



FCTUC FACULDADE DE CIÊNCIAS  
E TECNOLOGIA  
UNIVERSIDADE DE COIMBRA

DEPARTAMENTO DE  
ENGENHARIA MECÂNICA

## **Melhoria da Vida à Fadiga em Ligas Aeronáuticas de Alumínio por *Ultrasonic Peening* e *Microshot Peening***

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

**Autor**

**Roberto Carlos Sampaio Gomes Ramos**

**Orientadores**

**Professor Doutor José António Martins Ferreira**

**Professor Doutor José Domingos Moreira da Costa**

**Júri**

**Presidente** Professor Doutor Fernando Jorge Ventura Antunes  
Professor da Universidade de Coimbra

**Vogal** Professor Doutor Luís Filipe Pires Borrego  
Professor do Instituto politécnico de Coimbra

**Orientador** Professor Doutor José António Martins Ferreira  
Professor da Universidade de Coimbra

**Coimbra, Julho, 2015**

## Agradecimentos

Agradeço em primeiro lugar ao meu orientador, o Professor Doutor José António Martins Ferreira, pela orientação nesta dissertação, pela grande experiência e conhecimentos transmitidos, e pela análise crítica ao longo de toda a elaboração do presente trabalho.

Ao meu segundo orientador, o Professor Doutor José Domingos Moreira da Costa, pelo apoio prestado.

Ao Professor Joel Alexandre da Silva de Jesus pela grande ajuda na execução dos procedimentos experimentais.

Ao Professor Doutor António Adriano Castanhola Batista pela medição meticulosa das tensões residuais que vieram acrescentar um enorme conteúdo científico a esta dissertação, e ainda pela elucidação de alguns fenómenos físicos.

Ao Professor Doutor Carlos Alexandre Bento Capela pelo grande interesse e apoio demonstrado ao longo de toda a execução da minha dissertação, e pelo fornecimento das condições de tratamento dos provetes tratados por *Microshot Peening*.

Ao estudante de doutoramento Miguel Esteves pela ajuda na medição das rugosidades e análise por microscópio eletrónico de varrimento.

À minha família: aos meus pais, aos meus avós e à minha irmã. Pelo grande esforço que tiveram para que eu ingressasse no ensino superior. Pela confiança e apoio constante.

Aos amigos que fiz no meu curso, pelo companheirismo e trocas de conhecimentos.

À Residência Universitária da Alegria, por tudo o que ela me proporcionou, desenvolveu e maturou. Aos amigos que fiz ao longo destes anos em Coimbra e Castelo Branco.

*Obrigado.*

## Resumo

O alumínio e as suas ligas são amplamente usadas num vasto e variado conjunto de aplicações, e têm grande interesse em particular nas indústrias aeronáuticas e aeroespaciais. As ligas de alumínio oferecem boas propriedades mecânicas aliadas a baixas densidades, a relativo baixo custo.

A liga em estudo, a AA7475-T7351, já por si é uma liga melhorada na sua composição e têmpera, com o propósito de aumentar a sua resistência à fadiga e tenacidade à fratura. A sua performance é superior a muitas outras ligas comerciais tais como a AA7050 e a 7075.

O objetivo deste trabalho é melhorar ainda mais o desempenho da liga em estudo pela introdução de tensões residuais de compressão na superfície. Foram estudados três processos com esse fim: o *Ultrasonic Peening* e o dois tipos de *Microshot Peening*.

Foram realizados no material tratado ensaios de fadiga, análises de microdurezas, microestruturas, rugosidades, tensões residuais por Difração de Raios-X. Foram feitas ainda observações da superfície de fratura por Microscópio Eletrónico de Varrimento.

Todos os tratamentos melhoraram a vida à fadiga da liga de alumínio, apesar de cada tratamento introduzir modificações substancialmente diferentes na superfície do material.

Para além de todos os procedimentos experimentais, foram feitas previsões da vida à fadiga segundo o Método de Molski-Glinka para todos os tratamentos, tendo em conta as tensões residuais, medidas pela Difração de Raios-X, que afetam a tensão média. As previsões correlacionam-se, em geral, de forma muito satisfatória com os resultados experimentais.

**Palavras-chave:** AA7475-7351, Ultrasonic Peening, Microshot Peening, Melhoria da vida à fadiga, Difração Raios-X

---

## Abstract

Aluminium and its alloys have a wide range of applications, in particular in the aerospace and aeronautical industries. The Aluminium Alloys offer good mechanical properties and low densities at relatively good prices.

The alloy in study, AA7475-T7351, is an improved version of other aluminium alloy, and is better than many commercially available high strength aerospace aluminium alloys such as 7050 and 7075 alloys.

This work aims to further improve the mechanical properties of the AA7475-T7521 alloy by applying three different peening processes: Ultrasonic Peening (USP) and Microshot Peening with two different beads size (MSP).

Uniaxial fatigue tests were conducted. Residual stresses were evaluated by X-Ray diffraction Method, and the fracture surface were observed and analysed by Scanning Electron Microscope. The microstructures of the specimens were observed by optic microscope. Microhardness and roughness were also measured.

All of the superficial treatment enhanced the specimens fatigue lives, in spite of creating different superficial conditions.

In addition to all the experimental procedures, analytic predictions according to Molski-Glinka approach (using the value of the residual stresses determined by X-Ray diffraction as mean stress) were made. In general, these predictions related well to the experimental results.

**Keywords** AA7475-T7351, Ultrasonic Peening, Microshot Peening, Fatigue Life Enhancement, X-Ray Diffraction

## Índice

Índice de Figuras .....	v
Índice de Tabelas .....	viii
Simbologia e Siglas .....	ix
Simbologia.....	ix
Siglas .....	x
1. INTRODUÇÃO.....	1
1.1. Motivação da Dissertação .....	1
1.2. Organização da Dissertação.....	1
2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA .....	3
2.1. Material Base de Estudo: Alumínio.....	3
2.1.1. Enquadramento Histórico .....	3
2.1.2. Propriedades Gerais do Alumínio.....	3
2.1.3. Classificação das Várias Ligas e Tratamentos .....	4
2.1.4. Liga AA 7475-T7351 .....	5
2.2. Fadiga.....	7
2.2.1. Definições Gerais .....	7
2.2.2. Fatores com Grande Influência na Fadiga.....	8
2.3. Técnicas de Melhoria à Fadiga Estudadas .....	9
2.3.1. Ultrasonic Peening.....	9
2.3.2. Microshot Peening (MSP) .....	17
2.4. Outras Técnicas.....	19
2.4.1. Laser Peening (LP) .....	19
2.4.2. Jet Peening.....	21
3. PROCEDIMENTOS.....	24
3.1. Processo de fabrico dos provetes .....	24
3.2. Componente Experimental .....	25
3.2.1. Análise Microestrutural .....	25
3.2.2. Microdureza.....	26
3.2.3. Rugosidade .....	27
3.2.4. Tensões Residuais .....	28
3.2.5. Ensaio de Fadiga .....	30
3.2.6. Análise das superfícies de fratura.....	32
4. ANÁLISE DE RESULTADOS.....	33
4.1. Componente Experimental .....	33
4.1.1. Análise Microestrutural .....	33
4.1.2. Microdurezas .....	37
4.1.3. Rugosidade .....	40
4.1.4. Tensões Residuais .....	42
4.1.5. Ensaio de Fadiga .....	48
4.1.6. Análise das superfícies de fratura.....	57

---

5. CONCLUSÕES.....	63
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS .....	65
ANEXO A .....	69
A.1 - Determinação do Kt e Kf teórico .....	69
A.2 – Desenvolvimento do Método de Molski-Glinka .....	69

## ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 2.1. Esquematização simplificada da classificação das ligas e tratamentos das ligas de alumínio .....	5
<b>Figura 2.2.</b> Curvas S-N para diferentes ligas de alumínio.....	7
<b>Figura 2.3.</b> Esquematização do ciclo de carregamento antes e depois da imposição de tensões residuais .....	9
<b>Figura 2.4.</b> Equipamento utilizado na técnica do Ultrasonic Impact Technology, Esonix®UIT [20].....	10
<b>Figura 2.5.</b> Cabeças de trabalho utilizadas pelo UIT [16].....	11
<b>Figura 2.6.</b> Efeito do UIT na vida à fadiga.....	12
<b>Figura 2.7.</b> Distribuição das tensões residuais antes e após a aplicação do UIT no pé do cordão de soldadura.....	12
<b>Figura 2.8.</b> Tamanho de grão das amostras. A) sem UIT, B) com UIT .....	13
<b>Figura 2.9.</b> Distribuição das durezas Vickers .....	13
<b>Figura 2.10.</b> Curvas S-N para diferentes tratamentos superficiais .....	14
<b>Figura 2.11.</b> Microestrutura observada para a liga 7075-T651 antes (a) e após (b) do Ultrasonic Peening .....	15
<b>Figura 2.12.</b> Esquematização do processo Ultrasonic Peening (USP) [32] .....	16
<b>Figura 2.13.</b> Curva de saturação para o Shot Peening.....	18
<b>Figura 2.14.</b> Microestrutura observada por Gao e Wu para a liga 7475-T7351.....	19
<b>Figura 2.15.</b> Tensões Residuais induzidas pelo Microshot Peening .....	19
<b>Figura 2.16.</b> Esquematização do processo Laser Peening[41] .....	20
<b>Figura 2.17.</b> Esquematização do processo Water Jet Peening.....	22
<b>Figura 3.1.</b> Geometria da forma base de um provete .....	24
<b>Figura 3.2.</b> Provete tratado por Ultrasonic Peening (cima) e Microshot Peening (baixo) .	25
<b>Figura 3.3.</b> Secções transversais dos provetes dos vários tratamentos.....	26
<b>Figura 3.4.</b> Nomenclatura das superfícies e linhas médias; esquematização do plano de medições das microdurezas .....	27
<b>Figura 3.5.</b> Representação do significado de Ra, Rq e Rz .....	28
<b>Figura 3.6.</b> Esquema da análise por Difração Raios-X para determinação das tensões residuais.....	29
<b>Figura 3.7.</b> Esquematização da difração dos Raios X de acordo com a lei de Bragg. ....	29
<b>Figura 3.8 (esq.).</b> Máquina de Ensaio de Fadiga INSTRON.....	31
<b>Figura 3.9 (centro).</b> Pormenor da colocação do provete .....	31

<b>Figura 3.10.</b> Monitorização constante do ensaio através do Software .....	31
<b>Figura 4.1.</b> Microestrutura da liga 7475-T7351 sem influência de qualquer tratamento (material base) .....	33
<b>Figura 4.2.</b> Microestrutura da liga 7475-T7351 tratada por <i>Ultrasonic Peening</i> ; nomenclatura das superfícies.....	34
<b>Figura 4.3.</b> Microestrutura da liga 7475-T7351 tratada por <i>Microshot Peening 1</i> .....	35
<b>Figura 4.4.</b> Microestrutura da liga 7475-T7351 tratada por <i>Microshot Peening 2</i> .....	36
<b>Figura 4.5.</b> Média das microdurezas registadas a 0,05mm das duas superfícies de cada tratamento e MB.....	37
<b>Figura 4.6.</b> Evolução dos valores pontuais das microdurezas registadas a 0,05mm da superfície longitudinal de cada tratamento e MB.....	39
<b>Figura 4.7.</b> Evolução dos valores pontuais das microdurezas registadas na secção transversal e MB.....	39
<b>Figura 4.8.</b> Zona de medição das rugosidades, face longitudinal.....	41
<b>Figura 4.9.</b> Rugosidade Média.....	41
<b>Figura 4.10.</b> Rugosidade Média Quadrática .....	41
<b>Figura 4.11.</b> Rugosidade Máxima Relativa (Pico a Pico) .....	41
<b>Figura 4.12.</b> Tensões residuais na direção de laminagem em função da profundidade .....	44
<b>Figura 4.13.</b> Tensões de corte na direção de laminagem em função da profundidade.....	46
<b>Figura 4.14.</b> Largura Integral em função da profundidade.....	47
<b>Figura 4.15.</b> Curvas S-N total e de propagação[49] .....	48
<b>Figura 4.16.</b> Curva S-N de provetes tratados com USP para a espessura de 4 e 8mm em R=0,02 .....	50
<b>Figura 4.17.</b> Curva S-N dos provetes tratados com USP e para o material base, para a espessura de 4 mm em R=0,02 .....	50
<b>Figura 4.18.</b> Curva S-N dos provetes tratados com UP e para o material base, para a espessura de 8 mm em R=0,02 .....	51
<b>Figura 4.19.</b> Curva S-N dos vários tratamentos superficiais e para o material base, para a espessura de 8mm em R=-1 .....	52
<b>Figura 4.20.</b> Previsão da vida à fadiga pelo Método de Glinka com tensões residuais nulas e de tração no valor de 291 Mpa, com os pontos experimentais do material base 54	
<b>Figura 4.21.</b> Previsão da vida à fadiga pelo Método de Glinka com tensões residuais nulas e de compressão no valor de -117MPa e -273MPa, com os pontos experimentais do USP, R=-1 .....	55
<b>Figura 4.22.</b> Previsão da vida à fadiga pelo Método de Glinka com tensões residuais nulas e de compressão no valor de -160MPa, com os pontos experimentais do MSP1, R=-1 .....	56



---

<b>Figura 4.23.</b> Previsão da vida à fadiga pelo Método de Glinka com tensões residuais nulas e de compressão no valor de -165,5 MPa, com os pontos experimentais do MSP2, R=-1 .....	56
<b>Figura 4.24.</b> Fratura em provete tratado por USP, 4mm, R0, variação de carga 100MPa .	58
<b>Figura 4.25.</b> Pormenor da zona de micronucleação da figura 4.17 .....	58
<b>Figura 4.26.</b> Pormenor A referido na figura 4.18 .....	59
<b>Figura 4.27.</b> Provete tratado por USP, variação de carga 200 MPa .....	59
<b>Figura 4.28.</b> Provete tratado por USP, variação de tensão 150 MPa.....	60
<b>Figura 4.29.</b> Provete tratado por MSP1, variação de tensão 170 MPa.....	60
<b>Figura 4.30.</b> Provete tratado por MSP1, variação de tensão de 230 MPa .....	61
<b>Figura 4.31.</b> Composição de uma partícula analisada .....	62
<b>Figura 4.32.</b> Sobreposição das tensões residuais USP e superfície de fratura (50x).....	62
<b>Figura 4.33.</b> Sobreposição das tensões residuais USP e superfície de fratura (250x).....	62

## ÍNDICE DE TABELAS

<b>Tabela 2.1.</b> Composições das Ligas AA7475 e AA7975[9].....	5
<b>Tabela 2.2.</b> Propriedades mecânicas da liga AA 7475-T7351.....	6
<b>Tabela 2.3.</b> Propriedades mecânicas de outras ligas de alumínio[11] .....	6
<b>Tabela 2.4.</b> Intensidades de Almen.....	17
<b>Tabela 2.5.</b> Parâmetros dos ensaios realizados por Lundberg et al [39].....	18
<b>Tabela 3.1.</b> Parâmetros utilizados para o tratamento dos provetes por Microshot Peening24	
<b>Tabela 3.2.</b> Parâmetros utilizados para o tratamento dos provetes por Ultrasonic Peening25	
<b>Tabela 4.1.</b> Valores obtidos para as microdurezas segundo as superfícies .....	38
<b>Tabela 4.2.</b> Valores obtidos para as microdurezas segundo as linhas médias.....	40
<b>Tabela 4.3.</b> Valores relativos às rugosidades produzidas pelos diversos tratamentos.....	42
<b>Tabela 4.4.</b> Resultados das Tensões Residuais.....	43
<b>Tabela 4.5.</b> Cálculo da média do valor das tensões residuais causadas à superfície por cada tratamento .....	45
<b>Tabela 4.6.</b> Resultados dos ensaios de fadiga.....	49
<b>Tabela 4.7.</b> Comparação do comportamento do material tratado por UP com o Material Base, 4mm .....	51
<b>Tabela 4.8.</b> Comparação do comportamento do material tratado por UP com o Material Base, 8mm .....	52
<b>Tabela 4.9.</b> Comparação dos tratamentos superficiais para 8mm e R=-1 .....	52

## SIMBOLOGIA E SIGLAS

### Simbologia

B - Espessura

b – Expoente de resistência à fadiga

c – Expoente de ductilidade à fadiga

D – largura máxima

d – Largura mínima

E – Módulo de Elasticidade

$H_v$  – Dureza Vickers

$k'$  – Coeficiente de resistência cíclico

$K_{Ic}$  – Tenacidade à fractura

$k_t$  – Coeficiente concentração de tensões estático

$n'$  – Expoente de encruamento cíclico

$N_i$  – Número de ciclos até à iniciação

$N_r$  – Número de ciclos até à rotura

P – Carga

$P_a$  – Carga alternada

$P_m$  – Carga média

R – Razão de tensão

$R_a$  – Rugosidade média

$R_z$  – Rugosidade máxima do perfil

$S_a$  – Tensão nominal alternada

$S_m$  – Tensão nominal média

$S_{máx}$  – Tensão nominal máxima

$S_{nom}$  – Tensão nominal

t – espessura

$\varepsilon$  – Deformação

$\varepsilon'_f$  – Coeficiente de ductilidade à fadiga

$\varepsilon_{\text{máx}}$  – Deformação máxima

$\sigma'_f$  – Coeficiente de resistência à fadiga

$\sigma_m$  – Tensão média

$\sigma_{\text{máx}}$  – Tensão local máxima

## **Siglas**

Alcoa – Aluminium Company of America

ASTM – American Society for Testing and Materials

FSW – Friction Stir Welding

MSP – Microshot peening

TIG – Tungsten Inert Gas

UIT – Ultrasonic Impact Treatment

USP – Ultrasonic Peening

# 1. INTRODUÇÃO

## 1.1. Motivação da Dissertação

A motivação deste trabalho parte da necessidade de melhoria contínua do mundo tecnológico em que vivemos.

O alumínio é uma das ligas não ferrosas mais usadas em todo o mundo. Alia a sua leveza às boas propriedades mecânicas. É utilizada largamente em vários tipos de indústrias, a destacar a aeronáutica, automóvel, elétrica e química.

Assim, é proposto estudar dois tipos de tratamentos superficiais com relevância atual: o Ultrasonic Peening e o Microshot Peening. Ambos os processos se baseiam no embate de esferas contra o material a tratar, com o propósito de se induzirem tensões residuais compressivas, de forma a aumentar a sua resistência à fadiga.

Este trabalho reúne vários tipos de ensaios e análises experimentais (ensaios de fadiga, medição de microdurezas, rugosidades, tensões residuais, observação de microestruturas e superfície de fratura) de forma a determinar a eventual melhoria dos tratamentos superficiais propostos.

A acrescentar a isto, é feita também uma abordagem teórica da problemática em questão: prevê-se, tendo em conta as tensões residuais medidas por Difração de Raios-X que afetam a tensão média aplicada, o comportamento à fadiga dos provetes tratados superficialmente. Foi desenvolvido uma sequência de cálculo em Excel para o efeito.

## 1.2. Organização da Dissertação

Esta dissertação está organizada por 5 capítulos e 1 anexo:

No primeiro capítulo é feita uma breve referência ao contexto do trabalho e para a sua importância na atualidade.

No segundo capítulo, dedicado à Revisão Bibliográfica, são abordados sucintamente diversos assuntos: enquadramento histórico do alumínio, propriedades, classificação das várias liga e têmperas e enquadramento científico da liga em estudo. Posteriormente, são explicados outros assuntos relevantes que ajudarão a compreender todo o trabalho posterior:

conceitos fundamentais de fadiga e os principais fatores que mais a influenciam. Depois, de forma muito gráfica, os tratamentos superficiais em estudo (e outros), o seu modo de aplicação e características são brevemente explicados.

No terceiro capítulo, os procedimentos experimentais são explicados recorrendo a fotografias e esquemas muito elucidativos da forma como se procedeu em cada um deles.

No quarto capítulo são apresentados, sob a forma de gráficos e tabelas, os resultados principais dos vários ensaios e análises. São tiradas algumas ilações dos resultados apresentados.

No quinto capítulo são apresentadas as principais conclusões a reter do trabalho efetuado, assim como as propostas para trabalhos futuros.

O Anexo A aglomera a abordagem teórica do Método de Glinka, e toda a explicação da obtenção das previsões à fadiga.

## 2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

### 2.1. Material Base de Estudo: Alumínio

#### 2.1.1. Enquadramento Histórico

O alumínio é o décimo terceiro elemento da tabela periódica, representado por Al, e tem uma massa atômica de 26,982 g/mol. Apresenta-se à temperatura ambiente no estado sólido. É o terceiro principal constituinte da crosta terrestre, perfazendo cerca de 8% da sua composição, só atrás do Oxigênio e do Silício. Aparece frequentemente associado ao Oxigênio dada a grande afinidade entre estes elementos, de onde resulta a Alumina,  $Al_2O_3$ . O Alumínio aparece geralmente sob a forma de silicatos, mas a único minério utilizado é a bauxite (45 a 60% de Alumina).

O alumínio é conhecido desde o início do século XIX, e era considerado um metal precioso devido à dificuldade da redução do seu óxido. Mas em 1825, o químico dinamarquês Hans Christian Ørsted isolou pela primeira vez o elemento. Só mais tarde, em 1886, o francês Héroult e o americano Hall (separadamente) descobriram o método de eletrólise do óxido de Alumínio, Processo Hall-Héroult, que veio tornar (juntamente com o Processo Bayer descoberto um ano mais tarde) este elemento muito mais barato. Atualmente, o Alumínio é o principal e o mais utilizado metal não ferroso industrial no mundo.

#### 2.1.2. Propriedades Gerais do Alumínio

As ligas de Alumínio possuem uma valiosa combinação de propriedades que fazem delas umas das mais versáteis ligas utilizadas em diversos campos, tais como a engenharia, arquitetura, equipamentos domésticos e industriais, e transportes aeronáuticos e aeroespaciais.

De forma geral, pode-se caracterizar as ligas de Alumínio do seguinte modo: baixa densidade ( $2,7 \text{ g/cm}^3$ ), boa resistência mecânica – o que faz que tenham um elevado índice resistência/peso –, boa resistência à corrosão (devido à formação de um filme protetor de Alumina pelo contato com o ar), não tóxico (o que permite a sua utilização em implantes no ser humano), boa condutibilidade elétrica (cerca de 65% da do Cobre), grande

maquinabilidade, relativo baixo ponto de fusão (cerca de 660°C), elevada economicidade da sua reciclagem e relativo baixo custo.[1][2]

### **2.1.3. Classificação das Várias Ligas e Tratamentos**

As ligas de Alumínio são primeiramente divididas em dois grandes grupos, as de trabalhos mecânico, aqui tratadas, e as de fundição.

Uma liga de Alumínio pode ser obtida pela combinação precisa de diferentes quantidades de elementos de liga de forma a que se obtenha uma característica final de desempenho pretendida, e são classificadas em séries de acordo com o elemento de liga em maior quantidade. O código utilizado possui 4 algarismos sendo que o primeiro identifica o elemento de liga principal, o segundo as modificações da liga original ou liga limites de impurezas e o dois últimos identificam a liga ou indicam o seu grau de pureza.[3][4]

A referência ao tratamento faz-se pela justaposição de um hífen imediatamente a seguir à série da liga, seguida de uma letra, e um ou vários números. Resumidamente, é possível esquematizar o descrito na Figura 2.1

As ligas 2000, 6000 e 7000 são tratáveis termicamente, concretamente são endurecidas por precipitação, ou seja promove-se a formação de uma dispersão de precipitados na matriz do metal deformável, por forma a que estes bloqueiem as deslocações da matriz, o que faz aumentar a resistência da liga tratada.

Em contraposição, as ligas da série 1000, 3000 e 5000 não podem ser tratadas termicamente, e apenas podem ser endurecidas por deformação a frio.





Figura 2.1. Esquematização simplificada da classificação das ligas e tratamentos das ligas de alumínio

#### 2.1.4. Liga AA 7475-T7351

A liga aqui em estudo é a AA7475-T7251. Esta é uma liga utilizada sob a forma de placas e chapas em componentes aeronáuticos, onde a alta tenacidade à fratura é um dos requisitos fundamentais do projeto. Alia ainda alta resistência mecânica e resistência na propagação de fenda à fadiga, quer no ar ou em ambientes agressivos, devido à sua alta resistência à corrosão[5][6][7].

Trata-se de uma liga que foi cuidadosamente concebida a partir de uma outra amplamente utilizada, AA7075, em que se reduziram significativamente as percentagens de ferro e silício e, para além disso, alterou-se ainda as condições do tratamento térmico[8]. Isto permitiu tornar mais fino quer o tamanho de grão quer o tamanho dos precipitados (ponto preferencial da iniciação de fenda), dispersando estes últimos mais uniformemente na estrutura metálica. As composições destas duas ligas podem ser comparadas na tabela 2.1.

Tabela 2.1. Composições das Ligas AA7475 e AA7975[9]

	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Outros (total)	Al
7475	0,1	0,12	1,2-1,9	0,06	1,9-2,6	0,18-0,25	5,2 – 6,2	0,06	0,15	Restante
7075	0,4	0,5	1,2-2	0,3	2,1-2,9	0,18-0,28	5,1-6,1	0,20	0,15	Restante

O tratamento da liga AA7475, T7351, consiste, basicamente, num aquecimento até aos 470°C, processo denominado por solubilização para obtenção de uma fase única, e posterior arrefecimento rápido, ou têmpera, em água (de forma a reduzir a cristalinidade e aumentar a dureza), com uma extensão controlada de 1,5 a 3%, seguido de um envelhecimento artificial em duas fases: o primeiro a uma temperatura de 121°C por 25 horas, e o segundo a 163°C num período de 24 a 30 horas. As temperaturas de envelhecimento, devidamente conjugadas com o tempo, são escolhidas de modo a produzir um tamanho de precipitado adequado, que influenciará, por sua vez, a resistência e a dureza da liga[5][10].

As propriedades da liga 7475-T7351 podem ser resumidas na seguinte tabela 2.2:

**Tabela 2.2.** Propriedades mecânicas da liga AA 7475-T7351

Espessura [mm]	Tensão de Rotura [MPa]	Tensão de Limite Elástico [MPa]	Elongação [%]	K <sub>1C</sub> [MPa√m] Direção LT	K <sub>1C</sub> [MPa√m] Direção TL
25,43-38,10	490	414	9	55	45
50,83-63,50	476	393	8		
76,25-88,90	448	365	8		

A título comparativo, na tabela 2.3 estão também registadas as propriedades para a mesma composição de liga com outro tratamento térmico, T651, e ainda para a liga 7075-T7351 (com o mesmo tratamento da liga em estudo nesta dissertação):

**Tabela 2.3.** Propriedades mecânicas de outras ligas de alumínio[11]

Liga	Espessura [mm]	Tensão de Rotura [MPa]	Tensão de Limite Elástico [MPa]	Elongação [%]	K <sub>1C</sub> [MPa√m] Direção LT	K <sub>1C</sub> [MPa√m] Direção TL
7475-T651	25,425-38,10	538	469	9	46	41
7075-T7351	6,35-101,06	476-421	393-331	7-6	32	28,6

É possível notar as relevantes melhorias de propriedades introduzidas pela já referida alteração da composição da liga 7075 para a liga 7475, com o mesmo tratamento. Depreende-se também que a liga 7475-T651 tem, para a mesma ordem de espessura, a maior tensão de rutura e limite de elasticidade, no entanto possui valores inferiores de K<sub>1c</sub>. Efetivamente, o parâmetro K<sub>1c</sub>, também designado por tenacidade à fratura, é muito

importante em projeto e representa o valor crítico do fator de intensidade de tensão que provoca a fratura do material para um determinado comprimento de fenda existente.

Verma et al[5] testaram o comportamento à fadiga em provetes de secção circular onde a tensão máxima era atingida numa secção de 4 milímetros de diâmetro, onde foram previamente polidos a diamante até um acabamento de 1 $\mu$ m. Utilizou-se uma razão de tensões R=-1, e sobrepuseram o resultado obtido com outras curvas S-N de outras ligas.

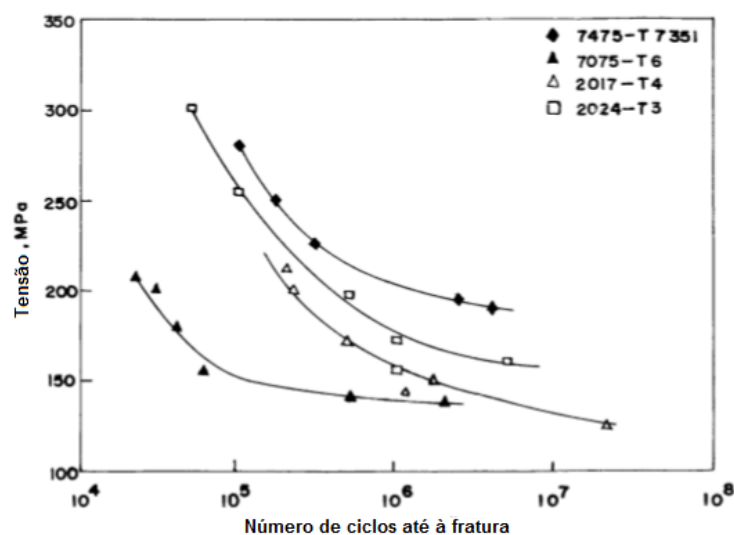


Figura 2.2. Curvas S-N para diferentes ligas de alumínio

Da figura 2.2 podemos concluir que, para regiões de vidas curtas, as ligas 2024-T3 e 7475-T7351 possuem desempenhos aproximados e, para vidas longas, a liga 7475-T7351 possui o melhor comportamento de todas as ligas exibidas. Tal pode ser explicado pelo retardamento da iniciação de fenda devido à baixa concentração, pequeno tamanho e distribuição uniforme dos precipitados pela matriz metálica[6].

