



Instituto Superior de Engenharia

Politécnico de Coimbra

DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA

Propagação de fendas de fadiga no aço inoxidável AISI 316L fabricado por Laser Powder Bed Fusion

Dissertação para a obtenção do grau de Mestre em Engenharia
Mecânica

Especialização em Construção e Manutenção de
Equipamentos Mecânicos

Autor

Tomás Almeida Coelho

Orientador

Prof. Doutor Luís Filipe Pires Borrego

Co-Orientador

Prof. Doutor Joel Alexandre da Silva de Jesus

Coimbra, abril de 2025



INSTITUTO POLITÉCNICO
DE COIMBRA

INSTITUTO SUPERIOR
DE ENGENHARIA
DE COIMBRA

AGRADECIMENTOS

Esta tese foi efetuada no âmbito do projeto BRACER – Brake pArtiCles Emission Reduction, com o número universal do projeto FACI-2023-MPR-04-014323, financiado por fundos europeus através do COMPETE 2030 – Programa Inovação e Transição Digital (Portugal 2030) através do programa Eureka e dos seus Clusters e do SMART Cluster Eureka com o Smart Label S0612-BRACER. Foi ainda apoiada pelo MATEL, referência COMPETE2030-FEDER-00587200, financiado por fundos europeus através do COMPETE 2030, Portugal 2030 e FEDER. Entidades a quem deixo o meu agradecimento pela confiança depositada.

A realização desta dissertação de mestrado apenas foi possível graças ao apoio, incentivo e compreensão de pessoas muito especiais, às quais deixo aqui o meu profundo agradecimento.

Em primeiro lugar agradecer, ao Professor Doutor Luís Filipe Pires Borrego pela sua disponibilidade, orientação, motivação e partilha de conhecimentos na realização deste trabalho.

Ao co-orientador, Professor Doutor Joel Alexandre da Silva de Jesus, pelo empenho, disponibilidade de tempo e contributo na realização de todo o trabalho experimental.

Ao colega Malcom pela sua colaboração na orientação de todos os conceitos experimentais utilizados.

Ao Departamento de Engenharia Mecânica da Faculdade de Ciências e Tecnologias da Universidade de Coimbra (FCTUC), pela disponibilização dos seus laboratórios para a realização de todos os ensaios efetuados neste trabalho.

Ao Instituto Superior de Engenharia de Coimbra (ISEC), a todos os professores e colegas de uma forma em geral, aos cursos de Licenciatura e Mestrado em Engenharia Mecânica, por todos os ensinamentos e vivências partilhadas ao longo de todos estes anos que possibilitaram que todo este percurso fosse concluído com sucesso.

Aos meus amigos João Oliveira, Gonçalo Sario, Rui Sousa, Beatriz Félix, Pedro Saraiva e Vasco Mocho, pelo companheirismo e ajuda em superar cada obstáculo ao longo de todos estes anos.

E por último a toda a minha família, especialmente aos meus pais e à minha irmã, por estarem sempre presentes, tanto nos bons como nos maus momentos, e pela oportunidade que deram para conseguir chegar até este patamar.

Muito obrigado a todos.



RESUMO

O objetivo desta dissertação de mestrado é efetuar um estudo acerca do comportamento de propagação de fendas de fadiga em componentes de aço inoxidável AISI 316L fabricados por Laser Powder Bed Fusion (L-PBF).

Para atingir esta meta, foram então realizados 3 ensaios de propagação de fendas de fadiga, segundo a norma ASTM E647, em provetes C(I): dois ensaios em provetes sem tratamento térmico, porém um com $R=0,05$ e o outro com $R=0,5$, e ainda um terceiro ensaio num provete tratado termicamente com $R=0,05$. Através destes ensaios foram obtidas as curvas de propagação de fenda de fadiga, $a-N$, e de velocidade de propagação de fenda, $da/dN-\Delta K$. Estas mesmas figuras serviram para obter as constantes da lei de Paris, C e m . Tais constantes foram utilizadas para uma posterior análise comparativa dos resultados experimentais com dados bibliográficos do comportamento da fenda de fadiga em provetes da liga de aço inoxidável AISI 316L fabricados pelo mesmo tipo de processo de fabrico aditivo e de fabrico convencional. Foi igualmente efetuado o entendimento da influência do tratamento térmico e da razão de tensão nos resultados experimentais, assim como do fenómeno de fecho de fenda. Por último, realizaram-se análises microestruturais e de dureza aos provetes de ensaio.

Das análises efetuadas concluiu-se que o fabrico da liga de aço inoxidável 316L pelo processo L-PBF, confere a este material uma resistência à propagação de fendas por fadiga inferior aos métodos convencionais, porém a utilização de tratamentos térmicos pode ajudar a reduzir esta diferença.

Palavras-Chave: Laser Powder Bed Fusion (L-PBF), Aço inoxidável AISI 316L, Propagação da fenda de fadiga, Fenómeno de fecho de fenda, Tratamento térmico.

ABSTRACT

The objective of this master's dissertation is to carry out a study on the behaviour of fatigue crack growth in 316L stainless steel components manufactured by L-PBF.

To achieve this goal, 3 fatigue crack propagation tests were performed, in accordance with ASTM E647, using C(T) specimens: two tests on specimens without heat treatment, one with $R=0,05$ and the other one with $R=0,5$, and a third test on a specimen with $R=0,05$. From this tests, fatigue crack propagation curves, $a-N$, and crack growth rate curves, $da/dN-\Delta K$ were obtained. These figures were then used to determine the constants of the Paris law, C and m . Such constants were subsequently employed in a comparative analysis between the experimental results and bibliographic data regarding the fatigue crack behaviour of 316L stainless steel specimens produced by the same type of additive manufacturing process and by conventional manufacturing. The influence of the heat treatment and stress ratio on the experimental results was also examined, as well as the crack closure phenomenon. Finally, microstructural and hardness analyses were performed on the specimens.

From the analyses, it was concluded that the manufacturing stainless steel using the L-PBF process gives to the material a lower fatigue crack growth resistance compared with the conventional methods, however the use of heat treatments can help to reduce this differences.

Keywords: Laser Powder Bed Fusion (L-PBF), 316L stainless steel, Fatigue crack growth, Crack closure phenomenon, Heat treatment.

ÍNDICE

Agradecimentos	i
Resumo	iii
Abstract.....	iv
Índice.....	v
Índice de tabelas	vii
Índice de figuras.....	viii
Lista de siglas e acrónimos	x
Lista de símbolos	xi
1 Introdução	1
1.1 Objetivos	1
1.2 Estrutura da dissertação	2
2 Revisão bibliográfica.....	3
2.1 Ligas de aço inoxidável.....	3
2.1.1 Tipos de ligas de aço inoxidável	5
2.1.2 Liga de aço inoxidável 316L de fabrico convencional e de fabrico aditivo por L-PBF.....	7
2.2 Processo Laser Powder Bed Fusion (L-PBF).....	11
2.2.1 Vantagens e desvantagens do processo L-PBF	13
2.2.2 Parâmetros de processo	14
2.3 Tratamento Térmico.....	16
2.4 Comportamento à fadiga dos materiais.....	17
2.4.1 Solicitações de fadiga	18
2.4.2 Ensaio de fadiga.....	20
2.5 Propagação de fenda de fadiga.....	21
2.5.1 Fator de intensidade de tensões.....	21
2.5.2 Curvas da/dN- ΔK	23
2.5.3 Fecho de fenda.....	25
2.6 Digital Image Correlation (DIC)	26
3 Material, equipamento e procedimento experimental	29
3.1 Introdução.....	29
3.2 Caracterização do material e do provete de ensaio	30
3.2.1 Fabrico, geometria e preparação dos provetes de ensaio	30

3.3	Máquina de ensaios e método experimental	33
3.3.1	Máquina de ensaio	33
3.3.2	Medição de fenda	34
3.3.3	Medição do fecho de fenda	34
3.3.4	Determinação da curva da/dN- ΔK	35
3.4	Caracterização microestrutural e mecânica	36
3.4.1	Análise metalográfica	36
3.4.2	Análise de dureza	37
3.4.3	Análise das superfícies de fratura	38
4	Resultados e Discussão	39
4.1	Introdução	39
4.2	Propagação da fenda de fadiga	39
4.3	Efeito do tratamento térmico	42
4.4	Efeito da tensão média	43
4.5	Nível de fecho de fenda	44
4.6	Comparação dos resultados experimentais com dados de outros autores	46
4.7	Análises complementares	49
4.7.1	Análise metalográfica	49
4.7.2	Análise de dureza	52
4.7.3	Análise das superfícies de fratura	53
5	Conclusões e trabalhos futuros	59
5.1	Conclusões	59
5.2	Trabalhos futuros	60
	Referências bibliográficas	61
	Anexos	65
	Anexo A – Características do processo de fabrico dos provetes	66
	Anexo B – Ficha técnica do fabricante do pó metálico utilizado no processo de fabrico	68
	Anexo C – Análise SEM do pó metálico	69

ÍNDICE DE TABELAS

Tabela 2.1 - Comparação entre o aço 316L de fabrico convencional e fabrico aditivo (adaptado de [12]).	8
Tabela 3.1 – Ensaios realizados.	29
Tabela 3.2 – Propriedades mecânicas do pó metálico utilizado no fabrico dos provetes.	30
Tabela 3.3 – Composição química do pó metálico utilizado no fabrico dos provetes (% peso).	30
Tabela 3.4 – Composição química da análise SEM do pó metálico (% peso).	31
Tabela 4.1 – Designação de cada ensaio realizado.	39
Tabela 4.2 – Coeficientes da lei de Paris dos ensaios realizados.	42
Tabela 4.3 – Coeficientes da lei de Paris, métodos convencionais.	47

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 2.1 – Relação do teor de níquel e cromo em % nas diferentes classes de aços inoxidáveis [7].	4
Figura 2.2 - Propriedades mecânicas de tração do aço 316L, fabricado por L-PBF e laminação a quente [13].	9
Figura 2.3 - Microestrutura do aço AISI 316L fabrico L-PBF (1) e laminação a quente (2) [13].	10
Figura 2.4 – Curvas a-N baseadas na deformação plástica para comparar os processos de fabrico L-PBF e laminação a quente [13].	11
Figura 2.5 – Esquema L-PBF (adaptado de [40]).	12
Figura 2.6 - Relação entre parâmetros de processo, estrutura e propriedades das ligas produzidas pelo processo L-PBF, [20].	15
Figura 2.7 - Representação esquemática do processo de fadiga (adaptado de [22]).	17
Figura 2.8 – Representação esquemática de uma superfície de fratura por fadiga, [39].	18
Figura 2.9 - Ciclos de tensão de fadiga: a) alternado puro; b) pulsante; c) variável por blocos; d) aleatório, [27].	19
Figura 2.10 - Representação tipo de uma curva S-N, [27].	21
Figura 2.11- Modos de carregamento de uma peça fissurada, [29.]	22
Figura 2.12 – Representação esquemática de uma curva da/dN- ΔK , [27].	24
Figura 2.13 - Variação do deslocamento de abertura da fenda com a carga mostrando a definição de ΔK_{ef} , [27].	26
Figura 2.14 - Comparação entre imagem de referência e imagem deformada [30].	28
Figura 3.1 – Análise SEM do pó metálico.	31
Figura 3.2 - Geometria do provete C(T) (dimensões em mm).	32
Figura 3.3 - Face do provete C(T) sem polimento (1) e polida (2).	32
Figura 3.4 - Face do provete C(T) por pintar (1) e pintada (2).	33
Figura 3.5 – Máquina Instron ElectroPlus E1000 e sistema de controlo.	33
Figura 3.6 – Sistema de observação: a) Luneta b) Sistema micrómetro e luneta [25].	34
Figura 3.7 – Exemplo de imagem capturada para análise DIC (Digital Image Correlacion).	35
Figura 3.8 – Microscópio Leica DM4000 M LED	37

Figura 3.9 – Máquina de ensaios de dureza, Struers Duramin.....	37
Figura 3.10 - Hitachi Jeol JSM-5310.	38
Figura 4.1 - Curvas a-N dos ensaios realizados.	39
Figura 4.2 – Curva da/dN- ΔK , Ensaio 1: Não tratado, R=0,05.....	40
Figura 4.3 - Curva da/dN- ΔK , Ensaio 2: Tratado, R=0,05.....	41
Figura 4.4 - Curva da/dN- ΔK , Ensaio 3: Não tratado, R=0,5.....	41
Figura 4.5 – Efeito do tratamento térmico.....	43
Figura 4.6 - Resultados do efeito da razão de tensão, R.....	44
Figura 4.7 - Resultados da medição do fecho de fenda.	45
Figura 4.8 – Observação lateral da fenda a carga mínima: a) Ensaio 1: Não tratado, R=0,05; b) Ensaio 2: Tratado, R=0,05; c) Ensaio 3: Não tratado, R=0,5.....	46
Figura 4.9 – Comparação dos dados experimentais com 316L convencional.	47
Figura 4.10 – Comparação dos dados experimentais com outros provetes 316L de fabrico L-PBF.	49
Figura 4.11 – Perspetivas de observação.	49
Figura 4.12 Microestrutura provete não tratado, vista longitudinal.	50
Figura 4.13 - Microestrutura provete tratado, vista longitudinal.	50
Figura 4.14 - Microestrutura provete não tratado, vista transversal.....	51
Figura 4.15 - Microestrutura provete tratado, vista transversal.	52
Figura 4.16 – Durezas obtidas (dureza Vickers).....	52
Figura 4.17 – Imagem SEM da superfície de fratura do ensaio 1, provete não tratado e R=0,05, $\Delta K=14,63 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, da/dN=2,54E-5 mm/ciclo, para várias ampliações: a) 500x; b)1000x; c)2100x;.....	55
Figura 4.18 - Imagem SEM da superfície de fratura do ensaio 2, provete tratado e R=0,05, $\Delta K=14,43 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, da/dN=1,52E-5 mm/ciclo, para várias ampliações: a) 500x; b)1000x; c)3000x;	57
Figura 4.19 - Imagem SEM da superfície de fratura do ensaio 3, provete tratado e R=0,5, $\Delta K=14,83 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, da/dN=2,36E-5 mm/ciclo, para várias ampliações: a) 500x; b)1000x; c)2500x;	58

LISTA DE SIGLAS E ACRÓNIMOS

3D	Três Dimensões
ASTM	American Society for Testing Materials
CAD	Computer Aided Desing
C(T)	Compact-Tension
DIC	Digital Imagem Correlation
ISO	International Organization for Standardization
L-PBF	Laser Powder Bed Fusion
MEV	Microscopia Eletrónica de Varrimento
MFLE	Mecânica da fratura linear elástica
SEM	Scanning Eletron Microscope
SLM	Selective LASER Melting
STL	Standart Tesellation Language

LISTA DE SÍMBOLOS

Alfabeto latino

a	Comprimento da fenda de fadiga
a_c	Comprimento crítico da fenda de fadiga
B	Dimensão característica do provete C(T) no cálculo de ΔK segundo a norma ASTM 647-00
C	Coeficiente da lei de Paris
da/dK	Velocidade de propagação da fenda de fadiga
E	Densidade de energia do feixe LASER
h	Hatch spacing
K	Fator de intensidade de tensões
K_{ab}	Fator de intensidade de tensões para o qual a fenda se encontra totalmente aberta.
K_c	Tenacidade à fratura
K_{Ic}	Tenacidade à fratura em modo I
$K_{máx}$	Fator de intensidade de tensões máximo
$K_{mín}$	Fator de intensidade de tensões mínimo
m	Expoente da lei de Paris
N	Número de ciclos
N_i	Número de ciclos de iniciação
N_p	Número de ciclos de propagação da fenda
N_r	Número de ciclos até à rotura
P	Potencia do feixe LASER
R	Razão de tensão
R^2	Fator de correlação
S	Tensão
t	Espessura da camada de pó
U	Fator da razão de carga
v	Velocidade de deslocamento do feixe LASER
W	Dimensão característica do provete no cálculo de ΔK segundo a norma ASTM 647-00

Y Fator geométrico da fenda

Alfabeto grego

α Parâmetro adimensional no cálculo de ΔK segundo a norma ASTM 647-00

σ_a Tensão alternada do ciclo

σ_c Tensão cedência

σ_{fo} Tensão limite de fadiga

σ_m Tensão média

$\sigma_{m\acute{a}x}$ Tensão máxima

σ_{min} Tensão mínima

σ_r Tensão de rotura

ΔK Amplitude do fator de intensidade de tensões

ΔK_{ef} Amplitude do fator de intensidade de tensões efetivo

ΔK_{lf} Limiar de propagação da fenda à fadiga

ΔP Gama de carga aplicada no ensaio no cálculo de ΔK segundo a norma ASTM 647-00

$\Delta \sigma$ Gama de tensão

1 INTRODUÇÃO

Cada vez mais o mundo industrial, no contexto da Engenharia Mecânica, tem realizado estudos intensivos para produção de componentes mais leves e resistentes, essencialmente devido a fatores de eficiência, desempenho e sustentabilidade. Para tal, com a evolução dos tempos tem-se reunido esforços de forma a permitir a aplicação de novas tecnologias de fabrico de componentes principalmente sujeitos a cargas cíclicas.

O aço inoxidável 316L é um tipo de liga metálica amplamente utilizada nas mais diversas áreas da engenharia devido, sobretudo, à sua elevada resistência à corrosão e resistência mecânica. Tendo em consideração este facto, investigações de otimização de diversos processos de fabrico aditivo para produção desta liga são cada vez mais levadas a cabo. Dentro destes processos de fabrico aditivo destaca-se a tecnologia de fusão de pós metálicos, Laser Powder Bed Fusion (L-PBF), também conhecida por Selective Laser Melting (SLM).

Este processo utiliza um feixe LASER de alta potência para fundir várias camadas de pó metálico, originando peças com elevada precisão geométrica e bom acabamento superficial, comparativamente com outros processos de fabrico aditivo. A produção desta liga, em específico, por este processo de fabrico permite a manutenção das suas propriedades com uma redução do seu peso, dos tempos de produção e dos custos de fabrico. Porém, como esta tecnologia é bastante recente, carece ainda de alguns desenvolvimentos no que diz respeito à qualidade superficial dos materiais e redução de possíveis defeitos nos mesmos. Estas desvantagens comprometem o desempenho da peça, podendo dar origem a roturas por fadiga.

Esta dissertação de mestrado apresenta então um estudo de resistência à fadiga de componentes de aço inoxidável AISI 316L fabricados por L-PBF, no âmbito do Mestrado em Engenharia Mecânica.

1.1 Objetivos

O objetivo principal deste trabalho é investigar o comportamento da propagação de fendas de fadiga em componentes de aço inoxidável AISI 316L fabricados por L-PBF. De forma a concretizar esta meta foi necessário realizar os seguintes estudos:

- Análise do comportamento da propagação de fendas de fadiga e do fenómeno de fecho de fenda.
- Análise do efeito do tratamento térmico e da razão de tensão.
- Análises metalográficas, de dureza e das superfícies de fratura.

1.2 Estrutura da dissertação

Esta dissertação de mestrado encontra-se dividida em cinco capítulos.

O capítulo 1, faz uma breve apresentação do tema em estudo e descreve quais os principais objetivos do trabalho.

No capítulo 2, é feito um enquadramento teórico de todos os conceitos relacionados com as ligas de aço inoxidável, especificando mais afincadamente a liga de aço inoxidável 316L, do processo de fabricação aditiva L-PBF, dos tipos de tratamentos térmicos utilizados nesta liga em específico, do comportamento à fadiga dos materiais, assim como dos conhecimentos relacionados com o processo de propagação de fendas de fadiga. É feita também uma breve descrição da técnica de correlação de imagem digital, utilizada para a medição do fenómeno de fecho de fenda.

O capítulo 3 descreve todo o procedimento experimental realizado, fazendo igualmente uma caracterização dos materiais e equipamentos utilizados.

No capítulo 4, são apresentados e analisados todos os resultados obtidos nos ensaios realizados, onde são inclusive feitas comparações com trabalhos de outros autores.

Por último, no capítulo 5 são exibidas as principais conclusões do trabalho e são feitas algumas sugestões de trabalhos futuros que podem acrescentar informação relevante à investigação aqui efetuada.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

A base de conhecimento, que serve de suporte a esta dissertação de mestrado, tem como pontos principais o entendimento das ligas de aço inoxidável, mais especificamente do aço inoxidável 316L, do processo de fabrico aditivo *Laser Powder Bed Fusion* (L-PBF), pois foi o tipo de processo utilizado no fabrico dos provetes ensaiados, e ainda os conceitos teóricos mais importantes, em relação à fadiga e à propagação de fendas, para caracterização das propriedades dos materiais.

2.1 Ligas de aço inoxidável

Em 1913, o metalurgista inglês Harry Brearley descobriu que a junção de uma substância de cromo com uma relativamente pequena quantidade de carbono aumentava de forma significativa a resistência à corrosão de um aço. Ele passou a designar a sua liga, que continha 12,8% de cromo e 0,24% de carbono, de “Aço sem ferrugem” e introduziu-a na indústria de cutelaria situada na sua cidade natal, Sheffield, no Reino Unido. Na mesma altura, a companhia alemã Krupp, descobriu que aços que, na sua composição, dispõem de elevados teores de cromo ou cromo-níquel podiam ser depositados durante meses em ambientes húmidos e agressivos sem que ocorresse formação de ferrugem nos mesmos. Este material revolucionário contém ao mesmo tempo boas propriedades higiénicas de superfície e também uma boa resistência à corrosão. Rapidamente se transformou no material predileto, não só para utensílios de cutelaria e de mesa, como também para a indústria alimentar. Atualmente, existem diferentes tipos de ligas de aço inoxidável com as mais diversificadas aplicações [1].

A denominação “Aços inoxidáveis” diz respeito a um conjunto de ligas ferrosas que resistem a diversos tipos de meios corrosivos, dentro de extensos limites de temperatura. O elemento absolutamente indispensável para que um aço seja inoxidável é o cromo, de teor suficiente, variável segundo os casos, mas sempre superior a 12%. A presença do cromo permite a formação na superfície do aço de um filme de passivação, conferindo à liga o seu carácter inoxidável [2].

O uso dos aços inoxidáveis deve ser considerado tendo em conta dois aspetos principais: a resistência à corrosão no meio de aplicação e as propriedades mecânicas exigidas pela conformação do material e condições de utilização [2]. No entanto, o aço inoxidável apresenta um baixo nível de maquinabilidade devido a ser uma liga de elevada tenacidade e baixa condutividade térmica [3].

Os aços inoxidáveis são essencialmente ligas de ferro-cromo ou ferro-cromo-níquel e teor em carbono entre 0,02% a 1%, segundo as classes [2]. Da sua constituição fazem também parte outros elementos de liga como o molibdénio, cobre, titânio, entre outros, que contribuem para melhorar as propriedades

mecânicas, a resistência à corrosão, a resistência à temperatura e outras características desejáveis em determinadas aplicações do aço.

O filme protetor que permite ao aço resistir à corrosão é uma fina, invisível e insolúvel camada de óxidos e hidróxidos de crómio e ferro que se deposita sobre o metal. Esta camada forma-se espontaneamente em ambientes onde a presença de oxidantes é significativa. Para além disto, mesmo que o metal seja sujeito a danos mecânicos, o teor de oxigénio presente no ar ambiente, e na maioria das soluções aquosas, é normalmente suficiente não só para permitir a criação desta camada protetora, como também possibilita a sua manutenção. Salvo exceções, se esta camada for consecutivamente mantida o aço pode quase durar para sempre [1].

A principal diferença entre as classes de aços inoxidáveis reside no teor em crómio e níquel. Estes dois elementos de liga, constituem grande parte da massa, em elementos de liga, do aço. A Figura 2.1 faz uma relação entre o teor em crómio e níquel presente nas diferentes classes de aços inoxidáveis, com indicação das ligas que concedem propriedades adicionais [4].

Stainless steel: nickel and chromium content

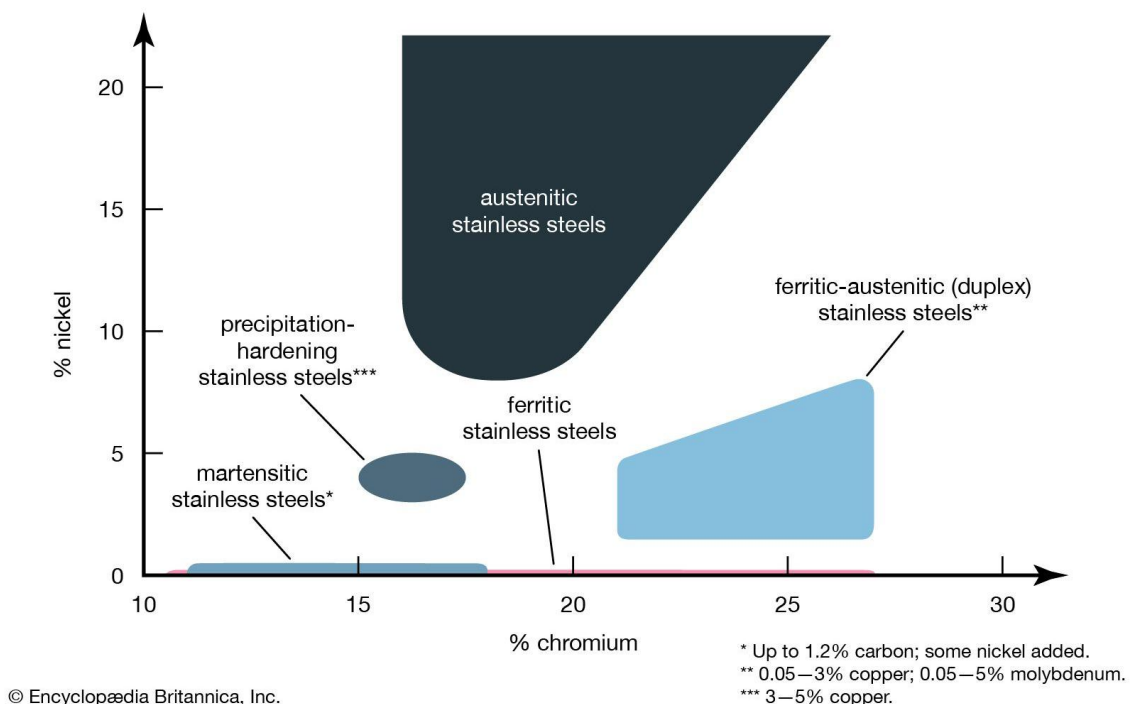


Figura 2.1 – Relação do teor de níquel e crómio em % nas diferentes classes de aços inoxidáveis [7].

