



UNIVERSIDADE DE
COIMBRA

Pedro Ivo Pinto Oliveira

**COMPORTAMENTO À FADIGA DE SOLDADURAS
LASER EM JUNTAS T DE LIGAS DE ALUMÍNIO**

**Tese no âmbito do Doutoramento em Engenharia Mecânica na Especialidade de
Integridade Estrutural orientada pelos Professores Doutores José Domingos
Moreira da Costa e Altino de Jesus Roque Loureiro e apresentada ao
Departamento de Engenharia Mecânica da Faculdade de Ciências e Tecnologia da
Universidade de Coimbra.**

Outubro de 2019

1 2



9 0

FACULDADE DE
CIÊNCIAS E TECNOLOGIA
UNIVERSIDADE DE
COIMBRA

Comportamento à Fadiga de Soldaduras Laser em Juntas T de Ligas de Alumínio

Tese apresentada para a obtenção do grau de Doutor em Engenharia Mecânica
na Especialidade de Integridade Estrutural

Fatigue Behavior of Laser Welded T Joints of Aluminium Alloys

Autor

Pedro Ivo Pinto Oliveira

Orientadores

Professor Doutor José Domingos Moreira da Costa

Professor Doutor Altino de Jesus Roque Loureiro

Júri

| | |
|-------------------|---|
| Presidente | Professor Doutor Amílcar Lopes Ramalho Professor Catedrático da Universidade de Coimbra |
| Orientador | Professor Doutor José Domingos Moreira da Costa Professor Associado c/ Agregação da Universidade de Coimbra Professor Doutor Manuel José Moreira de Freitas Professor Catedrático do Instituto Superior Técnico da Universidade de Lisboa Professora Doutora Virgínia Isabel Monteiro Nabais Infante |
| Vogais | Professora Auxiliar do Instituto Superior Técnico da Universidade de Lisboa Professor Doutor Pedro Miguel Guimarães Pires Moreira Diretor de Unidade do Instituto de Ciência e Inovação em Engenharia Mecânica e Engenharia Industrial Professora Doutora Dulce Maria Esteves Rodrigues Professora Auxiliar da Universidade de Coimbra |

“Até aqui o Senhor nos ajudou.”

A Bíblia (I Sm 12:7)

Agradecimentos

Agradeço em primeiro lugar a Deus, por ter me sustentado durante a condução deste trabalho.

A minha amada esposa pelo sacrifício de mudar de país, para que eu pudesse realizar este doutoramento, bem como pelo suporte e encorajamento durante todo o curso. Seu amor e carinho foram essenciais para mim.

Aos meus filhos, Vítor e Rafael, que ao final de cada dia sempre me encheram de alegria, dando-me ânimo para perseverar em meus estudos.

Aos meus pais pelo sacrifício que fizeram para que eu tivesse uma boa formação académica, o que me permitiu chegar até aqui.

Agradeço aos meus orientadores, professor Dr. José Domingos e professor Dr. Altino Loureiro, pelos conhecimentos adquiridos, mas principalmente, pelo profissionalismo e dedicação com que conduziram a realização deste trabalho.

Ao professor Fernando Antunes pelo apoio na realização da análise numérica.

Agradeço ao sr. Fernando pelo apoio na confeção dos provetes.

Aos professores Carlos Capela e Luís Borrego pelo apoio na confeção dos provetes de propagação de fenda.

Aos membros do grupo de construções mecânicas pela amizade e companheirismo.

Ao investigador Carlos Leitão pelo apoio na utilização do Aramis durante a realização dos ensaios de caracterização mecânica das juntas soldadas.

Ao professor Joel da Silva por ter me ensinado a operar os equipamentos utilizados nos ensaios de fadiga e de propagação de fenda.

Agradeço ao Grupo GECCO pelo apoio na confeção dos entalhes nos provetes de propagação.

Agradeço à empresa Fundiven pelo apoio na inspeção por Raio-X das soldaduras.

Resumo

A soldadura laser tem substituído a rebitagem na fabricação dos painéis reforçados da fuselagem de aeronaves da série A300 da Airbus. No entanto, esses painéis soldados têm sido aplicados apenas em áreas menos críticas da estrutura. Dessa forma, a aplicação de painéis soldados a laser em áreas mais críticas da estrutura requer um maior conhecimento do comportamento à fadiga de juntas T soldadas a laser, uma vez que os trabalhos referentes à vida total e propagação de fendas em chapas de alumínio soldadas a laser são escassos.

O presente trabalho analisa a vida total e a propagação de fendas por fadiga em juntas T de alumínio soldadas a laser, considerando o efeito do empeno do provete, da variação do raio de concordância no pé do cordão de soldadura, do fecho de fenda e da sequência de carregamento.

As juntas T foram confeccionadas utilizando chapas das ligas AA2024-T3 como *skin* e AA7075-T6 como *stringer*. Onze séries de soldadura foram produzidas por meio da variação de parâmetros de soldadura, tais como: potência do feixe de laser, diâmetro do feixe de laser, ângulo de incidência do feixe de laser, posição de incidência do feixe de laser e velocidade de soldadura.

Antes dos ensaios de fadiga e de propagação de fendas por fadiga, foi analisada a influência dos parâmetros de soldadura na distorção angular, nas dimensões do cordão, na porosidade, na microestrutura, na dureza e na resistência mecânica. Foi ainda avaliado o efeito das dimensões do cordão de soldadura nas propriedades mecânicas.

Nos ensaios de fadiga, utilizaram-se provetes de oito séries de soldadura, a fim de considerar a influência dos diferentes níveis de empeno dos provetes e da variação do raio no pé do cordão sobre as curvas S-N. Esses dois parâmetros foram considerados em um modelo de elementos finitos utilizado para obtenção das tensões estruturais e locais.

Os ensaios de propagação de fenda por fadiga foram efetuados utilizando duas séries de soldadura, aplicando carregamentos de amplitude constante e variável. O nível do fecho foi monitorado em todos os ensaios, utilizando um transdutor de deslocamentos. O comportamento transitório causado pela sobrecarga foi discutido, considerando parâmetros

como: a gama de intensidade de tensões da solicitação base, intensidade das sobrecargas e intervalo entre as sobrecargas.

Os resultados dos ensaios de fadiga mostraram que as curvas de referência do IIW para tensões nominais e estruturais são adequadas para avaliação de fadiga em juntas T finas com elevado desalinhamento angular. Por outro lado, uma curva diferente da curva de referência do IIW foi proposta para tensões efetivas. A vida à fadiga das juntas T soldadas a laser é maior que a vida de algumas chapas com furo expandido a frio.

Os resultados dos ensaios de propagação com carregamento de amplitude constante mostraram que as taxas de propagação de fenda da junta T foram similares às do material base do *skin*.

Os resultados dos ensaios de propagação com sobrecargas simples mostraram que o comportamento transitório da velocidade de crescimento de fenda após uma sobrecarga simples é influenciado pelo fator de intensidade de tensões da solicitação base e pela tensão média. Além disso, observou-se que a aplicação de uma subcarga após uma sobrecarga reduz o número de ciclos de atraso em cerca de 50%, relativamente ao carregamento com sobrecarga simples.

Os resultados dos ensaios com sobrecargas múltiplas mostram que os carregamentos com razão de sobrecarga de 2 e intervalo entre sobrecargas de 10.000 ciclos têm retardamento mais intenso.

A análise das superfícies de fratura mostrou que os mecanismos que governam o retardamento do crescimento de fenda são a zona plástica à frente da ponta da fenda e a ramificação da ponta da fenda.

Palavras-chave: Soldadura laser, Desalinhamento angular, Resistência à fadiga, Ligas de alumínio, Propagação de fendas.

Abstract

The laser beam welding has replaced the riveting in stiffened panel manufacturing of the fuselage of aircrafts of Airbus A300 series. However, these welded panels have been applied only in non-critical areas of the structure. Thus, the application of the laser welded panels in critical areas of the structure requires a better understanding about the fatigue behaviour of laser welded T-joints, since the works about total life and propagation of cracks in aluminium laser-welded sheets are scarce.

This work analyses the total life and the propagation of fatigue cracks in laser welded T-joints made of aluminium alloys, considering the effect of the specimen misalignment, the weld-toe radius variation, the crack closure and the loading sequence.

The T-joints were performed with sheets of AA2024-T3, as skin, and AA7075-T6, as stringer. Eleven weld series were carried out by varying of welding parameters, such as: laser beam power, laser beam diameter, incident beam angle, incident beam position, and welding speed.

Before carrying out both the fatigue and the fatigue crack propagation tests, the influence of welding parameters on angular distortion, weld bead dimensions, porosity microstructure, hardness and mechanical strength were analysed. As well, the effect of welding bead dimensions on mechanical properties was evaluated.

During the fatigue tests, eight weld series were analysed in order to consider the effect of different levels of misalignment and weld toe radius on S-N curves. These two parameters were considered in a finite element model in order to compute the structural and notch stresses.

The fatigue crack propagation tests were carried out using two weld series, applying constant and variable amplitude loadings. The crack closure was monitored in all tests, using a displacement transducer. The transient behaviour due to the overload application was discussed, considering parameters, such as: stress-intensity factor range of baseline, mean stress, overload intensity and interval between overloads.

The fatigue test results showed that the IIW reference curves for nominal and structural stresses are suitable for fatigue assessment of thin laser welded T-joints with high

angular misalignment. On the other hand, a different curve of that recommended by IIW was proposed for effective notch stress. The fatigue life of the laser welded T-joints was larger than the life of some plates with hole cold worked.

The crack propagation test results with constant amplitude loading showed that the crack propagation rates of the laser welded T-joints were like those of the skin base material.

The crack propagation test results with a simple overload showed that the transient behaviour of the crack growth rate after a simple overload is affected by the stress intensity factor of the baseline and by the mean stress. Beyond that, it was observed that the application of an underload after an overload reduces number of delay cycles in about 50%, in comparison with the results with simple overload.

The crack propagation test results with multiple overloads showed that the overload rate of 2 and the interval between overloads of 10,000 cycles causes more intense crack growth retardation.

The fracture surface analysis showed that the crack growth retardation is governed by the plastic zone ahead of crack tip and by crack branching.

Keywords Laser beam welding, Angular misalignment, Fatigue strength, Aluminium alloy, Fatigue crack propagation.

Índice

| | |
|---|-------|
| Índice de Figuras | xi |
| Índice de Tabelas | xxi |
| Simbologia e Siglas | xxiii |
| Simbologia..... | xxiii |
| Siglas | xxvii |
| 1. INTRODUÇÃO..... | 1 |
| 1.1. Contextualização do Problema | 1 |
| 1.2. Estrutura do Trabalho | 3 |
| 2. estado da arte | 7 |
| 2.1. Soldadura a Laser em Ligas de Alumínio..... | 7 |
| 2.1.1. Características da soldadura a laser | 7 |
| 2.1.2. Metalurgia da soldadura laser em ligas de alumínio | 10 |
| 2.1.3. Fatores que afetam o processo de soldadura a laser | 12 |
| 2.1.4. Defeitos de soldadura | 17 |
| 2.1.5. Propriedades mecânicas..... | 21 |
| 2.2. Fadiga..... | 22 |
| 2.2.1. Mecanismo de nucleação e crescimento microscópico de fendas por fadiga | 23 |
| 2.2.2. Parâmetros que regem a falha por fadiga | 24 |
| 2.2.3. Mecanismo de propagação de fendas por fadiga..... | 28 |
| 2.2.4. Aplicação da MFLE à propagação de fendas de fadiga | 29 |
| 2.2.5. Curva da/dN versus ΔK | 31 |
| 2.2.6. Fenómeno do fecho de fenda..... | 34 |
| 2.2.7. Relações empíricas da taxa de propagação de fenda..... | 37 |
| 2.2.8. Propagação de fendas de fadiga sob solicitações de amplitude variável..... | 38 |
| 2.2.9. Mecanismos que explicam o efeito da sequência de carga | 43 |
| 2.3. Fadiga de Estruturas Soldadas | 45 |
| 2.3.1. Abordagem da tensão local média proposta por Neuber..... | 47 |
| 2.3.2. Abordagem da tensão efetiva | 50 |
| 2.3.3. Efeito de desalinhamento na resistência à fadiga | 52 |
| 2.4. Soldadura a Laser em Juntas T de Ligas de Alumínio | 53 |
| 2.4.1. Microestrutura da junta T | 54 |
| 2.4.2. Principais parâmetros que afetam a soldadura de juntas T..... | 55 |
| 2.4.3. Propriedades mecânicas das juntas T | 58 |
| 2.4.4. Tensões residuais e distorções em juntas T | 61 |
| 2.4.5. Fadiga em Juntas soldadas a laser | 62 |
| 2.4.6. Propagação de fendas em Juntas soldadas a laser | 64 |
| Conclusões da pesquisa | 66 |
| 3. MATERIAIS, EQUIPAMENTOS E PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS..... | 69 |
| 3.1. Ligas de Alumínio | 69 |
| 3.1.1. Liga AA2024-T3 | 71 |

| | | |
|--------|--|-----|
| 3.1.2. | Liga AA7075-T6 | 72 |
| 3.1.3. | Liga AA4047 | 73 |
| 3.2. | Equipamentos de Soldadura | 73 |
| 3.3. | Processo de Fabricação das Juntas em T | 74 |
| 3.4. | Preparação das Amostras Metalográficas | 76 |
| 3.5. | Geometria dos Provetes | 77 |
| 3.6. | Equipamentos de Análise, Medição e Ensaio | 80 |
| 3.6.1. | Análise morfológica e micro estrutural das soldaduras | 80 |
| 3.6.2. | Ensaio mecânico | 81 |
| 3.6.3. | Medição do empeno dos provetes | 81 |
| 3.6.4. | Medição dos raios no pé da soldadura | 81 |
| 3.7. | Medição das Fendas de Fadiga | 82 |
| 3.8. | Determinação do Fecho de Fenda | 83 |
| 3.9. | Procedimento dos Ensaio Mecânico | 85 |
| 3.9.1. | Ensaio de tração | 85 |
| 3.9.2. | Ensaio de arrancamento | 86 |
| 3.9.3. | Ensaio de dureza | 86 |
| 3.9.4. | Ensaio de fadiga | 87 |
| 3.9.5. | Ensaio de propagação de fendas por fadiga sob carregamento de amplitude constante | 87 |
| 3.9.6. | Ensaio de propagação de fendas por fadiga sob carregamento de amplitude variável | 88 |
| 3.10. | Análise das Superfícies de Fratura | 90 |
| 4. | MORFOLOGIA E PROPRIEDADES MECÂNICAS | 91 |
| 4.1. | Morfologia das Soldaduras | 91 |
| 4.1.1. | Efeito dos parâmetros de soldadura sobre as dimensões da soldadura | 93 |
| 4.1.2. | Efeito dos parâmetros de soldadura na distorção angular | 101 |
| 4.1.3. | Efeito dos parâmetros de soldadura sobre a porosidade | 104 |
| 4.1.4. | Microestrutura das juntas | 107 |
| 4.2. | Propriedades Mecânicas | 111 |
| 4.2.1. | Perfis de microdureza | 111 |
| 4.2.2. | Resultados dos ensaios de arrancamento | 113 |
| 4.2.3. | Resultados dos ensaios de tração | 121 |
| 5. | CARACTERIZAÇÃO À FADIGA | 131 |
| 5.1. | Análise por Elementos Finitos | 131 |
| 5.1.1. | Modelo do provete de fadiga | 131 |
| 5.1.2. | Resultados numéricos | 135 |
| 5.2. | Fatores que Afetam a Tensão Local em Juntas com Desalinhamento Angular | 137 |
| 5.2.1. | Fator de concentração de tensões (kt) | 141 |
| 5.2.2. | Fator de magnificação de tensão (km) | 143 |
| 5.3. | Efeito dos Defeitos na Análise de Fadiga | 146 |
| 5.4. | Resultados dos Ensaio de Fadiga | 147 |
| 5.4.1. | Efeito do desalinhamento angular nas curvas de fadiga | 148 |
| 5.4.2. | Curvas S-N considerando o método das tensões efetivas | 153 |
| 5.4.3. | Comparação entre a vida de juntas T soldadas a laser e a de elementos estruturais usados em estruturas rebatadas | 158 |
| 5.4.4. | Morfologia da fratura | 158 |

| | |
|--|-----|
| 5.5. Resultados dos Ensaio de Propagação | 165 |
| 5.5.1. Cálculo do fator de intensidade de tensões..... | 165 |
| 5.5.2. Carregamento de amplitude constante..... | 170 |
| 5.5.3. Carregamento de amplitude variável..... | 172 |
| 5.5.4. Morfologia da fratura..... | 193 |
| 6. CONCLUSÕES E PROPOSTAS DE TRABALHOS FUTUROS | 201 |
| 6.1. Conclusões | 201 |
| 6.2. Propostas de Trabalhos Futuros..... | 203 |
| REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS | 205 |
| APÊNDICE A – VARIAÇÃO DOS PARÂMETROS | 221 |
| APÊNDICE B – PERFIS DE DUREZA | 223 |
| APÊNDICE C – RESULTADOS DE FECHO DE FENDA PARA CARREGAMENTOS COM AMPLITUDE VARIÁVEL | 231 |

ÍNDICE DE FIGURAS

| | |
|---|----|
| Figura 1.1. Redução de peso causado pela substituição da rebitagem pela soldadura laser na construção de painéis reforçados (Dittrich et al., 2011). | 1 |
| Figura 1.2. Curva de crescimento de fenda (Mello Jr., 1998). | 2 |
| Figura 2.1. Fenômenos físicos decorrentes da interação entre o laser e o material (Ready, 1997). | 8 |
| Figura 2.2. Processo de soldadura laser por condução (RIVA et al., 2009). | 9 |
| Figura 2.3. Processo de soldadura laser por penetração (RIVA et al. 2009). | 10 |
| Figura 2.4. Micrografia ótica mostrando (a) borda da ZF e (b) detalhe da ZPF (Pakdil et al., 2011). | 11 |
| Figura 2.5. Refletividade versus Comprimento de Onda (STEEN, 1998). | 12 |
| Figura 2.6. Dimensões do feixe de laser próximo à posição do foco (Katayama, 2013). ... | 13 |
| Figura 2.7. Diagrama esquemático mostrando a interação do feixe de laser com a superfície líquida nas posições de desfocagem negativa e positiva (Pastor et al., 1999). | 14 |
| Figura 2.8. Defeitos externos em soldaduras com metal de adição: (a) descontinuidades na soldadura, (b) “cadeia de grânulos” e (c) poros na superfície (Yang et al., 2011).18 | |
| Figura 2.9. Formação de poros por colapso do keyhole (Pastor et al, 2000). | 19 |
| Figura 2.10. Mecanismo básico de falha por fadiga (Mattos, 2008). | 23 |
| Figura 2.11. Variação da Curva S-N com a tensão média (Dowling, 2012). | 27 |
| Figura 2.12. Processo de formação de estrias de fadiga devido à propagação de fendas (Dowling, 2012). | 29 |
| Figura 2.13. Modos elementares de abertura da fenda (Anderson, 2017). | 30 |
| Figura 2.14. Representação esquemática da variação de da/dN com o crescimento da fenda. | 31 |
| Figura 2.15. Representação esquemática da curva $da/dN-\Delta K$ e seus diferentes regimes de propagação (Anderson, 2017). | 32 |
| Figura 2.16. Definição da gama efetiva de intensidade de tensão. | 34 |
| Figura 2.17. Representação esquemática dos cinco mecanismos de fecho de fenda (Anderson, 2017). | 35 |
| Figura 2.18. Definição do carregamento com uma sobrecarga simples num ensaio com ΔP constante. | 39 |
| Figura 2.19. Representação esquemática do comportamento transitório do crescimento de fenda após aplicação de uma sobrecarga. | 40 |

| | |
|--|----|
| Figura 2.20. Definição do carregamento com uma sobrecarga seguida por uma subcarga num ensaio com ΔP constante..... | 41 |
| Figura 2.21. Definição do carregamento com sobrecargas múltiplas num ensaio com ΔP constante..... | 42 |
| Figura 2.22. Abordagem da tensão nominal: a) curvas S-N de projeto para gama de tensão nominal permissível em ligas de alumínio e b) classes FAT para diferentes detalhes estruturais (Radaj et al., 2006). | 46 |
| Figura 2.23. Distribuição de tensões através da espessura..... | 47 |
| Figura 2.24. Abordagem da tensão média de Neuber para calcular a tensão efetiva no entalhe e o raio fictício do entalhe. | 48 |
| Figura 2.25. Fator s como uma função do raio ρ para diferentes ângulos de abertura do entalhe: (a) $\rho^* = 0,01 \text{ mm}$ e critério da tensão normal, (b) $\rho^* = 0,01 \text{ mm}$, tensão plana, critério de von Mises, (c) $\rho^* = 0,4 \text{ mm}$, tensão plana, critério de von Mises e (d) $\rho^* = 0,01 \text{ mm}$, deformação plana, tensão equivalente de Beltrami (Berto et al., 2009). | 50 |
| Figura 2.26. Arredondamento fictício dos pés e raízes da solda (Hobbacher, 2004)..... | 51 |
| Figura 2.27. Esquema da superfície do cordão na região do pé (Schork et al., 2018). | 52 |
| Figura 2.28. Nomenclatura das chapas que constituem a junta T. | 53 |
| Figura 2.29. Ilustração das cinco zonas identificadas na seção transversal de juntas T soldadas (Yang et al., 2012)..... | 55 |
| Figura 2.30. Definição da posição e do ângulo do fio de adição: a) vista lateral e b) vista frontal (Tao et al., 2013). | 56 |
| Figura 2.31. Diagrama esquemático dos parâmetros para juntas T soldadas simultaneamente com lasers e parâmetros diferentes: a) vista frontal e b) vista de topo (Li et al., 2011)..... | 57 |
| Figura 2.32. Diagrama esquemático da penetração da soldadura e do ângulo da costura na seção transversal de uma junta T. | 57 |
| Figura 2.33. Diagrama dos principais parâmetros envolvidos na soldadura laser de juntas T: a) vista frontal e b) vista de topo. | 58 |
| Figura 2.34. Esquema dos carregamentos aplicados nos ensaios de: a) tração e b) arrancamento. | 59 |
| Figura 2.35. Fratura no ensaio de tração (Squillace e Prisco, 2009)..... | 60 |
| Figura 2.36. Fratura no ensaio de arrancamento: a) na ZPF do <i>stringer</i> (Squillace e Prisco, 2009) e b) na ZPF do <i>skin</i> (Yang et al., 2012). | 60 |
| Figura 2.37. Ilustração dos pockets e sockets (Daneshpour et al., 2009)..... | 65 |
| Figura 3.1. Equipamentos utilizados para confecção das soldaduras. | 74 |
| Figura 3.2. Diagrama esquemático da soldadura de juntas em T..... | 75 |
| Figura 3.3. Geometria do provete utilizado nos ensaios de tração..... | 78 |
| Figura 3.4. Geometria do provete utilizado nos ensaios de arrancamento..... | 78 |

| | |
|--|-----|
| Figura 3.5. Geometria do provete utilizado nos ensaios de fadiga..... | 79 |
| Figura 3.6. Geometria dos provetes utilizados nos ensaios de propagação de fenda por fadiga. | 80 |
| Figura 3.7. Sistema ótico de medição de comprimento de fenda. | 82 |
| Figura 3.8. Transdutor de deslocamentos. | 84 |
| Figura 3.9. Posicionamento do extensômetro no provete..... | 84 |
| Figura 3.10. Dispositivo de fixação dos provetes para realização de ensaios de arrancamento. | 86 |
| Figura 3.11. Diagrama esquemático da medição de microdureza nas juntas soldadas. | 87 |
| Figura 3.12. Sequências de carregamento: a) sobrecarga simples, b) sobrecarga simples seguida por uma subcarga e c) sobrecargas múltiplas..... | 88 |
| Figura 4.1. Aparência: a) primeiro cordão da série 5, b) segundo cordão da série 8, c) primeiro cordão da série 8 e d) segundo cordão da série 5. | 92 |
| Figura 4.2. Macrografias das séries de soldadura..... | 92 |
| Figura 4.3. Esquemas com: a) as principais dimensões e b) a distorção angular das soldaduras..... | 93 |
| Figura 4.4. Distância entre os pés do cordão em função da velocidade de soldadura para diferentes valores de potência do feixe de laser. | 94 |
| Figura 4.5. Relação entre a medido e a calculado pela regressão. | 95 |
| Figura 4.6. Penetração no <i>skin</i> em função do diâmetro do feixe de laser para diferentes valores de potência e velocidade. | 96 |
| Figura 4.7. Relação entre b medido e b calculado pela regressão. | 97 |
| Figura 4.8. Comprimento de perna do cordão em função do diâmetro do feixe de laser para diferentes valores de potência e velocidade. | 98 |
| Figura 4.9. Relação entre c medido e c calculado pela regressão. | 99 |
| Figura 4.10. Penetração no <i>stringer</i> em função do diâmetro do feixe de laser para diferentes valores de potência e velocidade. | 100 |
| Figura 4.11. Relação entre d medido e d calculado pela regressão. | 101 |
| Figura 4.12. Distorção angular em função da potência do feixe de laser para diferentes valores de velocidade. | 102 |
| Figura 4.13. Relação entre distorção angular medida e distorção angular calculada pela regressão..... | 103 |
| Figura 4.14. Relação entre distorção angular e distância entre os pés dos cordões. | 103 |
| Figura 4.15. Radiografias a) sem macroporos (série 1) e b) com vários macroporos (série 7)..... | 105 |
| Figura 4.16. Porosidade em função do diâmetro do feixe de laser para diferentes valores de velocidade..... | 106 |

| | |
|---|-----|
| Figura 4.17. Relação entre a porosidade medida e a porosidade calculada pela regressão. | 107 |
| Figura 4.18. Regiões cujas microestruturas foram analisadas. | 107 |
| Figura 4.19. Microestruturas junto à LF entre a ZF e a ZAC do <i>Stringer</i> | 108 |
| Figura 4.20. Microestruturas junto à LF entre a ZF e a ZAC do <i>Skin</i> | 109 |
| Figura 4.21. Microestrutura da região central da ZF..... | 109 |
| Figura 4.22. Microestrutura da transição entre o 1º e o 2º cordão de soldadura na ZF..... | 110 |
| Figura 4.23. Fissura por liquação na ZAC do <i>stringer</i> (MEV). | 110 |
| Figura 4.24. Fissura por liquação na ZAC do <i>skin</i> (MEV). | 111 |
| Figura 4.25. Perfil de durezas ao longo do <i>skin</i> | 112 |
| Figura 4.26. Perfil de durezas do <i>skin</i> até o <i>stringer</i> | 112 |
| Figura 4.27. <i>UTL</i> em função do diâmetro do feixe de laser para diferentes valores de velocidade. | 115 |
| Figura 4.28. Relação entre <i>UTL</i> experimental e <i>UTL</i> calculado pela regressão. | 115 |
| Figura 4.29. Relação entre <i>UTL</i> experimental e <i>d</i> | 116 |
| Figura 4.30. Macrografias do: a) primeiro e b) segundo modos de falha dos ensaios de arrancamento. | 117 |
| Figura 4.31. Campos de deformação equivalente segundo von Mises durante a iniciação e propagação de fenda no primeiro modo de falha: (a) antes da iniciação da fenda, (b) depois da iniciação da fenda e (c) na falha completa. | 117 |
| Figura 4.32. Campos de deformação equivalente segundo von Mises durante a iniciação e propagação de fenda no segundo modo de falha: (a) antes da iniciação da primeira fenda, (b) depois da iniciação da primeira fenda, (c) antes da iniciação da segunda fenda e (d) na falha completa. | 119 |
| Figura 4.33. Imagens de MEV das superfícies de fratura do modo de falha 1: a) na ZF e b) ao longo da LF do <i>skin</i> (provete 1 da série de soldadura 8)..... | 120 |
| Figura 4.34. Imagens de MEV das superfícies de fratura do modo de falha 2: a) na ZF, b) na região da ZF com macroporos, c) ao longo da LF do <i>stringer</i> e d) na junção das LF do primeiro e segundo cordões no <i>stringer</i> (provete 3 da série de soldadura 4). | 121 |
| Figura 4.35. <i>UTS</i> em função de <i>P</i> para velocidades de 35 e 40 mm/s. | 123 |
| Figura 4.36. Relação entre <i>UTS</i> experimental e <i>UTS</i> calculada (parâmetros de soldadura). | 124 |
| Figura 4.37. Relação entre <i>UTS</i> experimental e <i>UTS</i> calculada (dimensões da soldadura). | 125 |
| Figura 4.38. Campo de deformações durante o ensaio de tração (provete 6 da série 4)... | 125 |
| Figura 4.39. Relação entre <i>YS</i> experimental e <i>YS</i> calculada pela regressão (parâmetros de soldadura)..... | 126 |

| | |
|--|-----|
| Figura 4.40. Relação entre YS experimental e YS calculado pela regressão (dimensões da soldadura). | 127 |
| Figura 4.41. Relação entre Af experimental e Af calculado pela regressão. | 128 |
| Figura 4.42. Modo de falha dos provetes de tração (provete 5 da série 4)..... | 129 |
| Figura 4.43. Imagens de MEV da superfície da fratura através do material base (provete 3 série 1). | 129 |
| Figura 5.1. Diagrama esquemático do provete empenado. | 132 |
| Figura 5.2. Malha do modelo de elementos finitos. | 133 |
| Figura 5.3. Modelo: a) posição inicial do provete, e b) fixação do lado direito do provete. | 134 |
| Figura 5.4. Curvas tensão x deformação do material base AA2024-T3 e do provete soldado da série 3..... | 134 |
| Figura 5.5. Deformações e tensões no provete após aperto das amarras: a) forma deformada e b) campo de tensões na direção x (série 9)..... | 135 |
| Figura 5.6. Deformações e tensões no provete após carregamento de 8 kN: a) forma deformada e b) campo de tensões na direção x (série 9)..... | 136 |
| Figura 5.7. Distribuição de tensão através da espessura no pé do cordão devido: (a) ao carregamento axial (p) e ao momento fletor induzido pelas amarras (M_g) e (b) ao momento fletor induzido pelas amarras (M_g). | 138 |
| Figura 5.8. Relação entre tensão de flexão e tensão nominal..... | 139 |
| Figura 5.9. Relação entre tensão no entalhe e tensão nominal. | 140 |
| Figura 5.10. Relação entre tensão de membrana e tensão nominal. | 140 |
| Figura 5.11. Relação entre Ssg e θ | 141 |
| Figura 5.12. Relação entre a tensão do entalhe sem o aperto das amarras e a tensão estrutural sem o aperto das amarras (tensão de von Mises). | 142 |
| Figura 5.13. Relação entre kt e ρ (tensão de von Mises). | 142 |
| Figura 5.14. Relação entre $\sigma g/Ssg$ e ρ (tensão de von Mises)..... | 143 |
| Figura 5.15. Relação entre km e S | 144 |
| Figura 5.16. Relação entre km e θ para alguns níveis de tensão..... | 145 |
| Figura 5.17. Relação entre $c1$ e S | 146 |
| Figura 5.18. Relação entre os valores de km calculados pelas equações (5.15) e (5.3). .. | 146 |
| Figura 5.19. Curva S-N segundo a abordagem da tensão nominal..... | 148 |
| Figura 5.20. Curva S-N segundo a abordagem da tensão estrutural..... | 149 |
| Figura 5.21. Curva S-N segundo a abordagem da tensão efetiva..... | 149 |
| Figura 5.22. Curva S-N segundo a abordagem da tensão nominal para $m = 3$ | 152 |
| Figura 5.23. Curva S-N segundo a abordagem da tensão estrutural para $m = 3$ | 152 |

| | |
|---|-----|
| Figura 5.24. Curva S-N segundo a abordagem da tensão efetiva para $m = 3$ | 153 |
| Figura 5.25. Curvas de probabilidade cumulativa dos raios do cordão: (a) curvas completas e (b) ampliação para determinação de ρ_4 | 155 |
| Figura 5.26. Relação entre R^2 e ρ^* | 156 |
| Figura 5.27. Curva S-N segundo a abordagem da tensão efetiva do caso 1. | 157 |
| Figura 5.28. Curva S-N segundo a abordagem da tensão efetiva do caso 2. | 157 |
| Figura 5.29. Superfície de fratura com multinucleação (série de soldadura 3)..... | 159 |
| Figura 5.30. Superfície de fratura sem multinucleação (série de soldadura 4). | 160 |
| Figura 5.31. Superfície de fratura: a) através do material fundido e na transição do metal fundido para o material afetado pelo calor; b) ampliação da transição do metal fundido para o material afetado pelo calor (série de soldadura 3). | 160 |
| Figura 5.32. Superfície de fratura na ZF (série de soldadura 2)..... | 161 |
| Figura 5.33. Superfície de fratura na transição da ZF para a ZAC (série de soldadura 4). | 161 |
| Figura 5.34. Estrias de fadiga para velocidades de propagação mais baixas na ZAC. | 162 |
| Figura 5.35. Estrias de fadiga para velocidades de propagação mais elevadas na ZAC... .. | 163 |
| Figura 5.36. Fratura final (série de soldadura 2). | 163 |
| Figura 5.37. Partícula de segunda fase: a) na superfície de fratura e b) composição química. | 164 |
| Figura 5.38. Esquema para obtenção do comprimento l | 166 |
| Figura 5.39. Forma da frente de fenda dos provetes: a) 1.5 e b) 2.1..... | 167 |
| Figura 5.40. Comparação entre a propagação de fenda por fadiga do provete 1.1 nos pontos A e B, e no MB (Tavares et al., 2011) para $R=0,05$ | 169 |
| Figura 5.41. Comparação entre a propagação de fenda por fadiga do provete 2.6 nos pontos A e B, e no MB (Tavares et al., 2011) para $R=0,4$ | 169 |
| Figura 5.42. Propagação de fenda por fadiga para $R=0,05$ e $R=0,4$ | 170 |
| Figura 5.43. Parâmetro de fecho de fenda versus fator de intensidade de tensões para os provetes 1.1 e 2.6. | 171 |
| Figura 5.44. Taxa de propagação por fadiga versus fator efetivo de intensidade de tensões para $R=0,05$ e $R=0,4$ | 171 |
| Figura 5.45. Comportamento transitório de crescimento de fenda após aplicação de uma sobrecarga ($ROL = 2$, $\Delta KBL = 8$ Mpa m ^{1/2} e $R = 0,4$): a) a versus $N - NOL$ e b) da/dN versus $a - aOL$ | 174 |
| Figura 5.46. Resposta do fecho de fenda após aplicação da sobrecarga ($ROL = 2$, $\Delta KBL = 8$ Mpa m ^{1/2} e $R = 0,4$). | 176 |
| Figura 5.47. Comportamento transitório do: (a) crescimento de fenda e (b) do parâmetro U após aplicação da sobrecarga ($ROL = 2$, $\Delta KBL = 8$ Mpa m ^{1/2} e $R = 0,05$). ... | 177 |

| | |
|--|-----|
| Figura 5.48. Efeito do ΔK_{BL} no qual a sobrecarga simples é aplicada, considerando um ciclo base com $R=0,05$: a) $da/dNda/dNAC$ versus $a - a_{OL}$ e b) $a - a_{OL}$ versus $N - NOL$. | 180 |
| Figura 5.49. Efeito do ΔK_{BL} no qual a sobrecarga simples é aplicada, considerando um ciclo base com $R=0,4$: a) $da/dNda/dNAC$ versus $a - a_{OL}$ e b) $a - a_{OL}$ versus $N - NOL$. | 181 |
| Figura 5.50. Efeito de R , considerando um $\Delta K_{BL} = 8$ MPa m ^{1/2} : a) $da/dNda/dNAC$ versus $a - a_{OL}$ e b) $a - a_{OL}$ versus $N - NOL$. | 183 |
| Figura 5.51. Efeito de R , considerando um $\Delta K_{BL} = 12$ MPa m ^{1/2} : a) $da/dNda/dNAC$ versus $a - a_{OL}$ e b) $a - a_{OL}$ versus $N - NOL$. | 184 |
| Figura 5.52. Efeito da combinação sobrecarga-subcarga, considerando um $\Delta K_{BL} = 8$ MPa m ^{1/2} : a) $da/dNda/dNAC$ versus $a - a_{OL}$ e b) $a - a_{OL}$ versus $N - NOL$. | 186 |
| Figura 5.53. Efeito da combinação sobrecarga-subcarga, considerando um $\Delta K_{BL} = 12$ MPa m ^{1/2} : a) $da/dNda/dNAC$ versus $a - a_{OL}$ e b) $a - a_{OL}$ versus $N - NOL$. | 187 |
| Figura 5.54. Efeito do intervalo entre sobrecargas sucessivas para $R=0,05$ na curva a versus N . | 189 |
| Figura 5.55. Efeito do intervalo entre sobrecargas sucessivas para $R=0,05$ no gráfico da/dN versus ΔK . | 189 |
| Figura 5.56. Efeito da intensidade das sobrecargas e da tensão média nas curvas a versus N . | 191 |
| Figura 5.57. Efeito da intensidade das sobrecargas e da tensão média no gráfico da/dN versus ΔK . | 192 |
| Figura 5.58. Superfície de fratura do provete 1.1 ($R=0,05$; $\Delta K=10,6$ MPa m ^{1/2} ; $da/dN=8,5 \times 10^{-5}$ mm/ciclo). | 194 |
| Figura 5.59. Macrografia da região afetada por uma sobrecarga simples aplicada a $\Delta K_{BL} = 8$ MPa m ^{1/2} . | 195 |
| Figura 5.60. Macrografia da região afetada por uma sobrecarga simples aplicada a $\Delta K_{BL} = 12$ MPa m ^{1/2} . | 195 |
| Figura 5.61. Região na ZF afetada por uma sobrecarga simples aplicada a $\Delta K_{BL} = 8$ MPa m ^{1/2} . | 196 |
| Figura 5.62. Região na ZAC afetada por uma sobrecarga simples aplicada a $\Delta K_{BL} = 8$ MPa m ^{1/2} . | 197 |
| Figura 5.63. Região na ZAC afetada por uma sobrecarga simples aplicada a $\Delta K_{BL} = 12$ MPa m ^{1/2} . | 197 |
| Figura 5.64. Região de rotura estática na ZAC. | 198 |
| Figura 5.65. Região na ZF afetada por sobrecargas múltiplas com $\Delta K_{BL} \cong 7$ MPa m ^{1/2} . | 199 |

| | |
|---|-----|
| Figura 5.66. Encontro entre a fenda principal e uma fenda secundária iniciada em defeito no pé do cordão durante carregamento com sobrecargas múltiplas ($\Delta K_{BL} \cong 17 \text{ MPa m}^{1/2}$)..... | 200 |
| Figura B.1. Perfil de durezas ao longo do <i>skin</i> (série 1). | 223 |
| Figura B.2. Perfil de durezas ao longo do <i>skin</i> (série 2). | 223 |
| Figura B.3. Perfil de durezas ao longo do <i>skin</i> (série 3). | 223 |
| Figura B.4. Perfil de durezas ao longo do <i>skin</i> (série 4). | 224 |
| Figura B.5. Perfil de durezas ao longo do <i>skin</i> (série 5). | 224 |
| Figura B.6. Perfil de durezas ao longo do <i>skin</i> (série 7). | 224 |
| Figura B.7. Perfil de durezas ao longo do <i>skin</i> (série 8). | 224 |
| Figura B.8. Perfil de durezas ao longo do <i>skin</i> (série 9). | 225 |
| Figura B.9. Perfil de durezas ao longo do <i>skin</i> (série 10). | 225 |
| Figura B.10. Perfil de durezas ao longo do <i>skin</i> (série 11). | 225 |
| Figura B.11. Perfil de durezas do <i>skin</i> até o <i>stringer</i> (série 1). | 226 |
| Figura B.12. Perfil de durezas do <i>skin</i> até o <i>stringer</i> (série 2). | 226 |
| Figura B.13. Perfil de durezas do <i>skin</i> até o <i>stringer</i> (série 3). | 226 |
| Figura B.14. Perfil de durezas do <i>skin</i> até o <i>stringer</i> (série 4). | 227 |
| Figura B.15. Perfil de durezas do <i>skin</i> até o <i>stringer</i> (série 5). | 227 |
| Figura B.16. Perfil de durezas do <i>skin</i> até o <i>stringer</i> (série 7). | 227 |
| Figura B.17. Perfil de durezas do <i>skin</i> até o <i>stringer</i> (série 8). | 228 |
| Figura B.18. Perfil de durezas do <i>skin</i> até o <i>stringer</i> (série 9). | 228 |
| Figura B.19. Perfil de durezas do <i>skin</i> até o <i>stringer</i> (série 10). | 228 |
| Figura B.20. Perfil de durezas do <i>skin</i> até o <i>stringer</i> (série 11). | 229 |
| Figura C.1. Resposta do fecho de fenda após aplicação da sobrecarga ($ROL = 2$, $\Delta K_{BL} = 12 \text{ Mpa m}^{1/2}$ e $R = 0,05$). | 231 |
| Figura C.2. Resposta do fecho de fenda após aplicação da sobrecarga ($ROL = 2$, $\Delta K_{BL} = 12 \text{ Mpa m}^{1/2}$ e $R = 0,4$). | 231 |
| Figura C.3. Resposta do fecho de fenda após aplicação da sobrecarga seguida por subcarga ($ROL = 2$, $\Delta K_{BL} = 8 \text{ Mpa m}^{1/2}$ e $R = 0,4$). | 232 |
| Figura C.4. Resposta do fecho de fenda após aplicação da sobrecarga seguida por subcarga ($ROL = 2$, $\Delta K_{BL} = 12 \text{ Mpa m}^{1/2}$ e $R = 0,4$). | 232 |
| Figura C.5. Resposta do fecho de fenda sob múltiplas sobrecargas ($ROL = 2$, $n = 1.000$ ciclos e $R = 0,05$). | 233 |
| Figura C.6. Resposta do fecho de fenda sob múltiplas sobrecargas ($ROL = 2$, $n = 10.000$ ciclos e $R = 0,05$). | 233 |

| | |
|--|-----|
| Figura C.7. Resposta do fecho de fenda sob múltiplas sobrecargas ($ROL = 2$, $n = 10.000$ ciclos e $R = 0,4$). | 234 |
| Figura C.8. Resposta do fecho de fenda sob múltiplas sobrecargas ($ROL = 1,5$, $n = 10.000$ ciclos e $R = 0,05$). | 234 |
| Figura C.9. Resposta do fecho de fenda sob múltiplas sobrecargas ($ROL = 1,5$, $n = 10.000$ ciclos e $R = 0,4$). | 235 |

ÍNDICE DE TABELAS

| | |
|--|-----|
| Tabela 2.1. Características de lasers usados para soldadura (Takayama, 2013). | 7 |
| Tabela 2.2. Coeficientes de absorção (Steen, 1998)..... | 9 |
| Tabela 2.3. Parâmetros que regem a fase de iniciação da fenda (Radaj et al., 2006)..... | 25 |
| Tabela 2.4. Mecanismos e características das diferentes zonas da curva da/dN- ΔK (Radon e Rosa, 1988)..... | 33 |
| Tabela 3.1. Identificação geral das ligas de alumínio..... | 70 |
| Tabela 3.2. Classificação dos tratamentos das ligas de alumínio..... | 71 |
| Tabela 3.3. Composição química nominal da liga AA2024 (% em peso) (ASM Handbook). | 72 |
| Tabela 3.4. Propriedades mecânicas da liga AA2024-T3. | 72 |
| Tabela 3.5. Composição química nominal da liga AA7075 (% em peso) (ASM Handbook). | 72 |
| Tabela 3.6. Propriedades mecânicas da liga AA7075-T6. | 72 |
| Tabela 3.7. Composição química nominal da liga AA4047 (% em peso) (ASM Handbook). | 73 |
| Tabela 3.8. Propriedades mecânicas da liga AA4047 (ASM Handbook). | 73 |
| Tabela 3.9. Parâmetros de soldadura das séries estudadas. | 76 |
| Tabela 3.10. Ensaio com carregamento de amplitude variável..... | 90 |
| Tabela 4.1. Resultados referentes à morfologia das séries de soldadura..... | 93 |
| Tabela 4.2. Regressão da dimensão a considerando os parâmetros de soldadura..... | 94 |
| Tabela 4.3. Regressão da dimensão b considerando os parâmetros de soldadura..... | 96 |
| Tabela 4.4. Regressão da dimensão c considerando os parâmetros de soldadura. | 98 |
| Tabela 4.5. Regressão da dimensão d considerando os parâmetros de soldadura..... | 100 |
| Tabela 4.6. Regressão da dimensão θ considerando os parâmetros de soldadura. | 102 |
| Tabela 4.7. Regressão da porosidade considerando os parâmetros de soldadura..... | 106 |
| Tabela 4.8. Média das cargas e tensões máximas nos ensaios de arrancamento..... | 114 |
| Tabela 4.9. Regressão de UTL considerando os parâmetros de soldadura..... | 114 |
| Tabela 4.10. Regressão de UTL com relação à penetração no <i>stringer</i> | 116 |
| Tabela 4.11. Propriedades mecânicas das juntas soldadas. | 122 |
| Tabela 4.12. Regressão de UTS com relação à potência do feixe de laser..... | 123 |
| Tabela 4.13. Regressão de UTS com relação à distância entre os pés dos cordões..... | 124 |

| | |
|--|-----|
| Tabela 4.14. Regressão de YS com relação à potência do feixe de laser. | 126 |
| Tabela 4.15. Regressão de YS considerando as dimensões da soldadura..... | 127 |
| Tabela 4.16. Regressão de Af considerando as dimensões da soldadura. | 128 |
| Tabela 5.1. Dimensões do provete empenado..... | 132 |
| Tabela 5.2. Tensão local no pé do cordão obtido por elementos finitos..... | 137 |
| Tabela 5.3. Coeficientes das equações (5.10) e (5.11) para as séries de soldadura em estudo. | 141 |
| Tabela 5.4. Coeficientes angular e de correlação das retas da Figura 5.16..... | 145 |
| Tabela 5.5. Tratamento estatístico dos dados de raio no pé do cordão. | 155 |
| Tabela 5.6. Percentuais em peso considerando o peso atômico dos átomos de Al_2CuMg e os percentuais em peso da Fig. 5.37b corrigidos. | 165 |
| Tabela 5.7. Posição do ponto A em relação ao B para diferentes séries de soldadura e valores de R | 168 |
| Tabela 5.8. Ensaio com carregamento de amplitude variável. | 172 |
| Tabela 5.9. Resultados dos ensaios de sobrecarga simples e seguidas por uma subcarga para $ROL=2$ | 178 |
| Tabela A.1. Variação dos parâmetros de soldadura para produção de cordões curtos (10 cm). | 221 |
| Tabela A.2. Variação dos parâmetros de soldadura para produção de cordões curtos (10 cm) [Continuação]..... | 222 |

SIMBOLOGIA E SIGLAS

Simbologia

$2a$ – eixo maior da elipse

$2a_a$ - Comprimento de fenda real

$2a_m$ - Comprimento de fenda medido

$2w$ – Diâmetro focal

$2w_0$ – Cintura do feixe de laser

a – Dimensão característica da fenda, distância entre os pés do cordão de soldadura

$a_{mín}$ - Comprimento de fenda no qual a taxa mínima de crescimento de fenda é atingida

a_{OL} - Comprimento de fenda no momento da aplicação da sobrecarga

A_f - Alongamento na fratura

b – Penetração da soldadura no *skin*

c – Comprimento da perna do cordão de soldadura

C – Constante do material da lei de Paris

d – Penetração da soldadura no stringer

D - Diâmetro do feixe de laser

da/dN – Taxa de propagação de fenda

$(da/dN)_{AC}$ - Taxa de propagação de fenda do ciclo de amplitude constante

$(da/dN)_{máx}$ - Taxas máxima de propagação de fenda alcançadas após a aplicação da sobrecarga

$(da/dN)_{mín}$ - Taxas mínima de propagação de fenda alcançadas após a aplicação da sobrecarga

f – Comprimento focal da lente, coeficiente de ajuste relacionado ao fecho de fenda na expressão de Forman e Mettu

F – Taxa de alimentação de fio

f_w - Fator de correção de largura finita

- I_0 – Intensidade incidente na superfície ($z=0$)
- $I(z)$ – Intensidade do feixe de laser em uma profundidade z
- K – Fator de intensidade de tensões
- K_{ab} – Fator de intensidade de tensões no qual a fenda abre
- K_c - Tenacidade à fratura
- K_{Ic} – Tenacidade à fratura em deformação plana
- k_m - Fator de magnificação de tensões
- $K_{máx}$ – Fator de intensidade de tensões máximo
- $K_{mín}$ – Fator de intensidade de tensões mínimo
- k_t – Fator de concentração de tensões
- l - Comprimento da normal a um ponto da elipse até a sua intersecção com o eixo y
- m - Constante do material da lei de Paris, inclinação das curvas S-N
- M_k - Fator de magnificação devido à concentração de tensão no entalhe
- n - Número de ciclos entre sobrecargas
- N_{CA} - Número de ciclos necessário para atingir Δa_{OL} em amplitude constante
- N_D – Número de ciclos de atraso
- N_{OL} - Número de ciclos no momento da aplicação da sobrecarga
- N_r – Número de ciclos até a rotura
- P - Potência do feixe de laser
- p – Percentual de macroporosidade
- $P_{máx,BL}$ – Carga máxima da solitação base
- $P_{mín,BL}$ – Carga mínima da solitação base
- $P_{mín,UL}$ - Carga mínima da subcarga
- P_{OL} - Carga máxima correspondente à sobrecarga
- r – Raio de concordância
- R – Razão de tensão
- R_{loc} – Razão de tensão local
- R_{OL} - Razão de sobrecarga
- R_β - Razão entre as taxas de propagação de fenda sob solitação com amplitude constante e sob carregamento com sobrecargas múltiplas
- s - Fator de suporte multiaxial, velocidade de soldadura

-
- S – Tensão nominal
 S_s - Tensão estrutural
 S_{sg} - Tensão estrutural induzida pelo aperto das amarras
 t – Espessura da chapa
 T_σ – Dispersão dos dados das curvas S-N
 U – Parâmetro normalizado da razão de carga
 \bar{U} – Valor médio do parâmetro normalizado da razão de carga
 W - Largura do provete de propagação de fenda
 W_x - Posição de contato do fio de adição com o *skin* na direção de soldadura
 W_y - Posição de contato do fio de adição com o *skin* na direção transversa à soldadura
 x_{AB} - Distância do ponto mais avançado da frente de fenda relativamente ao ponto onde o comprimento de fenda foi medido na direção de propagação
 Y – Fator geométrico
 y_{AB} - Distância do ponto mais avançado da frente de fenda à superfície polida do provete de propagação
 z - Profundidade de um ponto da frente de fenda relativamente à superfície do provete
 z_R – Intervalo de Rayleigh
 α – Ângulo de incidência do feixe de laser
 β – Ângulo de abertura
 δ - Posição de incidência do feixe de laser
 Δa_{OL} – Incremento de fenda afetado pela sobrecarga
 ΔK – Gama do fator de intensidade de tensões
 ΔK_{BL} - Gama do fator de intensidade de tensões da sollicitação base
 ΔK_{ef} – Gama efetiva de intensidade de tensões
 ΔK_{lf} – Limiar de fadiga
 ΔK_n - Gama do fator de intensidade de tensões nominal
 ΔK_r - Gama do fator de intensidade de tensões real
 ΔP_{OL} – Gama de carga durante o ciclo de sobrecarga
 ΔP_{UL} - Gama de carga durante a subcarga

ΔS - Gama de tensão nominal

ΔS_s - Gama de tensão estrutural

$\Delta \sigma$ – Gama de tensões

$\Delta \sigma_{flex}$ – Gama de tensão de flexão

$\Delta \sigma_{memb}$ - Gama de tensão de membrana

φ - Integral elíptico completo, ângulo de alimentação de fio relativamente ao *skin*

ϕ - Ângulo para obtenção das coordenadas de um ponto da elipse

γ – Coeficiente de absorção do material, constante do material da expressão de Walker

λ – Comprimento de onda

ρ - Raio do entalhe real

ρ_f - Raio do entalhe fictício

ρ^* - Comprimento microestrutural

σ – Tensão local

σ_a – Amplitude de tensão

σ_{ab} – Tensão de abertura da fenda

σ_{ar} – Amplitude de tensão do ciclo reverso

σ_c – Tensão de cedência

σ_e – Tensão efetiva

σ_{fe} – Tensão de fecho da fenda

σ_{flex} – Tensão de flexão

σ'_f – Coeficiente de resistência à fadiga

$\tilde{\sigma}_f$ – Resistência à fratura verdadeira

$\bar{\sigma}_f$ - Tensão local média de fratura em carregamento estático

σ_g – Tensão local devido ao aperto das amarras

σ_m – Tensão média

$\sigma_{m\acute{a}x}$ – Tensão máxima

σ_{memb} – Tensão de membrana

$\sigma_{m\acute{i}n}$ – Tensão mínima

σ_{res} Tensão residual

σ_u – Resistência a tração do material

$\sigma(y)$ - Distribuição de tensões através da espessura

$\sigma_g(y)$ - Distribuição de tensão através da espessura induzida pelo aperto das amarras

θ – Ângulo de divergência do feixe de laser, distorção angular

ψ - Ângulo de alimentação de fio relativamente ao cordão de soldadura

Siglas

DTA – Damage Tolerance Analysis

FITNET – European Fitness for Service Network

gl – Graus de Liberdade

IIW – International Institute of Welding

SQ – Soma dos quadrados

MB – Material Base

MEV – Microscopia Eletrónica de Varrimento

MQ – Quadrados médios

SWT – Smith, Watson e Topper

UTL – Ultimate Tensile Load

UTS – Ultimate Tensile Stress

YS – Yield Stress

ZAC – Zona Afetada pelo Calor

ZF – Zona Fundida

ZPF – Zona Parcialmente Fundida

1. INTRODUÇÃO

1.1. Contextualização do Problema

Nos últimos anos, os fabricantes de aeronaves têm buscado agregar valor ao seu produto final pela melhoria de performance, redução de custos operacionais e de manutenção e redução do impacto ambiental.

Em virtude disso, a redução de peso tem se tornado muito importante no projeto de aviões regionais, pois as curtas distâncias percorridas por esse tipo de aeronave possibilitam a utilização de motores menores e menos potentes, proporcionando, assim, uma redução no consumo de combustível e, conseqüentemente, uma menor emissão de poluentes (Dittrich et al., 2011).

Nesse contexto, apesar das junções por meio de rebites serem utilizadas, por décadas, na construção de aeronaves com alta confiabilidade, a sobreposição de chapas requerida pelo processo de rebiteagem restringe o atendimento aos novos requisitos de redução de peso das aeronaves.

Os recentes avanços nas técnicas de soldadura, dentre os quais está a soldadura laser, têm possibilitado que painéis reforçados soldados comecem a substituir os rebitados não somente por questões relacionadas ao peso, como mostra a Figura 1.1, mas também ao custo e à resistência da estrutura (Boehm, 2005).

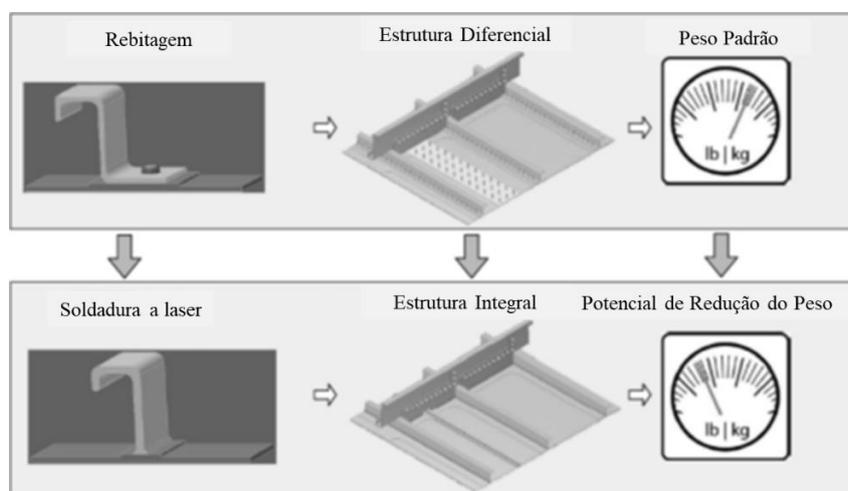


Figura 1.1. Redução de peso causado pela substituição da rebiteagem pela soldadura laser na construção de painéis reforçados (Dittrich et al., 2011).

A primeira aeronave a utilizar painéis reforçados soldados a laser foi o Airbus A318 e, depois dela, outros modelos de aeronave utilizaram-nos. De acordo com Schumacher et al. (2002), a soldadura laser tem uma velocidade de processo de 20 vezes maior que a da rebiteagem, além de gerar uma redução de peso na aeronave. Por isso, as juntas estruturais soldadas a laser têm sido um assunto intensamente investigado pela indústria aeronáutica e pela academia (Zhang e Li, 2005).

De acordo com Williams e Starke Jr (2003), a melhoria na performance está associada a uma maior eficiência estrutural cuja consequência é a redução de peso. No entanto, os materiais e processos necessários para a obtenção de estruturas mais leves e eficientes devem atender aos requisitos estabelecidos pela filosofia de projeto de estruturas tolerantes ao dano, de forma que haja uma maior confiabilidade e, por consequência, uma maior disponibilidade das aeronaves.

Na Análise de Tolerância ao Dano (DTA - *Damage Tolerance Analysis*), assume-se a presença de falhas em toda estrutura segura para o voo. De acordo com essa metodologia, o comprimento da fenda assumido como inicial representa um nível de dano que deve crescer significativamente antes de atingir um nível crítico no qual a falha do componente estrutural pode ocorrer, o que pode levar à perda da aeronave (Gallagher e Stalnaker, 1978). O acúmulo de dano é causado por solicitações cíclicas que podem levar a estrutura ao colapso mesmo quando a carga máxima é inferior ao limite de resistência estática. Para evitar isso, a DTA estabelece intervalos de inspeção iguais a 50% do limite de segurança em campo que, conforme apresentado na Figura 1.2, é o tempo necessário para que uma fenda cresça do tamanho inicial detetável, considerando a qualidade das inspeções não destrutivas realizadas em campo pelo operador, até um valor crítico ou tolerável.

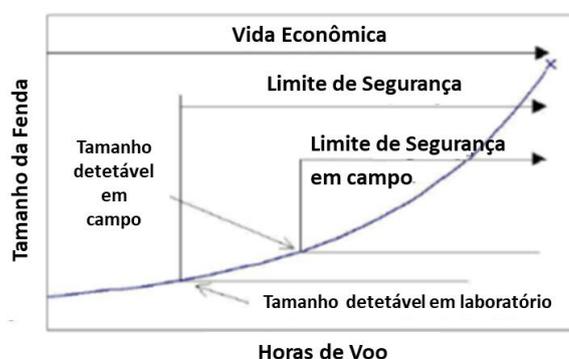


Figura 1.2. Curva de crescimento de fenda (Mello Jr., 1998).

Atualmente, a soldadura a laser tem sido aplicada na confecção dos painéis reforçados da parte inferior da fuselagem, região da estrutura considerada não crítica quanto à fadiga (Dursun e Soutis, 2014). A sua aplicação em áreas com maior criticidade quanto à fadiga tem sido restringida pela falta de estudos acerca do comportamento à fadiga de juntas em T, características de estruturas aeronáuticas.

Assim, o principal objetivo deste trabalho é contribuir para a compreensão das fases de iniciação e propagação de fendas de fadiga em juntas T em alumínio soldadas a laser. Para isso, pretende-se, primeiramente, caracterizar a microestrutura, a morfologia e as propriedades mecânicas estáticas das juntas T, bem como compreender a influência dos parâmetros de soldadura sobre a morfologia e resistência estática das juntas T. Pretende-se, também, obter curvas S-N características com 97,7% de probabilidade de sobrevivência segundo as abordagens das tensões nominais, estruturais e efetivas, bem como avaliar o efeito do desalinhamento angular na resistência a fadiga de juntas T finas. Pretende-se, ainda, obter diagramas $da/dN-\Delta K$ das juntas T sujeitas a carregamento de amplitude constante. Por fim, pretende-se avaliar os efeitos do retardamento e/ou aceleração do crescimento de fenda de fadiga e identificar os principais mecanismos envolvidos nesse fenômeno, considerando várias seqüências de carga com amplitude variável.

Boa parte do trabalho apresentado nesta tese foi publicada em revistas internacionais (Oliveira et al., 2018; 2019a; 2019b) e nas atas das seguintes conferências internacionais e nacionais: *35º e 36º Encuentros del Grupo Español de Fractura*, *XVI Portuguese Conference on Fracture* e *19th International Colloquium on Mechanical Fatigue of Metals*. Há, ainda, o artigo *Effect of loading sequence on fatigue crack retardation of misaligned laser welded T-joints* que foi submetido ao *International Journal of Fatigue* em julho de 2019.

1.2. Estrutura do Trabalho

Esta Tese de Integridade Estrutural foi intitulada “Comportamento à Fadiga de Soldaduras Laser em Juntas T de Ligas de Alumínio” e foi estruturada em 6 capítulos, conforme descrito nos parágrafos a seguir.

No capítulo de introdução deste trabalho, fez-se uma contextualização do problema dentro do cenário atual do setor aeronáutico, de forma a deixar claro a relevância do assunto e os objetivos a ser alcançados.

No estado da arte, são apresentados de forma resumida os principais parâmetros envolvidos no processo de soldadura a laser, bem como a sua influência na formação de defeitos e na degradação das propriedades mecânicas de juntas em alumínio soldadas a laser. Além disso, os parâmetros que regem a fase de iniciação de fenda de fadiga são apresentados, bem como os principais conceitos relacionados à propagação de fenda de fadiga para carregamentos de amplitude constante e variável. O efeito de várias sequências de carga é apresentado, bem como os principais mecanismos que podem causar o retardamento do crescimento de fenda. As abordagens utilizadas para avaliação de fadiga de juntas soldadas são apresentadas, bem como seus principais parâmetros. Por fim, é feita uma análise sobre o que já foi estudado e o que ainda precisa ser investigado sobre juntas T em alumínio soldadas a laser.

O capítulo 3 descreve os materiais, provetes, equipamentos e procedimentos experimentais, utilizados durante a confecção das soldaduras e realização dos vários tipos de ensaios.

No capítulo 4, são apresentados e discutidos os resultados referentes à morfologia e às propriedades mecânicas das juntas de onze séries de soldadura. O efeito dos parâmetros de soldadura sobre as dimensões do cordão de soldadura e a porosidade são apresentados, bem como o efeito dos parâmetros de soldadura e das dimensões do cordão sobre a distorção angular e os resultados dos ensaios de arrancamento e de tração. Os detalhes da microestrutura da soldadura também são discutidos, bem como os defeitos observados por meio das macrografias e de imagens de microscopia eletrônica de varrimento. Além disso, os resultados dos ensaios mecânicos são comparados com os de outros autores e os mecanismos de falha são discutidos pela análise da superfície de fratura e da evolução do campo de deformações, obtido por DIC (*Digital Image Correlation*), durante os ensaios estáticos.

No capítulo 5, os resultados de fadiga e de propagação de fenda de fadiga são apresentados e discutidos. Inicialmente, o modelo de elementos finitos utilizado na análise dos resultados de fadiga é descrito e os resultados numéricos apresentados. Com base nos resultados numéricos, foram obtidas relações que associam os fatores de intensidade de

tensões e de magnificação de tensões, respetivamente, ao raio no pé do cordão e ao desalinhamento angular da junta. Uma relação do efeito do desalinhamento angular nas tensões induzidas pelo aperto das amarras também é obtida por meio dos resultados numéricos. Os efeitos do desalinhamento angular nas curvas de fadiga são analisados e as curvas S-N características obtidas são comparadas com as curvas de referência do IIW (*International Institute of Welding*). Curvas S-N também são obtidas utilizando o conceito do raio fictício. O suporte microestrutural do entalhe utilizado na aplicação desse conceito é estimado de forma empírica, utilizando os dados experimentais de fadiga. Os resultados dos ensaios de fadiga das juntas T soldadas a laser são comparados com os de elementos estruturais de juntas rebitadas. A morfologia dos provetes dos ensaios de fadiga é discutida nas diferentes zonas onde a fenda propaga. Na análise dos resultados de propagação de fenda, é usado um modelo analítico que aproxima a forma irregular da frente de fenda real por uma elipse no cálculo do fator de intensidade de tensões. Dessa forma, é realizado o estudo de propagação de fenda de fadiga para solicitações de amplitude constante, sendo obtidas curvas $da/dN-\Delta K$. Essas curvas são comparadas com as curvas $da/dN-\Delta K$ da liga AA2024-T3. O efeito da tensão média sobre a taxa de propagação é analisado em termos de fecho de fenda, utilizando curvas $da/dN-\Delta K_{ef}$. Na propagação de fendas de fadiga sob solicitações de amplitude variável, a influência de várias variáveis sobre a velocidade de propagação é estudada, tais como: o fator de intensidade de tensões da solicitação base, a tensão média, a intensidade da sobrecarga e o intervalo entre sobrecargas. As superfícies de fratura são analisadas de modo a compreender os mecanismos responsáveis pelo comportamento transitório da taxa de propagação de fenda.

Por fim, o capítulo 6 apresenta as principais conclusões deste trabalho e algumas sugestões de trabalhos futuros que venham ser realizados em juntas T em alumínio soldadas a laser.

2. ESTADO DA ARTE

2.1. Soldadura a Laser em Ligas de Alumínio

Entre as diversas tecnologias de soldadura, a soldadura a laser é uma das mais promissoras, devido à sua alta produtividade, elevada qualidade, baixa distorção, flexibilidade na manufatura e facilidade de automação (Cao et al., 2003a). No entanto, a qualidade da soldadura a laser pode ser afetada pelo tipo de laser utilizado, pelas propriedades físicas do material e pelo ambiente circundante. No caso de ligas de alumínio, propriedades como a refletividade, a difusividade térmica e o teor de elementos voláteis afetam de forma significativa a geometria e a penetração do cordão de soldadura a laser (Katayama et al., 2010).

2.1.1. Características da soldadura a laser

Diversos tipos de laser podem ser utilizados para soldadura. Dentre eles, pode-se citar os lasers de CO₂, Nd:YAG, de díodos, de disco e de fibra. Quanto ao modo operacional, os lasers podem ser classificados como lasers de onda pulsada (PW) e de onda contínua (CW). A princípio, os lasers de onda contínua são usados em processos de soldadura de alta velocidade, enquanto os de onda pulsada são usados nos processos de soldadura de precisão (Migliore, 1998). As suas principais características são apresentadas na Tabela 2.1.

Tabela 2.1. Características de lasers usados para soldadura (Takayama, 2013).

| Tipo de Laser | Comprimento de onda (µm) | Potência média (kW) | Eficiência (%) |
|-----------------------|---------------------------------|----------------------------|-----------------------|
| CO₂ | 10,6 | 50 | - |
| Nd:YAG | 1,06 | 10 | 1 – 4 |
| Díodo | 0,8 – 1,1 | 10 | 20 – 60 |
| Disco | 1,03 | 16 | 15 - 25 |
| Fibra | 1,07 | 100 | 20 - 30 |

De acordo com Cao et al. (2003), os lasers de CO₂ e Nd:YAG são os mais utilizados pela indústria. No entanto, a impossibilidade de ser entregue por fibra ótica e a maior propensão à formação de plasma do laser de CO₂, assim como a baixa eficiência elétrica do laser Nd:YAG, tornam os lasers de disco e de fibra mais atrativos para aplicação industrial, uma vez que apresentam valores elevados de potência, eficiência elétrica e de qualidade do feixe. Os lasers de diodo, por sua vez, apresentam a mais elevada eficiência elétrica, mas a qualidade do seu feixe é pobre (Takayama, 2013).

Os fenômenos físicos que ocorrem durante a interação do feixe de laser com o material são apresentados esquematicamente na Figura 2.1. De acordo com essa figura, nem toda a energia é absorvida no início da interação, pois parte da energia do laser é refletida. A transmissão do calor gerado pela energia absorvida na superfície é feita por condução térmica. O aumento progressivo da absorção de calor leva à fusão do material e, na sequência, à sua vaporização. Além disso, a formação de plasma pode impedir a passagem do laser, interrompendo, assim, o aquecimento do material. De acordo com Ready (1997), a fusão do metal ocorre com intensidades de aproximadamente 10⁵ W/cm², a vaporização do metal ocorre com intensidades entre 10⁶ e 10⁸ W/cm² e a formação de plasma ocorre com intensidades acima de 10⁹ W/cm².

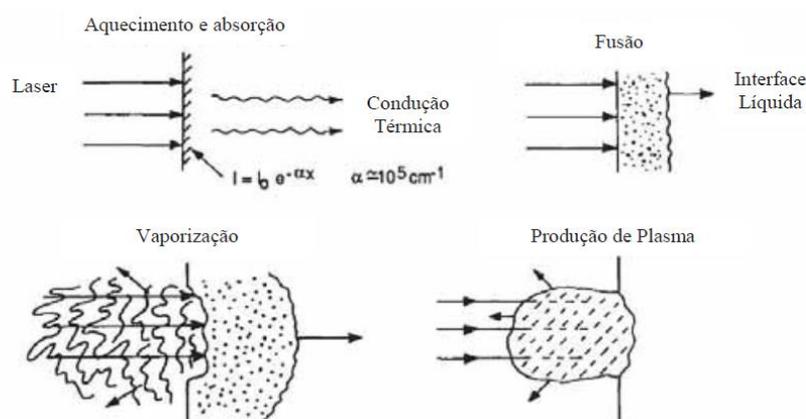


Figura 2.1. Fenômenos físicos decorrentes da interação entre o laser e o material (Ready, 1997).

A relação entre a variação da intensidade absorvida pelo material e a profundidade é descrita pela lei de Beer:

$$I(z) = I_0 e^{-\gamma z} \quad (2.1),$$

onde $I(z)$ é a intensidade do feixe de laser em uma profundidade z do material, I_0 é a

intensidade incidente na superfície ($z=0$) e γ é o coeficiente de absorção do material (Ready, 1997). Os valores típicos de coeficiente de absorção para alguns metais são apresentados na Tabela 2.2. Como pode ser observado, a intensidade incidente na superfície necessária para fundir o alumínio é maior que a necessária para fundir os outros metais apresentados na tabela.

Tabela 2.2. Coeficientes de absorção (Steen, 1998).

| Metal | Coefficiente de Absorção (cm^{-1}) |
|-----------------|---|
| Alumínio | $8,0 \times 10^{-5}$ |
| Prata | $7,0 \times 10^{-5}$ |
| Cobre | $5,0 \times 10^{-5}$ |
| Ferro | $3,0 \times 10^{-5}$ |

De acordo com a intensidade do feixe de laser, o processo de soldadura pode ser classificado como soldadura por condução ou por penetração (Cao et al., 2003a).

O processo de soldadura a laser por condução térmica ocorre com intensidades entre 10^4 e 10^6 W/cm^2 . Durante o processo, a absorção do feixe de laser ocorre apenas na superfície da peça. A energia absorvida é transferida para o interior do material por condução térmica para formar a poça fundida. Apesar da pequena profundidade de penetração, mostrada na figura 2.2, a poça fundida é muito estável, formando, assim, soldaduras com poucos defeitos. Em virtude disso, o modo de condução térmica é mais apropriado para soldadura de componentes com paredes finas (Xiao e Zhang, 2014).

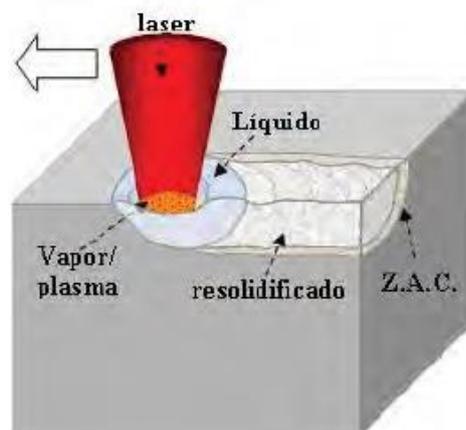


Figura 2.2. Processo de soldadura laser por condução (RIVA et al., 2009).

Quando a intensidade do feixe de laser é maior que 10^6 W/cm², uma violenta vaporização do material ocorre, gerando uma cavidade (*keyhole*), formada devido à força de recuo que o vapor exerce sobre o metal líquido, conforme mostrado na figura 2.3. A soldadura por penetração caracteriza-se, portanto, por ser estreita e profunda. A energia do laser é quase completamente absorvida dentro do *keyhole*, enquanto, na soldadura por condução de ligas de alumínio, a maioria da energia do laser é refletida (Xiao e Zhang, 2014).

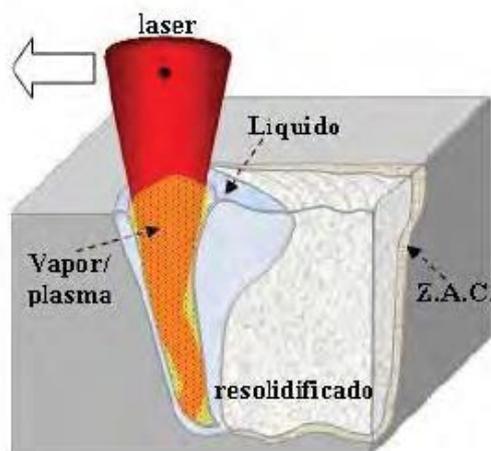


Figura 2.3. Processo de soldadura laser por penetração (RIVA et al. 2009).

2.1.2. Metalurgia da soldadura laser em ligas de alumínio

Durante o processo de soldadura a laser, três diferentes regiões são produzidas, a zona fundida (ZF), a zona parcialmente fundida (ZPF) e a zona afetada pelo calor (ZAC). Essas regiões são definidas considerando-se as temperaturas que ocorrem durante a soldadura (Cao et al., 2003b).

Durante o processo de soldadura, o material da ZF é totalmente fundido, uma vez que as temperaturas nessa região superam a temperatura *liquidus* da liga. Os defeitos normalmente encontrados nessa região são porosidades, fendas de solidificação e perda de elementos de liga (Cao et al., 2003b).

A estrutura dos grãos em ligas soldadas a laser consiste primariamente de dendritas colunares finas que se originam próximo à linha de fusão e alguns grãos equiaxiados no centro da soldadura. Estruturas de grãos colunares são muito suscetíveis à fissuração a quente. Grãos equiaxiados são mais desejáveis, pois são isotrópicos. Eles aumentam a resistência da soldadura, reduzem a possibilidade do surgimento de fendas de

solidificação, devido à sua melhor resistência à formação e propagação de fendas (Gausmann e Kuzz, 1998).

A ZPF é submetida a temperaturas entre a temperatura do ponto eutético e a temperatura *liquidus* da liga (Zhao et al., 1999). Portanto, o baixo ponto de fusão das fases eutéticas, comumente presentes no contorno dos grãos recristalizados, faz com que o material depositado no contorno de grão volte a se fundir durante a soldadura laser. Fendas por liquação podem ocorrer nos contornos de grão enfraquecidos da ZPF. Conforme mostrado na figura 2.4, a ZPF em soldaduras a laser de ligas de alumínio geralmente é estreita, aproximadamente um ou dois grãos de largura (Cao et al., 2003b).

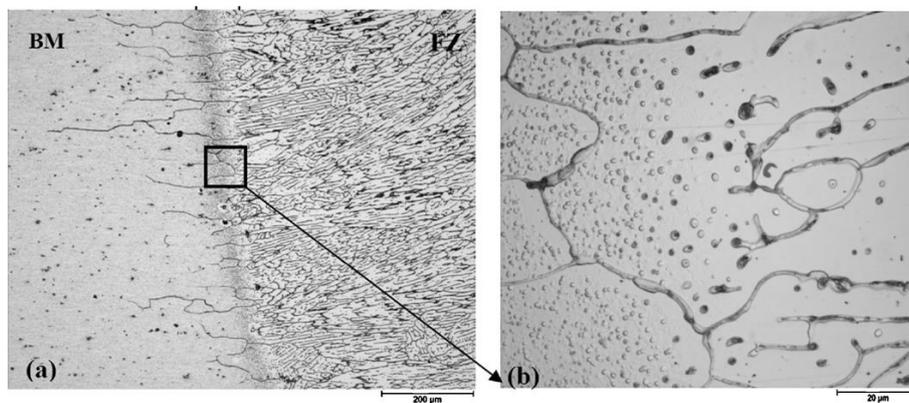


Figura 2.4. Micrografia ótica mostrando (a) borda da ZF e (b) detalhe da ZPF (Pakdil et al., 2011).

A ZAC é a área mais externa das três e é caracterizada por valores de dureza inferiores a 90% da dureza do metal base. Experimenta temperaturas abaixo da temperatura do ponto eutético da liga, não ocorrendo, portanto, fusão do metal. Apesar disso, muitas reações de estado sólido tais como crescimento de grão e engrossamento dos precipitados podem ocorrer na ZAC (Zhao et al., 1999). Nas ligas de alumínio não tratáveis termicamente, a diminuição da dureza na ZAC ocorre por causa do recozimento localizado, pelo crescimento dos grãos ou perda da estrutura endurecida por deformação. Nas ligas tratáveis termicamente, o calor do processo de soldadura deteriora o tratamento na ZAC. A diminuição de dureza na ZAC de ligas endurecidas por precipitação envolve a dissolução de fases que causam endurecimento e a formação e crescimento de fases que não causam endurecimento (Guitierrez et al., 1996).

2.1.3. Fatores que afetam o processo de soldadura a laser

Os principais parâmetros que afetam o processo e a qualidade da soldadura são apresentados a seguir e levam em consideração o processo de soldadura por penetração em ligas de alumínio.

2.1.3.1. Comprimento de onda do laser

De acordo com a figura 2.5, ligas de alumínio apresentam menor refletividade para comprimentos de onda próximos de 1 μ m. Lasers com comprimento de onda próximo desse valor podem gerar *keyholes* com menor densidade de potência e são menos suscetíveis aos efeitos prejudiciais do plasma, uma vez que o coeficiente de absorção do plasma é proporcional ao quadrado do comprimento de onda (Katayama et al., 2007).

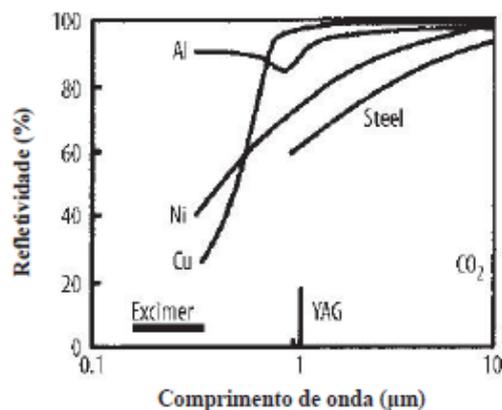


Figura 2.5. Refletividade versus Comprimento de Onda (STEEN, 1998).

2.1.3.2. Potência do laser

A maior refletividade e condutividade térmica das ligas de alumínio fazem com que altas densidades de potência sejam necessárias para a formação do *keyhole*. Dessa forma, a penetração aumenta com o aumento da potência do laser (Katayama et al., 2010). Apesar disso, Paleocrassas e Tu (2007) mostraram que a relação entre potência do laser e penetração da soldadura não é linear, uma vez que um laser a fibra de 1kW pode alcançar ou, até mesmo, exceder a penetração alcançada por lasers Nd:YAG de 2kW e de CO₂ de 5kW.

2.1.3.3. Diâmetro focal

Para uma melhor compreensão deste e dos próximos parâmetros, são apresentadas a seguir algumas dimensões relevantes do feixe de laser. A figura 2.6 apresenta as dimensões do feixe de laser próximo à posição do foco. São elas: a cintura do feixe ($2w_0$),

a distância em que o feixe permanece colimado, chamada de intervalo de Rayleigh (z_R) e o ângulo de divergência (θ).

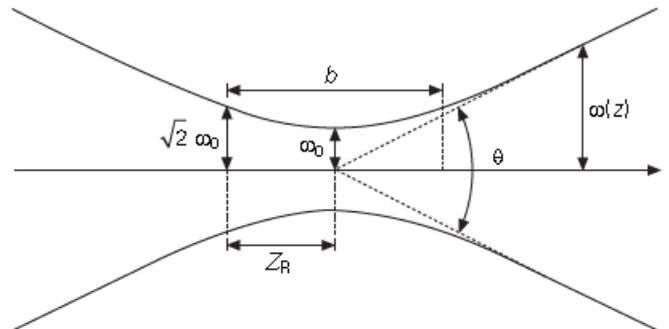


Figura 2.6. Dimensões do feixe de laser próximo à posição do foco (Katayama, 2013).

De acordo com Siegman (1986), o ângulo de divergência pode ser obtido pela equação (2.2), onde λ é o comprimento de onda do feixe de laser.

$$\theta = \frac{2\lambda}{\pi w_0} \quad (2.2)$$

Menor diâmetro focal significa maior densidade de potência, no entanto o ajuste da junta e o alinhamento do feixe tornam-se mais críticos (Cao et al., 2003a).

O diâmetro focal ($2w$) é dado pela equação (2.3), onde f é o comprimento focal da lente (Siegman, 1986).

$$w \approx \frac{\lambda}{\pi w_0} f \quad (2.3)$$

2.1.3.4. Comprimento focal

De acordo com Dawes (1992), quanto menor o comprimento focal da lente (f), menor o diâmetro da cintura do feixe e a profundidade do foco e maior o ângulo de divergência. Um menor comprimento focal torna o ajuste da posição do foco mais crítico, devido à menor tolerância no posicionamento da peça (Cao et al. 2003a).

2.1.3.5. Profundidade de foco

A profundidade de foco (z_R) indica a distância permissível que a peça pode desviar do ponto de melhor foco. Uma menor profundidade de foco diminui a profundidade da solda e torna as tolerâncias verticais da peça mais apertadas (Cao et al., 2003a).

2.1.3.6. Posição do plano focal

A posição do plano focal é a localização do ponto focal em relação à superfície da peça, como mostra a figura 2.7. O plano de foco deve ser colocado onde a máxima profundidade de penetração ou as melhores tolerâncias do processo são produzidas. Focar o feixe de laser acima da superfície da peça produz mais plasma, o que desfoca o feixe, reduzindo a quantidade de energia sobre a superfície, no entanto o *keyhole* se torna mais estável quando o feixe é focado acima da superfície da peça (Pastor et al., 1999). A localização do foco sobre ou abaixo da superfície da peça pode otimizar o acoplamento do feixe de laser ao material, aumentando a quantidade de energia dentro da poça da solda (Leong et al., 1997; Duley, 1998). Além disso, a densidade de potência mínima para a formação do *keyhole* é menor quando o feixe é focado sobre ou abaixo da superfície da peça (Pastor et al., 1999).

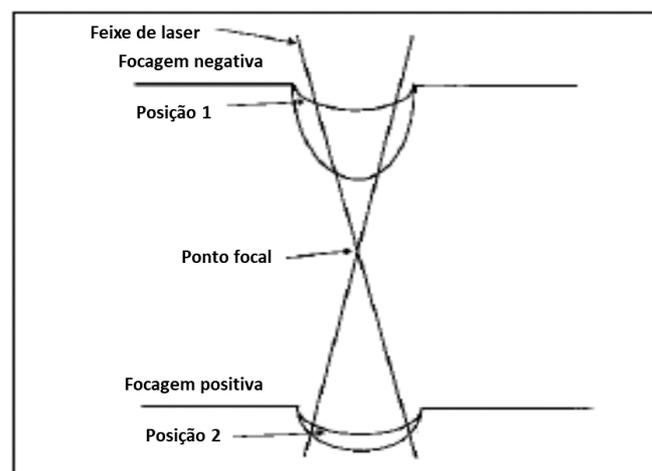


Figura 2.7. Diagrama esquemático mostrando a interação do feixe de laser com a superfície líquida nas posições de desfocagem negativa e positiva (Pastor et al., 1999).

2.1.3.7. Velocidade de soldadura

A velocidade de soldadura depende do material, da potência do laser e da profundidade de penetração. Velocidades muito baixas levam à fusão excessiva, perda de material e perfuração da soldadura (Mazumder, 1983). Por outro lado, velocidades maiores reduzem a evaporação de elementos de liga e produzem microestruturas finas que causam aumento na resistência a tração da soldadura (Weston e Wallach, 1998).

2.1.3.8. Gás de proteção

Gases de proteção são normalmente usados para proteger a face e a raiz da soldadura da oxidação, para controlar a convecção na poça fundida, para controlar a pluma de plasma e para proteger as lentes do laser do borrifo e dos fumos da soldadura (Cao et al. 2003a).

Os gases de proteção mais utilizados em soldadura laser são argônio, hélio e nitrogênio. Segundo Steen (1998), pode-se usar uma mistura de hélio e argônio como gás de proteção, desde que a espessura das peças a serem soldadas seja inferior a 6mm. Caso contrário, somente o hélio pode ser usado como gás de proteção. Alfieri et al. (2015) verificaram que há vantagens no acoplamento feixe-metal quando o hélio substitui o argônio como gás de proteção. Naeem (1999) relatou que a utilização de nitrogênio como gás de proteção produziu juntas com menor porosidade e maiores profundidades de penetração quando comparadas com as confeccionadas utilizando hélio e argônio como gás de proteção. Boukha et al. (2013) relataram que a adição de CO₂ ao gás de proteção argônio aumentou a penetração da soldadura, produziu a oxidação da superfície da poça líquida, promovida pela migração de magnésio para a superfície, bem como melhorou a resistência à corrosão da soldadura.

Existe uma vazão mínima de gás para que haja uma proteção adequada do cordão da soldadura e uma remoção apropriada do vapor e do plasma formados na superfície do material. Por outro lado, um fluxo excessivo de gás pode prejudicar a qualidade da soldadura (Ready e Farson, 2001; Chang et al., 2010).

2.1.3.9. Metal de adição

Juntas soldadas com metal de adição apresentam uma transição mais suave, reduzindo, assim, a sensibilidade à falha por fadiga (Naeem, 1999; Larsson et al., 2000). Fios de enchimento podem também reduzir defeitos como subpreenchimento e rebaixo, além de reforçar a soldadura (Park et al., 2010). Além disso, metais de preenchimento podem modificar a composição da zona de fusão, compensando, assim, a perda de elementos de liga voláteis. Nesse caso, o metal de enchimento proporciona um meio de controlar a metalurgia e assegurar a qualidade do cordão da soldadura. A maioria das ligas não tratáveis termicamente pode ser soldada de forma autógena, entretanto o metal de adição pode ser usado para melhorar o processo e as propriedades mecânicas da soldadura. Para ligas

tratáveis termicamente, o material de adição é usado para ajustar a composição química do cordão da soldadura e evitar a fissuração a quente (Weeter, 1998).

A aplicação bem-sucedida do material de adição depende do ângulo de alimentação do fio, da posição em relação ao feixe de laser e à zona da soldadura e da taxa de alimentação. Quando o metal de adição é introduzido na poça fundida, seu ângulo tem pouco efeito, mas quando introduzido no feixe, seu ângulo desempenha um papel importante na determinação da energia absorvida pela soldadura (Ion et al., 2001). A distância entre a ponta do fio de preenchimento e a poça fundida é talvez o mais importante parâmetro para uma transição suave do fio de alimentação para a poça de solda. Essa distância está diretamente ligada à velocidade de soldadura, ao diâmetro focal e à direção de alimentação do fio (Neye e Heider, 1994). O fio de preenchimento pode ser introduzido diretamente acima da peça de trabalho na borda dianteira ou traseira da poça fundida, mas o normal é introduzir o fio na borda dianteira da poça fundida (Dawes, 1992).

A liga do fio de adição também pode influenciar o comportamento mecânico da junta, uma vez que os cordões de soldadura das juntas T estudadas por Squillace e Prisco (2009) apresentaram maior penetração usando fio de adição da liga AA5356 do que usando fio de AA4047. De acordo com Zhang et al. (2016), a presença dos elementos de liga zircônio e érbio no fio de adição proporciona melhorias nas propriedades mecânicas da junta. Além disso, a utilização de folhas de vanádio sobre a superfície do material base como material de adição suplementar pode reduzir defeitos como excesso de penetração e porosidade, quando o ajuste de parâmetros não é suficiente para eliminá-los (Enz et al., 2014).

2.1.3.10. Composição da liga

Os resultados obtidos por Zhao et al. (1999) indicam que ligas com maior teor de elementos voláteis, como magnésio, zinco e lítio, são mais facilmente fundidas pelo feixe de laser. Por causa das suas elevadas pressões de vapor e baixas temperaturas de vaporização, esses elementos de liga voláteis ajudam a estabelecer e estabilizar o *keyhole* durante o processo de soldadura laser (Boisselier e Lenoir, 1999). Assim, a densidade de potência mínima para que haja um acoplamento satisfatório entre o feixe de laser e as ligas de alumínio é reduzida com o aumento dos teores de elementos voláteis (Zhao et al., 1999).

2.1.3.11. Espessura da peça

Placas de ligas de alumínio mais espessas requerem uma maior potência e menor velocidade de soldadura. A principal restrição para obter soldaduras em seções mais espessas é a formação de plasma acima do *keyhole* (Cao et al., 2003a).

Para estruturas confeccionadas com chapas de alumínio finas, as distorções causadas pelo processo de soldadura tornam-se relevantes (Huang et al., 2017).

2.1.3.12. Condição da superfície

A condição superficial do material tem uma grande influência na absorção de energia do laser incidente e sobre a densidade de potência mínima para que haja soldadura por penetração. Nas superfícies polidas a absorvidade é menor, indicando a maior refletividade de superfícies lisas. A absorção de energia de superfícies que sofreram jateamento é duas vezes maior que numa superfície sem preparação, indicando que a superfícies rugosas absorvem mais energia que as lisas (Cao et al., 2003a). Outros tratamentos superficiais como os que incorporam uma camada preta à superfície do material produzem soldaduras mais profundas e largas, devido à maior absorção da radiação. Por outro lado, o tratamento superficial de jateamento proporciona ao cordão de soldadura maior resistência à corrosão, bem como menor evaporação de magnésio (Sánchez-Amaya et al., 2009b; Tobar et al., 2010).

Antes do início do processo de soldadura devem ser removidos da superfície do material óxidos, gorduras e agentes contaminantes. Se não houver uma preparação adequada da superfície do material, o hidrogênio presente na humidade absorvida pelo óxido é dissolvido na poça de fusão, fomentando a formação de fendas na zona afetada pelo calor e porosidade no cordão da soldadura. A presença de outros agentes contaminantes na superfície do material favorece o surgimento de poros e inclusões no cordão da soldadura (Pastor et al., 1999).

2.1.4. Defeitos de soldadura

Os defeitos típicos de juntas soldadas a laser podem ser classificados como externos ou internos. Os principais defeitos externos em soldaduras a laser com metal de adição são irregularidades na superfície do cordão de soldadura e poros superficiais, como pode ser observado na Figura 2.8. A formação de defeitos externos ocorre principalmente devido a procedimentos de soldadura inadequados, incluindo parâmetros relacionados à

alimentação de fio, tais como extensão do fio, ângulo de alimentação do fio e espaçamento entre o ponto focal e a ponta do fio (Yang et al., 2011). Os defeitos internos, descritos com maior detalhe a seguir, são porosidades, fendas e perda de elementos de liga (Cao et al., 2003b).

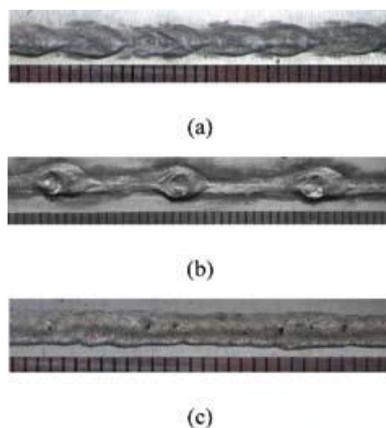


Figura 2.8. Defeitos externos em soldaduras com metal de adição: (a) descontinuidades na soldadura, (b) “cadeia de grânulos” e (c) poros na superfície (Yang et al., 2011).

2.1.4.1. Porosidade

A porosidade é um defeito comum em ligas de alumínio soldadas por fusão. Os principais tipos de porosidade observados em soldadura a laser de ligas de alumínio são a porosidade por hidrogênio e a devido o colapso do *keyhole*.

O hidrogênio é conhecido por ser o único gás solúvel no Al sólido e fundido. A solubilidade do hidrogênio no alumínio fundido, no entanto, é cerca de 20 vezes maior que no sólido. Devido a essa diferença, o hidrogênio tende a sair da solução passando ao estado molecular durante a solidificação, formando bolhas de H_2 que podem ser aprisionadas durante a solidificação devido à elevada taxa de resfriamento do processo de soldadura a laser (Moon e Metzbower, 1983). Por outro lado, a elevada taxa de arrefecimento do processo de soldadura faz com que as taxas de nucleação e crescimento dos poros de hidrogênio sejam reduzidas (Pastor et al., 1999), gerando, assim, microporosidade.

Um fator importante na eliminação de poros de hidrogênio do cordão da soldadura é a preparação da superfície (El-Batahgy e Kutsuna, 2009; Haboudou et al., 2003). Sendo ainda mais relevante em soldaduras de ligas Al-Li, uma vez que o lítio aumenta a taxa de crescimento de óxido na superfície de tais ligas (Enz et al., 2012; Yang et al., 2011).

Pastor et al. (1999) verificaram a existência de macroporosidade nas soldaduras quando os parâmetros de soldadura estão próximos da transição entre os modos de condução

e de penetração (*keyhole*). Portanto, a instabilidade do *keyhole*, esquematizado por meio da figura 2.9, é o mecanismo responsável pela formação de tais poros. Assim, quando a tensão superficial do metal fundido é maior que a pressão de vapor no *keyhole*, o metal fundido projeta-se em direção ao *keyhole* (Fig. 2.9a). Essa projeção vai aumentando, enquanto a tensão superficial do metal fundido excede a pressão de vapor no *keyhole* (Fig. 2.9b) até o ponto em que a atuação da gravidade sobre a projeção de metal fundido (Fig. 2.9c e 2.9d) leva ao colapso do *keyhole*, formando, dessa forma, poros no cordão de soldadura (Fig. 2.9e).

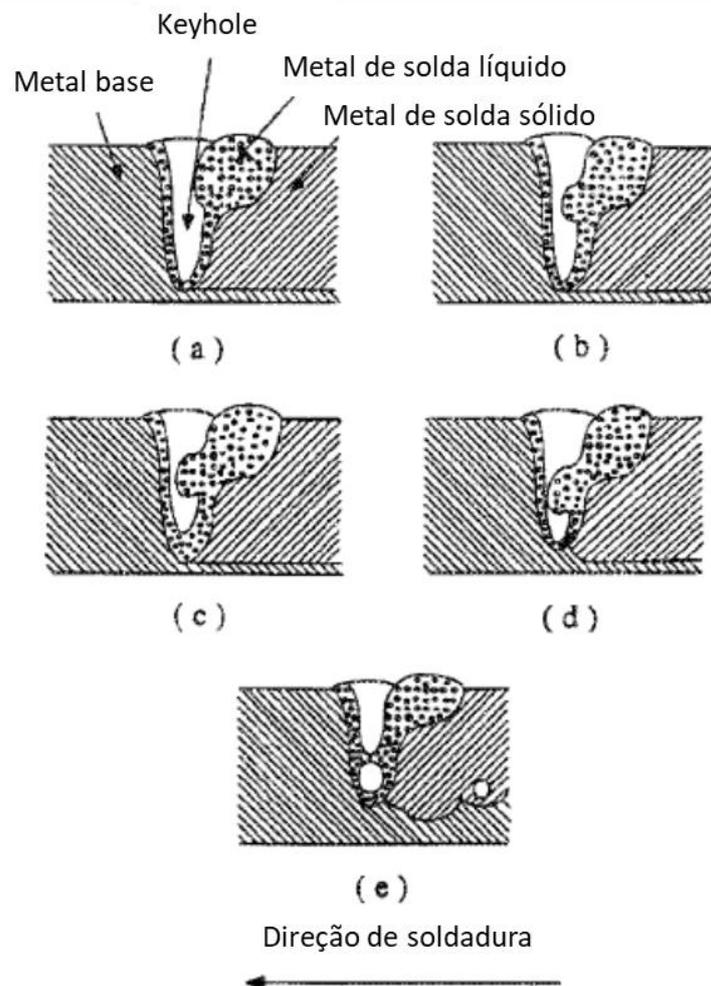


Figura 2.9. Formação de poros por colapso do *keyhole* (Pastor et al, 2000).

