

• U • C •

FCTUC FACULDADE DE CIÊNCIAS  
E TECNOLOGIA  
UNIVERSIDADE DE COIMBRA  
DEPARTAMENTO DE  
ENGENHARIA MECÂNICA

# **Análise da tenacidade à fratura de elementos híbridos com implantes de aço sinterizado a laser**

Dissertação apresentada para a obtenção do grau de Mestre em Engenharia Mecânica na Especialidade de Energia e Ambiente

## **Fracture toughness of hybrid elements with laser sintered steel implants**

Autor

**Jacinto José Tavares Andrade**

Orientadores

**Professor Doutor José António Martins Ferreira**

**Professor Doutor Carlos Bento Capela**

Júri

Presidente	<b>Professor Doutor José Domingos Moreira da Costa</b> Professor Associado com Agregação da Universidade de Coimbra
Vogal	<b>Professor Mestre Joel Alexandre da Silva de Jesus</b> Professor Convidado da Universidade de Coimbra
Orientador	<b>Professor Doutor José António Martins Ferreira</b> Professor Catedrático da Universidade de Coimbra

---

Coimbra, Setembro, 2016



“A nossa maior glória não reside no fato de nunca cairmos, mas sim em  
levantarmo-nos sempre depois de cada queda.”

Confúcio

Aos meus pais.



O autor desta dissertação agradece o apoio da Fundação para a Ciência e Tecnologia através do projeto de 016713 (PTDC/EMS-PRO/1356/2014), no âmbito do qual a tese foi desenvolvida, financiado pelo Projeto 3599 *PROMOVER a Produção Científica e Desenvolvimento Tecnológico e a Constituição de Redes Temáticas* (3599-PPCDT) e por fundos FEDER.

Agradece também à empresa EROFIO SA, Batalha, pelo fornecimento das amostras para a realização dos ensaios.





## Agradecimentos

Em primeiro agradecer ao Professor Doutor José Martins Ferreira e ao Professor Carlos Bento Capela, pela orientação, disponibilidade e oportunidade de realizar esta dissertação, e poder fazer parte deste estudo. Agradecer também ao Professor Doutor José Domingos Moreira da Costa pela disponibilidade, auxílio prestado nos contratempos durante os ensaios, e o “gesto” de se deslocar as 23:30h ao departamento para ajudar a calibrar um extensómetro. Por fim mas não em último ao Professor Mestre Joel da Silva Jesus, por toda a disponibilidade, tempo disponibilizado e ajuda prestada e paciência.

À Erofio, e ao Engenheiro Luís pela oportunidade de integrar este estudo, e pela disponibilização dos provetes para os ensaios.

Não podia deixar de agradecer a toda a minha família, em particular ao meu tio e avós, Rui Silva, Jacinto Silva e Precinda Correia, por todo o apoio, motivação e incentivos prestados das diversas formas. Em especial aos meus pais, João e Adélia Andrade, por todo o esforço, perseverança, confiança e acima de tudo, pelo apoio dado em todas as minhas escolhas e decisões não só ao longo destes anos mas desde sempre, um muito obrigado!

Por fim, aos amigos e colegas que fiz e me acompanharam ao longo do percurso académico, aos amigos que já o eram muito antes desta etapa e ainda hoje o são. Aos de hoje e aos de sempre que fazem parte integrante da minha vida, um obrigado.



## Resumo

Apesar de ser relativamente recente, o processo de sinterização tem tido uma evolução rápida, e com aplicações em diversas áreas, desde a área da saúde, aeroespacial até a indústria de moldes.

A sinterização a laser é um processo aditivo, um processo que utiliza pós metálicos que através da energia proveniente de um feixe laser são consolidados e fundidos possibilitando assim um fabrico de componentes, camada a camada.

Este processo é assistido por software CAD, possuindo uma enorme liberdade geométrica, ao ponto de ser possível replicar componentes que mais nenhum processo consegue.

Esta dissertação tem como objetivo analisar a tenacidade à fratura em amostras totalmente sinterizadas e amostras híbridas com dois materiais base distintos ambas as amostras com velocidades de deposição, 200 e 400 mm/s, e espessuras de 3 e 6 mm.

Para isso foram realizadas medições de dureza, análises morfológicas, ensaios, ensaios de fratura e observação das superfícies de fratura.

Através da realização desta dissertação foi possível concluir, que os provetes apresentam uma plasticidade elevada, os valores de tenacidade são afetados não só pela espessura como seria de esperar, mas também pelas velocidades de varrimento do laser e apenas nas séries híbridas foram obtidos alguns valores válidos de  $K_{1c}$ .

**Palavras-chave:** Sinterização, Sinterização a laser Sinterização por DMLS, Tenacidade à fratura, Tenacidade à fratura  $K_{1c}$ , Integral J.



## Abstract

Despite being relatively recent, the sintering process has been growing quickly with applications in several areas, from healthcare, aerospace to the mold industry.

The laser sintering is an additive process, a process using metallic powders that with the energy from a laser beam are consolidated and fused enabling the manufacture of components, layer by layer.

This process is assisted by CAD software, having a huge geometric freedom to the point that is possible to replicate components that no other process can.

This dissertation aims to the analyse of the fracture toughness in fully sintered and hybrid samples, with two different base materials both samples with deposition speeds, 200 and 400 mm/s, and 3 and 6 mm thickness.

For that were held hardness measurements, morphological analysis, fracture tests and observation of the fracture surfaces.

Through the realization of this dissertation was concluded that the samples have a high plasticity, the tenacity values are affected not only by the thickness as expected, but also by laser scanning speeds and only in the hybrid series were obtained some values for a valid  $K_{1c}$ .

**Keywords** Sintering, Laser Sintering, DMLS Sintering, Fracture Toughness,  $K_{1c}$  Fracture Toughness, Integral J.



## Índice

Índice de Figuras.....	xi
Índice de Tabelas .....	xv
Simbologia e Siglas .....	xvi
Simbologia .....	xvi
Siglas.....	xviii
1. INTRODUÇÃO .....	1
2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA .....	4
2.1. História.....	4
2.2. Sinterização .....	6
2.2.1. Sinterização a Laser por DMLS .....	7
2.3. Tenacidade à fratura.....	9
2.3.1. Definição de $K_{1c}$ .....	10
2.3.2. Definição do integral J.....	13
2.3.3. Determinação experimental de $K_{1c}$ e do Integral J.....	15
2.3.4. Dimensão da zona plástica.....	19
3. Materiais e procedimento experimental.....	20
3.1. Provetes CT.....	20
3.2. Caracterização química e mecânica dos materiais .....	22
3.3. Preparação das amostras .....	24
3.4. Perfis de dureza .....	25
3.5. Análise das micrografias .....	27
3.6. Descrição do ensaio .....	28
3.6.1. Abertura da pré-fenda .....	28
3.6.2. Ensaio de fratura .....	30
3.7. Análise da superfície de fratura .....	32
4. Análise de resultados .....	33
4.1. Análise de dureza .....	33
4.1.1. Dureza dos provetes híbridos ST2SS_6 .....	33
4.1.2. Dureza dos provetes híbridos ST2HS_6 .....	35
4.2. Análise morfológica .....	37
4.2.1. Microestrutura dos provetes ST2SS_6 .....	37
4.2.2. Microestrutura dos provetes ST2HS_6.....	38
4.3. Ensaio de fratura .....	39
4.3.1. Provetes Sinterizados .....	39
4.3.2. Provetes híbridos .....	45
4.4. Análise superfície de fratura .....	49
4.4.1. Provetes sinterizados 2ST_6 .....	49
4.4.2. Provetes híbridos ST2SS_6 .....	50
4.4.3. Provetes híbridos ST2HS_6.....	52

5. Conclusões .....	55
5.1. Trabalhos futuros .....	56
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS .....	57
ANEXO A.....	59
APÊNDICE A .....	61
APÊNDICE B .....	63
APÊNDICE C .....	65
APÊNDICE D .....	67
APÊNDICE E.....	69
APÊNDICE F .....	71

## ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 1.1 – Esquematização das etapas do processo de sinterização, [1] .....	1
Figura 1.2 - a) Modelo virtual de uma prótese orbital; b) Estrutura de uma prótese orbital; [2]. .....	2
Figura 1.3 - a) Impulsor; b) Molde de injeção; [3]. .....	2
Figura 2.1 - a) Invenção de Pierre Ciraud; b) invenção de Roos Housholder; [3]. .....	4
Figura 2.2 – Representação da transformação 3D para camadas em 2D; alterado de [6]. ....	7
Figura 2.3 – Representação de sinterização a laser por DMLS, [7]. .....	7
Figura 2.4 - a) Varrimento Up-Down Stripes; b) varrimento do tipo Squares, [5]. .....	8
Figura 2.5 - a) Escultura de Bathsheba; b) estrutura em aço inoxidável; c) bocal de combustível; alterado de [8] e [9]. .....	9
Figura 2.6 - a) Modo I; b) modo II; c) modo III; [11]. .....	10
Figura 2.7 – a) Variação da tenacidade à fratura, $K_{Ic}$ , com a espessura; b) dependência da tenacidade e da orientação da superfície de fratura com a espessura; alterado de [10] e [13]. .....	10
Figura 2.8 – Clivagem [14]. .....	11
Figura 2.9 – Variação de $K_{Ic}$ e $K_{Ic}$ com a resistência mecânica, [15]. .....	12
Figura 2.10 – Integral J na extremidade de uma fenda; [11]. .....	13
Figura 2.11 – a) Dimensões das amostras; b) dimensões para o uso do extensómetro; alterado de [21]. .....	15
Figura 2.12 – Registos de carga-deslocamento; [21]. .....	16
Figura 2.13 – Registo da carga-abertura de fenda para cálculo do integral J, [21]. .....	17
Figura 2.14 – Gráfico para cálculo de J, [21]. .....	18
Figura 3.1 - a) Cotas dos provetes; b) cotas referentes à Figura 2.11. ....	20
Figura 3.2 - Prato utilizado para o polimento dos provetes. ....	24
Figura 3.3 – a) Ensaio de dureza Vickers e medição das diagonais; b) impressão efetuada na amostra; alterado de [23]. .....	25
Figura 3.4 - Equipamento Struers Duramin I, usado para cálculo de durezas. ....	26
Figura 3.5 – Representação esquemática dos pontos utilizados na medição das durezas. ..	26
Figura 3.6 - a) Face do provete antes do ataque químico; b) face do provete depois do ataque químico. ....	27
Figura 3.7 - Equipamento Leica DM4000 M LED, utilizado na análise microscópica. ....	27

Figura 3.8 - Máquina ElectroPuls™ E1000, utilizada nos ensaios de fadiga. ....	28
Figura 3.9 - a) Montagem para medição da fenda; b) iluminação do provete. ....	29
Figura 3.10 - a) Medição do comprimento total da fenda; b) medição junto ao entalhe. ....	29
Figura 3.11 - Equipamento Instron 4206. ....	30
Figura 3.12 - Extensómetro Instron MTS, utilizado. ....	30
Figura 3.13 - a) Provete com aplicação para utilização do extensómetro; b) provete simples. ....	31
Figura 3.14 - a) Montagem integral do ensaio de tração; b) montagem do extensómetro. ...	31
Figura 3.15 - Microscópio eletrônico de varrimento Philips XL 30. ....	32
Figura 3.16 – Vista de topo da montagem para análise da superfície de fratura. ....	32
Figura 4.1 - Dureza do híbrido ST2SS_6. ....	34
Figura 4.2 – Dureza no interface do híbrido ST2SS_6. ....	34
Figura 4.3 - Dureza do híbrido ST2HS_6. ....	35
Figura 4.4 - Dureza no interface do híbrido ST2HS_6. ....	36
Figura 4.5 - a) Microestrutura do aço AISI 420; b) microestrutura do interface junto a zona de entalhe; c) microestrutura do aço 18Ni300; d) microestrutura na zona interface. ....	37
Figura 4.6 - a) Microestrutura do aço AISI H13; b) microestrutura do interface junto a zona de entalhe; c) microestrutura na zona interface. ....	38
Figura 4.7 - Curvas de tração da série sinterizada. ....	39
Figura 4.8 – Gráfico do provete 4ST07_6 para a determinação de $K_Q$ . ....	40
Figura 4.9 - Gráfico do provete 4ST07_6 para a determinação de J. ....	40
Figura 4.10 - Imagem correspondente à carga de 4550.27N. ....	43
Figura 4.11 - Imagem correspondente à carga de 9154.24N. ....	43
Figura 4.12 - Imagem correspondente à carga de 1229.24N. ....	44
Figura 4.13 - Imagem correspondente à carga de 260.39N. ....	44
Figura 4.14 – Curvas de tração da série híbridas ST/SS. ....	45
Figura 4.15 – Curvas de tração da série híbridas ST/HS. ....	47
Figura 4.16 - Superfície de fratura provetes totalmente sinterizados, (50X). ....	49
Figura A 0.1 – Valores De f .....	59
Figura A 0.2 - Dimensões fixador das lâminas .....	63
Figura A 0.3 – Dimensões lâminas. ....	63
Figura A 0.4 - Dimensões para aplicação do fixador das lâminas do extensómetro .....	64

---

Figura A 0.5 - a) Microestrutura do aço AISI 420; b) microestrutura do interface junto a zona de entalhe; c) microestrutura do aço 18Ni300; d) microestrutura na zona do interface .....	65
Figura A 0.6 - a) Microestrutura do aço AISI H13; b) microestrutura do interface junto a zona de entalhe; c) microestrutura na zona interface .....	67
Figura A 0.7 - Microestruturas das zonas fraturadas da série ST2SS_6. ....	69
Figura A 0.8 - Microestruturas das zonas fraturadas da série ST2HS_6. ....	71



---

## ÍNDICE DE TABELAS

Tabela 2.1 – Características dos primeiros equipamentos de sinterização; [3].	5
Tabela 2.2 - Valores de $K_{Ic}$ para vários materiais metálicos, alterado de [10] e [16].	12
Tabela 2.3 - Valores de $K_{Ic}$ para vários materiais metálicos, alterado de [17].	12
Tabela 2.4 – Valores De tenacidade à fratura em juntas soldadas; alterado de [12].	14
Tabela 3.1 - Código utilizado nos provetes.	21
Tabela 3.2 - Quantidade de provetes consoante a sua composição, velocidade e espessura.	22
Tabela 3.3 - Composição química dos materiais [24].	22
Tabela 3.4 - Propriedades mecânicas do aço 18Ni300 [25]	23
Tabela 3.5 - Propriedades mecânicas do AISI H13 e AISI 420 [26] e [24].	23
Tabela 3.6 – Fatores utilizados na abertura da pré-fenda.	28
Tabela 4.1 - Valores médios de dureza obtidos para o híbrido ST2SS_6.	35
Tabela 4.2 - Valores médios de dureza obtidos para o híbrido ST2HS_6.	36
Tabela 4.3 - Valores de $K_Q$ e $J$ para a série sinterizada.	41
Tabela 4.4 – Raios de plastificação na extremidade da fenda da série ST.	42
Tabela 4.5 - Valores de $K_Q$ e $J$ para a série híbrida ST/SS.	46
Tabela 4.6 - Raios de plastificação na extremidade da fenda da série ST/SS.	46
Tabela 4.7 - Valores de $K_Q$ e $J$ para a série híbrida ST/HS.	48
Tabela 4.8 - Raios de plastificação na extremidade da fenda da série ST/HS.	48

## SIMBOLOGIA E SIGLAS

### Simbologia

$a$  – Comprimento nominal da fenda

$a_0$  – Comprimento inicial da fenda

$B$  – Espessura

$C$  – Largura total da amostra

$E$  – Módulo de Elasticidade/Young

$F$  – Força Aplicada

$F_d$  – Valor Particular de F, Figura 2.12

$F_c$  – Valor Particular de F, Figura 2.12

$F_m$  – Força aplicada na primeira realização de uma força máxima para o comportamento totalmente plástico

$F_Q$  – Valor Particular de F, Figura 2.12

$F_u$  – Força aplicada no início da extensão de fenda frágil ou quando o pico é precedido de  $\Delta a$  maior ou igual a 0,2.

$J$  – Integral de contorno da Mecânica da Fratura elastoplástica

$J_c$  – Tenacidade à fratura, J

$K$  – Fator intensidade de tensões

$K_c$  – Tenacidade à fratura

$K_{1c}$  – Tenacidade à fratura em estado plano de tensões

$K_Q$  – Valor provisório de  $K_{1c}$

$K_{máx}$  – Valor máximo do fator de intensidade de tensões

$K_{mín}$  – Valor mínimo do fator de intensidade de tensões

$q_c$  – Valor do deslocamento no início da extensão da fenda frágil, Figura 2.13

$q_m$  – Valor do deslocamento no início da extensão plástica, Figura 2.13

$q_u$  – Valor do deslocamento no início da extensão de fenda frágil, Figura 2.13

$R$  – Razão de tensão

- 
- $U_p$  – Área plástica, Figura 2.14
- $V$  – Deslocamento de abertura do entalhe
- $W$  – Largura efetiva da amostra de teste
- $\delta_c$  – Tenacidade à fratura, valor crítico para CTOD
- $\Delta a$  – Extensão da fenda estável
- $\Delta K$  – Gama ou intervalo do fator de intensidade de tensões
- $Y$  – Fator geométrico
- $\sigma_{YS}$  – Tensão de cedência
- $\eta_p$  – Fator adimensional, equação (2.11)
- $\sigma$  – Tensão nominal
- $\sigma_{m\acute{a}x}$  – Tensão máxima
- $\sigma_{m\acute{i}n}$  – Tensão mínima
- $\sigma_a$  – Amplitude de tensão
- $\sigma_m$  – Tensão média
- $\sigma_{eq}$  – Tensão equivalente
- $\Delta\sigma$  – Gama ou intervalo de tensões
- $\nu$  – Coeficiente de Poisson

## **Siglas**

AISI – American Iron and Steel Institute

ASTM – American Society for Testing and Materials

BS – British Standard

CAD – Computer Aided Design

CT – Compact Tension Specimen

CTOD – Crack Tip Opening Displacement

DEM – Departamento de Engenharia Mecânica

DIC – Digital Image Correlation

DMLS – Direct Metal Laser Sintering

FCTUC – Faculdade de Ciências e Tecnologia da Universidade de Coimbra

MEV – Microscópio eletrónico de varrimento

MFEP – Mecânica da Fratura Elástico Plástica

MFLE – Mecânica da Fratura Linear Elástica

SLM – Selective Laser Melting

SLS – Selective Laser Sintering

UC – Universidade de Coimbra

UT – Universidade do Texas

HV – Dureza Vickers





## 1. INTRODUÇÃO

A constante evolução humana ao longo dos tempos proporciona-nos viver num tempo de fácil e rápido acesso à informação, e consequentemente, na época de mais rápida evolução tecnológica alguma vez presenciada pelo ser humano.

O que nas últimas décadas do fim do século passado se mantinha como tecnologia de ponta durante anos, neste início de milénio esse espaço de tempo tem vindo a ser reduzido constantemente.

Esta rápida evolução permite ao Homem ter ao seu dispor ferramentas cada vez mais completas e poderosas inexistentes no passado, possibilitando a facilidade de passar as ideias do papel para algo concreto com alguma facilidade e rapidez.

Mantendo esta ideia em mente, hoje é possível ter uma ideia de um determinado componente, e usando um software de computador criar um modelo em 3D, e com um auxílio de um equipamento próprio fabricá-lo, isto apenas em horas (Figura 1.1).

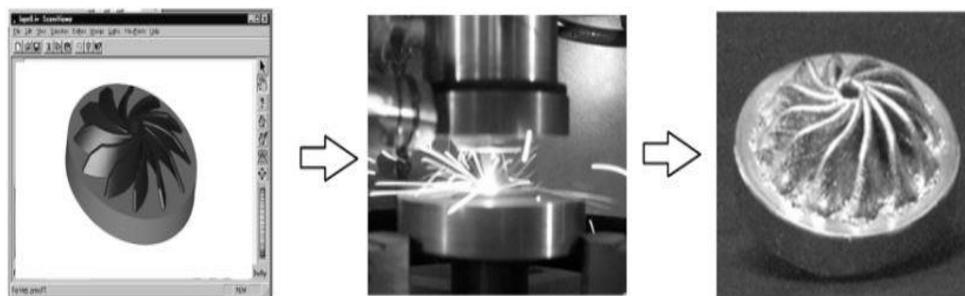
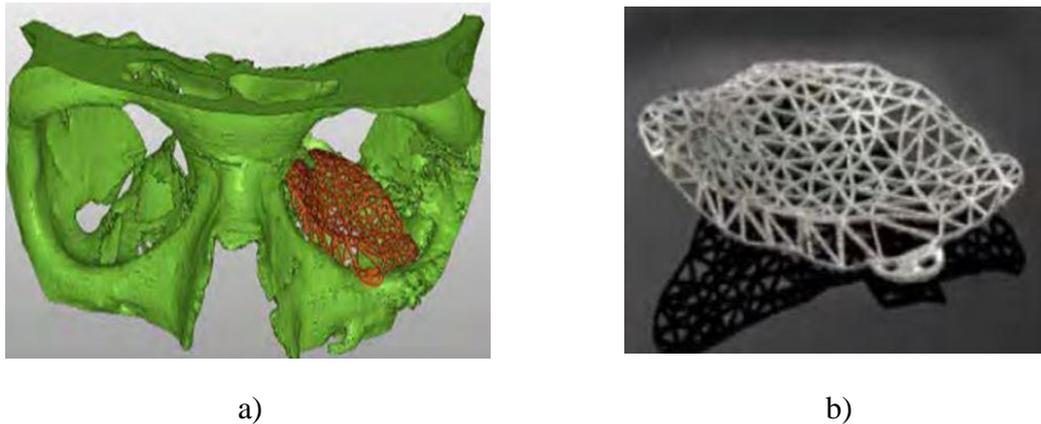


Figura 1.1 – Esquemática das etapas do processo de sinterização, [1]

Esta tecnologia é possível hoje em dia, tem tido uma rápida evolução e de modo geral chama-se de prototipagem rápida. Inserida nesta tecnologia encontra-se a sinterização a laser.

O processo de sinterização a laser trata-se de um processo, também ele assistido por software CAD, de fabrico aditivo por camadas utilizando pós metálicos que são fundidos através da energia de um laser, existem diversos tipos de fabrico por sinterização a laser, SLM e SLS por exemplo, mas nesta dissertação só será caracterizado o método de sinterização por DMLS, sendo este o método utilizado no fabrico das amostras utilizadas.

Este tipo de fabricação de componentes permite a obtenção de peças com geometrias complexas e pormenorizadas, além disso permite o fabrico de elementos híbridos com um material base a partir do qual será construído o resto do componente por sinterização.



**Figura 1.2** - a) Modelo virtual de uma prótese orbital; b) Estrutura de uma prótese orbital; [2].

Estas excelentes características do processo de sinterização levam a que este possa fabricar uma vasta gama de componentes, nas mais diversas áreas desde a saúde, aeroespacial até à indústria de moldes, como podemos ver na Figura 1.2 e Figura 1.3.

Visto que os resultados obtidos nos componentes sinterizados nem sempre correspondem ao pretendido, e com o objetivo de ajudar a uma contínua evolução deste processo, surge esta dissertação.



**Figura 1.3** - a) Impulsor; b) Molde de injeção; [3].

O estudo realizado encontra-se dividido em duas partes, em primeiro lugar serão analisadas amostras totalmente sinterizadas em aço maraging 18Ni300, e numa segunda fase em amostras híbridas, fabricadas com dois aços distintos, um aço inoxidável, AISI420, e um aço para ferramentas de trabalho a quente, AISI H13, a partir dos quais será mais tarde concluído o fabrico do componente por sinterização usando o 18Ni300 em ambos.