O essencial das propriedades dos aços inoxidáveis está ligado ao conhecimento dos diagramas de fases e dos diagramas de Time-Rate-Cooling (TRC) das ligas ternárias, ferro-carbono-crómio, ou quaternárias, ferro-carbono-crómio-níquel [2]. A grande diversidade de aços inoxidáveis é distinguida segundo as fases presentes na sua microestrutura [4]. Em resumo os principais grupos de aço inoxidáveis são categorizados em:

1. Aços inoxidáveis ferríticos.
2. Aços inoxidáveis austeníticos.
3. Aços inoxidáveis martensíticos.
4. Aços inoxidáveis endurecidos por precipitação.
5. Aço inoxidáveis duplex.

2.1.1 Tipos de ligas de aço inoxidável

2.1.1.1 Aços inoxidáveis ferríticos

São ligas binárias constituídas maioritariamente por ferro e cromo, normalmente entre 12,5% a 17%, sendo isentas de níquel. Devido ao seu baixo teor em carbono, a resistência mecânica desta liga é inferior à das restantes classes de aços inoxidáveis. Apresentam uma conformabilidade aceitável, mesmo tendo em consideração as suas limitações, ao nível da tenacidade, que manifestam a baixas temperaturas. São aços magnéticos com uma estrutura cúbica de corpo centrado (c.c.c) e não são termicamente tratáveis, mas exibem uma resistência à corrosão superior à dos aços inoxidáveis martensíticos [4].

A sua designação é devido ao facto de estas ligas apresentarem uma estrutura granular, à base de ferrite, e propriedades, como a resistência mecânica, ductilidade, entre outras, semelhantes à dos aços não ligados de médio teor em carbono [5], [6]. São aços magnéticos que possuem alta resistência à fissuração por corrosão sob tensão [1].

2.1.1.2 Aços inoxidáveis austeníticos

Os aços inoxidáveis austeníticos são ligas ternárias compostas normalmente por ferro, 16 a 26% de cromo e 6 a 12 % de níquel. Ao ser adicionado níquel como elemento de liga permite transformar a estrutura ferrítica em austenítica. Em alguns aços pertencentes a esta classe, é acrescentado molibdénio para melhorar a resistência à corrosão localizada ou manganês para reduzir o uso de níquel e aumentar a elasticidade. São ligas que não podem ser endurecidas por tratamento térmico devido à baixa percentagem de teor em carbono que apresentam, mas em alternativa são deformados plasticamente abaixo da sua temperatura de recristalização, o que provoca o encruamento do material [5], [6], [7].

As ligas de aço inoxidável austenítico representam cerca de dois terços da produção de aços inoxidáveis. Apresentam uma aptidão superior de resistir à oxidação face às ligas ferríticas e martensíticas e são resistentes ao calor com boas propriedades mecânicas numa ampla gama de temperaturas [4]. Estas ligas de estrutura cúbica de faces centradas (c.f.c) são caracterizadas por uma tenacidade ao choque elevada e não são sensíveis à rotura frágil [2].

São aços não magnéticos, no entanto quando são maquinados ou trabalhados podem apresentar uma pequena magnetização e nas zonas onde ocorre deformação a austenite é transformada em martensite [5], [6], [8].

2.1.1.3 Aços inoxidáveis martensíticos

São ligas de ferro e cromo, 10,5% a 18%, e o seu teor em carbono varia entre 0,2% a 1%, sendo a gama de aço inoxidáveis que possui mais percentagem de carbono em relação a todas as outras classes. Devido este facto, isto torna esta classe de ligas de maior dureza e resistência mecânica, porém de menor resistência à corrosão, comparativamente com todas as outras classes [5], [8].

Têm um comportamento comparável ao dos aços de tratamentos térmicos clássicos [2]. Apresentam uma estrutura tetragonal de corpo centrado (t.c.c) com um comportamento magnético, pouco dúctil e muito duro, que representa uma elevada resistência ao desgaste [6].

2.1.1.4 Aços inoxidáveis endurecidos por precipitação

Os aços inoxidáveis endurecidos por precipitação são normalmente constituídos por ferro, 15% a 17,5% de cromo e 3% a 5% de cobre [7], [8].

Contêm também outros elementos como o cobre, alumínio, molibdénio e nióbio. Estes elementos intermetálicos são precipitados através de um tratamento térmico, que consiste numa hipertêmpera, conduzindo a uma solução sólida saturada (martensite de baixa dureza), seguida de um revenido durante o qual tem lugar a precipitação do composto intermetálico. É possível para esta classe de aços realizar as operações de conformação depois da têmpera. O revenido de endurecimento fazendo-se a relativamente baixa temperatura tem poucos riscos de deformação e oxidação [2].

Estas ligas destacam-se pela sua resistência à corrosão semelhante à das ligas austeníticas e resistência mecânica comparável à das ligas martensíticas [7], [9].

2.1.1.5 Aços inoxidáveis duplex

Os aços inoxidáveis duplex possuem uma microestrutura constituída por 50% de ferrite e 50% de austenite. São aços magnéticos devido à presença de ferrite na sua composição. Este tipo de microestrutura permite que estes aços detenham muitas das propriedades mais benéficas dos aços inoxidáveis ferríticos e austeníticos [1].

A fase austenítica é responsável pela ductilidade e resistência à corrosão uniforme, enquanto a fase ferrítica concede uma resistência mecânica superior e auxilia na resistência à corrosão [9], [10].

A baixas temperaturas deixam de ter um comportamento dúctil para passar a quebradiço. Apresentam uma formabilidade razoável, no entanto requerem esforços superiores aos usados nos aços inoxidáveis austeníticos [5].

2.1.2 Liga de aço inoxidável 316L de fabrico convencional e de fabrico aditivo por L-PBF

Uma vez que, este trabalho assenta num estudo de uma liga de aço inoxidável 316L, esta será abordada em detalhe seguidamente.

O aço inoxidável 316L, é um aço inoxidável austenítico amplamente utilizado em várias aplicações industriais, incluindo a indústria aeroespacial, indústria nuclear e indústria química, devido à sua elevada tenacidade e excelente resistência à corrosão [11].

Devido à sua diversificada utilização e com a evolução, ao longo dos tempos, das tecnologias de fabrico, os métodos convencionais de fabrico do aço inoxidável 316L têm vindo a ser complementados ou substituídos por processos de fabrico aditivo. O fabrico aditivo apresenta alguns benefícios, como a capacidade de fabricar formas de grande complexidade e minimizar os desperdícios de material, tornando-se uma opção bastante apelativa para produzir peças de alto desempenho [12].

Como também já referido anteriormente, os aços inoxidáveis apresentam baixa capacidade de maquinabilidade. Esta propriedade tem consequências significativas no tempo de produção e nos custos dos processos de fabrico convencionais. É também devido a este facto que surge um maior interesse em técnicas de fabrico onde a produção se aproxime mais do formato final da peça. Isto irá reduzir a quantidade de processos de maquinagem necessários até ser atingido o produto final, reduzindo assim os custos e tempos de produção [3].

Na escolha do tipo de técnica de fabrico, convencional ou aditiva, para efetuar a produção de uma peça feita de aço inoxidável 316L destinada a uma determinada aplicação, as exigências identificadas, até à data, que se devem ter em conta são [12]:

- Exigências geométricas.
- Exigências ao nível das propriedades do material.
- Custos de manutenção e produção.
- Possibilidade de efetuar peças únicas e protótipos.

Sumanariu et al. [12] fez uma análise comparativa da microestrutura e das propriedades mecânicas, entre um aço inoxidável 316L de fabrico convencional (fundição e forjamento) e de fabrico aditivo (SLM - Selective LASER melting). Esta análise é possível de observar na Tabela 2.1.

Tabela 2.1 - Comparação entre o aço 316L de fabrico convencional e fabrico aditivo (adaptado de [12]).

Propriedades	Aço inoxidável 316L - Fabrico aditivo	Aço inoxidável 316L - Fabrico convencional
Composição química (Peso %)	EU: 1,4404	EU: 1,4404
	UNS: S31603	UNS: S31603
	Ferro: Base	Ferro: Base
	Crómio: 16-18	Crómio: 16-18
	Níquel: 10-14	Níquel: 10-14
	Molibdénio: 2-3	Molibdénio: 2-3
	Manganês: <2	Manganês: <2
	Nitrogénio: <0,1	Nitrogénio: <0,1
	Silício: <0,75	Silício: <0,75
	Fósforo: <0,45	Fósforo: <0,45
	Carbono: <0,03	Carbono: <0,03
	Enxofre: <0,03	Enxofre: <0,03
Propriedades mecânicas	Tensão de rotura (σ_r): 650 $\pm$ 50 MPa	Tensão de rotura (σ_r): 485 MPa (mínimo)
	Tensão de cedência (σ_c): 550 $\pm$ 50 MPa	Tensão de cedência (σ_c): 170 MPa (mínimo)
	Módulo de Young: 170 GPa	Módulo de Young: 193 GPa
	Resistência ao impacto (Ensaio Charpy): 30 J/cm ²	Resistência ao impacto (Ensaio Charpy): Não especificado
Propriedades térmicas	Condutividade térmica (a 20 °C): 16,2 W/m.K	Condutividade térmica (a 20 °C): 16,3 W/m.K
	Calor específico (a 20 °C): 500 J/kg.K	Calor específico (a 20 °C): 500 J/kg.K
	Ponto de fusão: 1380 °C	Ponto de fusão: 1375-1400 °C

Ao nível da composição química, pode comprovar-se que o aço inoxidável 316L, tanto quando fabricado de forma convencional ou aditiva, é essencialmente composto por ferro, entre 16% a 18% de crómio, 10% a 14% de níquel, uma percentagem inferior a 0,03% de carbono e ainda outros elementos de liga como molibdénio, manganês, nitrogénio, silício, fósforo e o enxofre [12].

Os processos de fabrico, convencional e aditivo, têm principalmente implicações ao nível das propriedades mecânicas do aço. Pode verificar-se que o processo de fabrico aditivo produz melhorias ao nível da tensão de rotura e da tensão de cedência do aço, porém isto implica uma menor ductilidade comparativamente com o aço de fabrico convencional que apresenta uma menor resistência, porém maior ductilidade [12].

No capítulo seguinte irá verificar-se que o processo aditivo SLM e L-PBF são o mesmo processo, porém a terminologia correta a utilizar é L-PBF (Laser Powder Bed Fusion).

Segundo Diller et al. [13], numa experiência realizada para comparar o comportamento à deformação plástica do aço 316L fabricado por um processo aditivo (L-PBF) e um processo convencional (laminação a quente) foi igualmente

possível de comprovar, graficamente, através da Figura 2.2, a afirmação anteriormente citada.

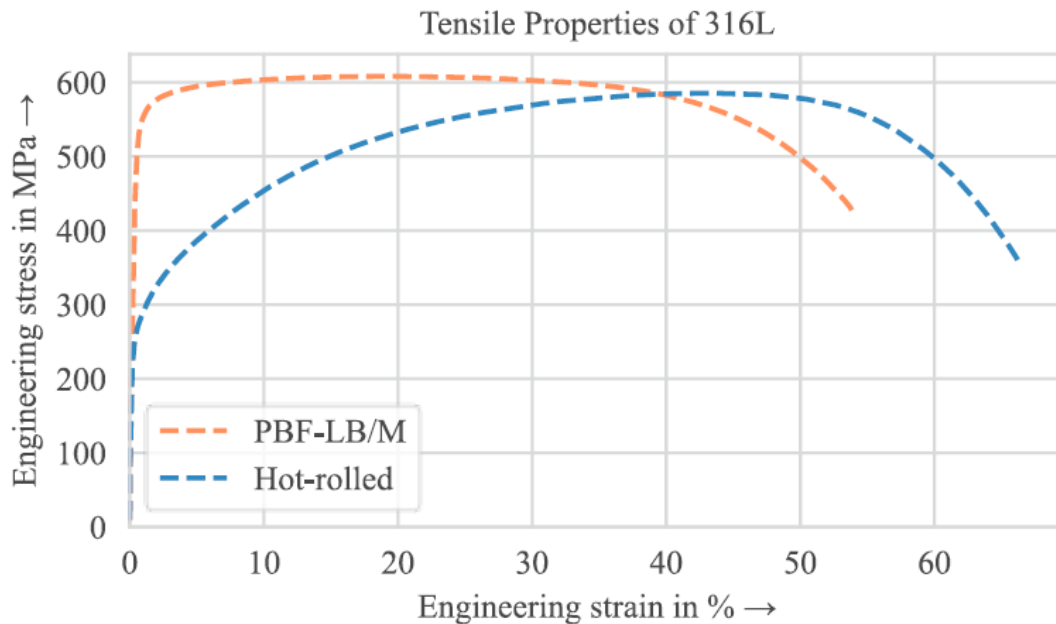


Figura 2.2 - Propriedades mecânicas de tração do aço 316L, fabricado por L-PBF e laminação a quente [13].

O aço 316L fabricado por L-PBF apresenta valores de tensão de cedência e tensão de ruptura, 455 MPa e 611 MPa respectivamente, enquanto por laminação a quente o aço exibe um valor de 245 MPa de tensão de cedência e 585 MPa de tensão de ruptura. No entanto o aço produzido pelo processo aditivo apresenta uma menor capacidade de deformação até à sua ruptura do que o aço fabricado pelo processo convencional [13].

As diferenças verificadas ao nível das propriedades mecânicas nos materiais fabricados pelos dois distintos processos podem ser justificadas essencialmente pelas estruturas de grão que estas técnicas de fabrico conferem ao aço.

O processo convencional confere ao aço uma microestrutura mais uniforme de grãos com maiores dimensões, em comparação com o processo de fabrico aditivo que proporciona grãos mais finos e uma estrutura colunar de grãos construída segundo a direção de produção do material, devido às elevadas taxas de arrefecimento e solidificação do processo aditivo [12].

Este refinamento de grão resulta em peças de maior resistência, porém o processo aditivo tem implicações ao nível da ductilidade conferida ao aço, pois amostras produzidas pelo método aditivo apresentam uma maior porosidade e comportamento anisotrópico que o método convencional. A presença de defeitos microestruturais como a porosidade, anisotropia ou tensões residuais reduzem a capacidade do material se deformar plasticamente, tornando o mais frágil. O grau de porosidade pode ser influenciado consoante o tipo e o modelo da máquina utilizada para produzir a peça, bem como os tipos de materiais utilizados no processo [12].

A Figura 2.3, é representativa de uma microestrutura do aço 316L fabricado pelo processo aditivo L-PBF e do aço fabricado pelo método convencional, laminação a quente.

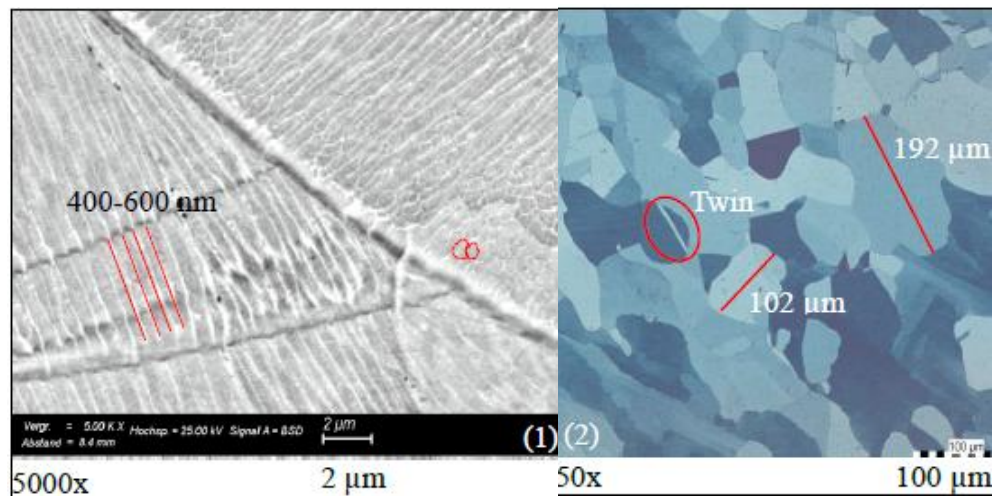


Figura 2.3 - Microestrutura do aço AISI 316L fabrico L-PBF (1) e laminação a quente (2) [13].

Na imagem (1), da Figura 2.3, é possível ver as camadas de impressão orientadas a 60°, grãos de pequenas dimensões e ainda uma estrutura de grãos colunares com diâmetro entre os 400-600 nm. A imagem (2), revela que a microestrutura do aço fabricado por laminação a quente, apresenta grãos de maior dimensão com diâmetro até aos 192 μm [13].

O estudo de Diller et al. [13], faz ainda uma comparação quanto à fadiga em função da deformação plástica do aço 316L fabricado por os dois distintos tipos de processos, L-PBF (fabrico aditivo) e laminação a quente (fabrico convencional). Analisando as curvas a-N, descritas segundo a parte plástica da equação de Coffin-Manson, representadas na Figura 2.4, pode prever-se que o aço AISI 316L fabricado por L-PBF apresenta uma vida em fadiga superior ao aço AISI 316L fabricado por laminação a quente.

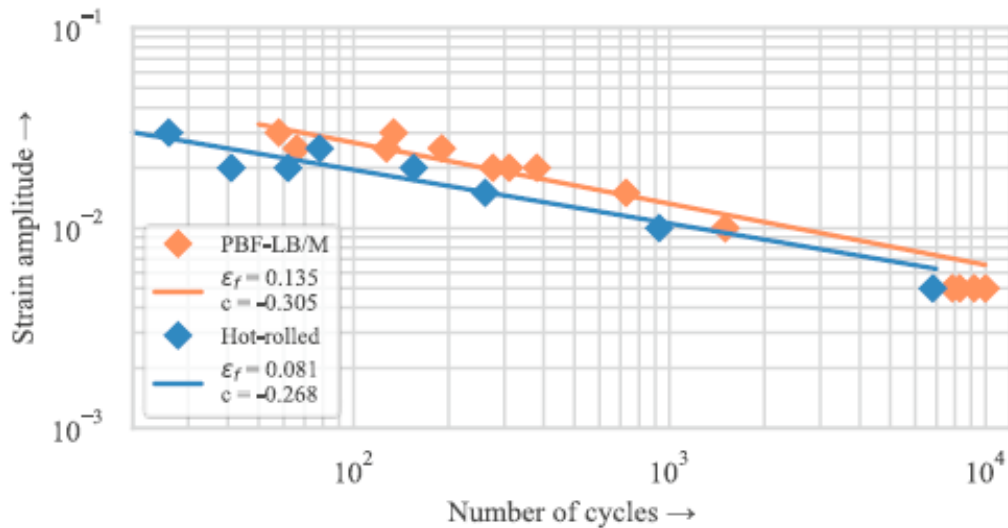


Figura 2.4 – Curvas a-N baseadas na deformação plástica para comparar os processos de fabrico L-PBF e laminação a quente [13].

Posto isto, será então feita, em seguida, uma revisão acerca da tecnologia de fabricação aditiva L-PBF, utilizada na produção da liga de aço inoxidável.

2.2 Processo Laser Powder Bed Fusion (L-PBF)

O fabrico aditivo, por vezes designado também por impressão 3D, é o nome dado a um processo de fabrico de materiais, onde os elementos do produto são depositados em camadas, ao contrário dos processos subtrativos em que é feita remoção de material, resultando num modelo criado a partir de um ficheiro de desenho assistido por computador (CAD) [14].

Esta tecnologia de fabrico, inventada em 1983 por Charles Hull, quando comparada com as técnicas convencionais mais tradicionais, oferece inúmeros benefícios como a produção de peças de grande complexidade e de alta precisão, reduções nos desperdícios de material, flexibilidade de design e redução dos tempos e custos de produção [15].

A norma ASTM F2792-12a, tem o objetivo de padronizar a linguagem utilizada pelos utilizadores, fabricantes, investigadores, educadores, meios de comunicação e outros indivíduos envolvidos na tecnologia de fabrico aditivo. Segundo esta norma os processos de fabrico aditivo podem ser divididos da seguinte forma [16]:

- Jato ligante (Binder Jetting);
- Deposição de energia direcionada (Directed Energy Deposition);
- Extrusão de material (Material extrusion);
- Jato de Material (Material jetting);
- Fusão de pós metálicos (Powder Bed Fusion);

- Laminação de folha (Sheet lamination);
- Fotopolimerização de cuba (Vat photopolymerization);

Das anteriores classes mencionadas, neste trabalho apenas será feita uma abordagem acerca da tecnologia de fusão de pós metálicos, pois este foi o processo utilizado para obter o material em estudo.

Existe uma grande diversidade de processos de fusão de pós metálicos, que utilizam um feixe LASER como fonte de energia, dentro destes destaca-se a fusão seletiva a LASER, em inglês Selective LASER Melting (SLM), também conhecida por fusão em cama de pós por LASER, traduzindo para inglês Laser Powder Bed Fusion. De forma a padronizar as diferentes tecnologias, a norma ASTM/ISO52941:2019 indica o uso do termo Laser Powder Bed Fusion, e respetiva sigla, L-PBF. [17]. Daí esta ser a nomenclatura utilizada ao longo deste trabalho.

O processo L-PBF é uma tecnologia de fabrico aditivo que utiliza uma fonte LASER de alta potencia para fundir pó metálico, que se encontra num sistema de cama de pós, segundo um padrão pré-definido num ficheiro CAD. O procedimento, demonstrado na Figura 2.5, que esta tecnologia utiliza para produzir uma peça é o seguinte: Primeiramente uma fina camada de pó é distribuída uniformemente sobre uma plataforma e um feixe LASER funde e solidifica estas partículas de acordo com o que foi definido no modelo digital 3D, depois desta fase estar concluída, a plataforma baixa e é então adicionada uma nova camada de pó e o processo repete-se sucessivamente até que o formato da peça final seja atingido [18].

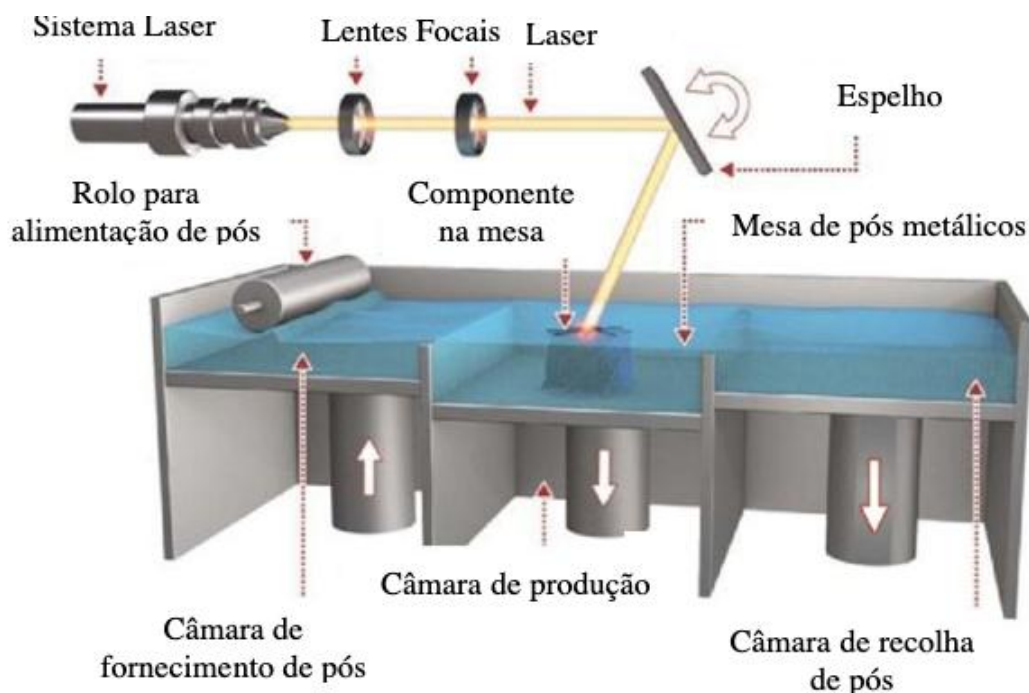


Figura 2.5 – Esquema L-PBF (adaptado de [40]).

A tecnologia L-PBF é, essencialmente, dividida em três estágios [18]:

1. Estágio Digital – Onde são criados os modelos 3D e posteriormente convertido num formato STL;
2. Estágio de processamento – Inclui a configuração da máquina, a preparação dos pós que são fundidos e o processo de impressão da peça;
3. Estágio de pós-processamento – Envolve a remoção da peça e dos sistemas de suporte, os tratamentos térmicos aos quais o produto é posteriormente sujeito (caso seja necessário) e os processos de acabamento;

L-PBF é usualmente utilizado nas indústrias aeroespacial, automóvel, médica, entre outras, onde fatores como a precisão, flexibilidade de design e a complexidade são bastante importantes. Porém este processo apresenta ainda alguns desafios relacionados com as propriedades dos materiais, os parâmetros do processo e a qualidade das peças, pois os mecanismos térmicos envolvidos nesta tecnologia ainda não são totalmente conhecidos [18].

2.2.1 Vantagens e desvantagens do processo L-PBF

2.2.1.1 Vantagens [19]

- Permite o fabrico direto da peça do modelo digital para o físico, sem recorrer a moldes ou matrizes, reduzindo igualmente os tempos de produção;
- Permite que qualquer modificação no design da peça possa ser feita de forma instantânea no ficheiro CAD;
- Pode produzir peças antigas (por exemplo componentes automóveis ou ferramentas industriais) que já não se encontrem mais no mercado. Sendo igualmente possível que a criação do modelo digital destas peças seja efetuada por um processo de engenharia inversa;
- Capacidade de produzir peças de geometria complexa que são difíceis de ser trabalhadas pelos processos de fabrico convencionais;
- Consegue processar materiais metálicos, como as ligas de titânio e níquel, que apresentam baixa maquinabilidade;
- Não exige a necessidade de efetuar montagens, pois a peça final pode ser produzida como um único componente;
- Reduz os desperdícios de material, ou seja, apenas utiliza a quantidade necessária para efetuar a produção da peça e os excessos podem ser reaproveitados;

- Permite que o modelo digital seja testado em softwares de simulação de carga e tensões, o que pode trazer benefícios para economizar tempos de produção e uso excessivo de materiais e diminuir o peso da peça, um fator essencial por exemplo nas indústrias aeroespacial e médica;

2.2.1.2 Desvantagens [19]

- Esta tecnologia ainda apresenta limitações quanto ao nível das dimensões das peças a produzir, principalmente peças de grande porte, pois a produção é feita em câmaras fechadas;
- Elevados custos iniciais e necessidade de deter mão de obra especializada;
- Necessidade de pós-processamento (Acabamentos, tratamentos térmicos, remoções da peça e dos suportes de fixação);
- Existe alguma variabilidade de propriedades conferidas às peças produzidas, consoante o tipo de máquina utilizada, independentemente de serem utilizados os mesmos parâmetros de otimização de processo;

2.2.2 Parâmetros de processo

De forma geral, os principais parâmetros, que influenciam diretamente a qualidade, densidade e as propriedades mecânica da peça que é produzida são as seguintes [19]:

- Potência do feixe LASER;
- Espessura da camada de pó;
- Dimensão do feixe LASER;
- Velocidade de deslocamento do feixe LASER;
- Estratégia de impressão da peça;

A qualidade das peças produzidas através desta tecnologia de fabrico, é amplamente influenciada por todos os parâmetros de processo mencionados anteriormente. Embora já existam diversos estudos no sentido de otimizar os múltiplos parâmetros envolvidos no fabrico aditivo, estes processos são demorados, dispendiosos e carecem de aprovação dos resultados obtidos. Posto isto, ainda não há uma informação uniforme fornecida por parte das empresas que fornecem este tipo de máquinas ou que são responsáveis por produzir componentes segundo esta tecnologia. Como este trabalho não se baseia em estudar a otimização destes parâmetros de processo e como também já existem vários estudos nesse sentido, não será feita uma revisão em detalhe acerca deste assunto.