Por este raciocínio, pode-se concluir que, em geral, a liga escolhida para este trabalho é a que apresenta, em comparação com outras ligas de alumínio comerciais, melhor índices de tenacidade à fratura, alta tensão limite de elasticidade e razoável ductilidade, e é, portanto, uma liga com comportamento à fadiga superior a outras ligas[5,6,9].

## 2.2. Fadiga

### 2.2.1. Definições Gerais

Entende-se por fadiga o processo progressivo e localizado de degradação de um material quando sujeito a cargas dinâmicas ou repetidas que pode causar, num ou vários

pontos, a nucleação da fissura, crescimento microscópico das fissuras, propagação das fissuras e culminar na fratura completa, após o número suficiente de variações de cargas ou ciclos. Estima-se que 80% das ruturas em máquinas ou peças submetidas a esforços mecânicos são devidas à fratura por fadiga[4][12].

O crescimento de uma fenda microscópica (“*small crack growth*”) a partir de defeitos iniciais do material até cerca de 1 mm de comprimento ocupa frequentemente mais de 80% da vida total de fadiga. Assim, para muitos componentes estruturais de engenharia a sua vida à fadiga é dominada pela fase de propagação de fenda microscópica[13].

## **2.2.2. Fatores com Grande Influência na Fadiga**

### **2.2.2.1. Concentrações de Tensões**

A resistência à fadiga é fortemente afetada pela presença de concentrações de tensões que podem ser criadas por entalhes, furos ou cordões de soldadura. Quanto maior o valor do fator de concentração de tensões, menor a resistência à fadiga de um componente. Pode-se, portanto, diminuir a ruína por fadiga fazendo um projeto cuidadoso de modo a evitar zonas com grandes concentrações de tensões.

### **2.2.2.2. Dureza**

O aumento da dureza superficial aumenta a resistência da vida à fadiga. Este aumento de dureza pode ser obtido por processos termoquímicos como a cementação ou nitruração, ou por processos de deformação plástica a frio, como por exemplo, o “*Microshot Peening*”.

### **2.2.2.3. Acabamento Superficial**

Quanto maior for a rugosidade superficial de um material menor a sua resistência à fadiga. Superfícies rugosas podem originar pontos de concentrações locais de tensões que aumentam a tensão efetiva, e por conseguinte pode originar a formação de fendas.

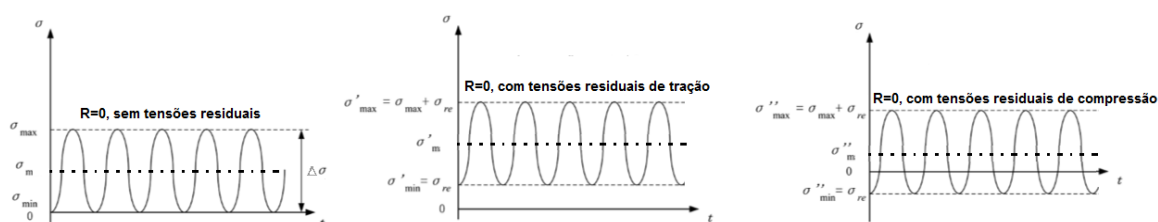
### **2.2.2.4. Tensões Residuais**

As tensões residuais são pressões internas existentes num corpo quando não está sujeito a quaisquer constrangimentos, quer de fronteira ou de forças externas. Estas tensões são de índole elástica e são criadas por reação a deformações plásticas originadas à superfície ou internamente, mudanças de fase do material ou deformações de origem térmica[14].

As tensões residuais são de 3 tipos, que podem ser designadas por: Tensões Macro Residuais (são as tensões distribuídas por uma área maior que a do tamanho de grão e

geralmente são as mais relevantes), Tensões Micro Residuais (são criadas pelas microestruturas dos materiais, e são resultantes das interações elástico-plásticas dos grãos e fases; são da ordem do tamanho de grão) e, por último, as Tensões Submicro Residuais (que são da ordem atômica).

Os processos de fabricação e soldadura produzem tipicamente tensões residuais de tração ou positivas, que são prejudiciais ao comportamento do material, pela diminuição da sua vida à fadiga (em contraposição com as tensões compressivas ou negativas que são benéficas) [15]. De facto, este valor pode ser somado ou subtraído à tensão média aplicada de ensaio ou de serviço no material que resultará a tensão média real aplicada (figura 2.3).



**Figura 2.3.** Esquemática do ciclo de carregamento antes e depois da imposição de tensões residuais

Kudryavtsev et al [16] demonstraram experimentalmente que quanto maior o valor das tensões residuais de compressão criadas na superfície do material maior será a sua vida à fadiga. Assim, é necessário criar e desenvolver processos que consigam introduzir tensões residuais compressivas à superfície de forma a prolongar a vida do material.

## 2.3. Técnicas de Melhoria à Fadiga Estudadas

### 2.3.1. Ultrasonic Peening

O tratamento mecânico superficial com recurso a ultrassons começou a ser desenvolvido por volta das décadas 40 e 50 do século XX, e surgiu a partir de uma outra técnica já conhecida, o *Hammer Peening*. Ao longo do desenvolvimento do *Ultrasonic Peening*, este processo conheceu várias denominações tais como: *Ultrasonic Treatment* (UT), *Ultrasonic Impact Technique/Technology/Treatment* (UIT) e *Ultrasonic Impact Peening* (UIP).

#### 2.3.1.1. Ultrasonic Impact Technology (UIT)

Durante a segunda metade do século XX, este método foi sendo melhorado progressivamente, maioritariamente pelas comunidades científicas russas e ucranianas, e atualmente é uma técnica comercializada pela empresa Applied Ultrasonics. É uma técnica amplamente conhecida que se destaca de outras técnicas de deformação superficial, por ser rentável economicamente, e permite o ajuste dos parâmetros de funcionamento; é simples e segura.

O técnica *Ultrasonic Impact Technology* concilia oscilação ultrassônica e impactos de alta frequência de *strickers* ou batentes na peça ou cordão de soldadura a ser tratado, e estes impactos provocam a deformação plástica das camadas superficiais do material. Desta forma, pretende-se a relaxação das tensões residuais de tração e a introdução de tensões de compressão, a diminuição da concentração de tensões dos cordões de soldadura, e a melhoria das propriedades mecânicas do material, o que leva, em suma, à melhoria do comportamento da vida à fadiga e resistência à corrosão[17,18,19].

O equipamento usado por esta técnica pode ser visualizado na figura 2.4:



**Figura 2.4.** Equipamento utilizado na técnica do Ultrasonic Impact Technology, Esonix®UIT [20]

Os modernos equipamentos são constituídos basicamente por: um computador portátil, um gerador e uma ferramenta de mão. No computador portátil está instalado um programa informático que permite monitorizar a qualidade do processo UIT, monitorizar os parâmetros ótimos de funcionamento (máximo efeito, com o mínimo de trabalho e energia dispendida) e calcular a influência da redistribuição das tensões residuais no comportamento da vida à fadiga do material. O gerador ultrassônico, com um consumo total de 250W, varia a frequência da corrente alternada de entrada (50-60 Hz) para a frequência de funcionamento (20-27 KHz). Daqui surge a explicação para o nome que esta técnica adota, já que esta funciona para frequências iguais ou superiores para a qual se faz a divisão entre som audível

pelo ser humano e ultrassons, 20 KHz. Por último, a ferramenta de mão, com um peso aproximado de 3 Kg, é constituída internamente por um transdutor piezoelétrico, que converte a energia eléctrica alternada em energia mecânica pelo efeito piezoelétrico. Na extremidade da ferramenta de mão estão acopladas as cabeças de trabalho, que por sua vez suportam os *strickers*, que têm liberdade axial de movimento, pois não estão ligados ao transdutor. O diâmetros destes *strickers* variam entre 3 e 5 mm, e uma cabeça pode conter mais que um *striker*, consoante a aplicação industrial em foco. A extremidade final do transdutor oscila com uma amplitude entre 20 a 40  $\mu\text{m}$  à já citada frequência de funcionamento e embate no *striker* em diferentes fases do ciclo de oscilação. O *striker*, por sua vez, oscila numa pequena amplitude de 0,01 a 0,1 mm, de forma aperiódica e a uma frequência inferior à do transdutor. Os embates dos *strickers* no material a tratar provocam-lhe deformação plástica e introduzem tensões residuais compressivas[20,21]. A figura 2.5 exhibe as diferentes possibilidades de cabeças de trabalho.



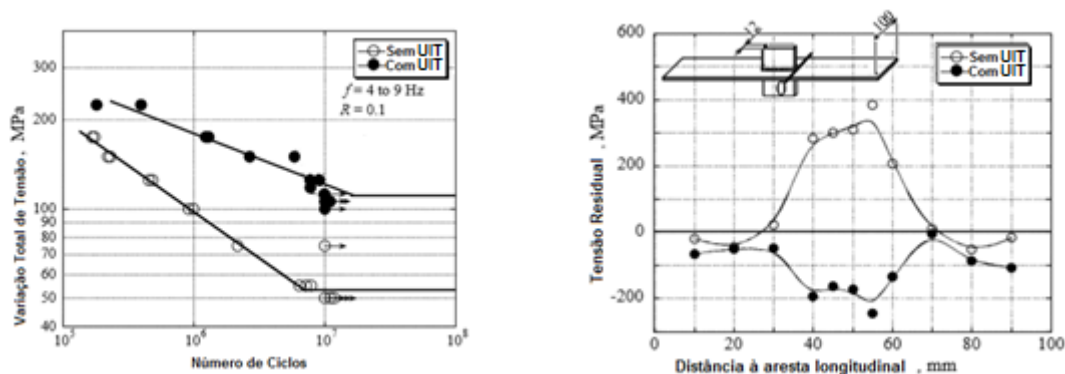
Figura 2.5. Cabeças de trabalho utilizadas pelo UIT [16]

O UIT é aplicável a uma grande quantidade de materiais tais como aço ao carbono de média resistência, aço de alta resistência, aço com elevado teor de carbono, ligas de titânio, ligas de alumínio e bronze. As superfícies tratadas podem também estar sujeitas a ambientes agressivos ou a temperaturas negativas[22].

Togasaki et al[23] testaram as melhorias introduzidas pelo UIT num cordão de soldadura *Web-Gusset* no aço SM570Q com tensão de ruptura de 608 MPa, tensão limite de elasticidade de 514 MPa e um alongamento de 34%. A sistema utilizado para o tratamento superficial foi um dispositivo da marca registada Applied Ultrasonic ESONIX®UIT. Os *strickers* têm um raio de curvatura de 3mm e a amplitude de funcionamento é de 30  $\mu\text{m}$ .

Primeiramente, os ensaios de fadiga decorreram a temperatura controlada, a uma frequência de ensaio entre 4 a 9 Hz e uma razão de tensões de 0,1. Os ensaios foram terminados para 10 milhões de ciclos. O objetivo consistiu em comparar duas séries de

provetes idênticas, uma não tratada por UIT e a outra tratada. As curvas S-N obtidas podem ser observadas na figura 2.6.



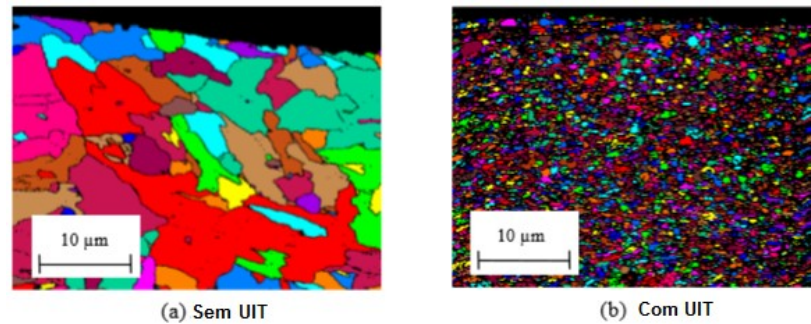
**Figura 2.6.** (esq.) Efeito do UIT na vida à fadiga

**Figura 2.7.** (dir.) Distribuição das tensões residuais antes e após a aplicação do UIT no pé do cordão de soldadura

Como se pode constatar, o comportamento da vida à fadiga do cordão de soldadura melhorou muito significativamente com a aplicação do UIT, e, concretamente, a tensão limite de fadiga aumentou de 53 MPa nos provetes sem tratamento para 111 MPa nos provetes com tratamento. As tensões residuais foram também analisadas usando o método de difração Raios-X. OS autores compararam as tensões residuais antes e após a aplicação do tratamento no zona do pé do cordão de soldadura (figura 2.7):

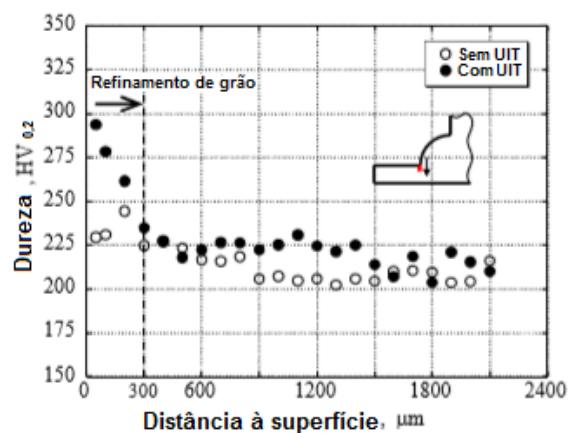
É possível concluir pela figura 2.7 que as tensões residuais são superiores a 300 MPa antes do tratamento na zona do cordão de soldadura, e que após a aplicação do UIT essas tensões passaram a -200 MPa, representando uma diminuição de aproximadamente 500 MPa. Os autores recorreram também à tecnologia de um microscópio laser 3-D de forma a determinar a geometria dos cordões antes e após o tratamento UIT e, posteriormente, o modelo obtido foi sujeito a um ensaio de tração realizado por elementos finitos, para se determinar a alteração do fator de concentração de tensões  $K_t$ . Concluíram que o fator de concentração de tensões após a aplicação do UIT diminuiu cerca de 40% em relação ao original. Os autores estudaram ainda o tamanho de grão desde a superfície de embate do tratamento até à profundidade de 25  $\mu\text{m}$  dos provetes com UIT e sem UIT (figura 2.8). Foi utilizada a tecnologia de difração de elétrons e concluiu-se que existe um refinamento de grão após a aplicação de UIT.





**Figura 2.8.** Tamanho de grão das amostras. A) sem UIT, B) com UIT

Por último, foram também analisadas as durezas em função da distância à superfície. Foi utilizado um nanoindentador com a aplicação de uma carga máxima de 2000 mN, que corresponde ao ensaio de durezas  $Hv_{0.2}$ . Os resultados obtidos estão exibidos na figura 2.9.



**Figura 2.9.** Distribuição das durezas Vickers

Conclui-se que a dureza à superfície aumentou cerca de 30% com a aplicação do UIT, precisamente na zona de grão refinado, e que as durezas voltam a ter valores comuns quando deixa de haver refinamento de grão.

Statnikov et al [24] compararam este e outros tratamentos de deformação plástica. As curvas S-N foram obtidas pelos ensaios de fadiga (flexão por 4 pontos, usando a máquina *hydro-pulsator CDM-10*,  $R=0,1$ ; 7 Hz, temperatura de ensaio a variar entre 20 e 28°C) realizados no aço Weldox 420. Os tratamentos foram aplicados na mesma configuração de cordão de soldadura. Os resultados obtidos estão exibidos na figura 2.10.

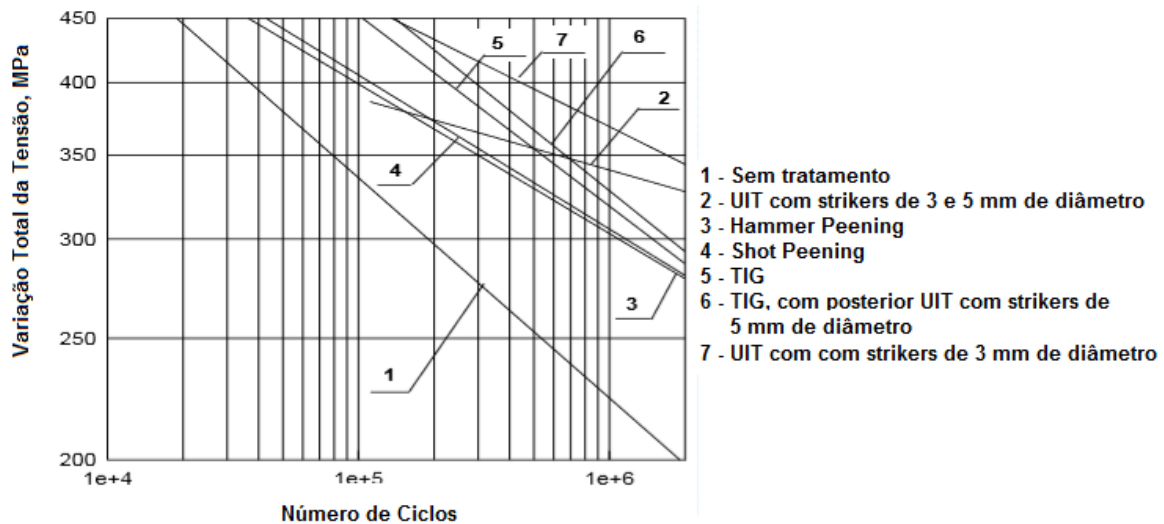
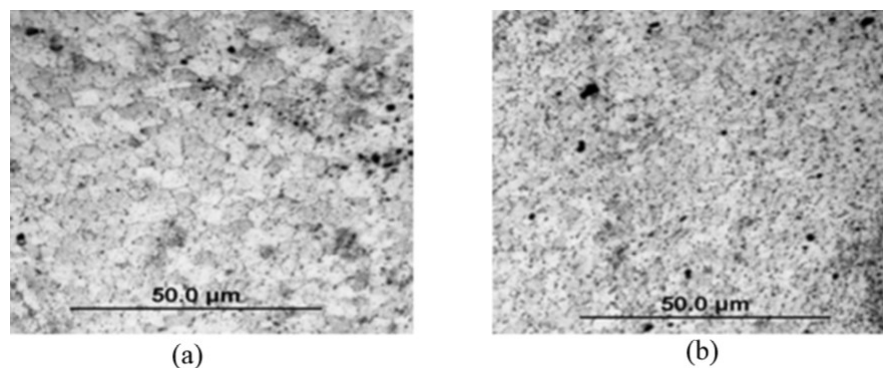


Figura 2.10. Curvas S-N para diferentes tratamentos superficiais

É possível concluir que todos os tratamentos utilizados melhoram o comportamento da vida à fadiga dos cordões de soldadura. No entanto, naturalmente, alguns exibem melhores e outros piores resultados. Constata-se, portanto, que o *Hammer Peening* e o *Shot Peening* introduzem a mesma melhoria. Em seguida, com aproximadamente o mesmo declive da reta de regressão estão os resultados de TIG. Nota-se que o tratamento posterior com UIT consegue ainda melhorar ligeiramente os resultados. Por último, quanto ao processo UIT, é possível constatar uma possível otimização dos parâmetros, já que os resultados obtidos pelo processo quando utilizados *strikers* de 3 milímetros de diâmetro são superiores aos resultados quando utilizados *strikers* 3 e 5 milímetros. Ou seja, daqui se retira que a diminuição do diâmetro dos *strikers* leva ao aumento da eficácia do UIT.

Yang et al [25] estudaram a influência do UIT numa junta soldada *Friction Stir Welding* na liga de alumínio 7075-T651. O gerador UIT funcionou a uma frequência de 19,8 kHz e os *strikers* tinham uma amplitude de funcionamento de 30  $\mu\text{m}$ , que trabalhavam a uma velocidade de 1,5-2m/min. A razão de tensões utilizada nos ensaios de fadiga foi de  $R=0,5$ . Estes autores concluíram que o UIT consegue aumentar a tensão limite de fadiga em cerca de 52%. Através de análise SEM da superfície de fratura, foram identificadas zonas de deformação plástica da superfície até uma profundidade cerca de 300  $\mu\text{m}$ , sendo abaixo deste valor, nas subcamadas superficiais, o local de iniciação de fenda. Por outro modo, através da análise metalográfica, foi constatado que os grãos à superfície estavam deformados e refinados (figura 2.11), efeito este que se deixa de sentir até à profundidade de também 300  $\mu\text{m}$ . A microdureza à superfície também sofreu um aumento significativo. Para a determinação das tensões residuais, foi utilizado o método de difração Raios-X, e concluiu-

se a tensão residual à superfície é de -100 Mpa, e atinge o máximo de -217,3 Mpa para uma profundidade de 300  $\mu\text{m}$ . A mudança de tensão de compressão para tração dá-se aos 700  $\mu\text{m}$ .



**Figura 2.11.** Microestrutura observada para a liga 7075-T651 antes (a) e após (b) do Ultrasonic Peening

Outros autores [26,27] concluíram também relevantes melhorias à fadiga pela utilização da técnica UIT. Para além disso, foi também concluído que o processo pode ser utilizado nas estruturas ou em uniões soldadas, onde a fratura por fadiga tem maior probabilidade de ocorrência, e já se registre dano acumulado. O processo consegue fechar fendas microscópicas já iniciadas e prolongar a vida à fadiga do elemento estrutural [28,29,30].

Fecho de fenda, com aumento de dureza, aumento de vida à fadiga e aumento da resistência à corrosão foi também observado no aço inoxidável 304 (X5CrNi18-1)[15]. Refinamento de grão foi também observado na zona de aplicação do UIT no aço Q345[31].

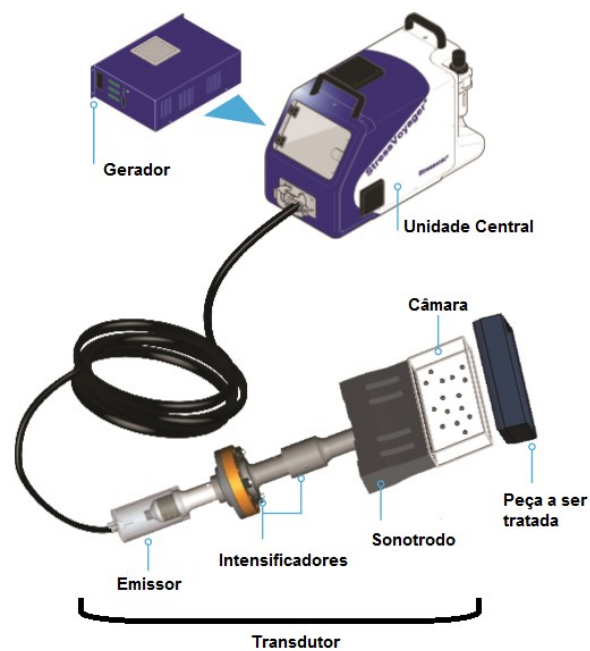
### 2.3.1.2. Variante Ultrasonic Peening (USP)

O “*Ultrasonic Peening*” é uma técnica de tratamento superficial realizada a frio, desenvolvida pela empresa SONATS (Stressonic® technology), que melhora a resistência mecânica, a vida à fadiga e a resistência à corrosão. Tem grande aplicabilidade industrial, como em compressores, engrenagens e reservatórios. Tal como o nome da técnica sugere, o processo pode ser entendido como uma junção do “*Ultrasonic Impact Technology*” com o “*Shot Peening*” ou “*Microshot Peening*”.

A indução de deformação plástica, e conseqüente introdução de tensões residuais, também é conseguida por meio do embate de esferas (de 1 a 2mm de diâmetro) como no *Shot Peening*, mas, enquanto que, no *Shot Peening*, as esferas são aceleradas por um fluxo de ar a uma dada pressão, no *Ultrasonic Peening* ou USP as esferas são aceleradas por uma

superfície em vibração, a uma frequência similar à do *Ultrasonic Impact Technology*. Basicamente, a unidade central onde está contido o gerador produz um sinal elétrico com uma frequência ultrassônica. O emissor converte o sinal elétrico em deslocamento mecânico, e o intensificador e o sonotrodo amplificam-no. A amplitude e frequência do sonotrodo imprimem às esferas de aço um deslocamento aleatório em todo o volume da câmara e na peça a ser tratada (a câmara é portanto aberta), o que lhe confere um tratamento superficial uniforme com baixa rugosidade (menor que nos processos convencionais de *Shot Peening*). O equipamento está representado na figura 2.12.

As câmaras podem ser desenhadas especificamente para cada tipo de componentes a tratar. O processo é controlado na íntegra por um computador e pode ser ainda automatizado. Este tratamento dispensa a utilização de ar comprimido, reduz o tempo de ciclo, o número de esferas e energia total consumida [32].



**Figura 2.12.** Esquemática do processo Ultrasonic Peening (USP) [32]

Sanada et al [33] constataram, mediante a otimização de determinados parâmetros, a melhoria da vida à fadiga dos provetes numa liga de magnésio AZ61 tratados por USP. As melhorias mais significativas foram notadas quando utilizadas esferas de 1 e 2 mm de diâmetros e cobertura de 300%. Por outro lado, Xing et al [34] verificaram a existência de tensões residuais compressivas num aço macio com um valor máximo à superfície de -309 MPa, com decréscimo gradual das tensões compressivas até à profundidade de 250  $\mu\text{m}$ , onde as tensões residuais passam a ter valores positivos.

### 2.3.2. Microshot Peening (MSP)

A técnica “*Microshot Peening*” consiste na projeção de esferas de aço, vidro ou cerâmica contra a superfície do material a tratar com o objetivo de lhe criar deformação plástica e, conseqüentemente, introduzir tensões residuais. O embate das esferas no material produz indentações (algum nível de rugosidade) na superfície do material, e, abaixo desta, são criadas tensões de compressão. Este processo é fácil de executar, seguro e repetível, para além de que pode ser automatizado pela utilização de uma máquina CNC[35]. O diâmetro das esferas pode variar entre 0,03 e 0,5 mm de diâmetro[36]. A profundidade das tensões residuais está dependente da intensidade do processo, da dureza relativa do material das esferas e do material a tratar, e do diâmetro das próprias esferas.

Assim, os principais parâmetros do funcionamento são: dureza e tamanho das esferas, intensidade do processo, tempo de exposição, cobertura<sup>1</sup>, pressão do ar, ângulo de impacto e características do bocal[37].

Almen propôs 3 intensidades para avaliação do “*Shot Peening*” (tabela 2.4). O conceito é baseado na capacidade que uma técnica possuiu em conseguir flectir e deformar uma placa de aço. Existem, portanto, 3 espessuras diferentes para uma mesma placa de aço com iguais dimensões, dureza, acabamento, etc. Naturalmente, para causar a mesma flexão em placas com diferentes espessuras os processos deverão possuir diferentes intensidades.

**Tabela 2.4.** Intensidades de Almen

Tipo de Placa	Espessura (mm)	Intensidade Relativa
Tipo N	0,07850±0,013	Baixa
Tipo A	1,295±0,013	Média
Tipo C	2,385±0,025	Alta

Para além disto, o *Shot Peening* antes de poder ser aplicado corretamente deve ser calibrado de forma a criar os efeitos pretendidos. Assim, existe um tempo de saturação  $t_1$  de aplicação do *Shot Peening* para o qual a altura do arco de deformação já pouco se altera. Este tempo  $t_1$  está bem determinado quando o dobro do tempo deste,  $t_2$ , não consegue aumentar mais de 10% a altura de deformação do arco em relação a  $t_1$ [38]. Este raciocínio está esquematizado na figura 2.13.

<sup>1</sup> Mensurada em percentagem: por exemplo, uma cobertura de 300% corresponde a 3 passagens, com o tempo suficiente para que cada uma obtenha o correspondente a 100% de cobertura.

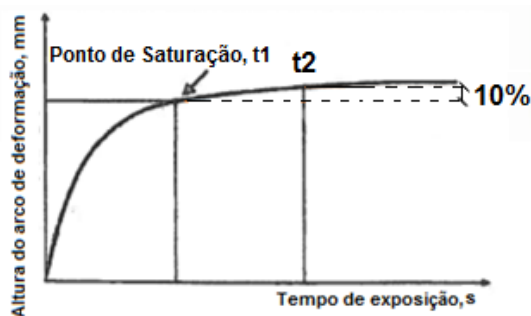


Figura 2.13. Curva de saturação para o Shot Peening

Todos os parâmetros referidos devem ser cuidadosamente selecionados para se obter o máximo de melhoria possível da resistência do material. Markovina et al [35] relataram também o possível efeito prejudicial do “*overpenning*”, isto é, coberturas superiores a 100%, quando os parâmetros de tratamento do material estão mal combinados.