Esta dissertação encontra-se estruturada da seguinte forma; no capítulo 2, revisão bibliográfica, será abordado o processo de sinterização, conceito de concentração de tensões,  $K_{Ic}$ , Integral J, e a descrição de cálculo dos mesmos.

No capítulo 3, procedimento experimental, serão caracterizadas as propriedades mecânicas das amostras totalmente sinterizadas e híbridas, geometria e modo de obtenção dos provetes, perfis de dureza e a descrição detalhada do ensaio.

Já no capítulo 4, análise de resultados, serão analisados os dados retirados dos ensaios, análises morfológicas, medições de dureza, ensaios de fratura, e a observação das superfícies de fratura.

Por fim, no capítulo 5 serão apresentadas as conclusões que foram possíveis retirar da realização deste estudo.

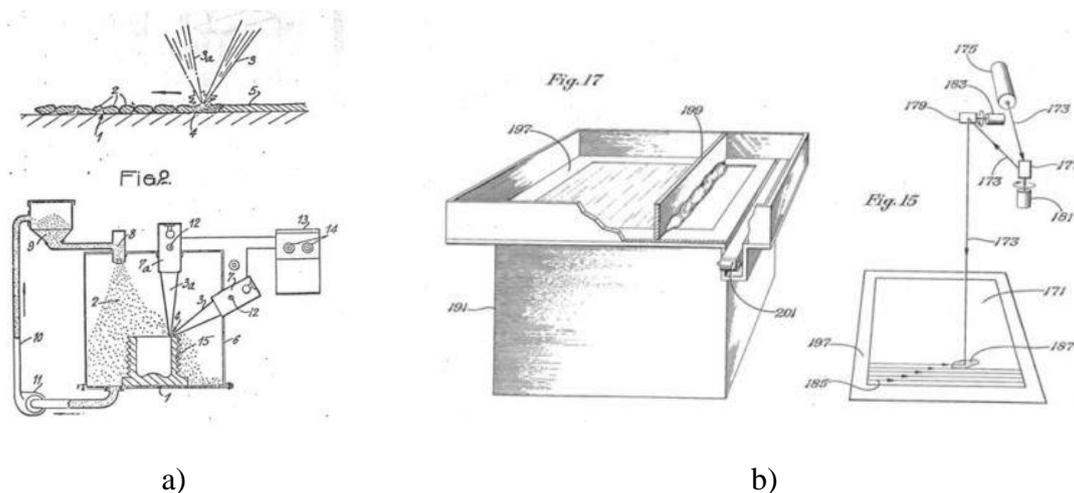
## 2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Neste capítulo será abordado o processo de sinterização a laser por DMLS, sendo este o processo utilizado no fabrico dos provetes ensaiados.

Além do processo de sinterização as suas características e evolução, será efetuada uma breve abordagem sobre a tenacidade à fratura, bem como a descrição do cálculo de  $K_{Ic}$  e do Integral J.

### 2.1. História

A origem do método de sinterização DMLS, ou do processo de sinterização, leva-nos até a década de 70. Onde em 1971 o Francês Pierre Ciraud apresenta uma patente, Figura 2.1 a), de um “método para fabricar artigos de qualquer geometria usando pós metálicos, e.g. pós metálicos num substrato e solidificando por um raio de energia, e.g. um raio laser” [3].



**Figura 2.1** - a) Invenção de Pierre Ciraud; b) invenção de Roos Housholder; [3].

Apenas seis anos mais tarde, Ross Housholder um inventor privado, apresenta ele também uma patente, Figura 2.1 b), de um sistema semelhante a sinterização a laser dos dias de hoje, afirmando que a sua invenção “permite um novo e único processo de moldagem para formar artigos em 3D por camadas e o processo pode vir a ser controlado por tecnologia

moderna, como um computador” [3], mas devido ao preço dos lasers na altura, Ross apenas testou uma variação sem a necessidade do laser

Será também importante referir nomes como o de Chuck Hull e Carl Deckard, um estudante da UT, que registaram as seguintes patentes respetivamente, “material capaz de solidificação ou material capaz de alterar o seu estado físico” e “aparelho de laser auxiliado por computador, que sinteriza sequencialmente uma pluralidade de camadas de pó para construir a parte pretendida camada a camada” [3].

Sendo a última registada por Carl Deckard em Outubro de 1986, e ficaria com o nome de Selective Laser Sintering (SLS), acabando por ser licenciada mais tarde da UT para a empresa DTM.

A primeira comercialização de sinterização a laser foi precisamente pela DTM (Sinterstation 2000) em Dezembro de 1992, e a segunda foi lançado pela EOS (EOSINT (P) 350), empresa de Munique, Alemanha, em Abril de 1994, a Tabela 2.1 mostra as características dos dois equipamentos.

**Tabela 2.1** – Características dos primeiros equipamentos de sinterização; [3].

<b>Característica</b>	<b>Sinterstation 2000</b>	<b>EOSINT (P) 350</b>
Laser	CO2	CO2, 50 Watt
Volume de Construção	Ø305 mm x 410 mm = 30 litros	350 mm x 350 mm x600 mm = 73.5 litros
Distribuição do pó	Em baixo	Em cima
Método de aplicação da camada	Rolo	Canal de vibração
Método de varrimento	Método “raster”	Vetor
Remoção de peças	Por cima	Por baixo
Primeiros materiais	Cera; policarbonato	Poliestireno; mistura de nylon

Entre 1989 e 1990 já se procurava o desenvolvimento de uma sinterização direta, onde em 1989 Nyrhilä tinha criado um novo conceito com pó para a sinterização e utilizou

para o DMLS, mas onde só em 1994 foram reportados os primeiros sucessos, sendo o primeiro equipamento instalado em 1995.

## 2.2. Sinterização

Para Brito, “Sinterização pode ser definida como um processo físico, termicamente ativado, que se faz com que um conjunto de partículas de determinado material, inicialmente em contato mútuo, adquira resistência mecânica” [4], o que para o autor da presente dissertação, define de forma adequada o processo de sinterização.

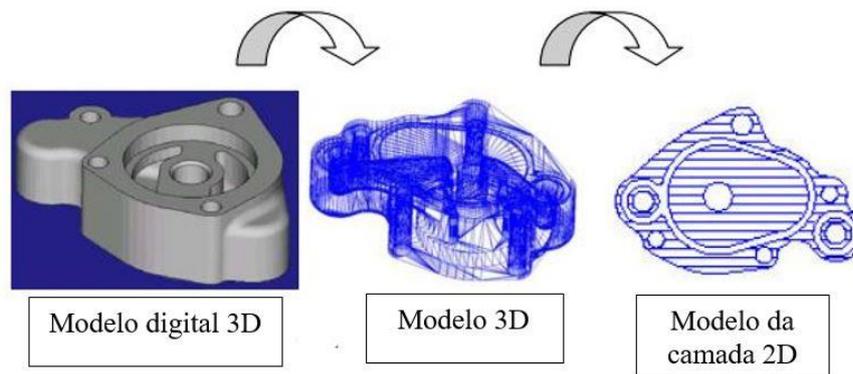
No processo de sinterização pode-se identificar dois tipos de mecanismos base para a união de partículas, esses mecanismos são:

- **Sinterização por fase sólida** – na sinterização por fase sólida, o transporte de material é realizado sem qualquer líquido na estrutura, o material encontra-se em estado viscoso, por exemplo: materiais submetidos a pressão; vidro, materiais cristalinos e também amorfos. A densificação e a rigidez são conseguidos através do aumento da área de contacto das partículas.
- **Sinterização por fase líquida** – neste mecanismo ao contrário do que acontece no anterior, a sinterização ocorre devido a formação de líquido na estrutura causado por uma fusão de um dos materiais. Este mecanismo é usado em materiais mais difíceis de sinterizar por fase sólida, e também para a obtenção de materiais compósitos.

O mecanismo de interesse para este estudo é o de fase líquida, onde a sinterização a laser, processo de fabrico dos provetes CT utilizados para os ensaios, se enquadra e será abordado em seguida.

### 2.2.1. Sinterização a Laser por DMLS

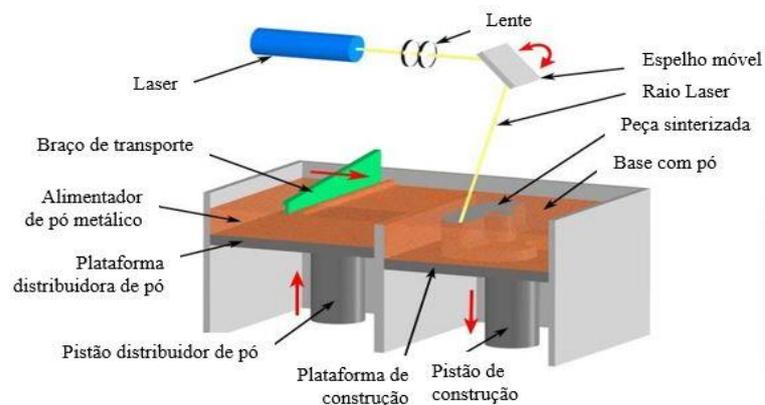
O processo de sinterização a laser é um processo assistido por software CAD, transformando um componente 3D em camadas 2D, representado esquematicamente na Figura 2.2. O fabrico de componentes é realizado camada a camada, camadas essas de pó metálico com espessuras “entre 20 e 60  $\mu\text{m}$ ” [5].



**Figura 2.2** – Representação da transformação 3D para camadas em 2D; alterado de [6].

Esquematicamente na Figura 2.3 pode-se observar o funcionamento de um equipamento de sinterização.

É utilizado um laser de alta potência, que reflete num espelho móvel permitindo que o feixe emitido percorra a área desejada da camada de pó presente na plataforma de construção.



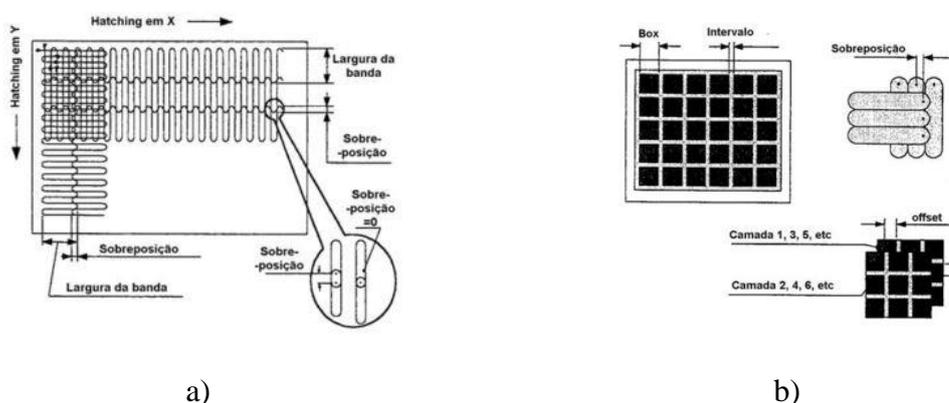
**Figura 2.3** – Representação de sinterização a laser por DMLS, [7].

Na zona onde o laser incide durante uns milissegundos, com o calor gerado o pó solidifica, criando uma nova camada sinterizada.

A zona de construção do equipamento encontra-se dentro de uma câmara, em que a sua atmosfera é controlada por um gás inerte, geralmente argônio ou nitrogênio, a câmara é aquecida de forma a evitar e atenuar tensões residuais que possam ocorrer durante a solidificação.

L. Esperto, alega que “Os parâmetros da tecnologia DMLS, que influenciam o processo de sinterização são a potência do laser (%), a velocidade de varrimento (mm/s) e a distância entre linhas de varrimento (mm). A estratégia de construção também condiciona o processo” [5].

A estratégia de construção pode ser realizada em banda, em linha ou em quadrados em X e Y, ou alternadamente em X e Y (Figura 2.4), o que permite uma densidade de quase 100%. O tempo de fabrico depende de vários fatores, o método de varrimento do laser, a área a sinterizar, distância entre linhas de construção, e até de alguns fatores mais simples como as dimensões do componente.

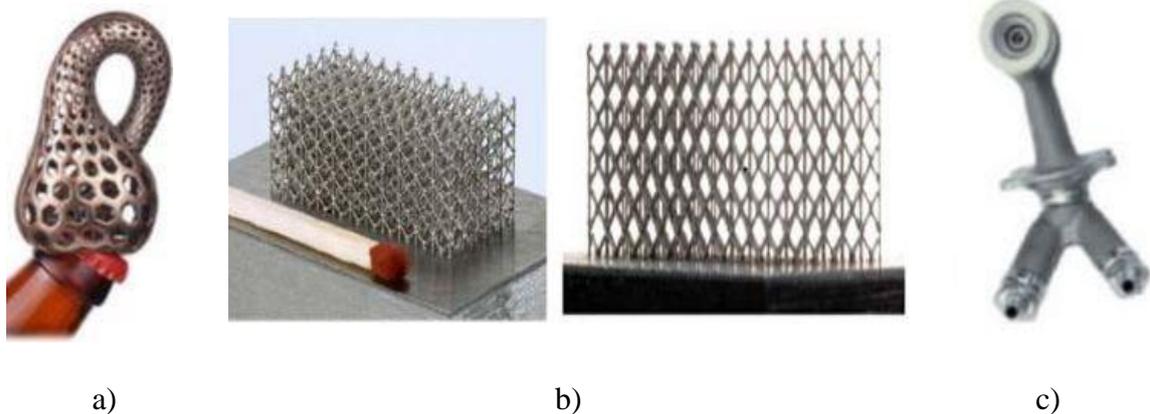


**Figura 2.4** - a) Varrimento Up-Down Stripes; b) varrimento do tipo Squares, [5].

Após a passagem do laser o braço de transporte repõem uma nova camada de pó a ser sinterizada.

Os êmbolos que se encontram na parte inferior da estrutura, do lado esquerdo e direito, alimentam e reposicionam respetivamente o componente em fabrico no fim de cada passagem do laser.

O processo de sinterização possui várias vantagens, a sua liberdade geométrica, podendo produzir peças de geometrias e formas que mais nenhum processo consegue, (Figura 2.5) a rapidez de execução, o desperdício de material é reduzido, os pó não fundidos continuam a ser usados, densidade elevada, e apenas precisa de acabamento superficial.



**Figura 2.5** - a) Escultura de Bathsheba; b) estrutura em aço inoxidável; c) bocal de combustível; alterado de [8] e [9].

### 2.3. Tenacidade à fratura

No dimensionamento de materiais os métodos utilizados mudam completamente perante a ausência ou existência de defeitos e fissuras, assim a partir de 1960 surge a mecânica à fratura, que possibilitou o estudo para materiais com a presença de defeitos e desenvolveu métodos de dimensionamento para os mesmos.

Segundo Branco, “Na presença de fissuras, as tensões que podem provocar ruína são inferiores às do corpo sem fissuras e dependem da tensão estática aplicada, da geometria da peça e da fissura e de um parâmetro do material denominado tenacidade à fratura” [10].

Posto isto, pode-se classificar os tipos de rotura a que os materiais e componentes estão sujeitos, em rotura frágil e rotura dúctil.

A rotura frágil é analisada no domínio da MFLE, onde as tensões são elásticas e existe apenas uma deformação plástica mínima na ponta da fissura, sendo a tenacidade à fratura designada por  $K_{Ic}$  ou  $K_c$ , em que  $K_c$  é o valor crítico do fator de intensidade de tensões, e sendo esta tenacidade caracterizada por uma rotura instável súbita.

Para uma rotura dúctil, a sua análise ocorre para um domínio na MFEP, em que ao contrário da rotura frágil ocorre uma deformação plástica considerável, e como tal a sua rotura não será instável, os parâmetros utilizados para caracterizar este modo de rotura são, o valor crítico do integral de contorno,  $J$ , na ponta da fissura,  $J_c$ , ou deslocamento da ponta da fissura, CTOD,  $\delta_c$ .

### 2.3.1. Definição de $K_{Ic}$

O fator de intensidade de tensões,  $K$ , define o estado das tensões na extremidade da fenda, ocorrendo rotura quando  $K$  atinge um valor crítico,  $K_c$  sendo este parâmetro uma propriedade do material que depende da espessura e é definido como tenacidade à fratura.

Segundo Branco, "o valor de  $K_c$  em condições de deformação plana é normalmente designado por  $K_{Ic}$  e é uma característica intrínseca do material, independente da geometria", além disso afirma também que "o parâmetro  $K_{Ic}$  é o valor mínimo de  $K_c$  obtido para uma fratura totalmente no modo I em estado plano de extensão" [12], modo I que se encontra representado na Figura 2.6 a).

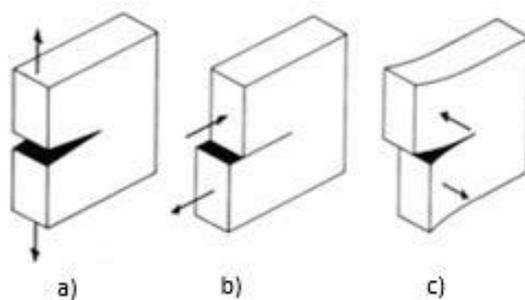


Figura 2.6 - a) Modo I; b) modo II; c) modo III; [11].

Na Figura 2.7 a), é possível identificar as zonas de estado plano de tensão e estado plano de deformação, bem como a zona correspondente ao comportamento de transição entre ambas.

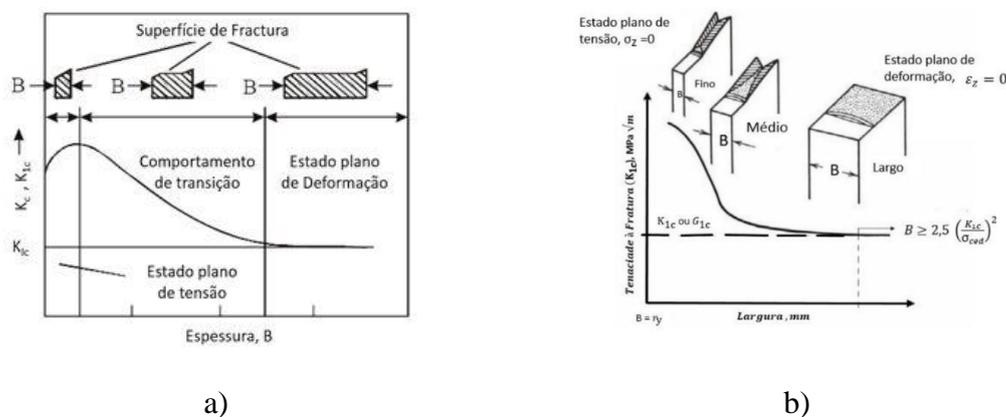


Figura 2.7 – a) Variação da tenacidade à fratura,  $K_c$ , com a espessura; b) dependência da tenacidade e da orientação da superfície de fratura com a espessura; alterado de [10] e [13].

Na primeira zona, estado plano de tensão, a tensão,  $\sigma_z = 0$  e a área de fratura ocorre num ângulo de  $45^\circ$  com a tensão aplicada, visível na Figura 2.7 b), isto para espessuras finas. As tensões de corte são mais elevadas o que obriga a um maior uso de energia para que ocorra fratura.

Com o aumento da espessura existe um estado triaxial de tensões, aumenta a área normal à tensão, o que implica uma diminuição das tensões de corte e como tal é necessário uma menor energia para a ocorrência de rotura.

Para Jorge e Chambel, “O crescimento da fenda é geralmente instável e o tipo de fratura é denominado por “clivagem”. No entanto, apesar do estado plano de deformação na zona interior de material, as superfícies livres do provete encontram-se em estado plano de tensão e a falha ocorre em planos a  $45^\circ$  “ [11] (Figura 2.8).

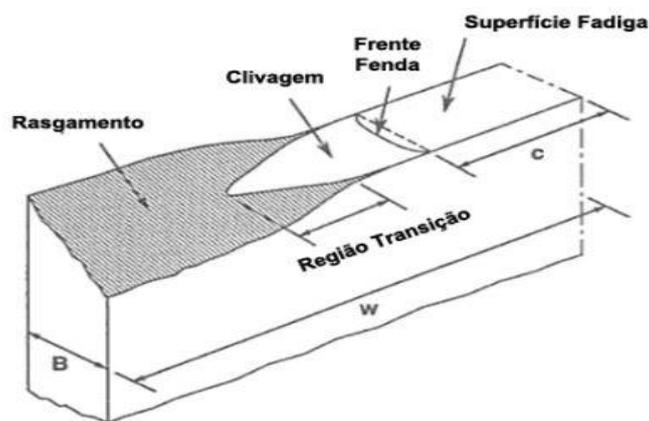


Figura 2.8 – Clivagem [14].

Assim é possível concluir que para uma espessura pequena é necessário um valor de  $K_c$  maior que para um provete de espessura elevada, e o seu valor mínimo ocorre para a ausência de deformações de corte.

Na figura seguinte (Figura 2.9) podemos ver a relação de  $K_c$  e  $K_{Ic}$  com as tensões de cedência, onde para valores de tensões de cedência menores temos valores elevados de  $K_c$ ,  $K_{Ic}$  e vice-versa.

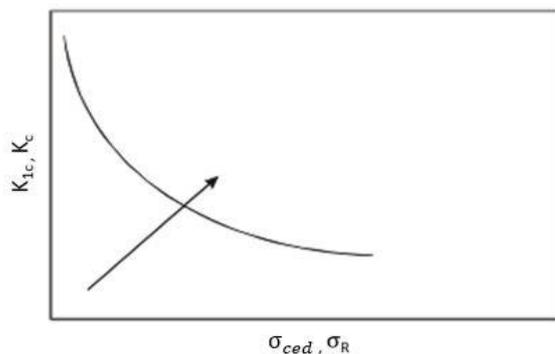


Figura 2.9 – Variação de  $K_{1c}$  e  $K_c$  com a resistência mecânica, [15].

Na Tabela 2.2 e Tabela 2.3 encontram-se os valores  $K_{1c}$  para vários materiais.

Tabela 2.2 - Valores de  $K_{1c}$  para vários materiais metálicos, alterado de [10] e [16].

Material e estado	Tensão de cedência [MPa]	$K_{1c}$ [MPa.m <sup>1/2</sup> ]	Temperatura [°C]
18% Ni, "maraging"			
Tipo 200	1 505	111	21
Tipo 250	1 715	93.5	21
Tipo 300	2 030	65.2	21
Tipo 350	1 550	97.35	21
Tipo 350	2 240	68.1	21
AISI 420	-	80.62	20
	-	79.96	20
	-	72.19	20

Tabela 2.3 - Valores de  $K_{1c}$  para vários materiais metálicos, alterado de [17].

Material	Temperatura de Austenização	$K_{1c}$ [MPa.m <sup>1/2</sup> ]	
		Endurecido	Endurecido e temperado
AISI H13	1000	27	27
	1050	26	27
	1100	23	28
	1150	22	28
	1200	20	27

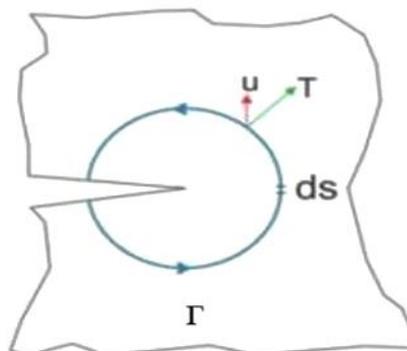
### 2.3.2. Definição do integral J

Este parâmetro foi apresentado por J. Rice em 1968, [18], e no entender do autor Mohammed Y. tem uma ótima definição para o integral J quando refere que este “baseia-se num método energético que idealiza a deformação elasto-plástica ocorrida em torno de um componente fissurado como de natureza não-linear elástica” [19].