A Figura 2.6 faz uma relação entre os parâmetros de processo, a estrutura e as propriedades das ligas produzidas pelo processo L-PBF. Em particular para o caso da liga de aço inoxidável 316L, de forma muito resumida existem alguns estudos que comprovam a influência dos parâmetros de processo nas propriedades dos materiais[20].

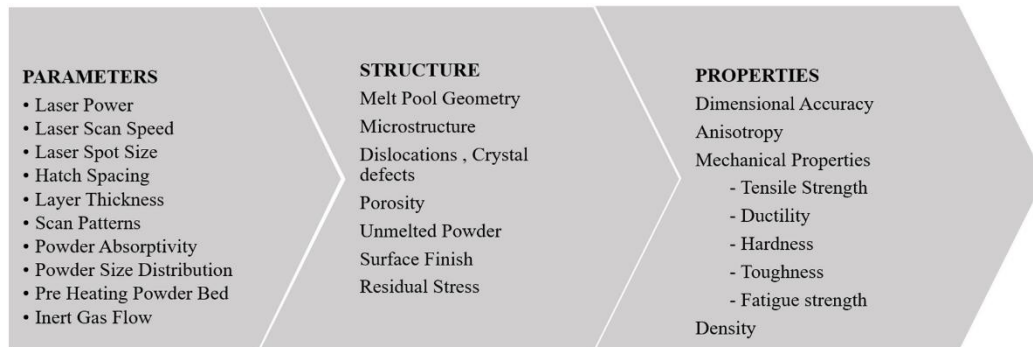


Figura 2.6 - Relação entre parâmetros de processo, estrutura e propriedades das ligas produzidas pelo processo L-PBF, [20].

Por exemplo, é essencial perceber a relação entre os parâmetros de processo e a sua influência na densificação (aumento de densidade) dos materiais para produzir peça de elevada qualidade. Ahmed et al. [20] referencia que a densidade de energia do LASER (E) se relaciona com os parâmetros de processo pela equação 2.1:

$$E = \frac{P}{v * h * t} \quad (2.1)$$

Em que P é a potencia do LASER, v é a velocidade de deslocamento do LASER, h o espaçamento entre passagens (“Hatch spacing”) e t a espessura da camada. O estudo expressa uma gama de valores em que esta densidade de energia do LASER se deve situar para ocorrer uma fusão, solidificação e densificação estável dos materiais. Valores baixos de densidade de energia do LASER provocam uma porosidade significativa na peça devido à formação de abertura e escassez de fusão de pó metálico, enquanto valores acima do limite estabelecido resultam numa redução de densificação do material levando a uma instabilidade na fase de fusão, vaporização e micro segregação de alguns elementos de liga [20].

É igualmente expresso no artigo que, as estratégias de impressão do material demonstram um papel importante na densificação da peça, pois com um espaçamento entre passagens (“hatch spacing”) e um padrão de impressão bem definido garantem a acumulação de calor necessária para que a ligação entre as várias trajetórias de fusão do material ocorra de forma mais eficiente [20].

Ahmed et al. [20] demonstra ainda a influencia que os parâmetros de processo, mais propriamente as estratégias de impressão e a velocidade de deslocamento do LASER, podem ter na microestrutura dos materiais produzidos

por esta tecnologia. Foi comprovado algumas das estratégias de impressão que proporcionaram taxas de arrefecimento mais elevadas ao material, fornecem uma microestrutura mais refinada à peça do que aquelas que utilizam taxas de arrefecimento mais baixas. Além disto, é também expresso que maiores velocidades de deslocamento do LASER geram taxas de arrefecimento superiores, reduzindo as dimensões dos grãos que compõem a microestrutura, passando esta a ser mais refinada, da peça, em comparação com um processamento feito a velocidades inferiores.

2.3 Tratamento Térmico

Os tratamentos térmicos representam uma etapa importante no pós-processamento dos processos de fabrico aditivo, pois estes permitem melhorar as propriedades mecânicas dos materiais. No entanto, de uma forma geral, no que diz respeito aos processos de fabricação aditiva ainda existe uma grande escassez de normas para tratamentos térmicos, ensaios não-destrutivos, modificação de superfície, entre outros, que são comuns em processos de maquinação convencional.

Este problema anteriormente descrito verifica-se no que diz respeito ao aço inoxidável 316L fabricado por L-PBF, pois não existem normas específicas que possam descrever tratamentos térmicos deste material. Nos últimos anos alguns investigadores têm procurado encontrar condições ótimas para um alívio de tensões neste tipo de liga.[21]

Gel'atko et al. [21], faz um estudo para avaliar a influencia da temperatura aplicada e dos tempos de manutenção nas tensões residuais e na microestrutura do aço inoxidável 316L de fabrico por L-PBF.

Neste estudo, diversas amostras desta liga, foram sujeitas a quatro diferentes temperaturas (650°C, 700°C, 750°C e 800°C) ambas mantidas em três tempos de manutenção (4h, 6h e 8h). Após atingidas as temperaturas e os tempos de manutenção, todas as amostras foram arrefecidas ao ar livre [21].

Desta investigação, foram retiradas as seguintes conclusões [21]:

- A combinação da temperatura mais baixa (650°C) e de um tempo de manutenção mais curto (4h) revelou-se menos eficaz, uma vez que as tensões residuais medidas apresentaram valores de tensão mais elevados.
- A aplicação de temperaturas mais elevadas sobretudo em regimes de manutenção mais prolongados (6 e 8h), revelaram ser parâmetros mais fiáveis para o processo de alívio de tensões. No entanto, deve mencionar-se que a aplicação de temperaturas mais elevadas provoca algumas alterações microestruturais, embora sem uma recristalização significativa.

- As microestruturas das amostras apresentaram grão irregulares com estrutura celular fina, contudo o tratamento térmico influenciou a textura característica da impressão da peça por o processo de L-PBF, pois estas evidências foram suprimidas a 700°C. A diferença microestrutural mais relevante ocorreu no regime de 800°C onde ocorreu um ligeiro crescimento de grão.

Seguidamente é feito um enquadramento, de forma resumida, acerca da fadiga dos materiais e outros conceitos relacionados com a fadiga que irão posteriormente ser abordados neste trabalho.

2.4 Comportamento à fadiga dos materiais

Quando se fala em fadiga de um material, esta pode ser definida como um fenómeno de enfraquecimento progressivo de um material quando este é submetido a cargas dinâmica ou repetidas [22].

A ruína por fadiga é a principal causa que leva à rotura dos equipamentos mecânicos, então a investigação em fadiga é a mais significativa na área de projeto e no comportamento mecânico dos materiais, em termos de produção científica e técnica. Os principais objetivos do estudo de fadiga são [22]:

- Desenvolvimento de materiais e tratamentos térmicos económicos possuidores da máxima resistência à fadiga;
- Desenvolvimento de métodos de conceção, projeto de entalhe e cálculo de estruturas sujeitas a fadiga;

O processo de fadiga, representado na Figura 2.7, pode ser dividido em 4 fases: nucleação da fenda, crescimento microscópico da(s) fenda(s), propagação da(s) fenda(s) e rotura final. As duas primeiras fases constituem o período de iniciação da fenda, enquanto as duas últimas representam a propagação da fenda. Para que se verifique fadiga é, portanto, necessário que se nucleie uma fenda numa determinada região do material e que haja propagação dessa fenda, podendo conduzir a uma rotura final [22].



Figura 2.7 - Representação esquemática do processo de fadiga (adaptado de [22]).

Este processo é caracterizado como sendo um processo progressivo, indica que apenas se verifica durante um certo período de tempo ou uso, um processo localizado, unicamente se dá em pequena áreas, em vez de ser em toda a peça ou estrutura, que culmina numa fenda ou fratura, ou seja, significa que, numa zona

crítica do matéria, uma fenda cresceu até um ponto em que o material restante, na secção transversal, não foi capaz de suportar as tensões aplicadas, dando-se a fratura súbita [22].

Uma fratura por fadiga inicia-se em pontos de concentração de tensões e propaga-se macroscopicamente numa direção normal à direção de aplicação da carga. Uma vez iniciada a fenda propaga-se lentamente, porem esta propagação não se dá de maneira uniforme, sendo bastante intermitente, com zonas de crescimento rápido e zona de crescimento lento, originando, devido a estas diferenças de velocidade, marcas designadas, “linhas de paragem” ou “linhas frontais” em forma de meia-lua, côncavas em relação à origem. A fenda principal pode também ser acompanhada de fissuração secundária ou ramificação da fenda principal. Quando a fenda atinge dimensões críticas para a tenacidade do material e a tensão aplicada, é originada a fratura dúctil ou frágil da peça [22].

A Figura 2.8 ilustra uma representação esquemática de uma superfície de fratura por fadiga.

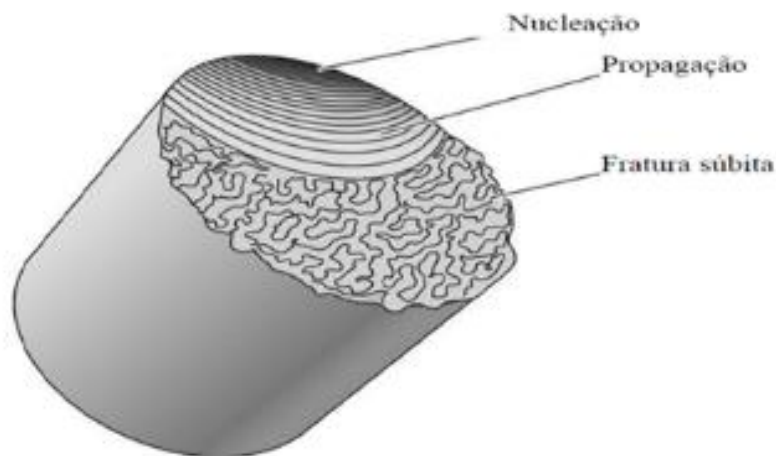


Figura 2.8 – Representação esquemática de uma superfície de fratura por fadiga, [39].

2.4.1 Solicitações de fadiga

Como referido anteriormente, a fadiga apenas se manifesta em situações de aplicação de cargas dinâmicas, ou seja, cargas que variam com o tempo ou com o número de ciclos de aplicação da carga. Os principais tipos de ciclos de tensão de fadiga podem ser divididos em: ciclos de amplitude de tensão constante e ciclos de amplitude de tensão variável, representados na Figura 2.9. Dentro destes ciclos, os mais frequentes são os ciclos de amplitude de tensão constante, ciclo alternado, pulsante e repetido [22].

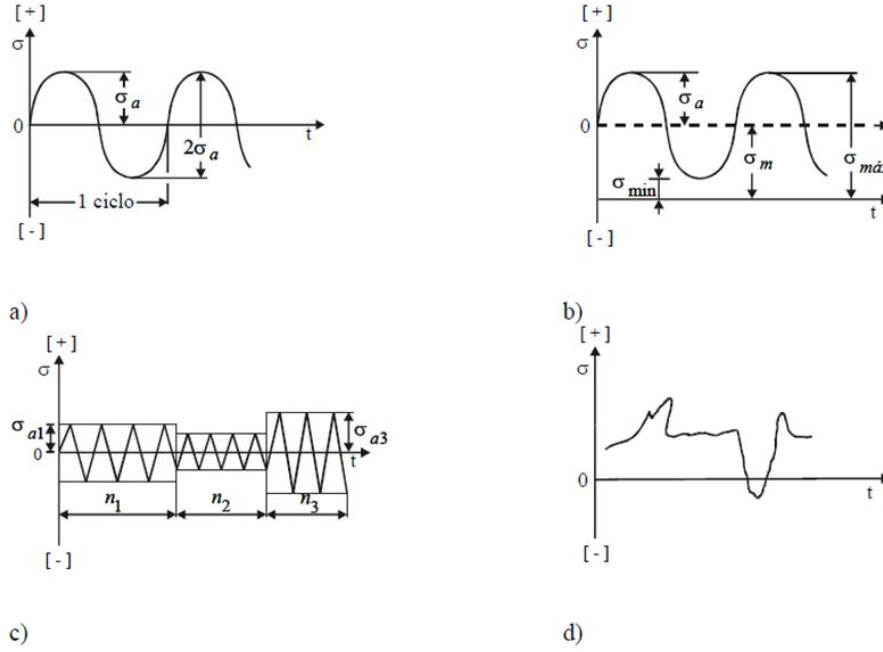


Figura 2.9 - Ciclos de tensão de fadiga: a) alternado puro; b) pulsante; c) variável por blocos; d) aleatório, [27].

Entende-se por ciclo de tensão a amplitude de tensão constante, um ciclo em que a amplitude de tensão não varia com o tempo. A amplitude de tensão é definida com a diferença entre a tensão máxima, $\sigma_{m\acute{a}x}$, ou tensão mínima, $\sigma_{m\acute{i}n}$, e a tensão média, σ_m . Por sua vez, a tensão média é a semizona entre a tensão máxima e a tensão mínima, sendo, portanto, dada pela equação 2.2 [22]:

$$\sigma_m = \frac{\sigma_{m\acute{a}x} + \sigma_{m\acute{i}n}}{2} \quad (2.2)$$

A amplitude de tensão, ou tensão alternada do ciclo, σ_a , é dada pela equação 2.3 [22]:

$$\sigma_a = \sigma_{m\acute{a}x} - \sigma_m = \frac{\sigma_{m\acute{a}x} - \sigma_{m\acute{i}n}}{2} \quad (2.3)$$

Logo, como a gama ou intervalo de tensões é o dobro da amplitude, é esta fornecida pela equação 2.4 [22]:

$$\Delta\sigma = 2\sigma_a = \sigma_{m\acute{a}x} - \sigma_{m\acute{i}n} \quad (2.4)$$

A tensão média é geralmente, quantificada pela razão de tensões, R , definida pela equação 2.5 [22]:

$$R = \sigma_{m\acute{i}n} / \sigma_{m\acute{a}x} \quad (2.5)$$

Os ciclos de tensão são geralmente caracterizados pela razão de tensões, R . O ciclo alternado, apresenta $R = -1$, o ciclo pulsante, possui $R = 0$ e o ciclo repetido, detém $R > 0$ [22].

2.4.2 Ensaio de fadiga

Para avaliar o comportamento dos materiais, componentes e estruturas, em termos de resistência à fadiga, são realizados ensaios de fadiga. Estes podem ser executados em provetes do material a estudar ou nas próprias peças ou estruturas. Os ensaios de fadiga podem ser [22]:

- Uniaxiais (os mais comuns):
 - Flexão rotativa (alternada);
 - Flexão plana (alternada, repetida ou pulsante);
 - Torção-alternada;
 - Tração-compressão alternada, repetida ou pulsante;
- Biaxiais

O ensaio mais vulgar é o ensaio uniaxial de flexão rotativa. Este simula o estado de tensão num veio rotativo submetido a cargas transversais. Consiste numa submissão de um provete de secção circular, que roda a uma velocidade de rotação constante, a um esforço de flexão simples ou pura. O provete encontra-se encastrado numa das extremidades e tem a outra extremidade livre, onde é aplicada a carga estática que provoca o esforço de flexão [22].

Tendo em vista a caracterização do comportamento dos materiais à fadiga, o método mais utilizado é efetuar a sua representação com base em curvas de tensão aplicada em função do número de ciclos de rotura, designadas também por curvas S-N. Resumidamente, as curvas S-N indicam o número de ciclos até à rotura, N_r , em que a tensão é aplicada antes de o material fraturar. O N_r aumenta quando a tensão diminui, conforme representado na Figura 2.10. Para alguns materiais, como os aços e o titânio, a curva S-N torna-se, até, horizontal para uma determinada tensão-limite, σ_{fo} , que funciona como assíntota da curva. Para tensões abaixo dessa tensão limite, σ_{fo} , denominada tensão-limite de fadiga, o material poderá, provavelmente, suportar um número de ciclos infinito de ciclos sem fraturar [22].

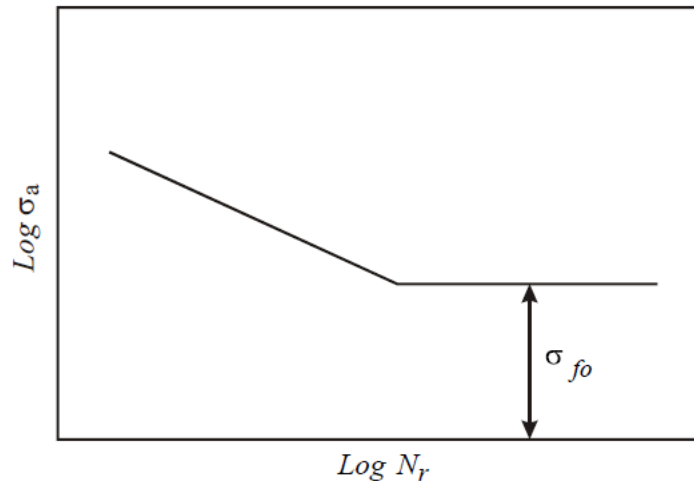


Figura 2.10 - Representação tipo de uma curva S-N, [27].

Os resultados de fadiga apresentam, em geral, uma grande dispersão devido a fatores como acabamento superficial e dimensão dos provetes, defeitos do material, etc. Podem obter-se para a mesma tensão de ensaio durações muito diferentes, sendo necessário fazer uma análise estatística dos resultados considerando uma distribuição de Gauss ou normal. Na zona de vida finita a curva S-N é do tipo $\log \sigma_a = \log B - c \log N_r$ [22].

2.5 Propagação de fenda de fadiga

A Mecânica da Fratura Linear Elástica (MFLE), surge no âmbito de caracterizar o comportamento dos materiais à fadiga, tendo em conta que, para além da importância de entender a capacidade do material de resistir a várias solicitações dinâmicas ou repetidas até à sua rotura, é igualmente pertinente entender o comportamento das fendas de fadiga. A MFLE estuda a intensidade e a distribuição do campo de tensões na frente da fenda. Atendendo a esta informação Irwin [23] indicou um fator de intensidade de tensões, K , capaz de quantificar a concentração de tensões provocada pela fenda.

2.5.1 Fator de intensidade de tensões

O fator de intensidade de tensões, K , controla a propagação de uma fenda contida num corpo solicitado dinamicamente desde que as tensões aplicadas não ultrapassem a tensão de cedência e a zona plástica na extremidade da fenda seja de dimensões quando comparada com as restantes dimensões do corpo [24]. Este fator é influenciado por os seguintes fatores: geometria da fenda e do componente e das condições de carga. Existem três tipos de carregamento de uma fenda, representados na Figura 2.11: Modo I – Solicitação de Tração/Compressão, Modo II – Solicitação ao Corte e Modo III – Solicitação ao corte. Estes modos de solicitação apresentados podem ocorrer de forma isolada ou em simultâneo, chamados modos de solicitação

mistos. No entanto, o modo I é o mais recorrente, pelo que é o qual possui mais estudos experimentais [25]. O modo I é aquele que será utilizado na realização deste trabalho.

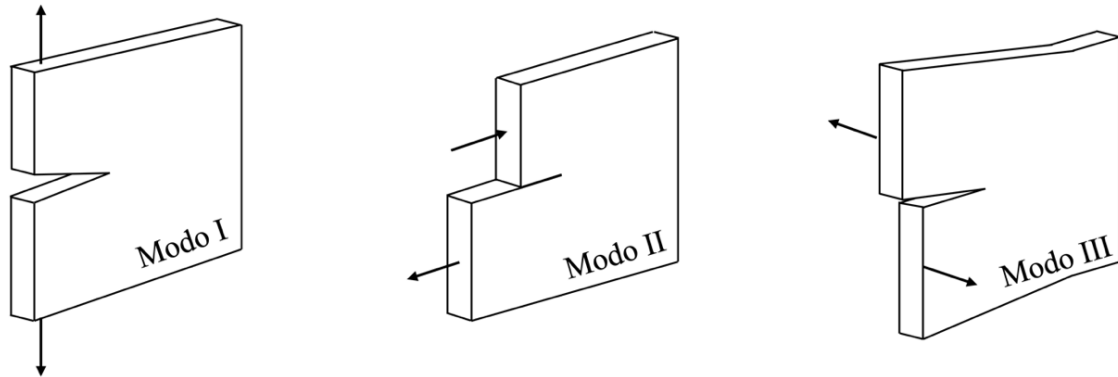


Figura 2.11- Modos de carregamento de uma peça fissurada, [29.]

De forma a quantificar o fator de intensidade de tensões, K , Irwin [23] propõe a equação 2.6:

$$K = Y\sigma\sqrt{\pi a} \quad (2.6)$$

onde, Y é um fator geométrico, adimensional, que depende da geometria da fenda, do componente e das condições de carga, σ é a tensão aplicada e a é uma dimensão característica da fenda.

Uma vez iniciada a fenda de fadiga esta pode propagar-se de forma controlada se os valores de K , forem inferiores ao valor crítico da tenacidade do material, K_c , que indica o valor quando se dá a rotura do material, ou seja, K_c indica a resistência do material à propagação instável da fenda. Traduzindo esta afirmação para uma expressão matemática, partindo da expressão 2.6, tem-se a equação 2.7 [25]:

$$K_c = Y\sigma_c\sqrt{\pi a_c} \quad (2.7)$$

O fator K_c é determinado experimentalmente e varia proporcionalmente com a temperatura e de forma inversa com espessura do componente. O valor da tenacidade à fratura K_c em estado plano de deformação é designado por K_{Ic} e é uma propriedade intrínseca do material, sendo independente da geometria. K_{Ic} corresponde ao valor mínimo da tenacidade à fratura do material e obtém-se para uma rotura totalmente no modo I, em estado plano de extensão.

Em ensaios de fadiga, devido ao facto de serem aplicadas cargas cíclicas, a tensão aplicada deve ser considerada a gama de tensão expressa pela equação 2.4. O fator de intensidade de tensões é igualmente encontrado da mesma forma, a partir da equação 2.8 [25]:

$$\Delta K = K_{m\acute{a}x} - K_{m\acute{i}n} \quad (2.8)$$

onde, $K_{m\acute{a}x}$, é valor máximo do fator de intensidade de tensões durante o ciclo de carregamento e $K_{m\acute{i}n}$ o valor mínimo. Substituindo as equações 2.3 e 2.8, na equação 2.6, obtém-se a equação 2.9 [25]:

$$\Delta K = Y \Delta \sigma \sqrt{\pi a} \quad (2.9)$$

No entanto, como o fator geométrico, Y , é difícil de calcular, o cálculo do fator de intensidade de tensões a nível experimental é bastante complexo. Como neste trabalho, apenas será avaliada a propagação de fenda em provetes do tipo compact-tension C(T), a norma ASTM 647-00 indica uma equação para efetuar o a cálculo do fator de intensidade de tensões ΔK , equação 2.10 [26]:

$$\Delta K = \frac{\Delta P}{B\sqrt{W}} \frac{(2 + \alpha)}{(1 - \alpha)^{\frac{3}{2}}} (0,886 + 4,64\alpha - 13,32\alpha^2 + 14,72\alpha^3 - 5,6\alpha^4) \quad (2.10)$$

em que, B e W são dimensões características do provete e determinadas pela própria norma, ΔP é a gama de carga aplicada ao ensaio e α um parâmetro adimensional dado pela equação 2.11 [26]:

$$\alpha = \frac{W}{a} \quad (2.11)$$

onde a é igualmente uma dimensão específica do provete. Porém as equações 2.10 e 2.11 apenas são válidas se $\alpha \geq 0,2$.

2.5.2 Curvas da/dN- ΔK

O estudo da propagação de fenda de fadiga, utilizando os parâmetros da mecânica da fratura, faz-se, geralmente, utilizando o diagrama da/dN- ΔK do material. As curvas da/dN- ΔK têm como princípio base o conceito de semelhança a solicitações de fadiga. Este conceito consiste em considerar que duas fendas têm a mesma velocidade de propagação desde que tenham o mesmo valor de ΔK , independentemente da geometria. Os diagramas da/dN- ΔK relacionam a velocidade de propagação da fenda de fadiga da/dN com a gama do fator de intensidade de tensões no ciclo de carregamento, ΔK , dado pela equação 2.8 [27].

As curvas da/dN são obtidas a partir de uma ou mais curvas a-N, estas curvas relacionam o comprimento da fenda com o número de ciclos. A Figura 2.12, faz uma representação esquemática de uma curva da/dN – ΔK . São definidos três distintos regimes, regimes I, II e III, onde a curva apresenta diferentes comportamentos em função dos diversos valores ΔK [27].

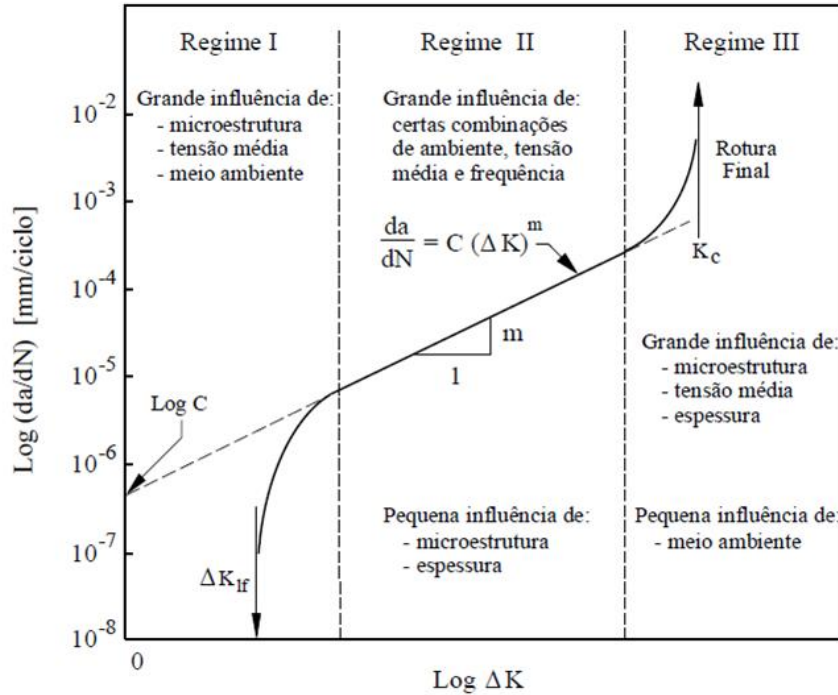


Figura 2.12 – Representação esquemática de uma curva da/dN- ΔK , [27].

