultados e propostas de trabalhos a realizar futuramente.

## REVISÃO DO ESTADO DA ARTE

### 2.1 Enquadramento

#### 2.1.1 Evolução histórica das Ligas com Memória de Forma

Para que se possa analisar estes materiais de forma mais aprofundada, é relevante contextualizá-los historicamente.

O fenómeno que veio a denominar-se “efeito de memória de forma” começou a ser investigado pela primeira vez no ano de 1938, por investigadores do *MIT*, que demonstraram que é possível formar uma fase martensítica no latão e fazê-la desaparecer posteriormente. Durante esta época, *G. V. Kurdymov*, um metalúrgico russo, estudou as relações entre fases do latão, nomeadamente a fase beta e a fase martensítica formada por arrefecimento rápido. Mais tarde, investigadores da Universidade do Illinois demonstraram que se desenvolviam forças provocadas pelas mudanças de fase em ligas de ouro-cádmio [1].

Em 1959, *William J. Buehler*, um metalúrgico que trabalhava para o *U.S. Naval Ordnance Laboratory*, conduziu estudos sobre uma liga equiatômica de níquel e titânio, que batizou de nitinol (*Nickel Titanium Naval Ordnance Laboratory*). Nestes estudos, *Buehler* manufacturou, por fundição, diversas barras desta liga e constatou que, ao deixá-las cair, o som produzido pelas mesmas quando em contacto com o solo não era idêntico para todas. Este ensaio simples, usado para determinar grosseiramente a capacidade de amortecimento de uma liga, permitiu perceber que as barras a uma temperatura mais elevada produziam um som semelhante ao de um sino, enquanto que o som das barras a temperaturas próximas da ambiente se assemelhava ao de um bloco de chumbo. Depois de se certificar que não tinham ocorrido quaisquer inconformidades com o processo de fabrico, o investigador concluiu que a variação nas características de amortecimento das barras se devia a uma grande alteração na estrutura atômica do material, relacionada com variações de temperatura relativamente pequenas.

No ano de 1961, *Buehler* preparou uma tira de nitinol de espessura reduzida, que foi deformada até adquirir a forma de um acordeão. Durante uma reunião do laboratório onde trabalhava, esta tira foi passada de mão em mão e, de forma fortuita, foi submetida ao calor proveniente de um cachimbo de um

dos membros da equipa, o que fez com que se alongasse horizontalmente. Este acontecimento representou a primeira observação do efeito de memória de forma [2].

## 2.1.2 Soldadura por Fusão

A soldadura por fusão é o tipo de soldadura mais estudado até ao momento e tem como base a passagem do metal do estado sólido para o estado líquido. Este tipo de soldadura é o mais implementado na indústria. Nas juntas criadas, podem ser observadas três zonas distintas: zona de fusão (ZF), zona termicamente afetada (ZTA) e material base (MB). A ZF é caracterizada pelo material que fundiu e voltou a solidificar, apresentando grão grosseiro. A ZTA é a zona que experienciou temperaturas insuficientes para a fusão do material, mas suficientes para promover transformações no material no estado sólido, como a recristalização, coalescência de grão e precipitação de novas fases. Por fim, pode-se encontrar, mais afastado da linha de soldadura, o MB, que é a região que se mantém inalterada após o processo de soldadura. Normalmente, a soldadura por fusão confere, à zona soldada, propriedades mecânicas inferiores às propriedades do MB em condições de incompatibilidade de materiais e, também, tensões residuais nesta zona [3].

Apesar de conseguir unir a maioria dos materiais, existem alguns que podem ser difíceis ou mesmo impossíveis de ligar por soldadura por fusão. Nessas situações, recorre-se a outro tipo de soldadura que se denomina soldadura no estado sólido. A união dos materiais é conseguida por fricção intensa destes de forma a deformá-los plasticamente até que os seus átomos se reorganizem, criando uma união entre eles. Como não existe fusão do material base, este tipo de juntas não apresenta uma zona de fusão, mas sim uma zona termomecanicamente afetada (ZTMA) como resultado da deformação plástica sofrida. Para além dessa zona, pode ser ainda observada uma ZTA devido às elevadas temperaturas atingidas na fricção dos materiais. Neste tipo de soldadura são evitados fenómenos indesejados como formação de fases que prejudicam o desempenho do material, distorções e tensões residuais. Quanto à evolução microestrutural das juntas obtidas, esta depende da suscetibilidade do material à combinação do efeito da temperatura e da deformação na ZTMA ou apenas da temperatura na ZTA.

Outra forma de unir materiais é através de brasagem. Este método utiliza um material metálico com um ponto de fusão inferior ao do material base que auxilia a união das duas peças. A união é feita por difusão do MB com o material metálico [4].

Por ter uma maior abrangência, foi aprofundada apenas a soldadura por fusão, uma vez que se adequa às SMA convencionais.

A soldadura por fusão é amplamente utilizada na indústria com o objetivo que criar ligações permanentes entre materiais e sua classificação está relacionada com a fonte de energia a que se recorre para provocar a fusão do material. Considerando as soldaduras *Tungsten Inert Gas* (TIG) e *Light Amplification by Stimulated Emission of Radiation* (LASER), as fontes de energia são um arco elétrico e radiação, respetivamente.

A soldadura TIG é um processo de soldadura por arco elétrico, em que este é estabelecido entre um eletrodo não consumível de tungsténio e o MB, sob uma atmosfera protetora de gás inerte. O arco

elétrico produz calor que provoca a fusão do material, calor este que também tem a função de eliminar impurezas presentes no banho de fusão e no MB. A atmosfera protetora evita a ocorrência de reações em que ocorra a inclusão de contaminantes na ZF durante a soldadura e previne a formação de óxidos. Na Figura 2.1 é apresentado um esquema representativo deste processo. Este tipo de soldadura pode ser aplicado a todas as posições e o seu arco é fácil de estabilizar, até para intensidades de corrente pouco consideráveis. Para além disso, este processo permite que se diminua a dimensão da ZTA, por ajuste da entrega térmica, e possibilita a ligação de materiais com uma gama alargada de espessuras. Os cordões produzidos por este processo são de elevada qualidade, não apresentando defeitos quando os parâmetros da soldadura estão ajustados para o material a ser soldado. Por outro lado, as desvantagens do TIG assentam numa produtividade limitada e na necessidade de operadores qualificados.

A soldadura TIG foi o primeiro tipo de soldadura testado em SMA, quando se obtiveram juntas similares da liga NiTi, em 1961 [5].

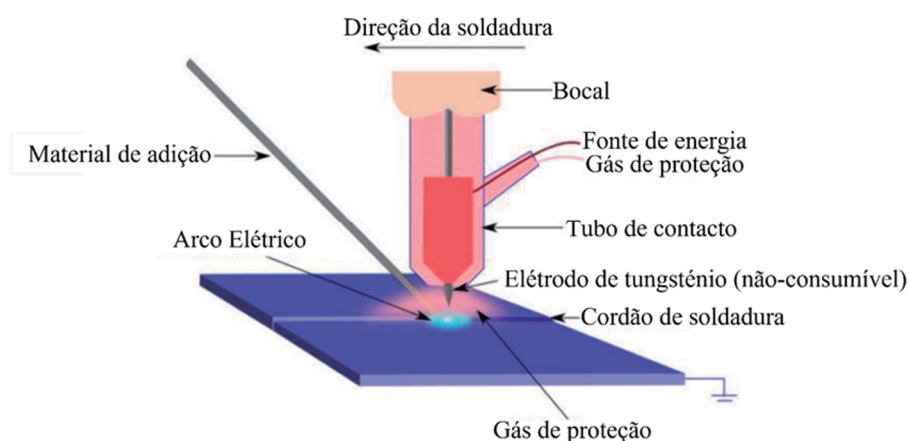


Figura 2.1. Esquema representativo da soldadura TIG (adaptado de [53])

No que diz respeito à soldadura LASER, o feixe de radiação luminosa é criado pela excitação de uma espécie ativa. Esta passa para um estado de energia mais elevado e, quando regressa ao estado fundamental, emite um tipo de radiação luminosa em que todos os fótons possuem a mesma energia e comprimento de onda. Desta forma, o feixe formado é monocromático e coerente, o que torna possível a existência de um foco de dimensões extremamente reduzidas.

Ao entrar em contacto com o MB, a energia presente nos fótons é convertida em calor e transferida para o mesmo, vaporizando e ionizando o banho de fusão, o que cria plasma acima do cordão. Este tem a capacidade de absorver o feixe, diminuindo a eficiência do processo. Para evitar esta situação existe um gás de proteção, que remove o plasma. Na Figura 2.2 apresenta-se um esquema do processo.

O ajuste da densidade de potência deste processo promove uma alteração no modo de soldadura do mesmo: o modo de condução é preponderante para baixas densidades de potência, enquanto que o modo *keyhole* tem maior probabilidade de ocorrer para valores consideráveis de densidade de potência.

Comparativamente a TIG, a soldadura LASER produz zonas de fusão mais estreitas e com maior profundidade, ZTAs de menores dimensões e uma maior produtividade. No entanto, a sua implementação e operação são mais complexas e representam um custo muito superior.

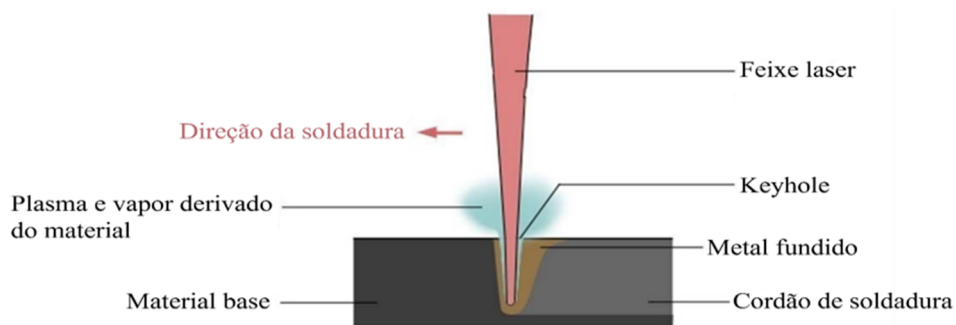


Figura 2.2. Esquema representativo da soldadura LASER no modo *keyhole* (adaptado de [54])

## 2.2 Propriedades das Ligas com Memória de Forma

Os metais, de uma forma geral, podem ser caracterizados relativamente às suas propriedades mecânicas, tais como a resistência mecânica, ductilidade e condutividade térmica ou elétrica. No caso de algumas ligas metálicas, a estas características pode adicionar-se a capacidade de memória de forma. Estas ligas são chamadas de ligas com memória de forma, habitualmente apelidadas de SMA (*Shape Memory Alloys*). Se estas ligas forem deformadas a uma determinada temperatura, têm a capacidade de recuperar completamente a sua forma original, no caso de serem submetidas a uma certa temperatura, mais elevada do que a primeira. Neste processo, estes materiais produzem um deslocamento, uma força ou uma combinação dos dois, em função da temperatura.

De forma a que estas ligas possam ter o efeito de memória de forma, a sua microestrutura deverá ser cristalina e martensítica (M). Este efeito e conseqüente formação da martensite podem ser explicados com recurso a um exemplo elucidativo: Imagine-se um arame constituído por uma liga com memória de forma. Este é deformado, à temperatura ambiente, e adquire a forma de um trevo, sendo posteriormente aquecido até a sua microestrutura atingir uma fase denominada austenítica (A). De seguida, o arame é arrefecido rapidamente, de maneira a que os seus átomos se reorganizem, assumindo assim a estrutura cristalina M. Se o arame for deformado e aquecido a uma temperatura superior à temperatura em que a martensite volta à fase A, ocorre um rearranjo ordenado de grandes grupos de átomos, que se dispõem de tal maneira que a forma de trevo é restaurada [1].

### 2.2.1 Efeito de memória de forma

Para que se seja possível entender detalhadamente o fenómeno de memória de forma é essencial proceder a uma explicação mais detalhada do mecanismo que está na base do mesmo.

Ao arrefecer o material a partir da fase A, a estrutura deste começa a transformar-se em martensite a uma dada temperatura,  $M_s$ , processo que termina quando se atinge a temperatura  $M_f$ . Da mesma forma, quando se aquece o material a partir da fase M até uma temperatura  $A_s$ , começa a formar-se austenite, terminando esta transformação quando a temperatura  $A_f$  é atingida.

Também é relevante referir que este tipo de transformação martensítica ocorre sem difusão [6], o que significa que, se acontecer apenas devido ao efeito da temperatura, não existem mudanças consideráveis ao nível macroscópico [7].

Relativamente ao tipo de microestrutura, a fase A, com temperatura elevada, caracteriza-se como tendo uma estrutura CCC desordenada. No entanto, à medida que a temperatura diminui, esta vai-se alterando até atingir uma estrutura CCC ordenada, na fase M.

Neste tipo de liga, cada cristal de martensite tem uma determinada orientação, que se denomina “variante”. Quando se agrupam em conjuntos, estas variantes podem adquirir duas formas distintas, apelidadas de maclada e desmaclada. A primeira é criada através variantes de martensite que se acomodam a si mesmas para manter a forma geral quando a martensite é induzida termicamente, enquanto que na segunda existe uma dada variante que é dominante, em resultado de uma carga aplicada [8].

Dito isto, é possível afirmar que a reversibilidade das transformações entre fases M e A está na base do efeito de memória de forma.

O efeito de memória de forma ocorre quando o material está estável na fase M, em que a martensite esteja maclada, ou seja, abaixo da temperatura  $M_f$  [9]. Se for promovida uma deformação nestas condições, esta será retida pelo material, desde que este se mantenha na gama de temperaturas em que a fase M é estável. Esta deformação irá fazer com que a martensite passe a estar desmaclada. Seguidamente, é possível fazer com que o material comece a recuperar a sua forma original, aumentando a sua temperatura até  $A_s$ . Assim, o efeito de memória de forma é iniciado e prossegue até que se atinja  $A_f$ , momento em que a deformação é revertida na totalidade. É de notar que, quando o material regressa a uma temperatura no domínio martensítico não ocorre qualquer deformação subsequente.

A relação da tensão e da temperatura com o efeito de memória de forma encontra-se representada na Figura 2.3 e na Figura 2.4, respetivamente.

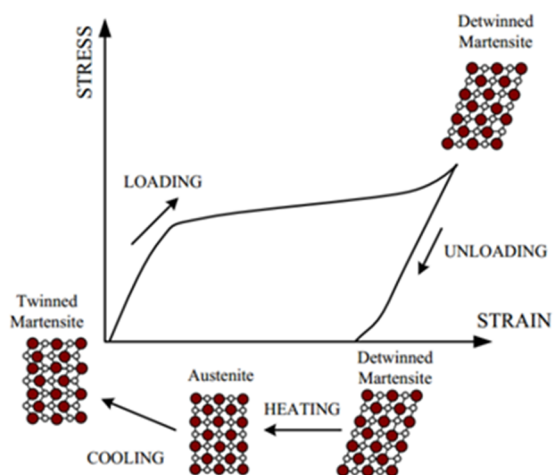


Figura 2.3. Esquema da relação entre tensão e efeito de memória de forma [9]

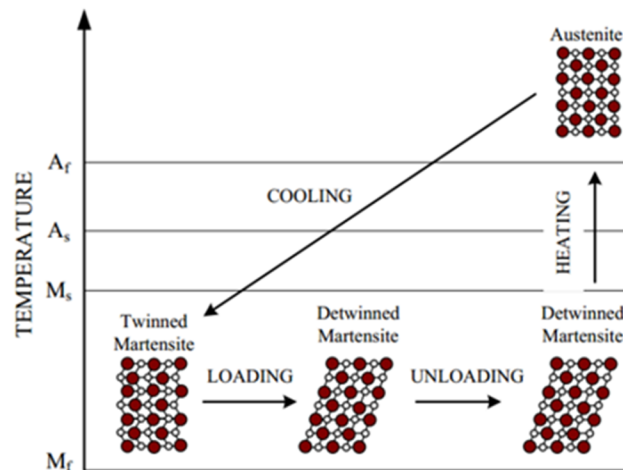


Figura 2.4. Esquema da relação entre a temperatura e efeito de memória de forma [9]

## 2.2.2 Superelasticidade

A transformação martensítica também pode ser causada pela aplicação de uma tensão em determinadas condições. Caso uma SMA esteja a uma temperatura correspondente à fase A estável, ao mesmo tempo que é sujeita a uma determinada tensão, é possível verificar-se o fenómeno de superelasticidade, devido ao qual o material consegue recuperar a sua forma original quando deixa de ser atuado por um carregamento que o deformou significativamente [10]. Assim, enquanto se verificarem as condições propícias, o regime elástico da liga pode exceder em 10 vezes o mesmo regime para uma liga em que não se verifique o fenómeno de superelasticidade.

De forma a explicitar este fenómeno, apresenta-se a Figura 2.5. A uma determinada temperatura superior a  $A_f$ , aplica-se uma tensão progressivamente maior ao material, ocorrendo deformação elástica da austenite. Ao atingir-se uma dada tensão,  $\sigma_{M_s}$  (em B), dá-se o início da transformação martensítica, que ocorre a um valor aproximadamente constante. Quando se atingir  $\sigma_{M_f}$  (C), a fase M é completamente atingida e a martensite pode passar a estar desmaclada instantaneamente, dependendo da orientação relativa das variantes e do esforço imposto. A partir deste ponto e até um determinado valor de extensão do material, verifica-se deformação elástica da martensite desmaclada (de C para D). Se não se ultrapassar este valor, é possível que o material recupere toda a deformação que lhe foi imposta.

Ao retirar-se o carregamento, ocorre uma recuperação elástica parcial até que se atinja  $\sigma_{A_s}$  (de D para E), à qual a transformação martensite-austenite começa a acontecer, ficando concluída no ponto em que a tensão toma o valor  $\sigma_{A_f}$  (de E para F). Neste momento, a restante deformação é revertida por recuperação elástica da austenite (de F para A) [11].

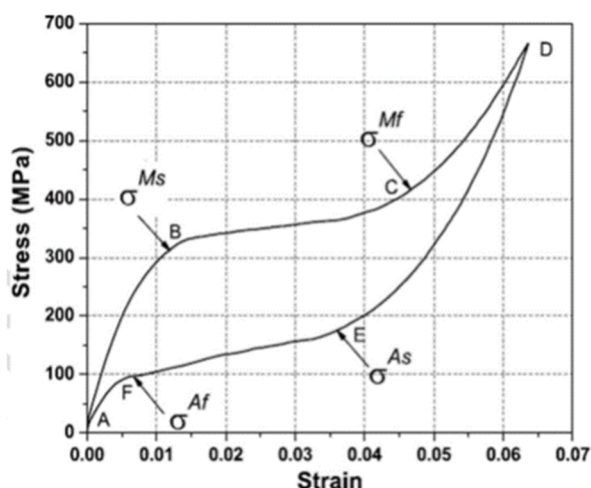


Figura 2.5. Comportamento superelástico típico de uma SMA (adaptado de [11])

### 2.2.3 Capacidade de treino

Existe ainda uma terceira propriedade típica de SMA: a capacidade de treino, característica que permite ao material ter memória para duas configurações distintas, uma para a fase A e outra para a fase M. Esta propriedade pode ser atingida através de tratamentos termomecânicos, denominados processos de treino [8]. Entre eles, destacam-se os seguintes:

- Treino de memória de forma: sujeita-se o material a ciclos de deformação em que é promovida a formação de martensite induzida por tensão (a uma temperatura acima de  $M_s$ ) [12] e subsequente transformação inversa, provocada por aquecimento sem qualquer tensão aplicada;
- Treino pseudoelástico: o material é submetido a ciclos de tensão, acima da temperatura  $A_f$ , entre valores nulos de tensão e um valor máximo que provoca uma extensão elevada devido à transformação martensítica orientada [13];
- Treino por ciclos térmicos: material sujeitado a ciclos de transformação provocados por variações de temperatura, com a aplicação simultânea de uma tensão externa [14].

A dada altura, a liga terá obtido a capacidade de memória de forma para duas situações distintas: deforma-se numa direção à temperatura da fase A e deforma-se noutra direção para uma temperatura abaixo de  $M_s$ .

## 2.3 Aplicações das Ligas com Memória de Forma

Tendo em conta as propriedades singulares das SMA, existe uma grande variedade de possíveis aplicações para as mesmas.

Aproveitando o efeito de memória de forma, a primeira aplicação destas ligas foi a realização de acoplamentos para sistemas hidráulicos presentes em aviões F14. O princípio por detrás desta aplicação consiste na obtenção de uma peça cilíndrica constituída por uma SMA, cujo diâmetro interno é menor

do que o diâmetro externo dos tubos que se pretendem acoplar. De seguida, a peça é expandida mecanicamente, de tal forma que o seu diâmetro interno passa a ser maior do que o diâmetro externo dos tubos. É relevante mencionar que, enquanto o acoplamento não for realizado, a peça tem de permanecer a uma temperatura que permita que a fase M se mantenha. A ligação entre os componentes é então realizada da seguinte forma: os tubos são inseridos na peça expandida, que é aquecida e, por consequente, tenta voltar à sua dimensão original. Este movimento é constrangido pelos tubos, o que provoca tensões elevadas e cria o acoplamento. Adicionalmente, de forma a promover a selagem do conjunto, são implementadas saliências na parede interna do cilindro com memória de forma [15], tal como se observa na Figura 2.6.

