



FCTUC FACULDADE DE CIÊNCIAS
E TECNOLOGIA
UNIVERSIDADE DE COIMBRA

DEPARTAMENTO DE
ENGENHARIA MECÂNICA

Melhoria da vida à fadiga em ligas aeronáuticas de alumínio por micro-shot peening

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

Autor

Miguel Ângelo Palmeiro Vicente

Orientadores

Professor Doutor José António Martins Ferreira

Professor Doutor José Domingos Moreira da Costa

Júri

| | |
|-------------------|---|
| Presidente | Professor Doutor Amílcar Lopes Ramalho Professor da Universidade de Coimbra |
| Vogais | 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, Setembro, 2014

“Existem muitas hipóteses em ciência que estão erradas. Isso é perfeitamente normal, elas são a abertura para encontrar as que estão certas.”

Carl Sagan

Agradecimentos

- À Fundação para a Ciência e Tecnologia e ao Programa Operacional Temático Factores de Competitividade (COMPETE), participado pelo fundo comunitário Europeu FEDER (Projecto PTDC/EMS-PRO/3148/2012; COMPETE: FCOMP-01-0124-FEDER-029112).



Ao meu orientador Professor Doutor José António Martins Ferreira pela orientação concedida e a disponibilidade demonstrada ao longo de todo o período de realização desta dissertação.

Ao meu orientador Professor Doutor José Domingos Moreira da Costa pelo apoio prestado na execução dos ensaios de fadiga e pela ajuda na compreensão dos resultados obtidos.

Ao engenheiro Joel Alexandre da Silva de Jesus pela orientação prestada na realização dos demais testes laboratoriais.

Ao Professor Doutor António Adriano Castanhola Batista pela realização das medições das tensões residuais.

Ao Professor Doutor Carlos Alexandre Bento Capela e à empresa OGMA pelo fabrico dos provetes e realização do tratamento micro-shot peening.

A todo o grupo de construções mecânicas do Departamento de Engenharia Mecânica da Universidade de Coimbra pelo companheirismo demonstrado durante todo este período lectivo.

À minha família e amigos pelo apoio e pelo convívio proporcionado ao longo deste cinco anos de faculdade.

Resumo

A melhoria da resistência à fadiga em ligas de alumínio é de grande interesse em todos os sectores industriais, em particular na indústria aeronáutica, onde é de suma importância a combinação entre uma boa resistência mecânica e uma baixa densidade. Uma maneira eficaz de melhorar a resistência mecânica é a introdução de tensões residuais de compressão nas camadas superficiais das peças, onde se dá a iniciação de fendas. O *shot peening*, ou grenalhagem, é um tratamento superficial bastante utilizado capaz de introduzir tensões residuais de compressão na superfície das peças.

Neste trabalho, é analisada a influência do tratamento *micro-shot peening* na resistência à fadiga da liga de alumínio AA7475-T7351. O objectivo principal consiste na obtenção das curvas de projecto à fadiga do respectivo material, sob a influência da espessura dos provetes utilizados, da razão de tensões utilizada e do tratamento superficial previamente realizado. Procedimentos complementares como a medição das tensões residuais, rugosidade, microdureza, análise microestrutural e análise de defeitos do material, foram realizados de modo a melhor se compreender o comportamento da liga AA7475-T7351. Foi realizada uma previsão numérica da vida à fadiga para posteriormente se comparar com os resultados experimentais.

Os resultados obtidos mostraram que o tratamento realizado gerou grandes deformações plásticas na superfície dos provetes, introduzindo tensões residuais de compressão e aumentando a microdureza à superfície. Os resultados dos ensaios de fadiga mostraram uma redução da resistência à fadiga nos provetes grenalhados, devido ao mau acabamento superficial imposto e à presença de defeitos internos no material.

Palavras-chave: AA7475-T7351, Fadiga, Tensões residuais, Shot peening, microdureza, rugosidade.

Abstract

Improvement of fatigue strength in aluminium alloys is of great interest on all industrial sectors, in particular in the aeronautical industry, which is much important to combine good mechanical strength and low density. An effective way of improving mechanical strength is to introduce compressive residual stresses in the surface layers of parts, where the initiation of cracks occurs. Shot peening is a widely used surface treatment that can introduce compressive residual stresses on parts surface.

In this work it is analysed the influence of micro-shot peening on the fatigue strength of aluminium alloy AA7475-T7351. The main objective is to obtain the fatigue strength curves of the respective material under the influence of thickness of the used specimens, the stress ratio and the performed surface treatment. Complementary tests for measurement of residual stresses, surface roughness, micro hardness, microstructural and material internal defects analysis were conducted to better understand the aluminium alloy AA7475-T7351 behaviour. Numerical prediction of fatigue life was performed in order to compare with the experimental results.

Results obtained show that the treatment yielded large plastic deformations on the surface of the specimens and has introduced compressive residual stresses and enhanced surface hardness.

Results of fatigue testing showed a fatigue strength reduction in peened specimens due to the poor surface finish obtained and the presence of material internal defects.

Keywords AA7475-T7351, Fatigue, Residual stresses, Shot peening
Micro hardness, Roughness.

Índice

| | |
|--|-----|
| Índice de figuras | vii |
| Índice de tabelas | ix |
| Simbologia e siglas | x |
| Simbologia | x |
| Siglas | xi |
| 1. Introdução | 1 |
| 1.1. Objectivos | 1 |
| 1.2. Estrutura da dissertação | 2 |
| 2. Revisão bibliográfica | 3 |
| 2.1. Alumínio | 3 |
| 2.2. Fadiga | 4 |
| 2.3. Técnicas de melhoria da vida à fadiga | 5 |
| 2.3.1. Laser peening | 6 |
| 2.3.2. Ultrasonic peening | 10 |
| 2.3.3. Shot peening | 13 |
| 3. Materiais e procedimentos | 18 |
| 3.1. Materiais | 18 |
| 3.2. Testes complementares | 19 |
| 3.2.1. Microestrutura | 19 |
| 3.2.2. Microdureza | 20 |
| 3.2.3. Tensões residuais | 22 |
| 3.2.4. Rugosidade | 23 |
| 3.3. Fadiga | 25 |
| 3.3.1. Preparação dos provetes | 25 |
| 3.3.2. Concentração de tensões | 25 |
| 3.3.3. Ensaio de fadiga | 27 |
| 3.3.4. Previsão numérica da vida à fadiga | 28 |
| 4. Análise de resultados | 30 |
| 4.1. Análise microestrutural | 30 |
| 4.2. Microdureza | 32 |
| 4.3. Tensões residuais | 34 |
| 4.4. Rugosidade | 37 |
| 4.5. Fadiga | 39 |
| 4.5.1. Coeficiente concentração de tensões | 39 |
| 4.5.2. Ensaio de fadiga | 41 |
| 4.5.3. Análise das superfícies de fractura | 49 |
| 4.5.4. Previsão numérica | 53 |
| 5. Conclusões e trabalhos futuros | 55 |
| REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS | 57 |

| | |
|---------------|----|
| ANEXO A | 59 |
|---------------|----|

Índice de figuras

| | |
|--|----|
| Figura 2.1. Tensões residuais de compressão introduzidas pelo tratamento superficial shot peening [9]..... | 6 |
| Figura 2.2. Esquema do processo de laser peening [10]. | 7 |
| Figura 2.3. Distribuição das tensões residuais ao longo da soldadura na direcção longitudinal [10]..... | 8 |
| Figura 2.4. Distribuição das tensões residuais ao longo da soldadura na direcção transversal [10]. | 8 |
| Figura 2.5. Resultado dos testes de fadiga [11]. | 9 |
| Figura 2.6. Conjunto de ferramentas de trabalho [14]..... | 10 |
| Figura 2.7. Equipamento básico para a aplicação do <i>ultrasonic peening</i> [13]..... | 11 |
| Figura 2.8. Curvas da fadiga das peças soldadas para os 3 casos estudados [13]. | 12 |
| Figura 2.9. Resultados dos testes de fadiga para o aço com 960 MPa de tensão de cedência [15]. | 13 |
| Figura 2.10. Esquema do processo do <i>shot peening</i> | 14 |
| Figura 3.1. Microscópio óptico Zeiss Axiotech 100HD..... | 20 |
| Figura 3.2. Durómetro Struers-Duramin. | 21 |
| Figura 3.3. Ilustração da amostra recolhida para análise das tensões residuais. | 22 |
| Figura 3.4. Representação dos pontos analisados..... | 23 |
| Figura 3.5. Representação dos pontos analisados..... | 23 |
| Figura 3.6. Parâmetro de rugosidade R_a | 24 |
| Figura 3.7. Parâmetro de rugosidade R_z | 24 |
| Figura 3.8. Geometria dos provetes, em mm..... | 25 |
| Figura 3.9. Geometria utilizada na solução de Peterson para a estimativa do k_t [23]. | 26 |
| Figura 3.10. Máquina servo-hidráulica DARTEC..... | 28 |
| Figura 4.1. Microestrutura do material base ampliada a 200x. | 31 |
| Figura 4.2. Microestrutura da amostra grenalhada junto à superfície ampliada a 200x..... | 31 |
| Figura 4.3. Microestrutura da amostra grenalhada junto à superfície lateral ampliada a 200x..... | 32 |
| Figura 4.4. Microdurezas do material base..... | 33 |
| Figura 4.5. Microdureza a 0.0525 mm da superfície transversal nas amostras grenalhadas. | 33 |

| | |
|---|----|
| Figura 4.6. Evolução da microdureza Hv0.1 com o aumento da distância à superfície..... | 34 |
| Figura 4.7. Evolução das tensões residuais ao longo da profundidade no ponto A. | 35 |
| Figura 4.8. Evolução das tensões residuais ao longo da direcção x no ponto D. | 36 |
| Figura 4.9. Perfil de rugosidade de um provete polido. | 37 |
| Figura 4.10. Perfil de rugosidade de um provete grenalhado. | 37 |
| Figura 4.11. Evolução da tensão local de Von Mises com a profundidade..... | 40 |
| Figura 4.12. Evolução de Kt com a profundidade. | 40 |
| Figura 4.13. Curvas S-N do material base para as diferentes espessuras e R=0. | 44 |
| Figura 4.14. Curvas S-N do material grenalhado para as diferentes espessuras e R=0. | 45 |
| Figura 4.15. Curvas S-N do material base para as diferentes razões de tensões e B=8mm. | 45 |
| Figura 4.16. Curvas S-N do material grenalhado para as diferentes razões de tensões e B=8mm. | 46 |
| Figura 4.17. Curvas S-N dos provetes com B=4mm e R=0. | 47 |
| Figura 4.18. Curvas S-N dos provetes com B=8mm e R=0. | 47 |
| Figura 4.19. Curvas S-N dos provetes com B=8mm e R=-1. | 48 |
| Figura 4.20. Superfície de fractura do provete 8.3_R0_SP junto ao canto esquerdo, notando-se a zona de iniciação e a presença de defeitos internos. | 50 |
| Figura 4.21. Superfície de fractura do provete 8.3_R0_SP junto ao canto direito, notando-se a zona de iniciação e a presença de defeito internos. | 50 |
| Figura 4.22. Superfície de fractura do provete 8.3_R-1_SP junto ao canto esquerdo, notando-se a zona de iniciação e a presença de defeitos internos. | 51 |
| Figura 4.23. Superfície de fractura do provete 8.3_R-1_SP junto ao canto direito, notando-se a zona de iniciação e a presença de defeitos internos. | 51 |
| Figura 4.24. Defeitos internos no material, provete 8.4_R-1. | 52 |
| Figura 4.25. Defeitos internos no material, provete 8.4_R-1. | 52 |
| Figura 4.26. Previsão das curvas S-N das séries de provetes de 4mm e R=0. | 53 |
| Figura 4.27. Previsão das curvas S-N das séries de provetes de 8mm e R=0. | 54 |
| Figura 4.28. Previsão das curvas S-N das séries de provetes de 8mm e R=-1. | 54 |

Índice de tabelas

| | |
|--|----|
| Tabela 2.1. Designação das séries do alumínio [4]. | 4 |
| Tabela 2.2: Parâmetros do shot peening. | 16 |
| Tabela 2.3: Propriedades mecânicas das esferas | 17 |
| Tabela 3.1. Propriedades mecânicas na direcção longitudinal da liga 7475-T7351 [21]. | 18 |
| Tabela 3.2: Valores típicos da tenacidade à fractura [21]. | 18 |
| Tabela 3.3. Composição química da liga 7475-T7351 (% em peso) [21]. | 19 |
| Tabela 3.4. Composição química do reagente de Keller (mL). | 19 |
| Tabela 3.5. Sequência da granulometria utilizada no polimento dos provetes. | 25 |
| Tabela 4.1. Tensão residual no ponto B. | 35 |
| Tabela 4.2. Tensão residual no ponto C. | 36 |
| Tabela 4.3. Tensão residual no ponto E. | 36 |
| Tabela 4.4. Rugosidade média e máxima do perfil dos provetes polidos na politriz. | 38 |
| Tabela 4.5: Rugosidade média e máxima do perfil dos provetes polidos manualmente. | 38 |
| Tabela 4.6. Rugosidade média e máxima do perfil dos provetes grenalhados. | 38 |
| Tabela 4.7. Coeficientes concentração de tensões calculados. | 41 |
| Tabela 4.8. Resultados dos ensaios de fadiga realizados. | 42 |
| Tabela 4.9. Valores do FSIP obtidos para 1M de ciclos. | 49 |

Simbologia e siglas

Simbologia

K_{Ic} – Tenacidade à fractura

H_v – Dureza Vickers

F – Força

d - diâmetro

R_a – Rugosidade média

R_z – Rugosidade máxima do perfil

l_m – Comprimento da medição

k_t – Coeficiente concentração de tensões estático

σ_{max} – Tensão local máxima

S_{nom} – Tensão nominal

P – Carga

t – espessura

d – Largura mínima

D – largura máxima

h – Altura

S_{max} – Tensão nominal máxima

E – Módulo de elasticidade

n' – Expoente de encruamento cíclico

k' – Coeficiente de resistência cíclico

ϵ – Deformação

N_i – Número de ciclos até à iniciação

σ'_f – Coeficiente de resistência à fadiga

σ_m – Tensão média

ϵ'_f – Coeficiente de ductilidade à fadiga

b – Expoente de resistência à fadiga

c – Expoente de ductilidade à fadiga

σ_{ced} – Tensão de cedência

ϵ_{max} – Deformação máxima

σ_{zz} – Tensão normal na direcção z

σ_{yy} – Tensão normal na direcção y

σ_{xx} – Tensão normal na direcção x

P_a – Carga alternada

P_m – Carga média

S_a – Tensão nominal alternada

S_m – Tensão nominal média

N_r – Número de ciclos até à rotura

R – Razão de tensão

B - Espessura

Siglas

AA – Aluminium Association

UIT – Ultrasonic impact treatment

LTT – Low temperature transformation

TIG – Tungsten inert gas

FSW – Friction stir welding

GI – Grey iron

CGI – Cast grey iron

Alcoa – Aluminium company of America

MSP – Micro shot peening

ASTM – American Society for Testing and Materials

EF – Elementos finitos

FSIP – Fatigue strength improvement percentage

1. Introdução

O alumínio é um material utilizado em diversos sectores industriais como as indústrias alimentar, química, metalúrgica, eléctrica, em aplicações estruturais, em particular na indústria dos transportes, desde a automóvel à aeronáutica e aeroespacial. O vasto campo de utilização deste material deve-se ao facto de combinar boa resistência mecânica e à corrosão, com uma baixa densidade.

Este trabalho foca-se no comportamento de ligas de alumínio tendo em vista aplicações aeronáuticas, devido à crescente necessidade de se desenvolver técnicas adequadas para a manutenção e ampliação da vida das frotas aeronáuticas que utilizam este tipo de materiais. Em resposta a estas necessidades foram desenvolvidas várias ligas de alumínio, em particular as ligas de série 7000. Esta série combina uma tensão de rotura bastante elevada, com uma boa tenacidade à fractura e resistência à corrosão. Apesar destas características, a resistência à fadiga de longa duração é relativamente baixa, cerca de 140 MPa para um número superior a 5 milhões de ciclos [1][2].

É sabido que a iniciação de fendas é um fenómeno que ocorre na superfície e sobre influência do estado superficial presente. Posto isto, ao introduzirem-se tensões residuais de compressão na proximidade da superfície pode-se aumentar a vida à fadiga dos componentes. Uma das maneiras de melhorar este aspecto é submeter as peças a tratamentos superficiais. O *shot peening*, devido a ter resultados bastantes positivos na melhoria da vida à fadiga dos componentes mecânicos, é um dos tratamentos mais utilizados [2].

1.1. Objectivos

Este trabalho tem como objectivo analisar os benefícios da vida à fadiga e da resistência à iniciação de fendas da liga de alumínio AA 7475-T7351 por *micro shot peening*, considerando-se também as influências da espessura e da razão de tensão. Como parâmetros complementares foram analisadas, a microestrutura, microdureza e tensões residuais, de modo a se compreender melhor a influência do *shot peening*. Utilizando modelos numéricos

e abordagens baseadas nas tensões locais foi prevista a vida à iniciação de fendas e posteriormente comparada com os resultados experimentais obtidos.

De modo a realizar este trabalho foi necessário:

- Preparar as amostras;
- Analisar os perfis de dureza das amostras;
- Analisar as tensões residuais existentes;
- Determinar a resistência à fadiga e das curvas de projecto;
- Previsão da resistência à fadiga utilizando modelos numéricos;
- Análise e discussão dos resultados.

1.2. Estrutura da dissertação

Este trabalho foi dividido em 5 capítulos principais.

O capítulo 1 em que é feita uma breve introdução do tema e a sua contextualização nesta pesquisa, evidenciando as motivações na escolha do tema e os objectivos propostos.

No capítulo 2 é apresentada a revisão bibliográfica deste tema, com o objectivo de enquadrar o leitor com esta temática. É feita uma breve revisão sobre os principais conceitos de fadiga e sobre as similares técnicas de melhoria da vida à fadiga existentes.

No capítulo 3 são apresentados os materiais e equipamentos utilizados nos ensaios e procedimentos realizados.

No capítulo 4 são apresentados e discutidos os resultados obtidos em todo o procedimento experimental.

No capítulo 5 é feita uma breve conclusão do trabalho realizado e ainda algumas propostas de trabalhos futuros.

2. Revisão bibliográfica

2.1. Alumínio

O alumínio é o metal não ferroso mais utilizado em todo o mundo. Este material oferece muito boas características a um baixo custo monetário.

Devido à sua baixa densidade, o alumínio é um metal bastante atractivo para aplicações estruturais. Porém, não se consegue aliar a baixa densidade a uma alta resistência mecânica no seu estado mais puro. Deste modo, foram desenvolvidas várias ligas que, não alterando a sua densidade, apresentam propriedades mecânicas significativamente melhores. As ligas de alumínio apresentam uma grande variedade de vantagens:

- Alta resistência mecânica;
- Resistência à corrosão;
- Não toxicidade;
- Boa condutibilidade;
- Reciclabilidade.

Ao combinar estas propriedades, as ligas de alumínio tornaram-se nos principais materiais utilizados na indústria aeronáutica, o que veio permitir aos engenheiros e *designers* a concepção de estruturas mais leves, de baixo custo e com elevada durabilidade [3].

Uma liga metálica consiste em criar combinações a partir de um material base através da adição de determinadas quantidades de outros elementos, de modo a que sejam obtidas melhorias de algumas propriedades do material base [3].

Na tabela 2.1 estão apresentadas as designações das ligas de alumínio segundo a “Aluminum Association” (AA) [4].

Tabela 2.1. Designação das séries do alumínio [4].

| Série | Descrição |
|--------------|--|
| 1xxx | Série do alumínio puro (99,9%). Resistência à corrosão, altas condutibilidades eléctrica e térmica mas baixa resistência mecânica. |
| 2xxx | O principal elemento ligante é o Cu. Se tratadas por solubilização e envelhecimento, apresentam alta resistência mecânica. Bastante utilizada em aplicações aeronáuticas. |
| 3xxx | O principal elemento ligante é o Mn. Não podem ser tratadas termicamente. Utilizada principalmente em estampagens. |
| 4xxx | O principal elemento ligante é o Si. Apresentam baixo ponto de fusão. Utilizada como material de adição em soldadura. |
| 5xxx | O principal elemento ligante é o Mg. É utilizada em aplicações similares à série 3xxx. |
| 6xxx | Ligas de Al-Mg-Si. Podem-se realizar tratamentos por solubilização e envelhecimento. Apresentam resistências inferiores às das séries 2xxx e 7xxx. Utilizadas no fabrico de bicicletas devido à possibilidade de serem soldadas. |
| 7xxx | O principal elemento ligante é o Zn. Estas ligas são tratadas termicamente, obtendo-se os valores mais elevados de resistência mecânica e tenacidade. São amplamente utilizadas no sector aeronáutico. |
| 8xxx | O principal elemento ligante é o Li. Podem ser tratadas termicamente. Apresentam alta resistência mecânica específica. |
| 9xxx | Ligas não especificadas anteriormente. |

2.2. Fadiga

A fadiga é um fenómeno que consiste numa mudança estrutural irreversível que ocorre quando os materiais estão sujeitos a carregamentos cíclicos durante um longo período de tempo em serviço, o que leva à nucleação de uma ou mais fendas nos pontos onde as tensões locais são maiores e, se o número de ciclos for suficientemente elevado, à fractura do material. Existem várias características que têm bastante influência no comportamento à fadiga dos materiais, sendo as mais importantes as condições de carregamento, a qualidade

do acabamento superficial, a geometria das estruturas ou componentes, a microestrutura do material e a temperatura de serviço.

A fadiga é a principal causa de ruína dos mecanismos, estruturas ou componentes de máquinas, sendo responsável por cerca de 90% das falhas que ocorrem em condições normais de serviço. A fractura por fadiga é um fenómeno difícil de prever pois pode ocorrer para uma gama de tensões abaixo da tensão de cedência dos materiais e de forma abrupta, sem serem observadas deformações plásticas relevantes, sendo que desta forma pode conduzir a grandes prejuízos como a falhas de segurança para as vidas humanas.

Deste modo, é de grande necessidade que se compreenda bem o comportamento dos materiais sob carregamentos dinâmicos. Reconhecendo este facto, o estudo da fadiga dos materiais é a área de investigação mais importante no comportamento mecânico dos materiais.

Pode-se subdividir o processo de fadiga em 4 fases distintas:

- Nucleação de fendas;
- Crescimento microscópico de fendas;
- Propagação de fendas;
- Rotura final.