No regime I a fenda propaga-se de forma muito lenta, com velocidade inferior a 10^{-5} mm/ciclo. O domínio I é também limitado por valor mínimo de ΔK , designado por limiar de propagação da fenda à fadiga, ΔK_{If} , para o qual, ou não se dá propagação ou então dá-se a uma velocidade de propagação inferior a 10^{-7} de uma forma descontínua. Neste regime, as propriedades microestruturais desempenham uma função importante na velocidade de propagação da fenda, uma pequena variação de ΔK leva ao aumento radical da velocidade de propagação.

O regime II é caracterizado por uma relação linear numa escala bi-logarítmica entre a velocidade de propagação e a gama do fator de intensidade de tensões. Esta relação é descrita pela lei de Paris [24], através da equação 2.12:

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K)^m \quad (2.12)$$

C e m , são constantes do material e dependentes da tensão média, frequência, temperatura e meio ambiente. A velocidade de propagação é quase exclusivamente dependente da amplitude do fator de intensidade de tensão. A microestrutura neste regime desempenha uma função secundária e a fenda evolui de forma regular em cada ciclo.

No regime III há uma propagação rápida, quando o fator de intensidade de tensão máximo do ciclo de carregamento, $K_{m\acute{a}x}$, se aproxima do valor critico, K_c . Aqui a microestrutura volta a ter um papel fundamental pois existe uma forte sensibilidade da velocidade de propagação a pequenas variações de ΔK . Neste

domínio existe uma aceleração da velocidade de propagação, que termina na rotura do material, isto se $K_{máx} = K_c$.

Como já foi referido, as curvas de propagação da/dN- ΔK , para além da microestrutura, são influenciadas por fatores como: propriedades do material, meio ambiente, frequência, temperatura e ainda o fenómeno de fecho de fenda, que irá ser abordado em detalhe de seguida.

2.5.3 Fecho de fenda

O modelo mais aceite para explicar o fenómeno de fecho de fenda, é o modelo apresentado por Elber [28]. Segundo este, no domínio de aplicação da MFLE uma fenda deve estar aberta quando se aplica uma carga qualquer e estará fechada quando essa carga for retirada. No entanto, a extremidade da fenda é rodeada por uma zona plástica, e quando a fenda avança sobre esta zona, o material deformado tende a formar uma cunha. Esta cunha tende a fechar a fenda durante o descarregamento de cargas mais elevadas que aquelas que seriam de esperar em condições ideais. Assim a fenda, enquanto fechada pode transmitir tensões de compressão entre as duas faces e, portanto, esta parte do ciclo é não efetiva. As principais causas deste fenómeno são a plasticidade na região da ponta da fenda, as rugosidades e a oxidação [27].

A fenda só se propaga enquanto está aberta, pois, quando se encontra fechada pode transmitir tensões de compressão entre as duas faces, sendo esta parte do ciclo ineficiente para a propagação. Segundo a teoria de Elber [28] pode-se caracterizar a propagação à fadiga em função de um valor efetivo de ΔK , ΔK_{ef} , que corresponde à variação de ΔK durante a qual a fenda se encontra aberta e é dado pela equação 2.13:

$$\Delta K_{ef} = K_{máx} - K_{ab} \quad (2.13)$$

em que, K_{ab} é o fator de intensidade de tensões para o qual a fenda se encontra totalmente aberta.

A Figura 2.13 faz uma comparação entre a evolução de K com o deslocamento de abertura da fenda.

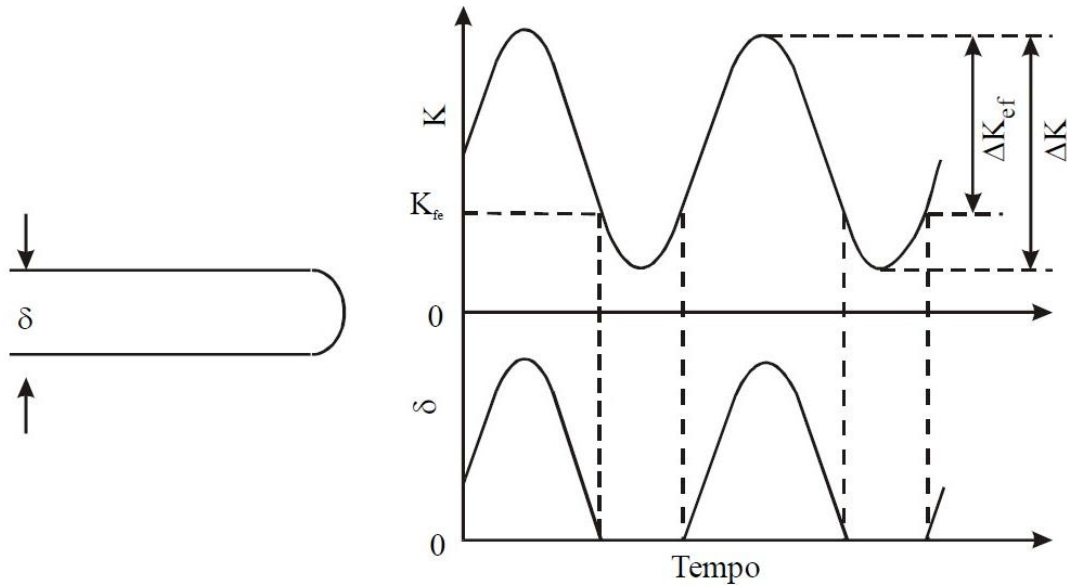


Figura 2.13 - Variação do deslocamento de abertura da fenda com a carga mostrando a definição de ΔK_{ef} , [27].

Este fator efetivo, ΔK_{ef} , relaciona-se com ΔK pela equação 2.14:

$$\Delta K_{ef} = U \Delta K \quad (2.14)$$

onde U é um parâmetro adimensional dado por a equação 2.15:

$$U = \frac{K_{m\acute{a}x} - K_{ab}}{K_{m\acute{a}x} - K_{m\acute{i}n}} \quad (2.15)$$

$K_{m\acute{a}x}$, $K_{m\acute{i}n}$, e K_{ab} , são, respetivamente, a carga máxima, a carga mínima e a carga de abertura da fenda.

Borrego [29] afirma ainda que apesar de o fenómeno de fecho de fenda induzido por plasticidade ser o mecanismo de fecho mais comum, existem ainda outras causas que levam a este fenómeno como o fecho de fenda induzido por óxidos, que é potenciado em ambientes agressivos, levando à formação de fragmentos de óxidos que aumentam a carga de fecho, e ainda o fecho de fenda induzido por rugosidade, que tem por base a rugosidade criada nas superfícies de fratura à medida que a fenda vai crescendo e promove uma interação prematura das faces.

2.6 Digital Image Correlation (DIC)

Para efetuar a medição do fenómeno de fecho de fenda, atualmente, é frequentemente utilizada uma técnica de correlação de imagem digital (DIC). Na área da engenharia mecânica, esta técnica, versátil e que pode ser aplicada a estruturas de qualquer forma, tamanho ou material, tem sido amplamente empregue para

monitorizar e processar dados de ensaios, tanto em contextos de pesquisa como em contextos industriais [30].

A correlação de imagem digital (DIC) é um método de medição sem contacto e de campo completo, ou seja, em toda a área de superfície, que permite avaliar a deformação e o movimento de objetos. Esta avaliação é conseguida através da comparação de imagens digitais do objeto antes e depois da deformação [30].

Quando se fala em movimento de objetos, ou seja, deslocamento, é o movimento de um ponto ou de uma área na superfície de um objeto antes e depois da deformação. Este é medido através do acompanhamento de marcadores ou padrões na superfície do objeto, e é representado como uma grandeza vetorial, que indica tanto a magnitude como a direção do movimento. Enquanto a deformação refere-se à alteração no tamanho ou na forma de um objeto que ocorre devido à ação de forças externas ou cargas aplicadas [30].

Este processo de correlação atravessa diferentes tipos de etapas [30]:

- Aquisição de imagens – Uma câmara ou um conjunto de câmaras captura imagens de alta qualidade antes e depois da ocorrência da mudança.
- Pré-processamento – As imagens digitais passam por diferentes técnicas de processamento para melhorar a sua qualidade e reduzir quaisquer efeitos indesejados que possam interferir na investigação.
- Identificação de padrões ou marcadores – O software da técnica DIC, identifica e rastreia marcadores específicos na superfície do objeto, utilizando métodos baseados em correlação ou algoritmos de deteção de características.
- Análise de deformação e pós-processamento – A comparação das posições desses marcadores ajuda o software a calcular os campos de deslocamento e de deformação, que revelam informações importantes sobre as distribuições de deformação localizadas.
- Visualização – O software extrai dados relevantes e apresenta-os visualmente, utilizando técnicas como mapas de contorno ou animações.

O princípio básico de um algoritmo de correlação de imagem digital (DIC) baseia-se numa comparação de informações num conjunto de imagens, ou seja, entre uma imagem de referência e imagens capturadas posteriormente durante o teste, as chamadas imagens deformadas, como representa a Figura 2.14 [30].

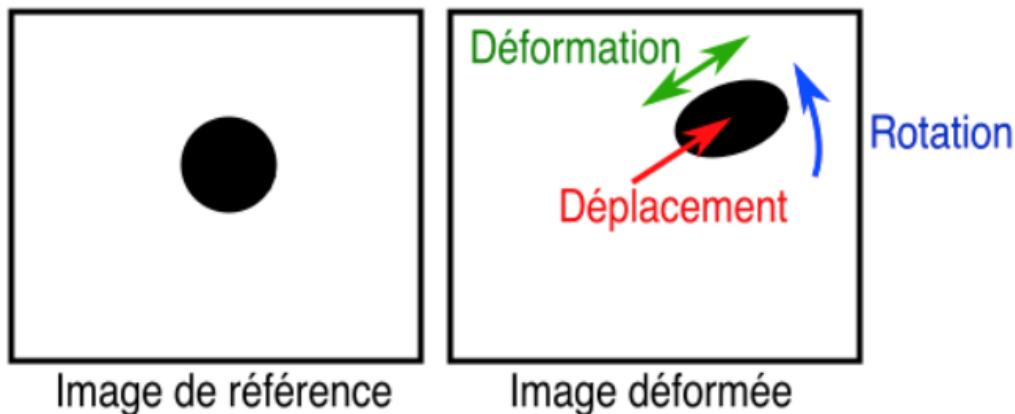


Figura 2.14 - Comparação entre imagem de referência e imagem deformada [30].

De forma resumida, a técnica de correlação de imagem digital (DIC) pode ser descrita como uma investigação de um conjunto de pontos ou marcadores numa determinada superfície em observação. Isso implica que a peça medida necessita de ter uma textura adequada antes de efetuados os registos, porque, por exemplo, se a textura da superfície consistir em apenas um ponto preto no centro de uma área branca, não será possível avaliar deslocamentos dentro da área branca ao redor do ponto. Para ultrapassar este problema, utiliza-se uma textura aleatória, que permite identificar claramente a vizinhança de cada ponto, é então bastante comum aplicarem-se padrões de manchas de tinta pulverizadas na superfície, o que irá permitir uma textura composta por manchas aleatoriamente distribuídas, com diâmetro médio de cerca de 1 mm, o que permite distinguir cada ponto de medição [30].

Ao nível da precisão, esta técnica permite medições de deslocamentos menores que 0,1 pixel, e em condições ideais, até menores que 0,01 pixel. Mas para alcançar essa precisão, é fundamental garantir iluminação uniforme e constante, além de utilizar lentes e câmaras de alta qualidade [30].

Esta técnica de correlação de imagem digital (DIC), pode igualmente ser adaptada para calcular dados de deslocamento em formato de nuvem de pontos, repetindo a operação anterior em vários subconjuntos de imagem onde se deseja determinar o deslocamento. Do ponto de vista do projeto mecânico este formato não é o ideal, pois os resultados experimentais precisam ser comparados com resultados de simulações numéricas normalmente produzidas por softwares de calculo de elementos finitos. Na área da engenharia mecânica, a melhor solução para realizar a comparação entre dados experimentais e numéricos é utilizar a malha de simulação como base para a medição de deslocamentos em detrimento desses subconjuntos independentes de imagem [30].

3 MATERIAL, EQUIPAMENTO E PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

3.1 Introdução

Este trabalho experimental assenta num estudo da propagação de fendas de fadiga no que diz respeito à liga de aço inoxidável 316L fabricadas pelo processo de fabrico aditivo L-PBF. Tendo em consideração esta finalidade, foram utilizadas, para comparação, três provetes desta mesma liga: Dois provetes de aço inox 316L sem tratamento térmico e um provete sujeito a um tratamento térmico de alívio de tensões a 700°C, todos fabricados por L-PBF.

Na Tabela 3.1 estão referidas as características dos três ensaios de propagação de fendas de fadiga que foram realizados, segundo a norma ASTM E647 [26], em provetes C(T).

Tabela 3.1 – Ensaios realizados.

Tipo de ensaio	Material Utilizado	Tratamento Térmico	Razão de Tensão	Solicitação	Objetivo
Propagação de fendas de fadiga	Aço Inoxidável 316L fabricado por L-PBF	Sem tratamento térmico	R=0,5	Tração, ΔP constante	Curvas da/dN- ΔK
		Sem tratamento térmico	R=0,05		
		Com tratamento térmico de alívio de tensões a 700°C	R=0,05		

Após obtidas as curvas da/dN- ΔK de cada ensaio, foram inicialmente realizadas as análises de resultados tendo em vista o entendimento do comportamento da propagação da fenda de fadiga, do fenómeno de fecho de fenda, qual a influência da razão de tensão e do tratamento térmico na velocidade de propagação das fendas de fadiga. Por fim, foram efetuadas análises metalográficas, de dureza e das superfícies de fratura características de cada provete ensaiado. Todos estas investigações serão descritas no capítulo seguinte.

Todos os procedimentos experimentais foram realizados no Laboratório de Construções Mecânicas, no Departamento de Engenharia Mecânica da Faculdade de Ciências e Tecnologia da Universidade de Coimbra.

3.2 Caracterização do material e do provete de ensaio

3.2.1 Fabrico, geometria e preparação dos provetes de ensaio

3.2.1.1 Fabrico do provete

Os provetes de aço inoxidável 316L, processados por L-PBF, utilizados nos ensaios deste trabalho experimental foram elaborados pela Escola Superior de Tecnologia de Setúbal.

A sua impressão foi efetuada numa máquina da marca Renishaw®, modelo AM500S Flex, uma versão da gama AM500 deste fabricante que é caracterizada por possuir apenas um único feixe LASER de potencia máxima de 500W.

A nível de parâmetros de processo de fabrico, foi adotado um feixe LASER de 80 μm de diâmetro, potência de 275W e com velocidade de deslocamento na ordem dos 1,0 m/s. Ao nível de estratégia de impressão optou-se por uma impressão em ziguezague com ângulo de incremento de 67°. Após a etapa de impressão das peças estar concluída, ao nível de processos de pós processamento foi apenas feito um acabamento das superfícies dos provetes com uma escovagem leve e limpeza com acetona. No anexo A podem ser consultados mais detalhes acerca do processo de fabrico dos provetes.

O pó metálico de aço inoxidável 316L utilizado para a impressão, conforme indicado na ficha técnica fornecida pelo fabricante que pode ser vista no anexo B, apresenta as propriedades mecânicas descritas na Tabela 3.2.

Tabela 3.2 – Propriedades mecânicas do pó metálico utilizado no fabrico dos provetes.

Propriedades Mecânicas	
Tensão de rotura, σ_r (MPa)	574
Tensão de cedência, σ_c (MPa)	428
Alongamento, ϵ (%)	52

O pó é depositado na máquina segundo uma espessura de 60 μm , possui uma granulometria na ordem dos 15-45 μm e uma composição química igual à apresentada na Tabela 3.3.

Tabela 3.3 – Composição química do pó metálico utilizado no fabrico dos provetes (% peso).

Elemento Químico	Fe	Cr	Ni	Mo	Mn	Si
Fração Mássica (%)	Base	16,0-18,0	10,5-14,0	2,0-3,0	<2,0	<1,0

Para validar os dados apresentados na ficha técnica fornecida pelo fabricante relativamente à composição química do pó metálico utilizado, efetuou-se uma análise por microscopia eletrónica de varrimento (MEV/SEM), com aceleração do feixe eletrónico de 15 kV e uma resolução de 5,4 mm, a uma determinada quantidade de

partículas constituintes desta substância sólida indicada pelo retângulo, como apresentado na Figura 3.1.

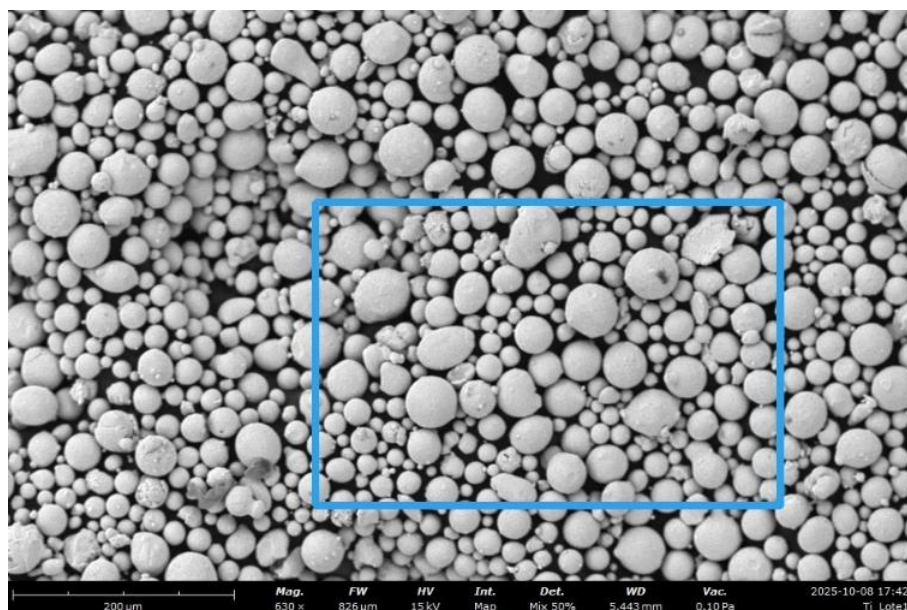


Figura 3.1 – Análise SEM do pó metálico.

A análise SEM do pó metálico, que pode ser consultada mais detalhadamente no anexo C, revelou a seguinte composição química, apresentada na Tabela 3.4.

Tabela 3.4 – Composição química da análise SEM do pó metálico (% peso)

Elemento Químico	Fe	Cr	Ni	Mo	Co	Si
Fração Mássica (%)	57,04	14,79	16,78	2,00	4,60	0,70

Dos resultados é possível comprovar que as quantidades, em percentagem de peso, dos três principais constituintes, ferro, cromo e níquel, que conferem ao aço o estatuto de aço inoxidável, se encontram dentro do que é indicado pelo fabricante. Existe apenas uma diferença na quantidade de cromo e níquel existente, porém nada de significativo.

3.2.1.2 Geometria e preparação do provete

No que diz respeito à geometria dos provetes ensaiados, esta segue as indicações da norma ASTM 647 [26] e optou-se por provetes C(I), com uma espessura de 6 mm. Na Figura 3.2 encontram-se descritas todas as dimensões do provete.

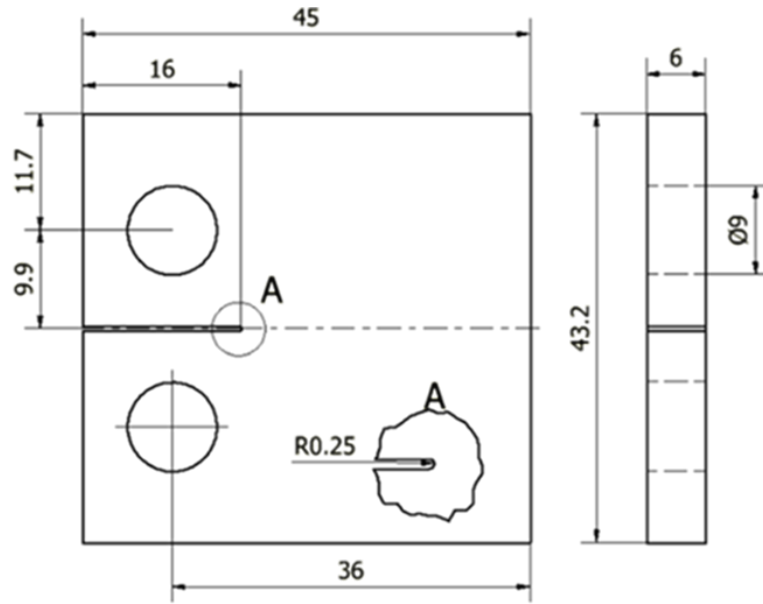


Figura 3.2 - Geometria do provete C(T) (dimensões em mm).

Antes de ser colocado na máquina para serem testados, um dos provetes, como referido anteriormente, foi tratado termicamente. Este processo de tratamento térmico consiste num processo de alívio de tensões residuais. Neste trabalho experimental optou-se por utilizar um tratamento térmico conforme descrito por Gel'atko et al. [21], um estágio a uma temperatura de 700°C durante 6 horas e arrefecimento a ar ambiente.

Após finalizadas todas as etapas de fabrico e tratamento térmico dos provetes e garantidas todas as dimensões anteriormente identificadas, uma das faces de maior dimensão do provete C(T) será sujeita a um polimento. Este procedimento tem em vista a obtenção de uma face espelhada para observação da iniciação e propagação das fendas de fadiga e eliminar quaisquer defeitos de superfícies que possam ter influência no comportamento à fadiga do material. Na Figura 3.3, é possível de observar esta face espelhada do provete C(T) antes e depois do procedimento de polimento, Imagem 1 e 2, respetivamente.



Figura 3.3 - Face do provete C(T) sem polimento (1) e polida (2).

Por outro lado, a face oposta à anteriormente referida será pintada primeiramente de branco e depois aplicado um spray de gotículas pretas, isto para que seja possível efetuar através dela uma análise do comportamento da fenda de fadiga segundo a tecnologia DIC (Digital Image Correlation). Na Figura 3.4 é visível o aspeto desta face oposta antes e depois de pintada, Imagem 1 e 2, respetivamente.

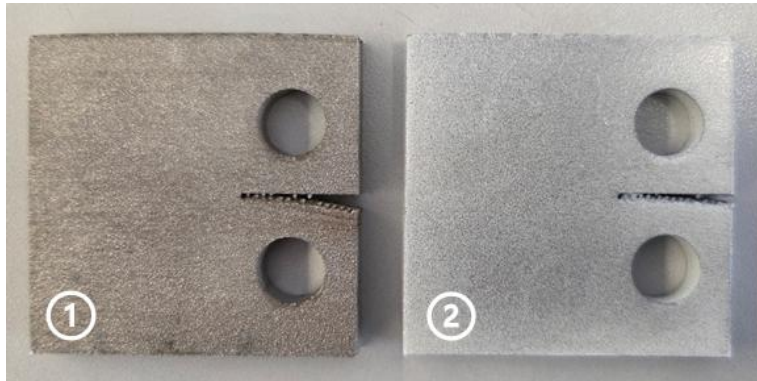


Figura 3.4 - Face do provete C(T) por pintar (1) e pintada (2).

3.3 Máquina de ensaios e método experimental

3.3.1 Máquina de ensaio

Todos os ensaios de propagação de fendas de fadiga realizados neste trabalho foram efetuados na máquina representada na Figura 3.5. Uma máquina da Marca Instron®, modelo ElectroPuls E1000. Dispõe de uma consola de controlo da Instron®, modelo 8800, para controlo e registo de dados com a ajuda de um computador.



Figura 3.5 – Máquina Instron ElectroPlus E1000 e sistema de controlo.

Esta máquina trabalha com um sistema elétrico com três modos: baixa, média e alta tensão [25]. Para este trabalho experimental foi selecionado o regime de alta tensão.

3.3.2 Medição de fenda

Em laboratório, existem várias técnicas para a medição do comprimento de fenda, desde o método ótico, sistemas de queda de potencial elétrico, métodos baseados na complacência e métodos de emissão acústica [25]. O método ótico foi o procedimento de medição do comprimento de fenda deste trabalho.

Este é composto por uma luneta ótica Specwell M850-S, com ampliação 45 vezes e um micrómetro Mitutoyo ® com precisão até à milésima de milímetro, responsável pelo movimento exato da luneta. A luneta tem ainda uma marcação auxiliar na vertical, que serve de posicionamento na frente da fenda, de forma auxiliar a medição da fenda, com recurso a um micrómetro, como é possível de observar na Figura 3.6 [25].

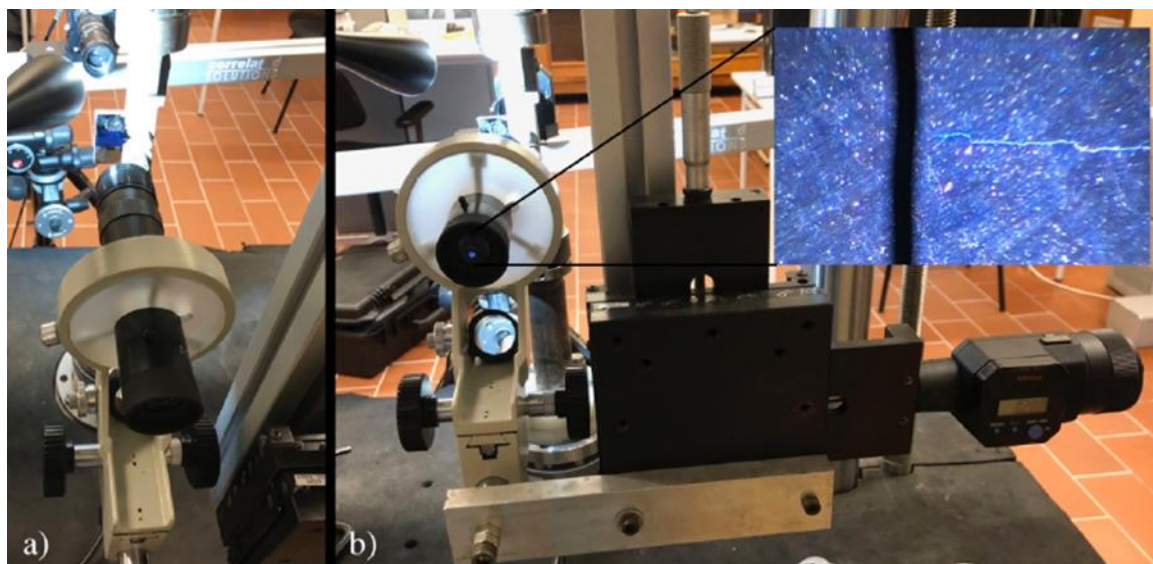


Figura 3.6 – Sistema de observação: a) Luneta b) Sistema micrómetro e luneta [25].