Este parâmetro, é o integral de contorno, em que o seu valor não depende do contorno  $\Gamma$ , mas contendo a extremidade da fissura, Figura 2.10, sendo definido pela equação (2.1)(2.14),

$$J = \int_{\Gamma} W dy - T \frac{\partial u}{\partial x} ds \quad (2.1)$$

em que  $W$  é a densidade de energia de deformação em pontos de contorno,  $T$  é o vetor de tração no contorno,  $u$  será o deslocamento e por fim  $ds$  é o elemento de contorno  $\Gamma$ .



**Figura 2.10** – Integral J na extremidade de uma fenda; [11].

J. Rice demonstrou que a equação (2.1) pode ser apresentada de forma mais simples, equação (2.2), no caso de um material não-linear elástico, em que  $dU/da$  é a variação da energia potencial com o comprimento da fenda.

$$J = - \frac{dU}{da} \quad (2.2)$$

Para um material linear elástico, a definição de J será a equação (2.3), em que B refere-se a espessura.

$$G = \frac{1}{B} \left( \frac{dU}{da} \right) \quad (2.3)$$

Posto isto, para Branco, “J é portanto, uma extensão do conceito de G (derivado para o comportamento linear elástico) ao comportamento não linear-elástico” [12]. E como mostram [20] existe um valor crítico de J, J<sub>c</sub> para a propagação de uma fenda.

**Tabela 2.4** – Valores De tenacidade à fratura em juntas soldadas; alterado de [12].

Aços e Normas	Espessura (mm)	Localização	J <sub>c</sub> (KN/mm)	Temperatura (°C)
BS 43 D	25	L-T <sup>1</sup> HAZ	55	-20
BS 50 D	25	L-T HAZ	39	-20
BS 50 D	25	L-T WM	44 46 66	-20 -20
OX 602	25	L-T HAZ	62	-20

<sup>1</sup> Esta localização refere-se a direção de solitação no material da placa, (L-indica a direção longitudinal ou de laminagem), e a segunda letra direção de fissuração (ex. T indica direção transversal), WM – Weld Metal (metal depositado), HAZ – Heat Affected Zone (zona afetada pelo calor).

### 2.3.3. Determinação experimental de K1c e do Integral J

Para a obtenção de valores que possam ser reportados como fiáveis, utilizou-se a norma BS 7448 1991, [21], para a determinação experimental da tenacidade, procedimento experimental que será descrito no próximo capítulo, Materiais e procedimento experimental.

As dimensões dos provetes devem obedecer as dimensões normalizadas presentes na Figura 2.11 a), bem como as dimensões para a aplicação do extensómetro na Figura 2.11 b).

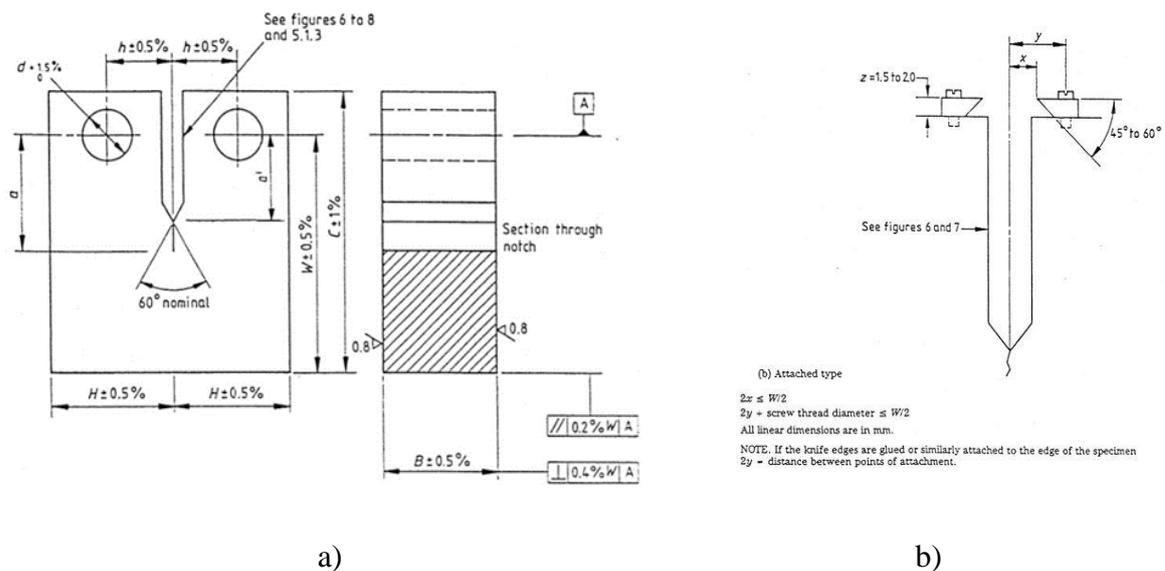


Figura 2.11 – a) Dimensões das amostras; b) dimensões para o uso do extensómetro; alterado de [21].

Para a determinação do comprimento da pré-fenda foi consultada a norma BS 7448 1991,[21], onde se faz cumprir a expressão (2.4), tabela presente em anexo (ANEXO A) onde  $a_0$  assume o valor de  $a$ .

$$0,45 \leq \frac{a}{W} \leq 0,55 \quad (2.4)$$

Posteriormente com a expressão (2.5) consegue-se retirar o tamanho da pré-fenda que deverá ser maior que 1.3mm, ou 2.5% da espessura B da amostra.

$$a - a' \quad (2.5)$$

### 2.3.3.1. Determinação de $K_{1c}$

É realizado um ensaio de fratura onde se provoca rotura aumentando a carga gradualmente com uma determinada velocidade. Obtêm-se um registo da carga e do deslocamento ou abertura da fenda, para que posteriormente seja possível traçar um gráfico (força x deslocamento) analisando em seguida que tipo registo foi obtido (Figura 2.12).

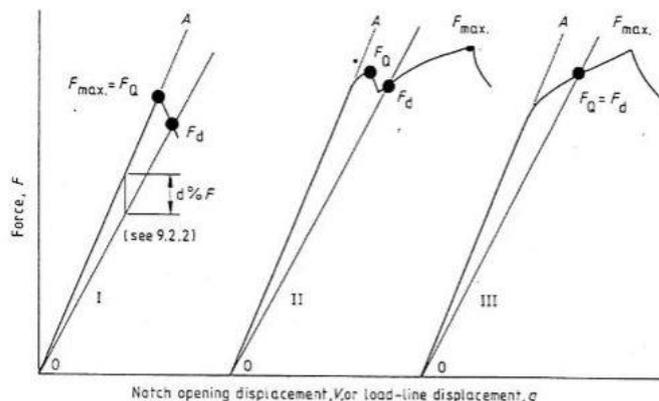


Figura 2.12 – Registos de carga-deslocamento; [21].

Após identificar o tipo de registo é traçada uma reta com um declive como mostra a Figura 2.12, em que a percentagem deste declive será inferior a reta OA, 5% no caso de o registo do gráfico seja a carga em função do deslocamento de abertura, e um declive inferior de 4% para ensaios de flexão, carga em função do deslocamento.

Para o registo I e II,  $F_Q$  e a maior força que procede  $F_d$ , e no caso do registo III,  $F_Q$  e  $F_d$  sendo coincidentes e têm o mesmo valor.

Com o valor para a força máxima, calcula-se o quociente entre esta e o valor de  $F_Q$ , equação (2.6).

$$\frac{F_{m\acute{a}x}}{F_Q} \quad (2.6)$$

Se o rácio da equação (2.6) for inferior a 1.10, o cálculo de  $K_Q$  é feito através das equações (2.7) e (2.8),

$$K_Q = \frac{F_Q}{B W^{0.5}} \times f' \left( \frac{a_0}{W} \right) \quad (2.7)$$

Em que,

$$f' \left( \frac{a_0}{W} \right) = \frac{\left( 2 + \frac{a_0}{W} \right) \left[ 0.886 + 4.64 \frac{a_0}{W} - 13.32 \frac{a_0^2}{W^2} + 14.72 \frac{a_0^3}{W^3} - 5.6 \frac{a_0^4}{W^4} \right]}{\left( 1 - \frac{a_0}{W} \right)^{1.5}} \quad (2.8)$$

Para facilitar os cálculos de  $K_Q$  os valores para a equação (2.8) encontram-se em anexo, (ANEXO A) para valores específicos de  $\frac{a_0}{W}$ .

Para calcular  $K_{Ic}$ , é necessário calcular o fator dado pela equação (2.9), em que se o resultado deste for inferior ao comprimento da fenda,  $a_0$ , espessura  $B$ , e do que  $(W - a_0)$ , então o valor de  $K_Q = K_{Ic}$ .

$$2.5 \left( \frac{K_Q}{\sigma_{YS}} \right)^2 \quad (2.9)$$

No caso de resultado da equação (2.9), não cumpra os parâmetros acima referidos, ou o rácio da equação (2.6) for maior que 1.10, será utilizado o método de cálculo do integral  $J$ , abordado no próximo subcapítulo.

### 2.3.3.2. Determinação do integral $J$

Caso a equação (2.6) e a equação (2.9) não cumpram as exigências descritas anteriormente, então passa-se para uma análise utilizando o integral  $J$ .

Para isso é necessário ver o tipo de registo consultando a Figura 2.13 de forma a determinar posteriormente o  $F_c$ , e  $q_c$ ,  $F_u$ , e  $q_u$  ou  $F_m$  e  $q_m$ .

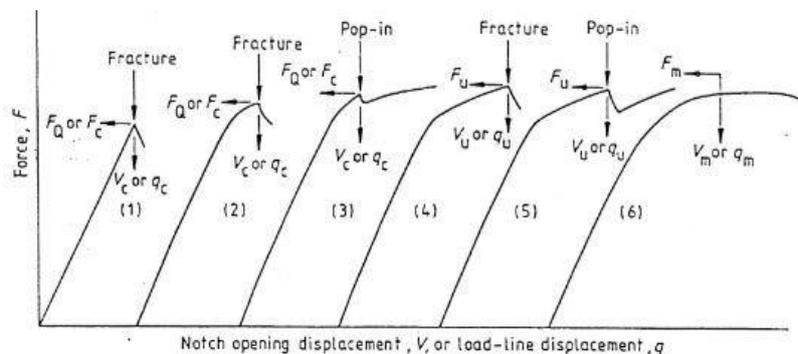


Figura 2.13 – Registo da carga-abertura de fenda para cálculo do integral  $J$ , [21].

Após a identificação das forças, o valor de deslocamento respetivo para a mesma, e como mostra a Figura 2.14, é traçada uma reta, paralela a reta OA, em que interseccione o valor de  $F_c$ ,  $F_u$  ou  $F_m$  determinado anteriormente.

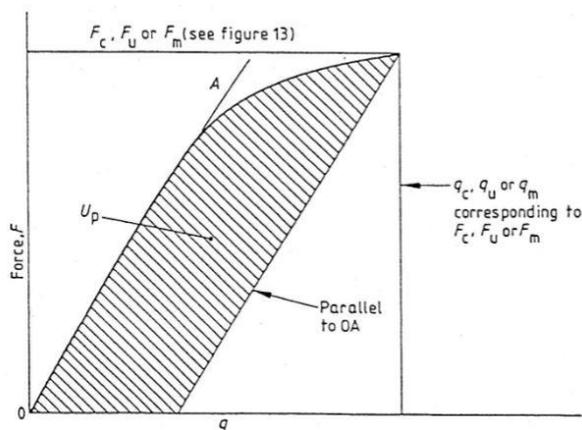


Figure 17. Definition of  $U_p$  (for the determination of  $J$ )

Figura 2.14 – Gráfico para cálculo de  $J$ , [21].

Em seguida é calculado o valor da área  $U_p$ , área plástica, e da área total do gráfico, que inclui a área triangular do lado direito, área elástica.

Com o valor das áreas calculadas, é possível passar ao cálculo de  $J$ , utilizando a equação (2.10).

$$J = \left[ \frac{F}{BW^{0.5}} \times f' \left( \frac{a_0}{W} \right) \right]^2 \frac{(1 - \vartheta^2)}{E} + \frac{\eta_p U_p}{B(W - a_0)} \quad (2.10)$$

em que,

$$\eta_p = 2 + 0.522 \left( 1 - \frac{a_0}{W} \right) \quad (2.11)$$

e o valor de  $f' \left( \frac{a_0}{W} \right)$  pode ser calculado pela equação (2.8) ou retirado diretamente da tabela presente em anexo, (ANEXO A).

### 2.3.4. Dimensão da zona plástica

Após os ensaios de fratura realizados será interessante caracterizar a dimensão da zona plástica.

Branco, afirma que “as tensões são máximas na ponta da fissura e que, teoricamente poderiam atingir um valor infinito. Mas, como não existem tensões infinitas, este facto indica que, desde que o raio de curvatura na ponta da fissura seja bastante aguçado, as tensões locais podem exercer a tensão de cedência do material, mesmo que a tensão nominal seja bastante reduzida.

Desde que essa zona na ponta da fissura aonde há plastificação tenha dimensões muito pequenas quando comparadas com as restantes dimensões da peça, pode-se usar a aproximação da MFLE, porque, no restante o corpo estará sujeito a tensões elásticas.” [10].

Assim sendo, os raios da zona plástica na ponta da fissura será dado pelas equações:

$$r_y = \frac{1}{2\pi} \left( \frac{K_Q}{\sigma_{ced}} \right)^2 \quad (2.12)$$

para o estado plano de tensões,

$$r_y = \frac{1}{6\pi} \left( \frac{K_Q}{\sigma_{ced}} \right)^2 \quad (2.13)$$

para o estado plano de deformação, em que

$$\left( \frac{r_y}{B} \right) \leq 2\% \quad (2.14)$$

### 3. MATERIAIS E PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

No presente capítulo serão caracterizados todos os procedimentos e materiais utilizados nesta dissertação.

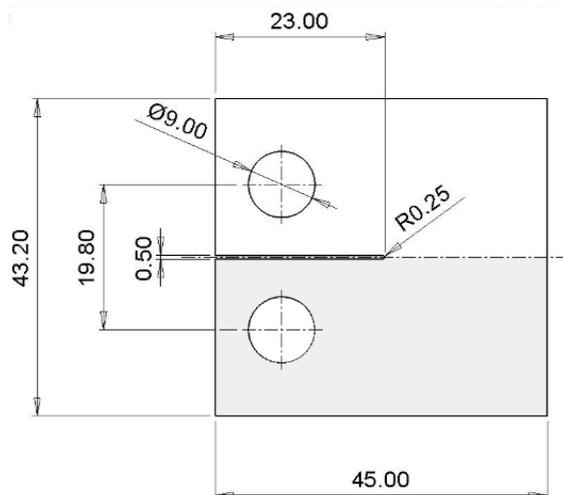
Para a obtenção de valores experimentais que possam ser caracterizados e validados foi seguida a norma britânica BS 7488, [21].

#### 3.1. Provetes CT

Nos ensaios realizados foram utilizados provetes CT, como já referido anteriormente, os provetes foram fabricados na instituição colaboradora pelo equipamento de DMLS da “*Concept Laser*”, modelo “*M3 Linear*”.

Os provetes têm as dimensões e geometria representada na Figura 3.1, a espessura de cada camada de pó metálico sinterizado é de 30 micrones, com a estratégia de construção sendo uma malha, idêntica à Figura 2.4 a).

Os provetes sinterizados foram totalmente obtidos por sinterização a laser, fabricados em aço AISI 18Ni300.



Cota	Dimensão [mm]
B	6 e 3
W	36
C	45
H	21.6
h	9.9
a	14
a'	18

a)

b)

Figura 3.1 - a) Cotas dos provetes; b) cotas referentes à Figura 2.11.

Os provetes híbridos foram parcialmente sinterizados, como mostra esquematicamente na Figura 3.1 a), com uma parte a continuar a ser sinterizada usando o aço AISI 18Ni300, e a outra maquinada utilizando dois materiais diferentes, um aço AISI H13 e um AISI 420.

Para cada série de provetes sinterizados ou híbridos, encontram-se provetes com diferentes velocidades de laser, 200 mm/s e 400 mm/s, e diferentes espessuras, 3 e 6 mm.

Para facilitar o reconhecimento da série de cada provete, foi utilizada a codificação presente na Tabela 3.1.

No caso dos provetes sinterizados o primeiro dígito identifica a velocidade do laser, no caso presente na Tabela 3.1 o “4” indica uma velocidade de 400 mm/s, os dígitos “05” diz respeito ao número do provete, e o último dígito “6” refere-se à espessura do mesmo.

Nos Híbridos a única diferença é que o número que indica a velocidade do laser se encontra entre a designação do sinterizado “ST” e entre as letras que identificam o material base, não sinterizado, no caso do primeiro híbrido da Tabela 3.1, é “HS” que refere-se ao aço AISI H13, tendo os restantes dígitos o mesmo significado do sinterizado.

Caso não seja necessário identificar o número do provete a codificação geral mantém-se, apenas omite-se os dígitos referentes a numeração dos provetes.

**Tabela 3.1** - Código utilizado nos provetes.

<b>Provetes</b>	<b>Código do provete</b>	<b>Material A</b>	<b>Material B</b>
Sinterizados	4ST05_6	18Ni300	-
Híbridos	ST4HS02_6	18Ni300	AISI H13
Híbridos	ST2SS01_3	18Ni300	AISI 420

Na Tabela 3.2, podemos encontrar o número de provetes ensaiados para cada série das amostras.

**Tabela 3.2** - Quantidade de provetes consoante a sua composição, velocidade e espessura.

<b>Amostras</b>	<b>Sinterizados</b>			<b>Híbridos</b>				
Série do provete	2ST_3	2ST_6	4ST6	ST2SS_3	ST2SS_6	ST4SS_6	ST2HS_3	ST2HS_6
Nº de provetes	4	3	4	4	3	4	4	3

### 3.2. Caracterização química e mecânica dos materiais

Os provetes sinterizados como já referido anteriormente, foram totalmente obtidos por sinterização usando o aço AISI 18Ni300, com a composição química apresentada na Tabela 3.3.

**Tabela 3.3** - Composição química dos materiais [24].

<b>Aço</b>	<b>C</b>	<b>Ni</b>	<b>Co</b>	<b>V</b>	<b>Mo</b>	<b>Ti</b>	<b>Al</b>	<b>Cr</b>	<b>P</b>	<b>Si</b>	<b>Mn</b>	<b>Fe</b>
18Ni300	0.01	18.2	9.0	-	5.0	0.6	0.05	0.3	0.01	0.1	0.04	Restante
AISI H13	0.4	-	-	0.94	1.30	-	-	5.29	0.017	1.05	0.036	Restante
AISI 420	0.37	-	-	0.17	-	-	-	14.22	0.021	0.64	0.037	Restante

Este material apresenta uma boa soldabilidade, o que o torna ótimo para o seu uso no processo de sinterização, tem alta resistência e um baixo teor em carbono, além disso tem elevada dureza mantendo a sua maleabilidade, as suas propriedades mecânicas estão presentes na Tabela 3.4.

**Tabela 3.4** - Propriedades mecânicas do aço 18Ni300 [25]

<b>18Ni300</b>	<b>Recozido</b>	<b>Envelhecido</b>
Tensão de Ruptura [MPa]	1080	2050
Tensão de Cedência [MPa]	758	1990
Deformação na Ruptura [%]	18	7.7
Módulo de Young [GPa]	190	190

Para o fabrico dos provetes híbridos foram usados os aços AISI H13 e AISI 420.

O AISI H13 é um aço para ferramentas de trabalho a quente, com uma ótima resistência ao desgaste, dureza elevada e é utilizado na indústria de moldes plásticos, lâminas de corte e matrizes de forjamento.

O AISI 420 é um aço inoxidável, possui também uma ótima resistência ao desgaste, fácil de maquinar e soldar, utilizado na indústria dos moldes para fabrico de produtos alimentares e extrusão de polímeros.

As composições químicas e as propriedades mecânicas dos aços AISI H13 e AISI 420, estão presentes na Tabela 3.3 e na Tabela 3.5 respetivamente.

**Tabela 3.5** - Propriedades mecânicas do AISI H13 e AISI 420 [26] e [24].

	<b>AISI H13</b>	<b>AISI 420</b>
Tensão de Ruptura [MPa]	1990	1350
Tensão de Cedência [MPa]	1650	1200
Deformação na Ruptura [%]	9	13
Módulo de Young [GPa]	210	210

### 3.3. Preparação das amostras

O primeiro passo a ter com as amostras foi o seu polimento, para que posteriormente fosse possível realizar a análise da microestrutura, os ensaios de dureza e a obtenção de uma superfície polida onde seja possível identificar o tamanho da fenda que será iniciada por fadiga e terá um comprimento pré-definido.

No polimento das amostras foram usadas várias granulometrias de lixas, de forma a ter o polimento mais desejado e adequado para as análises desejadas

A utilização dessas granulometrias foi iniciado com lixas mais grosseiras, sendo repetido por lixas mais finas sendo utilizadas por ordem as lixas, P360, P600, P1000, e P2500.

Na Figura 3.2 podemos ver um polimento de uma dessas lixas, sendo na última etapa realizado um polimento num prato de 6 micron para aço, com uma pasta de diamante, também ela de 6 micron, e por fim num prato de 3 micron para aço, com a pasta de diamante de 3 micron.



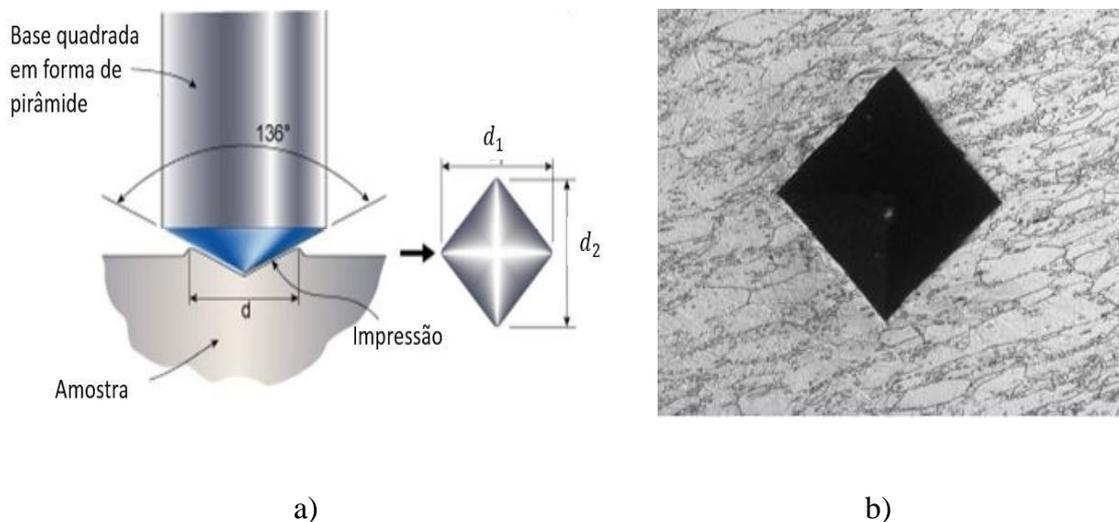
Figura 3.2 - Prato utilizado para o polimento dos provetes.