A nucleação de fendas é originada na ou nas zonas onde existam defeitos, mau acabamento superficial, variações abruptas de secção, etc, que leva a uma concentração de tensões na zona do defeito. Caso contrário, originar-se-á na superfície do material onde as tensões presentes são máximas. Deste modo, torna-se estritamente necessário que se garanta que tanto a microestrutura do material como o acabamento superficial tenham o mínimo de defeitos possíveis. Nas fases do crescimento microscópico e propagação, a cada ciclo de tensão aplicado ocorre um incremento no tamanho da fenda e conseqüentemente uma redução gradual da resistência mecânica. Na fase final do processo de fadiga a velocidade de propagação da fenda é bastante elevada e quando a fenda atinge o seu tamanho crítico ocorre então a fractura do material [4][5][6].

2.3. Técnicas de melhoria da vida à fadiga

Uma das maneiras mais eficazes de aumentar a vida à fadiga dos materiais é a implementação de tensões residuais de compressão. Quase todas as falhas relativamente à

fadiga têm origem na superfície dos componentes, as quais apenas se podem iniciar ou propagar em zonas com tensões de tracção. Quando são criadas tensões residuais de compressão junto à superfície do material, as tensões de tracção geradas pelas cargas aplicadas têm que primeiro ultrapassar o valor das tensões residuais de compressão até que as tensões resultantes sejam de tracção. As tensões de tracção comportam-se de modo a tentar separar a camada superficial das camadas adjacentes, o que leva à iniciação de fendas. A velocidade de propagação das mesmas fendas é reduzida significativamente pela camada de tensões residuais de compressão. Deste modo, quanto mais espessa for a camada de tensões residuais de compressão, maior a resistência à iniciação de fendas [7][8][9].

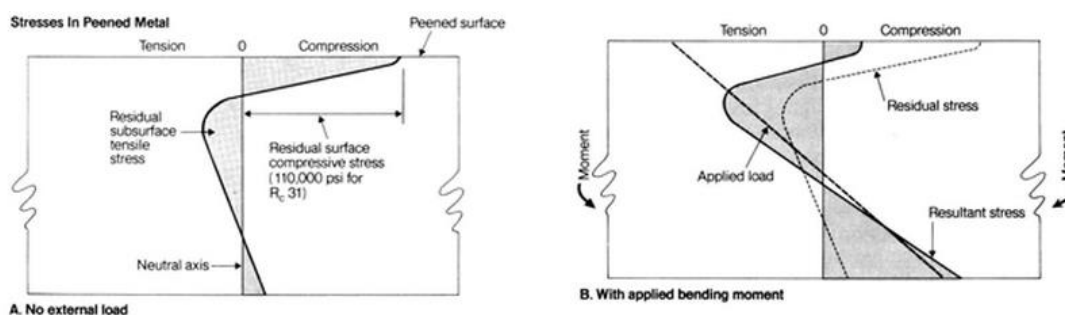


Figura 2.1. Tensões residuais de compressão introduzidas pelo tratamento superficial shot peening [9].

Como se pode observar na figura 2.1 [9], a introdução de tensões residuais de compressão através do tratamento superficial *shot peening* reduz significativamente as tensões de tracção existentes quando é aplicado um momento de flexão à peça tratada.

2.3.1. Laser peening

O *laser peening* é uma técnica capaz de introduzir uma camada profunda de grandes tensões residuais de compressão. Esta técnica pode ser utilizada para melhorar a vida à fadiga, ao desgaste e à propagação de fendas por corrosão em ligas de alumínio, de aço e de titânio. O *laser peening* consiste então em fazer incidir pulsos laser de alta intensidade na superfície do material, o qual está revestido com uma película ablativa e coberto com uma camada transparente, geralmente água. À medida que o feixe atravessa o material transparente e atinge a superfície do material, uma camada fina do ablativo é vaporizada. O vapor continua a absorver a energia restante do laser, o qual é aquecido e

ionizado em plasma. O plasma expande-se muito rapidamente e é retido entre a superfície do material e a camada transparente devido à inércia da água, criando deste modo uma pressão superficial elevada que se propaga no material como uma onda de choque. Quando essa onda de choque ultrapassa o valor da tensão de cedência do material, provoca no mesmo uma deformação plástica, que por sua vez é responsável pela introdução de tensões residuais de compressão. As tensões residuais de compressão introduzidas são máximas na superfície do material, decrescendo gradualmente com a profundidade. A figura 2.2 ilustra o princípio de funcionamento da técnica de *laser peening* [10].

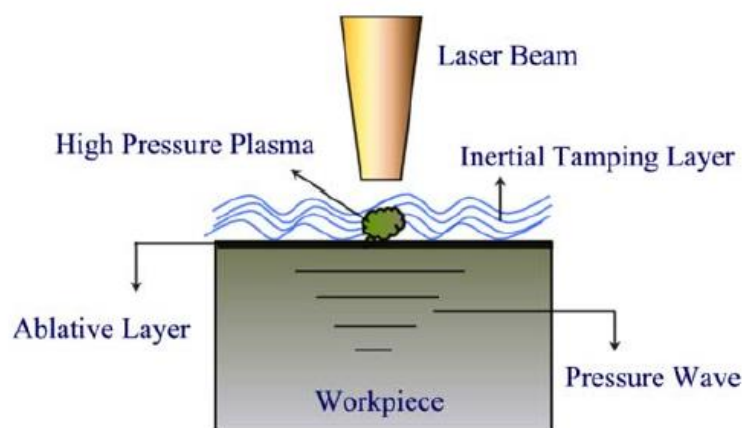


Figura 2.2. Esquema do processo de laser peening [10].

Omar Hatamleh et al [10] estudaram o efeito do *laser peening* na vida à fadiga da liga de alumínio 7075-T7351 soldada por *friction stir welding*. Foram testados provetes com a geometria standard “osso de cão”, sujeitos à tracção na direcção perpendicular à de soldadura, com uma amplitude constante, uma razão de tensão de 0.1, uma frequência de 22 Hz e com a tensão máxima utilizada de 190 MPa. No tratamento por *laser peening* foi utilizado em alguns provetes uma camada dupla de cobertura enquanto noutros foi utilizado uma camada tripla. O *laser peening* foi realizado em ambos os lados dos provetes, com uma densidade de intensidade do laser de 2 GW/cm^2 durante 18 ns, a uma frequência de 2.7 Hz e com um comprimento de onda de $1 \mu\text{m}$.

Foram medidos os valores das tensões residuais em cinco pontos diferentes da soldadura, ao longo das direcções longitudinal e transversal, apresentadas nas figuras 2.3 e 2.4. Na zona de avanço da soldadura na direcção longitudinal foi medido o valor máximo

para as tensões residuais de compressão (-663.29 MPa). Conclusivamente, ambos os gráficos sugerem que as tensões residuais de tracção, as quais são prejudiciais à resistência mecânica dos materiais, foram anuladas ou convertidas em tensões compressivas, pela aplicação do *laser peening*.

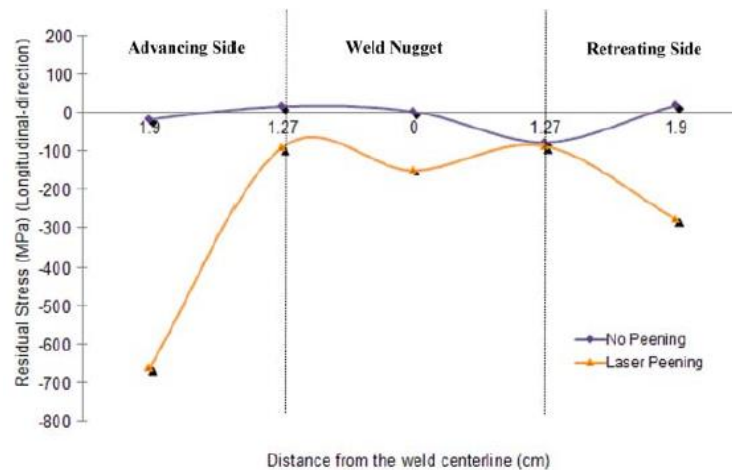


Figura 2.3. Distribuição das tensões residuais ao longo da soldadura na direcção longitudinal [10].

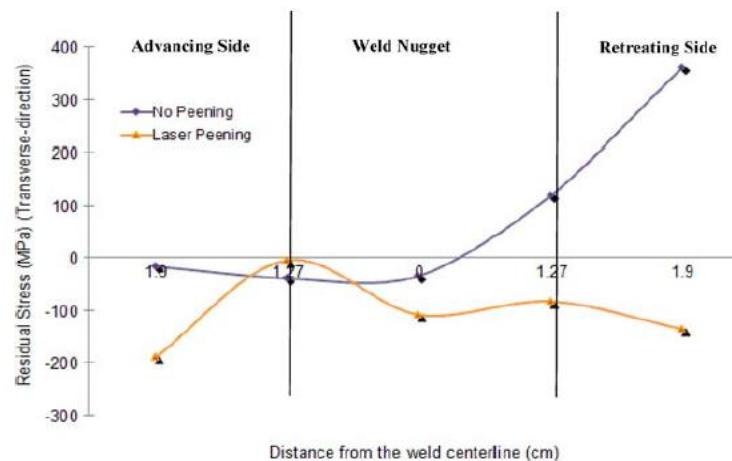


Figura 2.4. Distribuição das tensões residuais ao longo da soldadura na direcção transversal [10].

Comparativamente com os provetes sem *laser peening*, a vida dos provetes tratados incrementou em cerca de 146%. No estudo é também destacado que a profundidade do *laser peening* e o polimento dos provetes depois do tratamento têm uma grande influência no resultado final da vida do material.

T. Adachi et al [11] estudaram os efeitos do *laser peening* no comportamento à fadiga e na formabilidade de peças de aeronaves para a liga AA 7050-T7452. O *laser peening* foi realizado com os parâmetros otimizados, com uma densidade de pulso de 18 pls/mm² e uma densidade da energia laser de 260 mJ/mm². O estudo à fadiga foi realizado com um provete de geometria “osso de cão”, com um furo central de diâmetro de 6.35mm, espessura de 6mm e um factor concentração de tensões de 2.5, sujeito à tracção. A tensão máxima aplicada variou entre 140 e 230 MPa a uma frequência de 10Hz e uma razão de tensão de 0.1. Como demonstrado na figura 2.5, o aumento da vida é maior para valores mais baixos da tensão máxima aplicada, tendo aumentado em aproximadamente 20 vezes para uma tensão máxima de 140 MPa.

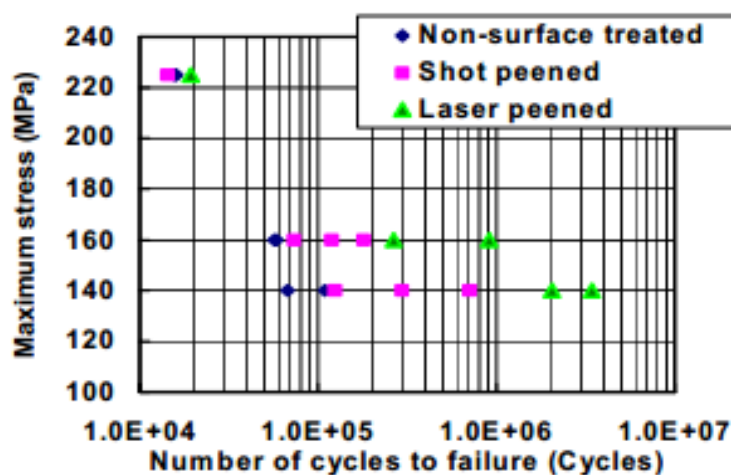


Figura 2.5. Resultado dos testes de fadiga [11].

H. Luong e M. R. Hill [12] estudaram o efeito do laser peening na fadiga em alto ciclo para a liga de alumínio 7085-T7651. Os ensaios de fadiga foram realizados em provetes com um coeficiente concentração de tensões igual a 1, submetidos a uma flexão em 4 pontos com uma razão de tensão de 0.1 a uma frequência de 6-7 Hz. Os resultados mostraram que os provetes tratados com o laser peening alcançaram uma vida entre 5 a 14 vezes superior (dependendo do nível de tensão) em relação àqueles não tratados.

2.3.2. Ultrasonic peening

A técnica de *ultrasonic peening* baseia-se na vibração de ferramentas especiais, geralmente com uma geometria esférica (figura 2.6), utilizando ultra-sons de alta potência. Devido à alta frequência desta técnica, a superfície da peça a ser tratada sofre um elevado número de impactos durante um curto período de tempo. Os efeitos benéficos do *ultrasonic peening* são devidos principalmente ao alívio das tensões residuais de tracção e à introdução de tensões residuais de compressão nas camadas superficiais do material, aumentando assim a resistência mecânica na superfície do mesmo. Na figura 2.7 pode-se observar o sistema básico para a aplicação do *ultrasonic peening*. O sistema contém um transdutor de ultra-sons, um gerador e um computador com um *software* para a optimização dos parâmetros do tratamento. Estes parâmetros podem variar conforme as propriedades mecânicas do material, da natureza dos carregamentos cíclicos, do tipo de junta soldada, entre outros factores. Deste modo é possível aumentar a vida à fadiga de peças e de juntas soldadas aliado a um custo laboratorial e energético muito reduzido [13] [14].



Figura 2.6. Conjunto de ferramentas de trabalho [14].



Figura 2.7. Equipamento básico para a aplicação do *ultrasonic peening* [13].

Y. Kudryavtsev et al [13] estudaram o efeito do ultrasonic peening na vida à fadiga para o caso de juntas soldadas tubulares. No estudo foram considerados 3 casos:

- O primeiro, em que os provetes não foram submetidos ao tratamento;
- O segundo, em que foi aplicado o *ultrasonic peening* aos provetes antes de serem submetidos a carregamentos;
- O terceiro, em que foi aplicado o *ultrasonic peening* aos provetes depois de serem submetidos a carregamentos durante o número de ciclos correspondente a 50% da vida esperada.

Os resultados obtidos concluem que o *ultrasonic peening* incrementou significativamente a resistência à fadiga das peças soldadas. Cerca de 49% para o caso 2 e 66% para o caso 3. A maior melhoria da vida para o caso 3 pode ser explicado por uma redistribuição mais benéfica das tensões residuais de compressão e/ou por “curar” a material fatigado depois de já ter sofrido os carregamentos. Os resultados obtidos estão apresentados na figura 2.8.

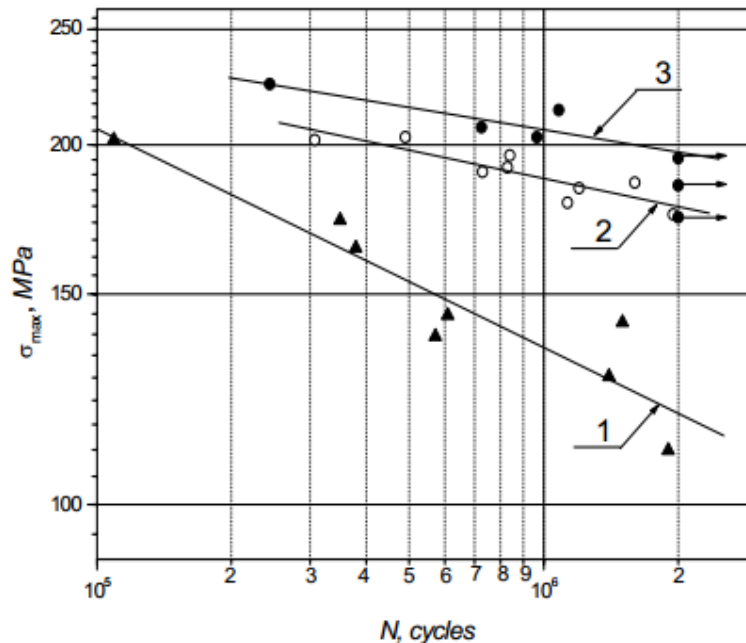


Figura 2.8. Curvas da fadiga das peças soldadas para os 3 casos estudados [13].

Y. Kudryavtsev et al [15] testaram o aumento da vida à fadiga de peças soldadas de aços de alta resistência pela aplicação do *ultrasonic peening*. Foram realizados dois estudos de fadiga distintos:

- Aços com uma tensão de cedência entre 350 e 700 MPa.
- Aços com uma tensão de cedência de 960 MPa.

No primeiro estudo de fadiga todos os ensaios foram realizados sob carregamentos axiais de amplitude constante, uma razão de tensão de 0.1 a uma frequência entre 2 a 6 Hz, dependendo dos níveis de carga. Os resultados mostraram um aumento significativo da vida à fadiga para os aços de 700 MPa de tensão de cedência. O aumento da “gama de tensão limite” para 2 milhões de ciclos foi de 81% em relação aos provetes soldadas sem *ultrasonic peening*. No segundo estudo, os provetes de aço com 960 MPa de tensão de cedência foram testados com um R=-1. A figura 2.9 mostra os resultados obtidos para a vida nas diferentes condições:

1. Provetes não tratados;
2. Provetes sujeitos a UIT;
3. Provetes sujeitos a *ultrasonic peening*;
4. Provetes soldados com eléctrodos LTT.

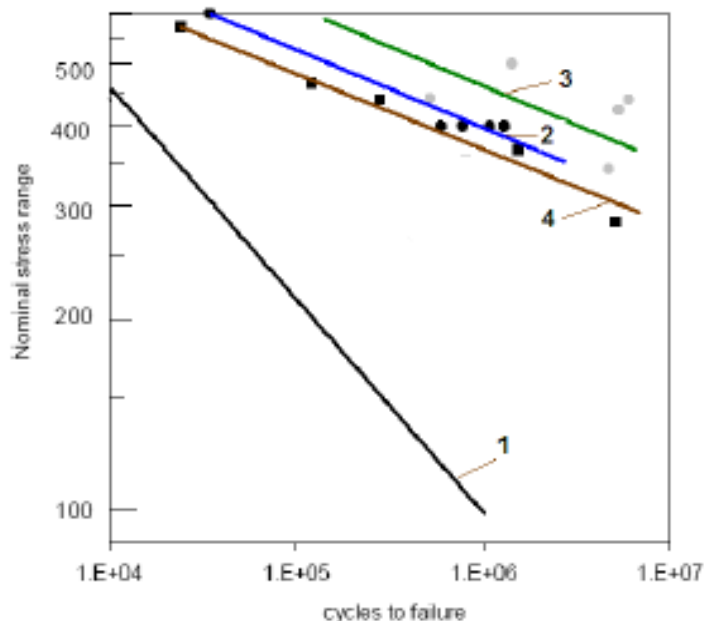


Figura 2.9. Resultados dos testes de fadiga para o aço com 960 MPa de tensão de cedência [15].

Os resultados mostraram uma grande tendência no aumento da resistência à fadiga nos provetes soldados depois da aplicação de *ultrasonic peening* assim como um aumento nas propriedades mecânicas nos materiais. Foi também conclusivo que a técnica de *ultrasonic peening* é o tratamento mais eficiente em comparação com técnicas mais tradicionais como refusão TIG, tratamentos térmicos, *hammer peening*, *shot peening* e a aplicação de eléctrodos LTT.

2.3.3. Shot peening

O *shot peening* é um tratamento superficial a frio que consiste no bombardeamento a uma elevada velocidade de várias pequenas esferas em direcção à superfície da peça a tratar. As esferas podem ser feitas de aço, aço inoxidável, de vidro ou de um cerâmico, dependendo dos parâmetros do tratamento a considerar e do material. Cada esfera que impacta na superfície da peça causa nesta uma pequena indentação. Estas indentações são criadas quando o material cede à tracção. Na zona inferior à superfície, o material tenta reorganizar-se conforme a sua forma anterior ao impacto, originando deste modo uma zona de material trabalhado a frio com elevadas tensões residuais de compressão. Com esta técnica obtém-se um valor máximo para as tensões residuais de compressão na

proximidade imediata da superfície. O esquema com o processo do *shot peening* está representado na figura 2.10 [2] [7] [8].

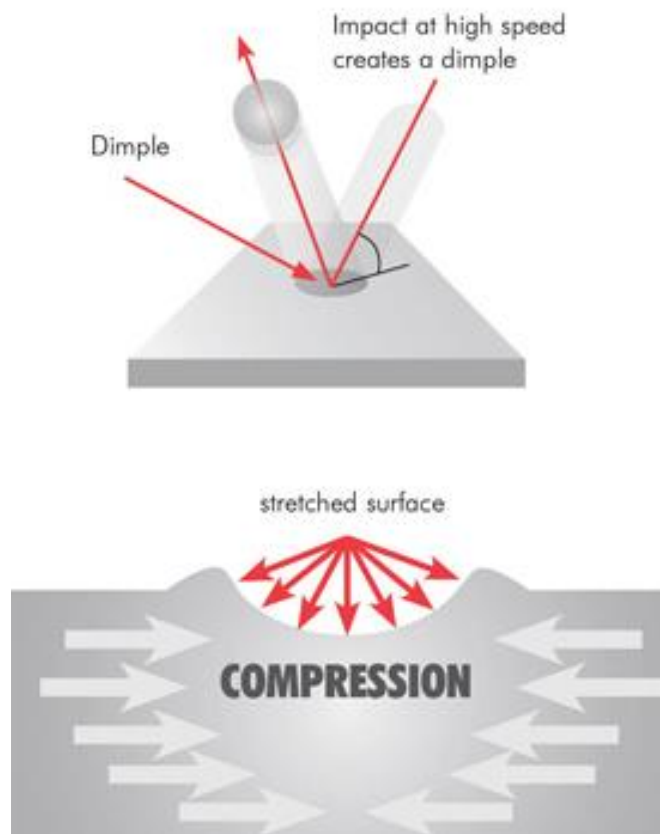


Figura 2.10. Esquema do processo do *shot peening*

Omar Hatamleh et al [10] também estudaram o efeito do *shot peening* na vida à fadiga das peças obtidas por *friction stir welding*. Os parâmetros utilizados para o tratamento superficial foram obtidos com recurso ao programa de optimização do processo de *shot peening* desenvolvido pela “Metal Improvement Company”, “Peenstress”. Com base na avaliação feita pelo programa, os provetes foram bombardeados com esferas de vidro com 0.059mm de diâmetro com uma intensidade de Almen entre 0.008-0.012 A e com uma taxa de cobertura de 200%. A melhoria da vida à fadiga foi apenas de 7%, o que se deve ao facto de a profundidade das tensões residuais de compressão serem muito maiores para a técnica de *laser peening*. Outro factor com grande influência nos resultados menos positivos do *shot peening* é a rugosidade superficial criada pelo impacto dos *shots*, a qual pode ter um efeito

prejudicial. A elevada rugosidade pode levar à intensificação das tensões locais o que pode resultar na iniciação e propagação prematura de fendas.