3.3.3 Medição do fecho de fenda

Conforme já referido anteriormente, o fecho de fenda é um fenómeno que acontece quando existe o contacto prematuro entre as duas faces da fenda antes da carga aplicada atingir o seu valor mínimo, conduzindo a uma redução significativa no intervalo efetivo de intensidade de tensões.

O fenómeno de fecho de fenda, neste trabalho, foi estimado utilizando dados de Correlação de Imagem Digital (DIC), este método permite a aquisição de medições de carga-deslocamento. Cerca de 180 imagens, como a que está representada na Figura 3.7, são captadas a uma taxa de uma imagem por segundo,

cobrindo o ciclo de carga desde os valores mínimos até seus valores máximos, isto irá permitir identificar a carga de abertura da fenda.

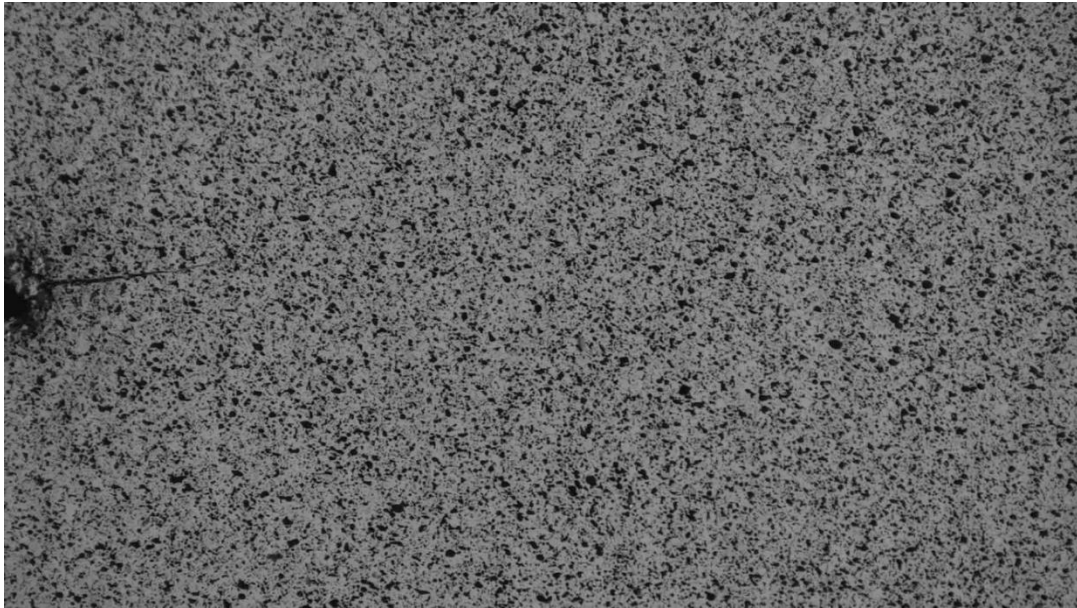


Figura 3.7 – Exemplo de imagem capturada para análise DIC (Digital Image Correlation).

Para quantificar este fenómeno é utilizada a razão de carga U , que representa a percentagem do intervalo de tensão durante o qual a ponta da fenda permanece aberta. Como referenciado anteriormente o parâmetro U é calculado de acordo com a equação 2.15.

A carga de abertura da fenda, K_{ab} , é determinado utilizando uma técnica de maximização do coeficiente de correlação (carga-deslocamento). Este método consiste em analisar 10% dos valores iniciais obtidos e calcular o coeficiente de correlação deste subconjunto inicial, segundo o método dos mínimos quadrados. Posteriormente pontos adicionais serão inseridos de forma incremental, e o coeficiente de correlação vai sendo recalculado em cada etapa até que sejam abrangidos todos os dados obtidos experimentalmente. O valor da carga de abertura da fenda corresponde ao valor máximo do coeficiente de correlação, indicando assim o ponto em que existe uma inversão da curva carga-deslocamento, ou seja, o ponto de abertura da fenda [31].

3.3.4 Determinação da curva $da/dN-\Delta K$

Um dos objetivos deste procedimento experimental, se não mesmo o principal objetivo, é a obtenção das curvas $da/dN-\Delta K$ que permitem caracterizar a propagação da fenda de fadiga no material anteriormente referido.

As curvas $da/dN-\Delta K$ são obtidas a partir curvas $a-N$, ou seja, curvas que relacionam o comprimento da fenda com o número de ciclos. Na obtenção destas curvas $a-N$, importa referir os passos iniciais necessários à iniciação da fenda. Assim

que o provete é sujeito a uma carga dinâmica de tração, a uma amplitude constante e frequência de 10 Hz, é essencial descobrir o número de ciclos necessários para a iniciação da fenda, N_i . Isto porque, quando é aplicado o ciclo de carga pode ocorrer a abertura de inúmeras fendas de fadiga em simultâneo que fecham logo em seguida, por este motivo é fundamental garantir que uma fenda abra até valores de comprimento de 1-2 mm, aproximadamente.

Tendo em conta que, o número de ciclos até à rotura do material, N_r , é dado pela equação 3.1:

$$N_r = N_i + N_p \quad (3.1)$$

Onde, N_p , corresponde ao número de ciclos de propagação da fenda de fadiga.

Depois de obtidas as curvas $a-N$, surgem então as curvas $da/dN-\Delta K$, que relacionam a velocidade de propagação da fenda de fadiga com o fator de intensidade de tensões ΔK . Para determinar a velocidade de propagação da/dN foram utilizados o método polinomial incremental e o método da secante utilizando 5 pontos consecutivos, como descrito na norma ASTM E647 [26]. Dentro destas curvas $da/dN-\Delta K$, importa referir o regime II, que é descrito segundo uma relação linear bi-logarítmica, a chamada lei de Paris [24], dada pela equação 2.12.

Neste domínio o valor de velocidade de propagação da fenda é quase exclusivamente dependente da amplitude do fator de intensidade de tensão. Aqui a microestrutura desempenha uma função secundária e a fenda evolui regularmente em cada ciclo, podendo dizer-se que o regime II é de natureza contínua [27].

3.4 Caracterização microestrutural e mecânica

3.4.1 Análise metalográfica

As análises metalográficas são efetuadas para que seja possível obter uma caracterização das superfícies microestruturais de ligas metálicas e identificar possíveis mecanismos de degradação do material.

Na preparação destas análises metalográficas, os provetes passam por várias etapas, antes de entrarem no equipamento de observação dos materiais. Esta preparação é efetuada sempre segundo uma norma ASTM E3 [32], onde primeiramente os provetes ensaiados são cortados em pequenas amostras e depois colocadas numa resina. Posteriormente as faces resinadas são sujeitas um polimento manual de forma a obter uma face espelhada, idêntica à descrita anteriormente, para que seja possível garantir uma observação da microestrutura do material limpa e isenta de vestígios.

Para a observação da microestrutura destas amostras, tanto para a amostra do provete tratado termicamente como para a amostra do provete não tratado, ambas foram sujeitas a um ataque químico de superfície. Este ataque químico permite a

Propagação de fendas de fadiga no aço inoxidável AISI 316L fabricado por Laser Powder Bed Fusion

revelação da estrutura de grão e fases presentes nas microestruturas das amostras em análise.

Neste trabalho foi efetuado um ataque químico, num banho de solução composta por 1g de ácido pícrico, 5 ml de ácido clorídrico e 100 ml de Etanol, durante 7 min. A análise da microestrutura foi efetuada num microscópio ótico Leica® DM4000 M LED, idêntico ao representado na Figura 3.8.



Figura 3.8 – Microscópio Leica DM4000 M LED

3.4.2 Análise de dureza

As análises de dureza, efetuam-se para se perceber qual o efeito do tratamento térmico aplicado aos materiais. Neste trabalho, para a realização destes testes utilizou-se uma máquina da marca Struers Duramin 2®, como a identificada na Figura 3.9, de forma aleatória sobre as amostras com uma carga de 0,5 Kg.

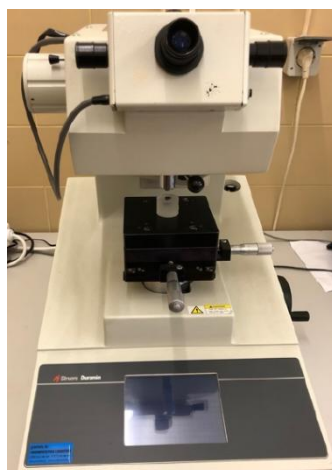


Figura 3.9 – Máquina de ensaios de dureza, Struers Duramin.

3.4.3 Análise das superfícies de fratura

A análise das superfícies de fratura foi feita por microscopia eletrónica de varrimento (MEV/SEM) com o objetivo de identificar o modo de propagação da fenda. O equipamento utilizado para esta tarefa foi o microscópio eletrónico Hitachi® Jeol JSM-5310, como o ilustrado na Figura 3.10. Este equipamento permite uma aceleração do feixe eletrónico de 0,5 kV a 30 kV e uma resolução de aproximadamente 3,5 nm.

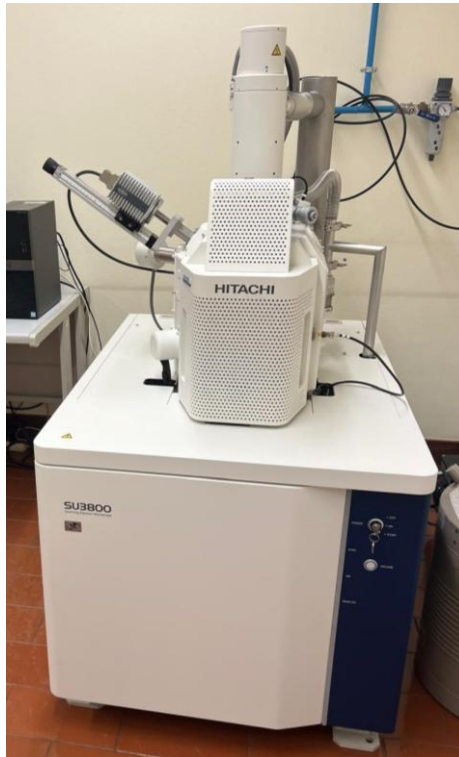


Figura 3.10 - Hitachi Jeol JSM-5310.

4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1 Introdução

De forma a simplificar a análise dos resultados e discussão dos mesmos, a Tabela 4.1 apresenta, as designações utilizadas para referenciar, daqui adiante, cada ensaio efetuado e as características que os definem.

Tabela 4.1 – Designação de cada ensaio realizado.

Designação	Tratamento Térmico	Razão de Tensão (R)
Ensaio 1	Provete não tratado	R=0,05
Ensaio 2	Provete tratado	R=0,05
Ensaio 3	Provete não tratado	R=0,5

4.2 Propagação da fenda de fadiga

Para se entender as propriedades de propagação das fendas de fadiga, é então necessário proceder-se ao entendimento das curvas $da/dN-\Delta K$. Como já referenciado anteriormente estas curvas são conseguidas a partir curvas a-N. Na Figura 4.1 encontram-se apresentadas as curvas a-N obtidas neste trabalho experimental.

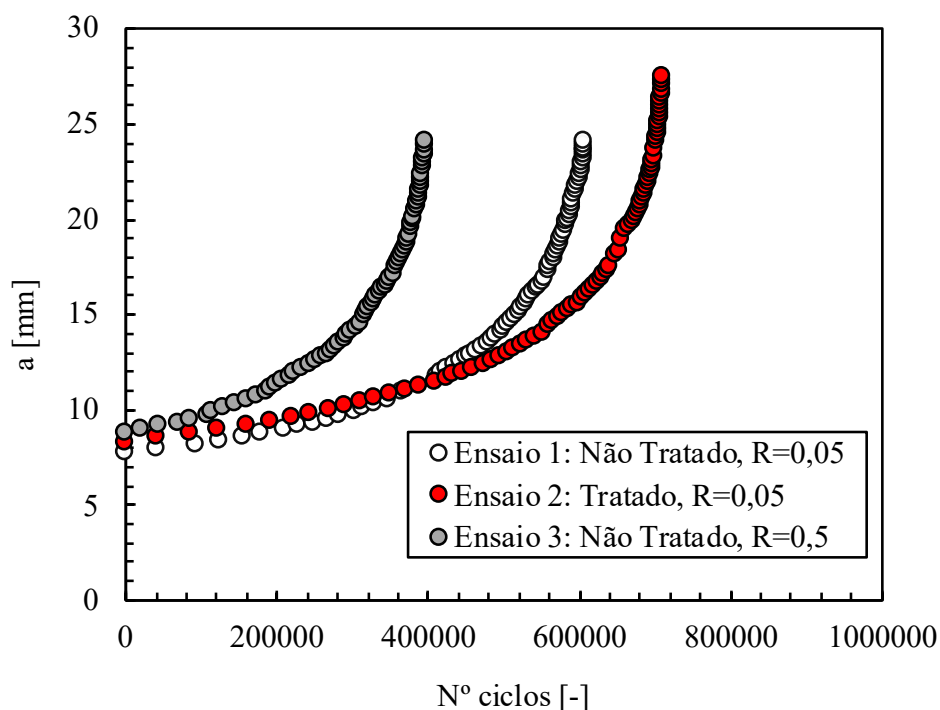


Figura 4.1 - Curvas a-N dos ensaios realizados.

Analisando os dados apresentados, pode constatar-se que, em todos os ensaios, os ciclos de propagação da fenda de fadiga se iniciam quando esta apresenta um comprimento entre 8 e 9 mm, aproximadamente.

Quando, para a mesma razão de tensão ($R=0,05$), se compara o efeito do tratamento térmico, ensaios 1 e 2, o comportamento das curvas a - N de cada ensaio revelam tendências comuns e dentro do que seria expectável, onde é exigido ao provete tratado termicamente um número de ciclos de propagação da fenda de fadiga superior até que ocorra a rotura da peça, por outras palavras, este provete tem um limite de vida superior ao do provete não tratado termicamente, apesar de no início do ciclo de propagação da fenda de fadiga, a fenda do provete tratado termicamente apresentar um comprimento superior ao do provete não tratado termicamente.

Comparando os ensaios 1 e 3, onde predomina o fator de aumento da razão de tensão, ou seja, de 0,05 (ciclo pulsante, $R \approx 0$), para 0,5 (ciclo repetido, $R > 0$), respetivamente, partindo de um mesmo valor de comprimento da fenda, o número de ciclos de propagação da fenda de fadiga é inferior para o provete sujeito a uma razão de tensão superior, neste caso $R=0,5$. Tendo em atenção a equação 3.1, indica então que, o provete utilizado no ensaio 3, tecnicamente possui um limite de vida inferior que o provete utilizado no ensaio 1.

Passando então para a análise das curvas da/dN - ΔK dos ensaios 1, 2 e 3, estas encontram-se representadas na Figura 4.2, 4.3 e 4.4, respetivamente.

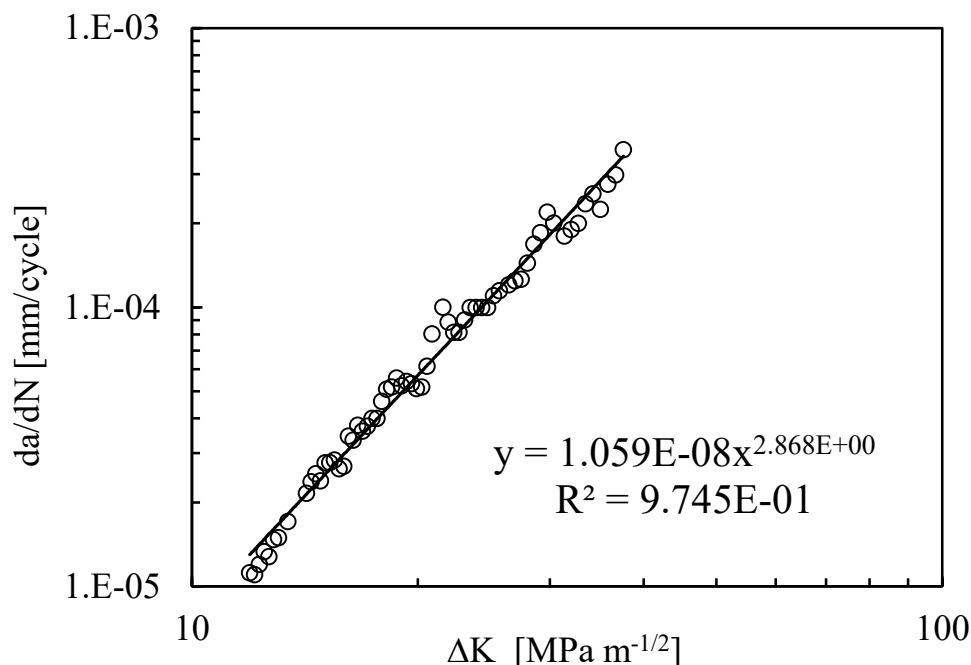


Figura 4.2 – Curva da/dN - ΔK , Ensaio 1: Não tratado, $R=0,05$.

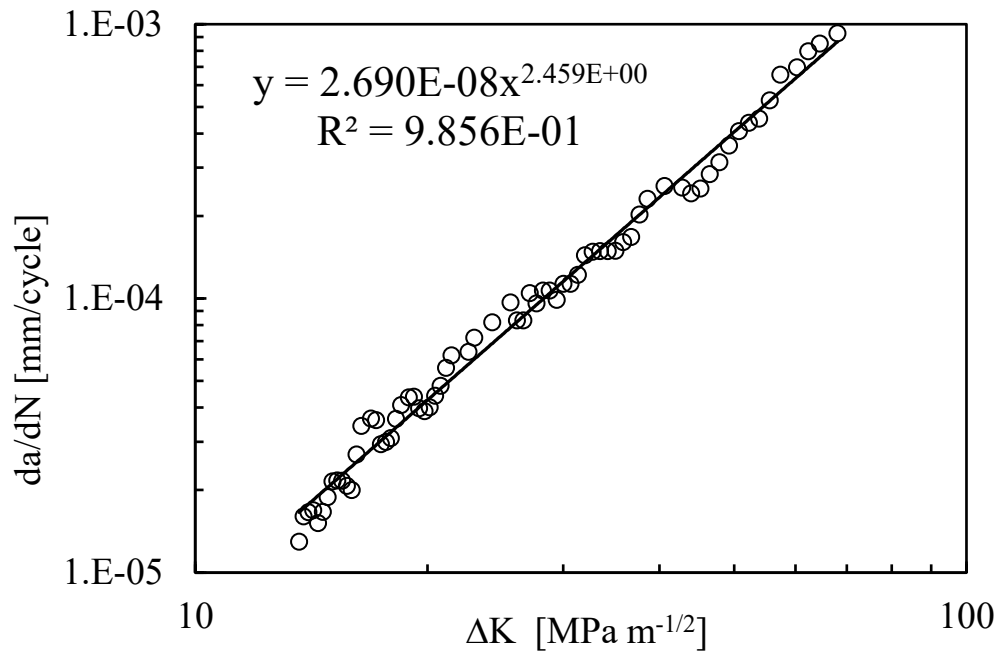


Figura 4.3 - Curva da/dN - ΔK , Ensaio 2: Tratado, $R=0,05$.

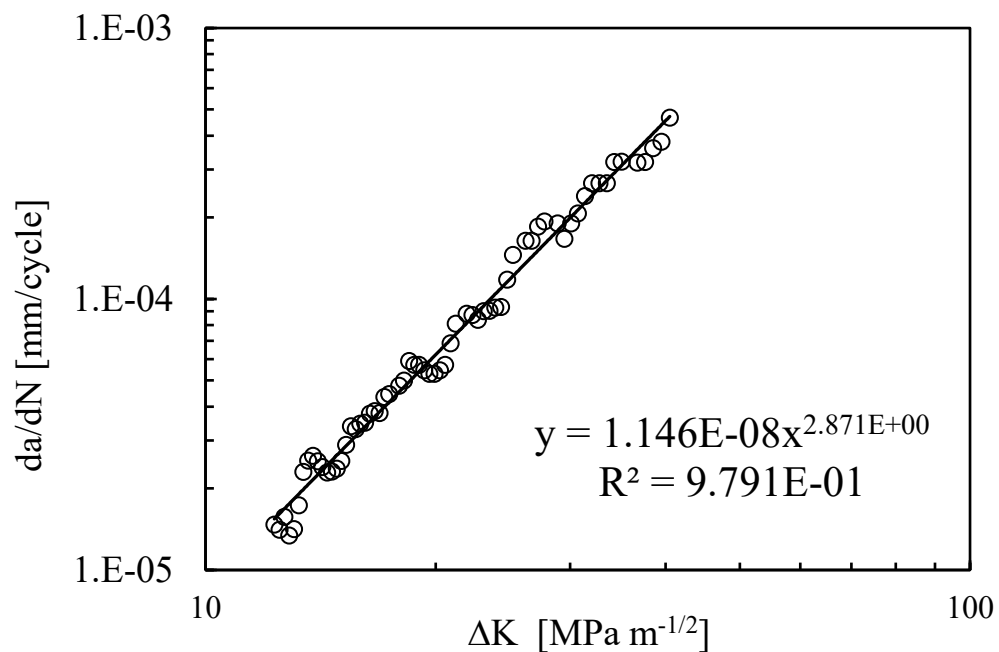


Figura 4.4 - Curva da/dN - ΔK , Ensaio 3: Não tratado, $R=0,5$.

Como já referido anteriormente, as curvas da/dN - ΔK relacionam a velocidade de propagação da fenda de fadiga com o fator de intensidade de tensões. O Regime II, caracterizado pela Lei de Paris, é o regime a que se cinge esta análise pois é quando ocorre o crescimento da fenda de forma estável e previsível.

A Tabela 4.2 mostra-nos a relação entre os coeficientes da lei de Paris, para cada ensaio efetuado.

Tabela 4.2 – Coeficientes da lei de Paris dos ensaios realizados.

Ensaio	C	m	R^2
Ensaio 1	1,059E-08	2,868	0,975
Ensaio 2	2,690E-08	2,459	0,986
Ensaio 3	1,146E-08	2,871	0,979

Começando por fazer uma primeira referência, ao valor do coeficiente de correlação, R^2 , ambos os ensaios apresentam valores de correlação bastante próximos de 1, o que é um indicador bastante positivo para a validação dos resultados experimentais.

No contexto da lei de Paris, C reflete a velocidade de avanço da fenda e m a sensibilidade ao carregamento cíclico. Em contexto gráfico, o valor de C é o ponto de interceção da reta com o eixo das ordenadas, neste caso o eixo da/dN, e m é o declive da reta.

Verifica-se que, os valores de C para qualquer um dos três ensaios realizados situam na ordem de 10^{-8} mm/ciclo, não existindo grandes diferenças, praticamente insignificantes, entre ensaios onde o provete não é tratado termicamente e razão de tensão diferente, ensaios 1 e 3, porém regista-se uma diferença significativa quando existe um provete tratado termicamente, fazendo referência, claro está, ao ensaio 2.

Os valores de m apresentados, situam-se aproximadamente entre a casa dos 2-3. Por outro lado, verifica-se que o tratamento térmico traduz uma ligeira redução do valor de m , pois no ensaio 2, este valor é relativamente mais baixo em comparação com os outros dois ensaios. Como m representa a sensibilidade do material ao carregamento cíclico isto quer dizer que, o tratamento térmico permitiu redução da velocidade de propagação da fenda de fadiga, em comparação com os ensaios onde são utilizados provetes não tratados termicamente.

Do ponto de vista gráfico, é então lógico que as curvas da/dN- ΔK , dos ensaios 1 e 3, apresentem posições bastante semelhantes, praticamente idênticas, e a curva da/dN- ΔK que caracteriza o ensaio 2, situa-se numa posição inferior em comparação com os restantes ensaios.

4.3 Efeito do tratamento térmico

Para ser entendido o efeito do tratamento térmico, efetuou-se então uma análise comparativa entre os ensaios 1 e 2. Os dados experimentais obtidos encontram-se apresentados na Figura 4.5.

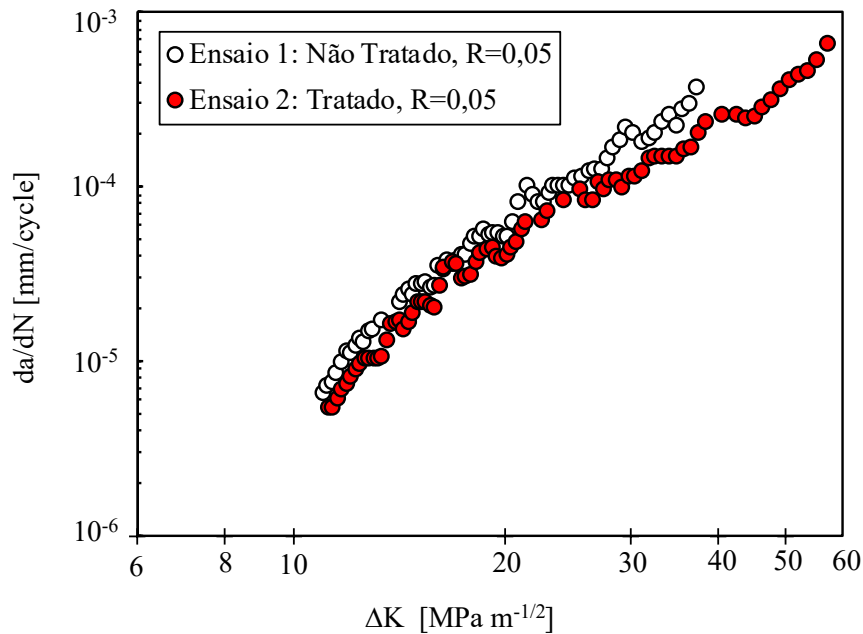


Figura 4.5 – Efeito do tratamento térmico.

Verifica-se que a posição da curva do ensaio 2 se encontra ligeiramente abaixo em relação ao ensaio 1. Isto quer dizer que a velocidade de propagação da fenda de fadiga ocorre de forma mais lenta no provete tratado termicamente, logo demonstra que a introdução do tratamento térmico teve influência na resistência à fadiga do material em estudo.

Este aumento da resistência à propagação da fenda de fadiga no provete ao qual foi aplicado o tratamento térmico, deve-se principalmente ao facto de este diminuir tensões residuais de tração na superfície da peça tal como foi comprovado por Fernandes et al. [33].

Assim, os resultados do efeito do tratamento térmico ainda ficam muito distantes quando se compara com os resultados de propagação da fenda de fadiga em provetes de aço inoxidável AISI 316L de fabrico convencional, como se irá verificar mais à frente, prevendo que este tratamento térmico utilizado especificamente neste trabalho experimental possa não ser o mais apropriado, ou pelo menos não aparenta ter tido grande eficácia.

4.4 Efeito da tensão média

O efeito da tensão média pode ser compreendido por observação da Figura 4.6, que faz uma análise comparativa entre ensaios com uma razão de tensão diferente, $R=0,05$ e $R=0,5$, ensaios 1 e 3, respetivamente, em provetes sem tratamento térmico.