Os meios para manter o *keyhole* estável e, conseqüentemente, reduzir a formação de macroporosidade são a realização de soldaduras em altas velocidades, a utilização de lasers com menor comprimento de onda, o aumento da densidade de potência, o ajuste adequado do foco e a utilização de metal de adição (Caiazzo et al., 2013; Alfieri et al., 2015;

Ola e Doern, 2015b). Além disso, a estabilidade do *keyhole* pode ser alcançada pela utilização de feixes duplos (Haboudou et al., 2003).

2.1.4.2. Fissuração a quente

Ligas de alumínio são muito propensas à formação de fendas a quente, por causa da sua grande faixa de temperatura de solidificação, alto coeficiente de expansão térmica e grande contração na solidificação. As fendas de solidificação ocorrem quando há fissuração a quente na ZF e as fendas de liquação, quando há fissuração a quente na ZAC (Cao et al., 2003b).

Assim, as películas dos contornos de grão na ZAC podem fundir e formar finas fendas de liquação sob a influência das tensões térmicas induzidas durante o processo de soldadura, devido ao seu baixo ponto de fusão (Dawes, 1992).

De acordo com Huang et al. (2004), a oscilação da penetração ao longo da direção de soldadura aumenta significativamente a tendência de fissuração por liquação na ZPF onde ocorrem oscilações de penetração da soldadura. Além disso, tais autores observaram que o ajuste da composição química do metal fundido, usando material de adição, pode não ser eficiente para eliminar a fissuração por liquação quando há oscilações da penetração.

A fissuração por liquação na ZAC é um dos maiores problemas que limitam a aplicação da soldadura a laser à liga AA7075-T561. Tal defeito, no entanto, pode ser minimizado pelo pré-aquecimento da junta, ou seja, pela alteração da taxa de resfriamento na ZAC (Ola e Doern, 2015a).

As fendas de solidificação ocorrem pela fratura dos filmes líquidos existentes entre as dendritas durante a solidificação. Dessa forma, a iniciação de fendas a quente ocorre próximo à linha de fusão e o seu crescimento se dá primeiramente entre os grãos colunares da zona fundida e, então, em torno dos grãos equiaxiais, localizados no centro da zona fundida (Fabrègue et al., 2008; Wang et al., 2015b).

Ligas não tratáveis termicamente e tratáveis termicamente soldadas de forma autógena apresentam tendência a formação de fendas de solidificação em altas velocidades de soldadura ($\geq 4 \text{ m/min}$). Tais defeitos foram resolvidos pela utilização de material de adição (El-Batahgy e Kutsuna, 2009). Por outro lado, Riva et al. (2015) evitaram a formação de fendas de solidificação em soldaduras autógenas reduzindo a velocidade de soldadura e aumentando o diâmetro do feixe de laser.

No caso específico de ligas de alumínio tratáveis termicamente, a fissuração a quente pode ser evitada pela utilização de metal de adição com alto teor de Si (Enz et al., 2012; Braun, 2006). No entanto, fendas de solidificação irão surgir mesmo com metal de adição se sua taxa de alimentação não for suficiente para compensar a formação de fendas durante a solidificação (Cicalã et al., 2010).

Chang et al. (2010) também verificaram que o fluxo excessivo de gás de proteção acelera o resfriamento do cordão, gerando fendas de solidificação.

Outro fator que influencia a fissuração a quente é a intensidade das restrições mecânicas. Wang et al. (2015a) mostraram que o comportamento da fenda é influenciado significativamente pela intensidade da restrição mecânica durante o processo de soldadura.

2.1.4.3. Perda de elementos de liga

Moon e Metzbower (1983) estudaram a influência da vaporização dos elementos de liga nas propriedades mecânicas e na tenacidade à fratura em soldaduras realizadas em placas de 12,5 mm de espessura da liga AA5456-H116 com um laser de CO₂ de 8 kW de potência. Entre os resultados obtidos, a perda de Mg foi uma das maiores causas da degradação das propriedades mecânicas. A perda de magnésio na zona de fusão pode ser diminuída com o aumento da velocidade de soldadura (Cieslak e Fuerschbach, 1988; Caiazzo et al., 2013).

2.1.5. Propriedades mecânicas

2.1.5.1. Dureza

De acordo com Cao et al. (2003b), a dureza da ZF de soldaduras de ligas de alumínio não tratáveis termicamente é menor que a dureza do material base se este tiver na condição H e ligeiramente maior que a dureza do material base se este tiver na condição O. Por outro lado, os valores de dureza da ZF de soldaduras de ligas tratáveis termicamente são sempre menores que os do material base devido à dissolução dos precipitados que causam endurecimento (Cui et al., 2012; Caiazzo et al., 2013; Venkat et al., 1997; Zhang et al., 2015a).

Nas ligas de alumínio não tratáveis termicamente, a diminuição da dureza na ZAC ocorre por causa do recozimento localizado, pelo crescimento dos grãos ou perda da estrutura endurecida por deformação. Nas ligas tratáveis termicamente, o calor do processo

de soldadura destrói total ou parcialmente o tratamento na ZAC. A diminuição de dureza na ZAC de ligas endurecidas por precipitação envolve a dissolução de fases que causam endurecimento e a formação e crescimento de fases que deixam de causar endurecimento (Guitierrez et al., 1996).

2.1.5.2. Propriedades de tração

Comparadas às ligas de alumínio não tratáveis termicamente, as tratáveis termicamente apresentam uma severa deterioração nas propriedades mecânicas devido à dissolução de precipitados na ZF (El-Batahgy e Kutsuna, 2009; Fu et al., 2014) e ao envelhecimento na ZAC (Pakdil et al., 2011).

A melhoria das propriedades mecânicas pode ser obtida com maior potência do laser e maior velocidade de soldadura (Ancona et al., 2007); com o tipo de fonte de laser utilizado no processo de soldadura, uma vez que os resultados de tensão máxima obtidos em ensaios de tração de juntas da liga AA2024 soldadas com laser Yb:YAG de 2kW foram significativamente melhores que os obtidos com outras fontes de laser (Caiazza et al., 2013); com o aumento do teor de silício na ZF (Fabrèque et al., 2009); e com a adição dos elementos de liga zircônio e érbio que contribuem, principalmente, para o refinamento dos grãos da ZF (Dongxia et al., 2013; Zhang et al., 2015b).

Uma outra opção para prover a melhoria da resistência em ligas tratáveis termicamente é a realização de tratamento térmico após a soldadura, uma vez que leva a formação de uma quantidade significativa de precipitados na solda (Staron et al., 2009). No entanto, um tratamento térmico de envelhecimento após o processo de soldadura não é suficiente para dar à estrutura a resistência à rotura e a ductilidade próximas às do material base. Por isso, Tirand et al. (2013) propuseram a interposição de um tratamento de solubilização e têmpera entre a operação de soldadura e o tratamento térmico de envelhecimento. Os resultados mostram uma homogeneização da microdureza em toda a estrutura.

2.2. Fadiga

A fadiga pode ser definida como o processo que leva uma estrutura à falha devido à acumulação de dano provocada por solicitações cíclicas, podendo chegar à falha

catastrófica, mesmo quando a estrutura é solicitada significativamente abaixo dos limites de resistência estática.

O processo de fadiga é constituído por duas fases distintas. A primeira é conhecida como fase de iniciação que consiste na nucleação e no crescimento microscópico da fenda. A segunda, por sua vez, como fase de propagação que consiste no crescimento macroscópico da fenda e na rotura final, conforme apresentado na figura 2.10.

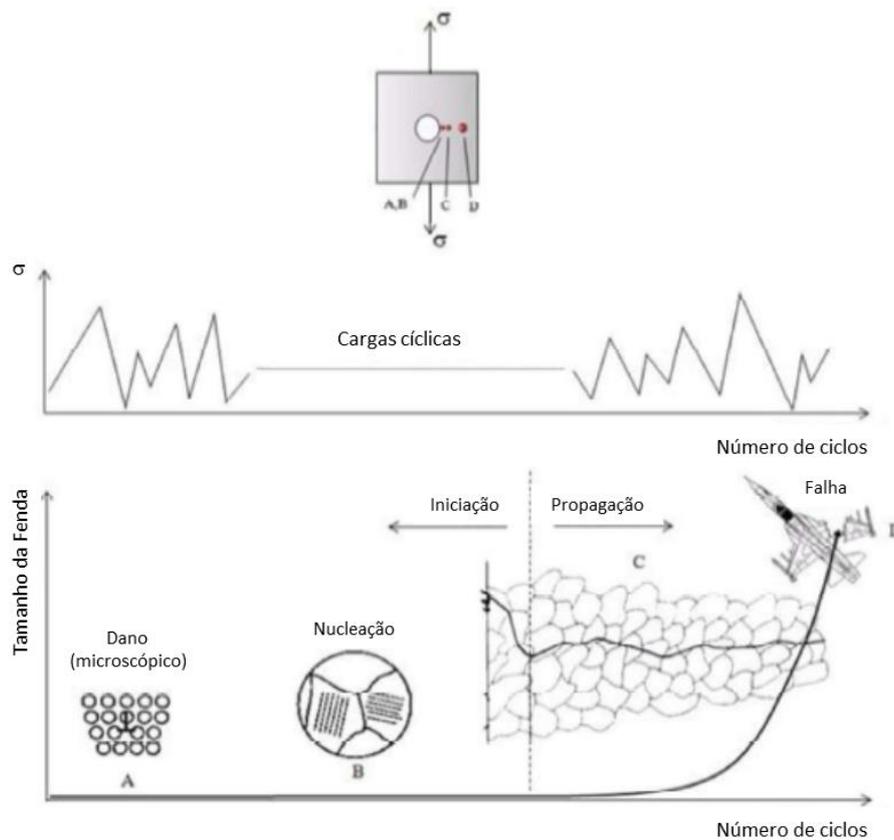


Figura 2.10. Mecanismo básico de falha por fadiga (Mattos, 2008).

2.2.1. Mecanismo de nucleação e crescimento microscópico de fendas por fadiga

De acordo com Lynch (1979), o mecanismo de nucleação de fendas depende do tipo de material (metais puros policristalinos sujeitos a tensões baixas, metais puros policristalinos sujeitos a tensões elevadas ou ligas polifásicas).

Nos metais puros policristalinos sujeitos a tensões baixas, são formadas linhas de escorregamento à superfície do material. As linhas de escorregamento com maior densidade de deslocções podem tornar-se irreversíveis, formando extrusões e intrusões na superfície do material ao fim de um certo número de ciclos. Assim, microfendas são formadas quando a concentração de tensões nas zonas de extrusões e intrusões faz com que a tensão de corte se iguale à tensão de rotura do material.

Nos metais puros policristalinos sujeitos a tensões elevadas (próximas à tensão de cedência), a nucleação da fenda, de forma geral, dá-se nos contornos dos grãos. Dessa forma, a fenda inicia-se pela coalescência de poros que foram criados no início da vida da peça depois da deformação plástica estender-se por todo o grão.

Nas ligas metálicas polifásicas, como as ligas de alumínio, está relacionado a descontinuidades superficiais, tais como: cavidades, partículas de segunda fase e inclusões não metálicas. Dessa forma, a nucleação de microfendas dá-se nessas descontinuidades ou na sua interface com a matriz metálica, onde há maior concentração de tensões.

Uma vez nucleadas as microfendas, o seu crescimento dá-se na mesma direção da tensão de corte máxima até atingir uma dimensão equivalente ao tamanho de alguns grãos. Quando isso ocorre, a fenda sofre uma inflexão de forma a propagar-se perpendicularmente ao carregamento aplicado. Iniciando-se, assim, a fase de propagação, como pode ser observado na Figura 2.10.

2.2.2. Parâmetros que regem a falha por fadiga

De acordo com Radaj et al. (2006), existem vários parâmetros que afetam significativamente as fases de iniciação e propagação da fenda, ilustradas na Figura 2.10.

A fase de iniciação é governada principalmente pelas amplitudes das componentes de tensão e deformação cíclicas na raiz do entalhe. Além disso, o volume de material sujeito a níveis elevados de tensão, a multiaxialidade do estado de tensão cíclico e a sua tensão média também são importantes na fase de iniciação. Os parâmetros que influenciam a fase de iniciação da fenda são apresentados na Tabela 2.3.

A fase de propagação é regida principalmente pelas amplitudes do fator de intensidade de tensão cíclica ou da integral J cíclica na ponta da fenda. A maioria dos parâmetros que governam a fase de propagação são idênticos aos que causam a iniciação da

fenda. Apenas a influência da superfície diminui, enquanto a influência da forma, do tamanho e do caminho da fenda ganham importância.

Em provetes confeccionados com chapas finas, como os estudados neste trabalho, a fase de iniciação tende a contribuir significativamente mais que a fase de propagação para a vida à fadiga total. Por isso, a seguir serão apresentados de forma mais detalhada o efeito dos parâmetros que foram variados durante a realização dos ensaios de fadiga. Tais parâmetros estão indicados na Tabela 2.3 por um asterisco.

Tabela 2.3. Parâmetros que regem a fase de iniciação da fenda (Radaj et al., 2006).

| Categorias | Parâmetros | | |
|------------------------------|----------------------|---|--|
| Componente Estrutural | Forma* | Tamanho | Dimensões |
| Superfície | Rugosidade | Dureza | Tensão residual* |
| Material | Tipo | Liga | Microestrutura |
| Tipo de Carregamento | Amplitude de tensão* | Tensão média (incluindo tensão residual)* | Multiaxialidade (incluindo ângulo de fase) |
| Curso de Carregamento | Espectro de carga | Sequência de amplitude | Períodos de descanso |
| Ambiente | Temperatura | Corrosão | - |

2.2.2.1. Efeito da amplitude de tensão

O efeito da amplitude de tensão na vida à fadiga total pode ser observado nas curvas S-N, representadas pela equação:

$$\log \sigma_a = \log C - m \log N_r \quad (2.4),$$

onde σ_a é a amplitude de tensão, N_r é o número de ciclos até a rotura e C e m são constantes características do material. Apesar de σ_a ser normalmente utilizada para geração das curvas S-N, a gama de tensões ($\Delta\sigma$) e a tensão máxima ($\sigma_{m\acute{a}x}$) também podem ser usadas para a sua obtenção.

2.2.2.2. Efeito da tensão média

As curvas S-N são afetadas pela tensão média do carregamento cíclico aplicado, como pode ser observado na Figura 2.11. Assim, a elevação da tensão média leva a uma redução na amplitude de tensão limite de fadiga até o limite em que essa amplitude de tensão será nula e a tensão média será a resistência à tração do material. A literatura apresenta algumas equações por meio das quais pode-se considerar a influência da tensão média na tensão limite de fadiga. Os primeiros estudos sobre o assunto foram realizados por Gerder (1874) e Goodman (1899) que propuseram, respetivamente as seguintes equações:

$$\frac{\sigma_a}{\sigma_{ar}} + \left(\frac{\sigma_m}{\sigma_u}\right)^2 = 1 \quad (2.5) \text{ e}$$

$$\frac{\sigma_a}{\sigma_{ar}} + \frac{\sigma_m}{\sigma_u} = 1 \quad (2.6),$$

onde σ_a é a amplitude de tensão, σ_m é a tensão média, σ_{ar} é a amplitude de tensão do ciclo reverso e σ_u é a resistência a tração do material. A equação (2.5) de Goodman foi modificada por Morrow (1968), substituindo σ_u pelo coeficiente de resistência à fadiga σ'_f ou pela resistência à fratura verdadeira $\tilde{\sigma}_f$, uma vez que os valores de σ'_f e $\tilde{\sigma}_f$ são próximos para a maioria dos materiais. No entanto, para ligas de alumínio, σ_u deve ser substituído apenas por $\tilde{\sigma}_f$, uma vez que os valores de σ'_f e $\tilde{\sigma}_f$ diferem significativamente. De acordo com a equação (2.7), a expressão de Walker (1970) inclui a constante do material γ . Por outro lado, a equação (2.8) proposta por Smith, Watson e Topper (1970) tem a vantagem de não depender de nenhuma constante do material e pode ser considerada como uma particularização da equação de Walker com $\gamma = 0,5$.

$$\sigma_{ar} = \sigma_{m\acute{a}x}^{1-\gamma} \sigma_a^\gamma = \sigma_{m\acute{a}x} \left(\frac{1-R}{2}\right)^\gamma \quad (2.7)$$

$$\sigma_{ar} = \sqrt{\sigma_{m\acute{a}x} \times \sigma_a} = \sigma_{m\acute{a}x} \sqrt{\frac{1-R}{2}} \quad (2.8)$$

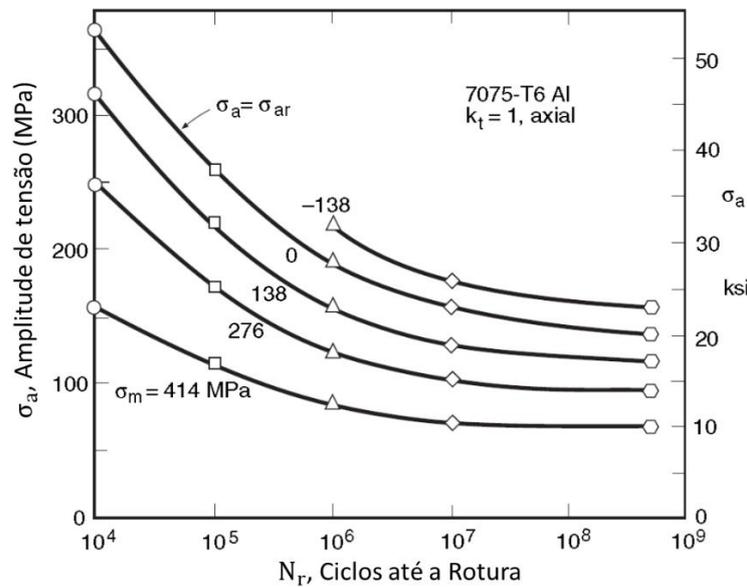


Figura 2.11. Variação da Curva S-N com a tensão média (Dowling, 2012).

Segundo Dowling (2012), as expressões de Gerber e Goodman não são muito precisas. Por outro lado, a expressão de Walker é a que apresenta a maior precisão. Apesar disso, a equação SWT é uma boa opção para considerar o efeito da tensão média, principalmente, em ligas de alumínio.

2.2.2.3. Efeito das tensões residuais nas curvas S-N

As curvas S-N também são afetadas pelas tensões residuais, uma vez que tais tensões alteram a tensão média quando tensões locais são utilizadas. Dessa forma, somando-se a tensão residual (σ_{res}) às tensões locais máxima ($\sigma_{m\acute{a}x}$) e mínima ($\sigma_{m\acute{i}n}$), verifica-se que a gama de tensões locais permanece inalterada. No entanto, a razão de tensões locais (R_{loc}) é alterada pelas tensões residuais, como pode ser constatado na equação (2.9). Dessa forma, tensões residuais de tração aumentam o valor de R_{loc} , enquanto tensões residuais de compressão reduzem o valor de R_{loc} (Vaidya et al., 2011). Ou seja, as tensões residuais de compressão são benéficas, uma vez que a redução da tensão média associada à redução de R_{loc} eleva a curva S-N, como pode ser observado na Figura 2.11.

$$R_{loc} = \frac{\sigma_{m\acute{i}n} + \sigma_{res}}{\sigma_{m\acute{a}x} + \sigma_{res}} \quad (2.9)$$

2.2.2.4. Efeito da forma

De modo geral, as concentrações de tensões geradas por descontinuidades geométricas (entalhes, furos, rebaiços, etc.) reduzem a resistência à fadiga das estruturas

quando comparadas a estruturas similares sem o entalhe. Tal redução deve-se à maior probabilidade de iniciação e propagação de fendas nas zonas de maior concentração de tensão.

Nesse caso, no entanto, o fator de concentração de tensões teórico (k_t) não pode ser aplicado para avaliar a diminuição de resistência à fadiga causada pelo entalhe, uma vez que a sua utilização se restringe a condições de carregamento estático. Para estruturas solicitadas por carregamentos cíclicos, o fenômeno de diminuição da resistência devido à concentração de tensões deve ser quantificado levando-se em conta a hipótese do suporte microestrutural do entalhe que consiste na obtenção de uma tensão média no entalhe sobre um pequeno comprimento, área ou volume característico do material. De acordo com Radaj et al. (2006), o suporte microestrutural não ocorre somente em entalhes agudos, mas também em entalhes suaves, se estes forem suficientemente pequenos. Assim, o fator de fadiga no entalhe depende do raio do entalhe e do comprimento microestrutural característico do material. Além da abordagem da tensão local média proposta por Neuber (1969), outras hipóteses de suporte microestrutural no entalhe para avaliação da resistência à fadiga foram propostas por diferentes autores. Entre elas, podem-se destacar as abordagens da distância crítica (Peterson, 1950), do gradiente de tensão (Siebel e Stieler, 1955) e do volume sob tensões mais elevadas (Kuguel, 1961). De acordo com Radaj et al (2006), as abordagens da distância crítica, do volume sob tensões mais elevadas e da tensão local média são amplamente aplicadas a juntas soldadas. A última, no entanto, é aplicada a juntas soldadas principalmente utilizando o conceito do raio fictício do entalhe (Neuber, 1969).

2.2.3. Mecanismo de propagação de fendas por fadiga

A propagação de fendas por fadiga apresenta mecanismos diferentes de acordo com o tipo de material. De acordo com Beachem e Warke (1976), a estriação e a coalescência de microcavidades são mecanismos característicos em materiais dúcteis enquanto a microclivagem é um mecanismo associado a materiais de alta resistência ou frágeis.

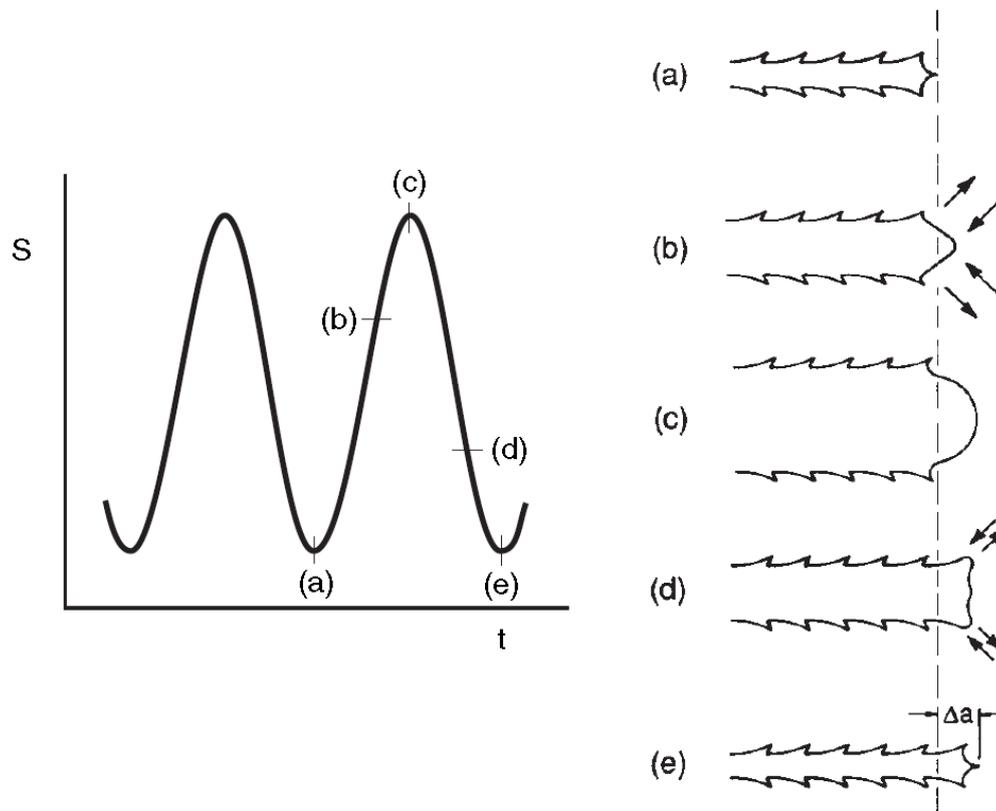


Figura 2.12. Processo de formação de estrias de fadiga devido à propagação de fendas (Dowling, 2012).

Considerando o processo de encurvamento plástico descoberto por Laird (1979), pode-se descrever o mecanismo de formação de estrias dúcteis da seguinte forma: a extremidade da fenda aguçada (Fig. 2.12a) que ao ser carregada concentra o escorregamento em planos que estão a 45° do plano da fenda (Fig. 2.12b). Ao atingir a carga máxima, a fenda cresce segundo a direção da tensão de corte máxima, de modo que a extremidade da fenda se torna curva (Fig. 2.12c). Durante o descarregamento, o sentido do escorregamento é invertido na extremidade da fenda (Fig. 2.12d) e as faces da fenda voltam a se tocar quando o carregamento se torna nulo (Fig. 2.12e). Dessa forma, as superfícies de fratura estriadas são produzidas pela repetição sucessiva do processo ilustrado pela Figura 2.12.

2.2.4. Aplicação da MFLE à propagação de fendas de fadiga

A Mecânica da Fratura Linear Elástica (MFLE) é uma das abordagens mais utilizadas nos estudos da propagação de fendas por fadiga. Seu principal parâmetro, o fator de intensidade de tensões (K), proposto por Irwin (1957), é um fator de proporcionalidade

por meio do qual pode-se calcular as tensões na vizinhança da ponta da fenda. A expressão geral para a obtenção do fator de intensidade de tensões é:

$$K = Y\sigma\sqrt{\pi a} \quad (2.10)$$

onde σ é o valor da tensão aplicada remotamente, a é a dimensão característica da fenda e Y é o fator geométrico que depende da geometria do provete, da distribuição do carregamento, do posicionamento da fenda e da forma da frente da fenda.

O valor crítico de K para o qual ocorre a rotura do componente que contém uma fenda é uma propriedade do material denominada tenacidade à fratura (K_c). Por isso, os projetos tolerantes ao dano buscam garantir que K seja menor que K_c , considerando a existência de uma fenda no componente. A temperatura e a espessura afetam o valor de K_c . Assim, K_c aumenta com a temperatura e diminui com a espessura. Com o aumento da espessura, a tenacidade à fratura diminui assintoticamente até o valor de tenacidade à fratura em deformação plana (K_{Ic}).

De acordo com a Figura 2.13, existem três modos de abertura da fenda de acordo com o tipo de carregamento aplicado, sendo o modo I o mais importante para aplicações práticas. Pela sobreposição adequada desses três modos de abertura da fenda, é possível representar qualquer abertura da fenda.

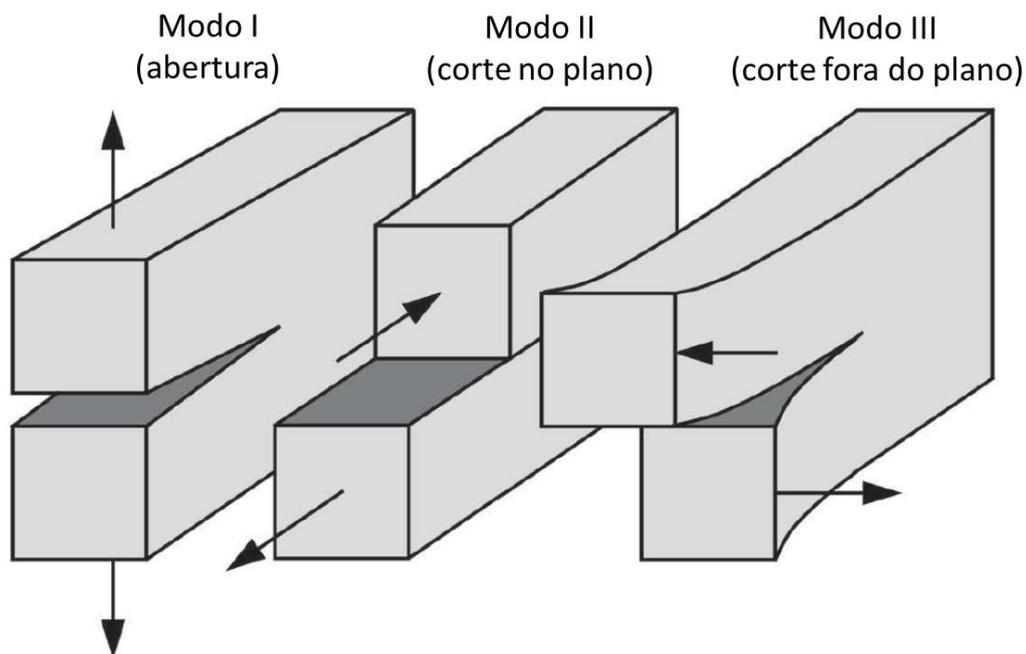


Figura 2.13. Modos elementares de abertura da fenda (Anderson, 2017).

2.2.5. Curva da/dN versus ΔK

De modo geral, o estudo da propagação de fendas de fadiga é realizado por meio da análise da curva da/dN - ΔK que relaciona a taxa de propagação da fenda (da/dN) com a gama do fator de intensidade de tensões (ΔK) cuja expressão é:

$$\Delta K = K_{m\acute{a}x} - K_{m\acute{i}n} \quad (2.11)$$

onde $K_{m\acute{a}x}$ e $K_{m\acute{i}n}$ são, respetivamente, os valores máximo e mínimo do fator de intensidade de tensões de um ciclo de carga. Dessa forma, de acordo com a expressão geral de K (eq. 2.10), $K_{m\acute{a}x}$ e $K_{m\acute{i}n}$ são obtidos, respetivamente, por:

$$K_{m\acute{a}x} = Y\sigma_{m\acute{a}x}\sqrt{\pi a} \quad (2.12)$$

$$K_{m\acute{i}n} = Y\sigma_{m\acute{i}n}\sqrt{\pi a} \quad (2.13)$$

onde $\sigma_{m\acute{a}x}$ e $\sigma_{m\acute{i}n}$ são, respetivamente, as tensões máxima e mínima do ciclo de tensões.

A taxa de propagação da fenda (da/dN) é obtida por meio de um processo de diferenciação a partir de curvas experimentais que relacionam o comprimento de fenda (a) ao número de ciclos (N), como ilustrado na Figura 2.14. De acordo com essa figura, a taxa de propagação de fenda aumenta com o aumento do comprimento de fenda.

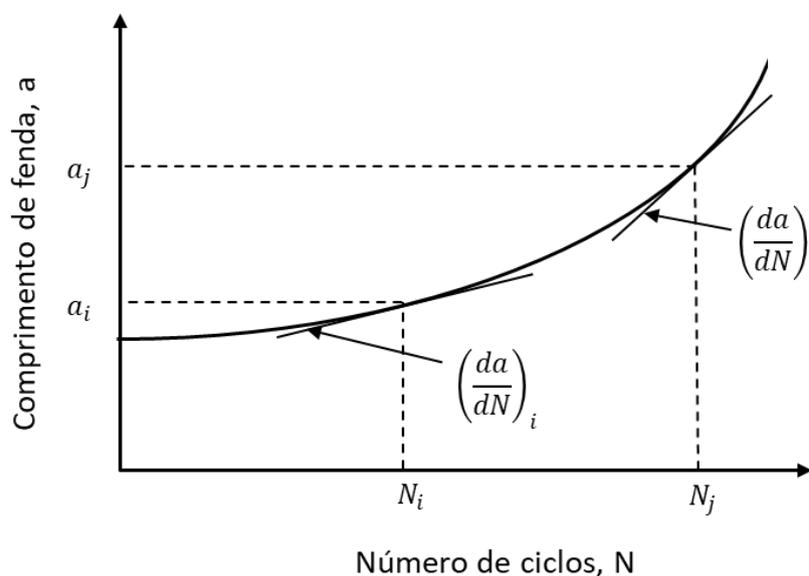


Figura 2.14. Representação esquemática da variação de da/dN com o crescimento da fenda.

Dessa forma a curva $da/dN-\Delta K$ é construída utilizando um par de valores $(da/dN;\Delta K)$ para cada comprimento de fenda, sendo da/dN obtida por diferenciação e ΔK calculada pelas equações (2.11), (2.12) e (2.13).

A Figura 2.24 ilustra o comportamento típico do crescimento de fendas em metais. De acordo com essa figura, existem três comportamentos distintos de acordo com os valores de ΔK , normalmente denominados como regimes de propagação I, II e III.

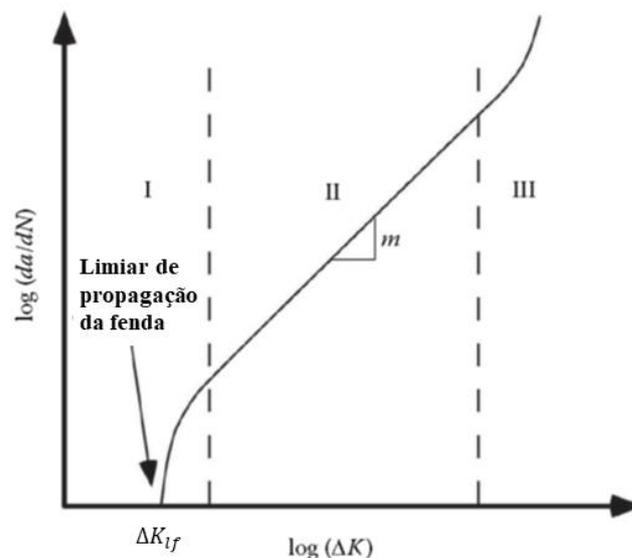


Figura 2.15. Representação esquemática da curva $da/dN-\Delta K$ e seus diferentes regimes de propagação (Anderson, 2017).

No regime I, as taxas de crescimento de fenda são baixas, geralmente inferiores a 10^{-5} mm/ciclo. Como indicado na Figura 2.15, este regime é limitado pelo limiar de propagação da fenda (ΔK_{I_f}), valor abaixo do qual não ocorre propagação da fenda ou as taxas de propagação são inferiores a 10^{-7} mm/ciclo. Neste regime, a microestrutura, a tensão média e o meio ambiente podem exercer uma grande influência sobre as taxas de propagação de fenda.

As taxas de propagação de fenda no regime II variam linearmente com ΔK , em conformidade com a lei de Paris (1962). Apesar de a microestrutura, geralmente, desempenhar um papel secundário no regime II, as taxas de propagação podem variar bastante em ligas de alumínio com diferentes tratamentos térmicos (Bergner et al., 2001) ou com pequenas diferenças na concentração de alguns elementos de liga (Borrego et al., 2002). No caso de juntas em alumínio soldadas a laser, a mudança na microestrutura do metal base deteriora a resistência ao crescimento da fenda ao longo da soldadura (Vaidya et al., 2011),

devido, principalmente, à liquação dos contornos de grão e à dissolução de precipitados na região da soldadura. Além disso, as diferentes resistências ao crescimento da fenda por fadiga no metal base, na ZF e na ZAC estão relacionadas com a variação de dureza nessas regiões (Liu et al., 2014).

No regime III, os valores de $K_{m\acute{a}x}$ aproximam-se do valor crítico do fator de intensidade de tensões (K_C), o que faz com que haja uma aceleração da fenda de fadiga até a fratura ou propagação instável. Neste regime, a microestrutura volta a ter um papel relevante, verificando-se o desenvolvimento de clivagem intergranular ou coalescência de microvazios.

De acordo com a Tabela 2.4, diversos fatores influenciam as curvas $da/dN-\Delta K$, tais como: as propriedades do material, a tensão média, as condições ambientais, a frequência do carregamento e a espessura.

Tabela 2.4. Mecanismos e características das diferentes zonas da curva $da/dN-\Delta K$ (Radon e Rosa, 1988).

| Regime | Junto ao limiar | da/dN média | da/dN elevada |
|--|--|---|---|
| Terminologia | I | II | III |
| Mecanismo | Cristalográfico (corte puro) | Estriação dúctil (corte em 2 planos) | Modos estáticos adicionais |
| Deslocamento na ponta da fenda | Modo II + modo I | Modo I | Modo I |
| Natureza da superfície de fratura | Facetada | Plana (estriada) | Clivagem intergranular ou coalescência de microvazios |
| Nível de fecho de fenda | Alto $\left(\frac{K_{ab}}{K_{m\acute{a}x}} > 0,5\right)$ | Baixo $\left(\frac{K_{ab}}{K_{m\acute{a}x}} > 0,2\right)$ | - |
| Grande influência | Microestrutura Tensão média Meio ambiente | Meio ambiente Tensão média Frequência | Microestrutura Tensão média Espessura |
| Pequena influência | - | Microestrutura Espessura | Meio ambiente |

2.2.6. Fenómeno do fecho de fenda

O fenómeno do fecho de fenda foi proposto por Elber (1970; 1971) para explicar o comportamento anormal observado durante a realização de ensaios de complacência de provetes finos da liga AA2024-T3. Nesses ensaios, observou-se que, na descarrega, a fenda de fadiga fechava antes mesmo da tensão tornar-se nula. Da mesma forma, durante o carregamento, observou-se que a fenda só abria após determinado valor de tensão. A tensão remota que produz a abertura completa da fenda, denominada tensão de abertura (σ_{ab}), e a tensão remota em que se inicia o contato entre as faces da fenda, denominada tensão de fecho (σ_{fe}), diferem ligeiramente uma da outra. Apesar disso, somente a tensão de abertura é utilizada na prática.

Assim, o fecho de fenda diminui a taxa de propagação da fenda de fadiga pela redução da gama efetiva de intensidade de tensão. De acordo com a Figura 2.16, quando um provete é carregado ciclicamente, as faces da fenda estão em contato abaixo do fator de intensidade de tensões no qual a fenda abre (K_{ab}). Dessa forma, a porção do ciclo que está abaixo de K_{ab} não contribui para o crescimento da fenda, uma vez que não há alteração na deformação na ponta da fenda durante o carregamento cíclico de uma fenda fechada. Dessa forma, a gama efetiva de intensidade de tensões foi definida como:

$$\Delta K_{ef} = K_{m\acute{a}x} - K_{ab} \quad (2.14)$$

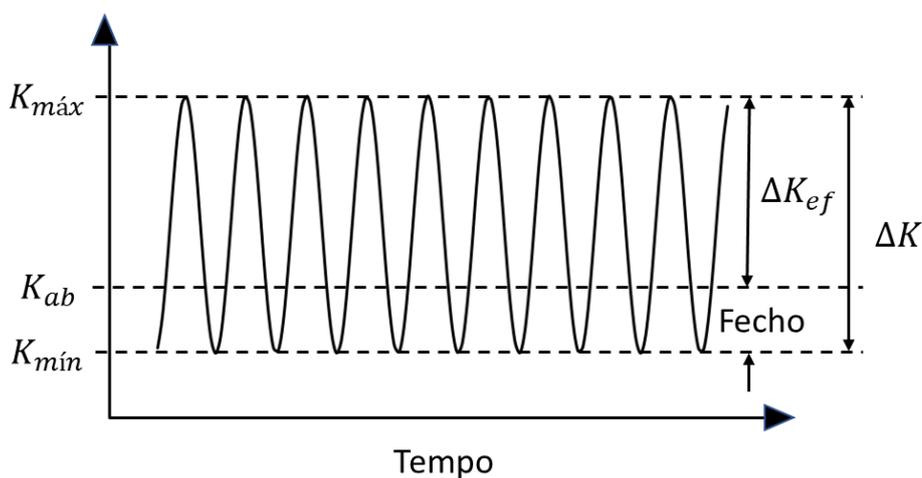


Figura 2.16. Definição da gama efetiva de intensidade de tensão.

Assim, os valores de ΔK_{ef} e ΔK foram relacionados por Elber (1971), de acordo com a equação (2.15), utilizando o parâmetro normalizado da razão de carga (U), calculado por meio da equação (2.16).

$$\Delta K_{ef} = U \Delta K \quad (2.15)$$

$$U = \frac{K_{m\acute{a}x} - K_{ab}}{K_{m\acute{a}x} - K_{m\acute{i}n}} \quad (2.16)$$

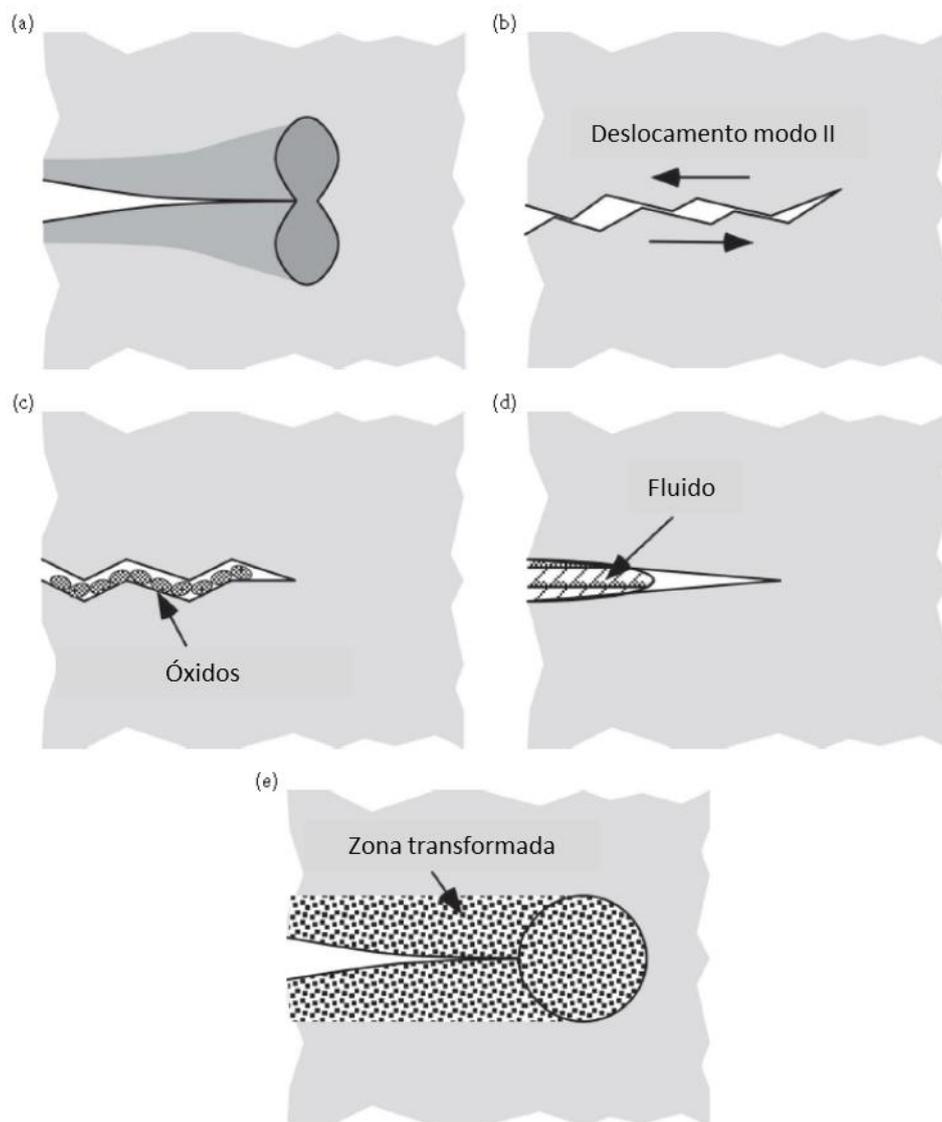


Figura 2.17. Representação esquemática dos cinco mecanismos de fecho de fenda (Anderson, 2017).

Além de Elber, outros investigadores confirmaram a existência do fenômeno do fecho de fenda na propagação de fenda de fadiga. Os estudos desses investigadores

mostraram que o fecho de fenda induzido por plasticidade, proposto por Elber, não era o único mecanismo de fecho de fenda que influenciava a taxa de propagação de fenda. Assim, Suresh e Ritchie (1982) identificaram cinco mecanismos de fecho de fenda de fadiga, nomeadamente o fecho induzido por plasticidade (Elber, 1971), por rugosidade, por óxidos, por penetração de fluido viscoso entre as faces da fenda (Tzou et al., 1985) e por uma transformação de fase causada pelo campo de tensões ou deformações na ponta da fenda (Pineau e Pelloux, 1974). Os cinco mecanismos de fecho identificados por Suresh e Ritchie (1982) são esquematicamente representados na Figura 2.17. Apesar disso, apenas os três primeiros serão apresentados a seguir por serem os mais relevantes em metais (Suresh e Ritchie, 1982).

2.2.6.1. Fecho de fenda induzido por plasticidade

A deformação plástica que ocorre na extremidade da fenda deixa um rastro plástico em ambas as faces da fenda. Essa região deformada plasticamente atua como uma cunha atrás da ponta da fenda. Dessa forma, as tensões residuais de compressão, causadas pelo material deformado elasticamente, que circunda a cunha, fazem com que ocorra o contato prematuro das superfícies de fratura, como pode ser observado na Figura 2.17a. De acordo com Budiansky e Hutchinson, (1978), em estado plano de tensões, a contração lateral do material na zona plástica junto à ponta da fenda transporta material da superfície para o interior, sendo o excesso de material no interior a causa do fecho de fenda atrás da ponta da fenda. A aplicação do mecanismo de fecho de fenda induzido por plasticidade em estado de deformação plana é controversa, pois o volume adicional de material gerado pela contração lateral do material, por definição, não pode ser observado, uma vez que em estado plano de deformação não é permitido escorregamento fora do plano (Pippan et al., 1994).

2.2.6.2. Fecho de fenda induzido por rugosidade

O fecho de fenda induzido por rugosidade é influenciado pela microestrutura. Apesar de, em escala macroscópica, as fendas propagarem em modo I, deflexões da fenda devido à heterogeneidade microestrutural podem levar a condições de modo misto a nível microscópico. Quando a trajetória da fenda se desvia do plano de simetria do modo I, a fenda é submetida a deslocamentos no modo II, como ilustrado na Figura 2.17b. Esses deslocamentos causam uma incompatibilidade entre as faces superior e inferior da fenda, o que resulta no contato da fenda mesmo estando sujeita a uma carga positiva. Assim, de

acordo com Suresh e Ritchie (1982), o grau de rugosidade e a extensão dos deslocamentos na proximidade da ponta da fenda afetam este mecanismo de fecho.

2.2.6.3. Fecho de fenda induzido por óxidos

Este mecanismo foi proposto para tentar explicar aparentes anomalias no efeito do ambiente durante o regime I de propagação (Paris et al., 1972). Uma atmosfera húmida pode formar óxidos próximo à ponta da fenda durante a propagação de fenda de fadiga. Assim, o fecho de fenda induzido por óxidos ocorre quando o tamanho dos filmes ou partículas de óxidos na proximidade da ponta da fenda tem a mesma ordem de grandeza da abertura da fenda, como ilustrado na Figura 2.17c. De acordo com modelo proposto por Suresh e Ritchie (1982), os óxidos na proximidade da ponta da fenda têm um efeito significativo sobre este mecanismo de fecho.

2.2.7. Relações empíricas da taxa de propagação de fenda

As relações empíricas utilizadas para descrever o comportamento da taxa de propagação são abundantes na literatura. A primeira dessas relações foi proposta por Paris et al. (1961), com a seguinte formulação:

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K)^m \quad (2.17),$$

onde C e m são constantes do material determinada experimentalmente. Esta relação aplica-se apenas ao regime II de propagação onde $\log(da/dN)$ varia linearmente com $\log(\Delta K)$, como pode ser observado na Figura 2.15. A lei de Paris é amplamente utilizada devido à sua simplicidade.

Elber (1970, 1971) propôs a seguinte modificação na lei de Paris, a fim de considerar os efeitos da tensão média, espessura, tamanho de grão, etc. sobre a taxa de propagação de fenda:

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K_{ef})^m = C(U \Delta K)^m \quad (2.18)$$

Hartman e Schijve (1970) modificaram a lei de Paris, para ampliar a sua aplicação ao regime I de propagação, levando em consideração o limiar de fadiga (ΔK_{lf}) na sua formulação, como apresentado na equação (2.19). Klesnil e Lukas (1972) propuseram uma relação similar, como pode ser observado na equação (2.20).

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K - \Delta K_{lf})^m \quad (2.19)$$

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K^m - \Delta K_{lf}^m) \quad (2.20)$$

A relação proposta por Walker (1967) modifica a lei de Paris, a fim de considerar o efeito da tensão média no regime II por meio da incorporação da razão de tensão (R) à sua formulação:

$$\frac{da}{dN} = C((1 - R)^m K_{máx})^p \quad (2.21),$$

onde as constantes C , m e p são obtidas experimentalmente.

Forman et al. (1967) propuseram uma modificação na equação de Paris, a fim de incluir o efeito da tensão média e de ampliar a sua aplicação ao regime III de propagação, por meio da equação (2.22). De acordo com a expressão proposta por Forman, da/dN assume valores muito elevados quando K_{max} se aproxima do valor de tenacidade à fratura ou fator de intensidade de tensão crítico (K_c). Os valores de C e m da equação (2.22) são determinados experimentalmente.

$$\frac{da}{dN} = \frac{C(\Delta K)^m}{(1-R)(K_c - \Delta K)} \quad (2.22)$$

A equação NASGRO (2002) aplica-se aos três regimes de propagação e considera o efeito da tensão média e do limiar de fadiga, como pode ser observado na equação (2.23), onde C , m , p e q são determinados experimentalmente e f é um coeficiente de ajuste relacionado ao fecho de fenda.

$$\frac{da}{dN} = C \left[\left(\frac{1-f}{1-R} \right) \Delta K \right]^m \frac{\left(1 - \frac{\Delta K_{lf}}{\Delta K} \right)^p}{\left(1 - \frac{\Delta K}{(1-R)K_c} \right)^q} \quad (2.23)$$

2.2.8. Propagação de fendas de fadiga sob solicitações de amplitude variável

Os dados de propagação de fendas de fadiga obtidos por ensaios com carregamento de amplitude constante não são adequados para aplicação em estruturas reais, uma vez que, geralmente, são submetidas a carregamentos de amplitude variável com características aleatórias. Dessa forma, a utilização de um carregamento de amplitude constante equivalente ao carregamento de amplitude variável real para prever o incremento de uma fenda não produzirá resultados condizentes com a realidade. Isso acontece porque o carregamento de amplitude constante equivalente ao carregamento de amplitude variável não considera o efeito da sequência de carga ou da história de carga. Sendo assim, o entendimento desse fenômeno é essencial para uma previsão de vida de fadiga precisa.

A sequência de carga atua sobre a fenda de forma complexa, podendo provocar a aceleração e o retardamento do seu crescimento. Por isso, o estudo desse fenômeno passa pela análise de sequências de carga simples que possibilitem a observação dos comportamentos típicos que ocorrem na propagação de fenda de fadiga sob carregamento de amplitude variável. A sobrecarga simples é a sequência de carga mais estudada, pois apresenta um retardamento muito intenso durante o período transitório do crescimento de fenda.

2.2.8.1. Sobrecarga simples

De acordo com a Figura 2.18, os parâmetros utilizados nos ensaios de sobrecarga simples de tração são as cargas da sollicitação base máxima ($P_{m\acute{a}x,BL}$) e mínima ($P_{m\acute{i}n,BL}$), o valor da carga máxima correspondente à sobrecarga (P_{OL}). A figura apresenta também a gama de carga para a qual a sobrecarga é aplicada (ΔP_{BL}) e a gama de carga durante o ciclo de sobrecarga (ΔP_{OL}), cujos valores são calculado pelas equações (2.24) e (2.25) respetivamente. O parâmetro que representa a intensidade da sobrecarga é a razão de sobrecarga (R_{OL}), definida pela equação (2.26).

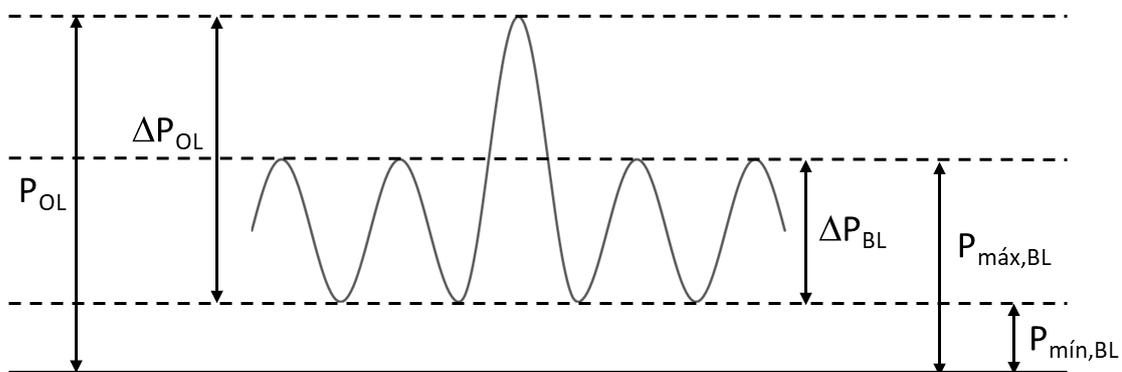


Figura 2.18. Definição do carregamento com uma sobrecarga simples num ensaio com ΔP constante.

$$\Delta P_{BL} = P_{m\acute{a}x,BL} - P_{m\acute{i}n,BL} \quad (2.24)$$

$$\Delta P_{OL} = P_{OL} - P_{m\acute{i}n,BL} \quad (2.24)$$

$$R_{OL} = \frac{\Delta P_{OL}}{\Delta P_{BL}} = \frac{P_{OL} - P_{m\acute{i}n,BL}}{P_{m\acute{a}x,BL} - P_{m\acute{i}n,BL}} \quad (2.26)$$

A Figura 2.19 apresenta esquematicamente o comportamento transitório do crescimento de fenda após aplicação de uma sobrecarga simples. A Figura 2.19a ilustra o

comprimento de fenda em função do número de ciclos e a Figura 2.19b representa a taxa de propagação em função do comprimento de fenda. De acordo com a Figura 2.19b, antes da aplicação da sobrecarga, a taxa de propagação de fenda cresce linearmente, uma vez que a gama de carga é constante. Após a aplicação da sobrecarga, ocorre uma perturbação na propagação da fenda, resultando num período de crescimento transitório. Durante e imediatamente após a aplicação da sobrecarga, ocorre um breve período de aceleração da fenda. Em seguida, a taxa de propagação diminui progressivamente até atingir o seu valor mínimo, sendo este período conhecido como *delay retardation*. Após alcançar o valor mínimo, a taxa de propagação começa a aumentar e aproxima-se gradualmente da taxa de propagação da solicitação base.

A severidade na redução da taxa de propagação da fenda é quantificada pelo número de ciclos de atraso (N_D), pelo incremento de fenda afetado pela sobrecarga (Δa_{OL}) ou pela razão N_D/N_{CA} (Fig. 2.19a). O parâmetro N_D é a diferença entre o número de ciclos em que a propagação da fenda é afetada pela sobrecarga e o número de ciclos necessário para atingir o mesmo comprimento de fenda em amplitude constante (N_{CA}). O parâmetro Δa_{OL} é o incremento de fenda entre o momento da aplicação da sobrecarga e o ponto onde a taxa de propagação volta a alcançar a taxa de propagação da solicitação base. De acordo com Robin et al. (1983) e Tsukuda et al. (1996), em alguns casos, pode ser observada uma fase de aceleração relativamente breve após à fase de retardamento.

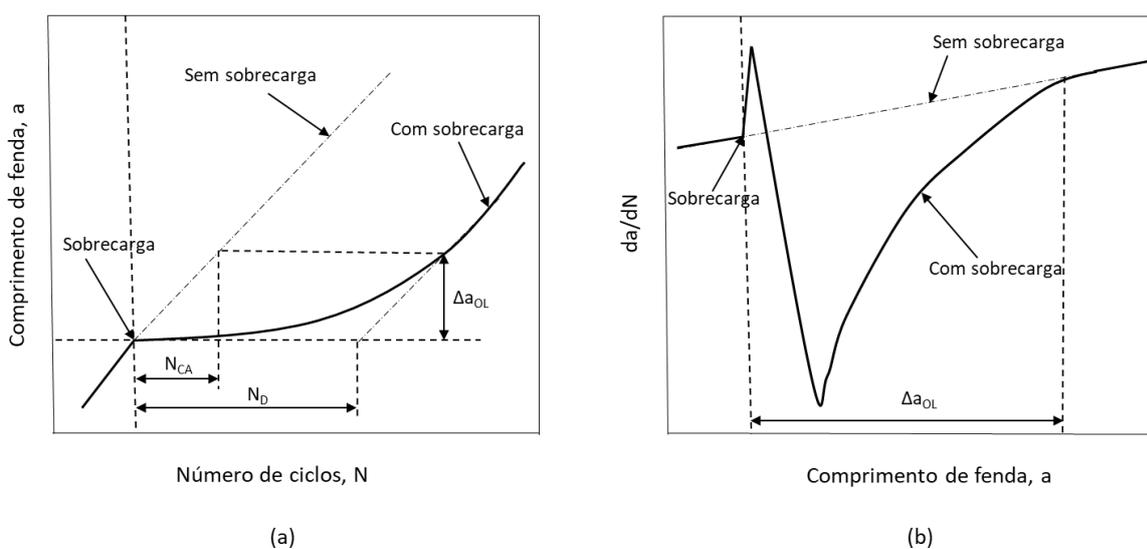


Figura 2.19. Representação esquemática do comportamento transitório do crescimento de fenda após aplicação de uma sobrecarga.

O efeito da tensão média sobre o retardamento do crescimento de fenda foi observado por Tsukuda et al. (1996) para ligas de alumínio e por Skorupa et al. (2000) para aços. De acordo com esses autores, a severidade do retardamento do crescimento de fenda geralmente diminui com o aumento de R . Além disso, Shin e Hsu (1993) observaram que, no aço inoxidável AISI 304, a aceleração inicial diminui e a taxa mínima de crescimento de fenda diminui ligeiramente com o aumento de R .

O efeito de ΔK_{BL} sobre a severidade do retardamento é complexo. Assim, a variação de N_D ou N_D/N_{CA} com ΔK_{BL} pode ser representada por uma curva em forma de U, o que indica uma menor severidade do retardamento quando a sobrecarga é aplicada a valores intermédios de ΔK_{BL} (Vecchio et al., 1984; Venkateswara e Ritchie, 1988; Petit et al., 1988).

2.2.8.2. Sobrecarga seguida por uma subcarga

Subcarga é uma carga cujo valor mínimo é inferior à carga mínima da sollicitação base, como pode ser observado na Figura 2.20. Assim, a gama de carga da subcarga (ΔP_{UL}) é definida pela diferença entre $P_{mín,BL}$ e o valor mínimo da subcarga ($P_{mín,UL}$). Os outros parâmetros apresentados na figura são os mesmos já apresentados no item anterior.

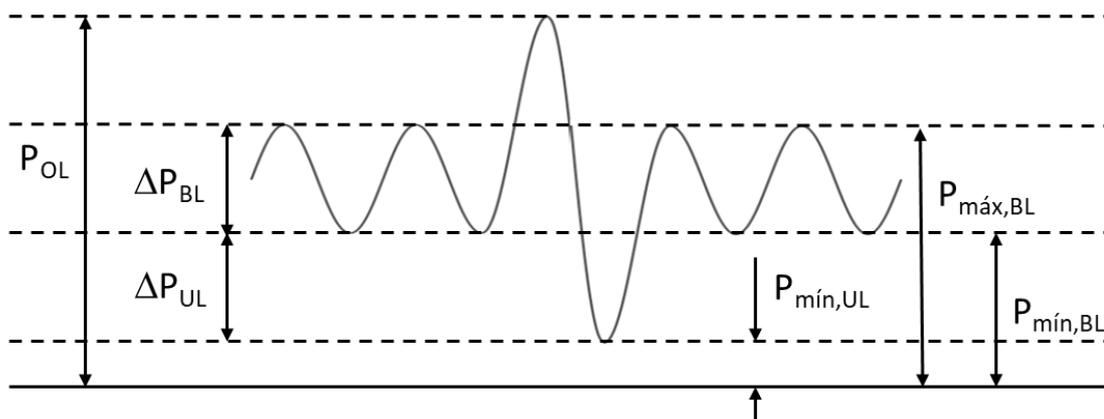


Figura 2.20. Definição do carregamento com uma sobrecarga seguida por uma subcarga num ensaio com ΔP constante.

O comportamento transitório do crescimento de fenda observado em um carregamento com uma sobrecarga simples é similar ao que ocorre quando, imediatamente após à sobrecarga, uma subcarga é aplicada. No entanto, de acordo com Ohrloff et al. (1988),

a aplicação da subcarga reduz o retardamento devido à sobrecarga. Essa redução ocorre tanto para subcargas que geram cargas de compressão (Stephen et al., 1976), quanto para as que geram apenas cargas de tração (Ohrloff et al., 1988).

2.2.8.3. Sobrecargas múltiplas

O estudo das sobrecargas múltiplas, assim como o de sobrecargas simples, tem grande importância para aplicações práticas, pois num espectro de carga real é possível que haja interação entre as sobrecargas que estão suficientemente próximas entre si.

De acordo com a Figura 2.21, além dos parâmetros já apresentados no item 2.2.8.1 para sobrecarga simples, o número de ciclos entre sobrecargas (n) é apresentado como um parâmetro importante para sobrecargas múltiplas.

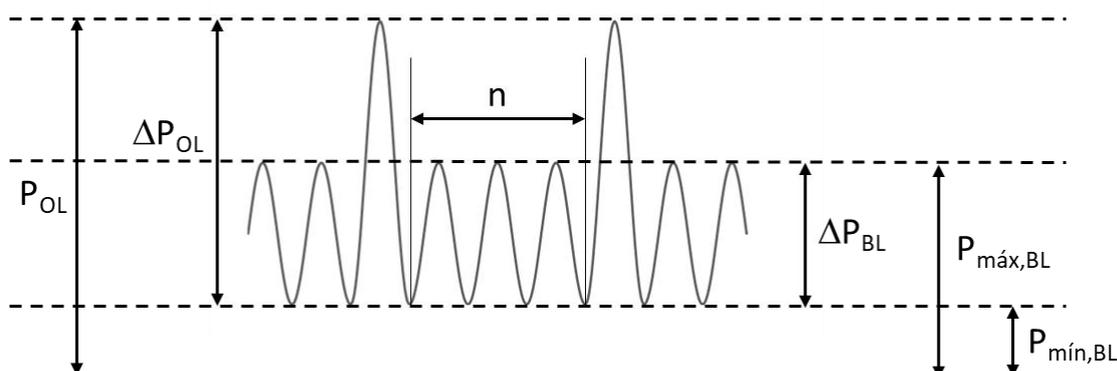


Figura 2.21. Definição do carregamento com sobrecargas múltiplas num ensaio com ΔP constante.

As sobrecargas múltiplas podem acelerar ou atrasar o crescimento da fenda, sendo o parâmetro n e as propriedades do material os principais responsáveis por esse comportamento. Para $n = 10$ ciclos, Iwasaki et al. (1982) e Ohrloff et al. (1988) observaram, durante a realização de ensaios com gama de carga constante, que as taxas de crescimento de fenda são mais elevadas do que as obtidas para a solitação base com amplitude constante. Esses autores verificaram também que essa aceleração do crescimento diminui com o aumento de ΔK_{BL} .

Com o aumento do número de ciclos entre sobrecargas (n), observa-se uma redução nas taxas de propagação de fenda em comparação à solitação base. Assim, o retardamento torna-se mais severo com o aumento de n (Fleck, 1985; Ohrloff et al., 1988). Entretanto, o retardamento máximo observado por Vardar e Yildirim (1990), durante a

aplicação de sobrecargas múltiplas na liga AA7075-T6, ocorreu quando as sobrecargas foram aplicadas com $n \cong N_D/2$, sendo N_D obtido a partir de ensaios de sobrecarga simples com a mesma razão de sobrecarga R_{OL} . Segundo esses autores, $N_D/2$ corresponde ao número de ciclos para atingir a taxa mínima de propagação no ensaio de sobrecarga simples. De acordo com Hammouda et al. (1998), o retardamento máximo na interação entre duas sobrecargas ocorre quando a segunda sobrecarga é aplicada após a taxa mínima de propagação causada pela primeira sobrecarga ter sido atingida.

O efeito da intensidade da sobrecarga no retardamento de provetes M(T), confeccionados com chapas de 4 mm de espessura de uma liga de aço estrutural e sujeitos a sobrecargas múltiplas com intervalo de 10.000 ciclos e $R=0,05$, foi investigado por Skorupa et al. (1999). De acordo com os resultados desses autores, o retardamento aumenta com o aumento de R_{OL} de 1,5 até 2. Dawicke (1997) verificou que o número de ciclos até a rotura de provetes M(T), confeccionados com chapas de 2,29 mm de espessura da liga AA2024-T3 e submetidos a sobrecargas múltiplas com intervalo de 2500 ciclos e $R=0,02$, aumenta com o aumento da intensidade da sobrecarga para $R_{OL} \leq 2$ e diminui com o aumento da intensidade da sobrecarga para $R_{OL} > 2$, até a situação em que a rotura acontece durante a aplicação da primeira sobrecarga com $R_{OL} = 3,4$.

2.2.9. Mecanismos que explicam o efeito da sequência de carga

Na literatura, são encontrados diversos mecanismos que se propõem a explicar o comportamento transitório do crescimento de fenda causado pela aplicação de sobrecargas de tração. Os principais mecanismos são apresentados a seguir.

2.2.9.1. Arredondamento da ponta da fenda

O mecanismo do arredondamento da ponta da fenda proposto por Christensen (1959) considera que a aplicação de uma sobrecarga de tração provoca o arredondamento da ponta da fenda, levando a fenda a se comportar como um entalhe. Dessa forma, a propagação da fenda volta a ocorrer somente após a reiniciação da fenda no entalhe, ou seja, na ponta arredondada da fenda. De acordo com Fleck (1985), o arredondamento da ponta da fenda ocorre tanto quando no retardamento do crescimento de fenda causado por sobrecargas múltiplas, quanto na aceleração causada por subcargas múltiplas. Além disso, o retardamento imediato proposto neste mecanismo não está em concordância com o

fenômeno de *delay retardation* que ocorre em tensão plana (Fleck, 1988). Mais recentemente, investigadores, como Bichler e Pippan (1999), consideram que a redução ou a eliminação do contato entre as faces da fenda causada pelo arredondamento da fenda contribui para o breve período de aceleração inicial da fenda.

2.2.9.2. Tensões residuais de compressão

O mecanismo das tensões residuais de compressão à frente da ponta da fenda foi proposto inicialmente por Schijve e Broek (1962). Neste mecanismo, o efeito das tensões aplicadas no crescimento da fenda é reduzido pela sobreposição das tensões residuais de compressão geradas pela aplicação de uma sobrecarga de tração. Assim, de acordo com o que foi apresentado no item 2.2.2.3, essa sobreposição leva a uma redução da razão de tensão local (R_{loc}) e, conseqüentemente, ao retardamento do crescimento da fenda. A influência das tensões residuais de compressão a frente da ponta da fenda foi ratificada por Ling e Schijve (1992). De acordo com esses autores, um tratamento térmico de alívio de tensões após a aplicação de uma sobrecarga de tração eliminou o efeito do retardamento sobre o crescimento de fenda na liga AA2024-T3. Por outro lado, Fleck (1988) se opôs a este mecanismo porque o fenômeno de *delay retardation* e o retardamento após a fenda atravessar a zona plástica cíclica devida à sobrecarga não podem ser explicados por ele.

2.2.9.3. Frente de fenda irregular

No mecanismo da frente de fenda irregular, uma sobrecarga de tração produz a ramificação ou a deflexão da fenda em ligas metálicas nas quais ocorre deformação por acumulação de deslocamentos em planos de deslizamento. Essa ramificação ou deflexão da fenda faz com que o crescimento da fenda se dê em modo misto (modos I e II), o que, segundo Suresh (1983), resulta na diminuição do fator de intensidade de tensões e, por conseguinte, da taxa de propagação da fenda. Venkateswara e Ritchie (1988), no entanto, afirmam que a ramificação ou deflexão da fenda devido à aplicação de uma sobrecarga de tração não ocorre no interior, mas, sobretudo, na superfície de provetes relativamente espessos.

2.2.9.4. Fecho de fenda induzido por plasticidade

De acordo com o mecanismo do fecho de fenda induzido por plasticidade, a aceleração inicial da fenda que ocorre imediatamente após à aplicação da sobrecarga é

explicada pelo arredondamento da ponta da fenda. Assim, para que o retardamento induzido por plasticidade comece a atuar na redução da taxa de propagação, é necessário que a fenda cresça uma certa distância, para que a zona plástica gerada pela sobrecarga comece a fazer parte do material deformado plasticamente atrás da ponta da fenda. Por isso, as tensões residuais de compressão atrás da extremidade da fenda só podem causar o contato entre as faces da fenda quando a fenda já iniciou a propagação através da zona plástica, observando-se, assim, o período de *delay retardation*. Assim, com o crescimento da fenda, os níveis de deformação plástica também aumentam, reduzindo progressivamente os valores de ΔK_{ef} e, por conseguinte, da taxa de propagação. Depois da fenda propagar através de toda a zona plástica gerada pela sobrecarga, o retardamento do crescimento da fenda vai sendo eliminado gradualmente com o crescimento da fenda. Apesar de muitos estudos mostrarem a existência de fecho induzido por plasticidade após a aplicação de uma sobrecarga (Fleck, 1988; Reynolds, 1992; McMaster e Smith, 1999), Shin e Hsu (1993) não observaram fecho de fenda apesar de haver retardamento do crescimento de fenda após aplicação de sobrecarga para $R > 0,6$. A justificação dada por esses autores para tal comportamento foi de que as tensões residuais à frente da ponta da fenda foram a causa principal do retardamento para $R > 0,6$.

2.3. Fadiga de Estruturas Soldadas

A avaliação de fadiga de juntas soldadas pode ser realizada segundo as abordagens da tensão nominal, tensão estrutural e tensão local (Hobbacher, 2004).

A abordagem de avaliação de fadiga mais comum é a baseada na tensão nominal. De acordo com essa abordagem, as tensões nominais são calculadas considerando a área da secção transversal da soldadura, sem considerar o aumento da tensão local devido ao cordão de soldadura. Apesar disso, o efeito dos detalhes estruturais é levado em consideração nas curvas de projeto do IIW (Hobbacher, 2004), como pode ser observado na Figura 2.22.

A abordagem da tensão estrutural é uma melhoria da abordagem da tensão nominal, uma vez que a tensão estrutural contempla efeitos geométricos da estrutura que não podem ser cobertos pela abordagem da tensão nominal, tais como os desalinhamentos angular e axial da soldadura. Normalmente, a tensão estrutural é calculada por elementos finitos ou utilizando um fator de magnificação de tensões (K_m) apropriado (BS7910).

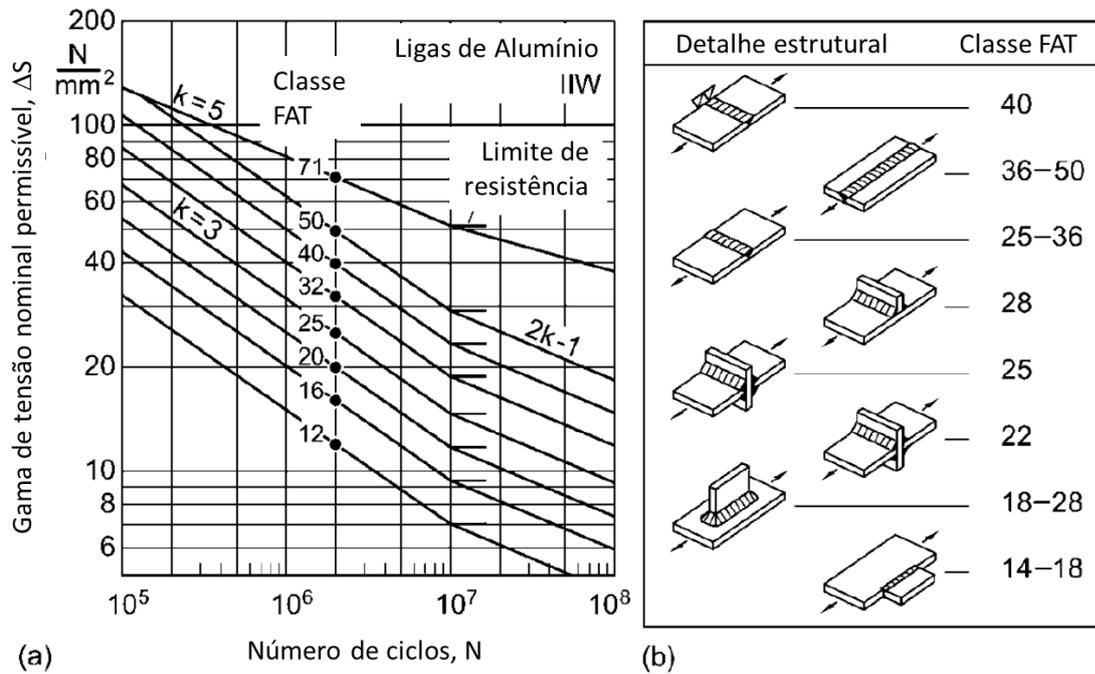


Figura 2.22. Abordagem da tensão nominal: a) curvas S-N de projeto para gama de tensão nominal permissível em ligas de alumínio e b) classes FAT para diferentes detalhes estruturais (Radaj et al., 2006).

De acordo com o código BS7910, o fator de magnificação de tensões é definido pela equação (2.27), onde ΔS é a gama de tensão nominal aplicada, $\Delta\sigma_{memb}$ é a gama de tensão de membrana, $\Delta\sigma_{flex}$ é a gama de tensão de flexão induzida pelo carregamento axial devido ao desalinhamento da soldadura e ΔS_s é a gama de tensão estrutural. Assim, pode-se inferir da equação (2.27) que a tensão estrutural é composta pela soma das tensões de membrana e de flexão. Considerando a distribuição de tensões através da espessura ilustrada na Figura 2.23, os valores da tensão de membrana e de flexão podem ser obtidos a partir de resultados de elementos finitos por meio da equação (2.28) e (2.29) respetivamente, onde $\sigma(y)$ é a distribuição de tensões através da espessura e t é a espessura da chapa.

$$k_m = \frac{\Delta\sigma_{memb} + \Delta\sigma_{flex}}{\Delta S} = \frac{\Delta S_s}{\Delta S} \quad (2.27)$$

$$\sigma_{memb} = \frac{1}{t} \int_0^t \sigma(y) dy \quad (2.28)$$

$$\sigma_{flex} = \frac{6}{t^2} \left(\int_0^t \sigma(y) y dy - \frac{t^2}{2} \sigma_{memb} \right) \quad (2.29)$$

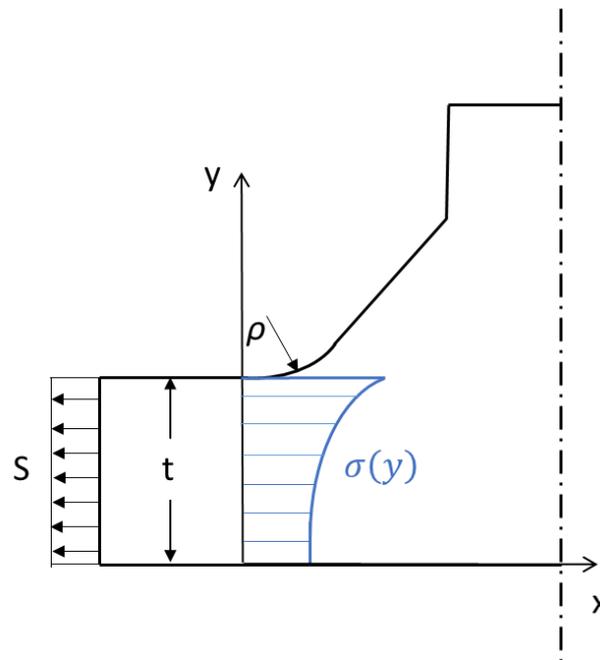


Figura 2.23. Distribuição de tensões através da espessura.

Na abordagem da tensão local, a influência da distorção da chapa e da forma do cordão de soldadura sobre a tensão local é considerada pela multiplicação da tensão nominal pelos fatores de magnificação de tensões (k_m) e de concentração de tensões (k_t), de acordo com a equação (2.30).

$$\sigma = k_t k_m S = k_t S_s \quad (2.30)$$

2.3.1. Abordagem da tensão local média proposta por Neuber

A abordagem da tensão média proposta por Neuber (1969) avalia a tensão efetiva no entalhe (σ_e), considerando o efeito do gradiente do campo de tensões no ligamento do entalhe. Assim, a tensão efetiva é calculada pela equação (2.31), onde ρ^* é o comprimento microestrutural e $\sigma(y)$ é a distribuição de tensões ao longo do caminho normal à superfície da chapa, como ilustrado na Figura 2.24.

$$\sigma_e = \frac{1}{\rho^*} \int_0^{\rho^*} \sigma(y) dy \quad (2.31)$$

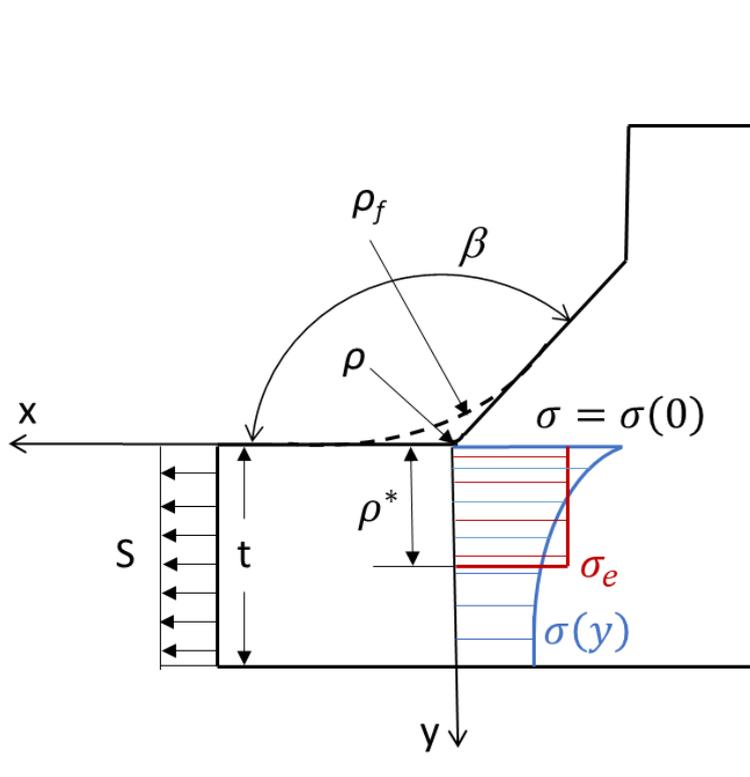


Figura 2.24. Abordagem da tensão média de Neuber para calcular a tensão efetiva no entalhe e o raio fictício do entalhe.

2.3.1.1. Conceito do arredondamento fictício do entalhe

Para simplificar o procedimento de cálculo de σ_e , o conceito do entalhe fictício redondo foi introduzido por Neuber (1969). De acordo com esse conceito, a tensão efetiva é determinada diretamente por meio do alargamento artificial do raio do entalhe, de forma que a tensão do entalhe fictício seja igual à tensão efetiva da estrutura real. O raio do entalhe fictício (ρ_f) é calculado pela equação (2.32), onde ρ é o raio do entalhe real e s é o fator que considera o efeito da multiaxialidade de tensões na falha. O raio do entalhe fictício é ilustrado na Figura 2.24.

$$\rho_f = \rho + s \rho^* \quad (2.32)$$

2.3.1.2. Comprimento microestrutural (ρ^*)

O comprimento microestrutural (ρ^*) é um parâmetro que depende exclusivamente do material e de sua condição microestrutural, como pode ser observado nas equações (2.33) e (2.34) propostas por Weiss (1971) e Neuber (1985) respectivamente, onde K_{Ic} é a tenacidade à fratura, $\bar{\sigma}_f$ é a tensão local média de fratura em carregamento estático e σ_c é a tensão de cedência em carregamento cíclico. De acordo com Radaj e Vormwald

(2013), a equação (2.34) aplica-se à abordagem da distância crítica (Peterson, 1950), enquanto a (2.33) é aplicada ao conceito da tensão local média (Neuber, 1968).

$$\rho^* = \frac{2}{\pi} \left(\frac{K_{Ic}}{\bar{\sigma}_f} \right)^2 \quad (2.33)$$

$$\rho^* = \frac{1}{2\pi} \left(\frac{K_{Ic}}{\sigma_c} \right)^2 \quad (2.34)$$

Dessa forma, o comprimento microestrutural é diferente para o material base (MB), zona termicamente afetada (ZAC) e zona fundida (ZF), dependendo de onde a iniciação da fenda ocorrerá (Morgenstern et al., 2006). Zhang et al. (2012) sugeriram um valor de $\rho^* = 0.21 \text{ mm}$ para a ZF de provetes confeccionados em alumínio. Este valor foi obtido empiricamente por meio de um conjunto de dados de fadiga. Uma função de potência foi ajustada a esses dados utilizando o método dos mínimos quadrados. As gamas de tensões efetivas foram calculadas utilizando a solução de Neuber (Fig. 2.24) para um dado valor de ρ^* . A variação de ρ^* no cômputo de $\Delta\sigma_e$ resultou em regressões com diferentes coeficientes de correlação (R^2). Assim, o valor de ρ^* que gerou a regressão com valor de R^2 máximo foi escolhido como comprimento microestrutural para a ZF em soldas de alumínio.

2.3.1.3. Fator de suporte multiaxial (s)

O fator de suporte multiaxial s depende do modo de carregamento (I, II, III ou misto), do critério de resistência (tensões normais, de von Mises ou Beltrami) e da condição de multiaxialidade (tensão plana ou deformação plana) (Radaj et al., 2013).

Os valores \bar{s} apresentados na Figura 2.25 foram propostos por Fillipi et al. (2002) para $\rho^* = 0,01 \text{ mm}$ e critério da tensão normal (Fig. 2.25a); $\rho^* = 0,01 \text{ mm}$, tensão plana e critério de von Mises (Fig. 2.25b); $\rho^* = 0,4 \text{ mm}$, tensão plana e critério de von Mises (Fig. 2.25c); e $\rho^* = 0,01 \text{ mm}$, deformação plana, tensão equivalente de Beltrami (Fig. 2.25d). De acordo com Berto et al. (2009), os valores de s convergem para um patamar de valor constante (\bar{s}) quando $\rho \geq \rho^*$. Por outro lado, o valor de s pode variar significativamente para $\rho < \rho^*$, como pode ser observado na Figura 2.25. Entretanto, os referidos autores consideram que os valores \bar{s} (Fig. 2.25) são satisfatórios para avaliações da resistência estrutural de provetes com entalhe em V ($\rho = 0$), uma vez que o desvio relativo entre o fator de concentração de tensões obtido pela aplicação do conceito de arredondamento fictício do entalhe e o fator efetivo de concentração de tensões obtido com ajuda do método dos elementos finitos apresentou variações de $\pm 5\%$ para os casos em que $\beta > 0^\circ$. Ou seja, tais

desvios são considerados aceitáveis para aplicações de engenharia. Berto et al. (2009) observaram também a existência de uma forte influência do ângulo de abertura do entalhe (β) sobre \bar{s} na Figura 2.25.

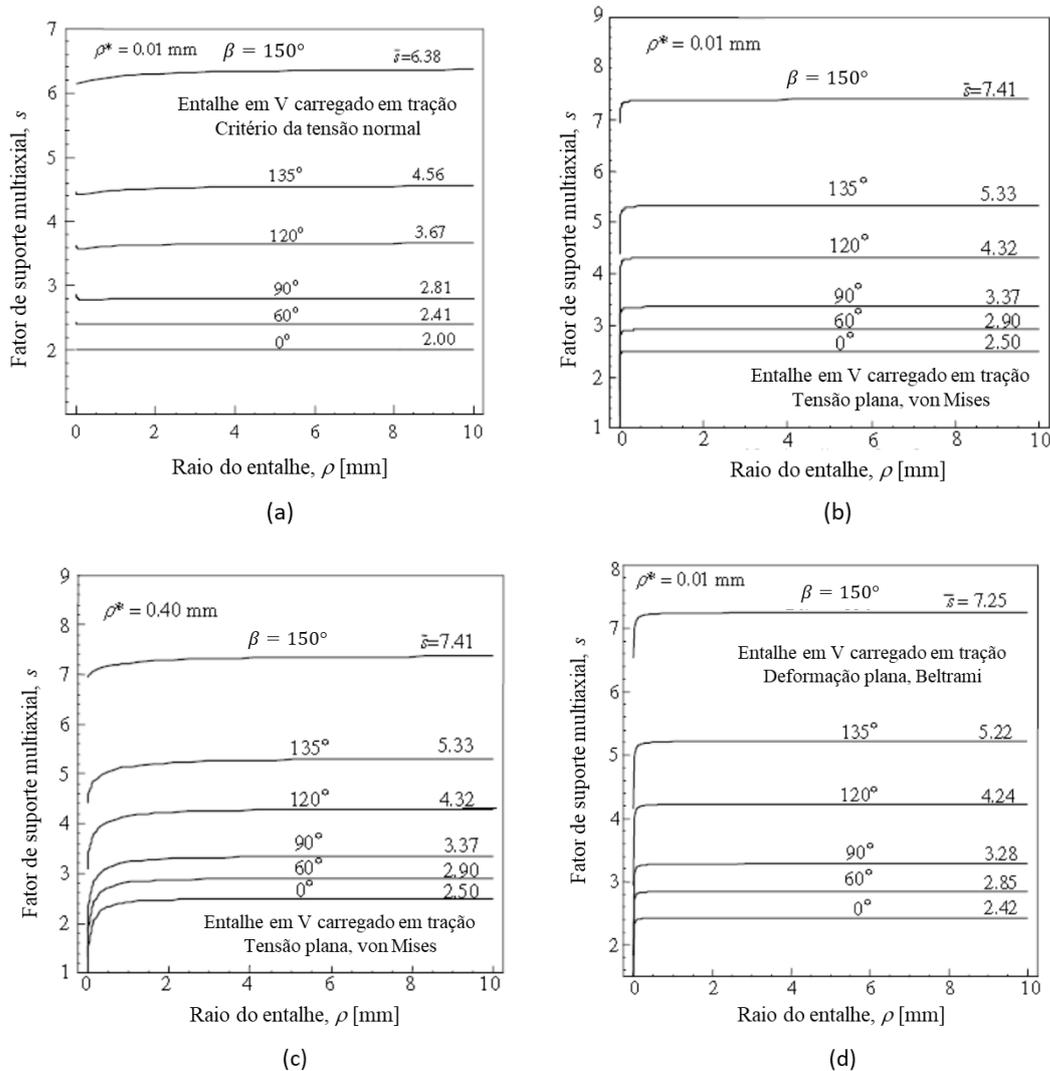


Figura 2.25. Fator s como uma função do raio ρ para diferentes ângulos de abertura do entalhe: (a) $\rho^* = 0,01 \text{ mm}$ e critério da tensão normal, (b) $\rho^* = 0,01 \text{ mm}$, tensão plana, critério de von Mises, (c) $\rho^* = 0,4 \text{ mm}$, tensão plana, critério de von Mises e (d) $\rho^* = 0,01 \text{ mm}$, deformação plana, tensão equivalente de Beltrami (Berto et al., 2009).

2.3.2. Abordagem da tensão efetiva

O perfil do cordão de soldadura tem uma grande influência na resistência à fadiga devido à sua irregularidade. De acordo com Liinalampi et al. (2016), em geral, o efeito das variações na geometria do cordão de soldadura é considerado pela abordagem da tensão efetiva. Dessa forma, o contorno real do cordão de soldadura é substituído por um raio

efetivo de 1 mm, para levar em consideração a variação do parâmetro de forma da soldadura e o comportamento não linear do material na raiz do entalhe (Hobbacher, 2004), como ilustrado na Figura 2.26. Esta abordagem foi introduzida por Radaj (1990), aplicando o conceito do arredondamento fictício do entalhe, apresentado no item 2.3.1.1. Assim, o raio fictício $\rho_f = 1$ mm foi obtido utilizando a equação (2.32), assumindo o pior caso, no qual o raio real $\rho \cong 0$ mm e o ângulo de abertura $\beta = 0^\circ$ e utilizando o comprimento microestrutural determinado para aço $\rho^* = 0,4$ mm e o fator multiaxial determinado para provetes planos segundo o critério de von Mises ($s = 2,5$). A aplicação desta abordagem na avaliação de fadiga de juntas de alumínio soldadas foi realizada por Morgenstern et al. (2006). Apesar desta abordagem ter sido limitada apenas a juntas com espessura igual ou superior a 5 mm para juntas feitas em alumínio (Hobbacher, 2004), Oliveira et al. (2019a) aplicaram-na a juntas T desalinhadas com espessura de 2 mm e recomendaram a utilização de uma classe de fadiga FAT50 para sua avaliação de fadiga.

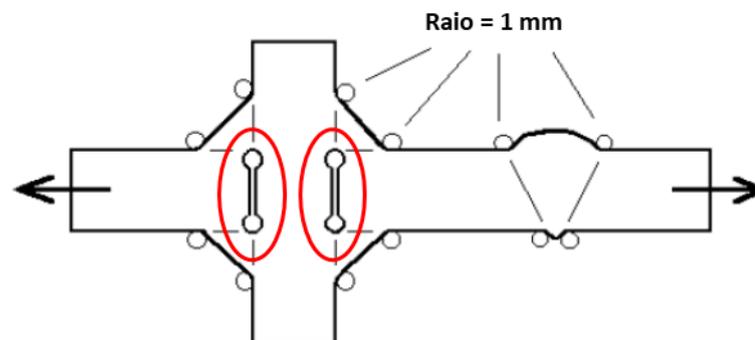


Figura 2.26. Arredondamento fictício dos pés e raízes da solda (Hobbacher, 2004).

Considerando que o raio de 1 mm, em muitos casos, não é aplicável para juntas com espessura inferior a 5 mm devido ao enfraquecimento da seção transversal, um raio de 0,05 foi proposto primeiramente para soldadura por pontos (Zhang e Richter, 2000) e depois para juntas de aço sobrepostas soldadas a laser (Zhang et al., 2002). A aplicabilidade do raio de 0,05 mm em juntas de alumínio sobrepostas soldadas a laser foi demonstrada por (Eibl et al., 2003). De acordo com Baumgartner (2017), esta abordagem restringe-se à avaliação de entalhes similares a fendas, como os circulos em vermelho na Figura 2.26, uma vez que os valores de tensão local obtidos não são valores reais, mas uma aproximação relativa do fator de intensidade de tensões. De acordo com Liinalampi et al. (2016), raios de referência

entre 0,05 e 0,3 mm devem ser usados em juntas finas ($t < 5$ mm) com entalhes pequenos. De acordo com a Figura 2.27, as ondulações que ocorrem na superfície do pé do cordão atuam como concentradores de tensão, justificando, assim, a utilização de raios fictícios menores do que 1 mm (Schork et al., 2018).



Figura 2.27. Esquema da superfície do cordão na região do pé (Schork et al., 2018).

2.3.3. Efeito de desalinhamento na resistência à fadiga

O desalinhamento não pode ser ignorado na avaliação de fadiga porque ele induz cargas secundárias de flexão que podem afetar significativamente as tensões estruturais e locais (Baumgartner, 2017). De acordo com Ranjan et al. (2019), não considerar um desalinhamento angular de $0,5^\circ$ resulta em estimativas de vida à fadiga não conservativas para juntas de topo confeccionadas com placas de 9,5 mm da liga AA6061-T651 e soldadas por *Friction Stir Welding* (FSW). Apesar do efeito do desalinhamento no comportamento à fadiga ser bem entendido para juntas soldadas produzidas com chapas espessas ($t \geq 5$ mm), como pode ser observado no código BS7910 e nas recomendações do IIW (Hobbacher, 2004), há poucos estudos a respeito do efeito do desalinhamento na resistência à fadiga de juntas soldadas confeccionadas com chapas finas ($t < 5$ mm), como será visto a seguir. Liu et al. (2017) realizaram uma análise linear elástica, utilizando o método dos elementos finitos para obter uma única curva S-N de referência para juntas de topo e T soldadas a laser e feitas com chapas de liga AA6156 com espessura inferior a 5 mm. Além disso, os modelos de elementos finitos utilizados pelos autores consideram um desalinhamento angular de 3° e um raio de referência de 0,05 mm. Liinalampi et al. (2016) realizaram uma análise não linear, utilizando elementos finitos para avaliar o efeito do comprimento microestrutural na dispersão de dados nas curvas S-N de juntas de topo desalinhadas soldadas a laser híbrido e feitas com chapas de aço de 3 mm de espessura. Lillemäe et al. (2012) investigaram o efeito das propriedades geométricas na resistência a fadiga de juntas de topo confeccionadas com chapas de aço de 3 mm de espessura soldadas por laser e por arco. De acordo com eles, a

resistência à fadiga a 2×10^6 ciclos de provetes finos soldados corresponde à de provetes espessos quando a verdadeira forma e a não linearidade da geometria são consideradas no cálculo da tensão local. Fricke et al. (2015) estudaram a influência do desalinhamento na resistência à fadiga de juntas de topo e T feitas com chapas de aço com espessura entre 3 e 8 mm e soldadas por arco, laser e laser híbrido. Eles verificaram que todos os seus dados de fadiga estavam acima das curvas propostas nas recomendações do IIW (Hobbacher, 2004) para tensões nominal e estrutural *hot-spot*. Entretanto, todas as juntas T soldadas a laser tiveram pelo menos uma chapa com espessura maior que 5 mm. Oliveira et al. (2019a) investigaram a influência do desalinhamento angular na resistência à fadiga de juntas T soldadas a laser confeccionadas com chapas finas de alumínio. Eles utilizaram um modelo de elementos finitos não linear para considerar o efeito do desalinhamento angular nas tensões estruturais e locais. De acordo com eles, as curvas de referência do IIW para tensões nominais (FAT28) e estruturais (FAT40) podem ser consideradas adequadas para avaliação de fadiga das juntas T finas com elevado desalinhamento angular. No entanto, a curva do IIW para tensões locais (FAT71) não foi considerada adequada, uma vez que alguns dados de fadiga ficaram abaixo da curva de referência. Em virtude disso, os autores recomendaram a utilização da classe de fadiga FAT50 como curva de referência para tensões locais em juntas T finas com elevado desalinhamento angular.

2.4. Soldadura a Laser em Juntas T de Ligas de Alumínio

Antes de apresentar as características das juntas T soldadas a laser, faz-se necessário apresentar a nomenclatura utilizada na literatura para as peças utilizadas na sua confecção. Dessa forma, neste trabalho a chapa horizontal da junta T é denominada de *skin* e a vertical de *stringer*, como ilustrado na Figura 2.28.