A. L. M. Carvalho e H. J. C. Voorwald [2] estudaram a influência do *shot peening* na resistência à fadiga na liga de alumínio 7050-T7451. Foram realizados ensaios de fadiga axiais e de flexão, com razões de tensão de 0.1 e -1, respectivamente. Para o primeiro caso, obtiveram-se as curvas S-N para os provetes tratados com duas intensidades diferentes, 0.013N e 0.022N, com esferas de vidro e de cerâmica, respectivamente. Os resultados mostram uma grande melhoria na vida à fadiga nos provetes tratados por *shot peening*, para ambos os materiais das esferas e ambas as direcções, longitudinal e transversal. No entanto, os valores obtidos quando utilizadas as esferas de vidro são melhores que no caso das esferas de cerâmica, o que pode ser atribuído à maior rugosidade superficial que actua de modo a aumentar a concentração de tensões.

E. R. de los Rios et al [16] estudaram a melhoria da resistência de fendas à fadiga da liga de alumínio 2024-T351 por *shot peening*. O estudo realizou-se numa máquina de fadiga, à flexão em quatro pontos, com um microscópio óptico de modo monitorizar a fenda durante os ensaios. Foram tratados 10 provetes com 3 intensidades de Almen diferentes, 6A, 8.8A e 11A, o que resultou numa profundidade das tensões residuais de compressão entre 0.2mm e 0.4mm. Os resultados mostram que o desenvolvimento das fendas à fadiga é atrasado nos provetes tratados. Para uma gama de tensão de 238.5 MPa é desenvolvida uma fenda de 200µm em menos de 130000 ciclos para o provete não tratado, enquanto que para os provetes tratados, uma fenda com a mesma dimensão demora perto de 300000 ciclos.

2.3.3.1. Parâmetros do processo

O principal objectivo do *shot peening* é a introdução de uma camada superficial de tensões residuais de compressão nas peças tratadas. É importante que essa camada seja constante ao longo da superfície do material, o que por si só é um factor bastante complicado de determinar. Deste modo a escolha eficiente dos parâmetros do processo é de extrema importância para se obter a profundidade e a cobertura da camada de tensões compressivas. Se os parâmetros forem correctamente escolhidos, chegar-se-á a um incremento das propriedades dinâmicas da peça, caso contrário, as indentações geradas na superfície da peça irão provocar uma nucleação prematura de fendas [17] [18].

Os principais parâmetros do *shot peening* são [19]:

- Intensidade do impacto;
- Tamanho e dureza das esferas;
- Características do bocal;
- Pressão do ar;
- Ângulo de impacto;
- Distância entre o bocal e a peça a tratar;
- Tempo de exposição e número de passos;
- Velocidade linear e de rotação da peça a tratar em relação ao bocal.

M. Lundberg et al [20] estudaram a influência dos parâmetros do *shot peening* na introdução de tensões residuais de compressão em ferros fundidos. Foram estudados dois materiais diferentes, ferro cinzento (GI) e ferro grafite compactado (CGI). Para este tipo de materiais utilizaram-se esferas de aço de três tamanhos diferentes, S170, S330 e S550, que se combinaram com diferentes intensidades de Almen e percentagens de cobertura. Na tabela 2.2 estão representadas as doze combinações estudadas dos parâmetros estudados.

Tabela 2.2: Parâmetros do shot peening

| Diâmetro das esferas (mm) | | 0.43 (S170) | 0.84 (S330) | 1.4 (S550) |
|---------------------------|-------|-------------|-------------|------------|
| Intensidade de Almen | Baixa | 0.17 mmA | 0.3 mmA | 0.17 mmC |
| | Alta | 0.37 mmA | 0.16 mmC | 0.29 mmC |
| Cobertura (%) | | 100 e 300 | 100 e 300 | 100 e 300 |

Os valores obtidos mostram que são obtidas maiores tensões residuais de compressão quando se utilizam as esferas de menor dimensão, com baixa intensidade e com uma cobertura de 100%, para ambos os materiais. Comparando os dois materiais das esferas, são obtidas maiores tensões residuais de compressão para o CGI, que possui maior resistência mecânica (tabela 2.3).

Tabela 2.3: Propriedades mecânicas das esferas

| Material | Módulo de young (GPa) | σ_{ced} (MPa) | σ_R (Mpa) | Elongação (%) | Dureza (HV) |
|----------|-----------------------|-------------------------|---------------------|---------------|-------------|
| GI | 105-125 | 260 | 290 | 0.6-0.7 | 298 ± 20 |
| CGI | 140-150 | 280 | 400 | ≥ 1-3.5 | 296 ± 45 |

2.3.3.2. Micro-shot peening

Micro shot peening é uma variante do processo convencional do *shot peening*. Este processo é realizado utilizando partículas esféricas de dimensão mínima, denominadas de *micro shots*, cujos diâmetros podem variar entre 0.03 e 0.5mm. Os *micro shots* podem ser feitos a partir de aços de trabalho a elevada velocidade, ligas vítreas ou cerâmicos, possuindo durezas bastantes elevadas, superiores às geralmente utilizadas no processo mais convencional. O uso de esferas de dimensão mínima e com uma maior dureza leva a maiores benefícios em termos da vida à fadiga, como demonstrado por M. Lundberg et al [20].

3. MATERIAIS E PROCEDIMENTOS

3.1. Materiais

O material escolhido para a realização deste trabalho foi a liga de alumínio 7475 com o tratamento térmico T7351. Esta é uma liga de resistência controlada desenvolvida pela Alcoa para aplicações de chapas e placas que requerem uma combinação entre alta resistência, maior tenacidade à fractura e resistência à propagação de fendas à fadiga.

Para condições de temperamento semelhantes, a sua tenacidade à fractura é cerca de 40% superior à da liga 7075. O comportamento à fadiga e resistência à corrosão é semelhante, ou até superior em certos casos, que outras ligas aeronáuticas de alta resistência tais como a 7075, 7050 e 2024.

Esta liga é basicamente uma versão modificada e melhorada da liga 7075, obtida por redução da percentagem de ferro e silício e por alteração das condições de têmpera e envelhecimento. Estas alterações resultam a que a liga 7475 tenha um tamanho de grão mais refinado e uma maior tenacidade em comparação com as ligas de alumínio de alta resistência disponíveis no mercado.

Nas tabelas 3.1, 3.2 e 3.3 [21] estão representadas as propriedades mecânicas e composição química da liga 7475-T7351.

Tabela 3.1. Propriedades mecânicas na direcção longitudinal da liga 7475-T7351 [21].

| Espessura (mm) | 25.43-38.10 | 50.83-63.5 | 76.25-88.90 |
|---------------------------------|-------------|------------|-------------|
| Tensão de rotura (Mpa) | 490 | 476 | 448 |
| Tensão de cedência (Mpa) | 414 | 393 | 365 |
| Elongação (%) | 9 | 8 | 8 |

Tabela 3.2: Valores típicos da tenacidade à fractura [21].

| Liga | Têmpera | K_{1c} (MPa√m) L-T | K_{1c} (MPa√m) T-L |
|-------------|----------------|---------------------------------------|---------------------------------------|
| 7475 | T7351 | 55 | 45 |

Tabela 3.3. Composição química da liga 7475-T7351 (% em peso) [21].

| Si | Fe | Cu | Mn | Mg | Cr | Zn | Ti | Outros | Al |
|-----|------|---------|------|---------|-----------|---------|------|--------|----------|
| 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 |

3.2. Testes complementares

3.2.1. Microestrutura

A análise microestrutural é um procedimento importante pois permite observar defeitos, precipitados e os tamanhos de grão existentes no material, características que têm bastante influência no comportamento mecânico dos materiais.

De modo avaliar a influência do MSP na microestrutura do material foram cortadas duas amostras nos provetes segundo a secção transversal. As amostras foram lixadas e polidas com lixas de carboneto de silício de granulometrias entre 240 e 2500 em meio húmido e posteriormente com pasta de diamante de 3 e 1 μ m.

De modo a revelar a microestrutura atacaram-se quimicamente as amostras durante 15 + 7 segundos com o reagente de Keller, que é recomendado para ligas de alumínio, sendo algumas vezes eficaz a mostrar os grãos do material, cuja composição está representada na tabela 3.4 [22].

Tabela 3.4. Composição química do reagente de Keller (mL).

| Água destilada | HNO ₃ | HCl | HF |
|----------------|------------------|-----|----|
| 95 | 2.5 | 1.5 | 1 |

As microscopias foram obtidas por ampliação a 200 vezes no microscópio óptico Zeiss AxioTech 100HD representado na figura 3.1, tendo sido posteriormente fotografadas com uma câmara incorporada.



Figura 3.1. Microscópio óptico Zeiss Axiotech 100HD.

3.2.2. Microdureza

A medição da dureza tem o objectivo de quantificar a resistência do material à indentação quando é aplicada uma determinada carga durante um determinado período de tempo no material.

Neste trabalho foram medidas as durezas do material segundo Vickers, com e sem o tratamento de MSP. O ensaio de dureza Vickers consiste na resistência que o material oferece à indentação de uma pirâmide de diamante de base quadrada com um ângulo entre as faces de 136° . O valor (H_v) é obtido pela razão entre a carga aplicada e a área da superfície da indentação e é obtido através da equação (3.1).

$$H_v = \left(2F \operatorname{sen} \left(\frac{136}{2} \right) \right) / d^2 \cong 1.854 \left(\frac{F}{d^2} \right) \quad (3.1)$$

Para a realização das medições foi utilizado o durómetro da marca Struers, modelo Duramin, representado na figura 3.2.



Figura 3.2. Durómetro Struers-Duramin.

As medições foram realizadas nas amostras utilizadas nas análises microestruturais, com uma carga de 0.9805 N ($H_{V0.1}$) durante 15 segundos. Nas amostras do material base foram realizadas 11 medições no centro da secção espaçadas por 0.5mm ao longo da direcção transversal. Nas amostras tratadas por MSP realizaram-se um total de 27 medições, com o objectivo de determinar o valor médio da microdureza nas camadas superficiais abrangida pelas tensões residuais compressivas e analisar a evolução da microdureza com o aumento da distância superficial.

3.2.3. Tensões residuais

A análise das tensões residuais foi realizada por difracção por raios-x num equipamento Proto iXRD no “Centro de Estudos de Materiais por Difracção de Raios X” do departamento de Física da Universidade de Coimbra. As deformações foram medidas com radiação Cr-K α . As tensões foram então calculadas através de uma regressão elíptica de d vs. $\sin^2 \psi$.

Foi obtida uma amostra de um provete grenalhado com 8 mm de espessura, cortado transversalmente pela zona não entalhada para que não houvesse uma relaxação das tensões residuais perto da zona do entalhe. Na figura 3.3 está ilustrada a amostra recolhida para a análise das tensões residuais.

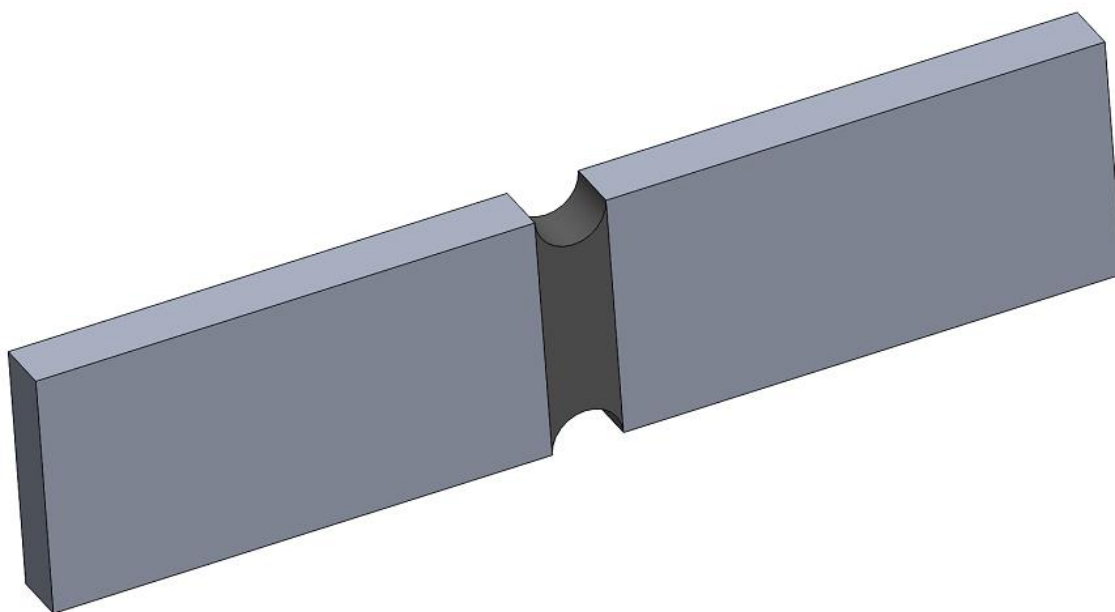


Figura 3.3. Ilustração da amostra recolhida para análise das tensões residuais.

Com a análise das tensões residuais pretendeu-se conhecer a magnitude das tensões de compressão introduzidas pelo MSP, a sua evolução ao longo da profundidade na zona crítica do entalhe e na superfície das diferentes zonas do provete. Nas figuras 3.4 e 3.5 estão representados os pontos onde se efectuaram as medições das tensões residuais.

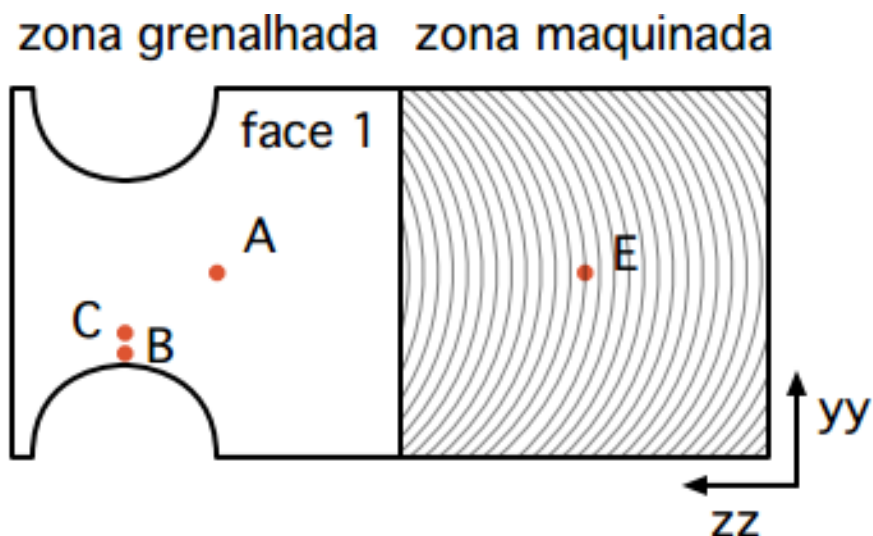


Figura 3.4. Representação dos pontos analisados.

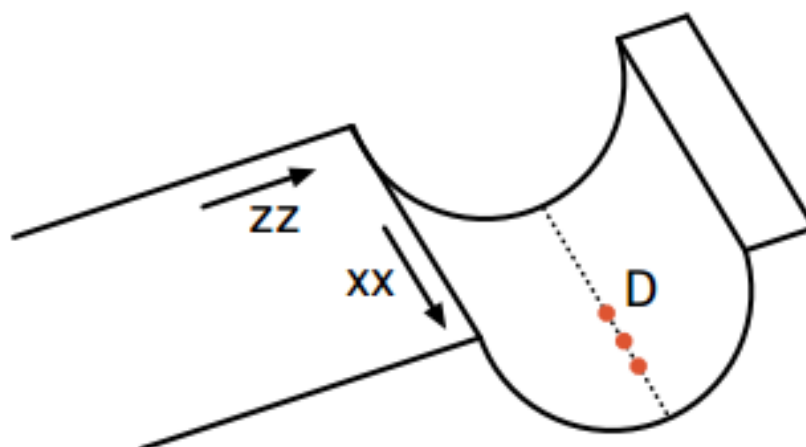


Figura 3.5. Representação dos pontos analisados.

3.2.4. Rugosidade

A rugosidade superficial de provetes utilizados em estudos de fadiga é um dos factores com maior influência sobre os resultados obtidos, tendo sido de maior importância a quantificação da rugosidade obtida nos provetes polidos e nos provetes grenalhados.

As rugosidades foram realizadas em um rugosímetro com aquisição de dados por computador. Analisaram-se as diferentes rugosidades entre os provetes polidos manualmente, polidos através de uma politriz e os provetes com o acabamento superficial imposto pelo MSP, tendo-se realizado quatro medições para cada uma das três condições ao longo da direcção de laminagem dos provetes.

Os parâmetros adquiridos por computador foram a rugosidade média R_a e a rugosidade máxima do perfil R_z . O parâmetro R_a , representado na figura 3.6 e calculado pela equação 3.2, é o parâmetro de rugosidade mais utilizado e corresponde à média aritmética dos valores absolutos y_i do perfil de rugosidade medido durante o comprimento de medição l_m , independente da orientação vertical. R_z , representado na figura 3.7 e calculado pela equação 3.3, corresponde à média aritmética da soma entre os cinco picos, p_i , mais elevados com os cinco vales, v_i , mais profundos, onde se pode retirar informação relativa à distribuição média da superfície vertical.

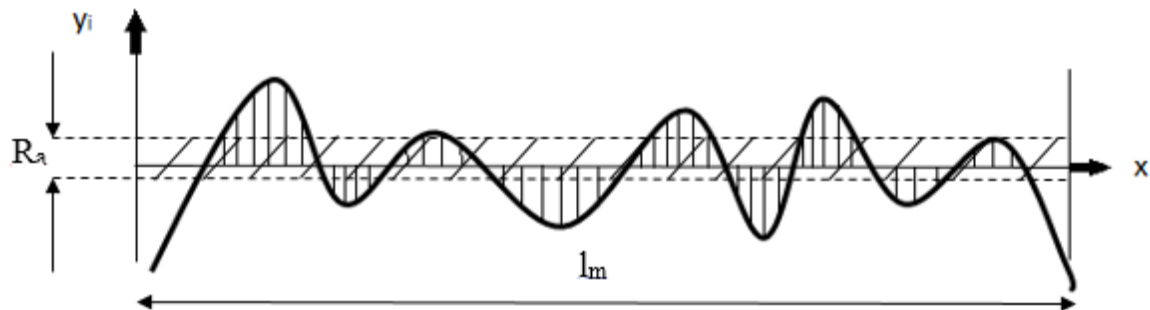


Figura 3.6. Parâmetro de rugosidade R_a .

$$R_a = \frac{y_1 + y_2 + \dots + y_n}{n} \quad (3.2)$$

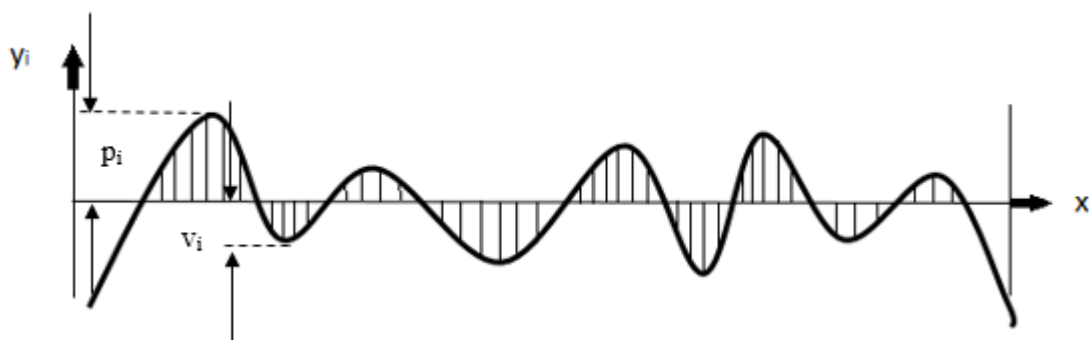


Figura 3.7. Parâmetro de rugosidade R_z .

$$R_z = \frac{1}{5} \left(\sum_{i=1}^5 p_i + \sum_{i=1}^5 v_i \right) \quad (3.3)$$

3.3. Fadiga

3.3.1. Preparação dos provetes

Os ensaios de fadiga foram realizados à tracção usando provetes com a geometria ilustrada na figura 3.8. Foram fabricados provetes com espessuras de 4 e 8mm, polidos e grenalhados, uma vez que se pretendeu conhecer a influência não só da realização do tratamento superficial, mas também o efeito da espessura no comportamento à fadiga dos provetes.

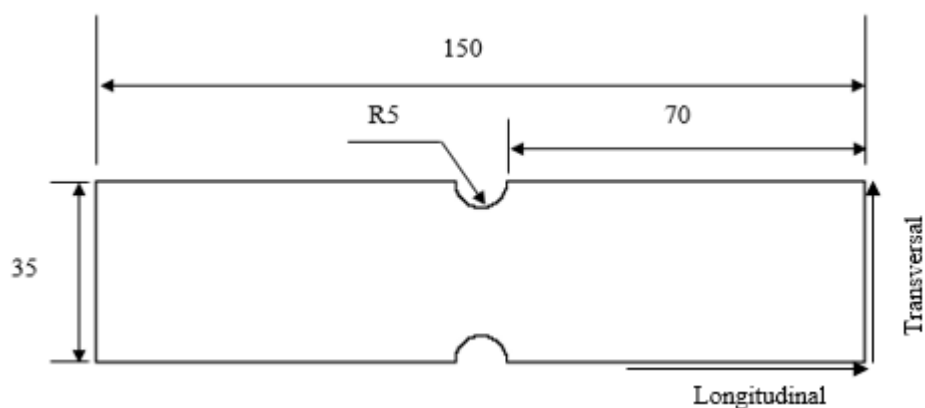


Figura 3.8. Geometria dos provetes, em mm.

Na tabela 3.5 está representada a sequência da granulometria utilizada no lixamento e polimento dos provetes.

Tabela 3.5. Sequência da granulometria utilizada no polimento dos provetes.

| | 1º | 2º | 3º | 4º | 5º |
|----------------------|-----|-----|-----|------|------|
| Granulometria | 240 | 320 | 600 | 1000 | 2500 |

O tratamento *micro shot peening* foi realizado pela empresa “OGMA” sob a norma.

3.3.2. Concentração de tensões

Junto a variações de secção de elementos ou estruturas que sofrem carregamentos externos, existe um gradiente de tensões que origina um pico de tensão muito

mais elevado que a tensão média existente ao longo da secção. Este pico de tensão aumenta perto de variações abruptas de secção, como furos ou entalhes, precipitados, fendas e outros defeitos no material e é denominado de concentração de tensões [23].

O valor da concentração de tensões pode ser estimado pelo cálculo do coeficiente concentração de tensões (k_t), que é o quociente entre a tensão máxima e a tensão nominal.

$$K_t = \frac{\text{Tensão máxima ou local}}{\text{Tensão nominal}} \quad (3.4)$$

O valor de k_t para este trabalho foi estimado com recurso às tabelas dos coeficientes concentração de tensões de Peterson [23] e determinado por análise de EF através do programa de modelação 3D SolidWorks.