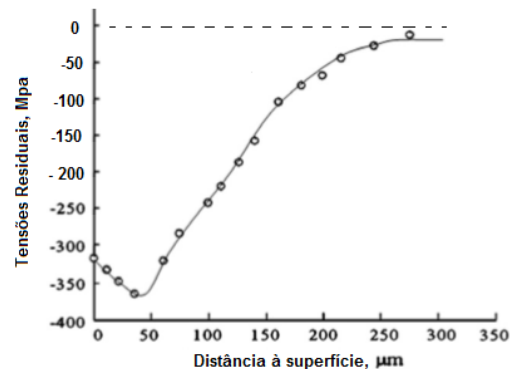
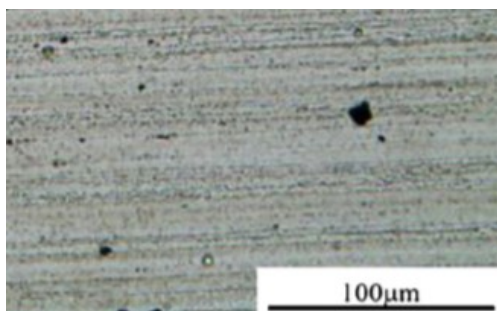
Lundberg et al [39] estudaram 12 diferentes combinações do processo de *Microshot Peening*, variando o diâmetro das esferas (S170, S330 e S550, todas com a mesma dureza Rockwell classe C de 56), para dois tipos de materiais a tratar (ambos ferros fundidos: ferro cinzento e ferro grafite compactado, o primeiro com piores propriedades mecânicas que o segundo), e para 2 intensidades diferentes (ajustando o tipo de alvo Almen conforme o aumento da massa das esferas). As combinações estudadas estão referidas na tabela 2.5.

Tabela 2.5. Parâmetros dos ensaios realizados por Lundberg et al [39]

Diâmetro das esferas (mm)		0,43 (S170)		0,84 (S330)		1,40 (S550)	
Intensidade de Almen	Baixa	0,17 mmA		0,30 mmA		0,17 mmC	
	Alta	0,37 mmA		0,16 mmC		0,29 mmC	
Cobertura (%)		100	300	100	300	100	300

Foi possível concluir, num estudo apenas direcionado para as tensões residuais, que: todas as possibilidades introduzem tensões residuais compressivas; as maiores tensões residuais foram atingidas quando usadas as esferas mais pequenas (S170), baixa intensidade (0,17 mmA) e 100% de cobertura; as tensões residuais mais baixas foram atingidas quando utilizadas as maiores esferas (S550), alta intensidade (0,29 mmC) e 300% de cobertura; para o mesmo tamanho de esfera e cobertura, quanto maior a intensidade do processo maior o valor e dimensão da zona das tensões residuais compressivas; para baixa intensidade, o aumento do tamanho das esferas aumenta mais significativamente a profundidade de penetração das tensões residuais do que o valor dessas na camada subsuperficial.

Gao e Wu [13] estudaram o efeito da aplicação do *Microshot Peening* precisamente na liga em estudo nesta dissertação, AA7475-T7351, num entalhe semicircular de raio 3,2 mm com espessura do provete de 5 mm. O tratamento foi produzido por uma máquina pneumática a uma intensidade de Almen 0,20 mm (tipo A), cobertura de 100% e uma pressão de ar de 0,25 MPa. As esferas utilizadas eram de aço S110. A microestrutura do material base pode ser observada na figura 2.14.



**Figura 2.14.** (esq.) Microestrutura observada por Gao e Wu para a liga 7475-T7351

**Figura 2.15.** (dir.) Tensões Residuais induzidas pelo Microshot Peening

As tensões residuais foram medidas por difração raios-X e sua evolução está esquematizada na figura 2.15. A tensão residual à superfície tem um valor de -308 MPa e a tensão compressiva máxima acontece à profundidade de 45  $\mu\text{m}$ . A partir desse ponto, o valor desce gradualmente até se tornar praticamente nulo para uma profundidade de 300  $\mu\text{m}$ .

## 2.4. Outras Técnicas

### 2.4.1. Laser Peening (LP)

No processo de “*Laser Peening*” o material a tratar pode ser (ou não) [40] revestido com uma camada ablativa (que tem por objetivo aumentar a absorção de um raio laser que é emitido contra a superfície) e está envolvido por uma camada transparente, geralmente água. Quando um pulso com duração de poucos nanosegundos incide no material, a energia resultante é de tal modo intensa que faz com que o material vaporize e se gere plasma. Este plasma, que está confinado pela camada transparente, não consegue expandir devido à inércia da camada, e exerce uma grande pressão, em alternativa, sobre o material. Se a pressão exercida pelo plasma for maior que a tensão limite de elasticidade do material, isto

resultará numa deformação plástica da microestrutura em profundidade. O processo está esquematizado na figura 2.16.

O LP pode ser utilizado em várias aplicações na indústria aeroespacial (cambotas, engrenagens), médica (implantes ortopédicos e ferramentas cirúrgicas)[41].

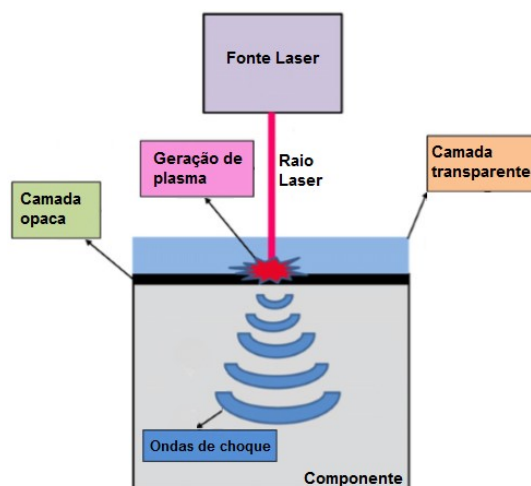


Figura 2.16. Esquemática do processo Laser Peening[41]

Sathyajith e Kalainathan [42] estudaram o efeito de um feixe de baixa energia, Nd:YAG de 300 mJ/pulso, para uma liga de Alumínio 6061-T6 e para duas densidades diferentes (22 e 32 pulsos/mm<sup>2</sup>). Verificaram que um Ra e um Rq, 1,9 e 3,2  $\mu\text{m}$ , respectivamente para a densidade máxima de pulsos; quanto maior a densidade de pulsos maior a rugosidade obtida. Verificaram também que o aumento do número de pulsos por mm<sup>2</sup> não aumenta o valor das tensões residuais induzidas (-216,5 MPa, valor máximo à superfície), devido ao efeito térmico prejudicial na superfície; embora a dureza aumente para maiores profundidades quanto maior for a densidade de pulsos do feixe (diferença máxima à superfície de 8 Hv; ensaio Hv0,05 por 10s).

Gao [43] comparou os efeitos produzidos pelos processos de “*Laser Peening*” e de “*Shot Peening (SP)*” quanto às tensões residuais compressivas introduzidas, rugosidade, vida à fadiga e superfície de fratura na liga de alumínio 7050-T7451, em provetes com forma circular. Utilizou o laser Nd:glass com uma intensidade de  $2 \times 10^9$  W/cm<sup>2</sup>, duração por pulso de 50ns, 50J/pulso à frequência de 0,54 Hz e intensidade de Almen de 0,08 mmC. Foram utilizados 4 tempos totais de aplicação do processo: 120s, 240, 360s e 480s. Gao constatou que as tensões residuais com maior valor e mais profundas são obtidas para os tempos de 240s e 360s, até à profundidade de 2mm, profundidade esta cerca de 10 vezes superior ao



registado no seu melhor ensaio de SP (Duplo “*Shot Peening*”: S110+GB150<sup>2</sup>). O valor das tensões residuais à superfície dos dois processos são praticamente semelhantes. Para um comprimento de 2mm de avaliação da rugosidade, os maiores valores obtidos para o processo “*Laser Peening*” foram para LP-360s com Ra e Rz igual a 1,24 e 5,92  $\mu\text{m}$ , respetivamente. Os menores valores de rugosidade do SP foram obtidos para baixas intensidades com a utilização de esferas de vidro. Todos os valores da rugosidade do SP são superiores aos obtidos pelo LP.

Os ensaios de fadiga foram do tipo flexão rotativa. A maior melhoria notada para o SP foi registada para o S110+GB150 com um fator de melhoria em relação aos provetes não tratados de 3,667. A maior melhoria notada para o LP registou-se para o tempo de 240s com um fator de 6,608 também em relação aos provetes não tratados. Os valores da rugosidade e das tensões residuais explicam os diferentes desempenhos à fadiga dos dois processos.

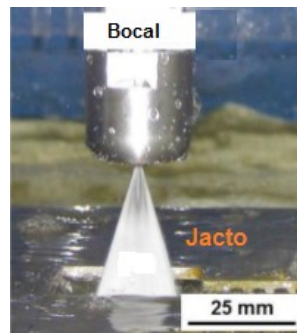
Por último, os autores observam que a fratura dos provetes tratados se dá na camada subsuperficial, abaixo da região de tensões compressivas introduzidas para os dois tratamentos superficiais, enquanto que, para os provetes não tratados, a fratura ocorre na superfície.

#### 2.4.2. Jet Peening

A técnica do “*Jet Peening*” consiste no impacto de um grande fluxo de gotas ou jacto de água (“*Water Jet Peening*”, WJP, figura 2.17) ou óleo (“*Oil Jet Peening*”, OJP) na superfície do material a tratar, de forma a causar-lhe deformação plástica e consequente introdução de tensões compressivas na superfície, tal como as técnicas já referidas. No caso do Water Jet Peening, se os parâmetros do tratamento não forem corretamente otimizados, pode haver erosão ou dano superficial, e com isso prejudicar a resistência à fadiga. Os parâmetros fundamentais do processo são: velocidade do embate do fluido de tratamento, distância do bocal, número de passagens e pressão do fluido.

---

<sup>2</sup> O Duplo *Shot Peening* é uma variante do *Shot Peening* em que se utilizam dois tipos de esferas para tratar o material. Neste caso, foi primeiro emitido o tipo S110 (aço; 0,28mm de diâmetro) e posteriormente a esfera de vidro GB150 (0,15mm de diâmetro). Muito resumidamente, o primeiro tipo de esferas é utilizado com uma grande intensidade para criar uma profunda camada superficial com tensões compressivas, e o segundo tipo de esferas é utilizado a uma intensidade mais baixa para aumentar também o valor ds tensões compressivas, mas principalmente para modificar a topografia da superfície, nomeadamente melhorar a rugosidade.



**Figura 2.17.** Esquematização do processo Water Jet Peening

Boud et al [44] estudaram os efeitos da alteração de parâmetros no WJP numa liga de alumínio 7475, na forma de chapa de 3 mm de espessura. Os autores variaram a velocidade de embate da água entre 3000mm/min e 5000mm/min, a distância ao bocal de 10 a 25 mm, o número de passagens de 1 a 4, e a pressão da água de 345 a 275 MPa. As rugosidades Ra que os diversos tratamentos impuseram à superfície variaram entre 5.5 e 6.5  $\mu\text{m}$ . O tratamento que mais se destacou em termos de tensões compressivas máximas impostas (-125 MPa) foi realizado com os parâmetros de máxima velocidade do fluido, menor distância do bocal ao material tratado, maior número de passagens e menor pressão. Este tratamento, com estas características específicas, teve também as menores taxas de material removido. Os ensaios de fadiga realizados não cobriram durações de vida demasiado amplas para que se pudesse afirmar com certeza que o WJP seja realmente benéfico na melhoria da vida à fadiga.

Os autores Grinspan e Gnanamoorthy reportam[45], por outro lado, as baixas magnitudes e baixas profundidades alcançadas pelas tensões residuais induzidas por WJP, assim como a erosão localizada causada no material a tratar (a já referida remoção de material). Desta feita, os autores referem que o aumento da viscosidade do fluido usado reduz a erosão provocada por este e favorece uma superfície mais lisa após o tratamento. Assim, os autores analisaram as tensões residuais e as alterações de dureza impostas a dois tipos de alumínio (AA 6063-T6 e o AA 6061-T4) usando o óleo anti-desgaste VG68 como fluido de tratamento. Os investigadores concluíram que o valor máximo das tensões residuais diminuiu com o aumento da distância do bocal ao material tratado e que as tensões eram tanto maiores quanto maior a tensão limite de elasticidade do material. A tensão compressiva máxima registada foi de -107,13 MPa à profundidade de 40  $\mu\text{m}$  para o AA 6063-T6. O aumento de dureza da superfície tratada, para os dois alumínios, aumentou entre 34 e 44% em relação ao material não tratado. Numa segunda parte do estudo [46], os autores concluem que a tensão limite elástico do material influencia a rugosidade que o tratamento consegue impor ao material. O AA 6061-T4, com menor tensão limite de elasticidade, registou um

valor de Ra de 6 e 7  $\mu\text{m}$ , caso o bocal estivesse à distância de 25 ou 40 mm respectivamente do material tratado, e um valor de Rz de 45 e 40  $\mu\text{m}$ , para as mesmas distâncias. O AA 6063-T6, com tensão limite de elasticidade superior, manteve sempre os valores da sua rugosidade praticamente inalterados. Para além disso, registaram-se cavidades devidas à erosão apenas na superfície do AA 6061-T4. Concluiu-se ainda que o diâmetro e profundidade das indentações e a rugosidade, aumentam com a distância do bocal ao material tratado.

### 3. PROCEDIMENTOS

#### 3.1. Processo de fabrico dos provetes

Os provetes, para os 3 tratamentos superficiais em estudo, foram fabricados com a geometria pré-estabelecida, representada na figura 3.1, de modo a que se pudesse comparar o desempenho à fadiga. De notar que só se encontra representado o provete com 8 mm de espessura, apesar de também ter sido ensaiado o provete de 4 mm de espessura.

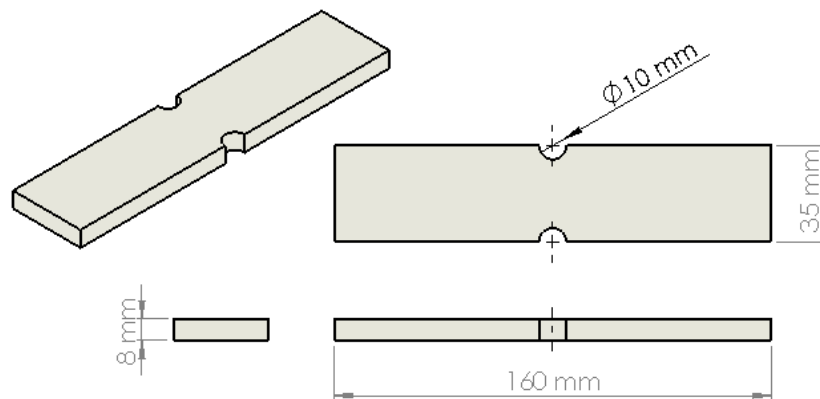


Figura 3.1. Geometria da forma base de um provete

Os parâmetros de tratamento utilizados pelos processos de “*Microshot Peening*” podem ser visualizados na tabela 3.1. Os tratamentos foram feitos em todas as superfícies dos provetes, excetuando os topos.

Tabela 3.1. Parâmetros utilizados para o tratamento dos provetes por Microshot Peening

Série	Designação da Esfera Utilizada	Diâmetro (mm)	Material da Esfera	Pressão do ar comprimido (bar)	Cobertura (%)	Intensidade de Almen A (mm)	Ângulo de Incidência
MSP1	S170	0,43	Aço	2,2	200	0.0074	90°
MSP2	S110	0,28	Aço	2,4	200	0.0077	90°

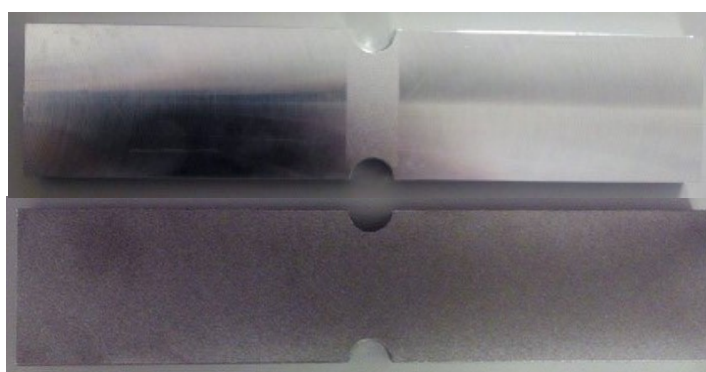
De acrescentar que, para estes dois processos, o tempo de saturação é de 15 segundos e o tempo de exposição foi de 30s.

Para os provetes tratados por “*Ultrasonic Peening*”, foi utilizado o processo tal como descrito em 2.3.1.2 (tabela 3.2). A aplicação do USP efetuou-se para uma faixa central de 12 mm que englobou as superfícies longitudinais e dos entalhes.

**Tabela 3.2.** Parâmetros utilizados para o tratamento dos provetes por Ultrasonic Peening

Série	Diâmetro (mm)	Material da Esfera	Ângulo de Incidência	Frequência de Excitação [kHz]
USP	2 a 1	Aço	Multidirecional	20

Os aspeto visual dos provetes pode ser observado na figura 3.2.



**Figura 3.2.** Proвете tratado por Ultrasonic Peening (cima) e Microshot Peening (baixo)

## 3.2. Componente Experimental

### 3.2.1. Análise Microestrutural

Esta análise tem por objetivo compreender de que forma os diferentes tratamentos mecânicos afetam a microestrutura do material.

Para proceder à análise microestrutural, as amostras foram obtidas dos provetes sujeitos aos tratamentos superficiais. Foi utilizado um provete por cada tipo de tratamento, fazendo no total 3 amostras (USP, MSP1 e MSP2).

Os provetes foram, primeiramente, cortados transversalmente na linha entre entalhes por meio de uma serra, e depois efetuou-se um outro corte, também transversal, à distância sensivelmente de um centímetro da primeira superfície que se cortou. As amostras isoladas foram depois imersas numa pasta endurecível (figura 3.3).



**Figura 3.3.** Seções transversais dos provetes dos vários tratamentos

Posteriormente, as três superfícies do entalhe cortadas foram lixadas sequencialmente por ordem decrescente de granulometrias, por cinco tipos de lixas de carboneto de silício, respectivamente, 180, 320, 360, 500 e 2500. Após este lixamento, foi aplicado o “pano de polir” embebido de um lubrificante e partículas de diamante, primeiro de 3  $\mu\text{m}$  e depois de 1  $\mu\text{m}$  de diâmetro, até se obter um polimento do tipo espelho.

Em seguida, as três superfícies do entalhe foram atacadas durante 30 segundos com o reagente Keller, composto em percentagem de volume por: 2,5% de ácido nítrico ( $\text{HNO}_3$ ), 1,5% de ácido clorídrico ( $\text{HCl}$ ), 1% de ácido fluorídrico ( $\text{HF}$ ), e o restante, 95%, água destilada. Este procedimento químico tem por objetivo atacar as fronteiras de grão do material para que a sua forma e microestrutura seja mais facilmente observada.

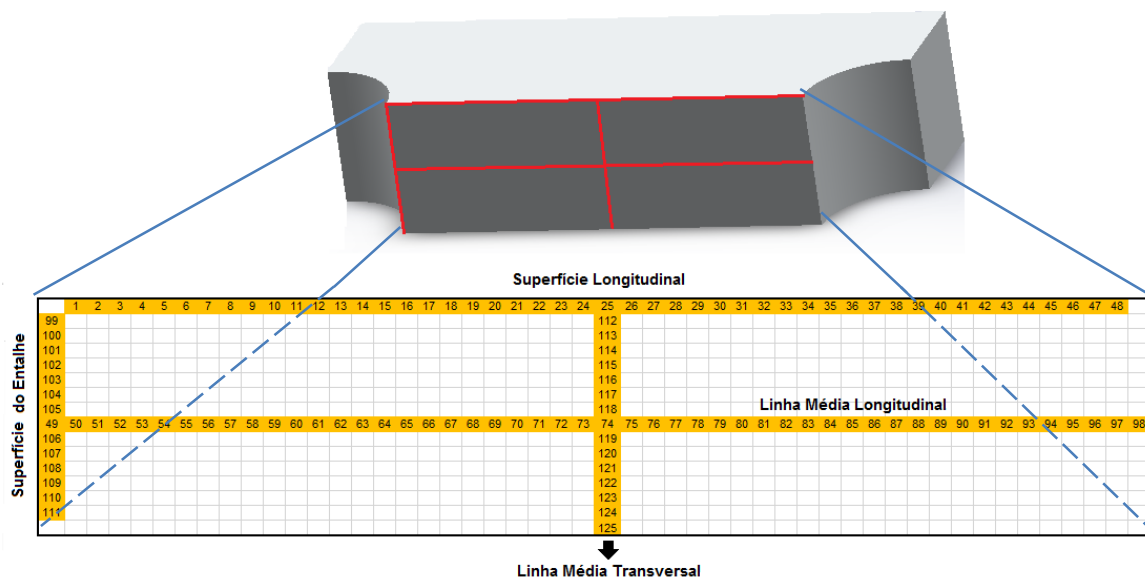
Após o ataque químico, procedeu-se à observação e fotografia da microestrutura das amostras por meio do microscópio ótico Leica DM 4000 M LED a uma ampliação de 200%.

### **3.2.2. Microdureza**

Este ensaio tem por objetivo quantificar o valor das microdurezas do material base e das superfícies tratadas, de forma a quantificar a mudança de valores que os vários tratamentos impuseram ao material.

As superfícies cortadas que foram fotografadas anteriormente, são, em seguida, sujeitas ao ensaio de medição de microdureza por microindentação baseado na escala Vickers,  $\text{Hv}_{0,1}$ , como descreve a norma ASTM E384-99. Para um ponto de medida é feita uma microindentação de 100 gramas durante 15 segundos. O valor da microdureza é automaticamente fornecido pelo durómetro Struers Duramin, que calcula o valor em função da força aplicada e do comprimento das diagonais da indentação produzida no material pelo indentador de diamante com forma de pirâmide quadrangular.

De forma a realizar-se um estudo minucioso da distribuição das microdurezas nas superfícies cortadas, foram estabelecidas 4 linhas de medição: superfície longitudinal, superfície do entalhe (cumprido a distância à superfície de sensivelmente 0,05 mm recomendada pela norma para o nível de dureza), linha média longitudinal e transversal, tal como está esquematizado na figura 3.4. Todos os pontos apresentados estão espaçados entre si 0,5 milímetros.



**Figura 3.4.** Nomenclatura das superfícies e linhas médias; esquematização do plano de medições das microdurezas

### 3.2.3. Rugosidade

O acabamento superficial influencia em grande medida o comportamento da vida à fadiga de um material. Desta forma, o objetivo é comparar a rugosidade superficial que os tratamentos estudados impõem às superfícies alvo.

As rugosidades foram medidas com um rugosímetro Surftest SJ-500 da marca Mitutoyo American Corporation, e os valores obtidos foram em seguida tratados com o *software* Tracepack. O mapeamento das superfícies, de três provetes escolhidos aleatoriamente (um por cada tratamento), foi feito para uma velocidade de avanço da ponteira do rugosímetro de 0,5 mm/s, num comprimento de medição de 12,5 mm e um *cutoff* de 2,5 mm, respeitando a norma DIN EN ISO 4288 [47].

Para se obter a melhor representação possível das superfícies, foram analisados três parâmetros: rugosidade média (dos valores absolutos  $y_i$  de um perfil)  $R_a$ , rugosidade média

quadrática  $R_q$  ou RMS, e rugosidade máxima  $R_z$  (média aritmética do valor da distância vertical entre o pico máximo e pico mínimo de comprimentos de amostragem consecutivos).

$$R_a = \frac{1}{l} \int_0^l |Z(x)| dx \quad (3.1)$$

$$R_q = \sqrt{\frac{1}{l} \int_0^l |Z^2(x)| dx} \quad (3.2)$$

$$R_z = \frac{1}{n} (R_{z1} + R_{z2} + \dots + R_{zn}) \quad (3.3)$$

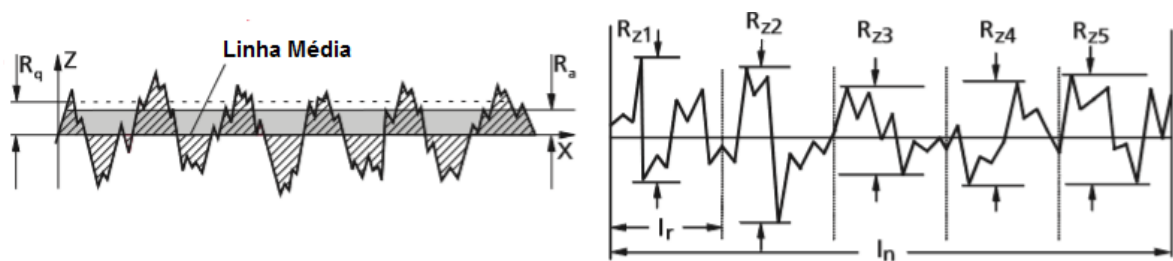


Figura 3.5. Representação do significado de  $R_a$ ,  $R_q$  e  $R_z$

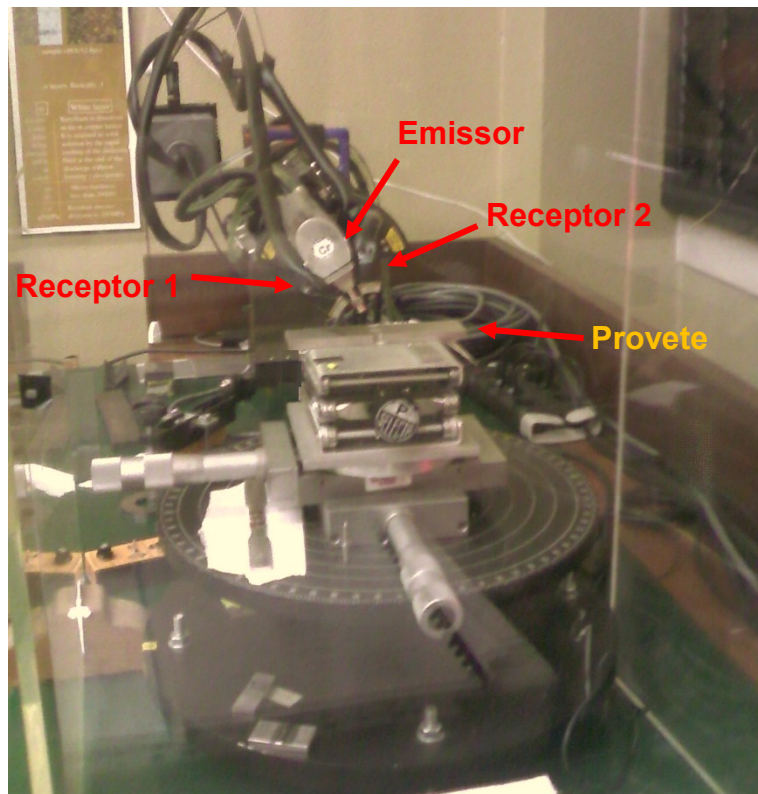
Para cada tipo de superfície, foram feitas 7 medições de  $R_a$ ,  $R_q$ ,  $R_z$ , cuja representação matemática pode ser feita respetivamente pelas fórmulas 3.1, 3.2 e 3.3, e com as quais se calculou a respetiva média e desvio padrão. O significado físico de  $R_a$ ,  $R_q$ ,  $R_z$  pode ser visualizado na figura 3.5.

### 3.2.4. Tensões Residuais

Este procedimento tem por objetivo conhecer e comparar o valor das tensões residuais compressivas que cada tratamento é capaz de induzir na superfície do material. Trata-se de um ensaio essencial porque quanto maior for a magnitude e profundidade da tensões compressivas, maior será a resistência à fadiga do provete.

Esta análise foi efetuada com o equipamento Proto iXRD (figura 3.6) do Centro de Estudos de Materiais por Difração de Raios-X do Departamento de Física da Universidade de Coimbra.

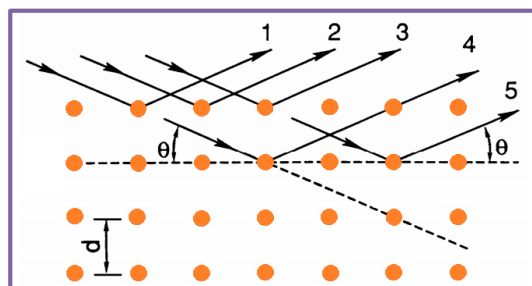




**Figura 3.6.** Esquema da análise por Difração Raios-X para determinação das tensões residuais

O processo de medição consiste basicamente em fazer incidir raios-X com determinado comprimento de onda  $\lambda$  na superfície a analisar. Após a incidência, os raios-X são difratados segundo a lei de Bragg:

$$2 d \sin\theta = n \lambda \quad (3.4)$$



**Figura 3.7.** Esquematização da difração dos Raios X de acordo com a lei de Bragg.

Num material cristalino sem tensões residuais, para a mesma família de planos, a distância entre planos é  $d_0$  (figura 3.7). Quando o material sofre uma carga externa ou contém tensões residuais, o material deforma-se, e a distância inicial entre planos altera-se. Por conseguinte, esta alteração provoca também a mudança de orientação dos Raios-X difratados. Os picos de difração, que são montados pelo *software* de análise, representam o somatório das contribuições segundo determinado ângulo dos raios difratados pelos vários

grãos que ocupam o volume irradiado. Uma vez coligida e analisada esta informação, a deformação pode ser calculada pela definição convencional ou rotacional, com ou sem aproximação. Calculada a deformação, a tensão residual pode ser obtida com recurso às características do material e ao tensor das tensões[14].