### 3.4. Perfis de dureza

Para a determinação das microdurezas das amostras foi utilizado o ensaio Vickers, patenteado por Robert e George, [22], e representado esquematicamente na Figura 3.3.

Este ensaio é realizado à temperatura ambiente, e aplicada uma carga pré definida progressivamente e mantida entre 10 a 15 segundos.

A base em forma de pirâmide, com um ângulo de  $136^\circ$  entre as faces de diamante, penetra a amostra (Figura 3.3 a) deixando uma impressão (Figura 3.3 b) e ao medir as suas diagonais é determinado o valor da microdureza na zona da impressão.



**Figura 3.3** – a) Ensaio de dureza Vickers e medição das diagonais; b) impressão efetuada na amostra; alterado de [23].

Na determinação das microdurezas, os ensaios foram realizados utilizando o equipamento “Struers Duramin I” presente na Figura 3.4.

As microdurezas, tal como na secção anterior Análise das micrografias, só foram realizadas para amostras híbridas, ST2HS\_6 e ST2SS\_6, à temperatura ambiente e com uma carga de 9.81 N.

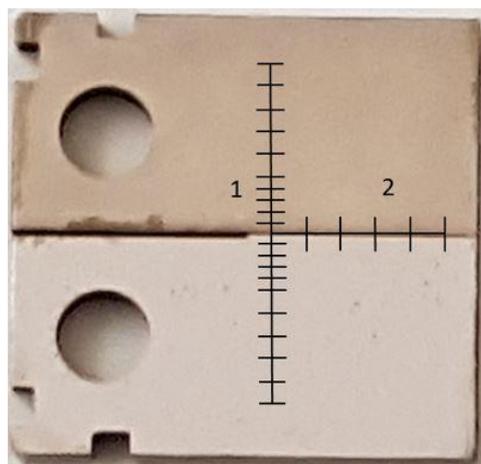


**Figura 3.4** - Equipamento Struers Duramin I, usado para cálculo de durezas.

Nos ensaios foram realizadas duas medições, uma ao longo do interface, reta 2 representada na Figura 3.5, utilizando 5 pontos distanciados entre eles de 0.5 mm.

A segunda medição é realizada perpendicularmente ao interface, reta 1 (Figura 3.5) sendo utilizados 10 pontos para ambos os lados do provete, em que os primeiros 5 distam entre eles 0.1 mm e os últimos 5 pontos 0.5 mm.

As medições foram realizadas junto ao entalhe, tendo como origem a interseção das duas retas que se encontra a uma distância de 0.5 mm do entalhe.

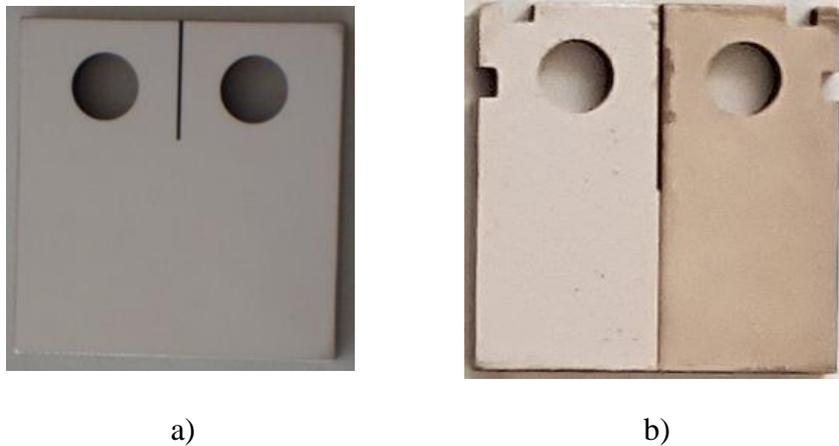


**Figura 3.5** – Representação esquemática dos pontos utilizados na medição das durezas.

### 3.5. Análise das micrografias

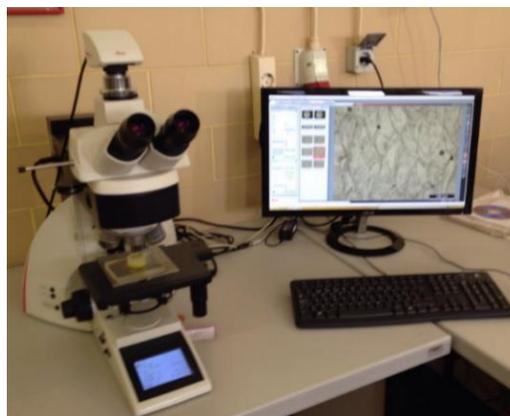
Após o polimento de todas as amostras realizou-se a análise micrográfica, sendo apenas analisadas as amostras híbridas ST2HS\_6 e ST2SS\_6.

Para a observação da microestrutura ser possível foi realizado um ataque químico com Picral, (diluindo 5 gramas de ácido Pícrico em 100 ml de etanol, com 96% de volume.) em que a parte sinterizada foi mergulhada cerca de 20 segundos e a parte do aço “adicionado” cerca de 2 minutos, o resultado é visível na Figura 3.6 b) onde após o ataque químico é completamente perceptível a distinção entre os dois materiais.



**Figura 3.6** - a) Face do provete antes do ataque químico; b) face do provete depois do ataque químico.

Após o ataque químico os provetes encontram-se preparados para a sua observação ao microscópio “Leica DM4000 M LED” presente na Figura 3.7.

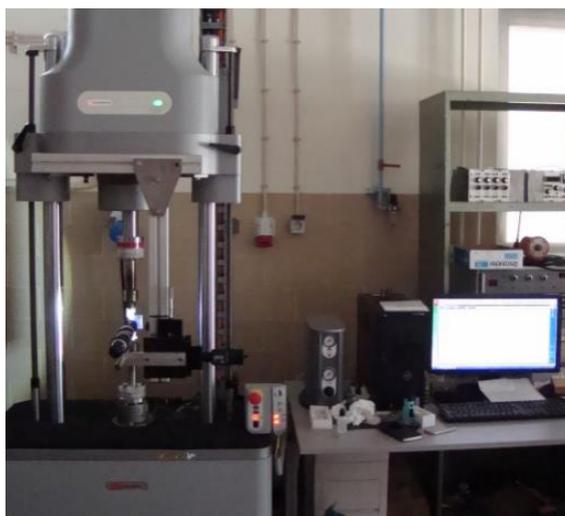


**Figura 3.7** - Equipamento Leica DM4000 M LED, utilizado na análise microscópica.

### 3.6. Descrição do ensaio

#### 3.6.1. Abertura da pré-fenda

Os ensaios de fadiga para a abertura da pré-fenda foram realizados no equipamento “*ElectroPuls™ E1000*” (Figura 3.8), sendo realizados em amplitude constante.



**Figura 3.8** - Máquina ElectroPuls™ E1000, utilizada nos ensaios de fadiga.

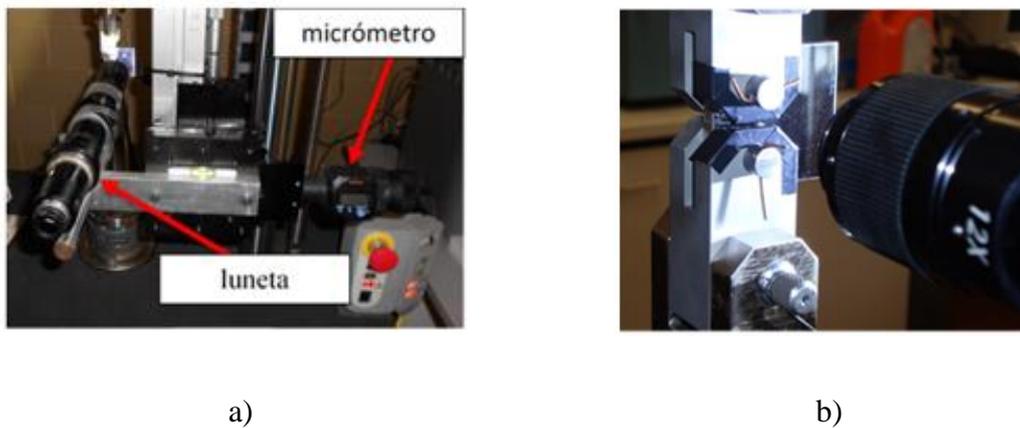
O objetivo deste ensaio é criar uma pré-fenda de 4mm, em todas as séries de provetes, calculada usando a expressão (2.4), onde foi considerado um  $\frac{a}{W} \leq 0.5$  e determinado o seu comprimento com a expressão (2.5).

Em seguida com o auxílio de uma folha de Excel foram determinadas todos os fatores, presentes na Tabela 3.6, utilizados e necessários para a realização da abertura da fenda.

**Tabela 3.6** – Fatores utilizados na abertura da pré-fenda.

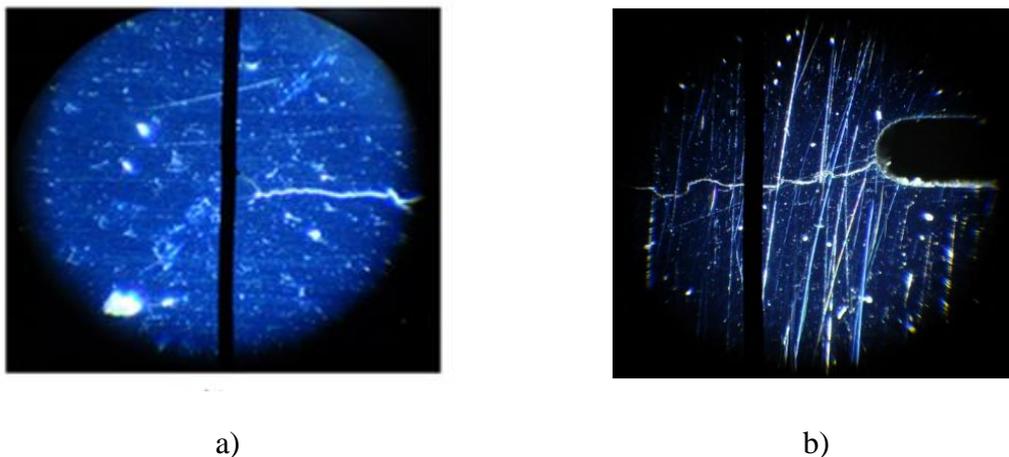
	Espessura dos provetes	
	6 [mm]	3 [mm]
Frequência [Hz]	15 - 25	15 - 25
$\Delta K$ [MPa $\sqrt{m}$ ]	12	12
$F_{m\acute{a}x}$ [N]	2036.9	1123.16
$F_{min}$ [N]	101.8	56.2

A medição do comprimento da fenda foi realizado pelo método ótico, utilizando a montagem da Figura 3.9, sendo usado um micrómetro para a medição do comprimento de fenda, uma lanterna iluminando o provete para facilitar e possibilitar a visão da fenda através da luneta “Navitar” com ampliação de  $12 \times 7 \times 1,5 \times 2$  como é possível ver na Figura 3.10.



**Figura 3.9** - a) Montagem para medição da fenda; b) iluminação do provete.

A barra preta vertical visível através da luneta é usada para medir o comprimento da fenda, devido a montagem da Figura 3.9, a luneta e a barra vertical acompanham o deslocamento do micrómetro, sendo assim possível medir com rigor aceitável o comprimento da fenda.



**Figura 3.10** - a) Medição do comprimento total da fenda; b) medição junto ao entalhe.

### 3.6.2. Ensaio de fratura

Os ensaios de tração foram realizados no equipamento “*Instron 4206*”, presente na Figura 3.11.



Figura 3.11 - Equipamento Instron 4206.

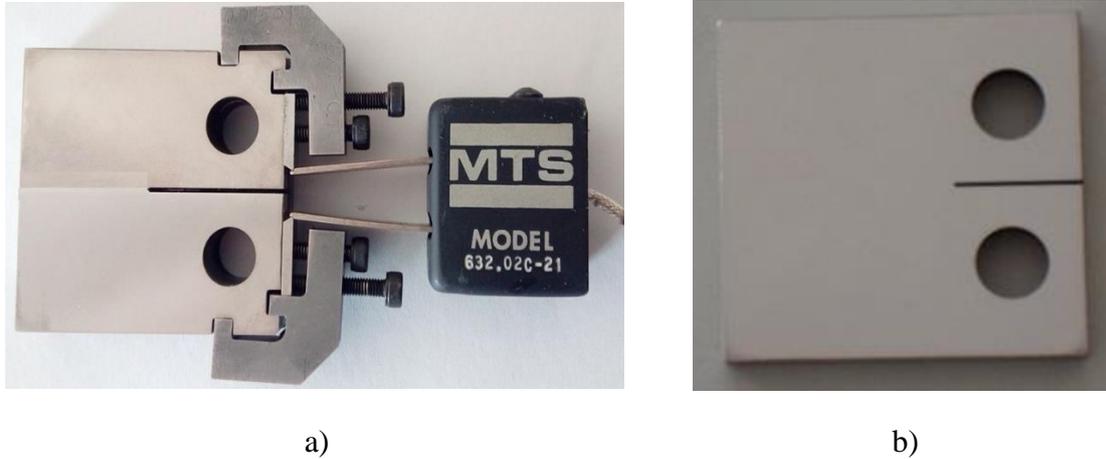
Durante o ensaio foi utilizado um extensômetro, “*Instron MTS*”, que se encontra na Figura 3.12, com a sua folha de calibração presente em apêndice, (APÊNDICE A).



Figura 3.12 - Extensômetro Instron MTS, utilizado.

Para a utilização do extensômetro (que fornece os valores de abertura da fenda), a forma para a aplicação do extensômetro fornecida pela norma utilizada seria problemática nos provetes com a espessura de 3mm, posto isto foi criado um sistema alternativo presente Figura 3.13 a), respeitando as dimensões da Figura 2.11, onde se pode ver o provete com e

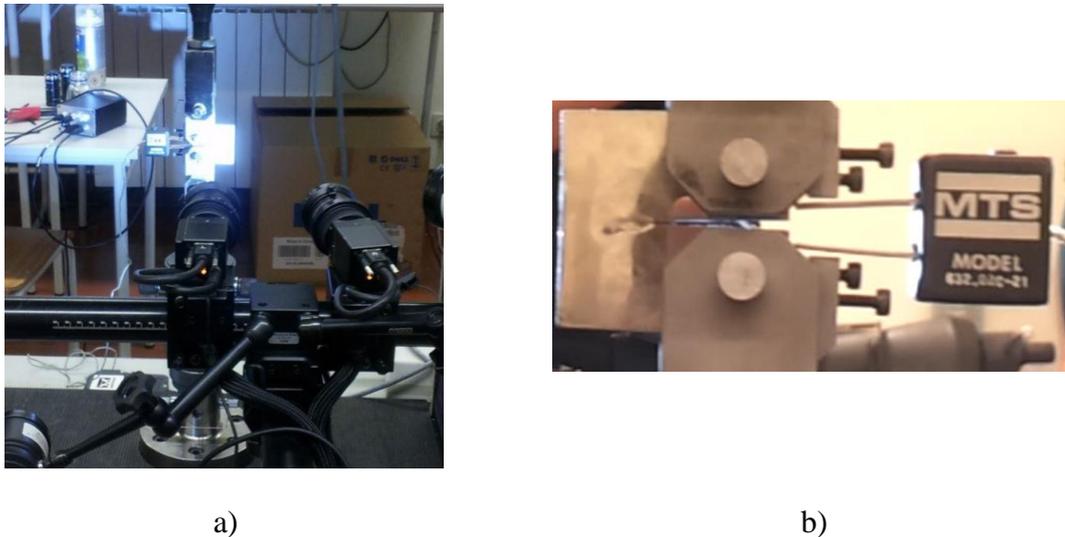
sem as alterações necessárias para a aplicação alternativa, em que as dimensões das alterações e seus componentes encontram-se presentes em apêndice, (APÊNDICE B).



**Figura 3.13** - a) Provete com aplicação para utilização do extensómetro; b) provete simples.

A montagem final no equipamento Instron e a aplicação do extensómetro encontra-se visível na Figura 3.14, onde também é possível visualizar o equipamento “Aramis”, utilizado em alguns ensaios das amostras totalmente sinterizadas.

Para o ensaio, foi definido um deslocamento de 2 mm/s à temperatura ambiente.



**Figura 3.14** - a) Montagem integral do ensaio de tração; b) montagem do extensómetro.

### 3.7. Análise da superfície de fratura

Por fim, efetuou-se uma análise à superfície de fratura para que posteriormente sejam analisadas as superfícies das amostras e se possam retirar conclusões sobre a rotura das mesmas.

Para esta última análise utilizou-se o microscópio eletrónico de varrimento “*Philips XL 30*”, presente na Figura 3.15.



**Figura 3.15** - Microscópio eletrónico de varrimento Philips XL 30.

As análises das superfícies de fratura foram realizadas apenas em amostras da série 2ST\_6, ST2SS\_6 e ST2HS\_6, para a realização da análise no MEV, com 10 KV e várias ampliações, foi necessária a montagem presente na Figura 3.16.



**Figura 3.16** – Vista de topo da montagem para análise da superfície de fratura.

## **4. ANÁLISE DE RESULTADOS**

A presente dissertação tem como objetivo a análise da tenacidade à fratura de elementos híbridos com implantes de aço sinterizado a laser, com esse objetivo durante o decorrer desta dissertação foram realizados ensaios e análises que serão apresentados em seguida neste capítulo.

### **4.1. Análise de dureza**

As medições de dureza foram realizadas como foi exposto em 3.4-Perfis de dureza. Segundo a reta 1 (perpendicular ao entalhe), e segundo a reta 2 (ao longo do interface).

As durezas obtidas, serão apresentadas em seguida tendo sido realizada apenas em provetes híbridos da série ST2SS\_6 e ST2HS\_6.

#### **4.1.1. Dureza dos provetes híbridos ST2SS\_6**

Para este híbrido analisando os dados retirados do ensaio de dureza, obteve-se o gráfico presente na Figura 4.1.

Através do gráfico presente na Figura 4.1, verifica-se que a dureza do sinterizado, 18Ni300, é menor que do aço AISI 420.

Existe um aumento das durezas ao afastarem-se do interface, apesar de algumas oscilações os pontos mais afastados possuem durezas mais elevadas que os pontos mais próximos.

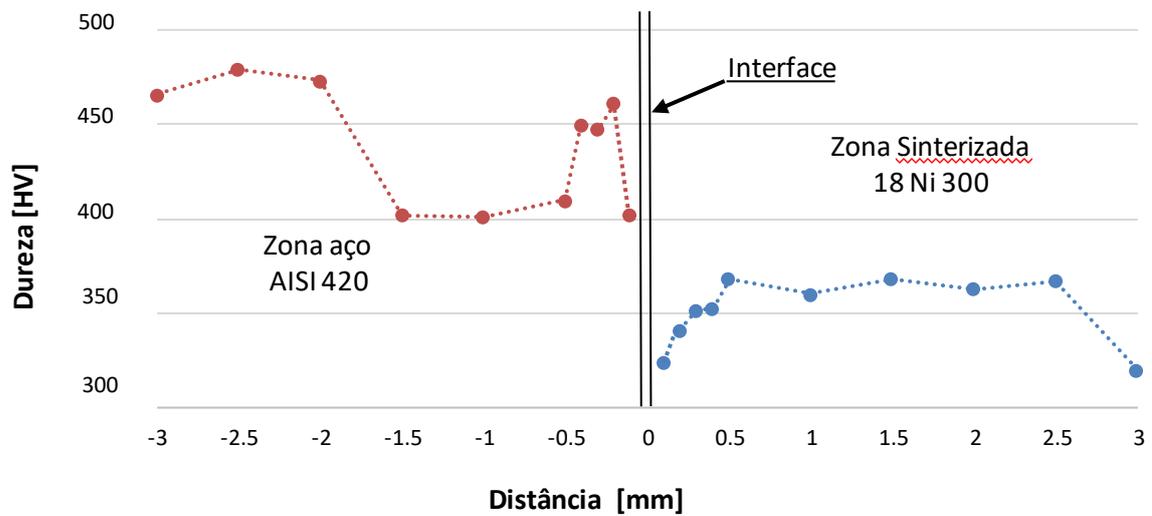


Figura 4.1 - Dureza do híbrido ST2SS\_6.

Para a medição realizada ao longo do interface, os dados recolhidos encontram-se no gráfico abaixo (Figura 4.2).

Relativamente às durezas do interface, os seus valores encontram-se entre os valores do sinterizado e do aço, como podemos observar na Figura 4.2 não existe grande variação dos valores de dureza ao afastarem-se da zona do entalhe.

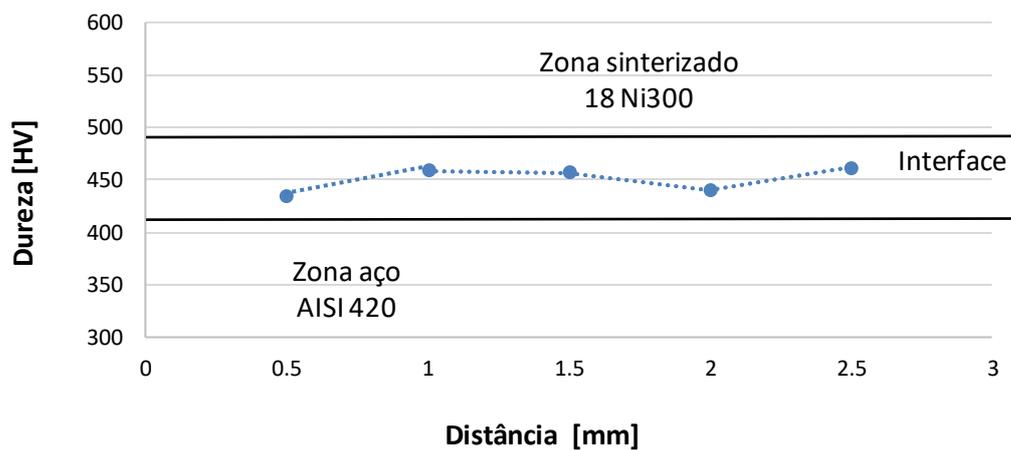


Figura 4.2 – Dureza no interface do híbrido ST2SS\_6.

Presente na Tabela 4.1 encontram-se os valores médios da dureza nas várias zonas do provete.

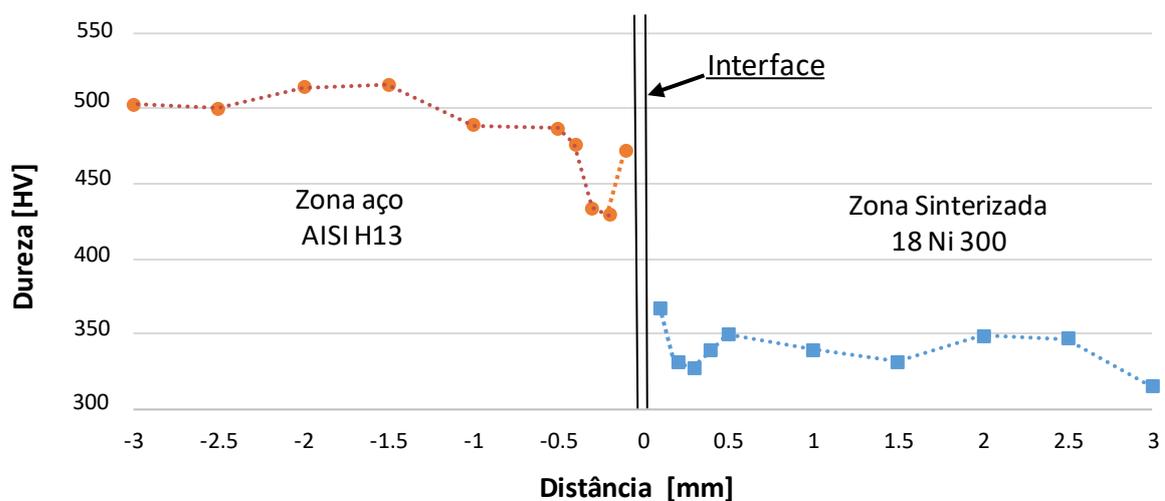
**Tabela 4.1** - Valores médios de dureza obtidos para o híbrido ST2SS\_6.