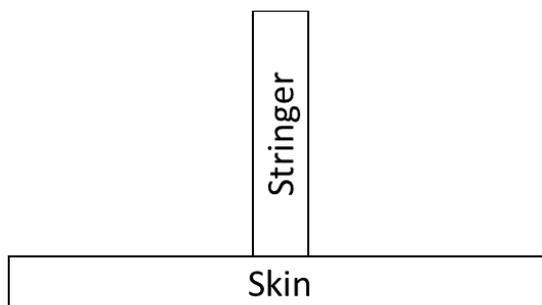


Figura 2.28. Nomenclatura das chapas que constituem a junta T.

As juntas do tipo T podem ser produzidas por meio de diferentes processos de soldadura. Podem ser confeccionadas por soldaduras simultâneas, utilizando parâmetros e lasers iguais em ambos os lados do *stringer* (Prisco et al., 2008; Badini et al., 2009; Squillace e Prisco, 2009; Cicalã et al., 2010; Dittrich et al., 2011; Yang et al., 2012; Tao et al., 2013); por soldaduras simultâneas, utilizando parâmetros e lasers diferentes em cada um dos lados do *stringer* (Li et al., 2011); por soldaduras sucessivas em cada um dos lados do *stringer*, utilizando os mesmos parâmetros (Cicalã et al., 2010; Enz et al., 2015; Oliveira et al., 2018); e por soldadura em apenas um dos lados do *stringer* (Siqueira et al., 2014; Enz et al., 2015; Ventzke et al., 2014; Oliveira et al., 2015). Daqui por diante, as juntas T acima mencionadas serão denominadas como soldadas simultaneamente, soldadas sucessivamente e soldadas por um único lado.

2.4.1. Microestrutura da junta T

De acordo com Yang et al. (2018), as características microestruturais de juntas T soldadas sucessivamente e simultaneamente não diferem significativamente. A secção transversal da junta T soldada simultaneamente contém cinco zonas distintas. De acordo com a figura 2.29, partindo do centro da ZF para o material base, essas zonas são compostas pela zona dendrítica celular, zona dendrítica paralela, zona parcialmente fundida, zona sobre-envelhecida e material base. As diferentes microestruturas resultam das diferentes taxas de arrefecimento e direções de transferência de calor que ocorrem em cada zona. As microestruturas mudam de dendrítica celular, no centro da fusão, para a dendrítica paralela, próximo à linha de fusão (Squillace e Prisco, 2009; Yang et al., 2012). A ZPF torna-se mais estreita nas regiões mais distantes da linha de centro, porque o fornecimento de calor alcança o valor máximo na posição onde os dois feixes de laser se intercetam e porque a taxa de resfriamento no pé das soldaduras foi maior que na sua raiz. Os precipitados da zona de sobre-envelhecimento são maiores do que os do material base, no entanto tornam-se menores à medida que se distanciam da linha de fusão (Yang et al., 2012).

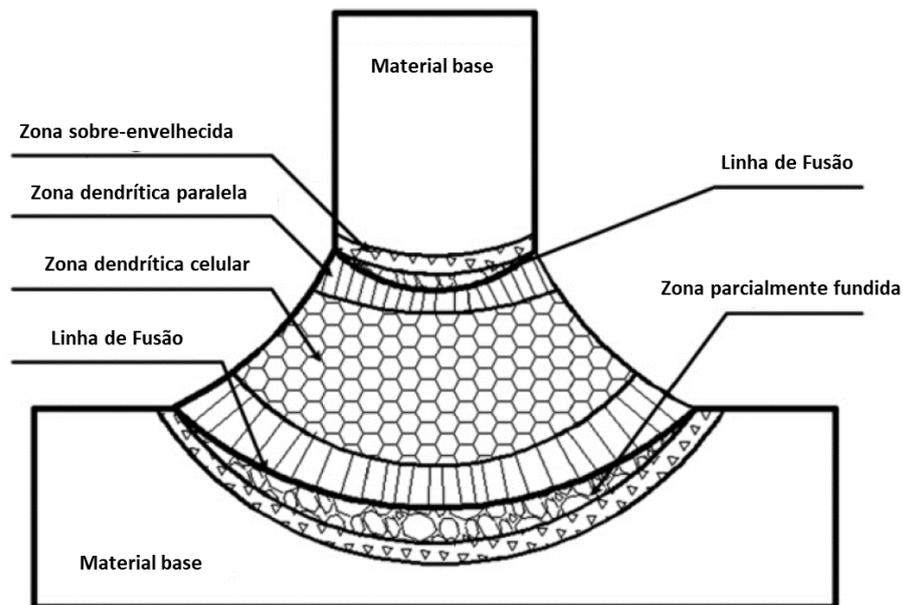


Figura 2.29. Ilustração das cinco zonas identificadas na seção transversal de juntas T soldadas (Yang et al., 2012).

2.4.2. Principais parâmetros que afetam a soldadura de juntas

T

De modo geral, os parâmetros considerados mais relevantes na confecção de juntas T são a velocidade de soldadura e a taxa de alimentação de fio (Prisco et al., 2008). Ao avaliar esses dois fatores, Cicalã et al. (2010) consideram que a taxa de alimentação de fio é o parâmetro mais relevante para obter melhor resistência mecânica de juntas T.

No entanto, há parâmetros de soldadura específicos para juntas T que não foram apresentados no item 2.1.3. A posição de alimentação do fio e o ângulo de alimentação do fio, por exemplo, têm influência significativa na porosidade da soldadura (Tao et al., 2013). De acordo com esses autores, a posição do fio de adição é definida pela posição relativa entre o ponto focal do feixe de laser e a posição de contato do fio de adição com o *skin* na direção de soldadura (W_x) e na direção transversa à soldadura (W_y) que se é perpendicular ao eixo óptico do feixe de laser, como ilustrado nas Figuras 2.30a e 2.30b respectivamente. O ângulo de alimentação de fio é definido pelos ângulos de intersecção com o *skin* (φ) e com o cordão na direção de soldadura (ψ), como pode ser visto na Figura 2.30. Durante sua investigação, Tao et al. (2013) consideraram $W_y = 0$ mm, pois o fornecimento de fio de adição e de gás de proteção no mesmo plano que o laser torna o processo de soldadura mais estável. Além disso, os autores verificaram que a porosidade se torna mais séria com o

aumento do ângulo ψ . Isso ocorre porque a poça fundida diminui com o aumento do ângulo ψ , o que aumenta a taxa de resfriamento, não permitindo que as bolhas tenham tempo suficiente para escapar da poça fundida.

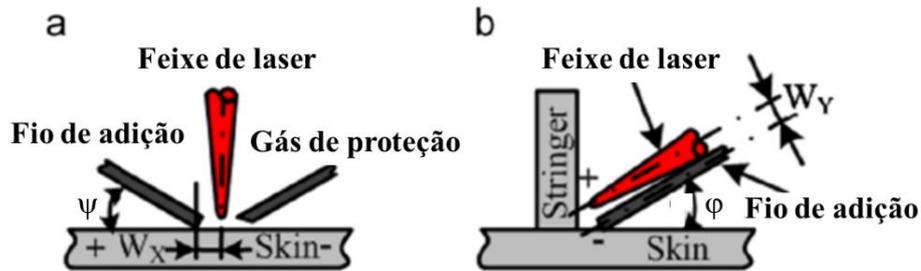


Figura 2.30. Definição da posição e do ângulo do fio de adição: a) vista lateral e b) vista frontal (Tao et al., 2013).

Para juntas T soldadas simultaneamente com lasers e parâmetros diferentes, a posição de incidência do feixe (δ) e a distância de separação entre os feixes (d_l) têm juntamente com a potência do feixe de laser grande efeito na estabilidade e morfologia da soldadura (Li et al., 2011). Como pode ser observado na Figura 2.31a, a posição de incidência do feixe é a distância sobre a superfície *stringer* do ponto focal do feixe de laser até a superfície do *skin*. A distância de separação dos feixes é a distância relativa entre os pontos focais dos dois feixes de laser na direção de soldadura, como ilustrado na Figura 2.31b.

Para juntas T soldadas simultaneamente com lasers e parâmetros iguais, verifica-se que o ângulo de incidência do feixe (α), a posição de incidência do feixe (δ) e a distância de separação dos feixes (d_l) afetam significativamente a penetração da soldadura e o ângulo da costura (vide Figura 2.32), principais parâmetros de qualidade das juntas T soldadas a laser (Yang et al., 2012). O ângulo de incidência do feixe é definido pelo ângulo entre o eixo óptico do feixe de laser e a superfície do *skin*, como pode ser observado na Figura 2.31a para os lasers Nd:YAG e de CO₂. A redução do ângulo de incidência do feixe de laser de 25° para 11° reduziu a porosidade significativamente nas juntas T soldadas de um único lado utilizando metal de adição (Ventzke et al., 2014). Oliveira et al. (2014) obtiveram juntas T autógenas soldadas de um único lado com porosidade reduzida para valores de α entre 10° e

15°. Oliveira et al. (2018) observaram a redução da porosidade com a redução de α em juntas T soldadas sucessivamente.

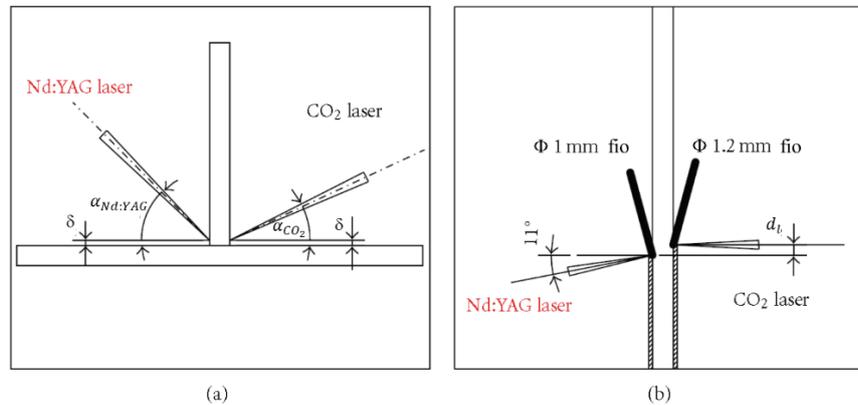


Figura 2.31. Diagrama esquemático dos parâmetros para juntas T soldadas simultaneamente com lasers e parâmetros diferentes: a) vista frontal e b) vista de topo (Li et al., 2011).

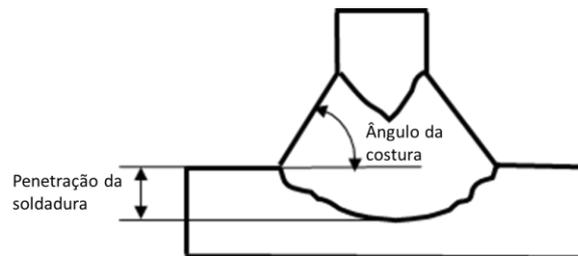


Figura 2.32. Diagrama esquemático da penetração da soldadura e do ângulo da costura na seção transversal de uma junta T.

No caso de soldaduras realizadas por um único lado ou sucessivamente, o processo de soldadura laser foi otimizado, com respeito ao aspeto da costura e da porosidade, pela variação da potência do feixe de laser, do ângulo de incidência do feixe, da posição de incidência do feixe, da posição focal, da velocidade de soldadura e da taxa de alimentação do fio de preenchimento (Enz et al., 2015).

Com o objetivo de tornar mais fácil a visualização dos parâmetros anteriormente mencionados, o diagrama esquemático de uma junta T soldada sucessivamente é apresentado na Figura 2.33, uma vez que esta é a configuração em estudo neste trabalho.

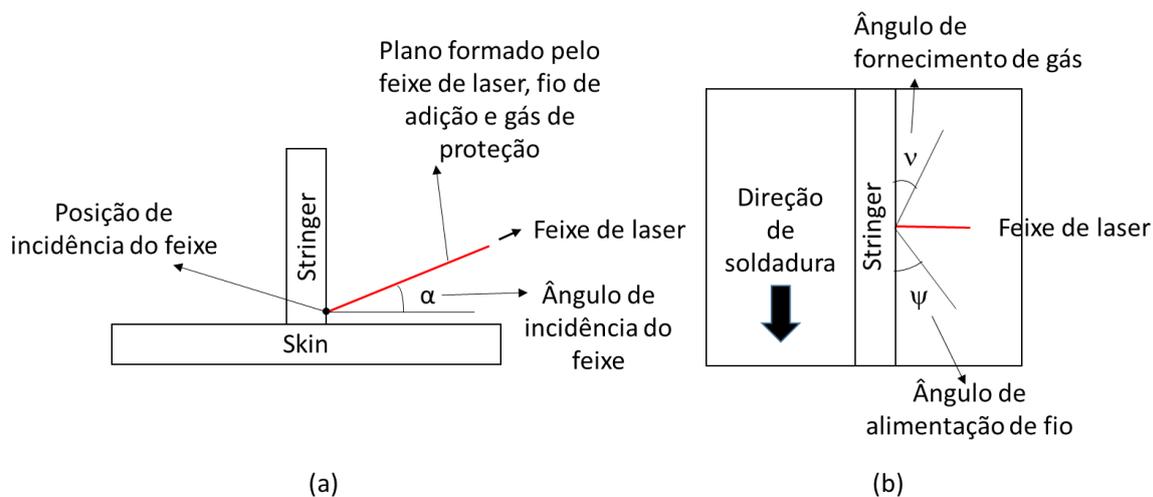


Figura 2.33. Diagrama dos principais parâmetros envolvidos na soldadura laser de juntas T: a) vista frontal e b) vista de topo.

2.4.3. Propriedades mecânicas das juntas T

As propriedades mecânicas de juntas T soldadas a laser encontradas na literatura são o perfil de durezas e os resultados dos ensaios de tração e de arrancamento. O ensaio de tração consiste na aplicação de um carregamento de forma a tracionar o *skin* até a rotura, como ilustrado na Figura 2.34a. No ensaio de arrancamento, o *skin* é preso a um dispositivo que permite a aplicação de um carregamento normal à superfície do *skin*, cujo objetivo é arrancar o *stringer* do provete, como ilustrado na Figura 2.34b.

Os resultados de microdureza em juntas T se caracterizam por menores microdurezas na ZF do que no material base, devido à dissolução de precipitados de endurecimento e à alteração da composição química na soldadura (Enz et al., 2012), bem como por microdurezas ainda menores do que as da ZF na ZPF (Squillace e Prisco, 2009; Dittrick et al., 2011; Li et al., 2011; Enz et al., 2015). Tratamentos térmicos realizados após a soldadura melhoram significativamente a dureza do *skin* e reduzem as tensões residuais, no entanto não trazem melhoria apreciável à dureza do cordão da soldadura (Prisco et al., 2008).

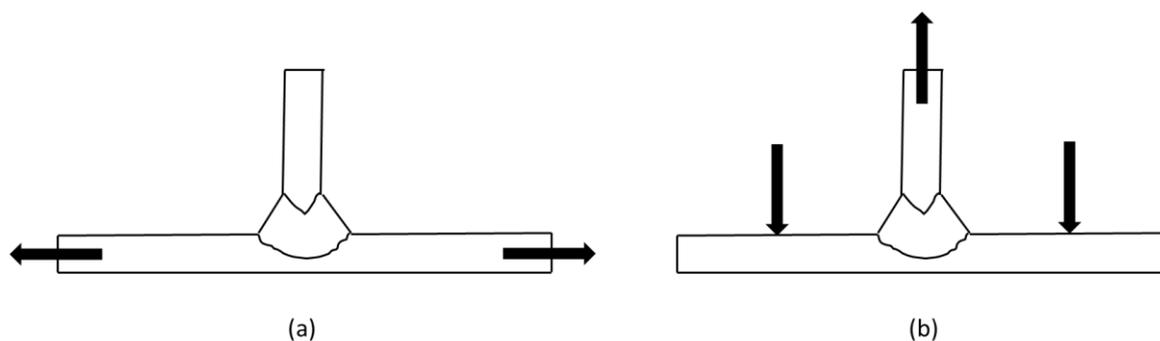


Figura 2.34. Esquema dos carregamentos aplicados nos ensaios de: a) tração e b) arrancamento.

De acordo com Prisco et al. (2008), as propriedades mecânicas estáticas são totalmente governadas pela ZPF e, conseqüentemente, pelo perfil alcançado pelo cordão. Nos ensaios de tração, a penetração do cordão no *skin* afeta a resistência do provete (Prisco et al., 2008; Squillace e Prisco, 2009; Yang et al. 2012). Assim, a fratura no teste de tração inicia-se no pé do cordão de soldadura e propaga-se ao longo da linha de fusão antes de propagar-se através do material base não afetado, apresentando um mecanismo da fratura dúctil (Prisco et al., 2008; Squillace e Prisco, 2009; Enz et al., 2015), como mostrado na Figura 2.35. Ao comparar os resultados de ensaios de tração de juntas T soldadas a laser sucessivamente e simultaneamente, Yang et al. (2018) verificaram que as juntas soldadas sucessivamente tiveram maior resistência nos ensaios de tração. De acordo com Squillace e Prisco (2009), a tensão de escoamento obtida a partir dos ensaios de tração de juntas confeccionadas com fio de adição da liga AA4047 é menor que a tensão de escoamento das juntas confeccionadas com fio da liga AA5356. Apesar disso, o comportamento de falha das duas juntas foi similar.

Nos ensaios de arrancamento, a falha pode ocorrer na ZPF do *stringer* (Prisco et al., 2008; Squillace e Prisco, 2009; Enz et al., 2015) ou do *skin* (Yang et al., 2012), onde a dureza for menor (Yang et al., 2012) ou onde os defeitos fragilizarem mais a ZPF (Oliveira et al., 2018). Dessa forma, a fratura no teste de arrancamento ocorre ao longo da linha de fusão entre o metal fundido e o metal base e apresenta um mecanismo de falha frágil, como pode ser observado nas Figura 2.36a e 2.36b para fratura na ZPF do *stringer* e do *skin* respetivamente. De acordo com Yang et al. (2018), as juntas T soldadas simultaneamente têm maior resistência nos ensaios de arrancamento do que as soldadas sucessivamente.

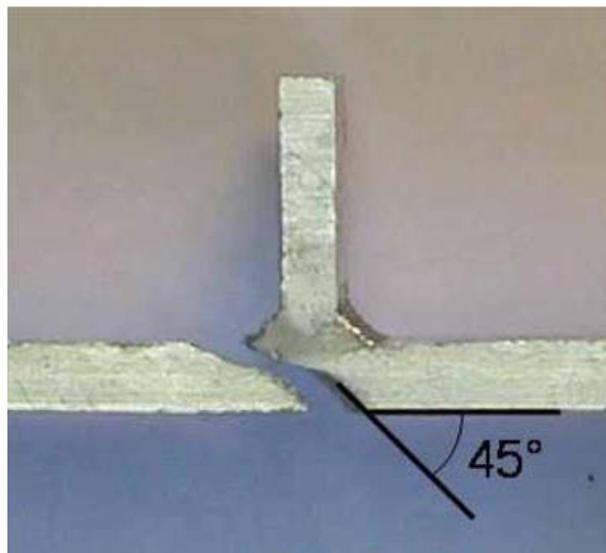


Figura 2.35. Fratura no ensaio de tração (Squillace e Prisco, 2009).

No ensaio de arrancamento, as juntas confeccionadas com adição de fio da liga AA4047 apresentaram durezas muito maiores na ZPF do *stringer* e, portanto, maior resistência do que as confeccionadas com fio da liga AA5356. Isso aconteceu porque o maior calor latente de fusão da liga AA4047 requer mais energia para ser fundida do que a liga AA5356. Dessa forma, a porção de energia do feixe de laser destinada a fundir o *skin* e o *stringer* é menor para a liga AA4047, produzindo, portanto, uma ZAC mais dura e uma poça fundida menor (Squillace e Prisco, 2009).

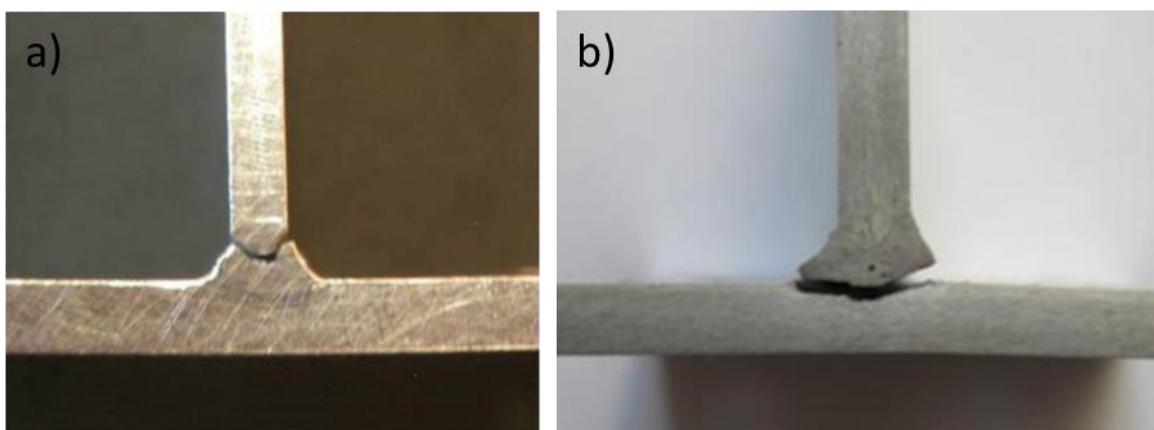


Figura 2.36. Fratura no ensaio de arrancamento: a) na ZPF do *stringer* (Squillace e Prisco, 2009) e b) na ZPF do *skin* (Yang et al., 2012).

2.4.4. Tensões residuais e distorções em juntas T

As tensões residuais e as distorções estão relacionadas, uma vez que ambas são fortemente afetadas pelo grau de restrição durante o processo de soldadura. Assim, as juntas soldadas com maior grau de restrição apresentam menor distorção, porém maiores tensões residuais e vice-versa.

O elevado coeficiente de expansão térmica das ligas de alumínio induz tensões residuais significativas em soldaduras de alumínio. Assim, o processo de soldadura introduz tensões residuais quando a contração do material aquecido nas zonas soldadas é retida pelo material circundante durante o arrefecimento da soldadura (Häusler et al., 2011). As tensões residuais também são fortemente afetadas pela sequência de realização da soldadura, como observados por Machold et al. (2008) para juntas T soldadas a laser confeccionadas com chapas de 4,6 mm de espessura da liga AA5156-T6, como skin, e com chapas de 2,5 mm de espessura da liga AA6013-T6, como stringer. De acordo com Zain-ul-abdein et al. (2010), juntas soldadas a laser confeccionadas com chapas de 2,5 mm de espessura da liga AA6056-T4 apresentaram tensões residuais transversais muito pequenas e elevada distorção angular, porque somente o stringer restringiu os deslocamentos fora do plano durante a realização da soldadura. Tais autores observaram também que as tensões residuais longitudinais compressivas na ZAC induziram uma intensa deformação em torno da ZF.

As distorções também são problemas comuns em juntas soldadas feitas de ligas de alumínio devido ao seu elevado coeficiente de expansão térmica. Na soldadura a laser, esse efeito é bastante reduzido devido à menor entrada de calor usada quando comparado com processos de soldadura por arco. Isso ocorre porque a fonte de calor está confinada a uma área pequena na soldadura a laser, resultando em maior densidade de potência. Apesar disso, a distorção angular é a maior deformação em juntas soldadas a laser (Huang et al., 2017). De acordo com Zain-ul-abdein et al. (2010), a chapa do skin de juntas T soldadas a laser apresenta significativa deformação próximo à ZF devido à redução de dureza na ZF e ao posicionamento do *stringer*. A distorção angular em juntas T é causada pela contração e não coincidência da soldadura com o plano médio do skin, e pela expansão e contração não-uniformes causadas pelos gradientes térmicos através da espessura. Para juntas soldadas a laser, a distorção angular é produzida quando o cordão de soldadura não penetra completamente a espessura da chapa, mesmo para baixa entrada de calor (Murakawa, 2013). Assim, a distorção angular deve ser considerada um assunto relevante quando estruturas de

chapas finas confeccionadas com ligas de alumínio são soldadas por laser (Huang et al., 2017), uma vez que Juntas T soldadas a laser com penetração parcial têm melhor resistência a tração que as com penetração total no *skin* (Yang et al., 2012).

2.4.5. Fadiga em Juntas soldadas a laser

As juntas T em alumínio soldadas a laser tem sido objeto de estudo de muitos investigadores nos últimos anos, principalmente, devido ao interesse da indústria aeronáutica em reduzir o peso das aeronaves, aplicando a soldadura a laser, juntamente com outras técnicas e materiais, para atingir esse objetivo (Williams e Starke Jr., 2003). A utilização da soldadura a laser como uma tecnologia de junção em estruturas aeronáuticas requer uma intensa investigação sobre o comportamento à fadiga das juntas T soldadas a laser, uma vez que juntas soldadas são locais críticos para a iniciação de fendas de fadiga (Koçak, 2010). Dessa forma, o comportamento à fadiga de juntas soldadas é afetado pela presença de defeitos, pelas tensões residuais, pelos desalinhamentos, pela concentração de tensões devido à geometria da junta e pelos gradientes de dureza e microestrutura que ocorrem na ZAC (Huang et al., 2017).

A fissuração a quente reduz significativamente a resistência à fadiga de juntas soldadas confeccionadas com chapas finas de ligas de alumínio, uma vez que não há a fase de iniciação da fenda e que a contribuição da fase de propagação na vida total à fadiga não é relevante (Eibl et al., 2003). Por isso, a fissuração a quente não permitiu a melhora da vida à fadiga das juntas T autógenas soldadas por um único lado, mesmo depois de tratadas termicamente (Siqueira et al., 2014).

A vida à fadiga de chapas finas de alumínio soldadas a laser foi investigada por Eibl et al. (2003). Seus resultados mostraram que as propriedades de fadiga de juntas de topo são governadas pela porosidade, uma vez que a presença de poros limita a resistência à fadiga em cerca da metade da resistência do material base. No caso de juntas sobrepostas, o entalhe tipo fenda sobrepõe-se ao efeito da porosidade. Segundo Wu et al. (2015), em juntas de topo soldadas a laser da liga AA7075-T6, a iniciação de fendas de fadiga pode ocorrer em poros com diâmetro entre 10 e 100 μm localizados próximo ou sobre a superfície do cordão de soldadura. Por outro lado, a porosidade não afetou a iniciação de fenda de fadiga em juntas T soldadas a laser por um único lado, uma vez que a concentração de tensões, o elevado

gradiente de dureza e a heterogeneidade microestrutural na região do pé da soldadura fazem com que a iniciação da fenda ocorra no pé do cordão (Ventzke et al., 2014).

Dessa forma, o pé do cordão desempenhou um papel significante na iniciação de fenda de fadiga nas juntas T soldadas a laser por um único lado (Ventzke et al., 2014). De acordo com Prisco et al. (2008), as propriedades de fadiga de juntas T soldadas a laser são governadas pela ZPF quando o nível de tensão é alto, uma vez que a fenda propaga através da ZPF até um ponto em que passa a propagar pelo material base. No entanto, o pé do cordão exerce o papel principal na iniciação da fenda quando o nível de tensão é baixo, uma vez que, após a iniciação no pé do cordão, a fenda sempre propaga no material base. De acordo com Oliveira et al. (2019b), a iniciação da fenda ocorreu na ZF próxima ao pé da soldadura em juntas T soldadas sucessivamente com elevado desalinhamento angular. Por outro lado, o efeito do pé do cordão sobre a resistência à fadiga de juntas de topo soldadas a laser foi negligenciado por Eibl et al. (2003) devido à sua modesta curvatura no pé do cordão. Além disso, Eibl et al. (2003) observaram que juntas T soldadas por um único lado tem a mesma resistência à fadiga que uma junta de topo com o mesmo raio no pé do cordão. Liu et al. (2017) obtiveram uma curva S-N única para juntas T e de topo, utilizando um modelo de elementos finitos com um raio de referência de 0,05 mm no pé do cordão e uma distorção angular de 3° para obter as tensões locais no pé do cordão. Ventzke et al. (2014) observaram que as variações na direção de soldadura afetaram levemente os resultados de fadiga.

Prisco et al. (2008) compararam a resistência à fadiga de juntas T soldadas simultaneamente, confeccionadas com a liga AA6156 ou AA2139 como *skin* e com a liga AA2139 ou PA765 como *stringer*. Segundo esses autores, as juntas com melhor performance à fadiga foi a confeccionada com a liga AA6156 como *skin* e com a liga AA2139 como *stringer*. Por outro lado, Ventzke et al. (2014) não observaram influência do material sobre as propriedades de fadiga de juntas T soldadas por um único lado, confeccionadas com a liga AA6156-T4 ou AA2139-T3 como *skin* e com a liga AA6013-T6 como *stringer*.

Oliveira et al. (2019b) aplicaram o conceito do raio fictício para avaliar a resistência à fadiga de juntas T soldadas a laser sucessivamente com desalinhamento angular. Para isso, considerou-se o pior cenário, ou seja, $\rho = 0$ mm, para caracterizar os provetes que apresentaram multinucleação de fenda de fadiga.

2.4.6. Propagação de fendas em Juntas soldadas a laser

A propagação de fenda de fadiga é afetada por fatores como a geometria, o carregamento, a forma da fenda, a sequência de carga e o material. Para juntas soldadas, além dos fatores já mencionados, as tensões residuais, o efeito do entalhe e os defeitos da soldadura também devem ser considerados.

O efeito do material é muito importante para juntas soldadas devido à heterogeneidade do material. Por isso, os mecanismos de crescimento de fenda no material base (MB) e ao longo do centro do cordão de soldadura foram estudados por Pakdil et al. (2011), usando provetes C(T) confeccionados com chapas de 6 mm de espessura da liga AA6056-T6. De acordo com esses autores, a propagação da fenda no MB ocorre devido à formação e coalescência de vazios. Por outro lado, a propagação da fenda ao longo do centro do cordão de soldadura ocorre ao longo dos contornos dos grãos. A influência das diferentes zonas da soldadura sobre a propagação de fenda de fadiga de juntas de topo confeccionadas com chapas de 3,6 mm de espessura da liga AA6156-T4 foi investigada por Liu et al. (2014). De acordo com esses investigadores, o MB apresenta as menores taxas de propagação e as taxas de crescimento de fenda ao longo do centro do cordão de soldadura são as mais altas. Eles também observaram que as taxas de crescimento de fenda na ZAC são um pouco mais baixas que a do MB. Além disso, as taxas de crescimento de fenda ao longo do cordão de soldadura foram significativamente mais altas que as do MB.

Siqueira et al. (2017) verificaram que as taxas de crescimento de fenda ao longo do cordão de soldadura de juntas T autógenas soldadas por um único lado, confeccionadas com chapas de 1,6 mm de espessura da liga AA6013-T4, são iguais às do MB. Eles explicam que a maior zona plástica a frente da ponta da fenda na ZF reduz as taxas de crescimento de fenda. Além disso, o efeito da espessura dos *pockets* e da largura dos *sockets*, ilustrados na Figura 2.37, sobre a propagação de fenda de fadiga ao longo do pé do cordão de soldadura de juntas T soldadas por um único lado, confeccionadas com chapas da liga AA6156-T4, foi estudado por Daneshpour et al. (2009). Esses autores observaram que o caminho da fenda era desviado do pé do cordão em juntas com *pockets*. No entanto, a interação do campo de tensões na parte mais fina do *pocket* com o campo de tensões da vizinhança da ponta da fenda acelerou as taxas de propagação da fenda e desviou o caminho da fenda para o material mais fino do *pocket*. Segundo os autores, o desvio da fenda para a parte mais fina do *pocket*

pode ser evitado pelo aumento da largura do *socket*, a fim de evitar interação dos campos de tensões acima mencionados.

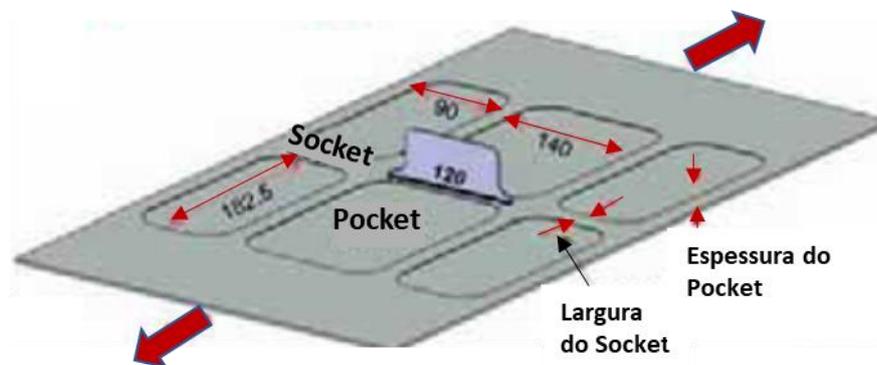


Figura 2.37. Ilustração dos pockets e sockets (Daneshpour et al., 2009).

Os defeitos de soldadura também afetam a propagação de fenda por fadiga de juntas soldadas a laser. A porosidade provocou o retardamento do crescimento de fenda ao longo do centro do cordão de soldadura das juntas de topo estudadas por Pakdil et al. (2011). Por outro lado, a propagação de fenda de fadiga ao longo do pé de soldadura das juntas T estudadas por Siqueira et al. (2017) não foi afetada por poros isolados. No entanto, a perda de fusão afetou significativamente a propagação de fenda de fadiga nessas juntas.

As tensões residuais são importantes na propagação de fenda de fadiga em juntas soldadas. Por isso, a propagação de fenda de fadiga ao longo e perpendicular à soldadura de topo confeccionada com chapas de 6 mm de espessura da liga AA6056-T6 foi investigada por Vaidaya et al. (2012). De acordo com eles, o efeito das tensões residuais na ponta da fenda de fadiga depende da orientação da fenda da distância da ponta do entalhe até a soldadura. Por isso, Siqueira et al. (2017) investigaram duas configurações de provete, uma colocando o entalhe do provete C(T) paralelo ao *stringer* e outro perpendicular a ele. De acordo com eles, as tensões residuais foram uma das razões para a mudança na inclinação apresentada no diagrama $da/dN-\Delta K$ dos provetes com entalhe perpendicular ao *stringer*.

Lu et al. (2014) verificaram o efeito da variação de espessura do *skin* de painéis reforçados soldados a laser na melhoria da resistência à fadiga quando sujeito à condição de carregamento biaxial. No entanto, os seus resultados mostraram que o provete com variação de espessura no *skin* teve vida em fadiga menor que o com *skin* plano. A maior taxa de

propagação foi relacionada com carregamento em modo III e com uma possível mudança no comportamento do fecho de fenda no modo I.

Uz et al. (2009) estudaram a modificação na distribuição do fator de intensidade de tensão causada pela variação de espessura do *skin* como um meio para melhorar a vida à fadiga de painéis reforçados soldados a laser e confeccionados com a liga AA2139-T8. Os ensaios de propagação de uma fenda perpendicular aos *stringers* foram realizados sob condições de carregamento de amplitude constante e variável. Seus resultados mostraram que, sob carregamento de amplitude constante, a vida de fadiga dos painéis com variação de espessura foi significativamente maior que a dos com *skin* plano. Esse ganho se tornou ainda maior utilizando o carregamento de amplitude variável.

O efeito de sobrecargas simples e múltiplas em juntas de topo soldadas a laser confeccionadas com chapas de 3,2 mm de espessura da liga AA2139-T8 foi investigada por Daneshpour et al. (2009), usando o modelo de Wheeler (1972). Dessa forma, Daneshpour et al. (2009) observaram que o retardamento do crescimento da fenda devido a uma sobrecarga simples é maior num provete soldado do que num provete sem soldadura. Por outro lado, o retardamento do crescimento da fenda devido a sobrecargas múltiplas é significativamente menor num provete soldado do que num provete sem soldadura. Além disso, Daneshpour et al. (2012) estudaram o efeito de sobrecargas de tração sobre o retardamento do crescimento de fenda em juntas de topo soldadas a laser confeccionadas com chapas de 6,1 mm de espessura da liga AA6056-T6. Foi observado que a sobrecarga de tração produziu um maior encurvamento da frente da fenda, ou seja, a sobrecarga faz a fenda avançar mais no interior do provete do que na superfície. Assim, Daneshpour et al. (2012) atribuíram o retardamento do crescimento de fenda após a aplicação de uma sobrecarga à recuperação da forma que a frente de fenda tinha originalmente.

Conclusões da pesquisa

Os trabalhos sobre juntas T em alumínio soldadas a laser têm abordado, principalmente, questões referentes à otimização do processo de soldadura, de forma a minimizar a ocorrência de defeitos e melhorar as propriedades mecânicas estáticas (Badini et al., 2009; Cicalã et al., 2010; Dittrich et al., 2011; Yang et al., 2012; Tao et al., 2013; Enz et al., 2015; Oliveira et al., 2018). Além disso, a caracterização microestrutural (Squillace e Prisco, 2009; Yang et al., 2012) e os mecanismos de falha que ocorrem durante os ensaios

realizados para definir as propriedades mecânicas estáticas da junta estão bem consolidadas na literatura (Prisco et al., 2008; Squillace e Prisco, 2009; Yang et al. 2012; Enz et al., 2015; Oliveira et al., 2018).

A quantidade de trabalhos publicados sobre comportamento à fadiga de juntas de alumínio soldadas a laser é reduzida. Dentre esses estudos, poucos abordam o comportamento à fadiga em juntas finas do tipo T (Prisco et al., 2008; Liu et al., 2015, Oliveira et al., 2019a; Oliveira et al., 2019b) e em painéis reforçados (Uz et al., 2008; Lu et al. 2014). Os poucos estudos restantes, abordam, em sua maioria, o comportamento à fadiga em juntas de topo. As ligas mais estudadas foram as da série 6000 e a liga AA2139 por apresentarem melhor soldabilidade. O comportamento à fadiga em ligas tradicionalmente aplicadas na construção de estruturas aeronáuticas foi investigado por poucos investigadores (Wu et al., 2015; Oliveira et al., 2019a; Oliveira et al., 2019b). Além disso, o efeito do desalinhamento angular em juntas T finas soldadas a laser foi estudado apenas por Oliveira et al. (2019a).

Da mesma forma, os estudos referentes à propagação de fenda de fadiga ao longo da soldadura laser são escassos. A maior parte desses trabalhos estuda a propagação de fenda de fadiga em juntas de topo (Pakdil et al., 2011; Vaidaya et al., 2012; Liu et al., 2014), um estuda a propagação ao longo de juntas T soldadas por um único lado utilizando material de adição (Daneshpour et al., 2009a) e outro estuda a propagação ao longo de juntas T autógenas soldadas por um único lado, não havendo trabalhos publicados referentes a juntas T soldadas simultaneamente e sucessivamente.

As investigações a respeito do efeito da sequência de carga na propagação de fenda de fadiga em juntas soldadas a laser também se restringiram a juntas de topo (Daneshpour et al., 2009b; Daneshpour et al., 2012), não havendo, até o momento, nenhum trabalho publicado sobre o efeito da sequência de carga na propagação de fenda de fadiga em juntas T soldadas a laser.

Dessa forma, pode-se concluir que a investigação proposta neste trabalho traz contribuições relevantes a respeito do comportamento à fadiga de soldaduras laser em T de ligas de alumínio.

3. MATERIAIS, EQUIPAMENTOS E PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS

Neste trabalho foram estudadas juntas em T soldadas a laser. Tais juntas foram confeccionadas utilizando chapas das ligas AA2024-T3 e AA7075-T6, respectivamente, como *skin e stringer*.

As juntas em estudo foram submetidas a diversos ensaios a fim de alcançar os objetivos propostos no capítulo 1. Em virtude disso, neste capítulo será apresentada uma descrição dos materiais, provetes, equipamentos e procedimentos experimentais utilizados na realização dos diferentes ensaios realizados para confecção deste trabalho.

3.1. Ligas de Alumínio

As ligas de alumínio caracterizam-se por possuir comportamento mecânico bem conhecido e por possuírem processos de manufatura e técnicas de inspeção bem estabelecidos. Por isso, têm sido utilizadas na fabricação de estruturas primárias de aeronaves comerciais e militares há quase 80 anos e devem continuar assim por algum tempo, apesar da recente e crescente aplicação de materiais não metálicos e híbridos em estruturas aeronáuticas (Dursun e Soutis, 2014). De acordo com Williams e Starke Jr. (2003), o alumínio representa 66% do peso do Airbus A380, seguido por materiais compósitos, titânio & aço e GLARE com, respectivamente, 16%, 10% e 4% do peso da estrutura da aeronave em questão. Por outro lado, o alumínio representa apenas 20% do peso da estrutura do Boeing 787, enquanto materiais compósitos, aço e titânio contribuem, respectivamente, com 50%, 10% e 15% no peso da referida aeronave (Dursun e Soutis, 2014).

As ligas de alumínio podem ser classificadas como ligas trabalhadas mecanicamente ou fundidas. As primeiras são subdivididas em ligas tratáveis termicamente e não suscetíveis a tratamento térmico.

A resistência das ligas não suscetíveis a tratamento térmico depende do efeito de endurecimento devido à solução sólida de determinados elementos de liga, bem como do encruamento por deformação decorrente da laminação. As ligas da série 1000, 3000, 4000 e 5000 são classificadas como não suscetíveis a tratamento térmico (Mandral, 2002).

As ligas tratáveis termicamente têm sua resistência melhorada por meio do endurecimento gerado pelos tratamentos de solubilização e têmpera seguidos pelo de envelhecimento, ou seja, endurecimento por precipitação. As ligas da série 2000, 6000, 7000 e 8000 são classificadas como tratáveis termicamente (Mandral, 2002).

De acordo com a tabela 3.1, as ligas de alumínio podem ser identificadas levando-se em conta os seus principais elementos de liga. Para uma liga trabalhada mecanicamente, os dígitos XXX indicam a sua composição, onde o primeiro X indica se houve modificação da liga original e o segundo e o terceiro X indicam o tipo de liga ou o grau de pureza das ligas da série 1000. Para uma liga fundida, os dígitos XX.X também indicam a sua composição, onde o primeiro e o segundo X indicam a composição específica da liga e o terceiro X indica o modo de produção da liga, assumindo o valor 0 para peças fundidas e 1 para lingotes.

Tabela 3.1. Identificação geral das ligas de alumínio.

| Liga Trabalhada Mecanicamente | | Liga Fundida | |
|--------------------------------------|-----------------------------|---------------------|-------------------------------|
| Série | Elementos de Liga | Série | Elementos de Liga |
| 1XXX | Al (pureza mínima de 99,0%) | 1XX.X | Al (pureza mínima de 99,0%) |
| 2XXX | Cobre | 2XX.X | Cobre |
| 3XXX | Manganês | 3XX.X | Silício + cobre e/ou magnésio |
| 4XXX | Silício | 4XX.X | Silício |
| 5XXX | Magnésio | 5XX.X | Magnésio |
| 6XXX | Magnésio e Silício | 6XX.X | Série não utilizada |
| 7XXX | Zinco | 7XX.X | Zinco |
| 8XXX | Outros elementos | 8XX.X | Estanho |
| 9XXX | Série não utilizada | 9XX.X | Outros elementos |

A identificação de uma liga de alumínio também pode indicar o tratamento sofrido pelo material, de acordo com o código alfa numérico apresentado na tabela 3.2.

A seguir serão apresentadas as características das ligas utilizadas neste estudo.

Tabela 3.2. Classificação dos tratamentos das ligas de alumínio.

| Código alfa numérico | | Descrição do tratamento |
|----------------------|--------|--|
| Letra | Número | |
| H | 1 | Encruamento |
| | 2 | Encruamento e recozimento parcial |
| | 3 | Encruamento e estabilização |
| O | - | Recozido e recristalizado |
| F | - | Como fabricado |
| T | 1 | Solubilização parcial e envelhecimento natural |
| | 2 | Arrefecimento e recozimento |
| | 3 | Solubilização e trabalho a frio |
| | 4 | Solubilização e envelhecimento natural |
| | 5 | Envelhecimento artificial |
| | 6 | Solubilização e envelhecimento artificial |
| | 7 | Solubilização e estabilização |
| | 8 | Solubilização, encruamento e envelhecimento artificial |
| | 9 | Solubilização, envelhecimento artificial e encruamento |
| | 10 | Arrefecimento, encruamento e envelhecimento artificial |

3.5.1. Liga AA2024-T3

A liga AA2024-T3 é uma liga Al-Cu amplamente usada na construção de fuselagens de aviões, uma vez que a tolerância ao dano é o principal critério de projeto para esse tipo de estrutura. A presença de Mg em sua composição gera as fases precipitadas Al_2Cu e Al_2CuMg que lhe conferem maior resistência, bem como maior tolerância ao dano e melhor resistência ao crescimento de fenda por fadiga que outras ligas de alumínio. No entanto, sua baixa tensão de cedência e sua relativamente baixa tenacidade à fratura limitam sua aplicação em regiões sujeitas a elevados níveis de tensão (Dursun e Soutis, 2014). Sua aplicação em juntas soldadas por fusão é bastante restrita, uma vez que é considerada uma liga não soldável por fusão (Williams e Starke Jr., 2003).

A composição química da liga AA2024 e as suas propriedades mecânicas na condição T3 são apresentadas, respectivamente, nas tabelas 3.3 e 3.4.

Tabela 3.3. Composição química nominal da liga AA2024 (% em peso) (ASM Handbook).

| Si | Fe | Cu | Mn | Mg | Cr | Zn | Ti | Al |
|--------------|--------------|--------------|--------------|--------------|----|--------------|--------------|----------|
| Máx. 0,50 | Máx. 0,50 | 3,80 4,90 | 0,30 0,90 | 1,20 1,80 | - | Máx. 0,25 | Máx. 0,15 | Restante |

Tabela 3.4. Propriedades mecânicas da liga AA2024-T3.

| Orientação | Tensão máxima (MPa) | Tensão de cedência (MPa) | Módulo de Young (GPa) | Alongamento na tensão máxima (%) | Microdureza (HV _{0.2}) |
|--------------|---------------------|--------------------------|-----------------------|----------------------------------|----------------------------------|
| Longitudinal | 479 | 359 | 78,6 | 13,6 | 143 |
| Transversal | 469 | 332 | 78,4 | 15,2 | 142 |

3.5.2. Liga AA7075-T6

A liga AA7075-T6 é uma liga Al-Zn muito usada na fabricação do *skin* superior das asas, dos *stringers* e dos estabilizadores horizontal e vertical de aeronaves, pois apresentam boa resistência à compressão e à fadiga. Outros motivos que fazem com que essa liga seja muito utilizada na fabricação de estruturas aeronáuticas são a sua elevada relação resistência/peso, a sua maquinabilidade e o seu custo relativamente baixo (Dursun e Soutis, 2014). Apesar disso, a liga AA7075, como as demais ligas da série 7000, não é fácil de soldar por fusão devido à formação de defeitos durante a soldadura (Dittrich et al., 2011).

A composição química da liga AA7075 e as suas propriedades mecânicas na condição T6 são apresentadas, respetivamente, nas tabelas 3.5 e 3.6.

Tabela 3.5. Composição química nominal da liga AA7075 (% em peso) (ASM Handbook).

| Si | Fe | Cu | Mn | Mg | Cr | Zn | Ti | Al |
|--------------|--------------|--------------|--------------|--------------|--------------|--------------|--------------|----------|
| Máx. 0,40 | Máx. 0,50 | 1,20 2,00 | Máx. 0,30 | 2,10 2,90 | 0,18 0,28 | 5,10 6,10 | Máx. 0,20 | Restante |

Tabela 3.6. Propriedades mecânicas da liga AA7075-T6.

| Orientação | Tensão máxima (MPa) | Tensão de cedência (MPa) | Módulo de Young (GPa) | Alongamento na tensão máxima (%) | Microdureza (HV _{0.2}) |
|--------------|---------------------|--------------------------|-----------------------|----------------------------------|----------------------------------|
| Longitudinal | 588 | 531 | 77,0 | 8,6 | 180 |
| Transversal | 592 | 529 | 74,4 | 9,1 | 189 |

3.5.3. Liga AA4047

A liga AA4047 é uma liga Al-Si com alto teor silício muito usada na fabricação fio de adição para soldadura. Quando usada como material de adição em soldaduras de ligas de alumínio tratáveis termicamente, evita ou minimiza a fissuração a quente durante o processo de soldadura (Enz et al., 2012; Braun, 2006). A resistência à fissuração da liga AA4047 é resultado de sua composição química idêntica ao eutético Al-Si, o que faz com que tal liga não tenha intervalo de solidificação. Por isso, essa liga tem sido largamente usada em soldaduras a laser de ligas de alumínio (Squillace e Prisco, 2009; Cicalã et al., 2010; Enz et al., 2015).

A composição química da liga AA4047 e as suas propriedades são apresentadas nas tabelas 3.7 e 3.8 respectivamente.

Tabela 3.7. Composição química nominal da liga AA4047 (% em peso) (ASM Handbook).

| Si | Fe | Cu | Mn | Mg | Cr | Zn | Ti | Al |
|----------------|-------------|--------------|--------------|--------------|----|--------------|--------------|----------|
| 11,00 13,00 | Máx. 0,6 | Máx. 0,30 | Máx. 0,15 | Máx. 0,10 | - | Máx. 0,20 | Máx. 0,15 | Restante |

Tabela 3.8. Propriedades mecânicas da liga AA4047 (ASM Handbook).

| Tensão máxima (MPa) | Tensão de cedência (MPa) | Módulo de Young (GPa) | Alongamento (%) |
|---------------------|--------------------------|-----------------------|-----------------|
| 110 | 55 | - | 29 |

3.2. Equipamentos de Soldadura

As juntas T estudadas neste trabalho foram confeccionadas utilizando um laser de disco de onda contínua modelo TruDisk 16002 da Trumpf com uma cabeça de soldadura BEO D70. Essa configuração permite a obtenção de feixes de laser com potência de até 12 kW, comprimento de onda de 1,030 μm e comprimento focal de 200 mm. A cabeça de soldadura foi instalada em um robô do tipo pórtico com dimensões 5 m x 2 m x 1m, fabricado pela Reis Robotics, como pode ser visto na Figura 3.1.

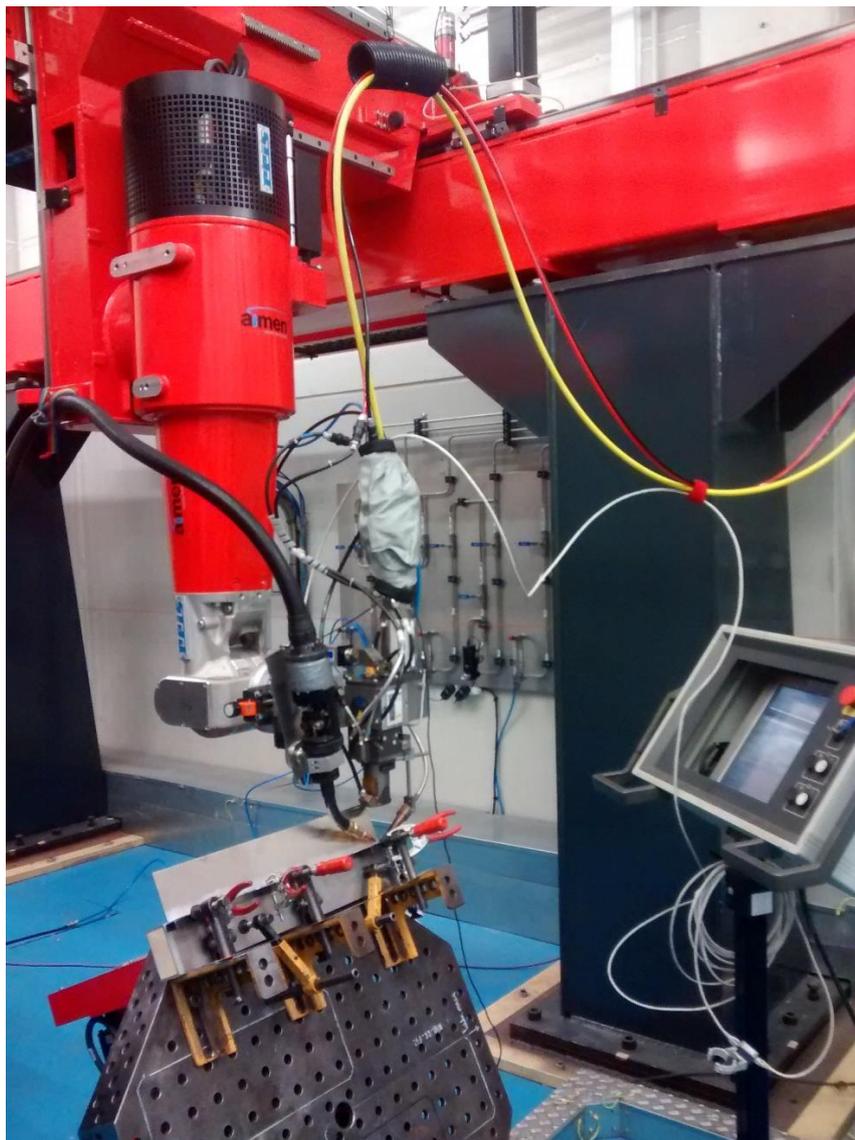


Figura 3.1. Equipamentos utilizados para confecção das soldaduras.

3.3. Processo de Fabricação das Juntas em T

Antes da confecção das soldaduras, as chapas das ligas AA2024-T3 e AA7075-T6, ambas com 2 mm de espessura, foram cortadas perpendicularmente ao seu sentido de laminação com dimensões de 500 mm x 160 mm e 500 mm x 40 mm respectivamente.

Ainda na fase de preparação para a realização das soldaduras, as superfícies das chapas cortadas que interagiriam com o feixe de laser durante o processo de soldadura foram escovadas com uma escova de aço e limpas com acetona, a fim de remover as camadas de óxido e de contaminantes. Esse processo foi realizado para minimizar a formação de porosidade devida à solubilidade de hidrogênio (Cao et al., 2003b).

Então, as chapas cortadas da liga AA2024-T3 (*skin*) e da liga AA7075-T6 (*stringer*) foram fixadas a um sistema de posicionamento Demmeler, composto por uma mesa de soldadura com movimento de rotação, possibilitando, assim, a variação do ângulo de incidência do feixe de laser, bem como por dispositivos de fixação, conforme mostrado na figura 3.1.

As juntas T foram soldadas conforme esquema apresentado na Figura 3.2. Na Figura 3.2.a, são apresentados os seguintes parâmetros de soldadura: posição de incidência do feixe de laser (δ) e ângulo de incidência do feixe de laser (α). A figura também mostra que o gás de proteção e o fio de adição foram fornecidos num mesmo plano, chamado plano de fornecimento. Além disso, o ângulo formado entre o plano de fornecimento e a superfície do *skin* foi 5° maior que o ângulo de incidência do feixe. O fio de adição e o gás de proteção foram fornecidos no mesmo plano conforme o esquema apresentado na Figura 3.2.b. Essa figura também mostra que o bocal de gás foi posicionado atrás do feixe de laser e que a adição de fio se deu a frente do laser. Assim, o ângulo de fornecimento do gás e do fio em relação à linha resultante da interseção do plano de fornecimento com a superfície do *stringer* foi de 25° .

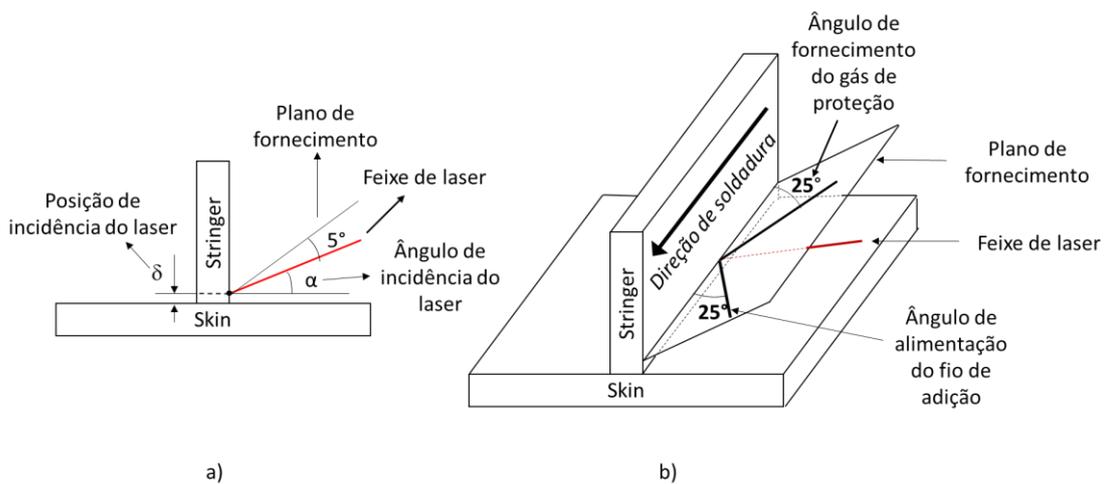


Figura 3.2. Diagrama esquemático da soldadura de juntas em T.

O gás de proteção utilizado durante o processo de soldadura foi o árgon com um caudal de 10 l/min e o metal de adição usado foi um fio da liga AA4047 com 1 mm de diâmetro.

Parâmetros de soldadura como a potência do feixe de laser (P), a velocidade de soldadura (s), a taxa de alimentação de fio de adição (F), o ângulo de incidência do feixe de

laser (α), posição de incidência do feixe de laser (δ) e diâmetro do feixe de laser (D) foram variados de acordo com a tabela do Apêndice A para produzir cordões de soldadura de 100 mm em apenas um dos lados do *stringer*. Os conjuntos de parâmetros que apresentaram melhor aparência e penetração apropriada foram selecionados para produzir soldaduras de 500 mm em ambos os lados do *stringer*. Na Tabela 3.9 são apresentados os parâmetros das séries de soldadura escolhidas.

Durante o processo de soldadura, o feixe de laser foi focado sobre a superfície do *stringer*. Por isso, o aumento do diâmetro do feixe de laser foi realizado pela substituição da fibra ótica por outra de maior diâmetro.

Tabela 3.9. Parâmetros de soldadura das séries estudadas.

| Série | D (μm) | α ($^\circ$) | s (mm/s) | F (m/min) | P (kW) | δ (mm) |
|-------|---------------------|-----------------------|----------|-----------|--------|---------------|
| 1 | 600 | 10 | 40 | 4,3 | 3,4 | 0,0 |
| 2 | 600 | 10 | 40 | 4,3 | 2,9 | 0,3 |
| 3 | 600 | 15 | 40 | 4,3 | 3,4 | 0,0 |
| 4 | 600 | 15 | 35 | 3,8 | 3,0 | 0,0 |
| 5 | 600 | 15 | 35 | 3,8 | 2,9 | 0,2 |
| 6 | 600 | 20 | 40 | 4,3 | 3,1 | 0,2 |
| 7 | 400 | 20 | 40 | 4,3 | 2,5 | 0,0 |
| 8 | 400 | 20 | 40 | 4,3 | 2,4 | 0,2 |
| 9 | 400 | 15 | 35 | 3,8 | 2,4 | 0,0 |
| 10 | 400 | 15 | 35 | 3,8 | 2,3 | 0,2 |
| 11 | 400 | 15 | 40 | 4,3 | 2,4 | 0,2 |

3.4. Preparação das Amostras Metalográficas

Após a realização das soldaduras com 500 mm de comprimento em ambos os lados do *stringer*, as chapas soldadas foram cortadas transversalmente à direção de soldadura, a fim de obter as amostras que foram preparadas para análise metalográfica. Este corte foi realizado por uma serra de fita a cerca de 50 mm da extremidade das chapas soldadas, de forma a evitar o início de um dos cordões de soldadura. Além disso, as superfícies dessas amostras foram maquinadas de forma a facilitar o processo de preparação de suas superfícies.

Então, as superfícies das amostras das diferentes séries de soldadura foram preparadas de acordo com os procedimentos metalográficos padronizados. Dessa forma, as superfícies foram lixadas sequencialmente, utilizando lixas de carboneto de silício com

granulometria de GRID 600, GRID 1000 e GRID 2500. Em seguida, as amostras foram polidas utilizando pasta de diamante de granulometria de 3 μm .

As superfícies foram atacadas quimicamente pelo reagente de Keller (2 ml de HF, 3 ml de HCl, 5 ml de HNO₃ e 190 ml de H₂O). O tempo de atuação do reagente sobre as superfícies foi de aproximadamente 20 segundos.

3.5. Geometria dos Provetes

Todos os provetes foram produzidos a partir do conjunto de chapas soldadas em ambos os lados do *stringer*. Todos os tipos de provete utilizados neste trabalho foram cortados e maquinados nas oficinas do DEM/FCTUC. No entanto, o entalhe dos provetes de propagação de fenda por fadiga foi confeccionado por uma máquina de eletroerosão a fio no Grupo GECCO em Leiria.

Os provetes utilizados para realizar os ensaios de tração têm a geometria apresentada na Figura 3.3. Tais provetes foram utilizados para a obtenção das propriedades mecânicas da junta em T quando o *skin* é submetido a um carregamento perpendicular ao cordão de soldadura.

Para avaliar a qualidade da adesão do *stringer* ao *skin* foram realizados ensaios de arrancamento. Os provetes dos ensaios de arrancamento foram maquinados de acordo com a Figura 3.4, a fim de possibilitar a sua instalação no dispositivo de fixação utilizado nos ensaios em questão.

Os provetes utilizados nos ensaios de fadiga foram confeccionados conforme o desenho apresentado na Figura 3.5 e em conformidade com a norma ASTM E 466.

Antes da realização dos ensaios de fadiga, todos os provetes foram lixados sucessivamente com lixas de carboneto de silício com granulometria GRID 320, GRID 600, GRID 1000 e GRID 2500. Esse procedimento foi realizado manualmente, com objetivo de eliminar riscos nas superfícies e mossa nas arestas dos provetes, uma vez que os mesmos podem atuar como concentradores de tensão, comprometendo, assim, os resultados dos ensaios de fadiga.

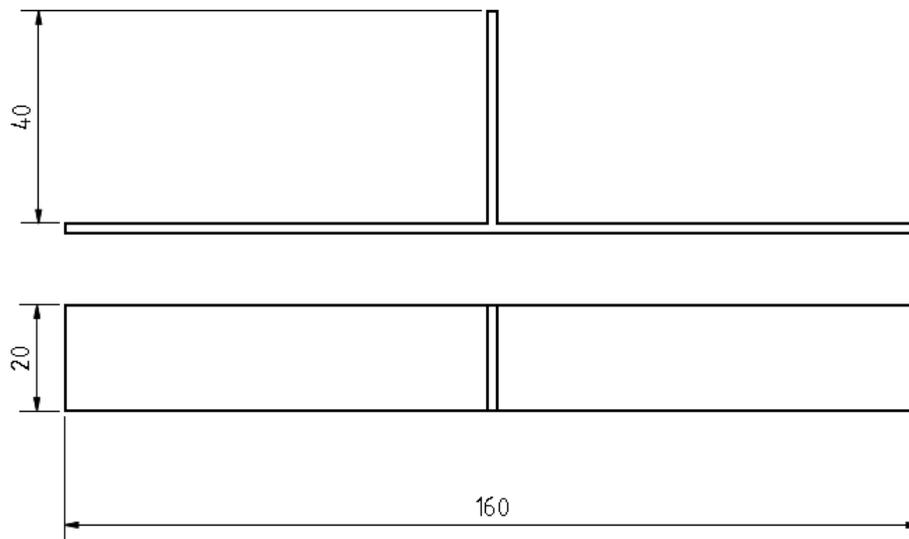


Figura 3.3. Geometria do provete utilizado nos ensaios de tração.

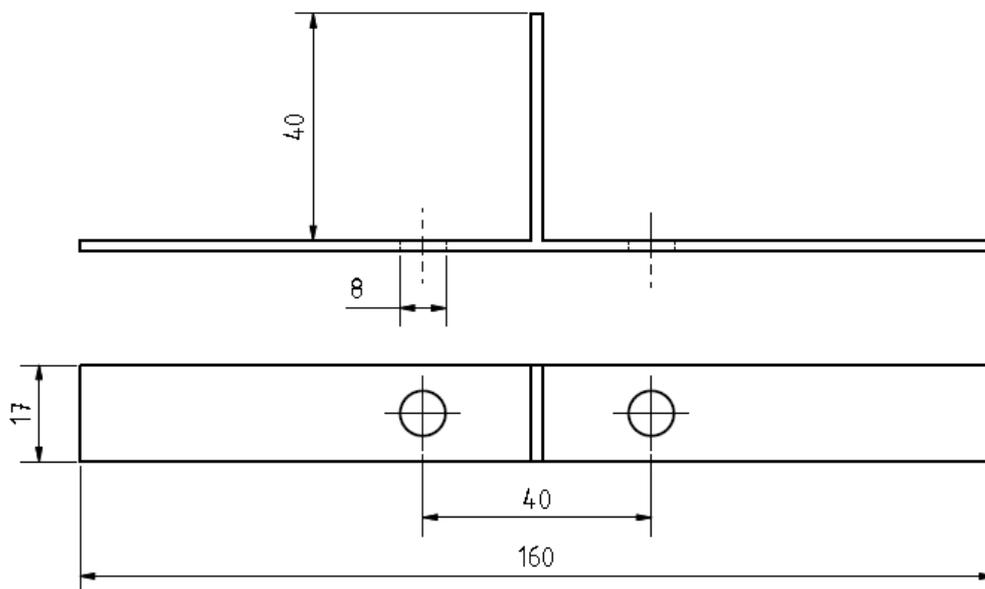


Figura 3.4. Geometria do provete utilizado nos ensaios de arrancamento.

Nos ensaios de propagação de fenda por fadiga, foram utilizados os provetes *Middle-Tension*, M(T), da norma ASTM E647. A geometria dos provetes de propagação de fendas utilizados neste trabalho é apresentada na Figura 3.6. Além disso, na parte de trás do

provete, ou seja, na face do *skin* sem *stringer* foram confeccionados dois furos com 0.5 mm de diâmetro e 0.5 mm de profundidade. Esses furos foram dispostos de forma a estarem equidistantes ao entalhe e a terem os seus centros sobre o eixo de simetria que passa ao longo do comprimento do provete, de forma que a distância entre seus centros fosse de 3,5 mm. Esses furos foram confeccionados para posicionar um extensômetro de pinos utilizado para obtenção dos dados de carga versus deslocamento, conforme será apresentado no item 3.8.

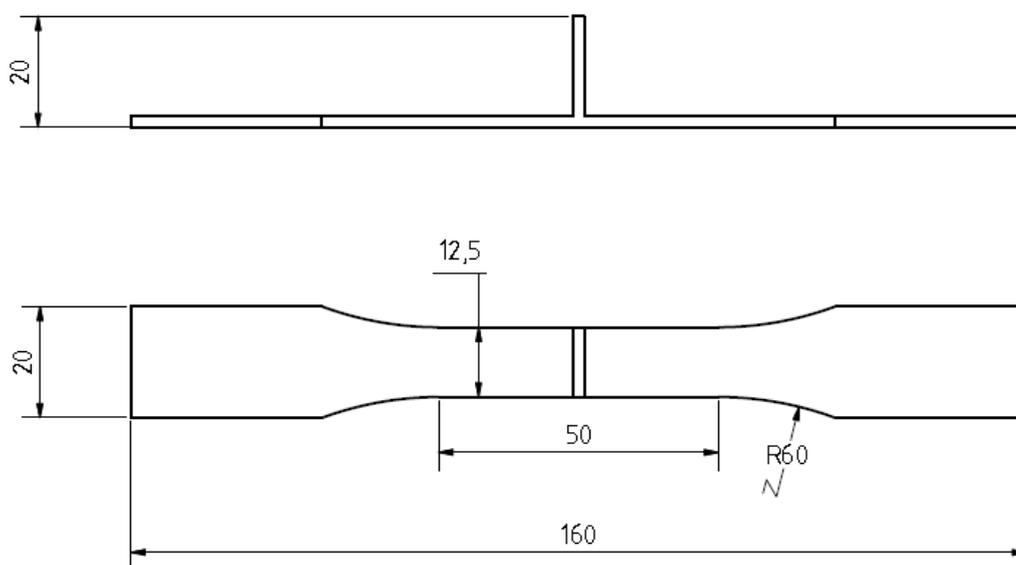


Figura 3.5. Geometria do provete utilizado nos ensaios de fadiga.

Após a confecção dos provetes, eles passaram por um processo de polimento da superfície do *skin* sem *stringer*, uma vez que o acompanhamento do crescimento da fenda foi realizado pela observação de tal superfície, de acordo com o que será exposto no item 3.7. Dessa forma, as superfícies foram lixadas sucessivamente, utilizando lixas de carboneto de silício com granulometria GRID 320, GRID 600, GRID 1000 e GRID 2500. Em seguida, a superfície do provete foi polida utilizando pasta de diamante de granulometria 3 μm .

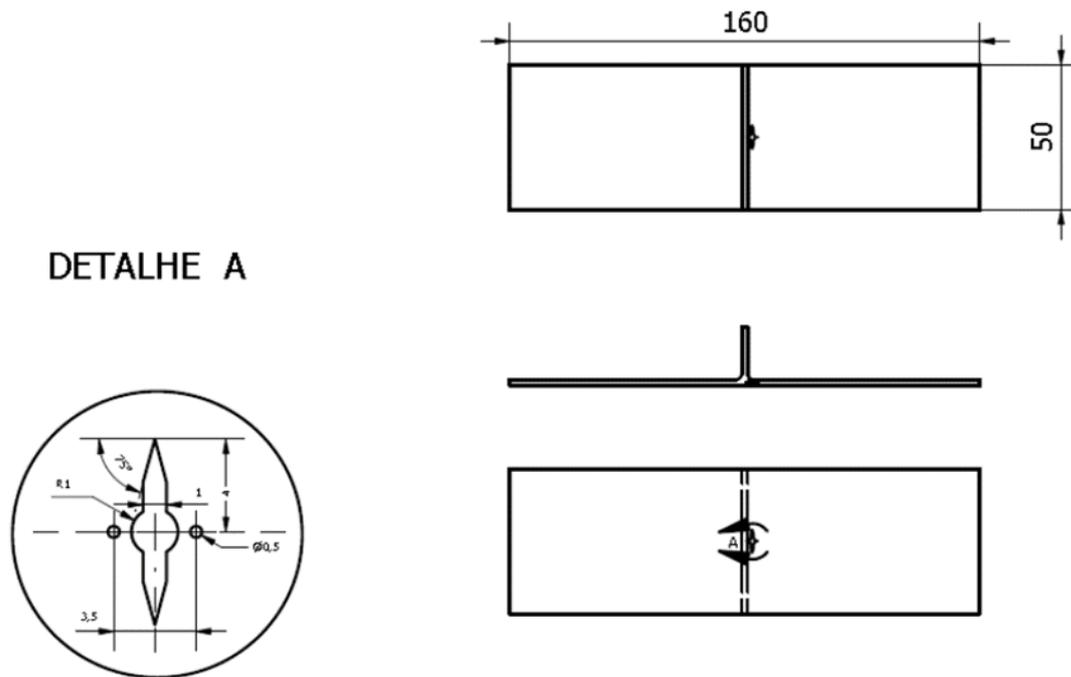


Figura 3.6. Geometria dos provetes utilizados nos ensaios de propagação de fenda por fadiga.

3.6. Equipamentos de Análise, Medição e Ensaio

No item anterior, foram apresentadas as diferentes geometrias dos provetes utilizados neste trabalho. Esses provetes foram analisados, medidos e ensaiados por diversos equipamentos antes, durante e após os ensaios para os quais foram confeccionados. Assim como os provetes, as amostras metalográficas também foram medidas e analisadas por equipamentos apropriados para esse fim.

Em virtude disso, serão apresentados a seguir os equipamentos de medição e ensaio utilizados nos diferentes ensaios, análises e medições realizados.

3.5.1. Análise morfológica e micro estrutural das soldaduras

Muitas características foram consideradas na análise morfológica das soldaduras, tais como seu aspeto superficial, características dimensionais, presença de defeitos, em particular a porosidade, e a análise microestrutural.

Assim, as principais dimensões das soldaduras foram medidas nas amostras metalográficas, preparadas conforme descrito no item 3.4, usando um microscópio ótico equipado com dois micrómetros dispostos perpendicularmente entre si.

As microestruturas foram analisadas usando um microscópio ótico Leica modelo DM4000 M LED e uma aplicação de *software* de imagem Leica, versão 4.5.0.

A análise metalográfica das soldaduras revelou a presença de porosidade, por isso amostras da soldadura foram radiografadas para complementar o estudo, usando o equipamento de raios-X BOSELLO SER HEX 40-60 da empresa Fundiven cujas instalações localizam-se em Águeda.

3.5.2. Ensaios mecânicos

Os perfis de dureza das diferentes séries de soldadura foram obtidos a partir das amostras metalográficas, previamente preparadas, utilizando um durómetro modelo Duramin-2 da Struers. O referido equipamento realiza medições de dureza Vickers, Knoop, Brinell e Rockwell. Além disso, possui um sistema automático de aplicação de cargas que podem variar de 10 a 2000 gf, bem como uma mesa micrométrica com dois graus de liberdade.

Os ensaios de tração e de arrancamento foram realizados com uma máquina para ensaio de tração INSTRON, modelo 4206. Durante a realização desses ensaios, o campo de deformações dos provetes foi obtido por um extensómetro ótico com correlação digital de imagens, chamado ARAMIS e fabricado pela GOM.

Os testes de fadiga foram realizados utilizando uma máquina INSTRON modelo 1341 com um sistema de controle servo-hidráulico série 8800 também da INSTRON.

Os ensaios de propagação de fenda por fadiga foram conduzidos em uma máquina servo-hidráulica da DARTEC com um sistema de controle série 8800 da INSTRON.

3.5.3. Medição do empeno dos provetes

A distorção angular provocada pelo processo de soldadura foi medida utilizando um goniómetro digital da Schut, modelo GR180. Esse instrumento de medição apresenta uma resolução de $0,1^\circ$, uma repetibilidade de $\pm 0,1^\circ$ e uma gama de medição de 0° a 180° .

3.5.4. Medição dos raios no pé da soldadura

Os raios de concordância no pé dos cordões de soldadura foram obtidos usando um projetor de perfis Mitutoyo modelo PJ-3000 cuja ampliação máxima é de 20 vezes. Após

obter as coordenadas cartesianas de três pontos no pé do cordão, utilizou-se o software Geogebra para calcular o raio do círculo que passa pelos respectivos pontos.

3.7. Medição das Fendas de Fadiga

A medição ou estimativa do comprimento de fenda durante o ensaio de propagação de fenda por fadiga pode ser realizada utilizando técnicas como a observação ótica, queda do potencial elétrico, complacência, entre outros. Neste trabalho, apenas o método ótico foi utilizado.



Figura 3.7. Sistema ótico de medição de comprimento de fenda.

O sistema ótico de medição, disposto de forma a monitorar o crescimento da fenda na face lisa do provete (face sem *stringer*), foi composto por uma luneta ótica NAVITAR modelo 1-50486 com ampliação de até 84 vezes, fixada a uma mesa micrométrica modelo 4424 da Parker Hannifin. Essa mesa foi instalada em uma estrutura que foi fixada ao corpo da máquina usada nos ensaios de propagação de fenda por fadiga, como pode ser visto na Figura 3.7. Além disso, o deslocamento da mesa nas direções vertical e horizontal estão associados aos micrómetros a ela acoplados. O micrómetro digital responsável pelo movimento horizontal da mesa tem uma resolução de 0,001 mm e o micrómetro responsável pelo deslocamento vertical da mesa tem uma escala cuja menor divisão é 0,01 mm. Por isso, a medição do comprimento de fenda foi feita diretamente por meio do micrómetro digital. Assim, uma linha, posicionada verticalmente na objetiva da luneta, foi utilizada como referência para medir o comprimento da fenda. Além disso, os provetes foram iluminados, a fim de garantir a correta visualização da fenda. Com o intuito de facilitar a observação e, conseqüentemente, a medição do comprimento da fenda, as medições foram realizadas com o provete sujeito à carga média do ciclo de carga aplicado no ensaio.

3.8. Determinação do Fecho de Fenda

O monitoramento do comportamento carga versus deslocamento da fenda foi realizado por um transdutor de deslocamentos obtido pela modificação de um extensômetro axial elétrico modelo A25-N604 da Sander Messtechnik. Esse transdutor (Figura 3.8) foi posicionado por meio do encaixe dos seus pinos aos furos feitos na face plana do provete. Tais furos, como já mencionado no item 3.5, localizam-se acima e abaixo do entalhe e distam 3,5 mm entre si. A fixação do transdutor ao provete, após o seu posicionamento, foi realizada por meio da amarração de seus braços laterais com um elástico, como pode ser observado na Figura 3.9.

A aquisição dos dados de carga versus deslocamento foi realizada aplicando dois ciclos de um carregamento de tração sinusoidal com a mesma amplitude e razão de tensão do carregamento base e com uma frequência de 0,25 Hz. Dessa forma, esse procedimento foi executado a cada 1 mm de incremento do comprimento de fenda para ensaios com carregamentos de amplitude constante, a cada 0,1 mm para ensaios de sobrecarga simples e

a cada 0,2 mm para ensaios de sobrecargas múltiplas. Assim, era necessário interromper o ensaio para a instalação do transdutor de deslocamentos. A continuação do ensaio só ocorria após a sua remoção.



Figura 3.8. Transdutor de deslocamentos.



Figura 3.9. Posicionamento do extensómetro no provete.

A fixação do transdutor de deslocamentos foi realizada conforme apresentado na Figura 3.9. Dessa forma, os pinos do extensómetro foram acoplados aos furos apresentados na Figura 3.6.

A carga de abertura (P_{ab}) foi obtida usando a técnica da maximização do coeficiente de correlação (R^2) de acordo com a norma ASTM STP 982. Dessa forma, a carga para qual o coeficiente de correlação atinge o valor máximo é definida como P_{ab} . Este valor é usado para calcular o parâmetro de fecho de fenda dado pela equação (3.1), onde $P_{máx}$ é a carga máxima do carregamento e $P_{mín}$, a carga mínima.

$$U = \frac{P_{máx} - P_{op}}{P_{máx} - P_{mín}} \quad (3.1)$$

3.9. Procedimento dos Ensaios Mecânicos

3.9.1. Ensaios de tração

Foram realizados ensaios de tração de forma a obter as propriedades mecânicas mais significativas dos materiais empregados no processo de soldadura e das juntas do tipo T soldadas.

Tais propriedades mecânicas foram obtidas para cada material e cada junta soldada por meio da realização de três ensaios. A geometria dos provetes utilizada nos ensaios de tração das ligas de alumínio 2024-T3 e 7075-T6 está em conformidade com a norma ASTM E 8 e a utilizada nos ensaios das juntas soldadas é apresentada na Figura 3.3. No caso dos materiais base, os provetes foram maquinados com duas orientações, de forma que o carregamento fosse aplicado longitudinal e transversalmente à direção de laminação da chapa.

Todos os ensaios foram realizados em controle de posição com uma velocidade do cabeçote móvel de 2 mm/min. Nos ensaios para caracterização mecânica dos materiais base, foi utilizado um extensômetro INSTRON modelo A1439-1007, com uma distância inicial entre os apoios igual a 50 mm e deslocamento máximo de ± 25 mm. Como mencionado no item 3.6.2, o campo de deformações dos provetes soldados foi obtido utilizando o extensômetro óptico com correlação digital de imagens, chamado ARAMIS. As propriedades mecânicas dos materiais base e das juntas soldadas foram obtidas de acordo com os procedimentos estabelecidos pela norma ASTM E 8. As propriedades mecânicas obtidas para os materiais base já foram apresentadas nas Tabelas 3.4 e 3.6.

3.9.2. Ensaios de arrancamento

Os ensaios de arrancamento foram efetuados para avaliar a qualidade da adesão do *stringer* ao *skin* nas juntas do tipo T soldadas.

Como a carga aplicada ao *stringer* é perpendicular ao *skin*, o provete, maquinado de acordo com a Figura 3.4, teve de ser instalado no dispositivo de fixação mostrado na Figura 3.10. A figura também indica, por meio de uma seta, a direção de aplicação da carga.

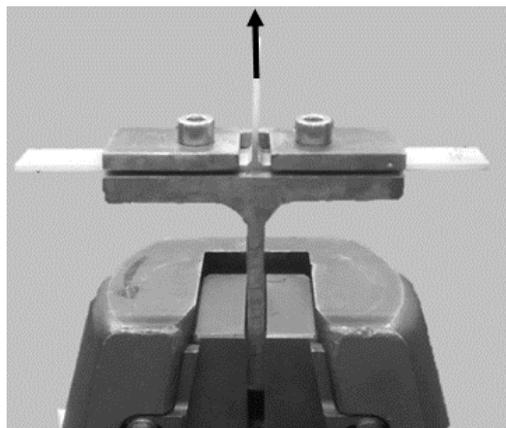


Figura 3.10. Dispositivo de fixação dos provetes para realização de ensaios de arrancamento.

Os ensaios de arrancamento foram efetuados em controle de posição com uma velocidade do cabeçote móvel de 2 mm/min. Durante esses ensaios, utilizou-se o extensômetro ótico com correlação digital de imagens, chamado ARAMIS, para obter o campo de deformações nos provetes.

3.9.3. Ensaios de dureza

Ensaio de microdureza Vickers foram realizados nos materiais base e nas juntas soldadas. Em ambos os casos, as indentações foram produzidas aplicando uma carga de 1,961 N durante 15 s. Nos materiais base, as medições de dureza foram realizadas sobre superfícies de corte transversal e longitudinal à direção de laminação da chapa do material. As medidas foram feitas a 500 µm abaixo da superfície da chapa com um espaçamento de 500 µm entre as indentações. No caso das juntas soldadas, os perfis de dureza foram obtidos horizontalmente, ao longo do *skin*, e verticalmente, partindo do *skin* até o *stringer*, como ilustrado na Figura 3.11. As indentações ao longo do *skin* foram feitas entre 300 e 500 µm abaixo da superfície do *skin*, considerando a profundidade de penetração da soldadura. Da

mesma forma, as indentações para obtenção do perfil de durezas vertical foram realizadas 500 μm à direita da superfície esquerda do *stringer*. Além disso, em ambos os casos, o intervalo entre indentações foi de 250 μm sobre a solda e de 1 mm sobre o material base.

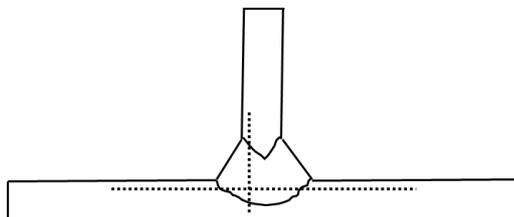


Figura 3.11. Diagrama esquemático da medição de microdureza nas juntas soldadas.

As durezas médias obtidas para os materiais base já foram apresentadas nas Tabelas 3.4 e 3.6.

3.9.4. Ensaios de fadiga

Os ensaios de fadiga foram realizados de acordo com a norma ASTM E 466. Tais testes foram realizados em controle de carga a uma frequência de 25 Hz, aplicando carregamentos de tração sinusoidais com amplitude constante e razão de tensão $R = 0,02$. O desenho dos provetes utilizados nos ensaios de fadiga foi apresentado na Figura 3.5. Foram efetuados cerca de 10 ensaios de fadiga para cada uma das oito séries selecionadas para realizar tais testes. As cargas máximas aplicadas, considerando todos os ensaios realizados, variaram de 2.750 a 6.000 N.

3.9.5. Ensaios de propagação de fendas por fadiga sob carregamento de amplitude constante

Os ensaios de propagação de fenda por fadiga sob carregamento de amplitude constante foram realizados segundo a norma ASTM E 647. Tais testes foram conduzidos em controle de carga a uma frequência de 20 Hz, aplicando carregamentos de tração sinusoidais com amplitude constante e razões de tensão de 0,05 e 0,4. Os provetes utilizados nos ensaios de propagação de fenda foram os M(T). Os provetes foram maquinados, conforme a Figura 3.6, de forma que a propagação da fenda ocorresse ao longo do pé da soldadura. Durante os experimentos, o comprimento de fenda foi medido de acordo com o procedimento descrito no item 3.7. Além disso, a leitura do número de ciclos foi realizada

diretamente do contador digital da consola que controla a máquina servo-hidráulica. Dessa forma, os valores de comprimento de fenda e número de ciclos foram registados, a fim de gerar as curvas da/dN versus ΔK . As taxas de crescimento de fenda foram calculadas pelo método do polinómio para 5 pontos de acordo com a norma ASTM E 647. Assim, a taxa de propagação de fenda foi calculada e a leitura do número de ciclos foi realizada a cada 0,2 mm de incremento de fenda. Além disso, a validade dos resultados foi verificada a cada leitura de comprimento de fenda, de forma que a diferença entre o comprimento de fenda à direita e à esquerda do entalhe não ultrapassasse o limite estabelecido pela norma ASTM E 647. Dessa forma, todos os resultados não válidos não foram considerados na geração das curvas da/dN versus ΔK .

3.9.6. Ensaios de propagação de fendas por fadiga sob carregamento de amplitude variável

Os ensaios de propagação de fenda por fadiga sob carregamento de amplitude variável foram classificados em ensaios de sobrecarga simples, de sobrecarga simples seguida por uma subcarga e de sobrecargas múltiplas, ilustrados, respetivamente, pelas Figuras 3.12a, 3.12b e 3.12c.

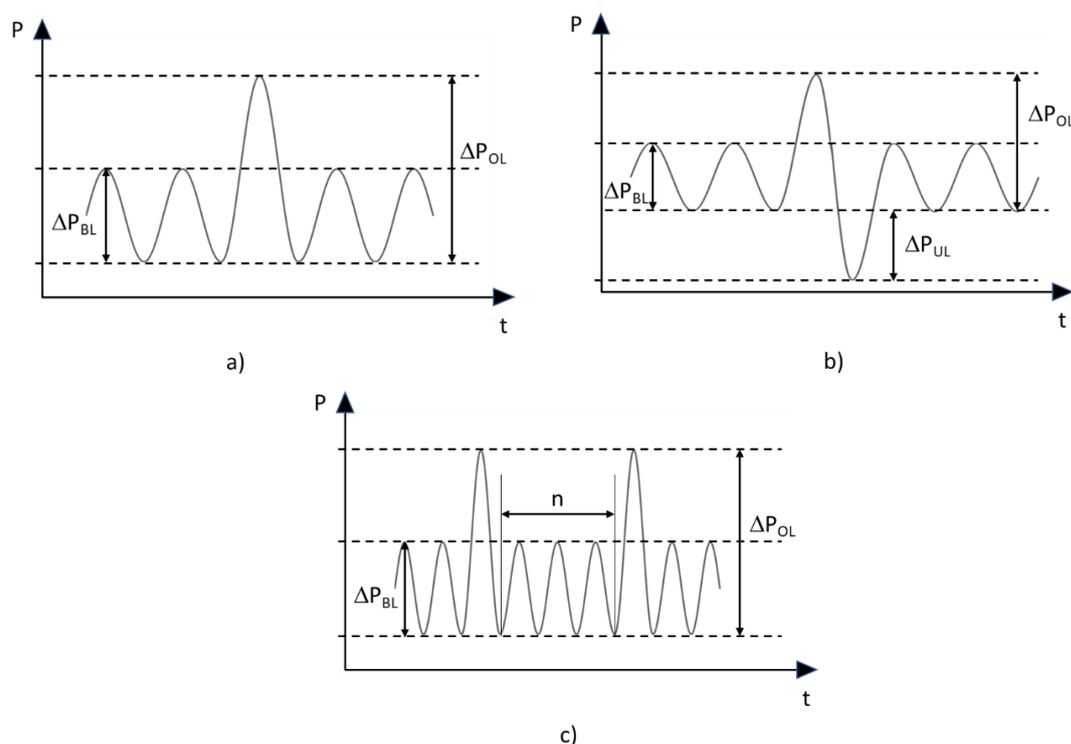


Figura 3.12. Sequências de carregamento: a) sobrecarga simples, b) sobrecarga simples seguida por uma subcarga e c) sobrecargas múltiplas.

Em ambos os casos, as sobrecargas de tração foram aplicadas em controlo de carga, por meio de um ciclo de um carregamento de tração sinusoidal com frequência de 0,25 Hz e uma razão de sobrecarga (R_{OL}) previamente definida. O valor R_{OL} é obtido pela equação (3.2), onde K_{OL} , $K_{máx}$ and $K_{mín}$ são, respetivamente, os fatores de intensidade de tensão devido às tensões de sobrecarga, máxima e mínima.

$$R_{OL} = \frac{K_{OL} - K_{mín}}{K_{máx} - K_{mín}} \quad (3.2)$$

Os testes com sobrecargas simples foram realizados para observar o comportamento transiente do crescimento da fenda provocado pela aplicação de uma única sobrecarga de tração para as razões de tensão de 0,05 e 0,4. As sobrecargas simples foram aplicadas para gamas de intensidade de tensões nominais (ΔK_n) iguais a 6 e 9 MPa m^{1/2}, tomando por base a solicitação base. Os valores de ΔK_n foram calculados sem considerar o efeito da forma da frente da fenda, nem o efeito da concentração de tensões devido ao cordão de soldadura, pois, durante a realização dos ensaios de propagação, não se sabia a forma da frente da fenda nem o comprimento real da fenda. Assim, todas as sobrecargas simples foram aplicadas com $R_{OL} = 2$. O cálculo da taxa de propagação de fenda e a leitura do número de ciclos foram realizados, na medida do possível, a cada 0,1 mm de incremento de fenda. Além disso, as taxas de crescimento de fenda foram calculadas pelo método da secante de acordo com a norma ASTM E 647.

O teste com sobrecarga simples seguida por subcarga foi conduzido para perceber o efeito da subcarga no comportamento transiente de propagação de uma fenda após a aplicação de uma sobrecarga. Tal efeito foi analisado apenas para um ciclo base com razão de tensão de 0,4. As sobrecargas simples seguidas por subcargas foram aplicadas para gamas de intensidade de tensões nominais iguais a 6 e 9 MPa m^{1/2}. Além disso, a sobrecarga aplicada teve $R_{OL} = 2$ e a carga mínima devido à subcarga foi igual a zero, ou seja $\Delta P_{UL} = P_{mín}$. O procedimento para o cálculo da taxa de propagação de fenda e para a leitura do número de ciclos foi o mesmo adotado para os testes de sobrecarga simples.

Os testes de sobrecargas múltiplas foram efetuados com intervalos entre sobrecargas (n) de 1000 e 10000 ciclos. Os testes com $n = 10000$ foram realizados para razões de tensão de 0,05 e 0,4 para o ciclo base e razões de sobrecarga de 1,5 e 2. O teste com $n = 1000$ foi conduzido com $R = 0,05$ e $R_{OL} = 2$. O cálculo da taxa de crescimento de fenda e a leitura da quantidade de ciclos foram realizados aproximadamente a cada 0,2 mm de incremento de

fenda. As taxas de crescimento de fenda foram calculadas pelo método do polinómio para 5 pontos de acordo com a norma ASTM E 647.

As condições de carregamento utilizadas para realizar os ensaios de propagação com carregamento de amplitude variável são resumidas na Tabela 3.10.

Tabela 3.10. Ensaios com carregamento de amplitude variável.

| Sequência | R | ΔK_n (MPa m ^{1/2}) | R_{OL} | ΔP_{BL} (N) | ΔP_{UL} (N) | n | Provete |
|-----------------------|------|---|----------|------------------------|------------------------|-------|---------|
| Sobrecarga simples | 0,05 | 6 | 2 | 2850 | - | - | 1.5 |
| Sobrecarga simples | 0,05 | 9 | 2 | 2850 | - | - | 1.6 |
| Sobrecarga simples | 0,4 | 6 | 2 | 3420 | - | - | 2.7 |
| Sobrecarga simples | 0,4 | 9 | 2 | 3420 | - | - | 2.7 |
| Sobrecarga/Subcarga | 0,4 | 6 | 2 | 2850 | 1900 | - | 2.1 |
| Sobrecarga/Subcarga | 0,4 | 9 | 2 | 2850 | 1900 | - | 2.1 |
| Sobrecargas múltiplas | 0,05 | - | 2 | 3420 | - | 1000 | 1.8 |
| Sobrecargas múltiplas | 0,05 | - | 1,5 | 3420 | - | 10000 | 2.4 |
| Sobrecargas múltiplas | 0,05 | - | 2 | 3420 | - | 10000 | 2.5 |
| Sobrecargas múltiplas | 0,4 | - | 2 | 3420 | - | 10000 | 1.7 |
| Sobrecargas múltiplas | 0,4 | - | 1,5 | 3420 | - | 10000 | 2.3 |

3.10. Análise das Superfícies de Fratura

As análises das superfícies de fratura dos ensaios de arrancamento, tração, fadiga e propagação foram realizadas por meio de microscopia eletrónica de varrimento (MEV). Assim, as superfícies de fratura foram observadas com o auxílio de um microscópio de varrimento eletrónico Zeiss Merlin-61-50, com máxima resolução de imagem de 0,8 nm. Todas as amostras analisadas passaram por um processo de limpeza por ultrassons em banho de acetona. Em seguida, correntes de ar quente foram utilizadas para secar as amostras.

4. MORFOLOGIA E PROPRIEDADES MECÂNICAS

Neste capítulo foram analisadas a morfologia e as propriedades mecânicas das séries de soldadura cujos parâmetros são apresentados na Tabela 3.9. Dessa forma, foram feitas análises da influência dos parâmetros de soldadura sobre características morfológicas, tais como: dimensões da soldadura, distorção angular da junta, porosidade e microestrutura. Além disso, foram feitas análises do efeito dos parâmetros de soldadura e das características morfológicas sobre as propriedades mecânicas das juntas em estudo, nomeadamente, dureza, resistência à tração do *skin* e do *stringer*. Tais influências foram analisadas por meio de regressões lineares múltiplas. A significância dos coeficientes da equação de regressão foi avaliada por meio do teste t de Student. Assim, as variáveis com coeficientes menos significantes foram removidas da regressão até que todos os coeficientes restantes tivessem probabilidade de significância menor ou igual a 10% no teste t de Student e a regressão tivesse um fator F de significação menor ou igual a 5%.

4.1. Morfologia das Soldaduras

As séries de soldadura em estudo apresentaram cordões de soldadura com aparência irregular com pequenos salpicos, conforme mostrado nas Figuras 4.1a e 4.1b. Além disso, as séries de soldadura 5 e 8 apresentaram alguns macroporos superficiais, respetivamente, ao longo do primeiro e do segundo cordão de soldadura, como pode ser observado nas Figuras 4.1c e 4.1d.

As macrografias das 11 séries de soldadura confeccionadas conforme os parâmetros mencionados na Tabela 3.9 são apresentadas na Figura 4.2. As macrografias das séries 3, 5, 7, 8 e 9 apresentaram macroporos. A série 5 foi a pior delas, com um macroporo de cerca de 0,7 mm e alguns microporos. Por outro lado, as macrografias das séries 1, 2, 4, 6, 10 e 11 apresentaram apenas alguns microporos. Pode-se observar, também, que a série 4 apresenta penetração incompleta da junta. Além disso, nenhuma macrografia apresentou macroscopicamente qualquer tipo de fenda.