Esta técnica apresenta como desvantagem os Raios-X só penetrarem uma profundidade de 1 a 50  $\mu\text{m}$  no material. Nas condições de ensaio utilizadas, a profundidade média de penetração é de 12  $\mu\text{m}$ . Deste modo, é necessário recorrer à técnica de polimento eletrolítico (que não altera as tensões residuais dos planos atômicos inferiores) de forma a retirar algumas camadas do material para acompanhar a evolução do valor das tensões residuais. Dos lotes de provetes, é escolhido de forma aleatória um de cada tratamento, para se determinar as tensões residuais que cada tratamento consegue originar.

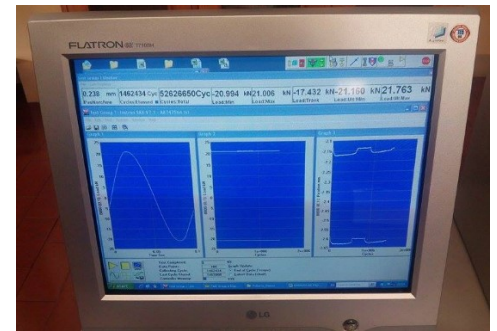
Serão analisadas as face longitudinais, fazendo para uma delas o polimento eletrolítico para se obter o perfil de tensões residuais em função da profundidade, e na superfície do entalhe. Dada a geometria do entalhe, apenas se pode averiguar a tensão residual à superfície.

### **3.2.5. Ensaios de Fadiga**

O comportamento do materiais é frequentemente avaliado com recurso a provetes, respeitando normas específicas. Pretende-se comparar, para a mesma geometria, a melhoria no desempenho que cada um dos tratamentos consegue introduzir aos respetivos provetes.

Os ensaios uniaxiais de fadiga foram realizados numa máquina de tração servo-hidráulica INSTRON de capacidade máxima de 100 kN (figura 3.8 e 3.9). Todo o procedimento foi monitorizado num computador conectado à máquina de ensaio (figura 3.10).

Os ensaios decorreram à temperatura ambiente, em controlo de carga, entre uma frequência de 30 a 8 Hz. Este intervalo de frequências utilizado não influencia os resultados obtidos, e foi usado em função da capacidade de resposta da máquina de ensaios. Os provetes foram colocados nas amarras na direção das cargas desenvolvidas por estas, e na direção de laminagem dos provetes.



**Figura 3.8** (esq.) Máquina de Ensaios de Fadiga INSTRON  
**Figura 3.9** (centro) Pormenor da colocação do provete  
**Figura 3.10.** (dir.) Monitorização constante do ensaio através do Software

Foram executadas 5 séries de ensaios:

- Provetes de 4 mm de espessura,  $R=0$ , tratados por USP
- Provetes de 8 mm de espessura,  $R=0$ , tratados por USP
- Provetes de 8 mm de espessura,  $R=-1$ , tratados por USP
- Provetes de 8 mm de espessura,  $R=-1$ , tratados por MSP1
- Provetes de 8 mm de espessura,  $R=-1$ , tratados por MSP2

Paralelamente a estes ensaios, foram também recuperados os valores relativos ao material base já determinados [48]:

- Provetes de 4 mm,  $R=0$ , material base
- Provetes de 8 mm,  $R=0$ , material base
- Provetes de 8 mm,  $R=-1$ , material base

Para cada uma destas séries, traçaram-se as respetivas curvas S-N, com o objetivo de serem criteriosamente sobrepostas a fim de se retirarem as devidas conclusões. Foi ainda elaborada uma estimativa da vida à fadiga para todas as séries de provetes utilizando o Método de Molski-Glinka.

### 3.2.6. Análise das superfícies de fratura

O último procedimento experimental é feito com recurso ao Microscópio Eletrónico de Varrimento, ou vulgarmente chamado de SEM, sigla inglesa de *Scanning Electron Microscope*. Esta análise utiliza um feixe de eletrões que interage com os átomos constituintes da amostra. Posteriormente, os eletrões são captados por detetores e consegue-se obter uma imagem de alta resolução com aparência tridimensional. É ainda possível obter a composição atómica dos elementos estudados pelo processo de Espectroscopia de Raios-X por dispersão em energia, ou EDS do inglês *Energy-dispersive X-Ray Spectroscopy*.

As amostras necessárias foram cortadas dos provetes fraturados por meio de uma serra, isto porque cada amostra não podia ter mais de um centímetro de altura. Em seguida, as amostras foram limpas com recurso a um banho de água destilada excitada por ultrassons a fim de remover o maior número possível de impurezas criadas à superfície resultante da oxidação do alumínio (alumina).

A análise ocorre em vácuo e as amostras são expostas, em média, a uma diferença de potencial de 10 kV e a uma intensidade de corrente eléctrica de 78  $\mu\text{A}$ .

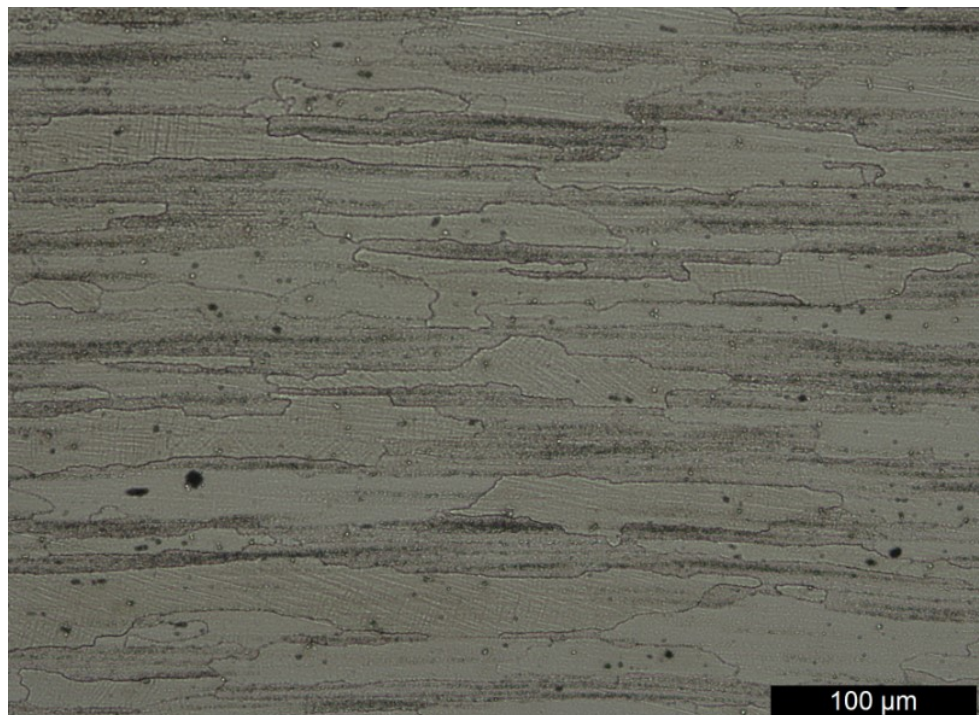
Esta análise revela-se também ela muito importante porque permite estudar o modo de fratura do provete e identificar os pontos de iniciação.

## 4. ANÁLISE DE RESULTADOS

### 4.1. Componente Experimental

#### 4.1.1. Análise Microestrutural

Na figura 4.1 está representada a microestrutura do material base.



**Figura 4.1.** Microestrutura da liga 7475-T7351 sem influência de qualquer tratamento (material base)

A microestrutura do material base é composta por grãos de diferentes tamanhos e de geometria achatada e alongada na direção de laminagem, do tipo “panqueca”.

As superfícies tratadas por USP, tanto a superfície longitudinal (figura 4.2a) como na superfície do entalhe (figura 4.2c) apresentam bom acabamento superficial. Não é perceptível a ocorrência do fenômeno de refinamento de grão junto às superfícies, embora se note, para a superfície longitudinal, que os grãos estão mais achatados até uma profundidade de aproximadamente de 50 μm. As linhas de deformação plástica, devido ao embate das esferas, são pouco acentuadas.

A figura 4.2b representa o canto do entalhe do provete. O canto apresenta muito bom acabamento superficial sendo da forma chanfro arredondado.



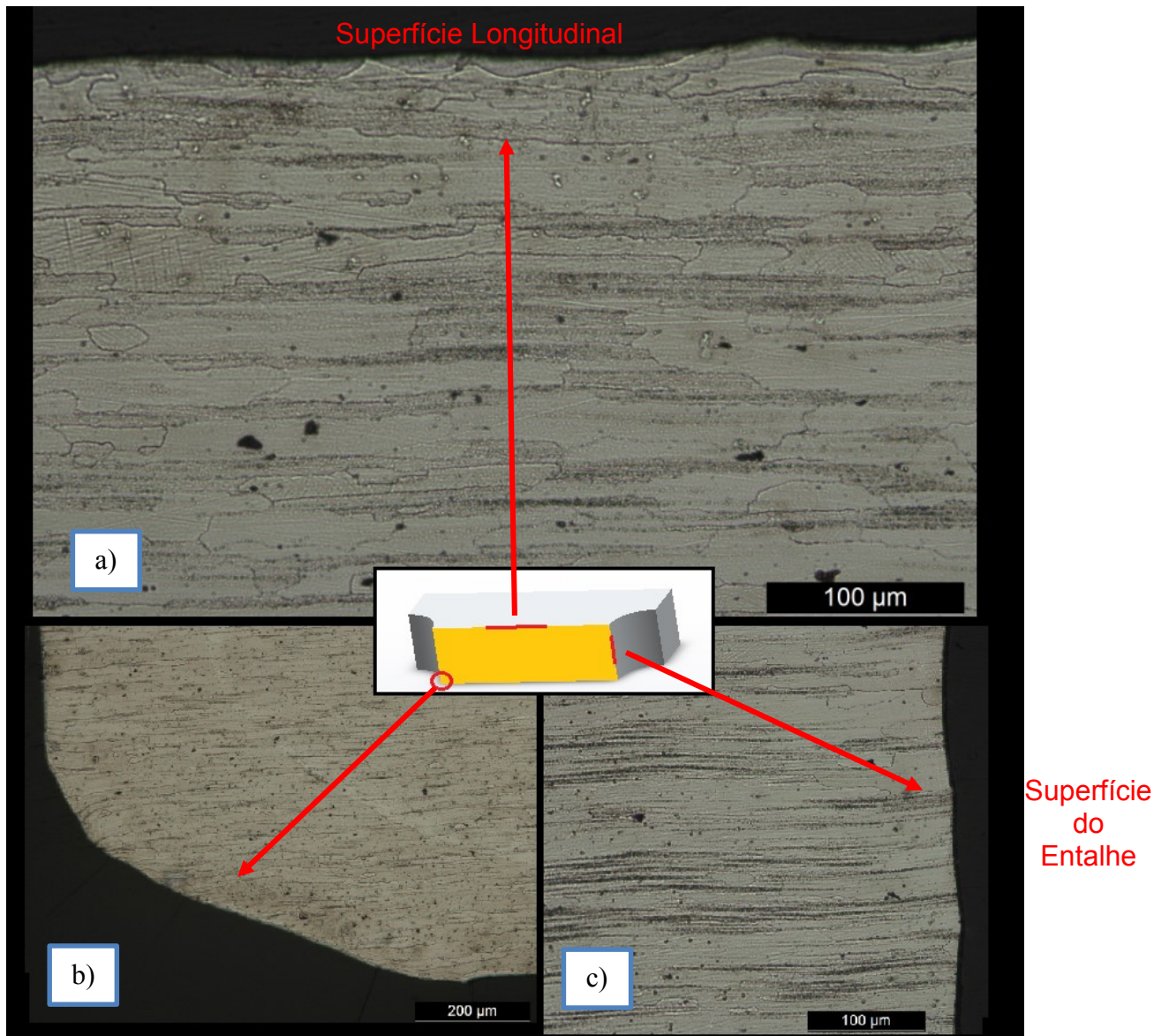


Figura 4.2. Microestrutura da liga 7475-T7351 tratada por *Ultrasonic Peening*; nomenclatura das superfícies

Na figura 4.3 estão representadas as microestruturas para as superfícies tratadas com o MSP1. O acabamento superficial é pior que o produzido por USP. Consta-se a existência de uma cratera de 70 µm de diâmetro na superfície longitudinal (figura 4.3b), fruto dos fenômenos (possivelmente arrancamento) de embate das esferas de 0,43 mm de diâmetro. As linhas de deformação plástica na proximidade imediata das superfícies a, b e d são mais acentuadas que as causadas por USP, e existe ligeiro encruamento e refinamento de grão. Na figura 4.3c são visíveis graves defeitos no canto do entalhe (rebarbas) que podem causar uma fratura do tipo canto ao provete e acelerar a sua ruína.

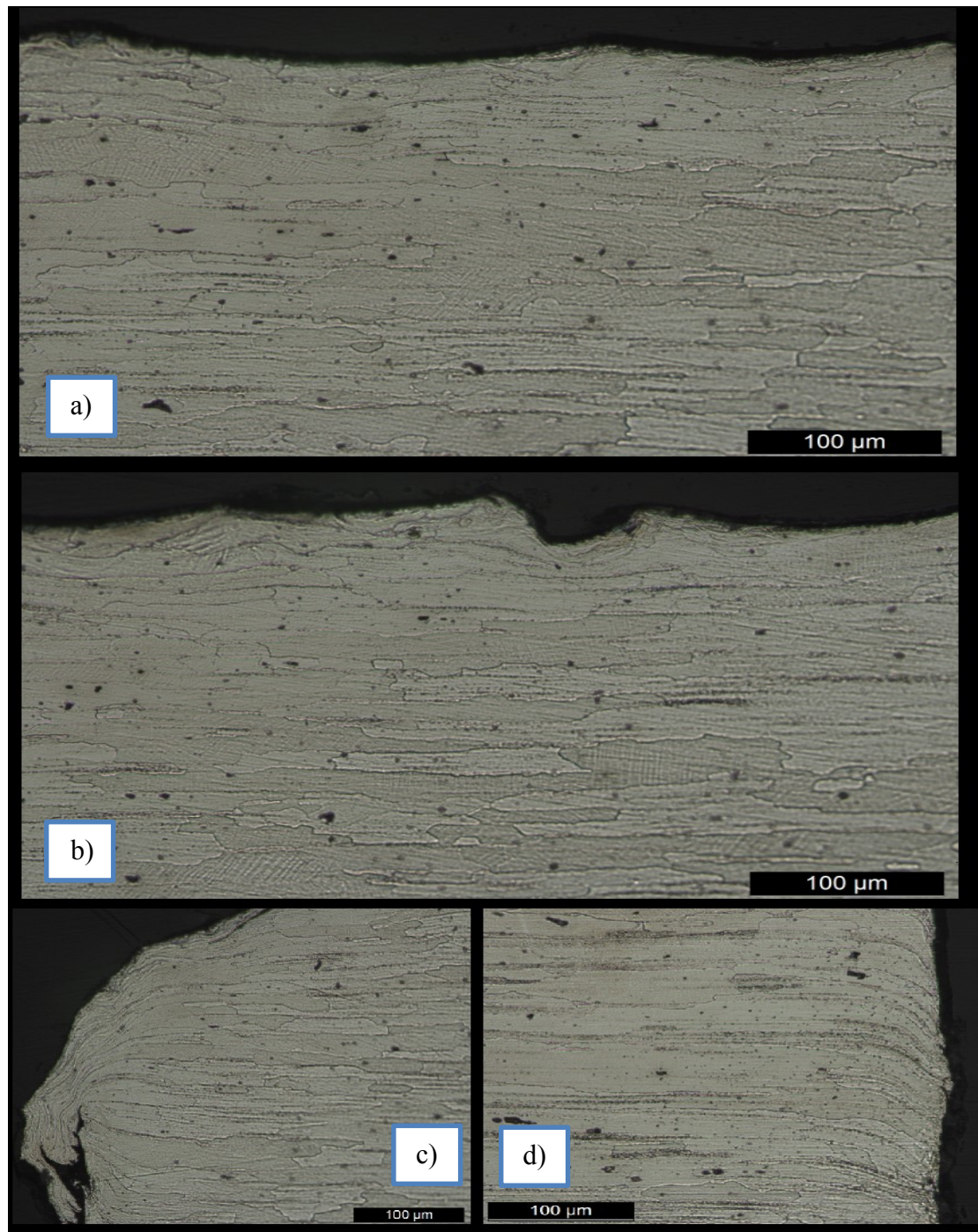
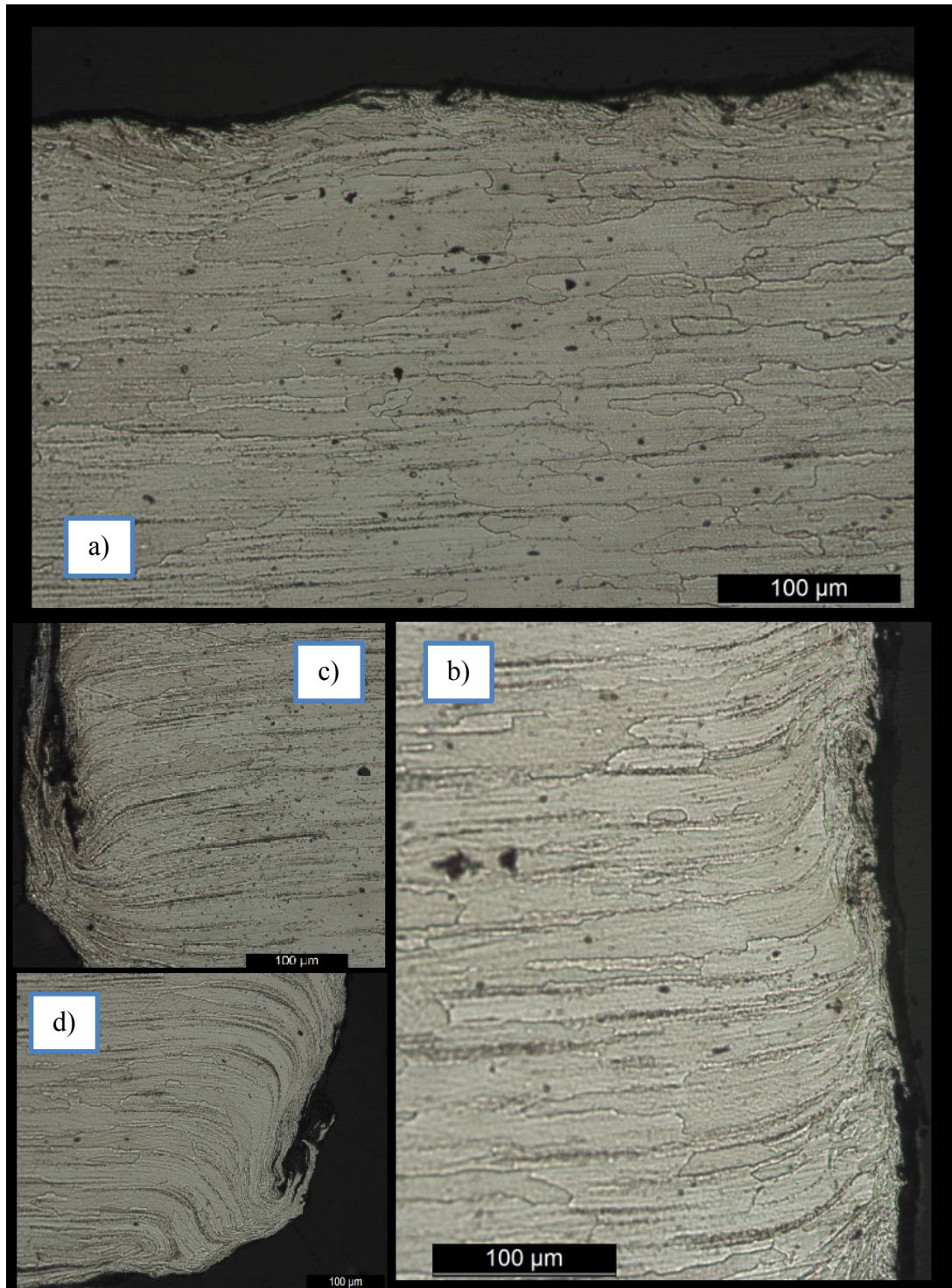


Figura 4.3. Microestrutura da liga 7475-T7351 tratada por *Microshot Peening 1*





**Figura 4.4.** Microestrutura da liga 7475-T7351 tratada por *Microshot Peening 2*

Por último, representam-se na figura 4.4 as superfícies tratadas por MSP2, em que foram utilizadas no tratamento esferas de aço de 0,28 mm de diâmetro. O acabamento superficial é ainda pior que o observado para o MSP1. Em ambos os tipos de superfície são observáveis crateras com tamanhos inferiores a 10 µm. As linhas de deformação são mais acentuadas que para o MSP1; é observável maior encruamento e refinamento de grão. São



também observáveis graves defeitos no canto do entalhe. Pela comparação das várias superfícies, pode-se inferir que o tratamento USP ataca as superfícies com menor intensidade que o MSP1, e este último com menor intensidade que MSP2.

#### 4.1.2. Microdurezas

Os valores das microdurezas foram avaliados como descrito na secção 3.2.2. Tal como a figura 3.4 evidencia, foi feita uma distinção entre a superfície longitudinal e superfície do entalhe, para perceber de que forma a geometria da superfície a tratar tem influência nos valores de microdurezas produzidos. O valor relativo ao material base foi obtido através da média aritmética total de 15 durezas centrais longitudinais para cada um dos 3 tratamentos.

A figura 4.5 exhibe as médias dos valores registados, e as respetivas barras de erro, para cada superfície de cada tratamento estudado, e inclui ainda o valor determinado para o material base. A tabela 4.1 apresenta todos os valores registados, e é feito também o cálculo da melhoria do valor registado nas superfícies em relação ao valor do material base, e o cálculo da diminuição de microdureza da superfície do entalhe em relação à superfície longitudinal.

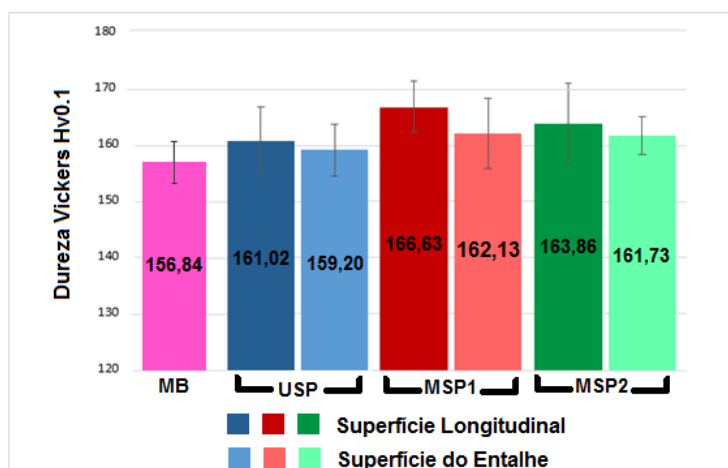


Figura 4.5. Média das microdurezas registadas a 0,05mm das duas superfícies de cada tratamento e MB

Tabela 4.1. Valores obtidos para as microdurezas segundo as superfícies

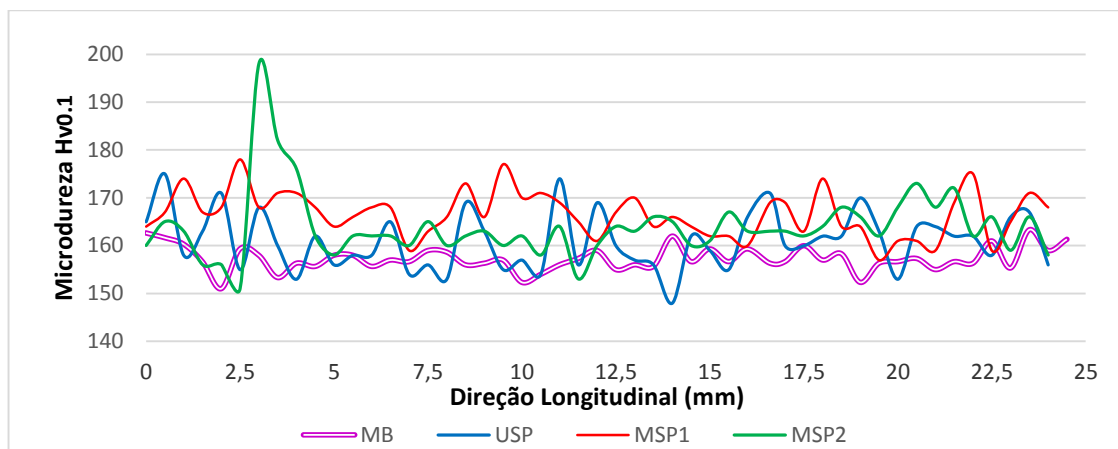
	Superfície Longitudinal [HV <sub>0.1</sub> ]	Desvio Padrão [HV <sub>0.1</sub> ]	Desvio Padrão Relativo [%]	Melhoria [%] (em relação ao MB)	Diminuição [%] (em relação à superfície longitudinal de cada tratamento)
<b>MB</b>	<b>156,84</b>	3,96	2,52	-	
<b>USP</b>	161,02	5,97	3,71	2,66	
<b>MSP1</b>	166,63	4,77	2,86	6,24	
<b>MSP2</b>	163,86	7,20	4,39	4,47	
	Superfície do Entalhe [HV <sub>0.1</sub> ]	Desvio Padrão [HV <sub>0.1</sub> ]	Desvio Padrão Relativo [%]		
<b>USP</b>	159,20	4,61	2,9	1,50	-1,16
<b>MSP1</b>	162,13	6,31	3,89	3,37	-2,87
<b>MSP2</b>	161,73	3,36	2,08	3,12	-1,35

Consegue-se facilmente depreender que, qualquer que seja a superfície a tratar e qualquer que seja o tratamento utilizado, existe sempre aumento da microdureza em relação ao material base. Verifica-se também, para todos os tratamentos, que a microdureza varia com o tipo de superfície a tratar: a superfície longitudinal, que tem forma plana, tem maiores valores médios de microdureza do que a respetiva superfície do entalhe, que tem a forma de um semicírculo interior. O tratamento que produz maiores durezas é o MSP1 que consegue, para a superfície longitudinal, aumentar a dureza do material base em 6,24%, 166,63 Hv. O MSP 2 surge numa posição intermédia, e o USP é o que menor melhoria de microdureza consegue introduzir, com apenas 2,66%, 161,02 Hv. Em relação às superfícies do entalhe, a ordem anterior mantem-se: o MSP1 também consegue atingir maiores de microdurezas, seguido do MSP2 e depois do USP. De notar que, o MSP1 é o tratamento que maior diminuição no valor as microdurezas sofre comparando os valores da superfície longitudinal com a do entalhe, no entanto, consegue mesmo assim notabilizar-se nas duas superfícies. É possível então concluir que quanto maiores os valores das microdurezas introduzidas por um processo, maior a sua diminuição em relação à superfície do entalhe, e que, para o *Microshot Peening*, utilizando a mesma intensidade de processo<sup>3</sup>, o aumento do diâmetro das esferas leva a maiores valores de microdureza. Este último raciocínio não é aplicável ao USP já que utiliza maior diâmetro de esferas (1 a 2 mm) e produz as menores microdurezas.

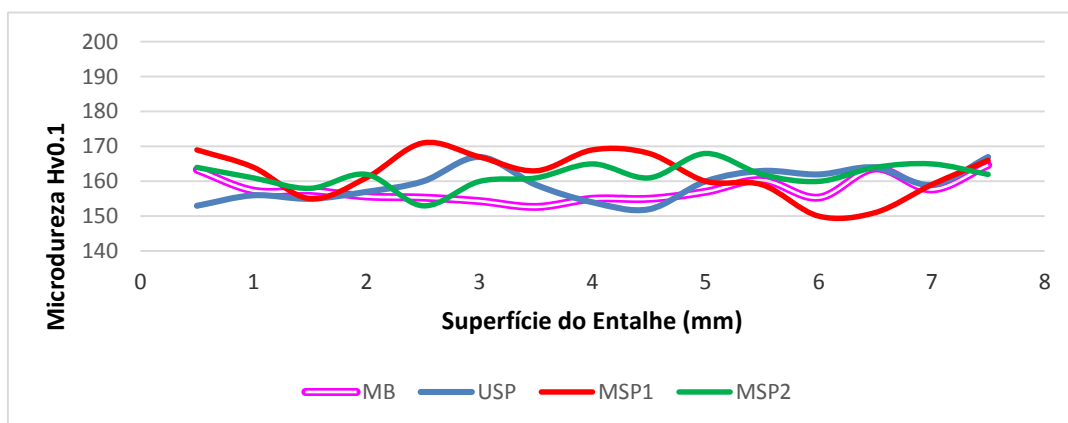
Nas figuras 4.6 e 4.7 estão representadas a evolução dos valores pontuais das microdurezas para os diferentes tratamentos e superfícies. Os valores do material base foram

<sup>3</sup> Como se disse em 2.3.2, intensidade de processo é a capacidade que determinado tratamento Microshot Peening tem, para determinados parâmetros, em conseguir fletir uma certa espessura de placa alvo. Importa fazer a distinção com intensidade de embate, este último que pressupõe o dano que uma esfera consegue impor à superfície onde vai embater.

obtidos por uma sequência de várias médias aritméticas dos valores de cada tratamento na secção média para a mesma distância pretendida.