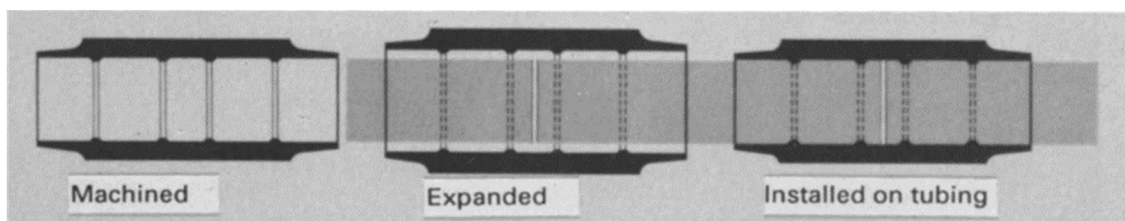


Figura 2.6. Exemplificação da criação de um acoplamento [15]

Outro tipo de aplicação que as SMA permitem obter são atuadores para eletrónica ou dispositivos de automóveis. Um exemplo para esta aplicação consiste na implementação de uma mola feita com este material numa válvula de temperatura para uma mistura de água, na qual existe uma segunda mola de outro material, que se opõe à primeira, tal como se pode observar na Figura 2.7. Quando a temperatura da água atingir um determinado valor, a mola com memória de forma expande e faz com que a outra contraia, uma vez que exerce uma força maior. Isto resulta numa abertura mais pequena para a água quente e maior para a água fria. No caso de a temperatura ser baixa ocorre o processo inverso, uma vez que a mola com memória de forma contrai [16].

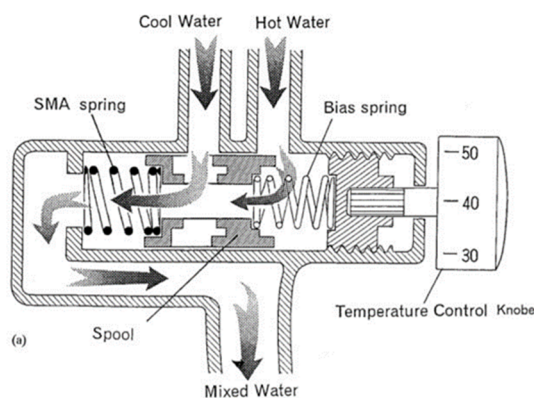


Figura 2.7. Válvula para controlo de temperatura de mistura de água com aplicação de SMA [16]

Também é possível obter compósitos a partir de ligas de níquel e titânio com uma matriz metálica ou polimérica, os quais se classificam como “materiais inteligentes”. Fibras de NiTi embebidas numa matriz polimérica são aplicadas no controlo de vibrações em veículos aeroespaciais, já que possuem constantes de elasticidade consideravelmente diferentes para temperaturas distintas.

Como já foi referido, as SMA podem apresentar o fenómeno de superelasticidade, o qual permite obter outros tipos de aplicações, nomeadamente aparelhos ortodônticos. De forma a reposicionar dentes que estejam desalinhados, é necessário aplicar forças idealmente constantes ao longo de grandes períodos de tempo. O *bracket* de cada dente está ligado ao próximo através de arames de ligas superelásticas. Assim, se um dente estiver muito deslocado vertical ou horizontalmente em relação aos restantes, é possível deformar o referido arame para acompanhar a sua posição. Uma vez que o arame estará deformado, este terá a tendência de voltar à sua forma original, exercendo uma força constante [17].

Ainda no ramo da saúde, a utilização de SMA tem vindo a ganhar especial importância no desenvolvimento de endoscópios ativos. Na utilização deste tipo de equipamento, que permite a captação de imagens no interior de órgãos do corpo humano, existem complicações no que diz respeito à inserção em percursos estreitos e sinuosos, o que pode causar desconforto a pacientes. Assim, para evitar tal situação, é crucial que o endoscópio seja flexível e facilmente controlável. Estas características podem ser melhoradas com recurso a atuadores de SMA, que promovem a dobragem do equipamento, consoante a necessidade imposta pelo caminho que se está a percorrer [18]. O mesmo princípio pode ser aplicado aos arames de guia para o posicionamento de catéteres em vasos sanguíneos.

## **2.4 Soldadura por fusão em Ligas com Memória de Forma**

Em primeiro lugar, é importante referir que, de forma a manter o interesse industrial destes materiais, isto é, o efeito de memória de forma e a superelasticidade, os cordões de soldadura terão de ter uma composição química e microestrutura compatíveis com o MB, bem como temperaturas de transformação semelhantes. É neste ponto que a soldadura de SMA se afasta da ligação de materiais “convencionais”, em que são obtidos cordões satisfatórios, apesar das diferenças químicas e microestruturais entre o material que fundiu e a ZTA ou o MB.

Assim, seria expectável recorrer à soldadura por arco elétrico para obter juntas a partir destes materiais, por ser um processo de ligação recorrente. No entanto, devido à inexistência de consumíveis apropriados para a soldadura dos mesmos, este processo apenas tem sido testado recorrendo a TIG e soldadura por plasma, sem material de adição. É por esta razão que a soldadura MIG/MAG não é aplicada a SMA: em MIG/MAG existe um eléctrodo consumível que funciona como material de adição, enquanto que em TIG e plasma o arco é estabelecido entre um eléctrodo não-consumível de tungsténio e o material base [19].

### **2.4.1 Tungsten Inert Gas (TIG)**

Durante a soldadura de SMA, em especial ligas NiTi, por arco elétrico, pode dar-se uma fragilização do material, a qual resulta de reações com oxigénio, azoto e hidrogénio a temperaturas elevadas [20]. Como tal, a utilização eficaz de um gás de proteção e de um gás de raiz é crucial para a obtenção de soldaduras satisfatórias. Para além disso, pode verificar-se a formação de precipitados frágeis intermetálicos durante a solidificação do material (tais como o NiTi<sub>2</sub> e o Ni<sub>3</sub>Ti), os quais podem comprometer a resistência e a capacidade de memória de forma do cordão [21]. Assim, considerando soldadura

similar, é frequente observar-se uma redução considerável na resistência mecânica do material, na zona soldada, tal como se observa na Figura 2.8.

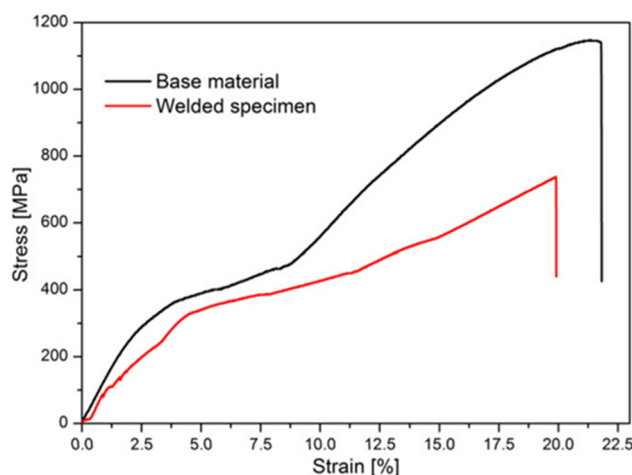


Figura 2.8. Curva tensão-extensão do MB e da junta soldada por TIG (adaptado de [22])

A ZF apresenta uma estrutura dendrítica fina equiaxial. Na ZTA verifica-se um crescimento do grão, o que pode justificar a perda de resistência mecânica. Para atenuar esta situação, é necessário submeter esta zona a tratamentos térmicos.

Apesar dos constrangimentos explicitados, foi demonstrado por J P Oliveira *et al* [22] que a soldadura TIG tem interesse industrial quando aplicada a SMA, em especial para aplicações com espessuras acima de 1 mm. Assim, a caracterização microestrutural e mecânica de juntas deste tipo permitiu concluir que a temperatura de transformação da ZF diminuiu ligeiramente em relação ao MB, devido à oxidação do Ti aí presente, uma vez que este tem um elevado grau de afinidade com o oxigénio a temperaturas elevadas [23]. Para além disso, apesar de se ter observado uma redução na tensão à fratura, o patamar de tensões em que se inicia a superelasticidade é semelhante ao verificado para a liga original. No entanto, a recuperação superelástica do cordão diminuiu, quer devido a um aumento do número de ciclos de carga e descarga, quer por se sujeitar o mesmo a uma deformação maior, isto é, amostras com maior extensão imposta evidenciaram um aumento na deformação irreversível (cerca de 1%, 6% e 9% de deformação irreversível para as amostras deformadas até extensões de 4%, 8% e 12%, respetivamente). Verificou-se que este fenómeno não está relacionado com a acumulação de defeitos de deslocação derivados destes ciclos e que se deve, em parte, a alterações no tamanho do grão do material. Se ocorrer crescimento de grão, tal como se verifica na zona soldada, a capacidade de o material manter a recuperação superelástica será menor [24]. Observou-se também que o efeito de memória de forma foi preservado, ainda que não totalmente, após a obtenção da junta soldada, o que significa que os parâmetros da soldadura não foram prejudiciais para a manutenção do efeito nos cordões, tanto em provetes sujeitos a ciclos de carga/descarga, como em provetes deformados uma única vez. Este resultado sugere que parte das deformações irreversíveis poderão ser revertidas se se aquecerem as juntas soldadas a uma temperatura acima de  $A_s$ . Concluindo, é possível afirmar que o efeito de memória de forma foi mantido, apresentando uma recuperação total da forma original, mesmo depois de 600 ciclos de deformação mecânica.

## 2.4.2 Light Amplification by Stimulated Emission of Radiation (LASER)

Há cerca de 30 anos, quando se iniciaram os estudos do processo de soldadura LASER aplicado a chapas da liga NiTi, percebeu-se que este seria adequado devido à elevada sensibilidade do material a temperaturas altas. Recorrendo a LASER, a ZF e a ZTA são minimizadas e as propriedades funcionais do cordão são mais facilmente preservadas.

É relevante referir que, inicialmente, os tipos de LASER mais utilizados eram os de CO<sub>2</sub>. Atualmente, os mais comuns para processos de soldadura são de Nd:YAG [22], que permitem obter cordões com maior profundidade. Neste tipo de LASER, o *plasma shielding effect* é reduzido devido ao facto de o comprimento de onda do mesmo ser menor do que o do LASER de CO<sub>2</sub>. O *plasma shielding effect* resulta do aumento rápido da temperatura do material, que provoca a fusão e erosão do mesmo e pode levar à formação de vapor de plasma [25], o qual é opaco ao LASER e protege o material, pondo em causa a eficácia do processo de soldadura [26].

A soldadura LASER, comparativamente a processos de arco elétrico, produz cordões mais estreitos [27]. A espessura dos cordões depende principalmente da potência utilizada no processo e tem influência nas magnitudes das tensões e deformações residuais, que aumentam para espessuras maiores (e, por consequente, ZTA maiores). Este aumento deve-se ao facto de existir um maior volume que se expande durante o aquecimento e contrai durante o arrefecimento [19].

Tal como em processos de arco elétrico, a resistência mecânica do cordão pode diminuir de forma drástica [28], como se apresenta na Figura 2.9. Adicionalmente, a deformação à fratura também é muito inferior em relação ao material original.

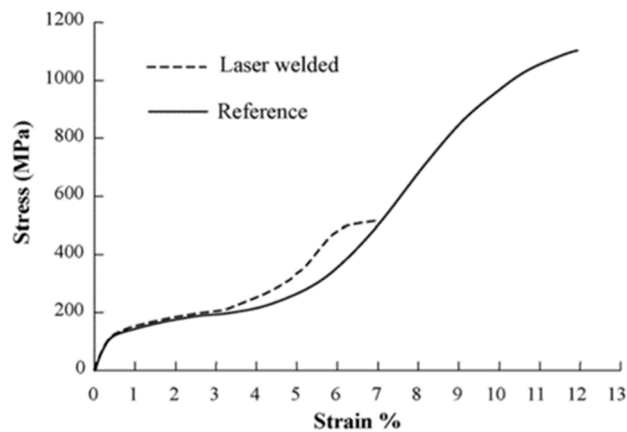


Figura 2.9. Curva tensão-extensão do MB e da junta soldada por LASER (adaptado de [28])

Relativamente à ZF de cordões de ligas NiTi, esta apresenta uma microestrutura dendrítica, planar, celular, ou uma combinação de todas. Nesta zona, devido a um processo de recozimento promovido pelo LASER, os valores de dureza tendem a diminuir em relação ao MB [29]. Na ZTA verifica-se o acontecimento de transformações no estado sólido, tais como o crescimento de grão, formação de compostos intermetálicos e recristalização, o que também resulta numa diminuição da dureza nesta zona [30].

Para além das alterações nas propriedades mecânicas após a soldadura, também podem ocorrer alterações das temperaturas de mudança de fase (A e M), o que irá diminuir a gama de temperaturas de serviço do material. Isto indica que será necessário submetê-lo a tratamentos térmicos, com o objetivo de recuperar o comportamento original, no que diz respeito à temperatura de transformação de fase.

O fenómeno de superelasticidade em cordões de soldadura obtidos por LASER é menos considerável comparativamente ao MB. Isto significa que o material recupera uma percentagem menor da deformação a que foi submetido, quando deixa de ser atuado por uma determinada tensão. Adicionalmente, se o cordão for sujeito a ciclos de carga e descarga com deformações progressivamente maiores, a deformação irreversível irá aumentar, tal como observado por Chan *et al.* [31]. Verifica-se ainda que o patamar de tensões em que se inicia a superelasticidade é semelhante ao evidenciado pelo MB.

Através de ensaios de tração [32] e de flexão [33], verificou-se que o efeito de memória de forma é menos afetado negativamente para este tipo de soldadura. Assim, desde que a tensão aplicada não seja suficiente para promover defeitos de deslocação, a deformação imposta pode ser recuperada se se aquecer o material acima de  $A_f$  [34]. No entanto, uma das principais causas da deterioração das propriedades mecânicas destes cordões de soldadura é a formação de compostos intermetálicos frágeis, como o  $NiTi_2$ , que levam à falha prematura dos mesmos, tal como foi constatado em [35] e [36]. Este composto intermetálico é prejudicial para a resistência à corrosão do material e é nas zonas onde o precipitado se encontra que se começam a formar hiatos no cordão [37]. A deterioração das propriedades mecânicas deve-se também à presença de oxigénio na ZF, o que permite inferir que é de extrema importância a existência de uma atmosfera protetora eficaz durante a soldadura, para que o banho de fusão não absorva contaminantes, como o hidrogénio ou o oxigénio.

## 2.5 Comparação de resultados

Comparando os resultados obtidos para soldadura TIG e LASER, é possível constatar que pode ocorrer a fragilização do material na zona dos cordões, em ambos os casos, devido à formação de compostos intermetálicos frágeis. Por esta razão, a utilização de uma atmosfera protetora é de extrema importância de modo a evitar a contaminação do banho de fusão, tanto num tipo de soldadura como no outro.

O processo de soldadura LASER proporciona um foco de energia mais localizado, levando a uma entrega térmica superior à do TIG. Esta característica permite a formação de cordões de soldadura mais estreitos e, conseqüentemente, ZTA e ZF mais pequenas. Quanto à microestrutura apresentada na ZF obtida através da soldadura TIG, esta é caracterizada por grãos dendríticos finos equiaxiais. No caso do LASER, estes grãos possuem uma estrutura dendrítica, planar, celular, ou uma combinação de todas. Analisando a ZTA, em ambos os casos verificou-se um crescimento de grão, o que se traduz numa diminuição de resistência mecânica e, por conseqüente, da tensão à fratura.

No que diz respeito à temperatura de transformação de fase do material, constatou-se que ocorreu uma ligeira diminuição da mesma, tanto quando soldada TIG como LASER. Para atenuar esta situação pode recorrer-se a tratamentos térmicos, no caso de se tratar de ligas soldadas por LASER. Quando

soldadas através de soldadura TIG, os tratamentos térmicos são igualmente utilizados, mas para atenuação dos efeitos de redução da resistência mecânica.

Quanto às propriedades exclusivas das SMA, o processo de soldadura leva a afetação negativa destas. Ainda assim, os resultados obtidos são razoáveis. Relativamente ao efeito de memória de forma, este é menos afetado negativamente pela soldadura LASER. No que diz respeito à superelasticidade do material, ocorre uma deterioração desta propriedade em ambos os tipos de soldadura, o que leva a deformações irreversíveis superiores às ocorridas no MB. Apesar destas condicionantes, as juntas soldadas obtidas por TIG e LASER, apresentam um patamar de tensões em que se inicia a superelasticidade semelhante ao do MB.

Na Tabela 2.1 apresentam-se os resultados acima explicitados:

Tabela 2.1. Comparação de resultados para soldadura TIG e LASER na liga NiTi.

	<b>TIG</b>	<b>LASER</b>
Compostos intermetálicos	Ocorre formação	
Largura do Cordão	Maior	Menor
Tipo de grão (ZF)	Dendríticos, finos, equiaxiais	Dendríticos, planares, celulares ou combinação
Resistência Mecânica	Diminui	
Temperatura de transformação de fase	Ligeira diminuição	
Efeito de memória de forma	Mais afetado	Menos afetado
Patamar de superelasticidade	Semelhante ao MB	
Deformação irreversível	Aumenta	

No próximo capítulo apresenta-se a metodologia experimental adotada ao longo da realização deste trabalho.



## METODOLOGIA EXPERIMENTAL

### 3.1 Caracterização do Material

Neste estudo foram utilizados dois tipos de material base, constituídos pelos mesmos elementos químicos em proporções diferentes:  $\text{Ni}_{49,9}\text{Ti}_{49,2}\text{Fe}_{1,5}$  e  $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{35}\text{Fe}_{15}$  (valores em percentagem atómica). Foram fornecidas amostras com 1 mm de diâmetro, produzidas por trefilagem.

### 3.2 Equipamento

#### 3.2.1 Soldadura

De forma a produzir os cordões de soldadura nas amostras de MB recorreu-se a um equipamento de soldadura automatizado, cuja montagem experimental se apresenta na Figura 3.1.



Figura 3.1. Montagem Experimental do aparelho de soldadura TIG

O movimento da tocha, permitido na vertical, é possível através de um motor de passo *Nema 17* que atua um veio roscado. Este motor é controlado por um *driver* que permite regular a velocidade e o sentido da rotação do mesmo e que se encontra conectado a um microcontrolador *Arduino Uno*. O processo é acionado com recurso ao *software Universal Gcode Sender* e a tocha é atuada por um relé. Na Figura 3.2 pode observar-se os componentes eletrónicos mencionados.

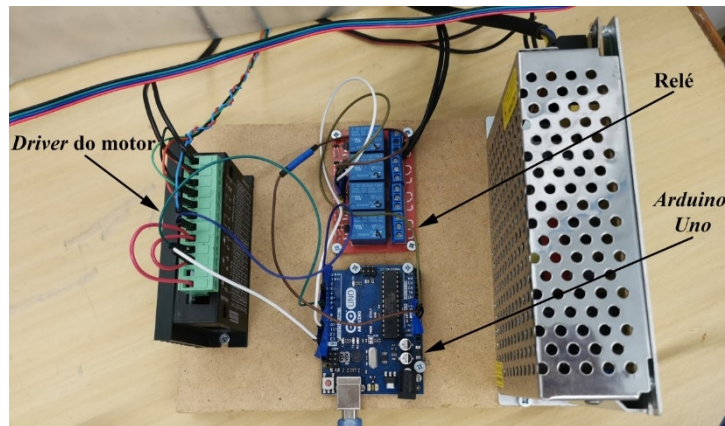


Figura 3.2. Sistema de atuação do equipamento de soldadura

No que diz respeito ao processo de soldadura, recorreu-se à máquina de soldar *CITOTIG 2200 FORCE* e à tocha *PROTIG NGS 20 EB C5B-S – 5M*. Adicionalmente, utilizou-se uma atmosfera protetora de argon, de forma a evitar a oxidação do cordão.

### 3.2.2 Máquina de tração uniaxial

Dada a dimensão das amostras fornecidas para soldadura (arames com 1 mm de diâmetro), foi conveniente desenvolver uma máquina de tração uniaxial de dimensões reduzidas para proceder aos ensaios, dimensionada para uma carga máxima de aproximadamente 1 kN. O produto final apresenta-se na Figura 3.3.