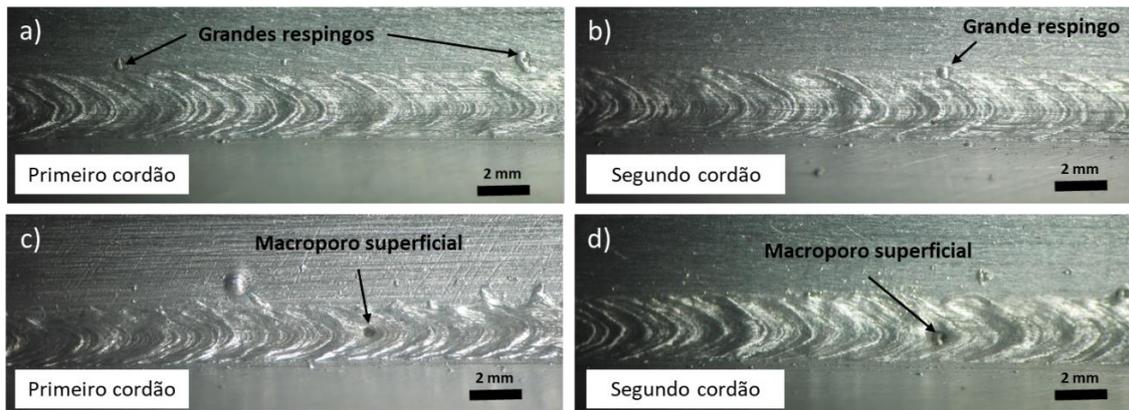


Figura 4.1. Aparência: a) primeiro cordão da série 5, b) segundo cordão da série 8, c) primeiro cordão da série 8 e d) segundo cordão da série 5.

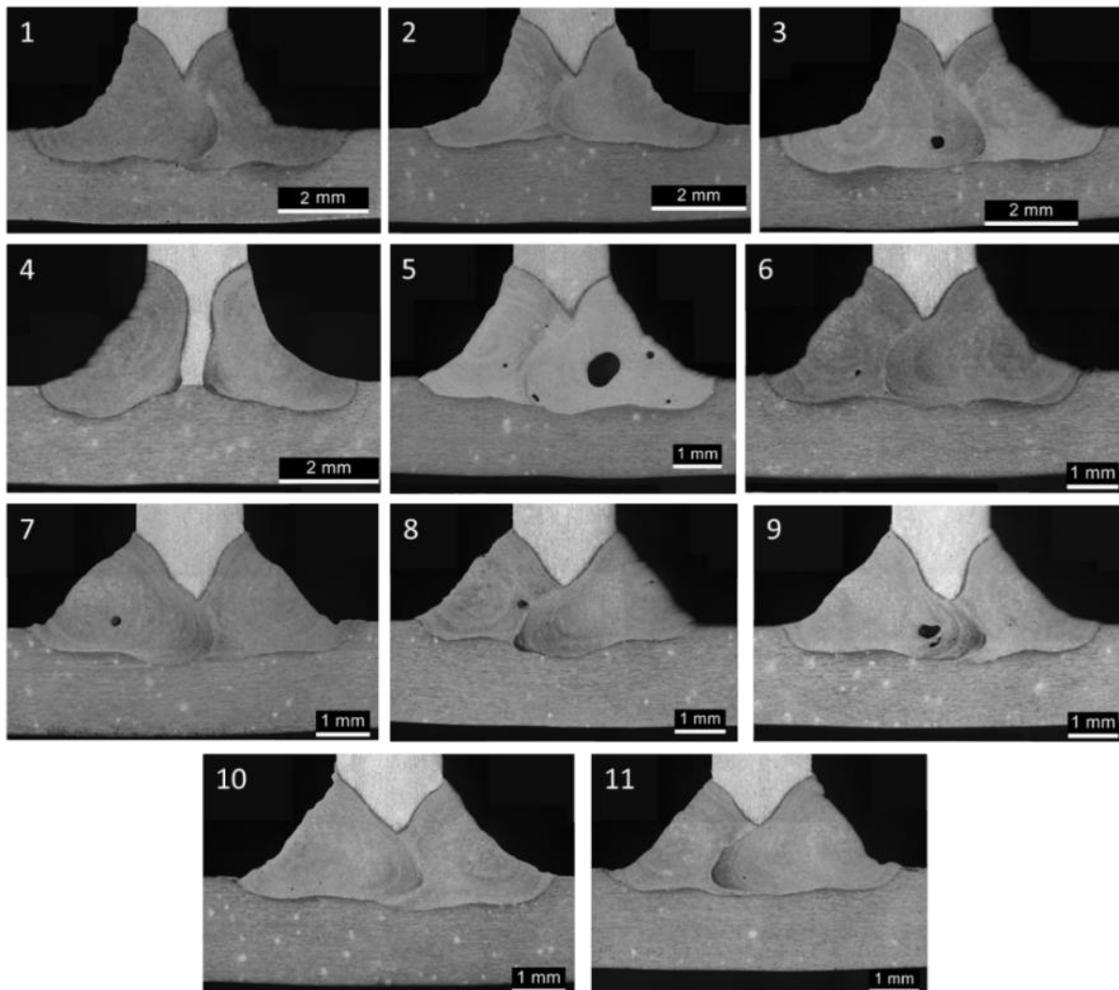


Figura 4.2. Macrografias das séries de soldadura.

As dimensões da soldadura e a distorção angular, ilustradas pelas Figuras 4.3a e 4.3b, são apresentadas na Tabela 4.1.

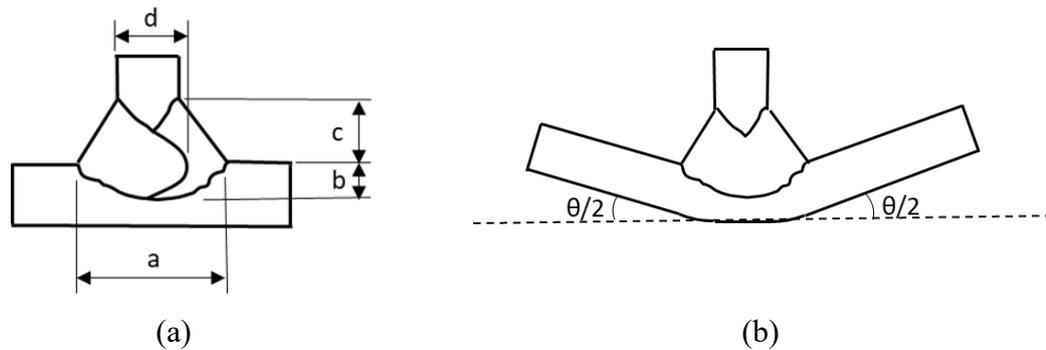


Figura 4.3. Esquemas com: a) as principais dimensões e b) a distorção angular das soldaduras.

Tabela 4.1. Resultados referentes à morfologia das séries de soldadura.

| Série | a (mm) | b (mm) | c (mm) | d (mm) | θ (°) | Porosidade (%) |
|-------|----------|----------|----------|----------|---------------|----------------|
| 1 | 7,17 | 0,94 | 2,28 | 1,77 | $2,3 \pm 0,1$ | 0,05 |
| 2 | 6,25 | 0,45 | 2,34 | 1,36 | $2,9 \pm 0,1$ | 0,12 |
| 3 | 7,03 | 0,84 | 2,34 | 1,79 | $2,6 \pm 0,2$ | 0,05 |
| 4 | 6,36 | 0,68 | 2,48 | 0,81 | $2,9 \pm 0,1$ | 0,18 |
| 5 | 6,14 | 0,81 | 2,20 | 1,81 | $2,9 \pm 0,1$ | 0,41 |
| 6 | 6,56 | 0,60 | 2,12 | 1,78 | $2,9 \pm 0,1$ | 0,47 |
| 7 | 6,38 | 0,79 | 1,76 | 1,44 | $2,9 \pm 0,1$ | 0,50 |
| 8 | 5,65 | 0,73 | 1,86 | 2,05 | $3,4 \pm 0,4$ | 0,35 |
| 9 | 6,35 | 0,78 | 1,93 | 1,88 | $2,9 \pm 0,1$ | 0,14 |
| 10 | 6,33 | 0,65 | 2,00 | 1,61 | $2,9 \pm 0,2$ | 0,32 |
| 11 | 6,21 | 0,59 | 1,90 | 2,05 | $3,1 \pm 0,1$ | 0,20 |

4.5.1. Efeito dos parâmetros de soldadura sobre as dimensões da soldadura

Os modelos de regressão das dimensões da soldadura são apresentados nas Tabelas 4.2 a 4.5. As regressões foram realizadas considerando os seguintes parâmetros de soldadura: potência do feixe de laser (P), diâmetro do feixe de laser (D), ângulo de incidência do feixe de laser (α), posição de incidência do feixe de laser (δ), velocidade de soldadura (s), entrada de calor (P/s), tempo de interação (D/s) e densidade de potência (P/D^2).

De acordo com a Tabela 4.2, os parâmetros de soldadura que afetam significativamente a distância entre os pés dos cordões (a) são a potência do feixe laser (P)

e a velocidade de soldura (s). Dessa forma, a distância entre os pés do cordão pode ser estimada pela equação:

$$a = 28,09735 - 0,61433s + 8,985982P - 318,482 \frac{P}{s} \quad (4.1),$$

onde $\frac{P}{s}$ é um termo de interação entre as variáveis P e s . Esse termo faz com que a não varie linearmente com s , como pode ser observado na Figura 4.4 obtida a partir da equação (4.1).

Tabela 4.2. Regressão da dimensão a considerando os parâmetros de soldadura.

| Análise da Regressão | | | | | |
|----------------------|--------------|-------------|---------------|----------|-------------------|
| | Coeficientes | Erro padrão | t estatístico | valor-P | |
| Intersecção | 28,09735 | 9,293133 | 3,023453 | 0,019292 | |
| s (mm/s) | -0,61433 | 0,239993 | -2,55978 | 0,037564 | |
| P (kW) | 8,985982 | 3,192762 | 2,814485 | 0,025978 | |
| P/s (kJ/mm) | -318,482 | 123,3237 | -2,58249 | 0,03634 | |
| Análise de Variância | | | | | |
| | gl | SQ | MQ | F | F de significação |
| Regressão | 3 | 1,329826 | 0,443275 | 8,089142 | 0,01123 |
| Resíduo | 7 | 0,383592 | 0,054799 | | |
| Total | 10 | 1,713418 | | | |

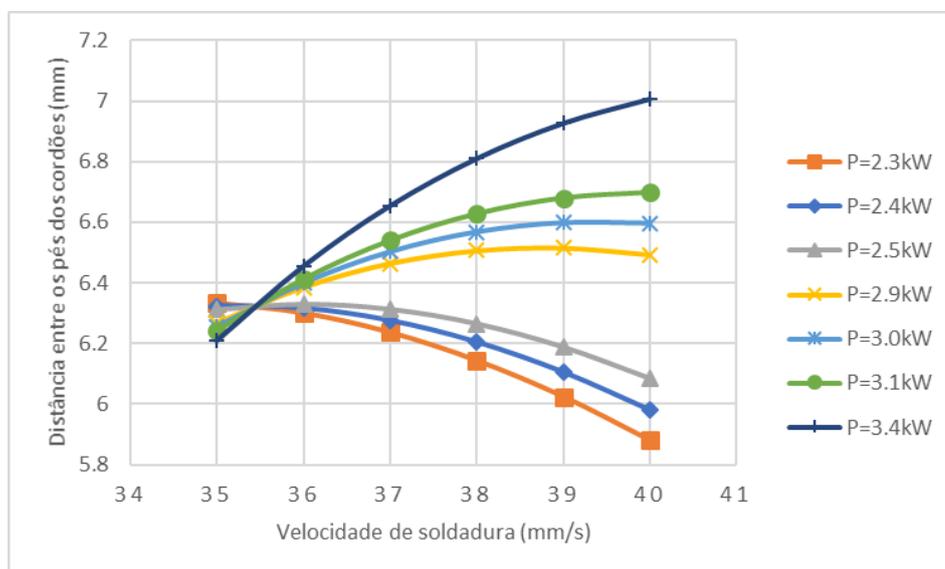


Figura 4.4. Distância entre os pés do cordão em função da velocidade de soldadura para diferentes valores de potência do feixe de laser.

De acordo com a Figura 4.4, o aumento de P diminui levemente o valor de a para $s = 35$ mm/s e aumenta significativamente o valor de a para $s = 40$ mm/s.

Comportamento similar foi observado por Oliveira et al. (2015) para juntas T autógenas soldadas a laser de um único lado. Além disso, a diminui com o aumento da velocidade para $2,3 \text{ kW} \leq P \leq 2,5 \text{ kW}$ e aumenta com a velocidade para $2,9 \text{ kW} \leq P \leq 3,4 \text{ kW}$. A relação entre os valores de a calculados pela equação (4.1) e os valores de a medidos da Tabela 4.1 é apresentada na Figura 4.5, com um coeficiente de correlação de 77,6%. A dispersão dos dados na Figura 4.5 está relacionada à influência de outros parâmetros considerados pouco significantes nesta análise, como o diâmetro do feixe de laser (D), a posição de incidência do feixe de laser (δ) e o ângulo de incidência do laser (α).

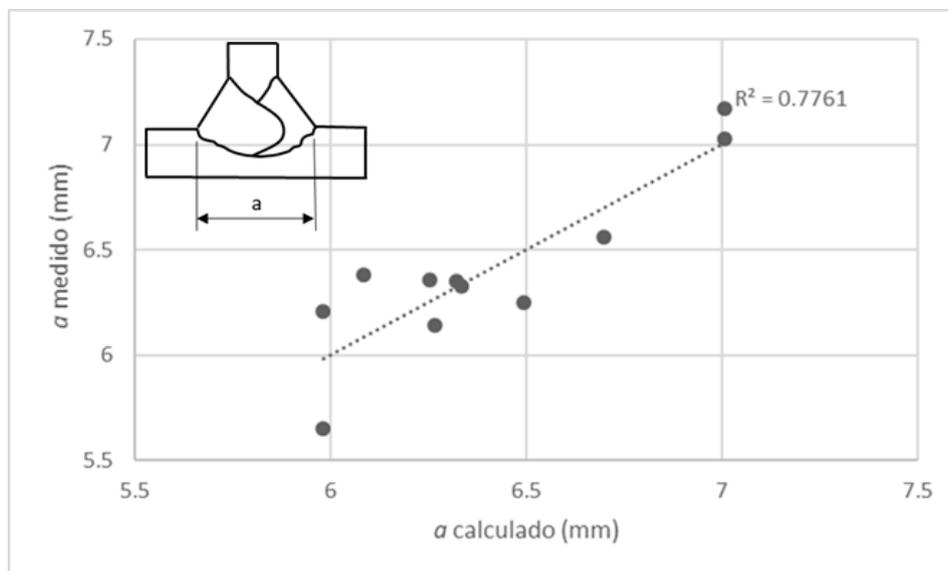


Figura 4.5. Relação entre a medido e a calculado pela regressão.

Os parâmetros de soldadura que mais afetam a profundidade de penetração da soldadura no *skin* (b) são a potência (P), o diâmetro do feixe (D), a velocidade de soldadura (s) e a posição de incidência do feixe de laser (δ), como pode ser observado na Tabela 4.3. Assim, o valor de b pode ser calculado pela equação:

$$b = -16,4562 + 1,310972\delta + 13,28957D + 239,4582 \frac{D}{s} + 0,61064 \frac{P}{D^2} \quad (4.2),$$

onde os termos $\frac{D}{s}$ e $\frac{P}{D^2}$ indicam a existência de interação entre as variáveis D e s , bem como entre P e D . Por isso, pode-se afirmar que a penetração da soldadura no *skin* varia linearmente com δ e P , mas de forma não linear com D e s . De acordo com a equação (4.2), a penetração aumenta com o aumento de δ , pois a menor interação do feixe de laser com o material do *skin*, disponibiliza mais energia para aumentar as dimensões do *keyhole*, gerando

uma maior penetração no *skin*. A influência de P , D e s sobre b foi analisada por meio da Figura 4.6 obtida a partir da equação (4.2), considerando $\delta = 0$ mm. Nessa figura, a penetração é apresentada em função de D para diferentes combinações de P e s . A fim de facilitar a análise, as curvas com traço contínuo têm velocidade de 40 mm/s e as tracejadas têm velocidade de 35 mm/s. Na figura, pode-se observar que a penetração aumenta com o aumento de P e diminui com aumento de D e s . Esse comportamento está associado à influência que cada um dos parâmetros analisados têm sobre as dimensões do *keyhole*, especialmente, sobre sua profundidade (Zhao e DebRoy, 2003).

Tabela 4.3. Regressão da dimensão b considerando os parâmetros de soldadura.

| Análise da Regressão | | | | | |
|-------------------------------|--------------|-------------|---------------|----------|-------------------|
| | Coeficientes | Erro padrão | t estatístico | valor-P | |
| Intersecção | -16,4562 | 3,726788 | -4,41564 | 0,004492 | |
| D (mm) | 13,28957 | 2,919367 | 4,552209 | 0,003883 | |
| δ (mm) | 1,310972 | 0,494085 | 2,653333 | 0,03786 | |
| P/D^2 (kW/mm ²) | 0,61064 | 0,131896 | 4,629727 | 0,003579 | |
| D/s (s) | 239,4582 | 54,87284 | 4,363875 | 0,00475 | |
| Análise de Variância | | | | | |
| | gl | SQ | MQ | F | F de significação |
| Regressão | 4 | 0,1707 | 0,042675 | 13,35523 | 0,003806 |
| Resíduo | 6 | 0,019172 | 0,003195 | | |
| Total | 10 | 0,189873 | | | |

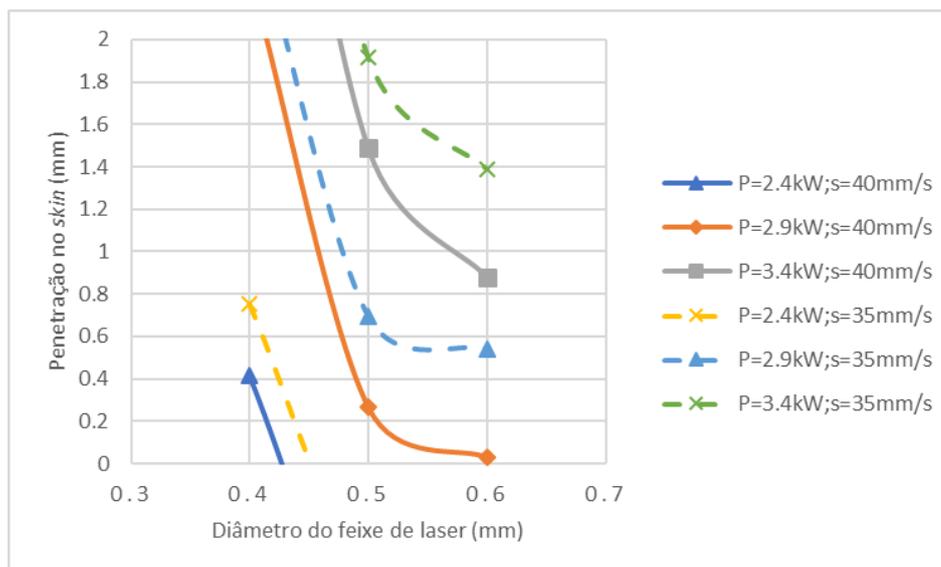


Figura 4.6. Penetração no *skin* em função do diâmetro do feixe de laser para diferentes valores de potência e velocidade.

A relação entre os valores de b medido da Tabela 4.1 e b calculado pela equação (4.2) é apresentada na Figura 4.7 com um coeficiente de determinação de 89,9%, indicando uma boa correlação entre os valores medidos e calculados.

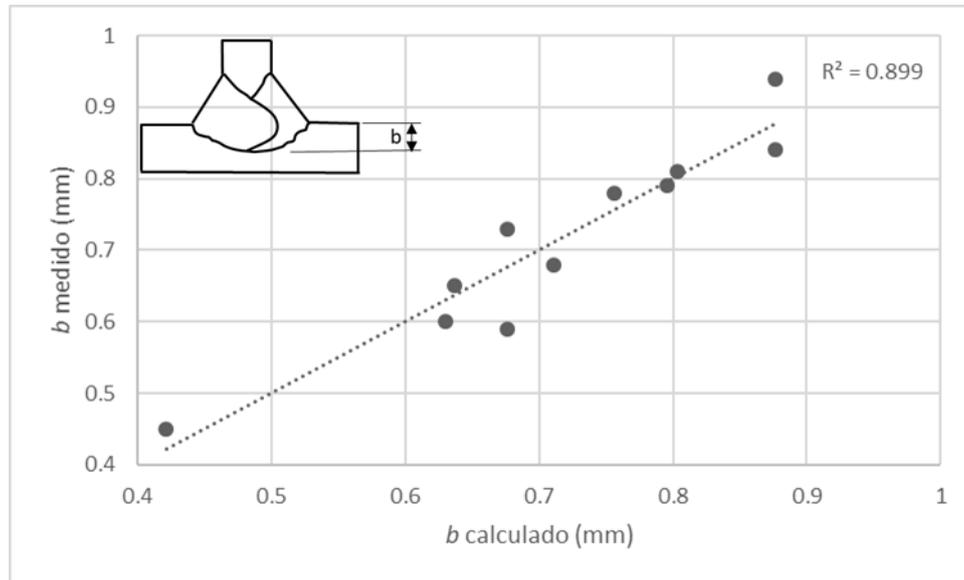


Figura 4.7. Relação entre b medido e b calculado pela regressão.

Os parâmetros de soldadura que afetam significativamente o comprimento da perna do cordão (c) são o diâmetro do feixe (D), a potência do feixe (P), a velocidade de soldadura (s) e a posição de incidência do feixe (δ) de acordo com a Tabela 4.4. Assim, o valor de c pode ser calculado pela equação:

$$c = 26,8308 + 0,067976s - 2,16706\delta - 37,9581D + 1,650176P - 1,06946 \frac{P}{D^2} \quad (4.3),$$

onde o termo $\frac{P}{D^2}$ indica que há interação entre as variáveis P e D . Assim, c varia não linearmente com D e linearmente com s , δ e P .

De acordo com a equação (4.3), c aumenta com a diminuição de δ . A influência de P , D e s sobre c é analisada por meio da Figura 4.8 obtida a partir da equação (4.3), considerando $\delta = 0$ mm. Nessa figura, o comprimento de perna do cordão é apresentado em função de D para diferentes combinações de P e s . Na figura, pode-se observar que c diminui com o aumento de P e a redução de s . Além disso, o valor de c cresce com D até um valor máximo, depois decresce com o aumento de D , como pode ser observado na Figura 4.8. A redução da potência do laser, o aumento da velocidade e redução de δ provocam a redução

das dimensões do *keyhole* (Zhao e DebRoy, 2003), o que faz com que haja um maior volume de material de adição disponível para formar o reforço da soldadura, gerando, assim, um maior comprimento de perna do cordão. A relação entre os valores de c medido da Tabela 4.1 e c calculado pela equação (4.3) é apresentada na Figura 4.9 com um coeficiente de determinação de 95,7%, indicando uma correlação muito boa entre os valores medidos e calculados.

Tabela 4.4. Regressão da dimensão c considerando os parâmetros de soldadura.

| Análise da Regressão | | | | | |
|-------------------------------|--------------|-------------|---------------|----------|-------------------|
| | Coeficientes | Erro padrão | t estatístico | valor-P | |
| Intersecção | 26,8308 | 7,213784 | 3,71938 | 0,013721 | |
| D (mm) | -37,9581 | 11,5197 | -3,29506 | 0,021593 | |
| s (mm/s) | 0,067976 | 0,029161 | 2,33111 | 0,067118 | |
| P (kW) | 1,650176 | 0,543815 | 3,034443 | 0,028934 | |
| δ (mm) | -2,16706 | 0,701937 | -3,08726 | 0,027244 | |
| P/D^2 (kW/mm ²) | -1,06946 | 0,30781 | -3,47443 | 0,017765 | |
| Análise de Variância | | | | | |
| | gl | SQ | MQ | F | F de significação |
| Regressão | 5 | 0,528014 | 0,105603 | 22,03288 | 0,002035 |
| Resíduo | 5 | 0,023965 | 0,004793 | | |
| Total | 10 | 0,551979 | | | |

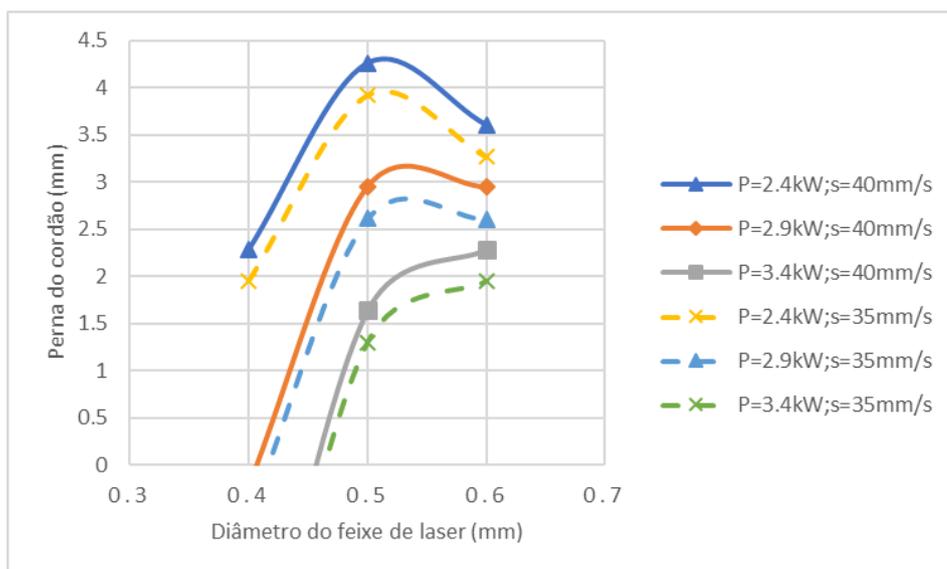


Figura 4.8. Comprimento de perna do cordão em função do diâmetro do feixe de laser para diferentes valores de potência e velocidade.

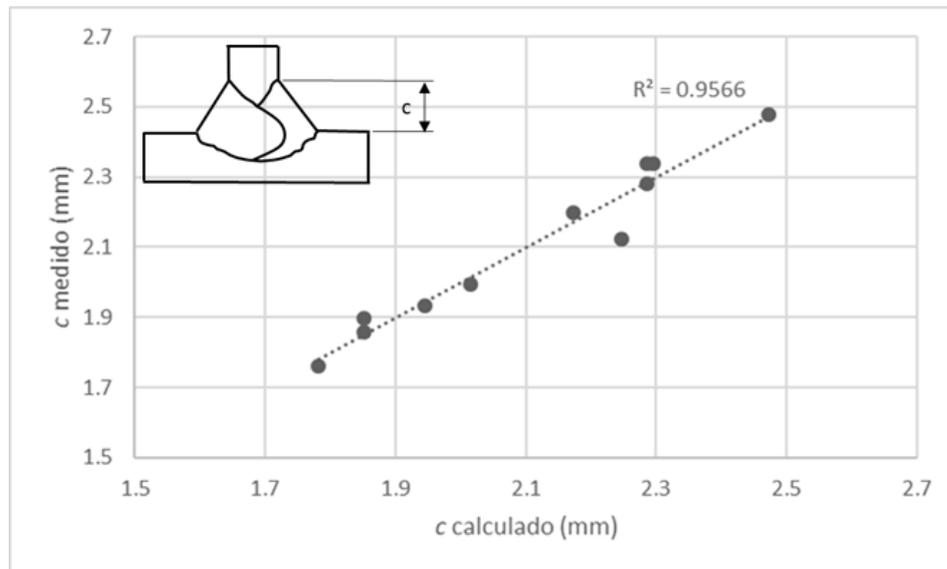


Figura 4.9. Relação entre c medido e c calculado pela regressão.

Relativamente à penetração da soldadura no *stringer* (d), os parâmetros de soldadura que afetam tal dimensão são o diâmetro do feixe, a velocidade de soldadura, a potência do feixe e a posição de incidência do feixe de acordo com a Tabela 4.5. Dessa forma, o valor de d pode ser estimado pela equação:

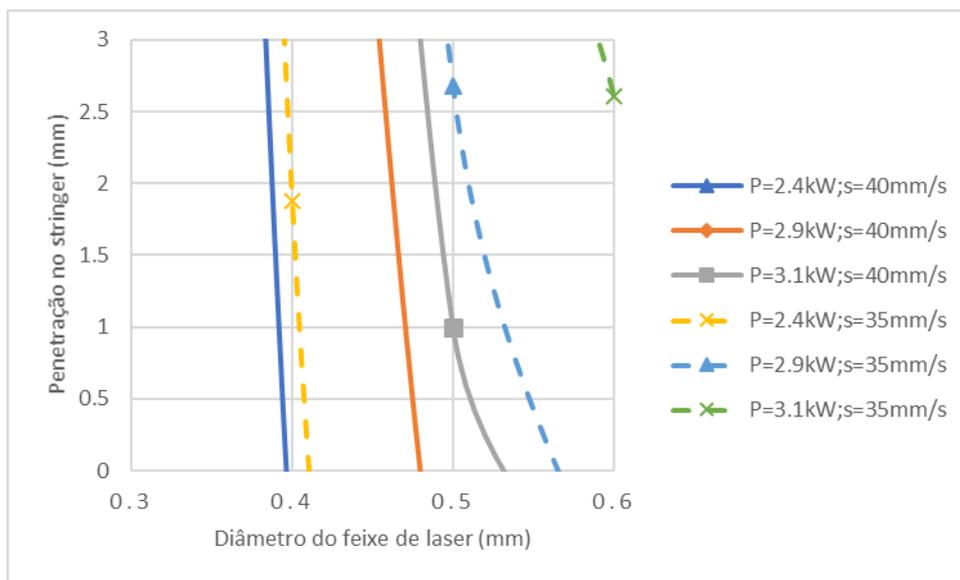
$$d = -164,419 + 296,5599D + 1,610166s - 61,8076P + 13,92333\delta + 3,62279 \frac{P}{D^2} + 2438,063 \frac{P}{s} - 7163,45 \frac{D}{s} \quad (4.4),$$

onde os termos $\frac{P}{D^2}$, $\frac{P}{s}$ e $\frac{D}{s}$ indicam que há interação entre as variáveis P e D , P e s , bem como entre D e s . Assim, d varia não linearmente com P , D e s , e linearmente com δ .

De acordo com a equação (4.4), d aumenta com o aumento de δ . A influência de P , D e s sobre d é analisada por meio da Figura 4.10 obtida a partir da equação (4.4), considerando $\delta = 0$ mm. Nessa figura, observa-se que d aumenta com a diminuição de D e s , assim como com o aumento de P . Dessa forma, o efeito desses parâmetros sobre d está diretamente relacionado ao seu efeito nas dimensões do *keyhole* (Zhao e DebRoy, 2003). A relação entre os valores de d medido da Tabela 4.1 e d calculado pela equação (4.4) é apresentada na Figura 4.11 com um coeficiente de determinação de 99,9%, indicando uma excelente correlação entre os valores medidos e calculados.

Tabela 4.5. Regressão da dimensão d considerando os parâmetros de soldadura.

| Análise da Regressão | | | | | |
|-------------------------------|---------------|-------------|---------------|-----------------------|-----------------------|
| | Coefficientes | Erro padrão | t estatístico | valor-P | |
| Intersecção | -164,419 | 4,075237 | -40,346 | $3,35 \times 10^{-5}$ | |
| D (mm) | 296,5599 | 7,932667 | 37,38464 | $4,21 \times 10^{-5}$ | |
| s (mm/s) | 1,610166 | 0,06342 | 25,38895 | 0,000134 | |
| P (kW) | -61,8076 | 1,996143 | -30,9635 | $7,40 \times 10^{-5}$ | |
| δ (mm) | 13,92333 | 0,253923 | 54,83296 | $1,34 \times 10^{-5}$ | |
| P/D^2 (kW/mm ²) | 3,62279 | 0,087144 | 41,57239 | $3,06 \times 10^{-5}$ | |
| P/s (kJ/mm) | 2438,063 | 79,53012 | 30,65584 | $7,63 \times 10^{-5}$ | |
| D/s (s) | -7163,45 | 233,2335 | -30,7137 | $7,58 \times 10^{-5}$ | |
| Análise de Variância | | | | | |
| | gl | SQ | MQ | F | F de significação |
| Regressão | 7 | 1,277866 | 0,182552 | 755,0103 | $7,33 \times 10^{-5}$ |
| Resíduo | 3 | 0,000725 | 0,000242 | | |
| Total | 10 | 1,278591 | | | |

**Figura 4.10.** Penetração no *stringer* em função do diâmetro do feixe de laser para diferentes valores de potência e velocidade.

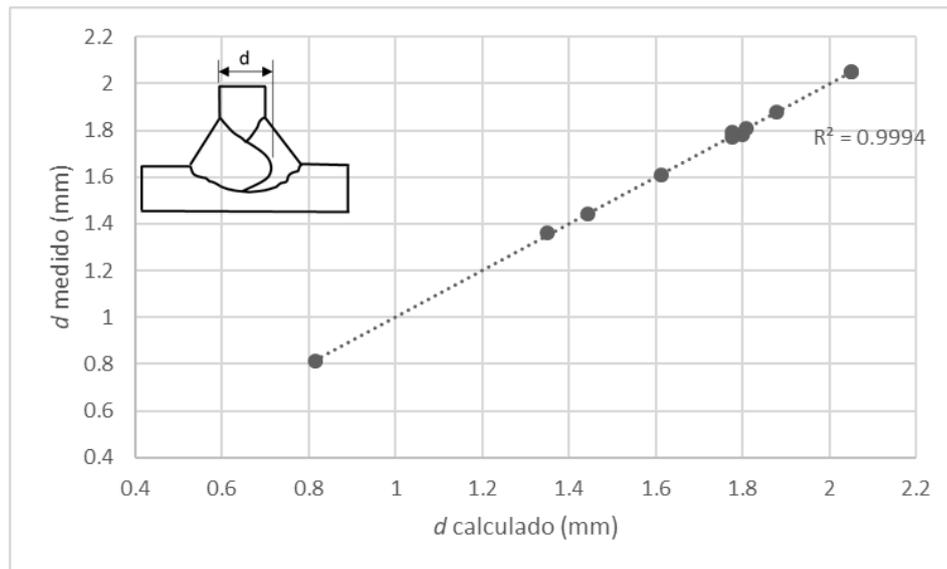


Figura 4.11. Relação entre d medido e d calculado pela regressão.

4.5.2. Efeito dos parâmetros de soldadura na distorção angular

A Tabela 4.1 apresenta os valores de distorção angular para cada série de soldadura. Os valores de θ para as séries 2, 4, 5, 6, 7, 9, 10 e 11 são próximos ao valor de 3° considerado por Liu et al. (2017) em seu modelo de elementos finitos para uma junta T soldada a laser confeccionada com chapas da liga AA6156. Por outro lado, as séries 1, 3 e 5 apresentam valores de θ um pouco diferentes. Como a diferença entre o valor mais elevado e o mais baixo de θ é significativa, o efeito dos parâmetros e das dimensões de soldadura sobre a distorção angular foi investigado. De acordo com a Tabela 4.6, o ângulo de incidência do feixe, a posição de incidência do feixe, a velocidade de soldadura e a potência do feixe de laser são os parâmetros de soldadura que mais afetam a distorção angular. O efeito da velocidade de soldadura e da potência do feixe de laser sobre a distorção angular também foi observado por Huang et al. (2017) para juntas de topo confeccionadas com chapas de alumínio com 1 mm de espessura. Dessa forma, o valor de θ pode ser estimado pela equação:

$$\theta = 0,029964\alpha + 0,082657s - 1,47219P + 0,883289\delta + 44,62923\frac{P}{s} \quad (4.5),$$

onde o termo $\frac{P}{s}$ indica que há interação entre as variáveis P e s . Assim, θ varia linearmente com α , P e δ e de forma não linear com s .

De acordo com a equação (4.5), θ aumenta com o aumento de α e δ . O efeito de P e s sobre θ é analisado por meio da Figura 4.12 obtida a partir da equação (4.5), considerando $\alpha = 20^\circ$ e $\delta = 0$ mm. De acordo com essa figura, θ diminui com o aumento

da potência do laser. Além disso, o efeito da velocidade sobre θ depende da potência. Assim, θ diminui com o aumento da velocidade se $P > 2,6$ kW e aumenta com o aumento da velocidade se $P < 2,6$ kW. A relação entre os valores de θ medido da Tabela 4.1 e θ calculado pela equação (4.5) é apresentada na Figura 4.13 com um coeficiente de determinação de 84,0%. A dispersão dos dados na Figura 4.13 está relacionada à influência de outros parâmetros considerados pouco significantes nesta análise, como o diâmetro do feixe de laser (D), densidade de potência (P/D^2) e tempo de interação (D/s).

Tabela 4.6. Regressão da dimensão θ considerando os parâmetros de soldadura.

| Análise da Regressão | | | | | |
|----------------------|---------------|-------------|---------------|----------|-----------------------|
| | Coefficientes | Erro padrão | t estatístico | valor-P | |
| Intersecção | 0 | - | - | - | |
| α (°) | 0,029964 | 0,014552 | 2,059038 | 0,08517 | |
| s (mm/s) | 0,082657 | 0,014188 | 5,825853 | 0,001125 | |
| P (kW) | -1,47219 | 0,315407 | -4,66759 | 0,00344 | |
| δ (mm) | 0,883289 | 0,416862 | 2,1189 | 0,078402 | |
| P/s (kJ/mm) | 44,62923 | 9,584407 | 4,656442 | 0,00348 | |
| Análise de Variância | | | | | |
| | gl | SQ | MQ | F | F de significação |
| Regressão | 5 | 91,97162 | 18,39432 | 932,3104 | $2,04 \times 10^{-7}$ |
| Resíduo | 6 | 0,118379 | 0,01973 | | |
| Total | 11 | 92,09 | | | |

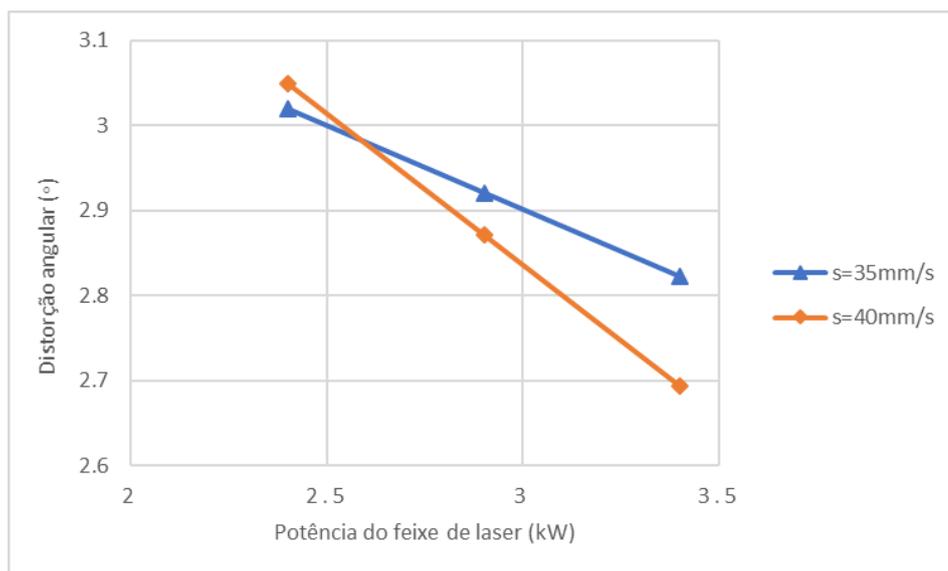


Figura 4.12. Distorção angular em função da potência do feixe de laser para diferentes valores de velocidade.

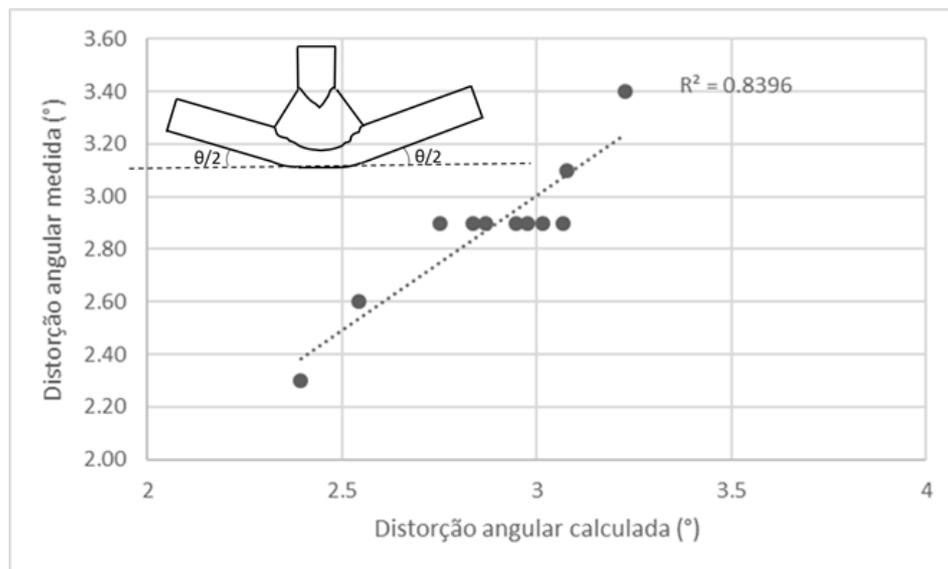


Figura 4.13. Relação entre distorção angular medida e distorção angular calculada pela regressão.

Além disso, a Figura 4.14 mostra que a distância entre os pés dos cordões também tem influência na distorção angular. Assim, quanto maior a distância entre os pés, menor a distorção. Isso ocorre porque a variação dos parâmetros s , P e δ são significantes para a distância entre os pés dos cordões (conforme exposto no item 4.1.1), assim como o aumento de a tende a diminuir a e, por consequência, aumentar θ . Dessa forma, o aumento de a reduz o gradiente de temperatura através da espessura em chapas finas, reduzindo a distorção angular (Tsai et al., 1999).

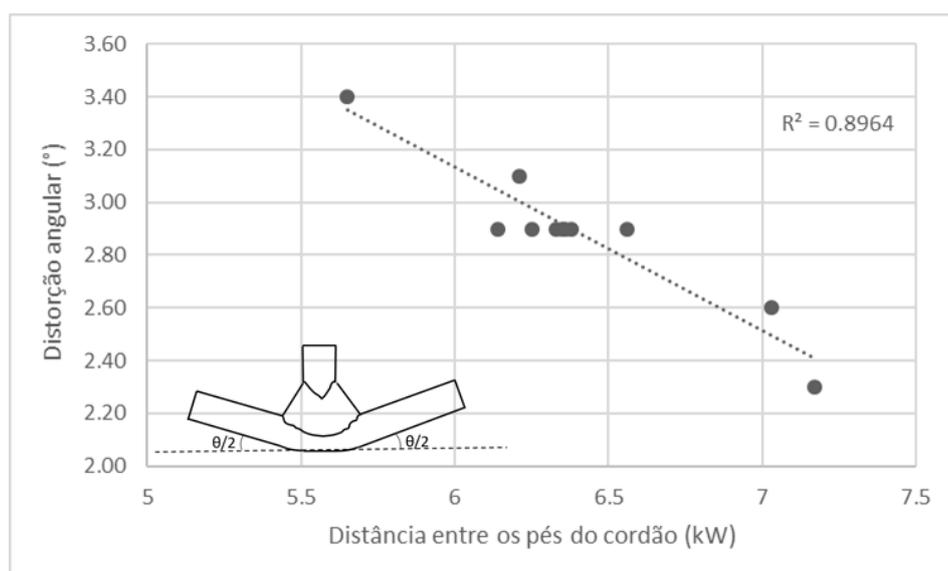


Figura 4.14. Relação entre distorção angular e distância entre os pés dos cordões.

4.5.3. Efeito dos parâmetros de soldadura sobre a porosidade

O percentual de macroporosidade apresentado na Tabela 4.1 foi obtido a partir da análise de radiografias. De acordo com essa tabela, somente as séries de soldadura 1, 2, 3 e 9 apresentam porosidade abaixo da apresentada por Ola e Doern (2015a) para um cordão de soldadura a laser confeccionado sobre uma chapa da liga AA7075-T651 com gás de proteção.

A Figura 4.1 mostra que as séries 1, 2 e 4 praticamente não têm porosidade, enquanto as soldaduras 6, 10 e 11 têm somente microporos (diâmetro do poro $< 0,2$ mm) e as soldaduras 3, 5, 7, 8 e 9 apresentam micro e macroporos. A figura mostra também que os macroporos estão presentes, na maioria dos casos, no segundo cordão de solda. Isso ocorre porque os macroporos formam-se na raiz do primeiro cordão e, também, pelo colapso do *keyhole* durante a segundo passe da soldadura. As exceções são as séries 6 e 8 (ambas com $\alpha = 20^\circ$ e $\delta = 0,2$ mm), que apresentam macroporos na primeira camada de solda. A microporosidade visível na imagem é reduzida e pode estar presente em qualquer das camadas de solda. A rejeição de hidrogênio quando ocorre a fusão das ligas de alumínio (Pastor et al., 1999) e a solidificação instantânea que ocorre próximo à linha de fusão (Squillace e Prisco, 2009) leva a uma maior concentração de microporos nessa região porque as bolhas de gás de hidrogênio não têm tempo para escapar. Apesar dessa alta concentração de microporos próximo à linha de fusão, não é possível perceber a sua presença nas macrografias. Eles foram observados nas superfícies de fratura dos provetes de arrancamento que foram analisadas por microscopia eletrônica de varrimento (MEV), como será visto no item 4.2.2. Como as macrografias só apresentam uma seção transversal muito localizada, uma análise radiológica também foi realizada em seções localizadas no início, meio e fim das soldaduras. As radiografias podem detectar defeitos maiores que 0,2 mm (Pastor et al., 1999). Um provete sem macroporos é apresentado na Figura 4.105a, enquanto outro com macroporos, indicados por setas, é apresentado na Figura 4.15b.

Para as juntas T soldadas sucessivamente a laser de ambos os lados e estudadas neste trabalho, a formação de macroporosidade apresentou o mesmo mecanismo reportado na literatura (Ventzke et al., 2014). Entretanto, a interação entre o primeiro e o segundo cordões levam a maior número e maior tamanho dos macroporos no segundo cordão que no primeiro. Isso ocorre porque os macroporos na raiz do primeiro cordão são absorvidos pelo segundo. Dessa forma, os macroporos no segundo cordão são formados pelas cavidades de

gás do primeiro cordão e pelas bolhas de gás formadas devido aos colapsos do *keyhole* ocorridos durante a deposição do segundo cordão de soldadura.

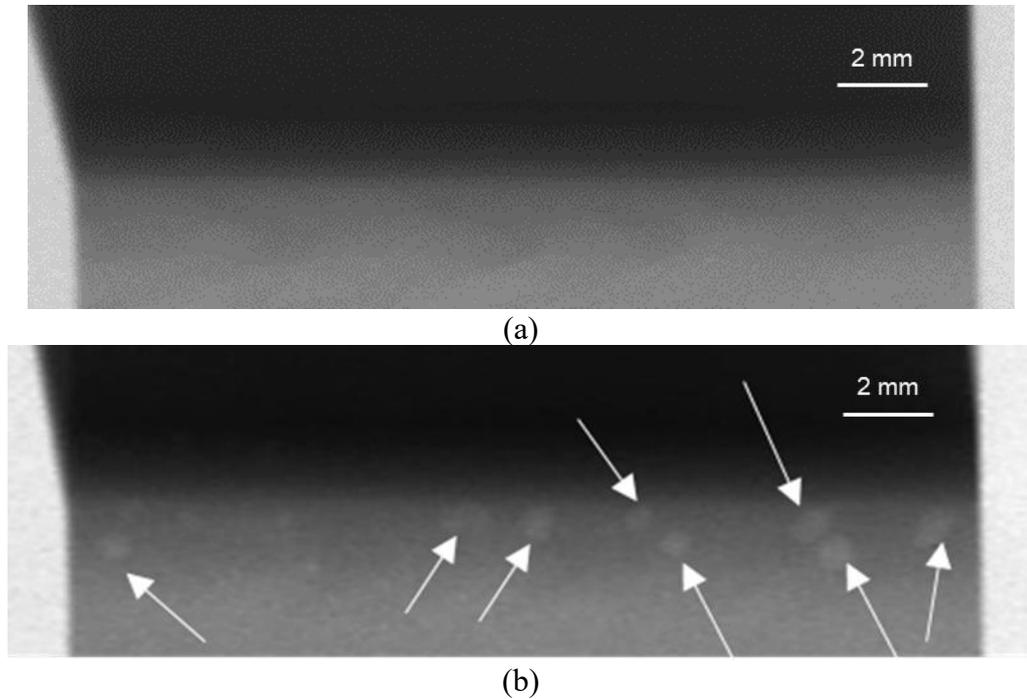


Figura 4.15. Radiografias a) sem macroporos (série 1) e b) com vários macroporos (série 7).

De acordo com a Tabela 4.7, os parâmetros de soldadura que afetam a macroporosidade são o ângulo de incidência do feixe (α), a potência do feixe de laser (P), o diâmetro do feixe de laser (D) e a velocidade de soldadura (s). Dessa forma, a percentagem de porosidade (p) pode ser estimada pela equação:

$$p = 0,039905 + 0,037261\alpha - 16,1226\frac{P}{s} + 61,12089\frac{D}{s} \quad (4.6),$$

onde os termos $\frac{P}{s}$ e $\frac{D}{s}$ indicam que há interação entre as variáveis P e s , e entre D e s . Dessa forma, p varia linearmente com α , P e D e não linearmente com s . De acordo com a equação (4.6), p aumenta com o aumento de α . De acordo com Oliveira et al. (2014), isso ocorre porque a lacuna entre as chapas do *skin* e *stringer* afeta a estabilidade do processo para ângulos elevados. A influência de P , D e s sobre p é analisada por meio da Figura 4.16 obtida a partir da equação (4.6), considerando $\alpha = 20^\circ$. De acordo com essa figura, a porosidade aumenta com o aumento de D e s , bem como com a diminuição de P . O efeito dos parâmetros P e D sobre p está relacionado à estabilidade do *keyhole*, uma vez que a formação e manutenção do *keyhole* dependem da densidade de potência (Zhao et al, 1999). Por outro

lado, a redução de s diminui a taxa de arrefecimento, facilitando, assim, o escape das bolhas de gás da poça fundida (Tao et al, 2013).

Tabela 4.7. Regressão da porosidade considerando os parâmetros de soldadura.

| Análise da Regressão | | | | | |
|----------------------|---------------|-------------|---------------|----------|-------------------|
| | Coefficientes | Erro padrão | t estatístico | valor-P | |
| Intersecção | 0 | - | - | - | |
| α (°) | 0,037975 | 0,006949 | 5,464607 | 0,000598 | |
| P/s (kJ/mm) | -15,4973 | 5,749384 | -2,69548 | 0,027264 | |
| D/s (s) | 59,83644 | 26,66263 | 2,244207 | 0,055063 | |
| Análise de Variância | | | | | |
| | gl | SQ | MQ | F | F de significação |
| Regressão | 3 | 0,907002 | 0,302334 | 35,2094 | 0,000136 |
| Resíduo | 8 | 0,068694 | 0,008587 | | |
| Total | 11 | 0,975695 | | | |

A relação entre os valores de p medido da Tabela 4.1 e p calculado pela equação (4.6) é apresentada na Figura 4.17 com um coeficiente de determinação de 74,7%. A dispersão dos dados na Figura 4.17 está relacionada à influência de outros parâmetros considerados pouco significantes nesta análise, como a posição de incidência do feixe (δ) e a densidade de potência (P/D^2).

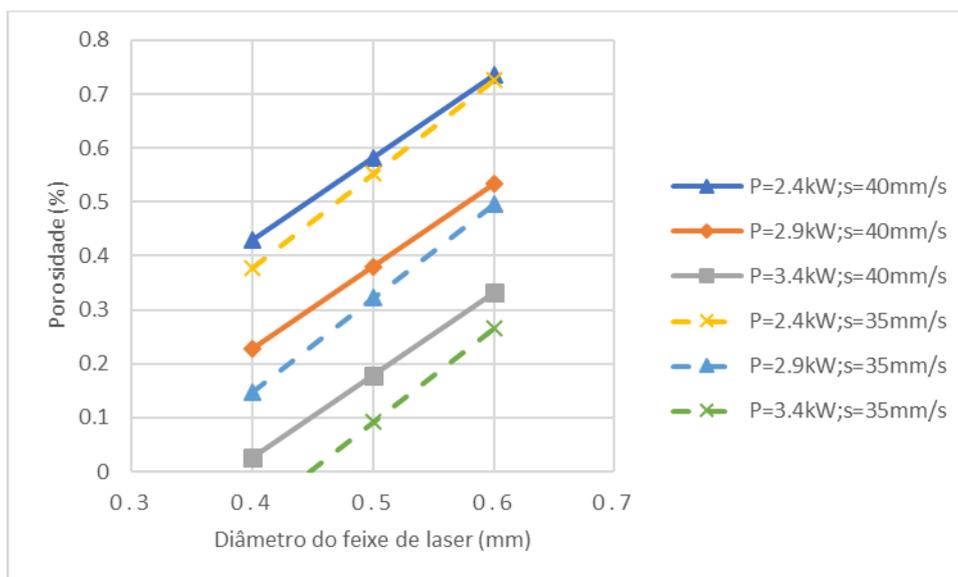


Figura 4.16. Porosidade em função do diâmetro do feixe de laser para diferentes valores de velocidade.

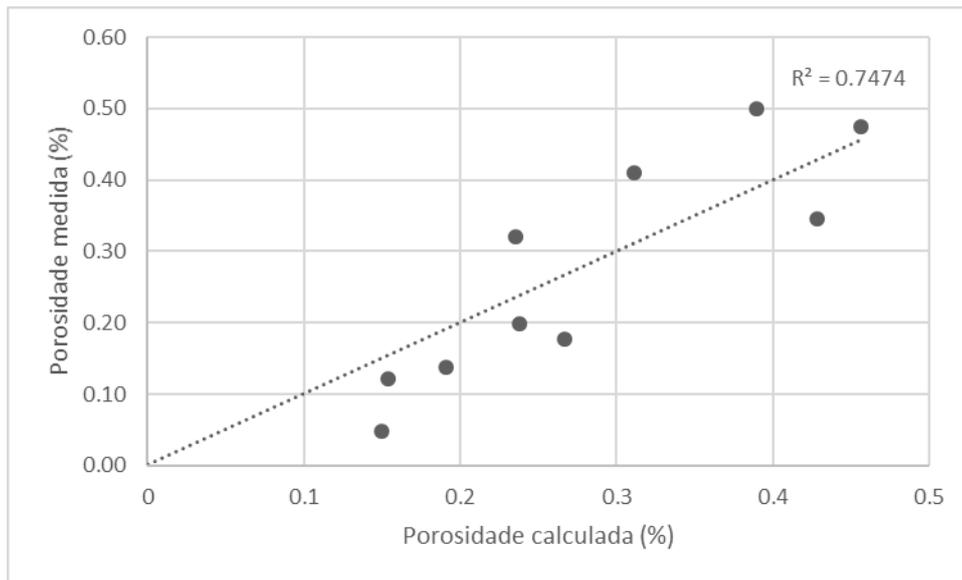


Figura 4.17. Relação entre a porosidade medida e a porosidade calculada pela regressão.

4.1.4. Microestrutura das juntas

As análises das micrografias mostram o mesmo padrão microestrutural para todas as séries de soldadura analisadas neste trabalho. A seção transversal das soldaduras apresenta microestruturas distintas nas zonas termicamente afetadas pelo calor (ZAC) do *skin* e do *stringer*, bem como na zona fundida (ZF), como ilustrado na Figura 4.18.

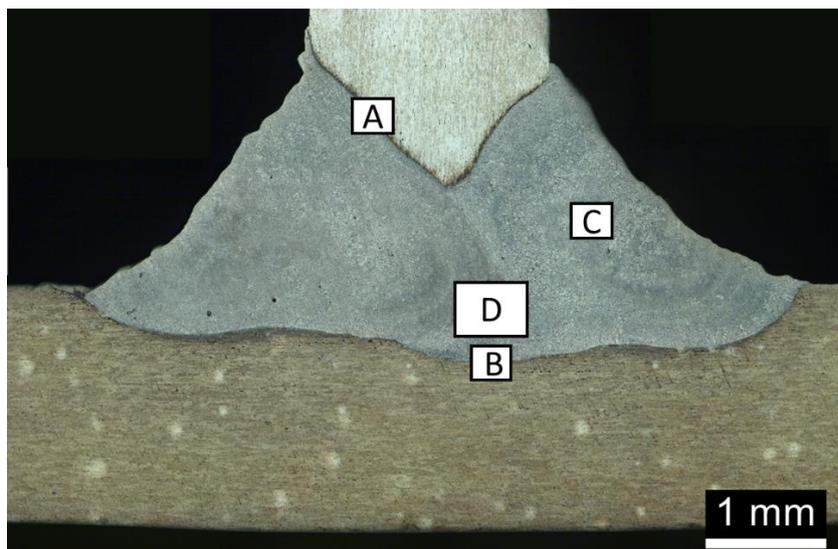


Figura 4.18. Regiões cujas microestruturas foram analisadas.

Tanto a microestrutura da ZAC do *stringer* (região A na Fig. 4.18) como a do *skin* (região B na Fig. 4.18) apresentam uma zona parcialmente fundida (ZPF), onde as

temperaturas máximas variam entre as temperaturas eutética e liquidus, causando a liquação do contorno de grão próximo à linha de fusão (LF) (Cao et al., 2003b), como pode ser observado nas Figuras 4.19 e 4.20. De acordo com Yang et al. (2012) uma zona sobre-envelhecida, onde tanto o tamanho quanto o número de partículas de segunda fase diminuem com a distância da LF, no entanto é difícil ver em microscopia ótica. Como pode ser visto na Figura 4.19, há uma zona fria na zona fundida ao longo da LF do *stringer*, onde os grãos são equiaxiais devido às elevadas taxas de arrefecimento que ocorrem durante a solidificação. Por outro lado, na Figura 4.20 não foi observada nenhuma zona fria ao longo da LF do *skin*. A Figura 4.21 mostra que o centro da ZF tem uma estrutura dendrítica celular fina, como a apresentada por Squillace e Prisco (2009) para juntas T soldadas a laser em ambos os lados do *stringer* simultaneamente. A Figura 4.22 mostra o refinamento dos grãos na região que foi refundida durante o segundo passe de soldadura, gerando uma estrutura de grãos equiaxiais muito fina ao longo de toda a LF entre as camadas de soldadura.

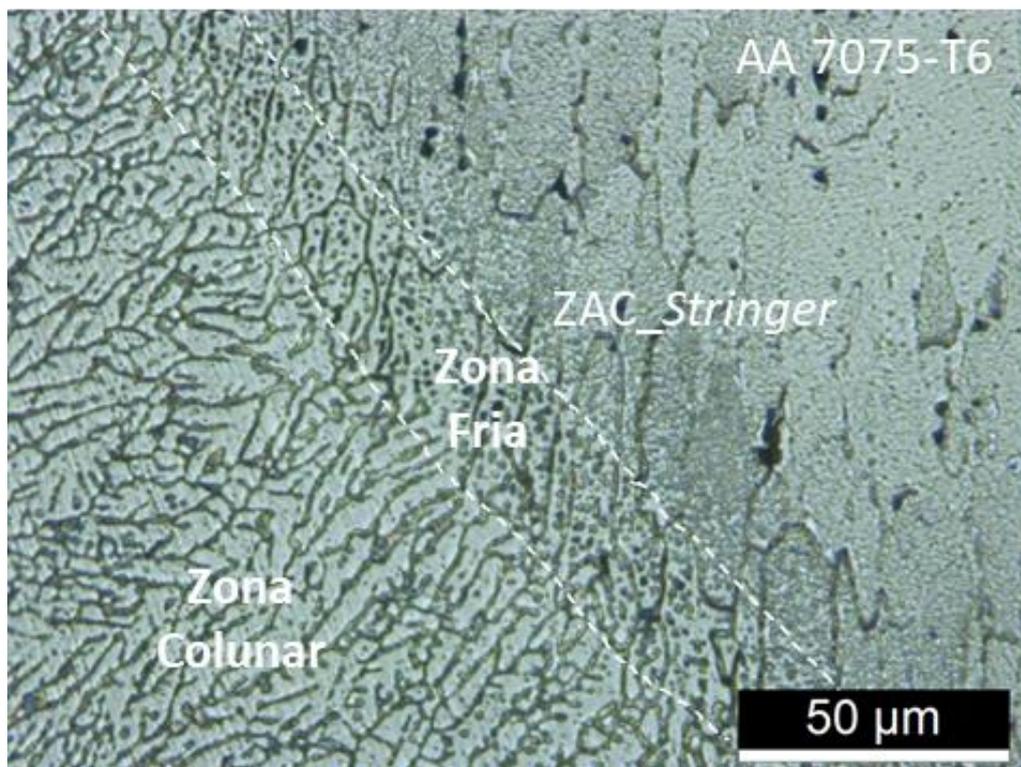


Figura 4.19. Microestruturas junto à LF entre a ZF e a ZAC do *Stringer*.

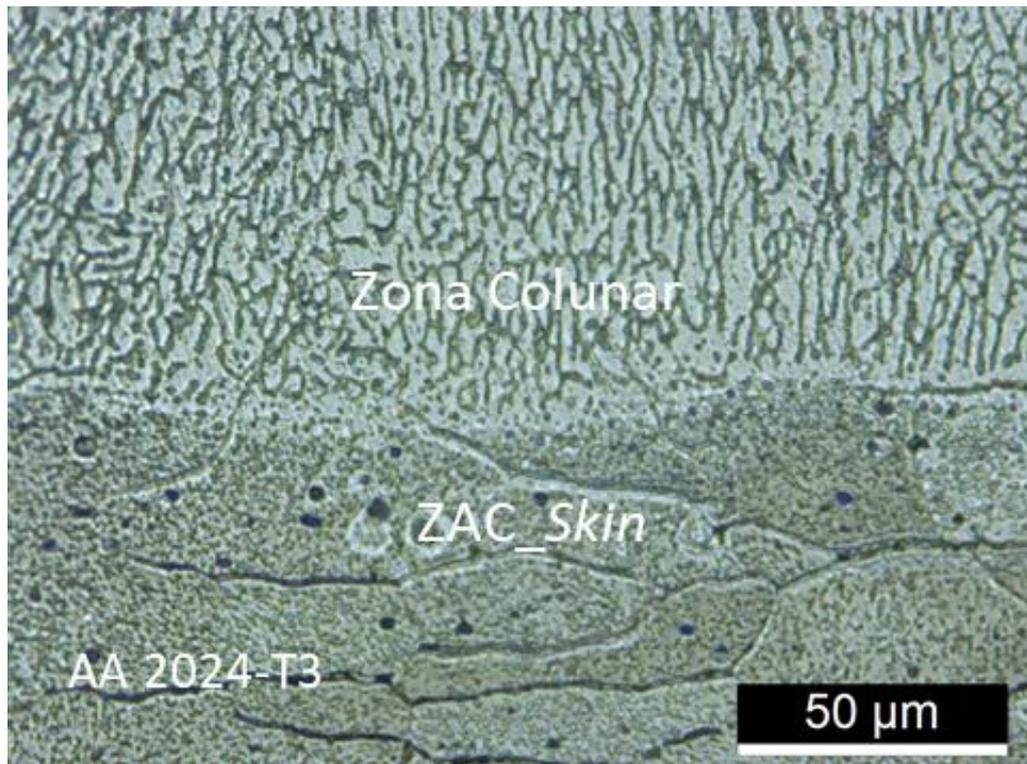


Figura 4.20. Microestruturas junto à LF entre a ZF e a ZAC do *Skin*.

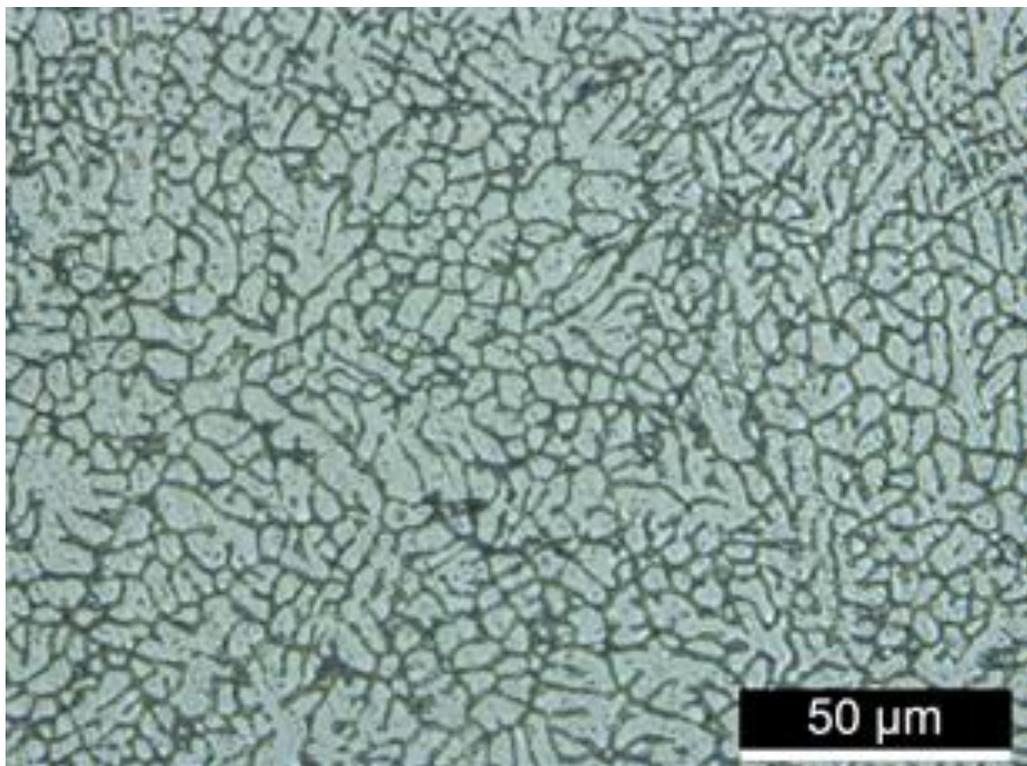


Figura 4.21. Microestrutura da região central da ZF.

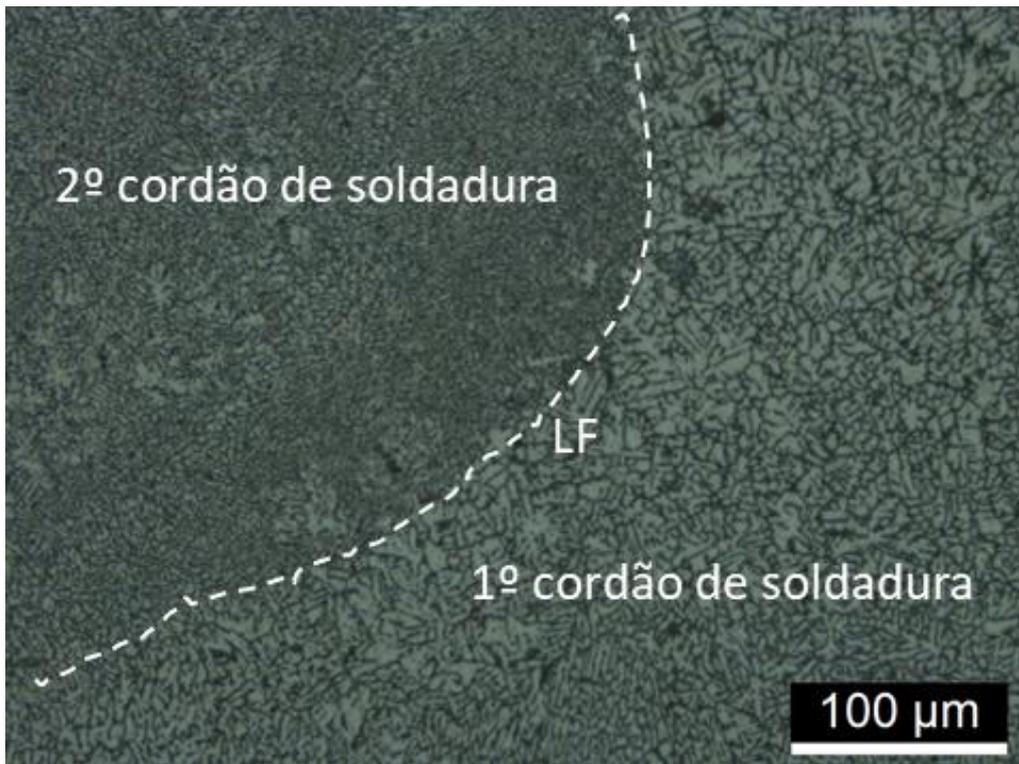


Figura 4.22. Microestrutura da transição entre o 1º e o 2º cordão de soldadura na ZF.

Além disso, as micrografias obtidas por MEV mostram alguma fissuração por liquação na ZAC do *stringer* e pouca liquação na ZAC do *skin*, como mostrado nas Figuras 4.23 e 4.24 respetivamente, para a série de soldadura 11. Isso pode ser explicado pela alta suscetibilidade das ligas das séries 2xxx e 7xxx de fissurar por liquação durante a soldadura, como referido por Huang et al. (2007).

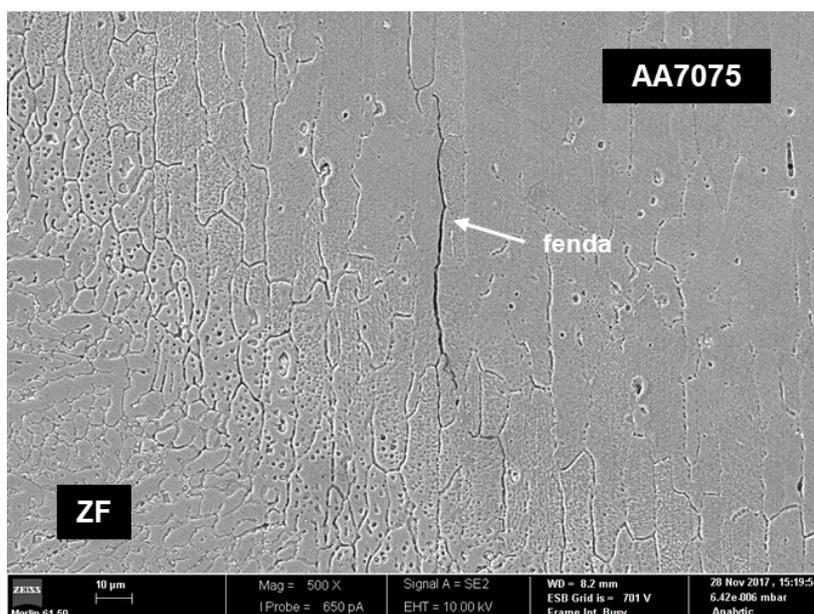


Figura 4.23. Fissura por liquação na ZAC do *stringer* (MEV).

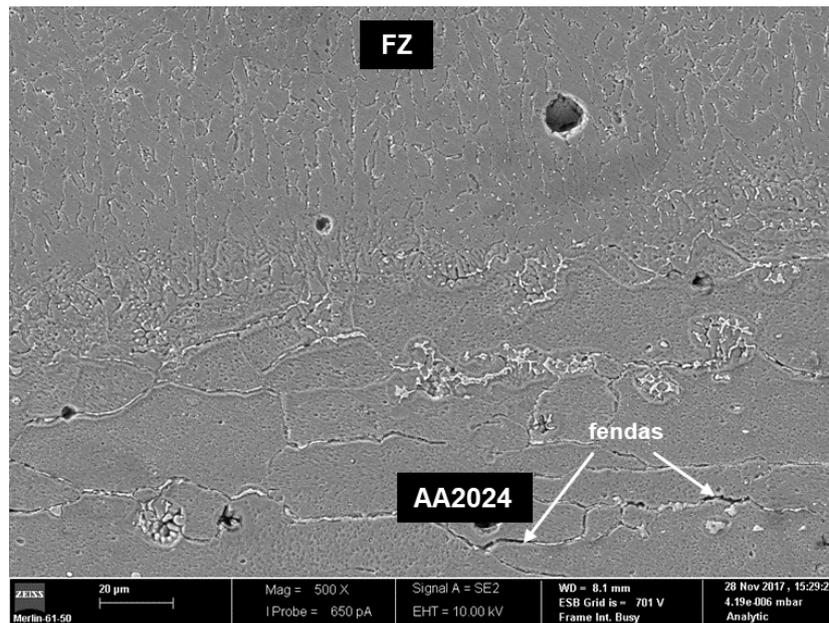


Figura 4.24. Fissura por liquação na ZAC do *skin* (MEV).

4.2. Propriedades Mecânicas

4.2.1. Perfis de microdureza

A distribuição de durezas é importante para juntas soldadas a laser confeccionadas com ligas de alumínio tratáveis termicamente porque a perda de endurecimento por precipitação resulta em redução na resistência à tração. Os perfis de microdurezas ao longo do *skin* e do *stringer* são similares para todas as séries de soldadura e não são afetados pelas mudanças dos parâmetros de soldadura. As Figuras 4.25 e 4.26 ilustram, respectivamente, os perfis de durezas ao longo do *skin* e do *stringer* da série 6. Os perfis de dureza das outras séries de soldadura são apresentados no Apêndice B. Considerando todas as séries de soldadura, as microdurezas na ZF e no vale que ocorre na ZAC do *skin* são, respectivamente, $115 \pm 2 HV_{0,2}$ e $128 \pm 6 HV_{0,2}$. Dessa forma, a dureza da ZF é cerca de $81,5 \pm 1,5\%$ da dureza do material base do *skin*. A redução de dureza na ZF deve-se não somente à dissolução dos precipitados de endurecimento, mas também ao uso de um material de enchimento (AA4047) com menor resistência mecânica. Além disso, a dureza do vale que ocorre na ZAC do *skin* é $89,5 \pm 4,5\%$ da dureza do material base do *skin* e é diretamente atribuído ao engrossamento dos precipitados (Yang et al., 2012).

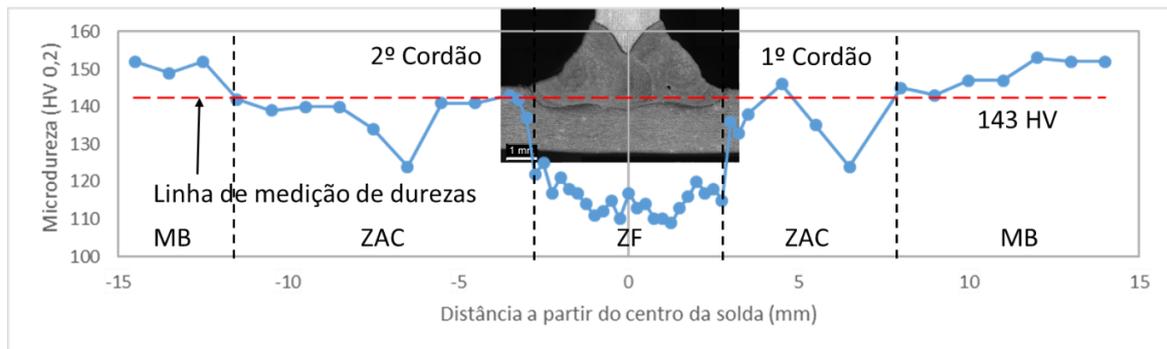


Figura 4.25. Perfil de durezas ao longo do *skin*

Como mostrado na Figura 4.26, o perfil de durezas que começa no *skin* e vai até o *stringer* tem a dureza mais baixa na ZF devido ao mesmo mecanismo mencionado anteriormente para o perfil de durezas ao longo do *skin*. Além disso, a dureza na ZAC do *skin* decresce rapidamente próximo à LF, enquanto a dureza da ZAC do *stringer* cresce rapidamente da LF até alcançar a mesma dureza do material base do *stringer*. As causas envolvidas na variação das durezas as mesmas mencionadas anteriormente. Entretanto, observa-se que a dureza do *stringer* é muito maior que a do *skin*, devido à diferença dos materiais.

Comparando esses resultados de microdureza com os obtidos por Song et al. (2014) para juntas sobrepostas soldadas por *friction stir welding* e confeccionadas com AA2024-T3/AA7075-T6, é possível perceber que o valor mínimo de dureza é 15 HV_{0,2} maior nas juntas soldadas a laser.

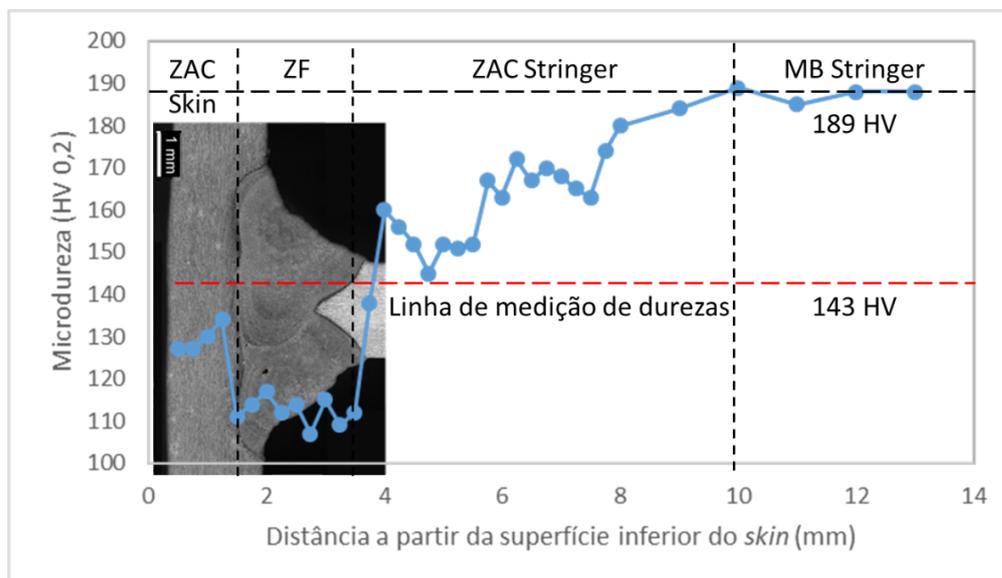


Figura 4.26. Perfil de durezas do *skin* até o *stringer*

4.2.2. Resultados dos ensaios de arrancamento

A Tabela 4.8 mostra os valores médios da carga máxima requerida para a rotura dos provetes (*UTL – ultimate tensile load*). Os valores médios de tensão máxima obtidos pela divisão da carga pela área da seção transversal do *stringer* também são apresentados na tabela, para permitir a comparação com resultados de outros autores. Esses resultados são superiores aos 230 e 210 MPa obtidos por Enz et al. (2015), respetivamente, para juntas T soldadas a laser em um único lado e sucessivamente em ambos os lados do *stringer*, ambas confeccionadas com chapas de 2 mm de espessura das ligas AA2024-T351/AA7050-T76. Os resultados também foram superiores aos 204 MPa obtidos por Yang et al. (2012) para juntas T soldadas a laser simultaneamente em ambos os lados do *stringer*, confeccionadas com chapas de 1,8 mm das ligas AA6056-T4/AA6156-T6.

De acordo com a Tabela 4.9, os parâmetros de soldadura que significativamente afetam *UTL* são o diâmetro do feixe, a potência do laser, a posição de incidência do feixe e a velocidade de soldadura. Dessa forma, a carga máxima de tração do ensaio de arrancamento pode ser estimada pela equação:

$$UTL = 18,35754 - 7,06167\delta - 240,26\frac{P}{s} + 910,2595\frac{D}{s} \quad (4.7),$$

onde os termos $\frac{P}{s}$ e $\frac{D}{s}$ indicam que há interação entre as variáveis P e s , e D e s . De acordo com a equação (4.7), A *UTL* aumenta com o aumento de D e a diminuição de P e δ , considerando que apenas um parâmetro de soldadura é variado por vez. A *UTL* aumenta com o alargamento de D e com a diminuição de s porque, quando isso ocorre, o aumento no tempo de interação do laser (D/s) resulta em uma menor taxa de arrefecimento, o que reduz a suscetibilidade à fissuração e, conseqüentemente, melhora a resistência da junta soldada (Riva et al., 2015). Por outro lado, a *UTL* diminui com o aumento de P porque a dissolução de fases precipitadas no material aumenta com a potência (Cao et al., 2003b). Além disso, quanto maior o aumento nas dimensões do *keyhole* devido à elevação da potência, maior a redução de *UTL* causada pelo aumento da participação do metal de adição na soldadura, uma vez que o fio de enchimento tem resistência mecânica menor que a do material base. Os resultados de *UTL* também decrescem com o aumento de δ por causa da menor interação do feixe de laser com o material do skin. Essa menor interação com o skin provoca o aumento das dimensões do *keyhole* e, conseqüentemente, aumento da participação do metal de adição, com menor resistência, na soldadura. Dessa forma, os valores mais elevados de *UTL* ocorrem

quando δ é igual a 0,0 mm. Este resultado não está de acordo com os resultados de Yang et al. (2012) para juntas T soldadas a laser simultaneamente dos dois lados do *stringer*. Para esses autores, a tensão máxima ocorre quando a posição de incidência do feixe é 0,2 mm. A diferença entre os resultados obtidos neste trabalho e os obtidos por Yang et al. (2012) ocorre porque a penetração da soldadura no *skin* é maior para juntas T soldadas simultaneamente do que para as soldadas sucessivamente (Cicalã et al, 2010). A influência de s sobre *UTL* é analisada por meio da Figura 4.27, considerando $\delta = 0$ mm. De acordo com essa figura, *UTL* aumenta com o aumento da velocidade. O efeito de s sobre *UTL* aumenta com o aumento de P e a diminuição de D .

Tabela 4.8. Média das cargas e tensões máximas nos ensaios de arrancamento.

| Série | Carga máxima média (kN) | Tensão máxima média (MPa) | Modos de falha |
|-------|-------------------------|---------------------------|----------------|
| 1 | 11,7 | 343 | 1 |
| 2 | 12,5 | 367 | 1 and 2 |
| 3 | 11,5 | 337 | 1 |
| 4 | 13,5 | 397 | 2 |
| 5 | 12,5 | 366 | 1 and 2 |
| 6 | 12,1 | 355 | 1 and 2 |
| 7 | 12,6 | 370 | 1 |
| 8 | 10,7 | 314 | 1 |
| 9 | 12,1 | 355 | 1 |
| 10 | 11,9 | 350 | 1 |
| 11 | 12,3 | 363 | 1 |

Tabela 4.9. Regressão de *UTL* considerando os parâmetros de soldadura.

| Análise da Regressão | | | | | |
|----------------------|--------------|-------------|---------------|----------|-------------------|
| | Coeficientes | Erro padrão | t estatístico | valor-P | |
| Intersecção | 18,35754 | 2,443606 | 7,512479 | 0,000136 | |
| δ (mm) | -7,06167 | 2,378717 | -2,96869 | 0,020847 | |
| P/s (kJ/mm) | -240,26 | 74,07098 | -3,24365 | 0,014181 | |
| D/s (s) | 910,2595 | 255,4922 | 3,562768 | 0,009185 | |
| Análise de Variância | | | | | |
| | gl | SQ | MQ | F | F de significação |
| Regressão | 3 | 3,460337 | 1,153446 | 4,754723 | 0,041072 |
| Resíduo | 7 | 1,698126 | 0,242589 | | |
| Total | 10 | 5,158463 | | | |

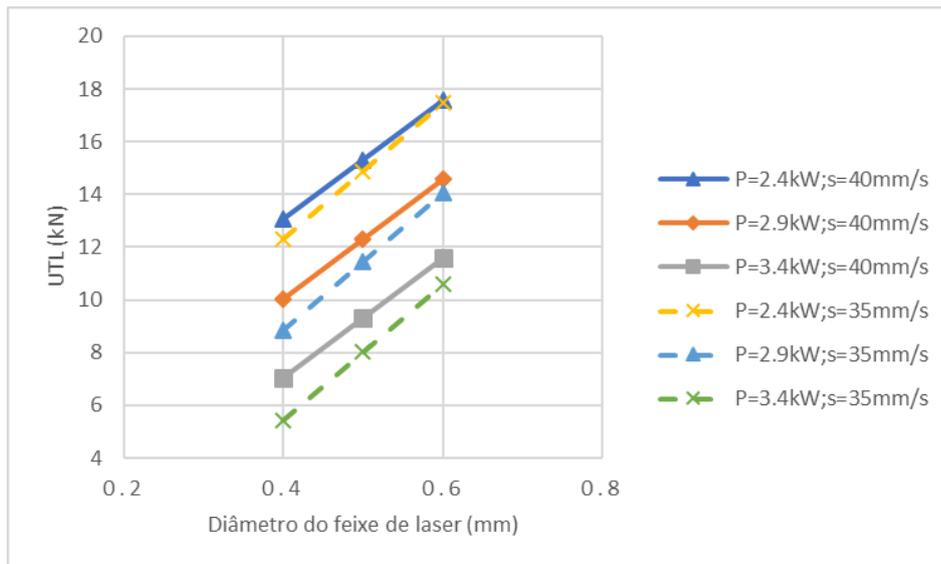


Figura 4.27. *UTL* em função do diâmetro do feixe de laser para diferentes valores de velocidade.

A relação entre os valores experimentais de *UTL* e os calculados pela regressão é apresentada na Figura 4.28, com um coeficiente de correlação de 67,1%. A dispersão dos dados na Figura 4.28 pode estar relacionada à influência de outros parâmetros considerados pouco significantes nesta análise, assim como à presença de defeitos não considerados nesta análise, como fissuração por liquação e microporosidade.

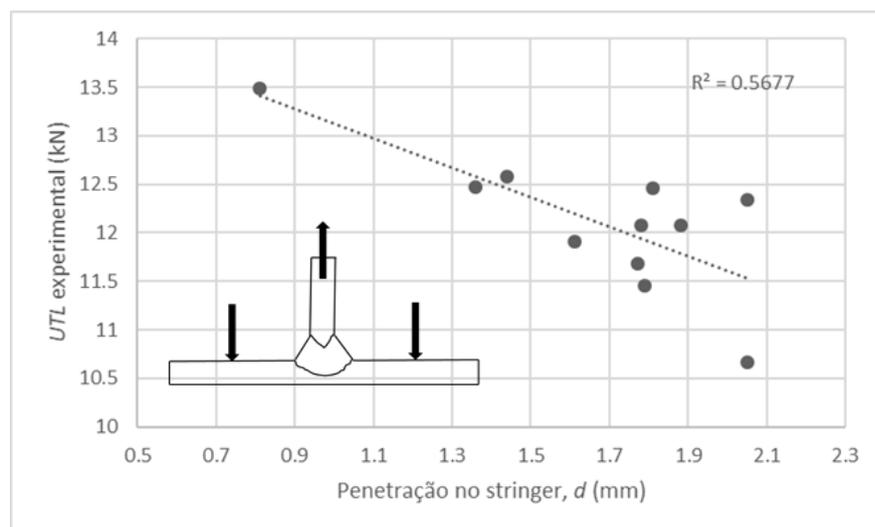
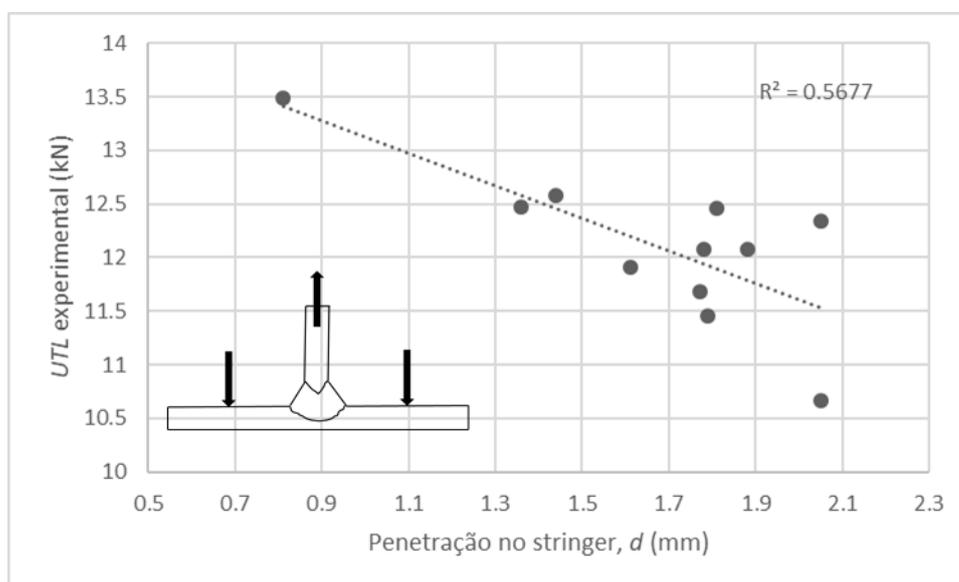


Figura 4.28. Relação entre *UTL* experimental e *UTL* calculado pela regressão.

Tabela 4.10. Regressão de *UTL* com relação à penetração no *stringer*.

| Análise da Regressão | | | | | |
|----------------------|--------------|-------------|---------------|-----------------------|-------------------|
| | Coeficientes | Erro padrão | t estatístico | valor-P | |
| Intersecção | 14,63356 | 0,74958 | 19,52234 | $1,12 \times 10^{-8}$ | |
| <i>d</i> (mm) | -1,51343 | 0,440205 | -3,43801 | 0,007414 | |
| Análise de Variância | | | | | |
| | gl | SQ | MQ | F | F de significação |
| Regressão | 1 | 2,928568 | 2,928568 | 11,81989 | 0,007414 |
| Resíduo | 9 | 2,229895 | 0,247766 | | |
| Total | 10 | 5,158463 | | | |

**Figura 4.29.** Relação entre *UTL* experimental e *d*.

De acordo com a Tabela 4.10, entre as dimensões da soldadura mencionadas neste trabalho, somente *d* tem uma forte influência sobre *UTL*. Como pode ser observado na Figura 4.29, *UTL* diminui com o aumento de *d*. Considerando que o volume de fio de enchimento por comprimento de solda é praticamente o mesmo para todas as séries de soldadura, esse efeito não pode ser atribuído principalmente à taxa de alimentação de fio, como observado por Cicalã et al. (2010), mas aos parâmetros mencionados na Tabela 4.9. A dispersão dos dados na Figura 4.29 pode estar relacionada à presença de defeitos não considerados nesta análise, como fissuração por liquação e microporosidade.

Os provetes fraturados apresentados na Figura 4.30 mostram dois modos de falha diferentes. No primeiro modo, a falha completa acontece principalmente ao longo da LF do *skin*, como pode ser visto na Figura 4.30a. No segundo, a falha completa ocorreu

principalmente ao longo da LF do *stringer*, como mostrado na Figura 4.30b. Além disso, em todos os casos em que o segundo modo de falha ocorreu, uma outra fenda ocorreu com as mesmas características do primeiro modo de falha, mas sem resultar em uma falha completa do provete. O primeiro modo de falha foi mais comum que o segundo. O último ocorreu em alguns provetes das séries de soldadura 2, 5 e 6, assim como em todos os provetes da série 4, como mostrado na Tabela 4.8.

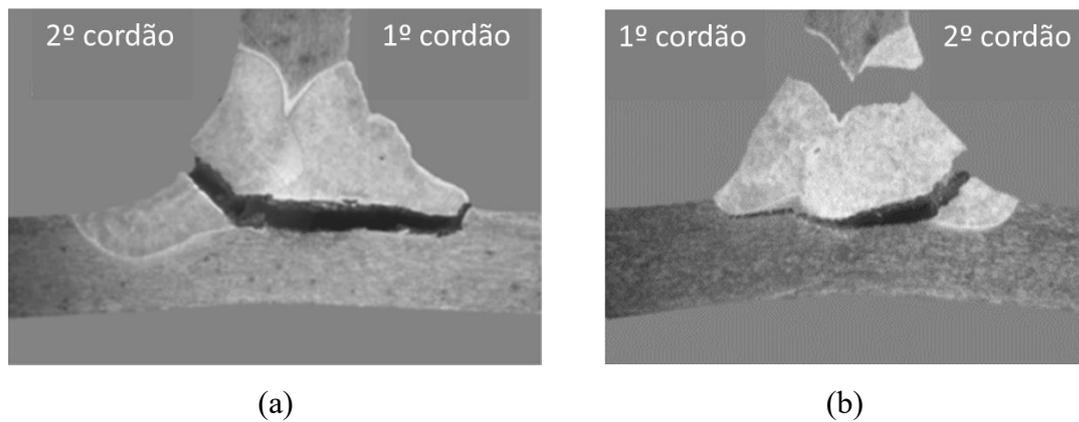


Figura 4.30. Macrografias do: a) primeiro e b) segundo modos de falha dos ensaios de arrancamento.

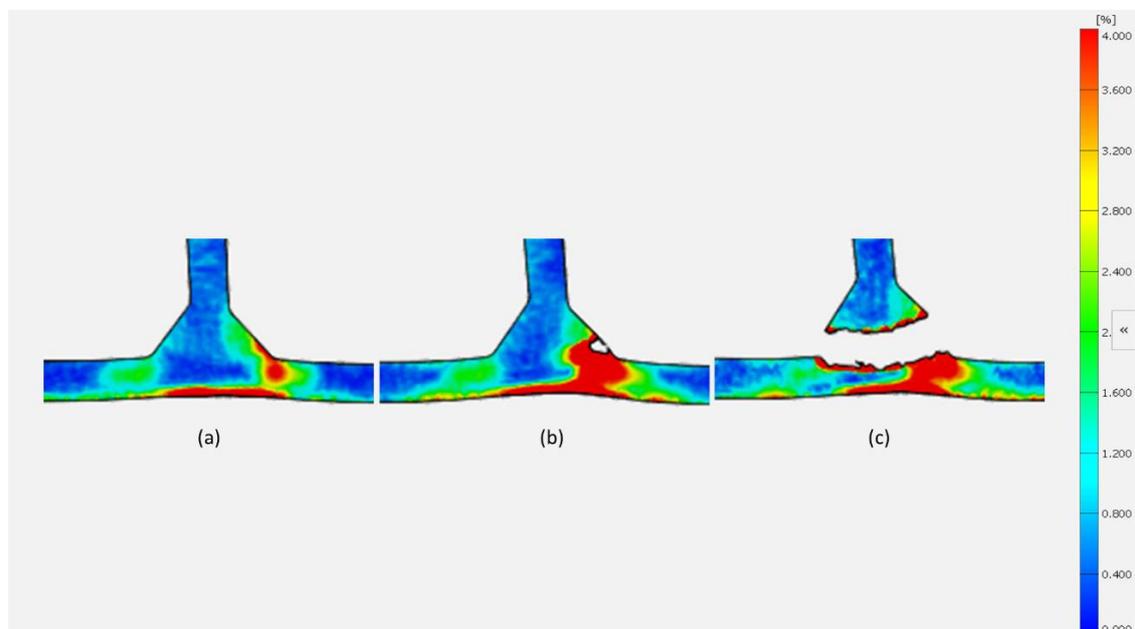


Figura 4.31. Campos de deformação equivalente segundo von Mises durante a iniciação e propagação de fenda no primeiro modo de falha: (a) antes da iniciação da fenda, (b) depois da iniciação da fenda e (c) na falha completa.

Não foi observada nenhuma relação direta entre os resultados dos ensaios de arrancamento e o nível de macroporosidade. Entretanto, as superfícies de fratura do segundo modo de falha apresentaram vários macroporos. Além disso, a iniciação da fenda sempre ocorreu no lado do segundo cordão de soldadura, que apresenta maior porosidade que o primeiro cordão. Tais factos sugerem que a macroporosidade influencia a iniciação das fraturas.

Em ambos modos de falha, a fratura iniciou-se sempre no segundo cordão de soldadura. Para o modo de falha 1, a iniciação da fenda ocorreu no local com a maior concentração de deformação na superfície do cordão fazendo com que a fenda se inicie no material de adição, como pode ser visto nas Figuras 4.31a e 4.31b. Dessa forma, a iniciação da fenda não ocorreu no pé da soldadura, como esperado. Isso pode ser explicado pela elevada deformação na chapa fina do skin durante os ensaios de arrancamento (Enz et al., 2015) e pela presença de macroporos no cordão de soldadura, resultando em maior deformação próximo à superfície do cordão. Então, após a iniciação da fenda, a fenda cresceu em direção à LF do skin e propagou-se ao longo da LF até a rotura do provete, como mostrado na Figura 4.31c.