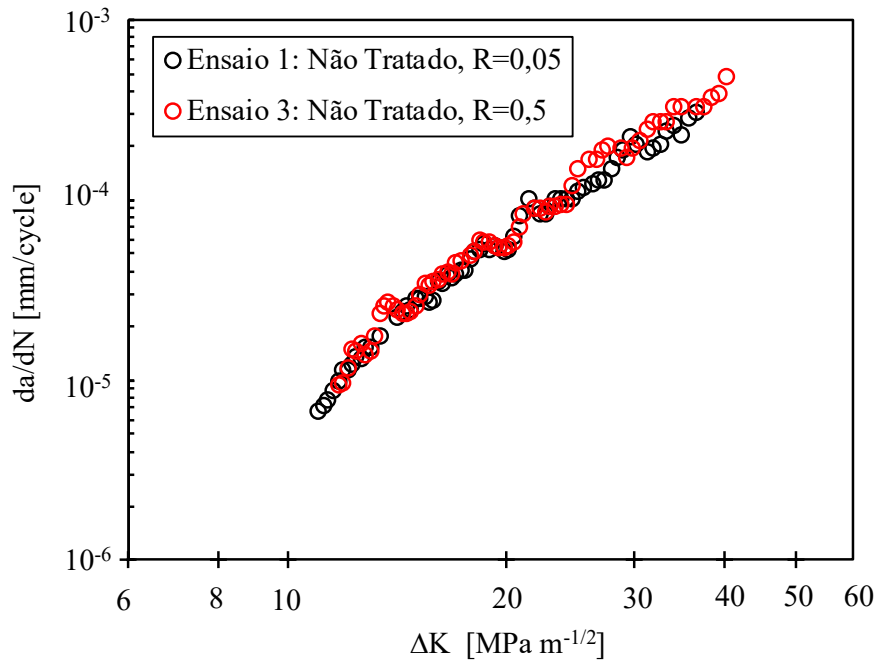


Figura 4.6 - Resultados do efeito da razão de tensão, R.

É visto que existe uma sobreposição de curvas, o que indica que o comportamento da fenda de fadiga, em ambos os ensaios, é praticamente idêntico. É então passível de afirmar que a influencia do aumento da razão de tensão é praticamente nula.

Esta tendência não vai de encontro ao que seria expectável, pois esperava-se que a curva do ensaio que detém maior razão de tensão, ensaio 3, $R=0,5$, apresentasse uma posição superior em relação ao ensaio 1 que apresenta uma razão de tensão inferior, $R=0,05$. Ou seja, que a velocidade de propagação da fenda de fadiga no ensaio 3 tivesse uma maior expressão comparativamente ao ensaio 1.

Este acontecimento pode ser explicado pela ocorrência do fenómeno do fecho de fenda que é analisado no subcapítulo seguinte.

4.5 Nível de fecho de fenda

Os resultados da medição do fecho de fenda são apresentados na Figura 4.7. Este gráfico relaciona o fator da razão de carga, U , definido pela equação 2.15, que representa a percentagem do intervalo de tensão durante o qual a ponta da fenda permanece aberta, com o fator de intensidade de tensões, ΔK .

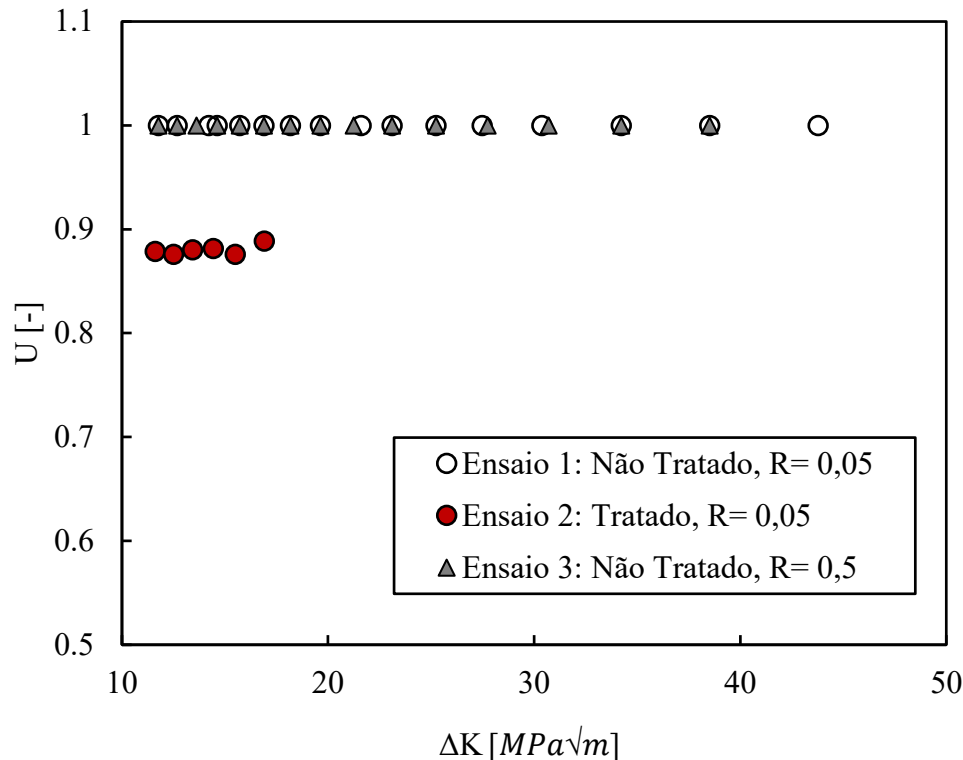


Figura 4.7 - Resultados da medição do fecho de fenda.

Da análise dos resultados resulta que, nos ensaios 1 e 3, que utilizam provetes não tratados termicamente e razão de tensão diferente, $R=0,05$ e $R=0,5$, respetivamente, o fator da razão de carga, U , é igual a 1. Esta informação indica que nestes dois ensaios o fenómeno de fecho de fenda é inexistente, visto que a carga de abertura da fenda é igual à carga mínima, logo, o fator de intensidade de tensões para o qual a fenda se encontra totalmente aberta, K_{ab} , é igual ao fator de intensidade de tensões para carga mínima, $K_{mín}$.

Pelo contrário, no ensaio 2, que utiliza um provete tratado termicamente e $R=0,05$, para ΔK entre aproximadamente 11,5 e 17 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ observa-se que $U=0,88$. A partir deste valor máximo de ΔK não foi possível de estimar o fecho da fenda para este ensaio devido a um erro ocorrido durante o procedimento experimental em que, as fotografias retiradas ficaram muito desfocadas sendo praticamente impercetíveis para a correta medição.

Estas informações podem ser confirmadas pelas fotografias da fenda de fadiga a carga mínima para cada ensaio que se encontram apresentadas na Figura 4.8.

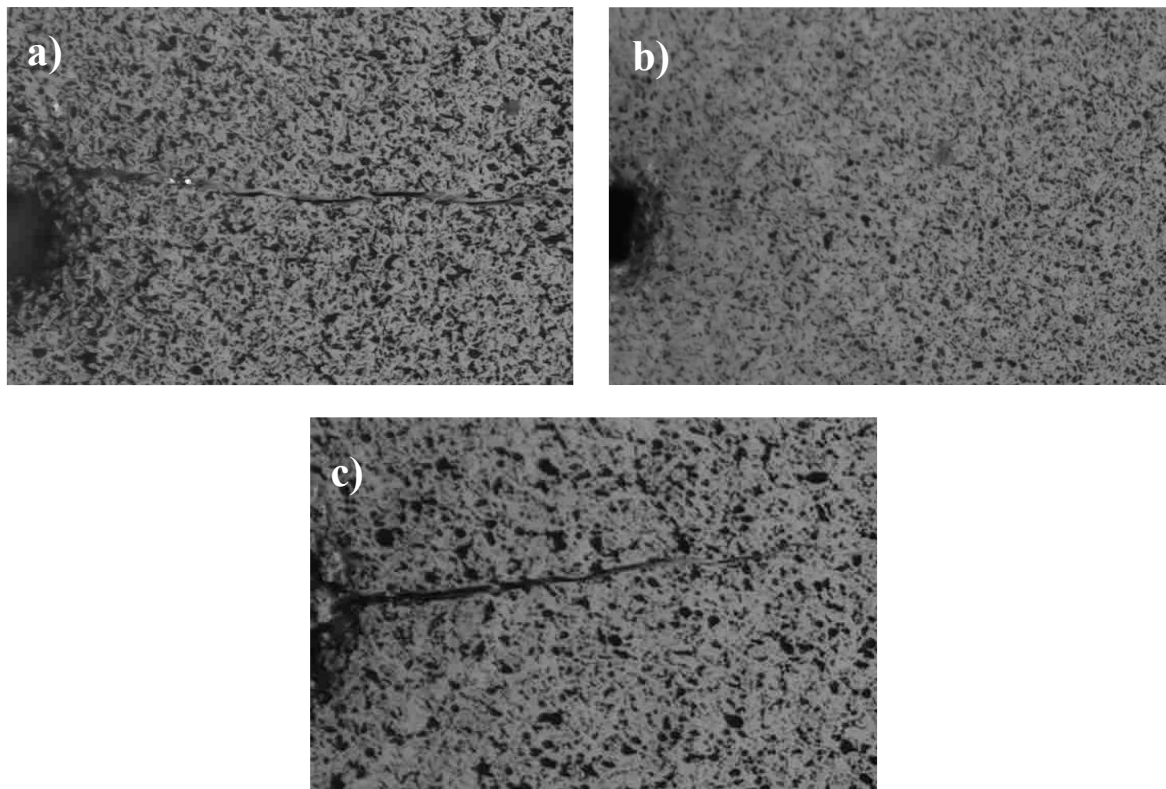


Figura 4.8 – Observação lateral da fenda a carga mínima: a) Ensaio 1: Não tratado, $R=0,05$; b) Ensaio 2: Tratado, $R=0,05$; c) Ensaio 3: Não tratado, $R=0,5$.

A fenda encontra-se completamente aberta a carga mínima nos ensaios 1 e 3 como se pode observar na Figura 4.10a e na Figura 4.10c, respetivamente. Esta observação é uma indicação da não existência do fenómeno do fecho de fenda. Pelo contrário, no ensaio 2 a fenda está completamente fechada a carga mínima como se pode observar na figura 4.10b correspondendo ao valor já indicado de $U=0,88$.

4.6 Comparação dos resultados experimentais com dados de outros autores

Visto que não foi possível efetuar testes de propagação da fenda de fadiga em provetes de aço inoxidável AISI 316L de fabrico convencional, foi então retirada informação de várias revisões bibliográficas acerca deste assunto para comparação com os resultados obtidos experimentalmente.

Wheatley et al. [34], apresenta um estudo do crescimento da fenda de fadiga no aço inoxidável 316L de fabrico convencional. O ensaio é realizado com uma razão de tensão igual a 0,1, $R=0,1$, e aplicação de carga entre 0,3 kN e 3 kN. Deste obteve uma equação representativa do comportamento do crescimento da fenda de fadiga, segundo a Lei de Paris, igual à equação 4.1:

$$\frac{da}{dN} = 2,68 \times 10^{-12} (\Delta K)^{3,31} \quad (4.1)$$

Kluczyński et al. [35], realizou um estudo acerca dos efeitos da estratégia de impressão e do tratamento térmico em provetes de aço inoxidável 316L de fabrico por L-PBF. Neste artigo é também executado uma análise comparativa entre provetes produzidos por fabrico aditivo e fabrico convencional. A equação 4.2, que segue a lei de Paris, representa o comportamento da propagação da fenda de fadiga num provete de fabrico convencional, sem tratamento térmico, utilizado para análise neste estudo:

$$\frac{da}{dN} = 5,0 \times 10^{-11} (\Delta K)^{3,72} \quad (4.2)$$

Em suma, os dados de referência, ou seja, os coeficientes da Lei de Paris de referência, do aço inoxidável AISI 316L de fabrico convencional utilizados para comparação com os dados experimentais do trabalho, estão apresentados na Tabela 4.3.

Tabela 4.3 – Coeficientes da lei de Paris, métodos convencionais.

Fonte	C	m
Wheatley et al. [34]	2,68E-12	3,31
Kluczyński et al. [35]	5,0E-11	3,72

De forma a ter uma maior perceção dos dados apresentados, foi então feita uma comparação gráfica, que se encontra representada na Figura 4.9.

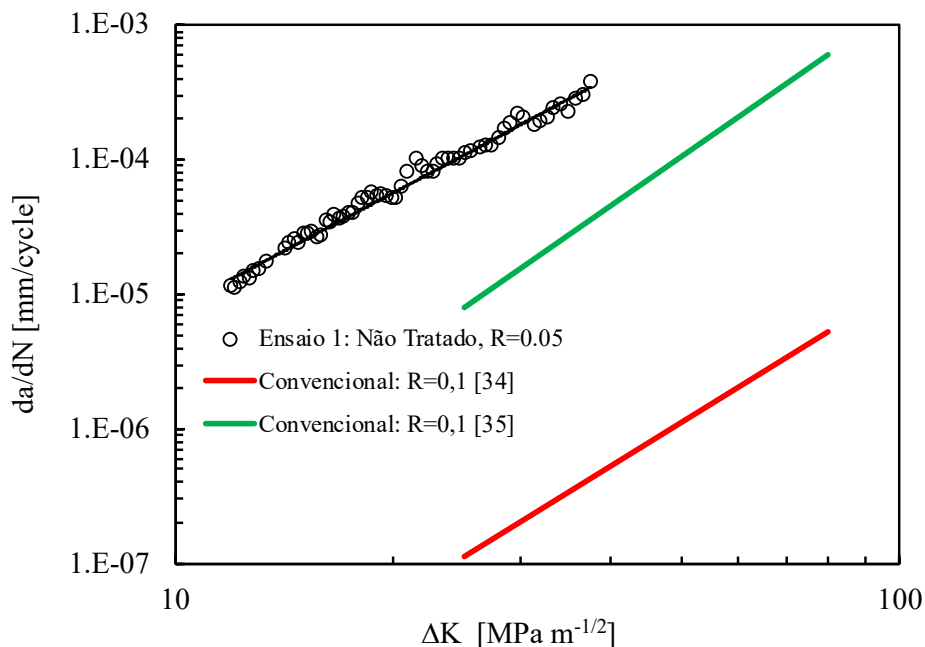


Figura 4.9 – Comparação dos dados experimentais com 316L convencional.

Comparativamente com os valores experimentais, verifica-se que o aço inoxidável 316L de fabrico convencional, apresenta valores de C menores, na ordem entre 10^{-11} e 10^{-12} mm/ciclo. Em relação aos valores de m , estes continuam

bastante próximos da casa de 3, revelando que este valor possa ser uma tendência para este tipo de liga em específico. É então lógico que a velocidade de propagação da fenda de fadiga nos provetes de aço inox 316L fabricados por L-PBF, utilizados neste trabalho em específico, é superior em comparação com os métodos convencionais de referência. Esta diferença pode ser explicada pelo tipo de microestrutura conferida ao aço pelo método aditivo que apresenta uma maior presença de defeitos microestruturais como a porosidade, anisotropia ou tensões residuais que reduzem a capacidade do material se deformar plasticamente, tornando o mais frágil, ou seja, este tipo de microestrutura promove trajetórias preferenciais para a propagação de fendas de fadiga, logo é então expectável que os valores de C nos ensaios de provetes fabricados por processo de L-PBF sejam superiores do que em ensaios de provetes fabricados por processos convencionais [36]. Por outro lado, verifica-se também que a aplicação do tratamento térmico utilizado no provete do ensaio 2, contribuiu muito pouco para a aproximação às características dos métodos convencionais.

De forma a validar, os dados obtidos experimentalmente, foi também realizada uma comparação com outras referencias bibliográficas de estudos da propagação de fenda de fadiga em aço inoxidável 316L de fabrico por L-PBF.

Para tal, recorreu-se a um estudo realizado por Remier et al. [36], que obteve uma expressão da lei de Paris, relativamente a um provete de aço inoxidável AISI 316L de fabrico por L-PBF, não tratado termicamente, para $R=0,1$, igual à equação 4.3:

$$\frac{da}{dN} = 2,12 \times 10^{-9} (\Delta K)^{3,37} \quad (4.3)$$

Verifica-se que os valores experimentais deste trabalho se aproximam bastante desta referência, apesar de a razão de tensão do ensaio efetuado por Remier et al. [36] ser superior, $R=0,1$, porém será analisado mais à frente neste trabalho que a influencia da razão de tensão é praticamente nula. Esta informação pode ser observada na Figura 4.10, onde se vê que as posições das curvas de cada ensaio são praticamente sobrepostas, validando assim a realização deste trabalho experimental.

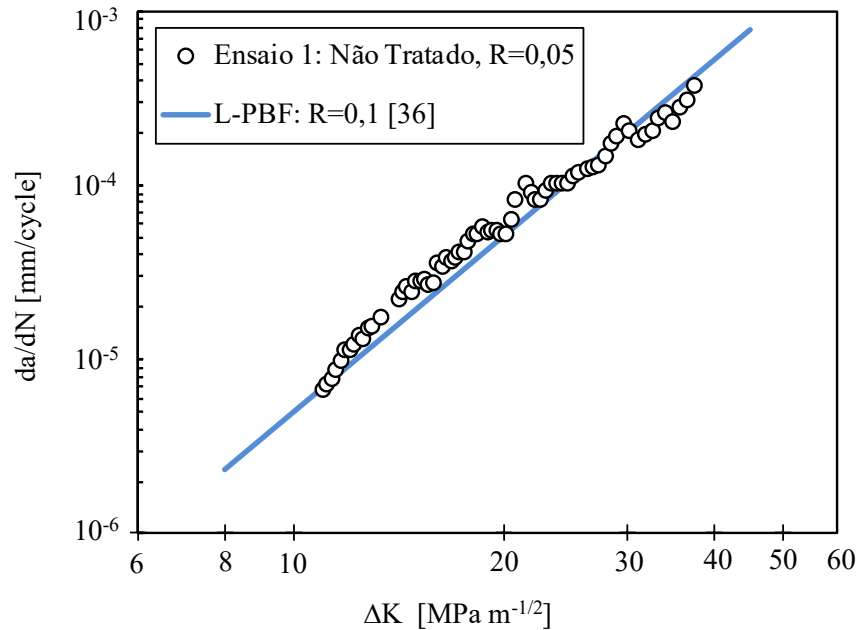


Figura 4.10 – Comparação dos dados experimentais com outros provetes 316L de fabrico L-PBF.

4.7 Análises complementares

4.7.1 Análise metalográfica

A análise metalográfica permite a compreensão da microestrutura e a forma como esta se enquadra nas propriedades mecânicas e dureza da liga metálica de aço inoxidável AISI 316L processada por L-PBF. Todas as imagens foram obtidas por um microscópio ótico em duas perspetivas distintas, longitudinal e transversal, conforme representa o esquema da Figura 4.11.

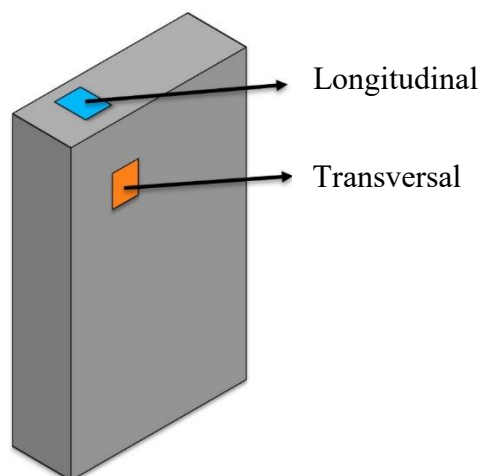


Figura 4.11 – Perspetivas de observação.

Do ponto de vista longitudinal, aquilo que se observa é basicamente a trajetória de passagem do feixe LASER durante a impressão dos provetes. No que diz respeito a este ponto não se verificam, como esperado, diferenças significativas entre o provete não tratado, Figura 4.12, e o provete tratado termicamente, Figura 4.13.

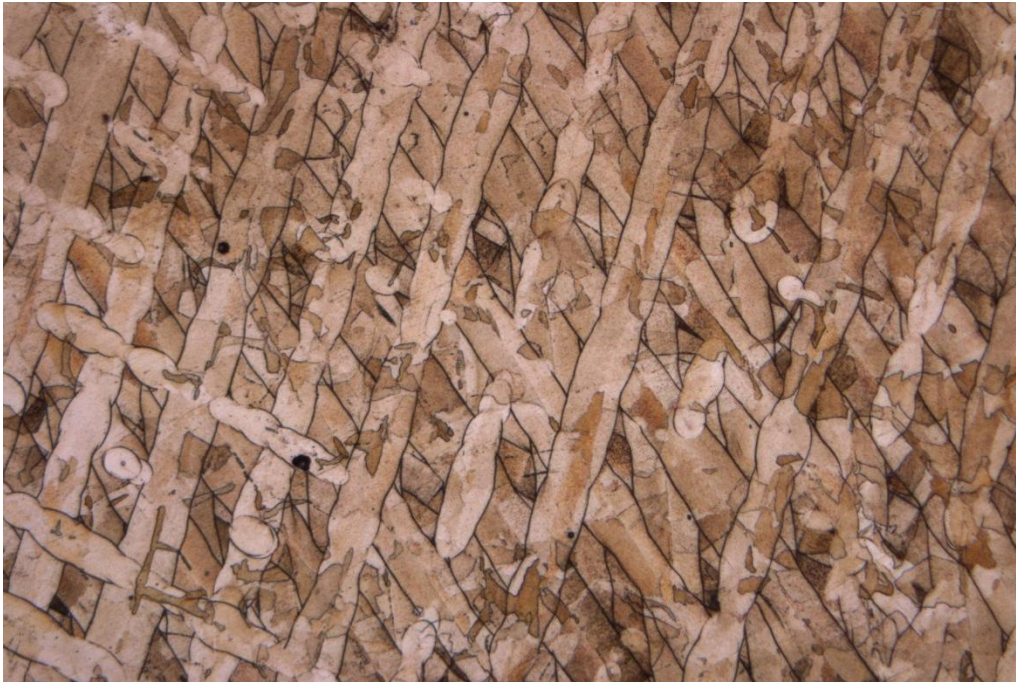


Figura 4.12 Microestrutura provete não tratado, vista longitudinal.

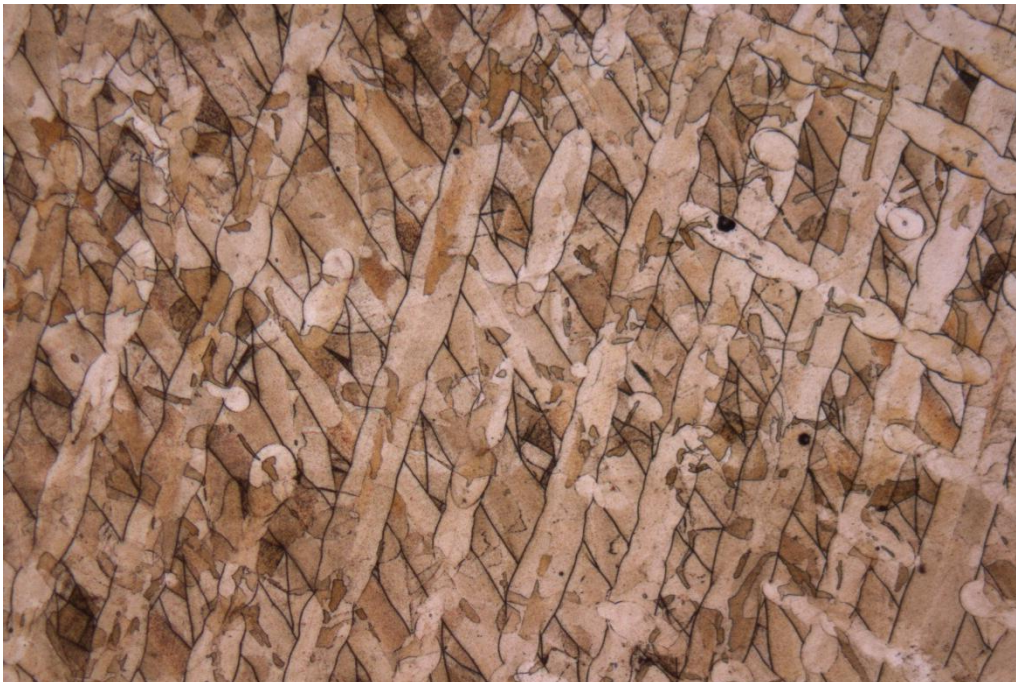


Figura 4.13 - Microestrutura provete tratado, vista longitudinal.

Em contrapartida, de um panorama transversal, é possível avistar-se as várias camadas de deposição do material metálico constituídas por numerosas poças de fusão.

Um dos problemas que mais afetam componentes metálicos produzidos por processos de fabrico aditivo, especialmente em técnicas baseadas em fusão de cama de pós metálicos, como o processo L-PBF, é a falta de fusão. Este tipo de defeito gera descontinuidades internas e que posteriormente comprometem a integridade estrutural e as propriedades mecânicas do componente [37].

Comparando então as imagens obtidas, através deste ponto de vista, para cada um dos provetes, é possível verificar-se que no provete não tratado são facilmente identificados alguns defeitos, nomeadamente as faltas de fusão já mencionadas no paragrafo anterior, detetadas pelas zonas a preto conforme se pode ver na Figura 4.14.

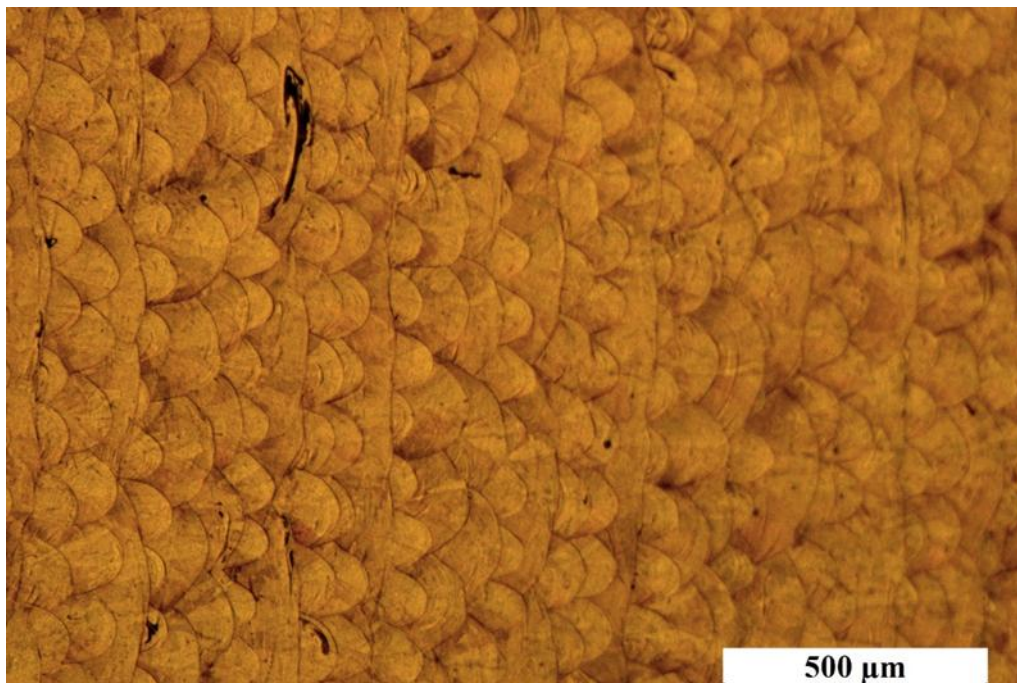


Figura 4.14 - Microestrutura provete não tratado, vista transversal.