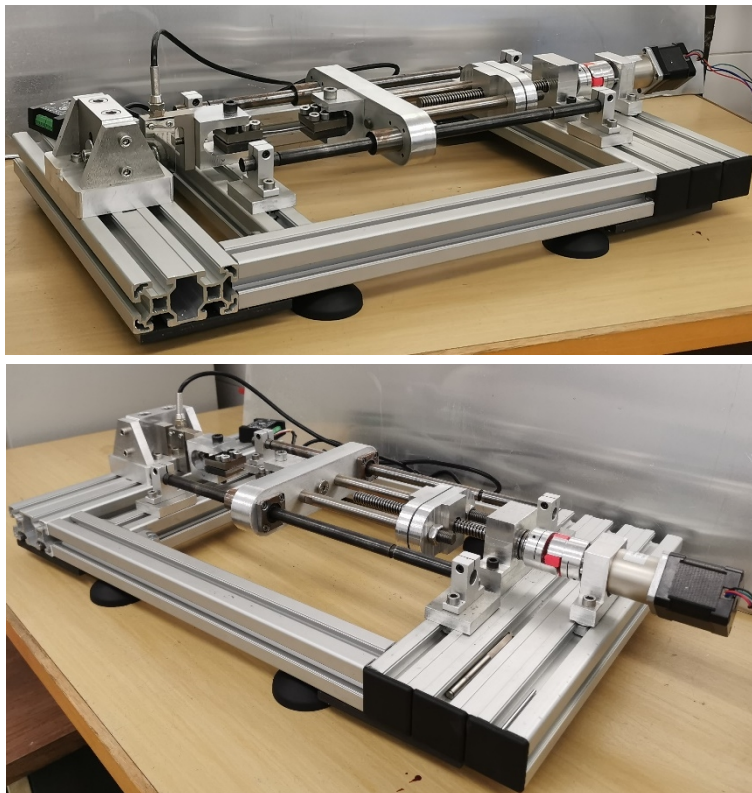


Figura 3.3. Máquina de tração uniaxial produzida

Para a elaboração da máquina foram utilizados os componentes listados na tabela presente no apêndice A.2.

De forma a permitir o movimento da máquina durante o ensaio a realizar, foi utilizado um motor de passo *Nema 17* com uma caixa de redução de relação 100:1, que é atuado por um controlador. Adicionalmente, foi implementada uma célula de carga tipo S com a capacidade de medir uma carga máxima de aproximadamente 1 kN (100 kgf), a qual está ligada a uma interface. Esta célula de carga permite uma maior sensibilidade nas medições comparativamente a células de carga com capacidade de medição mais elevada, o que representa um ponto relevante para o desenvolvimento da máquina que se apresenta. Os componentes eletrónicos mencionados podem observar-se na Figura 3.4 e o esquema de ligação dos mesmos apresenta-se na Figura 3.5.

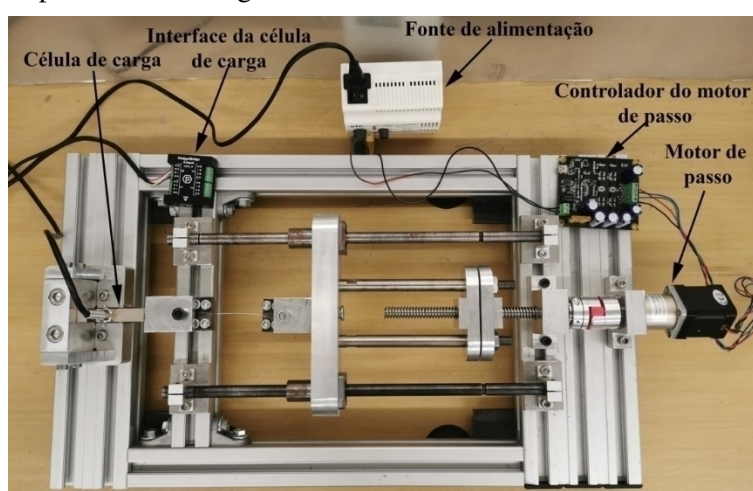


Figura 3.4. Componentes eletrónicos da máquina desen-

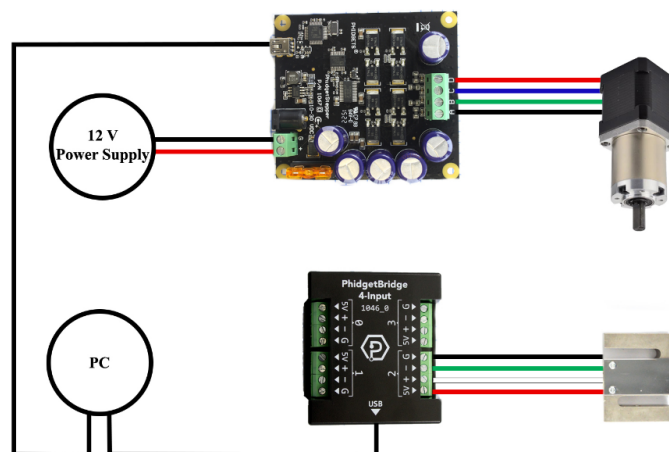


Figura 3.5. Esquema de ligação dos componentes eletró-

O motor provoca o movimento de rotação no veio roscado trapezoidal, que exerce uma força axial na respetiva porca, localizada num invólucro que a constringe. Esta força axial é transmitida para o invólucro, que está ligado de forma rígida (ligação roscada) à barra onde se encontra a garra móvel, promovendo o seu movimento (guiado por dois varões lisos, um em cada extremidade da barra). Este sistema pode verificar-se na Figura 3.6.

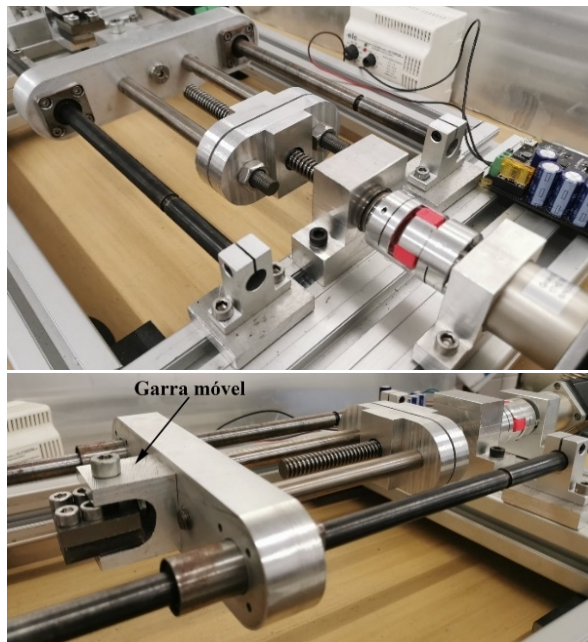


Figura 3.6. Sistema de movimento da máquina desenvolvida

A porca trapezoidal e o respetivo invólucro apresentam-se com maior detalhe na Figura 3.7.

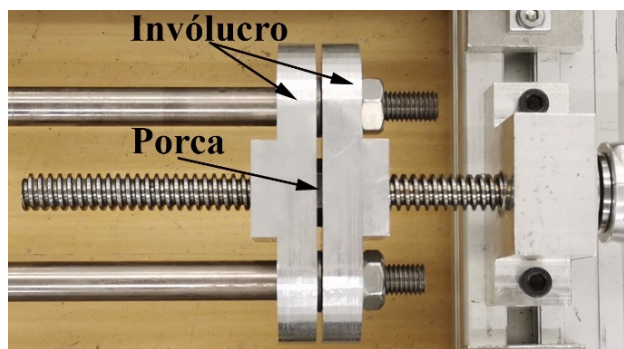


Figura 3.7. Porca trapezoidal e invólucro

Existe também uma segunda garra, sem movimento, à qual está ligada a célula de carga (ver Figura 3.8).

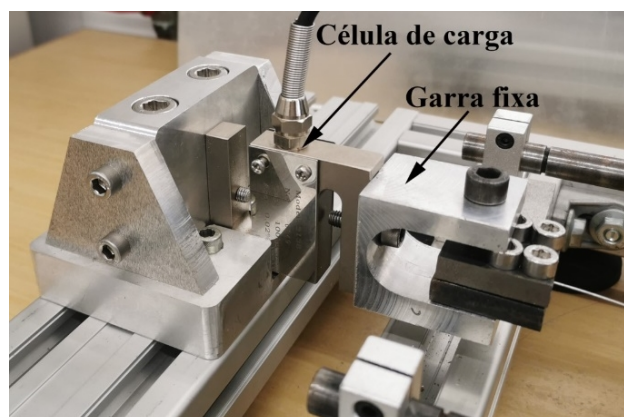


Figura 3.8. Montagem da célula de carga e garra fixa da máquina desenvolvida

Adicionalmente, em ambas as garras existe uma ligação do tipo cavilha que permite o auto-alinhamento da amostra em tração quando um ensaio inicia.

Desta forma, garantindo o aperto adequado nos parafusos das garras, as amostras em estudo podem ser tracionadas sem escorregamento e sem ocorrer fratura perto das extremidades, que se encontram no interior das garras.

Tendo em conta a solução idealizada para as garras da máquina de tração, o aperto na amostra é garantido por atrito, o qual é assegurado por uma força normal de compressão entre as chapas. Esta força resulta do aperto de 4 parafusos, que estão sujeitos a uma força perpendicular ao seu eixo, exercida na amostra em tração. Na Figura 3.9 apresenta-se este tipo de esforço, cuja condição está explícita na Equação 3.1.

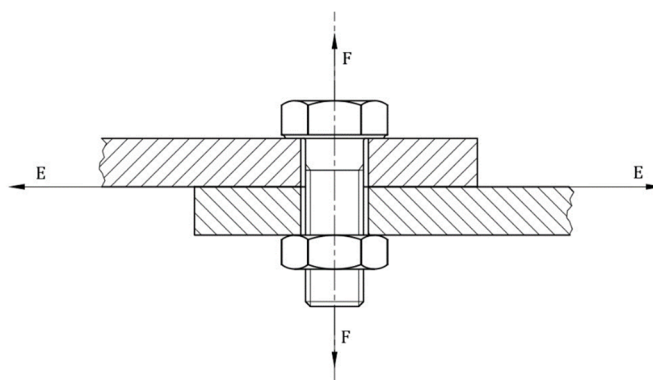


Figura 3.9. Ligações aparafusadas. Força perpendicular ao eixo. [39]

Equação 3.1

$$E \leq \mu F$$

Sendo E a força de tração na amostra,  $\mu$  o coeficiente de atrito e F a força de tração no parafuso, correspondente à força normal de compressão entre as chapas. Assumindo  $0,1 \leq \mu \leq 0,25$  (intervalo típico para metais) e  $E = 100 \text{ kgf} = 981 \text{ N}$  (situação limite para a célula de carga), obtém-se o valor da força normal de compressão através da Equação 3.2 e da Equação 3.3:

Equação 3.2

$$981 = 0,1F_{\mu=0,1} \Leftrightarrow F_{\mu=0,1} = \frac{981}{0,1} = 9810 \text{ N}$$

Equação 3.3

$$981 = 0,25F_{\mu=0,25} \Leftrightarrow F_{\mu=0,25} = \frac{981}{0,25} = 3924 \text{ N}$$

Logo, é necessário exercer-se uma força de compressão de entre 3924 N e 9810 N em cada garra. Considerando que cada garra tem 4 parafusos e assumindo que a força é dividida de igual forma, cada parafuso terá de exercer uma força entre 981 N e 2452,5 N, como se observa na Equação 3.4 e na Equação 3.5.

Equação 3.4

$$F_{P(\mu=0,1)} = \frac{F_{\mu=0,1}}{4} = 2452,5 \text{ N}$$

Equação 3.5

$$F_{P(\mu=0,25)} = \frac{F_{\mu=0,25}}{4} = 981 \text{ N}$$

Seguidamente, é relevante realizar o cálculo do momento de aperto a aplicar nos parafusos, tendo em atenção a existência de coroa de atrito entre a cabeça dos mesmos e as garras, cuja expressão se apresenta na Equação 3.6.

Equação 3.6

$$T_a = F_p \times \frac{d_m}{2} \times \frac{(\pi \times \mu \times d_m \times \sec(\alpha) + l)}{(\pi \times d_m - \mu \times l \times \sec(\alpha))} + F_p \times \mu_c \times \frac{d_c}{2}$$

Sendo  $d_m$  o diâmetro médio,  $\alpha$  o ângulo de rosca,  $l$  o passo real,  $\mu_c$  o coeficiente de atrito na coroa e  $d_c$  o diâmetro característico da coroa de atrito. Desenvolvendo estes fatores obtêm-se as relações presentes na Equação 3.7:

Equação 3.7

$$l = N \times p$$

Em que  $N$  é o número de entradas e  $p$  é o passo aparente. Sabendo que foram utilizados parafusos DIN 912 M6, com uma entrada e 1 mm de passo aparente (tabela 15.10 de [38]), o passo real é obtido por substituição:

$$l = 1 \times 1 = 1 \text{ mm}$$

Na Equação 3.8 desenvolve-se a expressão do diâmetro característico da coroa de atrito:

Equação 3.8

$$d_c = \frac{d_1 + d_2}{2}$$

Em que  $d_1$  é o diâmetro do furo de passagem do macho e  $d_2$  é o diâmetro maior da coroa de atrito. Assim, pelas tabelas 15.18 e 15.14 de [38], respetivamente, obtêm-se o valor de  $d_c$  substituindo os valores na Equação 3.8.

$$d_c = \frac{6,6 + 10}{2} = 8,3 \text{ mm}$$

Sabe-se também, através da tabela 15.10 de [38] para parafusos M6, que  $d_m = 5,350 \text{ mm}$ .

Por fim, sabendo que  $\alpha = 30^\circ$  para parafusos de rosca métrica [39] e assumindo que  $\mu = \mu_c$ , é possível calcular-se o momento de aperto em cada parafuso, por substituição de valores na Equação 3.6.

$$T_{a(\mu=0,1)} = 2452,5 \times \frac{5,35 \times 10^{-3}}{2} \times \frac{(\pi \times 0,1 \times 5,35 \times 10^{-3} \times \sec(30) + 1 \times 10^{-3})}{(\pi \times 5,35 \times 10^{-3} - 0,1 \times 1 \times 10^{-3} \times \sec(30))} \\ + 2452,5 \times 0,1 \times \frac{8,3 \times 10^{-3}}{2} = 2,2 \text{ Nm}$$

$$T_{a(\mu=0,25)} = 981 \times \frac{5,35 \times 10^{-3}}{2} \times \frac{(\pi \times 0,25 \times 5,35 \times 10^{-3} \times \sec(30) + 1 \times 10^{-3})}{(\pi \times 5,35 \times 10^{-3} - 0,25 \times 1 \times 10^{-3} \times \sec(30))} \\ + 981 \times 0,25 \times \frac{8,3 \times 10^{-3}}{2} = 1,9 \text{ Nm}$$

Logo,  $1,9 \text{ Nm} \leq T_a \leq 2,2 \text{ Nm}$ . De forma a garantir que não ocorria o escorregamento do arame entre as garras, adotou-se  $T_a = 3 \text{ Nm}$ , valor que se utilizou em todos os ensaios de tração da máquina desenvolvida.

Outro cálculo relevante é o do momento de aperto a ocorrer entre o fuso e a porca trapezoidais, que corresponde ao torque produzido pelo motor. Assim, pode adaptar-se a Equação 3.6, excluindo a parcela relativa à coroa de atrito, o que resulta na Equação 3.9, em que  $F_T$  é a força de tração máxima suportada pela célula de carga (as restantes variáveis já foram identificadas anteriormente).

Equação 3.9

$$T_a = F_T \times \frac{d_m}{2} \times \frac{(\pi \times \mu \times d_m \times \sec(\alpha) + l)}{(\pi \times d_m - \mu \times l \times \sec(\alpha))}$$

Neste caso, sendo uma rosca trapezoidal, pode realizar-se a simplificação presente na Equação 3.10, em que  $d_n$  é o diâmetro nominal e  $d_r$  é o diâmetro na raiz, calculado na Equação 3.11.

Equação 3.10

$$d_m = \frac{d_n + d_r}{2}$$

Equação 3.11

$$d_r = d_n - 2 \times \frac{l}{2}$$

Logo, para um fuso com  $d_n = 12 \text{ mm}$  e  $l = 3 \text{ mm}$ :

$$d_r = 12 - 2 \times \frac{3}{2} = 9 \text{ mm}$$

$$d_m = \frac{12 + 9}{2} = 10,5 \text{ mm}$$

Sabendo que para uma rosca deste tipo,  $\alpha = \frac{29}{2} = 14,5^\circ$  (figura 8-3 de [40]), pode calcular-se o aperto no fuso por substituição na Equação 3.9. O fator de atrito considerado foi de 0,15.

$$T_a = 981 \times \frac{10,5 \times 10^{-3}}{2} \times \frac{(\pi \times 0,15 \times 10,5 \times 10^{-3} \times \sec(14,5^\circ) + 3 \times 10^{-3})}{(\pi \times 10,5 \times 10^{-3} - 0,15 \times 3 \times 10^{-3} \times \sec(14,5^\circ))} = 1,28 \text{ N.m}$$

O momento de aperto calculado é inferior ao torque máximo do motor de passo (4 Nm, ver apêndice A.1.), pelo que este se revela adequado para esta aplicação.

### 3.2.2.1 Simulação de esforços

É de extrema importância verificar de que forma é que o esforço de tração é transmitido para a estrutura da máquina, em especial nas zonas em que este se manifesta de forma mais crítica. Este esforço traduz-se em esforços nos restantes componentes da máquina e em deformações que podem comprometer a veracidade dos resultados obtidos na amostra em estudo.

Serão apresentados os resultados para a simulação de esforços e de deslocamento apenas nas zonas mais solicitadas da máquina. A malha utilizada é composta por 13391 elementos tetraédricos. Na Figura 3.10 e na Figura 3.11 podem observar-se os esforços e o deslocamento no conjunto da garra móvel, respetivamente. Salienta-se que se constrangeu a barra móvel nos furos cilíndricos de maior dimensão, impedindo movimentos de rotação e translação. O carregamento aplicado foi de 1000 N, o qual representa uma aproximação por excesso da capacidade máxima de medição da célula de carga.

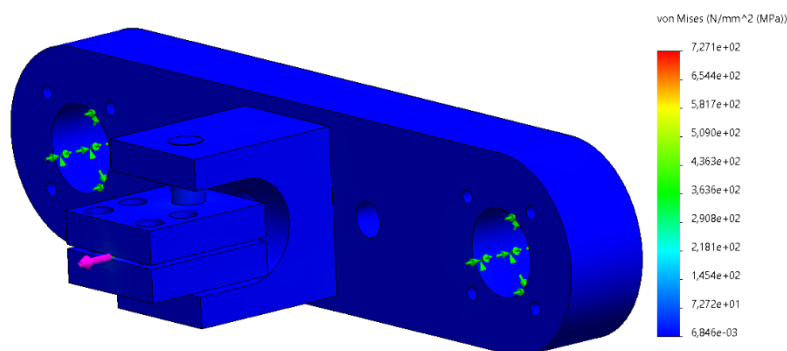


Figura 3.10. Simulação de esforços na garra móvel

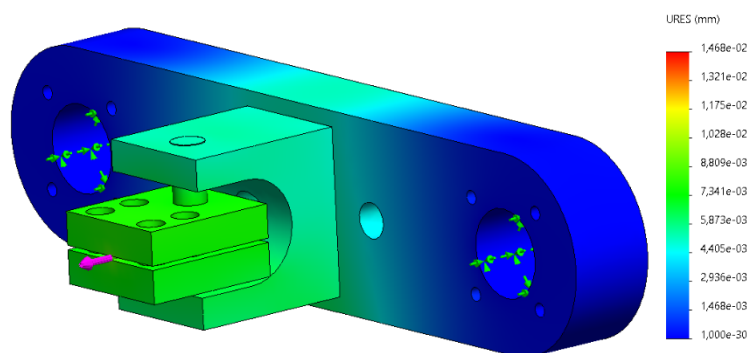


Figura 3.11. Simulação de deslocamentos na garra móvel

Verifica-se que o valor dos esforços não atinge 1 MPa e que, na zona mais solicitada do conjunto, a deformação é de cerca de 9  $\mu\text{m}$ , sendo estes valores desprezáveis. A zona mais solicitada, em ambos os casos, ocorreu no arame tracionado.

De igual forma, repetiu-se a simulação para a zona da garra fixa, cujos resultados são apresentados na Figura 3.12 e na Figura 3.13.

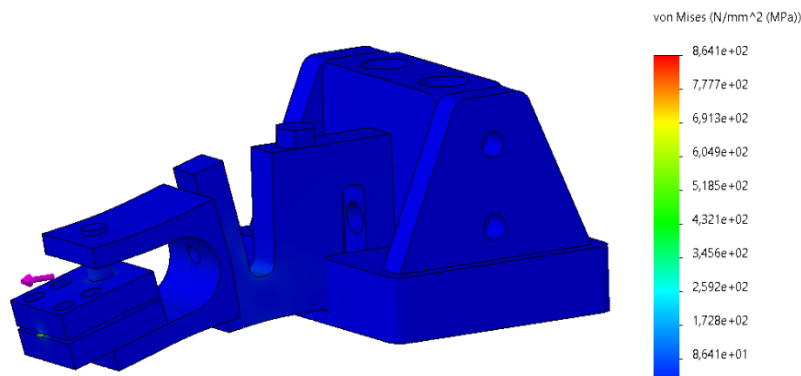


Figura 3.12. Simulação de esforços na garra fixa

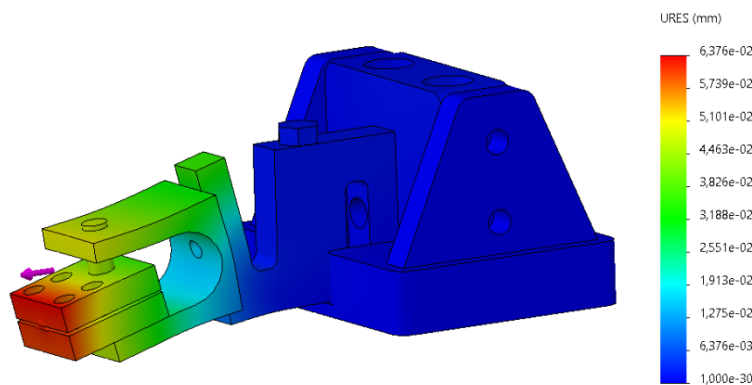


Figura 3.13. Simulação de deslocamentos na garra fixa

Neste caso, o esforço máximo na estrutura atingiu um valor de cerca de 86 MPa e o deslocamento na zona mais solicitada foi de aproximadamente 60  $\mu\text{m}$ , ambos valores sem expressão nos ensaios de tração a realizar. Mais uma vez, a zona mais solicitada ocorreu na amostra em tração.