A iniciação da fenda para o modo de falha 2 ocorreu da seguinte forma. Uma primeira fenda iniciou-se com o mesmo mecanismo do modo de falha 1, como pode ser observado na Figura 4.32a e 4.32b. essa fenda cresceu até atingir um macroporo, o que reduziu a restrição para abrir a primeira fenda, resultando em uma elevada deformação na região indicada pela seta na Figura 4.32c. Depois disso, uma segunda fenda iniciou-se na superfície do cordão na região indicada pela seta na Figura 4.32c. Assim, a segunda fenda cresceu em direção à LF do *stringer* e depois cresceu ao longo da LF do *stringer* até a falha total, como pode ser visto na Figura 4.32d. Além disso, a segunda fenda sempre levou à falha completa, uma vez que a seção transversal da área que resiste à carga do ensaio foi menor para a segunda fenda que para a primeira, assim como a suscetibilidade de fissuração por liquação na ZAC do *stringer* é mais elevada que na ZAC do *skin*. Essas observações mostram que defeitos tais como porosidade e fendas por liquação desempenham um papel importante no modo de falha dos provetes dos ensaios de arrancamento.

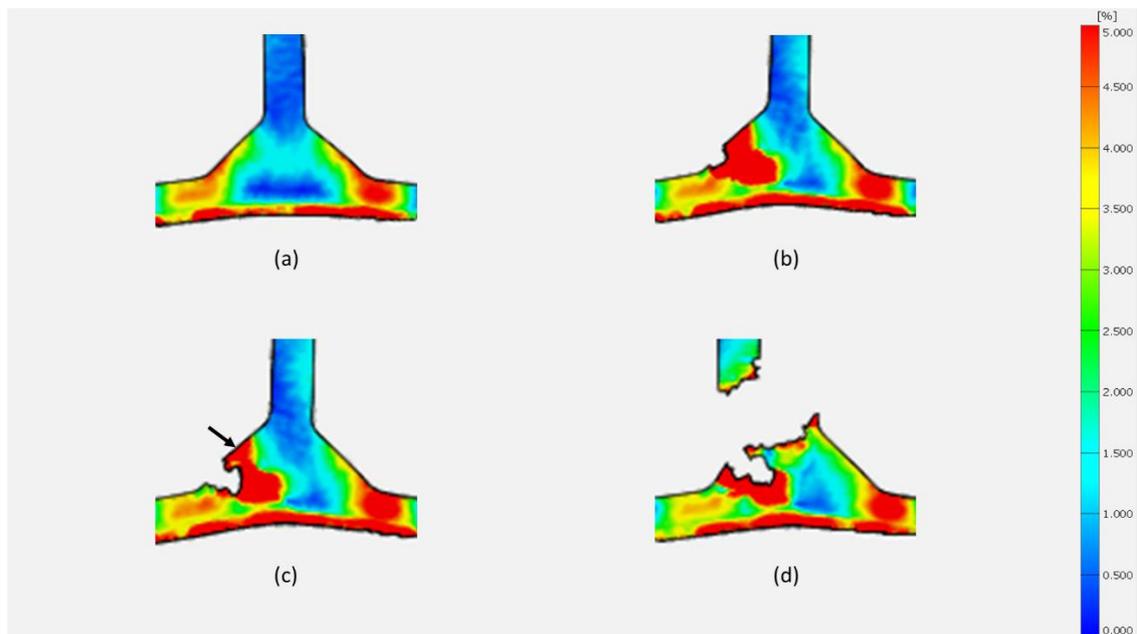


Figura 4.32. Campos de deformação equivalente segundo von Mises durante a iniciação e propagação de fenda no segundo modo de falha: (a) antes da iniciação da primeira fenda, (b) depois da iniciação da primeira fenda, (c) antes da iniciação da segunda fenda e (d) na falha completa.

As fractografias obtidas por MEV mostram que modos de falha diferentes apresentam fraturas com morfologias diferentes. Além disso, cada superfície de fratura apresenta áreas com diferentes características. Para identificar a localização de cada uma dessas áreas mais facilmente, as Figuras 4.33 e 4.34 mostram uma macrografia de um provete fraturado. A fratura começou no segundo cordão de soldadura em ambos os casos, como pode ser observado.

Para o primeiro modo de falha, a superfície de fratura apresenta duas regiões diferentes. A parte da superfície de fratura que ocorre através da ZF apresenta zonas de *dimples* (marcado com o número 1 na imagem) intercaladas com zonas de aparência de quase-clivagem (marcado com o número 2), como pode ser visto na Figura 4.33a. Na outra parte da fratura, ao longo da LF do *skin*, a superfície de fratura apresenta uma mistura de zonas dúcteis e frágeis, marcadas, respetivamente, com os números 1 e 2, como mostrado na Figura 4.33b. Além disso, a Figura 4.33b mostra muitos microporos na superfície de fratura, indicados por setas.

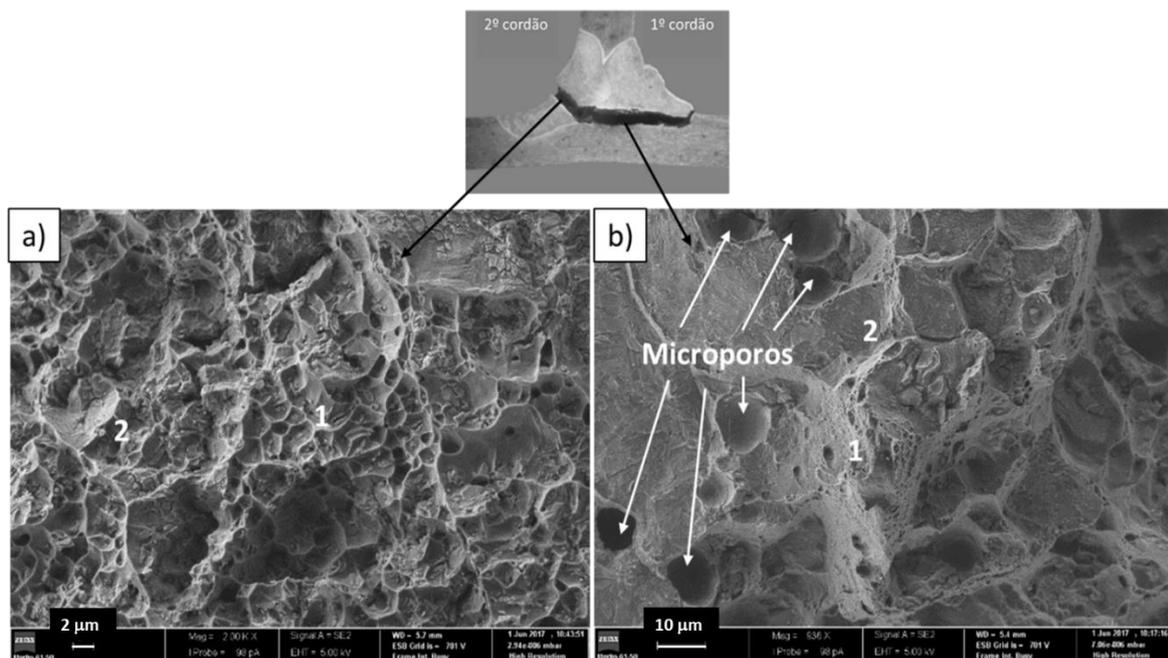


Figura 4.33. Imagens de MEV das superfícies de fratura do modo de falha 1: a) na ZF e b) ao longo da LF do *skin* (provete 1 da série de soldadura 8).

Para o modo de falha 2, a superfície de fratura apresenta três regiões diferentes. Na ZF, a superfície de fratura apresenta muitos *dimples* (marcado com número 1 na imagem) intercaladas com zonas de aparência de quase-clivagem (marcado com o número 2), como mostrado na Figura 4.34a. Além disso, a Figura 4.34b mostra a presença de macroporos na ZF, indicados pelas setas. Ao longo da LF do *stringer*, a fratura apresenta áreas de facetas planas (marcadas com o número 1 na imagem), mas também zonas com deformação plástica (marcadas com o número 2 na imagem), como pode ser visto na Figura 4.34c. Na junção das LF do primeiro e segundo cordões no *stringer*, a superfície de fratura apresenta áreas com fraturas intergranulares, sugerindo a presença de fissuração por liquação, como pode ser observado na Figura 4.34d. Por isso, a presença de fissuração por liquação parece contribuir significativamente para o segundo modo de fratura.

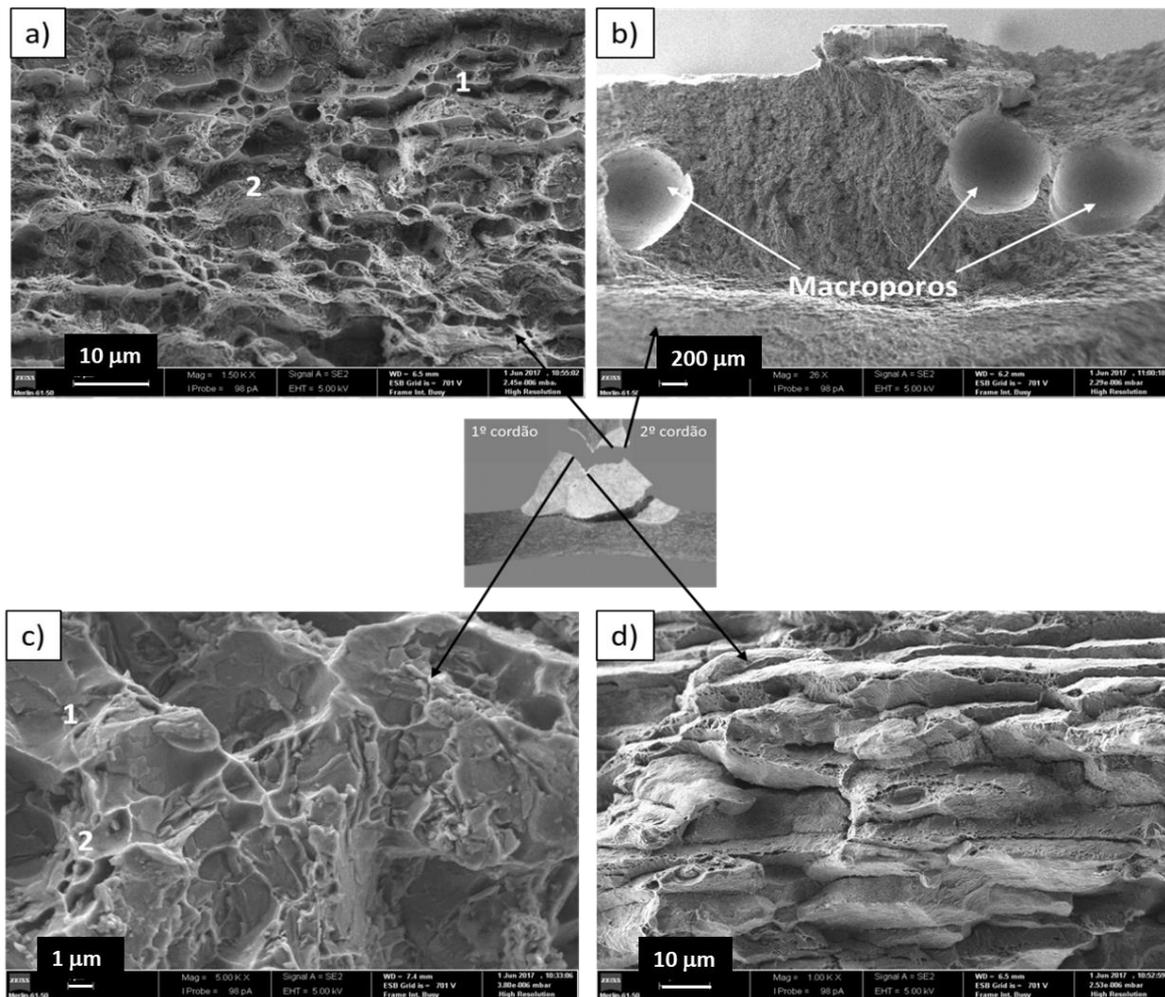


Figura 4.34. Imagens de MEV das superfícies de fratura do modo de falha 2: a) na ZF, b) na região da ZF com macroporos, c) ao longo da LF do *stringer* e d) na junção das LF do primeiro e segundo cordões no *stringer* (provete 3 da série de soldadura 4).

4.2.3. Resultados dos ensaios de tração

A Tabela 4.11 apresenta os valores das tensões máxima (UTS – *ultimate tensile stress*) e de cedência (YS – *yield stress*) e do alongamento na fratura (A_f), bem como as suas eficiências em comparação com os respetivos valores para o material base do *skin*.

Os resultados de UTS são superiores aos 331,8 MPa apresentados por Yang et al. (2012) para juntas T soldadas a laser simultaneamente em ambos os lados do *stringer*, confeccionadas com chapas de 1,8 mm das ligas AA6056-T4/AA6156-T6. Além disso, só a série de soldadura 3 não apresentou valor de UTS superior ao obtido por Dittrich et al. (2011) para juntas T soldadas a laser simultaneamente em ambos os lados do *stringer*, confeccionadas com chapas de 2 mm e 1,6 mm da liga AA2139-T3, respetivamente, para o *skin* e o *stringer*. Da mesma forma, somente a série 3 não apresentou valor de eficiência de

UTS superior ao obtido por Enz et al. (2015) para juntas T soldadas a laser sucessivamente em ambos os lados do *stringer*, confeccionadas com chapas de 2 mm das ligas AA2024-T351/AA7050-T76. Além disso, os valores de YS foram mais elevados que o obtido por Dittrich et al. (2011) para as juntas T confeccionadas com a liga AA2139-T3. Com relação à eficiência de A_f , praticamente todas as séries de soldadura tiveram eficiência de A_f maior que os 18,1 % obtidos por Enz et al. (2015) para as juntas T soldadas sucessivamente em ambos os lados do *stringer*. Apenas as séries 3 e 6 tiveram eficiência de A_f menor que o referido valor.

Tabela 4.11. Propriedades mecânicas das juntas soldadas.

| Série | UTS (MPa) | Eficiência de UTS (%) | YS (MPa) | Eficiência de YS (%) | A_f (%) | Eficiência de A_f (%) |
|-------|----------------|-------------------------------|---------------|---------------------------|-----------|----------------------------|
| 1 | 422 | 88,1 | 324 | 90,3 | 4,3 | 31,6 |
| 2 | 430 | 89,8 | 337 | 93,9 | 4,4 | 32,4 |
| 3 | 368 | 76,8 | 323 | 90,0 | 1,5 | 11,0 |
| 4 | 437 | 91,2 | 330 | 91,9 | 5,4 | 39,7 |
| 5 | 451 | 94,2 | 358 | 99,7 | 4,0 | 29,4 |
| 6 | 424 | 88,5 | 358 | 99,7 | 2,4 | 17,6 |
| 7 | 441 | 92,1 | 362 | 100,8 | 3,3 | 24,3 |
| 8 | 451 | 94,2 | 362 | 100,8 | 4,1 | 30,1 |
| 9 | 443 | 92,5 | 361 | 100,6 | 3,4 | 25,0 |
| 10 | 438 | 91,4 | 359 | 100,0 | 3,3 | 24,3 |
| 11 | 446 | 93,1 | 359 | 100,0 | 3,7 | 27,2 |

De acordo com a Tabela 4.12, os parâmetros de soldadura que afetam significativamente UTS são a potência do feixe de laser e a velocidade de soldadura. Assim, a tensão máxima do ensaio de tração pode ser estimada pela equação:

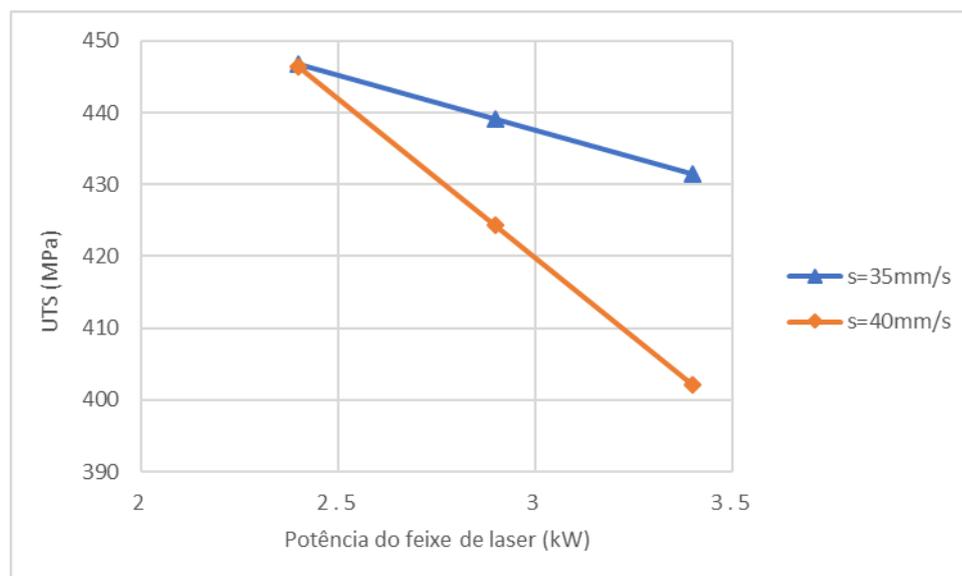
$$UTS = 13,81921s - 246,987P + 8107,636 \frac{P}{s} \quad (4.8),$$

onde o termo $\frac{P}{s}$ indica que existe interação entre os parâmetros P e s .

Tabela 4.12. Regressão de *UTS* com relação à potência do feixe de laser.

| Análise da Regressão | | | | | |
|----------------------|--------------|-------------|----------|---------------|------------------------|
| | Coeficientes | Erro padrão | | t estatístico | valor-P |
| Intersecção | 0 | - | | - | - |
| <i>s</i> (mm/s) | 13,81921 | 0,91779 | | 15,05705 | $3,74 \times 10^{-7}$ |
| <i>P</i> (kW) | -246,987 | 30,96195 | | -7,97712 | $4,46 \times 10^{-5}$ |
| <i>P/s</i> | 8107,636 | 1012,613 | | 8,006651 | $4,34 \times 10^{-5}$ |
| Análise de Variância | | | | | |
| | gl | SQ | MQ | F | F de significação |
| Regressão | 3 | 2055295 | 685098,3 | 2797,234 | $3,89 \times 10^{-11}$ |
| Resíduo | 8 | 1959,36 | 244,92 | | |
| Total | 11 | 2057254 | | | |

De acordo com a Figura 4.35, obtida a partir da equação (4.8), a *UTS* diminui com o aumento de *P* e de *s*. A diminuição de *UTS* com o aumento de *P* pode ser explicada pelo aumento da dissolução de fases precipitadas no material (Cao et al., 2003b). Por outro lado, a diminuição de *UTS* com o aumento de *s* pode ser explicada pela menor suscetibilidade de fendas de solidificação serem formadas com velocidades mais baixas (Riva et al., 2015). A Figura 4.36 apresenta a relação entre *UTS* experimental e *UTS* calculada pela regressão, com um coeficiente de correlação de 64,2%. Esta baixa correlação pode estar relacionada ao efeito de outros parâmetros considerados não significativos nesta análise, bem como à presença de defeitos não considerados nesta análise.

**Figura 4.35.** *UTS* em função de *P* para velocidades de 35 e 40 mm/s.

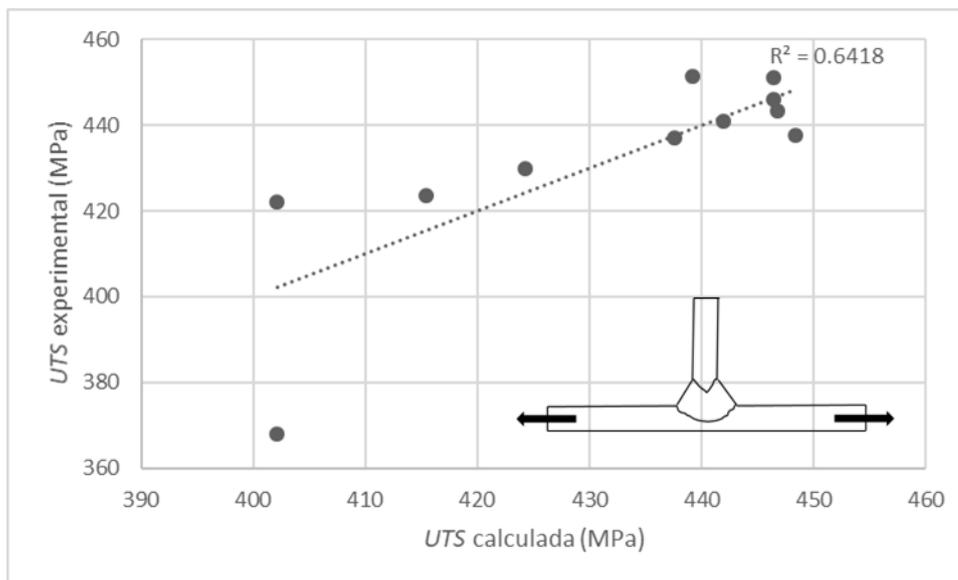


Figura 4.36. Relação entre UTS experimental e UTS calculada (parâmetros de soldadura).

Entre as dimensões da soldadura apresentadas na Figura 4.3, apenas a distância entre os pés dos cordões e a distorção angular têm forte efeito sobre a UTS , como pode ser observado na Tabela 4.13. Dessa forma, a UTS diminui com o aumento de a e θ . A diminuição de UTS com o aumento de a pode ser explicada pelo aumento da ZPF que governa as propriedades mecânicas estáticas de juntas soldadas (Prisco et al., 2008). A diminuição de UTS com o aumento de θ pode ser explicada pelo aumento do nível de tensão na região do pé dos cordões causado pela distorção angular (Jakubczak e Glinka, 1986).

Tabela 4.13. Regressão de UTS com relação à distância entre os pés dos cordões.

| Análise da Regressão | | | | | |
|----------------------|---------------|-------------|---------------|----------|-------------------|
| | Coefficientes | Erro padrão | t estatístico | valor-P | |
| Intersecção | 1369,956 | 367,7283 | 3,725457 | 0,005826 | |
| θ (°) | -97,39 | 52,62171 | -1,85076 | 0,101359 | |
| a (mm) | -102,676 | 34,49685 | -2,9764 | 0,017697 | |
| Análise de Variância | | | | | |
| | gl | SQ | MQ | F | F de significação |
| Regressão | 2 | 3779,534 | 1889,767 | 8,942439 | 0,009124 |
| Resíduo | 8 | 1690,605 | 211,3257 | | |
| Total | 10 | 5470,139 | | | |

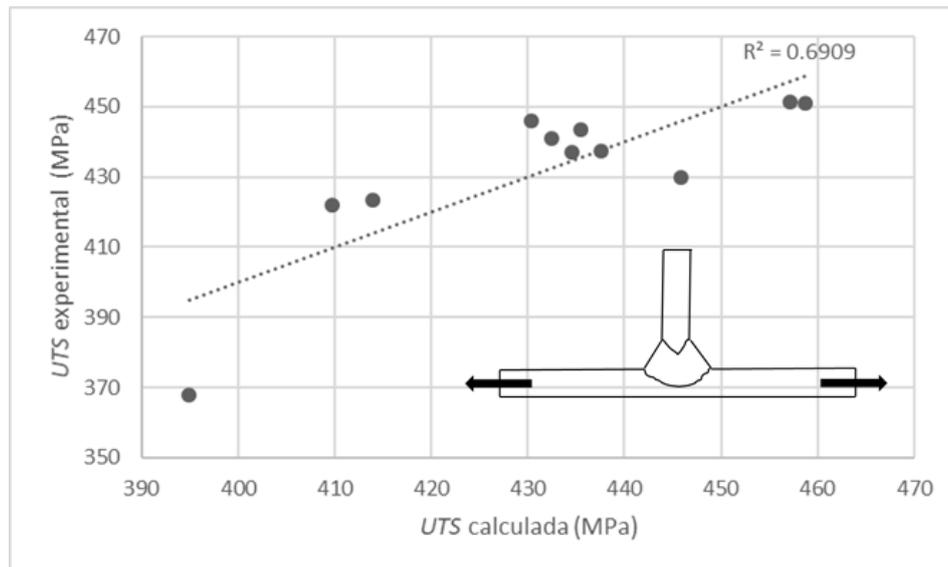


Figura 4.37. Relação entre *UTS* experimental e *UTS* calculada (dimensões da soldadura).

A figura 4.37 apresenta a relação entre *UTS* experimental e *UTS* calculada, com um coeficiente de correlação de 69,1%. A elevada dispersão dos dados na Figura 4.36 pode estar relacionada com defeitos internos e externos da soldadura que não foram considerados nesta análise.

Ao observar o campo de deformações apresentado na Figura 4.38, é possível notar que as maiores deformações ocorrem nas regiões próximas aos pés da soldadura, fazendo com que a rotura dos provetes sempre ocorra nessa região. Assim, as zonas com menor dureza (ZF e ZPF), nas regiões sujeitas a maiores deformações (pé do cordão), acabam por desempenhar um papel relevante na resistência à tração dos provetes soldados.

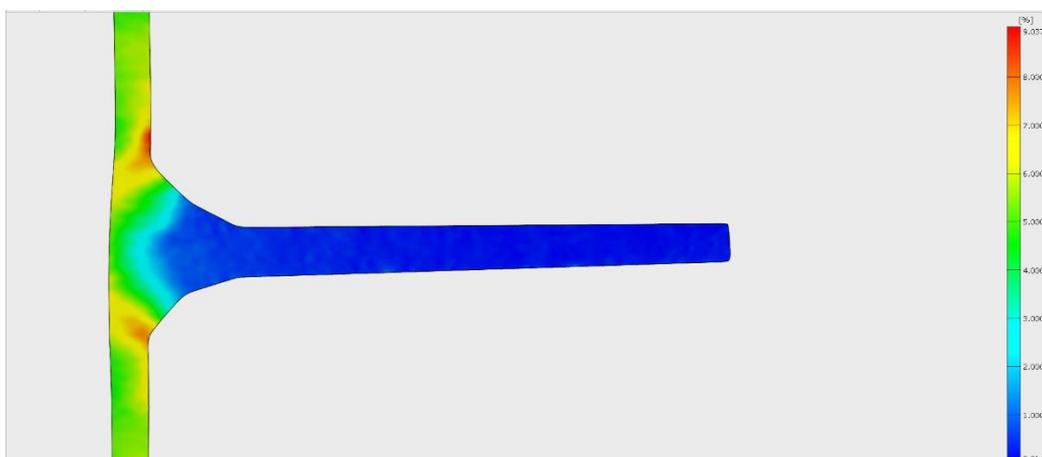


Figura 4.38. Campo de deformações durante o ensaio de tração (provetes 6 da série 4).

Além disso, não foi possível observar nenhum efeito significativo da porosidade sobre os valores de *UTS*.

De acordo com a Tabela 4.14, o ângulo de incidência do feixe e a potência do feixe de laser afetam significativamente *YS*. Assim, a elevação de *P* aumenta a dissolução de fases precipitadas no material (Cao et al., 2003b), reduzindo os valores de *YS*. A diminuição do valor de α reduz *YS* devido à maior interação do laser com o skin quando α é pequeno, aumentando, assim, a participação do material de adição que tem menor resistência mecânica. A Figura 4.39 apresenta a relação entre *YS* experimental e *YS* calculada, com um coeficiente de correlação de 79,9%. A dispersão dos dados na Figura 4.39, pode estar relacionada a parâmetros e defeitos que não são considerados nesta análise.

Tabela 4.14. Regressão de *YS* com relação à potência do feixe de laser.

| Análise da Regressão | | | | | |
|----------------------|--------------|-------------|---------------|-----------------------|-------------------|
| | Coeficientes | Erro padrão | t estatístico | valor-P | |
| Intersecção | 396,1329 | 26,30145 | 15,06125 | $3,73 \times 10^{-7}$ | |
| α (°) | 1,762519 | 0,795582 | 2,215383 | 0,057595 | |
| <i>P</i> (kW) | -26,8433 | 6,781552 | -3,95829 | 0,004187 | |
| Análise de Variância | | | | | |
| | gl | SQ | MQ | F | F de significação |
| Regressão | 2 | 2114,476 | 1057,238 | 15,89081 | 0,001635 |
| Resíduo | 8 | 532,2512 | 66,53139 | | |
| Total | 10 | 2646,727 | | | |

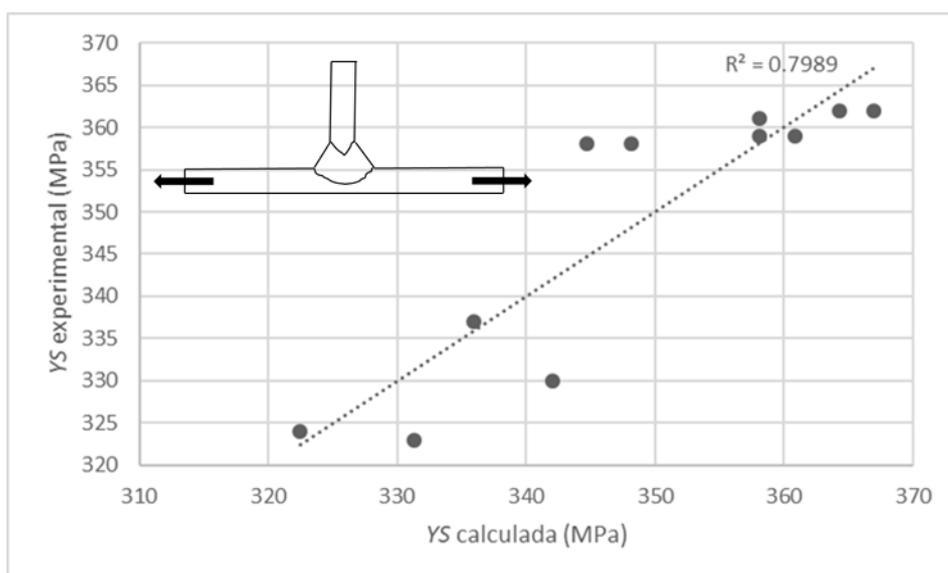


Figura 4.39. Ralação entre *YS* experimental e *YS* calculada pela regressão (parâmetros de soldadura).

As dimensões da soldadura que afetam, de forma relevante, a tensão de cedência das juntas soldadas são a distância entre os pés dos cordões (a) e a perna do cordão (c), como pode ser visto na Tabela 4.15. Assim, o aumento das dimensões a e c resulta na redução da tensão de cedência da junta. Esse comportamento pode ser explicado pelo aumento da participação do metal de adição na soldadura, uma vez que o fio de enchimento tem resistência mecânica menor que a do material base. A relação entre YS experimental e YS calculado é apresentada na Figura 4.40, com um coeficiente de correlação de 82,9%. A dispersão dos dados na Figura 4.40 pode estar relacionada a defeitos na soldadura que não foram considerados nesta análise.

Tabela 4.15. Regressão de YS considerando as dimensões da soldadura.

| Análise da Regressão | | | | | |
|----------------------|--------------|-------------|---------------|-----------------------|-------------------|
| | Coeficientes | Erro padrão | t estatístico | valor-P | |
| Intersecção | 543,0242 | 37,12792 | 14,62576 | $4,69 \times 10^{-7}$ | |
| a (mm) | -15,3465 | 6,506638 | -2,3586 | 0,046059 | |
| c (mm) | -45,6553 | 11,46376 | -3,98258 | 0,004047 | |
| Análise de Variância | | | | | |
| | gl | SQ | MQ | F | F de significação |
| Regressão | 2 | 2194,607 | 1097,304 | 19,41616 | 0,000851 |
| Resíduo | 8 | 452,1198 | 56,51498 | | |
| Total | 10 | 2646,727 | | | |

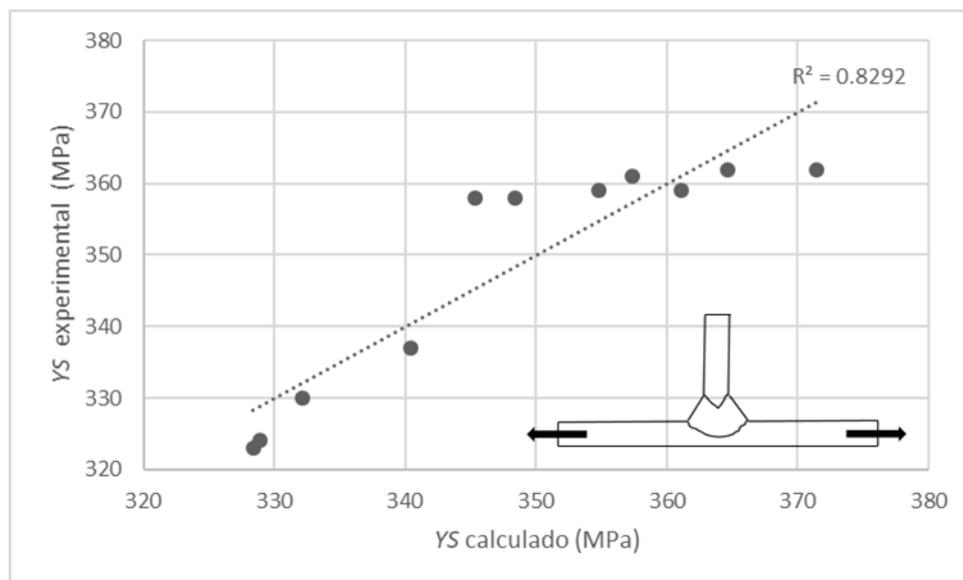
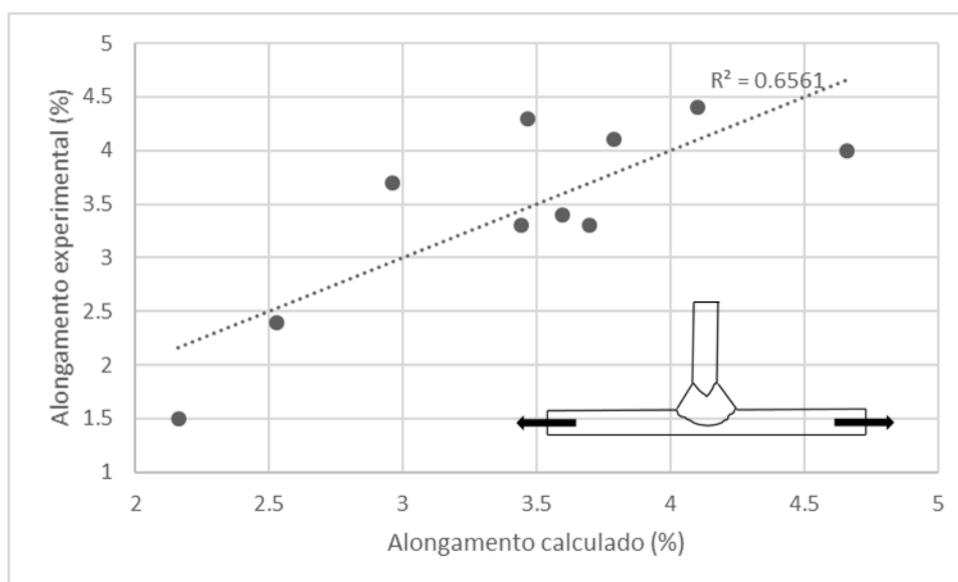


Figura 4.40. Relação entre YS experimental e YS calculado pela regressão (dimensões da soldadura).

Tabela 4.16. Regressão de A_f considerando as dimensões da soldadura.

| Análise da Regressão | | | | | |
|----------------------|--------------|-------------|---------------|----------|-------------------|
| | Coeficientes | Erro padrão | t estatístico | valor-P | |
| Intersecção | 55,26248 | 15,22807 | 3,628986 | 0,008409 | |
| θ (°) | -6,71262 | 2,178349 | -3,08152 | 0,017777 | |
| a (mm) | -5,07104 | 1,42853 | -3,54983 | 0,009346 | |
| Análise de Variância | | | | | |
| | gl | SQ | MQ | F | F de significação |
| Regressão | 2 | 4,831559 | 2,41578 | 6,677532 | 0,02385 |
| Resíduo | 7 | 2,532441 | 0,361777 | | |
| Total | 9 | 7,364 | | | |

Por fim não foi possível verificar nenhuma influência dos parâmetros de soldadura ou da porosidade sobre o alongamento (A_f). O efeito da geometria da junta sobre o alongamento, no entanto, foi analisado, desconsiderando a série 4, uma vez que essa série de soldadura apresenta penetração incompleta da junta (Fig. 4.2.). De acordo com a Tabela 4.16, as dimensões da junta que afetam A_f são θ e a . Dessa forma, A_f diminui com o aumento de θ e a . O efeito de θ sobre A_f pode ser explicado pela elevação no nível de tensão no pé do cordão provocada pela distorção angular (Jakubczak e Glinka, 1986), o que faz com que a falha ocorra com tensões remotas menores e, conseqüentemente, com alongamentos menores. O aumento da participação do metal de adição na soldadura quando a aumenta faz com que a falha ocorra com tensões remotas menores, uma vez que o fio de enchimento tem resistência mecânica menor que a do material base (Oliveira et al., 2018).

**Figura 4.41.** Relação entre A_f experimental e A_f calculado pela regressão.

A Figura 4.41 apresenta a relação entre A_f experimental e A_f calculado pela regressão, com um coeficiente de correlação de 65,6%. A dispersão dos dados na Figura 4.41 pode estar relacionada a defeitos e dimensões da soldadura que não foram considerados nesta análise.

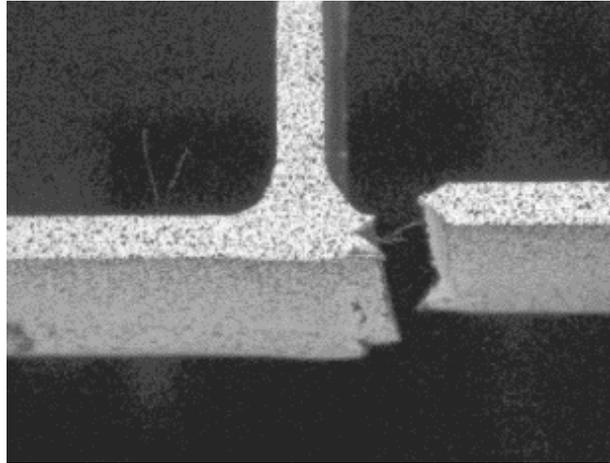


Figura 4.42. Modo de falha dos provetes de tração (provetes 5 da série 4).

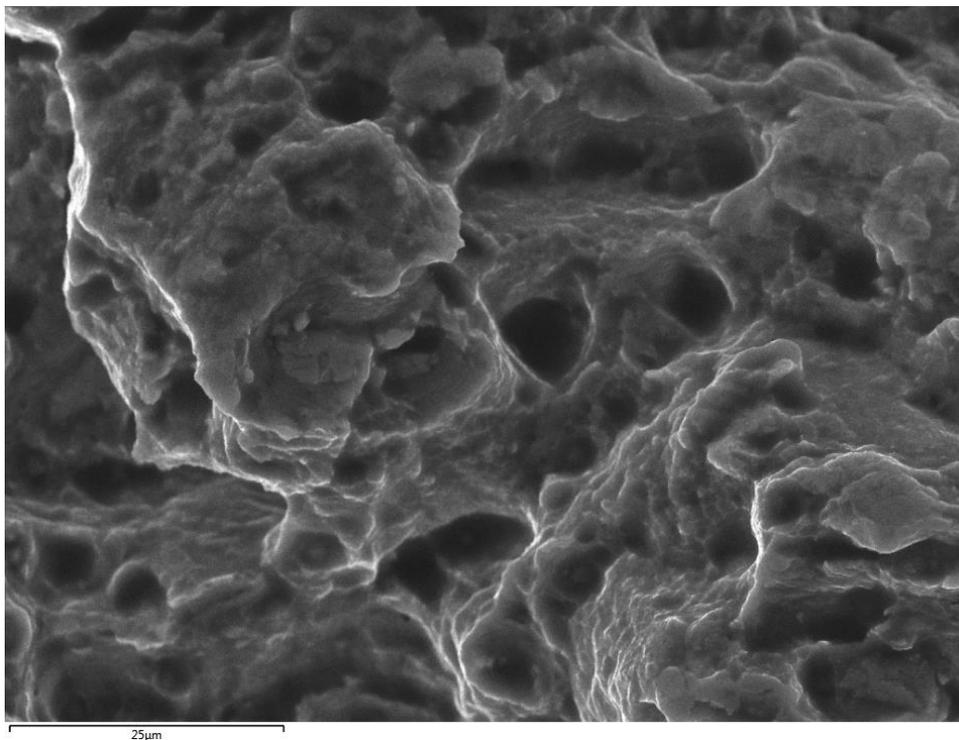


Figura 4.43. Imagens de MEV da superfície da fratura através do material base (provetes 3 série 1).

De acordo com a Figura 4.42, a fratura nos provetes de tração inicia-se num dos pés. Em seguida, a fratura avança ao longo da LF até um ponto a partir do qual se propaga através do material base com um ângulo de cerca de 45° em relação à direção da solicitação, o que indica que a ocorrência de fratura é dúctil.

Assim, a superfície de fratura dos provetes de tração apresenta duas regiões distintas, uma ao longo da LF e outra através do material base. A primeira região apresenta características similares às da Figura 4.26b. A região que ocorre através do material base é apresentada na Figura 4.43. O mecanismo de fratura na região em questão foi a nucleação, o crescimento e a coalescência de cavidades (*dimples*) cuja formação ocorre a partir de inclusões e partículas de segunda fase presentes na matriz do material.

5. CARACTERIZAÇÃO À FADIGA

Neste capítulo foram analisadas a resistência à fadiga e a propagação de fendas das juntas em estudo. Dessa forma, foram analisadas a influência da geometria da junta e do cordão de soldadura na resistência a fadiga. Analisou-se, também, o efeito da razão de tensões, do empeno do provete e do fecho de fenda na propagação da fenda com carregamento de amplitude constante. Além disso, o retardamento da propagação de fenda foi analisado, considerando sobrecargas simples e periódicas, como já apresentado no item 3.9.10. O efeito do empeno do provete e da sua geometria nos ensaios de fadiga foram quantificados por meio do método dos elementos finitos. Assim, foram feitos modelos de elementos finitos para 8 séries de soldadura com menor percentual de porosidade de acordo com a Tabela 4.1. Nos ensaios de propagação, o empeno do provete foi considerado analiticamente.

5.1. Análise por Elementos Finitos

5.5.1. Modelo do provete de fadiga

A abordagem da tensão local foi usada para avaliar a influência da combinação dos carregamentos axial e de flexão sobre a vida em fadiga das juntas em T empenadas, uma vez que o carregamento axial induz flexão nas juntas em questão. Dessa forma, as tensões no entalhe foram obtidas com a ajuda de modelos de elementos finitos.

Os provetes foram modelados numericamente usando o método dos elementos finitos, a fim de determinar as tensões no pé do cordão de soldadura. O *software* comercial *MSC Marc-Mentat* foi utilizado para realizar a análise dos provetes empenados.

As dimensões consideradas nos modelos de cada série de soldadura são apresentadas na Figura 5.1 e quantificadas na Tabela 5.1. São elas a(o): distorção angular (θ), distância entre os pés dos cordões (a), raio de concordância (r) e ângulo de abertura (β).

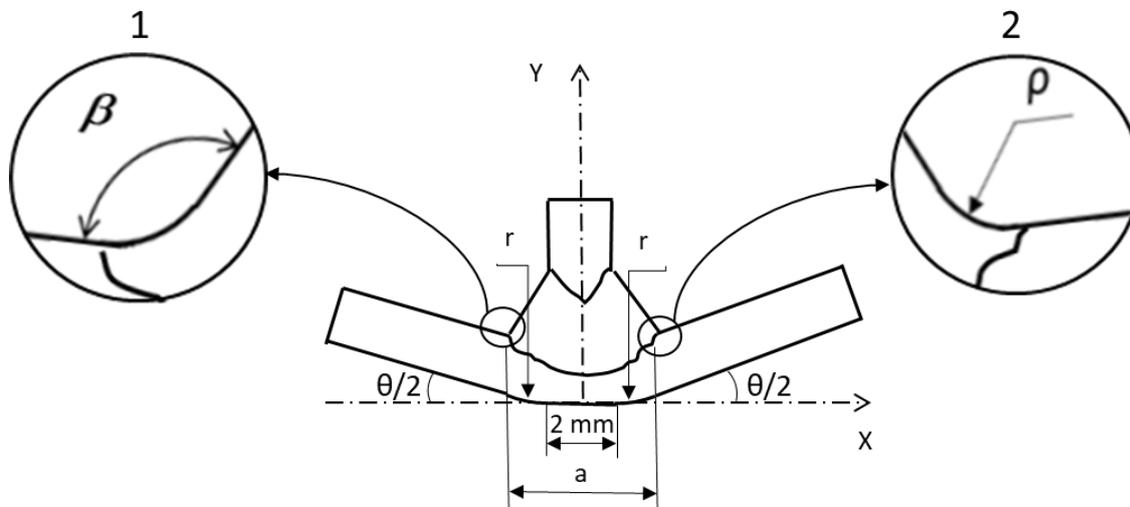


Figura 5.1. Diagrama esquemático do provete empenado.

Tabela 5.1. Dimensões do provete empenado.

| Série | θ (°) | r (mm) | β (°) | a (mm) | ρ (mm) |
|-------|---------------|----------|-------------|----------|-------------|
| 1 | $2,3 \pm 0,1$ | 128,56 | 120 | 7,17 | 2,06 |
| 2 | $2,9 \pm 0,1$ | 83,68 | 120 | 6,25 | 2,44 |
| 3 | $2,6 \pm 0,2$ | 111,03 | 120 | 7,03 | 2,28 |
| 4 | $2,9 \pm 0,1$ | 86,46 | 120 | 6,36 | 2,13 |
| 8 | $3,4 \pm 0,4$ | 61,73 | 130 | 5,65 | 1,38 |
| 9 | $2,9 \pm 0,1$ | 86,07 | 130 | 6,35 | 1,94 |
| 10 | $2,9 \pm 0,2$ | 85,28 | 130 | 6,33 | 1,69 |
| 11 | $3,1 \pm 0,1$ | 77,79 | 130 | 6,21 | 1,43 |

A malha deste modelo de elementos finitos é apresentada na Figura 5.2. Ela é composta por 17.106 nós e 16.400 elementos quadráticos lineares bidimensionais. A malha foi também refinada no pé do cordão de soldadura, onde são esperadas as maiores variações de tensão. O modelo apresenta três zonas com diferentes materiais. São elas: a zona fundida, a liga de alumínio 2024 e a liga de alumínio 7075. Além disso, assume-se que os materiais são contínuos, homogêneos, isotrópicos e com comportamento linear elástico. As propriedades elásticas dos materiais base são apresentadas nas Tabelas 3.4 e 3.6, respectivamente, para o *skin* e *stringer*. Além disso, o módulo de Young adotado para a zona fundida do modelo foi de 70 Gpa, valor encontrado no ASM Handbook para ligas de alumínio. O coeficiente de Poisson usado na análise por elementos finitos foi 0,33 para todas as zonas, também de acordo com o ASM Handbook.

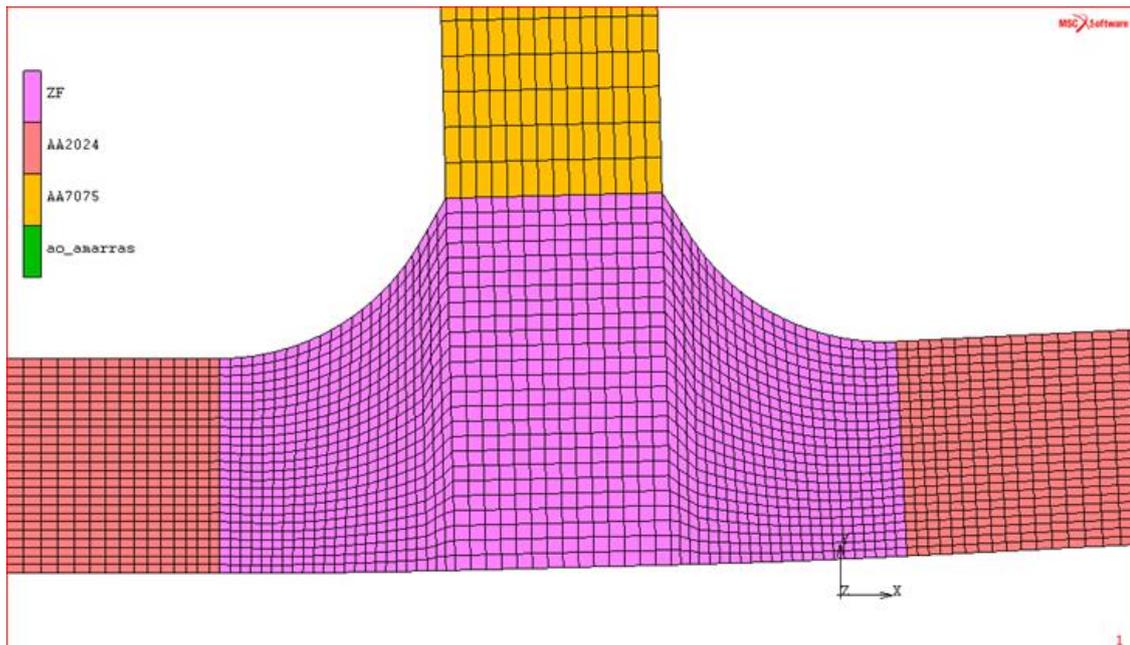


Figura 5.2. Malha do modelo de elementos finitos.

O modelo numérico que considerou o empeno é ilustrado na Figura 5.3. A distorção angular dos provetes fica evidente na Figura 5.3a. De acordo com esta figura, o provete foi fixado do lado direito em uma extensão de 30 mm, para simular as condições de contorno impostas pela amarra. O lado direito foi carregado em duas etapas. Primeiro, a amarra foi fechada, como ilustrado na Figura 5.3b, o que forçou a rotação do provete. Depois, o provete foi submetido a uma carga de tração no lado direito. O valor dessa carga aumentou progressivamente até 8000 N. A carga foi uniformemente distribuída por todos os nós da extremidade direita do provete. Além disso, assumiu-se a não existência de atrito no contato entre a amarra direita e o provete. O procedimento de carregamento foi dividido em 900 incrementos, 100 para o aperto das amarras e outros 800 para o carregamento de tração. O procedimento do modelo de elementos finitos que simula a etapa do aperto das amarras foi similar ao do procedimento experimental. No entanto, o procedimento de aplicação da carga não foi similar ao experimental, uma vez que a amarra não se deslocou com a extremidade direita do modelo, nem houve atrito entre a amarra e a referida extremidade do modelo.

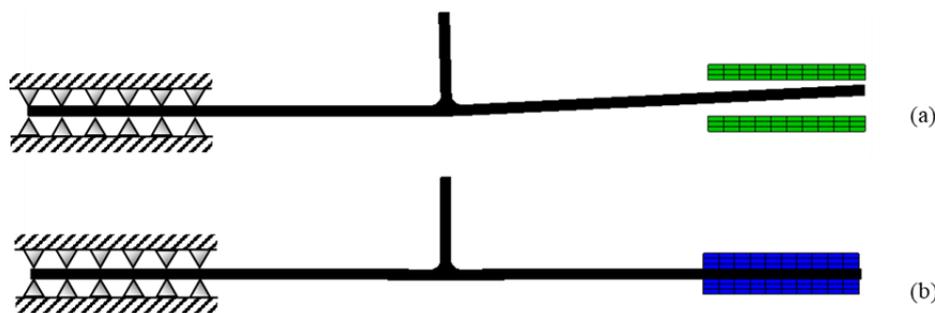


Figura 5.3. Modelo: a) posição inicial do provete, e b) fixação do lado direito do provete.

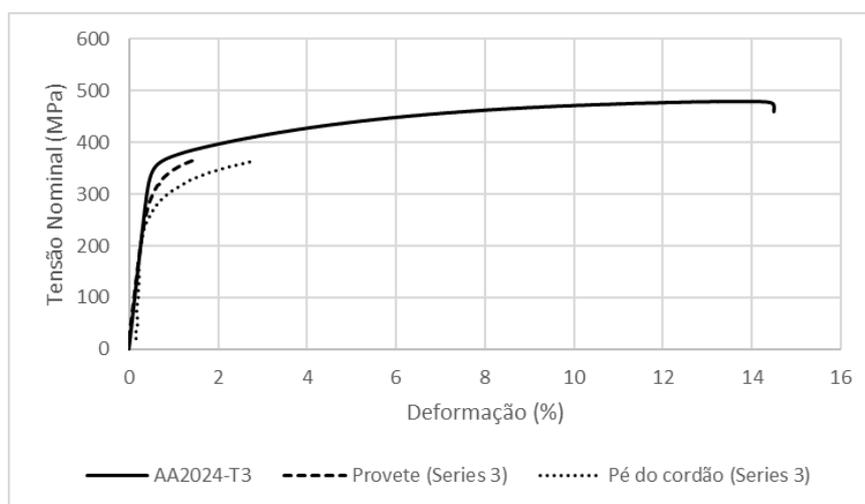


Figura 5.4. Curvas tensão x deformação do material base AA2024-T3 e do provete soldado da série 3.

A correlação digital de imagem foi usada para verificar a ocorrência de deformação plástica no pé do cordão. Foi observado que a deformação plástica só ocorreu para valores de tensão remota superiores a 240 MPa, maior valor aplicado nos ensaios de fadiga. Por isso, é correto assumir que o comportamento é linear elástico. A Figura 5.3 apresenta as curvas tensão versus deformação do material base do skin e da série de soldadura com valores de tensão de cedência mais baixos tanto no provete, quanto no pé do cordão de soldadura. De acordo com a Figura 5.4, o comportamento do provete soldado e no pé do cordão foi linear elástico para tensões nominais de até 320 MPa e 275 MPa respectivamente. Além disso, uma análise elástica foi realizada neste estudo porque o *FITNET* – *European Fitness for Service Network* declara que a avaliação de fadiga utilizando as tensões no entalhe pode ser realizada desde que a gama de tensão local seja menor que o dobro da tensão de cedência. Assim, a tensão local pode ser aproximada como puramente

elástica quando a deformação plástica cíclica não é apreciável. Apesar disso, as grandes deformações geométricas causadas pelo desalinhamento exigem uma análise não linear. Por isso, grandes deslocamentos com pequenas deformações foram aplicados ao modelo de elementos finitos, a fim de considerar a não linearidade geométrica do provete.

5.5.2. Resultados numéricos

A Figura 5.5 mostra a forma deformada e o campo de tensões na direção do eixo x do modelo empenado após o aperto da amarra direita. As tensões máximas no entalhe devido ao aperto das amarras (σ_g) são de aproximadamente 50 MPa, ocorrendo no pé da soldadura, como indicado pela seta. Essas são tensões de tração, enquanto na parte inferior do modelo há tensões de compressão, o que indica que o aperto das amarras produz flexão no provete, como era esperado.

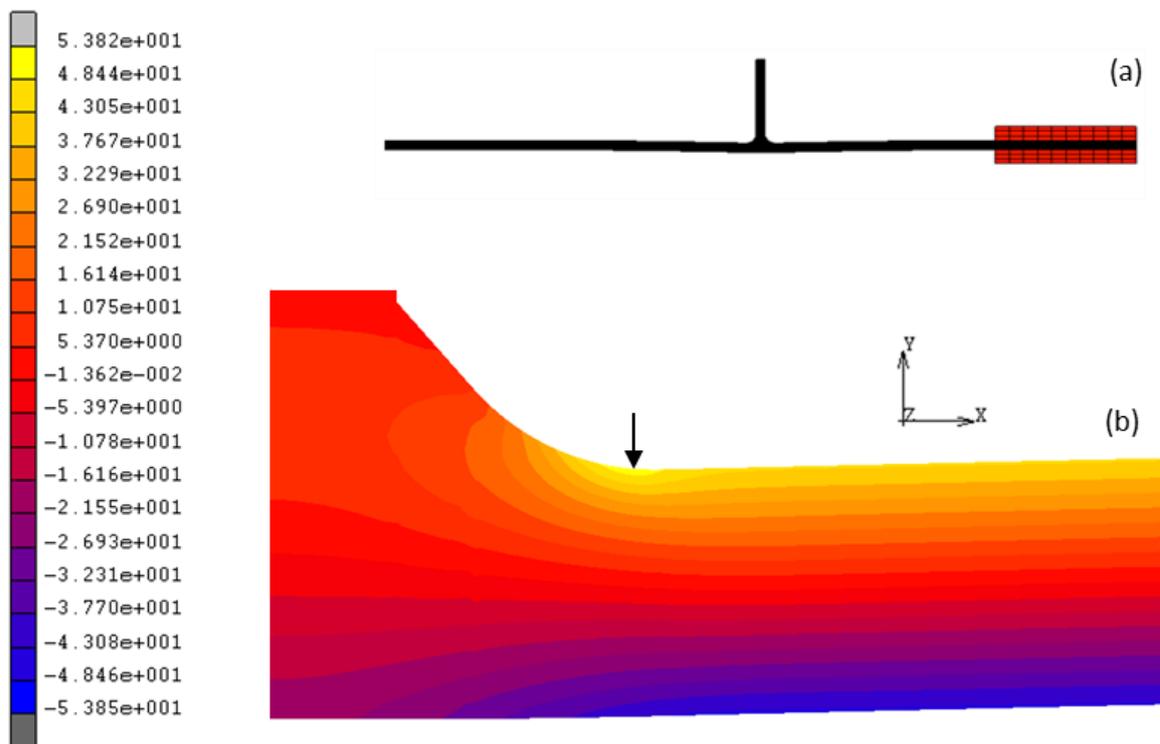


Figura 5.5. Deformações e tensões no provete após aperto das amarras: a) forma deformada e b) campo de tensões na direção x (série 9).

A Figura 5.6 apresenta a forma deformada e o campo de tensões na direção do eixo x para uma carga remota de 8 kN. Depois do aperto da amarra direita e da aplicação da

carga de tração, quase não há distorção no provete. As tensões máximas no pé do cordão são agora substancialmente mais elevadas, sendo cerca de 620 MPa. Note que a tensão nominal é de 320 MPa. Outros resultados de tensão local no pé da soldadura (σ) são apresentados na Tabela 5.2 para os modelos empenados.

Os pontos de concentração de tensões indicados pelas setas nas Figuras 5.5 e 5.6 são o mesmo ponto. Tal ponto está próximo ao pé da soldadura na região denominada de ZF na Figura 5.2. A multiaxialidade neste ponto faz com que os valores de tensão de von Mises sejam mais baixos que os de tensão na direção do eixo x, como pode ser observado na Tabela 5.2.

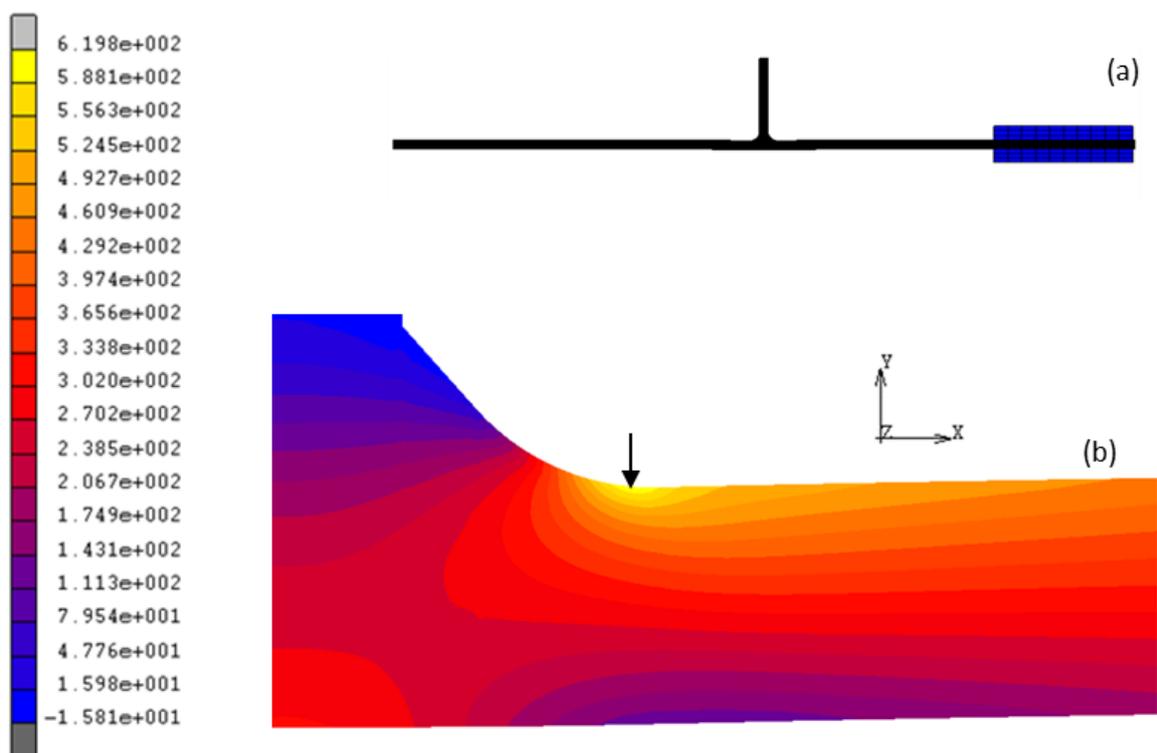


Figura 5.6. Deformações e tensões no provete após carregamento de 8 kN: a) forma deformada e b) campo de tensões na direção x (série 9).

Tabela 5.2. Tensão local no pé do cordão obtido por elementos finitos.

| Séries | Critério | σ_g (MPa) | Tensão nominal (MPa) | | | | |
|--------|-----------|---------------------|----------------------|-------|-------|-------|-------|
| | | | 0,4 | 80 | 160 | 240 | 320 |
| | | | σ (MPa) | | | | |
| 1 | Normal | 41,1 | 42,0 | 192,6 | 325,0 | 450,5 | 572,6 |
| 1 | von Mises | 36,8 | 37,5 | 171,3 | 288,7 | 400,0 | 508,3 |
| 2 | Normal | 50,8 | 51,8 | 212,9 | 349,5 | 476,6 | 598,9 |
| 2 | von Mises | 45,4 | 46,3 | 189,5 | 310,9 | 423,7 | 532,2 |
| 3 | Normal | 46,4 | 47,3 | 202,3 | 336,6 | 462,8 | 585,0 |
| 3 | von Mises | 41,5 | 42,3 | 180,2 | 299,6 | 411,8 | 520,3 |
| 4 | Normal | 51,6 | 52,6 | 216,4 | 355,5 | 485,2 | 609,9 |
| 4 | von Mises | 46,1 | 46,9 | 192,4 | 315,8 | 430,8 | 541,4 |
| 8 | Normal | 60,0 | 61,2 | 248,0 | 402,1 | 543,7 | 679,0 |
| 8 | von Mises | 54,2 | 55,2 | 223,0 | 361,3 | 488,3 | 609,5 |
| 9 | Normal | 52,0 | 53,0 | 218,7 | 359,6 | 490,7 | 616,9 |
| 9 | von Mises | 46,6 | 47,5 | 195,4 | 320,9 | 437,7 | 550,0 |
| 10 | Normal | 53,2 | 54,2 | 224,2 | 368,7 | 503,3 | 632,9 |
| 10 | von Mises | 47,6 | 48,5 | 199,7 | 328,2 | 447,9 | 563,0 |
| 11 | Normal | 58,5 | 59,5 | 236,8 | 386,3 | 525,0 | 658,1 |
| 11 | von Mises | 52,8 | 53,7 | 213,0 | 347,1 | 471,4 | 590,6 |

5.2. Fatores que Afetam a Tensão Local em Juntas com Desalinhamento Angular

A tensão local (σ) em junta com desalinhamento angular é obtida pela equação (5.1), onde k_t é o fator de concentração de tensão, k_m é o fator de magnificação de tensão, S é a tensão nominal, σ_g é a tensão local no pé do cordão devido ao aperto das amarras, S_s é a tensão estrutural e S_{sg} é a tensão estrutural induzida pela deformação geométrica causada pelo aperto das amarras. A partir da equação (5.1), os valores de k_t e k_m podem ser obtidos pelas equações (5.2) e (5.3), respectivamente. Assim, os efeitos do desalinhamento angular e do raio do pé do cordão na elevação do valor de σ observada na Figura 5.6b são quantificados por k_m e k_t , respectivamente.

$$\sigma = k_t K_m S + \sigma_g = k_t (S_s - S_{sg}) + \sigma_g \quad (5.1)$$

$$k_t = \frac{\sigma - \sigma_g}{S_s - S_{sg}} \quad (5.2)$$

$$k_m = \frac{S_s - S_{sg}}{S} \quad (5.3)$$

Além disso, os valores de S_s são calculados pela equação (5.4), onde σ_{memb} é a tensão de membrana e σ_{flex} é a tensão de flexão induzida cumulativamente pela deformação geométrica devido ao aperto das amarras e pelo carregamento axial. Essas tensões são calculadas a partir dos resultados dos elementos finitos, respectivamente, pelas equações (5.5) e (5.6), onde t é a espessura da chapa e $\sigma(y)$ é a distribuição de tensão através da espessura, como ilustrado na Figura 5.7a. Da mesma forma, S_{sg} é calculada a partir dos resultados dos elementos finitos pelas equações (5.7), (5.8) e (5.9), onde $\sigma_g(y)$ é a distribuição de tensão através da espessura, causada pelas amarras, com mostrado na Figura 5.7b.

$$S_s = \sigma_{memb} + \sigma_{flex} \quad (5.4)$$

$$\sigma_{memb} = \frac{1}{t} \int_0^t \sigma(y) dy \quad (5.5)$$

$$\sigma_{flex} = \frac{6}{t^2} \left(\int_0^t \sigma(y) y dy - \frac{t^2}{2} \sigma_{memb} \right) \quad (5.6)$$

$$S_{sg} = \sigma_{memb_g} + \sigma_{flex_g} \quad (5.7)$$

$$\sigma_{memb_g} = \frac{1}{t} \int_0^t \sigma_g(y) dy \quad (5.8)$$

$$\sigma_{flex_g} = \frac{6}{t^2} \left(\int_0^t \sigma_g(y) y dy - \frac{t^2}{2} \sigma_{memb_g} \right) \quad (5.9)$$

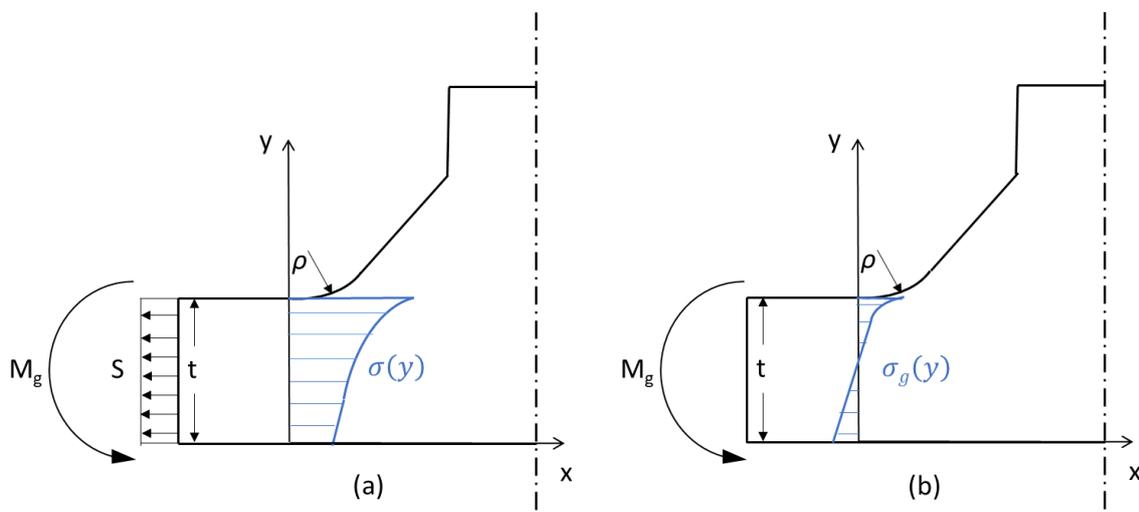


Figura 5.7. Distribuição de tensão através da espessura no pé do cordão devido: (a) ao carregamento axial (ρ) e ao momento fletor induzido pelas amarras (M_g) e (b) ao momento fletor induzido pelas amarras (M_g).

A partir dos resultados obtidos para cada um dos incrementos de carga do modelo de elementos finitos, é possível verificar as relações entre as tensões σ , σ_{memb} e σ_{flex} e a tensão nominal, apresentadas nas Figuras 5.8, 5.9 e 5.10. Assim, a tensão de flexão e a tensão local não variam linearmente com a tensão nominal, como pode ser observado nas Figuras 5.8 e 5.9, respectivamente. Por outro lado, de acordo com a Figura 5.10, a tensão de membrana varia linearmente com a tensão nominal, como esperado, uma vez que o material é linear elástico. Além disso, a Figura 5.8 mostra que σ_{flex} aumenta com a distorção angular e que as curvas de σ_{flex} das séries de soldadura que têm a mesma distorção angular sobrepõem-se. As curvas de σ_{memb} de todas as series também estão sobrepostas, como mostra a Figura 5.10. Assim, os valores de σ_{memb} e σ_{flex} podem ser obtidos, respectivamente, por meio das equações (5.10) e (5.11), onde S é a tensão nominal. Os coeficientes a_i (para $i = 0, 1, 2$ e 3) da equação (5.10) e b_j (para $j = 0$ e 1) da equação (5.11) são apresentados na Tabela 5.3 para cada série de soldadura, bem como os seus coeficientes de correlação (R^2).

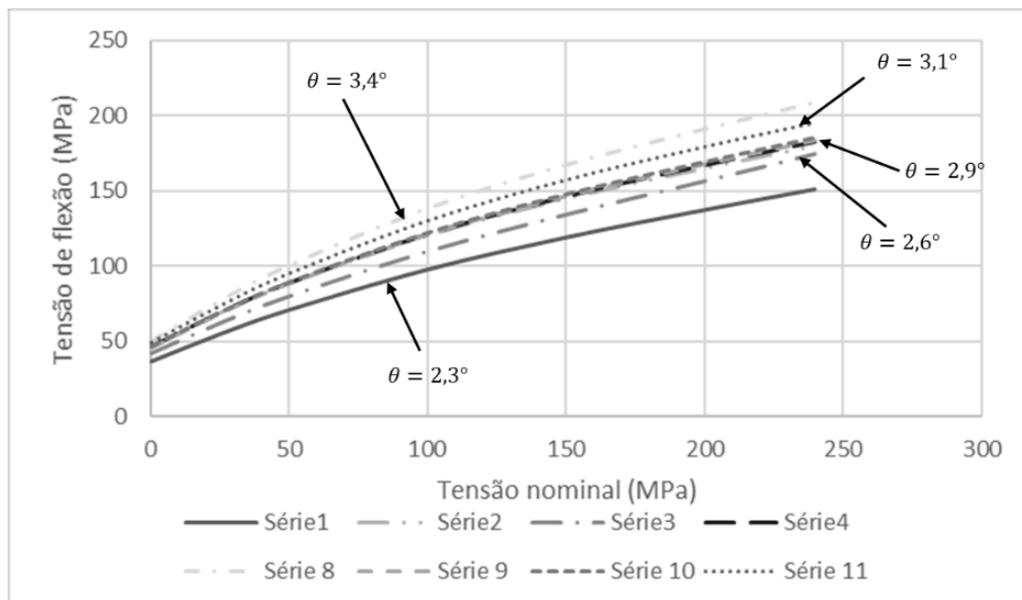


Figura 5.8. Relação entre tensão de flexão e tensão nominal.

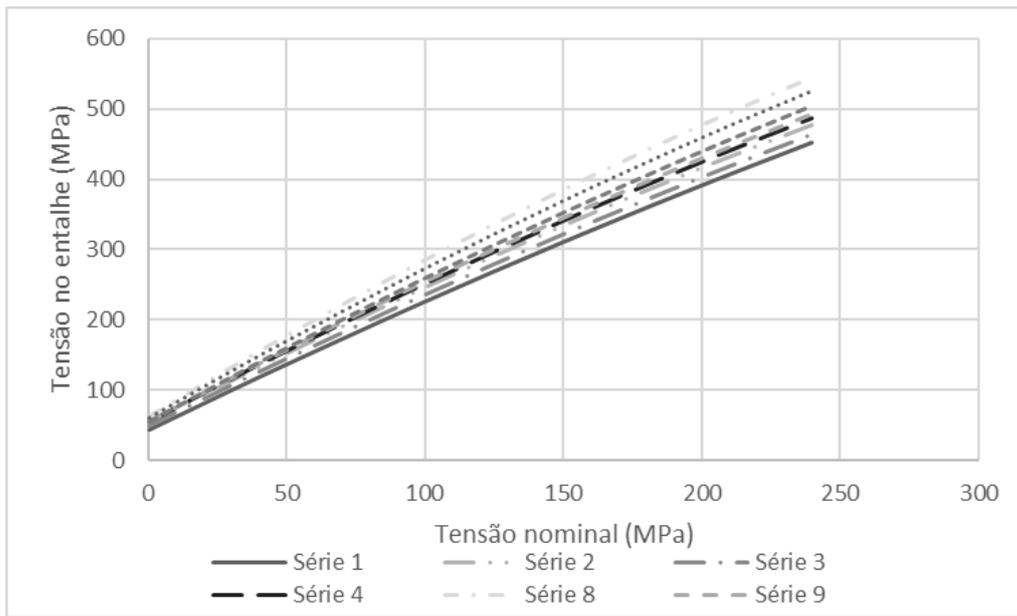


Figura 5.9. Relação entre tensão no entalhe e tensão nominal.

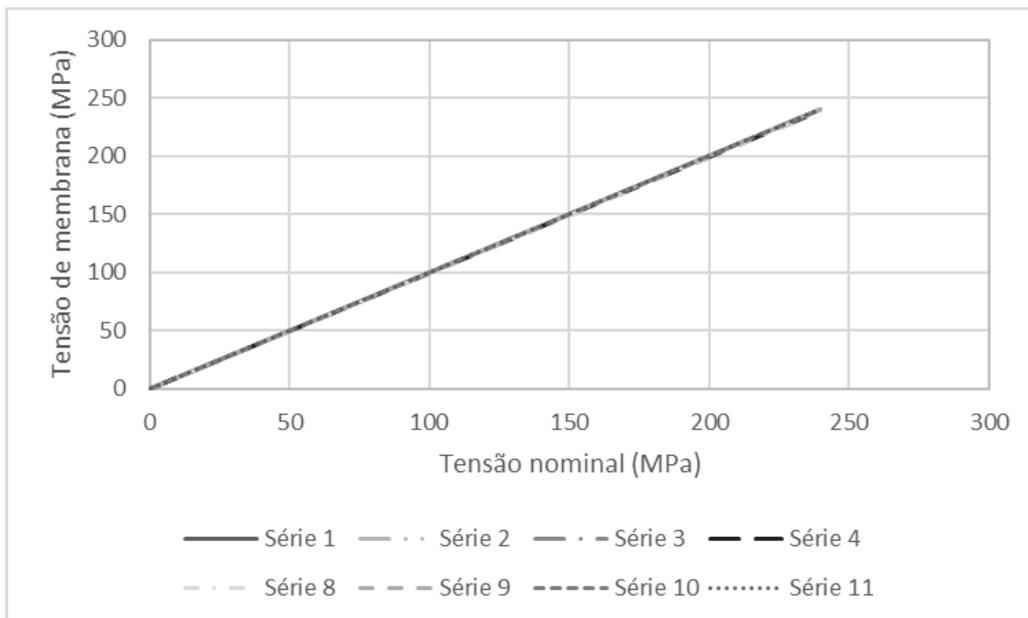


Figura 5.10. Relação entre tensão de membrana e tensão nominal.

$$\sigma_{memb} = a_3S^3 + a_2S^2 + a_1S + a_0 \tag{5.10}$$

$$\sigma_{flex} = b_1S + b_0 \tag{5.11}$$

Tabela 5.3. Coeficientes das equações (5.10) e (5.11) para as séries de soldadura em estudo.

| Série | a_3 | a_2 | a_1 | a_0 | R^2 (5.10) (%) | b_1 | b_0 | R^2 (5.11) (%) |
|-------|--------------------|-----------|--------|---------|------------------------|--------|---------|------------------------|
| 1 | 3×10^{-6} | -0,001981 | 0,7793 | 36,4047 | 99,998 | 1,0005 | -0,1153 | 100 |
| 2 | 4×10^{-6} | -0,002679 | 0,9733 | 45,7517 | 99,997 | 1,0004 | -0,1379 | 100 |
| 3 | 4×10^{-6} | -0,002263 | 0,8678 | 41,5038 | 99,998 | 1,0013 | -0,0571 | 100 |
| 4 | 4×10^{-6} | -0,002654 | 0,9763 | 45,8566 | 99,997 | 0,9998 | -0,1810 | 100 |
| 8 | 5×10^{-6} | -0,003288 | 1,1622 | 50,0585 | 99,997 | 0,9987 | -0,2664 | 100 |
| 9 | 4×10^{-6} | -0,002651 | 0,9810 | 45,6220 | 99,997 | 1,0003 | -0,1492 | 100 |
| 10 | 4×10^{-6} | -0,002639 | 0,9837 | 45,7154 | 99,997 | 1,0008 | -0,1248 | 100 |
| 11 | 4×10^{-6} | -0,002807 | 1,0523 | 49,0742 | 99,997 | 1,0000 | -0,1668 | 100 |

Além disso, a Figura 5.11 mostra que a variação de S_{sg} com θ não é linear. Este comportamento está relacionado à não linearidade geométrica causada pelo empeno do provete, como já comentado no item 5.1.1. Assim, os valores de S_{sg} aumentam com θ de acordo com a equação (5.12). Esta equação tem um coeficiente de correlação de 99,45%.

$$S_{sg} = -2,8623 \theta^4 + 22,6421 \theta^3 - 59,5160 \theta^2 + 67,6170 \theta \quad (5.12)$$

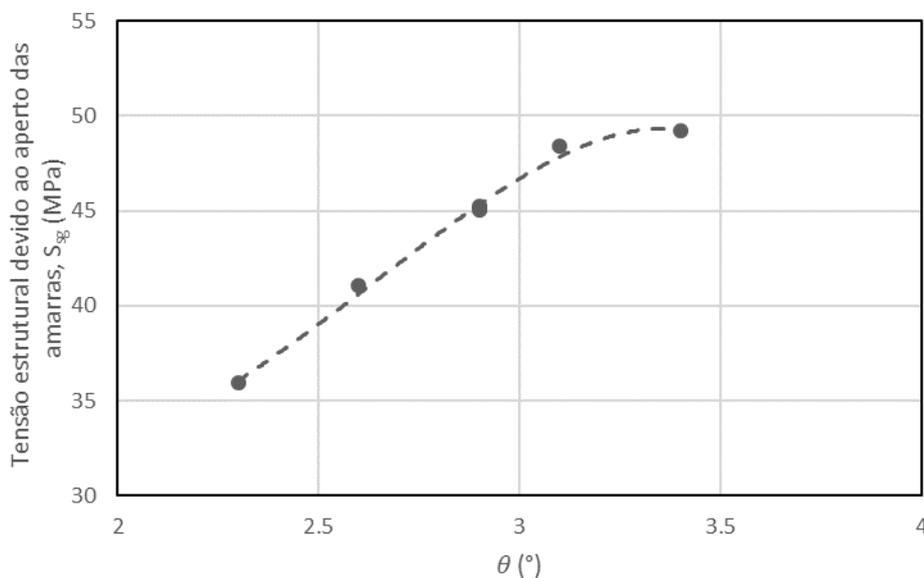


Figura 5.11. Relação entre S_{sg} e θ .

5.5.1. Fator de concentração de tensões (k_t)

De acordo com a equação (5.2), k_t é a inclinação de uma linha reta que representa a relação entre a tensão do entalhe sem o aperto das amarras ($\sigma - \sigma_g$) e a tensão

estrutural sem o aperto das amarras ($S_s - S_{sg}$). Assim, os valores de k_t foram obtidos por regressão linear dos dados das referidas tensões, considerando os resultados dos elementos finitos segundo o critério de von Mises, como mostrado na Figura 5.12. O efeito do raio do pé do cordão sobre k_t foi obtido considerando os valores de ρ apresentados na Tabela 5.1. Assim, a relação obtida a partir da Figura 5.13 é:

$$k_t = 1,1349 \rho^{-0,136} \quad (5.13),$$

com um coeficiente de correlação de 95,97%.

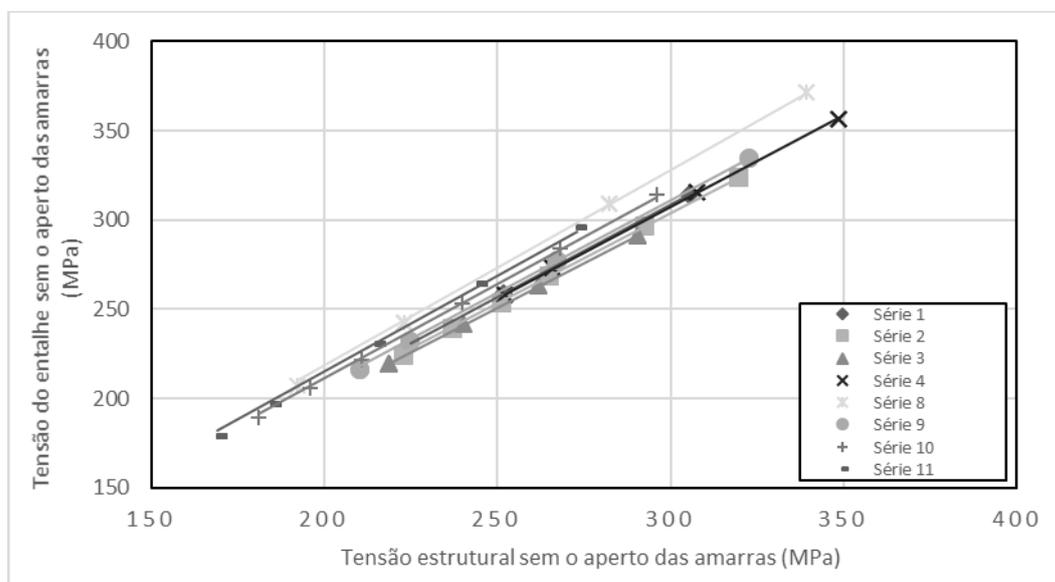


Figura 5.12. Relação entre a tensão do entalhe sem o aperto das amarras e a tensão estrutural sem o aperto das amarras (tensão de von Mises).

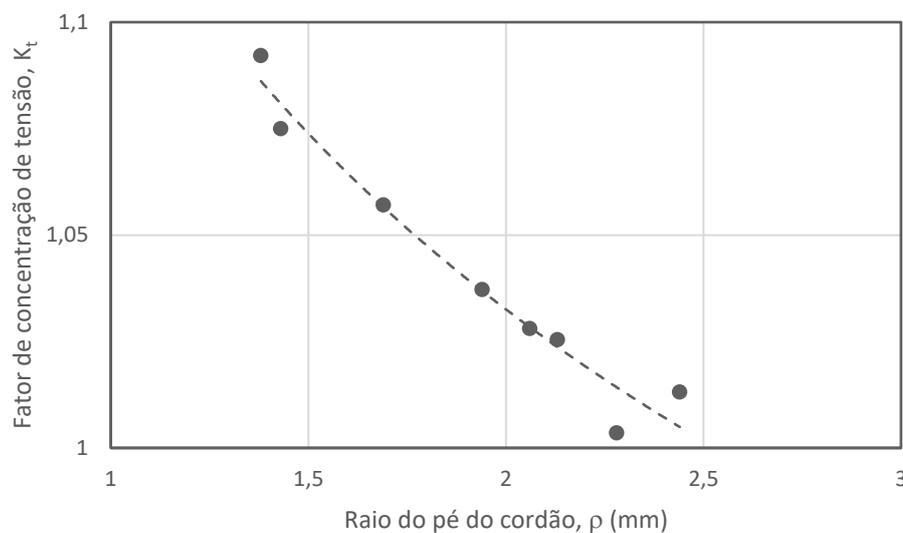


Figura 5.13. Relação entre k_t e ρ (tensão de von Mises).

Também pode-se notar que a razão σ_g/S_{sg} varia com ρ , como ilustrado na Figura 5.14. Dessa forma, os valores de σ_g/S_{sg} podem ser calculados pela equação (5.14), com coeficiente de correlação de 98,50%.

$$\frac{\sigma_g}{S_{sg}} = 1,1539 \rho^{-0,161} \quad (5.14)$$

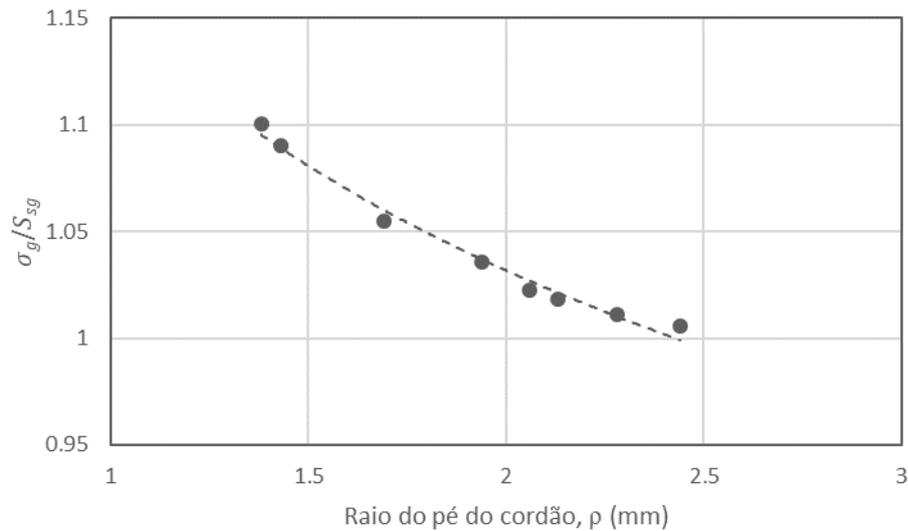


Figura 5.14. Relação entre σ_g/S_{sg} e ρ (tensão de von Mises).

5.5.2. Fator de magnificação de tensão (k_m)

Os valores de k_m apresentados na Figura 5.15 mostram que o fator de magnificação de tensão não varia linearmente com a tensão nominal, assumindo valores mais elevados para níveis de tensão nominal relativamente baixos que para níveis relativamente altos. Assim, o valor de k_m diminui com o aumento da tensão nominal. Além disso, quanto maior a distorção angular, maior é o valor de k_m . Como esperado, as curvas das quatro séries de soldadura com distorção angular de $2,9^\circ$ estão todas sobrepostas.

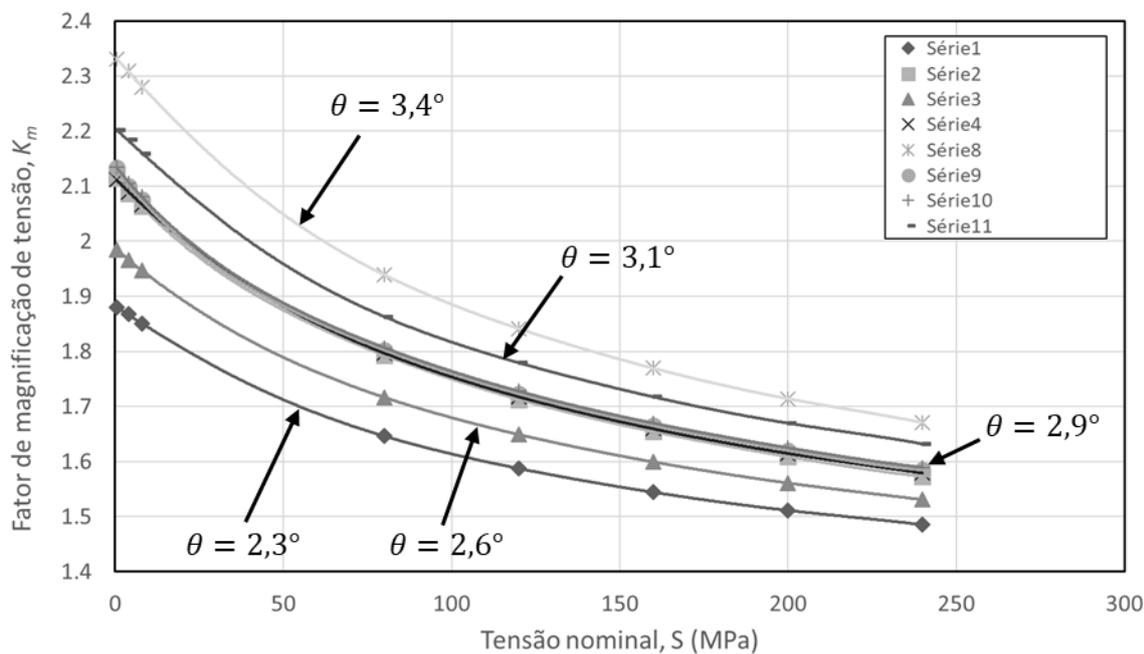


Figura 5.15. Relação entre k_m e S .

Para perceber o efeito de θ sobre k_m , a relação entre k_m e θ foi analisada para diferentes níveis de tensão nominal, como mostrado na Figura 5.16. Nessa figura, valores médios de k_m foram adotados para $\theta = 2,9^\circ$, uma vez que as curvas das quatro séries de soldadura com $\theta = 2,9^\circ$ estão sobrepostas na Figura 5.15. Como pode ser observado na Figura 5.16, k_m varia linearmente com θ para o mesmo nível de tensão nominal. Assim, as relações obtidas a partir da Figura 5.16 foram:

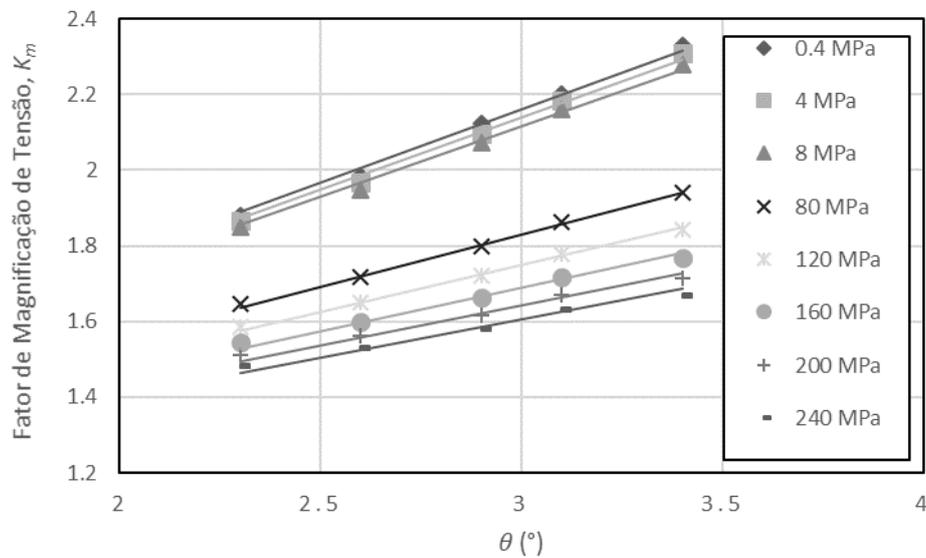
$$k_m = c_1\theta + 1 \tag{5.15}$$

onde c_1 é o coeficiente angular da reta. Os valores de c_1 e o coeficiente de correlação das retas são apresentados na Tabela 5.4. De acordo com a Figura 5.17, a variação de c_1 com S é não-linear. Os valores de c_1 podem ser calculados pela equação (5.16) obtida a partir da Figura 5.17 com R^2 de 99,99%. A relação entre os valores de k_m calculado pelas equações (5.15) e (5.3), mostrada na Figura 5.18, apresenta um coeficiente de correlação de 99,79%.

$$c_1 = -0,000000012963 S^3 + 0,000007840024 S^2 - 0,001906132981 S + 0,386949275888 \tag{5.16}$$

Tabela 5.4. Coeficientes angular e de correlação das retas da Figura 5.16.

| Tensão Nominal (MPa) | c_1 | R^2 (%) |
|----------------------|--------|-----------|
| 0,4 | 0,3866 | 99,38 |
| 4 | 0,3797 | 99,27 |
| 8 | 0,3716 | 99,35 |
| 80 | 0,2771 | 99,75 |
| 120 | 0,2499 | 99,35 |
| 160 | 0,2299 | 98,66 |
| 200 | 0,2145 | 97,71 |
| 240 | 0,2023 | 96,55 |


Figura 5.16. Relação entre k_m e θ para alguns níveis de tensão.

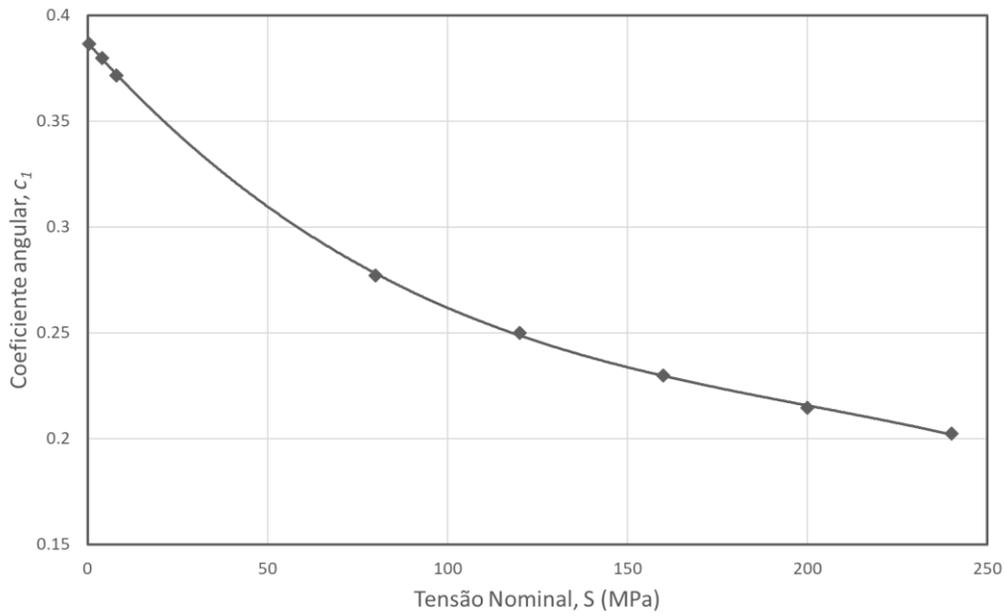


Figura 5.17. Relação entre c_1 e S.