Contudo no provete tratado termicamente observa-se uma maior homogeneização da estrutura das poças de fusão, como se pode observar na Figura 4.15.

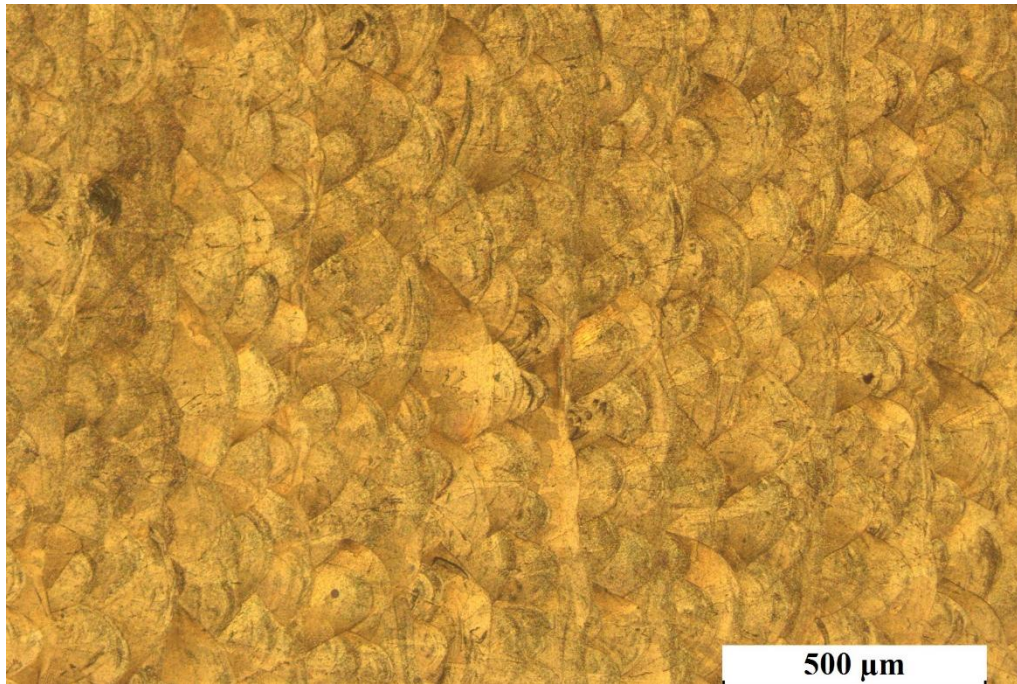


Figura 4.15 - Microestrutura provete tratado, vista transversal.

4.7.2 Análise de dureza

Os valores médios de dureza Vickers, de ambas as amostras, foram obtidas com base na média de 10 medições feitas, de forma aleatória, em diferentes zonas dos provetes com uma carga de 0,5kg. Estes valores encontram-se apresentados na Figura 4.16.

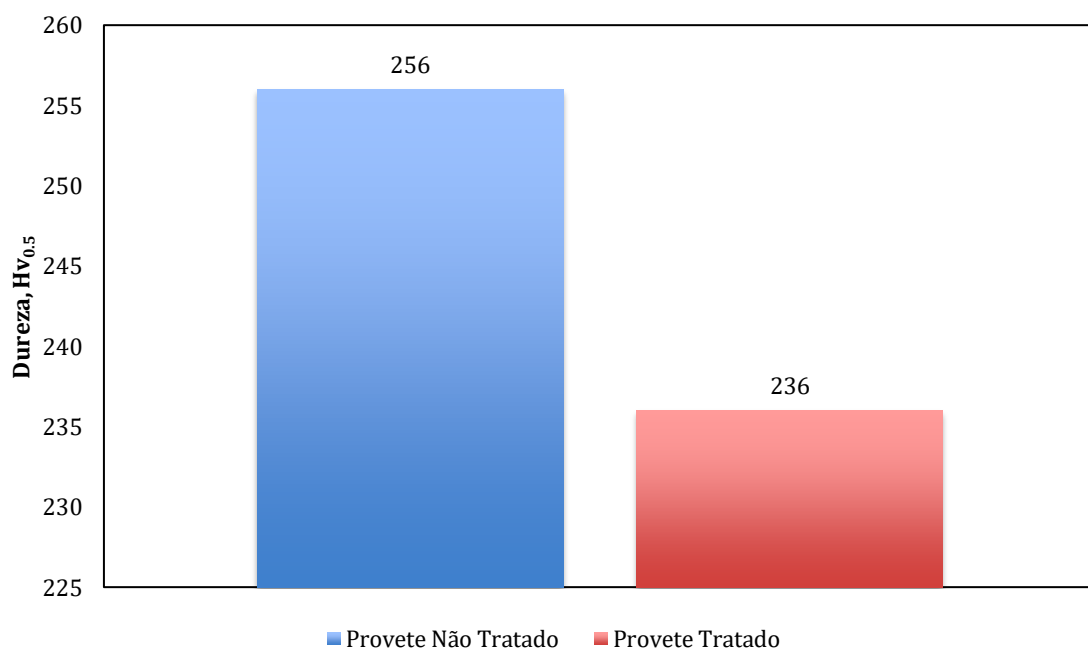


Figura 4.16 – Durezas obtidas (dureza Vickers).

Nota-se que, o tratamento térmico levou a um ligeiro decréscimo do valor médio de dureza. Esta diminuição deve-se à alteração microestrutural, de homogeneização das poças de fusão no provete tratado referida no subcapítulo anterior, traduzindo-se num aumento da ductilidade do material e num maior fecho de fenda, o que leva à melhoria da resistência à propagação da fenda de fadiga.

4.7.3 Análise das superfícies de fratura

As superfícies de fadiga resultantes dos ensaios de propagação foram observadas por microscopia eletrónica de varrimento em diversos pontos situados no regime II de propagação. Nas Figuras 4.17 a 4.19 apresentam-se algumas das imagens das superfícies observadas. Uma nota importante para a observação das seguintes imagens é que o crescimento da fenda de fadiga se dá no sentido ascendente, ou seja, da parte inferior da fotografia para o topo superior, em todas as figuras. As imagens apresentadas foram obtidas próximo do centro dos provetes.

A Figura 4.17 diz respeito ao ensaio 1, provete não tratado e $R=0,05$, para o qual foram retiradas 3 imagens com ampliações distintas, 500x, 1000x e 2100x, Figura 4.17a, Figura 4.17b e Figura 4.17c, respetivamente.

No regime II de propagação as superfícies de fratura do aço inoxidável 316L fabricado por L-PBF, no estado sem tratamento térmico, apresentam uma morfologia com um aspeto rugoso e caótico, pelo que a trajetória da fenda não parece ser o resultado de um único mecanismo de propagação (vd. Fig. 4.17a e 4.17b). A fenda propaga-se em diversos planos com diferentes elevações relativas, pelo que as superfícies de fadiga exibem zonas relativamente planas (assinaladas por A) separadas por zonas evidenciando rotura dúctil (tear ridges) aproximadamente paralelas à direção de propagação (assinaladas por B), sendo ainda observável bastante estriação e fendas secundárias. Nas zonas planas o mecanismo dominante de propagação é de natureza cristalográfica, geralmente denominado propagação cristalográfica transcrystalina (tipo clivagem), como mostra a Figura 4.17c.

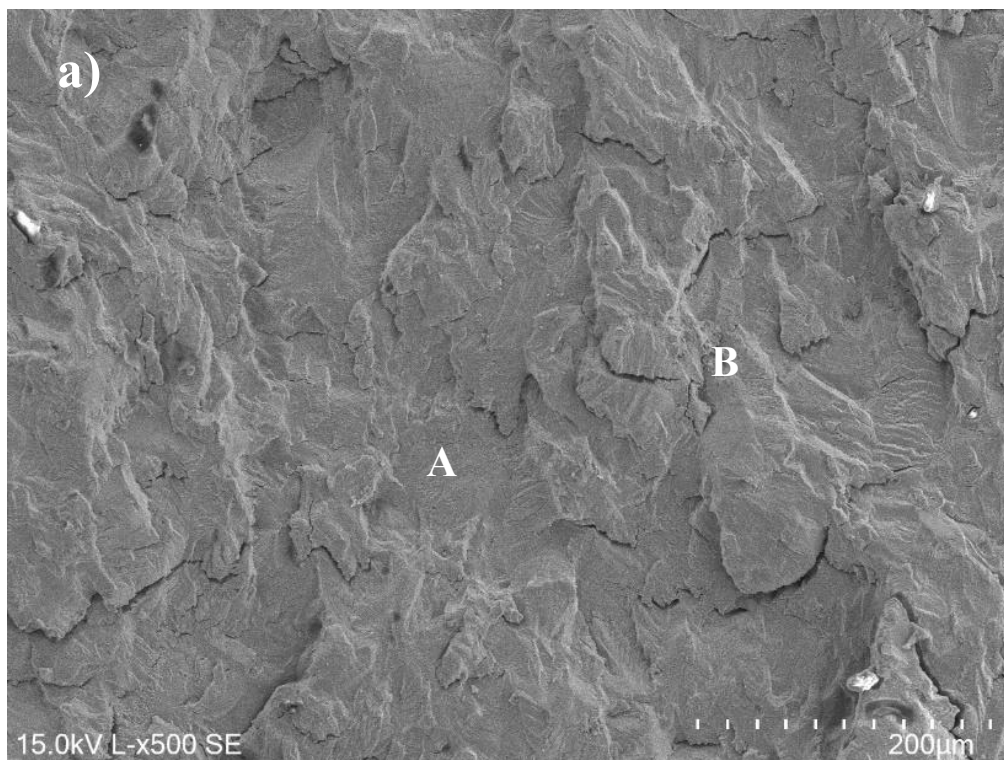
Teoricamente, uma fratura por clivagem do material deveria apresentar faces com uma junção perfeita e deveria ser puramente plana e sem nenhuma característica particular (featureless). No entanto, a maior parte das ligas metálicas são policristalinas e contêm fronteiras de grão, inclusões, deslocações e outras imperfeições que afetam a propagação da fratura por clivagem, pelo que a clivagem pura raramente é observada [38]. Ainda assim, estas imperfeições associadas às alterações da orientação da rede cristalina produzem superfícies de fratura contendo marcas nítidas da rotura por clivagem, nomeadamente superfícies facetadas, de graus com diversas fronteiras devidas aos diferentes planos paralelos de clivagem, tal como observado na Fig. 4.17c e na Fig 4.18c.

A Figura 4.18 diz respeito ao ensaio 2, provete tratado e $R=0,05$, para o qual foram retiradas 3 imagens com ampliações distintas, 500x, 1000x e 3000x, Figura 4.18a, Figura 4.18b e Figura 4.18c, respetivamente.

A superfícies da fratura desta liga no estado com tratamento térmico apresentam uma morfologia com um aspeto menos rugoso e caótico, com menos tear ridges, sendo também observável a evidencia de um contacto mais intenso entre as extremidades das asperidades da superfície de fratura indicadas pelas zonas mais brancas nas Figuras 4.18a e 4.18b. Esta observação está de acordo com a ocorrência do aumento do nível de fecho com o tratamento térmico a que este provete foi submetido. A Figura 4.18c mostra uma característica típica da propagação cristalográfica transcrystalina (tipo clivagem), constituída por uma fileira de finos degraus de clivagem em forma de leque (indicados pela seta branca), com o vértice do leque a indicar a origem da fratura (indicado pela seta negra). Esta figura mostra ainda alguma estriação dúctil (assinalada por C).

A Figura 4.19 diz respeito ao ensaio 3, provete não tratado e $R=0,5$, para o qual foram retiradas 3 imagens com ampliações distintas, 500x, 1000x e 2500x, Figura 4.19a, Figura 4.19b e Figura 4.19c, respetivamente.

A morfologia da superfície de fratura correspondente a razão de tensão $R=0,5$ não pareceu diferir da observada para $R=0,05$, além das estrias de fadiga se tornarem mais bem definidas e passarem a ocupar uma maior parte da superfície de fratura (vd. Fig. 4.19c). Assim, a tensão média não apresentou grande influência nos mecanismos de propagação observados para o regime II de propagação.



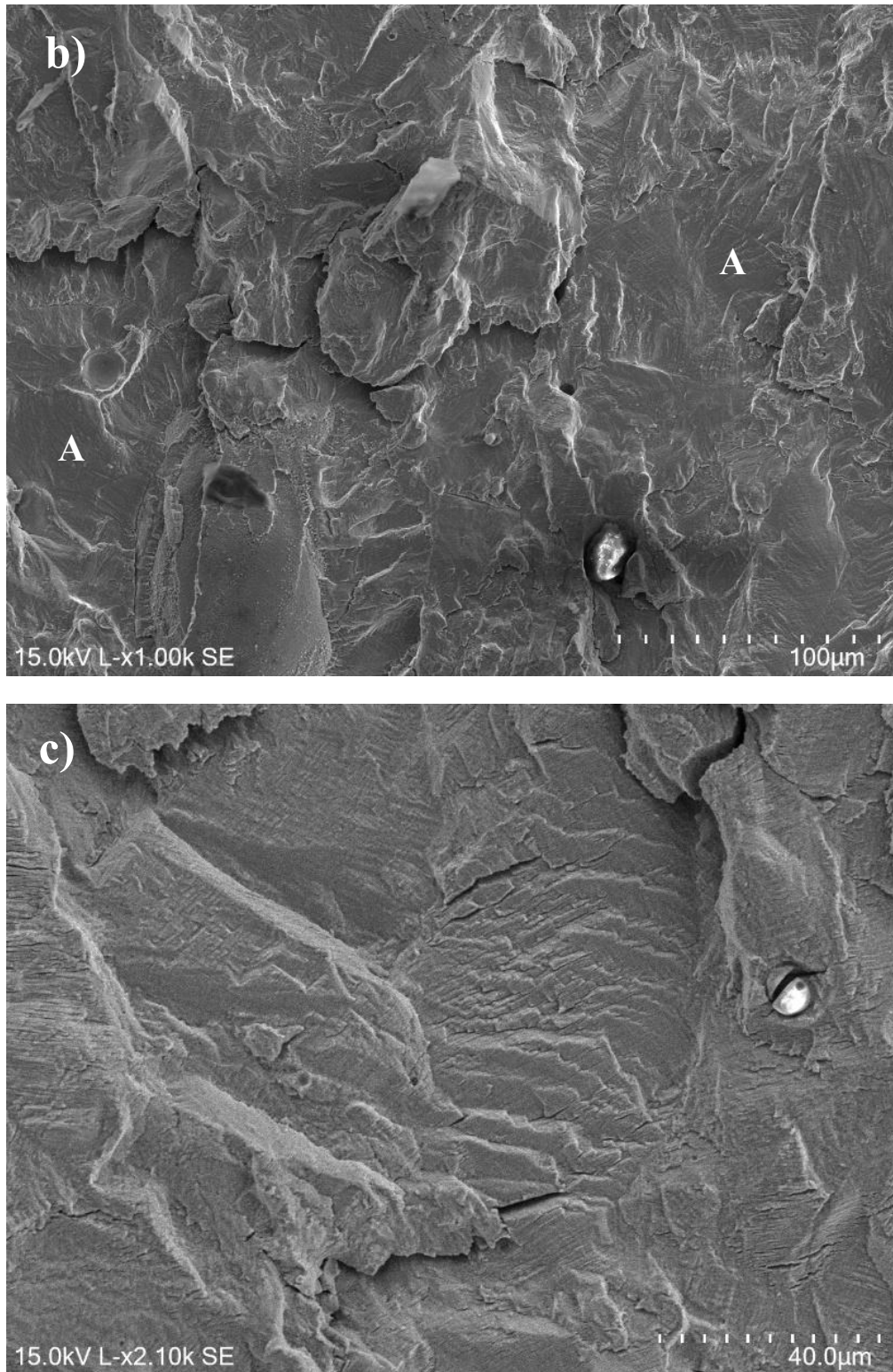
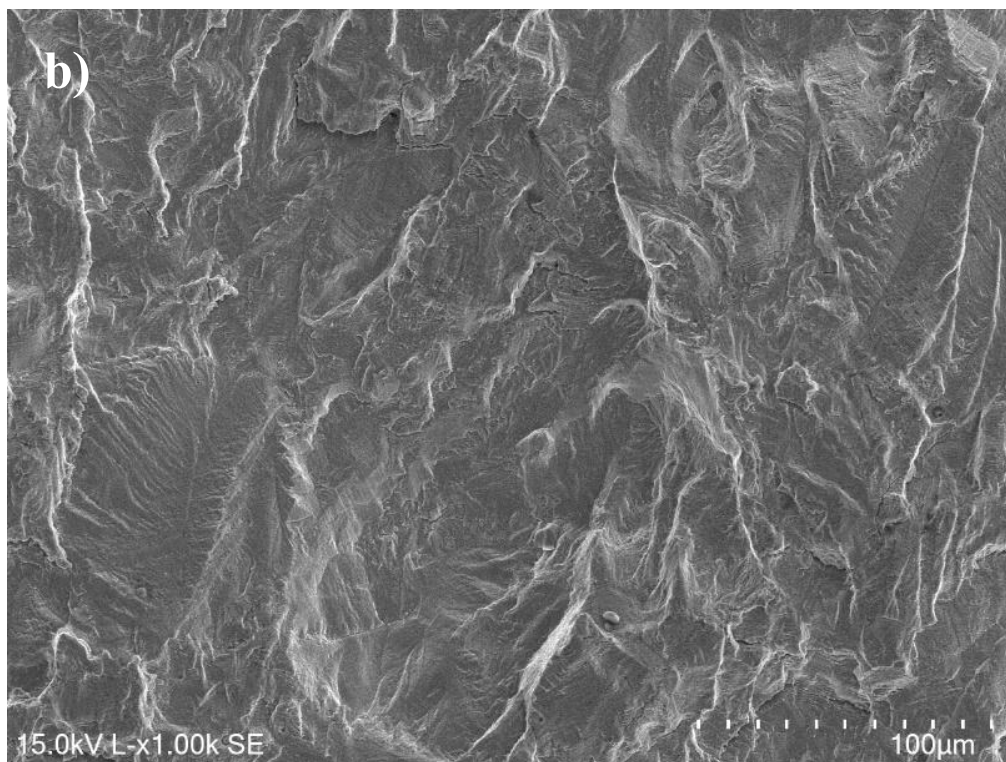
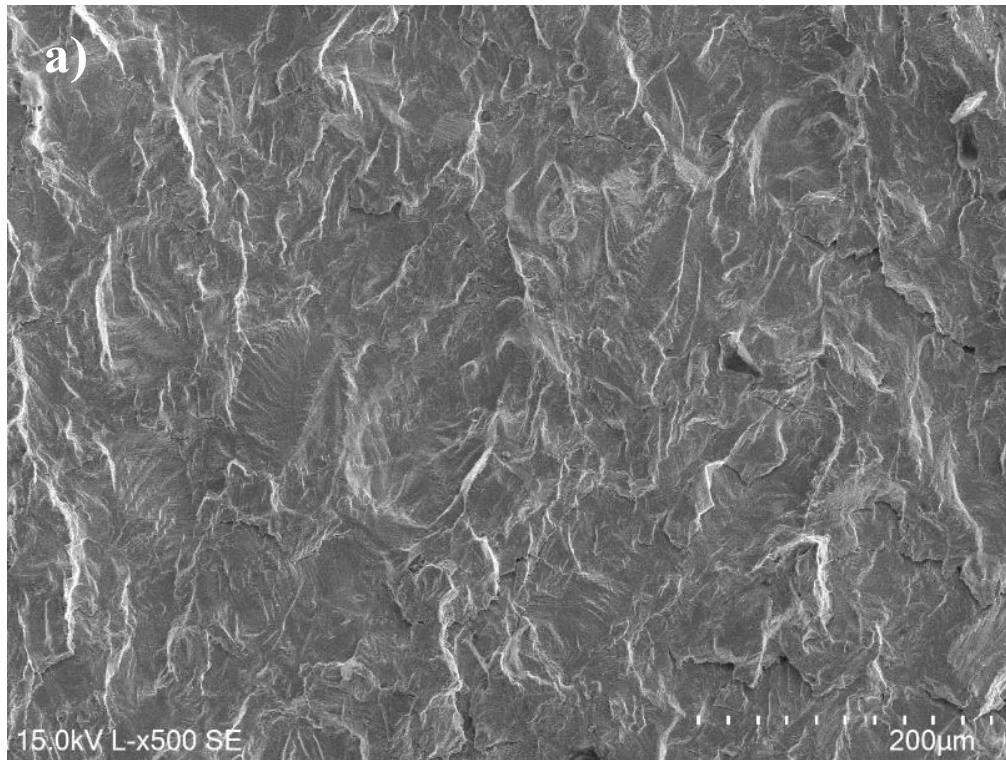


Figura 4.17 – Imagem SEM da superfície de fratura do ensaio 1, provete não tratado e $R=0,05$, $\Delta K=14,63 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, $da/dN=2,54\text{E}-5 \text{ mm/ciclo}$, para várias ampliações: a) 500x; b) 1000x; c) 2100x;



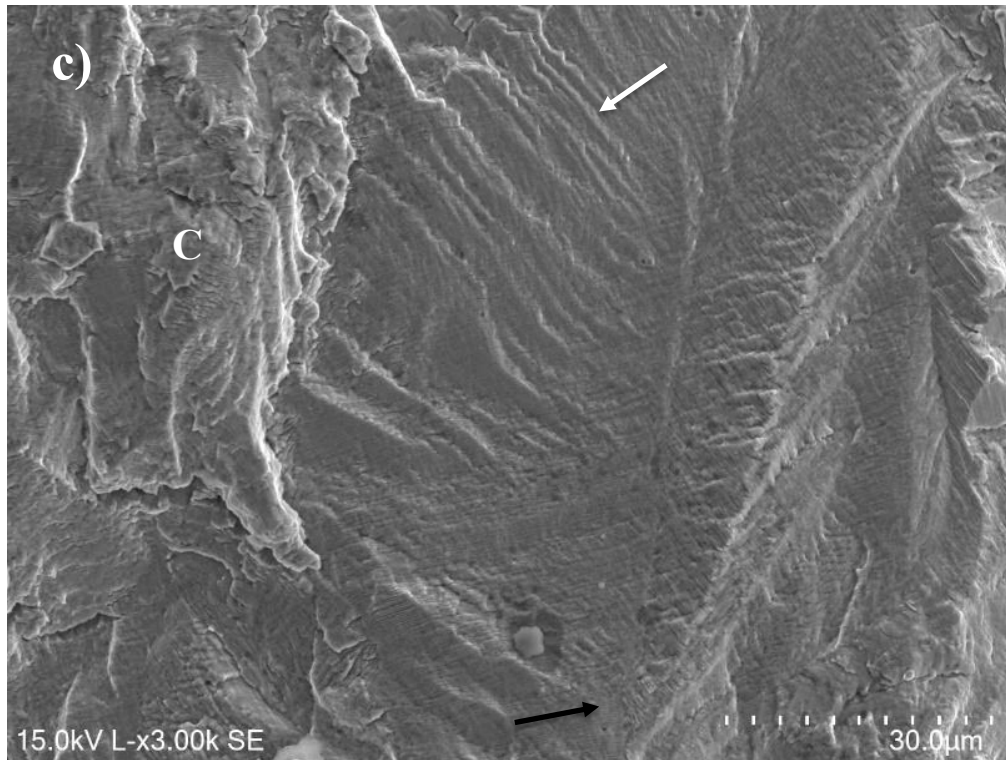
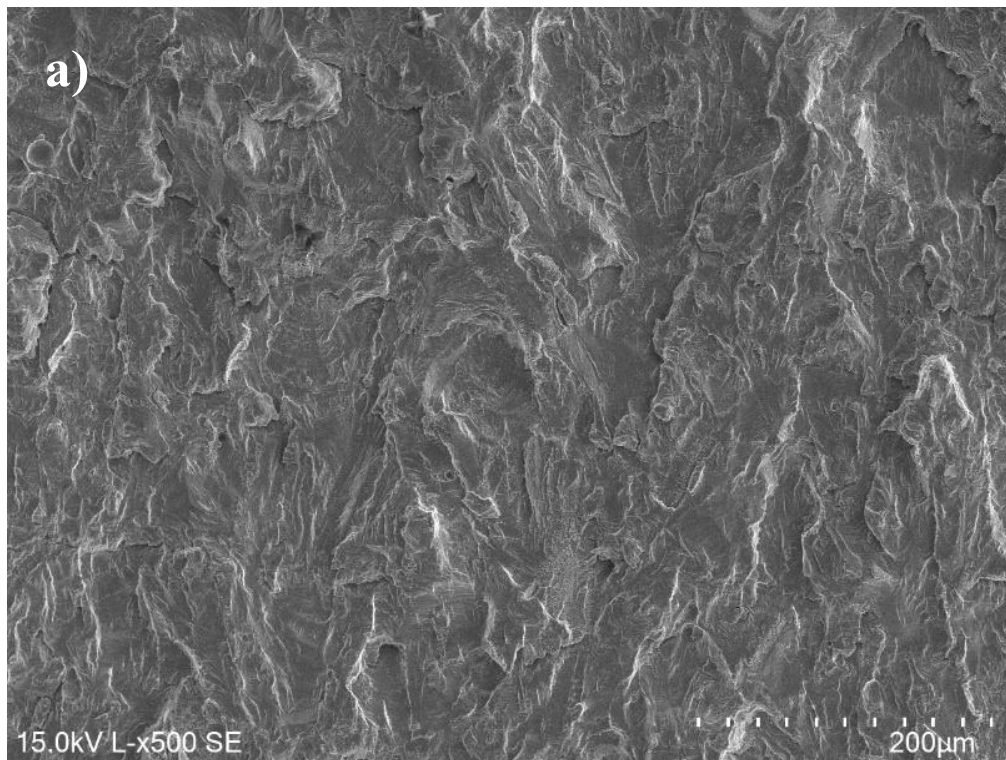


Figura 4.18 - Imagem SEM da superfície de fratura do ensaio 2, provete tratado e $R=0,05$, $\Delta K=14,43 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, $da/dN=1,52\text{E-}5 \text{ mm/ciclo}$, para várias ampliações: a) 500x; b) 1000x; c) 3000x;