Na figura 3.9 está representada a nomenclatura utilizada para a estimativa da tensão local utilizando o k_t , segundo as tabelas de Peterson.

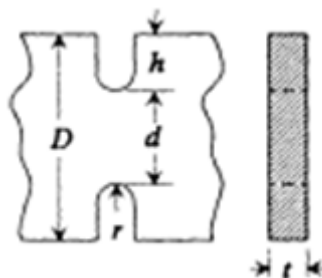


Figura 3.9. Geometria utilizada na solução de Peterson para a estimativa do k_t [23].

A tensão máxima é então calculada por:

$$\sigma_{max} = K_t \times S_{nom} \quad (3.5)$$

A tensão nominal é calculada por:

$$S_{nom} = \frac{P}{td} \quad (3.6)$$

Para entalhes semicirculares o valor de k_t é estimado por:

$$K_t = 3.065 - 3.472 \left(\frac{2h}{D}\right) + 1.009 \left(\frac{2h}{D}\right)^2 + 0.405 \left(\frac{2h}{D}\right)^3 \quad (3.7)$$

Para o cálculo do k_t por análise de EF, modelaram-se os provetes de ambas as espessuras e simularam-se ensaios de tracção com as condições idênticas ao procedimento experimental. As tensões máximas foram calculadas segundo o critério de Von Mises e segundo a direcção longitudinal. A tensão nominal e k_t foram calculados pelas equações (3.6) e (3.7), respectivamente.

3.3.3. Ensaios de fadiga

Posteriormente à preparação dos provetes e cálculo dos coeficientes concentração de tensões realizaram-se os ensaios uniaxiais de fadiga. Os ensaios foram realizados numa máquina servo-hidráulica DARTEC de capacidade máxima de 100 kN com o *software* de controlo electrónico desenvolvido pela INSTRON, representada na figura 3.10.



Figura 3.10. Máquina servo-hidráulica DARTEC.

Os ensaios foram realizados à temperatura ambiente, em modo de controlo de carga e a uma frequência entre 19 e 25 Hz, dependendo do nível de carga de cada ensaio. As cargas foram aplicadas no sentido de laminagem do material com razões de tensão de 0 e de -1 de modo a conhecer a influência da natureza das cargas aplicadas no comportamento à fadiga da liga AA7475-T7351. Considerou-se uma vida infinita dos provetes que não sofreram rotura até um número de ciclos de 2×10^6 .

3.3.4. Previsão numérica da vida à fadiga

A previsão numérica da vida à fadiga foi calculada com base na relação entre o método de Molski-Glinka (equação 3.8) [24] com a equação de Confin-Manson modificada por Morrow (equação 3.9) [24] de modo a considerar o efeito da tensão média.

$$\frac{K_t^2 S_{max}^2}{2E} = \frac{\sigma_{max}^2}{2E} + \frac{\sigma_{max}}{n' + 1} \left(\frac{\sigma_{max}}{k'} \right)^{\left(\frac{1}{n'} \right)} \quad (3.8)$$

$$\varepsilon = \frac{\sigma_f' - \sigma_m}{E} (2N_i)^b + \varepsilon_f' (2N_i)^c \quad (3.9)$$

Para uma tensão nominal máxima (S_{max}) aplicada, superior à tensão de cedência do material (σ_{ced}), calculou-se a respectiva tensão máxima local (σ_{max}) a partir da equação (3.8). No caso contrário, σ_{max} foi calculado pela relação directa entre a tensão local máxima e a tensão nominal máxima definida pela equação (3.5).

Calculou-se então a deformação máxima (ε_{max}) a partir da equação de Ramberg-Osgood (3.10) [24] para o regime de deformação plástica e a partir da lei de Hooke (3.11) para o regime elástico.

$$\varepsilon_{max} = \frac{\sigma_{max}}{E} + \left(\frac{\sigma_{max}}{k'} \right)^{\left(\frac{1}{n'} \right)} \quad (3.10)$$

$$\varepsilon_{max} = \frac{\sigma_{max}}{E} \quad (3.11)$$

O número de ciclos à iniciação de fendas foi então calculado pela equação (3.9).

4. Análise de resultados

Neste capítulo são apresentados e analisados os resultados obtidos dos procedimentos descritos e realizados anteriormente.

4.1. Análise microestrutural

Na figura 4.1 está apresentada a microestrutura do material base obtida por ampliação a 200x. Observando a figura 4.1 nota-se que o material base é composto por vários tipos diferentes de grãos de geometria alongada e achatada.

As figuras 4.2 e 4.3 representam as microestruturas das amostras dos provetes grenalhados junto às superfícies longitudinal e lateral, respectivamente. Verificou-se que a amostra grenalhada apresenta grãos com uma geometria idêntica. Nota-se também que os grãos junto à superfície sofreram uma elevada deformação plástica imposta pelo MSP, observando-se mesmo a existência de crateras junto à superfície na figura 4.2. Ao comparar a figura 4.1 com as figuras 4.2 e 4.3 é também possível verificar que não existe um refinamento de grão nas amostras grenalhadas.

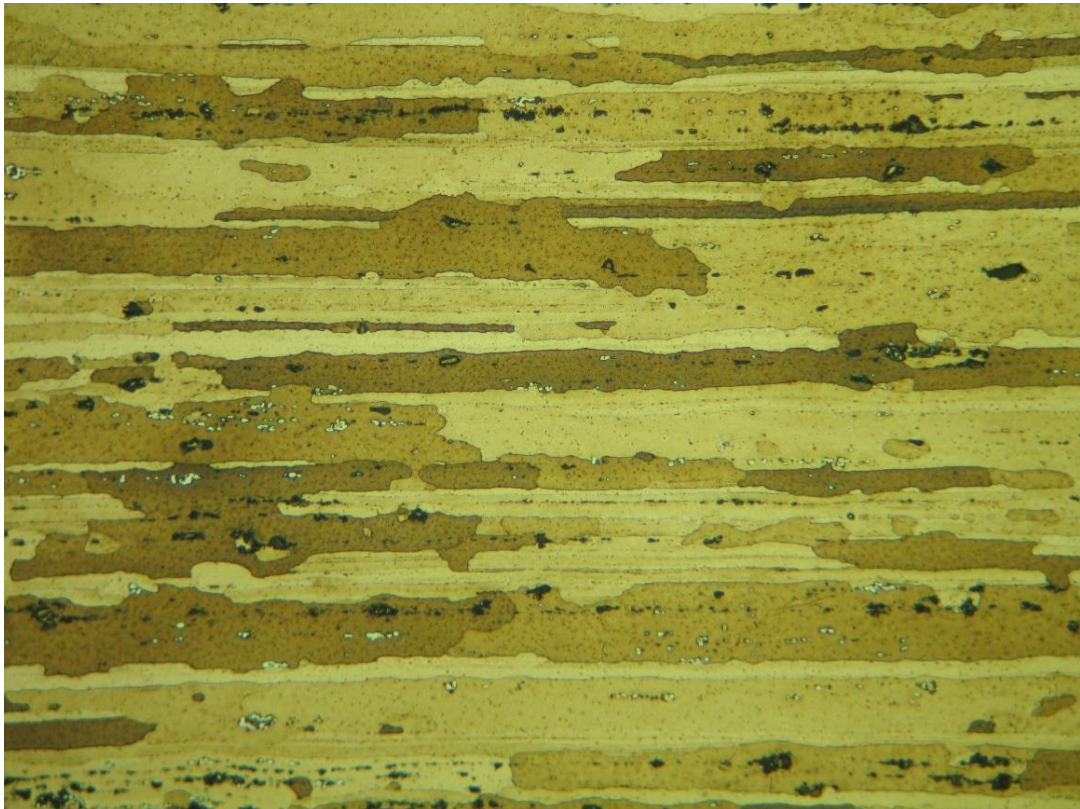


Figura 4.1. Microestrutura do material base ampliada a 200x.

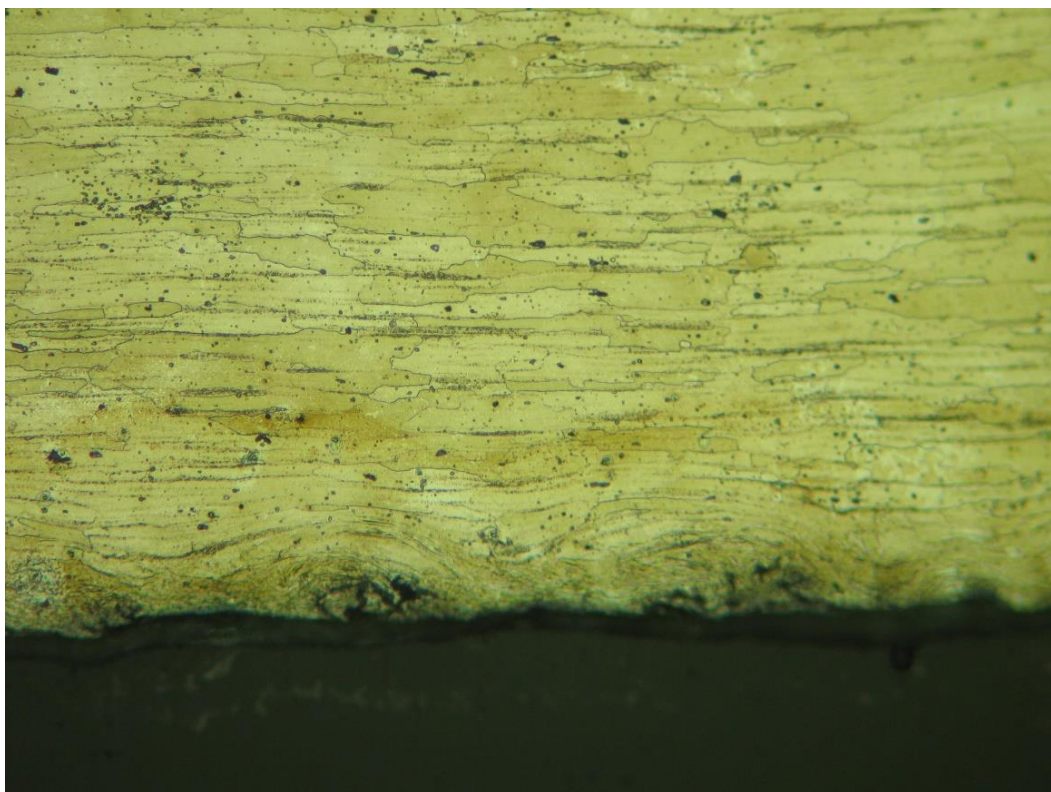


Figura 4.2. Microestrutura da amostra grenalhada junto à superfície ampliada a 200x.

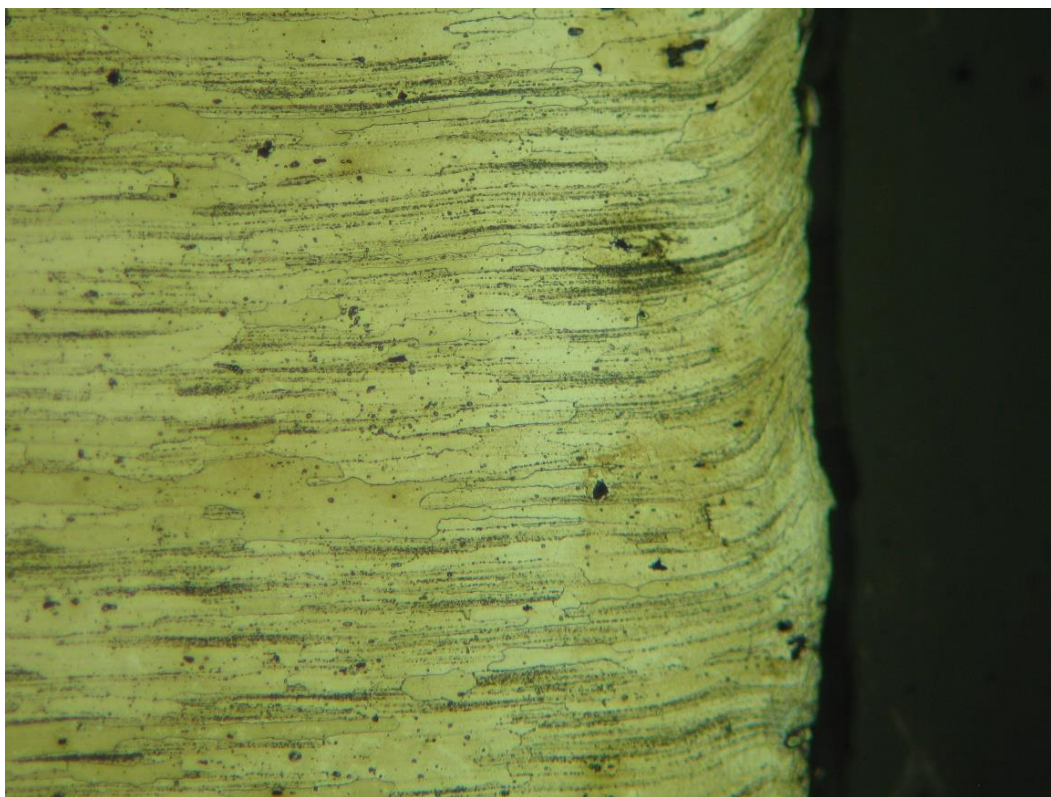


Figura 4.3. Microestrutura da amostra grenalhada junto à superfície lateral ampliada a 200x.

4.2. Microdureza

Na figura 4.4 estão representadas as medições da microdureza realizadas no material base ao longo da direcção transversal da amostra. Determinou-se um valor médio para a microdureza do material base de 134 $Hv_{0.1}$ com um desvio padrão de 6.63 entre os valores medidos.

Nas figuras 4.5 e 4.6 estão apresentadas as medições realizadas nas amostras tratadas por MSP. O valor médio medido a 0.0525 mm da superfície transversal foi de 155 $Hv_{0.1}$ com um desvio padrão de 7.72, o que corresponde a um aumento de 15.67 % em comparação ao material base.

No gráfico referente à evolução da microdureza com a distância à superfície pode observar-se uma tendência ligeiramente decrescente com o aumento da distância à superfície. Esta tendência decrescente deve-se à diminuição da deformação plástica imposta pelo impacto das esferas à medida que nos afastamos da superfície do material.

As medições realizadas a 0.0525 mm da superfície lateral tiveram um valor médio de 129 $H_{V0.1}$ o que não difere do valor medido no material base. A microdureza nesta superfície das amostras grenalhadas não sofreu alterações em relação ao material base pois a deformação plástica que ocorreu na superfície lateral é muito inferior à que ocorreu na superfície longitudinal, como se confirma ao se observar as figuras 4.2 e 4.3.

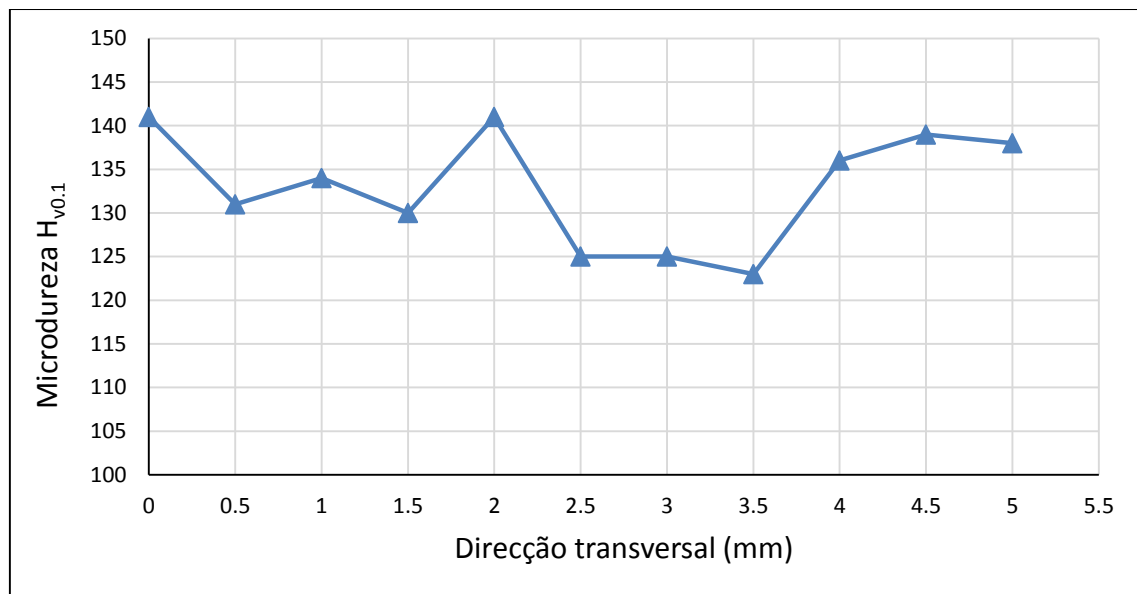


Figura 4.4. Microdurezas do material base.

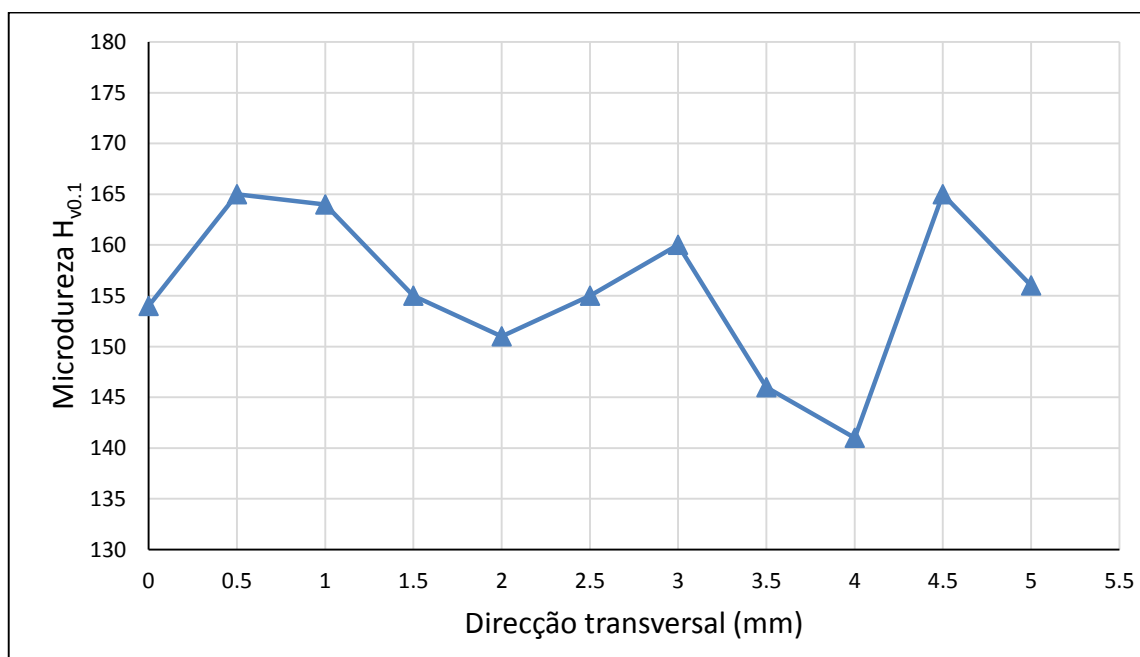


Figura 4.5. Microdureza a 0.0525 mm da superfície transversal nas amostras grenalhadas.

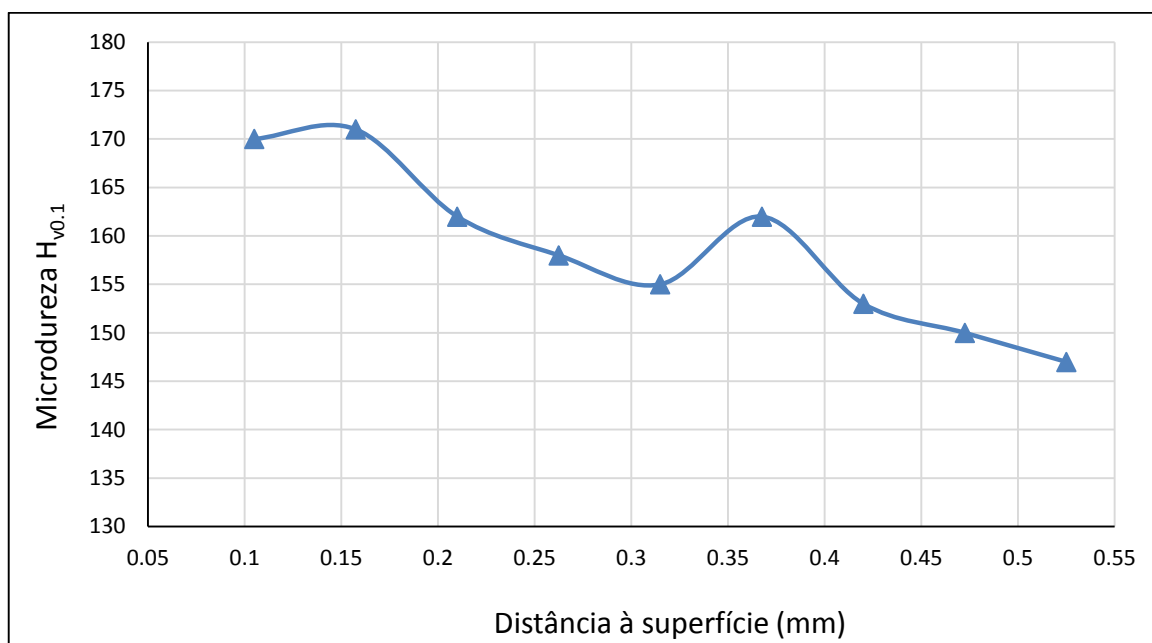


Figura 4.6. Evolução da microdureza $H_{v0.1}$ com o aumento da distância à superfície.

O aumento da microdureza superficial devido à deformação plástica leva a um incremento da resistência mecânica à superfície.

4.3. Tensões residuais

Na figura 4.7 estão apresentadas as tensões residuais medidas no centro da zona grenalhada, ponto A, ilustrado na figura 3.4, onde se realizou a análise em profundidade. É importante considerar que o valor da profundidade representa a espessura da camada removida por polimento electrolítico mais a profundidade média da penetração dos raios-X no material (RX), que nas condições experimentais utilizadas tem um valor de aproximadamente 12 μm . Verificou-se que o valor das tensões residuais de compressão à superfície foi de aproximadamente -147 MPa, diminuindo ligeiramente até -137 MPa para profundidades até 20 + RX μm e aumentando significativamente para -231 MPa até à profundidade de 110 + RX μm .

As tabelas 4.1, 4.2 mostram as tensões residuais medidas nos pontos B e C respectivamente, ilustrados na figura 3.4. Pode observar-se que os valores das tensões residuais são semelhantes em todas as medições realizadas na superfície da zona grenalhada,

independente da direcção da tensão. Isto deve-se ao facto de o MSP ser um tratamento superficial equibiaxial e ter uma distribuição uniforme sobre a superfície dos provetes.