**Figura 4.6.** Evolução dos valores pontuais das microdurezas registradas a 0,05mm da superfície longitudinal de cada tratamento e MB



**Figura 4.7.** Evolução dos valores pontuais das microdurezas registradas na secção transversal e MB

É possível constatar pelos gráficos das duas superfícies que os valores das microdurezas têm um caráter algo flutuante, no sentido em que os valores não possuem valores constantes ao longo do comprimento avaliado. Contudo, é possível retirar uma certa tendência: a linha vermelha, para as figuras 4.6 e 4.7, consegue destacar-se consideravelmente para maiores valores em relação a todas as outras, e a linha dupla do material base é a que atinge comparativamente menores valores, o que está em concordância com o que já foi dito anteriormente nesta secção. É possível ainda depreender que os maiores valores atingidos pelo material base são tendencialmente junto à superfície, já que as linhas

médias dos tratamentos para quais foram obtidos os valores do material base, contactam perpendicularmente com uma superfície tratada.

**Tabela 4.2.** Valores obtidos para as microdurezas segundo as linhas médias

	<b>Linha Média Longitudinal</b> [Hv <sub>0.1</sub> ]	<b>Desvio Padrão</b> [Hv <sub>0.1</sub> ]	<b>Desvio Padrão Relativo</b> [%]	<b>Diminuição [%]</b> (em relação à superfície longitudinal)
USP	157,54	3,67	2,33	-2,16
MSP1	157,68	4,29	2,72	-5,37
MSP2	156,72	5,23	3,34	-4,35
	<b>Linha Média Transversal</b> [Hv <sub>0.1</sub> ]	<b>Desvio Padrão</b> [Hv <sub>0.1</sub> ]	<b>Desvio Padrão Relativo</b> [%]	<b>Diminuição [%]</b> (em relação à superfície do entalhe)
USP	157,56	5,91	3,75	-1,03
MSP1	160,13	4,90	3,06	-1,23
MSP2	156,81	5,31	3,39	-3,04

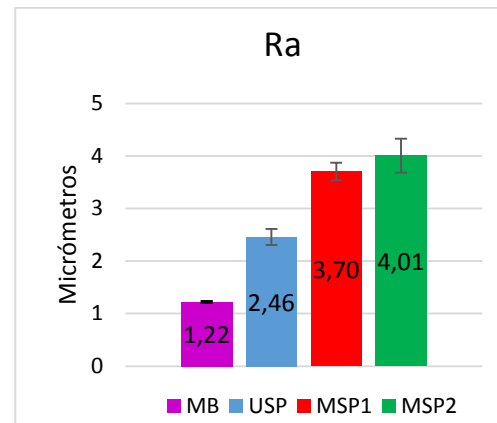
Pela tabela 4.2, verifica-se que existe naturalmente uma clara diminuição das microdurezas nas secções médias em relação às superfícies tratadas. As deformações plásticas criadas à superfície pelos vários tratamentos produzem o aumento de dureza da superfície em relação ao seu interior.

#### 4.1.3. Rugosidade

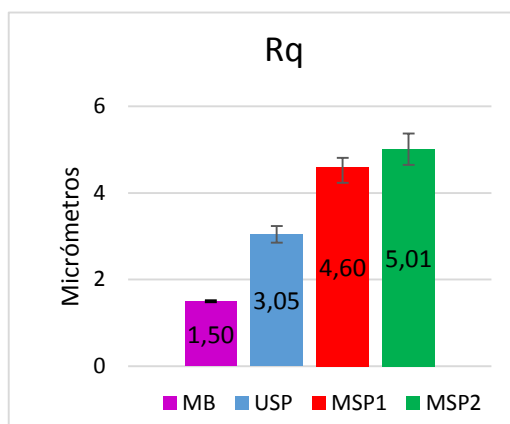
Primeiramente, foi avaliado por observação direta a existência ou não de direcionalidade da rugosidade. Constatou-se que quer no material base quer no provete tratado por USP existia direcionalidade na rugosidade, ambas na forma circunferencial. Nestes provetes, a rugosidade foi avaliada de tal forma que a ponta de contacto de medição se deslocou perpendicularmente à direção da rugosidade de modo a maximizar o seu valor. Para todos os provetes, a rugosidade foi medida na face longitudinal (figura 4.8), na zona entre-entalhes. Não foi possível medir na superfície do entalhe porque a norma de ensaio exige um comprimento mínimo de avaliação de 12,5 mm e a espessura dos provetes é apenas de 8 milímetros.



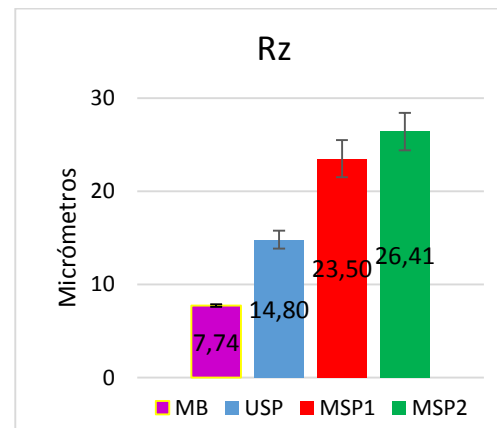
**Figura 4.8.** Zona de medição das rugosidades, face longitudinal



**Figura 4.9.** Rugosidade Média



**Figura 4.10.** Rugosidade Média Quadrática



**Figura 4.11.** Rugosidade Máxima Relativa (Pico a Pico)

Pelas figuras 4.9, 4.10 e 4.11, é possível constatar que todos os tratamentos superficiais introduzem rugosidade no material base. Em todos os parâmetros analisados, o USP assume os menores valores, sendo seguido pelo MSP1, e os maiores valores são atingidos para o MSP2. Pela tabela 4.3, verifica-se que todos os parâmetros para o mesmo tratamento aumentam aproximadamente à mesma taxa. É possível ainda verificar que, para todos os parâmetros, alguns dos valores abrangidos pelo desvio padrão superior do MSP1 são também abrangidos pelo desvio padrão do MSP2. Assim, estes dois tratamentos produzem rugosidades da mesma ordem de grandeza, embora se distingam pelas médias dos seus valores.

Estas informações relativas à rugosidade vêm confirmar aquilo que foi verificado visualmente na análise microestrutural relativo ao acabamento superficial das superfícies tratadas. De fato, pode concluir-se que o aumento do diâmetro das esferas utilizadas nos 3 tratamentos leva à diminuição da rugosidade; isto porque aumentando a área de contacto da

esfera com o material a tratar diminui-se a intensidade de embate, e, portanto, a rugosidade diminui.

**Tabela 4.3.** Valores relativos às rugosidades produzidas pelos diversos tratamentos

	Direcionalidade	Parâmetro	Média ( $\mu\text{m}$ )	Desvio Padrão ( $\mu\text{m}$ )	Desvio Padrão Relativo [%]	Aumento [%] (em relação ao parâmetro homólogo do material base)
M. Base	Sim	Ra	1,22	0,02	1,64	
		Rq	1,50	0,02	1,33	
		Rz	7,74	0,13	1,70	
USP	Sim	Ra	2,46	0,15	6,10	101,23
		Rq	3,05	0,19	6,23	103,52
		Rz	14,80	0,96	6,49	91,24
MSP1	Não	Ra	3,70	0,17	4,59	203,21
		Rq	4,60	0,21	4,57	207,29
		Rz	23,50	2,00	8,51	203,56
MSP2	Não	Ra	4,01	0,32	7,98	228,03
		Rq	5,01	0,36	7,19	234,86
		Rz	26,41	2,01	7,61	241,20

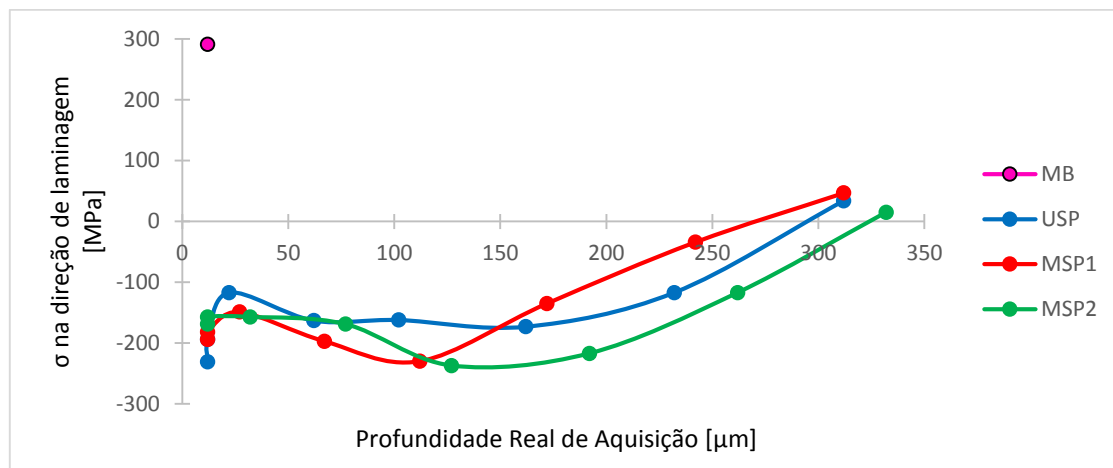
#### 4.1.4. Tensões Residuais

Na tabela 4.4 estão registadas todos os valores obtidos através da análise das tensões residuais. A tabela está dividida consoante o tratamento superficial em questão, e zona onde foi feita a medição. Os parâmetros analisados foram: a tensão residual na direção de laminagem do provete (segundo a qual as tensões do ensaio de fadiga são aplicadas), tensão de corte e largura integral. Este último parâmetro representa a largura integral dos picos de difração e relaciona-se com a taxa de encruamento do material, pelo que a sua evolução deve ser analisada qualitativamente. As figuras 4.12, 4.13 e 4.14 apresentam a evolução dos três parâmetros analisados em função da profundidade, para os três tratamentos superficiais utilizados e para o material base.

Tabela 4.4. Resultados das Tensões Residuais

		Profundidade de Camada Removida ( $\mu\text{m}$ )	Profundidade Real de Aquisição ( $\mu\text{m}$ )	Tensão na direção de Laminagem [MPa]	Desvio [MPa]	Tensão de Corte (i3) [MPa]	Desvio [MPa]	Largura Integral (Li) [°]	Desvio [°]
MB		0	12	291	31	-21	15	3,95	0,42
USP	Entalhe 1	0	12	<b>-410</b> <sup>[4]</sup>	46	6	13	3,47	0,08
		0	12	<b>-273</b>	43	20	12	3,51	0,17
	Entalhe 2	0	12	<b>-313</b>	32	-4	9	3,56	0,17
	Face 2	0	12	<b>-231</b>	7	0	4	3,82	0,20
	Face 1	0	12	<b>-194</b>	14	-5	7	3,75	0,19
	Face 1	10	22	-117	19	21	9	3,80	0,28
	Face 1	50	62	-163	26	-28	12	3,51	0,34
	Face 1	90	102	-162	32	13	13	3,25	0,16
	Face 1	150	162	-173	33,5	-	-	2,95	0,31
	Face 1	220	232	-117	45	1	21	2,51	0,25
	Face 1	300	312	34	31,5	-	-	2,49	0,14
MSP1	Entalhe 2	0	12	<b>-167</b>	10	9	3	3,72	0,08
	Entalhe 1	0	12	<b>-153</b>	16	-1	5	3,81	0,14
	Face 2	0	12	<b>-194</b>	5	-2	3	3,97	0,14
	Face 1	0	12	<b>-182</b>	3	-2	2	4,00	0,11
	Face 1	15	27	-149	4	-4	2	4,11	0,23
	Face 1	55	67	-197	14	-5	6	3,82	0,23
	Face 1	100	112	-230	28	45	26	3,45	0,14
	Face 1	160	172	-135	32	-99	26	2,75	0,23
	Face 1	230	242	-34	26	-12	12	2,63	0,26
	Face 1	300	312	47	24	-	-	2,63	0,37
MSP2	Entalhe 1	0	12	<b>-172</b>	10	-10	3	3,84	0,19
	Entalhe 2	0	12	<b>-159</b>	15	-13	4	3,64	0,11
	Face 2	0	12	<b>-169</b>	5	1	2	4,27	0,10
	Face 1	0	12	<b>-157</b>	3	-1	2	4,12	0,16
	Face 1	20	32	-157	6	4	3	4,11	0,18
	Face 1	65	77	-169	21	13	10	3,80	0,19
	Face 1	115	127	-237	32	-19	15	3,49	0,22
	Face 1	180	192	-217	38	43	18	2,80	0,19
	Face 1	250	262	-117	20	-	-	2,58	0,29
	Face 1	320	332	15	19	6	9	2,56	0,21

<sup>4</sup> Dado o valor algo estranho obtido no centro do entalhe, procedeu-se a nova análise a 2mm do centro do entalhe obtendo-se o valor precisamente abaixo de -273MPa.



**Figura 4.12.** Tensões residuais na direção de laminagem em função da profundidade

Os valores representados na figura 4.12 são referentes ao perfil de tensões residuais na direção de laminagem em função da profundidade medidos a partir da face. É possível depreender pela sobreposição das curvas que todos os tratamentos superficiais induzem tensões compressivas na superfície do material tratado, perfazendo uma variação total de tensões de cerca de 500 MPa em relação ao material base. O tratamento USP consegue introduzir numa das faces uma tensão máxima compressiva de -231 MPa, e na outra face o valor à superfície é de -194 MPa, que desce repentinamente para -117 MPa aos 22 μm de profundidade. Os tratamentos MSP1 e MSP2 impõem tensões compressivas menores em relação ao USP na superfície, respectivamente, -194/-182 e -169/-157 MPa, mas apresentam também uma redução inferior (-149 e -157 MPa). Em termos de tensões máximas compressivas atingidas, os tratamentos MSP conseguem-se notabilizar em relação ao USP: MSP1 chega aos -230 MPa e MSP2 aos -237 MPa, enquanto que o USP fica-se pelos -173 MPa (isto não tendo em conta as registadas à superfície). A profundidade para a qual se atinge esta tensão máxima compressiva é também diferente: para os MSP ela situa-se entre os 100 e 150 μm. Para o USP a tensão máxima ocorre para uma profundidade superior a 150 μm. A partir do máximo registado, as tensões compressivas decrescem gradualmente até se tornarem positivas ou de tração. MSP1 é o primeiro a atingir esse ponto aos 270 μm de profundidade, USP o segundo muito perto dos 300 μm, e por último MSP2 aos 325 μm.

Estes resultados vêm na sequência do concluído em [39] acerca das maiores e mais profundas tensões compressivas induzidas pela redução do diâmetro das esferas no MSP. Mas por outro lado, o USP, que utiliza esferas com diâmetro entre 1 e 2 mm, fornece, a partir dos 150 μm de profundidade, resultados entre os tratamentos MSP.



De referir, que as tensões obtidas para a superfície do entalhe do USP, tal como se tinha registado para a superfície da face plana longitudinal, são consideravelmente superiores às obtidas pelos MSP. Realmente, se se isolarem os valores relativos às superfícies pode-se construir a tabela 4.5:

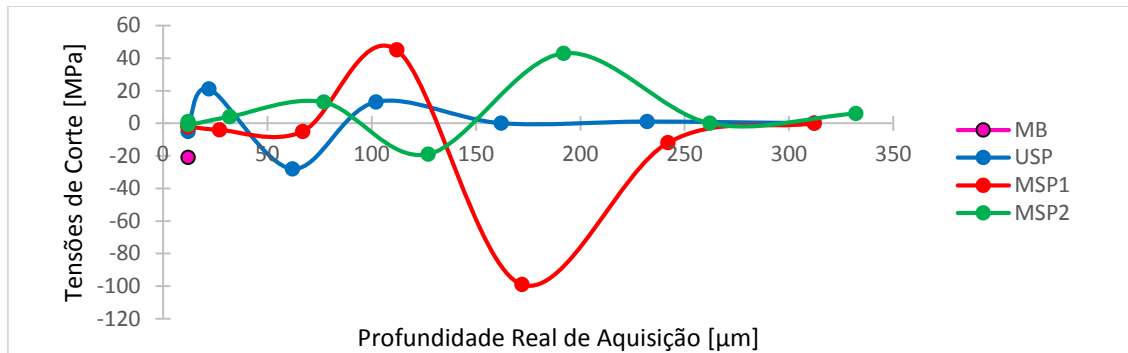
**Tabela 4.5.** Cálculo da média do valor das tensões residuais causadas à superfície por cada tratamento

Tratamento	Superfície	Profundidade Real ( $\mu\text{m}$ )	Tensões Residuais na direcção de laminagem [MPa]	Média [MPa]
USP	Entalhe 1	12	-273	<b>-252,75</b>
	Entalhe 2	12	-313	
	Face 2	12	-231	
	Face 1	12	-194	
MSP1	Entalhe 2	12	-167	<b>-174</b>
	Entalhe 1	12	-153	
	Face 2	12	-194	
	Face 1	12	-182	
MSP2	Entalhe 1	12	-172	<b>-164,25</b>
	Entalhe 2	12	-159	
	Face 2	12	-169	
	Face 1	12	-157	

É possível perceber de forma explícita que os tratamentos induzem valores diferentes de tensões residuais à superfície (que se tomou, ao longo do raciocínio, pela primeira medida fisicamente possível de adquirir). Deste modo, é possível inferir que os valores das tensões residuais à superfície variam proporcionalmente com o diâmetro das esferas utilizadas no tratamento, e variam inversamente com o valor da rugosidade. Isto é fácil de entender recorrendo às micrografias: as superfícies do MSP que apresentam grandes rugosidades (apresentando até pequenas crateras) conseguem aliviar em parte as tensões compressivas impostas pelo tratamento fazendo com que o seu valor diminua significativamente.

Por conseguinte, os valores das tensões residuais em profundidade ajudam também a perceber os valores obtidos para as microdurezas. De lembrar que a norma afeta ao ensaio de microdureza não permite que se se aproxime mais do que um determinado limite da superfície. Para o nível de dureza deste alumínio cumpriu-se a distância de 0,05mm. Então, se se analisar com atenção a figura 4.12 para a profundidade de 50  $\mu\text{m}$ , pode-se criar uma correspondência entre os valores de microdurezas e tensões residuais: USP, MSP2 e MSP1, tanto para um parâmetro como para outro aparecem pela mesma ordem, e pode-se concluir

que as microdurezas e as tensões residuais relacionam-se intrinsecamente e variam proporcionalmente uma com a outra.



**Figura 4.13.** Tensões de corte na direção de laminagem em função da profundidade

Na figura 4.13 estão registadas as evoluções das tensões de corte provocadas pelos tratamentos. De notar que o tratamento USP é o que menores valores absolutos induz e é o primeiro a estabilizar o valor das suas tensões de corte, a pouco mais de 150 μm de profundidade. As tensões de corte para os tratamentos MSP estabilizam apenas para o intervalo de profundidade de 250 a 350 μm. MSP1 é o tratamento que produz os maiores valores absolutos de tensões de corte e para profundidades maiores. MSP2 ocupa uma posição intermédia entre MSP1 e USP.

Como já foi dito, o parâmetro Largura Integral define a taxa de encruamento do material, e com a sua evolução pode-se saber até que profundidade o grão do material sofreu deformação plástica com a estabilização da curva. Por este raciocínio, pode-se concluir pela figura 4.14 que para a profundidade para a qual o MSP1 deixa de deformar (significativamente) o grão dá-se para um intervalo de profundidades entre 150 e 200 μm, seguido do USP para um intervalo de 200 e 250 μm, e por último o MP2, 300 e 350 μm. Estes resultados vêm na linha do demonstrado na figura 4.12: as profundidades para as quais as tensões compressivas deixam de se fazer sentir coincidem com as profundidades a que o grão deixar de estar deformado plasticamente.

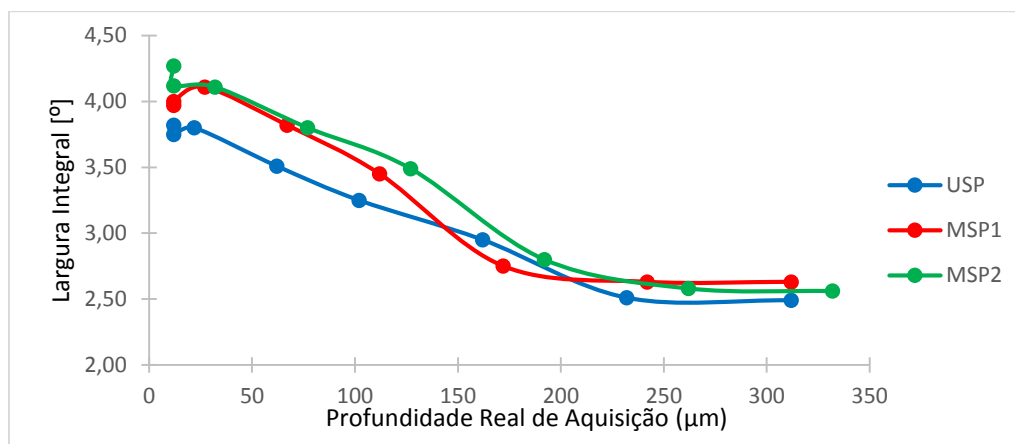


Figura 4.14. Largura Integral em função da profundidade

Uma das desvantagens apresentadas pela análise de tensões residuais pela difração de Raios-X prende-se com o tamanho de grão do material que se quer analisar. Grãos demasiados grandes e orientados não produzem picos de difração bem definidos num variado varrimento de ângulos específicos. Assim, também para os provetes analisados neste estudo foram detetadas curiosamente essas dificuldades, às quais se teve de responder com a alteração dos parâmetros de aquisição (notar que na tabela 4.4 alguns espaços não estão preenchidos porque foi de todo impossível apurar os seus valores). Assim sendo, as primeiras dificuldades de análise para o tratamento USP foram sentidas para profundidades de 90  $\mu\text{m}$ , para o MSP1 foram sentidas para 172  $\mu\text{m}$  e para MSP2 a 192  $\mu\text{m}$ . É possível na secção 4.1.1 verificar as causas destas dificuldades: para estas profundidades aproximadas o grão não está tão achatado como na superfície e portanto a sua análise por Raios-X torna-se mais difícil.

Tanto para as tensões da direção de laminagem como para a Largura Integral (e de forma indireta, para as dificuldades de aquisição), o MSP2 exibe a superioridade do seu alcance para grandes profundidades.

Resumindo, pode estabelecer-se, portanto, uma relação entre diâmetro da esfera de tratamento, e conseqüente área de contacto, em função da profundidade da tensão máxima: para grandes diâmetros das esferas (USP) as maiores tensões são atingidas logo na camada superficial (12  $\mu\text{m}$ ) porque existe maior área de contacto entre esfera e material a tratar; para diâmetros intermédios (MSP1) a tensão máxima cria-se na camada subsuperficial (aproximadamente 50 a 100  $\mu\text{m}$ ); e para diâmetros menores, MSP2, (aplicável ao *Microshot Peening*) induzem tensões compressivas maiores e mais profundas.

#### 4.1.5. Ensaios de Fadiga

A representação dos resultados de fadiga é feita com recurso às curvas S-N, em que se regista para cada provete o número de ciclos até à ruptura e a gama constante durante o ensaio. Para um determinado conjunto de valores, é possível escrever a seguinte equação:

$$C = N \cdot \Delta\sigma^m \quad (4.1)$$

Em que C e m são constantes do material e das condições de ensaio, N o número de ciclos até à rotura numa curva S-N, para uma determinada gama de tensões utilizada,  $\Delta\sigma$ . Assim, para uma amplitude constante de tensões, da expressão 4.1 resulta:

$$\Delta\sigma = C \cdot N^{\left(-\frac{1}{m}\right)} \quad (4.2)$$

O expoente  $(-1/m)$ , comumente denominado por b, é uma indicação importante do período de iniciação de fenda por fadiga, e, conseqüentemente, do comportamento à fadiga do material. Como se pode depreender pela figura 4.15, quanto maior o valor de m maior o período de iniciação de fenda, e portanto maior número de ciclos até à ruptura o elemento terá. Quanto mais horizontal a curva total S-N for, maior a contribuição para o retardamento da iniciação de fenda.

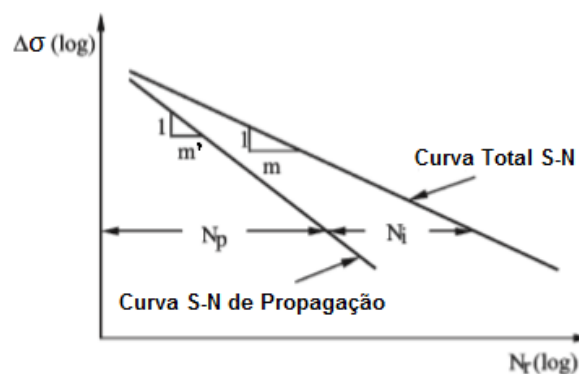


Figura 4.15. Curvas S-N total e de propagação[49]

Tabela 4.6. Resultados dos ensaios de fadiga

Referência	Pmax [kN]	Pmin [kN]	Pm [kN]	Pa [kN]	$\Delta P$ [kN]	$\sigma_{max}$ [MPa]	$\Delta\sigma$ [MPa]	Nº ciclos	Descrição
4_1_USP_R0	11,429	0,229	5,829	5,600	11,20	80	80	3000000	Não partiu
4_2_USP_R0	17,143	0,343	8,743	8,400	16,80	120	120	273899	Partiu pelo entalhe
4_4_USP_R0	14,286	0,286	7,286	7,000	14,00	100	100	338733	Partiu pelo entalhe
4_5_USP_R0	14,286	0,286	7,286	7,000	14,00	100	100	193049	Partiu pelo entalhe
4_6_USP_R0	17,143	0,343	8,743	8,400	16,80	120	120	199249	Partiu pelo entalhe
4_8_USP_R0	21,430	0,430	10,930	10,500	21,00	150	150	76710	Partiu pelo entalhe
4_9_USP_R0	13,571	0,271	6,921	6,650	13,30	95	95	943610	Partiu pelo entalhe
4_10_USP_R0	14,286	0,286	7,286	7,000	14,00	100	100	1667537	Partiu pelo entalhe
4_11_USP_R0	13,571	0,271	6,921	6,650	13,30	95	95	1362089	Partiu pelo entalhe
4_3_USP_R0	14,286	0,286	7,286	7,000	14,00	100	100	620074	Partiu pela amarra
4_7_USP_R0	12,857	0,257	6,557	6,300	12,60	90	90	2197295	Partiu pela amarra
8_1_USP_R0	42,857	0,857	21,857	21,000	42,00	150	150	47711	Partiu pelo entalhe
8_2_USP_R0	27,143	0,543	13,843	13,300	26,60	95	95	2946097	Não partiu
8_3_USP_R0	34,286	0,686	17,486	16,800	33,60	120	120	119023	Partiu pelo entalhe
8_4_USP_R0	34,286	0,686	17,486	16,800	33,60	120	120	168983	Partiu pelo entalhe
8_5_USP_R0	28,571	0,571	14,571	14,000	28,00	100	100	1791744	Não partiu
8_6_USP_R0	42,857	0,857	21,857	21,000	42,00	150	150	59538	Partiu pelo entalhe
8_7_USP_R0	31,429	0,629	16,029	15,400	30,80	110	110	325366	Partiu pelo entalhe
8_8_USP_R0	30,000	0,600	15,300	14,700	29,40	105	105	791533	Partiu pelo entalhe
8_9_USP_R0	29,286	0,586	14,936	14,350	28,70	102,5	102,5	209024	Partiu pelo entalhe
8_10_USP_R0	29,286	0,586	14,936	14,350	28,70	102,5	102,5	602407	Partiu pelo entalhe
8_11_USP_R0	28,571	0,571	14,571	14,000	28,00	100	100	1250606	Partiu pelo entalhe
8_1_USP_R-1	22,400	-22,400	0,000	22,400	44,80	80	160	766130	Partiu pelo entalhe
8_2_USP_R-1	25,200	-25,200	0,000	25,200	50,40	90	180	192314	Partiu pelo entalhe
8_3_USP_R-1	28,000	-28,000	0,000	28,000	56,00	100	200	129031	Partiu pelo entalhe
8_4_USP_R-1	21,000	-21,000	0,000	21,000	42,00	75	150	552200	Partiu pelo entalhe
8_5_USP_R-1	23,800	-23,800	0,000	23,800	47,60	85	170	261900	Partiu pelo entalhe
8_7_USP_R-1	32,200	-32,200	0,000	32,200	64,40	115	230	19947	Partiu pelo entalhe
8_8_USP_R-1	21,000	-21,000	0,000	21,000	42,00	75	150	1975194	Não partiu
8_9_USP_R-1	30,800	-30,800	0,000	30,800	61,60	110	220	26926	Partiu pelo entalhe
8_10_USP_R-1	29,400	-29,400	0,000	29,400	58,80	105	210	67678	Partiu pelo entalhe
8_11_USP_R-1	21,7	-21,7	0,000	21,7	43,4	77,5	155	2264478	Não partiu
8_12_USP_R-1	29,4	-29,4	0,000	29,4	58,8	105	210	53868	Partiu pelo entalhe
8_6_USP_R-1	21,000	-21,000	0,000	21,000	42,00	75	150	1533687	Partiu pela amarra
8_1_MSP1_R-1	22,400	-22,400	0,000	22,400	44,80	80	160	2276292	Não partiu
8_2_MSP1_R-1	32,200	-32,200	0,000	32,200	64,40	115	230	22231	Partiu pelo entalhe
8_3_MSP1_R-1	29,400	-29,400	0,000	29,400	58,80	105	210	62675	Partiu pelo entalhe
8_4_MSP1_R-1	25,200	-25,200	0,000	25,200	50,40	90	180	221000	Partiu pelo entalhe
8_5_MSP1_R-1	28,000	-28,000	0,000	28,000	56,00	100	200	128087	Partiu pelo entalhe
8_6_MSP1_R-1	23,800	-23,800	0,000	23,800	47,60	85	170	277370	Partiu pelo entalhe
8_7_MSP1_R-1	23,800	-23,800	0,000	23,800	47,60	85	170	246803	Partiu pelo entalhe
8_8_MSP1_R-1	22,960	-22,960	0,000	22,960	45,92	82	164	614639	Partiu pelo entalhe
8_9_MSP1_R-1	22,680	-22,680	0,000	22,680	45,36	81	162	2007375	Não partiu
8_10_MSP1_R-1	30,800	-30,800	0,000	30,800	61,60	110	220	35221	Partiu pelo entalhe
8_1_MSP2_R-1	29,400	-29,400	0,000	29,400	58,80	105	210	95836	Partiu pelo entalhe
8_2_MSP2_R-1	25,200	-25,200	0,000	25,200	50,40	90	180	218114	Partiu pelo entalhe
8_3_MSP2_R-1	27,300	-27,300	0,000	27,300	54,60	98	195	106661	Partiu pelo entalhe
8_4_MSP2_R-1	22,400	-22,400	0,000	22,400	44,80	80	160	410259	Partiu pelo entalhe
8_5_MSP2_R-1	32,200	-32,200	0,000	32,200	64,40	115	230	43962	Partiu pelo entalhe
8_6_MSP2_R-1	21,000	-21,000	0,000	21,000	42,00	75	150	535101	Partiu pelo entalhe
8_7_MSP2_R-1	19,600	-19,600	0,000	19,600	39,20	70	140	2000000	Não partiu
8_8_MSP2_R-1	33,600	-33,600	0,000	33,600	67,20	120	240	21293	Partiu pelo entalhe
8_9_MSP2_R-1	20,300	-20,300	0,000	20,300	40,60	73	145	2300416	Não partiu
8_10_MSP2_R-1	30,800	-30,800	0,000	30,800	61,60	110	220	33033	Partiu pelo entalhe

Na tabela 4.6, estão esquematizados todos os resultados obtidos no ensaios de fadiga, evidenciando as variáveis de entrada no software de controlo, nomeadamente Pm e Pa, respectivamente carga média e carga alternada, e as variáveis que fazem parte das curvas S-

$N$ ,  $\Delta\sigma$ , gama das tensões nominais aplicadas e o número de ciclos à rutura. É também feita referência à conclusão bem sucedida ou não do ensaio: provetes que partam pelas amarras não são representados nas curvas S-N. Os que não chegam a partir (por impossibilidade temporal de estender a duração dos ensaios para vidas muito para além de  $3 \times 10^6$  ciclos) estão assinalados nas curvas S-N com uma seta.