Zona	Dureza média [HV1]
Sinterizada	$352 \pm 16.88$
Interface	$450.40 \pm 11.22$
Aço AISI 420	$439.20 \pm 30.32$

#### 4.1.2. Dureza dos provetes híbridos ST2HS\_6

As durezas relativas ao híbrido ST2HS\_6 encontram-se no gráfico presente na Figura 4.3.

Tal como no híbrido anterior (ST2SS\_6), o aço possui uma dureza maior que o sinterizado. Os valores de dureza no aço AISI H13 atingem valores superiores aos do aço AISI 420 e relativamente ao sinterizado, neste híbrido os valores de dureza acabam por ser relativamente inferiores, apesar de se encontrarem no mesmo intervalo.



**Figura 4.3** - Dureza do híbrido ST2HS\_6.

Quanto a dureza ao longo do interface (Figura 4.4), este provete híbrido tal como o anterior, não revela grandes alterações na dureza ao afastar-se do entalhe, apesar de algumas oscilações.

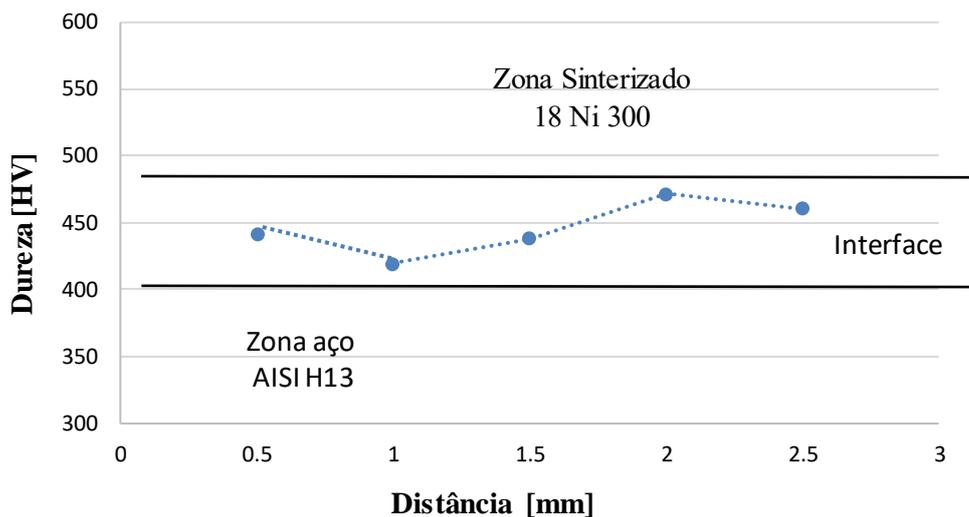


Figura 4.4 - Dureza no interface do híbrido ST2HS\_6.

Na Tabela 4.2, encontram-se os valores médios dos valores de dureza nas várias zonas do provete.

Através da Tabela 4.1 e Tabela 4.2, podemos verificar que os valores médios de dureza no sinterizado e interface são idênticas em ambas as séries, enquanto os valores de dureza do aço AISI H13 são superiores ao do AISI 420.

Tabela 4.2 - Valores médios de dureza obtidos para o híbrido ST2HS\_6.

Zona	Dureza média [HV1]
Sinterizada	$339,80 \pm 13,69$
Interface	$446,60 \pm 18,19$
Aço AISI H13	$482 \pm 28,75$

## 4.2. Análise morfológica

A análise morfológica tal como na análise de durezas foi realizada apenas para os provetes híbridos da série ST2SS\_6 e ST2HS\_6.

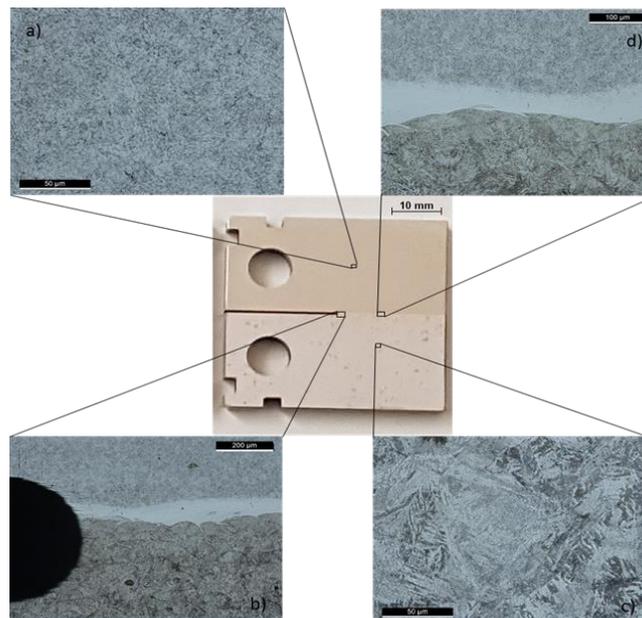
### 4.2.1. Microestrutura dos provetes ST2SS\_6

Na Figura 4.5 (detalhe da imagem no APÊNDICE C) é possível observar que o material sinterizado apresenta uma estrutura martensítica, Figura 4.5 c), já para o aço AISI 420, Figura 4.5 a), verifica-se uma estrutura ferrítica com carbonetos esféricos do tipo  $M_{23}C_6$ .

Na zona do interface, Figura 4.5 b) e d), é possível observar uma ondulação causada pela passagem do laser, muito possivelmente devido ao calor do mesmo, observa-se também uma descarbonização na zona central do interface e que o interface não se encontra no centro do entalhe.

Além da existência de defeitos no material sinterizado (Figura 4.4Figura 4.5 b) é possível também observar um tamanho de grão maior para o material sinterizado do que para o material base.

No geral é obtida uma boa ligação entre os materiais, em que as propriedades mecânicas não serão comprometidas.



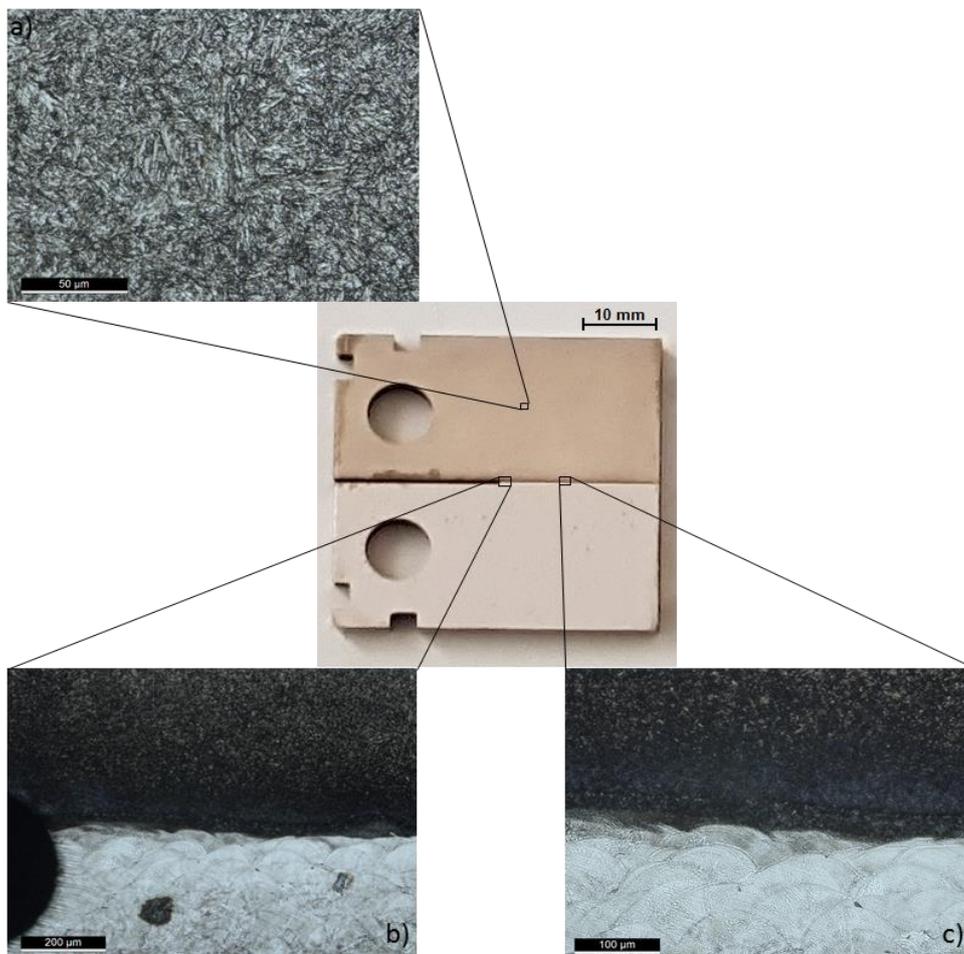
**Figura 4.5** - a) Microestrutura do aço AISI 420; b) microestrutura do interface junto a zona de entalhe; c) microestrutura do aço 18Ni300; d) microestrutura na zona interface.

#### 4.2.2. Microestrutura dos provetes ST2HS\_6

Na Figura 4.6 (detalhe da imagem no APÊNDICE D) é possível observar uma estrutura martensita revenida do aço AISI H13, Figura 4.6 a).

Na Figura 4.6 b) e c), na zona do interface, é possível ver que se deu uma migração do carbono para regiões mais internas (parte mais negra do interface), sendo visível uma maior presença de carbono na parte superior, aço AISI H13, e uma maior porosidade presente na parte inferior sinterizada, zona que também possui um tamanho de grão superior ao aço AISI H13.

O interface não se encontra centrado no entalhe, mas é possível observar uma ótima ligação entre os materiais.



**Figura 4.6** - a) Microestrutura do aço AISI H13; b) microestrutura do interface junto a zona de entalhe; c) microestrutura na zona interface.

### 4.3. Ensaio de fratura

Numa primeira análise foi realizado um ensaio usado como teste com o provete 2ST13\_6, em que as condições das equações (2.6) e (2.9) do subcapítulo 2.3.3, necessárias para o cálculo de um  $K_{Ic}$  válido não se verificaram, como tal procedeu-se ao cálculo de  $J$  como se encontra indicado no subcapítulo referido anteriormente.

No entanto os cálculos para um valor de  $K_{Ic}$  válido foram realizados para todos os provetes ensaiados e procedeu-se a uma conversão das unidades obtidas para  $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$  [27].

#### 4.3.1. Provetes Sinterizados

Na Figura 4.7, podemos ver os gráficos resultantes dos ensaios de fratura realizados na série totalmente sinterizada.

Analisando o gráfico é possível verificar que para a mesma espessura, mas com uma velocidade de avanço de laser superior, o valor da tensão diminui consideravelmente, onde a série 4ST\_6 atinge 7500 N de carga enquanto a série 2ST\_6 conseguiu atingir um máximo de 9500 N aproximadamente. Para a menor velocidade e espessura, (2ST\_3) verifica-se que as amostras possuem uma carga máxima menor, cerca de 6000 N, mas um maior deslocamento.

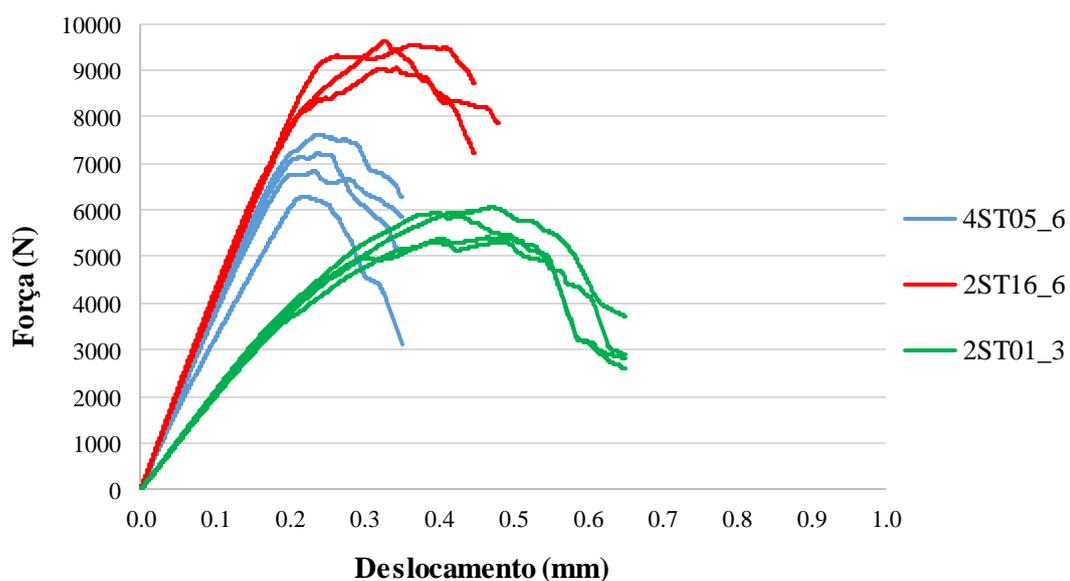


Figura 4.7 - Curvas de tração da série sinterizada.

Na Figura 4.8 e Figura 4.9, encontram-se presentes os gráficos de excel do provete 4ST07\_6, utilizados para a determinação do respetivo  $K_Q$  e  $J$ .

Através da Figura 4.8, é possível observar a reta com um declive de 5% inferior à reta tangente AO, como descrito no subcapítulo 2.3.3 e ilustrado na Figura 2.12, de forma a determinar  $F_Q$  e  $F_{máx}$ , e posteriormente o valor de  $K_Q$ .

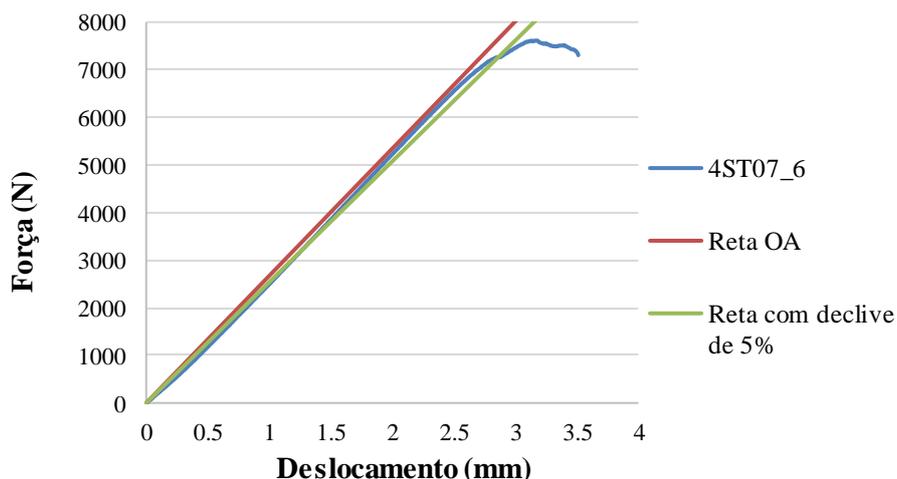


Figura 4.8 – Gráfico do provete 4ST07\_6 para a determinação de  $K_Q$ .

Através da Figura 4.9, é possível observar a reta paralela à reta tangente AO, como descrito no subcapítulo 2.3.3 e ilustrado na Figura 2.14, de forma a determinar a área plástica e posteriormente o valor de  $J$ .

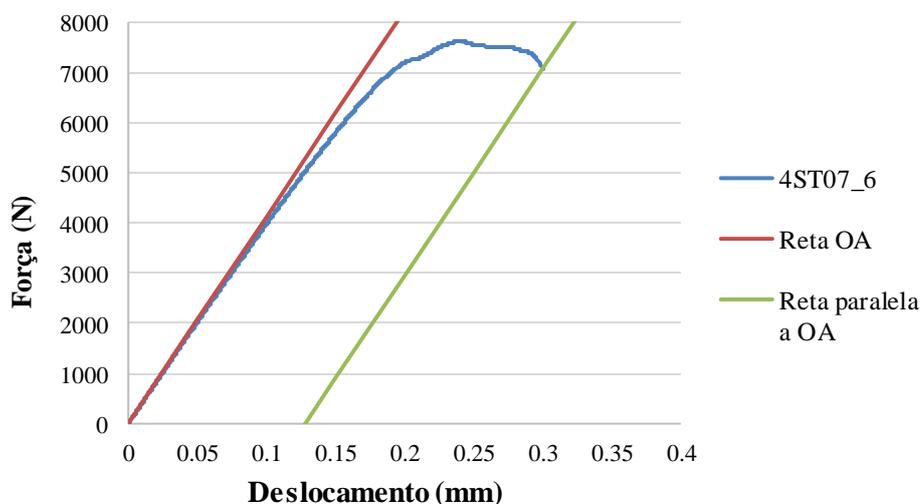


Figura 4.9 - Gráfico do provete 4ST07\_6 para a determinação de  $J$ .

Posteriormente foram calculados os valores de  $K_Q$  e  $J_c$  para a série sinterizada, presente na Tabela 4.3.

Através da análise da Tabela 4.3, é possível verificar a influência da velocidade de varrimento do laser e da espessura nos valores de  $K_Q$  e  $J_c$ .

Verifica-se que para menores velocidades do laser e espessuras são obtidos maiores valores de  $J_c$ , já para a mesma espessura e velocidade do laser superior, os valores são consideravelmente menores. É possível também verificar que os valores de  $J_c$  encontram-se no mesmo intervalo dos valores da Tabela 2.4, exceto na série 4ST\_6.

Relativamente aos valores de  $K_Q$  verifica-se o mencionado em 2.3.1, onde os valores de  $K_{Ic}$  tendem a ser maiores para espessuras menores, e pode-se verificar que os valores de  $K_Q$  obtidos nas séries 2ST\_3 e 2ST\_6, tendem a ser maiores do que para o aço fabricado convencionalmente presente na Tabela 2.2, sendo os valores da série 4ST\_6 inferiores.

Na série sinterizada nenhum provete obteve um valor de  $K_{Ic}$  válido, apenas um valor provisório,  $K_Q$ .

**Tabela 4.3** - Valores de  $K_Q$  e  $J$  para a série sinterizada.

Sinterizados [ST]					
Provetes	Valores de $K_Q$ [N/mm <sup>3/2</sup> ]	Valores de $K_Q$ [MPa.mm <sup>1/2</sup> ]	Média de $K_Q$ [Mpa.mm <sup>1/2</sup> ]	Valores do Integral J [N/mm]	Média de J [N/mm]
2ST01_3	2 308.05	72.99	80.17 ± 6.71	57.14	63.29 ± 5.12
2ST02_3	2 543.69	80.44		65.13	
2ST03_3	2 873.01	90.85		70.65	
2ST04_3	2 415.94	76.40		60.23	
2ST13_6 <sup>2</sup>	2 415.22	76.38		-	
2ST14_6	2 179.59	68.93	72.85 ± 4.26	41,38	41.75 ± 2.69
2ST15_6	2 459.23	77.77		38,66	
2ST16_6	2 160.43	68.32		45,21	
4ST05_6	1 556.45	49.22	55.42 ± 4.71	18.84	17.75 ± 3.99
4ST06_6	1 662.20	52.56		11,54	
4ST07_6	1 919.83	60.71		22,64	
4ST08_6	1 871.57	59.18		17,97	

<sup>2</sup> Provette ensaiado como teste sem a utilização do extensômetro e como tal sem valores do integral J.

Na Tabela 4.4, encontram-se os valores dos raios de plastificação para cada provete ensaiado, onde se observa que a expressão (2.14) só se verifica para o estado plano de deformação.

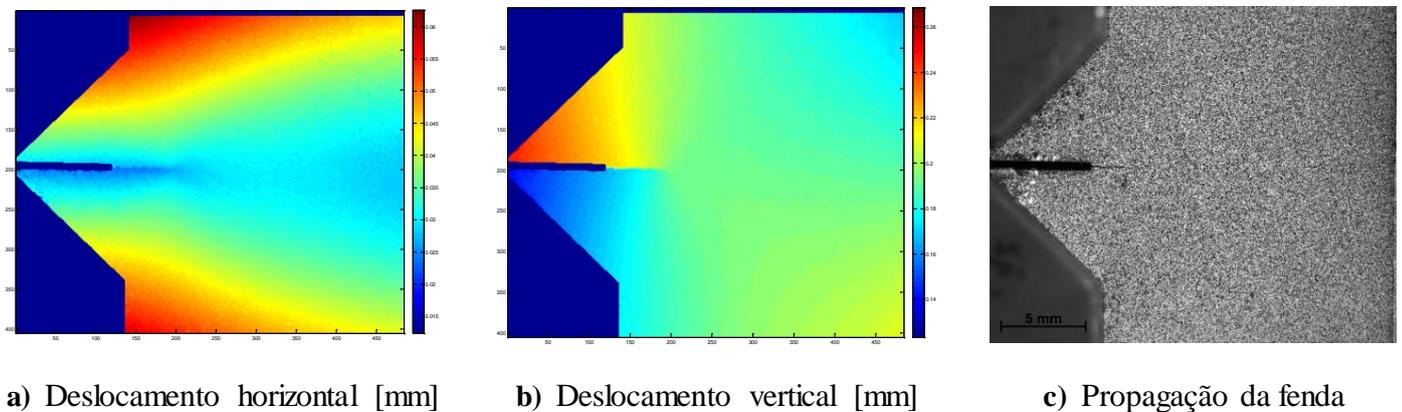
**Tabela 4.4** – Raios de plastificação na extremidade da fenda da série ST.