Na figura 4.8 está representada a evolução das tensões residuais ao longo da coordenada x no ponto D, ilustrado na figura 3.5. Verificou-se que não existe influência da coordenada x no valor das tensões residuais. O mesmo se pode concluir em relação à direcção da tensão apesar de existir um pequeno pico na evolução de σ_{zz} .

A tabela 4.3 apresenta a tensão residual na direcção de laminagem, medida na zona do provete que foi maquinada, de valor de +154 MPa. Comparando com o valor médio das tensões residuais medidas na zona grenalhada verifica-se uma diferença significativa na ordem dos 300 MPa. Apesar dessa diferença, o valor absoluto das tensões residuais de compressão são significativamente mais baixas que os valores encontrados em [1], [2] e [7].

O valor LI representa a largura integral dos picos de difracção, que está ligada à taxa de encruamento do material.

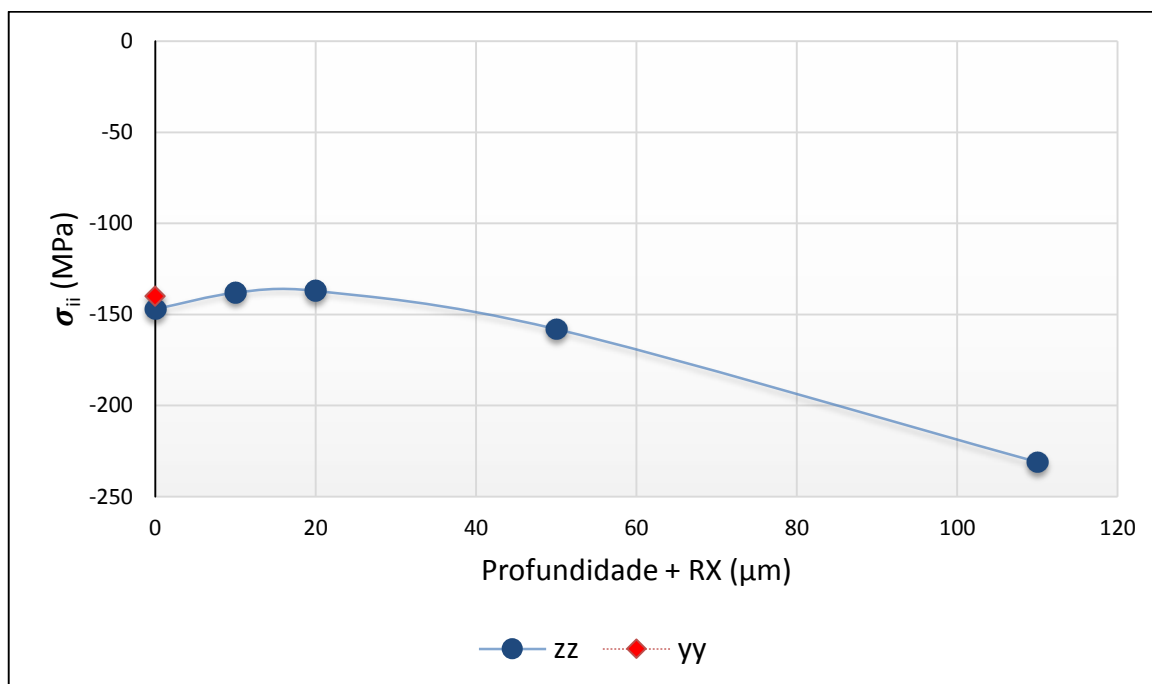


Figura 4.7. Evolução das tensões residuais ao longo da profundidade no ponto A.

Tabela 4.1. Tensão residual no ponto B.

| Direcção (i) | Profundidade (μm) | σ_{ii} (MPa) | τ_{i3} (MPa) | LI (°) |
|--------------|-------------------|---------------------|-------------------|--------|
|--------------|-------------------|---------------------|-------------------|--------|

| | | | | |
|-----------|---------------|--------------|------------|-----------------|
| <i>zz</i> | 0 + <i>RX</i> | -150 ± 3 | -2 ± 2 | 2.92 ± 0.14 |
|-----------|---------------|--------------|------------|-----------------|

Tabela 4.2. Tensão residual no ponto C.

| Direcção (i) | Profundidade (μm) | σ_{ii} (MPa) | τ_{i3} (MPa) | LI ($^\circ$) |
|--------------|--------------------------------|---------------------|-------------------|-----------------|
| <i>zz</i> | 0 + <i>RX</i> | -149 ± 5 | -1 ± 2 | 2.98 ± 0.16 |

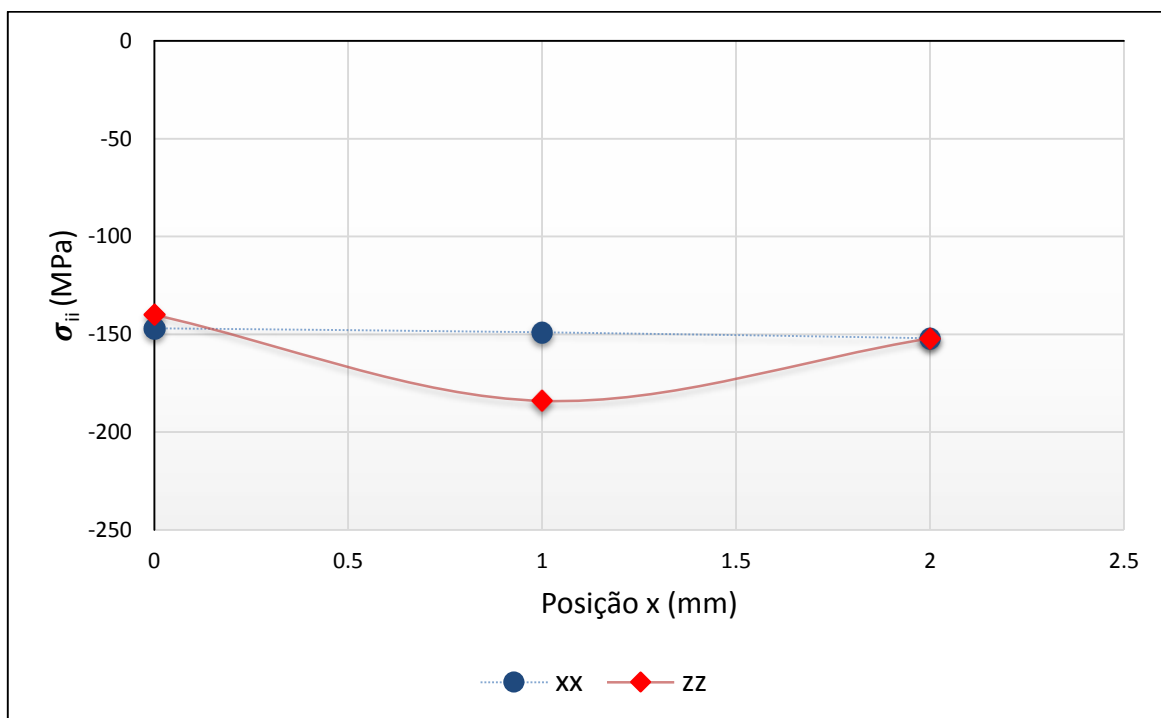


Figura 4.8. Evolução das tensões residuais ao longo da direcção x no ponto D.

Tabela 4.3. Tensão residual no ponto E.

| Direcção (i) | Profundidade (μm) | σ_{ii} (MPa) | τ_{i3} (MPa) | LI ($^\circ$) |
|--------------|--------------------------------|---------------------|-------------------|-----------------|
| <i>yy</i> | 0 + <i>RX</i> | $+154 \pm 23$ | $+4 \pm 11$ | 3.57 ± 0.34 |

4.4. Rugosidade

As figuras 4.9 e 4.10 representam os perfis de rugosidade obtidos a partir dos provetes polidos e grenalhados, respectivamente. Ao comparar ambas as figuras é notória a elevada rugosidade superficial imposta pelo tratamento de MSP.

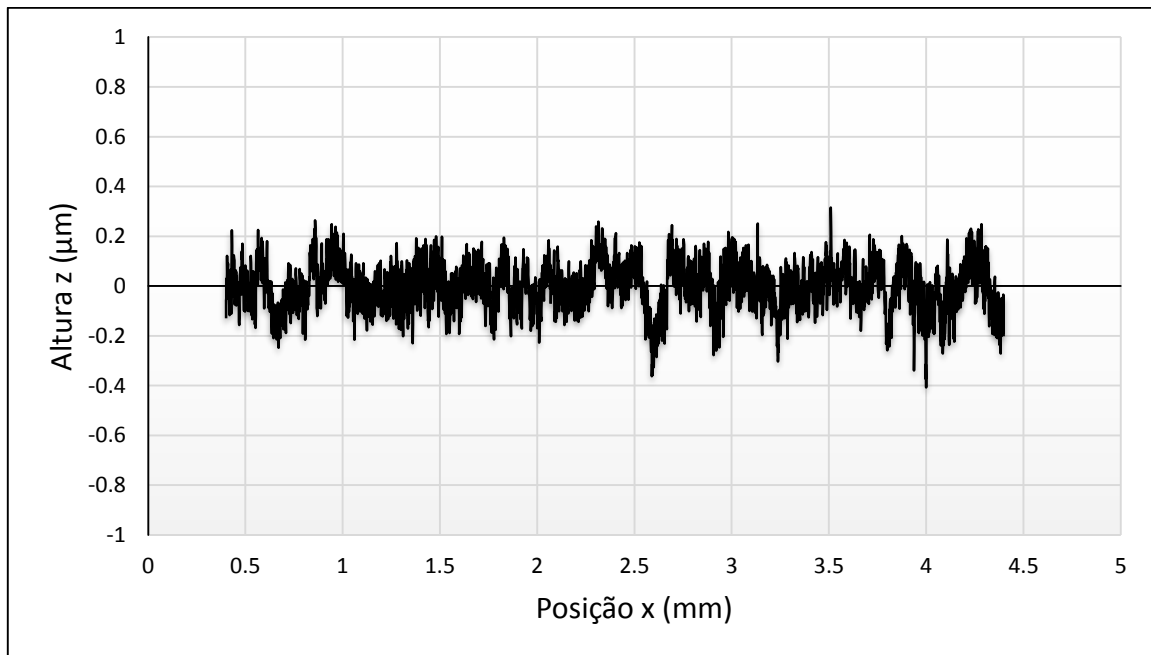


Figura 4.9. Perfil de rugosidade de um provete polido.

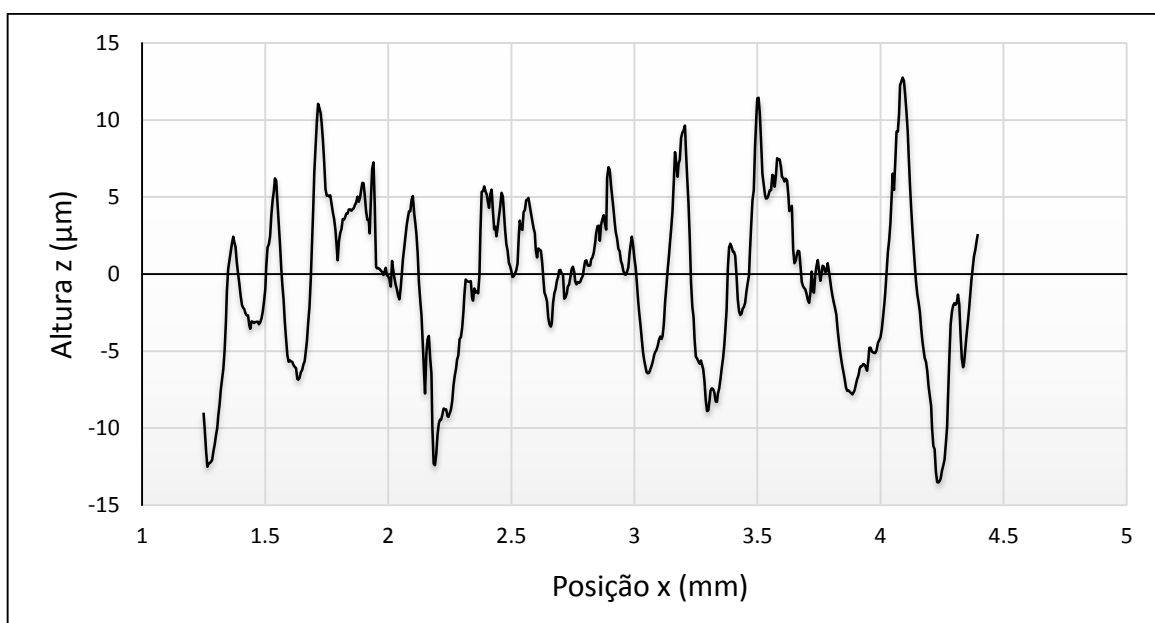


Figura 4.10. Perfil de rugosidade de um provete grenalhado.

As tabelas 4.4, 4.5 e 4.6 apresentam os valores da rugosidade média (R_a) e da rugosidade máxima do perfil (R_z) obtidos nas medições de rugosidade realizadas.

Ao comparar as rugosidades entre os provetes polidos na politriz e polidos manualmente verificou-se que os provetes polidos manualmente apresentaram um valor da rugosidade média cerca de 20% inferior e um valor da rugosidade do perfil máxima 11.6% inferior em relação aos polidos na politriz. Isto é explicado devido ao lixamento rotativo na politriz comparativamente com o lixamento segundo a direcção longitudinal realizado manualmente.

Comparando os parâmetros de rugosidade dos provetes polidos com os grenalhados verificou-se que a rugosidade média dos provetes grenalhados era 46 e 58 vezes superior à rugosidade média dos provetes polidos na politriz e manualmente, respectivamente. O valor da rugosidade máxima do perfil é superior em 33 vezes em relação aos polidos na politriz e 37 vezes em relação aos polidos manualmente.

Tabela 4.4. Rugosidade média e máxima do perfil dos provetes polidos na politriz.

| | 1º | 2º | 3º | 4º | Valor médio | Desvio padrão |
|-------|--------|--------|--------|--------|-------------|---------------|
| R_a | 0.1002 | 0.0886 | 0.0943 | 0.0958 | 0.09505 | 0.00479 |
| R_z | 0.8325 | 0.7391 | 0.7519 | 0.9033 | 0.7922 | 0.076529 |

Tabela 4.5: Rugosidade média e máxima do perfil dos provetes polidos manualmente.

| | 1º | 2º | 3º | 4º | Valor médio | Desvio padrão |
|-------|--------|--------|--------|--------|-------------|---------------|
| R_a | 0.0765 | 0.0713 | 0.0861 | 0.0741 | 0.0753 | 0.006428 |
| R_z | 0.6042 | 0.658 | 0.8038 | 0.761 | 0.7095 | 0.091751 |

Tabela 4.6. Rugosidade média e máxima do perfil dos provetes grenalhados.

| | 1º | 2º | 3º | 4º | Valor médio | Desvio padrão |
|-------|---------|---------|---------|---------|-------------|---------------|
| R_a | 4.5272 | 4.3658 | 4.5014 | 4.4493 | 4.47535 | 0.07121448 |
| R_z | 26.2526 | 27.0606 | 27.9882 | 26.8795 | 26.97005 | 0.71767156 |

Verificou-se também que a rugosidade média medida nos provetes grenalhados por MSP é significativamente maior que a maioria das rugosidades obtidas em [1] e [7] sob a influência do *shot peening* convencional.

A rugosidade superficial gerada pelo impacto das esferas tem uma influência bastante negativa no comportamento à fadiga dos materiais. Este factor pode levar a uma iniciação prematura de fendas caso a magnitude e profundidade das tensões residuais de compressão não sejam suficientemente elevadas para se sobrepor aos efeitos negativos do mau acabamento superficial.

4.5. Fadiga

4.5.1. Coeficiente concentração de tensões

O factor concentração de tensões foi calculado utilizando o programa “SolidWorks”. Para o efeito utilizou-se uma análise 3D pormenorizada no Anexo A.

Foi feita uma análise 3D da evolução da tensão local com o aumento da profundidade. Na figura 4.11 está representada a evolução da tensão local de Von Mises com a profundidade em um provete de 8mm sujeito a uma tensão nominal de 100 MPa.

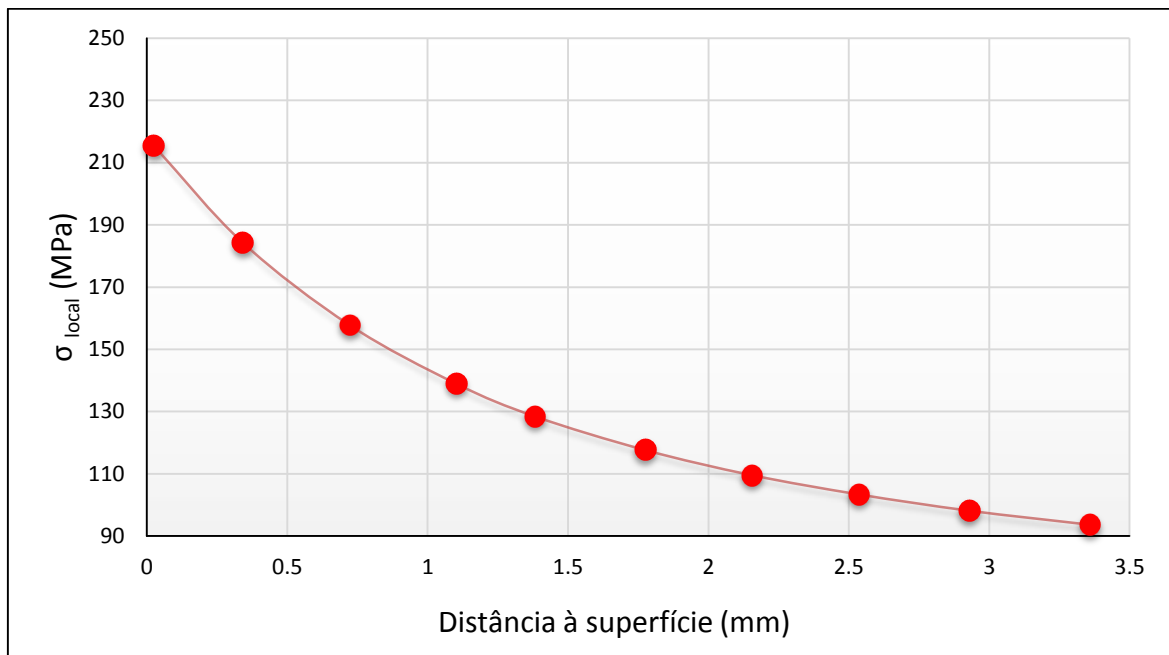


Figura 4.11. Evolução da tensão local de Von Mises com a profundidade.

Ao adimensionar as ordenadas a partir da equação (3.5) obteve-se a relação entre k_t e a profundidade, à qual se comparou com a análise de um provete de 4mm e com o cálculo por Peterson, representado na figura 4.12.

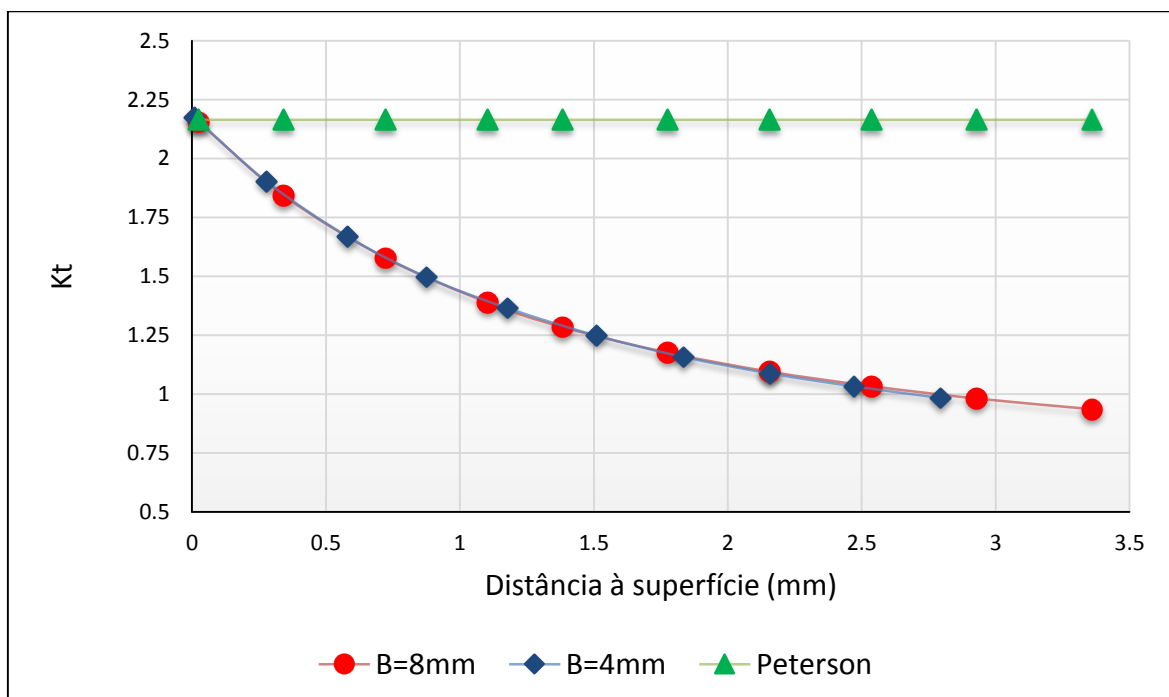


Figura 4.12. Evolução de Kt com a profundidade.

Pela figura 4.12 verifica-se que não existe diferença entre a evolução do coeficiente concentração de tensões com a profundidade para ambas as espessuras analisadas.

Na tabela 4.7 apresentam-se todos os valores calculados para o coeficiente concentração de tensões. Como se verifica, todos os cálculos de k_t apresentam valores semelhantes.

Os valores tidos em consideração no cálculo da tensão local nos ensaios de fadiga foram os calculados pela análise de EF com a tensão de Von Mises devido à convergência com o valor calculado pelas tabelas de Peterson.