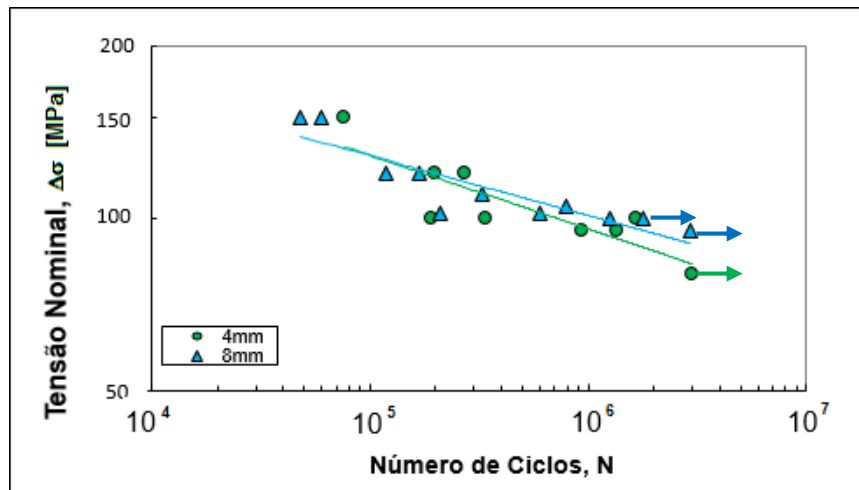


Figura 4.16. Curva S-N de provetes tratados com USP para a espessura de 4 e 8mm em  $R=0,02$

Da figura 4.16, que compara a influência da variação de espessura do material tratado por USP, é possível constatar que para vidas curtas a variação de espessura é irrelevante, e para vida longas as retas de regressão separam-se significativamente. De facto, o valor de  $m$  para a reta de regressão de 4mm e 8mm, é, respetivamente, 7,8 e 9,6. Valores maiores de  $m$  traduzem um retardamento da iniciação de fenda. Possivelmente, o tratamento USP consegue ser melhor aplicado para larguras maiores dadas as melhorias referidas.

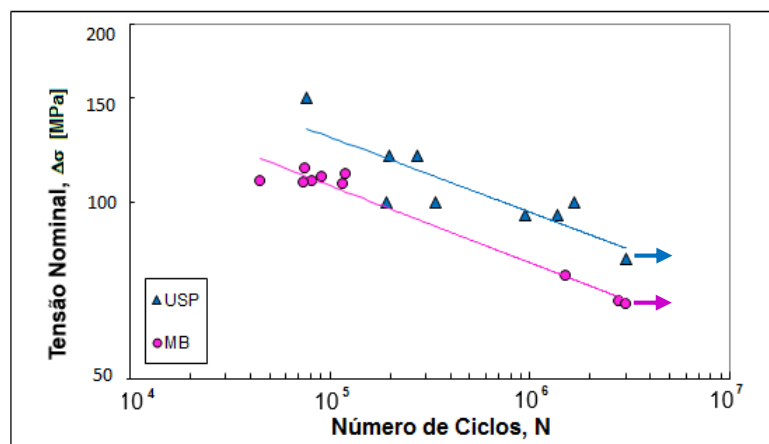


Figura 4.17. Curva S-N dos provetes tratados com USP e para o material base, para a espessura de 4 mm em  $R=0,02$

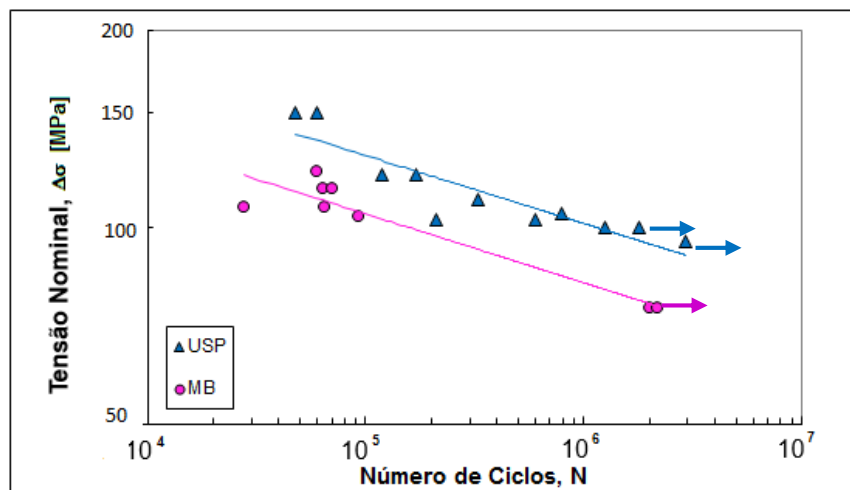
Na figura 4.17, é explícita visualmente a melhoria que o USP consegue introduzir no comportamento à fadiga dos provetes de 4 mm em relação ao material base. O cálculo da melhoria à fadiga para um determinado número N de ciclos pode ser obtida em função da tensão calculada para o material base ou de referência e da tensão calculada para o material tratado:

$$(\% \text{Melhoria})_{N \text{ ciclos}} = \left( \frac{\sigma_{\text{tratado}} - \sigma_{\text{MB ou referência}}}{\sigma_{\text{MB ou referência}}} \right)_{N \text{ ciclos}} \times 100 \quad (4.3)$$

**Tabela 4.7.** Comparação do comportamento do material tratado por UP com o Material Base, 4mm

4 mm R=0,02	Reta de Regressão	Coefficiente de Correlação R <sup>2</sup>	m	Melhoria [%] (em relação ao MB para 10 <sup>5</sup> ciclos)	Melhoria [%] (em relação ao MB para 10 <sup>6</sup> ciclos)
MB	$\sigma=483,02.N^{(-0,131)}$	0,964	7,63	-	-
USP	$\sigma=562,51.N^{(-0,128)}$	0,735	7,81	19,7	21,4

Com recurso à equação 4.3, pode-se calcular a melhoria introduzida pelo tratamento superficial (tabela 4.7), e conseqüentemente concluir que o processo USP consegue aumentar a resistência do material em 19,7 e 21,4% para vidas de 10<sup>5</sup> e 10<sup>6</sup> ciclos, respectivamente, nas condições de ensaio referidas.



**Figura 4.18.** Curva S-N dos provetes tratados com UP e para o material base, para a espessura de 8 mm em R=0,02

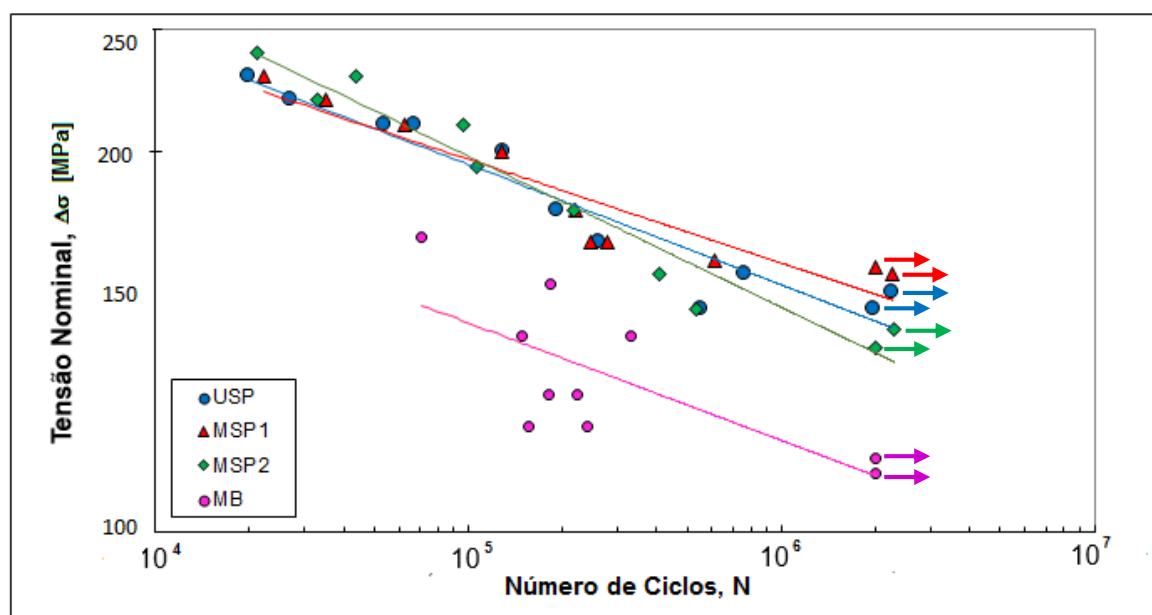
A figura 4.18 volta a refletir o que já tinha sido constatado para o processo USP com o provete de 4 mm, mas agora para uma espessura de 8mm, para a mesma razão de tensões.

**Tabela 4.8.** Comparação do comportamento do material tratado por UP com o Material Base, 8mm

8 mm R=0,02	Reta de Regressão	R <sup>2</sup>	m	Melhoria [%] (em relação ao MB para 10 <sup>5</sup> ciclos)	Melhoria [%] (em relação ao MB para 10 <sup>6</sup> ciclos)
MB	$\sigma=353,52.N^{(-0,106)}$	0,8917	9,43	-	-
USP	$\sigma=425,79.N^{(-0,104)}$	0,8059	9,62	23,3	23,9

Pela tabela 4.8 constata-se a melhoria que o USP consegue introduzir no material tanto a nível de percentagem para dois níveis de vida, bem como no valor de m.

Em relação ao estudo efetuado para a espessura de 4mm, existe um aumento da efetividade do USP para a espessura de 8mm. O valor de m aumenta também para o material tratado por USP de 7,81 para 9,62, o que representa um incremento de cerca de 23%.

**Figura 4.19.** Curva S-N dos vários tratamentos superficiais e para o material base, para a espessura de 8mm em R=-1**Tabela 4.9.** Comparação dos tratamentos superficiais para 8mm e R=-1

8 mm R=-1	Reta de Regressão	R <sup>2</sup>	m	Melhoria [%] (em relação ao MB para 2x10 <sup>5</sup> ciclos)	Melhoria [%] (em relação ao MSP1 para 2x10 <sup>4</sup> ciclos)	Melhoria [%] (em relação ao MSP2 para 2x10 <sup>6</sup> ciclos)
MB	$\sigma=428,27.N^{(-0,093)}$	0,5346	10,7	-	-	-
USP	$\sigma=586,58.N^{(-0,095)}$	0,9181	10,5	34,2	1,5	6,7
MSP1	$\sigma=508,45.N^{(-0,082)}$	0,8832	12,2	36,3	-	11,9
MSP2	$\sigma=789,04.N^{(-0,12)}$	0,9499	8,3	33	6,5	-

Pela figura 4.19 e pela tabela 4.9 consegue-se perceber que todos os tratamentos melhoram a vida à fadiga do material base. As curvas S-N apresentam comportamentos bastante semelhantes (para vidas curtas de 2x10<sup>5</sup> a melhoria em relação ao material base situa-se entre 33 e 36,3%), sendo no entanto possível isolar algumas subtis diferenças.



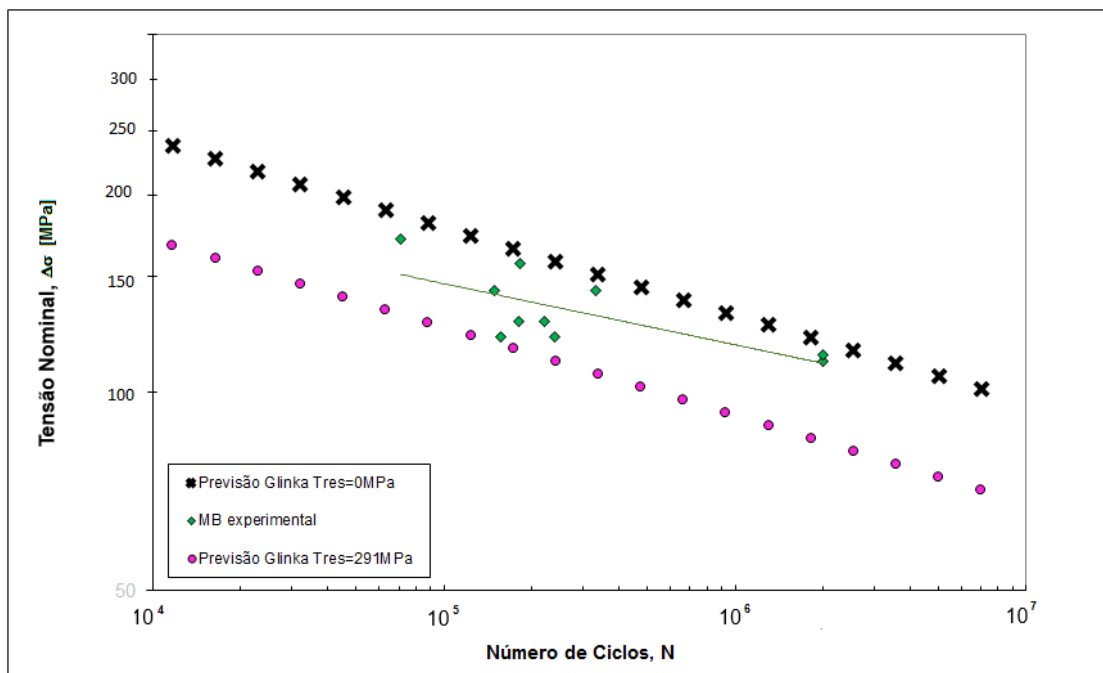
Nomeadamente, para vidas muito curtas,  $2 \times 10^4$  ciclos, o MSP1 é superiorizado residualmente pelo USP (1,5%) e de forma mais visível pelo MSP2 (6,5%). Para vidas longas, esta ordem inverte-se, passando o MSP2 a ser o tratamento com pior comportamento, superado pelo USP em 6,7% e, de forma mais destacada, pelo MSP1 em 11,9%. Em relação aos valores de  $m$ , o MSP1 possui o maior valor o que significa que o período de iniciação para este tratamento tem maior preponderância na vida total à fadiga. MSP2 possui o menor valor. USP possui um valor intermédio entre os dois MSP, característica que também pode ser observada no gráfico.

A avaliar pela figura 4.12, referente aos perfis das tensões residuais na direção de laminagem, pode-se constatar que a ordem dos tratamentos que invertem as suas tensões compressivas para tensões de tração é, da menor para a maior profundidade, e também, por consequência, dos menores para os maiores valores de tensões compressivas em profundidade (isto é, para profundidades superiores a  $200 \mu\text{m}$ ), MSP1, USP e MSP2. Acontece que esta ordem é precisamente a inversa dos melhores desempenhos da vida à fadiga para vida longas. Isto leva a supor que, para vidas longas, maiores tensões compressivas em profundidade não são relevantes, porque a zona de interesse é mesmo a da superfície do entalhe, onde se inicia e nucleia a(s) fenda(s). Então, seguindo este raciocínio, é fácil perceber a causa para que o MSP2 tenha os piores resultados para vidas longas: possui a pior rugosidade e, para além disso, possui a tensão residual compressiva à superfície mais baixa. Posto isto, tendo em conta a superioridade do MSP1 em relação ao USP, as profundidades que parecem ter mais preponderância situam-se entre os  $30$  e  $110 \mu\text{m}$  onde o MSP1 possui maiores valores médios de microdurezas e de tensões residuais. Apesar de o USP ter melhor acabamento superficial e maiores tensões residuais à superfície, possui, no entanto, valores muito baixos de tensões residuais na camada subsuperficial. Existe, portanto, para as condições descritas, um certo valor de tensão nominal aplicada (concretamente de  $160 \text{ MPa}$ ) para o qual no USP se inicia, nucleia e propaga uma fenda, mas que para o MSP1 pode iniciar e até nuclear, mas não se propaga.

Para cargas elevadas ou vidas curtas, no qual o MSP2 domina, aparentemente o fator mais importante é o integral total das tensões residuais compressivas da superfície até à profundidade a que passam a tensões de tração. Para ensaios demasiado curtos é de alguma forma menos relevante a rugosidade e as baixas tensões residuais à superfície que retardam a iniciação e nucleação de fenda.

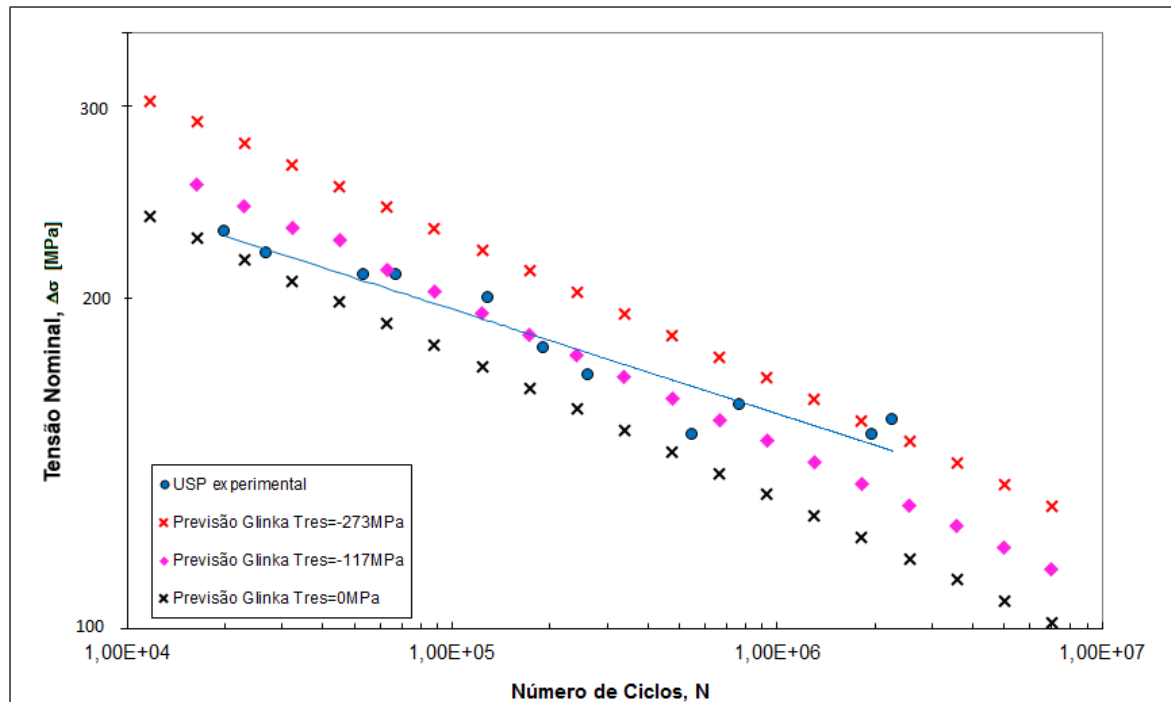
Paralelamente a esta análise, fizeram-se várias estimativas da vida à fadiga dos provetes com base no Método de Molski-Glinka. Foram tidas em conta as tensões residuais obtidas pela análise de Difração Raios-X que afetam a tensão média.

A dedução e o respetivo cálculo do Método de Glinka, e dos vários valores do material, estão explicados em pormenor no Anexo A. Na presente secção, por se pretender alguma assertividade na amostragem dos resultados, apenas se exibem as curvas S-N resultantes.



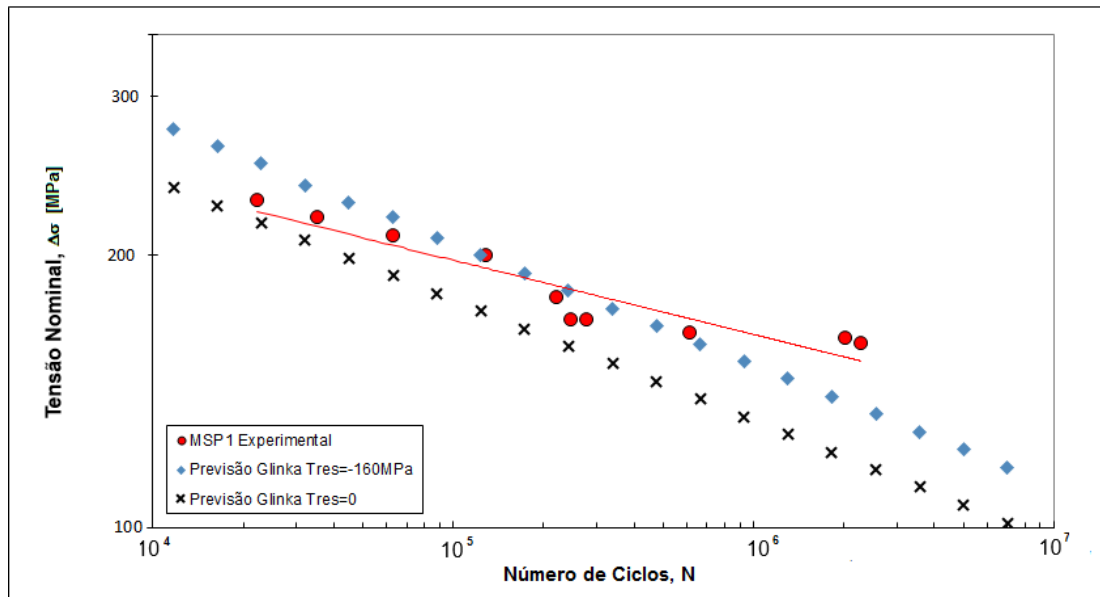
**Figura 4.20.** Previsão da vida à fadiga pelo Método de Glinka com tensões residuais nulas e de tração no valor de 291 MPa, com os pontos experimentais do material base

Na figura 4.20 compara-se a previsão feita pelo Método de Molski-Glinka (ou simplesmente Glinka) para dois valores de tensões residuais. A curva inferior foi calculada para um valor de tensões de 291 MPa à tração, valor este obtido pela análise de difração Raios-X no material base (a superfície de onde foi retirado este valor estava fresada, portanto é plausível que o valor no entalhe polido seja menor). A curva superior é igualmente uma previsão pelo Método de Glinka mas com tensões residuais nulas. Destas duas curvas se infere facilmente o papel relevante que as tensões residuais têm na vida à fadiga de um material. Tensões residuais positivas ou à tração aumentam a tensão média do carregamento do material e aceleram a sua ruína. Os pontos do material base e respetiva reta de regressão situam-se entre as duas previsões. O Método de Glinka, para estas condições, consegue descrever muito satisfatoriamente o material base.



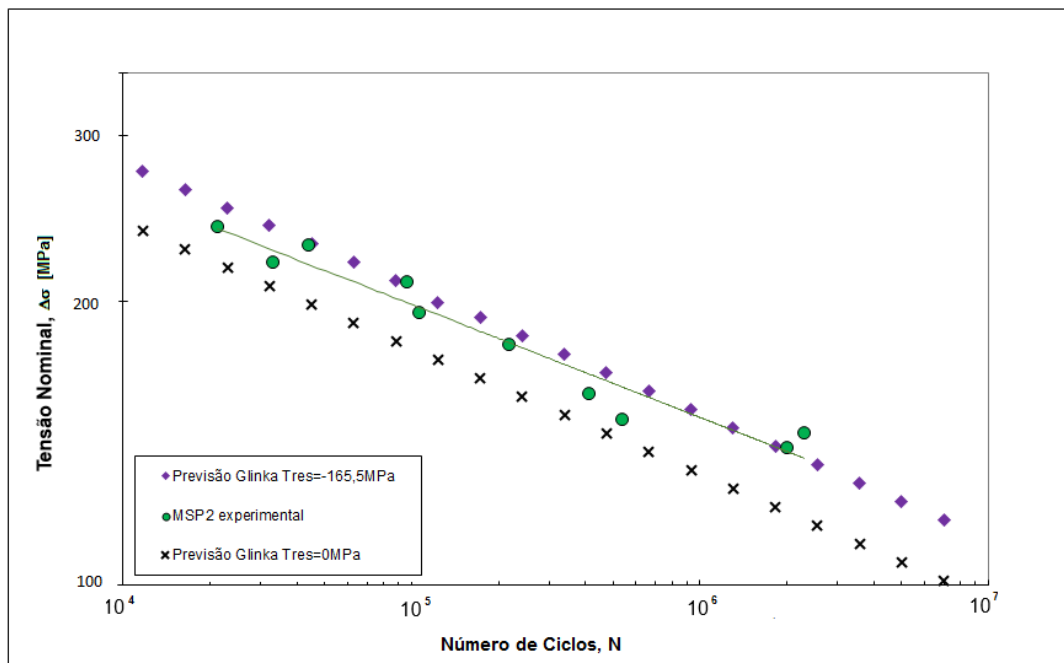
**Figura 4.21.** Previsão da vida à fadiga pelo Método de Glinka com tensões residuais nulas e de compressão no valor de -117MPa e -273MPa, com os pontos experimentais do USP,  $R=-1$

Para o caso de material tratado por USP, efetuou-se também a mesma abordagem da figura 4.20. Para o cálculo da previsão da vida à fadiga pelo Método de Glinka, são escolhidos, pela tabela 4.6, os valores de  $\sigma_{residual}$  de -273MPa e -117 MPa. O primeiro porque é o menor valor da superfície do entalhe, e o segundo o pior valor medido em profundidade junto à superfície para este tratamento. Na figura 4.21 constata-se novamente a influência do parâmetro da tensão residual que afeta a tensão média resultante do ensaio. Os pontos experimentais estão incluídos entre as curvas de previsão sem tensões residuais e com tensões compressivas de -273MPa. De notar que a melhor curva que descreve os pontos é a previsão de Glinka que utiliza o pior valor de tensões residuais, o que pode revelar o ponto de ruína para os provetes tratados com USP. Os pontos com vidas longas situam-se na fronteira dos parâmetros estabelecidos.