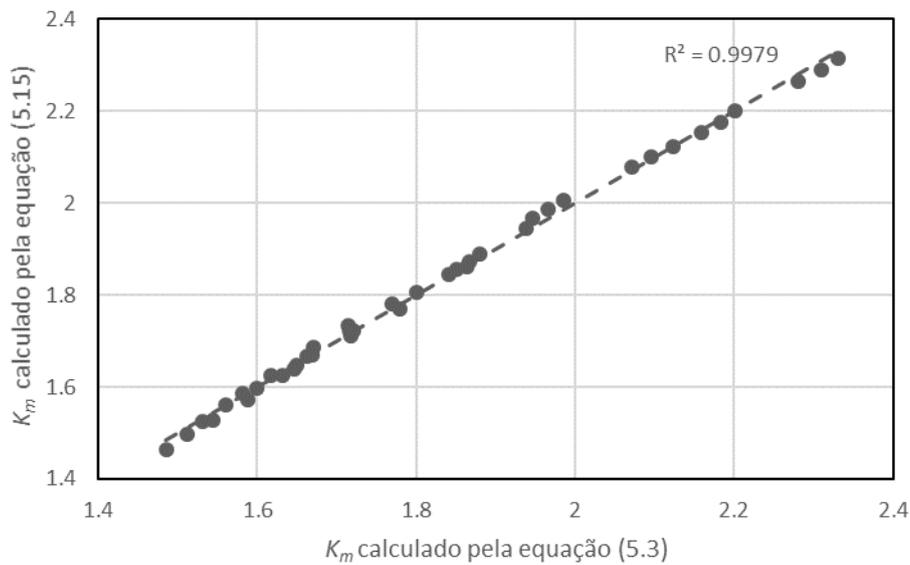


Figura 5.18. Relação entre os valores de k_m calculados pelas equações (5.15) e (5.3).

5.3. Efeito dos Defeitos na Análise de Fadiga

Foram realizados ensaios de fadiga das séries de soldadura 1, 2, 3, 4, 8, 9, 10 e 11. De acordo com a Figura 4.2, grandes poros podem ser observados nas macrografias das séries de soldadura 3, 5 e 9. De acordo com as recomendações do IIW (Hobbacher, 2004), esse tipo de imperfeição da soldadura pode competir com o pé da soldadura como um local

alternativo para iniciação de fenda por fadiga. Além disso, o diâmetro de poro máximo permitido em soldaduras de alumínio deve ser menor que $\frac{1}{4}$ da espessura da chapa. Assim, o diâmetro de poro máximo deve ser menor que 0,5 mm neste estudo, uma vez que as chapas têm espessura de 2 mm. Esta condição não foi satisfeita apenas pela série de soldadura 9. Entretanto, os resultados de sua análise de fadiga podem ser considerados válidos porque o desalinhamento tende a mudar a região mais fraca da junta soldada dos defeitos internos para o pé do cordão de soldadura (Jakubczak e Glinka, 1986), uma vez que o desalinhamento aumenta o nível de tensões no pé do cordão. Além disso, a iniciação de fenda por fadiga normalmente não ocorre em macroporos grandes, mas em poros com diâmetros na gama de 0,01 a 0,1 mm localizados próximos a superfície do cordão. Assim, os poros de gás internos podem ser considerados seguros para a avaliação de fadiga de uma junta soldada (Wu et al., 2015).

A Figura 4.2 também mostra que somente a série de soldadura 4 tem uma penetração incompleta da junta, ou seja, não há interação entre o primeiro e segundo cordões de soldadura. No entanto, os resultados de fadiga da série de soldadura 4 podem ser comparados com os resultados das demais séries porque as recomendações do IIW (Hobbacher, 2004) não estabelecem diferença entre juntas T com transferência de carga, com penetração total e parcial, para o caso de reforço transversal sem carga aplicada.

5.4. Resultados dos Ensaios de Fadiga

Utilizando os resultados dos ensaios de fadiga das 8 séries de soldadura já mencionadas no início do capítulo, foram obtidas curvas S-N características para tensões nominais, estruturais e efetivas. Essas curvas características com probabilidade de sobrevivência de 97,7% foram obtidas em conformidade com as recomendações do IIW (Hobbacher, 2004). As curvas médias foram obtidas pelo método dos mínimos quadrados e as bandas de dispersão foram definidas entre as curvas de 10% e 90% de probabilidade de sobrevivência. O efeito da variação da tensão média causada pela variação não linear de σ e σ_{flex} com a tensão nominal foi considerado pela obtenção de ciclos de tensão equivalentes, utilizando a equação de Smith-Watson-Topper (1970):

$$\sigma_{ar} = \sqrt{\sigma_{m\acute{a}x} \times \sigma_a} = \sigma_{m\acute{a}x} \sqrt{\frac{1-R}{2}} \quad (5.17),$$

onde σ_{ar} é a amplitude de tensão do ciclo reverso, $\sigma_{m\acute{a}x}$ é a tensão máxima e σ_a é a amplitude de tensão.

5.4.1. Efeito do desalinhamento angular nas curvas de fadiga

As curvas características para tensões nominais, estruturais e efetivas são apresentadas, respetivamente, nas Figuras 5.19, 5.20 e 5.21. A classe FAT de fadiga para o detalhe estrutural apresentado nas recomendações do IIW (Hobbacher, 2004) é sobreposta a essas figuras para permitir a comparação entre elas. Além disso, as curvas S-N obtidas a partir dos dados de fadiga com probabilidade de sobrevivência de 97,7% e inclinação de 3 são também apresentadas nas Figuras 5.22, 5.23 e 5.24 para verificar se as classes FAT de fadiga para cada tipo de tensão são adequadas para a avaliação de fadiga de juntas T finas soldadas com elevado desalinhamento angular.

A tensão estrutural (S_s) e a tensão efetiva no entalhe (σ_e) foram calculadas, respetivamente pelas equações (5.18) e (5.19). As constantes da equação (5.19) foram obtidas a partir das equações (5.13) e (5.14), considerando um raio fictício $\rho_f = 1$ mm.

$$S_s = k_m S + S_{sg} \tag{5.18}$$

$$\sigma_e = 1,1349 k_m S + 1,1539 S_{sg} \tag{5.19}$$

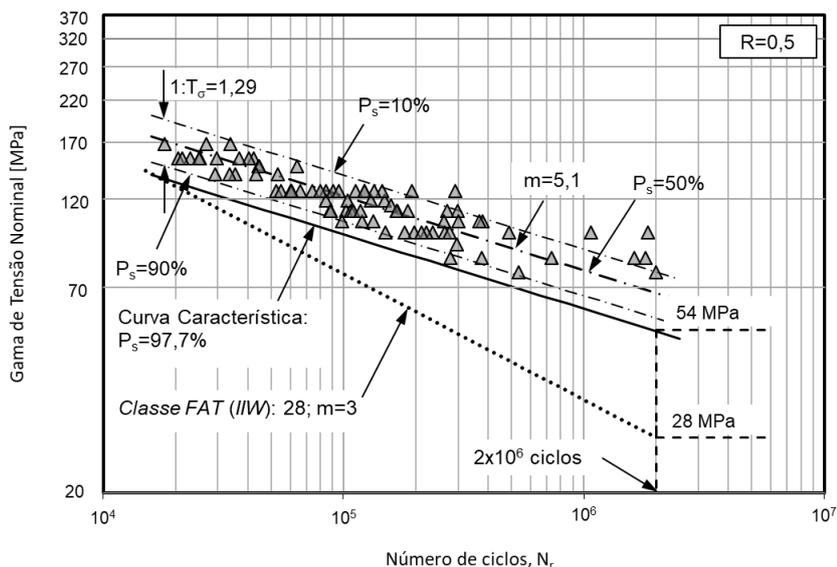


Figura 5.19. Curva S-N segundo a abordagem da tensão nominal.

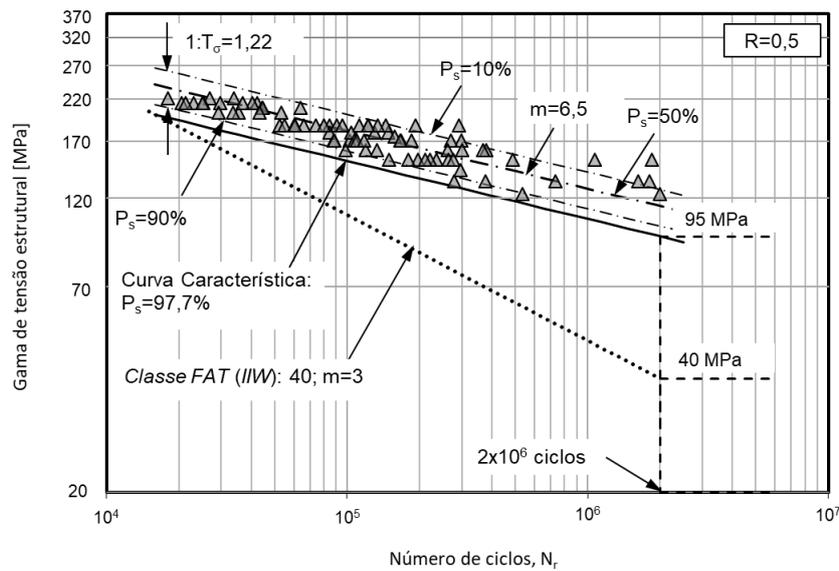


Figura 5.20. Curva S-N segundo a abordagem da tensão estrutural.

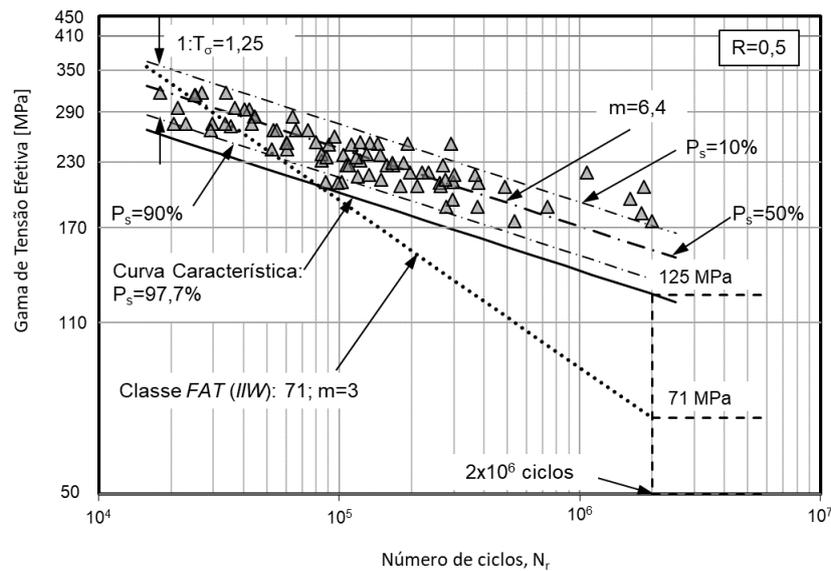


Figura 5.21. Curva S-N segundo a abordagem da tensão efetiva.

Comparando as curvas apresentadas da Figura 5.19 à Figura 5.21, é possível notar que a curva para tensão nominal (Fig. 5.19) apresenta a maior dispersão de dados ($T_\sigma = 1,29$). Por outro lado, a curva S-N para tensão estrutural tem a menor dispersão de dados ($T_\sigma = 1,22$). A Curva S-N para tensão efetiva no entalhe (Fig. 5.21) tem uma dispersão de

dados ($T_\sigma = 1,25$) um pouco maior que o da tensão estrutural. De acordo com Eibl et al. (2003), valores de dispersão de dados menores que 1,40 são considerados baixos.

As curvas S-N para tensões estruturais e efetivas no pé do cordão, que consideram a flexão causada pelo desalinhamento angular, apresentam inclinação $m \cong 6,5$ e para tensão nominal, que não considera o desalinhamento, tem $m = 5,1$.

A Figura 5.19 mostra que a curva característica ($P_S = 97,7\%$) para tensão nominal tem melhor resistência à fadiga que a classe de fadiga FAT28. Para a vida à fadiga de 2×10^6 ciclos, a resistência à fadiga da curva característica é 54 MPa, significando um aumento de 92,9% na resistência a fadiga. De acordo com a Figura 5.20, a resistência a fadiga da curva característica ($P_S = 97,7\%$) para tensão estrutural é 95 MPa, o que significa uma resistência a fadiga 137,5% maior que a da classe de fadiga FAT40. A resistência à fadiga da curva característica ($P_S = 97,7\%$) para tensão efetiva no entalhe apresenta um valor de 125 MPa na Figura 5.21, significando um aumento de 76,1% quando comparado à classe de fadiga FAT71. Esse aumento na resistência à fadiga está em concordância com Lillemäe et al. (2012). De acordo com esses autores, o elevado nível de flexão causado pelo elevado desalinhamento angular aumenta o gradiente de tensões e conseqüentemente a resistência à fadiga.

Adicionalmente, todos os dados de fadiga estão acima da classe de fadiga FAT para tensões nominais e estruturais, como pode ser observado, respetivamente, nas Figuras 5.19 e 5.20. Por outro lado, a Figura 5.21 mostra que alguns dados de fadiga com nível elevado de tensão efetiva no entalhe estão abaixo da classe de fadiga FAT para tensão efetiva no entalhe.

A adequação da aplicação das acima mencionadas classes de fadiga FAT na avaliação de fadiga de juntas T finas soldadas com elevado desalinhamento angular foi realizada por meio das Figuras 5.22, 5.23 e 5.24 para tensões nominais, estruturais e efetivas, respetivamente. Essas curvas foram geradas em conformidade com as recomendações do IIW (Hobbacher, 2004), considerando $m = 3$. Além disso, as respetivas classes de fadiga FAT recomendadas pelo IIW (Hobbacher, 2004) foram sobrepostas às curvas, para comparação.

Assim, as curvas geradas com $m = 3$ (Fig. 5.22 a 5.24) apresentam dispersão dos dados significativamente maior do que os apresentados nas Figuras 5.19 a 5.21. A menor dispersão ocorre para tensões nominais ($T_\sigma = 1,74$) e a maior para tensões efetivas ($T_\sigma =$

1,90). Essa elevada dispersão faz com que a resistência à fadiga a 2×10^6 ciclos das curvas características ($P_s = 97,7\%$; $m = 3$) para tensões nominais, estruturais e efetivas diminuam sensivelmente em relação aos mesmos valores obtidos a partir das Figuras 5.19 a 5.21. Por outro lado, os seus valores de resistência à fadiga aproximaram-se das respectivas classes de fadiga FAT para tensões nominais e estruturais, no entanto, o mesmo não ocorreu para tensões efetivas. De acordo com a Figura 5.22, a curva S-N ($P_s = 97,7\%$; $m = 3$) para tensão nominal e a classe de fadiga FAT28 estão sobrepostas. A curva S-N ($P_s = 97,7\%$; $m = 3$) para tensão estrutural tem resistência à fadiga a 2×10^6 ciclos 2,5% menor que a da classe de fadiga FAT40, como apresentado na Figura 5.23. A resistência à fadiga a 2×10^6 ciclos da curva S-N ($P_s = 97,7\%$; $m = 3$) para tensão efetiva no entalhe é 26,8% menor que a para classe de fadiga FAT71, como pode ser observado na Figura 5.24. Assim, as curvas de referência do IIW para placas espessas sob tensão efetiva no entalhe ($\rho_f = 1$ mm) não é adequado para juntas T finas soldadas com elevado desalinhamento angular. Por isso, a classe de fadiga FAT50 é recomendada ao invés da classe de fadiga FAT71 para juntas T finas soldadas com elevado desalinhamento angular. A inadequação da classe de fadiga FAT71 para avaliação de fadiga juntas T finas soldadas com elevado desalinhamento angular, pode ser atribuída ao raio fictício utilizado. De acordo com Morgenstern et al. (2006), $\rho_f = 1$ mm deve ser aplicado em juntas de alumínio soldadas cujas chapas tenham espessura igual ou superior a 5 mm. Portanto, um $\rho_f < 1$ mm deveria ser utilizado para que a classe de fadiga FAT71 pudesse ser utilizada neste trabalho. Por isso, o conceito do entalhe fictício introduzido por Neuber (1969) será utilizado no item 5.4.2 para estimar os valores de ρ_f das soldaduras investigadas neste trabalho.

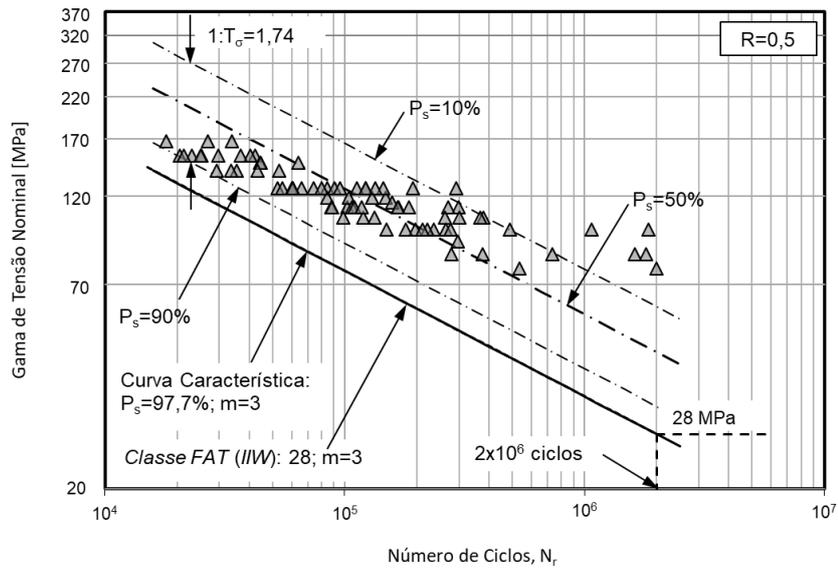


Figura 5.22. Curva S-N segundo a abordagem da tensão nominal para $m = 3$.

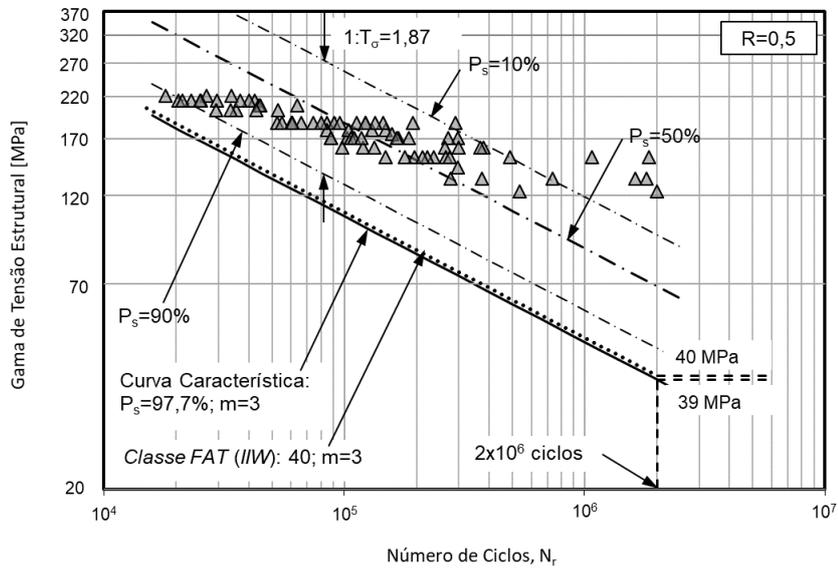


Figura 5.23. Curva S-N segundo a abordagem da tensão estrutural para $m = 3$.

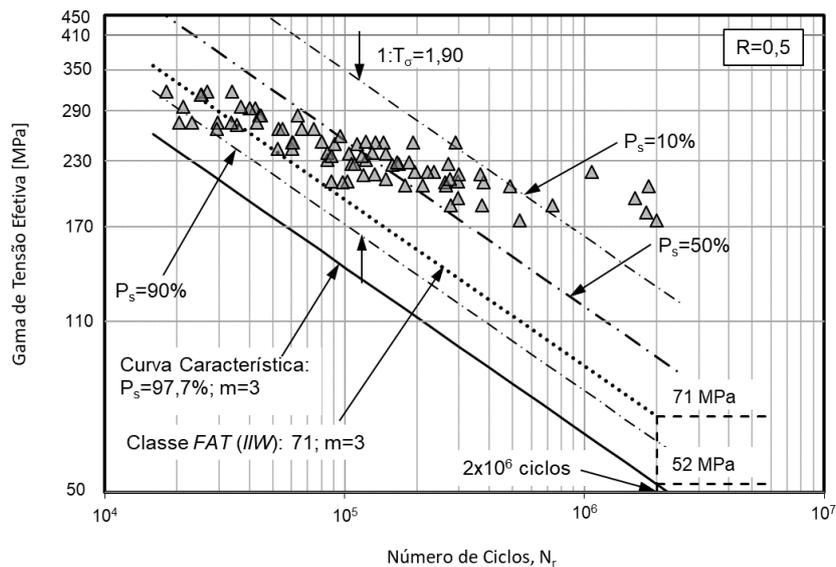


Figura 5.24. Curva S-N segundo a abordagem da tensão efetiva para $m = 3$.

5.4.2. Curvas S-N considerando o método das tensões efetivas

As tensões efetivas no pé do cordão foram obtidas de acordo com o conceito do entalhe fictício introduzido por Neuber (1969). Assim, as tensões efetivas (σ_e) foram calculadas por meio da equação:

$$\sigma_e = (1,1349 \rho_f^{-0,136}) k_m S + (1,1539 \rho_f^{-0,161}) S_{sg} \quad (5.20),$$

onde ρ_f é o raio fictício e S_{sg} é a tensão estrutural devido ao aperto das amarras. O valor de ρ_f foi obtido pela equação:

$$\rho_f = \rho + s \rho^* \quad (5.21),$$

onde ρ é o raio real do entalhe, s é o fator que considera o efeito da tensão multiaxial na falha e ρ^* é o comprimento microestrutural. Os valores para o fator de multiaxialidade adotados nos cálculos de ρ_f foram os propostos por Fillippi et al. (2002) para tensões normais. Dessa forma, os valores de s adotados para os ângulos de abertura de 120° e 130° foram, respectivamente, os valores de 3,67 e 4,19. Como não há valores válidos de comprimento microestrutural para soldaduras de alumínio (Zhang et al., 2012), foi feita uma estimativa desse valor, tendo por base os dados de fadiga.

5.4.2.1. Estimativa do comprimento microestrutural

Como não há valores válidos de comprimento microestrutural para soldaduras de alumínio (Zhang et al., 2012), foi feita uma estimativa desse valor, tendo por base os

dados de fadiga. Dessa forma, a estimativa de ρ^* consistiu no cálculo de σ_e utilizando a equação (5.20) para um valor de ρ^* pré-definidos para cada série de soldadura. Então, foi ajustada uma função da lei de potência, pelo método dos mínimos quadrados, aos dados de tensão efetiva calculada e de vida de fadiga experimental, a fim de estabelecer uma relação entre ambos. Fazendo variar ρ^* de 0,05 a 0,5 mm, seja para uma série específica, seja para todas séries em estudo, obtiveram-se regressões com diferentes coeficientes de correlação (R^2). Dessa forma, o valor de ρ^* estimado por este método é aquele por meio do qual se obtém o coeficiente de correlação máximo.

Os valores de ρ utilizados para estimar ρ^* foram definidos considerando o pior cenário para as séries de soldadura 1, 2, 3, 8, 9, 10 e 11, uma vez que as suas superfícies de fratura apresentaram multinucleação de fendas, como será visto no item 5.4.4. Neste trabalho, considerou-se, como pior cenário, aquele em que o raio fictício assume o menor valor para um dado ρ^* . Por isso, o valor de ρ para as series 1, 2, 3, 8, 9, 10 e 11 ($\rho_1, \rho_2, \rho_3, \rho_8, \rho_9, \rho_{10}$ e ρ_{11} respectivamente) foi $\rho_1 = \rho_2 = \rho_3 = \rho_8 = \rho_9 = \rho_{10} = \rho_{11} = 0 \text{ mm}$. Por outro lado, o valor de ρ para a série 4 (ρ_4) foi $\rho_4 > 0 \text{ mm}$, uma vez que não foi observada multinucleação de fendas nas suas superfícies de fratura. Dessa forma, o valor de ρ_4 foi definido a partir do tratamento estatístico dos valores de ρ medidos ao longo dos cordões de soldadura, apresentado na Figura 5.25a e sumariados na Tabela 5.5. O valor adotado $\rho_4 = 0.70 \text{ mm}$ tem a mesma probabilidade de ocorrência que o raio da série de soldadura com a menor probabilidade de ser zero entre aquelas que apresentaram multinucleação de fendas (ρ_1), como ilustrado pela ampliação apresentada na Figura 5.25b. Na Figura 5.26, os coeficientes de correlação são apresentados como uma função do comprimento microestrutural, considerando $\rho_1 = \rho_2 = \rho_3 = \rho_8 = \rho_9 = \rho_{10} = \rho_{11} = 0 \text{ mm}$ e $\rho_4 = 0.70 \text{ mm}$. O valor estimado de $\rho^* = 0.21 \text{ mm}$ foi igual ao proposto por Zhang et al. (2012) para a hipótese de a fenda iniciar-se na zona fundida de uma soldadura de alumínio.

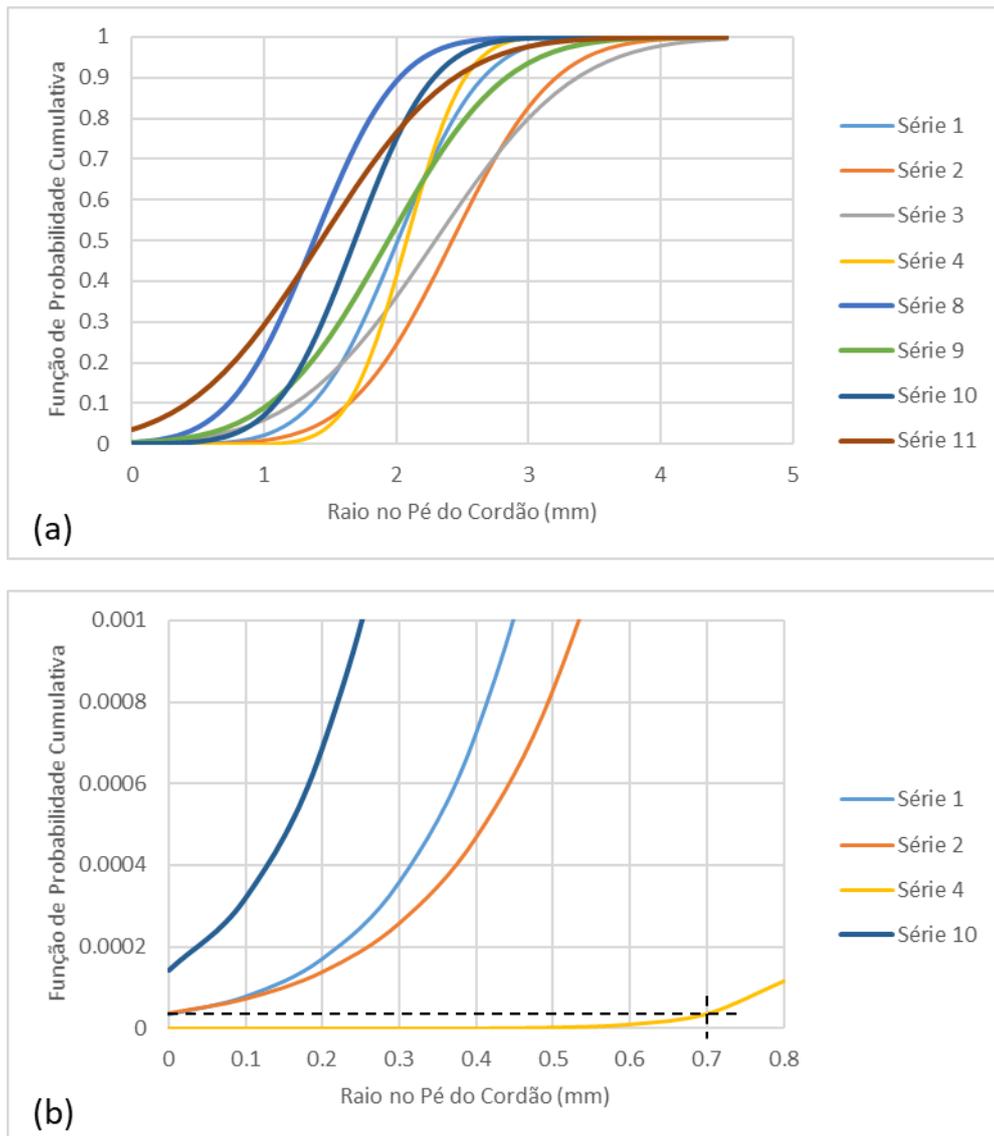


Figura 5.25. Curvas de probabilidade cumulativa dos raios do cordão: (a) curvas completas e (b) ampliação para determinação de ρ_4 .

Tabela 5.5. Tratamento estatístico dos dados de raio no pé do cordão.

| Série | Tamanho da amostra | Média (mm) | Desvio padrão (mm) |
|-------|--------------------|------------|--------------------|
| 1 | 22 | 2,01 | 0,51 |
| 2 | 23 | 2,42 | 0,61 |
| 3 | 21 | 2,29 | 0,83 |
| 4 | 22 | 2,08 | 0,35 |
| 8 | 22 | 1,38 | 0,50 |
| 9 | 22 | 1,94 | 0,70 |
| 10 | 24 | 1,69 | 0,47 |
| 11 | 22 | 1,43 | 0,79 |

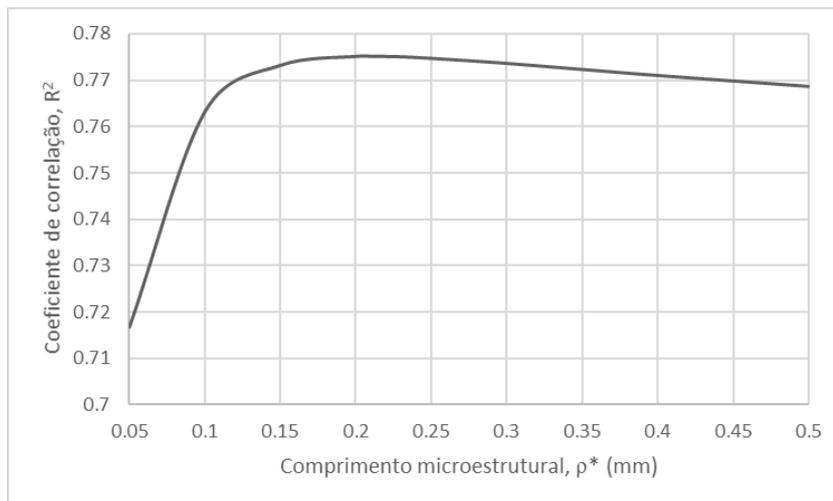


Figura 5.26. Relação entre R^2 e ρ^* .

5.4.2.2. Casos estudados

As tensões efetivas no entalhe foram calculadas utilizando a equação (5.20), considerando os casos descritos abaixo.

O caso 1 considerou o pior cenário para todas as séries de soldadura ($\rho_i = 0 \text{ mm}$ para $i = 1, 2, 3, 4, 8, 9, 10$ e 11) e $\rho^* = 0.21 \text{ mm}$, valor obtido no item 5.4.2.1.1 para todas as séries de soldadura.

No caso 2, considerou-se $\rho^* = 0.21 \text{ mm}$ e o pior cenário para as séries que apresentaram superfícies de fratura com multinucleação ($\rho_i = 0 \text{ mm}$ para $i = 1, 2, 3, 8, 9, 10$ e 11). Dessa forma, $\rho_4 = 0.70 \text{ mm}$ foi escolhido para minimizar a dispersão dos dados, considerando que não foi observada multinucleação na série de soldadura 4.

As Figuras 5.27 e 5.28 mostram as curvas S-N para os dois casos mencionados anteriormente. De modo geral, as diferenças entre as curvas dos dois casos não são muito significativas. As curvas do caso 2 (Fig. 5.28) apresentam menores dispersão e declive, bem como maior resistência à fadiga para uma vida de 2×10^6 de ciclos. Apesar disso, a curva característica do caso 1 (Fig. 5.27) é ligeiramente mais conservativa que a do caso 2. Dessa forma, a utilização da curva característica do caso 1 parece adequada para aplicações de engenharia. De acordo com os resultados obtidos para o caso 1, os raios fictícios para $\beta = 120^\circ$ e $\beta = 130^\circ$ são $0,77 \text{ mm}$ e $0,88 \text{ mm}$, respectivamente.

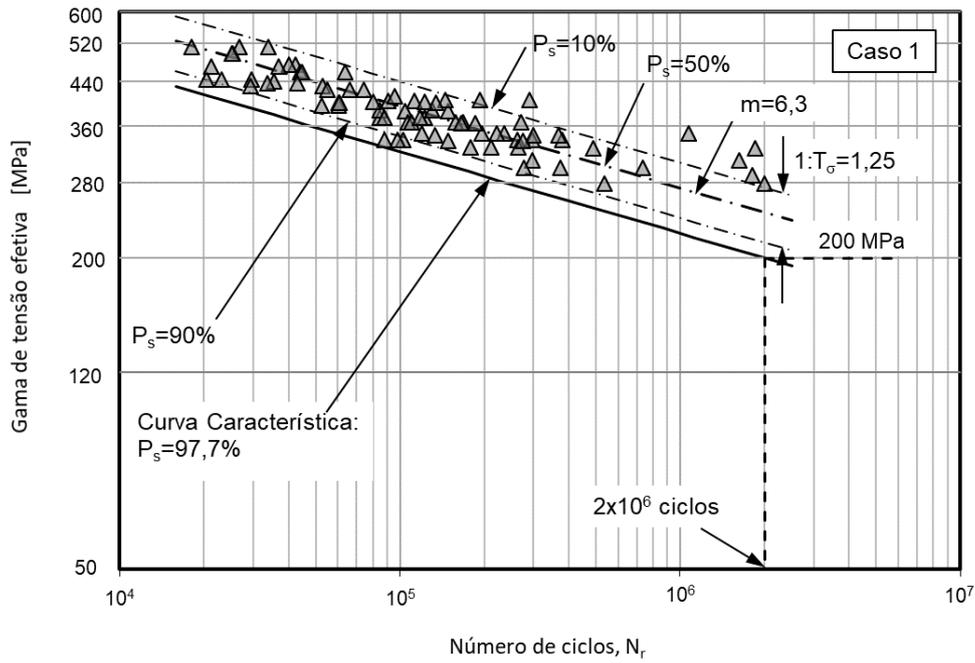


Figura 5.27. Curva S-N segundo a abordagem da tensão efetiva do caso 1.

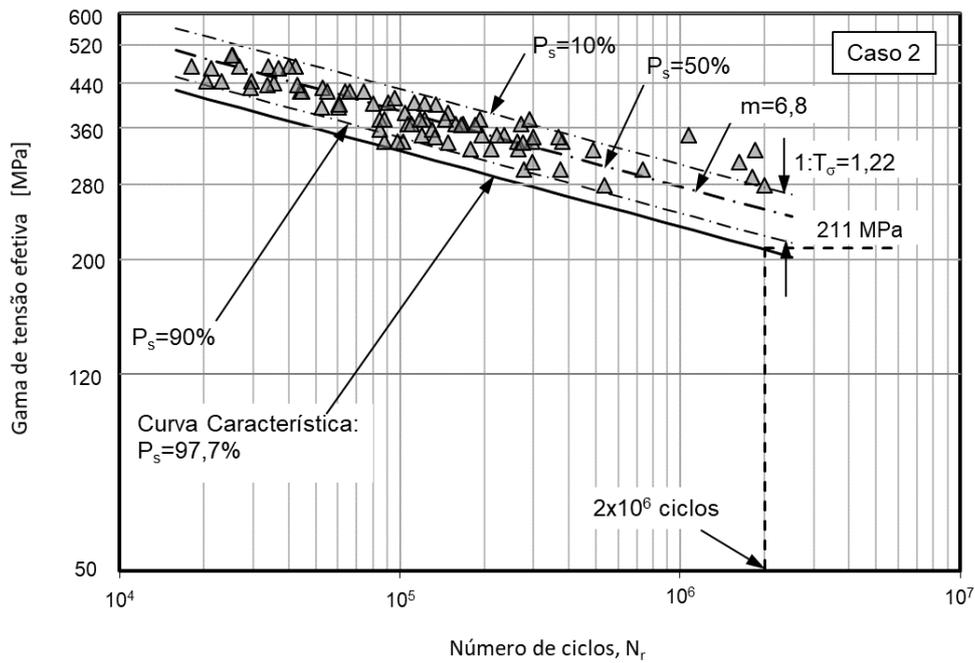


Figura 5.28. Curva S-N segundo a abordagem da tensão efetiva do caso 2.

5.4.3. Comparação entre a vida de juntas T soldadas a laser e a de elementos estruturais usados em estruturas rebitadas

Foi realizada uma comparação entre a vida em fadiga das juntas T soldadas a laser obtida neste trabalho e o tempo de vida obtido por Yasniy et al. (2017) para placas rebitadas de 6 mm de espessura da liga 2024-T3 com um furo expandido a frio. O processo de expansão a frio do furo é usado para melhorar a vida em fadiga, criando tensões residuais compressivas no entorno da borda dos furos de elementos estruturais tais como aqueles usados em estruturas rebitadas. Considerando uma gama de tensão nominal de 147 MPa, uma razão de tensões de 0,02 e uma probabilidade de sobrevivência de 50%, os tempos de vida total para a junta T soldada a laser, para a placa rebitada com um furo de 8 mm de diâmetro e para a placa com furo de 8mm de diâmetro expandido a frio (com grau de expansão a frio de 2,37%) são, respetivamente, 227.979 ciclos, 94.047 ciclos e 189.791 ciclos. Assim, é possível notar que a junta soldada a laser teve o tempo de vida total mais elevado. A vida em fadiga da junta soldada teve 133.932 ciclos a mais que a placa com furo sem tratamento e 38.188 ciclos a mais que a placa com furo expandido a frio. Percentualmente, esses resultados indicam que a vida da junta soldada foi 142% maior que a da placa sem tratamento e 20% maior que a da placa com tratamento.

5.4.4. Morfologia da fratura

As imagens de MEV mostraram que os provetes das séries de soldadura 1, 2, 3, 8, 9, 10 e 11 apresentam fraturas com multinucleação, como ilustrado na Figura 5.29 com um provete da série 3. Nessa figura, os pontos de nucleação são indicados pelas setas pretas e a região acima da linha tracejada representa a transição para fratura estática.

Por outro lado, os provetes da série de soldadura 4 não apresentaram multinucleação nas superfícies de fratura, sendo a fenda nucleada em um único ponto, como indica a seta preta na Figura 5.30 apresentada como um típico exemplo. A ausência de multinucleação na série de soldadura 4 pode ser explicado pelo menor desvio padrão do raio no pé do cordão apresentado na Tabela 5.5. Enquanto os maiores valores de dispersão do raio no pé do cordão para as outras séries de soldadura parecem contribuir para que haja multinucleação. Ou seja, a variação do raio ao longo do pé afeta a resistência à fadiga. Por isso, o uso do pior cenário é justificado.

Adicionalmente, a iniciação da fenda ocorreu no material fundido para todas as séries de soldadura. A Figura 5.31 mostra poros na superfície de fratura, o que indica que as fendas propagaram através do material fundido. Além disso, o detalhe mostra a transição da ZF para a ZAC.

De acordo com a Figura 5.32, a superfície de fratura na ZF apresenta característica de quase-clivagem e algumas regiões com microestrias; algumas delas são indicadas por setas na figura. Este mecanismo também foi observado por Liu et al. (2014) na superfície de fratura de juntas de topo da liga AA6156.

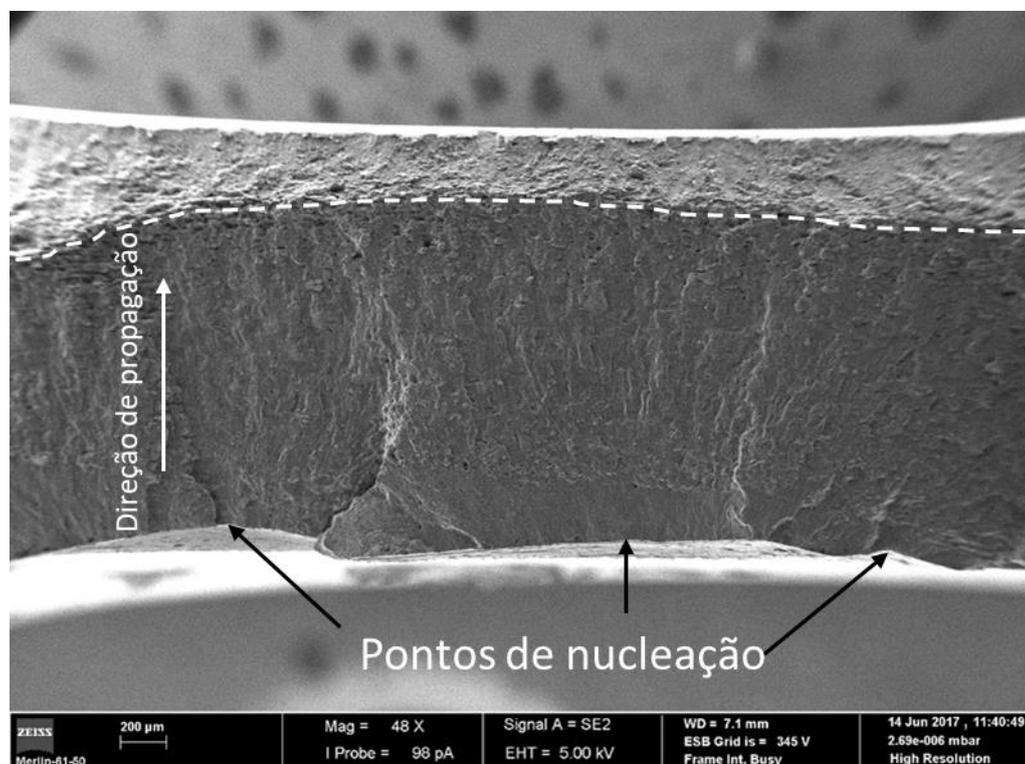


Figura 5.29. Superfície de fratura com multinucleação (série de soldadura 3).

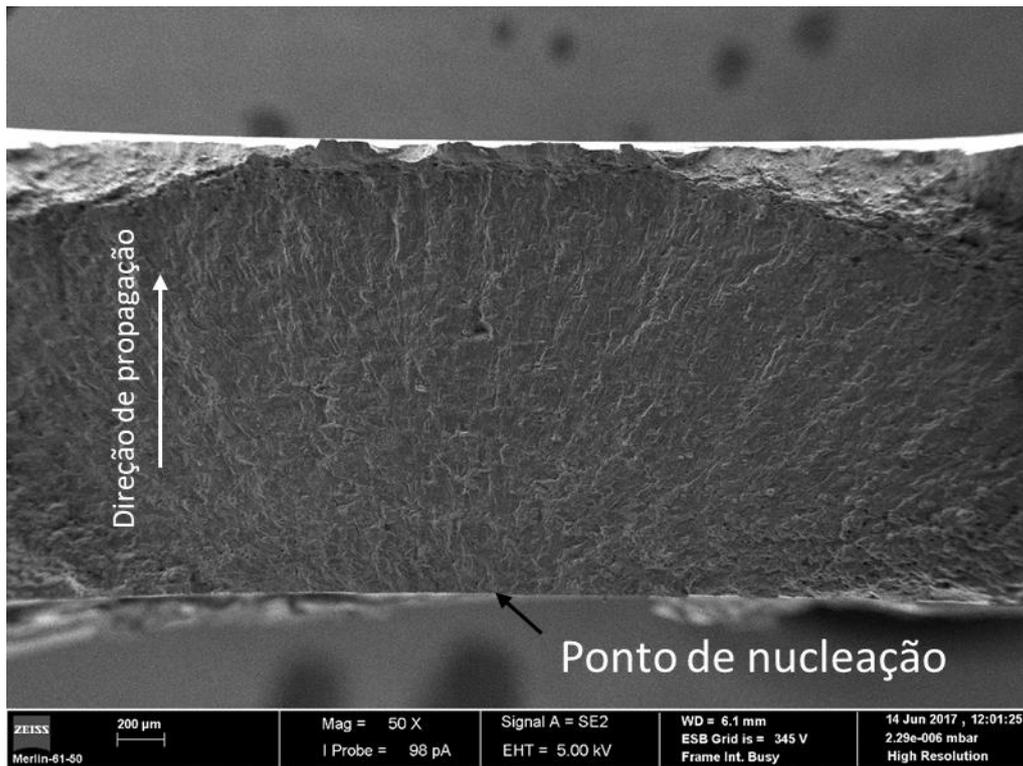


Figura 5.30. Superfície de fratura sem multinucleação (série de soldadura 4).

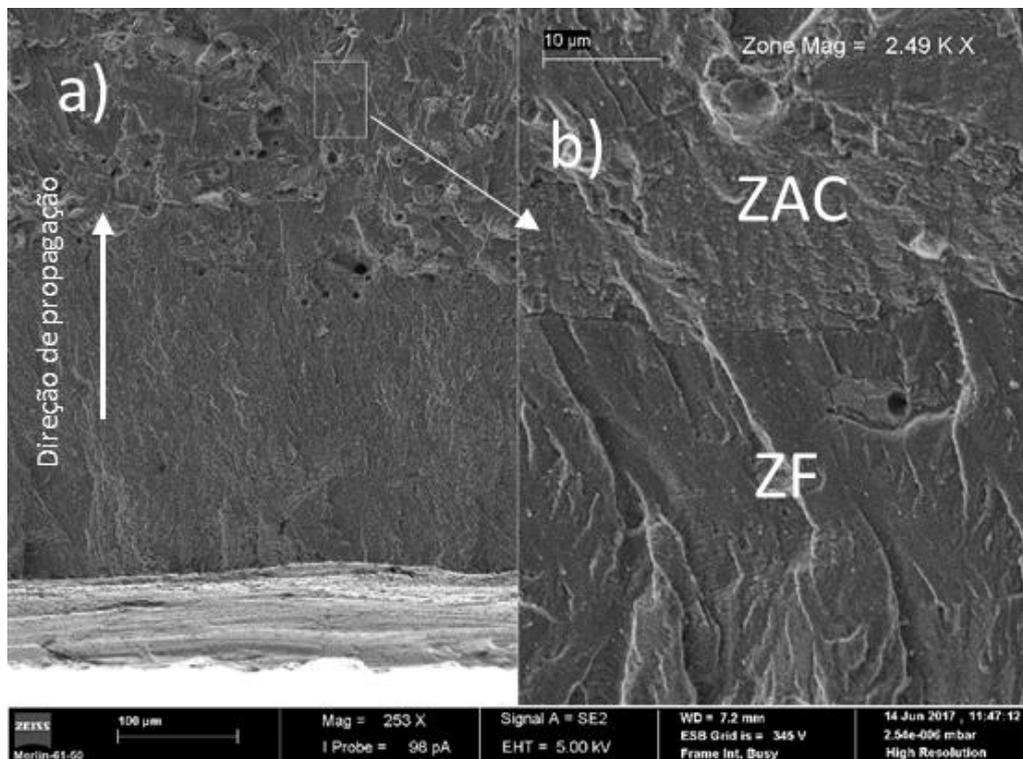


Figura 5.31. Superfície de fratura: a) através do material fundido e na transição do metal fundido para o material afetado pelo calor; b) ampliação da transição do metal fundido para o material afetado pelo calor (série de soldadura 3).

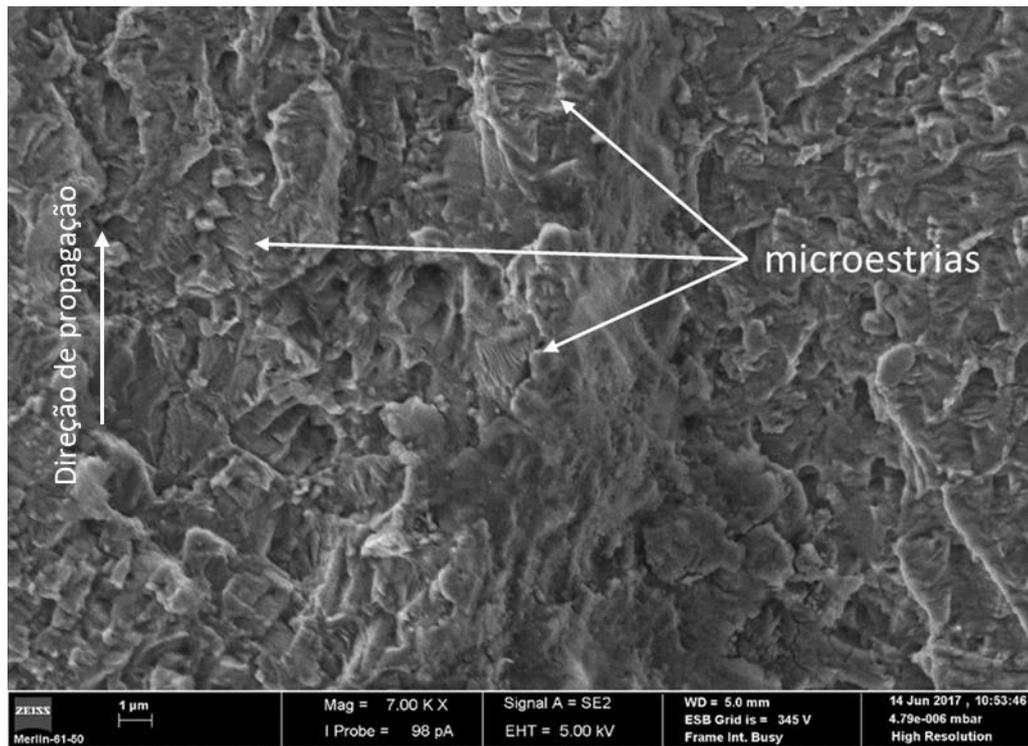


Figura 5.32. Superfície de fratura na ZF (série de soldadura 2).

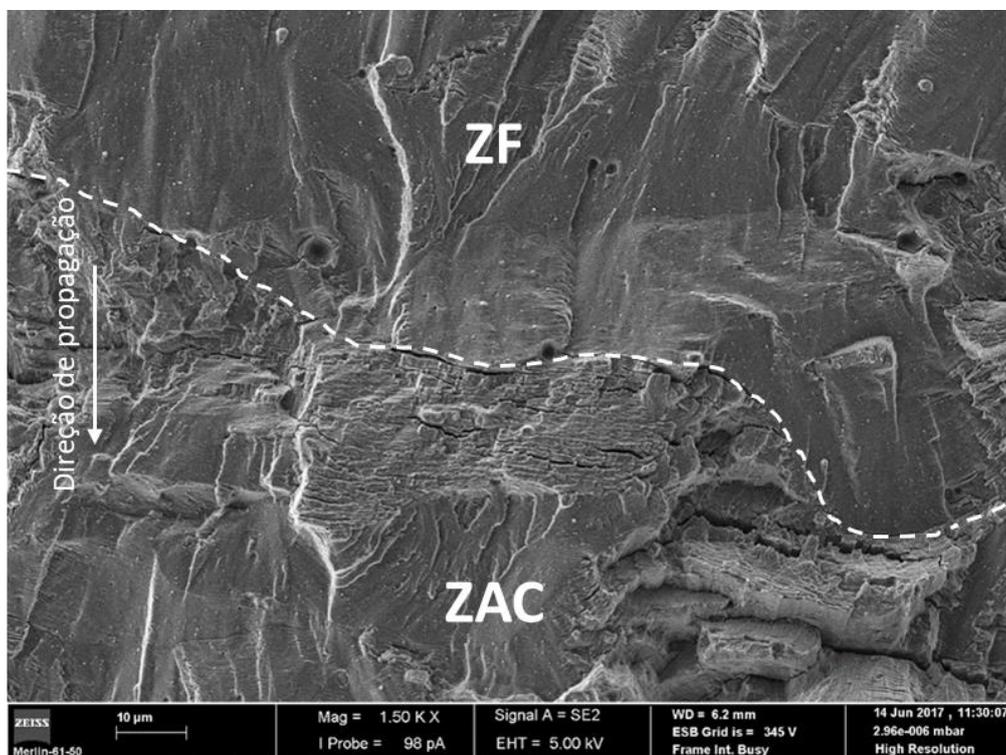


Figura 5.33. Superfície de fratura na transição da ZF para a ZAC (série de soldadura 4).

A região de transição da ZF para a ZTA, de acordo com as Figura 5.31 e 5.33, apresenta fendas secundárias. Estas fendas parecem ter sido geradas pelo processo de fissuração por liquação. A fissuração por liquação na região em questão já havia sido observada na Figura 4.18. Uma evidência da presença de fissuração por liquação pode ser observada no canto inferior direito da Figura 5.33, uma vez que esta região apresenta características de fratura intergranular. Observando-se as Figuras 5.31 e 5.33, nota-se um aumento da velocidade de propagação da fenda na ZAC, uma vez que a distância entre as estrias aumenta nesta zona. No entanto, a distância entre as estrias é reduzida depois da região que apresenta fendas secundárias, como pode ser observado na Figura 5.33.

O mecanismo de formação de estrias por fadiga que ocorre durante a propagação de fendas na ZAC pode ser observado nas Figuras 5.34 e 5.35. Na Figura 5.34, a fenda apresenta uma velocidade de propagação mais baixa, uma vez que a distância entre estrias é de aproximadamente $0,2 \mu\text{m}$. Por outro lado, a distância entre estrias na Figura 5.35 é de aproximadamente $0,9 \mu\text{m}$, o que indica uma velocidade de propagação mais elevada. De acordo com o processo de formação de estrias de fadiga apresentado na Figura 2.16, uma estria é formada a cada ciclo. Dessa forma, o aumento da distância entre as estrias é um indicativo do aumento na velocidade de propagação da fenda.

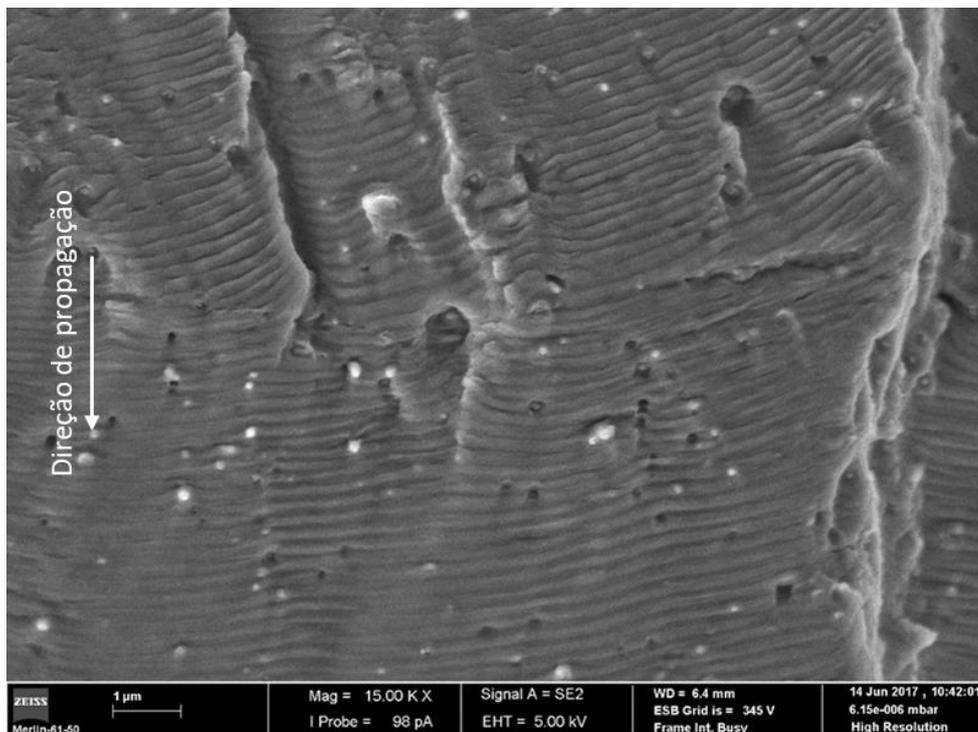


Figura 5.34. Estrias de fadiga para velocidades de propagação mais baixas na ZAC.

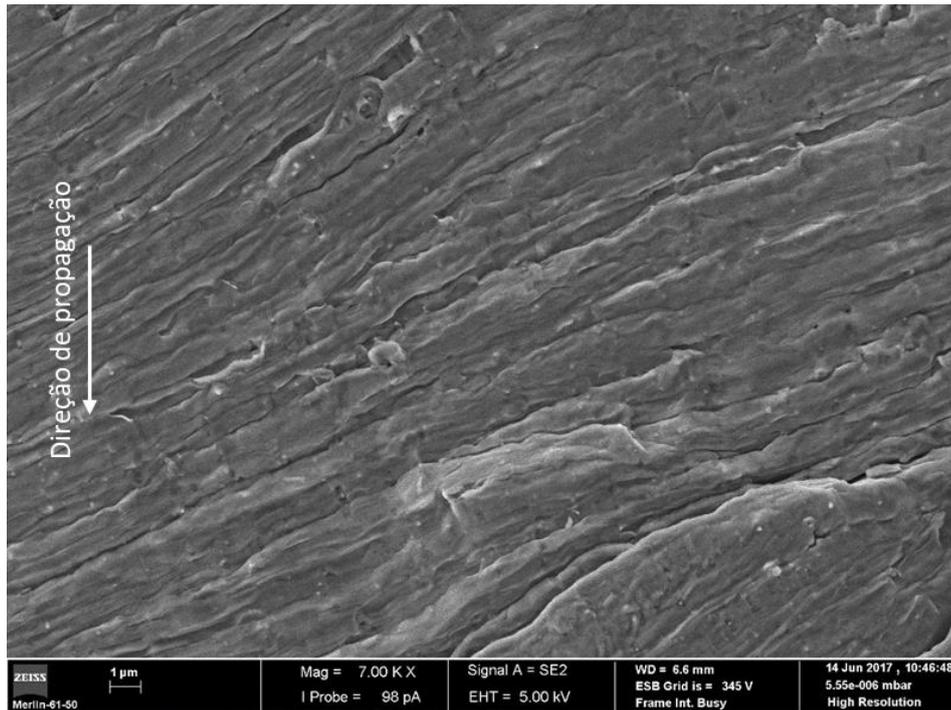


Figura 5.35. Estrias de fadiga para velocidades de propagação mais elevadas na ZAC.

A Figura 5.36 evidencia a presença de muitos *dimples*, o que indica que a fratura final apresenta características de fratura dúctil.

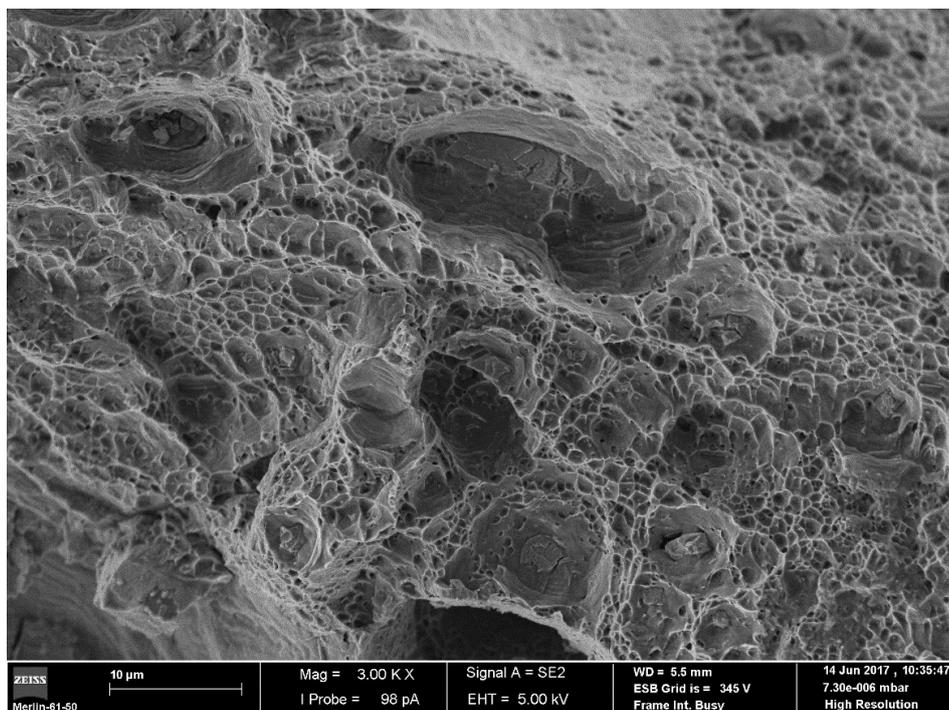


Figura 5.36. Fratura final (série de soldadura 2).

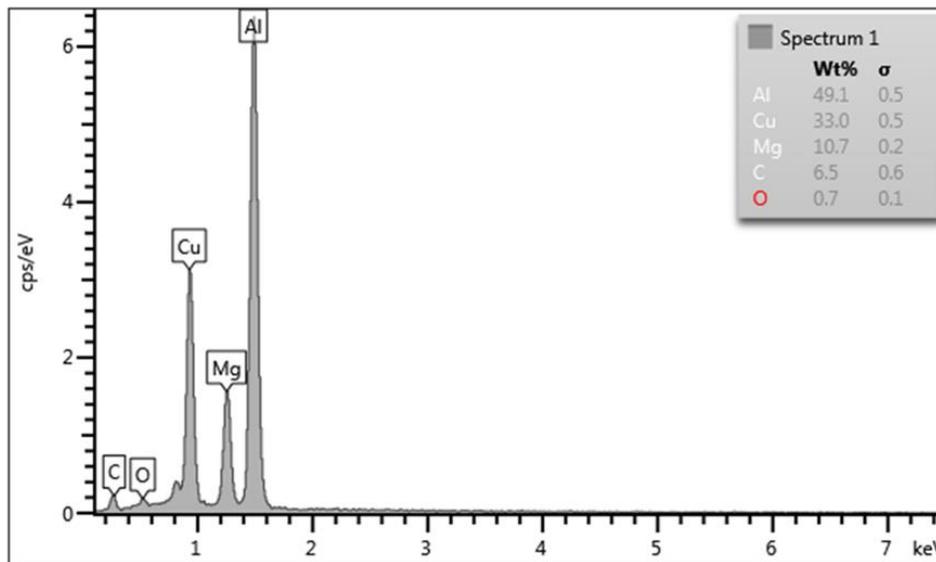
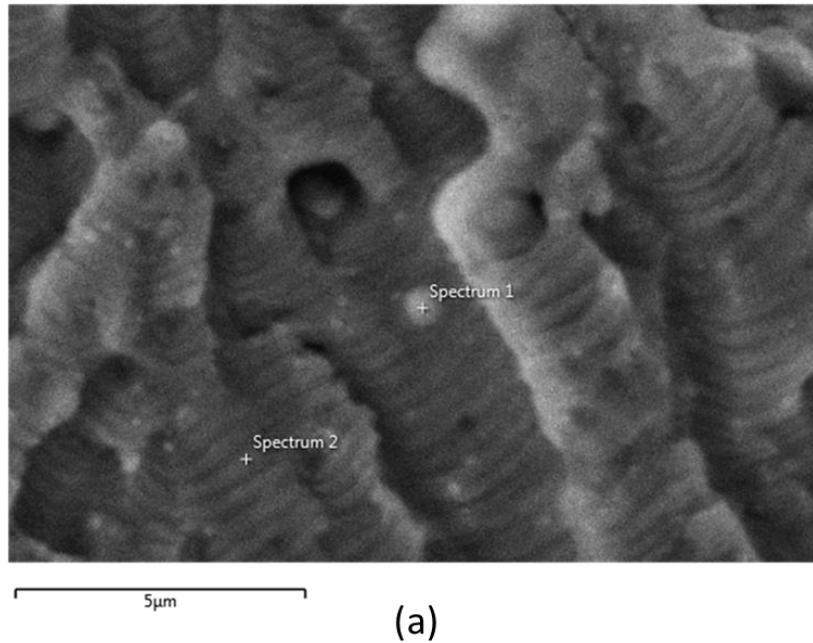


Figura 5.37. Partícula de segunda fase: a) na superfície de fratura e b) composição química.

Além disso, o ponto mais claro indicado como “Spectrum 1” na Figura 5.37a é uma partícula de segunda fase do material. De acordo com Dursun e Soutis (2014), as partículas de segunda fase da liga AA2024 podem ser Al_2Cu ou Al_2CuMg . Assim, foi feita a análise da composição química da referida partícula, a fim de confirmar qual das duas partículas de segunda fase está presente no material. De acordo com o espectro apresentado

na Figura 5.37b, verifica-se que a partícula pode ser semelhante à fase Al₂CuMg, uma vez que sua composição se aproxima desta fase, como pode ser observado na Tabela 5.6.

Tabela 5.6. Percentuais em peso considerando o peso atômico dos átomos de Al₂CuMg e os percentuais em peso da Fig. 5.37b corrigidos.

| Elemento Químico | % Peso Atômico | % Peso (Espectro da Fig. 5.42) |
|------------------|----------------|--------------------------------|
| Al | 38,1 | 52,9 |
| Cu | 44,8 | 35,6 |
| Mg | 17,1 | 11,5 |

5.5. Resultados dos Ensaio de Propagação

5.5.1. Cálculo do fator de intensidade de tensões

A gama do fator de intensidade de tensões (ΔK) é calculada pela equação:

$$\Delta K = M_k f_w \Delta S \frac{\sqrt{\pi l}}{\phi} \quad (5.22),$$

onde M_k é o fator de magnificação devido à concentração de tensão no entalhe, f_w é o fator de correção de largura finita, ΔS é a gama de tensão nominal, ϕ é o integral elíptico completo que caracteriza a forma da frente da fenda e l é o comprimento da normal no ponto B da elipse até a sua intersecção com o eixo y, como ilustrado na Figura 5.38. As coordenadas do ponto B são obtidas pela projeção dos pontos de intersecção da reta, que passa pelo centro da elipse e forma um ângulo de ϕ com o eixo x, com as circunferências circunscrita e inscrita à elipse, como ilustrado na Figura 5.38. Assim, o valor de l é calculado pela equação (5.23) que foi adaptada de Tada et al. (2000). Os valores de M_k são calculados pela equação (5.24) proposta no código BS7910 para fendas no pé da soldadura, onde z é a profundidade de um ponto da frente de fenda em relação à superfície do provete na qual o *stringer* está soldado e t é a espessura da chapa. O fator de correção de largura finita para falhas passantes em placas foi obtido pela equação (5.25) apresentada no código BS7910, onde W é a largura do provete. O integral elíptico completo foi calculado pela equação (5.26), de acordo com Tada et al. (2000).

$$l = a \sqrt{\cos^2 \phi + \frac{a^2}{b^2} \sin^2 \phi} \quad (5.23)$$

$$M_k = 0,83 \left(\frac{z}{t}\right)^{-0,2} \quad (5.24)$$

$$f_w = \sqrt{\sec\left(\frac{\pi a}{w}\right)} \quad (5.25)$$

$$\varphi = \sqrt{1 + 1,464 \left(\frac{b}{a}\right)^{1,65}} \quad (5.26)$$

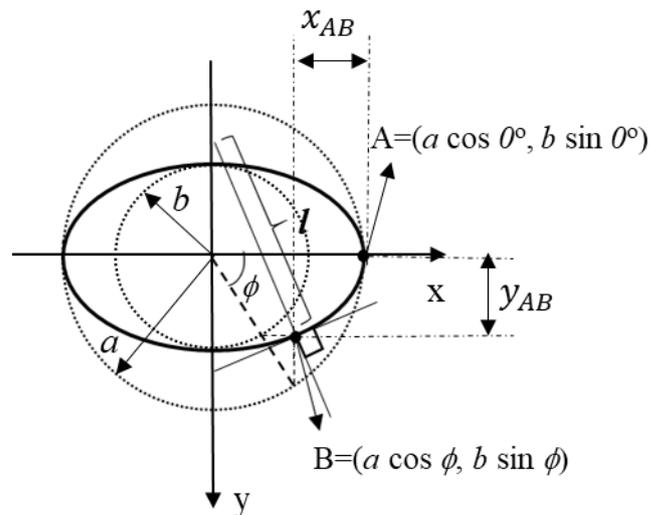


Figura 5.38. Esquema para obtenção do comprimento l .

De acordo com o exposto anteriormente, a forma da frente da fenda é um parâmetro importante para o cálculo do fator de intensidade de tensões. No entanto, ao examinar as superfícies de fratura dos provetes ensaiados com carregamento de amplitude constante (provetes 1.1 e 2.6), não foi possível visualizar a forma da frente da fenda. Em virtude disso, a forma da frente de fenda foi determinada a partir da marca deixada na superfície de fratura por uma sobrecarga simples aplicada a $\Delta K_n = 6 \text{ MPa m}^{1/2}$, como pode ser observado na Figura 5.39. A Figura 5.39a apresenta a forma da frente da fenda do provete 1.5 que foi usada na análise dos dados de propagação de fenda do provete 1.1. A Figura 5.39b apresenta a forma da frente da fenda do provete 2.1 que foi usada na análise dos dados de propagação do provete 2.6. Os provetes 1.5 e 2.1 foram escolhidos porque pertencem à mesma série de soldadura e foram testados com a mesma razão de tensões dos provetes 1.1 e 2.6, respectivamente. As marcas da forma da frente da fenda depois da aplicação da

sobrecarga foram contornadas com uma linha tracejada. De acordo com a Figura 5.39, as frentes de fenda apresentam irregularidades de forma, devido às taxas de propagação de fenda serem significativamente maiores no metal fundido do que na ZAC e MB (Liu et al., 2014). Além disso, o desalinhamento angular dos provetes também parece contribuir para a irregularidade da frente da fenda. Nessas figuras, o ponto B está na superfície polida do provete (veja Figura 3.9) e o ponto A é o ponto mais avançado da frente da fenda. Como o comprimento de fenda foi medido no ponto B durante os ensaios de propagação de fenda, o avanço de A em relação a B (x_{AB}), indicado na Figura 5.39, deve ser multiplicado por 2 e somado ao comprimento de fenda medido ($2a_m$) para obter o comprimento de fenda real ($2a_a$). Outra dimensão importante para estabelecer a posição do ponto A é sua distância à superfície polida do provete (y_{AB}). A Figura 5.39 também mostra que os pontos A e B estão, respectivamente, na ZF e ZTA. Assim, pode-se afirmar que a forma irregular da frente da fenda foi causada pela heterogeneidade do material e pelo desalinhamento angular dos provetes.

Neste trabalho, considerou-se que a forma da frente da fenda não se alterou durante a realização de um teste. Além disso, os pontos A e B foram usados para obter uma elipse que passa por eles e cujo eixo maior ($2a$) é o comprimento real da fenda. Dessa forma, uma elipse, como a apresentada esquematicamente na Figura 5.38, foi obtida para cada comprimento de fenda, a fim de obter uma aproximação da forma real da frente da fenda.

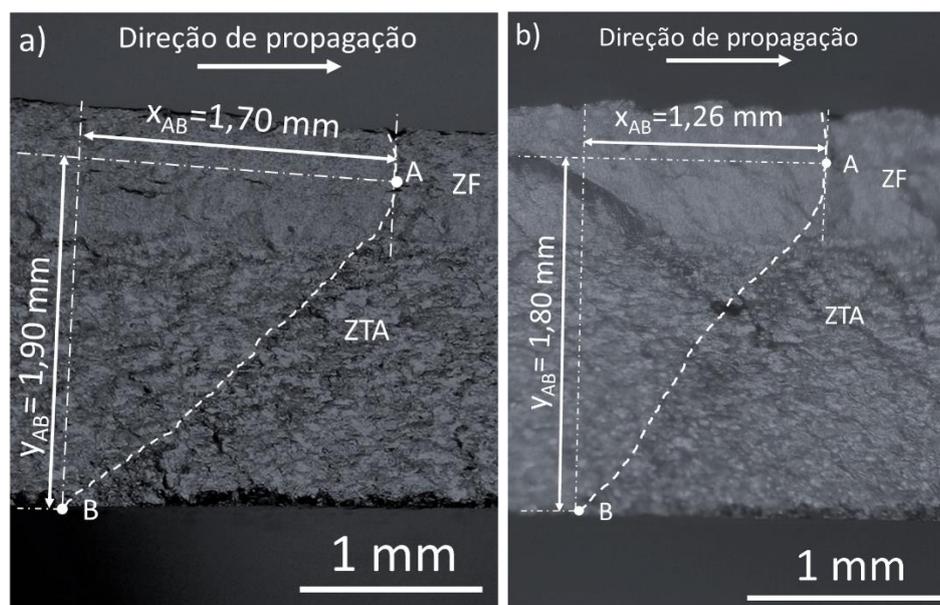


Figura 5.39. Forma da frente de fenda dos provetes: a) 1.5 e b) 2.1.

As formas de frente de fenda apresentadas nas Figuras 5.39a e 5.39b são aplicáveis a provetes da série de soldadura 1 sob carregamento com $R=0,05$ e série de soldadura 2 sob carregamento $R=0,4$ respetivamente. Entretanto, alguns provetes da série 1 foram testados sob carregamento base com $R=0,4$, bem como provetes da série 2 foram testados sob carregamento base com $R=0,05$. Por isso, as formas da frente de fenda para esses casos foram obtidas a partir das superfícies de fratura dos provetes 1.7 e 2.4, respetivamente. Os valores de x_{AB} e y_{AB} obtidos para os quatro casos referidos são apresentados na Tabela 5.7.

Tabela 5.7. Posição do ponto A em relação ao B para diferentes séries de soldadura e valores de R .

| Série | R | x_{AB} (mm) | y_{AB} (mm) |
|-------|------|---------------|---------------|
| 1 | 0,05 | 1,70 | 1,90 |
| 1 | 0,4 | 3,48 | 1,65 |
| 2 | 0,05 | 2,19 | 1,82 |
| 2 | 0,4 | 1,26 | 1,80 |

5.5.1.1. Validação da aproximação do formato da frente da fenda

Para verificar a adequação de tal aproximação, os valores de ΔK foram calculados para os pontos A e B nos provetes 1.1 e 2.6. Estes valores foram usados para obter os gráficos da/dN versus ΔK dos provetes 1.1 e 2.6, como pode ser observado nas Figuras 5.40 e 5.41 respetivamente. Assim, os valores de ϕ foram calculados pela equação (5.27), em conformidade com a Figura 5.38. Os valores de z usados para calcular M_k no ponto A foram 0,15 mm para o provete 1.1, uma vez que o código BS7910 recomenda o uso desse valor para $z < 0,15$ mm, e 0,2 mm para o provete 2.6. No ponto B, $M_k = 1$ para ambos os provetes, uma vez que o código BS7910 recomenda a utilização deste quando o valor de M_k calculado pela equação (5.24) é menor que 1.

$$\phi = \cos^{-1}(a_m/a_a) \quad (5.27)$$

As Figuras 5.40 e 5.41 mostram que os dados de propagação de fenda por fadiga dos pontos A e B estão sobrepostos, o que indica que a frente de fenda elíptica considera apropriadamente o efeito da forma irregular da frente de fenda causada pela heterogeneidade do material e pelo desalinhamento dos provetes. Além disso, estes resultados foram comparados com os resultados de propagação de fenda da liga AA2024-T3 (Tavares et al.,

2011) para os mesmos valores de R . De acordo com a Figura 5.40, as taxas de crescimento de fenda para o provete 1.1 são muito próximas às do MB para $R=0,05$. Da mesma forma, as taxas de crescimento de fenda do provete 2.6 estão praticamente sobrepostas às do MB com $R=0,4$, como pode ser observado na Figura 5.41.

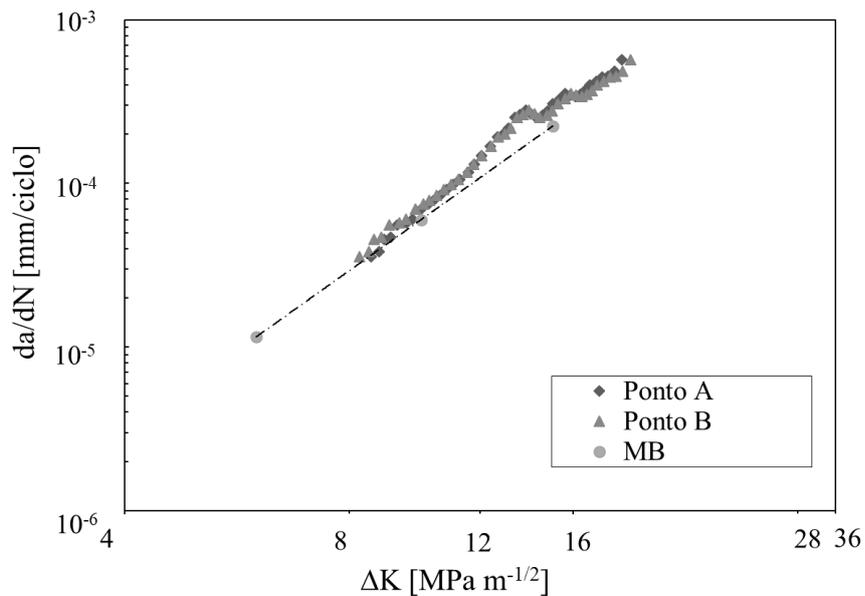


Figura 5.40. Comparação entre a propagação de fenda por fadiga do provete 1.1 nos pontos A e B, e no MB (Tavares et al., 2011) para $R=0,05$.

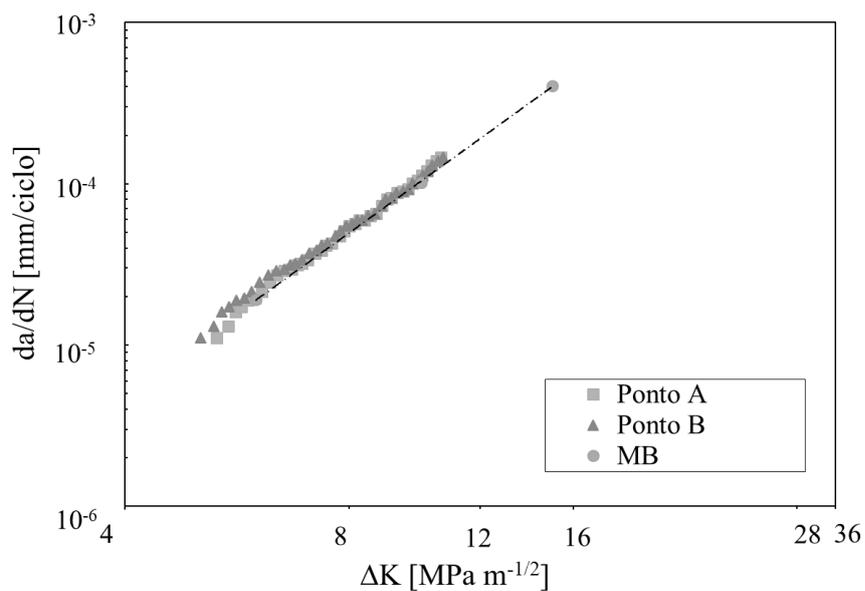


Figura 5.41. Comparação entre a propagação de fenda por fadiga do provete 2.6 nos pontos A e B, e no MB (Tavares et al., 2011) para $R=0,4$.

5.5.2. Carregamento de amplitude constante

Considerando apenas a propagação da fenda no ponto A, obteve-se a Figura 5.42 por meio da qual o efeito de R no crescimento da fenda por fadiga foi analisado. De acordo com essa figura, R afeta a propagação de fenda por fadiga, uma vez que as taxas de propagação de fenda para $R=0,4$ são mais elevadas do que para $R=0,05$. Esse comportamento pode ser explicado pelo fenômeno de fecho de fenda, pois, para o regime II de propagação de fenda, o parâmetro de fecho de fenda (U) aumenta com R e com ΔK (Minakawa et al., 1986). Por isso, o provete 1.1 ($R=0,05$) apresenta um parâmetro médio de fecho de fenda (\bar{U}) igual a 0,843 enquanto o provete 2.6 ($R=0,4$) apresenta $\bar{U} = 0.999$. No entanto, como pode ser observado na Figura 5.43, os valores U para o provete 1.1 ($R=0,05$) decrescem até $\Delta K_r = 11.0 \text{ MPa m}^{1/2}$ e depois crescem com ΔK_r .

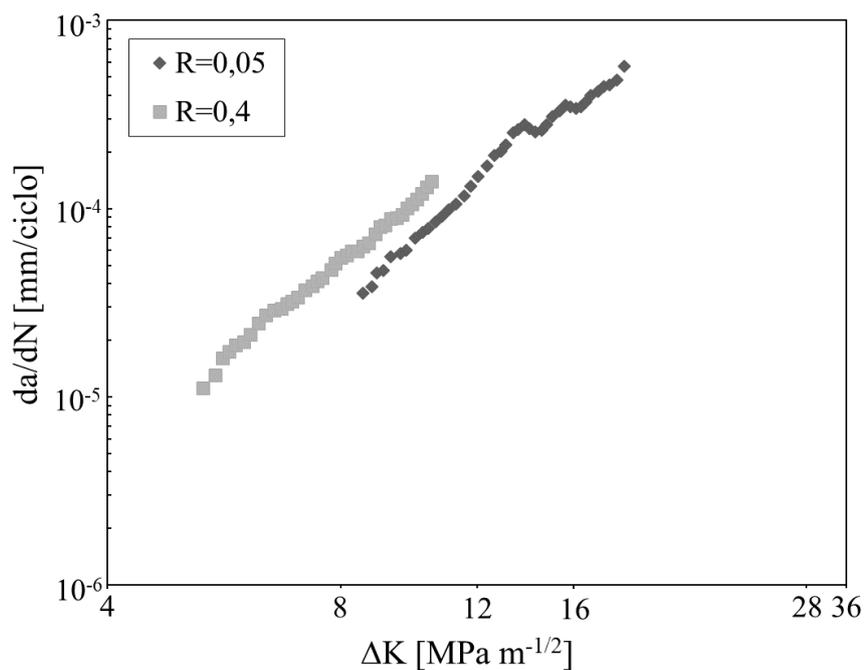


Figura 5.42. Propagação de fenda por fadiga para $R=0,05$ e $R=0,4$.

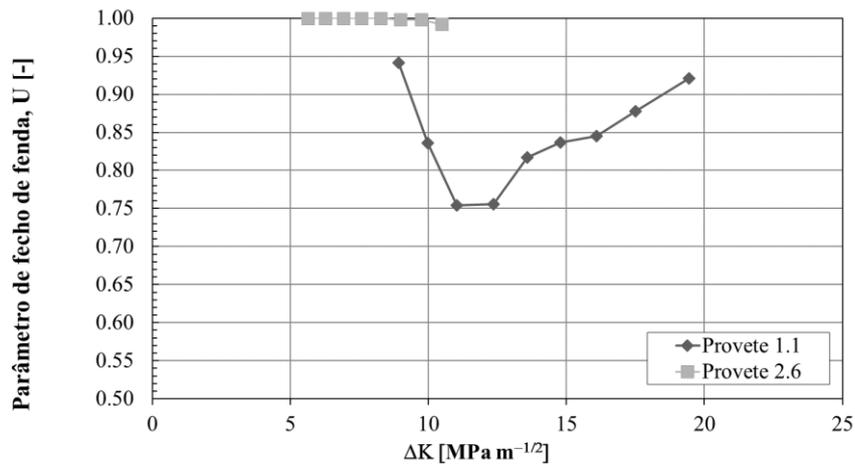


Figura 5.43. Parâmetro de fecho de fenda versus fator de intensidade de tensões para os provetes 1.1 e 2.6.

A Figura 5.44 mostra que o gráfico da taxa de crescimento de fenda versus o fator efetivo de intensidade de tensões para $R=0,05$ e $R=0,4$. Os valores de ΔK_{eff} foram calculados pela equação (5.28) usando os valores médios de \bar{U} já mencionado para os provetes 1.1. e 2.6. De acordo com essa figura, os dados de propagação de fenda por fadiga para $R=0,05$ e $R=0,4$ ficam sobrepostos quando o efeito do fecho de fenda é considerado na análise de propagação de fendas por fadiga. Os valores de U apresentados na Figura 5.43 foram calculados utilizando a equação (3.1).

$$\Delta K_{eff} = \bar{U} \Delta K_r \tag{5.28}$$

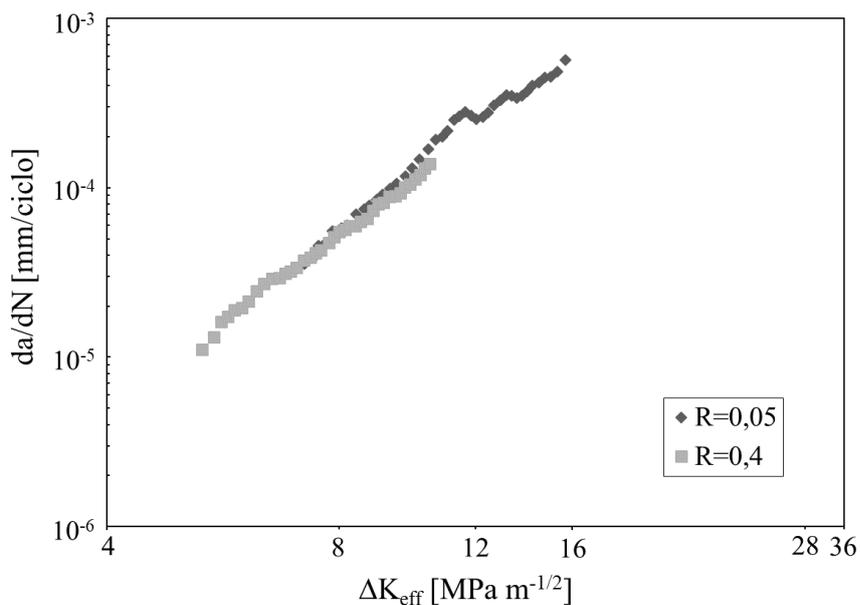


Figura 5.44. Taxa de propagação por fadiga versus fator efetivo de intensidade de tensões para $R=0,05$ e $R=0,4$.

5.5.3. Carregamento de amplitude variável

Devido a importância do efeito de sequência de carregamento para aplicações práticas, os efeitos de sobrecargas simples, seguidas por uma subcarga e múltiplas nas taxas de propagação de fendas de juntas T soldadas a laser são analisados a seguir.

5.5.3.1. Retificação dos valores de ΔK_n no plano de ensaios

Como mencionado no item 3.9.6, os valores da gama de intensidade de tensões nominal (ΔK_n) não consideram a forma da frente da fenda, o comprimento real da fenda e a concentração de tensões causada pelo cordão de soldadura.

Tabela 5.8. Ensaios com carregamento de amplitude variável.

| Sequência | R | ΔK_n (MPa m ^{1/2}) | ΔK_r (MPa m ^{1/2}) | R_{OL} | ΔP_{BL} (N) | ΔP_{UL} (N) | n | Provete |
|---------------------------------|------|---|---|----------|------------------------|------------------------|-------|---------|
| Sobrecarga simples | 0,05 | 6 | 8 | 2 | 2850 | - | - | 1.5 |
| Sobrecarga simples | 0,05 | 9 | 11,5 | 2 | 2850 | - | - | 1.6 |
| Sobrecarga simples | 0,4 | 6 | 7,6 | 2 | 3420 | - | - | 2.7 |
| Sobrecarga simples | 0,4 | 9 | 12,0 | 2 | 3420 | - | - | 2.7 |
| Sobrecarga seguida por subcarga | 0,4 | 6 | 7,8 | 2 | 2850 | 1900 | - | 2.1 |
| Sobrecarga seguida por subcarga | 0,4 | 9 | 12,1 | 2 | 2850 | 1900 | - | 2.1 |
| Sobrecargas múltiplas | 0,05 | - | - | 2 | 3420 | - | 1000 | 1.8 |
| Sobrecargas múltiplas | 0,05 | - | - | 1,5 | 3420 | - | 10000 | 2.4 |
| Sobrecargas múltiplas | 0,05 | - | - | 2 | 3420 | - | 10000 | 2.5 |
| Sobrecargas múltiplas | 0,4 | - | - | 2 | 3420 | - | 10000 | 1.7 |
| Sobrecargas múltiplas | 0,4 | - | - | 1,5 | 3420 | - | 10000 | 2.3 |

Assim, após tomar conhecimento da forma da fenda, foi possível definir sua forma aproximada, o comprimento de fenda real e o valor de M_k , para calcular a gama de intensidade de tensões. Em virtude disso, a Tabela 5.8 reapresenta os dados apresentados na Tabela 3.10 com o acréscimo dos valores da gama de intensidade de tensões real (ΔK_r). Os

valores de ΔK_r relacionados a cada um dos ΔK_n apresentam uma certa variação, como pode ser observado na Tabela 5.8. Por isso, os valores da gama de intensidade de tensões da sollicitação base (ΔK_{BL}) utilizados durante a análise dos resultados dos ensaios de propagação com carregamento de amplitude variável são arredondamentos dos valores de ΔK_r . Assim, para facilitar a comparação de resultados, utilizaram-se valores de ΔK_{BL} de 8 e 12 MPa m^{1/2} nos ensaios em que ΔK_n assumiu os valores de 6 e 9 MPa m^{1/2}, respetivamente.

5.5.3.2. Efeito de sobrecargas simples na taxa de crescimento de fenda

A Figura 5.45a ilustra o comportamento transitório do crescimento do comprimento de fenda em função do número de ciclos quando uma sobrecarga simples de tração é aplicada a um provete ensaiado com carregamento de amplitude constante. Nessa figura, o comprimento de fenda após sobrecarga ($a - a_{OL}$) é apresentado em função do número de ciclos após sobrecarga ($N - N_{OL}$), onde a_{OL} e N_{OL} são o comprimento de fenda e o número de ciclos no momento da aplicação da sobrecarga. As taxas de propagação de fenda obtidas pela diferenciação dos resultados apresentados na Figura 5.45a são representadas na Figura 5.45b em função de $a - a_{OL}$. Adicionalmente, as duas figuras apresentam o comportamento do crescimento da fenda sob carregamento de amplitude constante, sem aplicação de sobrecarga.

A Figura 5.45 representa o comportamento do crescimento de fenda devido a uma sobrecarga com $R_{OL} = 2$ aplicada a $\Delta K_{BL} = 8$ MPa m^{1/2} e $R = 0,4$. De acordo com a figura 5.45a, a aplicação da sobrecarga causa um retardamento no crescimento de fenda quando este é comparado ao comportamento da fenda sujeita a carregamento de amplitude constante sem sobrecarga. Assim, após a aplicação da sobrecarga, foram necessários 179.340 ciclos para a fenda crescer 2 mm, enquanto que, para carregamento de amplitude constante sem aplicação de sobrecarga, foram necessários 39.760 ciclos para a fenda crescer o mesmo comprimento. Isso representa um aumento de cerca de 4,5 vezes na vida de fadiga.

A Figura 5.45b ilustra as três fases que constituem o período de crescimento transitório da fenda. A primeira fase consiste na aceleração inicial da fenda que ocorre imediatamente após a aplicação da sobrecarga. Na segunda fase, a taxa de propagação de fenda decresce significativamente até alcançar o valor mínimo. Em seguida, inicia-se a terceira fase, onde as taxas de propagação de fenda crescem, de forma a se aproximar

gradualmente das taxas de propagação correspondentes às observadas em amplitude constante.

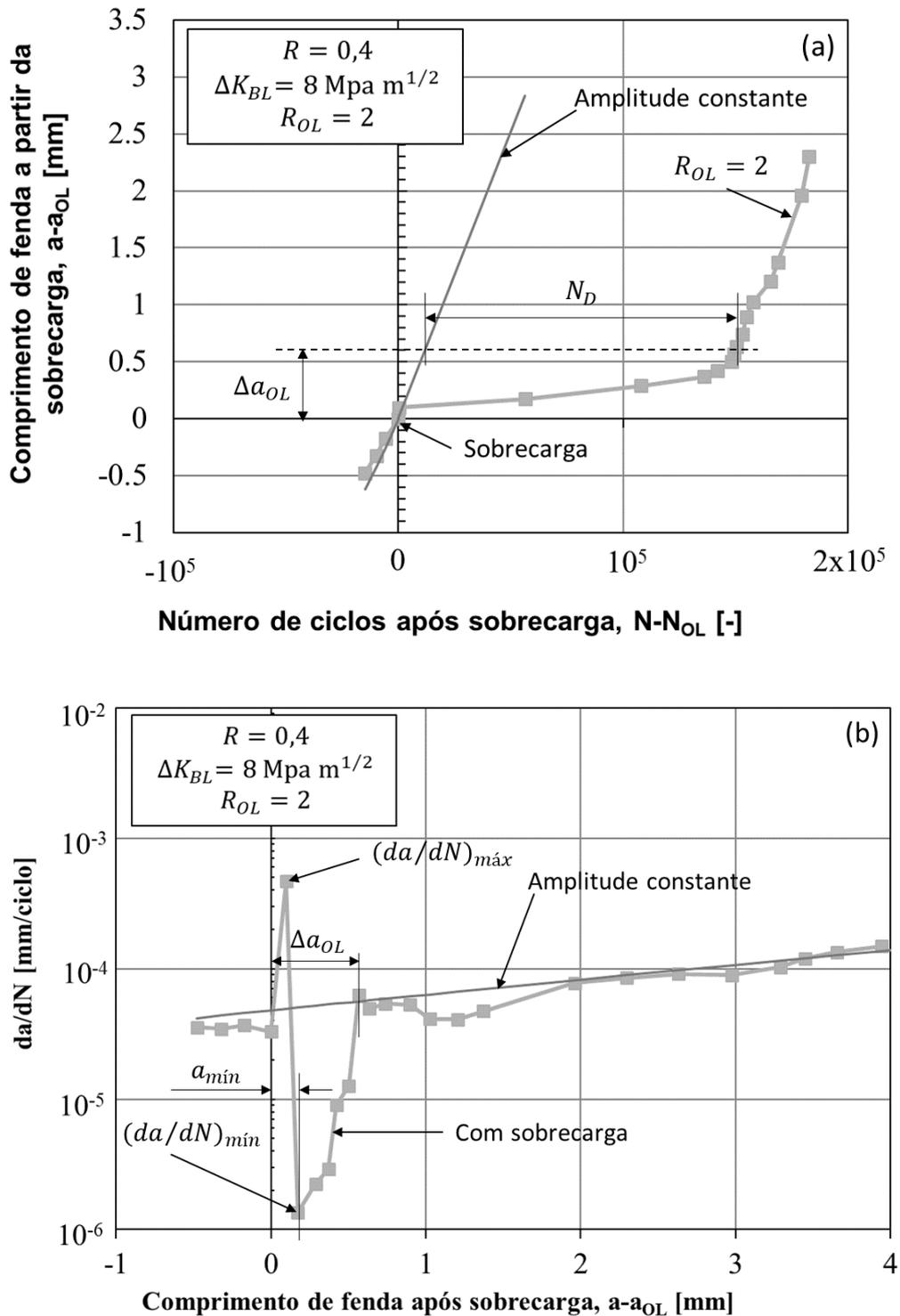


Figura 5.45. Comportamento transitório de crescimento de fenda após aplicação de uma sobrecarga ($R_{OL} = 2$, $\Delta K_{BL} = 8 \text{ Mpa m}^{1/2}$ e $R = 0,4$): a) a versus $N - N_{OL}$ e b) da/dN versus $a - a_{OL}$.