Assim, e considerando que estas são as duas zonas mais solicitadas pelo carregamento nas amostras, é possível concluir que existirá um erro ínfimo causado pela deformação da estrutura da máquina de tração.

### 3.2.2.2 Calibração

O processo de calibração da célula de carga resultou da obtenção da equação da função linear que caracteriza o seu comportamento. Esta função é do tipo  $y=mx+b$ , em que  $x$  é o *output* produzido pela célula de carga (em mV/V) e  $y$  é o valor correspondente da massa (em kg, neste caso). A ordenada na origem,  $b$ , corresponde ao *offset* da célula e é medido quando esta está no vazio, ou seja, quando  $y=0$ .

Dito isto, a equação da função foi obtida de forma empírica, recorrendo a massas padrão progressivamente maiores (0 kg, 0,4 kg, 0,7 kg, 20 N e 50 N). Captou-se o valor do *output* de cada massa 23 vezes e calculou-se a média de cada um. Posteriormente, fez-se a correspondência entre o valor de cada massa e respetivo *output* médio, o que permitiu a elaboração da reta presente na Figura 3.14.

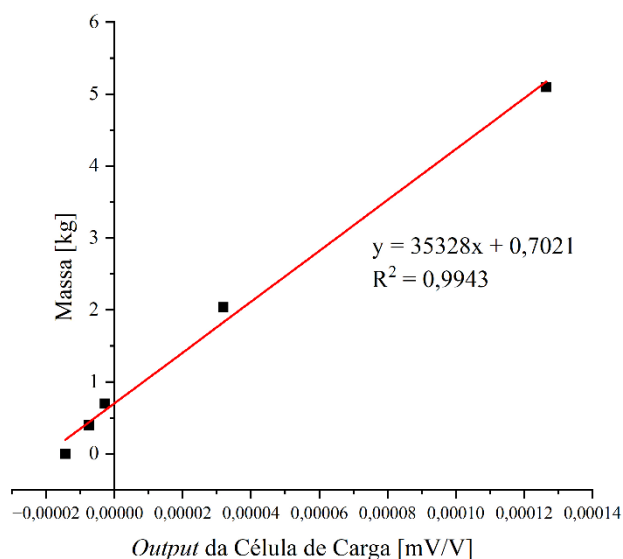


Figura 3.14. Gráfico para obtenção da função característica da célula de carga

Através do *software Origin Lab* obteve-se diretamente a Equação 3.12, à qual se recorreu para caracterizar as medições efetuadas pela célula de carga.

Equação 3.12.

$$y = 35328x + 0.7021$$

### 3.3 Procedimento Experimental

Foram produzidos cordões de soldadura autogêneos em arames da liga em estudo, com as composições  $Ni_{49,9}Ti_{49,2}Fe_{1,5}$  e  $Ni_{50}Ti_{35}Fe_{15}$ , ambos com 1 mm de diâmetro. O processo utilizado foi TIG, com direção de soldadura perpendicular à direção da trefilagem do fio. Numa fase inicial foram utilizadas amostras de NiTi com o mesmo diâmetro, de forma a determinar os parâmetros de soldadura adequados para a obtenção de cordões com penetração total e sem defeitos. Os parâmetros ajustados foram a intensidade da corrente e o tempo de permanência. O caudal de gás de proteção foi mantido constante.

Assim, os parâmetros adotados nos cordões produzidos em ambos os materiais foram: corrente de 5 A, tempo de permanência de 0,2 segundos, caudal de gás (Árgon) de 15 l/min e polaridade direta.

### 3.4 Caracterização microestrutural e mecânica

#### 3.4.1 Microscopia ótica

A análise microestrutural das amostras foi realizada por observação da secção longitudinal das mesmas, de forma a visualizar as diferentes regiões características da soldadura. As amostras foram depositadas em resina epóxi e posteriormente polidas, com recurso a lixas com granulometrias

progressivamente mais elevadas (entre P600 e P4000), até que se desbastasse cerca de metade da espessura. Foi ainda utilizada pasta de diamante de 3 µm na última passagem em cada amostra.

De forma a realçar os limites de grão e conseqüentemente a ZF e a ZTA, contrastou-se o material com uma solução de HF : HNO<sub>3</sub> : H<sub>2</sub>O ( na proporção em volume de 1:2:10) durante 1 minuto.

Recorreu-se a um microscópio ótico *Leica DMI5000 M*, disponível nas instalações do *CENIMAT*, para realizar as observações microscópicas.

### 3.4.2 Microscopia Eletrónica de Varrimento (SEM)

Utilizou-se a técnica de SEM para complementar a caracterização microestrutural dos cordões de soldadura. Através desta técnica as superfícies podem ser observadas com elevada resolução, pelo que é ideal para analisar as juntas soldadas mais detalhadamente.

Adicionalmente, visualizaram-se as superfícies de fratura da liga com composição Ni<sub>49,9</sub>Ti<sub>49,2</sub>Fe<sub>1,5</sub> submetida a ensaios de tração uniaxial. Analisou-se a amostra de MB e a amostra soldada. No caso da liga Ni<sub>50</sub>Ti<sub>35</sub>Fe<sub>15</sub> analisou-se apenas a superfície de fratura da amostra soldada.

Para este método de análise foi utilizado o microscópio eletrónico de varrimento *Hitachi SU3800*.

### 3.4.3 Microdureza *Vickers*

Foram efetuadas medições da microdureza *Vickers* ao longo da secção longitudinal da amostra soldada, de maneira a aferir de que forma é que o processo de soldadura influenciou a dureza do material. Utilizou-se o durómetro *ZwickRoell Indentec ZHV* para realizar os ensaios, nos quais se criaram quatro linhas de medições, com um espaçamento de 150 µm entre pontos da mesma linha e entre linhas diferentes. Produziram-se 71 indentações por linha, tendo em atenção que se percorreu todo o comprimento da ZF, da ZTA e atingindo o MB em ambos os lados.

Todas as indentações foram efetuadas com uma carga de 0,5 kg, aplicada durante um período de 10 segundos.

Estas medições permitiram o desenvolvimento de um mapa de cores da microdureza *Vickers*, que possibilita a verificação das alterações do seu valor ao longo das diferentes zonas da amostra.

### 3.4.4 Ensaios Mecânicos

De forma a determinar as propriedades mecânicas das amostras soldadas, foram realizados ensaios de tração uniaxial com recurso à máquina de tração desenvolvida nesta dissertação. Para verificar a fiabilidade desta máquina, foi realizado um primeiro ensaio até à fratura do MB, que foi repetido com a máquina *Shimadzu AG-50kNG*. Foram ainda realizados outro dois ensaios, com as amostras soldadas de cada material (novamente até à fratura). Assim, foi possível determinar a tensão à fratura do MB e das amostras soldadas e respetivas extensões, as quais puderam comparar-se.

Também se realizaram ensaios cíclicos no MB e numa das amostras soldadas, até uma deformação de 3% ao longo de 100 ciclos, utilizando a máquina *Shimadzu AG-50kNG*.

## RESULTADOS E DISCUSSÃO

Ao longo deste capítulo serão apresentados os resultados das técnicas de análise microestrutural e mecânica mencionados anteriormente.

### 4.1 Caracterização Microestrutural

#### 4.1.1 Microscopia Ótica

De forma a analisar a microestrutura das amostras em estudo, observou-se a secção longitudinal das mesmas, para que as diferentes regiões do cordão de soldadura ficassem visíveis. Na Figura 4.1 apresenta-se a macrografia do cordão produzido na liga  $\text{Ni}_{49,9}\text{Ti}_{49,2}\text{Fe}_{1,5}$ .

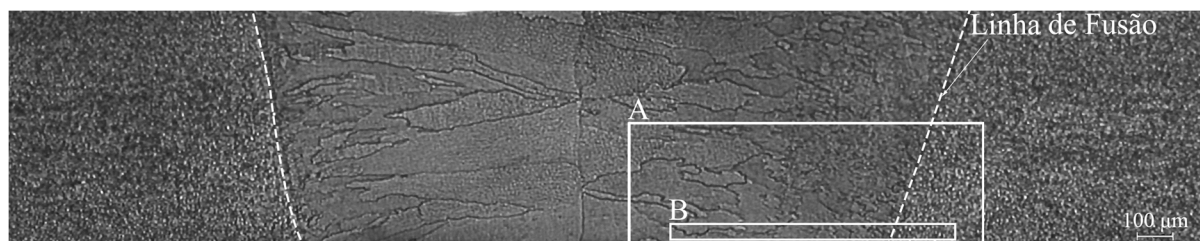


Figura 4.1. Microestrutura do cordão produzido na liga  $\text{Ni}_{49,9}\text{Ti}_{49,2}\text{Fe}_{1,5}$

Na Figura 4.2 apresenta-se ampliações sucessivas das zonas identificadas pelas letras A e B. A partir das figuras apresentadas mediu-se o tamanho de grão nas diferentes zonas da soldadura através do método da interseção, cujos valores se apresentam na Tabela 4.1.

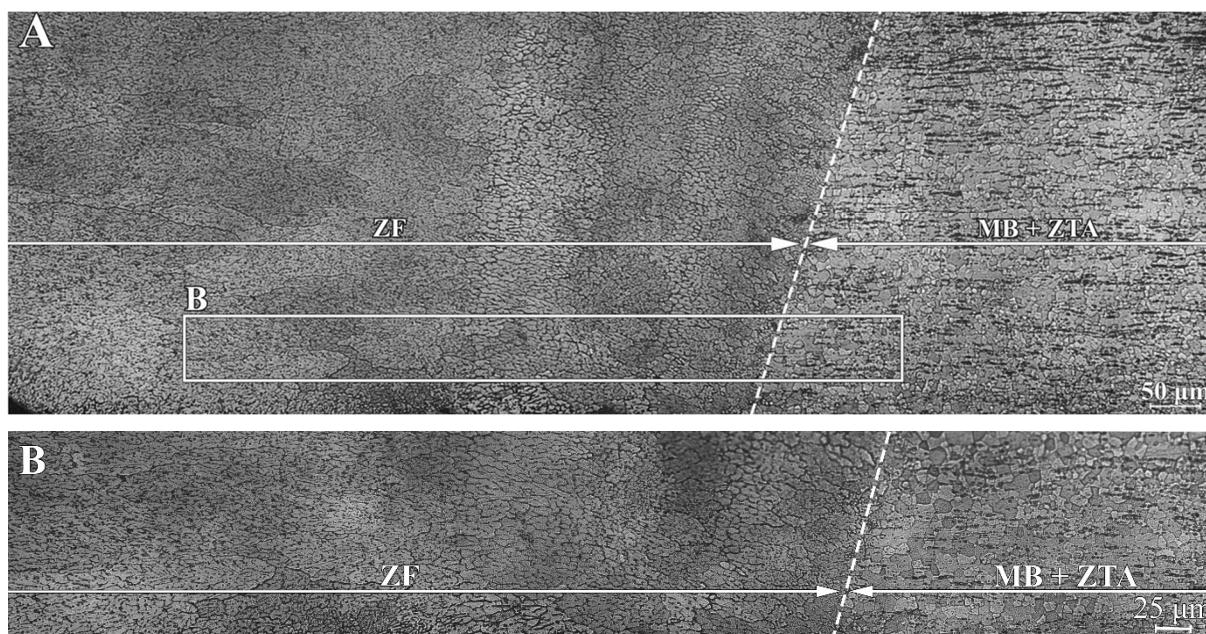


Figura 4.2. Microestrutura ampliada do cordão produzido na liga  $Ni_{49,9}Ti_{49,2}Fe_{1,5}$  com correspondência às zonas identificadas pelas letras A e B

Tabela 4.1. Tamanho médio de grão e desvio-padrão nas várias zonas do cordão de soldadura (liga  $Ni_{49,9}Ti_{49,2}Fe_{1,5}$ )

	MB	ZTA (próxima da ZF)	ZF (próxima da ZTA)	ZF (zona Central)
Tamanho médio [ $\mu m$ ]	$8,7 \pm 1,8$	$9,6 \pm 3,4$	$219,7 \pm 48,9$	$701,6 \pm 42,3$

A microestrutura do cordão, no que diz respeito ao tamanho de grão, sofre alterações à medida que se aumenta a distância até ao centro da ZF. Analisando a Tabela 4.1 constata-se que o tamanho de grão no MB e na ZTA próxima da interface ZTA/ZF é muito semelhante (diferença inferior a  $1 \mu m$ ) e tem estrutura equiaxial. Por esta razão, o MB e a ZTA foram apresentadas em conjunto na Figura 4.2. Ainda assim, verifica-se que o grão é tanto maior quanto mais próximo estiver da ZF, como seria de esperar: o crescimento de grão é promovido pelo tempo de permanência a temperaturas elevadas e sabe-se que a temperatura máxima é atingida no centro da ZF, diminuindo em direção ao MB (menor temperatura e tempo de permanência), o que justifica a diferença de tamanho de grão mencionada acima [41]. Este facto também justifica o elevado tamanho de grão na ZF, que atinge, em média, cerca de  $701 \mu m$  na zona central e  $220 \mu m$  na zona mais próxima da ZTA. Estes grãos de grandes dimensões têm uma estrutura dendrítica colunar e cresceram de forma epitaxial, a partir da ZTA e em direção ao centro da ZF, ou seja, o crescimento é promovido no sentido contrário ao do escoamento da temperatura [42]. Esta direção é perpendicular à interface sólido/líquido, o que corresponde à direção em que o gradiente de temperatura (força motriz para a solidificação do material) é máximo. Adicionalmente, os grãos também têm uma direção preferencial de crescimento, denominada direção de crescimento fácil, segundo a qual ocorre o crescimento inicial dos grãos parcialmente fundidos do MB. Seguidamente, o crescimento dá-se de forma competitiva. Assim, os grãos cuja direção de crescimento fácil for paralela à direção do gradiente máximo de temperatura irão crescer mais facilmente, restringindo o crescimento de outros

grãos com direção de crescimento fácil significativamente distinta da direção de gradiente de temperatura máximo [43].

Na Figura 4.3 apresenta-se a macrografia do cordão de soldadura produzido na liga  $Ni_{50}Ti_{35}Fe_{15}$ .



Figura 4.3. Microestrutura do cordão produzido na liga  $Ni_{50}Ti_{35}Fe_{15}$

Tal como o realizado para a liga anterior, a Figura 4.4 apresenta ampliações sucessivas das zonas identificadas pelas letras A e B. O tamanho de grão médio nas diferentes zonas da soldadura pode observar-se na Tabela 4.2.

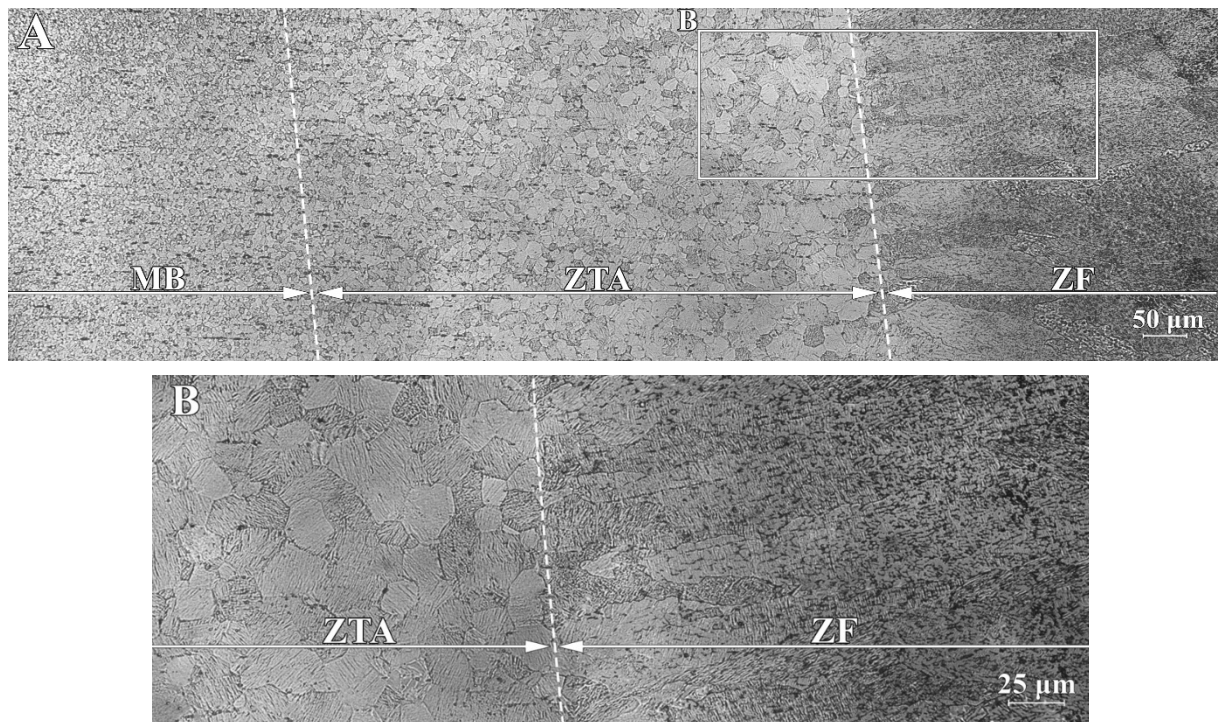


Figura 4.4. Microestrutura ampliada do cordão produzido na liga  $Ni_{50}Ti_{35}Fe_{15}$  com correspondência às zonas identificadas pelas letras A e B

Tabela 4.2. Tamanho médio de grão e desvio-padrão nas várias zonas do cordão de soldadura (liga Ni<sub>50</sub>Ti<sub>35</sub>Fe<sub>15</sub>)

	MB	ZTA (próxima do MB)	ZTA (próxima da ZF)	ZF (próxima da ZTA)	ZF (zona central)
Tamanho médio [ $\mu\text{m}$ ]	$7,5 \pm 2,8$	$11,5 \pm 3,2$	$32 \pm 12,6$	$118,6 \pm 25,4$	$331,6 \pm 79,7$

Analisando a Tabela 4.2, verifica-se que no cordão de soldadura produzido na liga Ni<sub>50</sub>Ti<sub>35</sub>Fe<sub>15</sub> o tamanho médio de grão também vai diminuindo com o aumento da distância ao centro da ZF. No entanto, os resultados obtidos nesta liga diferem dos da anterior na medida em que a ZTA apresenta maiores dimensões e, conseqüentemente, uma maior discrepância no tamanho de grão medido nas proximidades do MB e da ZF: na zona próxima da linha de fusão, o tamanho de grão na ZTA é de cerca de 32  $\mu\text{m}$ , enquanto que, na zona próxima do MB, o tamanho de grão é aproximadamente 11,5  $\mu\text{m}$ . Este facto é explicado pelo mecanismo descrito para a liga anterior.

Neste caso, o tamanho de grão médio no MB é de cerca de 7,5  $\mu\text{m}$  ( $\approx 14\%$  mais pequeno do que o MB da liga Ni<sub>49,9</sub>Ti<sub>49,2</sub>Fe<sub>1,5</sub>), o que permite distinguir facilmente esta zona da ZTA, como se pode observar na Figura 4.4 A.

A ZF apresenta grãos de grandes dimensões comparativamente com as restantes zonas do cordão, atingindo cerca de 332  $\mu\text{m}$  na zona central e 119  $\mu\text{m}$  perto da ZTA (tamanho inferior aos grãos da ZF da liga Ni<sub>49,9</sub>Ti<sub>49,2</sub>Fe<sub>1,5</sub>). Estes grãos grosseiros apresentam estrutura dendrítica colunar, com evidências de crescimento epitaxial nas proximidades da linha de fusão, o qual dá lugar a crescimento competitivo na zona central da ZF.

#### 4.1.2 Microscopia Eletrónica de Varrimento

De forma a complementar a caracterização realizada recorrendo à microscopia ótica, utilizou-se a técnica de microscopia eletrónica de varrimento (SEM).

Na Figura 4.5 observa-se uma macrografia do cordão de soldadura da liga Ni<sub>49,9</sub>Ti<sub>49,2</sub>Fe<sub>1,5</sub>, bem como uma ampliação da zona identificada com a letra A (utilizando um detetor de eletrões retrodifundidos). A Figura 4.6 apresenta uma macrografia semelhante, captada com recurso ao mesmo detetor, mas dando mais ênfase aos grãos e respetivos limites.