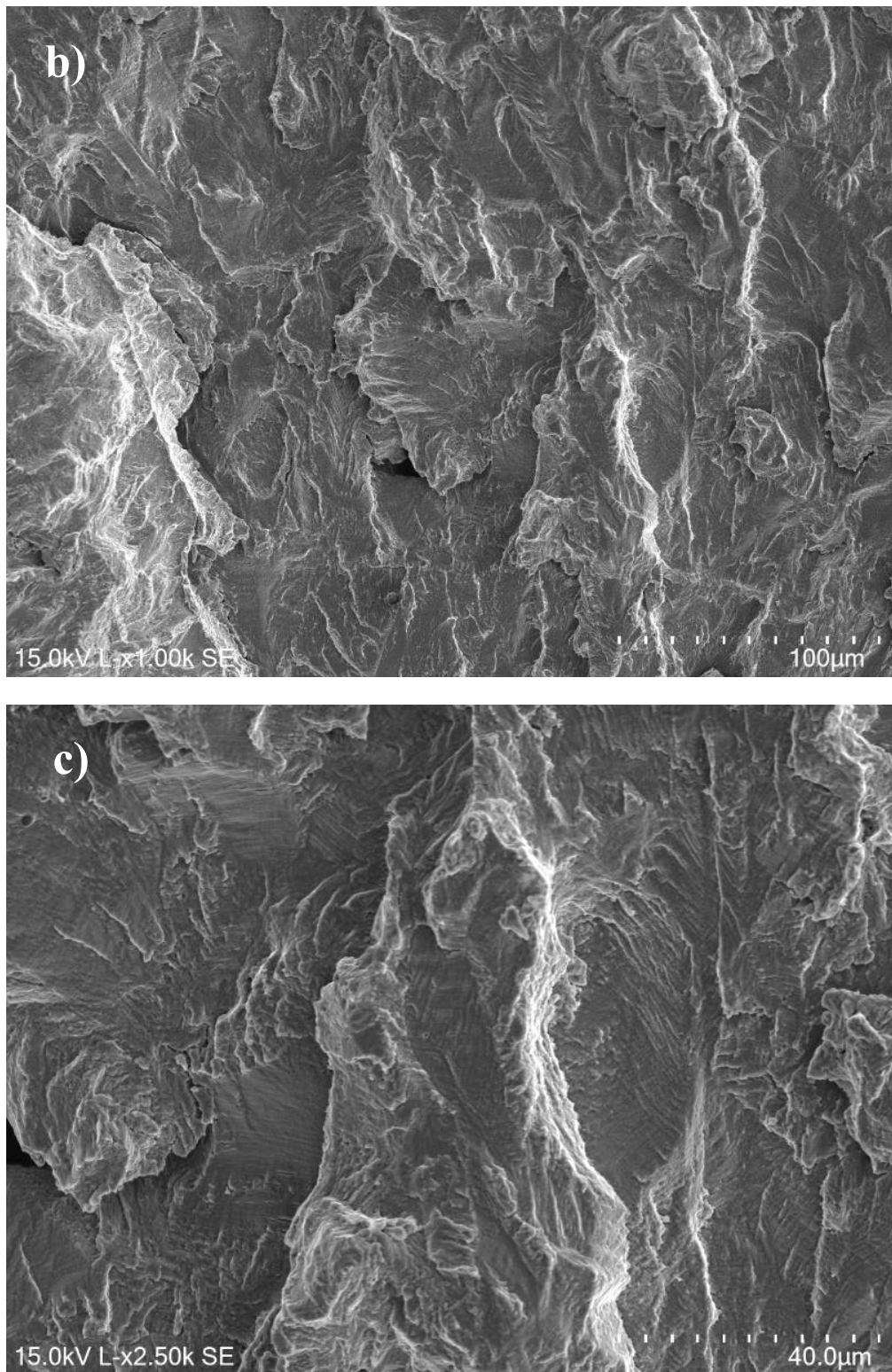


Figura 4.19 - Imagem SEM da superfície de fratura do ensaio 3, provete tratado e $R=0,5$, $\Delta K=14,83 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, $da/dN=2,36\text{E-}5 \text{ mm/ciclo}$, para várias ampliações: a) 500x; b) 1000x; c) 2500x;

5 CONCLUSÕES E TRABALHOS FUTUROS

5.1 Conclusões

Esta dissertação de tese de mestrado assenta num estudo do comportamento à propagação de fendas por fadiga na liga de aço inoxidável 316L em provetes produzidos por o processo de fabrico aditivo L-PBF, fazendo uma comparação com os processos de fabrico convencionais e entendimento da influência da aplicação de tratamento térmico e da razão de tensão. Dos trabalhos realizados foi possível concluir que:

- O tratamento térmico de alívio de tensões residuais efetuado, permitiu uma melhoria na resistência à propagação de fendas de fadiga.
- O aumento da razão de tensão pouco ou nada influenciou a velocidade de propagação da fenda de fadiga.
- Nos ensaios realizados com provetes não tratados termicamente, para razões de tensão diferente, $R=0,05$ e $R=0,5$, o fenómeno de fecho de fenda não existiu. Em contraste, no ensaio onde o provete é tratado termicamente e razão de tensão igual a $0,05$, verificou-se a ocorrência deste fenómeno com maior intensidade. Este comportamento está de acordo com as tendências observadas nas curvas de propagação.
- Após determinadas as propriedades de propagação de fendas de fadiga no aço inoxidável 316L fabricado por L-PBF, estas revelaram-se bastante semelhantes a outros trabalhos do mesmo género já realizados.
- Em comparação com os métodos convencionais, o fabrico desta liga através do processo L-PBF proporciona uma menor resistência à propagação de fendas de fadiga.
- A nível microestrutural o tratamento térmico levou a uma homogeneização da estrutura de poças de fusão.
- O provete tratado termicamente revelou um valor de dureza média inferior ao provete não tratado termicamente.
- Da análise das superfícies de fratura retira-se que, no regime II de propagação, existe um mecanismo misto de propagação de fenda. Pois as microestruturas apresentam zonas relativamente planas que evidenciam propagação cristalográfica transcristalina (tipo clivagem), zonas que indicam rotura dúctil (tear ridges) aproximadamente paralelas à direção de propagação, e ainda alguma estriação secundária. O tratamento térmico leva a superfícies de fratura com um aspeto menos rugoso e caótico, com menos tear ridges, menor estriação secundária e um contacto mais intenso entre as extremidades das asperidades da

superfície, levando a uma propagação mais estável e ao aumento do fecho de fenda. Enquanto a razão de tensão não altera de forma significativa grande influência nos mecanismos de propagação.

5.2 Trabalhos futuros

O estudo de ligas de aço inoxidável 316L produzidas por processos de fabrico aditivo ainda é bastante recente e levanta várias questões quanto à sua eficácia em comparação com os processos convencionais. Existem ainda vários fatores que influenciam a produção de componentes desta liga por L-PBF, que necessitam de maior estudo e conhecimento. Sugere-se então a realização de trabalhos futuros como:

- Avaliar experimentalmente o comportamento à propagação de fendas de fadiga do aço inoxidável 316L obtido por processos convencionais e analisar as respetivas superfícies de fratura.
- Estudo de diferentes tipos de tratamentos térmicos aplicáveis em componentes da liga de aço inoxidável 316L produzidas pelo processo de fabrico aditivo L-PBF.
- Estudo de outros aços inoxidáveis produzidos por processos de fabrico aditivo L-PBF e comparar com a liga de aço inoxidável 316L deste trabalho.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] R. Signorelli e J. Li, «Materials of Construction: Stainless Steel Versus Nickel Alloys», *Chemical Engineering*, vol. Vol. 129, n.º Edição 7, pp. p31-36, jul. 2022.
- [2] L. Silva, F. Alves, e A. Marques, *Materiais de Construção*. Publindústria, Edições Técnicas, 2013.
- [3] R. Ujjiie, M. Neikter, R. Pederson, T. Hansson, e Y. Miyashita, «Effect of hot isostatic pressing on the low-cycle fatigue behavior of laser powder bed fusion manufactured 21-6-9 austenitic stainless steel», *J Mater Sci*, 2025. [Online]. Disponível em: <https://doi.org/10.1007/s10853-025-10654-7>
- [4] J. Marouvo, «Estudo Experimental da Furação de Aços Inoxidáveis Austeníticos e Duplex com Brocas de 2 e 3 Gumes», Dissertação para a obtenção do grau de Mestre em Engenharia Mecânica, Instituto de Engenharia de Coimbra, Coimbra, 2022. Acedido: 10 de fevereiro de 2025. [Online]. Disponível em: <https://comum.rcaap.pt/handle/10400.26/40385>
- [5] ISSF, «International Stainless Steel Forum». Acedido: 12 de setembro de 2025. [Online]. Disponível em: <https://www.worldstainless.org/Files/issf/non-image-files/PDF/TheStainlessSteelFamily.pdf>
- [6] H. Carbó, *Aços Inoxidáveis: Aplicações e Especificações*, ArcelorMittal. Brasil, 2008.
- [7] «Stainless steel | Definition, Composition, Types, & Facts | Britannica». Acedido: 10 de setembro de 2025. [Online]. Disponível em: <https://www.britannica.com/technology/stainless-steel>
- [8] C. Burnett, «What Is Stainless Steel? Part I», *Analyzing Metals*. Acedido: 13 de setembro de 2025. [Online]. Disponível em: <https://www.thermofisher.com/blog/metals/what-is-stainless-steel-part-i/>
- [9] Prodweb, «06 - Aços Inoxidáveis Endurecíveis por Precipitação | Aços Inoxidáveis | Aços e Ferros Fundidos | Aços & Ligas», Infomet. Acedido: 13 de setembro de 2025. [Online]. Disponível em: <https://www.infomet.com.br/site/acos-e-ligas-conteudo-ler.php>
- [10] T. Saeid, A. Abdollah-zadeh, H. Assadi, e F. Ghaini, «Effect of Friction Stir Welding Speed on the Microstructure and Mechanical Properties of a Duplex Stainless Steel», *Materials Science and Engineering A*, pp. 262–268, 2008.
- [11] W.-S. Shin, T. Lee, H. Sohn, Y.-J. Kim, e C. Park, «Microstructural and mechanical properties degradation of the acceleration/ deceleration zones in stainless steel 316L fabricated by selective laser melting», *Journal of Materials Research and Technology*, vol. 35, pp. 2215–2225, 2025, doi: <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2025.01.183>.

- [12] C. Sumanariu, C. Amza, F. Baciú, M. Vasile, e A. Nicoara, «Comparative Analysis of Mechanical Properties: Conventional vs. Additive Manufacturing for Stainless Steel 316L», *Materials*, vol. 17, n.º 4808, 2024, doi: <https://doi.org/10.3390/ma17194808>.
- [13] J. Diller, D. Siebert, C. Radlbeck, e M. Mensinger, «PBF-LB/M/316L vs. hot-rolled 316L – comparison of cyclic plastic material behavior», *Procedia Structural Integrity*, vol. 42, pp. 58–65, 2022, doi: <https://doi.org/10.1016/j.prostr.2022.12.006>.
- [14] B. Mokgethe, C. Vivekanandhan, e A. Ude, «A REVIEW ON THE ADVANCEMENT OF ADDITIVE MANUFACTURING IN INDUSTRIAL APPLICATIONS», *International Journal of Advanced Research in Engineering and Technology (IJARET)*, vol. 11, n.º 12, pp. 1018–1034, 2020, doi: 10.34218/IJARET.11.12.2020.101.
- [15] O. İyibilgin e E. Gepek, «Additive Manufacturing Technologies and its Future in Industrial Applications», *INTERNATIONAL JOURNAL OF INTEGRATED ENGINEERING*, vol. 13, n.º 7, pp. 245–257, 2021, doi: <https://doi.org/10.30880/ijie.2021.13.07.028>.
- [16] ASTM Internacional e ASTM F2792-12a, *Standard Terminology for Additive Manufacturing Technologies*, 2015.
- [17] H. Fayazfar *et al.*, «A critical review of powder-based additive manufacturing of ferrous alloys: Process parameters, microstructure and mechanical properties», *Materials and Design*, vol. 144, pp. 98–128, 2018, doi: <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2018.02.018>.
- [18] W. Abd-Elaziem, S. Elkatamy, T. Sebaey, M. Darwish, M. Abd El-Baky, e A. Hamada, «Machine learning for advancing laser powder bed fusion of stainless steel», *Journal of Materials Research and Technology*, vol. 30, pp. 4986–5016, 2024, doi: <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2024.04.130>.
- [19] M. Obeidi, «Metal additive manufacturing by laser-powder bed fusion: Guidelines for process optimisation», *Results in Engineering*, vol. 15, n.º 100473, doi: <https://doi.org/10.1016/j.rineng.2022.100473>.
- [20] Ahmed, Barsoum, Haidemenopoulos, e Abu Al-Rub, «Process parameter selection and optimization of laser powder bed fusion for 316L stainless steel: A review», *Journal of Manufacturing Processes*, vol. 75, pp. 415–434, 2022, doi: <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2021.12.064>.
- [21] M. Gel'atko *et al.*, «Stress Relieving Heat Treatment of 316L Stainless Steel Made by Additive Manufacturing Process», *Materials*, vol. 16, n.º 6461, 2023.
- [22] C. Moura Branco, Matins Ferreira, Domingos da Costa, e Silva Ribeiro, *Projecto de Órgãos de Máquinas*. Fundação Calouste Gulbenkian, 2005.
- [23] G. R. Irwin, «Analysis of stresses and strains near the end of a crack traversing a plate», *Journal of Applied Mechanics*, vol. 24, pp. 361–364, 1957, doi: <https://doi.org/10.1115/1.4011547>.

- [24] Paris e Erdogan, «A Critical Analysis of Crack Propagation Laws», *Journal of Basic Engineering*, vol. 85, pp. 528–534, 1963.
- [25] R. Fernandes, «Comportamento à fadiga da liga de alumínio AlSi10Mg em componentes produzidos por fabricação aditiva», Projeto de tese submetido para a obtenção do grau de Doutor em Engenharia Mecânica na especialidade de Integridade Estrutural, Universidade de Coimbra, Departamento de Engenharia Mecânica, 2021.
- [26] ASTM Internacional e ASTM E647–00, *Standard Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates*.
- [27] Ferreira e L. Borrego, «Fadiga dos Materiais», Instituto de Engenharia de Coimbra, Departamento de Engenharia Mecânica, 2023.
- [28] W. Elber, *Damage Tolerance in Aircraft Structures*, STP 486, 1971.
- [29] L. F. P. Borrego, «Propagação de fendas de fadiga a amplitude de carga variável em ligas de alumínio AlMgSi», Faculdade de Ciências e Tecnologia da Universidade de Coimbra, 2001.
- [30] T. Eikosim, «Digital Image Correlation - The basics», EikoSim. Acedido: 14 de outubro de 2025. [Online]. Disponível em: <https://eikosim.com/en/technical-articles/digital-image-correlation-the-basics/>
- [31] J. Allison, R. Ku, e M. Pompetzki, *A comparison of measurement methods and numerical procedures for the experimental characterization of fatigue crack closure*, Newman Jr JC, Elber W, Editors. em *Mechanics of Fatigue Crack Closure*, no. ASTM STP 982. Philadelphia PA: ASTM, 1988.
- [32] ASTM Internacional e ASTM E3–95, *Standard Practice for Preparation of Metallographic Specimens*.
- [33] R. Fernandes *et al.*, «Failure analysis of fatigue crack propagation in specimens of AlSi10Mg aluminum alloy produced by L-PBF: Effect of different heat treatments», *Engineering Failure Analysis*, vol. 163, n.º 108595, 2024. [Online]. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.engfailanal.2024.108595>
- [34] G. Wheatley, Y. Estrin, R. Niefanger, e X. Z. Hu, «Fatigue Crack Growth in 316L Stainless Steel», *Key Engineering Materials*, vol. 145–149, pp. 631–636, 1998.
- [35] J. Kluczynski *et al.*, «Crack Growth Behavior of Additively Manufactured 316L Steel—Influence of Build Orientation and Heat Treatment», *Materials*, vol. 13, n.º 3259, 2020.
- [36] A. Riemer, S. Leuders, M. Thöne, H. A. Richard, T. Tröster, e T. Niendorf, «On the fatigue crack growth behavior in 316L stainless steel manufactured by selective laser melting», *Engineering Fracture Mechanics*, vol. 120, pp. 15–25, 2014.
- [37] D. D’Andrea, «Additive Manufacturing of AISI 316L Stainless Steel: A Review», *Metals*, vol. 13, n.º 1370, 2023.

- [38] V. Kerlins e A. Philips, «Modes of fracture», em *ASM Handbook*, Materials Park., vol. 12: Fractography, USA: ASM International, 1992, pp. 12–71.
- [39] D. R. Askeland e Pradeep. P. Phulé, *Ciência e Engenharia dos Materiais*, 1ª Edição. Cengage Learning, 2008.
- [40] T. Özel, A. Altay, B. Kaftanoğlu, R. Leach, N. Senin, e A. Donmez, «Focus Variation Measurement and Prediction of Surface Texture Parameters Using Machine Learning in Laser Powder Bed Fusion», *Journal of Manufacturing Science and Engineering*, vol. 142, n.º 011008, 2020.

ANEXOS

Anexo A – Características do processo de fabrico dos provetes

	AM Production Report		Operator	Date:
			Pedro Cardoso	09/05/2025
	Designation:	SS CT specimens for crack propagation	Manager	Job ID
			Ricardo Cláudio	IPS_2505_006SR_CT

1. Equipment

Machine: Renishaw RenAM 500S Flex
Machine Serial Number: 1QJ162
Laser calibration date: 2025-01-14
Reduced Build Volume Installed: Yes
Camera Layer-by-Layer Images Recorded: Yes
Spectral Advanced Monitoring: No

2. Personnel Involved Accreditation

Management and Applications: Ricardo Cláudio
Training certificate issued: on 20/12/2024
Responsible for production and approve/stop/cancel production, Receiving build files and Reviewing process.
Operator: Pedro Cardoso
Training certificate issued: on 20/12/2024
Prepare build files, clean the machine; produce parts prepare the machine; sieve and handle powder; production data record and build removal.

3. Build Job

3.1 General Information

File ID: IPS_2505_006SR_CT.mtt
Build height: 48.5 mm
Estimated build time: 05:59:00
Support height: 5mm
Parts, numbering and ID according to table 1.

Table 1 - Job Parts List

Qt.	CAD File	ID (specimens according to ASTM 52909) (see Fig. 1)
4	CrackPropagation_CT_t6mm.stp	ZYM-1 to ZYM-4

Figs 1 to 4 represent the layout of the parts in the built plate. In top view, recoating is from top to bottom and argon flow is from right to left.

	AM Production Report		Operator	Date:
	Designation:	SS CT specimens for crack propagation	Pedro Cardoso	09/05/2025
			Manager	Job ID
			Ricardo Cláudio	IPS_2505_006SR_CT



Fig. 1 – Top view of print job

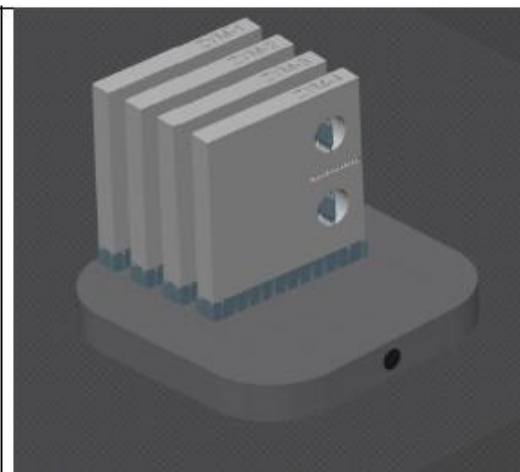


Fig. 2 – Isometric view of print job



Fig. 3 – Part placement

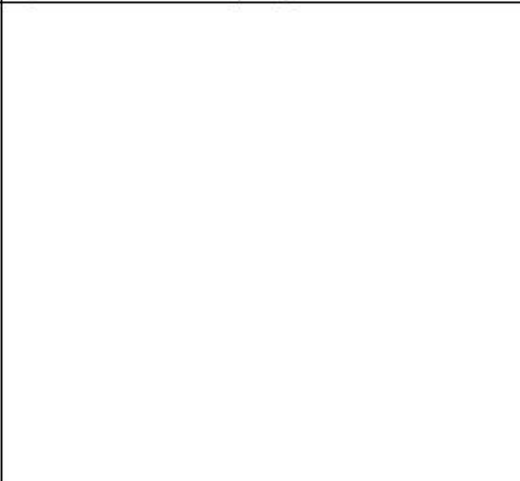


Fig. 4 – Finished print job

3.2 Material

Powder: 316L stainless steel (m4p™ 316L.03)
 Supplier: m4p material solutions GmbH
 Power size distribution: -45/+15µm

Anexo B – Ficha técnica do fabricante do pó metálico utilizado no processo de fabrico

TECHNICAL DATA SHEET

Rev.V10/4-17

EN

1 / 1



METALS FOR PRINTING



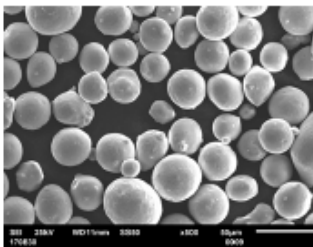
316L

Stainless steel powder for laser-based powder bed fusion

Description and properties

m4p™ 316L is a corrosion-resistant austenitic alloy. The common abbreviation 316L comes from the AISI standard. In the European standardization the material 1.4404 has the highest possible conformity to the AISI standard of the 316L. Carbon contents <0.03% limit the tendency for intergranular corrosion effectively. The alloying element molybdenum contributes to further improvement of pitting corrosion resistance. As austenitic material, it has good deformation properties even at low temperatures.

Powder characteristics



Chemical analysis [wt%]		
Element	Min	Max
C		<0,03
Si		<1,0
Mn		<2,0
Cr	16,0	18,0
Ni	10,5	14,0
Mo	2,0	3,0
Fe	Base	

Particle size Laser PBF

Additive manufacturing and strength properties



Typical characteristics of the tensile test
(Parameter=99,95% rel. Density, as-built)

Tensile strength	R _m =	574 N/mm ²
Yield strength	R _s =	428 N/mm ²
Elongation at break	A =	52%

Test cube:
10x10x10mm,
metallographically
determined density:
99,95%

INTERNATIONAL
m4p material solutions GmbH · Austria
Gewerbestraße 4, 9181 Feistritz i. R.
T +43 4228 93053-0
E sales@metals4printing.com

GERMANY
m4p material solutions GmbH · Deutschland
Mittelweg 13, 39130 Magdeburg
T +49 391 72149-40
E sales@metals4printing.com

www.metals4printing.com

The information and data contained in this data sheet have been compiled with care and the best of our knowledge, but are not to be considered as binding. We always recommend the user to test our products on his own responsibility. Ongoing research and development is ongoing, which is why m4p reserves the right to change the information, specifications and data without notice.

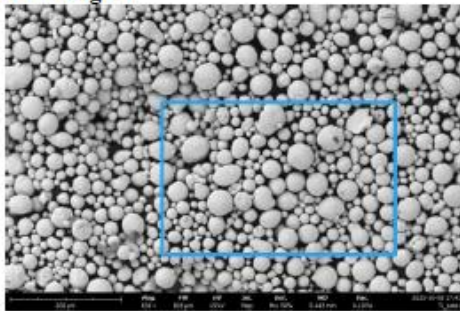
Anexo C – Análise SEM do pó metálico

thermoscientific

SS316L1

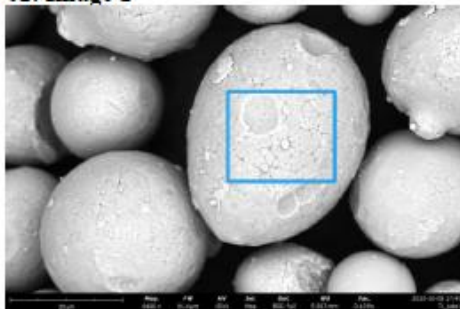
User name: Phenom-Workstation\Phenom
Phenom User Interface version: 2.0.2-rel
Contains 2 image(s) with a total of 2 analyses

01. Image 1



1 analyses: 1x region

02. Image 2

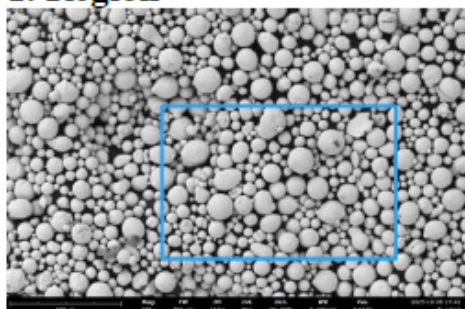


1 analyses: 1x region

thermo scientific

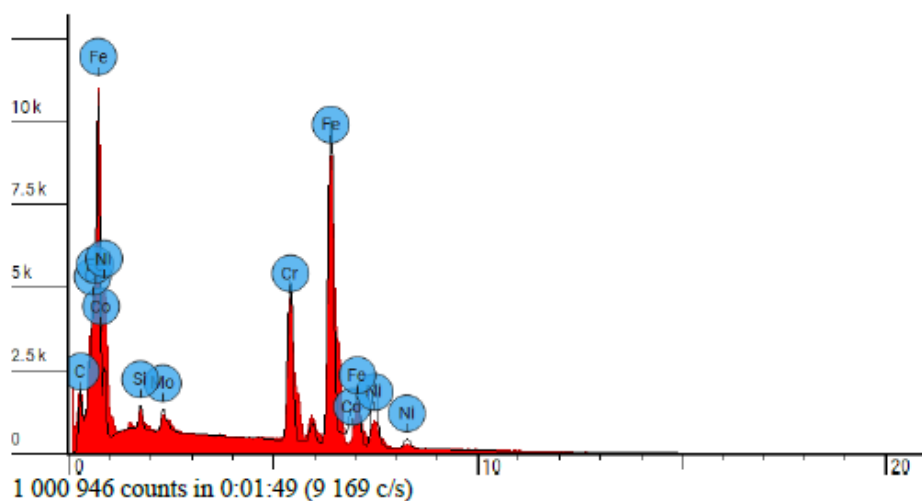
Image 1

1. Region



FW: 826 µm, Mode: 15 kV - Map, WD: 5.4 mm, Detector: Mix 50%, Time: 10/8/25 5:42 PM

	Element Number	Element Symbol	Element Name	Atomic Conc. [%]	Weight Conc. [%]
	6	C	Carbon	16.58	4.10
	14	Si	Silicon	1.21	0.70
	24	Cr	Chromium	13.83	14.79
	26	Fe	Iron	49.67	57.04
	27	Co	Cobalt	3.79	4.60
	28	Ni	Nickel	13.91	16.78
	42	Mo	Molybdenum	1.01	2.00



Disabled elements: -



**Instituto Superior
de Engenharia**

Politécnico de Coimbra