Tabela 4.7. Coeficientes concentração de tensões calculados.

| B | σ_{zz} | $\sigma_{\text{Von Mises}}$ | Peterson |
|----------|---------------|-----------------------------|-----------------|
| 4mm | 2.205395 | 2.17550672 | 2.16481341 |
| 8mm | 2.26331 | 2.15428704 | 2.16481341 |

4.5.2. Ensaios de fadiga

Como objectivo principal desta dissertação, foram realizados ensaios uniaxiais de fadiga em 6 séries de provetes de modo a conhecer-se a influência do tratamento MSP, o efeito da espessura e da razão de tensão:

- Provetes de 4mm de espessura sujeitos a carga pulsante pura;
- Provetes de 8mm de espessura sujeitos a carga pulsante pura;
- Provetes de 8mm de espessura sujeitos a carga alternada;
- Provetes grenalhados de 4mm de espessura sujeitos a carga pulsante pura;
- Provetes grenalhados de 8mm de espessura sujeitos a carga pulsante pura;
- Provetes grenalhados de 8mm de espessura sujeitos a carga alternada;

Para cada ensaio foi recolhido o número de ciclos que motivou a rotura do provete para cada gama de carga testada com o objectivo de caracterizar-se a curva S-N para cada uma das séries. As curvas S-N foram determinadas em função da tensão nominal máxima aplicada a cada provete.

A tabela 4.8 apresenta os resultados de todos os ensaios de fadiga realizados. Os provetes que não sofreram rotura estão representados por uma seta e os provetes que sofreram rotura pelas amarras estão marcados a asterisco (*).

Tabela 4.8. Resultados dos ensaios de fadiga realizados.

| Referência | P _a (N) | P _m (N) | S _a (Mpa) | S _m (Mpa) | N _r (ciclos) |
|------------|--------------------|--------------------|----------------------|----------------------|-------------------------|
| 4.1_R0 | 8000 | 8000 | 80 | 80 | 75685 |
| 4.2_R0 | 7500 | 7500 | 75 | 75 | 2806221 |
| 4.3_R0 | 7800 | 7800 | 78 | 78 | 120317 |
| 4.4_R0 | 7700 | 7700 | 77 | 77 | 91205 |
| 4.5_R0 | 7600 | 7600 | 76 | 76 | 44643 |
| 4.6_R0 | 7600 | 7600 | 76 | 76 | 81693 |
| 4.7_R0 | 7550 | 7550 | 75.5 | 75.5 | 74273 |
| 4.8_R0 | 7500 | 7500 | 75 | 75 | 116135 |
| 4.9_R0 | 7400 | 7400 | 74 | 74 | → |
| 4.10_R0 | 7500 | 7500 | 75 | 75 | 1508486 |
| 4.1_R0_SP | 8000 | 8000 | 80 | 80 | 52798 |
| 4.2_R0_SP | 7700 | 7700 | 77 | 77 | 131184 |
| 4.3_R0_SP | 7500 | 7500 | 75 | 75 | 121000 |
| 4.4_R0_SP | 7500 | 7500 | 75 | 75 | 125830 |
| 4.5_R0_SP | 7300 | 7300 | 73 | 73 | 142264 |
| 4.6_R0_SP | 7000 | 7000 | 70 | 70 | 117439 |
| 4.7_R0_SP | 6000 | 6000 | 60 | 60 | 234676 |
| 4.8_R0_SP | 5500 | 5500 | 55 | 55 | 469991 |
| 4.9_R0_SP | 4500 | 4500 | 45 | 45 | 803366 |
| 4.10_R0_SP | 4000 | 4000 | 40 | 40 | 630185 |
| 8.1_R0 | 16000 | 16000 | 80 | 80 | 64014 |
| 8.2_R0 | 16000 | 16000 | 80 | 80 | 70833 |
| 8.3_R0 | 14000 | 14000 | 70 | 70 | * |
| 8.4_R0 | 14000 | 14000 | 70 | 70 | → |
| 8.5_R0 | 15000 | 15000 | 75 | 75 | 64566 |
| 8.6_R0 | 17000 | 17000 | 85 | 85 | 59797 |
| 8.7_R0 | 15000 | 15000 | 75 | 75 | 27646 |
| 8.8_R0 | 14500 | 14500 | 72.5 | 72.5 | 92267 |
| 8.9_R0 | 14000 | 14000 | 70 | 70 | 2026000 |
| 8.1_R0_SP | 17000 | 17000 | 85.0000 | 85.0000 | 43245 |

| | | | | | |
|------------|-------|-------|---------|----------|--------|
| 8.2_RO_SP | 16000 | 16000 | 80.0000 | 80.0000 | 72092 |
| 8.3_RO_SP | 15000 | 15000 | 75.0000 | 75.0000 | 59718 |
| 8.4_RO_SP | 15000 | 15000 | 75.0000 | 75.0000 | 92060 |
| 8.5_RO_SP | 14000 | 14000 | 70.0000 | 70.0000 | 127500 |
| 8.7_RO_SP | 12000 | 12000 | 60.0000 | 60.0000 | 149000 |
| 8.8_RO_SP | 10000 | 10000 | 50.0000 | 50.0000 | 336183 |
| 8.9_RO_SP | 8000 | 8000 | 40.0000 | 40.0000 | 539275 |
| 8.10_RO_SP | 7000 | 7000 | 35.0000 | 35.0000 | → |
| 8.1_R-1 | 0 | 22000 | 0 | 110.0000 | 183397 |
| 8.2_R-1 | 0 | 24000 | 0 | 120.0000 | 71000 |
| 8.3_R-1 | 0 | 20000 | 0 | 100.0000 | 149147 |
| 8.4_R-1 | 0 | 20000 | 0 | 100.0000 | 330894 |
| 8.5_R-1 | 0 | 18000 | 0 | 90.0000 | 222377 |
| 8.6_R-1 | 0 | 18000 | 0 | 90.0000 | 180300 |
| 8.7_R-1 | 0 | 17000 | 0 | 85.0000 | 239286 |
| 8.8_R-1 | 0 | 16000 | 0 | 80.0000 | → |
| 8.9_R-1 | 0 | 17000 | 0 | 85.0000 | 156741 |
| 8.10_R-1 | 0 | 16500 | 0 | 82.5000 | → |
| 8.1_R-1_SP | 0 | 24000 | 0 | 120.0000 | 115323 |
| 8.2_R-1_SP | 0 | 22000 | 0 | 110.0000 | 262441 |
| 8.3_R-1_SP | 0 | 21000 | 0 | 105.0000 | 514458 |
| 8.4_R-1_SP | 0 | 20000 | 0 | 100.0000 | 394766 |
| 8.5_R-1_SP | 0 | 20000 | 0 | 100.0000 | 287727 |
| 8.6_R-1_SP | 0 | 19000 | 0 | 95.0000 | 426013 |
| 8.7_R-1_SP | 0 | 19000 | 0 | 95.0000 | 287605 |
| 8.8_R-1_SP | 0 | 18000 | 0 | 90.0000 | 316000 |
| 8.9_R-1_SP | 0 | 18000 | 0 | 90.0000 | 342268 |

4.5.2.1. Influência da espessura

A figura 4.13 apresenta as curvas S-N obtidas para as séries de provetes sem tratamento ensaiadas com R=0 para ambas as espessuras. Ao observar a figura 4.13 verifica-se que não existe influência da espessura nas curvas de resistência à fadiga para a liga 7475-T7351. De salientar que os declives das curvas são bastante baixos, obtendo-se vidas com uma dispersão de 1 milhão de ciclos para gamas de tensão semelhantes. Este resultado está ligado à presença de defeitos internos, que serão analisados posteriormente.

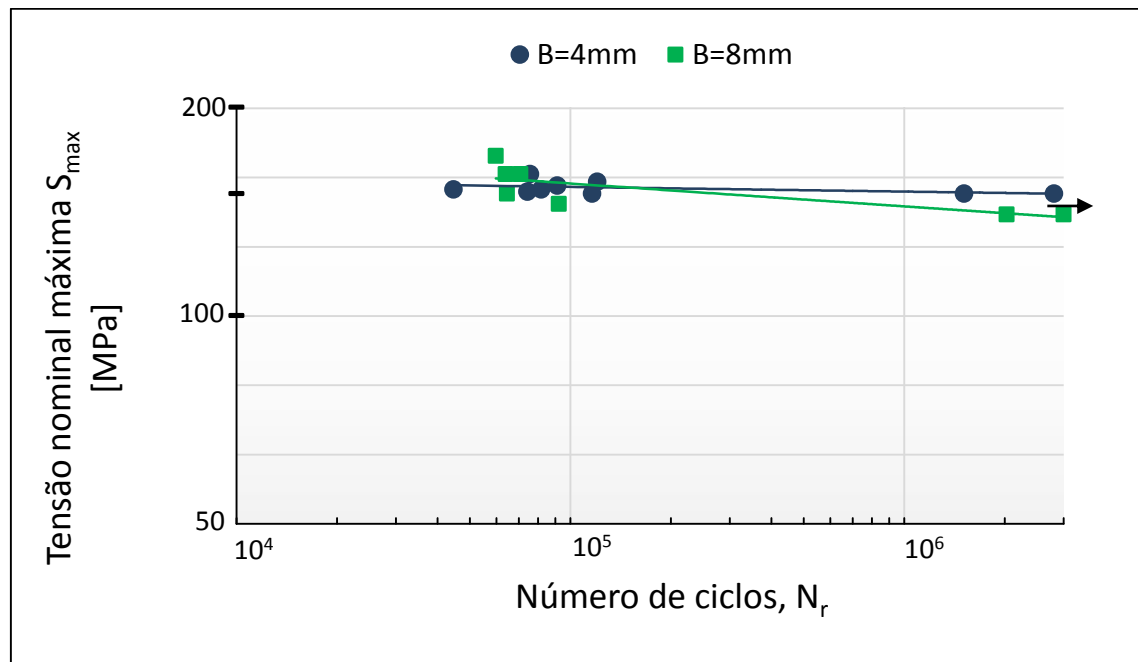


Figura 4.13. Curvas S-N do material base para as diferentes espessuras e $R=0$.

Na figura 4.14 estão representadas as curvas obtidas para as séries de provetes grenalhados de ambas as espessuras e $R=0$. Ao contrário das curvas obtidas para o material base, para os provetes grenalhados obtiveram-se duas curvas com uma maior inclinação, que pela lei de Paris, nos leva a crer que estas são principalmente caracterizadas pela fase de propagação. Este resultado deve-se ao aumento da sensibilidade ao entalhe provocado pelo mau acabamento superficial imposto pelo MSP, que apesar do aumento da dureza superficial, leva a uma iniciação prematura de fendas.

Ao comparar as duas curvas é facilmente visível que a resistência à fadiga para os provetes de 8mm é inferior à dos provetes de 4mm, como era de esperar.

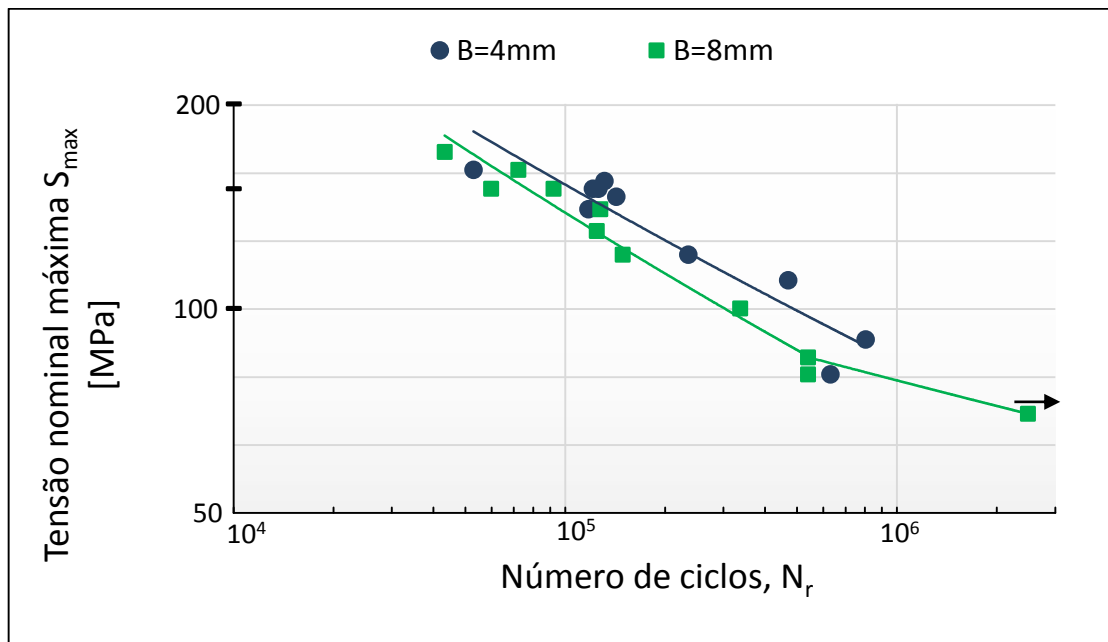


Figura 4.14. Curvas S-N do material grenalhado para as diferentes espessuras e R=0.

4.5.2.2. Influência da razão de tensões

Na figura 4.15 estão representadas as curvas S-N obtidas dos provetes não tratados, para as duas razões de tensões estudadas e espessura de 8mm. É possível verificar que para os ensaios realizados com R=-1 obteve-se uma maior inclinação da curva S-N como também se encontrou pontos com vidas intermédias.

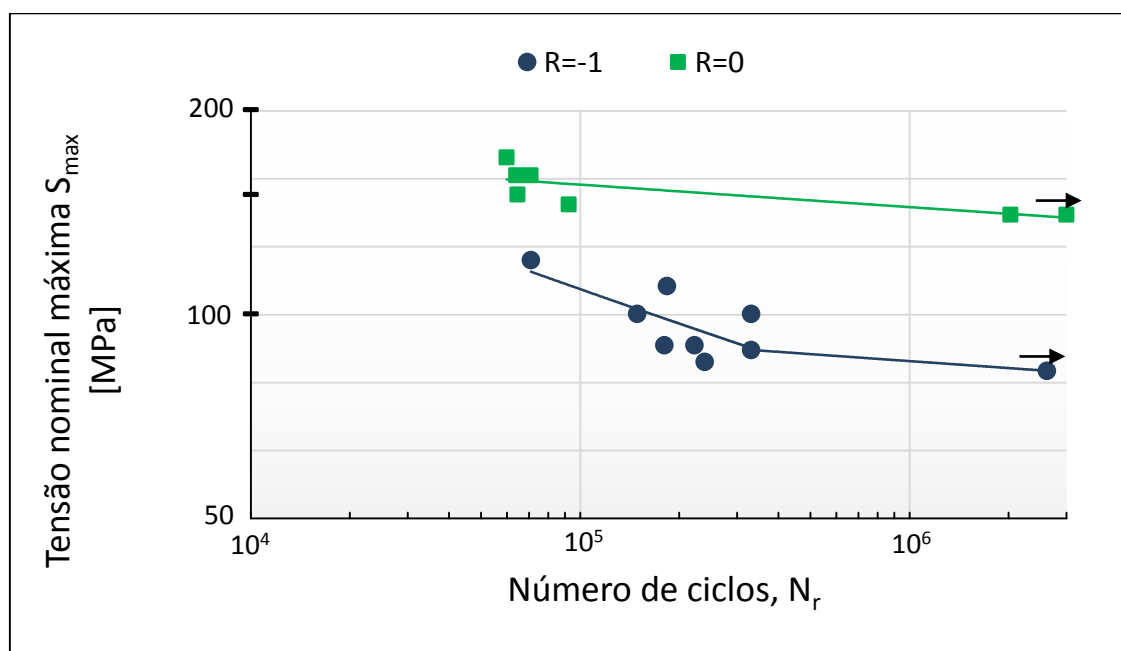


Figura 4.15. Curvas S-N do material base para as diferentes razões de tensões e B=8mm.

Na figura 4.16 apresentam-se as curvas comparativas das razões de tensões para os provetes grenalhadas de espessura de 8mm. Ao contrário do verificado para os provetes não tratados, a curva S-N para R=0 apresenta para este caso uma maior inclinação. Verifica-se mesmo uma resistência à fadiga semelhante para vidas intermédias.

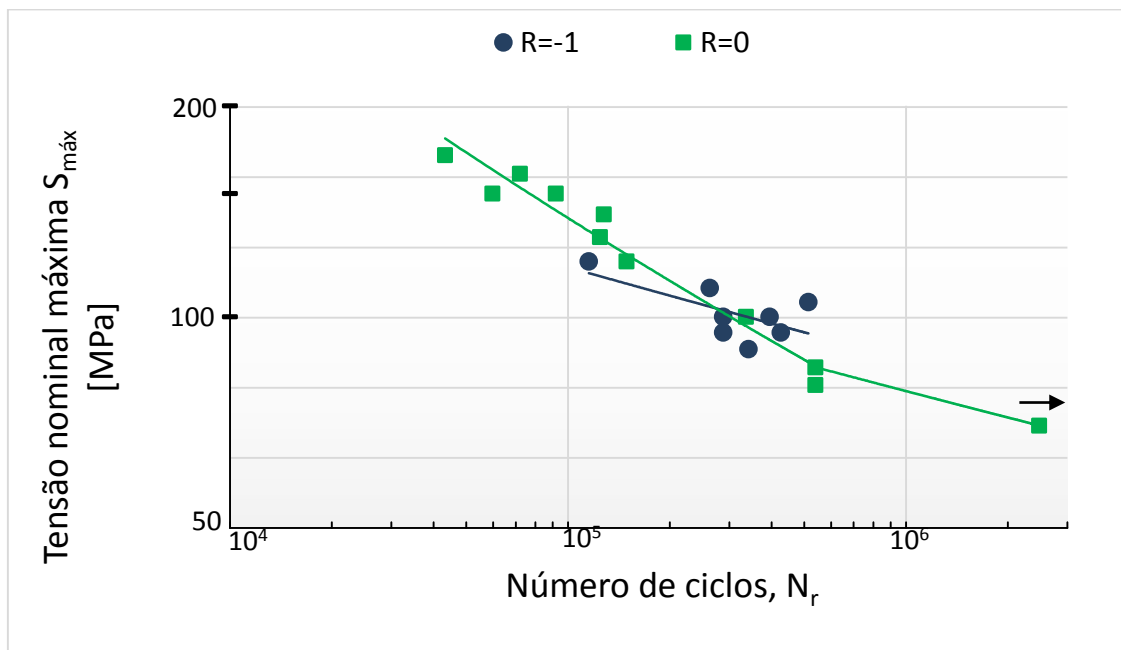


Figura 4.16. Curvas S-N do material grenalhado para as diferentes razões de tensões e B=8mm.

4.5.2.3. Influência do *micro-shot peening*

Nas figuras 4.17, 4.18 e 4.19 estão comparadas as curvas S-N entre os provetes

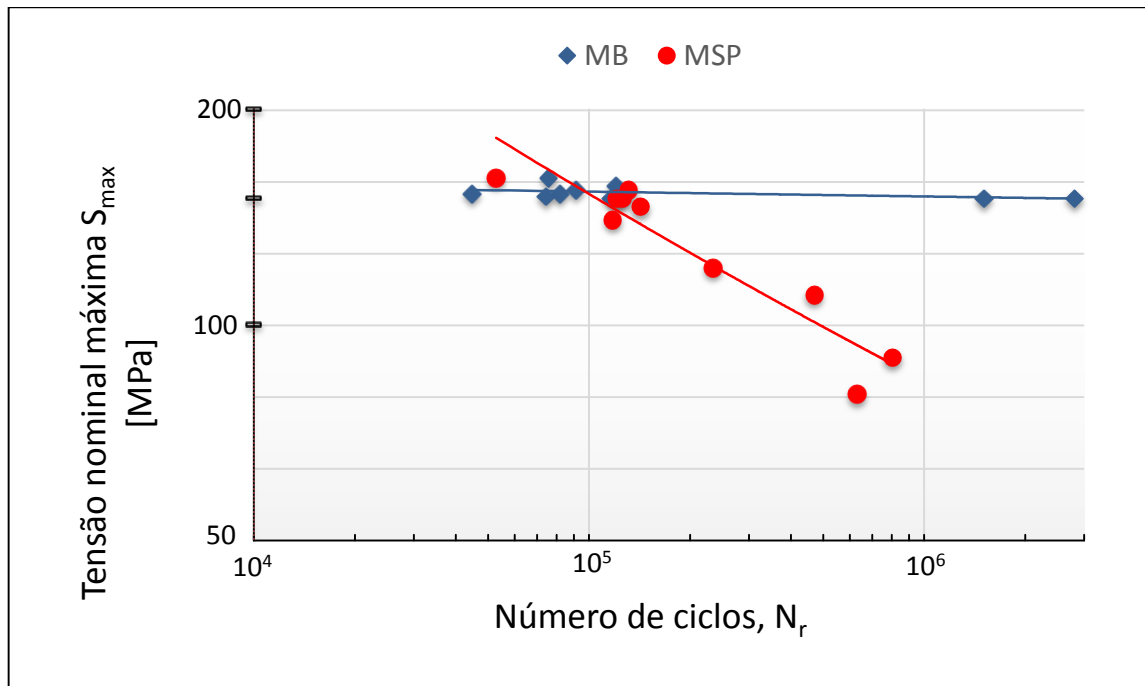


Figura 4.17. Curvas S-N dos provetes com B=4mm e R=0.

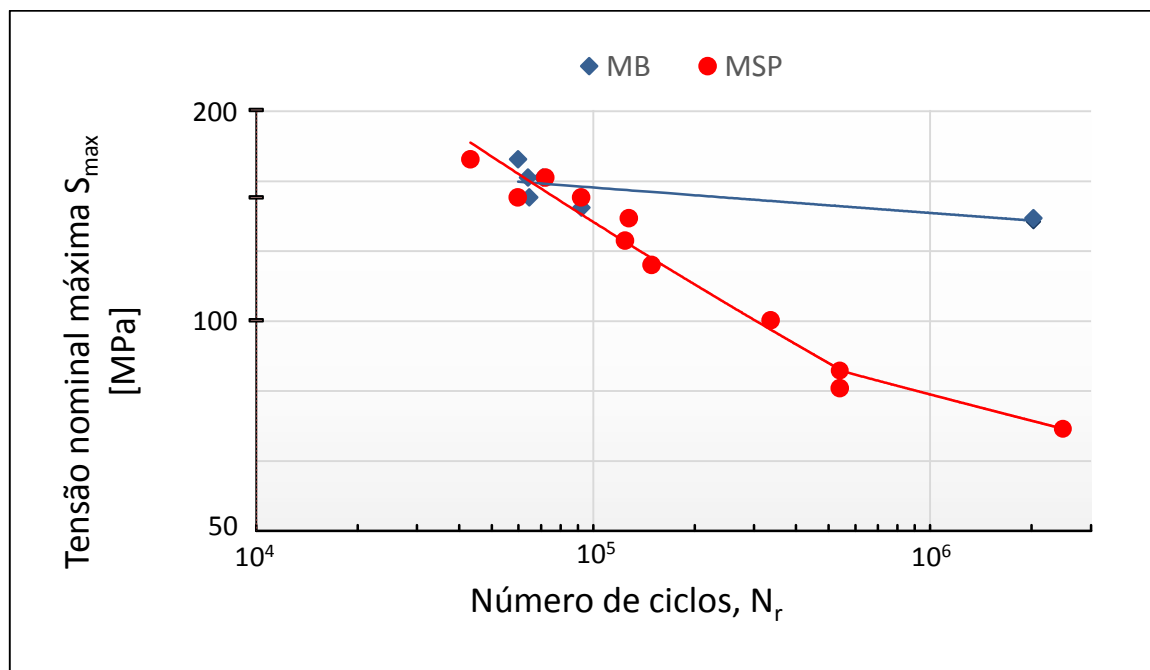


Figura 4.18. Curvas S-N dos provetes com B=8mm e R=0.