**Figura 4.22.** Previsão da vida à fadiga pelo Método de Glinka com tensões residuais nulas e de compressão no valor de -160MPa, com os pontos experimentais do MSP1,  $R=-1$

Em relação ao tratamento MSP1, como a diferença entre os valores das tensões residuais no entalhe e na profundidade próxima da superfície era muito ligeira, optou-se simplesmente por fazer uma média dos valores da superfície do entalhe. A figura 4.22 exhibe a boa concordância da previsão Glinka com um tensão compressiva de -160 MPa. De notar a não abrangência dos pontos com vida elevada.



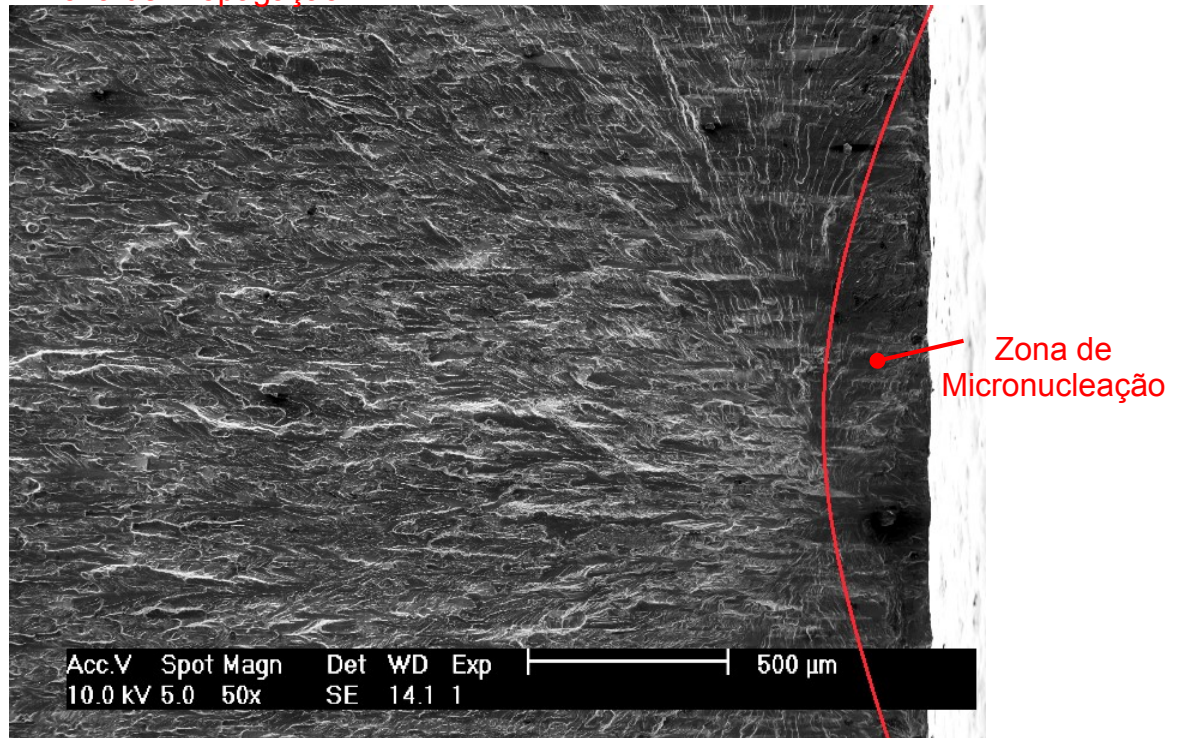
**Figura 4.23.** Previsão da vida à fadiga pelo Método de Glinka com tensões residuais nulas e de compressão no valor de -165,5 MPa, com os pontos experimentais do MSP2,  $R=-1$

Por último, representa-se as previsões do Método de Glinka com tensões residuais nulas e com tensão compressiva de -165,5 MPa (média, novamente, do valor da superfície dos entalhes). Justifica-se este valor com base no exemplo anterior. Pela figura 4.23 é possível constatar que a previsão de Glinka com tensão de compressiva de -165,5 MPa adapta-se quase perfeitamente aos pontos experimental de MSP2, incluindo os pontos com vidas longas.

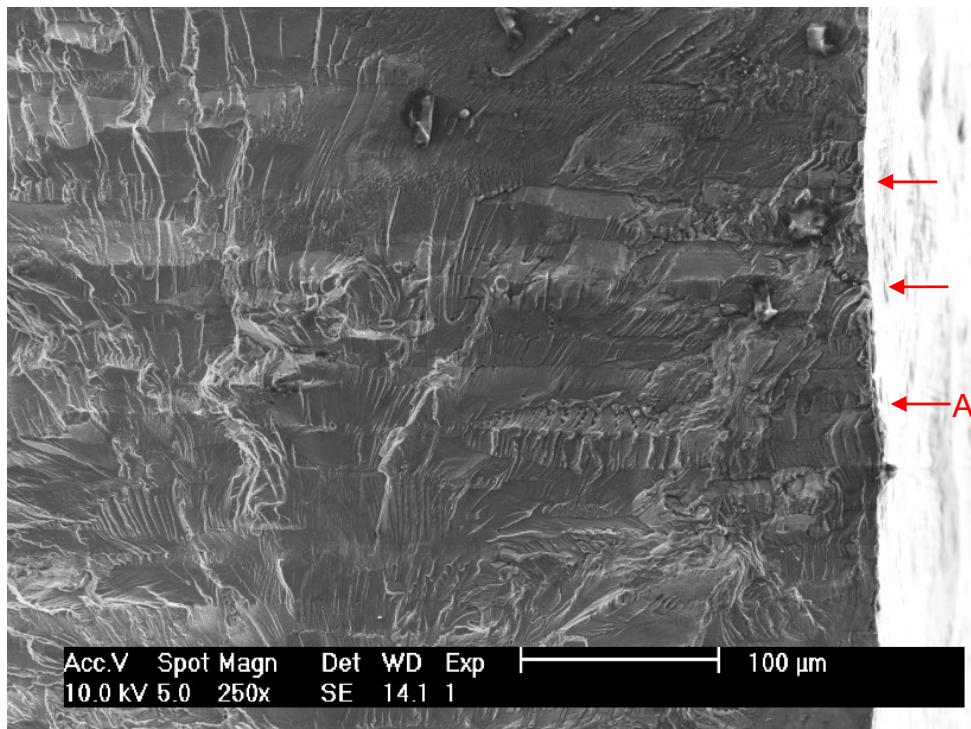
#### **4.1.6. Análise das superfícies de fratura**

A figura 4.24 exhibe a superfície de fratura de um provete tratado por USP. Foi desenhada uma linha vermelha que faz a distinção entre a zona de micronucleação de fissuras (fase I) que têm início à superfície e a zona de propagação (fase II). A baixa gama de tensões utilizada no ensaio para este provete permitiu que se formasse uma zona de micronucleação. Esta zona é constituída pelo crescimento microscópico de diversas fissuras, que tiveram início na superfície, e que se vão gradualmente juntando. O início da propagação tem início a uma profundidade aproximada de 300  $\mu\text{m}$ , profundidade para a qual começa a existir tensões de tração. Ou seja, o facto de passar a existir tensões desfavoráveis pode ter desplotado a mudança de fase de crescimento da fenda e ter começado a propagar-se abruptamente. A zona de propagação apresenta grandes sequências de estrias (linhas radiais) que é característico da fratura dúctil com deformação plástica.

Na figura 4.25 são identificáveis precisamente os pontos de iniciação das microfissuras na superfície tratada. Na figura 4.26 pode ver-se pormenorizadamente um ponto de iniciação. São visíveis ainda as chamadas linhas frontais, denominadas também na literatura por “beach marks”, e são igualmente características da fratura dúctil. Estas linhas representam linhas de paragens e refletem o regime de funcionamento do material.

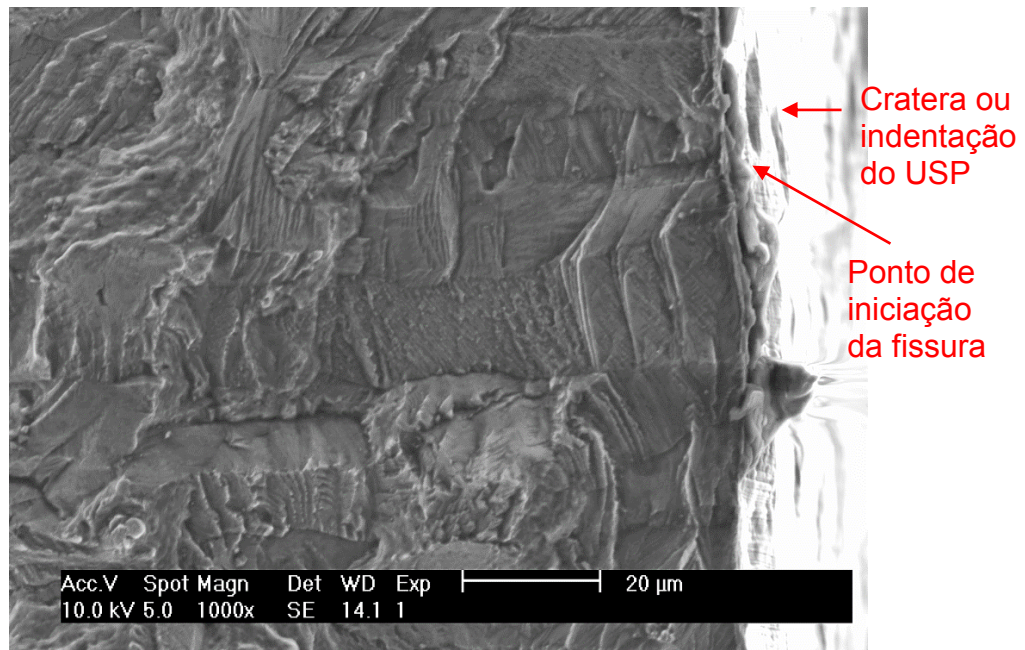
**Zona de Propagação**

**Figura 4.24.** Fratura em provete tratado por USP, 4mm, R0, variação de carga 100MPa



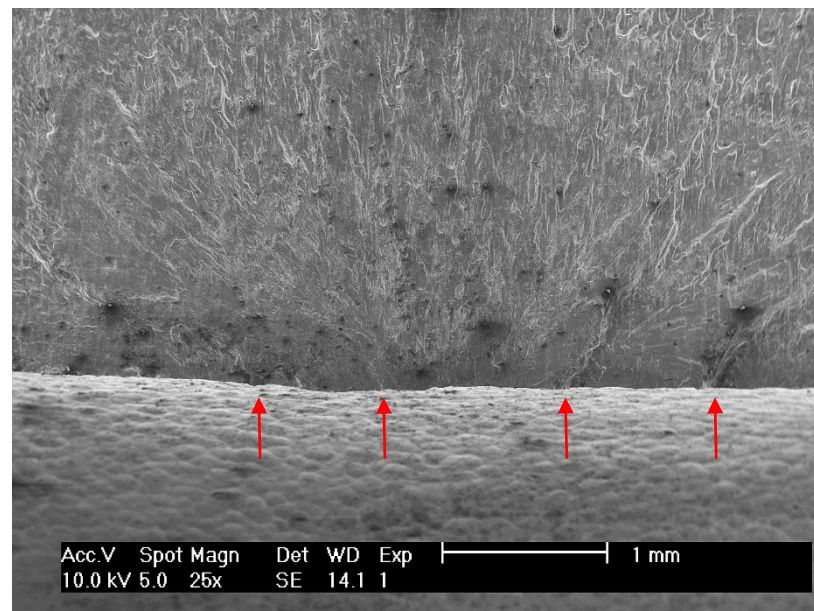
**Figura 4.25.** Pormenor da zona de micronucleação da figura 4.17



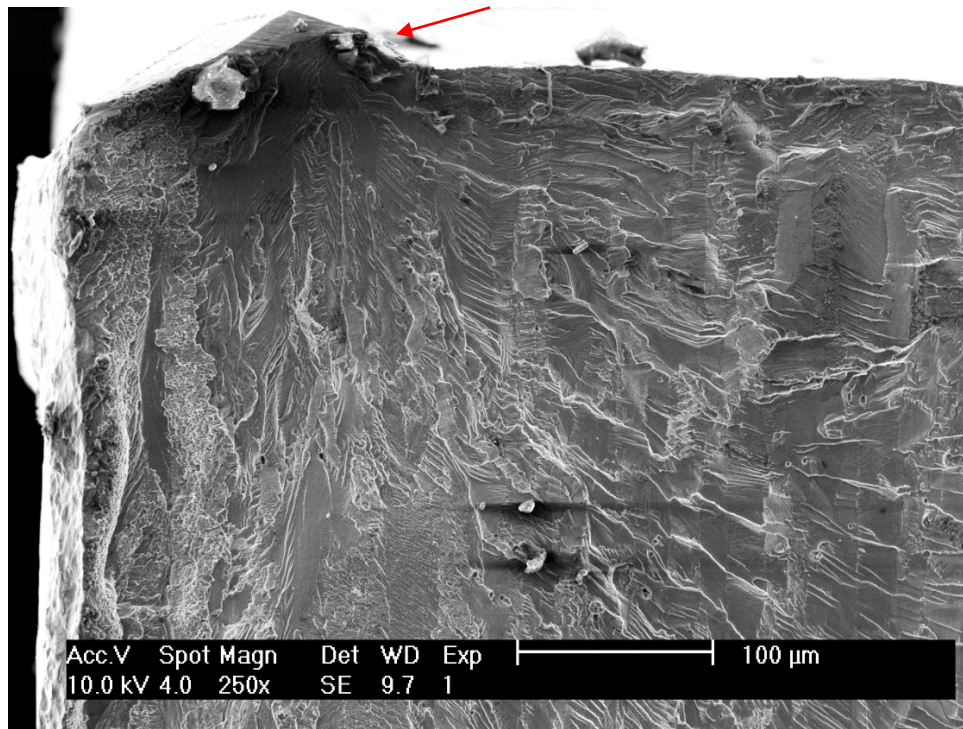


**Figura 4.26.** Pormenor A referido na figura 4.18

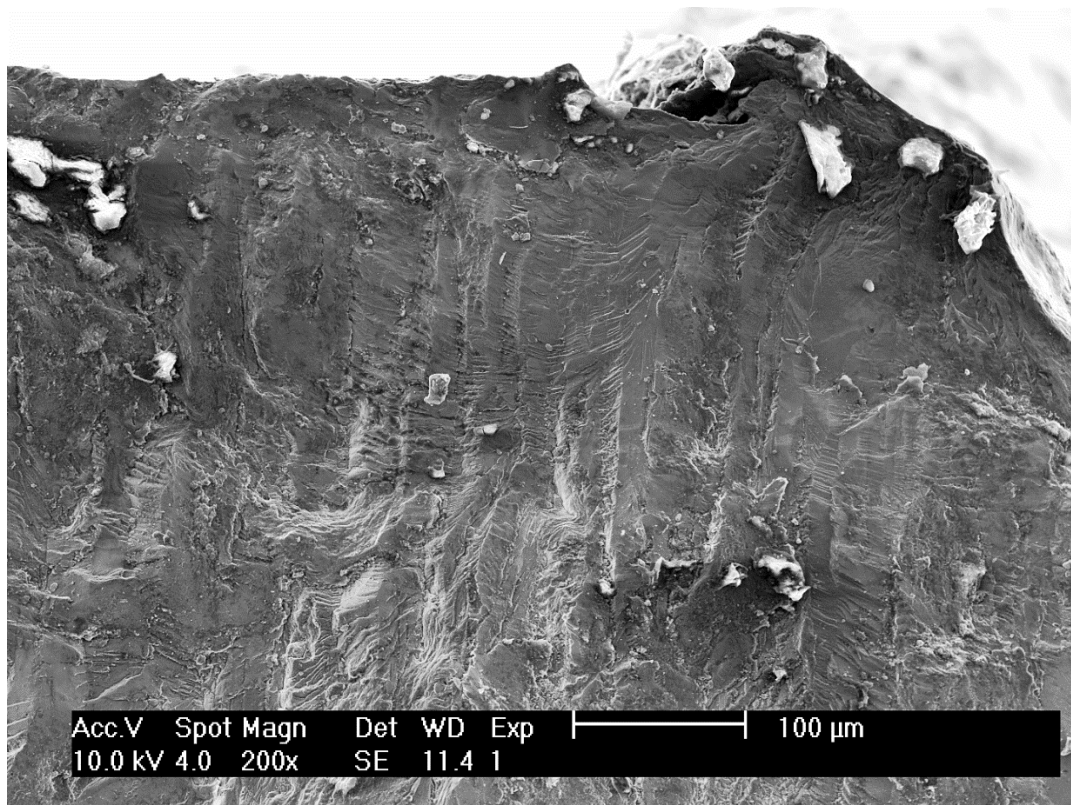
Foi também possível constatar o caso em que, para o mesmo tratamento USP, o provete iniciou a fissuração na superfície, mas por a tensão aplicada ser demasiado elevada (o dobro relativamente o provete da figura 4.26), não produziu um zona visível de micronucleação e só teve fase de propagação. Na figura 4.27 está exibida esta situação com os pontos de iniciação das fissuras.



**Figura 4.27.** Provete tratado por USP, variação de carga 200 MPa



**Figura 4.28.** Provete tratado por USP, variação de tensão 150 MPa

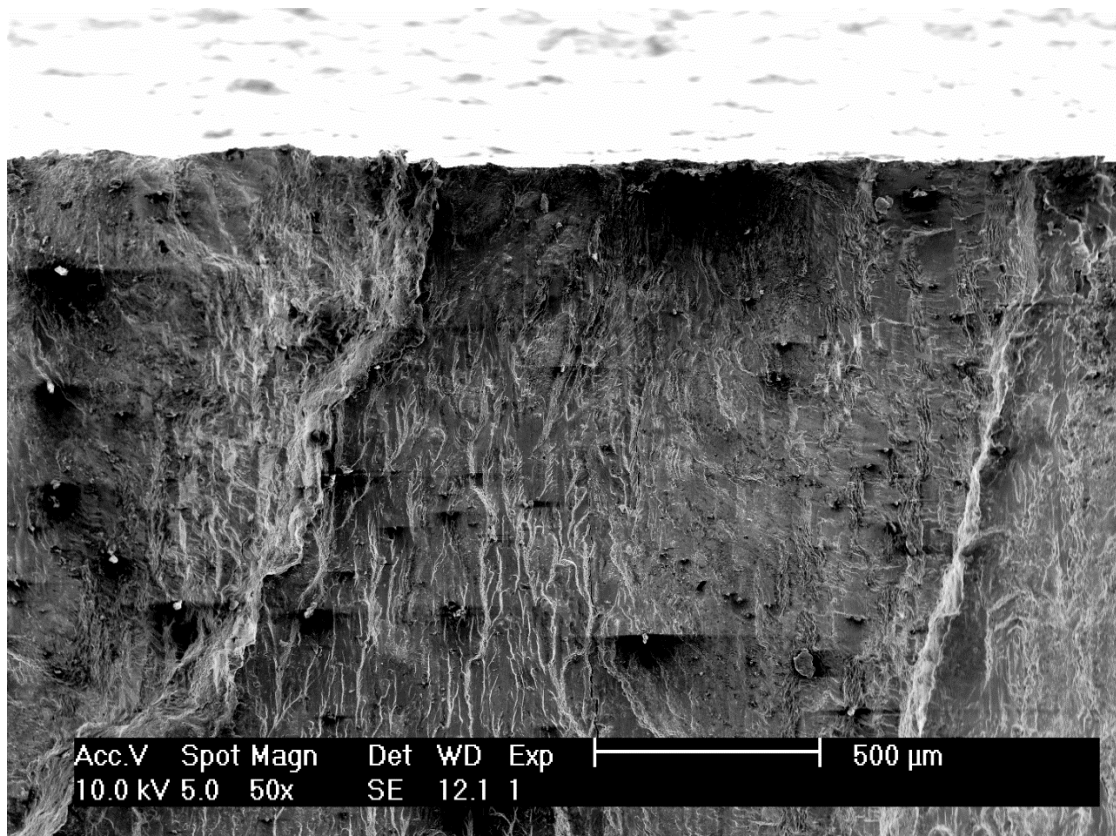


**Figura 4.29.** Provete tratado por MSP1, variação de tensão 170 MPa



As figuras 4.28 e 4.29 representam ambas a ruína no canto de provetes tratados por USP e MSP1 respectivamente. Apesar do bom acabamento superficial generalizado que o USP consegue produzir, foi possível observar para este tratamento uma situação de fratura invulgar de canto, originado por mau acabamento superficial. De notar ainda que a fratura de canto do MSP1 é devida ao defeito de canto já referido na figura 4.3c.

A figura 4.30 exhibe para um provete MSP1 o caso de dupla iniciação na superfície do entalhe resultante diretamente do mau acabamento superficial.



**Figura 4.30.** Provette tratado por MSP1, variação de tensão de 230 MPa

Posto isto, torna-se necessário fazer alusão à presença ou não de precipitados como causa da ruína dos provetes. De fato, a análise SEM foi repetida uma segunda vez com o intuito explícito de tentar analisar as partículas com forma próxima à circular, bem evidentes nas figuras 4.25, 4.28 e 4.29, mas não foi possível, à exceção de um caso, averiguar a composição dessas partículas por falta de condutividade elétrica delas mesmas. O resultado por EDS da partícula analisada está exibido na figura 4.31.

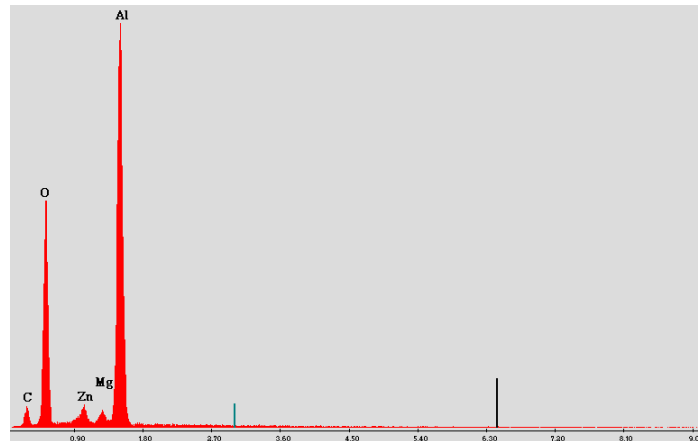


Figura 4.31. Composição de uma partícula analisada

Dos elementos apresentados, pode-se concluir que o Al, Zn e Mg se tratam de elementos de liga, e C e O são contaminantes típicos. Daqui pode-se inferir portanto, que as partículas que são visíveis na análise SEM tratam-se muito provavelmente de Alumina ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ). Tal como já foi dito nesta dissertação, a alumina é um óxido do alumínio e este forma-se quando o alumínio está exposto ao ar atmosférico. A alumina é ainda um bom isolador eléctrico, daí as dificuldades da sua análise.

Assim, não se observou a existência de precipitados, porque eles são de tal forma finos e dispersos que a sua observação não é possível para as condições de análise utilizadas.

Na figura 4.32 e 4.33 comparam-se as imagens SEM com o perfil de tensões residuais medido para os provetes USP, onde se relaciona a existência de tensões desfavoráveis com o início da propagação de regime II.

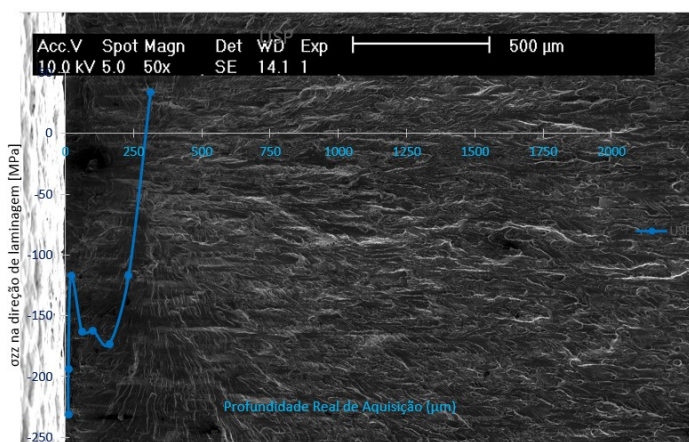


Figura 4.32. Sobreposição das tensões residuais USP e superfície de fratura (50x)

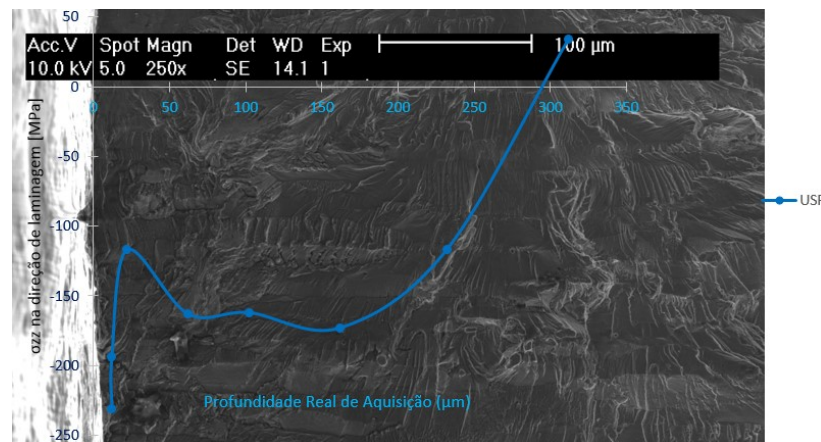


Figura 4.33. Sobreposição das tensões residuais USP e superfície de fratura (250x)

## 5. CONCLUSÕES

A microestrutura do material base é composta por grãos de diferentes tamanhos e de geometria achatada e alongada na direção de laminagem. As superfícies tratadas por USP possuem muito bom acabamento superficial, melhor que MSP1, e este último melhor que MSP2. Refinamento de grão apenas bem perceptível nos MSP. USP apresenta no entanto também achatamento de grão. USP é um tratamento com intensidade de embate baixa.

Todos os tratamentos superficiais aumentam a microdureza do material. O tratamento que maior microdureza introduz é o MSP1, seguido do MSP2, e por último do USP. É notada diminuição de microdureza da superfície longitudinal para a superfície do entalhe em todos os tratamentos, mas os valores são sempre superiores ao material base. As deformações plásticas criadas à superfície pelos vários tratamentos produzem o aumento de dureza da superfície em relação ao seu interior.

Para os parâmetros Ra, Rq e Rz de rugosidade, USP assume sempre os menores valores, seguindo do MSP1 e MSP2. Todos os parâmetros aumentam aproximadamente à mesma proporção para o mesmo tratamento em relação ao MB. O aumento do diâmetro das esferas de tratamento, leva a menores valores de rugosidade.

As maiores tensões residuais à superfície são atingidas pelo USP, seguido do MSP1, e depois do MSP2. Na camada subsuperficial o USP atinge menores valor de tensões compressivas que em relação aos MSP. O USP tem também o menor valor de tensão compressiva máxima em profundidade. No entanto, consegue ficar entre os MSP na mudança de tensões compressivas para tração. MSP2 atinge as maiores e mais profundas tensões compressivas. Conclui-se que para o MSP, menores diâmetros de esferas oferecem maiores e mais profundas tensões residuais. É encontrada uma relação entre o diâmetro das esferas e área de contacto em função da profundidade da tensão máxima. A esfera com o diâmetro mais reduzido do MSP2 cria as maiores e mais profundas tensões residuais. USP gera as maiores tensões residuais à superfície.

O tratamento USP é melhor aplicado para maiores espessuras. Tanto para 4 como para 8mm, o USP melhora a vida à fadiga entre 19,7 e 23,9% em relação ao material base para R=0. Constata-se também que todos os tratamentos melhoram a vida à fadiga do material base para R=-1, em cerca de 33 e 34,2% para 200.000 ciclos. MSP2 é o tratamento que assume o melhor desempenho para vidas curtas comparado com o USP e o MSP1, 1,5%

e 6,5% de melhoria, respectivamente. Para vidas longas, MSP1 assume o melhor desempenho destacando-se 11,9% de MSP2 e 6,7% de USP. O tratamento USP possuiu sempre desempenhos intermédios entre os MSP. O melhor desempenho do MSP1 para vidas longas pode ser explicado pelos maiores valores médios de microdurezas e de tensões residuais na zona subsuperficial. O melhor desempenho do MSP2 para vidas curtas pode ser explicado pelo maior valor do integral de área das tensões residuais na direção de laminagem.

Obtiveram-se no geral boas correlações entre os resultados experimentais e as previsões da vida à fadiga segundo o Método de Glinka tendo em conta as tensões residuais determinadas pela difração Raios-X..