Proвете	Estado plano de tensão			Estado plano de deformação		
	$r_y$	$r_y/B$	%	$r_y$	$r_y/B$	%
2ST01_3	1.48	0.49	49.18	0.49	0.00	0.02
2ST02_3	1.79	0.60	59.74	0.60	0.00	0.02
2ST03_3	2.29	0.76	76.20	0.76	0.00	0.03
2ST04_3	1.62	0.54	53.89	0.54	0.00	0.02
2ST14_6	1.32	0.22	21.93	0.44	0.00	0.02
2ST15_6	1.68	0.28	27.92	0.56	0.00	0.02
2ST16_6	1.29	0.22	21.55	0.43	0.00	0.02
4ST05_6	0.67	0.11	11.18	0.22	0.00	0.01
4ST06_6	0.77	0.13	12.75	0.26	0.00	0.02
4ST07_6	1.02	0.17	17.01	0.34	0.00	0.02
4ST08_6	0.97	0.16	16.17	0.32	0.00	0.02

#### 4.3.1.1. Análise de fratura através do Digital Image Correlation

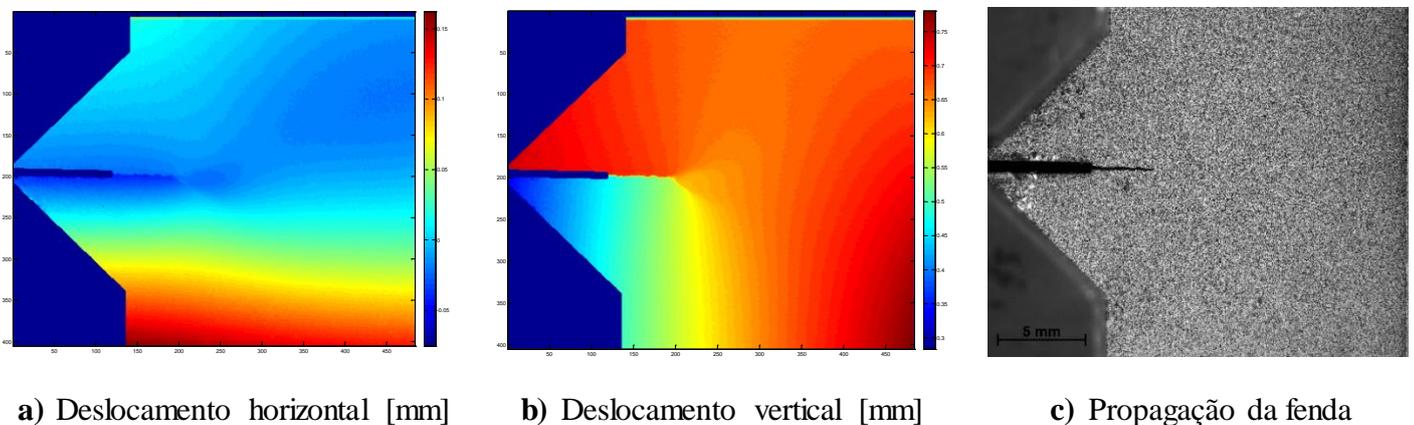
Na realização dos ensaios de fratura dos provetes sinterizados foi utilizado o software Aramis para a utilização do método de análise DIC, método de registo e análise de imagens, usando o equipamento presente na Figura 3.14 como referido anteriormente.

Na Figura 4.10 é possível observar que para a carga de 4550.27N no deslocamento horizontal existe uma simetria na solicitação das forças aplicadas, já no deslocamento vertical observa-se que a zona superior ao entalhe é ligeiramente a mais solicitada.



**Figura 4.10** - Imagem correspondente à carga de 4550.27N.

Com o avançar da fenda, na Figura 4.11 para uma carga de 9154.24N, após a carga máxima de 9213.23N, podemos observar que horizontalmente a zona sujeita a um maior deslocamento continua a ser a inferior, fixa durante o ensaio, por outro lado o maior deslocamento vertical ocorre na zona superior e posterior à fenda.



**Figura 4.11** - Imagem correspondente à carga de 9154.24N.

Após ultrapassar a carga máxima e exceder a rigidez (Figura 4.11), a fenda propaga-se sem que o material lhe ofereça resistência, na Figura 4.12 com carga de 1229.24N mostra a presença de uma fenda considerável em que o maior deslocamento horizontal ocorre na zona inferior, muito semelhante ao anterior, mas com um pequeno deslocamento na zona superior.

Para o deslocamento vertical nota-se um ligeiro decréscimo do mesmo na zona inferior e posterior à fenda, com um aumento na zona superior ao entalhe.

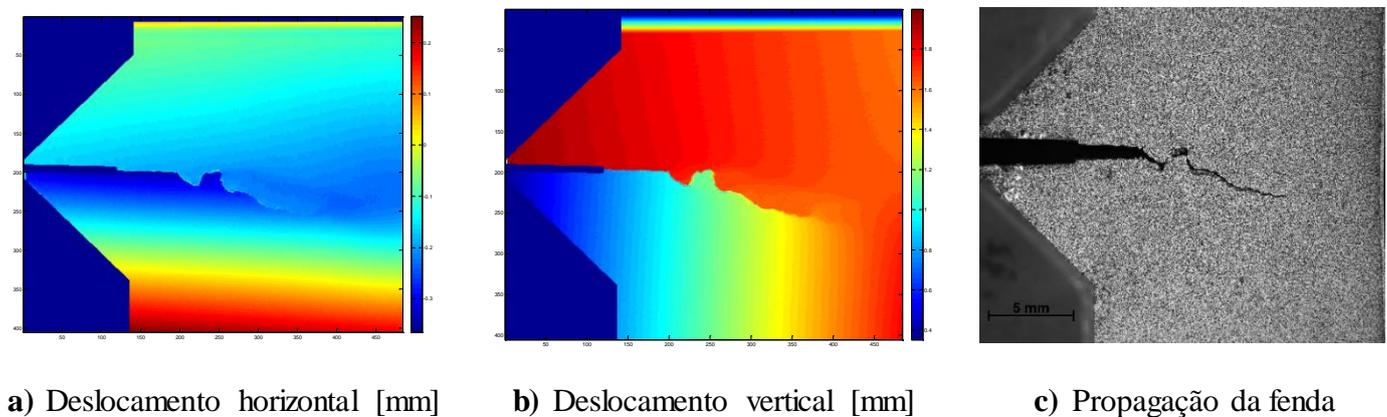


Figura 4.12 - Imagem correspondente à carga de 1229.24N.

Para um estado já avançado da fenda, onde o provete já se encontra extremamente fissurado a Figura 4.13, com uma carga de 260.39N, permite identificar um maior deslocamento horizontal que se mantêm na zona inferior, mas com um aumento na zona superior, para o deslocamento vertical continua a existir uma diminuição na zona inferior e posterior à fenda e um aumento na zona superior ao entalhe.

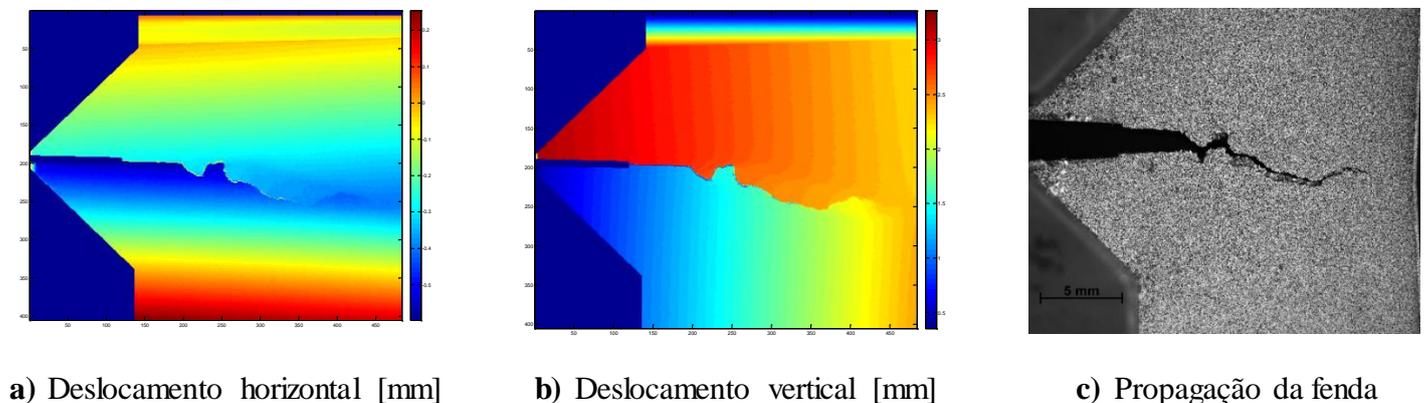


Figura 4.13 - Imagem correspondente à carga de 260.39N.

### 4.3.2. Provetes híbridos

#### 4.3.2.1. Provetes híbridos ST/SS

Através do gráfico da Figura 4.14, observa-se uma maior capacidade de carga para os provetes da série, ST2SS\_6, com cerca de 9000 N, já para a série ST4SS\_6, passa a ser de 8000 N, por fim a série ST2SS\_3 apenas atinge um valor máximo de carga de 6000 N, sendo a mais baixa, mas possui a maior deformação.

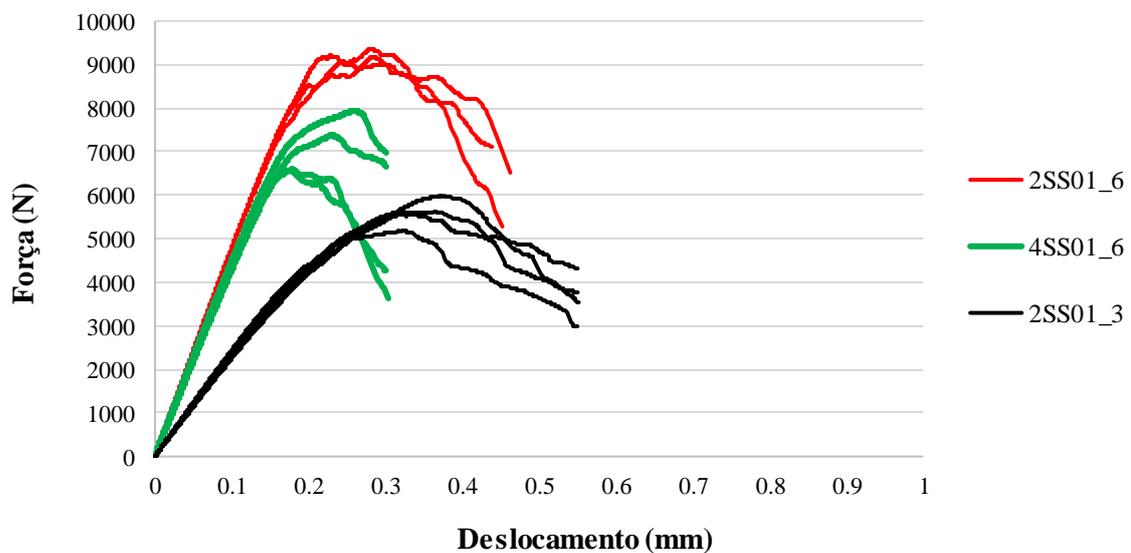


Figura 4.14 – Curvas de tração da série híbridas ST/SS.

Os valores de  $K_Q$  e  $J_c$ , encontram-se presentes na tabela seguinte, Tabela 4.5, em que é possível observar que a relação entre os valores de  $K_Q$  e  $J_c$  que se verificaram na série anterior também se verificam nesta, diminuindo com o aumento da espessura e velocidade.

Comparativamente com os provetes sinterizados, os híbridos ST/SS possuem valores ligeiramente maiores de  $K_Q$  e de  $J_c$ , para cada série.

Pode-se também verificar que os valores obtidos para  $K_Q$  e  $J_c$  encontram-se no mesmo intervalo dos valores da Tabela 2.2 e Tabela 2.4, exceto para a série ST4SS\_6.

Além disso três dos provetes ensaiados possuem valores de  $K_Q$  que são válidos para a obtenção de  $K_{Ic}$ , sendo eles os provetes; ST4SS01\_6, ST4SS02\_6 e ST4SS04\_6.

**Tabela 4.5** - Valores de  $K_Q$  e  $J$  para a série híbrida ST/SS.

Híbridos [ST/SS]					
Provetes	Valores de $K_Q$ [N/mm <sup>3/2</sup> ]	Valores de $K_Q$ [MPa.mm <sup>1/2</sup> ]	Média de $K_Q$ [MPa.mm <sup>1/2</sup> ]	Valores do Integral J [N/mm]	Média de J [N/mm]
ST2SS01_3	2 631.69	83.22	83.90 ± 1.10	44.93	51.79 ± 6.81
ST2SS02_3	2 607.56	82.46		45.04	
ST2SS03_3	2 692.73	85.15		58.62	
ST2SS04_3	2 679.96	84.75		58.59	
ST2SS01_6	2 141.27	67.71	70.97 ± 2.55	38.43	36.27 ± 1.57
ST2SS03_6	2 252.69	71.24		34.77	
ST2SS04_6	2338.57	73.95		35.60	
ST4SS01_6 <sup>3</sup>	1 731.75	54.76		14.89	
ST4SS02_6 <sup>3</sup>	1 828.98	57.84	56.47 ± 2.36	16.76	16.96 ± 2.11
ST4SS03_6	1 884.35	59.59		20.42	
ST4SS04_6 <sup>3</sup>	1 697.69	53.69		15.77	

Foi possível obter os raios de plastificação na extremidade da fenda para esta série híbrida presentes na Tabela 4.6, em que para este híbrido também só se verifica a equação (2.14), para um estado plano de deformação.

**Tabela 4.6** - Raios de plastificação na extremidade da fenda da série ST/SS.

Proвете	Estado plano de tensão			Estado plano de deformação		
	$r_y$	$r_y/B$	%	$r_y$	$r_y/B$	%
ST2SS01_3	0.79	0.26	26.46	0.26	0.0001	0.010
ST2SS02_3	0.75	0.25	25.05	0.25	0.0001	0.010
ST2SS03_3	0.80	0.27	26.71	0.27	0.0001	0.010
ST2SS04_3	0.79	0.26	26.46	0.26	0.0001	0.010
ST2SS01_6	0.51	0.08	8.44	0.17	0.0001	0.008
ST2SS03_6	0.56	0.09	9.35	0.19	0.0001	0.008
ST2SS04_6	0.60	0.10	10.07	0.20	0.0001	0.009
ST4SS01_6	0.33	0.06	5.52	0.11	0.0001	0.006
ST4SS02_6	0.37	0.06	6.16	0.12	0.0001	0.007
ST4SS03_6	0.39	0.07	6.54	0.13	0.0001	0.007
ST4SS04_6	0.32	0.05	5.31	0.11	0.0001	0.006

<sup>3</sup> Valores provisórios de  $K_Q$  que cumprem os critérios para  $K_{Ic}$  válido.

#### 4.3.2.2. Provetes híbridos ST/HS

Nesta amostra híbrida foram apenas estudadas séries com 200 mm/s de velocidade de varrimento do laser para espessuras diferentes, 6 e 3 mm.

Com a alteração apenas da espessura os valores obtidos são bastante distintos, para a série ST4HS\_6 a carga máxima suportada foi apenas de cerca de 5500 N, enquanto para ST2HS\_6 consegue suportar uma carga máxima de 9500 N, como se pode observar nos gráficos da Figura 4.15.

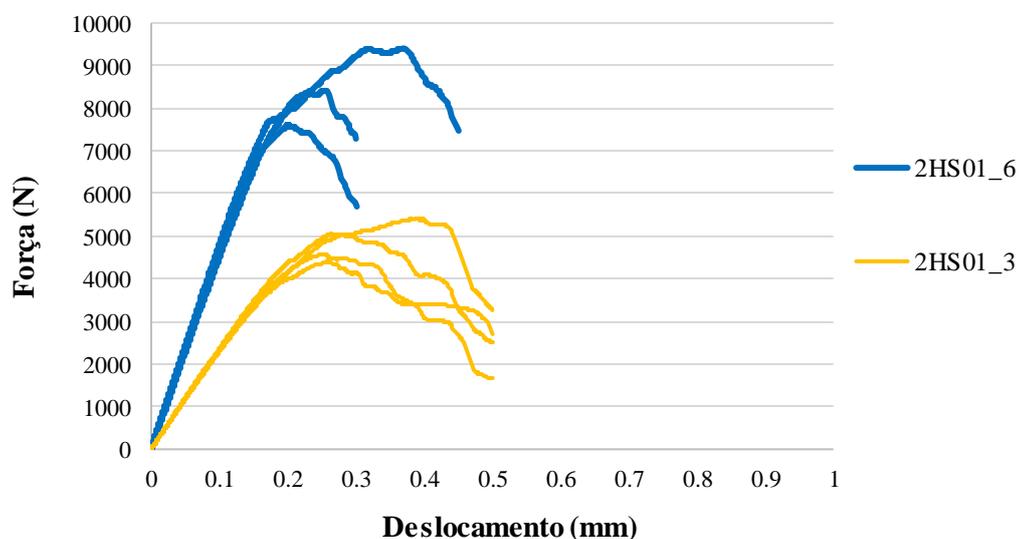


Figura 4.15 – Curvas de tração da série híbridas ST/HS.

Os respetivos valores de  $K_Q$  e  $J_c$  para os provetes ensaiados encontram-se presentes na Tabela 4.7.

A relação existente entre os valores de  $K_Q$  e  $J_c$  presente nas duas séries anteriores verifica-se também nesta série, sendo possível observar que os valores de  $K_Q$  e de  $J_c$  obtidos para esta série são os valores mais baixos de todas as séries, sinterizada e híbrida.

Os valores de  $K_Q$  são superiores aos valores Tabela 2.3, de um aço fabricado convencionalmente, austenizado, e que os valores de  $J_c$  são idênticos aos da Tabela 2.4, exceto na série ST4HS\_6.

Esta série possui dois provetes em que os valores provisórios de  $K_Q$  são valores válidos de  $K_{Ic}$ , sendo eles os provetes; *ST2HS01\_6* e *ST2HS02\_6*.

**Tabela 4.7** - Valores de  $K_Q$  e  $J$  para a série híbrida ST/HS.

Híbridos [ST/HS]					
Provetes	Valores de $K_Q$ [N/mm <sup>3/2</sup> ]	Valores de $K_Q$ [MPa.mm <sup>1/2</sup> ]	Média de $K_Q$ [MPa.mm <sup>1/2</sup> ]	Valores do Integral J [N/mm]	Média de J [N/mm]
ST2HS01_3	2 337.86	73.93	73.66 ± 5.57	37.44	41.76 ± 15.73
ST2HS02_3	2 583.43	81.70		67.84	
ST2HS03_3	2 309.48	73.03		36.05	
ST2HS04_3	2 086.62	65.99		25.69	
ST2HS01_6 <sup>4</sup>	1 946.09	61.54	65.41 ± 3.45	19.21	20.17 ± 3.54
ST2HS02_6 <sup>4</sup>	2 048.29	64.77		24.91	
ST2HS04_6	2 210.82	69.91		16.39	

Os respectivos raios de plastificação na extremidade da fenda presentes na Tabela 4.8, e tal como nas séries anteriores voltam a verificar a equação (2.14), apenas para um estado plano de deformação.

**Tabela 4.8** - Raios de plastificação na extremidade da fenda da série ST/HS.

Proвете	Estado plano de tensão			Estado plano de deformação		
	$r_y$	$r_y/B$	%	$r_y$	$r_y/B$	%
ST2HS01_3	0.319	0.106	10.649	0.106	0.00005	0.005
ST2HS02_3	0.390	0.130	13.004	0.130	0.00005	0.005
ST2HS03_3	0.312	0.104	10.392	0.104	0.00004	0.004
ST2HS04_3	0.254	0.085	8.483	0.085	0.00004	0.004
ST2HS01_6	0.331	0.055	5.524	0.110	0.00006	0.006
ST2HS02_6	0.370	0.062	6.161	0.123	0.00007	0.007
ST2HS04_6	0.286	0.048	4.762	0.095	0.00004	0.004

<sup>4</sup> Valores provisórios de  $K_Q$  que cumprem os critérios para  $K_{Ic}$ .válido.

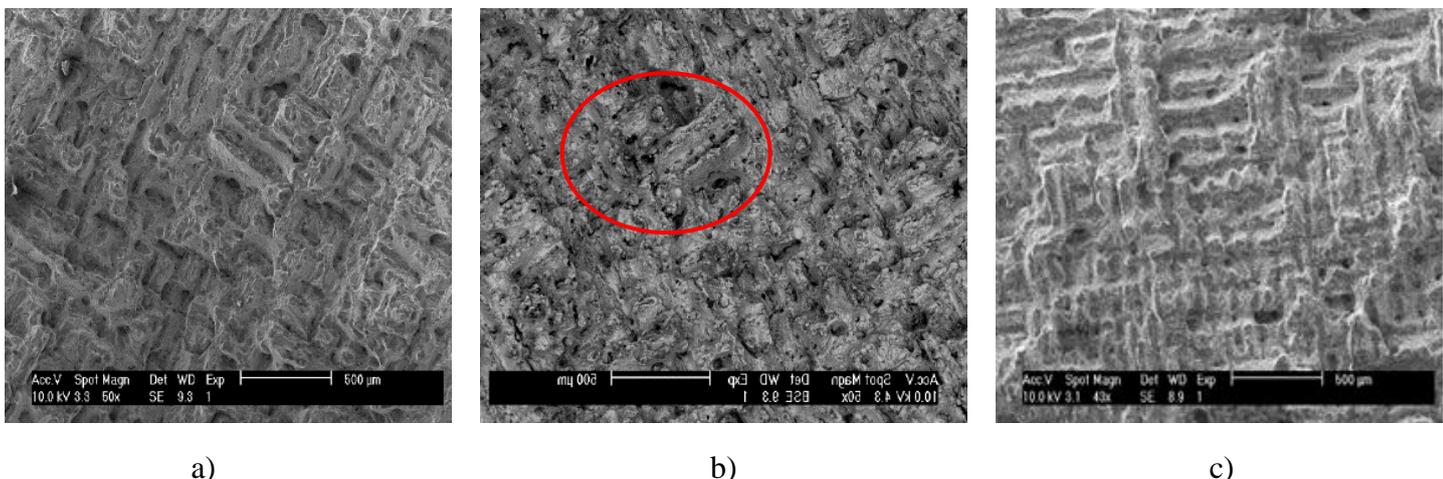
## 4.4. Análise superfície de fratura

Após a realização dos ensaios de fratura, procedeu-se a análise das superfícies de fratura por MEV, como referido no subcapítulo 3.7, de forma a retirar algumas conclusões sobre o modo de fratura dos provetes. As análises realizadas apenas para as séries ST2\_6, ST2SS\_6 e ST2HS\_6

### 4.4.1. Provetes sinterizados 2ST\_6

Presentes na Figura 4.16 encontram-se três microfotografias retiradas do MEV, onde nas Figura 4.16 a) e Figura 4.16 c) é possível observar as estratégias de construção semelhantes a referida na Figura 2.4 a), em que as camadas são realizadas como uma espécie de malha, sendo perfeitamente visível a malha na Figura 4.16 c).

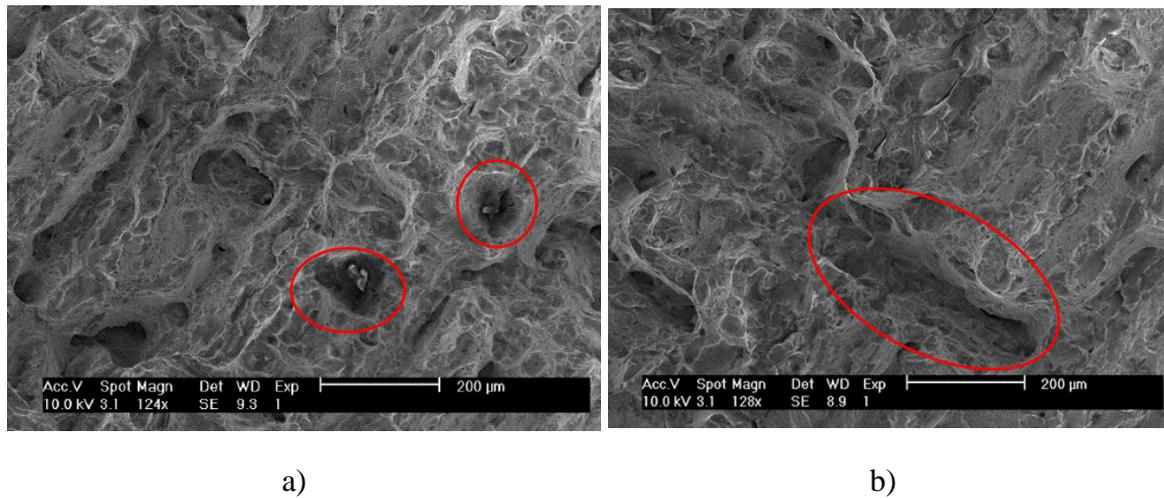
Já na Figura 4.16 b) é possível observar alguma porosidade presente na superfície de fratura do provete.