Em ambas as figuras são visíveis as diferenças de tamanho de grão nas várias zonas do cordão de soldadura. A ZF apresenta grãos grosseiros, de grandes dimensões, com estrutura colunar. Por outro lado, a ZTA e o MB apresentam grãos equiaxiais com aproximadamente as mesmas dimensões, o que dificulta a distinção das duas zonas.

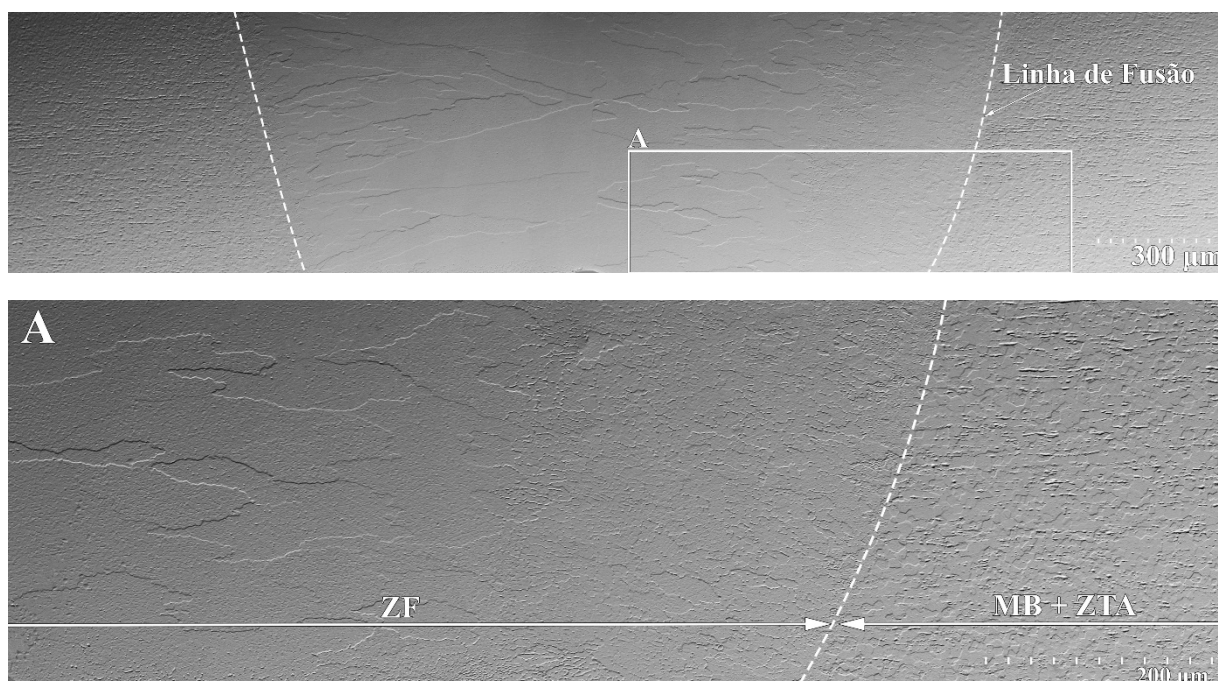


Figura 4.5. Macrografia do cordão de soldadura da liga  $\text{Ni}_{49,9}\text{Ti}_{49,2}\text{Fe}_{1,5}$  e aproximação na transição entre a ZF e a ZTA (letra A)

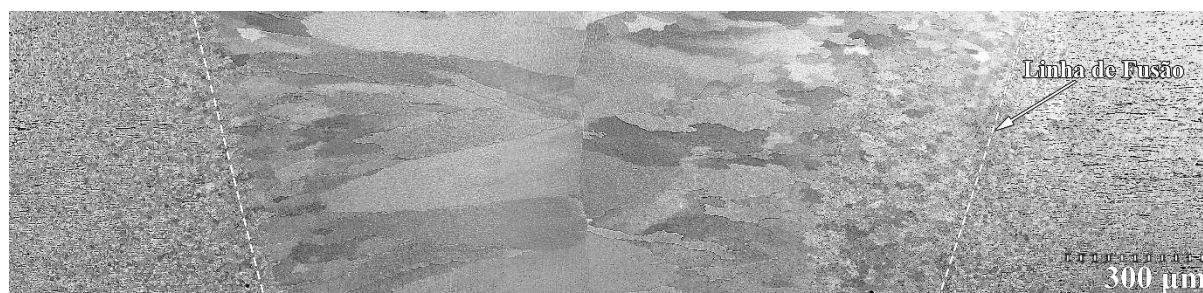


Figura 4.6. Macrografia do cordão de soldadura da liga  $\text{Ni}_{49,9}\text{Ti}_{49,2}\text{Fe}_{1,5}$  com maior ênfase nos limites de grão

No que diz respeito à liga  $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{35}\text{Fe}_{15}$ , para além das características relativas ao tamanho de grão que se observaram através de microscopia ótica, é possível visualizar, na Figura 4.7, redes dendríticas na zona central e na zona superior que se alonga para o lado direito do cordão de soldadura. Estas redes tornam-se mais notórias nas aproximações subsequentes, nomeadamente na Figura 4.7 B e C, na zona superior das imagens. Nesta última, é possível observar um precipitado na estrutura dendrítica equiaxial na zona central da figura. Foi utilizado o detetor de eletrões retrodifundidos para a obtenção de todas as imagens.

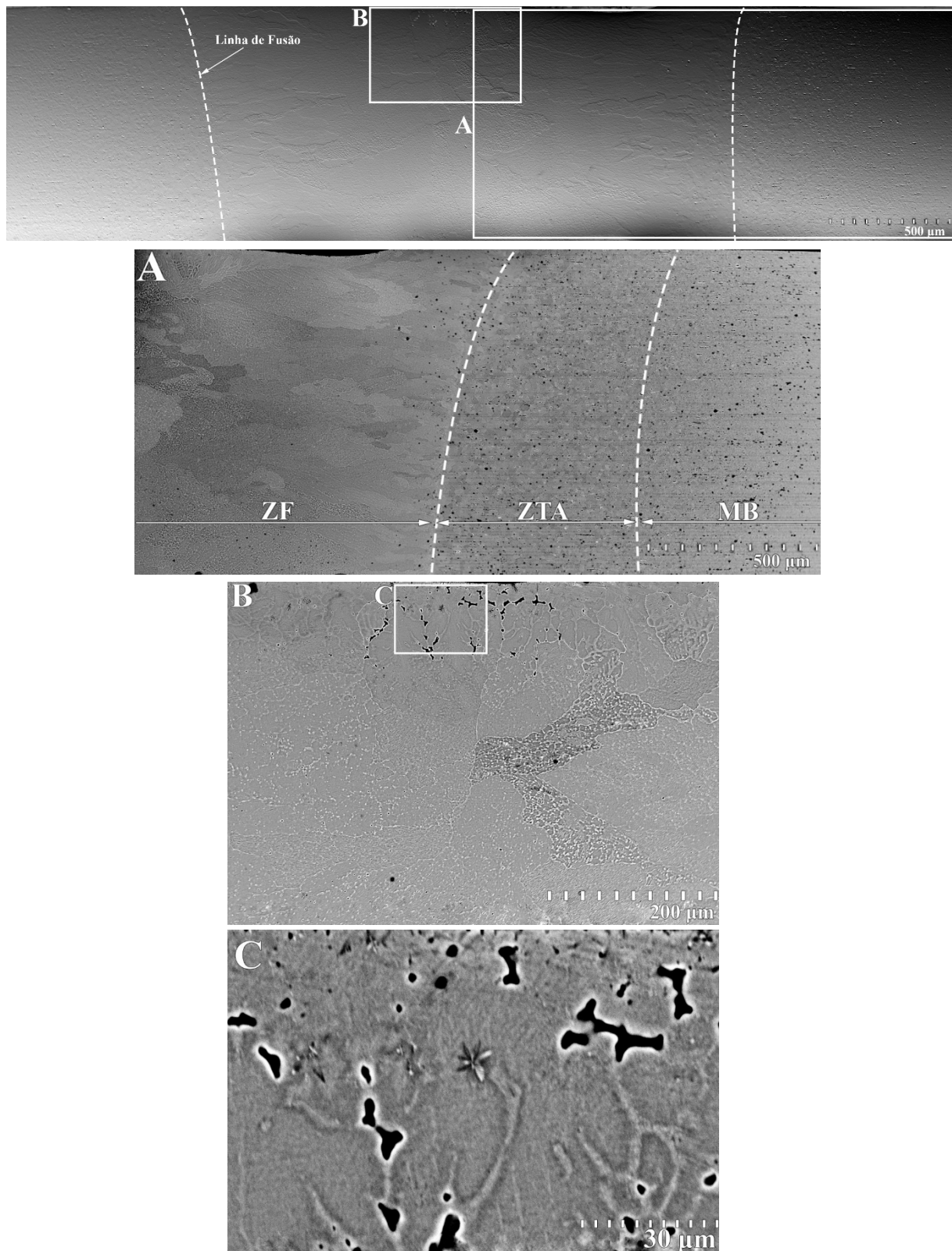


Figura 4.7. Macrografia do cordão de soldadura da liga  $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{35}\text{Fe}_{15}$ .

A - Aproximação na transição entre a ZF e a ZTA;

B – Aproximação na ZF com redes dendríticas;

C – Estrutura cristalina dendrítica equiaxial



Comparando as duas figuras entre si, verificam-se valores de microdureza mais elevados na liga de composição  $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{35}\text{Fe}_{15}$ , os quais se situam entre 291 HV e 422 HV (no caso da liga  $\text{Ni}_{49,9}\text{Ti}_{49,2}\text{Fe}_{1,5}$ , o intervalo é entre 297 HV e 387 HV).

Na Figura 4.11 e na Figura 4.12, apresentam-se os *heatmaps* relativos aos valores da microdureza *Vickers* nas zonas já referidas, nos quais foram consideradas todas as medições efetuadas em todas as linhas. Analisando os mesmos, verifica-se uma concordância com o que foi observado na Figura 4.9 e na Figura 4.10, em que a microdureza aumenta com a distância ao centro da ZF.

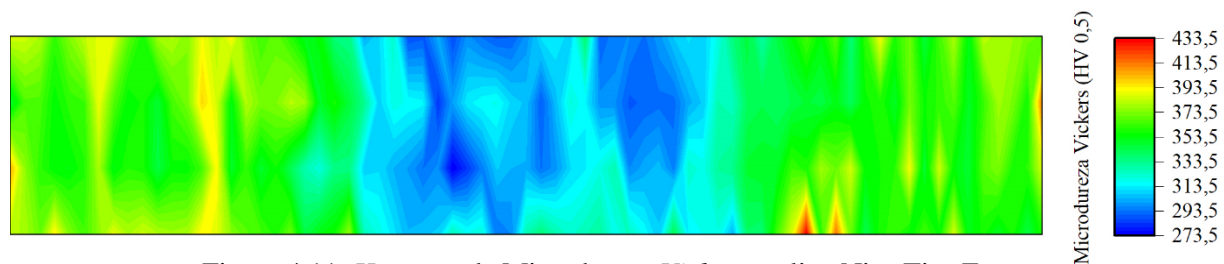


Figura 4.11. *Heatmap* de Microdureza *Vickers* na liga  $\text{Ni}_{49,9}\text{Ti}_{49,2}\text{Fe}_{1,5}$

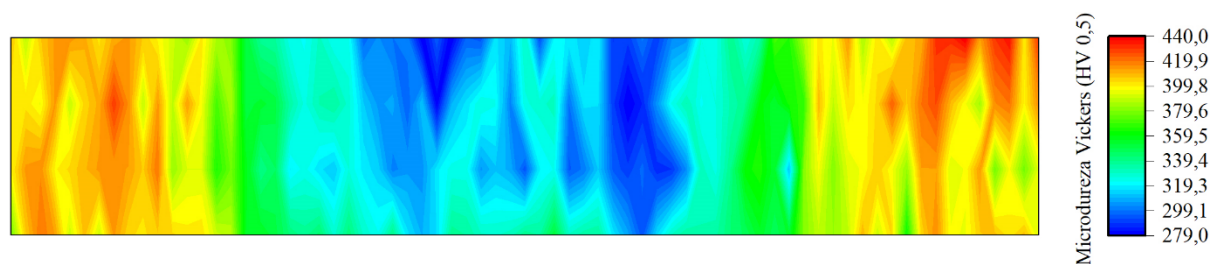


Figura 4.12. *Heatmap* de Microdureza *Vickers* na liga  $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{35}\text{Fe}_{15}$

## 4.2 Caracterização Mecânica

De forma a verificar a fiabilidade dos resultados produzidos pela máquina de tração desenvolvida, foi realizado um ensaio de tração uniaxial até à fratura do MB nesta máquina e na máquina *Shimadzu AG-50kNG*, cujos resultados se encontram apresentados na Figura 4.13.

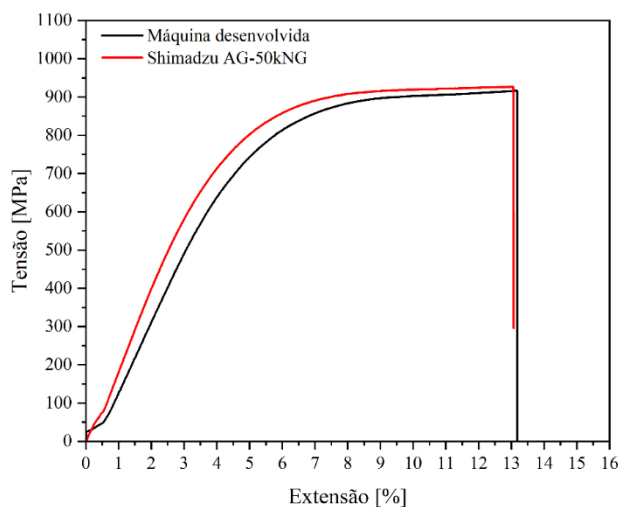


Figura 4.13. Comparação de resultados de ensaio de tração uniaxial até fratura do MB

O valor da tensão e da extensão à fratura, bem como o erro relativo entre os resultados de cada máquina estão apresentados na Tabela 4.3. A velocidade de aplicação da carga foi de 1 mm/min.

Tabela 4.3. Cálculo do erro relativo entre as duas máquinas de tração utilizadas.

	Máquina desenvolvida	<i>Shimadzu AG-50KNG</i>	Erro Relativo [%]
Tensão à Fratura [MPa]	916,3	927,1	1,16
Extensão à Fratura [%]	13,6	13,1	3,82

Analisando a Tabela 4.3 conclui-se que o erro na medição da tensão é desprezável, dada a proximidade dos valores medidos. No caso da extensão este erro é mais elevado, mas ainda assim tem pouca expressão nos resultados produzidos. É de referir que o cálculo da extensão foi realizado convertendo a rotação do veio do motor em translação da amostra ensaiada, o que pode justificar o erro obtido (a deformação da amostra não foi medida diretamente).

Ainda assim, é possível afirmar que a máquina desenvolvida produz resultados satisfatórios quando comparada com a máquina *Shimadzu AG-50KNG*.

#### 4.2.1 Ensaio de tração Uniaxial

Com a confirmação da fiabilidade dos resultados produzidos pela máquina desenvolvida, foram realizados ensaios de tração uniaxial até à fratura nas amostras soldadas.

A Figura 4.14 apresenta as curvas tensão-extensão do MB e da junta soldada da liga  $Ni_{49,9}Ti_{49,2}Fe_{1,5}$ , cujos valores de tensão e extensão à fratura podem ser observados na Tabela 4.4

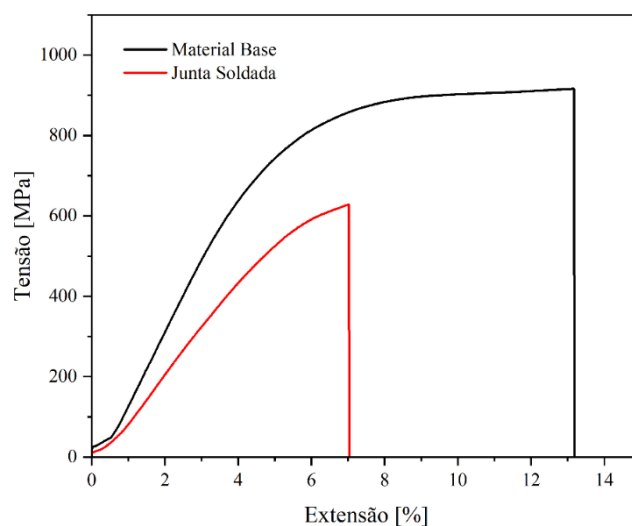


Figura 4.14. Curva tensão-extensão da liga  $Ni_{49,9}Ti_{49,2}Fe_{1,5}$  (MB e junta soldada)

Tabela 4.4. Tensão e extensão à fratura (liga  $\text{Ni}_{49,9}\text{Ti}_{49,2}\text{Fe}_{1,5}$ )

	Material Base	Junta Soldada
Tensão à Fratura [MPa]	916,3	628,9
Extensão à Fratura [%]	13,6	7,0

Analisando estes resultados, é possível concluir que tanto a resistência mecânica como a ductilidade da junta soldada da liga  $\text{Ni}_{49,9}\text{Ti}_{49,2}\text{Fe}_{1,5}$  são inferiores às do MB. A extensão à fratura reduziu para cerca de metade, enquanto a tensão à fratura teve uma redução de aproximadamente 31%. Este facto deve-se ao elevado tamanho de grão e microdureza mais baixa na ZF, comparativamente ao MB.

De forma a comparar os resultados obtidos para as duas ligas soldadas, apresenta-se a Figura 4.15, na qual é possível observar as curvas tensão-extensão das mesmas, quando sujeitadas a um ensaio de tração uniaxial até à fratura.

É de salientar que não foi realizada a comparação entre o MB e o cordão de soldadura da liga  $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{35}\text{Fe}_{15}$  por razões alheias ao desenvolvimento do presente estudo, dado que não foi fornecido material suficiente para a obtenção de um número elevado de provetes de MB e de juntas soldadas. Optou-se exclusivamente pela produção de provetes de soldadura, os quais foram comparados com os da liga  $\text{Ni}_{49,9}\text{Ti}_{49,2}\text{Fe}_{1,5}$ .

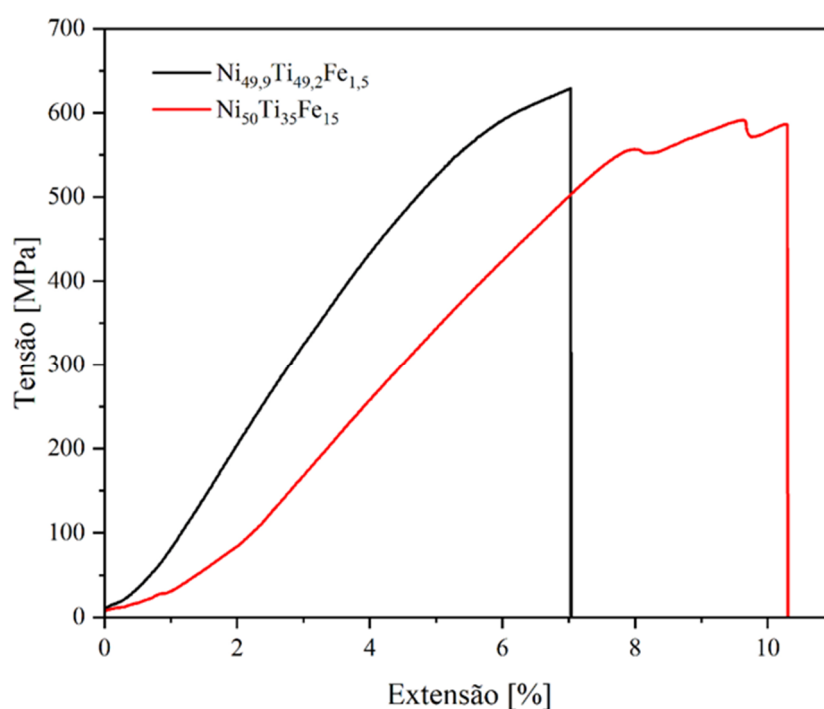


Figura 4.15. Curvas tensão-extensão das ligas  $\text{Ni}_{49,9}\text{Ti}_{49,2}\text{Fe}_{1,5}$  e  $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{35}\text{Fe}_{15}$  soldadas

Os valores de tensão e extensão à fratura para ambas as ligas soldadas encontram-se apresentados na Tabela 4.5.

Tabela 4.5. Tensão e extensão à fratura nas ligas soldadas

	Ni <sub>49,9</sub> Ti <sub>49,2</sub> Fe <sub>1,5</sub>	Ni <sub>50</sub> Ti <sub>35</sub> Fe <sub>15</sub>
Tensão à Fratura [MPa]	628,9	591,2
Extensão à Fratura [%]	7,0	10,3

Verificou-se que a liga com 15% de ferro sofreu fratura para valores de tensão inferiores (diferença de cerca de 38 MPa), ainda que a extensão seja superior. É de notar que, para todos os ensaios apresentados, a fratura ocorreu para os valores máximos de tensão e extensão, ou seja, a fratura e a rotura são coincidentes.