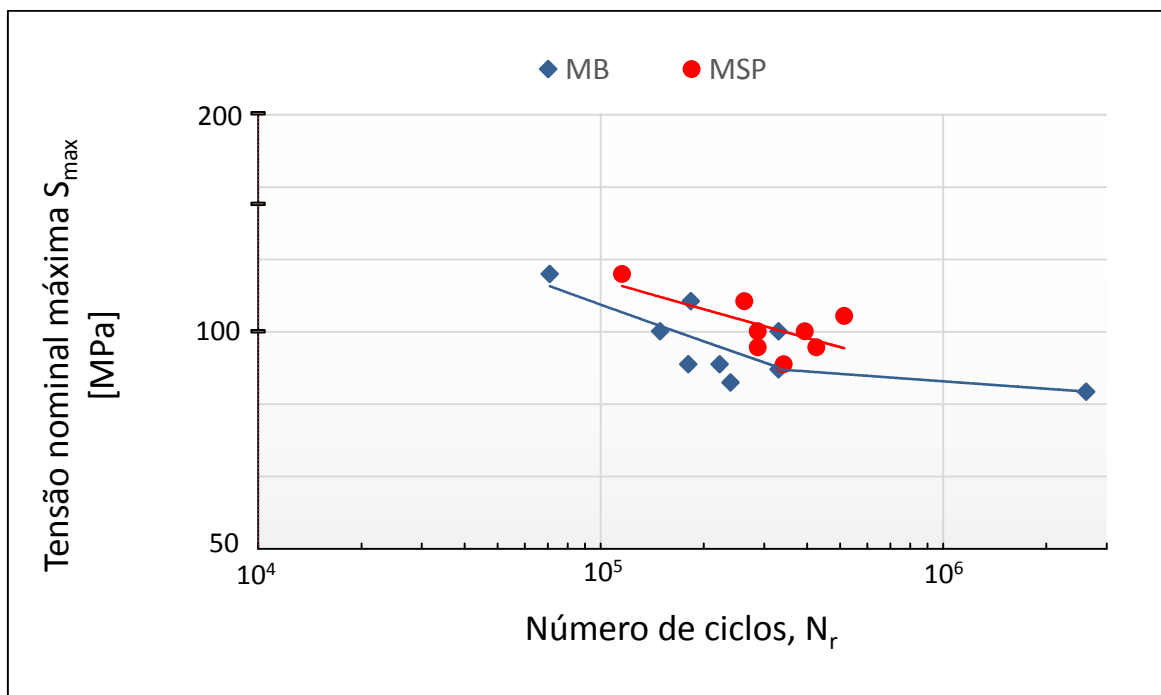


Figura 4.19. Curvas S-N dos provetes com B=8mm e R=-1.

Ao analisar os gráficos referentes às figuras 4.17 e 4.18, verifica-se que o MSP realizado tem um efeito prejudicial na resistência à fadiga nos provetes testados a R=0 para vidas superiores a 100 mil ciclos. Por sua vez, relativamente aos ensaios realizados com R=-1, é possível verificar uma ligeira melhoria na resistência à fadiga dos provetes grenalhados.

Calculou-se então a percentagem de melhoria da resistência à fadiga (FSIP – Fatigue strength improvement percentage) com base na equação (4.1).

$$FSIP = \frac{S_{max, \text{provete grenalhado}}}{S_{max, \text{material base}}} \times 100\% \quad (4.1)$$

Para 1 milhão de ciclos a percentagem da melhoria da resistência à fadiga foi de 54.7% e 52.4%, nos provetes de 4 e 8mm para R=0, respectivamente, ou seja, aproximadamente metade em comparação ao material base. Os provetes tratados por MSP e ensaiados com R=-1 mostraram uma percentagem de melhoria da resistência à fadiga de 110%, ou seja, um aumento de 10%. Os valores FSIP apresentam-se resumidos na tabela 4.9.

Tabela 4.9. Valores do FSIP obtidos para 1M de ciclos.

| R \ B | 8mm | 4mm |
|--------------|------------|------------|
| 0 | 52% | 54% |
| -1 | 110% | NA |

4.5.3. Análise das superfícies de fractura

Posteriormente à realização dos ensaios de fadiga, analisaram-se as superfícies de fractura de alguns provetes, de modo a melhor se compreender o comportamento do material. As superfícies de fractura foram obtidas através de um microscópio electrónico de varrimento Philips XL30 (SEM).

Nas figuras 4.20 e 4.21 estão apresentadas as fotografias obtidas da superfície de fractura de um provete ensaiado a $R=0$ junto às zonas onde se iniciaram as fendas. Como se observa, as fendas iniciaram-se nos dois cantos, onde é evidente a existência de defeitos internos no material.

Analisou-se também a superfície de fractura de um provete ensaiado a $R=-1$, cujas zonas de iniciação são visíveis nas figuras 4.22 e 4.23. Mais uma vez é evidente que as fendas iniciaram a partir dos cantos onde existem defeitos internos do material.

Verificou-se desta forma, que a resistência à fadiga do material base foi caracterizada pela presença de efeitos internos no material.

Nas figuras 4.24 e 4.25 são visíveis os defeitos internos do material de magnitudes entre 20 e 50 μm .

Foram analisadas as composições químicas das superfícies dos defeitos e verificou-se que as mesmas eram compostas por aproximadamente 70% de silício e o restante por alumínio.

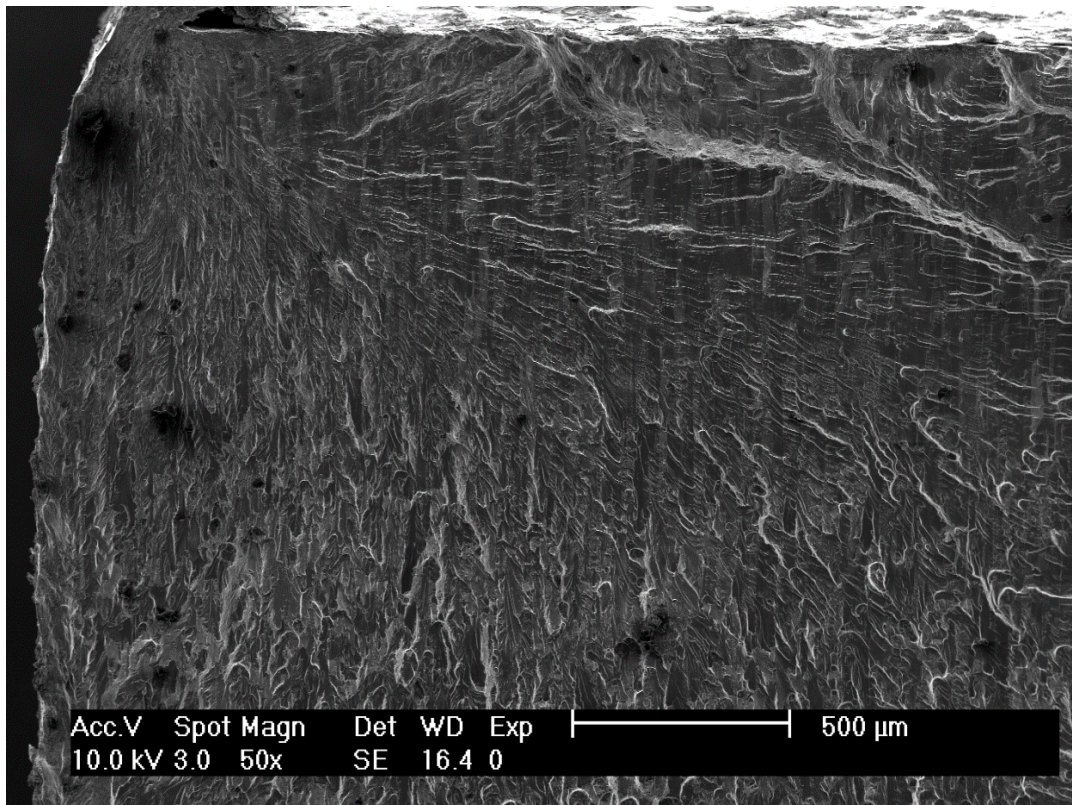


Figura 4.20. Superfície de fractura do provete 8.3_R0_SP junto ao canto esquerdo, notando-se a zona de iniciação e a presença de defeitos internos.

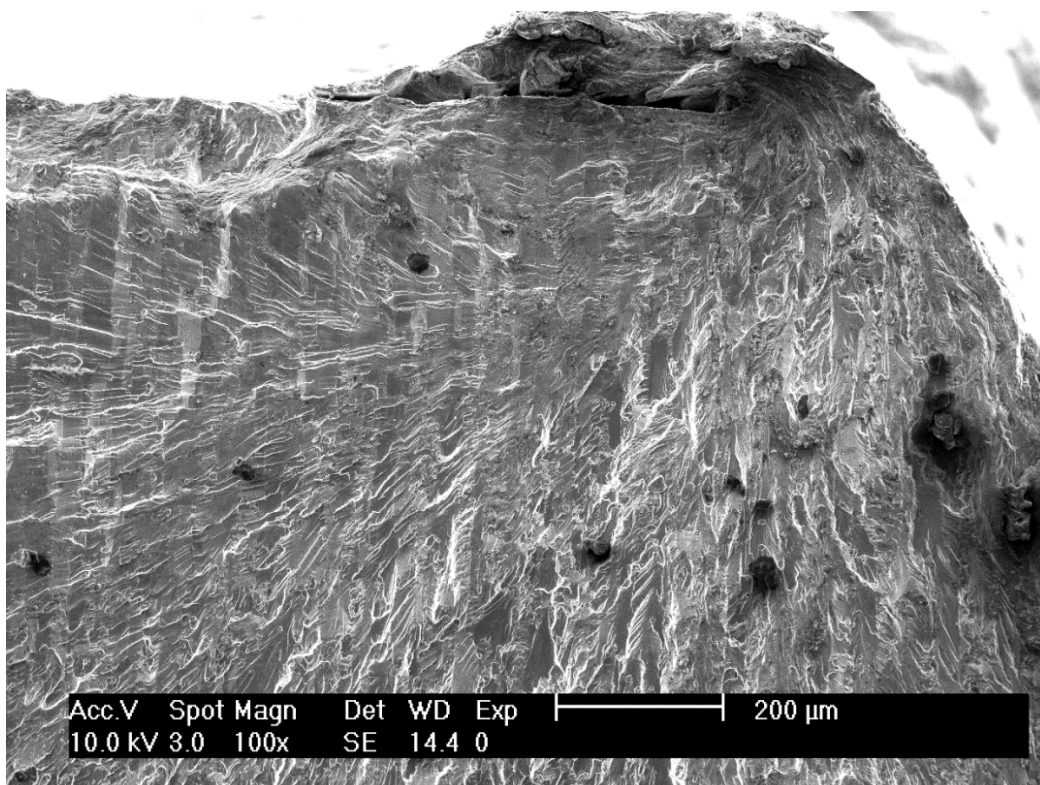


Figura 4.21. Superfície de fractura do provete 8.3_R0_SP junto ao canto direito, notando-se a zona de iniciação e a presença de defeito internos.

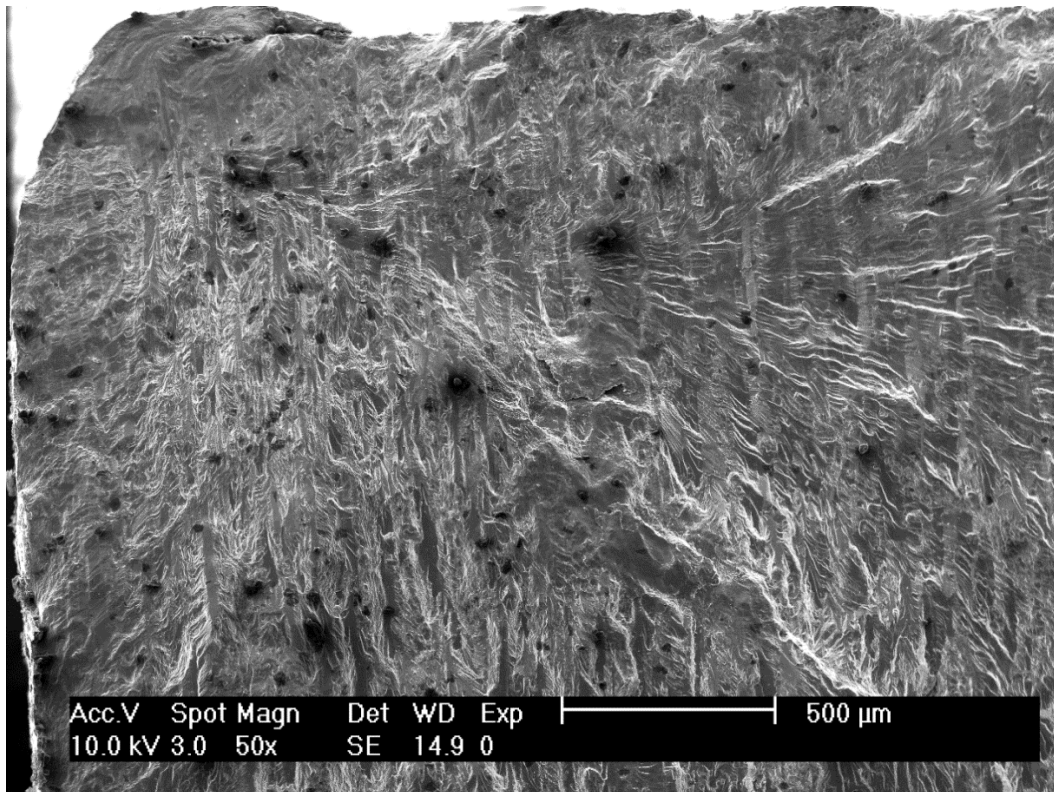


Figura 4.22. Superfície de fractura do provete 8.3_R-1_SP junto ao canto esquerdo, notando-se a zona de iniciação e a presença de defeitos internos.

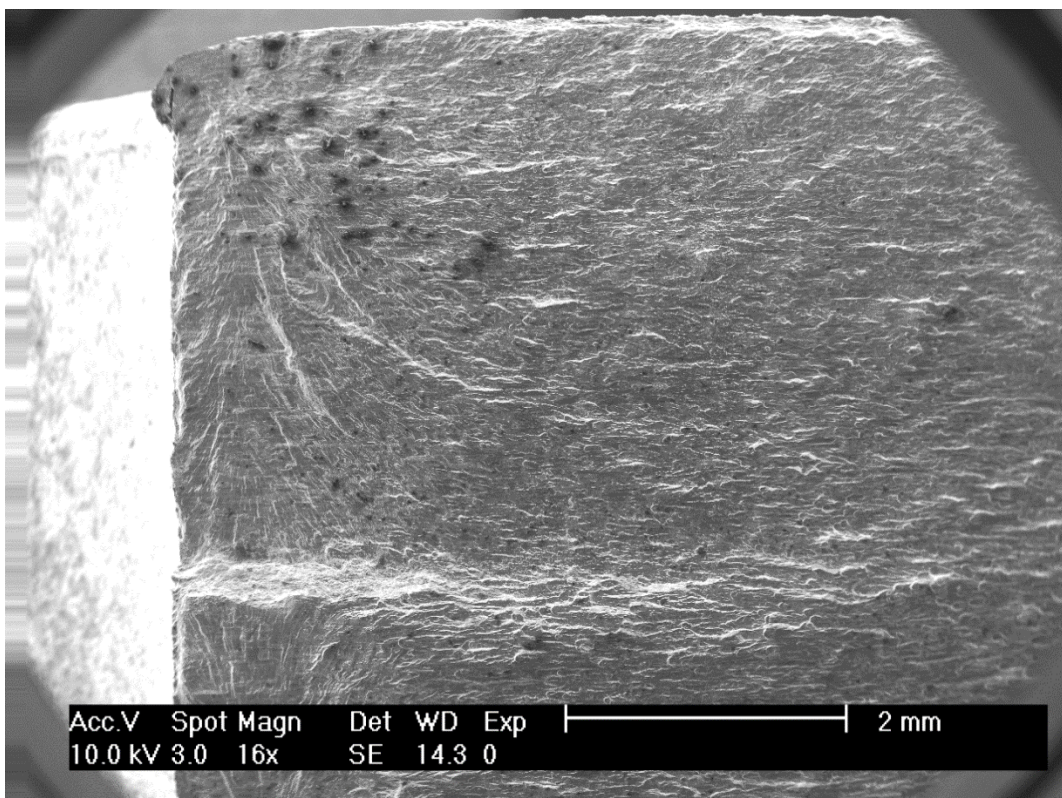


Figura 4.23. Superfície de fractura do provete 8.3_R-1_SP junto ao canto direito, notando-se a zona de iniciação e a presença de defeitos internos.

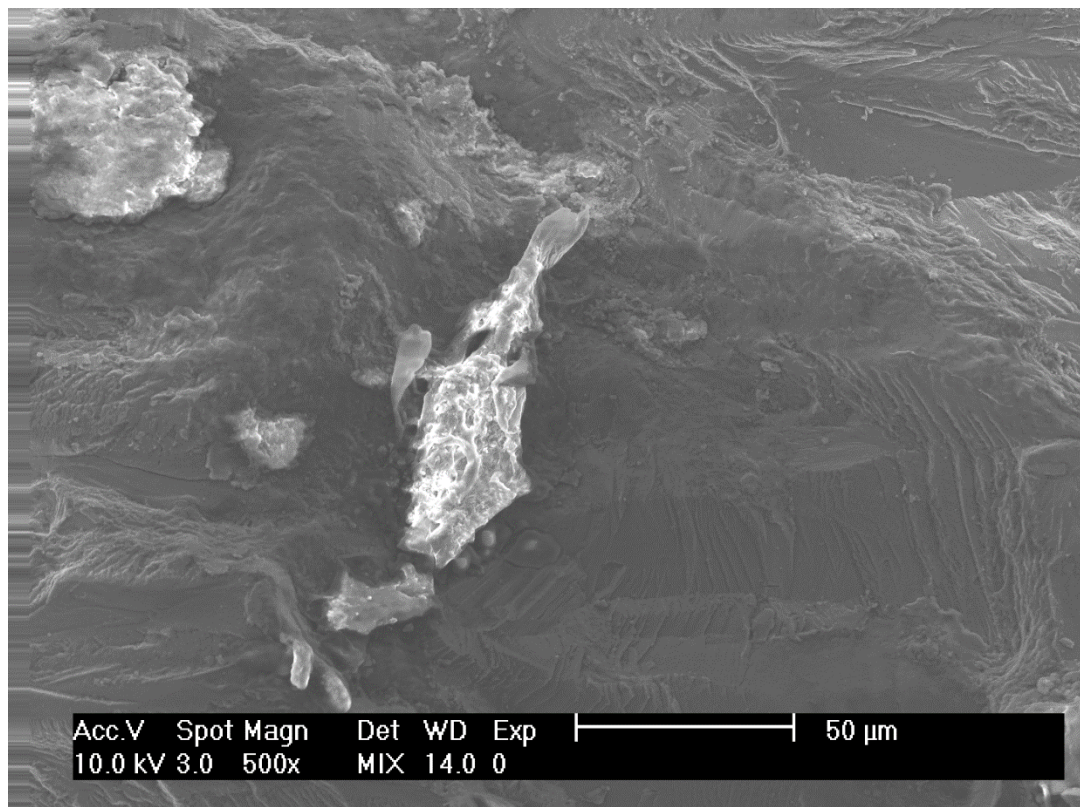


Figura 4.24. Defeitos internos no material, provete 8.4_R-1.

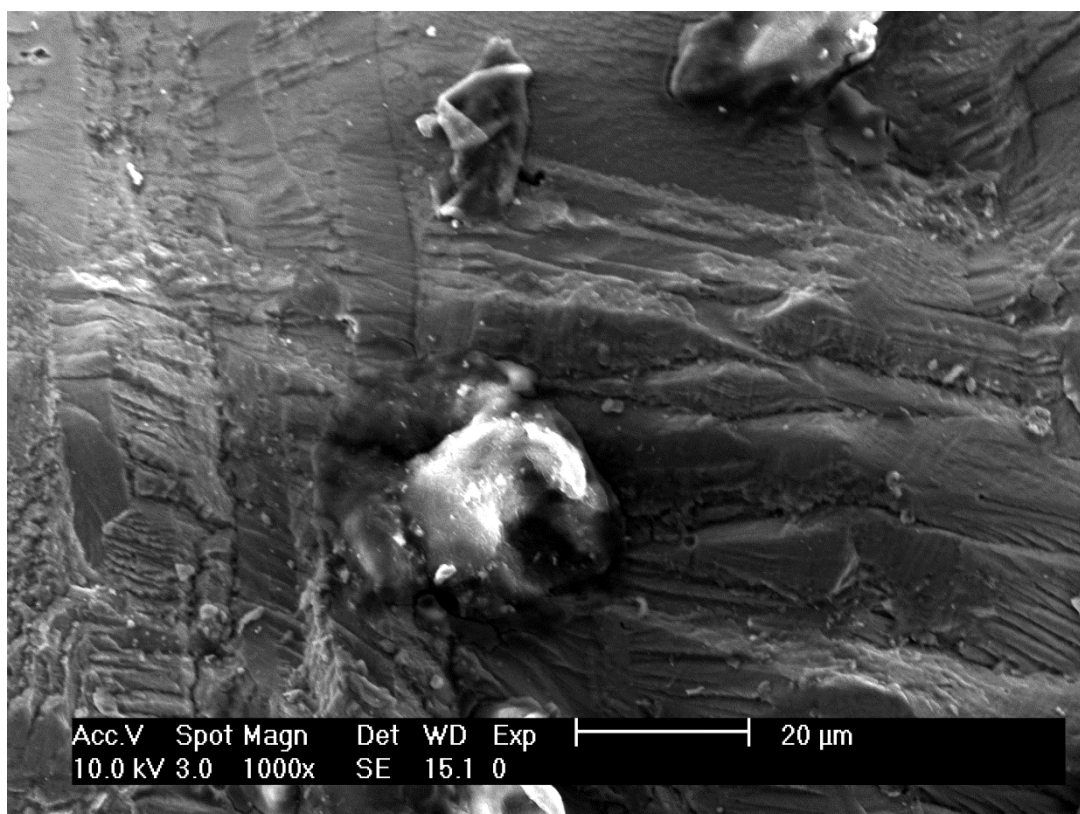


Figura 4.25. Defeitos internos no material, provete 8.4_R-1.