**Figura 4.16** - Superfície de fratura provetes totalmente sinterizados, (50X).

Já na Figura 4.17 com uma ampliação maior, é possível observar com mais detalhe os defeitos presentes na superfície Figura 4.17 a), bem como o arrancamento entre as camadas, Figura 4.17 b).

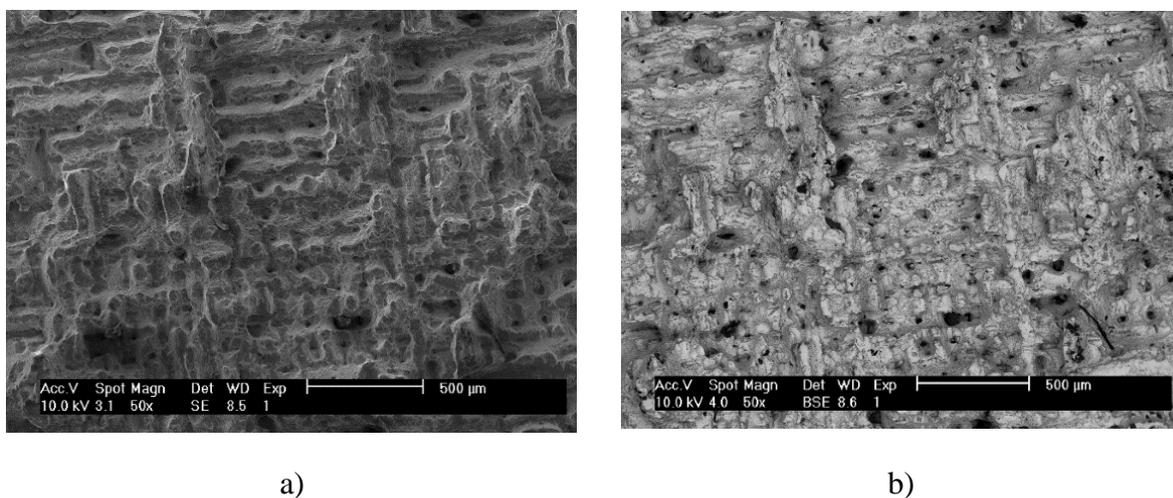
O fato do arrancamento ocorrer em vários planos também pode ser observado e verificado na Figura 3.10, onde durante a medição da pré fenda verifica-se uma oscilação entre camadas, não tendo a fenda uma propagação linear.



**Figura 4.17** - Superfície de fratura provetes totalmente sinterizados, (100X).

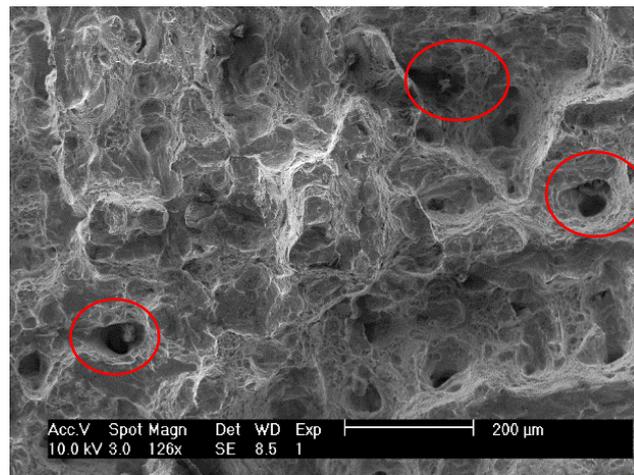
#### 4.4.2. Provetes híbridos ST2SS\_6

Para os provetes da presente série também é possível observar na Figura 4.18 a estratégia de construção, bem como uma maior presença de defeitos na superfície fraturada do provete.



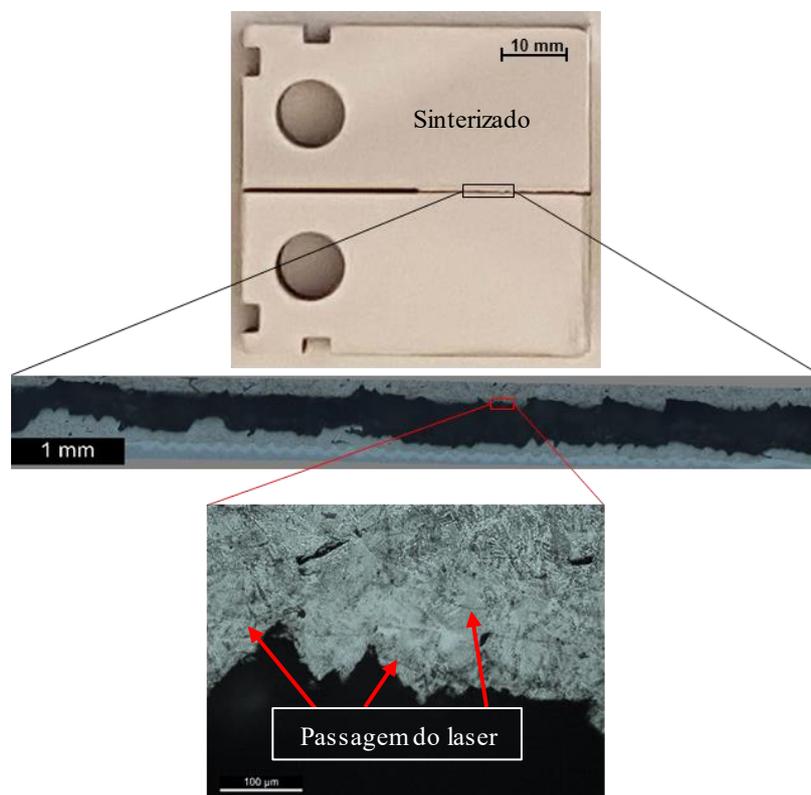
**Figura 4.18** - Superfície de fratura provetes híbridos ST2SS\_6, (50X).

Esses defeitos encontram-se visíveis na Figura 4.19, onde a micrografia possui uma maior ampliação, bem como o maior número de defeitos presentes na amostra.



**Figura 4.19** - Superfície de fratura provetes híbridos ST2SS\_6, (100X).

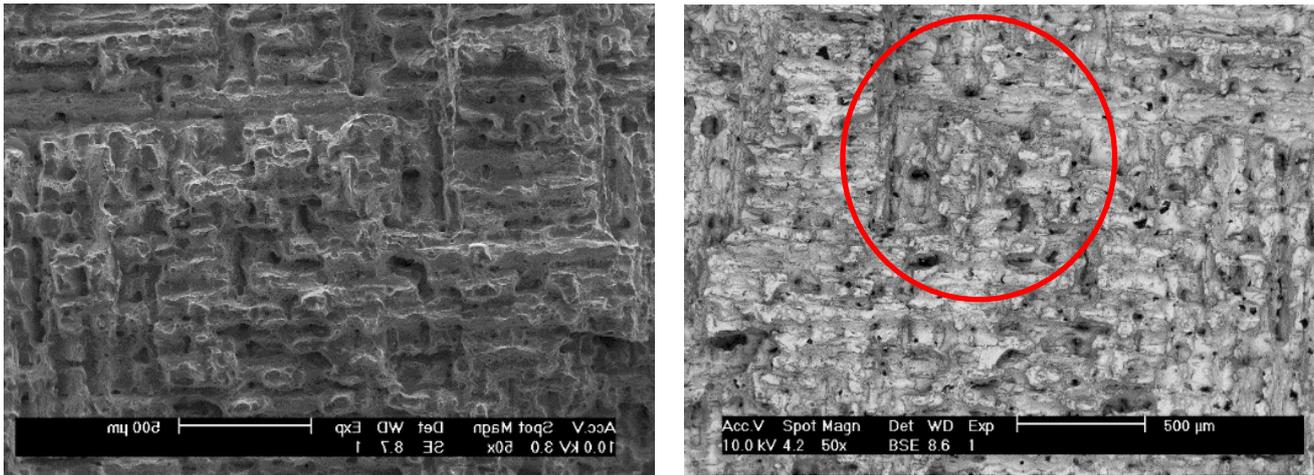
No esquema da Figura 4.20 (detalhe da imagem no APÊNDICE E) podemos observar que a fratura ocorre pela zona sinterizada, pode-se verificar que a fenda propaga-se em várias camadas e a sua propagação ocorre por entre as camadas sinterizadas e não pelas suas fronteiras.



**Figura 4.20** – Microestruturas das zonas fraturadas da série ST2SS\_6.

#### 4.4.3. Provetes híbridos ST2HS\_6

Na Figura 4.21 b) é possível observar a presença de defeitos, apesar de aparentemente de forma mais dispersa relativamente ao híbrido ST2SS\_6, e a estratégia de construção.



a)

b)

Figura 4.21 – Superfície de fratura provetes híbridos ST2HS\_6, (50X).

Na Figura 4.22 com a uma maior ampliação é possível observar os defeitos existentes e um exemplo de um arrancamento através das várias camadas

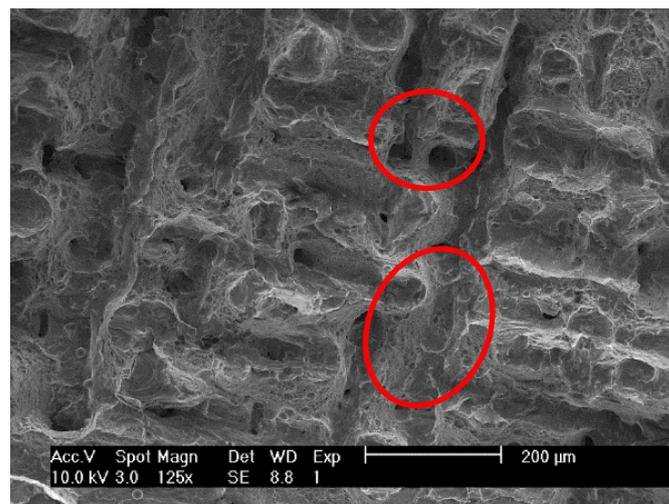
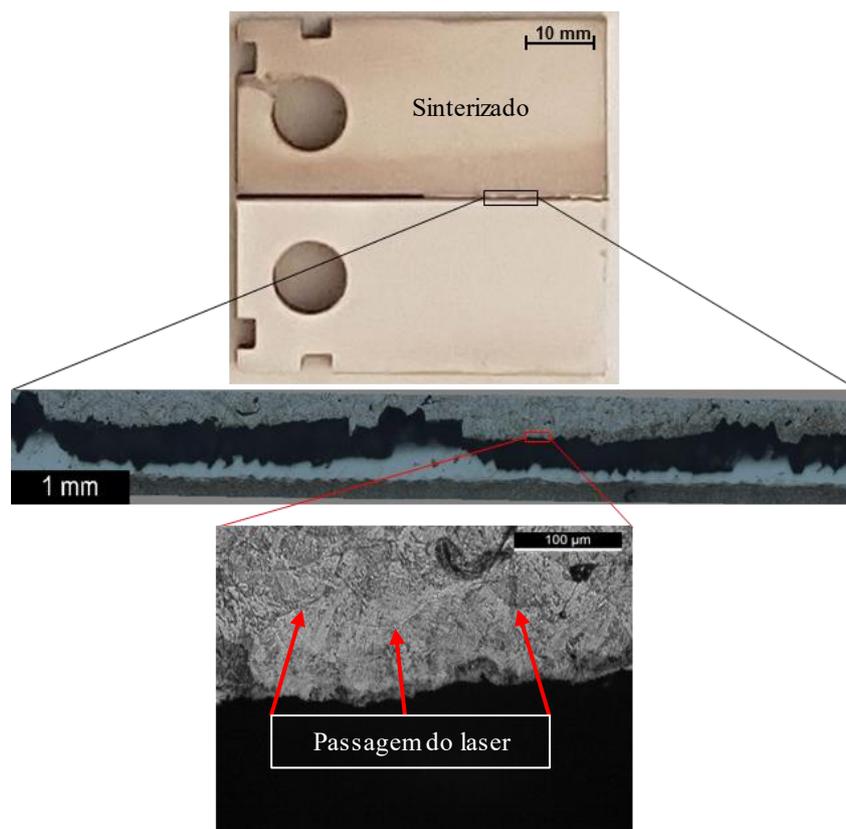


Figura 4.22 - Superfície de fratura provetes híbridos ST2HS\_6, (100X).

Através do esquema da Figura 4.23, (detalhe da figura no APÊNDICE F) em que é possível observar que a fratura para este híbrido ocorre entre o interface e o sinterizado, sem nunca se propagar numa ou na outra zona.

É possível também verificar que tal como no híbrido anterior a propagação da fenda ocorre entre várias camadas, propagando-se pelo interior das mesma e nunca pelas suas fronteiras.



**Figura 4.23** - Microestruturas das zonas fraturadas da série ST2HS\_6.



## 5. CONCLUSÕES

Após a realização de todos os ensaios e sua devida análise, foi permitido retirar as seguintes conclusões.

As determinações das durezas dos provetes híbridos das séries, ST2SS\_6 e ST2HS\_6, permitiu verificar que as durezas nas zonas sinterizadas e do interface são idênticas, já para a zona do aço, a dureza do AISI H13 é ligeiramente superior à do AISI 420.

Relativamente às propriedades mecânicas, os valores de  $K_Q$  e  $J_c$  são maiores nas amostras sinterizadas, sendo os valores mais baixos para a amostra híbrida ST/HS.

Os valores de  $K_Q$  da amostra sinterizada e híbrida ST/SS, são maiores que os dos aços convencionais, exceto nas séries com velocidade de 400 mm/s e 6 mm de espessura, já para as amostras híbridas ST/HS, os valores de  $K_Q$  são superiores aos do aço fabricado convencionalmente para todas as séries.

Relativamente aos valores de  $J_c$ , para a série sinterizada tendem a ser maiores que o do aço convencional, já para a amostra híbrida ST/SS encontram-se dentro dos valores dos aços convencionais presentes, enquanto que na amostra híbrida ST/HS, são inferiores para a maior velocidade.

Por fim, a análise de fratura realizada nas séries híbridas, ST2SS\_6 e ST2HS\_6, mostram que a propagação da fenda ocorre entre as camadas do laser e mostra a presença de uma descarbonização em ambos os interfaces. Sendo a descarbonização mais acentuada e de maior dimensão na série ST2SS\_6 onde a fratura ocorre totalmente pela zona sinterizada, já para a série ST2HS\_6 a fratura ocorre na divisão entre o interface e o sinterizado. Apesar das durezas idênticas nos interfaces.

## 5.1. Trabalhos futuros

Após a realização desta dissertação e as suas conclusões ficaram algumas questões em aberto que necessitam de uma análise posterior mais aprofundada.

Aumentar o número de provetes de modo a estudar melhor a variação que acaba por existir numa ou outra amostra da mesma série, destoando-se da linha que os restantes seguem.

Relativamente ao interface, o autor da presente dissertação acha que seria vantajoso fazer uma análise mais detalhada do interface, tentar aprimorar o mesmo de forma que este se encontre centrado o mais possível no entalhe, realizar uma análise de tensões residuais e estudar e uma possível influência das zonas descarbonizadas na fratura dos provetes.

Por fim, no ponto de vista do autor seria interessante e extremamente vantajoso utilizar o método de análise DIC, o que será viável para a determinação da tenacidade à fratura como demonstrado em [28], e futuramente compara os valores obtidos com os valores da presente dissertação.

Este tipo de análise permite diminuir o erro humano, simplificar as análises efetuadas com alguma complexidade, e devido a sua versatilidade também permite determinar o CTOD.

---

## REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] P. P. Christ, B. Pankaj, K. Atul, K. P. Ayukt, and K. M., “Laser Rapid Manufacturing : Technology , Applications , Modeling and Future Prospects,” 2012.
- [2] J. D. E. M. Filho, “Desenvolvimento , comportamento mecânico e microestrutural de uma prótese mandibular em liga de titânio produzida por sinterização direta a laser de metal ( DMLS ),” Universidade Estadual Paulista, 2013.
- [3] M. Shellabear and O. Nyrhilä, “DMLS – DEVELOPMENT HISTORY AND STATE OF THE ART,” 2004.
- [4] F. I. G. de Brito, K. F. Medeiros, and J. M. Lourenço, “Um estudo teórico sobre a sinterização na metalurgia do pó,” 2007.
- [5] A. O. L. Esperto, “Rapid Tooling Sinterização Directa Por Laser De Metais L,,” *Rev. da Assoc. Port. Análise Exp. Tensões*, vol. 15, pp. 117–124, 2008.
- [6] N. Yu, “Process Parameter Optimization for Direct Metal Laser Sintering ( DMLS ),” National University of Singapore, 2005.
- [7] Custompartnet, “Direct Metal Laser Sintering,” 2008. [Online]. Available: <http://www.custompartnet.com/wu/direct-metal-laser-sintering>.
- [8] E. Costa, M. Shiomi, K. Osakada, and T. Laoui, “Rapid manufacturing of metal components by laser forming,” vol. 46, pp. 1459–1468, 2006.
- [9] R. Neto, J. L. Alves, T. Duarte, and F. Gomes, “Utilização da impressão 3D na produção de peças metálicas,” Porto.
- [10] C. M. Branco, J. M. Ferreira, J. D. Da Costa, and A. S. Ribeiro, *Projecto de Órgãos de Máquinas*, 2ª. Fundação Calouste Gulbenkian, 2012.
- [11] P. Jorge and P. Chambel, “Propagação de fendas por fadiga quando sujeitas a carregamentos em Modo I ou Modo III,” 2014.
- [12] C. A. G. de M. Branco, *Mecânica Dos Materiais*, 3ª. Fundação Calouste Gulbenkian, 1998.
- [13] A. Fatemi, “Fundamentals of Lefm and Applications to Fatigue Crack Growth,” *Univ. Toledo*, p. 133.
- [14] J. H. UNDERWOOD, B. D. MACDONALD, and M. R. MITCHELL, .. *Fatigue and Fracture Mechanics.*, vol. 28. ASTM STP.

- [15] J. M. Ferreira, “Fratura dos materiais,” *Univ. Coimbra*, pp. 42–96, 2012.
- [16] J. Brnic, G. Turkalj, M. Canadija, D. Lanc, and S. Krscanski, “Martensitic stainless steel AISI 420—mechanical properties, creep and fracture toughness,” *Mech. Time-Dependent Mater.*, vol. 15, no. 4, pp. 341–352, Nov. 2011.
- [17] O. E. Okorafor, “Fracture toughness of M2 and H13 alloy tool steels,” *Mater. Sci. Technol.*, vol. 3, no. 2, pp. 118–124, Feb. 1987.
- [18] J. R. Rice and J. Appl. Mech, “Trans ASME,” 1968.
- [19] Y. Mohammed, M. K. Hassan, and A. M. Hashem, “Finite Element Computational Approach of Fracture Toughness in Composite Compact-Tension Specimen,” *Int. J. Mech. Mechatronics Eng.*, vol. Vol.12, 4, 2012.
- [20] J. D. Landes and J. A. Begley, “Test results from J integral studies: an attempt to establish a J1c procedure,” *ASTM STP*, p. 560, 1974.
- [21] BS 7448, “Fracture mechanics toughness tests, Part 1. Method for determination of K1c, critical CTOD and critical J values of metallic materials,” 1991.
- [22] R. L. Robert and E. S. George, “APPARATUS FOR TESTING THE HARDNESS OF MATERIALS.,” *UNTTTEE STATES Pat. Off.*, 1923.
- [23] T. Udomphol, “Laboratory 2 Hardness Testing,” pp. 1–25, 2013.
- [24] J. A. M. Ferreira, L. M. S. Santos, J. da Silva, J. M. Costa, and C. Capela, “Assessment of the fatigue life on functional hybrid laser sintering steel components,” *Procedia Struct. Integr.*, vol. 1, pp. 126–133, 2016.
- [25] L. Matheus, *18 per cent nickel maraging steels*. INCO Databooks, 2004.
- [26] G. Aggen, *Asm Metals Handbook Volume 1 - Properties And Selection Irons, Steels, And High-Performance Alloys*. ASM International, 2005.
- [27] T. Kobayashi, “Strength and Toughness of Materials - Toshiro Kobayashi - Google Livros,” 2004. [Online]. Available: [https://books.google.pt/books?id=28BGf8yUb7UC&pg=PA266&lp=PA266&q=N/mm+to+Mpa+m1/2&source=bl&ots=hWsnPwAGR0&sig=dwMyliDlyh2\\_Kyu1fl\\_qvzKSTTA&hl=pt-PT&sa=X&ved=0ahUKEwiczrXDyYnPAhXDvhQKHa-KCzgQ6AEISzAG#v=onepage&q=N%2Fmm%20to%20Mpa%20m1%2F2&f=false](https://books.google.pt/books?id=28BGf8yUb7UC&pg=PA266&lp=PA266&q=N/mm+to+Mpa+m1/2&source=bl&ots=hWsnPwAGR0&sig=dwMyliDlyh2_Kyu1fl_qvzKSTTA&hl=pt-PT&sa=X&ved=0ahUKEwiczrXDyYnPAhXDvhQKHa-KCzgQ6AEISzAG#v=onepage&q=N%2Fmm%20to%20Mpa%20m1%2F2&f=false)
- [28] T. Brynk, A. Laptiev, O. Tolochyn, and Z. Pakiel, “The method of fracture toughness measurement of brittle materials by means of high speed camera and DIC,” *Comput. Mater. Sci.*, vol. 64, pp. 221–224, 2012.

## ANEXO A

Tabela A 0.1 – Valores de  $f$ .

Table 3. Values of $f \left( \frac{a_0}{W} \right)$ for compact specimens <sup>1)</sup>	
$\frac{a_0}{W}$	$f \left( \frac{a_0}{W} \right)$
0.450	8.34
0.455	8.46
0.460	8.58
0.465	8.70
0.470	8.83
0.475	8.96
0.480	9.09
0.485	9.23
0.490	9.37
0.495	9.51
0.500	9.66
0.505	9.81
0.510	9.96
0.515	10.12
0.520	10.29
0.525	10.45
0.530	10.63
0.535	10.80
0.540	10.98
0.545	11.17
0.550	11.36

<sup>1)</sup> For the purposes of fatigue precracking an assumed value of crack length,  $a$ , may be substituted for  $a_0$ .



## APÊNDICE A

### INSTRON 4206



### CALIBRAÇÃO EXTENSÓMETRO MTS,COD

**Gauge length = 7,5 a 8 mm ; Full scale = +/- 2,5 mm**

- 1- Ajustar o micrómetro para uma posição que permita fazer o aumento de comprimentos correspondente ao curso do extensómetro. (*colocar o extensómetro com gauge length = 7,5 a 8 mm*);
- 2- Colocar o extensómetro no micrómetro;
- 3- **STRAIN BAL** – As luzes do “*Led Strain Bal*” acendem;
- 4- **ENTER** – Após 3 segundos as luzes do “*Led Strain Bal*” apagam-se indicando que a função de balanceamento está completa;
- 5- **STRAIN CAL** – As luzes do “*Led Strain Cal*” acendem;
- 6- Introduzir o **máximo deslocamento** do “*Clip Gauge*” (**2,5mm**) através do teclado da consola (as luzes do “*Led Strain Cal*” permanecem ligadas). O valor introduzido (**2,5**) fica a oscilar de intensidade luminosa no display;
- 7- **ENTER** – O valor introduzido passa a ter uma intensidade constante;
- 8- Deslocar para o **máximo deslocamento** (**+2,5mm**), o micrómetro (o extensómetro ficará com as laminas distanciadas de **10** ou **10,5 mm**, dependendo do valor escolhido para o gauge length.);

- 9- Introduzir o valor do máximo deslocamento do “*Clip gauge*” – 2,5 mm – através do teclado da consola (o valor introduzido fica novamente a oscilar de intensidade);
- 10- **ENTER** – Após cerca de 6 segundos as luzes do “*Led Strain Cal*” apagam-se indicando que a calibração está completa (o valor introduzido apaga-se e a deformação máxima aparece no leitor correspondente);
- 11- Reduzir a posição de micrómetro até a posição inicial, parando em posições intermédias equidistantes e verificar se os valores no leitor digital conferem com os esperados, (a gama de leituras ficara entre -2,5 a +2,5 mm; posições 5 a 10 mm (ou 5,5 a 10,5mm) das lâmina do COD);
- 12- Retirar o extensómetro do micrómetro;
- 13- **STRAIN BAL** – As luzes do “*Led Strain Bal*” acendem;
- 14- **ENTER** – Após cerca de 3 segundos as luzes do “*Led Strain Bal*” apagam-se indicando que a função de balanceamento está completa.