Para o MB da liga com 1,5% de ferro, o modo de fratura foi dúctil, tendo sido observada estrição. Na Figura 4.16 apresenta-se a superfície de fratura do MB da liga Ni<sub>49,9</sub>Ti<sub>49,2</sub>Fe<sub>1,5</sub>, com maior detalhe na Figura 4.17. Neste caso podem verificar-se pequenos vazios que crescem plasticamente de forma transgranular [45] (*dimples*), que evidenciam uma fratura do tipo dúctil.

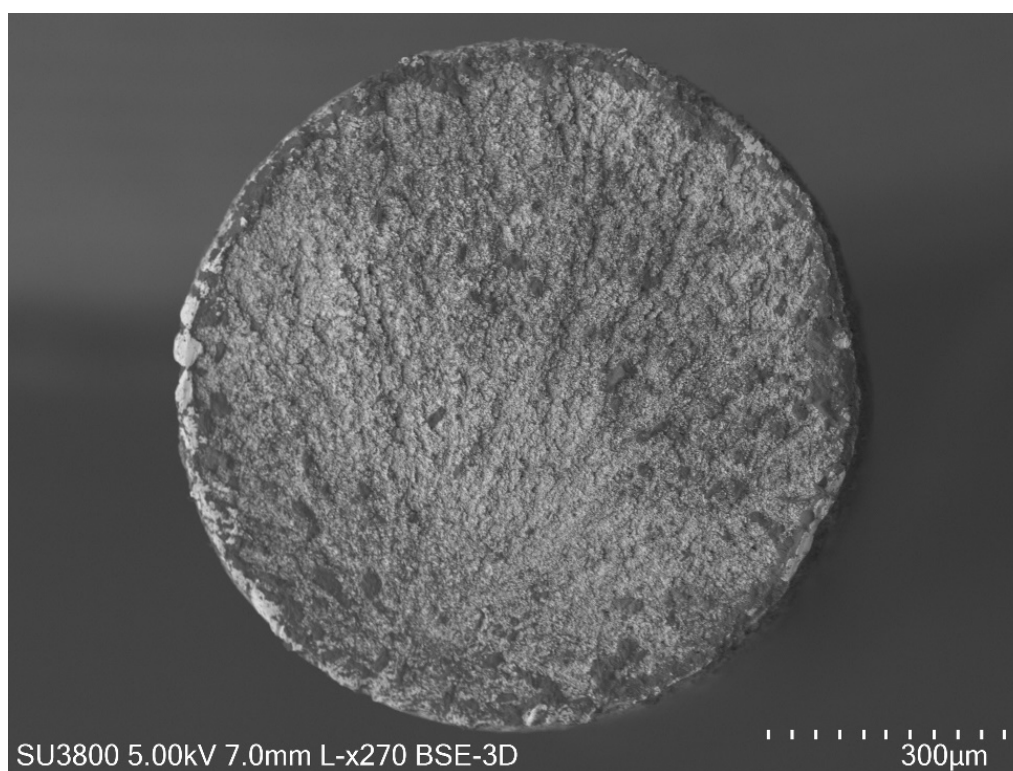


Figura 4.16. Superfície de fratura de MB da liga Ni<sub>49,9</sub>Ti<sub>49,2</sub>Fe<sub>1,5</sub>

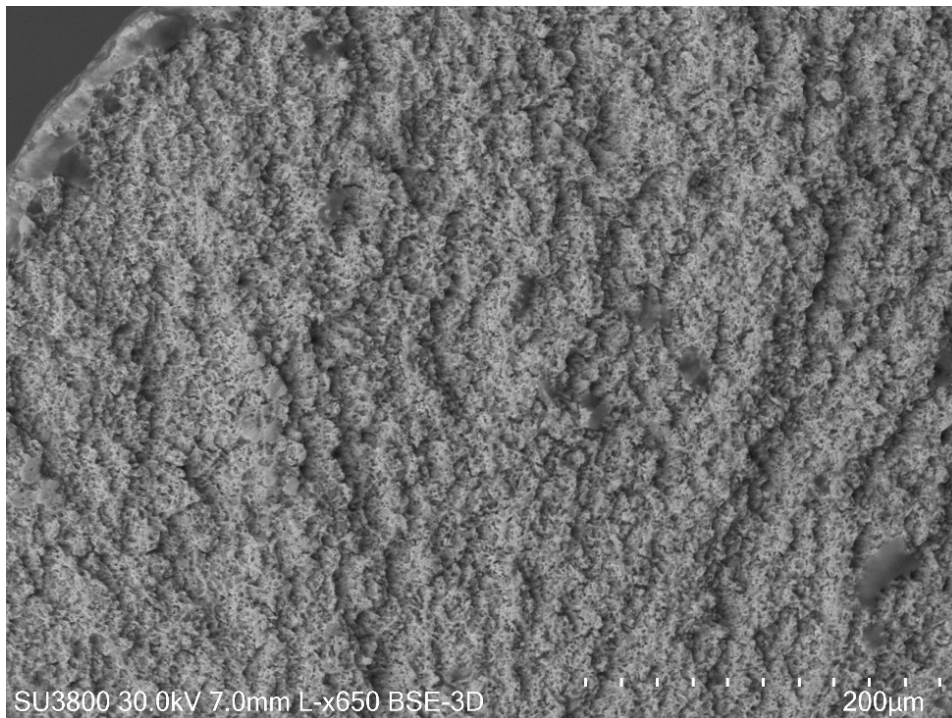


Figura 4.17. Superfície de fratura de MB da liga  $\text{Ni}_{49,9}\text{Ti}_{49,2}\text{Fe}_{1,5}$  (maior ampliação)

Na Figura 4.18 apresenta-se a superfície de fratura da junta soldada da liga  $\text{Ni}_{49,9}\text{Ti}_{49,2}\text{Fe}_{1,5}$ , com maior detalhe na Figura 4.19. A fratura ocorreu na ZF e em ambas as figuras são evidentes planos de clivagem (planos cristalográficos multifacetados [46]), os quais são característicos de fratura frágil do material, não sendo visíveis *dimples*.

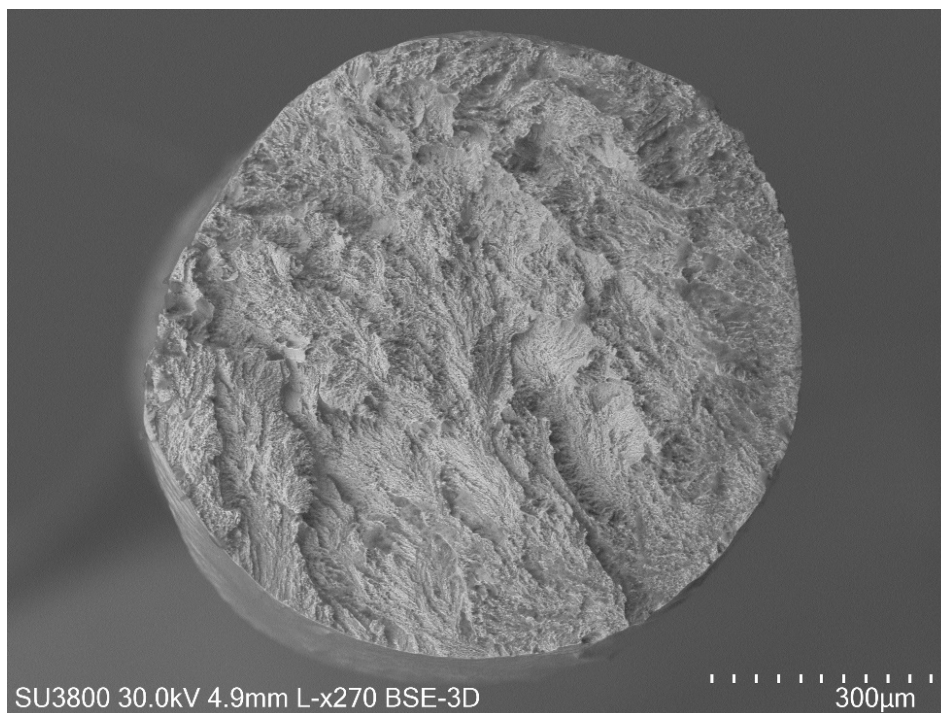


Figura 4.18. Superfície de fratura de cordão de soldadura da liga  $\text{Ni}_{49,9}\text{Ti}_{49,2}\text{Fe}_{1,5}$

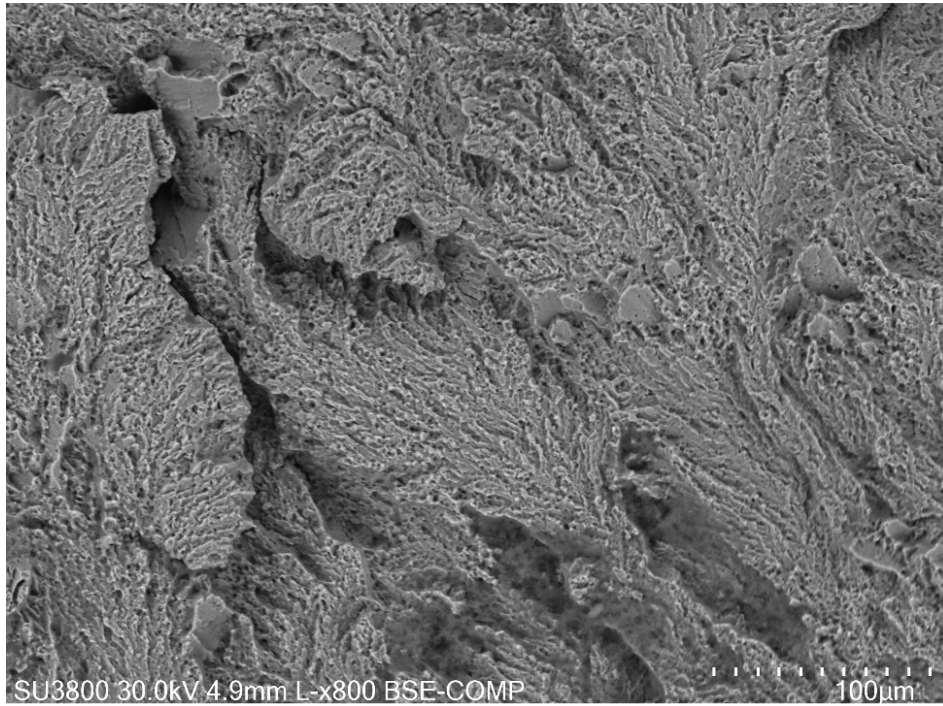


Figura 4.19. Superfície de fratura de cordão de soldadura da liga  $\text{Ni}_{49,9}\text{Ti}_{49,2}\text{Fe}_{1,5}$  (maior ampliação)

Na Figura 4.20 apresenta-se a superfície de fratura do cordão de soldadura da liga  $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{35}\text{Fe}_{15}$ , com maior detalhe na Figura 4.21. Tal como na liga analisada anteriormente, a fratura ocorreu na ZF e a presença de planos de clivagem é preponderante, o que indica que a fratura foi do tipo frágil.

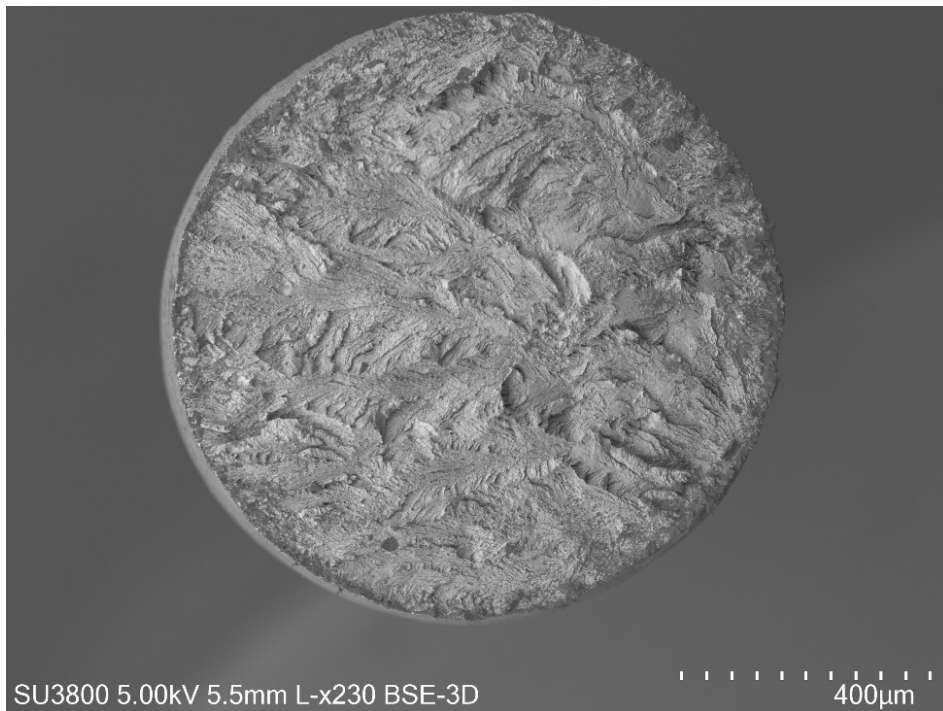


Figura 4.20. Superfície de fratura de cordão de soldadura da liga  $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{35}\text{Fe}_{15}$

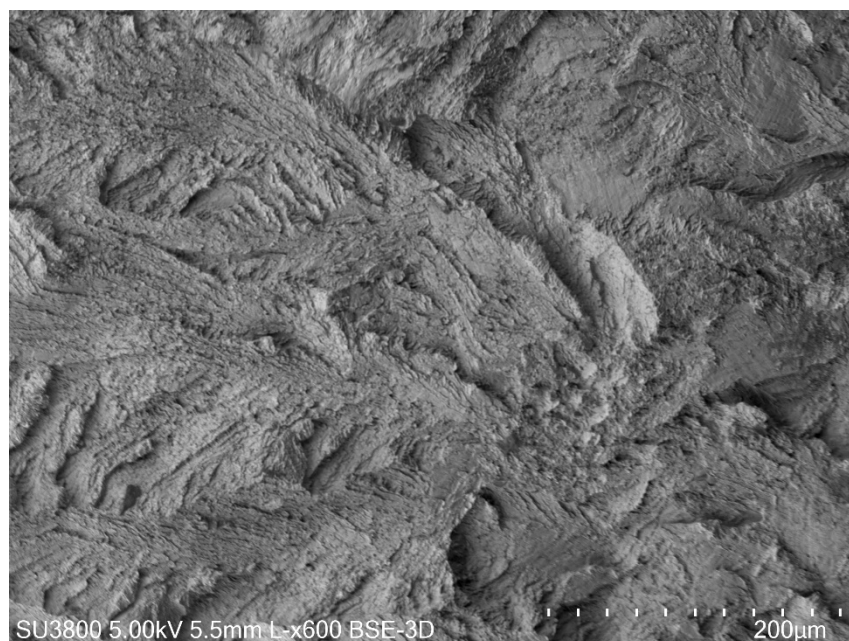


Figura 4.21. Superfície de fratura de cordão de soldadura da liga  $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{35}\text{Fe}_{15}$  (maior ampliação)

## 4.2.2 Ensaio Cíclicos

O estudo do comportamento das ligas com memória de forma quando sujeitadas a um número elevado de ciclos de carga/descarga é de extrema importância, de forma a verificar se as propriedades singulares destas ligas se mantêm. Este facto assume uma responsabilidade acrescida em aplicações que envolvem a biocompatibilidade com o corpo humano, como é o caso de próteses de válvulas para o coração, uma vez que estas operam durante longos períodos de tempo [47] de forma cíclica e permitem assegurar uma longevidade superior quando em comparação a próteses biológicas [48]. Adicionalmente, também a soldadura pode influenciar as propriedades destas ligas, pelo que é crucial avaliar o comportamento do MB e dos cordões de soldadura quando submetidos a ciclos de carga/descarga.

No presente estudo, realizaram-se ensaios cíclicos na máquina *Shimadzu AG-50kNG* em que se submeteram o MB e a junta soldada da liga  $\text{Ni}_{49,9}\text{Ti}_{49,2}\text{Fe}_{1,5}$  a 100 ciclos com uma extensão imposta de 3%. Em todos os ciclos o descarregamento realizou-se até que se atingisse tensão nula. Na Figura 4.22 e na Figura 4.23 apresentam-se as curvas de tensão-extensão obtidas a partir dos ensaios cíclicos realizados no MB e na junta soldada, respetivamente. Na Figura 4.24, podem observar-se as duas curvas sobrepostas. Note-se que estas figuras apenas apresentam uma seleção dos ciclos realizados, de forma a simplificar a visualização dos resultados obtidos.

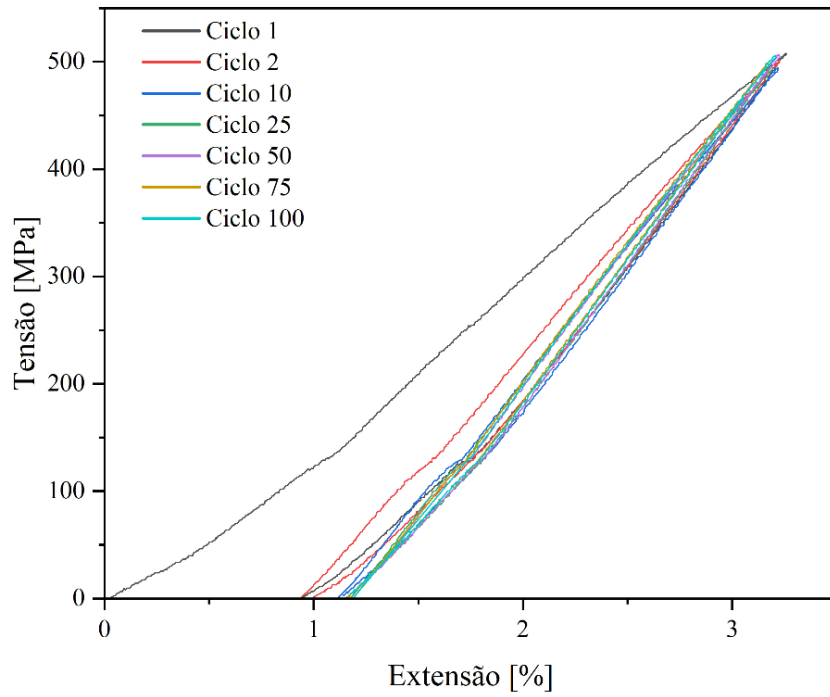


Figura 4.22. Comportamento cíclico da liga Ni<sub>49.9</sub>Ti<sub>49.2</sub>Fe<sub>1.5</sub> (MB)

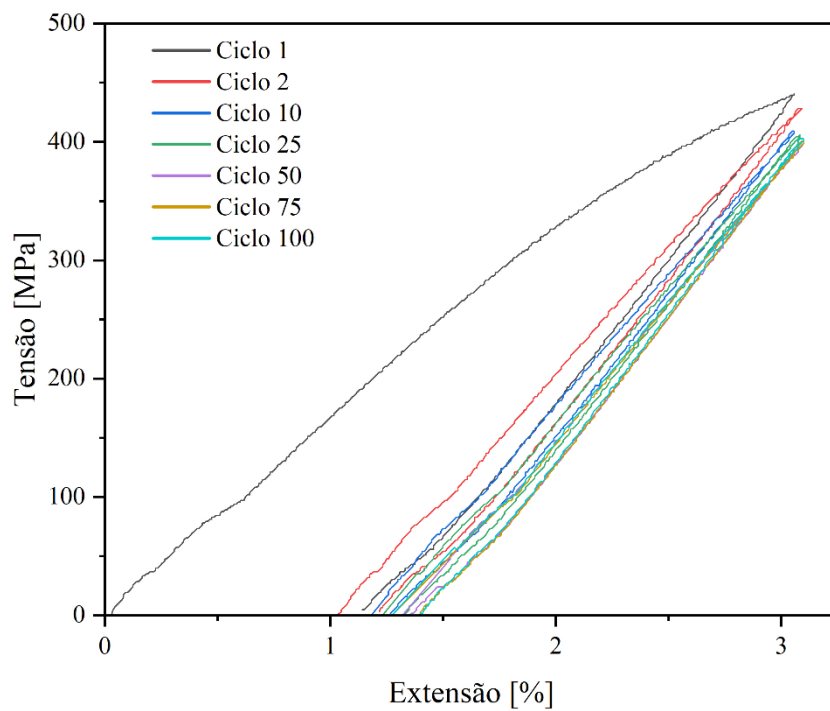


Figura 4.23. Comportamento cíclico da liga Ni<sub>49.9</sub>Ti<sub>49.2</sub>Fe<sub>1.5</sub> (junta soldada)

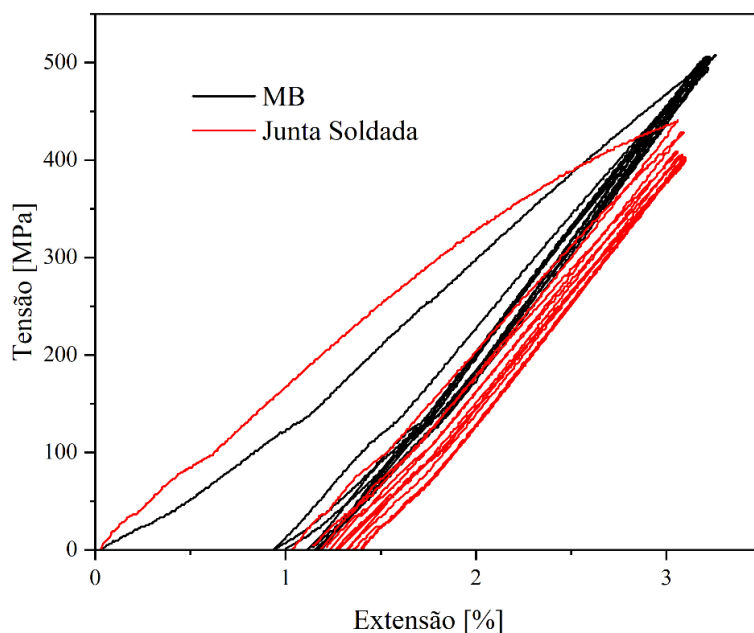


Figura 4.24. Comportamento cíclico da liga  $Ni_{49,9}Ti_{49,2}Fe_{1,5}$  (compara-

Através dos dados produzidos pelos ensaios cíclicos foi possível determinar a extensão irreversível acumulada ao longo dos 100 ciclos, bem como a energia absorvida por ciclo pela liga em estudo. Na Figura 4.25 observa-se o gráfico referente à extensão irreversível e na Figura 4.26 pode visualizar-se o gráfico da energia absorvida por ciclo. É relevante referir que estes gráficos foram construídos tendo como base os mesmos ciclos apresentados nos gráficos dos ensaios cíclicos. Adicionalmente, o integral de área para obtenção da energia absorvida por ciclo foi calculado com recurso ao *software OriginLab*.