Os resultados de medição de fecho de fenda correspondentes aos dados apresentados na Figura 5.45 são apresentados na Figura 5.46. Assim, o parâmetro U é apresentado em função do comprimento de fenda após sobrecarga ($a - a_{OL}$). Observando as Figuras 5.45b e 5.46, nota-se que o comportamento transitório da taxa de propagação de fenda e a variação do fecho de fenda após sobrecarga não apresentam a mesma tendência de variação, como esperado pelos autores que atribuem o retardamento provocado por uma sobrecarga ao fenômeno do fecho de fenda (Borrego et al., 2003; Fleck 1988). Dessa forma, após a aplicação da sobrecarga, o parâmetro U atinge o valor 1, significando que o fecho de fenda foi removido pela sobrecarga. No entanto, não se observa um decréscimo significativo de U nos ciclos subsequentes. Pelo contrário, os valores de U mantêm-se próximos de 1 durante todo o período em que há retardamento do crescimento da fenda. A tendência de variação de U também foi diferente do comportamento transitório da taxa de propagação de fenda devido a uma sobrecarga com $R_{OL} = 2$ aplicada a $\Delta K_{BL} = 8 \text{ MPa m}^{1/2}$ e $R = 0,05$, como pode ser observado na Figura 5.47. A Figura 5.47a apresenta o parâmetro U versus o comprimento de fenda após sobrecarga e a Figura 5.47b apresenta a taxa de propagação de fenda em função do comprimento de fenda após sobrecarga. De acordo com a Figura 5.47a, o parâmetro U apresenta um leve aumento após a aplicação da sobrecarga. Em seguida, decresce para o mesmo nível que tinha antes da sobrecarga, mantendo-se nesse nível com pequenas variações durante o período em que se observa retardamento do crescimento da fenda, como observado na Figura 5.47b. Essa incongruência entre os resultados de medição de fecho de fenda e o comportamento transitório da taxa de propagação de fenda dos ensaios com carregamento de amplitude variável indicam que o fenômeno do fecho de fenda não governa o retardamento do crescimento de fendas nas juntas em estudo (Shin e Hsu, 1993). Por isso, os resultados de fecho de fenda não são discutidos neste trabalho para propagação de fenda sob carregamento de amplitude variável. Apesar disso, os resultados de medição de fecho de fenda dos ensaios de propagação com carregamento de amplitude variável são apresentados no Apêndice C.

A partir das Figuras 5.45a e 5.45b, podem ser determinados o incremento do comprimento de fenda afetado pela sobrecarga (Δa_{OL}) e o número de ciclos de atraso (N_D). De acordo com o exposto no capítulo 2, Δa_{OL} é o incremento do comprimento de fenda entre o ponto de aplicação da sobrecarga e o ponto a partir do qual não há mais efeito da sobrecarga

na taxa de propagação de fenda. N_D é a diferença entre o número de ciclos necessários para que a taxa de propagação de fenda atinja o valor correspondente à taxa de crescimento de fenda do ciclo de amplitude constante e o número de ciclos em amplitude constante para atingir o comprimento de fenda a partir do qual não há mais efeito da sobrecarga nas taxas de crescimento de fenda (N_{AC}). Outros parâmetros importantes são as razões $(da/dN)_{máx}/(da/dN)_{AC}$ e $(da/dN)_{mín}/(da/dN)_{AC}$, onde $(da/dN)_{máx}$ e $(da/dN)_{mín}$ são, respetivamente, as taxas máxima e mínima de propagação de fenda alcançadas após a aplicação da sobrecarga e $(da/dN)_{AC}$ é a taxa de propagação de fenda do ciclo de amplitude constante para o mesmo valor de ΔK . O comprimento de fenda no qual a taxa mínima de crescimento de fenda é atingida ($a_{mín}$) também são determinados a partir da Figura 5.50. Os valores de todos estes parâmetros obtidos para as diferentes condições de solicitação analisadas neste trabalho são apresentados na Tabela 5.9.

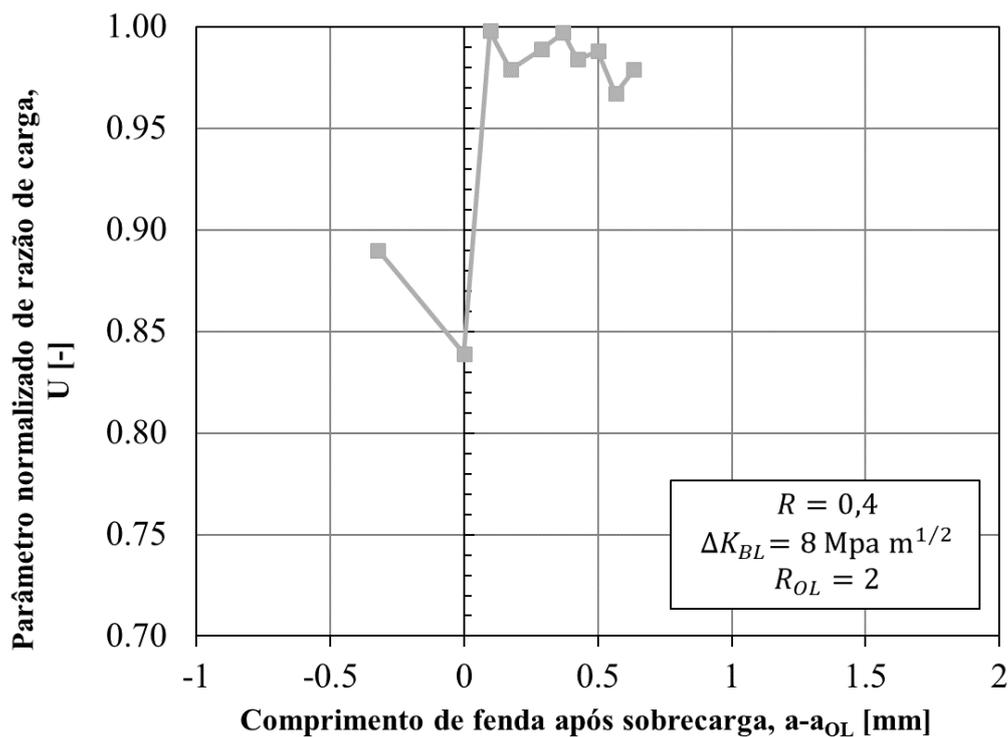


Figura 5.46. Resposta do fecho de fenda após aplicação da sobrecarga ($R_{OL} = 2$, $\Delta K_{BL} = 8 \text{ Mpa m}^{1/2}$ e $R = 0,4$).

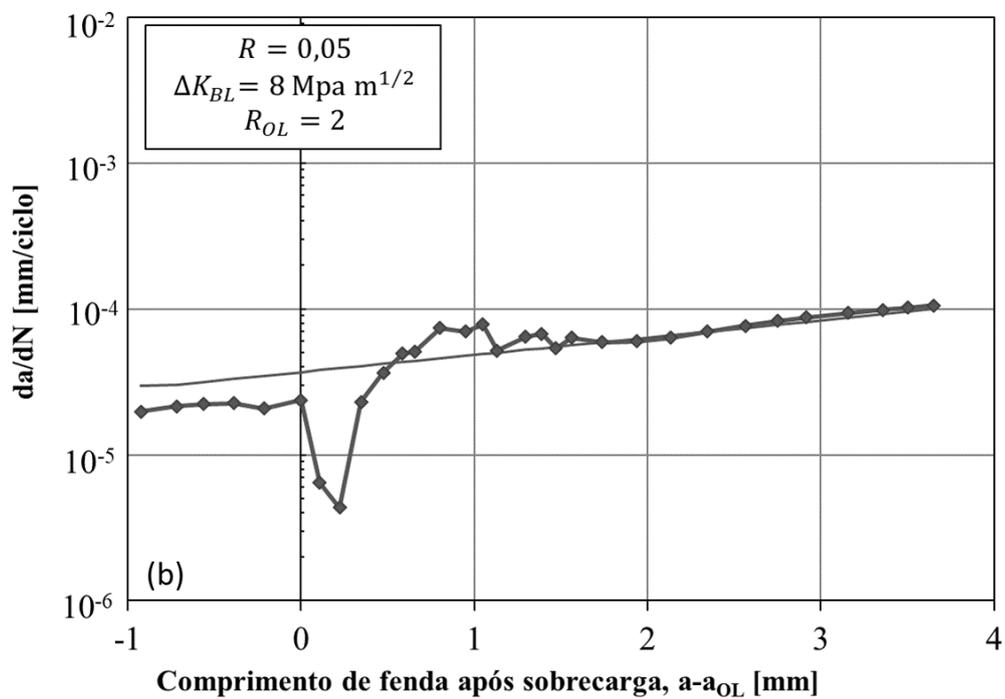
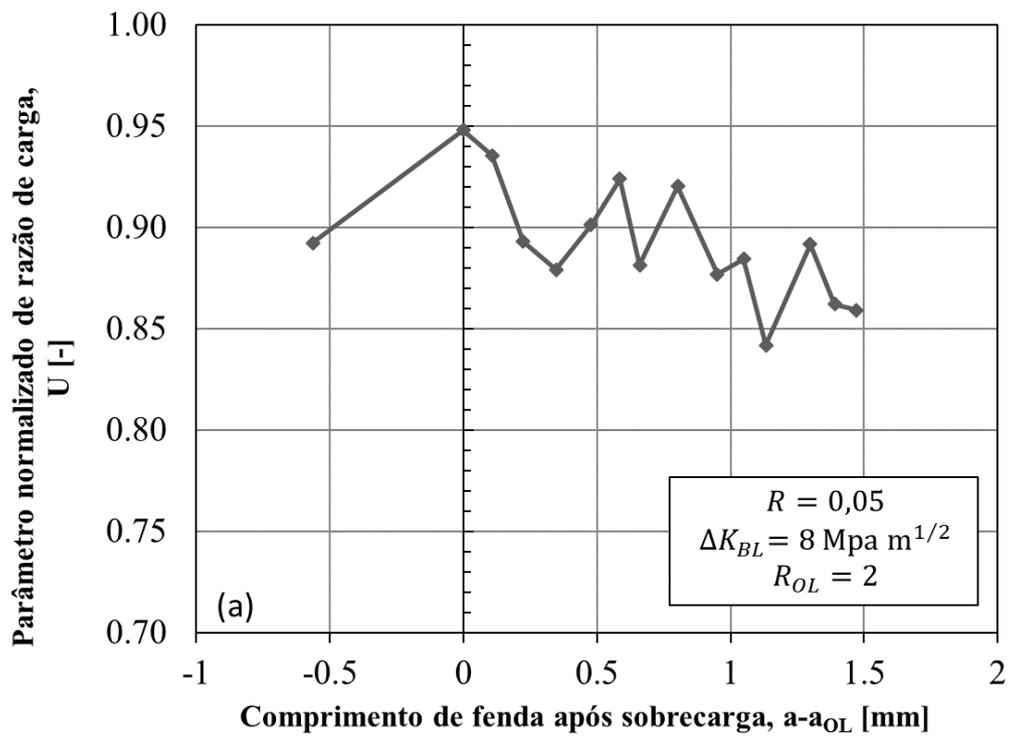


Figura 5.47. Comportamento transitório do: (a) crescimento de fenda e (b) do parâmetro U após aplicação da sobrecarga ($R_{OL} = 2$, $\Delta K_{BL} = 8 \text{ Mpa m}^{1/2}$ e $R = 0,05$).

Tabela 5.9. Resultados dos ensaios de sobrecarga simples e seguidas por uma subcarga para $R_{OL}=2$.

| R | Tipo de sobrecarga | ΔK_{BL} (Mpa m ^{1/2}) | Δa_{OL} (mm) | N_D | $a_{mín}$ (mm) | $\frac{(da/dN)_{máx}}{(da/dN)_{AC}}$ | $\frac{(da/dN)_{mín}}{(da/dN)_{AC}}$ |
|------|---------------------|--|-------------------------|---------|-------------------|--------------------------------------|--------------------------------------|
| 0,05 | Simples | 8 | 0,59 | 40.832 | 0,22 | - | 0,11 |
| | | 12 | 0,65 | 45.935 | 0,27 | 2,40 | 0,02 |
| 0,4 | Simples | 8 | 0,57 | 139.057 | 0,17 | 9,52 | 0,03 |
| | | 12 | 1,65 | 52.805 | 0,36 | 21,57 | 0,04 |
| | Seguida de subcarga | 8 | 0,83 | 55.963 | 0,33 | - | 0,11 |
| | | 12 | 1,19 | 26.252 | 0,50 | 1,71 | 0,07 |

5.5.3.2.1. Influência da gama do fator de intensidade de tensões da solitação base (ΔK_{BL})

A avaliação da influência de ΔK_{BL} sobre a redução das taxas de propagação de fenda foi realizada tomando por base os resultados apresentados na Tabela 5.9. Na figura 5.48a, pode-se visualizar o efeito de ΔK_{BL} no retardamento após aplicação de sobrecargas simples para $R=0,05$. Nesta figura, a taxa de propagação de fenda normalizada $((da/dN)/(da/dN)_{AC})$ é apresentada em função do comprimento de fenda após sobrecarga $(a - a_{OL})$. A respetiva curva de comprimento de fenda após sobrecarga $(a - a_{OL})$ versus número de ciclos após sobrecarga $(N - N_{OL})$ é apresentada na Figura 5.48b. Na figura 5.49 são apresentados os resultados referentes à razão de tensão $R=0,4$. Além disso, os símbolos N_D e Δa_{OL} são apresentados nas Figuras 5.48b e 5.49b com um índice que indica o seu valor de ΔK_{BL} .

Considerando-se os resultados apresentados Figuras de 5.48a e 5.49a, é possível observar que o aumento em ΔK_{BL} de 8 MPa m^{1/2} para 12 MPa m^{1/2} aumenta a aceleração inicial do crescimento de fenda. A taxa mínima de crescimento de fenda normalizada decresce significativamente com o aumento de ΔK_{BL} para $R=0,05$, mas cresce levemente para $R=0,4$. O incremento de comprimento de fenda afetado pela sobrecarga (Δa_{OL}) aumenta significativamente com ΔK_{BL} para $R=0,4$, mas apenas levemente para $R=0,05$. Além disso, o comprimento de fenda no qual a taxa mínima de crescimento de fenda é atingida aumenta com o aumento de ΔK_{BL} . De modo geral, estes resultados estão em conformidade com os apresentados por Borrego et al. (2003). No entanto, o aumento provocado pelo aumento de

ΔK_{BL} na taxa mínima de crescimento de fenda normalizada para $R=0,4$ e no comprimento de fenda afetado pela sobrecarga para $R=0,05$ contraria os resultados dos referidos autores. Além disso, pode-se observar na Figura 5.48a que após o período de retardamento do crescimento da fenda há um período de aceleração que é mais extenso para $\Delta K_{BL} = 12 \text{ MPa m}^{1/2}$ do que para $\Delta K_{BL} = 8 \text{ MPa m}^{1/2}$ quando $R=0,05$. Este fenômeno foi observado por Tsukuda et al. (1996) para valores elevados de R . De acordo com esses autores, essa aceleração ocorre principalmente na superfície do provete. Este fenômeno parece estar associado ao encurvamento da frente de fenda provocado pela sobrecarga de tração, uma vez que o encurvamento da frente da fenda ocorre porque a sobrecarga leva a fenda a avançar mais no centro do provete do que próximo à sua superfície. Assim, durante o período em que a frente de fenda recupera a forma que tinha antes da aplicação da sobrecarga, ocorre a aceleração da fenda junto à superfície do provete (Daneshpour et al., 2012).

Das curvas de comprimento de fenda após sobrecarga ($a - a_{OL}$) versus número de ciclos após sobrecarga ($N - N_{OL}$) apresentadas nas Figuras 5.48b e 5.49b, observa-se que o aumento de ΔK_{BL} tem efeitos diferentes sobre o número de ciclos de atraso (N_D) de acordo com o valor de R do ciclo base. Assim, N_D aumenta de 40.832 para 45.935 (12,5%) com o aumento de ΔK_{BL} para $R=0,05$, mas diminui de 139.057 para 52.805 (62,0%) quando $R=0,4$. De acordo com Borrego (2001), o comportamento observado para $R=0,4$ pode ser explicado pelo efeito do gradiente de ΔK , causado pelas mais elevadas velocidade de propagação e variação de ΔK com o comprimento de fenda (dK/da) para valores mais elevados de ΔK_{BL} . Neste caso, o efeito do gradiente de ΔK leva a uma recuperação mais rápida do retardamento do crescimento da fenda. Por outro lado, o efeito do gradiente de ΔK parece não ser significativo para $R=0,05$.

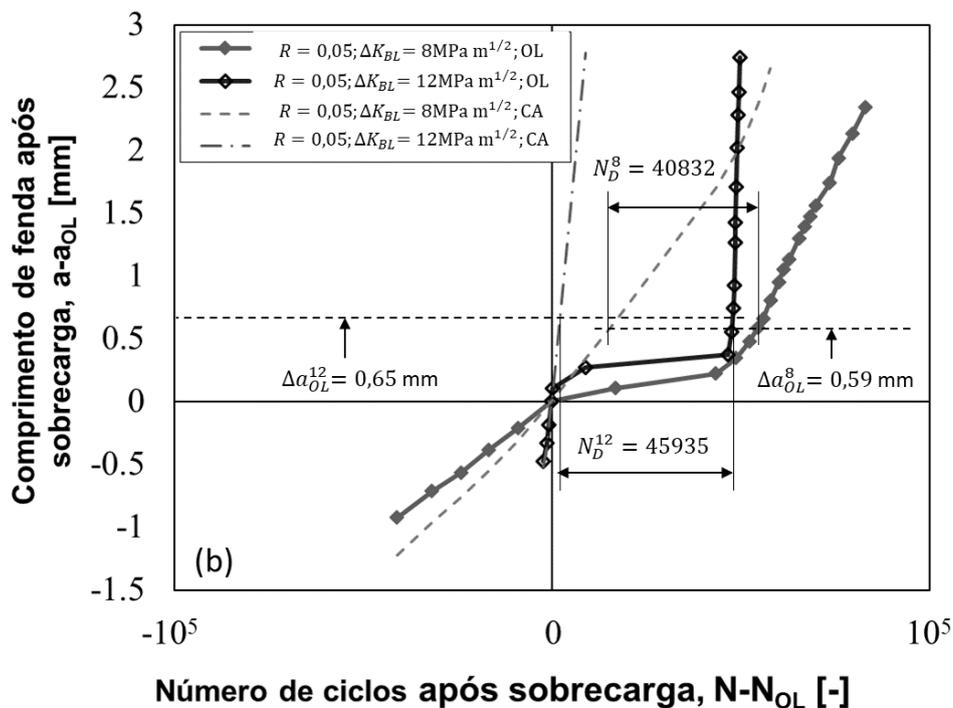
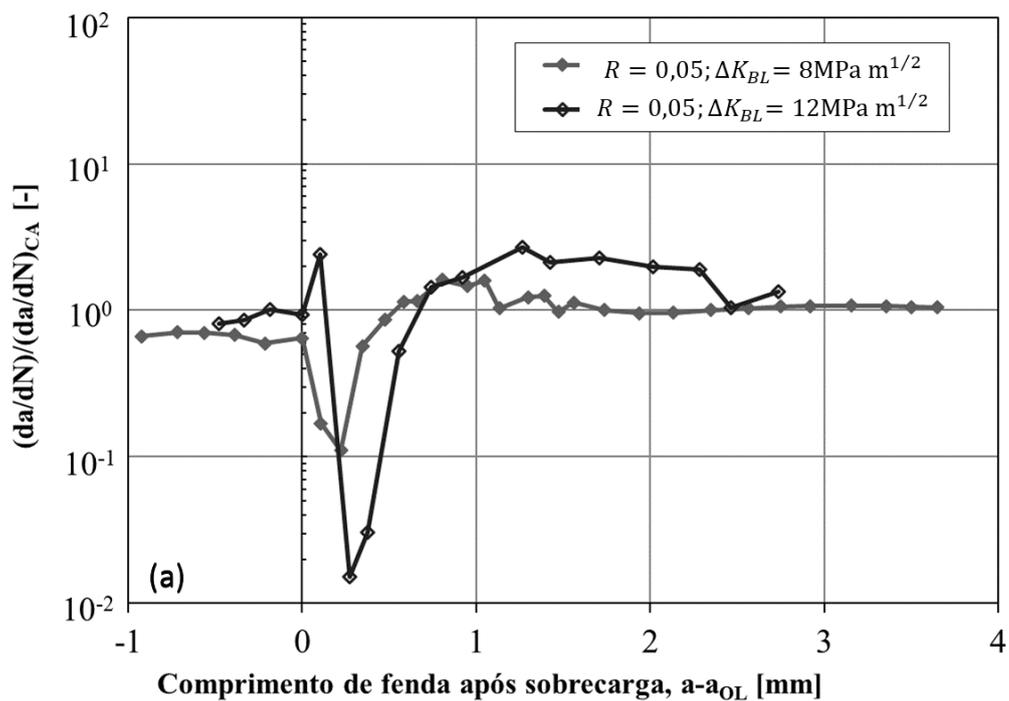


Figura 5.48. Efeito do ΔK_{BL} no qual a sobrecarga simples é aplicada, considerando um ciclo base com $R=0,05$: a) $(da/dN)/(da/dN)_{CA}$ versus $a - a_{OL}$ e b) $a - a_{OL}$ versus $N - N_{OL}$.

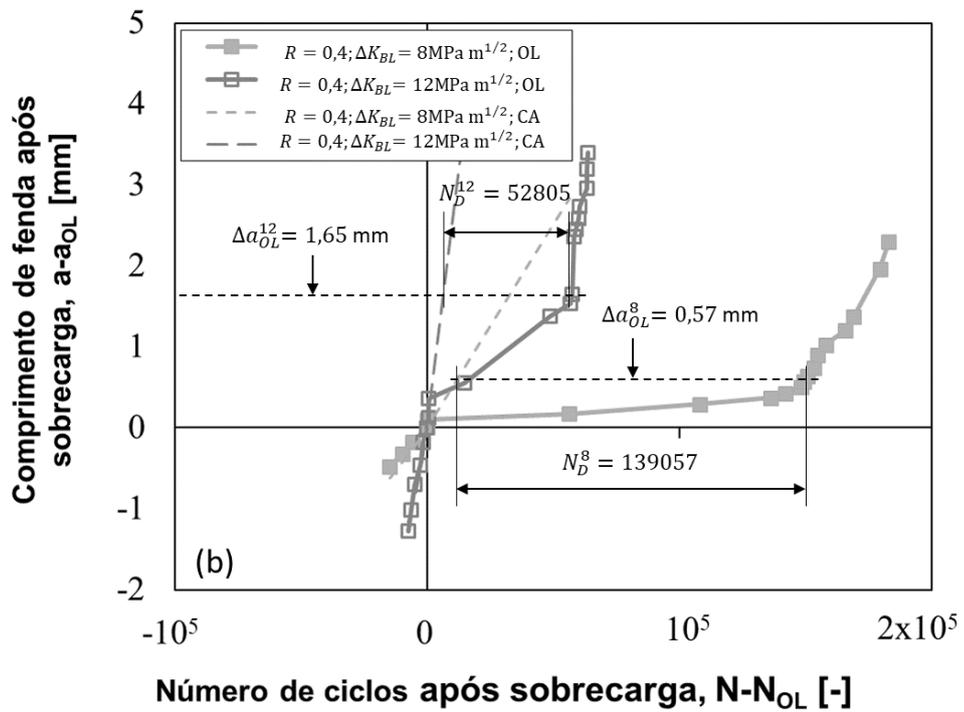
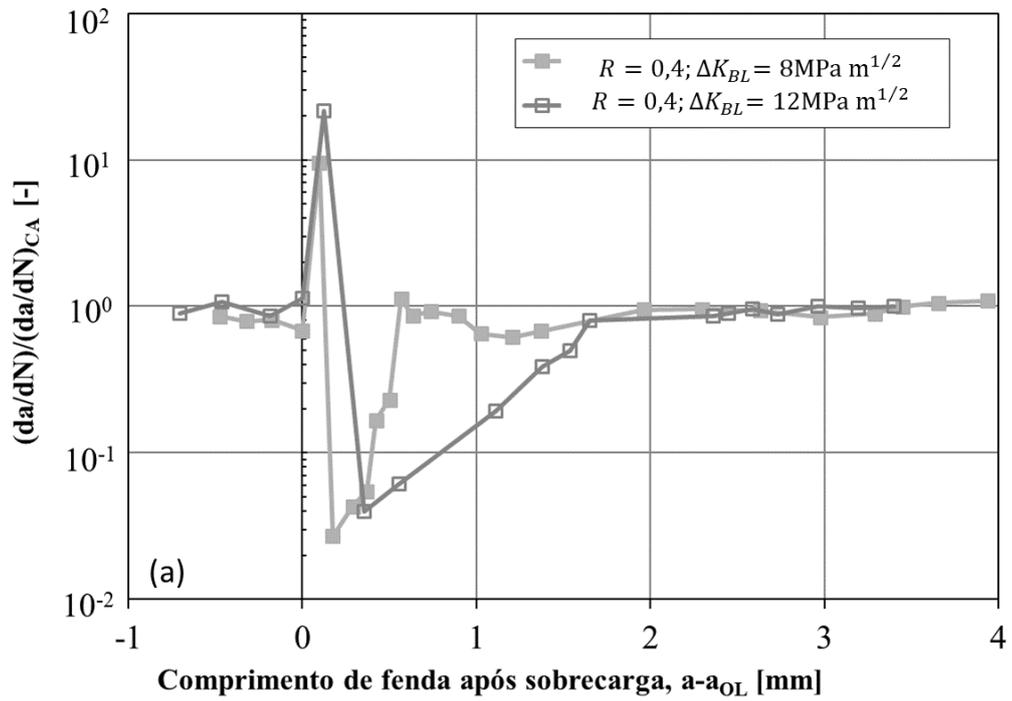


Figura 5.49. Efeito do ΔK_{BL} no qual a sobrecarga simples é aplicada, considerando um ciclo base com $R=0,4$: a) $(da/dN)/(da/dN)_{CA}$ versus $a - a_{OL}$ e b) $a - a_{OL}$ versus $N - N_{OL}$.

5.5.3.2.2. Influência da tensão média

O efeito da tensão média no retardamento das taxas de propagação de fenda após sobrecarga é apresentado na Figura 5.50 para sobrecargas com $R_{OL} = 2$ aplicadas a $\Delta K_{BL} = 8 \text{ MPa m}^{1/2}$. Dessa forma, a influência da tensão média é avaliada pela variação da razão de tensão de 0,05 para 0,4. Na Figura 5.50a, a taxa de propagação de fenda normalizada $((da/dN)/(da/dN)_{AC})$ é apresentada em função do comprimento de fenda após sobrecarga $(a - a_{OL})$. A respectiva curva de comprimento de fenda após sobrecarga $(a - a_{OL})$ versus número de ciclos após sobrecarga $(N - N_{OL})$ é apresentada na Figura 5.50b. Na figura 5.51 são apresentados os resultados referentes à $\Delta K_{BL} = 12 \text{ MPa m}^{1/2}$. Além disso, os símbolos N_D e Δa_{OL} são apresentados nas Figuras 5.50b e 5.51b com um índice que indica o seu valor de R .

De acordo com a Figuras 5.50a e 5.51a, o aumento da razão de tensões de 0,05 para 0,4 praticamente não influencia o comprimento de fenda afetado pela sobrecarga para $\Delta K_{BL} = 8 \text{ MPa m}^{1/2}$, uma vez que o decréscimo que ocorre no valor de Δa_{OL} é de apenas 0,02 mm. Por outro lado, Δa_{OL} cresce significativamente com o aumento de R para $\Delta K_{BL} = 12 \text{ MPa m}^{1/2}$, variando de $\Delta a_{OL} = 0,65 \text{ mm}$ para $\Delta a_{OL} = 1,65 \text{ mm}$. Além disso, as taxas máxima e mínima de propagação de fenda normalizadas apresentam crescimento e redução, respectivamente, para $\Delta K_{BL} = 8 \text{ MPa m}^{1/2}$. No entanto, tanto a taxa máxima quanto a taxa mínima de propagação de fenda normalizada crescem com o aumento de R para $\Delta K_{BL} = 12 \text{ MPa m}^{1/2}$.

As Figuras 5.50b e 5.51b apresentam as curvas de comprimento de fenda após sobrecarga $(a - a_{OL})$ versus número de ciclos após sobrecarga $(N - N_{OL})$ para $\Delta K_{BL} = 8 \text{ MPa m}^{1/2}$ e $\Delta K_{BL} = 12 \text{ MPa m}^{1/2}$, respectivamente. De acordo com estas figuras, o número de ciclos de atraso diminui com o aumento de R . Para $\Delta K_{BL} = 8 \text{ MPa m}^{1/2}$, N_D diminui de 139.057 para 40.832, uma redução de 70,6%. Para $\Delta K_{BL} = 12 \text{ MPa m}^{1/2}$, ocorre uma redução em N_D de 13,1%. Este comportamento está em conformidade com o observado por Tsukuda et al. (1996) para ligas de alumínio.

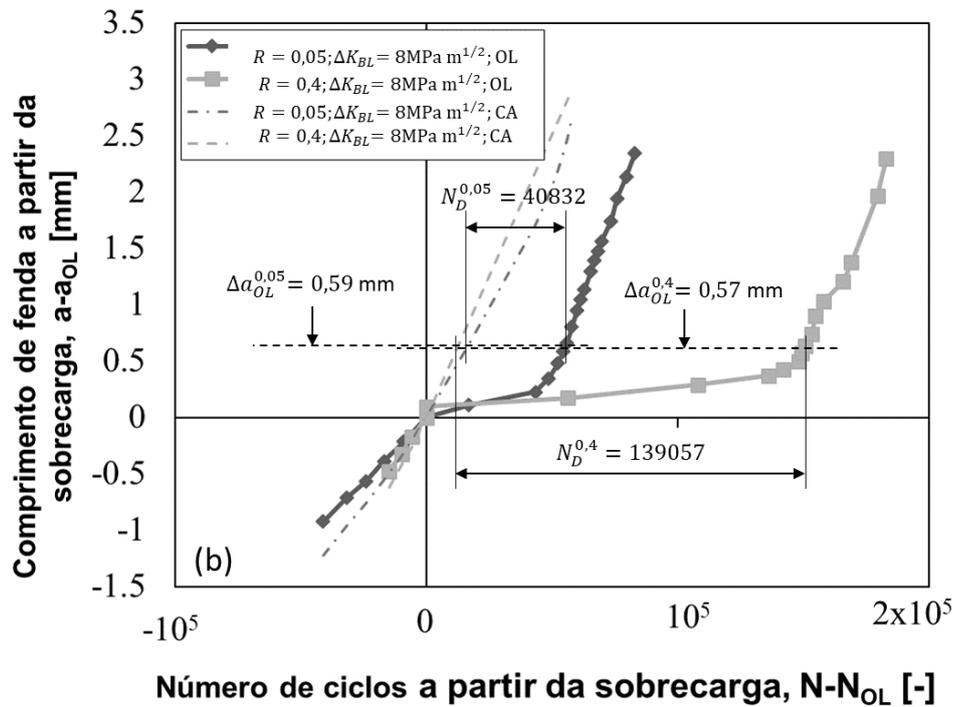
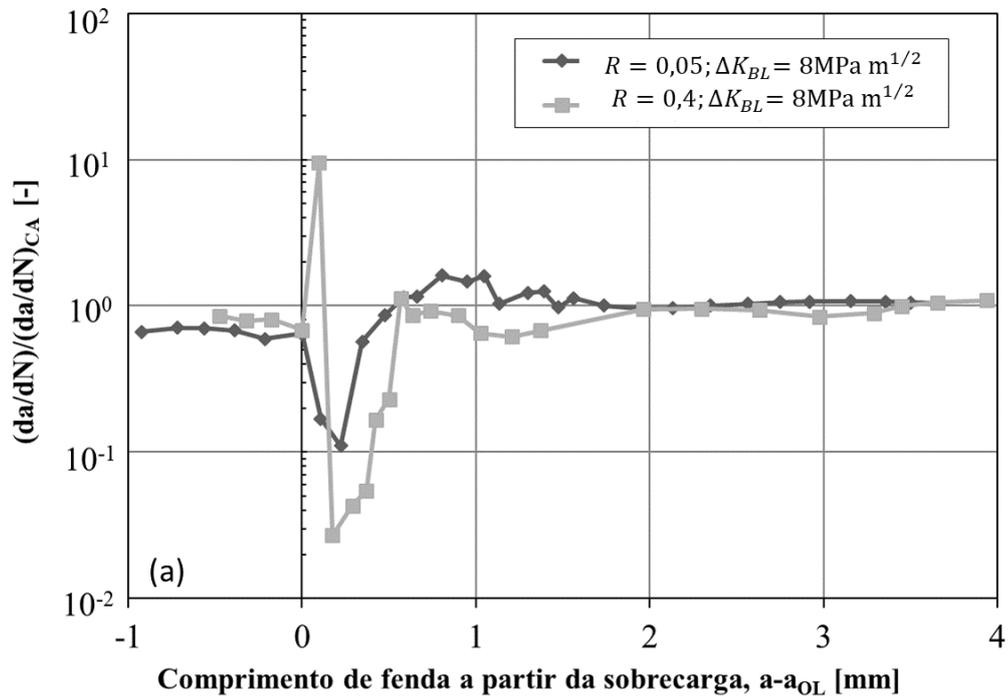


Figura 5.50. Efeito de R , considerando um $\Delta K_{BL} = 8 \text{ MPa m}^{1/2}$: a) $(da/dN)/(da/dN)_{CA}$ versus $a - a_{OL}$ e b) $a - a_{OL}$ versus $N - N_{OL}$.

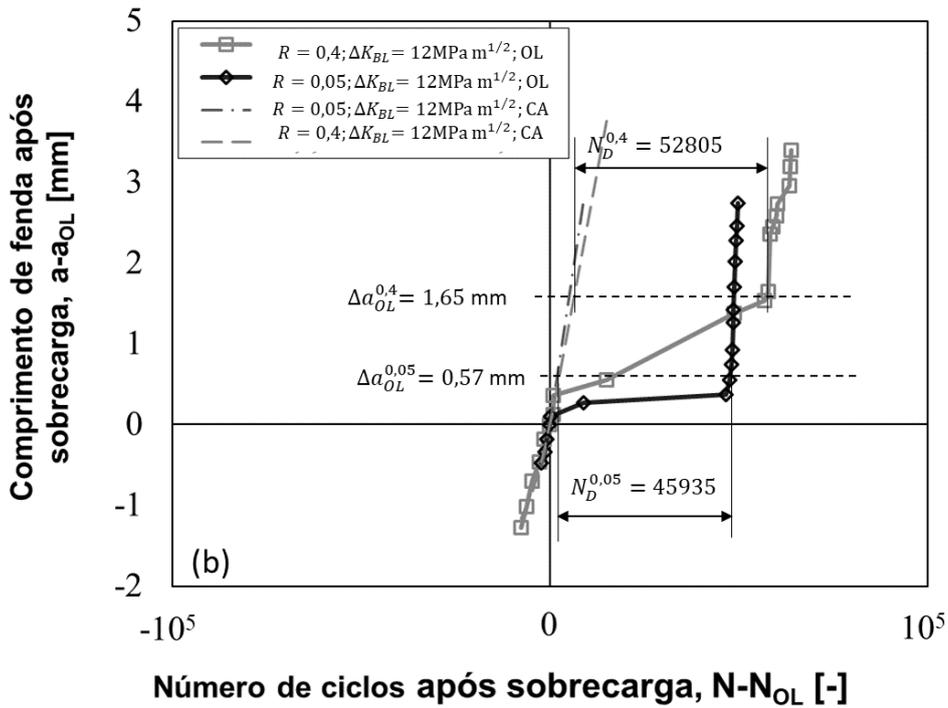
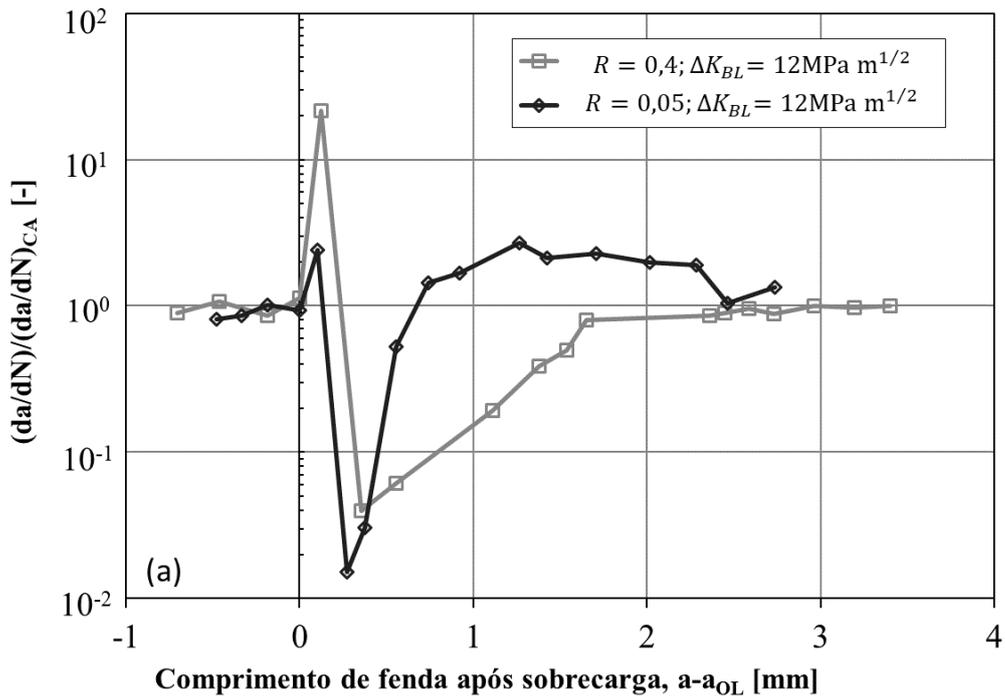


Figura 5.51. Efeito de R , considerando um $\Delta K_{BL} = 12 \text{MPa m}^{1/2}$: a) $(da/dN)/(da/dN)_{AC}$ versus $a - a_{OL}$ e b) $a - a_{OL}$ versus $N - N_{OL}$.

5.5.3.2.3. Influência da combinação sobrecarga-subcarga

De acordo com o que foi exposto até aqui, a aplicação de sobrecargas conduz ao retardamento do crescimento da fenda. Por outro lado, a aplicação de subcargas produz o efeito oposto, levando a um aumento das taxas de crescimento de fenda e, conseqüentemente, reduzindo o tempo de vida à fadiga do componente.

A comparação entre os resultados dos ensaios de sobrecarga simples ($R_{OL}=2$) e de sobrecarga seguida por uma subcarga ($R_{OL}=2$ e $\Delta P_{UL} = P_{min}$), ambas aplicadas a $\Delta K_{BL} = 8 \text{ MPa m}^{1/2}$, é apresentada na Figura 5.52. Na Figura 5.52a, as taxas de propagação de fenda normalizadas são apresentadas em função do comprimento de fenda após sobrecarga. As curvas comprimento de fenda após sobrecarga versus número de ciclos após sobrecarga correspondentes a $\Delta K_{BL} = 8 \text{ MPa m}^{1/2}$ são apresentadas nas Figura 5.52b. Os resultados referentes à $\Delta K_{BL} = 12 \text{ MPa m}^{1/2}$ são apresentados da mesma maneira na Figura 5.53. Além disso, os símbolos N_D e Δa_{OL} são apresentados nas Figuras 5.52b e 5.53b com um índice OL para sobrecarga simples e UL para sobrecarga seguida de subcarga.

Os resultados apresentados nas Figuras 5.52a e 5.53a indicam que, para os dois ΔK_{BL} utilizados neste trabalho, uma sobrecarga seguida por uma subcarga reduz significativamente a aceleração inicial do crescimento de fenda, bem como aumenta a taxa mínima de crescimento de fenda e o comprimento de fenda no qual a taxa mínima de crescimento de fenda é atingida (a_{min}). De acordo com as Figuras 5.52b e 5.53b, o número de ciclos de atraso (N_D) decresce de 139.057 para 55.963 ciclos quando, além da sobrecarga, uma subcarga é aplicada para $\Delta K_{BL} = 8 \text{ MPa m}^{1/2}$, o que representa uma redução de 59,8%. Para $\Delta K_{BL} = 12 \text{ MPa m}^{1/2}$, a redução de N_D devido à aplicação de sobrecarga combinada com subcarga é de 50,3%, uma vez que N_D decresce de 52.805 para 26.252. Este comportamento está de acordo com o que foi observado por Ohrloff et al. (1988).

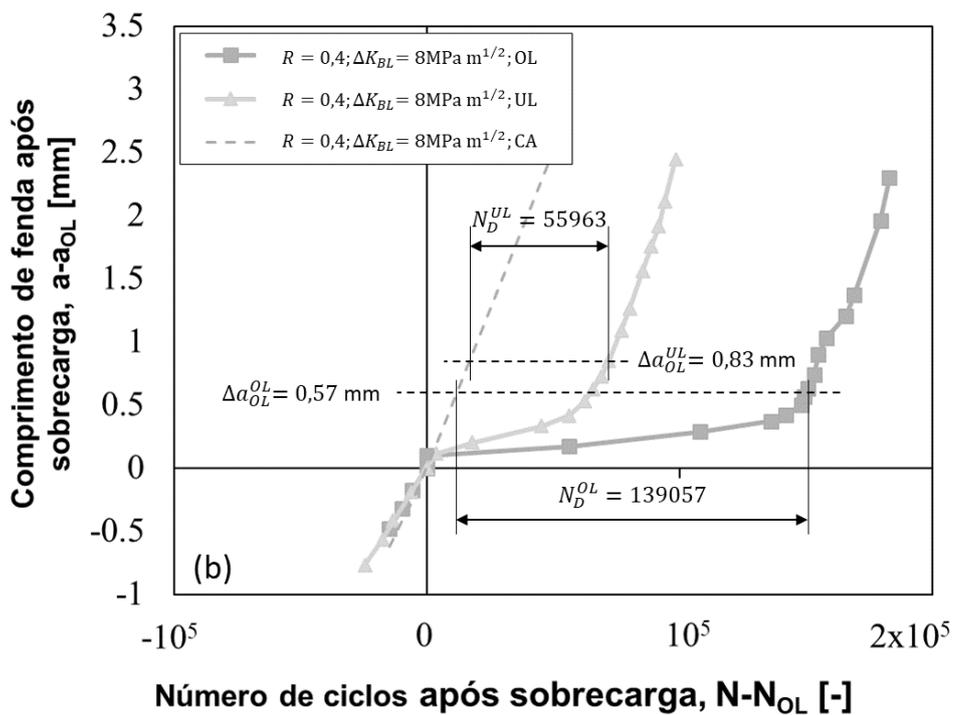
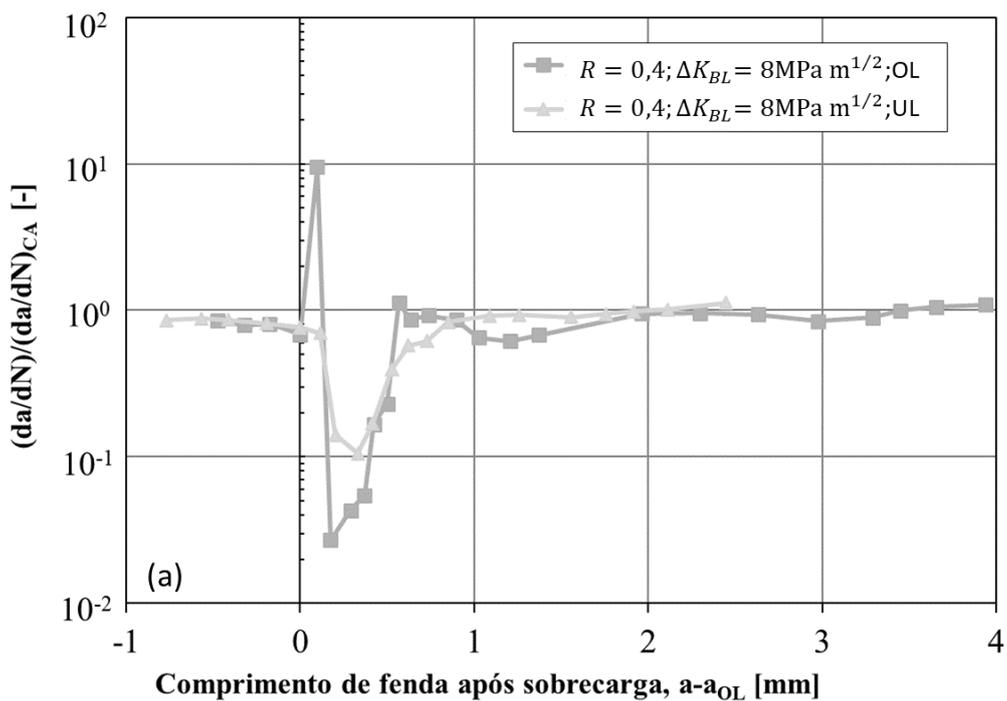


Figura 5.52. Efeito da combinação sobrecarga-subcarga, considerando um $\Delta K_{BL} = 8 \text{ MPa m}^{1/2}$: a) $(da/dN)/(da/dN)_{CA}$ versus $a - a_{OL}$ e b) $a - a_{OL}$ versus $N - N_{OL}$.

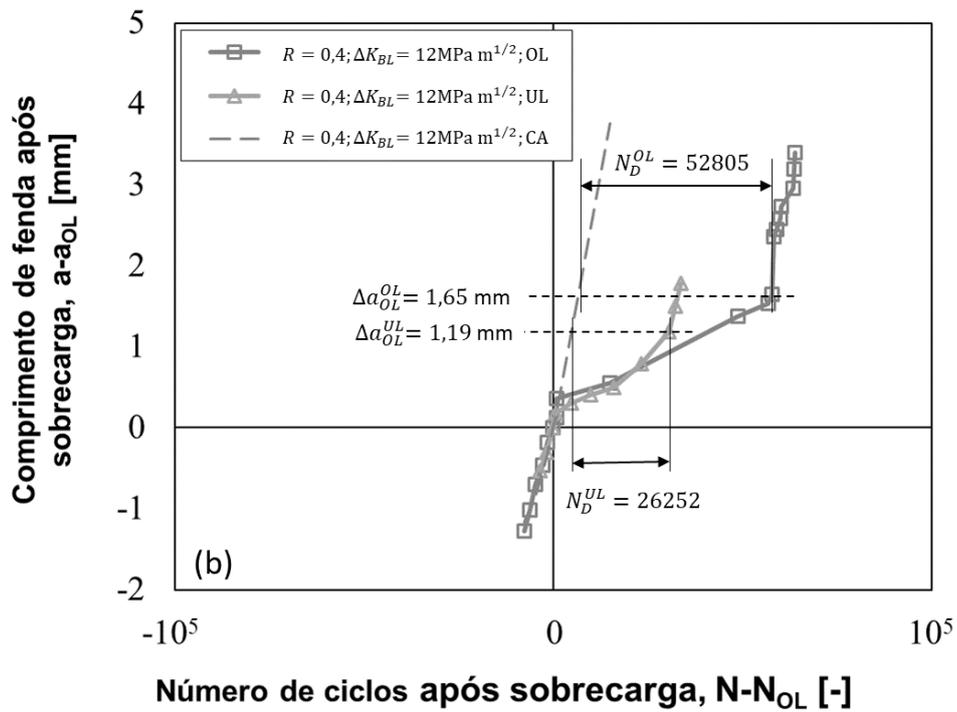
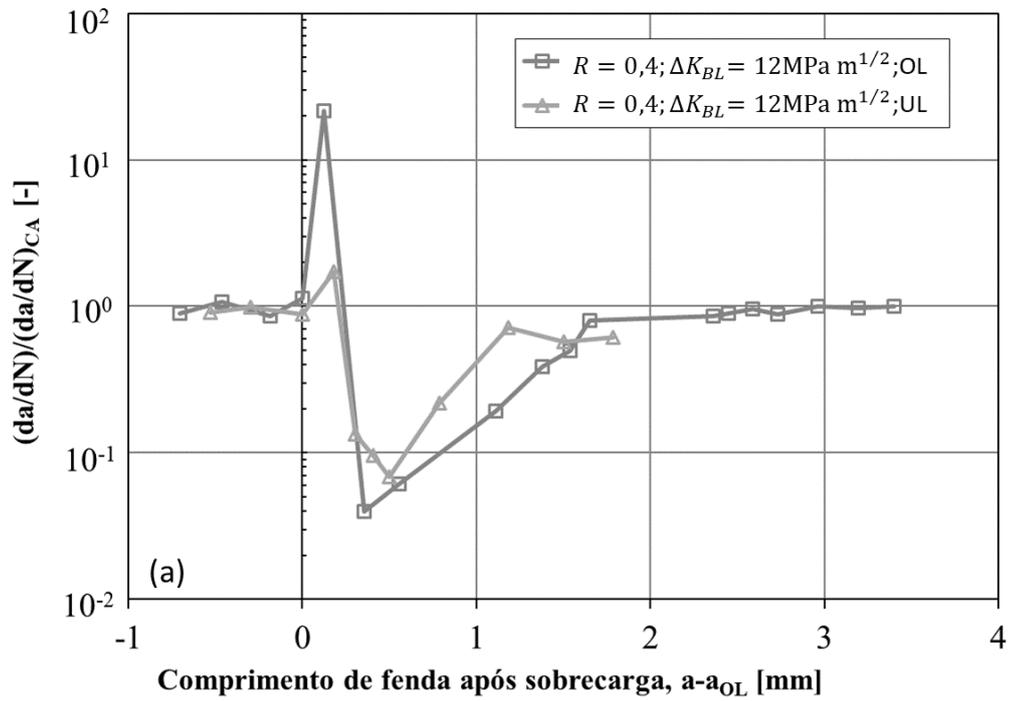


Figura 5.53. Efeito da combinação sobrecarga-subcarga, considerando um $\Delta K_{BL} = 12 \text{ MPa m}^{1/2}$: a) $(da/dN)/(da/dN)_{CA}$ versus $a - a_{OL}$ e b) $a - a_{OL}$ versus $N - N_{OL}$.

5.5.3.3. Efeito de sobrecargas periódicas

A interação entre sobrecargas foi analisada utilizando sobrecargas periódicas. Durante a realização dos ensaios com sobrecargas periódicas, o número de ciclos entre duas sobrecargas consecutivas (n) foi mantido constante. Dessa forma, foram analisados os efeitos do n , da tensão média e da intensidade das sobrecargas na vida à fadiga.

5.5.3.3.1. Influência do número de ciclos entre sobrecargas sucessivas

O efeito de n sobre a vida à fadiga para $R=0,05$ é apresentado na Figura 5.54. Nessa figura, o comprimento de fenda a partir de $\Delta K_{BL} = 7,5 \text{ MPa m}^{1/2}$ ($a_{7,5}$) é apresentado em função do número de ciclos a partir $\Delta K_{BL} = 7,5 \text{ MPa m}^{1/2}$ ($N_{7,5}$). O valor $\Delta K_{BL} = 7,5 \text{ MPa m}^{1/2}$ foi definido como referência, pois este foi o menor valor de ΔK_{BL} de um dos ensaios de sobrecarga periódica. Além disso, os resultados para amplitude constante e sobrecarga simples são apresentados em termos de comparação.

Para períodos entre aplicações de sobrecargas de $n=1.000$ ciclos e $n=10.000$ ciclos, percebe-se o retardamento no crescimento da fenda e a diminuição das taxas de propagação de fenda. Para alcançar um comprimento de fenda $a_{7,5} = 4 \text{ mm}$, o provete com $R_{OL} = 2$ e $n=1.000$ ciclos levou 306.387 ciclos e o com $R_{OL} = 2$ e $n=10.000$ ciclos levou 1.259.996 ciclos, o que significa um aumento de 320% (3,2 vezes) e 1.627% (16,27 vezes), respectivamente, em relação ao número de ciclos necessários para a solicitação de amplitude constante alcançar o mesmo comprimento de fenda (72.953 ciclos). Dessa forma, observa-se um aumento muito significativo do retardamento com o aumento de n . O aumento do retardamento com o aumento de n também foi observado por Borrego (2001) para provetes de liga AA6082-T6 sujeitos a sobrecargas periódicas com $R_{OL} = 1,5$. Contrariamente, Tür e Vardar (1996) observaram a diminuição do retardamento com o aumento de n quando sobrecargas múltiplas com $n > 5000$ ciclos e $R_{OL} = 1,65$ foram aplicadas em provetes da liga AA2024-T3. De acordo com Vardar e Yildirim, (1990), o máximo retardamento ocorre quando a sobrecarga é aplicada próximo ao número de ciclos no qual $(da/dN)_{\min}$ é alcançada durante a aplicação de uma sobrecarga simples. Neste trabalho, o maior valor utilizado para n foi de 10.000 ciclos que é menor do que os 43.337 ciclos necessários para atingir a taxa mínima de propagação de fenda $((da/dN)_{\min})$ para uma sobrecarga simples com o mesmo R_{OL} . Dessa forma, n poderia ser aumentado ainda mais, até um valor próximo ao número de ciclos no qual $(da/dN)_{\min}$ é atingida.

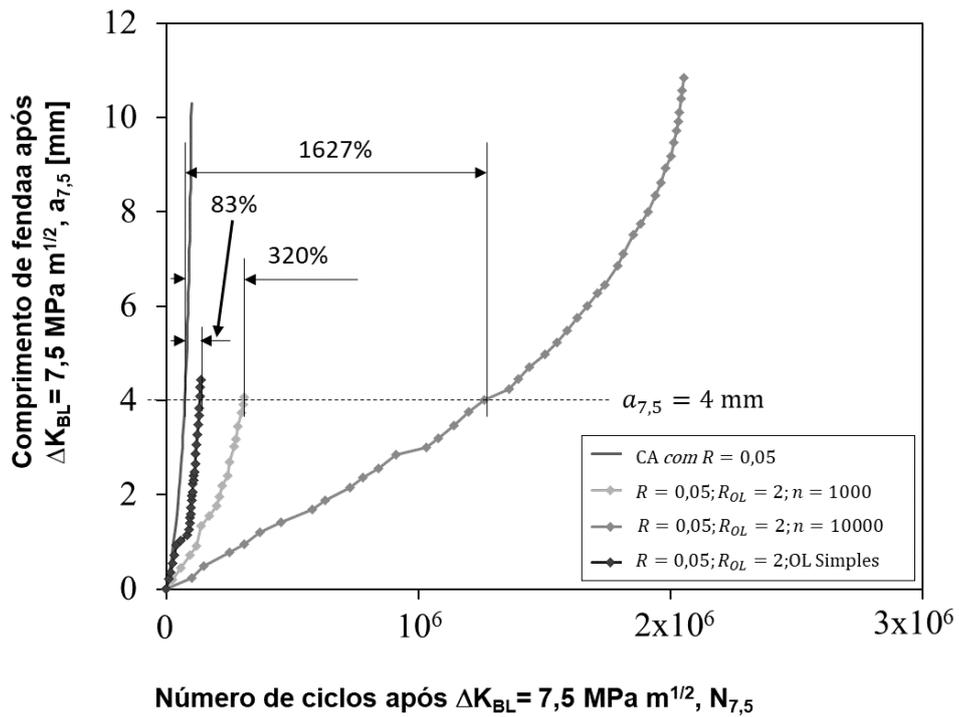


Figura 5.54. Efeito do intervalo entre sobrecargas sucessivas para $R=0,05$ na curva a versus N .

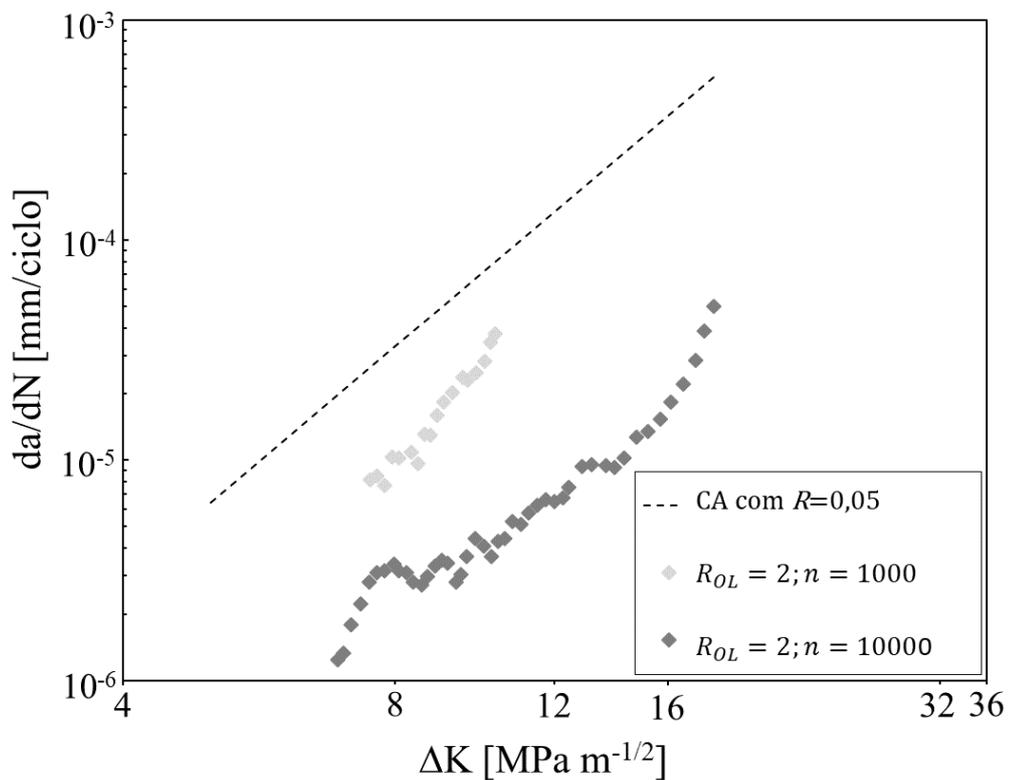


Figura 5.55. Efeito do intervalo entre sobrecargas sucessivas para $R=0,05$ no gráfico da/dN versus ΔK .

A Figura 5.55 apresenta os dados de taxa de propagação em função da gama de intensidade de tensões para sobrecargas múltiplas com $R_{OL} = 2$ aplicadas com intervalos de 1.000 e 10.000 ciclos de uma solicitação base com $R=0,05$. Nessa figura, os dados referentes à solicitação de amplitude constante são apresentados apenas como referência.

De acordo com a Figura 5.55, as sobrecargas múltiplas com $R_{OL} = 2$ reduzem a velocidade de crescimento de fenda em relação à solicitação de amplitude constante tanto para $n=1.000$ ciclos, quanto para $n=10.000$ ciclos. No entanto, as taxas de crescimento de fendas sujeitas a múltiplas sobrecargas com $n=1.000$ ciclos são significativamente maiores do que as das sobrecargas múltiplas com $n=10.000$ ciclos. A razão entre as taxas de propagação de fenda sob solicitação com amplitude constante e sob carregamento com sobrecargas múltiplas (R_β), tendo por base $\Delta K_{BL} = 10 \text{ MPa m}^{1/2}$, é 2,5 para $n=1.000$ ciclos e 17,5 para $n=10.000$ ciclos. Esses valores de R_β indicam que a taxa de propagação para $n=1.000$ ciclos é aproximadamente 7 vezes maior do que a taxa de propagação para $n=10.000$ ciclos, o que indica que o retardamento do crescimento de fenda torna-se mais severo com o aumento de n (Fleck, 1985; Ohrloff et al., 1988).

5.5.3.3.2. Influência da intensidade das sobrecargas

Os resultados dos ensaios realizados com sobrecargas periódicas aplicadas com intervalo de 10.000 ciclos, $R_{OL} = 1,5$ ou $R_{OL} = 2$, e $R=0,05$ ou $R=0,4$ são apresentados na Figura 5.56. As curvas das solicitações base com amplitude constante também são apresentadas na figura para $R=0,05$ e $R=0,4$.

A figura mostra um aumento muito significativo do retardamento com o aumento da intensidade da sobrecarga. De acordo com a Figura 5.56, o aumento na vida à fadiga é bastante mais elevado para $R_{OL} = 2$ do que para $R_{OL} = 1,5$. Assim, para $R=0,05$, o número de ciclos necessários para a fenda atingir o comprimento de 7,5 mm é de 1.849.982 ciclos para $R_{OL} = 2$ e de 200.807 ciclos para $R_{OL} = 1,5$, o que representa um aumento de 821% (8,21 vezes) devido ao aumento da intensidade das sobrecargas. Para $R=0,4$, o número de ciclos necessários para a fenda atingir o comprimento de 7,5 mm é de 2.501.673 ciclos para $R_{OL} = 2$ e de 615.105 ciclos para $R_{OL} = 1,5$, o que significa um aumento de 307% (3,07 vezes) devido ao aumento da intensidade das sobrecargas.

A Figura 5.56 também mostra que o número de ciclos necessários para uma fenda sujeita a sobrecargas periódicas com $R_{OL} = 2$ e $n=10.000$ ciclos atingir o comprimento

de 7,5 mm é 1.886% (18,86 vezes) e 3.217% (32,17 vezes) maior do que número de ciclos necessários para uma fenda sujeira a solicitações de amplitude constante crescer o mesmo comprimento de fenda para $R=0,05$ e $R=0,4$ respectivamente. Para $R_{OL} = 1,5$ e $n=10.000$ ciclos, os percentuais de aumento do número de ciclos necessários para uma fenda atingir 7,5 mm em relação a solicitações de amplitude constante são de 116% (1,16 vezes) e 715% (7,15 vezes) para $R=0,05$ e $R=0,4$, respectivamente.

Assim, pode-se afirmar que o retardamento aumenta quando R_{OL} aumenta de 1,5 para 2, o que também foi observado por Skorupa et al. (1999) para uma liga de aço estrutural sujeita a sobrecargas múltiplas com $n=10.000$ ciclos e $R=0,05$ e por Dawicke (1997) para a liga AA2024-T3 sob sobrecargas múltiplas com $n=2.500$ ciclos e $R=0,02$.

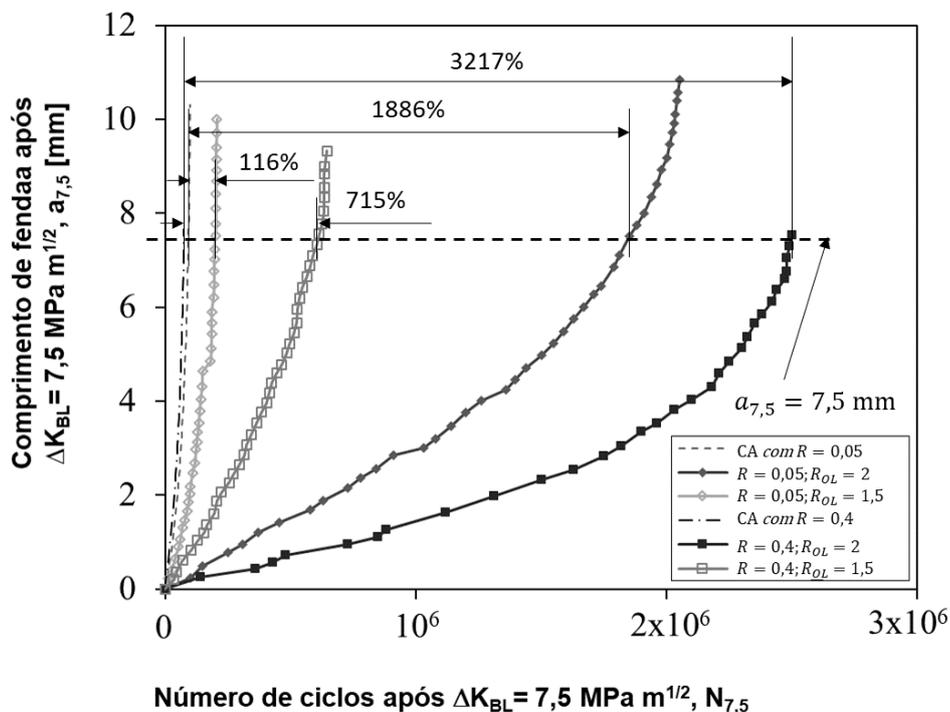


Figura 5.56. Efeito da intensidade das sobrecargas e da tensão média nas curvas a versus N .

A Figura 5.57 apresenta os dados de taxa de propagação em função da gama de intensidade de tensões para sobrecargas múltiplas com $R_{OL} = 2$ ou $R_{OL} = 1,5$ aplicadas com intervalo de 10.000 ciclos e com $R=0,05$ ou $R=0,4$. Nessa figura, os dados referentes às solicitações de amplitude constante são apresentados apenas como referência.

De acordo com a Figura 5.57, as taxas de propagação de fenda são significativamente menores para $R_{OL} = 2$ do que para $R_{OL} = 1,5$. Tomando por base $\Delta K_{BL} = 10 \text{ MPa m}^{1/2}$, os valores de R_{β} para $R_{OL} = 2$ ($R_{\beta} = 17,5$ para $R=0,05$ e $R_{\beta} = 32,7$ para $R=0,4$) são maiores que os para $R_{OL} = 1,5$ ($R_{\beta} = 1,3$ para $R=0,05$ e $R_{\beta} = 9,3$ para $R=0,4$). Tür e Vardar (1996) também observaram que R_{β} aumenta com o aumento de R_{OL} em provetes da liga AA2024-T3 sujeitos a sobrecargas múltiplas com $R_{OL} = 1,3$ e $R_{OL} = 1,65$.

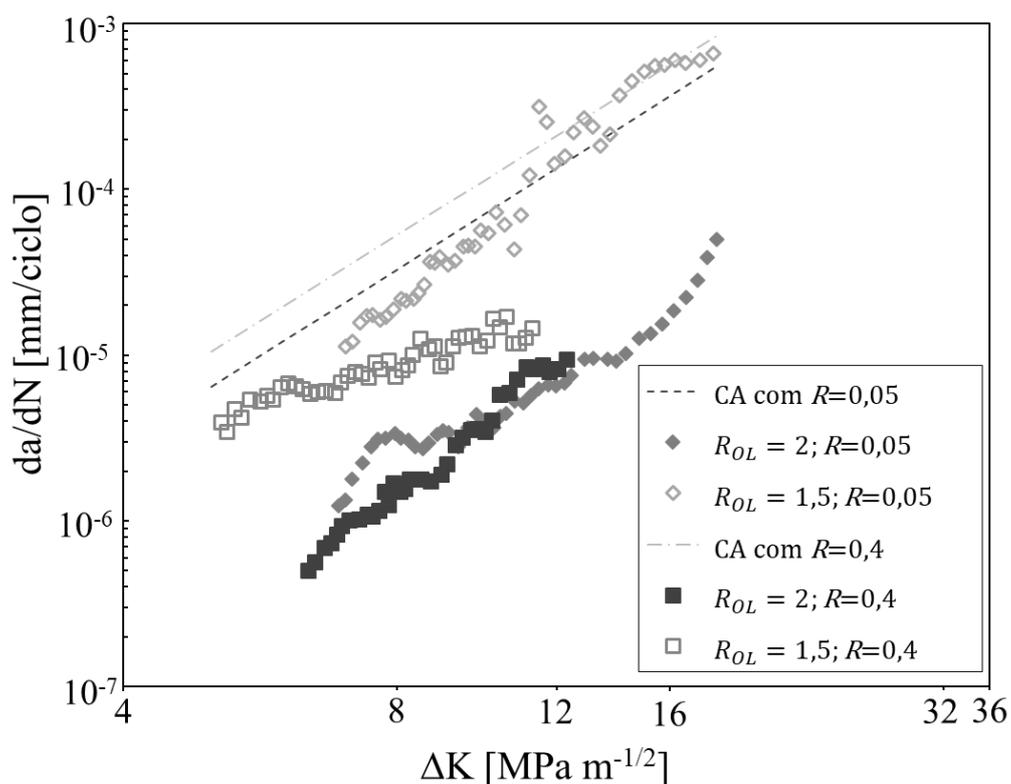


Figura 5.57. Efeito da intensidade das sobrecargas e da tensão média no gráfico da/dN versus ΔK .

5.5.3.3.3. Influência da tensão média

O efeito da tensão média é apresentado nas Figuras 5.56 e 5.57, já descritas no item 5.5.2.2.2.

De acordo com a Figura 5.56, o retardamento cresce com a tensão média, ou seja, cresce com o aumento de R . Este comportamento é oposto ao observado por Borrego (2001) para sobrecargas múltiplas com $R_{OL} = 1,5$ aplicadas a com intervalos de 100 e 1.000

ciclos. No entanto, os resultados obtidos para $R_{OL} = 2$ e $n=10.000$ ciclos estão em conformidade com o que foi observado nas Figuras 5.50b e 5.51b para sobrecarga simples com $R_{OL} = 2$, uma vez que os aumentos de N_D para $R=0,4$ são maiores do que os para $R=0,05$. Assim, para $R_{OL} = 2$, o número de ciclos necessários para a fenda atingir o comprimento de 7,5 mm é de 1.849.982 ciclos para $R=0,05$ e 2.501.673 ciclos para $R=0,4$, o que representa um aumento de 35,2% com o aumento de R . Para $R_{OL} = 1,5$, o comprimento de fenda de 7,5 mm é atingido com 200.807 ciclos para $R=0,05$ e com 615.105 ciclos para $R=0,4$, significando um aumento de 206% (2,06 vezes) quando R cresce de 0,05 para 0,4.

De acordo com a Figura 5.57, o efeito da tensão média sobre as taxas de propagação de fendas sujeitas a sobrecargas periódicas é maior para sobrecargas com $R_{OL} = 1,5$ do que para sobrecargas com $R_{OL} = 2$. Para $\Delta K_{BL} = 10 \text{ MPa m}^{1/2}$, o aumento de R de 0,05 para 0,4 aumenta em 1,9 vezes o valor de R_β para sobrecargas múltiplas com $R_{OL} = 2$ e em 7,2 vezes para sobrecargas múltiplas com $R_{OL} = 1,5$. Os maiores valores de R_β para $R=0,4$ podem ser justificados pelo maior valor de Δa_{OL} para sobrecargas simples com $R=0,4$ do que para sobrecargas simples com $R=0,05$, como pode ser observado na Figura 5.51 para sobrecarga simples com $R_{OL} = 2$ e $\Delta K_{BL} = 12 \text{ MPa m}^{1/2}$.

5.5.4. Morfologia da fratura

As superfícies de fratura dos provetes de propagação de fenda por fadiga foram analisadas utilizando microscopia eletrónica de varrimento. As Figuras 5.58 a 5.63 apresentam imagens de provetes sujeitos a carregamento de amplitude constante, a sobrecargas simples e a sobrecargas múltiplas.

A Figura 5.58 apresenta a superfície de fratura do provete 1.1 com um $\Delta K=10,6 \text{ MPa m}^{1/2}$. Para este valor de ΔK , de acordo com a Figura 5.43, ocorre um elevado nível de fecho. Assim, a existência de zonas planas, indicadas por setas na figura em questão, confirma o contacto entre as faces da fenda e, conseqüentemente, a existência de fecho de fenda. Além disso, pode-se observar na figura a presença de fendas secundárias, característico de taxas de propagação mais elevadas.

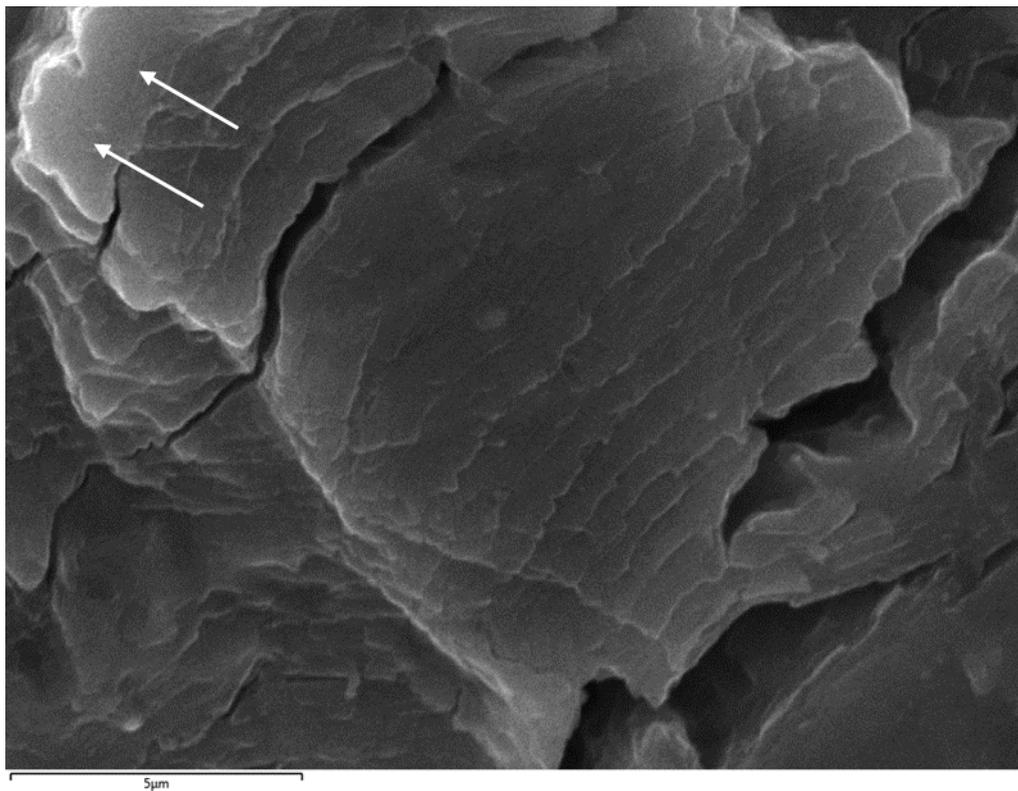


Figura 5.58. Superfície de fratura do provete 1.1 ($R=0,05$; $\Delta K=10,6 \text{ MPa m}^{1/2}$; $da/dN=8,5 \times 10^{-5} \text{ mm/ciclo}$).

A fim de perceber os micromecanismos do retardamento do crescimento de fenda, foram analisadas imagens de MEV das superfícies de fratura de provetes sujeitos a sobrecargas simples com $R_{OL} = 2$ e $R=0,05$. As Figuras 5.59 e 5.60 apresentam as macrografias das regiões da superfície de fratura afetadas por sobrecargas simples aplicadas a $\Delta K_{BL} = 8 \text{ MPa m}^{1/2}$ e $\Delta K_{BL} = 12 \text{ MPa m}^{1/2}$ respetivamente. Como pode ser observado nestas figuras, as superfícies de fratura dos provetes sob investigação apresentam duas regiões com microestruturas distintas. São elas: a zona fundida (ZF) e a zona afetada pelo calor (ZAC). Pode-se observar também que a região identificada pela letra “A” na ZF têm maior extensão na Figura 5.60 do que na 5.59. A Figura 5.61 apresenta uma ampliação da região indicada pela letra “A” na Figura 5.59. De acordo com essa figura, a superfície de fratura na região “A” apresenta características de quase-clivagem, similares às observadas por Liu et al. (2014) para rotura estática na ZF, o que indica que a sobrecarga simples provocou o rasgamento do material na região “A”. Dessa forma, o tamanho da zona plástica à frente da ponta da fenda parece governar o retardamento da fenda nessa região, em conformidade com Daneshpour et al. (2009).

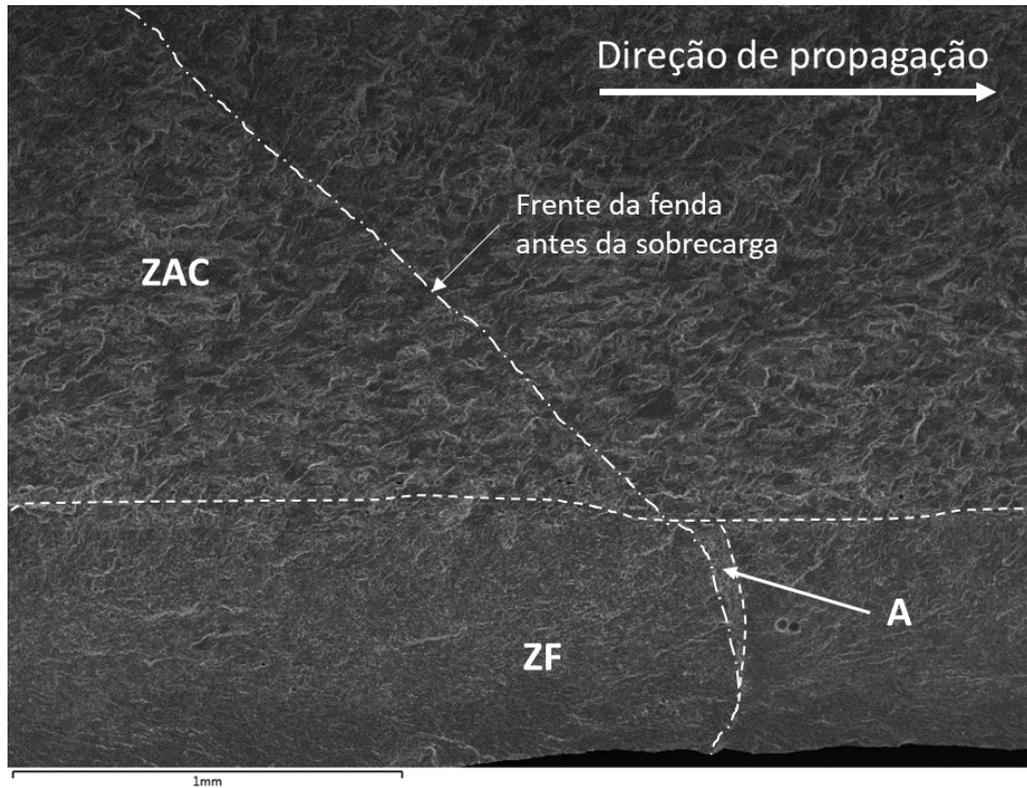


Figura 5.59. Macrografia da região afetada por uma sobrecarga simples aplicada a $\Delta K_{BL} = 8 \text{ MPa m}^{1/2}$.

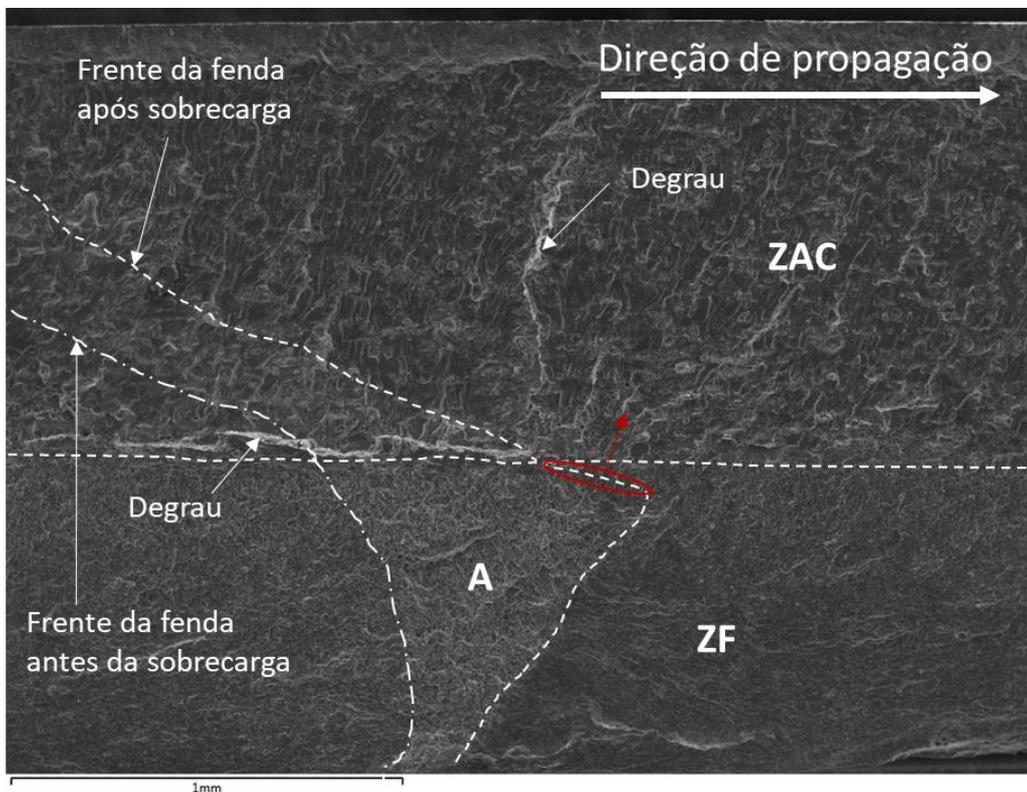


Figura 5.60. Macrografia da região afetada por uma sobrecarga simples aplicada a $\Delta K_{BL} = 12 \text{ MPa m}^{1/2}$.

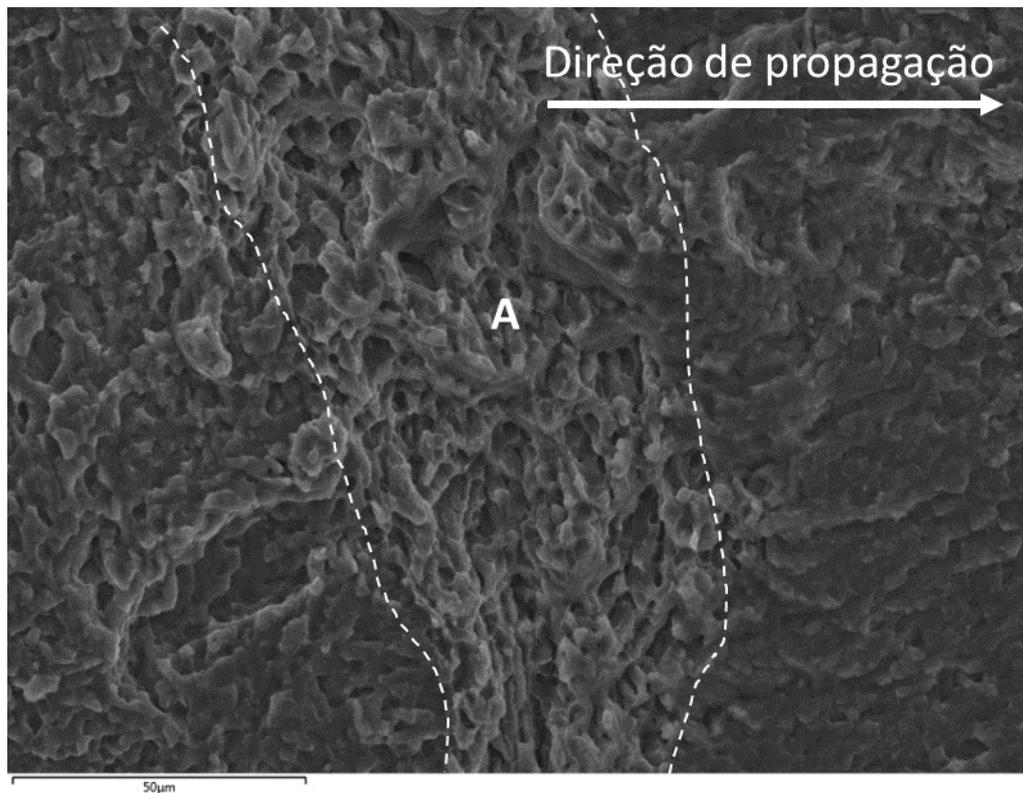


Figura 5.61. Região na ZF afetada por uma sobrecarga simples aplicada a $\Delta K_{BL} = 8 \text{ MPa m}^{1/2}$.

A Figura 5.62 mostra que a sobrecarga simples aplicada a $\Delta K_{BL} = 8 \text{ MPa m}^{1/2}$ causou a ramificação da ponta da fenda ao longo da frente de fenda na ZAC, como pode ser observado na região delimitada por linhas tracejadas na referida figura. Para sobrecarga simples aplicada a $\Delta K_{BL} = 12 \text{ MPa m}^{1/2}$, além da ramificação, observou-se também a formação de cavidades na frente da fenda na ZAC, como pode ser observado na Figura 5.63. Estas cavidades assemelham-se às que ocorreram na rotura estática, como apresentado na Figura 5.64. Assim, os mecanismos principais que causaram o retardamento da fenda na ZAC parecem ter sido o tamanho da zona plástica à frente da ponta da fenda e a ramificação da fenda, uma vez que, como já mencionado no item 5.5.3.1, a tendência de variação de U foi totalmente diferente do comportamento transitório da taxa de propagação de fenda, indicando que o fecho de fenda induzido por plasticidade não foi um mecanismo primário de retardamento depois da aplicação de sobrecargas simples.

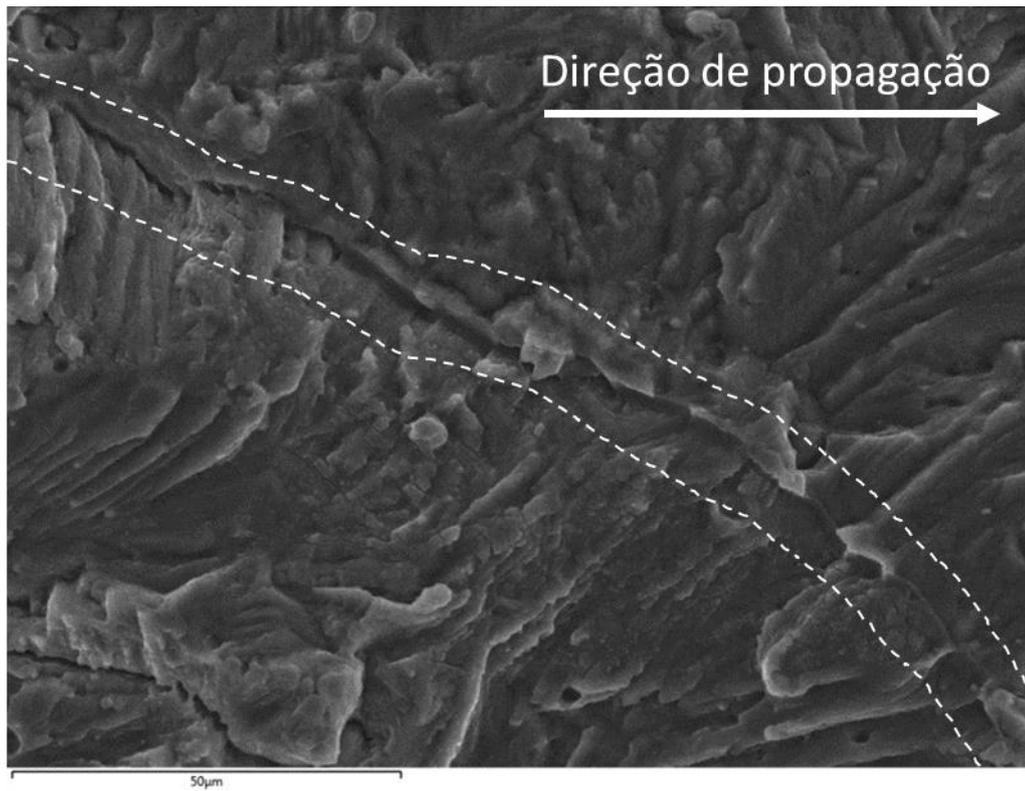


Figura 5.62. Região na ZAC afetada por uma sobrecarga simples aplicada a $\Delta K_{BL} = 8 \text{ MPa m}^{1/2}$.

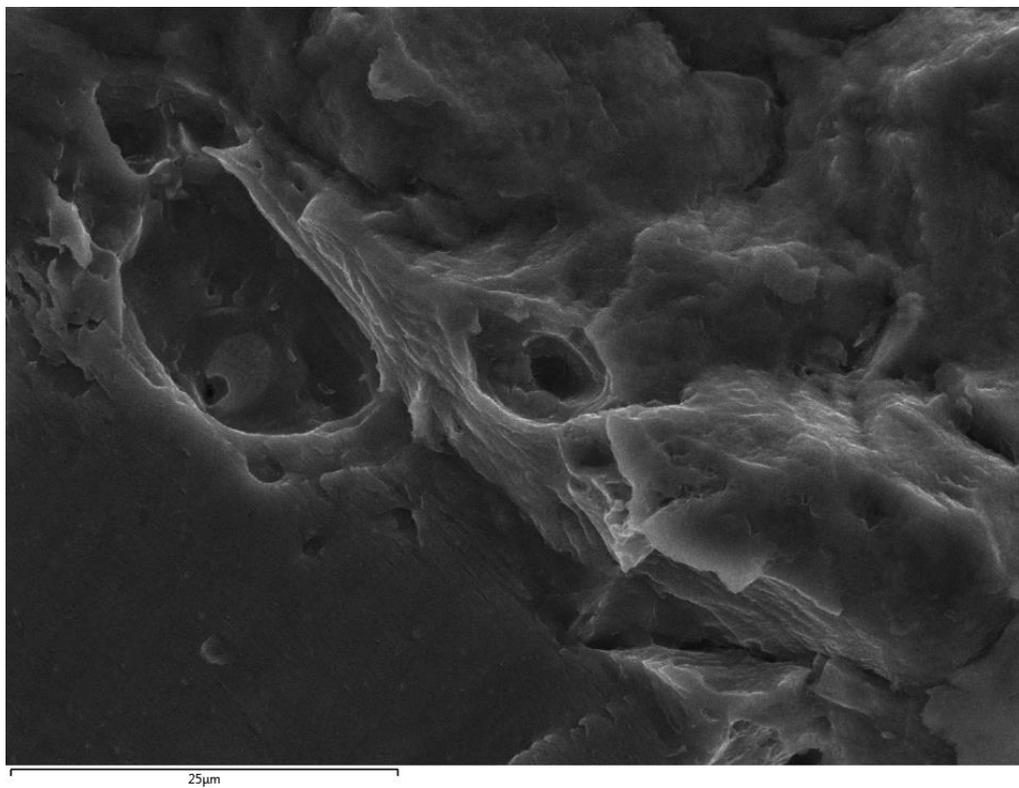


Figura 5.63. Região na ZAC afetada por uma sobrecarga simples aplicada a $\Delta K_{BL} = 12 \text{ MPa m}^{1/2}$.

Na Figura 5.60, setas indicam a existência de dois degraus na superfície de fratura. Um degrau localiza-se na região de transição entre a ZF e a ZAC e o outro, na ZAC. Como pode ser observado na figura, o degrau que está na região de transição entre a ZF e a ZAC já existia antes da aplicação da sobrecarga, indicando que a propagação da fenda ocorreu em planos distintos na ZF e na ZAC. Com a aplicação de sobrecarga a $\Delta K_{BL} = 12 \text{ MPa m}^{1/2}$, a frente da fenda na ZF adiantou-se relativamente ao degrau que está na região de transição entre a ZF e a ZAC. Com a propagação da fenda após sobrecarga, a frente de transição entre a ZF e a ZAC. Com a propagação da fenda após sobrecarga, a frente de fenda na ZF, circulado em vermelho na figura, propagou-se em direção à ZAC, conforme indicado pela seta vermelha, permanecendo no plano que estava anteriormente. Da mesma forma, a frente de fenda na ZAC continuou a se propagar no mesmo plano que estava anteriormente. Assim, o encontro entre essas duas frentes de fenda formou o degrau na ZAC e fez com que a propagação de fenda na ZF e na ZAC voltasse a ocorrer no mesmo plano.

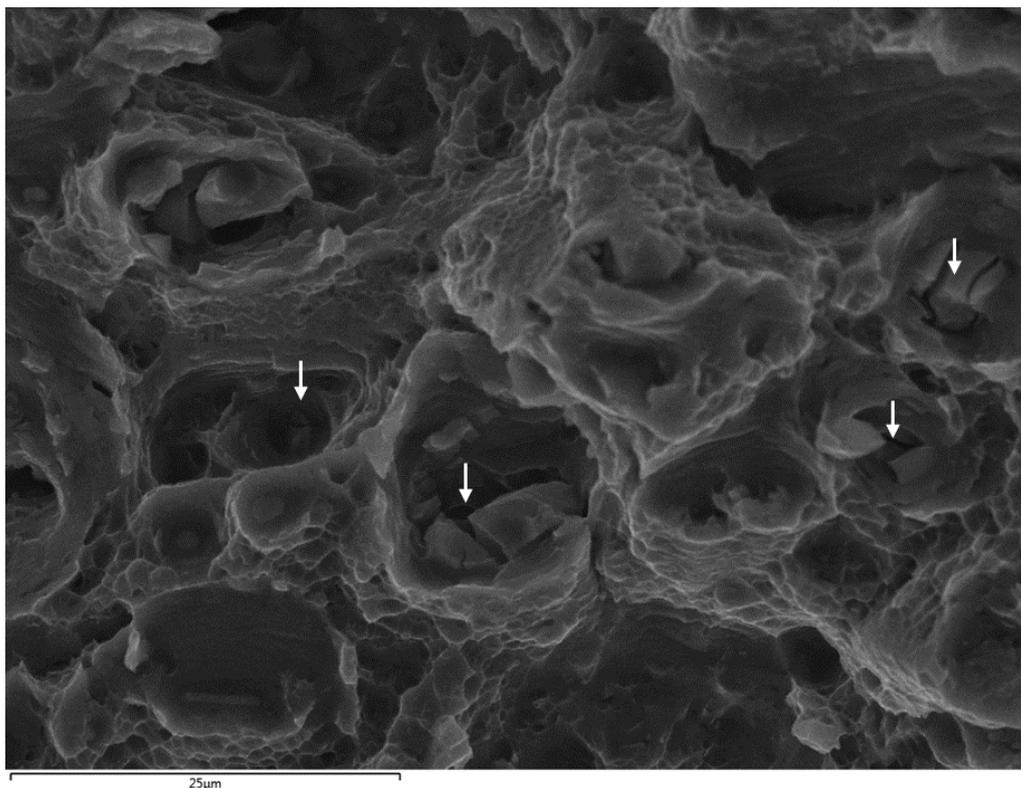


Figura 5.64. Região de rotura estática na ZAC.

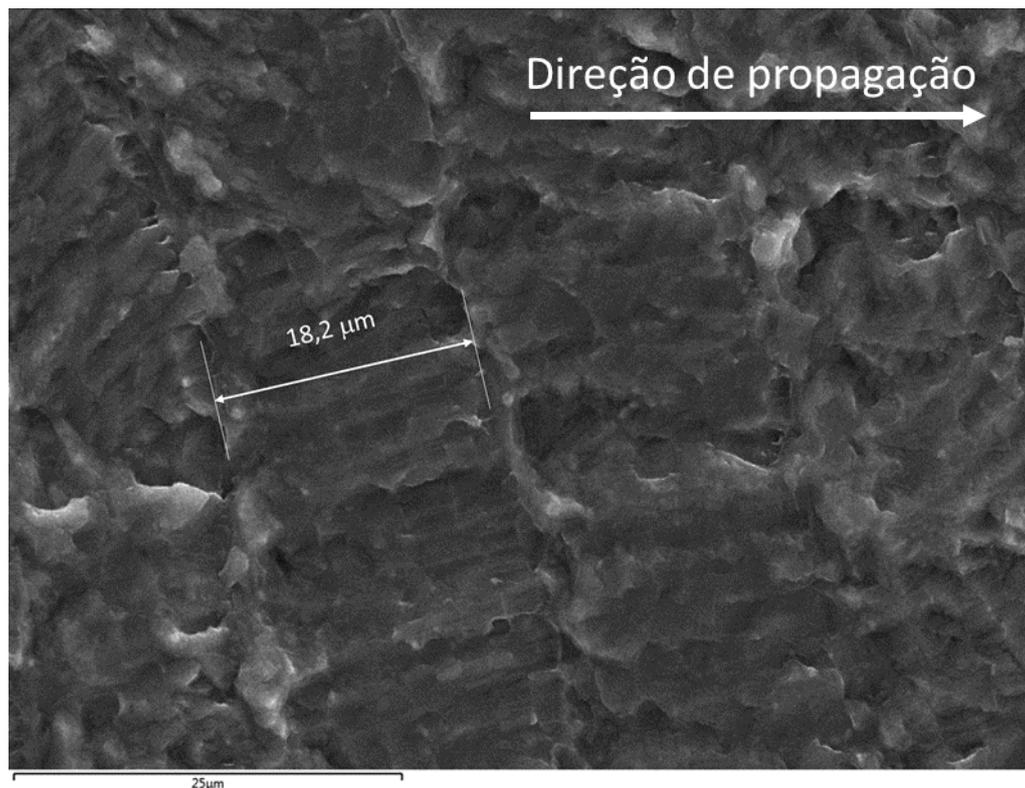


Figura 5.65. Região na ZF afetada por sobrecargas múltiplas com $\Delta K_{BL} \cong 7 \text{ MPa m}^{1/2}$.