## APÊNDICE B

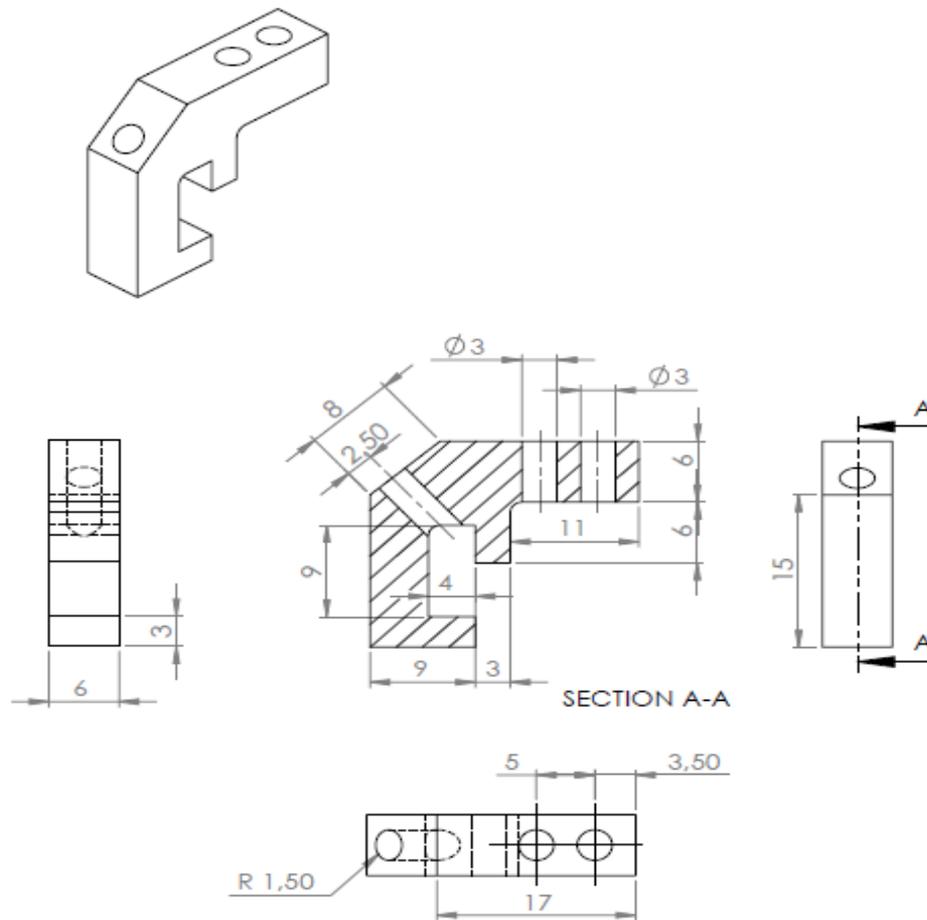


Figura A 0.2 – Dimensões fixador das lâminas.

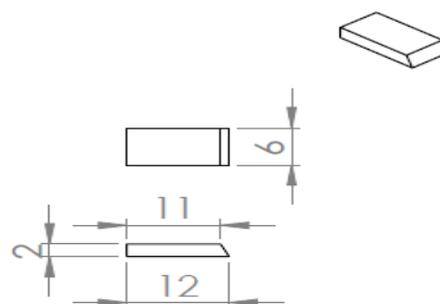
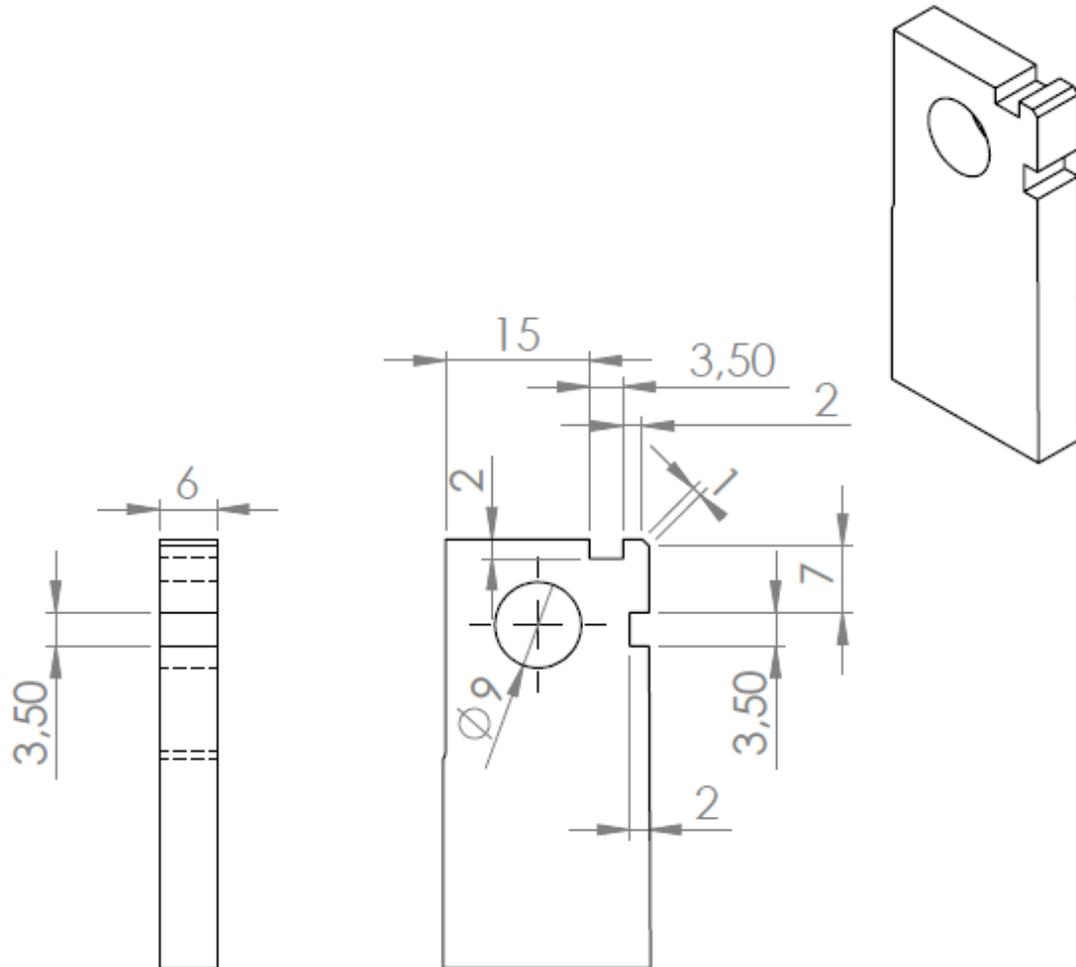
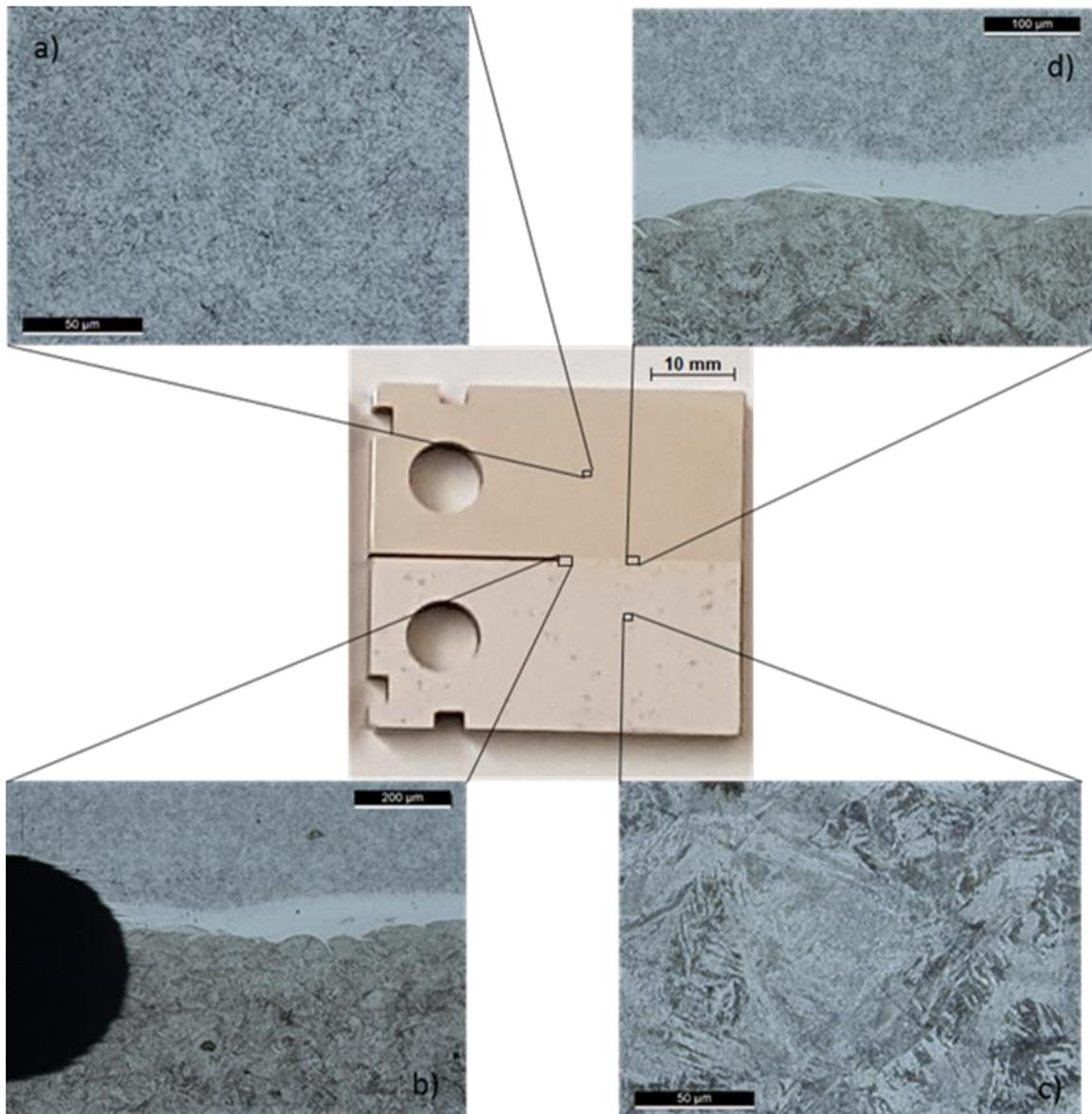


Figura A 0.3 – Dimensões lâminas.



**Figura A 0.4** – Dimensões para aplicação do fixador das lâminas do extensómetro.

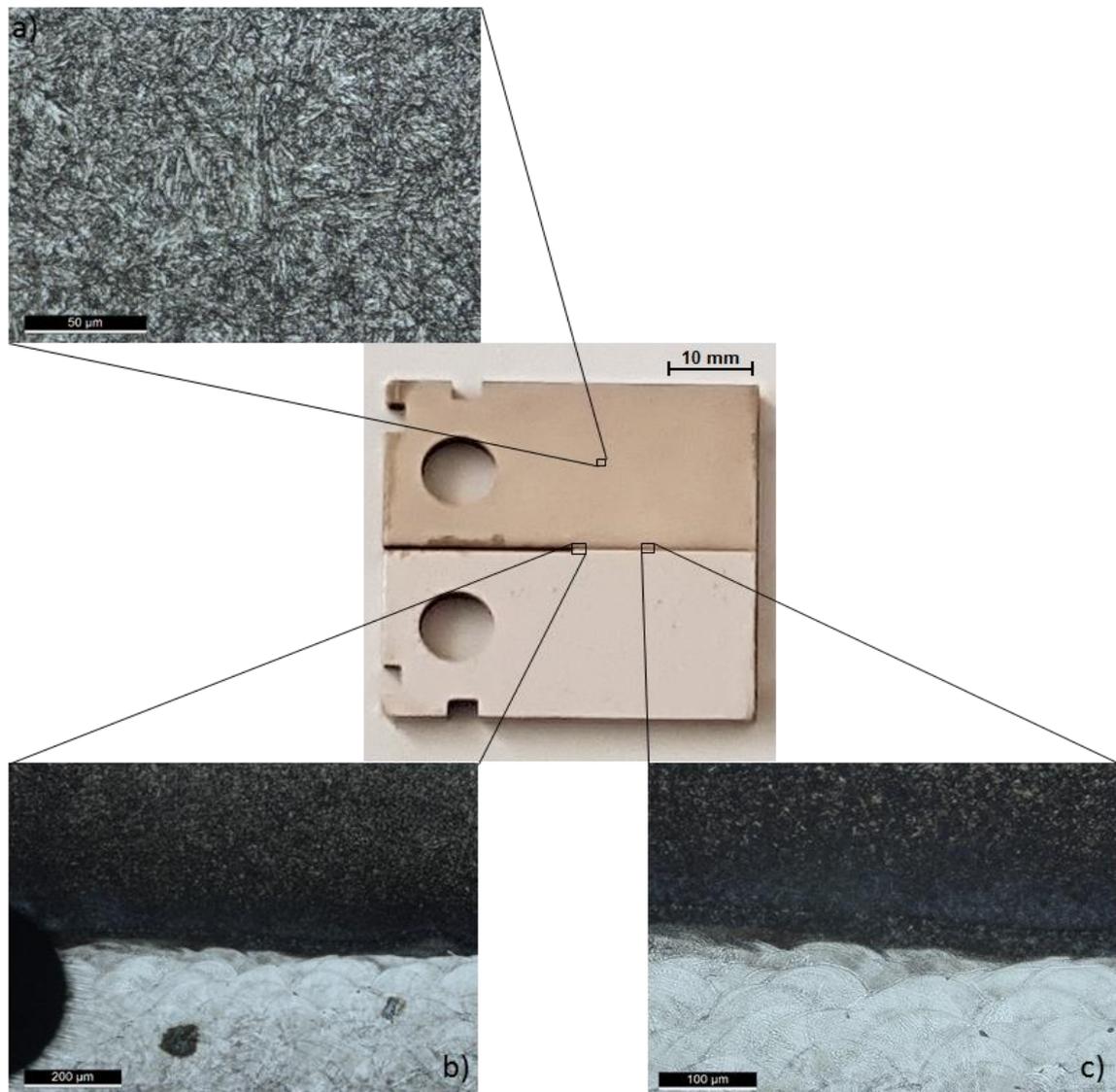
## APÊNDICE C



**Figura A 0.5** - a) Microestrutura do aço AISI 420; b) microestrutura do interface junto a zona de entalhe; c) microestrutura do aço 18Ni300; d) microestrutura na zona interface.



## APÊNDICE D



**Figura A 0.6** - a) Microestrutura do aço AISI H13; b) microestrutura do interface junto a zona de entalhe; c) microestrutura na zona interface.



## APÊNDICE E

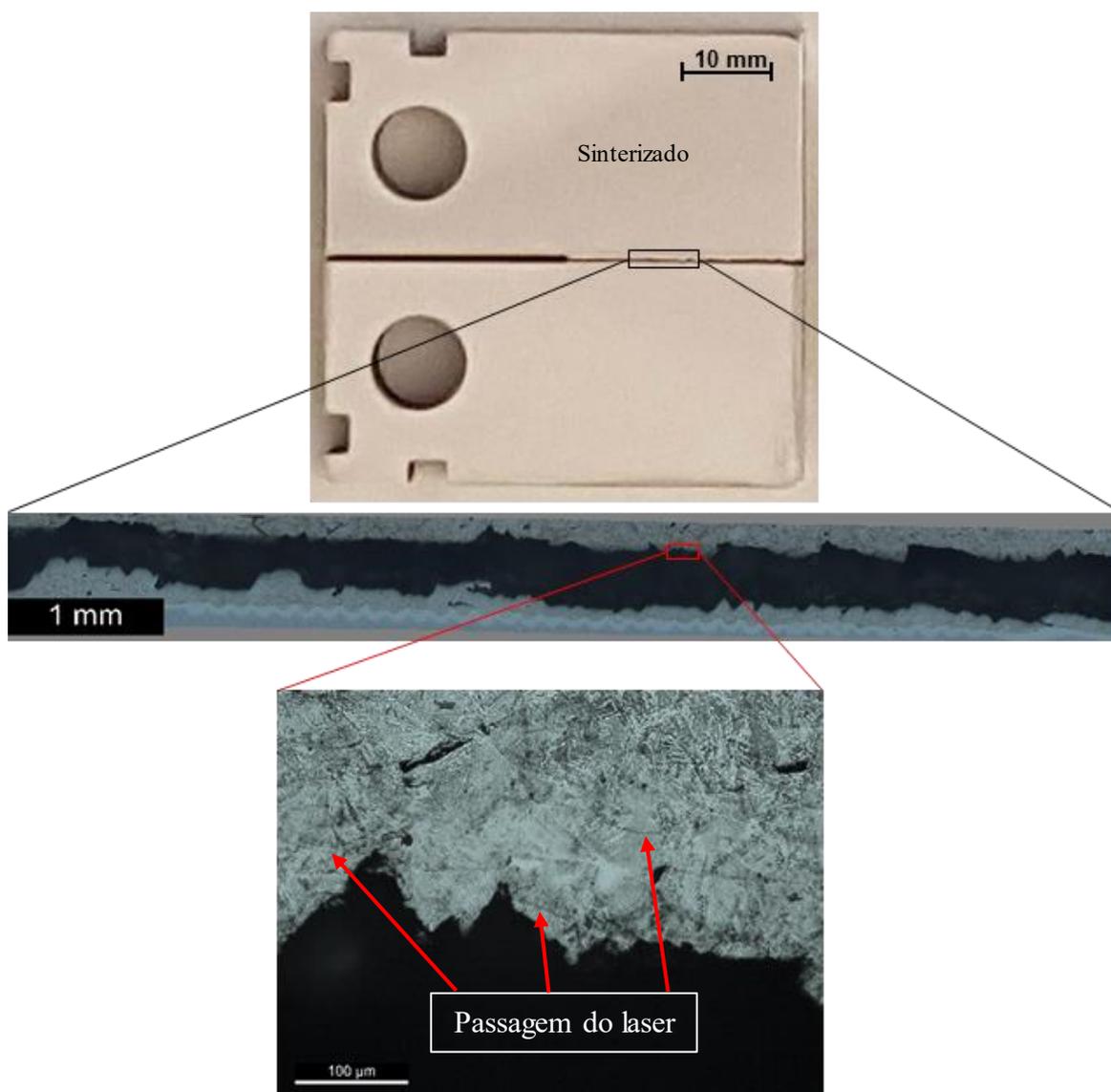


Figura A 0.7 - Microestruturas das zonas fraturadas da série ST2SS\_6.



## APÊNDICE F

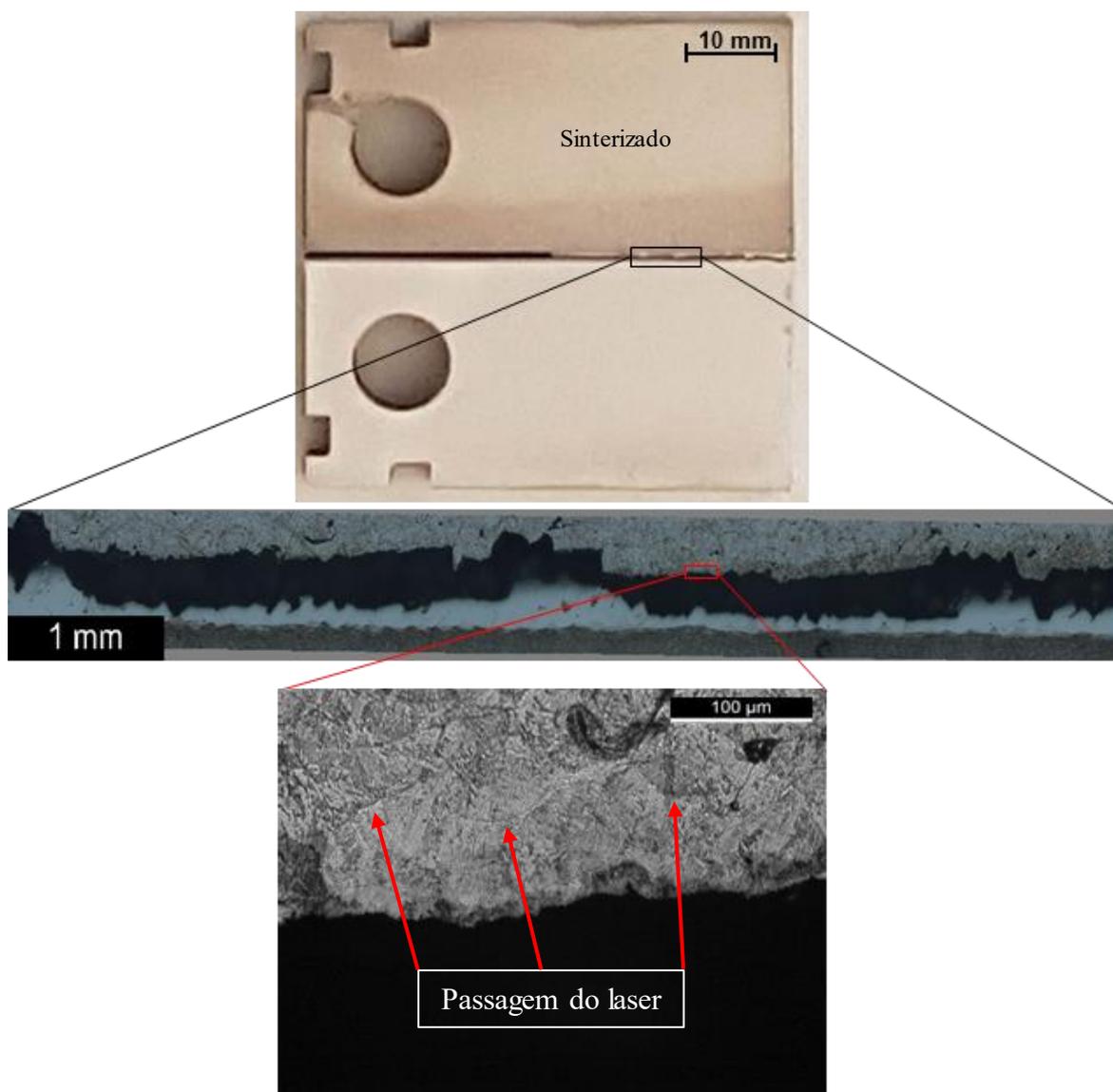


Figura A 0.8 - Microestruturas das zonas fraturadas da série ST2HS\_6.