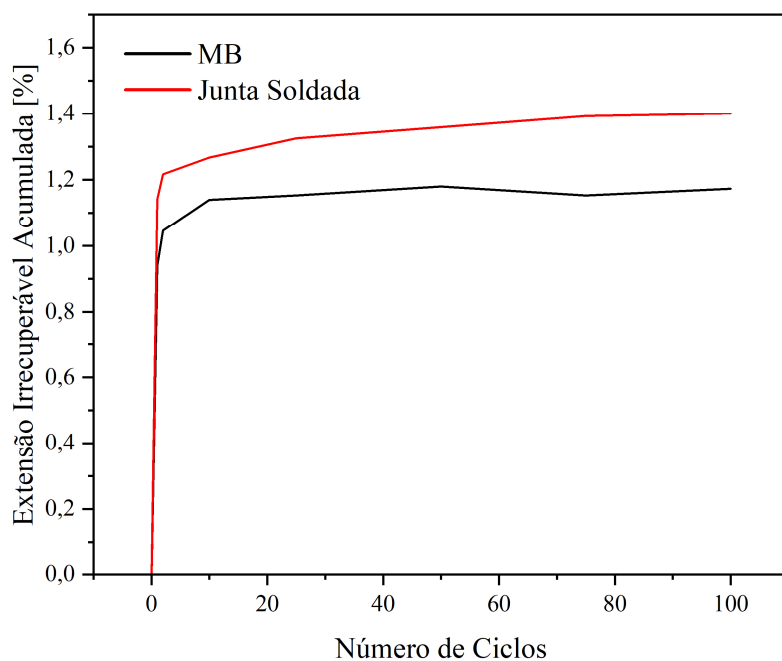


Figura 4.25. Evolução da extensão irreversível acumulada ao longo dos ciclos

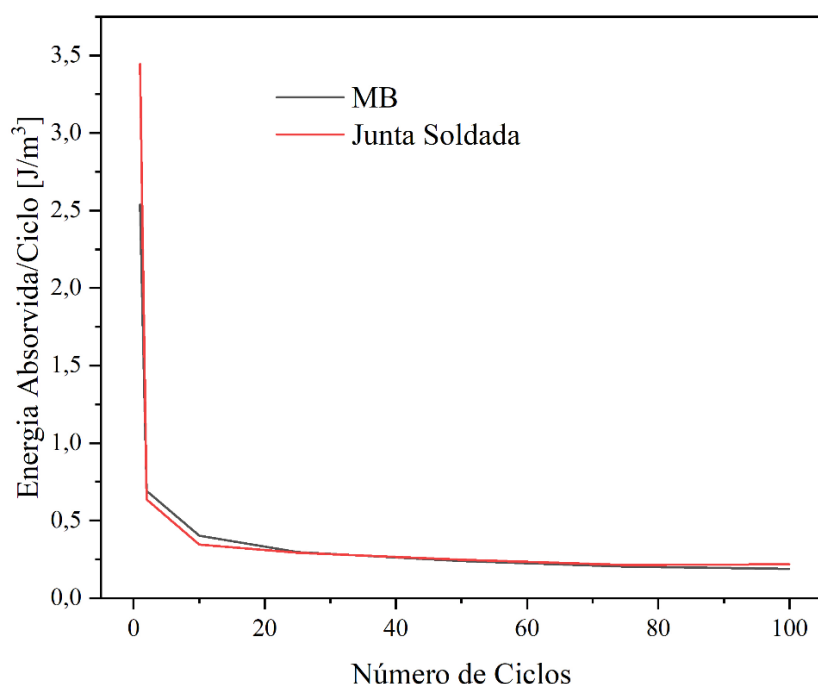


Figura 4.26. Evolução da Energia absorvida por ciclo

Analisando as duas figuras verifica-se que o comportamento cíclico do MB e do cordão de soldadura apresenta pequenas diferenças. No fim do primeiro ciclo, a extensão irreversível na junta soldada (1,14%) era ligeiramente superior à do MB (0,94%). Esta diferença foi-se acentuando ao longo dos ciclos, mas nunca ultrapassou o valor de 0,3%. Assim, tanto o MB como a junta soldada apresentaram um comportamento superelástico bastante significativo, uma vez que, concluídos os 100 ciclos, as extensões irreversíveis foram de apenas 1,17 e 1,40%, respetivamente. A pequena diferença entre os valores referidos pode ser justificada pela ocorrência de alguma deformação plástica residual na zona do cordão [49], pela formação de martensite induzida pela tensão aplicada, a qual também pode deformar plasticamente [50] ou pelo aumento do tamanho de grão na zona de fusão, tal como é sugerido em [24]. Em ambos os casos, o aumento da extensão irreversível deu-se de forma aproximadamente constante a partir do décimo ciclo. Para além disso, não existem indícios de que as duas curvas da Figura 4.25 se irão interseccionar, o que significa que é expectável que a resistência à fadiga funcional do MB continue a ser superior à do cordão, mesmo após 100 ciclos.

No que diz respeito à energia absorvida, o valor máximo é registado no primeiro ciclo, o que está diretamente relacionado com o facto de ser este o ciclo em que a extensão irreversível é maior [51]. Adicionalmente, verifica-se o ciclo de histerese que permite medir a energia absorvida por ciclo e que caracteriza o comportamento cíclico do material, sendo que começa a estabilizar após o primeiro ciclo. Este resultado é satisfatório, uma vez que a utilização de ligas com memória de forma em aplicações que aproveitem a superelasticidade está dependente da estabilização do ciclo de histerese, como se pode constatar em [52].

## CONCLUSÕES E TRABALHOS FUTUROS

O presente trabalho representa o primeiro estudo realizado sobre a produção de juntas soldadas na SMA NiTiFe através do processo TIG, com o objetivo de avaliar a soldabilidade da mesma, bem como a microestrutura e propriedades mecânicas das juntas obtidas. Para tal, foram utilizados arames com 1 mm de diâmetro da liga mencionada, com duas composições distintas: Ni<sub>49,9</sub>Ti<sub>49,2</sub>Fe<sub>1,5</sub> e Ni<sub>50</sub>Ti<sub>35</sub>Fe<sub>15</sub> (valores em percentagem atômica).

A partir dos resultados obtidos foi possível chegar às seguintes conclusões:

- A SMA NiTiFe, nas duas composições estudadas, apresentou boa soldabilidade, uma vez que foram obtidos cordões com penetração total e sem defeitos;
- A ZF das duas amostras exibiu fenómenos de crescimento de grão, que originaram grãos de grandes dimensões com estrutura dendrítica colunar, orientados paralelamente ao gradiente de temperatura máximo;
- A ZF do cordão produzido na liga Ni<sub>49,9</sub>Ti<sub>49,2</sub>Fe<sub>1,5</sub> apresentou grãos de maiores dimensões do que a ZF da liga Ni<sub>50</sub>Ti<sub>35</sub>Fe<sub>15</sub>;
- Para as duas ligas em análise, a ZF apresentou valores de microdureza *Vickers* inferiores aos do MB (redução de cerca de 23% na liga Ni<sub>49,9</sub>Ti<sub>49,2</sub>Fe<sub>1,5</sub> e de cerca de 31% na liga Ni<sub>50</sub>Ti<sub>35</sub>Fe<sub>15</sub>). Comparando as duas ligas soldadas, obtiveram-se valores mais elevados de microdureza *Vickers* na liga Ni<sub>50</sub>Ti<sub>35</sub>Fe<sub>15</sub>;
- Foi desenvolvida uma máquina de tração com capacidade para medir uma carga de até 1 kN, cujos resultados se revelaram satisfatórios comparativamente à máquina *Shimadzu AG-50KNG*;
- O cordão de soldadura da liga Ni<sub>49,9</sub>Ti<sub>49,2</sub>Fe<sub>1,5</sub> apresentou resistência mecânica e ductilidade inferiores às do MB: a tensão à fratura reduziu cerca de 31%, enquanto a ductilidade reduziu aproximadamente 50%. Este facto deveu-se ao crescimento de grão e microdureza inferior na ZF, comparativamente ao MB;
- Comparando os dois materiais em estudo, observou-se uma maior tensão à fratura no cordão produzido na liga Ni<sub>49,9</sub>Ti<sub>49,2</sub>Fe<sub>1,5</sub>, ainda que a extensão à fratura tenha sido superior na liga Ni<sub>50</sub>Ti<sub>35</sub>Fe<sub>15</sub>;

- A fratura de ambos os provetes de soldadura ocorreu na ZF. A liga  $\text{Ni}_{49,9}\text{Ti}_{49,2}\text{Fe}_{1,5}$  exibiu características de fratura dúctil. No caso da liga  $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{35}\text{Fe}_{15}$ , a fratura deu-se de forma frágil;
- O comportamento cíclico da liga  $\text{Ni}_{49,9}\text{Ti}_{49,2}\text{Fe}_{1,5}$  foi testado sujeitando os provetes de MB e de soldadura a 100 ciclos com uma extensão imposta de 3%. Em ambos os casos foi exibido um comportamento superelástico bastante significativo, sendo que o MB e a junta soldada apresentaram extensões irreversíveis de apenas 1,17% e 1,40%, respectivamente. O comportamento cíclico dos provetes em estudo começou a estabilizar após o primeiro ciclo.

Assim, os principais objetivos do presente trabalho foram atingidos. No entanto, apresentam-se as seguintes sugestões para investigações futuras:

- Utilização de um *encoder* linear para medição da deformação dos provetes na máquina de tração desenvolvida, de forma a reduzir o erro;
- Avaliação da soldabilidade em juntas dissimilares;
- Avaliar o efeito de tratamentos térmicos nas juntas soldadas;
- Avaliação da soldabilidade em juntas obtidas por soldadura LASER;
- Pesquisa no âmbito de se obter um material de adição que permita a soldadura destas ligas e/ou que melhore as propriedades mecânicas da mesma.

## REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] S. American, N. America, S. American, Shape-Memory Alloys, 241 (1979) 74–83.
- [2] G.B. KAUFFMAN, I. MAYO, The Story of Nitinol: The Serendipitous Discovery of the Memory Metal and Its Applications, Chem. Educ. 2 (1997) 1–21. <https://doi.org/10.1007/s00897970111a>.
- [3] J.P. Oliveira, T.M. Curado, Z. Zeng, J.G. Lopes, E. Rossinyol, J.M. Park, N. Schell, F.M. Braz Fernandes, H.S. Kim, Gas tungsten arc welding of as-rolled CrMnFeCoNi high entropy alloy, Mater. Des. 189 (2020). <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2020.108505>.
- [4] J.G. Lopes, J.P. Oliveira, A short review on welding and joining of high entropy alloys, Metals (Basel). 10 (2020). <https://doi.org/10.3390/met10020212>.
- [5] J. Buehler, R. Wiley, The properties of TiNi and associated phases. NAVAL ORDNANCE LAB WHITE OAK MD, 1961., (n.d.).
- [6] M. Bram, A. Ahmad-Khanlou, A. Heckmann, B. Fuchs, H.P. Buchkremer, D. Stöver, Powder metallurgical fabrication processes for NiTi shape memory alloy parts, Mater. Sci. Eng. A. 337 (2002) 254–263. [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(02\)00028-X](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(02)00028-X).
- [7] J.P. Oliveira, R.M. Miranda, F.M. Braz Fernandes, Welding and Joining of NiTi Shape Memory Alloys: A Review, Prog. Mater. Sci. 88 (2017) 412–466. <https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2017.04.008>.
- [8] Y. Liu, Y. Liu, J. Van Humbeeck, Two-way shape memory effect developed by martensite deformation in NiTi, Acta Mater. 47 (1998) 199–209. [https://doi.org/10.1016/S1359-6454\(98\)00325-5](https://doi.org/10.1016/S1359-6454(98)00325-5).
- [9] O.E. Ozbulut, S. Hurlbaas, R. Desroches, Seismic response control using shape memory alloys: A review, J. Intell. Mater. Syst. Struct. 22 (2011) 1531–1549. <https://doi.org/10.1177/1045389X11411220>.
- [10] M. Dolce, D. Cardone, Mechanical behaviour of shape memory alloys for seismic applications 2. Austenite NiTi wires subjected to tension, Int. J. Mech. Sci. 43 (2001) 2657–2677. [https://doi.org/10.1016/S0020-7403\(01\)00050-9](https://doi.org/10.1016/S0020-7403(01)00050-9).
- [11] D.C. Lagoudas, Shape Memory Alloys: modeling and engineering applications, 2008. <https://link.springer.com/book/10.1007/978-0-387-47685-8>.
- [12] J. Perkins, R.O. Sponholz, STRESS-INDUCED MARTENSITIC TRANSFORMATION CYCLING AND TWO-WAY SHAPE MEMORY TRAINING IN Cu-Zn-Al ALLOYS., Metall. Trans. A, Phys. Metall. Mater. Sci. 15 A (1984) 313–321. <https://doi.org/10.1007/BF02645117>.
- [13] L. Contardo, G. Guénin, The Two Way Memory Effect in a Cu-Zn-Al Alloy: The Behaviour during the Training Process, Mater. Sci. Forum. 56–58 (1991) 529–534. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/msf.56-58.529>.
- [14] Y. Liu, P.G. McCormick, Factors influencing the development of two-way shape memory in NiTi, Acta Metall. Mater. 38 (1990) 1321–1326. [https://doi.org/10.1016/0956-7151\(90\)90204-T](https://doi.org/10.1016/0956-7151(90)90204-T).
- [15] K.N. Melton, Ni-Ti Based Shape Memory Alloys, 1990. <https://doi.org/10.1016/b978-0-7506-1009-4.50006-8>.
- [16] K. Otsuka, X. Ren, Recent developments in the research of shape memory alloys, Intermetallics. 7 (1999) 511–528. [https://doi.org/10.1016/S0966-9795\(98\)00070-3](https://doi.org/10.1016/S0966-9795(98)00070-3).
- [17] D.W. Raboud, M.G. Faulkner, A.W. Lipsett, Superelastic response of NiTi shape memory alloy

- wires for orthodontic applications, *Smart Mater. Struct.* 9 (2000) 684–692. <https://doi.org/10.1088/0964-1726/9/5/313>.
- [18] K.Otsuka and C. M. Wayman, General applications of SMA's and smart materials, *Shape Mem. Mater.* (1998) 220–241.
- [19] H. Luo, Y. Liao, E. Abel, Z. Wang, X. Liu, Hysteresis Behaviour and Modeling of SMA Actuators, 2010. <https://doi.org/10.5772/9982>.
- [20] A. Ikai, K. Kimura, H. Tobushi, TIG welding and shape memory effect of TiNi shape memory alloy, *J. Intell. Mater. Syst. Struct.* 7 (1996) 646–655. <https://doi.org/10.1177/1045389X9600700604>.
- [21] T. Shinoda, T. Tsuchiya, H. Takahashi, Functional characteristics of friction welded near-equiatomic TiNi shape memory alloy, *Trans. Japan Weld. Soc.* 22 (1991) 30–36.
- [22] J.P. Oliveira, D. Barbosa, F.M.B. Fernandes, R.M. Miranda, Tungsten inert gas (TIG) welding of Ni-rich NiTi plates: Functional behavior, *Smart Mater. Struct.* 25 (2016). <https://doi.org/10.1088/0964-1726/25/3/03LT01>.
- [23] I. Watanabe, D.S. Topham, Laser welding of cast titanium and dental alloys using argon shielding, *J. Prosthodont.* 15 (2006) 102–107. <https://doi.org/10.1111/j.1532-849X.2006.00082.x>.
- [24] T. Saburi, M. Yoshida, S. Nenno, Deformation behavior of shape memory Ti□Ni alloy crystals, *Scr. Metall.* 18 (1984) 363–366. [https://doi.org/10.1016/0036-9748\(84\)90453-8](https://doi.org/10.1016/0036-9748(84)90453-8).
- [25] T. Sizyuk, A. Hassanein, Scaling mechanisms of vapour/plasma shielding from laser-produced plasmas to magnetic fusion regimes, *Nucl. Fusion.* 54 (2014). <https://doi.org/10.1088/0029-5515/54/2/023004>.
- [26] J.A. Aguilera, C. Aragón, F. Peñalba, Plasma shielding effect in laser ablation of metallic samples and its influence on LIBS analysis, *Appl. Surf. Sci.* 127–129 (1998) 309–314. [https://doi.org/10.1016/S0169-4332\(97\)00648-X](https://doi.org/10.1016/S0169-4332(97)00648-X).
- [27] R. Pfeifer, D. Herzog, O. Meier, A. Ostendorf, H. Haferkamp, T. Goesling, C. Hurschler, C. Mueller, Laser welding of shape memory alloys for medical applications, *ICALEO 2008 - 27th Int. Congr. Appl. Lasers Electro-Optics, Congr. Proc.* 601 (2008) 288–294. <https://doi.org/10.2351/1.5061388>.
- [28] A. Falvo, F.M. Furgiuele, C. Maletta, Laser welding of a NiTi alloy: Mechanical and shape memory behaviour, *Mater. Sci. Eng. A.* 412 (2005) 235–240. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2005.08.209>.
- [29] L.A. Vieira, F.M.B. Fernandes, R.M. Miranda, R.J.C. Silva, L. Quintino, A. Cuesta, J.L. Ocaña, Mechanical behaviour of Nd:YAG laser welded superelastic NiTi, *Mater. Sci. Eng. A.* 528 (2011) 5560–5565. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2011.03.089>.
- [30] B. Tam, M.I. Khan, Y. Zhou, Mechanical and functional properties of laser-welded Ti-55.8 Wt Pct Ni nitinol wires, *Metall. Mater. Trans. A Phys. Metall. Mater. Sci.* 42 (2011) 2166–2175. <https://doi.org/10.1007/s11661-011-0639-6>.
- [31] C.W. Chan, H.C. Man, T.M. Yue, Effects of process parameters upon the shape memory and pseudo-elastic behaviors of laser-welded NiTi thin foil, *Metall. Mater. Trans. A Phys. Metall. Mater. Sci.* 42 (2011) 2264–2270. <https://doi.org/10.1007/s11661-011-0623-1>.
- [32] Y.T. Hsu, Y.R. Wang, S.K. Wu, C. Chen, Effect of CO2 laser welding on the shape-memory and corrosion characteristics of TiNi alloys, *Metall. Mater. Trans. A Phys. Metall. Mater. Sci.* 32 (2001) 569–576. <https://doi.org/10.1007/s11661-001-0073-2>.
- [33] J.P. Oliveira, F.M.B. Fernandes, N. Schell, R.M. Miranda, Shape memory effect of laser welded NiTi plates, *Funct. Mater. Lett.* 8 (2015) 1–5. <https://doi.org/10.1142/S1793604715500691>.
- [34] J.P. Oliveira, R.M. Miranda, N. Schell, F.M.B. Fernandes, High strain and long duration cycling behavior of laser welded NiTi sheets, *Int. J. Fatigue.* 83 (2016) 195–200. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2015.10.013>.
- [35] T. Duerig, A.R. Pelton, SMST 2003 : Proceedings of the International Conference on Shape Memory and Superelastic Technologies, 2004. <http://dx.doi.org/10.1361/cp2003smst229>.
- [36] P. Schloßmacher, T. Haas, A. Schüßler, Laser welding of Ni-Ti shape memory alloys. In: SMST-