Das análises SEM, conclui-se que os provetes iniciam a sua fratura na superfície, incluindo os provetes de melhor acabamento superficial USP. Dependendo da tensão aplicada, pode haver ou não formação de zona de micronucleação. Não foi possível a deteção de precipitados ou partículas de segunda fase por estas serem demasiadas finas e dispersas para as condições de análise.

Dos conhecimentos adquiridos com a revisão bibliográfica e das conclusões desta dissertação é possível recomendar alguns futuros trabalhos:

Estudar o duplo *Shot Peening*, com o segundo tipo de esferas de tratamento feito à base de vidro, porque se apresenta como uma técnica melhorada que possibilita a obtenção de maiores tensões residuais e, ao mesmo tempo, menores valores de rugosidade.

Fazer a distinção precisa das propriedades adquiridas e comportamento à fadiga de materiais tratados por *Ultrasonic Impact Technology* (UIT) e *Ultrasonic Peening* (USP)

Estudar também o desempenho dos materiais tratados por *Laser Peening* (com diferentes parâmetros de Laser), pois induzem grandes tensões residuais e pouca rugosidade.

Apesar de o *Oil Jet Peening* não possibilitar aparentemente grandes ganhos de tensões compressivas, seria interessante estudar o processo porque há poucos dados disponíveis na literatura em termos de vida à fadiga.

## REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] J. Barralis, G. Maeder, *Prontuário de Metalurgia*, Fundação Calouste Gulbenkian, Lisboa, p. 128, 2005.
- [2] A. Heinz, A. Hazler, C. Keidel, S. Moldenhauer, R. Benedictus, W.S. Miller, "*Recent development in aluminium alloys for aerospace applications*", *Materials Science and Engineering*, vol. 280, p. 102-107, 2000.
- [3] W. F. Smith, "*Princípios de Ciência e Engenharia dos Materiais*", 3ª Edição, McGraw-Hill, Lisboa, p. 534, 1998.
- [4] L. Aires, "*Análise Experimental do Comportamento à Fadiga em Juntas Soldadas por Fricção Linear de Ligas de Alumínio para a Indústria Aeronáutica*" Dissertação para obtenção do grau de Mestre, Instituto Superior Técnico, Lisboa, p. 6, 2007.
- [5] B. B. Verma, J. D. Atkinson, and M. Kumar, "*Study of fatigue behaviour of 7475 aluminium alloy*", *Bull. Mater. Sci*, vol. 24, no. 2, p. 231–236, 2001.
- [6] M. T. Jahn, J. Luo, "*Tensile and fatigue properties of a thermomechanically treated 7475 aluminium alloy*", *Journal of Materials Science*, vol. 23, p. 4115–4120, 1988.
- [7] C. Y. Kim, J. M. Choi, J. H. Song, "*Fatigue crack growth and closure behavior under random loadings in 7475-T7351 aluminum alloy*", *International Journal of Fatigue*, vol. 47, p. 196–204, 2013.
- [8] K. Alrubaie, E. Barroso, L. Godefroid, "*Fatigue crack growth analysis of pre-strained 7475-T7351 aluminum alloy*", *International Journal of Fatigue*, vol. 28, no. 8, pp. 934–942, 2006.
- [9] ALCOA, "*Alcoa Mill Products, 7475 Aluminium Alloy Plate and Sheet*", acessado em Maio de 2015 em [http://www.alcoa.com/mill\\_products/catalog/pdf/alloy7475techplatesheet.pdf](http://www.alcoa.com/mill_products/catalog/pdf/alloy7475techplatesheet.pdf)
- [10] W. F. Smith, "*Princípios de Ciência e Engenharia dos Materiais*", 3ª Edição, McGraw-Hill, Lisboa, p. 524, 1998.
- [11] ALCOA, "*Alcoa Mill Products, 7075 Aluminium Alloy Plate and Sheet*", acessado em Maio de 2015 em [http://www.alcoa.com/mill\\_products/catalog/pdf/alloy7075techsheet.pdf](http://www.alcoa.com/mill_products/catalog/pdf/alloy7075techsheet.pdf).
- [12] C. Moura Branco, J. Martins Ferreira, J. Domingos da Costa, A. Silva Ribeiro, "*Projecto de Orgãos de Máquinas*", 3ª Edição, Fundação Calouste Gulbenkian Lisboa, p. 51, 2012.

- 
- [13] Y. K. Gao, X. R. Wu, “*Experimental investigation and fatigue life prediction for 7475-T7351 aluminum alloy with and without shot peening-induced residual stresses*”, *Acta Materialia*, vol. 59, no. 9, p. 3737–3747, 2011.
- [14] J. Ribeiro, “*Caracterização Experimental e Numérica de Campos de Tensões Residuais Provocadas por Processos de Fabrico Caracterização Experimental e Numérica de Campos de Tensões Residuais Provocadas por Processos de Fabrico*” Dissertação para a obtenção do grau de Doutor, Universidade do Porto, Porto, p. 9, 2006.
- [15] A. Abdullah, M. Malaki, A. Eskandari, “*Strength enhancement of the welded structures by ultrasonic peening*”, *Materials and Design*, vol. 38, pp. 7–18, 2012.
- [16] Y. Kudryavtsev, J. Kleiman, “*Fatigue of Welded Elements: Residual Stresses and Improvement treatments*”, 2004.
- [17] E. S. Statnikov, O. V. Korolkov, V. N. Vityazev, “*Physics and mechanism of ultrasonic impact*”, *Ultrasonics*, vol. 44, pp. 533–538, 2006.
- [18] Y. Kudryavtsev, J. Kleiman, G. Prokopenko, V. Knysh, L. Gimbrede, “*Effect of Ultrasonic Peening on Microhardness and Residual Stress in Materials and Welded Elements*”, *International Institute of Welding, IIW Document XIII-2010-04*.
- [19] E. Statnikov, *Physics and Mechanism of Ultrasonic Impact Treatment*, *International Institute of Welding, IIW Document XIII-2004-04*
- [20] Y. Kudryavtsev, J. Kleiman, “*Fatigue Improvement of Welded Elements and Structures by Ultrasonic Peening*”, *Proceedings of the ASME 2013 Pressure Vessels and Piping Conference, Paris, 14-18 Julho, 2013*.
- [21] L. L. Martinez, “*Life of FPSO’s structural details using ultrasonic peening*”, *Procedia Engineering*, vol. 10, pp. 1059–1068, 2011.
- [22] E. Statnikov, “*Physics and Mechanism of Ultrasonic Impact Treatment*”, *International Institute of Welding, IIW Document XIII-2004-04*.
- [23] Y. Togasaki, H. Tsuji, T. Honda, T. Sasaki, and A. Yamaguchi, “*Effect of UIT on Fatigue Life in Web-Gusset Welded Joints*”, vol. 4, no. 3, pp. 391–400, 2010.
- [24] E. S. Statnikov, V. O. Muktepavel, A. Blomqvist “*Comparison of Ultrasonic Impact Treatment (UIT) and other Fatigue Life Improvement Methods*”, *Welding in the World*, vol. 46, no. 3-4, pp. 20–32, 2002.
- [25] Q. Yang, D. Wang, S. Wu, and S. Li, “*Research on the Effect of Ultrasonic Impact Peening on the Fatigue Property of 7075-T651 Aluminum Alloy*” *Advanced Materials Research*, vol. 295–297, pp. 1896–1900, 2011.
- [26] S. Roy, J. W. Fisher, “*Improving Fatigue Strength of Welded Joints by Ultrasonic Impact Treatment*”
-

- [27] P. Schaumann and C. Keindorf, “*Enhancing fatigue strength by Ultrasonic Impact Treatment for welded joints of offshore structures*”, Third International Conference on Steel and Composite Structures, pp 921-926, Manchester, UK
- [28] Y. Kudryavtsev, J. Kleiman, A. Lugovskoy, G. Prokopenko, “*Fatigue Life Improvement of Tubular Welded Joints by Ultrasonic Peening*”, International Institute of Welding, IIW Document XIII-2117-06.
- [29] H. Günther, U. Kuhlmann, A. Durr, “*Rehabilitation of Welded Joints by Ultrasonic Impact Treatment (UIT) Ultra Sonic Impact Treatment (UIT)*”, IABSE Symposium, Lisboa, pp. 1–7, 2005.
- [30] G. P. Tilly, P. A. Jackson, S. J. M. Dic, “*Fatigue strengthening of welds in light rail structures*” no. September, Institution of Civil Engineers, Bridge Engineering 163 Issue BE3, pp. 147–152, 2010.
- [31] D. Yin, D. Wang, H. Jing, L. Huo, “*The effects of ultrasonic peening treatment on the ultra-long life fatigue behavior of welded joints*”, Materials and Design, vol. 31, no. 7, pp. 3299–3307, 2010.
- [32] SONATS, acedido em Julho de 2015 em [http://www.sonats-et.com/page\\_17-peening-solutions.html](http://www.sonats-et.com/page_17-peening-solutions.html).
- [33] K. Sanada, T. Kakiuchi, Y. Uematsu, K. Hattori, Y. Watanabe, “*Effect of ultrasonic shot peening treatment on fatigue behavior of AZ61 magnesium alloy*”, Recent Advances in Structural Integrity Analysis: Proceedings of the International Congress, Sydney, 9-12 Dezembro, p.104-108, 2014.
- [34] Y. M. Xing, J. Lu, “*An experimental study of residual stress induced by ultrasonic shot peening*”, Journal of Materials Processing Technology, vol. 152, no. 1, pp. 56–61, 2004.
- [35] R Markovina, B Blagojevic, D. Ban, “*Investigation of Influential Parameters on Shotpeening of Aluminum Alloys*”, 12th International Research/Expert Conference, Istanbul, 26-30 Agosto, pp. 245–248, 2008.
- [36] H. Kumar, S. Singh, P. Kumar, “*Modified Shot Peening Processes - a Review*”, International Journal of Engineering Sciences and Emerging Technologies, vol. 5, no. 1, pp. 3–16, 2013.
- [37] F. Petit-Renaud, “*Optimization of the Shot Peening Parameters*”, USF Impact Finishers (Shot Peening Division) and USF Vacu-Blast International, Slough, UK.
- [38] C. Rocha, “*Desempenho em Fadiga de Arames Submetidos ao Processo de Shot Peening*” Dissertação para a obtenção do Título de Mestre, Universidade de Rio Grande do Sul, Porto Alegre, p. 38, 2010.
- [39] M. Lundberg, R. L. Peng, M. Ahmad, T. Vuoristo, D. Bäckström, S. Johansson, “*Influence of Shot Peening Parameters on Residual Stresses in Flake and Vermicular Cast Irons*, Material Science Forum, vol. 768–769, pp. 534–541, 2013.

- 
- [40] S. Sathyajith, S. Kalainathan, S. Swaroop, “*Laser peening without coating on aluminum alloy Al-6061-T6 using low energy Nd:YAG laser*”, *Optics and Laser Technologies*, vol. 45, no. 1, pp. 389–394, 2013.
- [41] A. Vasu, R. V Grandhi, “*Effects of curved geometry on residual stress in laser peening*”, *Surface and Coating Technology*, vol. 218, pp. 71–79, 2013.
- [42] S. Sathyajith and S. Kalainathan, “*Effect of laser shot peening on precipitation hardened aluminum alloy 6061-T6 using low energy laser*”, *Optics and Lasers in Engineering*, vol. 50, pp. 345–348, 2012.
- [43] Y. K. Gao, “*Improvement of fatigue property in 7050-T7451 aluminum alloy by laser peening and shot peening*”, *Materials Science and Engineering A*, vol. 528, p. 3823–3828, 2011.
- [44] F. Boud, L. F. Loo, P. K. Kinnell, “*The impact of plain waterjet machining on the surface integrity of aluminium 7475*”, *Procedia CIRP* 13, vol. 13, pp. 382–386, 2014.
- [45] S. Grinspan, R. Gnanamoorthy, “*Surface modification by oil jet peening in Al alloys, AA6063-T6 and AA6061-T4: Residual stress and Hardness*”, *Applied Surface Science*, vol. 253, no. 2, p. 989-996, 2006.
- [46] S. Grinspan and R. Gnanamoorthy, “*Surface modification by oil jet peening in Al alloys, AA6063-T6 and AA6061-T4. Part 2: Surface morphology, erosion, and mass loss*”, *Applied Surface Science*, vol. 253, no. 2, pp. 997–1005, 2006.
- [47] Mahr Gmbh, “*Perthometer. Surface Texture Parameters*”, 1999.
- [48] M. Vicente, “*Melhoria da vida à fadiga em ligas aeronáuticas de alumínio por micro-shot peening*” Dissertação para a obtenção do grau de Mestre, Universidade de Coimbra, Coimbra, 2014.
- [49] J. A. M. Pinho da Cruz, J. A. M. Ferreira, J. D. M. Costa, L. F. P. Borrego, “*Fatigue analysis of thin AlMgSi welded joints under constant and variable amplitude block loadings*”, *Thin-Walled Structures*, vol. 41, pp. 389–402, 2003.
- [50] W. D. Pilkey, “*Peterson's Stress Concentration Factors*”, 2nd Edition. Wiley-Interscience, 1997.
- [51] A. Berkovits, “*Variation of the cyclic strain- hardening exponent in advanced aluminium alloys*”, *International Journal of Fatigue*, vol. 9, no. 4, pp. 229–232, 1987.



## ANEXO A

### A.1 - Determinação do $K_t$ e $K_f$ teórico

A cálculo analítico do fator de concentrações de tensões  $K_t$  para o tipo de entalhe dos provetes ensaiados nesta dissertação é dado por [50]:

$$K_t = 3,065 - 3,472 \left(\frac{2r}{H}\right) + 1,009 \left(\frac{2r}{H}\right)^2 + 0,405 \left(\frac{2r}{H}\right)^3 \quad (\text{A.1})$$

Em que  $r$  é o raio do entalhe (5 mm) e  $H$  a largura nominal do provete (35 mm). Substituindo, o valor de  $K_t$  tem o valor de 2,1648.

Assim, a tensão máxima que o provete receberá é:

$$\sigma_{max} = K_t \times \sigma_{nominal} = \frac{K_t P}{hH} \quad (\text{A.2})$$

Em que  $h$  é a espessura do provete e  $P$  a carga aplicada em determinado ensaio.

A partir de  $K_t$ , é possível calcular o valor de  $K_f$ , denominado por fator dinâmico de concentrações de tensões ou fator de redução de resistência à fadiga, e é calculado pelo quociente entre a resistência à fadiga de um provete liso e a resistência à fadiga do mesmo provete, mas com entalhe. A relação pode ser expressa com recurso ao fator de sensibilidade ao entalhe  $q$ :

$$K_f = q(K_t - 1) + 1 \quad (\text{A.3})$$

Para uma liga de alumínio com raio de entalhe superior a 4mm, o fator  $q$  adquire o valor de 0,9 [12], e  $K_f$  fica portanto 2,0483.

### A.2 – Desenvolvimento do Método de Molski-Glinka

A amplitude da extensão total da peça ( $\Delta\varepsilon/2$ ) pode ser dada por duas equações:

A primeira, a equação de Morrow, que combina as leis de Basquin e Coffin-Manson, permite relacionar esta extensão com a vida de iniciação de fenda de fadiga, que para este estudo, se considera como vida à rotura, dado a pequena dimensão dos provetes.

$$\frac{\Delta\varepsilon}{2} = \frac{\sigma_f'}{E} (2N)^b + \varepsilon_f' (2N)^c \quad (\text{A.4})$$

Em que  $b$  e  $c$  são, respetivamente, os expoentes de resistência e de ductilidade à fadiga,  $\sigma_f'$  o coeficiente de resistência à fadiga,  $E$  o módulo de elasticidade, e  $\varepsilon_f'$  o coeficiente de ductilidade à fadiga.

Por outro lado, a segunda equação, Ramberg-Osgood, relaciona a amplitude de extensão total com a tensão alternada local  $\sigma_a$ :

$$\frac{\Delta\varepsilon}{2} = \frac{\sigma_a}{E} + \left(\frac{\sigma_a}{K'}\right)^{\frac{1}{n'}} \quad (\text{A.5})$$

Em que  $K'$  é o coeficiente de resistência cíclico e  $n'$  o expoente de encruamento cíclico.

O processo consiste em igualar a equação de Morrow à de Ramberg-Osgood, (ou seja, para a mesma amplitude de deformação total da peça) para se encontrar uma tensão alternada  $\sigma_a$  que gere a rutura de um provete para um determinado número de ciclos  $N$ . Depois, pressupondo a presença de deformação plástica localizada na raiz do entalhe, é possível empregar o conceito de Energia de Deformação Equivalente, pela forma do Método de Molski-Glinka:

$$K_t^2 \frac{S_a^2}{2E} = \frac{\sigma_a^2}{2E} + \frac{\sigma_a}{(n' + 1)} \left(\frac{\sigma_a}{K'}\right)^{\frac{1}{n'}} \quad (\text{A.6})$$

Este método permite relacionar as tensões nominais alternadas  $S_a$  aplicadas na peça com as tensões alternadas localizadas na raiz do entalhe  $\sigma_a$  (que foram anteriormente obtidas pela igualdade das fórmulas A.4 e A.5), tendo em conta o coeficiente teórico de concentração de tensões  $K_t$  do entalhe.

Por último, multiplicando-se por 2 a tensão  $S_a$  encontrada, pode-se descrever uma curva S-N.

No caso prático deste trabalho, pretende-se estudar a influência das tensões residuais medidas nos provetes na respetiva previsão da vida à fadiga. Assim é preciso afetar a equação A.4 com o valor da tensão média que terá o valor da tensão residual medida pela difração por Raios-X. Na expressão A.5,  $\sigma_a$  passa  $\sigma_{max}$ . Igualando as duas obtém-se:

$$\frac{\sigma_f' - \sigma_{residual}}{E} (2N)^b + \varepsilon_f' (2N)^c = \frac{\sigma_{max}}{E} + \left( \frac{\sigma_{max}}{K'} \right)^{\frac{1}{n'}} \quad (A.7)$$

Encontrada a tensão máxima local  $\sigma_{max}$ , resolve-se as expressão A.6 em ordem a  $\Delta S$ , e fica:

$$\Delta S = 2 \sqrt{\left\{ \frac{2E}{K_t^2} \left[ \frac{\sigma_a^2}{2E} + \frac{\sigma_a}{(n'+1)} \left( \frac{\sigma_a}{K'} \right)^{\frac{1}{n'}} \right] \right\}} \quad (A.8)$$

Este processo pode ser facilmente aplicável a outros materiais se se alterarem as variáveis de entrada ou os parâmetros característicos do material. Para a liga de alumínio AA7475-T7351 as propriedades são:  $E=71700$  MPa,  $n=0,08$  [51],  $\sigma_f'=983$  MPa,  $\varepsilon_f'=4,246$  MPa (estes dois últimos parâmetros são relativos à liga AA7475-T761, a assunção destes valores é bastante segura, dado que a composição das ligas é a mesma e a têmpera difere residualmente).

Os parâmetros  $b$ ,  $c$ ,  $K'$  podem ser calculados pelas relações:

$$b = -\frac{n'}{1 - 5n'} = -0,1333 \quad (A.9)$$

$$c = \frac{b}{n'} = -1,6663 \quad (A.10)$$

$$K' = \frac{\sigma_f'}{(\varepsilon_f')^{n'}} = 875,6 \text{ MPa} \quad (A.11)$$

Nas tabelas seguintes está exibido o processo de cálculo pelo programa Excel e os valores de entrada das curvas S-N representadas na secção 4.1.5.

E [MPa]	$\sigma'_f$ [MPa]	$\epsilon'_f$	$n'$	b	c	$K'$	$K_t$
71700	983	4,246	0,08	-0,1333	-1,6667	875,6	2,1648

Previsão sem Tensões Residuais					Tres = 0MPa
N	e (Morrow)	e (Ramberg-Osgood)	$\sigma_a$	Sa (Molski-Glinka)	$\Delta S$
11714	0,003585	0,003585	257	118,7176644	237,4353
16400	0,003427	0,003427	245,7	113,4977827	226,9956
22959	0,003277	0,003277	234,95	108,531966	217,0639
32143	0,003133	0,003133	224,6	103,7509239	207,5018
45001	0,002996	0,002996	214,8	99,22394678	198,4479
63001	0,002864	0,002864	205,35	94,85864745	189,7173
88201	0,002738	0,002738	196,3	90,67812269	181,3562
123481	0,002618	0,002618	187,7	86,70546933	173,4109
172874	0,002503	0,002503	179,5	82,91759054	165,8352
242024	0,002394	0,002394	171,65	79,2913895	158,5828
338833	0,002289	0,002289	164,1	75,8037694	151,6075
474366	0,002188	0,002188	156,9	72,47782705	144,9557
664112	0,002092	0,002092	150	69,29046563	138,5809
929757	0,002000	0,002000	143,4	66,24168514	132,4834
1301660	0,001913	0,001913	137,15	63,35458241	126,7092
1822325	0,001829	0,001829	131,15	60,58296378	121,1659
2551255	0,001748	0,001748	125,3	57,88063562	115,7613
3571756	0,001672	0,001672	119,9	55,38617886	110,7724
5000459	0,001598	0,001598	114,6	52,93791574	105,8758
7000642	0,001528	0,001528	109,55	50,60513673	101,2103

Previsão MB, 8mm				Tensões de Tração +291 MPa	
N	e (Morrow)	e (Ramberg-Osgood)	$\sigma_a$	Sa (Molski-Glinka)	$\Delta S$
11714	0,002523	0,002523	180,9	83,56430155	167,1286
16400	0,002413	0,002413	173	79,9150037	159,83
22959	0,002307	0,002307	165,4	76,40428677	152,8086
32143	0,002206	0,002206	158,2	73,07834442	146,1567
45001	0,002109	0,002109	151,2	69,84478936	139,6896
63001	0,002016	0,002016	144,55	66,77291205	133,5458
88201	0,001928	0,001928	138,25	63,86271249	127,7254
123481	0,001843	0,001843	132,15	61,04490022	122,0898
172874	0,001762	0,001762	126,3	58,34257206	116,6851
242024	0,001685	0,001685	120,8	55,80192166	111,6038
338833	0,001611	0,001611	115,5	53,35365854	106,7073
474366	0,001540	0,001540	110,45	51,02087953	102,0418
664112	0,001473	0,001473	105,6	48,7804878	97,56098
929757	0,001408	0,001408	100,95	46,63248337	93,26497
1301660	0,001346	0,001346	96,5	44,57686622	89,15373
1822325	0,001287	0,001287	92,3	42,63673319	85,27347
2551255	0,001231	0,001231	88,25	40,76589061	81,53178
3571756	0,001177	0,001177	84,38	38,9781966	77,95639
5000459	0,001125	0,001125	80,65	37,25517369	74,51035
7000642	0,001076	0,001076	77,15	35,63839616	71,27679

Previsão USP, 8mm				Tensões de Comp -117MPa	
N	e (Morrow)	e (Ramberg-Osgood)	$\sigma_a$	Sa (Molski-Glinka)	$\Delta S$
11714	0,004011	0,004011	287,5	132,8067258	265,6135
16400	0,003835	0,003835	274,9	126,9863267	253,9727
22959	0,003667	0,003667	262,9	121,4430894	242,8862
32143	0,003506	0,003506	251,4	116,1308204	232,2616
45001	0,003352	0,003413	244,7	113,0358463	226,0717
63001	0,003205	0,003205	229,8	106,1529933	212,306
88201	0,003064	0,003064	219,7	101,4874353	202,9749
123481	0,002930	0,002930	210,1	97,05284553	194,1057
172874	0,002801	0,002801	200,8	92,75683666	185,5137
242024	0,002678	0,002678	192	88,69179601	177,3836
338833	0,002561	0,002561	183,6	84,81152993	169,6231
474366	0,002449	0,002449	175,6	81,11603843	162,2321
664112	0,002341	0,002341	167,85	77,53603104	155,0721
929757	0,002238	0,002238	160,5	74,14079823	148,2816
1301660	0,002140	0,002140	153,45	70,88414634	141,7683
1822325	0,002046	0,002046	146,7	67,76607539	135,5322
2551255	0,001957	0,001957	140,3	64,80968219	129,6194
3571756	0,001871	0,001871	134,15	61,9687731	123,9375
5000459	0,001789	0,001789	128,3	59,26644494	118,5329
7000642	0,001710	0,001710	122,6	56,63340724	113,2668

Previsão USP, 8mm				Tensões de Comp -273 MPa	
N	e (Morrow)	e (Ramberg-Osgood)	$\sigma_a$	Sa (Molski-Glinka)	$\Delta S$
11714	0.004580	0.004580	328.05	151.5382483	303.0764967
16400	0,004379	0,004379	313,8	144,9556541	289,9113082
22959	0.004187	0.004187	300.1	138.6271249	277.2542498
32143	0,004003	0,004003	286,95	132,5526608	265,1053215
45001	0,003827	0,003827	274,35	126,7322616	253,4645233
63001	0,003660	0,003660	262,4	121,2121212	242,4242424
88201	0,003499	0,003499	250,9	115,8998522	231,7997044
123481	0,003345	0,003345	239,8	110,7723577	221,5447154
172874	0,003199	0,003199	229,4	105,9682188	211,9364375
242024	0,003058	0,003058	219,25	101,2795639	202,5591279
338833	0,002924	0,002924	209,65	96,84497413	193,6899483
474366	0,002796	0,002796	200,5	92,61825573	185,2365115
664112	0,002673	0,002673	191,65	88,53011826	177,0602365
929757	0,002556	0,002556	183,3	84,672949	169,345898
1301660	0,002444	0,002444	175,2	80,93126386	161,8625277
1822325	0,002337	0,002337	167,55	77,39745011	154,7949002
2551255	0,002234	0,002234	160,2	74,00221729	148,0044346
3571756	0,002136	0,002136	153,15	70,74556541	141,4911308
5000459	0,002042	0,002042	146,4	67,62749446	135,2549889
7000642	0,001953	0,001953	140	64,67110126	129,3422025

Previsão MSP1, 8mm				Tensões de Comp -160	
N	e (Morrow)	e (Ramberg-Osgood)	$\sigma_a$	Sa (Molski-Glinka)	$\Delta S$
11714	0.004168	0.004168	298.75	138.0035107	276.0070214
16400	0,003985	0,003985	285,7	131,9752402	263,9504804
22959	0.003810	0.003811	273.2	126.2010347	252.4020695
32143	0,003643	0,003608	258,7	119,5029564	239,0059128
45001	0,003483	0,003450	247,35	114,2599778	228,5199557
63001	0,003330	0,003330	238,75	110,2873245	220,5746489
88201	0,003184	0,003154	226,15	104,4669254	208,9338507
123481	0,003044	0,003015	216,2	99,8706578	199,7413156
172874	0,002911	0,002883	206,7	95,48226164	190,9645233
242024	0,002783	0,002756	197,6	91,27864006	182,5572801
338833	0,002661	0,002635	188,9	87,25979305	174,5195861
474366	0,002544	0,002520	180,7	83,47191426	166,9438285
664112	0,002433	0,002409	172,7	79,77642276	159,5528455
929757	0,002326	0,002304	165,2	76,31189948	152,623799
1301660	0,002224	0,002203	157,95	72,96286031	145,9257206
1822325	0,002126	0,002106	151	69,75240207	139,5048041
2551255	0,002033	0,002014	144,4	66,70362158	133,4072432
3571756	0,001944	0,001925	138	63,74722838	127,4944568
5000459	0,001859	0,001841	132	60,97560976	121,9512195
7000642	0,001777	0,001760	126,2	58,29637842	116,5927568

Previsão MSP2, 8mm				Tensões de Comp -165,5 MPa	
N	e (Morrow)	e (Ramberg-Osgood)	$\sigma_a$	Sa (Molski-Glinka)	$\Delta S$
11714	0.004188	0.004157	297.95	137.6339616	275.2679231
16400	0.004004	0.003975	284.95	131.6287879	263.2575758
22959	0.003828	0.003800	272.4	125.8314856	251.6629712
32143	0.003660	0.003633	260.5	120.334442	240.668884
45001	0.003500	0.003474	249.1	115.0683666	230.1367332
63001	0.003346	0.003322	238.2	110.0332594	220.0665188
88201	0.003199	0.003176	227.7	105.1829268	210.3658537
123481	0.003059	0.003016	216.25	99.89375462	199.7875092
172874	0.002925	0.002903	208.15	96.15206948	192.304139
242024	0.002797	0.002776	199.05	91.94844789	183.8968958
338833	0.002674	0.002654	190.3	87.90650407	175.8130081
474366	0.002557	0.002538	182	84.07243163	168.1448633
664112	0.002444	0.002426	173.95	80.35384331	160.7076866
929757	0.002337	0.002320	166.31	76.82464893	153.6492979
1301660	0.002235	0.002218	159	73.44789357	146.8957871
1822325	0.002137	0.002121	152.1	70.26053215	140.5210643
2551255	0.002043	0.002028	145.4	67.16555802	134.331116
3571756	0.001953	0.001939	139	64.20916482	128.4183296
5000459	0.001868	0.001854	132.9	61.39135255	122.7827051
7000642	0.001786	0.001772	127.05	58.68902439	117.3780488