4.5.4. Previsão numérica

Foram obtidas as previsões para as curvas de resistência à fadiga para cada uma das séries de provetes analisadas.

Na figura 4.26 estão apresentadas as curvas experimentais e previstas para as séries de provetes de espessura 4mm e R=0. A previsão da vida dos provetes grenalhados foi feita ao introduzir o valor das tensões residuais de compressão como efeito da tensão média. Importante realçar que na previsão não foi tido em consideração o aumento do coeficiente concentração de tensões impostos pelo MSP. Observa-se que existe uma fraca correlação entre as curvas experimentais e as curvas previstas.

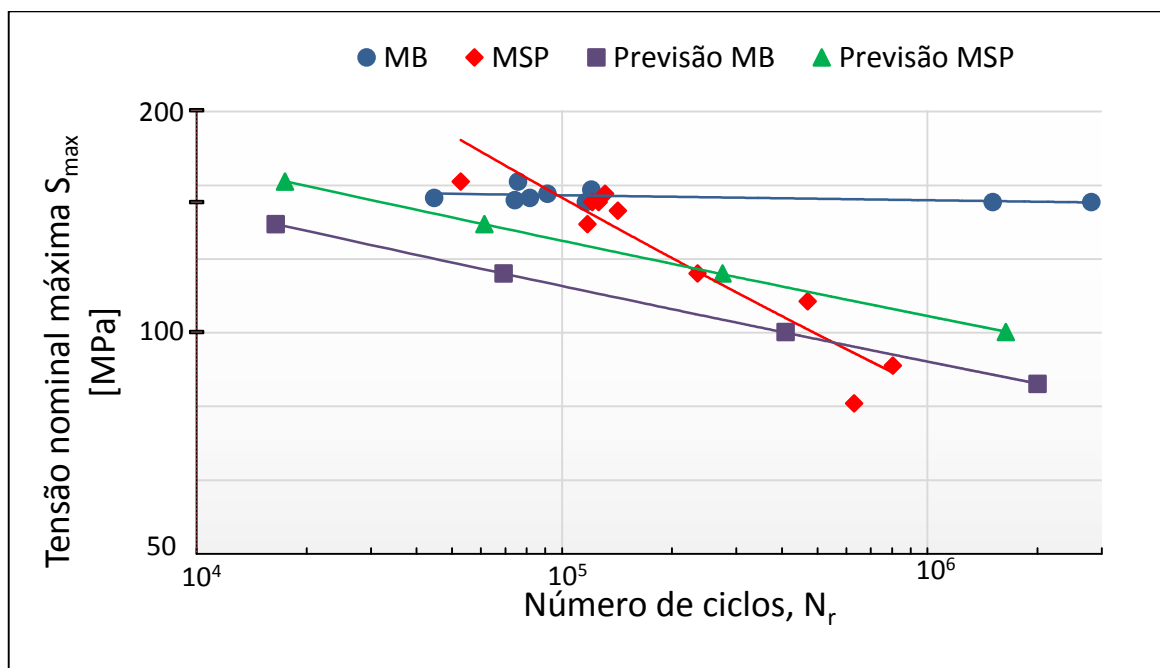


Figura 4.26. Previsão das curvas S-N das séries de provetes de 4mm e R=0.

A figura 4.27 apresenta as curvas previstas para as séries de provetes de espessura 8mm e R=0. Em semelhança com as previsões obtidas para os provetes de espessura de 4mm não existe coerência entre as curvas previstas e as obtidas experimentalmente.

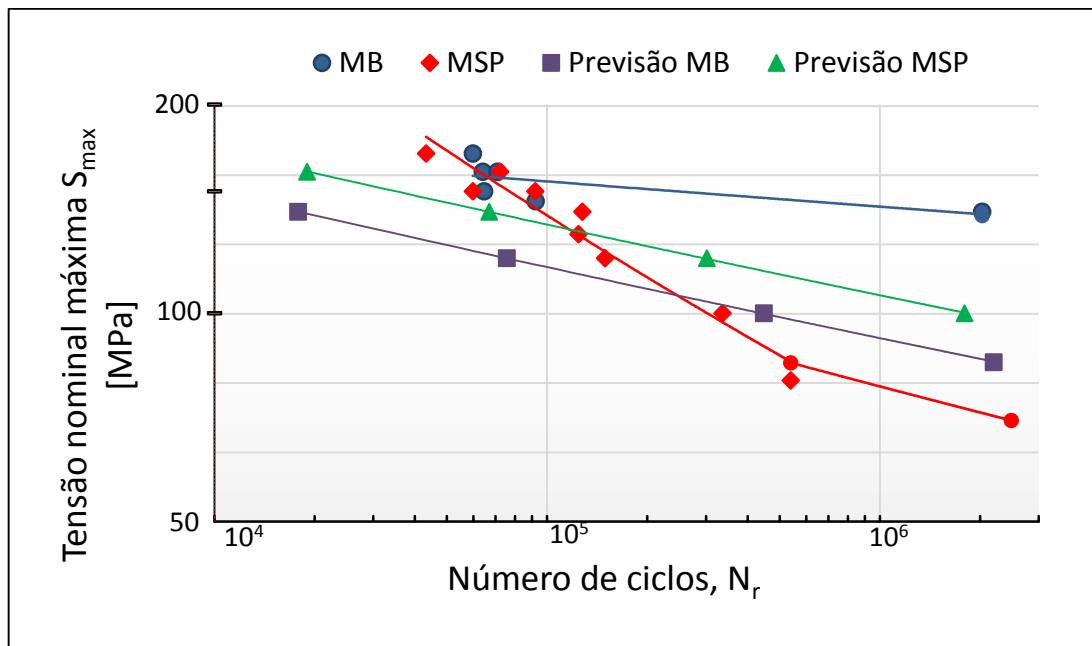


Figura 4.27. Previsão das curvas S-N das séries de provetes de 8mm e R=0.

A previsão das curvas para as séries de provetes ensaiadas a R=-1 estão representadas na figura 4.28. Verifica-se neste caso que as previsões apresentam uma ligeira correlação em relação às curvas experimentais. A maior resistência à fadiga das curvas previstas explica-se pelo facto de a previsão não considerar a existência de defeitos internos do material nem de se ter considerado o aumento da sensibilidade ao entalhe imposto pelo MSP.

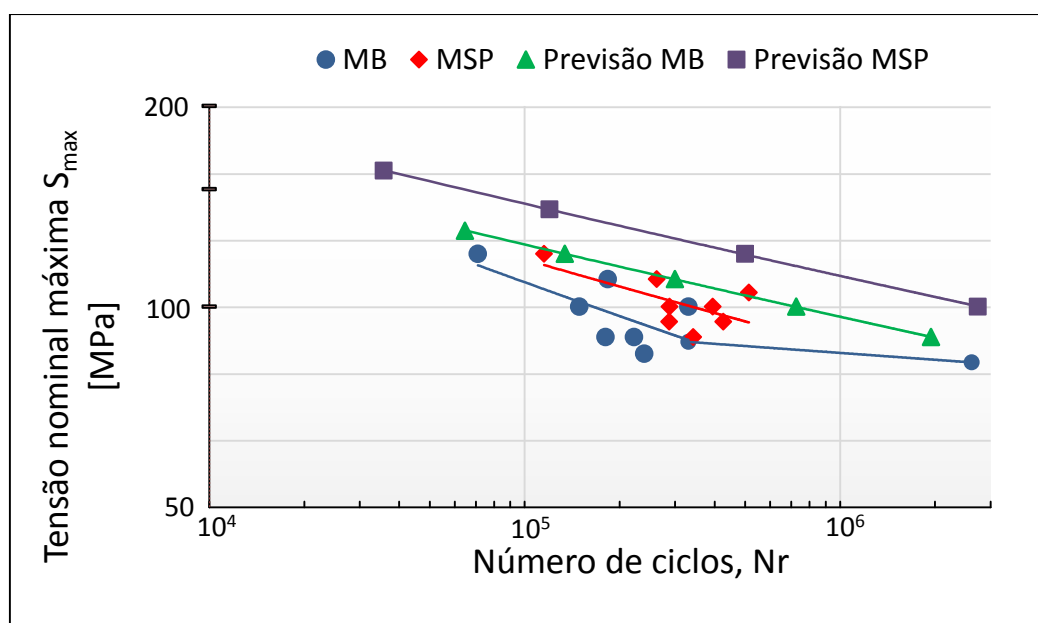


Figura 4.28. Previsão das curvas S-N das séries de provetes de 8mm e R=-1.

5. Conclusões e trabalhos futuros

Neste trabalho, analisou-se a influência do tratamento de *micro-shot peening* na resistência à fadiga da liga aeronáutica de alumínio AA7475-T7351. Testes complementares como a análise microestrutural, microdureza, medição das tensões residuais, análise dos parâmetros e perfis de rugosidade superficial e análise de defeitos internos foram realizados de modo a interpretar os resultados obtidos na resistência à fadiga.

- A análise microestrutural mostrou que não houve um refinamento de grão nas amostras grenalhadas em relação às amostras do material base. Foi verificada uma grande deformação plástica no material junto à superfície das amostras grenalhadas.
- Os valores da microdureza $H_{v0.1}$ medidos na superfície transversal das amostras grenalhadas são superiores em aproximadamente 16% em relação ao material base, os quais vão diminuindo com a distância à superfície. Já os valores medidos na superfície lateral das amostras grenalhadas não diferem dos encontrados no material base.
- As medições das tensões residuais mostraram a existência de tensões residuais compressivas em toda a superfície dos provetes grenalhados, com valores na ordem dos -150 MPa. A análise das tensões residuais à profundidade indicaram um incremento das tensões de compressão até uma distância à superfície medida de 110 μm . As tensões residuais encontradas na zona maquinada dos provetes apresentaram um valor de +150 MPa.
- A rugosidade média R_a medida nos provetes grenalhados teve um valor médio de 4.48 μm , superior em média em 50 vezes aos valores obtidos nos provetes polidos. A rugosidade máxima do perfil R_z teve um valor de 27 μm , superior em cerca de 35 vezes aos valores obtidos nos provetes polidos.
- A análise de defeitos internos por microscopia electrónica de varrimento mostrou a existência de defeitos compostos por 70% de silício e o restante de alumínio, com

magnitudes entre 20 e 50 μm . Verificou-se também que nos provetes analisados a iniciação de fendas aconteceu junto a esses defeitos encontrados.

- Os resultados de fadiga mostraram uma redução na resistência à fadiga nos provetes grenalhados testados com $R=0$ em aproximadamente metade para as espessuras de 4 e 8mm. Os provetes grenalhados testados com $R=-1$ mostraram uma ligeira melhoria na resistência à fadiga em cerca de 10%.

Para recomendação de trabalhos futuros sugere-se que se se faça um estudo sobre a otimização dos parâmetros de MSP de modo a que os efeitos benéficos das tensões residuais de compressão se sobreponham aos efeitos prejudiciais da rugosidade superficial imposta e assim se obtenham melhorias na resistência à fadiga na liga AA7475-T7351.

Seria também interessante fazer uma análise semelhante para os tratamentos de *laser peening* e *ultra sonic peening* de modo a poder-se comparar o potencial dos tratamentos mais recentes em relação aos mais tradicionais como é o caso do *shot peening*.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] Benedetti, M., Fontanari, V., Scardi, P., Ricardo, C.L.A., Bandini, M. (2009), “Reverse bending fatigue of shot peened 7075-T651 aluminium alloy: The role of residual stress relaxation”, *International Journal of Fatigue*, 31, 1225-1236.
- [2] Carvalho, A. L. M., Voorwald, H., J., C. (2007), “Influence of shot peening and hard chromium electroplating on the fatigue strength of 7050-T7451 aluminum alloy”, *International Journal of Fatigue*, 29, 1282-1291.
- [3] Moreto, J. A. (2012), “Estudo da corrosão e corrosão-fadiga em ligas de Al e Al-Li de alta resistência para aplicação aeronáutica”. Tese apresentada à Área Interunidades em Ciência e Engenharia de Materiais da Universidade de São Paulo, como parte dos requisitos para a obtenção do título de Doutor em Ciência e Engenharia de Materiais, São Paulo.
- [4] Silva, M. de C. (2001). “Vida em fadiga da liga de alumínio AA7175-T1”. Projeto de iniciação científica, Laboratório de Materiais, Departamento de Mecânica, Faculdade de Engenharia Industrial, Fundação de Ciências Aplicadas, São Paulo.
- [5] Serra, A. J. S. (2011). “Comportamento à fadiga de provetes entalhados em aço 35CrNiMo6 submetidos a esforços combinados de torção e flexão”. Dissertação para a obtenção do grau de Mestre em Engenharia Mecânica na Especialidade de Sistemas de Produção, Departamento de Engenharia Mecânica, Faculdade de Ciências e Tecnologia, Universidade de Coimbra, Coimbra.
- [6] Chemin, A. E. A. (2012). “Avaliação da propagação de fendas associada à corrosão da liga 7475-T7351 submetida a carregamentos de voos simulados”. Dissertação para a obtenção do grau de Mestre em Engenharia Mecânica na Especialidade de Materiais, Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, São Paulo.
- [7] Gao, Y. K. (2011), “Improvement of fatigue property in 7050-T7451 aluminum alloy by laser peening and shot peening”, *Materials Science and Engineering A*, 528, 3823-3828.
- [8] Metal Improvement Company (2014), “Shot peening”. Acedido em 22 de Março de 2014, em: http://www.metalimprovement.com/shot_peening.php.
- [9] Rockford Spring (2014), “Design Tips, Shot Peening”. Acedido em 22 de Março de 2014, em: <http://www.rockfordspring.com/shotpeen.asp>.
- [10] Hatamleh, O., Lyons, J., Forman, R. (2007), “Laser peening and shot peening effects on fatigue life and roughness of friction stir welded 7075-T7351 aluminum”, *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*, 30, 115-130.
- [11] Adachi, T., Takehisa, H., Nakajima, M., Sano, Y. (2008), “Effect of laser peening on fatigue properties for aircraft structure parts”, ISCP-10 Tokyo, Japan.

- [12] Luong, H., Hill, M. R. (2008), “The effect of laser peening on high-cycle fatigue in 7085-T7651 aluminum alloy”, *Materials Science and Engineering A*, 477, 208-216.
- [13] Kudryavtsev, Y., Kleiman, J., Lugovskoy, A., Prokopenko, G. (2006), “Fatigue life improvement of tubular welded joints by ultrasonic peening”, *International Institute of Welding, IIW Document XIII-2117-06*.
- [14] Kudryavtsev, Y., Kleiman, J. “Fatigue life improvement of welded elements by ultrasonic peening”, *15th International Conference on Experimental Mechanics*, 2840.
- [15] Kudryavtsev, Y., Kleiman, J., Iwamura, Y., “Fatigue Improvement of HSS Welded Elements by Ultrasonic Peening”, *Conference on High Strength Steels for Hydropower Plants*.
- [16] de los Rios, E. R., Trooll, M., Levers, A., “Improving the fatigue crack resistance of 2024-T351 aluminium alloy by shot peening”, *University ...*
- [17] Markovina, R., Blagojevic, B., Ban, Dario. (2008), “Investigation of influential parameters on shot-peening of aluminium alloys”, *12th International Research/Expert Conference*, 26-30, Istanbul.
- [18] Kumar, H., Singh, S., Kumar, P. (2013), “Modified shot peening processes – A review”, *International Journal of Engineering Sciences & Emerging Technologies*, Volume5, Issue 1, 12-19.
- [19] Renaud, F. P. “Optimization of the shot peening parameters”, *USF Impact Finishers e USF Vacu-Blast International*, Slough
- [20] Lundberg, M., Peng, R. L., Ahmad, M., Vuoristo, T., Bäckström, D., Johansson, S. “Influence of shot peening parameters on residual stresses in flake and vermicular cast iron.
- [21] Alcoa (2014), “Alcoa Products, 7475 Aluminum Alloy Plate and Sheet”. Acedido em 22 de Março de 2014, em: http://www.alcoa.com/global/en/products/product.asp?prod_id=611
- [22] Ryan, W., “Metallographic Etching, A Technique For Exposing Features in Metals”. Acedido em 14 de Abril de 2014, em: <http://metals.about.com/od/metallurgy/a/Metallographic-Etching.htm>
- [23] Pilker, W., D., “Peterson’s Stress Concentration Factors”, 3^a Ed., Wiley.
- [24] Pinho da Cruz, J. A. M., Costa, J. D. M., Borrego, L. F. P., Ferreira, J. A. M. (2000), “Fatigue life prediction in AlMgSil lap joint weldments”, *International Journal of Fatigue*, 22, 601-610.

ANEXO A

O modelo utilizado na simulação por elementos finitos, representado na figura 1, simula os ensaios de tracção realizados experimentalmente. Restringiram-se todos os movimentos na ponta esquerda do provete enquanto que na direita foi restringido o movimento vertical e aplicada uma carga total de 20000 N, que traduz uma tensão nominal aplicada de 100 e 200 MPa para os provetes de 8 e 4 mm, respectivamente.

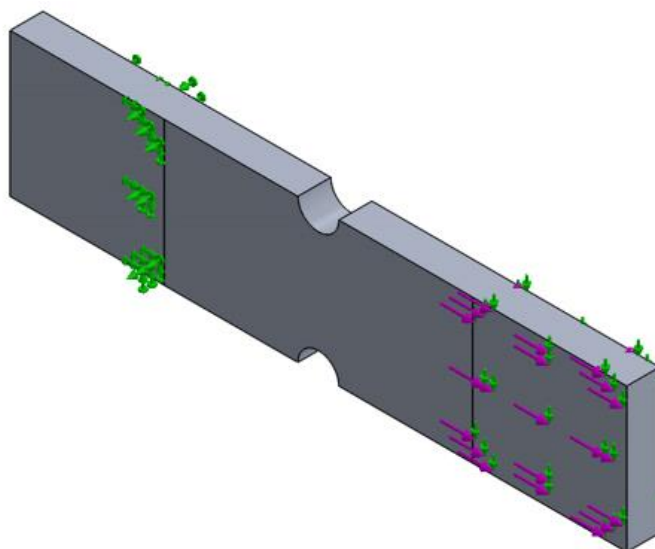


Figura 1. Modelo utilizado na simulação por EF.

Foi criada uma malha com as características apresentadas na tabela 1 e figura 2 e posteriormente corrida a simulação.

Tabela 1. Características da malha utilizada.

| | |
|-----------------------|--------------|
| Tipo de malha | Sólida |
| Pontos Jacobianos | 4 |
| Tamanho dos elementos | 1.72988 mm |
| Tolerância | 0.0864942 mm |
| Qualidade da malha | Elevada |
| Nº total de nós | 79189 |
| Nº total de elementos | 52494 |

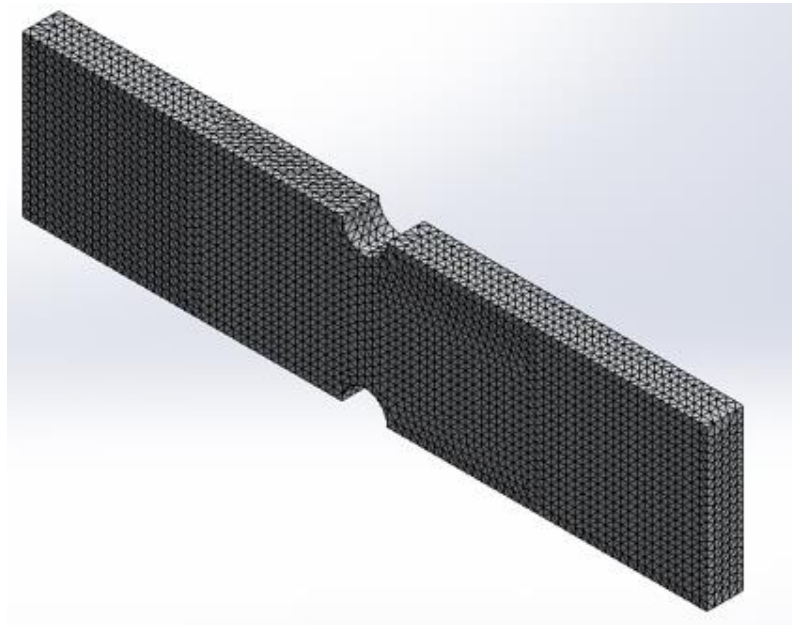


Figura 2. Modelo malhado.

A solução obtida para o modelo de 8 mm está apresentada na figura 3, na qual foi medida a tensão máxima no centro do entalhe. Dadas as tensões nominal aplicada e máxima calcularam-se os coeficientes concentração de tensões para todos os casos.

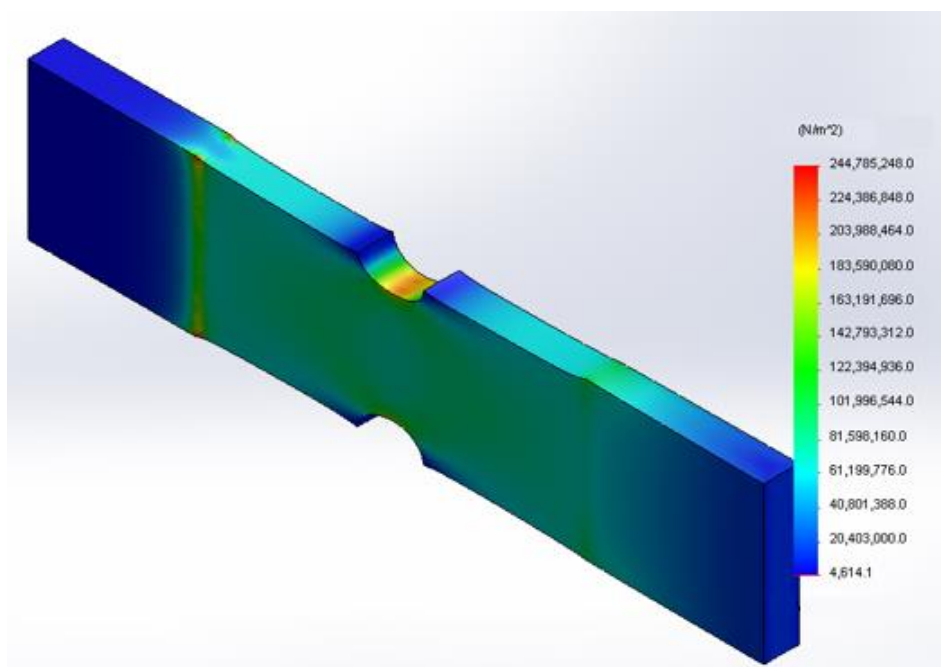


Figura 3. Solução obtida para o modelo de 8 mm.