- 94: Proceedings of the 1st International Conference on Shape Memory and Superelastic Technologies, (1994).
- [37] R.S. Dutta, K. Madangopal, H.S. Gadiyar, S. Banerjee, Biocompatibility of Ni- Ti shape memory alloy, *Br. Corros. J.* 28 (1993) 217–221. <https://doi.org/10.1179/000705993798318560>.
- [38] L. Veiga da Cunha, *Desenho Técnico*, 17<sup>a</sup> edição, Fundação Calouste Gulbenkian, 2017.
- [39] A.J.A. MARTINHO, *Órgãos de Máquinas I (Documento de Apoio)*, (2012).
- [40] K. Nisbett, R. Budynas, *Shigley's Mechanical Engineering Design*, 10th Edition, 2015.
- [41] S. Kou, *Welding Metallurgy*, Wiley, 2003.
- [42] S.A. David, S.S. Babu, J.M. Vitek, *Welding: Solidification and microstructure*, *JOM.* 55 (2003) 14–20. <https://doi.org/10.1007/s11837-003-0134-7>.
- [43] S.A. David, J.M. Vitek, Correlation between solidification parameters and weld microstructures, *Int. Mater. Rev.* 34 (1989) 213–245. <https://doi.org/10.1179/imr.1989.34.1.213>.
- [44] V. Vaithyanathan, V. Balasubramanian, S. Malarvizhi, V. Petley, S. Verma, Establishing relationship between fusion zone hardness and grain size of gas tungsten constricted arc welded thin sheets of titanium alloy, *SN Appl. Sci.* 2 (2020). <https://doi.org/10.1007/s42452-019-1844-y>.
- [45] J.J. Licavoli, M.C. Gao, J.S. Sears, P.D. Jablonski, J.A. Hawk, Microstructure and Mechanical Behavior of High-Entropy Alloys, *J. Mater. Eng. Perform.* 24 (2015) 3685–3698. <https://doi.org/10.1007/s11665-015-1679-7>.
- [46] K. Gall, N. Yang, H. Sehitoglu, Y.I. Chumlyakov, Fracture of precipitated NiTi shape memory alloys, *Int. J. Fract.* 109 (2001) 189–207. <https://doi.org/10.1023/A:1011069204123>.
- [47] Y. Tong, A. Shuitcev, Y. Zheng, Recent Development of TiNi-Based Shape Memory Alloys with High Cycle Stability and High Transformation Temperature, *Adv. Eng. Mater.* 22 (2020) 1–15. <https://doi.org/10.1002/adem.201900496>.
- [48] K. Loger, R.L. de Miranda, A. Engel, M. Marczyński-Bühlow, G. Lutter, E. Quandt, Fabrication and Evaluation of Nitinol Thin Film Heart Valves, *Cardiovasc. Eng. Technol.* 5 (2014) 308–316. <https://doi.org/10.1007/s13239-014-0194-6>.
- [49] C.W. Chan, S.H.J. Chan, H.C. Man, P. Ji, Constitutive model for localized Lüders-like stress-induced martensitic transformation and super-elastic behaviors of laser-welded NiTi wires, *Comput. Mater. Sci.* 63 (2012) 197–206. <https://doi.org/10.1016/j.commatsci.2012.06.009>.
- [50] C.W. Chan, H.C. Man, T.M. Yue, Effect of postweld heat treatment on the microstructure and cyclic deformation behavior of laser-welded niti-shape memory wires, *Metall. Mater. Trans. A Phys. Metall. Mater. Sci.* 43 (2012) 1956–1965. <https://doi.org/10.1007/s11661-011-1062-8>.
- [51] J.P. Oliveira, B. Crispim, Z. Zeng, T. Omori, F.M. Braz Fernandes, R.M. Miranda, Microstructure and mechanical properties of gas tungsten arc welded Cu-Al-Mn shape memory alloy rods, *J. Mater. Process. Technol.* 271 (2019) 93–100. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2019.03.020>.
- [52] B. Wang, S. Zhu, K. Chen, J. Huang, Development of superelastic SMA angles as seismic-resistant self-centering devices, *Eng. Struct.* 218 (2020) 110836. <https://doi.org/10.1016/j.engstruct.2020.110836>.
- [53] M. Hojny, Thermo-mechanical model of a tig welding process for the aircraft industry, *Arch. Metall. Mater.* 58 (2013) 1125–1130. <https://doi.org/10.2478/amm-2013-0136>.
- [54] M. Sokolov, A. Salminen, Methods for improving laser beam welding efficiency, *Phys. Procedia.* 56 (2014) 450–457. <https://doi.org/10.1016/j.phpro.2014.08.148>.



# APÊNDICE

## A.1 Ficha de dados do motor de passo

SPECIFICATION	CONNECTION	BIPOLAR
AMPS/PHASE		1.68
RESISTANCE/PHASE(Ohms)@25°C		1.80±10%
INDUCTANCE/PHASE(mH)@1KHz		3.20±20%
HOLDING TORQUE w/o GEARBOX(Nm)[lb-in]		0.52[4.60]
GEAR RATIO		99:1
EFFICIENCY		73.00%
STEP ANGLE(°)		1.80
BACKLASH@NO-LOAD		<=1°
MAX.PERMISIBLE TORQUE(Nm)		4.00
MOMENT PERMISSIBLE TORQUE(Nm)		6.00
SHAFT MAXIMUM AXIAL LOAD(N)		50.00
SHAFT MAXIMUM RADIAL LOAD(N)		100.00
WEIGHT(Kg)[lb]		0.60[1.32]
ROTOR INERTIA(gcm²)		68
AMBIENT TEMPERATURE	-10°C-50°C[-14°F-122°F]	
INSULATION CLASS	B 130°C[266°F]	

TYPE OF CONNECTION (EXTERN)		MOTOR	
PIN NO	BIPOLAR	LEADS	WINDING
1	A —	BLK	A
2	A  —	GRN	A
3	B —	RED	B
4	B  —	BLU	B

FULL STEP 2 PHASE-Ex. .  
WHEN FACING MOUNTING END (X)

STEP	A	B	A	B	
1	+	+	-	-	↓ ↑ CCW
2	-	+	+	-	
3	-	-	+	+	↑ ↓ CW
4	+	-	-	+	

	APVD	8.18.2018	<b>STEPPER MOTOR</b> 17HS19-1684S-PG100
	CHKD		
	DRN		
SCALE	SIGNATURE	DATE	

## A.2 Componentes utilizados para fabrico da máquina de tração uniaxial

Componente	Material	Quantidade
Perfil Bosch 40x120x350	Alumínio estrutural	1
Perfil Bosch 40x80x350	Alumínio estrutural	1
Perfil Bosch 40x40x406	Alumínio estrutural	2
Perfil Bosch 40x40x270	Alumínio estrutural	1
Chapa para canto	Aço estrutural	4
Cantoneira Perfil Bosch	Alumínio estrutural	4
Varão liso 12x380	Aço estrutural	2
Suporte para varão SK12	Alumínio estrutural	4
Base para SK12	Alumínio estrutural	4
Rolamento Linear LMK12LUU	Aço estrutural	2
Barra Móvel	Alumínio estrutural	1
Varão estrutural 12x200	Aço estrutural	2
Varão Roscado trapezoidal 12x130	Aço estrutural	1
Porca trapezoidal Ø12	Aço estrutural	1
1/2 Invólucro para porca trapezoidal	Alumínio estrutural	2
Suporte para rolamento axial	Alumínio estrutural	1
Rolamento axial SKF 5110	Aço estrutural	1
Acoplamento tipo aranha Ø12	Aço/Polímero	1
Suporte para motor	Alumínio estrutural	1
Suporte para garra móvel	Alumínio estrutural	1
Suporte para garra fixa	Alumínio estrutural	1
Chapa para garra com furos roscados	Aço estrutural	2
Chapa para garra com furos não roscados	Aço estrutural	2
Base para célula de carga	Alumínio estrutural	1
Parede de encosto para célula de carga	Alumínio estrutural	1
Chapa trapezoidal	Alumínio estrutural	2

## A.3 Código utilizado no funcionamento da máquina de tração desenvolvida

```

from tkinter import *
from Phidget22.Phidget import *
from Phidget22.Devices.Stepper import *

```

```

from Phidget22.ErrorCode import *
from Phidget22.Devices.VoltageRatioInput import *
import time
import numpy as np
import pandas as pd
import time
from threading import Thread
import threading

global x_vals
x_vals=[]
print(x_vals)
global y_vals
y_vals=[]

global StepperMotor
def openMotor():
    global StepperMotor
    StepperMotor= Stepper()
    StepperMotor.openWaitForAttachment(1000)
openMotor()
global LoadCell
def openLoadCell():
    global LoadCell
    LoadCell=VoltageRatioInput()
    LoadCell.openWaitForAttachment(1000)
openLoadCell()

running = True
def ResetFlag(): #this flag is needed to RESET the general glag
    """Enable scanning by setting the global flag to True."""
    global x_vals
    x_vals=[]
    global y_vals
    y_vals=[]
    print(x_vals, y_vals)
    global running
    running = True
def StopFlag(): #this flag enables the teste procedures to be STOPPED at any point

```

```

"""Stop scanning by setting the global flag to False."""
global running
running = False

#"G:/O meu disco/Doutoramento/UTS9.txt"
def Path():
    Filelocation = str(e1.get())
    Filelocation=Filelocation.replace("\",'/')
    FileName=str(e8.get())
    FilePath=Filelocation+'/'+FileName+'.txt'
    #print(FilePath)
    return FilePath

global SpecimentSize
SpecimentSize=0

def SpecimensGeometry():
    SpecimentSize=float(e2.get())
    SpecimentStrainInput=float(e3.get())
    SpecimenDiameter=float(e5.get())
    SpecimenSquareA=float(e6.get())
    SpecimenSquareB=float(e7.get())
    SpecimentFinalLength=(SpecimentStrainInput/100)*SpecimentSize+SpecimentSize
    print("the final length is:",float(SpecimentFinalLength))
    print("The introduced strain was ",SpecimentStrainInput,"%")
    print("the Length size is:", SpecimentSize, "[mm]", SpecimenDiameter, "[mm]", Speci-
menSquareA, "[mm]", SpecimenSquareB, "[mm]")

    #print(Path())

global SpecimentFinalLength
SpecimentFinalLength=0

def DesireDeformation():
    global SpecimentSize
    SpecimentSize=float(e2.get())
    SpecimentStrainInput=float(e3.get())
    print("The introduced strain was ",SpecimentStrainInput,"%")
    SpecimentFinalLength=(SpecimentStrainInput/100)*SpecimentSize+SpecimentSize

```

```

print("the final length is:",float(SpecimentFinalLength))

offsetVal=1.5439727671875002e-05

global MotorPosition
MotorPosition=0
global measure_weight
measure_weight=0

def AddDatatoVector():
    x_vals.append(MotorPosition)
    y_vals.append(measure_weight)
    #print(x_vals)
    #print(y_vals)
    SaveData()

def SaveData():
    dat = np.array([x_vals, y_vals])
    dat = dat.T #dat.T faz uma tab em cada dado? confirmar
    #path="" +str(e1.get())+""
    FileLocation=Path()
    #print(FileLocation)
    #np.savetxt("G:/O meu disco/Doutoramento/UTS9.txt", dat, delimiter = '\t',fmt='%s')
    np.savetxt(FileLocation, dat, delimiter = '\t',fmt='%s')

def PositionHandler(self, position):
    global MotorPosition
    global measure_weight
    measure_weight="{:.4f}".format(abs(29254*(LoadCell.getVoltageRatio()-offsetVal)))
    LoadCellValue.set(measure_weight)
    MotorPosition = "{:.4f}".format(float(position))
    print("motor position \t", float(MotorPosition),"\tLoadcell value  ", float(measure_weight))
    AddDatatoVector()

global PreLoadCellValue
PreLoadCellValue=0

def PreLoadValue(self,place):

```

```

global PreLoadCellValue
PreLoadCellValue="{:.4f}".format(abs(29254*(LoadCell.getVoltageRatio()-offsetVal)))
motorPlace="{:.4f}".format(float(place))
#return PreLoadCellValue

#### _____ Código dos ensaios _____ ####
import time
def MoveMotor():
    #não tem position change handler pois não se pretende registar valores. apenas posicionar o
atuador.
    StepperTarget=-((360/3)*float(e4.get()*100) # o valor 360/3 é devido ao passo do fuso que
são 3mm por volta.
    StepperMotor.openWaitForAttachment(5000)
    time.sleep(1)
    StepperMotor.setRescaleFactor(0.1125)
    StepperMotor.setAcceleration(15000) #6750 #15000
    StepperMotor.setVelocityLimit(430) #2137 #10500
    StepperMotor.setCurrentLimit(1.0)
    print("Set the motor as engaged...")
    StepperMotor.setEngaged(True)
    time.sleep(1)
    print("The motor will run until it reaches the set goal position...")
    print("Positioning motor... WAIT")
    #StepperMotor.addPositionOffset(StepperMotor.getPosition())
    StepperMotor.setTargetPosition(StepperTarget)
    initiate=time.time()
    while StepperMotor.getIsMoving() != 0:

        #print(StepperMotor.getPosition())
        if StepperMotor.getIsMoving() == 0:
            StepperMotor.setEngaged(False)
            break
        continue
    stopper=time.time()
    print("Positioning Motor Done")
    print("time:", stopper-initiate)
    #print("Motor disengadged")
    StepperMotor.close()

```

```

def CyclingTensileTest():
    StepperMotor.openWaitForAttachment(5000)
    StepperMotor.setDataInterval(50)
    LoadCell.setDataInterval(50)
    StepperMotor.setRescaleFactor(0.1125)
    StepperMotor.setOnPositionChangeHandler(PositionHandler)
    print("Set the current position as start position...")
    StepperMotor.getPosition()
    time.sleep(1)
    print("Set the motor as engaged...")
    StepperMotor.setEngaged(True)
    time.sleep(1)
    print("The motor will run until it reaches the set goal position...")
    StepperMotor.setAcceleration(30000)
    StepperMotor.setVelocityLimit(800.0)
    StepperMotor.setCurrentLimit(1.0)
    time.sleep(1)
    isMoving=StepperMotor.getIsMoving()
    time.sleep(2)

    while True:
        print("Test is going to START")
        StepperMotor.setTargetPosition(30000)
        while StepperMotor.getIsMoving() != 0:
            if running !=True:
                StepperMotor.setEngaged(False)
                time.sleep(2)
                break
            pass

        print("is Moving???" + str(isMoving))
        if running !=True:
            StepperMotor.setEngaged(False)
            break
        time.sleep(1)

    print("Will now move back to positon 0...")

    StepperMotor.setTargetPosition(1000)

```

```

while StepperMotor.getIsMoving() != 0:
    if running !=True:
        StepperMotor.setEngaged(False)
        break
    if float(measure_weight)<=1:
        break
    continue
if running !=True:
    StepperMotor.setEngaged(False)
    pass
print("Test completed... sucess? no? (it's murphy's law...) try again ")
Warnings.set("Test completed... sucess? no? (it's murphy's law...) try again ")
StepperMotor.close()

def NormalTensileTest():
    StepperMotor.openWaitForAttachment(5000)
    StepperMotor.setCurrentLimit(1.0)
    StepperMotor.setRescaleFactor(0.1125)
    StepperMotor.setControlMode(1) #Modo de controlo=0 passos; modo de controlo=1 veloci-
dade
    print("ready to start")
    time.sleep(2)

    StepperMotor.setAcceleration(15000) #6750 #15000
    StepperMotor.setVelocityLimit(-1000) #2137 %10500
    LoadCell.setDataInterval(50)
    StepperMotor.setDataInterval(50)
    StepperMotor.setOnPositionChangeHandler(PositionHandler)
    StepperMotor.setEngaged(True)

while True:
    if running !=True:
        StepperMotor.setEngaged(False)
        break
    if StepperMotor.getIsMoving() == 0:
        break
    continue
print("Uniform Tensile Test Finished")
StepperMotor.close()

```

```

def PreLoadtest():
    print("Pre-load Started")
    StepperMotor.openWaitForAttachment(5000)
    StepperMotor.setCurrentLimit(1.0)
    StepperMotor.setRescaleFactor(0.1125)
    StepperMotor.setControlMode(1) #Modo de controlo=0 passos; modo de controlo=1 veloci-
dade
    print("ready to start")
    time.sleep(2)
    StepperMotor.setAcceleration(15000) #6750 #15000
    StepperMotor.setVelocityLimit(1000) #2137 %10500
    StepperMotor.setDataInterval(50)
    StepperMotor.setOnPositionChangeHandler(PreLoadValue)
    StepperMotor.setEngaged(True)
    while True:
        #while StepperMotor.getIsMoving() != 0:
        print(PreLoadCellValue)
        if running !=True:
            StepperMotor.setEngaged(False)
            break
        if float(PreLoadCellValue)>=1:
            break
        continue
    print("Pre-load finished")
    StepperMotor.close()

#### _____ TKINTER _____ ####
def EndProgram():
    StepperMotor.close()
    print("Program Closing...")
    root.quit()

root = Tk()
root.title("Tensile Teste Machine")
root.geometry("1100x550")

global LoadCellValue
LoadCellValue=StringVar()

```

```
global Warnings
Warnings=StringVar()
```

```
Label(root, textvariable=LoadCellValue,width=5, height=1).grid(row=6, column=8, padx=10,
pady=2)
```

```
#L7 = Label(root, textvariable=Warnings,width=5, height=1).grid(row=8, column=9, padx=10,
pady=2)
```

```
Label(root, textvariable=Warnings).grid(row=8, padx=10, pady=2)
```

```
Label(root, text="Enter path to save test results").grid(row=0)
e1 = Entry(root)
e1.grid(row=0, column=1, columnspan=2, padx=10)
```

```
Label(root, text="Enter File Name").grid(row=1)
e8 = Entry(root)
e8.grid(row=1, column=1, columnspan=2, padx=10)
```

```
Label(root, text="Enter specimen length (l0) [mm]").grid(row=3)
e2 = Entry(root)
e2.grid(row=3, column=1, columnspan=2, padx=10)
```

```
Label(root, text="Enter specimen wanted STRAIN [%]").grid(row=4)
e3 = Entry(root)
e3.grid(row=4, column=1, columnspan=2, padx=10)
```

```
Label(root, text="Move motor [+/- mm]").grid(row=0, column=5)
e4 = Entry(root)
e4.grid(row=0, column=6, columnspan=2, padx=10)
```

```
Label(root,text="Diameter [mm]").grid(row=5)
e5 = Entry(root)
e5.grid(row=5, column=1, columnspan=2, padx=10)
```

```
Label(root,text="Square: a= [mm]").grid(row=6)
e6 = Entry(root)
e6.grid(row=6, column=1, columnspan=2, padx=10)
```

```

Label(root,text="Square: b= [mm]").grid(row=7)
e7 = Entry(root)
e7.grid(row=7, column=1, columnspan=2, padx=10)

Label(root,text="PreLoad value [MPa]").grid(row=9,column=6)
e8=Entry(root)
e8.grid(row=9,column=7,padx=10)

b1 = Button(root, text = "Enter",bg="green", width=16, command =Path).
grid(row=2, column=1,columnspan=2, padx=10, pady=5)
#b2 = Button(root, text = "Enter",bg="green", command =SpecimensGeometry). grid(row=1,
column=3, padx=10, pady=2)
#b3 = Button(root, text = "Enter",bg="green", command =DesireDeformation). grid(row=2,
column=3, padx=10, pady=2)
#b3 = Button(root, text = "Enter",bg="green",width=16, command =SpecimensGeometry).
grid(row=8, column=1,columnspan=2, padx=10, pady=5)
b3 = Button(root, text='Enter', bg= "green", command=lambda:[threading.Thread(target=(Spe-
cimensGeometry), daemon = True).start()]). grid(row=8, column=1,columnspan=2, padx=10,
pady=2)

##### Tkinter test initialization buttons #####
b4 = Button(root, text='Move', bg= "green", command=lambda:[threading.Thread(target=Mo-
veMotor, daemon = True).start()]). grid(row=0, column=8, padx=10, pady=2)
b5 = Button(root, text='Cycling UTS', bg= "green", command=lambda:[threading.Thread(tar-
get=CyclingTensileTest, daemon = True).start()]). grid(row=5, column=8, padx=10, pady=2)
b6 = Button(root, text='Uniforme UTS', bg= "green", command=lambda:[threading.Thread(tar-
get=NormalTensileTest, daemon = True).start()]). grid(row=6, column=8, padx=10, pady=2)
b11 = Button(root, text='PreLoad', bg= "green", command=lambda:[threading.Thread(tar-
get=PreLoadtest, daemon = True).start()]). grid(row=9, column=8, padx=10, pady=2)

b7 = Button(root, text='NormalTensile-STOP', bg= "blue", command=lambda:[threa-
ding.Thread(target=ResetFlag, daemon = True).start()]). grid(row=5, column=10, padx=10, pady=2)
b8 = Button(root, text='NormalTensile-STOP', bg= "red", command=lambda:[threa-
ding.Thread(target=StopFlag, daemon = True).start()]). grid(row=5, column=11, padx=10, pady=2)
b10 = Button(root, text='Quit', bg= "red", command=EndProgram). grid(row=7, co-
lumn=9, padx=10, pady=10)
root.mainloop()

```







2022

MIGUEL PINTO

SOLDADURA TIG NA LIGA COM MEMÓRIA DE FORMA NITIFE