Na Figura 5.64, obtida na zona de rotura estática da ZAC, observam-se cavidades formadas por coalescência de vazios, bem como a presença de partículas fraturadas no fundo das cavidades (indicadas por setas). Isto indica que a coalescência de vazios é originada predominantemente pela presença de partículas frágeis de segunda fase.

A Figura 5.65 apresenta a superfície de fratura de um provete sujeito a sobrecargas múltiplas aplicadas a $\Delta K_{BL} \cong 7 \text{ MPa m}^{1/2}$ com $R_{OL}=2$, $n=10.000$ ciclos e $R=0,05$. De acordo com a Figura 5.57, a taxa de propagação de fenda para $\Delta K_{BL} \cong 7 \text{ MPa m}^{1/2}$ é $da/dN \cong 1,79 \times 10^{-6} \text{ mm/ciclo}$. Esse valor de da/dN está muito próximo da taxa de propagação $da/dN \cong 1,82 \times 10^{-6} \text{ mm/ciclo}$ obtida pela divisão do espaçamento entre as marcas das sobrecargas sucessivas pelo número de ciclos entre as sobrecargas (n).

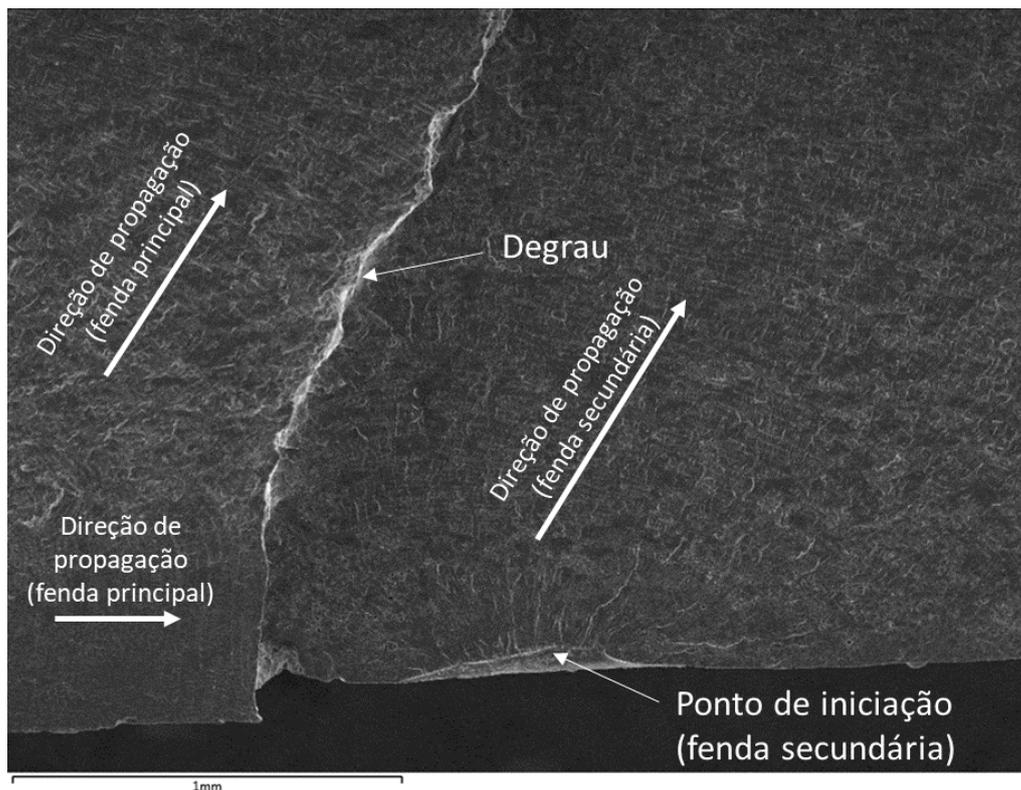


Figura 5.66. Encontro entre a fenda principal e uma fenda secundária iniciada em defeito no pé do cordão durante carregamento com sobrecargas múltiplas ($\Delta K_{BL} \cong 17 \text{ MPa m}^{1/2}$).

Foi observado também, em alguns provetes sujeitos a sobrecargas múltiplas, a nucleação e propagação de fendas secundárias a partir de defeitos no pé do cordão de soldadura. A Figura 5.66 apresenta o encontro entre a fenda principal e a secundária durante a aplicação de sobrecargas múltiplas a $\Delta K_{BL} \cong 17 \text{ MPa m}^{1/2}$ com $R_{OL}=2$, $n=10.000$ ciclos e $R=0,05$. Na figura, são indicados o ponto onde ocorreu a nucleação da fenda secundária, o degrau formado pelo encontro entre a fenda principal e a fenda secundária e as direções de propagação da frente de fenda em diferentes regiões da fratura. A nucleação de fendas secundárias ocorre porque as sucessivas sobrecargas acabam por atuar como um ciclo de fadiga nos defeitos que ocorrem no pé do cordão de soldadura nas regiões mais distantes do entalhe do provete. Dessa forma, a fenda secundária se inicia e propaga antes que a fenda principal alcance a região onde ocorreu a nucleação da fenda secundária. Quando a fenda principal alcança a fenda secundária, forma-se um degrau, como o apresentado na Figura 5.66.

6. CONCLUSÕES E PROPOSTAS DE TRABALHOS FUTUROS

6.1. Conclusões

A seguir são apresentadas as principais conclusões do estudo efetuado sobre soldadura laser em juntas T confeccionadas utilizando chapas das ligas AA2024-T3 como *skin* e AA7075-T6 como *stringer*.

Os parâmetros de soldadura afetam a geometria da soldadura, a distorção angular, a porosidade, as cargas de rotura obtidas nos ensaios de arrancamento e as tensões de cedência e máxima obtidas nos ensaios de tração. No entanto, não foi observada influência significativa dos parâmetros de soldadura na microestrutura das juntas nem na redução de durezas causada pelo processo de soldadura. Assim, verificou-se que:

- a geometria da soldadura é afetada principalmente pela potência do feixe de laser, pelo diâmetro do feixe de laser, pela velocidade de soldadura e pela posição de incidência do laser;
- a distorção angular é influenciada principalmente pela potência do laser, pela velocidade de soldadura e pelo ângulo de incidência do feixe de laser;
- a porosidade é afetada pelo ângulo de incidência do feixe de laser, pela potência do laser, pelo diâmetro do feixe e pela velocidade de soldadura;
- a carga de rotura dos ensaios de arrancamento é afetada pela potência do feixe de laser, pelo diâmetro do feixe de laser, pela posição de incidência do feixe de laser e pela velocidade de soldadura;
- a tensão e máxima dos ensaios de tração é influenciada principalmente pela potência do feixe de laser e pela velocidade de soldadura; e
- a tensão de cedência dos ensaios de tração é afetada principalmente pelo ângulo de incidência do feixe e pela potência do laser.

A geometria da soldadura afeta a carga de rotura dos ensaios de arrancamento e as tensões de cedência e máxima dos ensaios de tração. Dessa forma, observou-se que:

- a carga de rotura dos ensaios de arrancamento foi influenciada principalmente pela penetração da soldadura no *stringer*;
- a tensão máxima dos ensaios de tração foi afetada significativamente pela distorção angular e pela distância entre os pés dos cordões de soldadura;
- a tensão de cedência dos ensaios de tração sofreu influência, principalmente, da distância entre os pés dos cordões de soldadura e da perna do cordão de soldadura; e
- o alongamento dos provetes durante os ensaios de tração foi afetado pela distorção angular e pela distância entre os pés dos cordões de soldadura.

Defeitos como porosidade e fissuração por liquação foram observados. A porosidade é mais frequente no segundo cordão de soldadura que no primeiro. A fissuração por liquação ocorreu nas zonas termicamente afetadas do *skin* e do *stringer*. Esses defeitos não afetaram os resultados dos ensaios de tração e arrancamento. No entanto, afetaram o modo de falha dos ensaios de arrancamento. Dessa forma, a microporosidade e a fissuração por liquação no *skin* governam o modo de falha que ocorre ao longo da linha de fusão do *skin* e a macroporosidade e a fissuração por liquação no *stringer*, o modo de falha que ocorre ao longo da linha de fusão do *stringer*.

A avaliação da resistência à fadiga indica que o desalinhamento angular afeta a inclinação e a dispersão das curvas S-N. Apesar disso, as curvas de referência do IIW para tensões nominais e estruturais são adequadas para avaliação de fadiga em juntas T finas com elevado desalinhamento angular. Por outro lado, a curva de referência do IIW para tensão efetiva, no entanto, não é adequada para avaliação de fadiga em juntas T finas com elevado desalinhamento angular, por isso a classe de fadiga FAT50 é recomendada em substituição à FAT71. A multinucleação observada na maioria das séries de soldadura é influenciada pela variação do raio do pé ao longo da soldadura. Além disso, a vida à fadiga das juntas T soldadas a laser é maior do que a vida de algumas placas com furo expandido a frio, procedimento utilizado para melhorar a resistência à fadiga de juntas rebitadas.

Nos ensaios de propagação de fenda de fadiga, a heterogeneidade do material e o desalinhamento angular dos provetes causam irregularidades na forma da frente da fenda.

Os resultados dos ensaios de propagação de fendas de fadiga com carregamento de amplitude constante destacam que as taxas de propagação de fenda das juntas T soldadas a laser são similares às do material base quando sujeitas a carregamento de amplitude

constante. Além disso, o efeito da razão de tensões é eliminado nas curvas $da/dN-\Delta K_{ef}$, ou seja, quando o fecho de fenda é considerado no cálculo do fator de intensidade de tensões.

No caso dos ensaios com sobrecarga simples, o comportamento transitório da taxa de propagação de fenda e a variação do fecho de fenda após sobrecarga não apresentam a mesma tendência de variação, o que indica que o fenômeno do fecho de fenda não governa o mecanismo de retardamento das juntas em estudo. Além disso, o comportamento transitório da taxa de propagação de fenda devido a uma sobrecarga simples é influenciado pelo fator de intensidade de tensões da solicitação base e pela tensão média. Assim, o aumento da razão de tensões conduz a uma redução do número de ciclos de atraso, sendo a redução mais significativa para gamas do fator de intensidade de tensões mais elevadas.

O comportamento transitório da taxa de propagação de fenda devido a uma sobrecarga seguida por uma subcarga reduz o número de ciclos de atraso em cerca de 50% relativamente ao carregamento com sobrecarga simples.

No caso de sobrecargas múltiplas, o aumento do intervalo entre sobrecargas faz com que haja um aumento significativo no retardamento quando a razão de sobrecarga é 2. Os mais intensos retardamentos causados por sobrecargas múltiplas ocorrem com razão de sobrecarga de 2 e intervalo de 10000 ciclos entre os picos de sobrecarga independentemente da razão de tensão da solicitação base.

As imagens de microscopia eletrônica de varrimento da superfície de fratura indicam que os mecanismos que governam o comportamento transiente da taxa de propagação de fenda após uma sobrecarga são o tamanho da zona plástica à frente da ponta da fenda e da ramificação da ponta da fenda.

6.2. Propostas de Trabalhos Futuros

O estudo do comportamento à fadiga de juntas T soldadas a laser não foi esgotado neste trabalho. Por isso, seria interessante que os seguintes trabalhos fossem realizados no futuro:

- A elaboração de um modelo de elementos finitos que leve em consideração o desalinhamento dos provetes e a heterogeneidade do material, de forma a compreender mais detalhadamente os seus efeitos nas tensões que ocorrem na vizinhança da ponta da fenda.

- Realização de uma campanha de ensaios em que cada tipo de ensaio seja realizado com, pelo menos, dois provetes com níveis de desalinhamentos diferentes, a fim de verificar se existe algum efeito do desalinhamento sobre o retardamento do crescimento de fenda.
- Realização de ensaios nos quais o provete é submetido a um espectro de carga típico de estruturas aeronáuticas, de forma a avaliar a importância das várias sequências de carga em juntas T soldadas a laser.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- Alfieri, V., Caiazzo, F. e Sergi, V. (2015), “Autogenous laser welding of AA 2024 aluminium alloy: Process issues and bead features.” *Procedia CIRP*, 33, 406-411.
- Ancona, A., Lugarà, P.M., Sorgente, D. e Tricarico, L. (2007), “Mechanical characterization of CO2 laser beam butt welds of AA5083.” *Journal of Materials Processing Technology*, 191, 381-384.
- Anderson, T. L. (2017), “Fracture Mechanics: Fundamentals and applications.” CRC Press, Taylor & Francis Group, Boca Raton, NW, USA.
- ASM Handbook. (2005). “ASM Handbook Volume 2: Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials.” ASM International, Materials Park, USA.
- ASTM E8M (2004), “Standard test methods for tension testing of metallic materials (metric).” *Annual Book of ASTM Standards*, Vol. 03.01, American Society for Testing and Materials, West Conshohocken, PA.
- ASTM E466 (2002), “Standard practice for conducting force controlled constant amplitude axial fatigue tests of metallic materials.” *Annual Book of ASTM Standards*, Vol. 03.01, American Society for Testing and Materials, West Conshohocken, PA.
- ASTM STP 982 (1988), “Mechanics of fatigue crack closure.” J. Newman e W. Elber (eds.), American Society for Testing and Materials, West Conshohocken, PA.
- Badini, C., Pavese, M., Fino, P. e Biamino, S. (2009), “Laser beam welding of dissimilar aluminium alloys of 2000 and 7000 series: effect of post-welding thermal treatments on T joint strength.” *Science and Technology of Welding & Joining*, 14, 484-492.
- Baumgartner, J. (2017). “Review and Considerations on the Fatigue Assessment of Welded Joints Using Reference Radii.” *International Journal of Fatigue*, 101: 459–468.
- Beachem, C. e Warke, W. (1976), “Fractography—Microscopic Cracking Processes.” West Conshohocken, PA: ASTM International.
- Berto, F., Lazzarin, P. e Radaj, D. (2009), “Fictitious Notch Rounding Concept Applied to Sharp V-Notches: Evaluation of the Microstructural Support Factor for Different Failure Hypotheses. Part II: Microstructural Support Analysis.” *Engineering Fracture Mechanics*, 76(9), 1151–1175.
- Bichler, C. e Pippan, R. (1999), “Direct observations of the residual plastic deformation caused by a single tensile overload.” *Advances in Fatigue Crack Closure Measurements and Analysis: Second Volume*, ASTM STP 1343, R.C.

- McClung, J.C. Newman Jr. (eds.), American Society for Testing and Materials, West Conshohocken, PA, 191-206.
- Boehm, L. (2005), “New engineering processes in aircraft construction: Application of laser-beam and friction stir welding”, *Glass Physics and Chemistry*, 31(1), 27-29.
- Boisselier, D. e Lenoir, R. (1999), “Weldability and manufacturing of YAG laser welds on aluminum alloys”, In: GKSS Research Center. Proceedings of the European Symposium on Assessment of Power Beam Welds. Geesthacht, Germany, Feb 4–5, 1999.
- Borrego, L.F.P. (2001), “Propagação de fendas de fadiga a amplitude de carga variável em ligas de alumínio AlMgSi.”, Tese de Doutoramento – Universidade de Coimbra.
- Borrego, L. P., Costa, J. M., Silva, S. e Ferreira, J. M. (2004). “Microstructure Dependent Fatigue Crack Growth in Aged Hardened Aluminium Alloys.” *International Journal of Fatigue*, 26: 1321–1331.
- Borrego, L.F.P., Ferreira, J.M., Costa, J.M. (2002), “Plasticity and roughness induced closure in aged hardened aluminium alloys.” *Proc. 14th European Conference on Fracture (ECF14)*, Elsevier, Cracow, Poland.
- Borrego, L.P., Ferreira, J.M., Pinho da Cruz, J.M. e Costa, J.M. (2003), “Evaluation of overload effects on fatigue crack growth and closure.” *Engineering Fracture Mechanics*, 70, 1379-1397.
- Boukha, Z., Sánchez-Amaya, J.M., Gonzalez-Rovira, L., Del Rio, E., Blanco, G. e Botana, J. (2013), “Influence of CO₂-Ar mixtures as shielding gas on laser welding of Al-Mg alloys”, *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*, 44, 5711-5723.
- Branco, C.M., Fernandes, A.A. e Castro, P.M.S.T. (1986), “Fadiga de estruturas soldadas”. Fundação Calouste Gulbenkian: Lisboa, 1986.
- Braun, R. (2006), “Nd:YAG laser butt welding of AA6013 using silicon and magnesium containing filler powders”, *Materials Science and Engineering A*, 426, 250-262.
- Broek, D. (1986), “Elementary engineering fracture mechanics”, 4. Ed. Dordrecht: Kluwer Academic Publishers, 1986. 469p.
- BS 7910 (2015), “BSI Standards Publication Guide to Methods for Assessing the Acceptability of Flaws in Metallic Structures.” BSI Standards Publication (UK):490.
- Budiansky, B. e Hutchinson, J.W. (1978), “Analysis of closure in fatigue crack growth.” *Journal of Applied Mechanics*, 45, 267-276.
- Caiazzo, F., Alfieri, V., Cardaropoli, F. e Sergi, V. (2013), “Butt autogenous laser welding of AA 2024 aluminium alloy thin sheets with a Yb:YAG disk laser”, *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 67, 2157-2169.

- Cao, X., Wallace, W., Immarigeon, J.P. e Poon, C. (2003a), “Research in Laser Welding of Wrought Aluminum Alloys. I. Laser Welding Processes,” *Materials and Manufacturing Processes*, 18(1), 1-22.
- Cao, X., Wallace, W., Immarigeon, J.P. e Poon, C. (2003b), “Research in Laser Welding of Wrought Aluminum Alloys. II. Metallurgical microstructures, defects, and mechanical properties”, *Materials and Manufacturing Processes*, 18(1), 23-49.
- Chang, C.C., Chou, C.P., Hsu, S.N., Hsiung, G.Y. e Chen, J.R. (2010), “Effect of laser welding on properties of dissimilar joint of Al-Mg-Si and Al-Mn aluminum alloys”, *Journal of Materials Science and Technology*, 26(3), 276-282.
- Christensen, R.H. (1959), “Fatigue crack, fatigue damage and their detection.” *Metal Fatigue*. New York: MacGraw-Hill.
- Cicală, E., Duffet, G., Andrzejewski, H. e Grevey, D. (2010), “Continuous Welding of Al-Mg-Si Alloys with Nd:YAG Laser Irradiation: Tensile Properties Optimization of T-joint Seams”, *Lasers in Engineering*, 20, 195-211.
- Cieslak, M.J.; Fuerschbach, P.W. (1988), “On the weldability, composition, and hardness of pulsed and continuous Nd:YAG laser welds in Aluminum alloy 6061, 5456, 5086”, *Metallurgical Transactions*. 19B, 319-329.
- Cui, L., Li, X., He, D., Chen, L. e Gong, S. (2012), “Effect of Nd:YAG laser welding on microstructure and hardness of an Al-Li based alloy”, *Materials Characterization*, 71, 95-102.
- Daneshpour, S., Dyck, J., Ventzke, V. e Huber, N. (2012), “Crack retardation mechanism due to overload in base material and laser welds of Al alloys”, *International Journal of Fatigue*, 42, 95-103.
- Daneshpour, S., M. Koçak, F. S. Bayraktar, and S. Riekehr. (2009). “Damage tolerance analyses of laser welded ‘skin-clip’ joints for aerospace applications.” *Welding in the World* 53, 90–98.
- Daneshpour, S., Koçak, M., Langlade, S. e Horstmann, M. (2009), “Effect of overload on fatigue crack retardation of aerospace Al-alloy laser welds using crack-tip plasticity analysis”, *International Journal of Fatigue*, 31, 1603-1612.
- Dawes, C. (1992), “Laser welding: A practical guide”, Abington Publishing: Cambridge, 1992.
- Dawicke, D.S. (1997), “Overload and underload effects on the fatigue crack growth behaviour of the 2024-T3 aluminum alloy.” *Nasa Technical Contractor Report, NASA/CR-201668*, National Aeronautics and Space Administration, Langley Research Center, Hampton, Virginia, USA, 1-9.
- Dittrich, D., Standfuss, J., Liebscher, J., Brenner, B. e Beyer, E. (2011), “Laser beam welding of hard to weld Al alloys for regional aircraft fuselage design – First results”, *Physics Procedia*, 12, 113-122.
- Dongxia, Y., Xiaoyan, L., Dingyong, H. e Hui, H. (2013), “Effect of minor Er and Zr on microstructure and mechanical properties of Al-Mg-Mn alloy (5083) welded joints”, *Materials Science and Engineering A*, 561, 226-231.

- Dowling, N. E. (2012), “Mechanical Behavior of Materials: Engineering methods for deformation, fracture and fatigue.” 4Ed. Pearson Education.
- Duley, W.W. (1998), “Laser Welding”, New Jersey: John Wiley & Sons, 1998.
- Dursun, T. e Soutis, C. (2014), “Recent developments in advanced aircraft aluminium alloys”, 56, 862-871.
- Eibl, M., Sonsino, C.M., Kaufmann, H. e Zhang, G. (2003), “Fatigue assessment of laser welded thin sheet aluminium”, *International Journal of Fatigue*, 25, 719-731.
- El-Batahgy, A. e Kutsuna, M. (2009), “Laser beam welding of AA5052, AA5083, and AA6061 aluminum alloys”, *Advances in Materials Science and Engineering*, 2009.
- Elber, Wolf. (1970). “Fatigue Crack Closure under Cyclic Tension.” *Engineering Fracture Mechanics* 2:37–45.
- Elber, W. (1971), “The significance of fatigue crack closure”, In: West Conshohocken. Proceedings of the ASTM Symposium on Damage Tolerance in Aircraft Structure, Toronto, 1970, 230-242.
- Enz, J., Khomenko, V., Riekehr, S., Ventzke, V., Huber, N. e Kashaev, N. (2015), “Single-sided laser beam welding of a dissimilar AA2024-AA7050 T-joint”, *Materials and Design*, 76, 110-116.
- Enz, J., Riekehr, S., Ventzke, V. e Kashaev, N. (2012), “Influence of the Local Chemical Composition on the Mechanical Properties of Laser Beam Welded Al-Li Alloys”, *Physics Procedia*, 39, 51-58.
- Enz, J., Riekehr, S., Ventzke, V., Sotirov, N. e Kashaev, N. (2014), “Laser welding of high-strength aluminium alloys for the sheet metal forming process”, *Procedia CIRP*, 18, 203-208.
- Fabrègue, D., Deschamps, A., Suéry, M. e Proudhon, H. (2008), “Two- and three-dimensional characterizations of hot tears in a Al-Mg-Si alloy laser weld”, *Scripta Materialia*, 59, 324-327.
- Filippi, S., P. Lazzarin, and R. Tovo. (2002), “Developments of Some Explicit Formulas Useful to Describe Elastic Stress Fields Ahead of Notches in Plates.” *International Journal of Solids and Structures* 39(17), 4543–65.
- FITNET (2008), “Fitness-for-Service – Procedure”, vol. 1, Ed. Kaçak, M., Webster, S., Janosch, J.J., Ainsworth, R.A. e Koers, R., 2008, ISBN: 978-3-940923-00-4.
- Fleck, N.A (1985), “Fatigue crack growth due to periodic underloads and overloads.” *Acta Metallurgica*, 33, 1339-1354.
- Fleck, N.A. (1988), “Influence of stress state on crack growth retardation.” *ASTM STP*, 924, 157–183.

- Forman, R.G., Keary, V.E. e Engle, R.M. (1967), “Numerical analysis of crack propagation in cyclic-loaded structures”, *Journal of Basic Mechanics*, 89, 459-464.
- Fricke, W., H. Remes, O. Feltz, I. Lillemäe, D. Tchuindjang, T. Reinert, A. Nevierov, W. Sichermann, M. Brinkmann, T. Kontkanen, B. Bohlmann, and L. Molter. (2015). “Fatigue Strength of Laser-Welded Thin-Plate Ship Structures Based on Nominal and Structural Hot-Spot Stress Approach.” *Ships and Offshore Structures* 10(1), 39–44.
- Fu, B., Qin, G., Meng, X., Ji, Y., Zou, Y. e Lei, Z. (2014), “Microstructure and mechanical properties of newly developed aluminum-lithium alloy 2A97 welded by fiber laser”, *Materials Science and Engineering A*, 617, 1-11.
- Gallagher, J.P. e Stalnaker, H.D. (1978), “Developing normalized crack growth curves for tracking damage in aircraft”, *Journal of Aircraft*, 15(2), 114-120.
- Gerder, W. (1874), “Bestimmung der zulossigne Spannungen in Eisen Constructionen”, *Z. Bayer Arch. Ing.* 6.
- Goodman J. (1899), “Mechanics Applied to Engineering”, New York, Longmans Green and Co.
- Guitierrez, L. A., Neye, G., Zschech, E. (1996), “Microstructure, Hardness Profile and Tensile Strength in Welds of AA6013 T6 Extrusions”, *Welding Journal*, 75 (4), 115-121.
- Haboudou, A., Peyre, P., Vannes, A.B. e Peix, G. (2003), “Reduction of porosity content generated during Nd:YAG laser welding of A356 and AA5083 aluminium alloys”, *Materials Science & Engineering*, A363, 40-52.
- Hammouda, M.M.I., Ahmad, S.S.E., Seleem, M.H. e Sallam, H.E.M. (1998), “Fatigue crack growth to two successive single overloads.” *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 21, 1537-1547.
- Hartman, A. e Schijve, J. (1970), “A simplified laboratory approach for the prediction of short crack behaviour in engineering structures.” *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 11, 303-320.
- Häusler, S. M., Baiz, P. M., Tavares, S. M. O., Brot, A., Horst, P., Aliabadi, M. H. , De Castro, P. M. S. T. e Peleg-Wolfin, Y. (2011), “Crack Growth Simulation in Integrally Stiffened Structures Including Residual Stress Effects from Manufacturing. Part II: Modelling and Experiments Comparison Overview.” *SDHM Structural Durability and Health Monitoring* 7(3), 191–209.
- Hobbacher, A. (2004). “Recommendations for Fatigue Design.” *Update* 39(1):33–46.
- Huang, C., G. Cao e S. Kou. (2007), “Liquation Cracking in Aluminum Welds.” *Materials Science Forum* 539–543, 4036–4041.
- Huang, C., Cao, G. e Kou, S. (2004), “Liquation cracking in partial penetration aluminium welds: assessing tendencies to liquate, crack and backfill.” *Science and Technology of welding and Joining*, 9, 1-9.
- Jakubczak, H. e Glinka, G. (1986), “Fatigue Analysis of Manufacturing Defects in Weldments.” *International Journal of Fatigue*, 8(2), 51–57.

- Ion, J.C., Jokinen, T., Salminen, A. e Kjanpaa, V. (2001), “Laser beam welding using filler wire”, *Industrial Laser Solutions for Manufacturing*, 16(2), 16-18.
- Irwin, G. R. (1957), “Analysis of stresses and strains near the end of the crack traversing a plate.” *Journal of Applied Mechanics*, 24, 361-364.
- Iwasaki, T., Katoh, A. e Kawahara, M. (1982), “Fatigue crack growth under random loading.” *Naval Architecture and Ocean Engineering (Japan)*, 20, 194-216.
- Katayama, S. (2013), “Handbook of laser welding technologies.” New Delhi: Woodhead Publishing, 632p.
- Katayama, S., Kawahito, Y. e Mizutani, M. (2007), “Collaboration of physical and metallurgical viewpoints for understand and process development of laser welding”, In: *ICALEO 2007. Proceeding of the 26th International Congress on Applications of Lasers & Electro-Optics*, Orlando, USA.
- Katayama, S., Kawahito, Y. e Mizutani, M. (2010), “Elucidation of laser welding phenomena and factors affecting weld penetration and welding defects”, *Physics Procedia*, 5, 9-17.
- Klesnil, M. e Lukas, P. (1972), “Influence of strength and stress history on growth and stabilisation of fatigue cracks.” *Engineering Fracture Mechanics*, 4, 77-92.
- Koçak, M. (2010), “Structural integrity of welded structures: Process – property – performance (3P) relationship”, In: *Houdremont Lecture. Proceedings of the 63rd Annual Assembly & International Conference of the International Institute of Welding*, Istanbul, Turkey, 11-17 July 2010.
- Kuguel, R. (1961), “A relation between theoretical stress concentration factor and fatigue notch factor deduced from the concept of highly stressed volume”, *ASTM Proc 61*, 732–744.
- Laird, C. (1979), “Mechanisms and theories of fatigue”. *Fatigue and Microstructure*. American Society for Metals, Metals Park, OH, 149–203.
- Larsson, L., Palmquist, N. e Larsson, K. (2000), “High quality aluminum welding – a key factor in future car body production” *Svetsaren*, 54(2),17-24.
- Leong, K.H., Sabo, K.R., Sanders, P.G. e Spawr, W.J. (1997), “Laser welding of aluminum alloys”, *Proc. SPIE 1997*, 2993, 37-44.
- Li, M., Li, Z., Zhao, Y., Li, H., Wang, Y. e Huang, J. (2011), “Influence of welding parameters on weld formation and microstructure of dual-laser beams welded T-joint of aluminum alloy”, *Advances in Materials Science and Engineering*, 2011, 767260, 1-6.
- Liinalampi, S., Remes, H., Lehto, P., Lillemäe, I., Romanoff, J. e Porter, D. (2016), “Fatigue Strength Analysis of Laser-Hybrid Welds in Thin Plate Considering Weld Geometry in Microscale.” *International Journal of Fatigue* 87, 143–52.
- Lillemäe, I., Lammi, H., Molter, L. e Remes, H. (2012), “Fatigue Strength of Welded Butt Joints in Thin and Slender Specimens.” *International Journal of Fatigue* 44, 98–106.

- Ling, M.R. e Schijve, J. (1992), “The effect of intermediate heat treatments on overload induced retardations during fatigue crack growth in an al-alloy.” *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 15, 421-430.
- Liu, H., Shang, D.G., Guo, Z.K., Zhao, Y.G. e Liu, J.Z (2014), “Fatigue crack growth property of laser beam welded 6156 aluminium alloy”, *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*, 37, 937-944.
- Liu, H., Shang, D.G., Liu, J.Z. e Guo, Z.K. (2015), “Fatigue life prediction based on crack closure for 6156 Al-alloy laser welded joints under variable amplitude loading”, *International Journal of Fatigue*, 72, 11-18.
- Liu, Hu, De-guang Shang, and Guang-you Yang. (2017). “Fatigue Analysis of Laser Welded Al-Alloy Joints with the Fictitious Notch Radius of $r_f = 0.05$ mm.” *Theoretical and Applied Fracture Mechanics* 88:9–17.
- Lu, J., Kashaev, N. e Huber, N. (2014), “Damage tolerance improvement of laser beam welded fuselage structures via crenellations”, *Proceedings of the 29th Congress of the International Council of the Aeronautical Sciences*, St. Petersburg, Russia, September 7-12, 2014.
- Lynch, S.P. (1979) “Mechanics of fatigue and environmentally assisted fatigue”. *Fatigue Mechanisms*, ASTM STP 675, 174.
- Machold, W., P. Staron, F. Bayraktar, and S. Riekehr. (2008). “Influence of the Welding Sequence on Residual Stresses in Laser Welded T-Joints of an Airframe Aluminium Alloy.” 572, 375–80.
- McMaster, F.J. e Smith, D.J. (1999), “Effect of load excursions and specimen thickness on crack closure measurements.” *Advances in Fatigue Crack Closure Measurements and Analysis: Second Volume*, ASTM STP 1343, R.C. McClung, J.C. Newman Jr. (eds.), American Society for Testing and Materials, West Conshohocken, PA, 246-264.
- Mandral, N. R. (2002), “Aluminum Welding” 1st edition, Narosa Publishing House, pp. 1-19.
- Mattos, D.F.V. (2008), “Análise dos dados de voo das aeronaves F-5M para determinação de vida em fadiga”. 2008. 108f. Trabalho de Conclusão de Curso (Graduação em Engenharia Aeronáutica) – Instituto Tecnológico de Aeronáutica, São José dos Campos.
- Mazumder, J. (1983), “Laser welding”, *Laser Materials Processing*, 3, 115–200.
- Mello Jr., A.W.S. (1998), “Modelo de crescimento de trinca para estruturas sujeitas a cargas de amplitude variável”. 1998. 119f. (Mestrado em Mecânica dos Sólidos e Estruturas). Instituto Tecnológico de Aeronáutica, São José dos Campos.
- Migliore, L. (1998), “The principles of laser welding”, *Ind. Laser Ver.*, 13(7), 17-21.
- Minakawa, K., Levan, G. e McEvily, A.J. (1986), “The influence of load ratio on fatigue crack growth in 7090-T6 and IN9021-T4 P/M aluminium alloys.” *Metallurgical Transaction*, 17A, 1787-1795.

- Moon, D.W. E Metzbower, E.A. (1983), “Laser beam welding of aluminum alloy 5456: More than 90% of precipitates are vaporized during laser irradiation to enhance the toughness of the laser weld” *Welding Research Supplement*. Fev 1983. P. 53-58.
- Morgenstern, C., Sonsino, C. M., Hobbacher, A. e Sorbo, F. (2006), “Fatigue Design of Aluminium Welded Joints by the Local Stress Concept with the Fictitious Notch Radius of $R_f=1$ Mm.” *International Journal of Fatigue*, 28(8), 881–90.
- Morrow, J. (1968), “In fatigue design handbook, *Advances in Engineering*, 4”, Warrendale, PA, Society of Automotive Engineers.
- Murakawa, H. (2013), “Residual Stress and Distortion in Laser Welding.” Pp. 374–400 in *Handbook of laser welding technologies*, edited by Seiji Katayama. Cambridge: Woodhead Publishing.
- Naeem, M. (1999), “Welding of aluminum alloys with continuous wave Nd:YAG laser up to 5kW”, *ICALEO 1999. Laser Materials Proceeding*. San Diego, CA, Nov 15-18, 1999, 87(2), 206-215.
- Neuber, H. (1968), “Über die Berücksichtigung der Spannungskonzentration bei Festigkeitsberechnungen.” *Konstruktion*, **20** (7), 245–251.
- NASGRO (2002), “Fracture Mechanics and Fatigue Crack Growth Analysis Software”, versão 4.02, NASA-JSC and SwRI.
- Neuber, H. (1969), “Theoretical calculation of strength at stress concentration.” *Czechoslovak Journal of Physics B* 19(3), 400–400.
- Neuber, H. (1985), “Kerbspannungslehre”, Berlin, Springer-Verlag.
- Neye, G. e Heider, P. (1994), “Laser beam welding of modern Al-alloy for the aircraft industry” *Proceedings of the Conference ECLAT’94/Dusseldorf: Deutscher Verband für Schweißtechnik*, 108–117.
- Ohrloff, N., Gysler, A. e Lutjering, G. (1988), “Fatigue crack propagation behaviour under variable amplitude loading” J. Petit, D.L. Davidson, S. Suresh and P. Rabbe (eds) “*Fatigue Crack Growth under Variable Amplitude Loading*” (Elsevier Science Publishers, 1988) p 24-34.
- Ola, O.T. e Doern, F.E. (2015a), “Fusion weldability studies in aerospace AA7075-T651 using high-power continuous wave laser beam techniques”, *Materials and Design*, 77, 50-58.
- Ola, O. T. and F. E. Doern. (2015b). “Keyhole-Induced Porosity in Laser-Arc Hybrid Welded Aluminum.” *International Journal of Advanced Manufacturing Technology* 3–10.
- Oliveira, A.C., Siqueira, R.H.M., Riva, R. e Lima, M.S.F. (2015), “One-sided laser beam welding of autogenous T-joint for 6013-T4 aluminium alloy”, *Materials and Design*, 65, 726-736.
- Oliveira, P. I., Costa, J. M. e Loureiro, A. (2018), “Effect of Laser Beam Welding Parameters on Morphology and Strength of Dissimilar AA2024/AA7075 T-Joints.” *Journal of Manufacturing Processes* 35.

-
- Oliveira, P. I., Antunes, F.V., Loureiro, A. E Costa, J.M. (2019a), “Effect of the misalignment of laser welded T-joints on fatigue curves.” *International Journal of Fatigue*, 128.
- Oliveira, P. I., Loureiro, A., Costa, J. M., Ferreira, J. e Borrego, L. (2019b), “Fatigue strength assessment of misaligned laser beam welded T-joints by effective stress method.” *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, 173, 68-78.
- Paleocrassas, A.G. e Tu, J.F. (2007), “Low-speed laser welding of aluminum alloy 7075-T6 using a 300-W, single-mode, ytterbium fiber laser”, *Welding Journal*, 86, 179-186.
- Pakdil, M., Çam, G., Koçak, M. e Erim, S. (2011), “Microstructural and mechanical characterization of laser beam welded AA6056 Al-alloy”, *Materials Science and Engineering A*, 528, 7350-7356.
- Paris, P.C. (1962), “A critical analysis of crack propagation laws”, *Journal of Basic Mechanics*, 85, 528-534.
- Paris, P.C., Bucci, R.J., Wessel, E.T., Clark, W.G. e Mager, T.R. (1972), “Extensive study of low fatigue crack growth rates in A533 and A508 steels.” *Stress Analysis and Crack Growth, ASTM STP 513*, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 141-176.
- Paris, P.C., Gomez, M.P. e Anderson, W.P. (1961), “A rational analytic theory of fatigue.” *The Trend in Engineering*, 13, 528-534.
- Park, Y.W., Yu, J. e Rhee, S. (2010), “A study on the weld characteristics of 5182 aluminum alloy by Nd:YAG laser welding with filler wire for car bodies”, *International Journal of Automotive Technology*, 11(5), 729-736.
- Pastor, M., Zhao, H. e Debroy, T. (2000), “Pore formation during continuous wave Nd:YAG laser welding of aluminum for automotive applications”, *Revista de Metalurgia*, 36(2), 108-117.
- Pastor, M., Zhao, H., Martukanitz, R.P. e Debroy, T. (1999), “Porosity, underfill and magnesium loss during continuous wave Nd:YAG laser welding of thin plates of aluminum alloys 5182 and 5754” *Welding Research Supplement*, Jun. 1999, 207-216.
- Peterson, R. E. (1950), “Relation between stress analysis and fatigue of metals”, *Proc. SESA*, **11** (2), 199–206.
- Petit, J., Tintillier, R., Ranganathan, N., Ait Abdedaim, M. e Chalant, G. (1988), “Influence of microstructure and environment on fatigue crack propagation affected by single or repeated overloads.” *Fatigue Crack Growth under Variable Amplitude Loading*, J. Petit, D.L. Davidson, S. Suresh e P. Rabbe (eds.), Elsevier, 162-179.
- Pineau, A.G. e Pelloux, R.M. (1974), “Influence of strain induced martensitic transformations on fatigue crack growth rates in stainless steels.” *Metallurgical Transactions*, 5, 1103-1112.
-

- Pippan, R., Kolednik, O. e Lang, M. (1994), “A mechanism for plasticity-induced crack closure under plane strain conditions.” *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 17, 721-726.
- Prico, A., Acerra, F., Squillace, A., Giorleo, G., Pirozzi, C., Prico, U. e Bellucci, F. (2008) “LBW of similar and dissimilar skin-stringer joints. Part I: process optimization and mechanical characterization”, *Advanced Materials Research*, 38, 306-319.
- Radaj, D. (1990), “Design and analysis of fatigue resistant welded structures.” Cambridge: Woodhead Publishing; 1990.
- Radaj, D., Lazzarin, P. e Berto, F. (2013), “Generalised Neuber Concept of Fictitious Notch Rounding.” *International Journal of Fatigue*, 51, 105–15.
- Radaj, D., Sonsino, C. M. e Fricke, W. (2006), *Fatigue assessment of welded joints by local approaches*, CRC Press, Boca Raton, NW, USA.
- Radaj, D., Sonsino, C. M. e Fricke, W. (2009), “Recent Developments in Local Concepts of Fatigue Assessment of Welded Joints.” *International Journal of Fatigue*, 31(1), 2–11.
- Ranjan, R., Carlos, A., Miranda, O., Hui, S., Walbridge, S. e Gerlich, A. (2019), “Fatigue Analysis of Friction Stir Welded Butt Joints under Bending and Tension Load.” *Engineering Fracture Mechanics*, 206, 34–45.
- Ready, J. F. (1997), “Industrial applications of lasers.” 2Ed. San Diego: Academic Press, 599p.
- Ready, J.F. e Farson, D.F. (2001), “Handbook of laser materials processing. In: LIA – Laser Institute of America. Magnolia Publishing, 1st edition, 2001.
- Reynolds, A.P. (1992), Constant amplitude and post-overload fatigue crack growth behavior in PM aluminium alloy AA8009.” *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 15, 551-562.
- Riva, R., Lima, M.S.F. e Oliveira, A.C (2009), “Soldagem a laser de estruturas aeronáuticas”, *Metalurgia & Materiais*, 65, 45-47.
- Riva, R., Siqueira, R.H.M. e Lima, M.S.F. (2015), “Crack-Free Autogeneous One-Sided Laser Welding of a 6013 Aluminum Alloy T-Joint for Aircraft Applications.” *Proc. Laser in Manufacturing Conference*, Munich.
- Robin, C., Louah, M. e Pluinage, G. (1983), “Influence of the overload on fatigue crack growth in steels.” *Fatigue & Fracture Engineering Materials & Structures*, 6, 1-13.
- Sánchez-Amaya, J.M., Delgado, T., González-Rovira, L. e Botana, F.J. (2009b), “Laser welding of aluminium alloys 5083 and 6082 under conduction regime”, *Science and Technology of Welding and Joining*, 14(1), 78-86.
- Sanders, W.W (1972), “Fatigue behavior of aluminium alloy weldments”, *WRC Bulletin*, 171, Apr. 1972.
- Schijve, J. e Broek, D. (1962), “Crack propagation based on a gust spectrum with variable-amplitude loading”, *Aircraft Engineering*, 34(11), 314-316.

- Schork, B., Kucharczyk, P., Madia, M., Zerst, U., Hensel, J., Bernhard, J., Tchuindjang, D., Kaffenberger, M., and Oechsner, M. (2018), “The effect of the local and global weld geometry as well as material defects on crack initiation and fatigue strength.” *Engineering Fracture Mechanics*, 198, 103-122.
- Schumacher, J., Zerner, I., Neye, G., e Thormann, K. (2002), “Laser Beam Welding of Aircraft Fuselage Panels.” *Laser Institute of America*, 169323.
- Shin, C.S. e Hsu, S.H. (1993), “On the mechanisms and behaviour of overload retardation in AISI 304 stainless steel.” *International Journal of Fatigue*, 15, 181-192.
- Siebel, E. e Stieler, M. (1955), “Ungleichförmige Spannungsverteilung bei schwingender Beanspruchung”, *VDI-Zeitschrift*, **97** (5), 121–126.
- Siegman, A.E. (1986), “Lasers”. Mill Valley, CA: University Science Books, 1986.
- Smith, K. N., P. Watson, and T. H. Topper. (1970). “A Stress – Strain Function for the Fatigue of Metals (Stress-Strain Function for Metal Fatigue Including Mean Stress Effect).” *Journal of Materials*, 5(4), 767–778.
- Siqueira, R H M; Riva, R; Costa, D H S; Gonçalves, V O e Lima, M S F. (2017), “A Crack Propagation Study on T-Joints of AA6013-T4 Aluminum Alloy Welded by an Yb:Fiber Laser.” *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 92(5–8), 2831–2841
- Siqueira, R.H.M., Oliveira, A.C., Riva, R., Abdalla, A.J., Baptista, C.A.R.P. e Lima, M.S.F. (2014), “Mechanical and microstructural characterization of laser-welded joints of 6013-T4 aluminum alloy”, *Journal of Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering*, Apr. 2014.
- Skorupa, M., Schijve, J., Skorupa, A. e Machniewicz, T. (1999), “Fatigue crack growth in a structural steel under single and multiple periodic overload cycles.” *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 22, 879-887.
- Skorupa, M., Skorupa, A., Schijve, J., Machniewicz, T. e Korbut, P. (2000), “Effect of specimen thickness and stress ratio on fatigue crack growth after a single overload cycle on structural steel.” *Proc. 13th European Conference on Fracture (ECF13)*, M. Fuentes, M. Elices, A. Martín-Meizoso, J.M. Martínez-Esnaola (eds.), San Sebastian, Spain, Elsevier.
- Song, Y., X. Yang, L. Cui, X. Hou, Z. Shen, and Y. Xu. 2014. “Defect Features and Mechanical Properties of Friction Stir Lap Welded Dissimilar AA2024-AA7075 Aluminum Alloy Sheets.” *Materials and Design*, 55, 9–18.
- Squillace, A. e Prisco, U. (2009), “Influence of filler material on micro- and macro-mechanical behavior of laser-beam-welded T-joint for aerospace applications”, *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part L: Journal of Materials: Design and Applications*, 223, 103-115.

- Staron, P., Vaidya, W.V. e Koçak, M. (2009), “Precipitates in laser beam welded aluminium alloy AA6056 butt joints studied by small-angle neutron scattering”, *Materials Science and Engineering A*, 525, 192-199.
- Steen, W.M. (1998), “Laser Material Processing”, 3rd edition, New York: Springer-Verlag, 1998. 408p.
- Stephens, R.I., Chen, D.K. e Hom, B.W. (1976), “Fatigue crack growth with negative stress ratio following single overloads in 2024-T3 and 7075-T6 aluminium alloys.” *Fatigue Crack Growth under Spectrum Loads*, ASTM STP 595, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 172-183.
- Suresh, S. (1983), “Micromechanisms of Fatigue Crack Growth Retardation Following Overloads.” *Engineering Fracture Mechanics* 18(3):577-93
- Suresh, S. e Ritchie, R.O. (1982), “A geometric model for fatigue crack closure induced by fracture surface morphology.” *Metallurgical Transactions*, 13A, 1627-1631.
- Tada, H., P. C. Paris, and G. R. Irwin. 2000. *The Stress Analysis of Cracks Handbook, Third Edition*. New York: ASME Press.
- Tao, W., Yang, Z., Chen, Y., Li, L., Jiang, Z. e Zhang, Y. (2013), “Double-sided fiber laser beam welding process of T-joints for aluminum aircraft fuselage panels: Filler wire melting behavior, process stability, and their effects on porosity defects”, *Optics and Laser Technology*, 52, 1-9.
- Tirand, G., Arvieu, C., Lacoste, E. e Quenisset, J.M. (2013), “Influence of post-laser welding heat treatment on assembling performance of aluminum alloy structure”, *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*, 44, 5577-5586.
- Tobar, M.J., Lamas, M.I., Yáñez, A., Sánchez-Amaya, J.M., Boukha, Z. e Botana, F.J. (2010), “Experimental and simulation studies on laser conduction welding of AA5083 aluminium alloys”, *Physics Procedia*, 5, 299-308.
- Tsai, C. L., S. C. Park, and W. T. Cheng. (1999), “Welding Distortion of a Thin-Plate Panel Structure.” *Welding Research Supplement*, (May),156-65.
- Tsukuda H., Ogiyama H., Shiraishi T. (1996), “Transient fatigue crack growth behaviour following single overloads at high stress ratios”. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, v. 19, p. 69-77.
- Tzou, J.L., Suresh, S. e Ritchie, R.O. (1985), “Fatigue crack propagation in oil environments, I – crack growth in silicone and paraffin oils.” *Acta Metallurgica*, 33, 105-116.
- Uz, M.V., Koçak, M., Lemaitre, F., Ehrström, J.C., Kempa, S. e Bron, F. (2009), “Improvement of damage tolerance of laser beam welded stiffened panels for airframes via local engineering”, *International Journal of Fatigue*, 31, 916-926.
- Vaidya, W.V., Horstmann, M., Seib, E., Toksoy, K. e Koçak, M. (2006), “Assessment of Fracture and Fatigue Crack Propagation of Laser Beam and Friction Stir Welded Aluminium and Magnesium Alloys”, *Advanced Engineering Materials*, 8, 399-406.

- Vaidya, W.V., Staron, P. e Horstmann, M. (2011), “Fatigue crack propagation into the residual stress field along and perpendicular to laser beam butt-weld in aluminium alloy AA6056”, *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*, 35, 399-411.
- Vardar O. e Yildirim N. (1990), “Crack growth retardation due to intermittent overloads”. *International Journal of Fatigue*, v.2, p. 283-287.
- Vecchio, R.S., Hertzberg, R.W. e Jaccard, R. (1984), “On the overload induced fatigue crack propagation behaviour in aluminium and steel alloys.” *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 7, 181-194.
- Venkateswara, R.K.T. e Ritchie, R.O. (1988), “Micromechanisms of transient fatigue crack growth behaviour in aluminium-lithium alloys following single tensile overloads.” *Fatigue Crack Growth under Variable Amplitude Loading*, J. Petit, D.L. Davidson, S. Suresh e P. Rabbe (eds.), Elsevier, 134-146.
- Venkat, S.; Albright, C.E; Ramasamy, S.; Hurley, J.P (1997), “CO₂ Laser Beam Welding of Aluminum 5754-O and 6111-T4 Alloys: Rapid joining techniques for the production of aluminum tailor welded blanks will be necessary to build lighter-weight, more fuel-efficient vehicles”, *Welding Research supplement*. Jul. 1997, 275-282.
- Ventzke, V., Riekehr, S., Horstmann, M., Haack, P. e Kashaev, N. (2014), “One-side Nd:YAG laser beam welding for manufacture of T-joints made of aluminium alloys for aircraft construction”, *Welding and Cutting*, 13(4), 245-249.
- Walker, K. (1967), “The effect of stress ratio during crack propagation and fatigue for 2024-T3 And 7075-T6 aluminum.” In *Effects of Environment and Complex Load History on Fatigue Life*; ASTM International: West Conshohocken, PA, USA.
- Wang, X., Lu, F., Wang, H.P., Cui, H., Tang, X. e Wu, Y. (2015a), “Mechanical constraint intensity effects on solidification cracking during laser welding of aluminum alloys”, *Journal of Materials Processing Technology*, 218, 62-70.
- Wang, X.J., Lu, F.G., Wang, H.P., Cui, H.C., Tang, X.H. e Wu, Y.X. (2015b), “Experimental and numerical analysis of solidification cracking behavior in fibre laser welding of 6013 aluminium alloy”, *Science and Technology of Welding and Joining*, 20, 58-67.
- Weeter, L. (1998), “Technological advances in aluminum laser welding”. *Pract. Weld. Today*, 2(1), 56–57.
- Weiss, V. (1971), “Eine Bruchmechanik für Kerben.” *Schweiz Arch Angew Wiss Techn* 37, 1–7.
- Weston, J. e Wallach, R. (1998), “Mechanical properties of laser welds in aluminum alloys”, In: *INALCO 98. Proceedings of the 7th International Conference: Joints in Aluminum*, Cambridge, April 15–17, 1998, 332–341.
- Wheeler, O.E. (1972), “Spectrum loading and crack growth”, *Journal of Applied Mechanics*, 94, 181-186.

- Willenborg, J., Engle, R.M. e Wood, H.A. (1971), “A crack growth retardation model using effective stress concept”, Dayton, OH: Wright-Patterson Air Force Base, 1971 (AFFDL-TM-71-1-FBR).
- Williams, J.C. e Starke Jr., E.A., (2003), “Progress in structural materials for aerospace systems”, *Acta Materialia*, 51(19), 5775-5799.
- Withers, P.J. e Bhadeshia, H. (2001) “Residual Stress Part 1 – Measurement Techniques.” *Materials Science and Technology*, 17(4), 355–65
- Wu, S.C., Yu, C., Zhang, W.H., Fu, Y.N. e Helfen, L. (2015), “Porosity induced fatigue damage of laser welded 7075-T6 joints investigated via synchrotron X-ray microtomography”, *Science and Technology of Welding and Joining*, 20, 11-19.
- Yan, S., Nie, Y., Zhu, Z., Chen, H., Gou, G., Yu, J. e Wang, G. (2014), “Characteristics of microstructure and fatigue resistance of hybrid fiber laser-MIG welded Al-Mg alloy joints”, *Applied Surface Science*, 298, 12-18.
- Yang, J., Li, X.Y., Gong, S.L., Chen, L. e Xu, F. (2011), “Typical joint defects in laser welded aluminium-lithium alloy”, *Laser in Engineering*, 22, 337-350.
- Yang, Z.B., Tao, W., Li, L.Q., Chen, Y.B., Li, F.Z. e Zhang, Y.L. (2012), “Double-sided laser beam welded T-joints for aluminum aircraft fuselage panels: Process, microstructure, and mechanical properties”, *Materials and Design*, 33, 652-658.
- Yang, Z., Zhao, X., Tao, W., Jin, C., Huang, S., Wang, Y. e Zhang, E. (2018), “Comparative study on successive and simultaneous double-sided laser beam welding of AA6056/AA6156 aluminum alloy T-joints for aircraft fuselage panels.” *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 97, 845-856.
- Yasniy, P., Glado, S. e Iasnii, V. (2017), “Lifetime of Aircraft Alloy Plates with Cold Expanded Holes.” *International Journal of Fatigue* 104:112–19.
- Yu, Y., Wang, C., Hu, X., Wang, J. e Yu, S. (2010), “Porosity in fiber laser formation of 5A06 aluminum alloy”, *Journal of Mechanical Science and Technology*, 24(5), 1077-1082.
- Xiao, R. e Zhang, X. (2014), “Problems and issues in laser beam welding of aluminum-lithium alloys”, *Journal of Manufacturing Processes*, 16, 166-175.
- Zain-ul-abdein, M., Nélias, D. e Deloison, D. (2010), “Experimental Investigation and Finite Element Simulation of Laser Beam Welding Induced Residual Stresses and Distortions in Thin Sheets of AA 6056-T4.” 527, 3025–3039.
- Zhang, G., Eibl, M., Singh, S., Hahn, O., Kurzok, J. (2002), “Methods of predicting the fatigue lives of laser beam welded lap welds under shear stresses.” *Welding Cutting*, 1, 96–103.
- Zhang, G., Sonsino, C. M. e Sundermeier, R. (2012), “Method of Effective Stress for Fatigue: Part II - Applications to V-Notches and Seam Welds.” *International Journal of Fatigue* 37:24–40

- Zhang, G., Richter, B. (2000), "A new approach to the numerical fatigue-life prediction of spot-welded structures." *Fatigue Fract Eng Mater Struct*, 23, 499–508.
- Zhang, L., Li, X., Nie, Z., Huang, H. e Sun, J. (2015a), "Microstructure and mechanical properties of a new Al-Zn-Mg-Cu alloy joints welded by laser beam", *Materials and Design*, 83, 451-458.
- Zhang, X., Yang, W. e Xiao, R. (2015b), "Microstructure and mechanical properties of laser beam welded Al-Li alloy 2060 with Al-Mg filler wire", *Materials and Design*, 88, 446-450.
- Zhang, X. e Li, Y., (2005), "Damage tolerance and fail safety of welded aircraft wing panels", *AIAA Journal*, 43(7), 1615-1623.
- Zhang, Z.H., Dong, S.Y., Wang, Y.J., Xu, B.S., Fang, J.X. e He, P. (2016), "Study on microstructures and mechanical properties of super narrow gap joints of thick and high strength aluminum alloy plates welded by fiber laser", *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 82, 99-109.
- Zhao, H.; White, D.R.; Debroy, T. (1999), "Current issues and problems in laser welding of automotive aluminum alloys", *International Materials Reviews*, 44 (6), 238-266.
- Zhao, H. e DebRoy, T. (2003), "Macroporosity Free Aluminum Alloy Weldments through Numerical Simulation of Keyhole Mode Laser Welding." *Journal of Applied Physics*, 93(12), 10089–96.

APÊNDICE A – VARIAÇÃO DOS PARÂMETROS

Tabela A.1. Variação dos parâmetros de soldadura para produção de cordões curtos (10 cm).

| Cordão | D (μm) | α ($^\circ$) | s (mm/s) | F (m/min) | P (kW) | δ (mm) |
|--------|---------------------|-----------------------|----------|-----------|--------|---------------|
| 1 | 600 | 10 | 40 | 4.0 | 3.0 | 0.0 |
| 2 | 600 | 10 | 40 | 4.0 | 3.2 | 0.0 |
| 3 | 600 | 10 | 40 | 4.0 | 3.4 | 0.0 |
| 4* | 600 | 10 | 40 | 4.3 | 3.4 | 0.0 |
| 5 | 600 | 10 | 40 | 4.6 | 3.4 | 0.0 |
| 6 | 600 | 10 | 40 | 4.3 | 3.5 | 0.0 |
| 7 | 600 | 10 | 40 | 4.3 | 3.4 | 0.3 |
| 8 | 600 | 10 | 40 | 4.3 | 3.1 | 0.3 |
| 9* | 600 | 10 | 40 | 4.3 | 2.9 | 0.3 |
| 10 | 600 | 10 | 40 | 4.3 | 2.9 | 0.6 |
| 11 | 600 | 10 | 35 | 3.8 | 2.7 | 0.3 |
| 12 | 600 | 10 | 45 | 4.8 | 3.2 | 0.3 |
| 13* | 600 | 15 | 40 | 4.3 | 3.4 | 0.0 |
| 14 | 600 | 15 | 40 | 4.3 | 2.9 | 0.3 |
| 15 | 600 | 15 | 40 | 4.3 | 2.9 | 0.6 |
| 16 | 600 | 15 | 45 | 4.8 | 3.2 | 0.0 |
| 17 | 600 | 15 | 45 | 4.8 | 3.2 | 0.3 |
| 18 | 600 | 15 | 45 | 4.8 | 3.2 | 0.6 |
| 19 | 600 | 15 | 35 | 3.8 | 2.8 | 0.0 |
| 20* | 600 | 15 | 35 | 3.8 | 3.0 | 0.0 |
| 21 | 600 | 15 | 35 | 3.8 | 3.2 | 0.0 |
| 22 | 600 | 15 | 35 | 3.8 | 3.2 | 0.2 |
| 23 | 600 | 15 | 35 | 3.8 | 3.2 | 0.4 |
| 24 | 600 | 15 | 35 | 3.8 | 2.9 | 0.4 |
| 25 | 600 | 20 | 35 | 3.8 | 3.2 | 0.0 |
| 26 | 600 | 20 | 35 | 3.8 | 3.2 | 0.2 |
| 27 | 600 | 20 | 35 | 3.8 | 2.9 | 0.4 |
| 28 | 600 | 20 | 40 | 4.3 | 3.4 | 0.0 |
| 29 | 600 | 20 | 40 | 4.3 | 3.4 | 0.2 |
| 30 | 600 | 20 | 40 | 4.3 | 3.1 | 0.4 |

Nota: * Conjunto de parâmetros selecionado para produzir soldaduras de 50 cm em ambos os lados do *stringer*.

Tabela A.2. Variação dos parâmetros de soldadura para produção de cordões curtos (10 cm) [Continuação].

| Cordão | D (μm) | α (°) | s (mm/s) | F (m/min) | P (kW) | δ (mm) |
|---------------|---------------|--------------|-----------------|------------------|---------------|---------------|
| 31 | 600 | 10 | 45 | 3.8 | 3.2 | 0.0 |
| 32 | 600 | 10 | 35 | 3.8 | 3.2 | 0.3 |
| 33 | 600 | 10 | 35 | 3.8 | 3.2 | 0.0 |
| 34 | 600 | 10 | 35 | 3.8 | 3.4 | 0.0 |
| 35* | 600 | 15 | 35 | 3.8 | 2.9 | 0.2 |
| 36* | 600 | 20 | 40 | 4.3 | 3.1 | 0.2 |
| 37 | 400 | 20 | 40 | 4.3 | 2.3 | 0.0 |
| 38* | 400 | 20 | 40 | 4.3 | 2.5 | 0.0 |
| 39 | 400 | 20 | 40 | 4.3 | 2.8 | 0.0 |
| 40* | 400 | 20 | 40 | 4.3 | 2.4 | 0.2 |
| 41 | 400 | 15 | 35 | 4.3 | 2.8 | 0.0 |
| 42* | 400 | 15 | 35 | 3.8 | 2.4 | 0.0 |
| 43 | 400 | 15 | 35 | 3.8 | 2.4 | 0.2 |
| 44 | 400 | 15 | 40 | 4.3 | 2.6 | 0.2 |
| 45* | 400 | 15 | 35 | 3.8 | 2.3 | 0.2 |
| 46* | 400 | 15 | 40 | 4.3 | 2.4 | 0.2 |

Nota: * Conjunto de parâmetros selecionado para produzir soldaduras de 50 cm em ambos os lados do *stringer*.

APÊNDICE B – PERFIS DE DUREZA



Figura B.1. Perfil de durezas ao longo do *skin* (série 1).

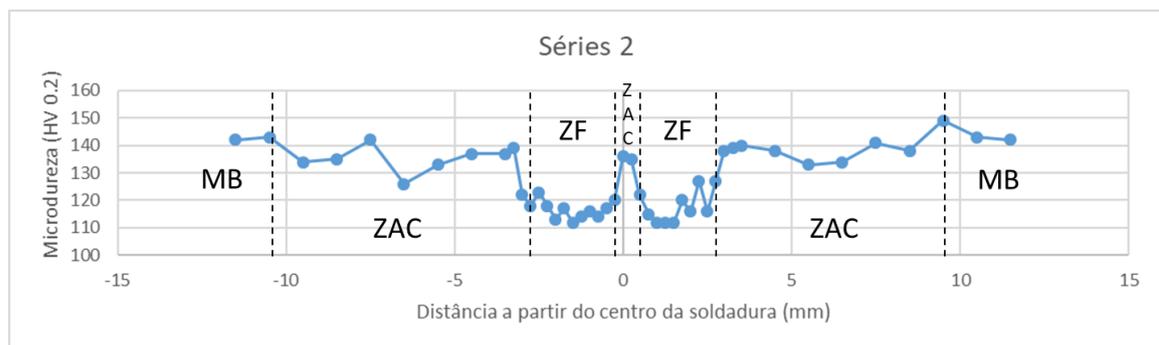


Figura B.2. Perfil de durezas ao longo do *skin* (série 2).

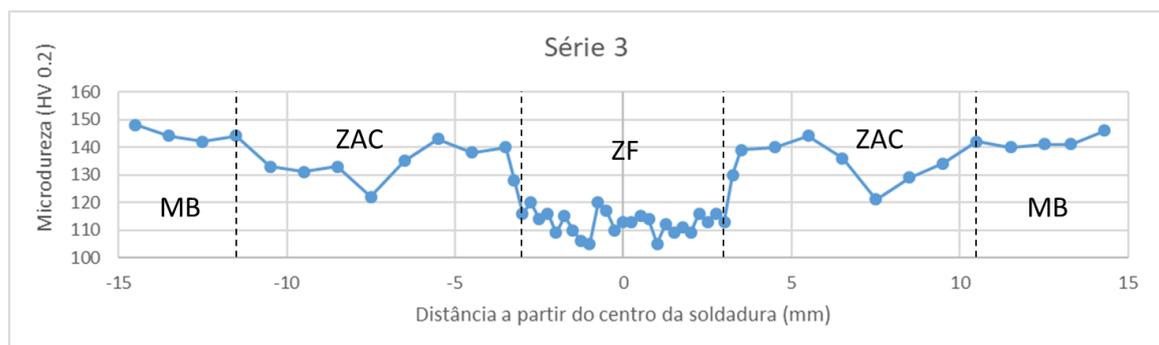


Figura B.3. Perfil de durezas ao longo do *skin* (série 3).



Figura B.4. Perfil de durezas ao longo do skin (série 4).



Figura B.5. Perfil de durezas ao longo do skin (série 5).

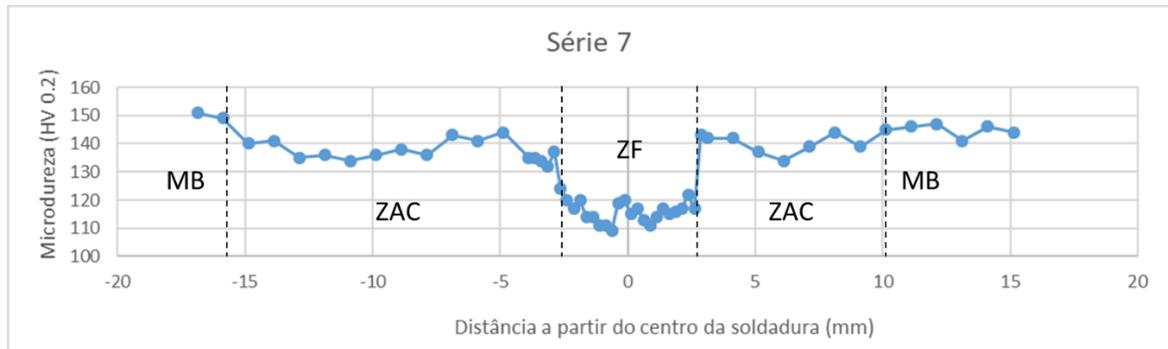


Figura B.6. Perfil de durezas ao longo do skin (série 7).



Figura B.7. Perfil de durezas ao longo do skin (série 8).

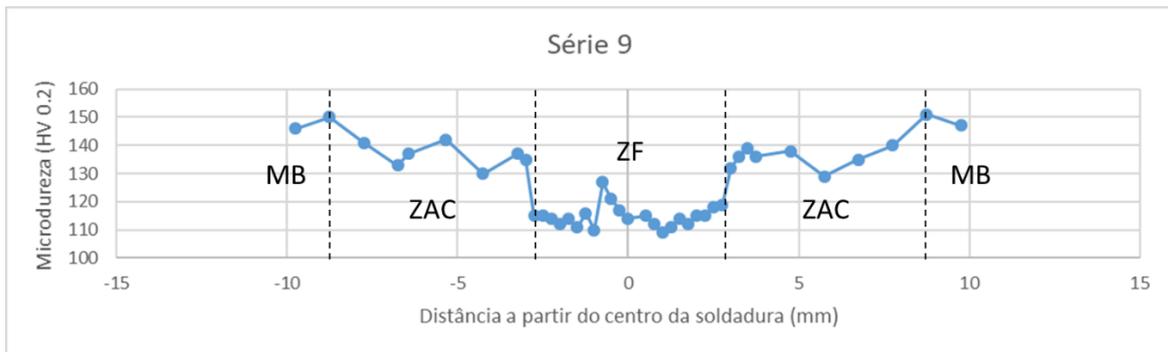


Figura B.8. Perfil de durezas ao longo do *skin* (série 9).

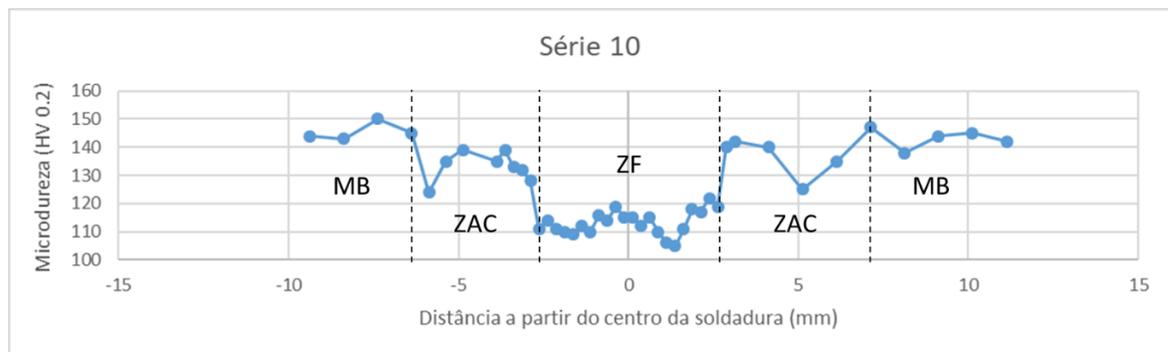


Figura B.9. Perfil de durezas ao longo do *skin* (série 10).

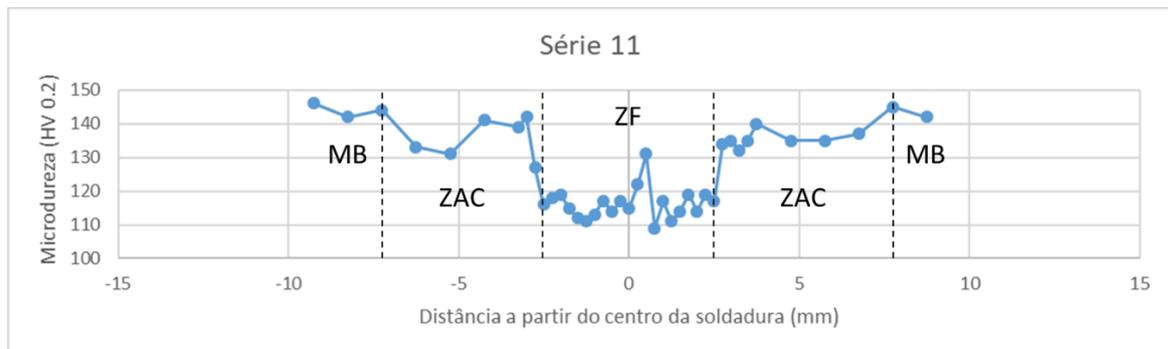


Figura B.10. Perfil de durezas ao longo do *skin* (série 11).



Figura B.11. Perfil de durezas do skin até o stringer (série 1).

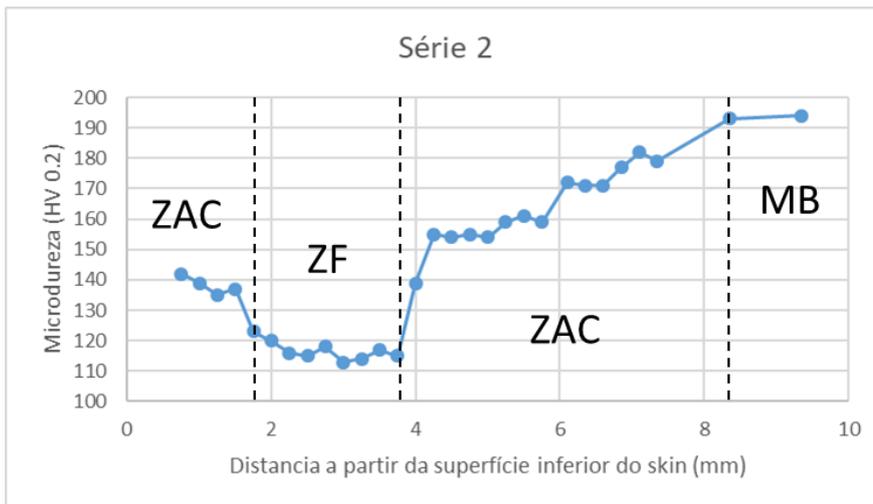


Figura B.12. Perfil de durezas do skin até o stringer (série 2).

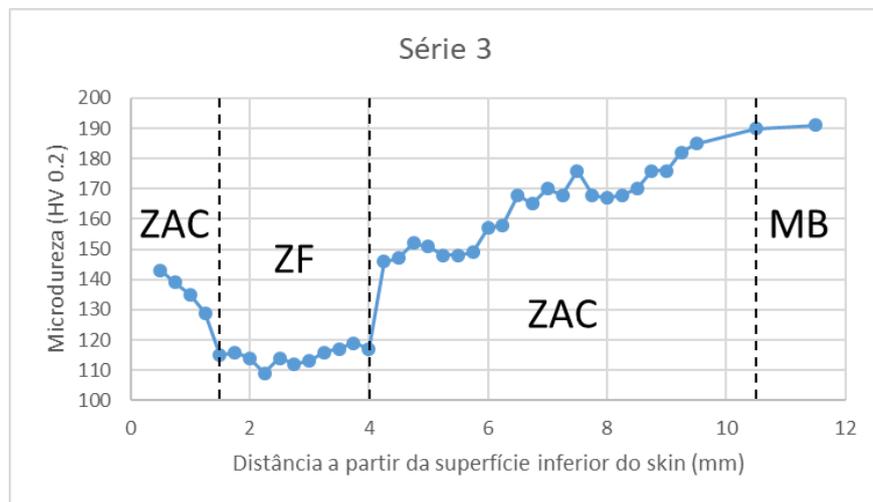


Figura B.13. Perfil de durezas do skin até o stringer (série 3).

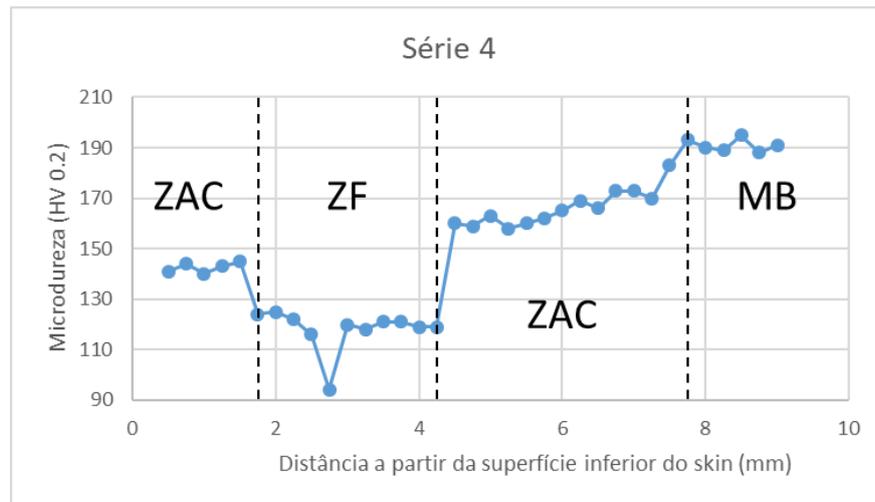


Figura B.14. Perfil de durezas do skin até o stringer (série 4).

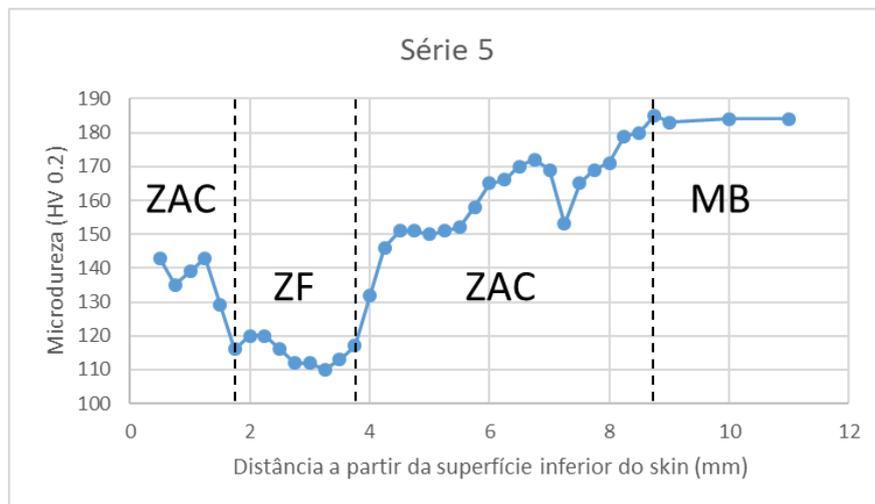


Figura B.15. Perfil de durezas do skin até o stringer (série 5).



Figura B.16. Perfil de durezas do skin até o stringer (série 7).

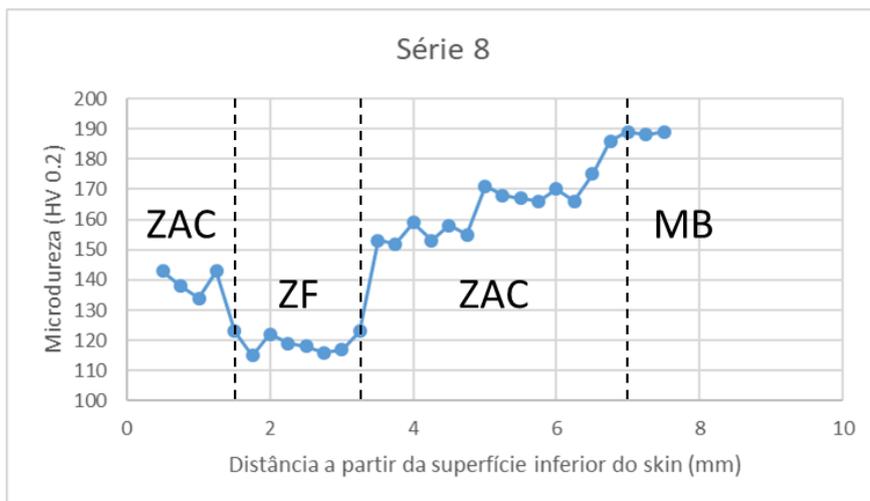


Figura B.17. Perfil de durezas do skin até o stringer (série 8).



Figura B.18. Perfil de durezas do skin até o stringer (série 9).

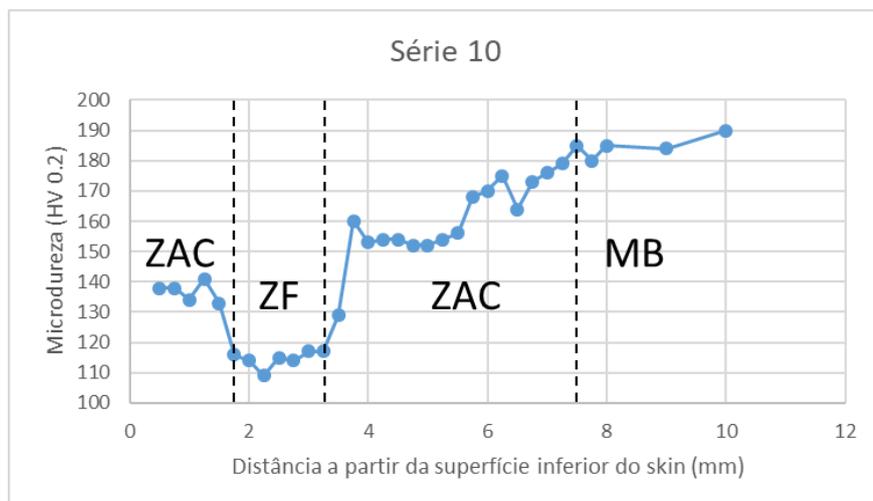


Figura B.19. Perfil de durezas do skin até o stringer (série 10).

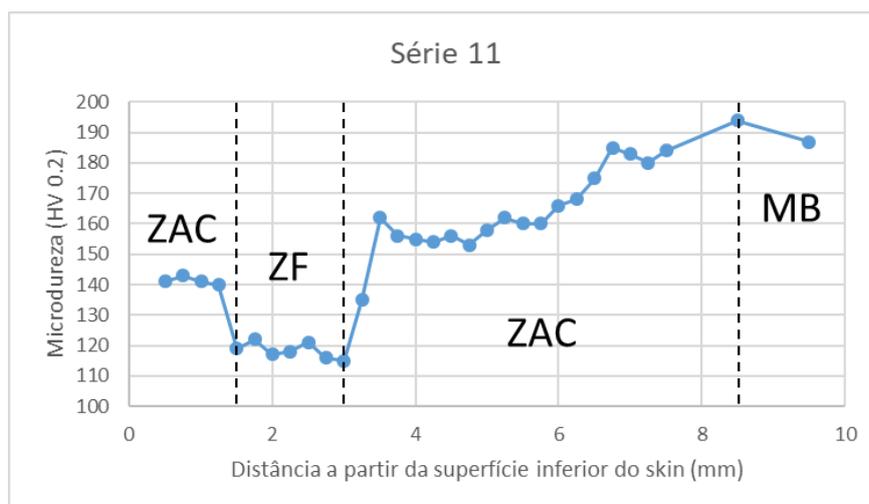


Figura B.20. Perfil de durezas do *skin* até o *stringer* (série 11).

APÊNDICE C – RESULTADOS DE FECHO DE FENDA PARA CARREGAMENTOS COM AMPLITUDE VARIÁVEL

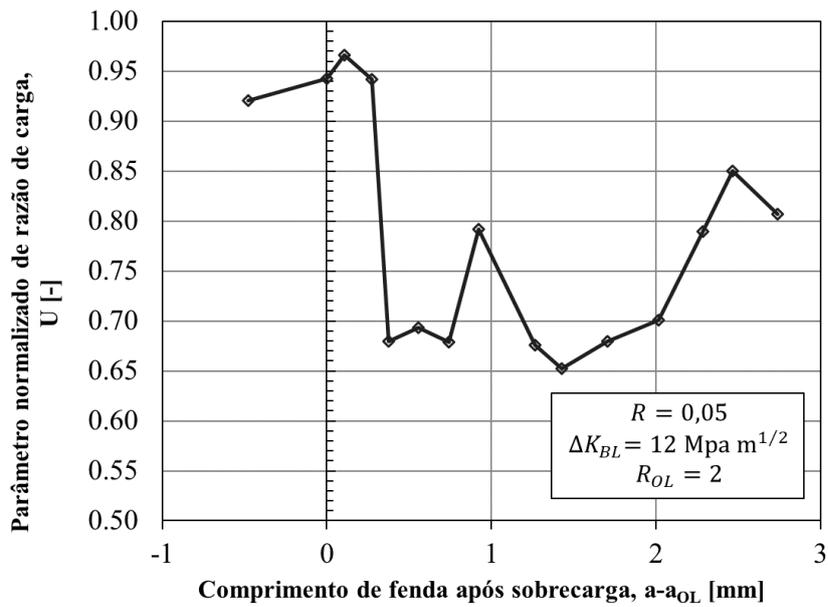


Figura C.1. Resposta do fecho de fenda após aplicação da sobrecarga ($R_{OL} = 2$, $\Delta K_{BL} = 12 \text{ Mpa m}^{1/2}$ e $R = 0,05$).

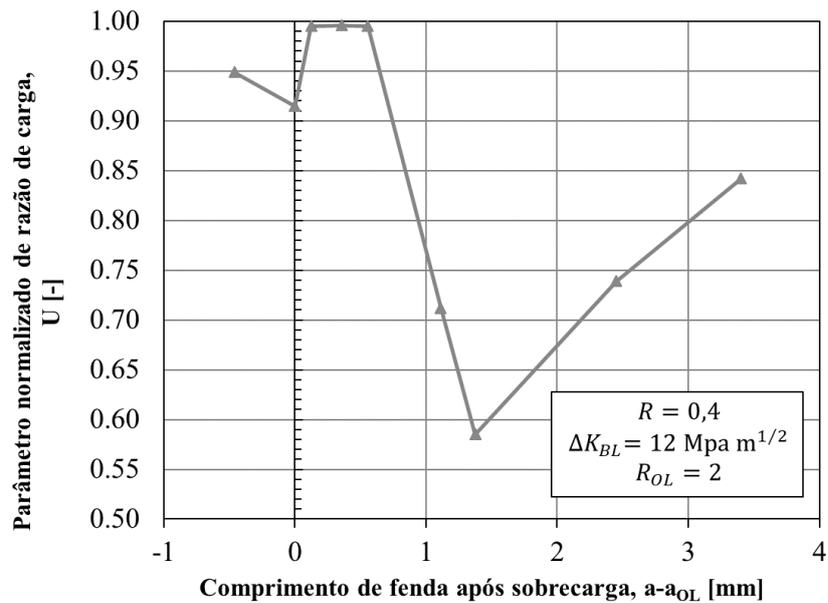


Figura C.2. Resposta do fecho de fenda após aplicação da sobrecarga ($R_{OL} = 2$, $\Delta K_{BL} = 12 \text{ Mpa m}^{1/2}$ e $R = 0,4$).

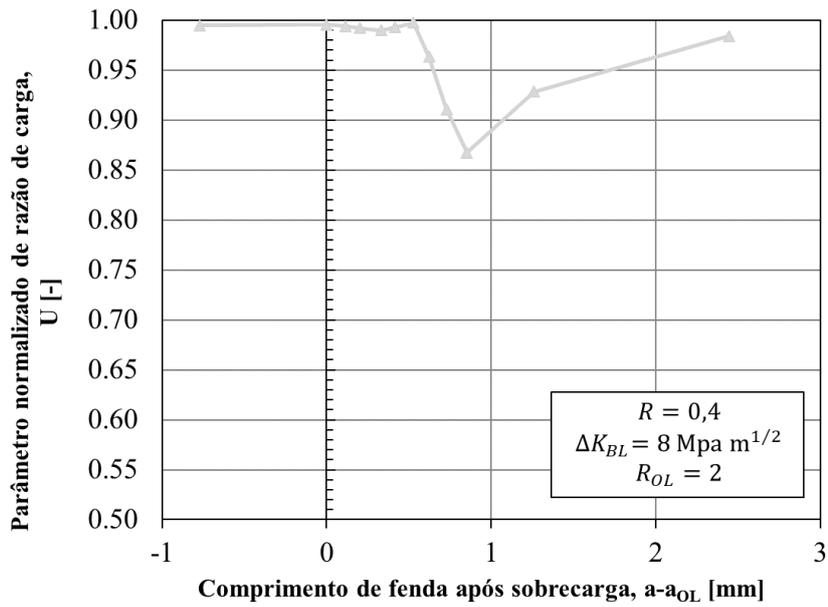


Figura C.3. Resposta do fecho de fenda após aplicação da sobrecarga seguida por subcarga ($R_{OL} = 2$, $\Delta K_{BL} = 8 \text{ Mpa m}^{1/2}$ e $R = 0,4$).

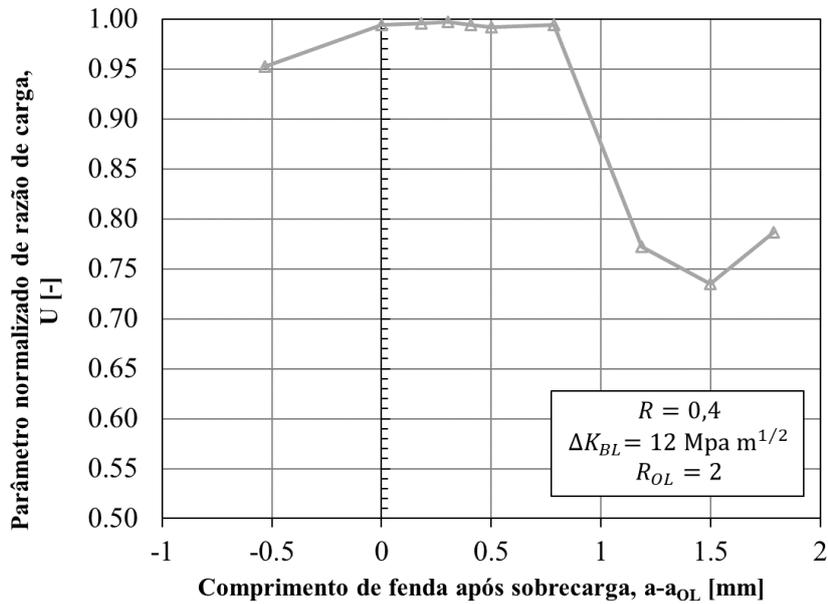


Figura C.4. Resposta do fecho de fenda após aplicação da sobrecarga seguida por subcarga ($R_{OL} = 2$, $\Delta K_{BL} = 12 \text{ Mpa m}^{1/2}$ e $R = 0,4$).

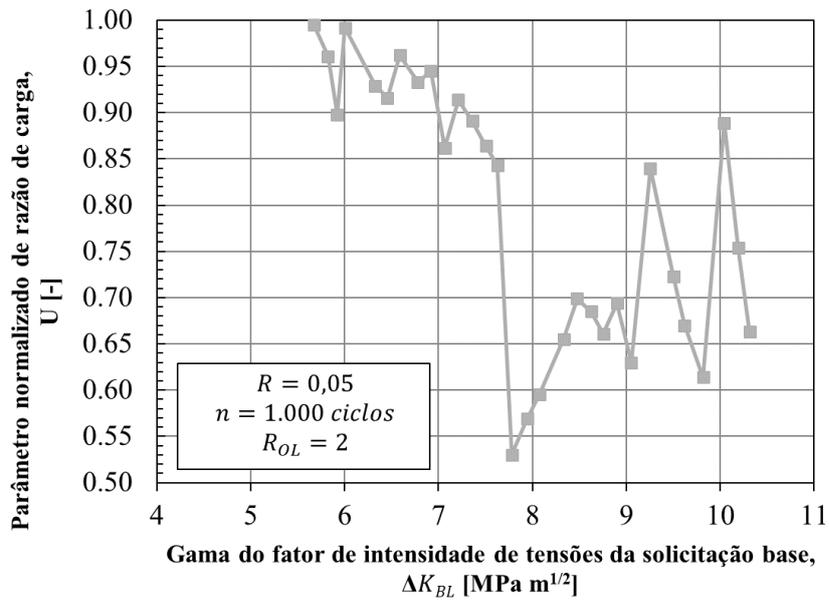


Figura C.5. Resposta do fecho de fenda sob múltiplas sobrecargas ($R_{OL} = 2$, $n = 1.000$ ciclos e $R = 0,05$).

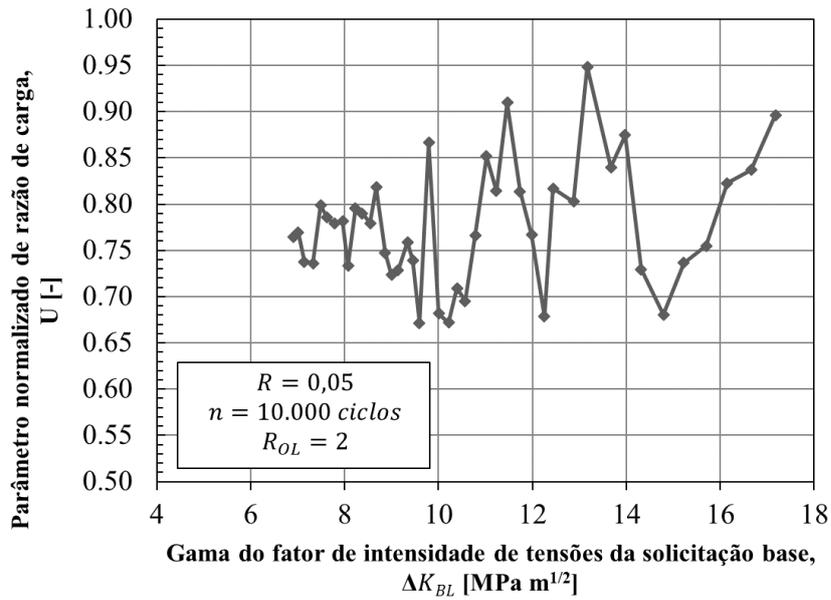


Figura C.6. Resposta do fecho de fenda sob múltiplas sobrecargas ($R_{OL} = 2$, $n = 10.000$ ciclos e $R = 0,05$).

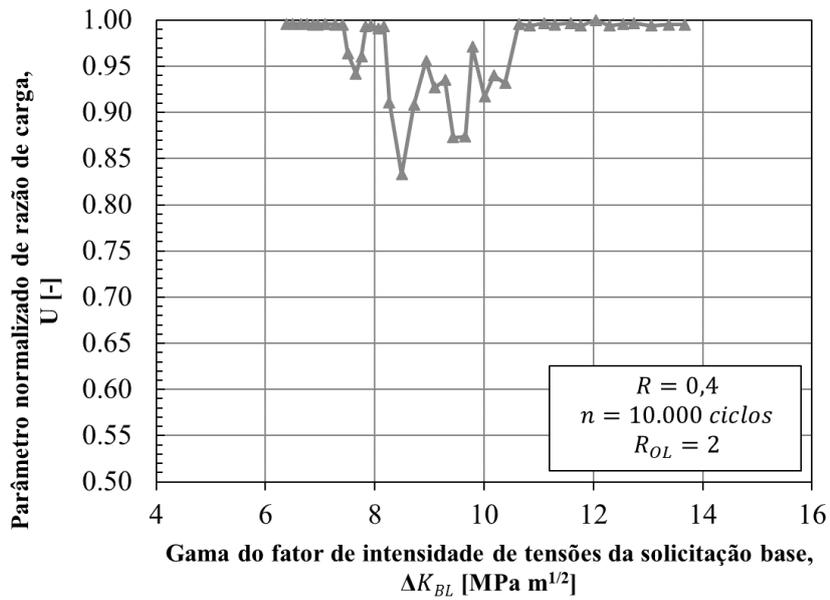


Figura C.7. Resposta do fecho de fenda sob múltiplas sobrecargas ($R_{OL} = 2$, $n = 10.000$ ciclos e $R = 0,4$).

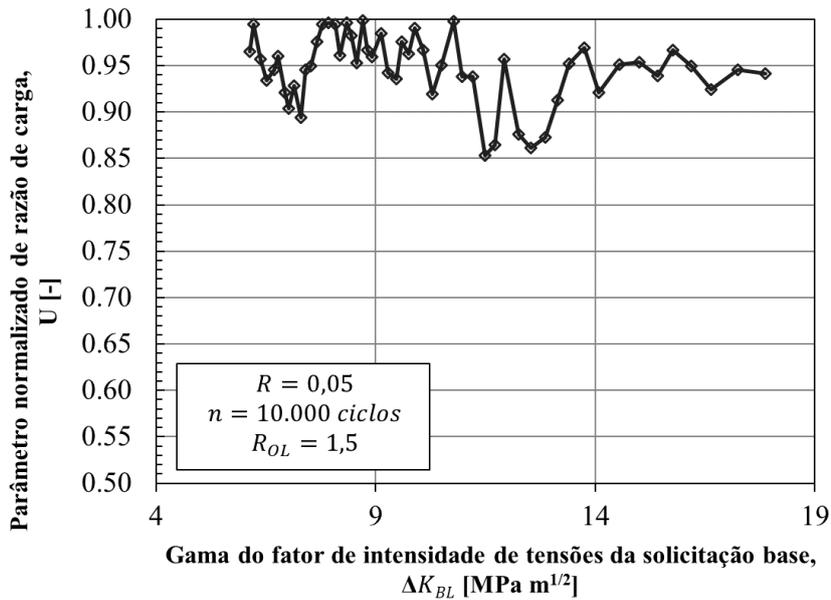


Figura C.8. Resposta do fecho de fenda sob múltiplas sobrecargas ($R_{OL} = 1,5$, $n = 10.000$ ciclos e $R = 0,05$).

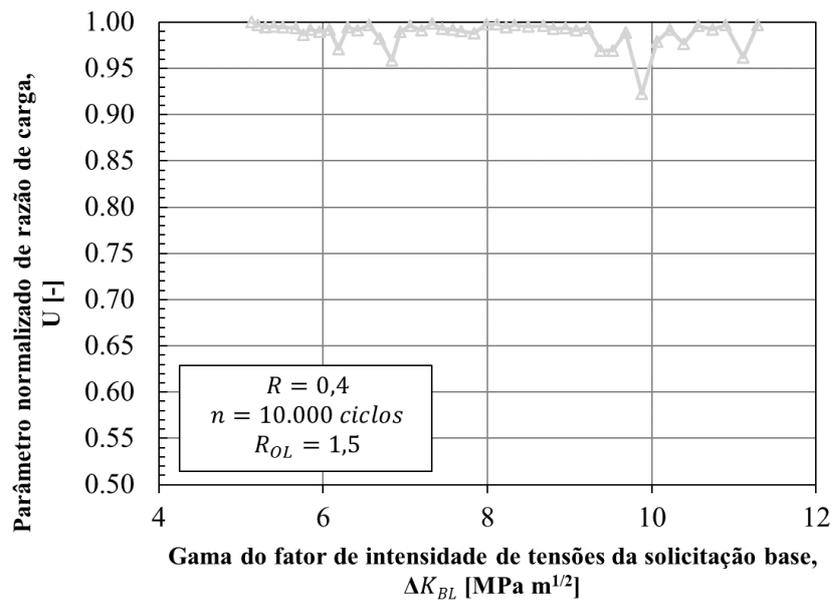


Figura C.9. Resposta do fecho de fenda sob múltiplas sobrecargas ($R_{OL} = 1,5$, $n = 10.000$ ciclos e $R = 0,4$).