

UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO
ESCOLA DE ENGENHARIA DE LORENA

CAUÊ PETTERMANN CARVALHO

**Investigação do Aquecimento a Laser como um Método para Redução
da Taxa de Crescimento de Trincas por Fadiga na Liga de Alumínio
2198-T851**

Lorena

2022

CAUÊ PETTERMANN CARVALHO

**Investigação do Aquecimento a Laser como um Método para Redução da
Taxa de Crescimento de Trincas por Fadiga na Liga de Alumínio 2198-
T851**

Dissertação apresentada à Escola de Engenharia de Lorena da Universidade de São Paulo para obtenção do título de Mestre em Ciências do Programa de Pós Graduação em Engenharia de Materiais na área de concentração de Materiais Convencionais e Avançados.

Orientador: Prof. Dr. Carlos Antonio Reis Pereira
Baptista

Versão Corrigida

Lorena

2022

AUTORIZO A REPRODUÇÃO E DIVULGAÇÃO TOTAL OU PARCIAL DESTES TRABALHOS, POR QUALQUER MEIO CONVENCIONAL OU ELETRÔNICO, PARA FINS DE ESTUDO E PESQUISA, DESDE QUE CITADA A FONTE

Ficha catalográfica elaborada pelo Sistema Automatizado
da Escola de Engenharia de Lorena,
com os dados fornecidos pelo(a) autor(a)

Carvalho, Cauê Pettermann

Investigação do aquecimento a laser como um método para redução da taxa de crescimento de trinças por fadiga na liga de alumínio 2198-T851 / Cauê Pettermann Carvalho; orientador Carlos Antonio Reis Pereira Baptista - Versão Corrigida. - Lorena, 2022.

158 p.

Dissertação (Mestrado em Ciências - Programa de Pós Graduação em Engenharia de Materiais na Área de Materiais Convencionais e Avançados) - Escola de Engenharia de Lorena da Universidade de São Paulo. 2022

1. Aquecimento a laser. 2. Propagação de trinca por fadiga. 3. Tensões residuais. 4. Ligas de alumínio-lítio. 5. Razão de carga variável. I. Título. II. Baptista, Carlos Antonio Reis Pereira, orient.

À minha família e amigos, que me proporcionaram o equilíbrio necessário para a produção desta pesquisa.

Aos atuais e futuros pesquisadores que possam vir a aproveitar essa produção.

AGRADECIMENTOS

Primeiramente à ciência, sempre presente na descrição do Universo e principal responsável pela execução deste projeto.

Ao meu orientador, o professor Dr. Carlos Antonio Reis Pereira Baptista, por todo apoio e paciência essenciais para a execução desta pesquisa, cujas conversas possibilitaram ensinamentos primordiais, principalmente na área da fadiga e da vida acadêmica como um todo.

Ao professor Dr. Milton Sergio Fernandes de Lima, pelo auxílio na execução dos tratamentos a laser, além da elucidação em diversos pontos envolvendo essa área.

Ao senhor Francisco de Paiva Reis, com todo o auxílio dado na execução dos ensaios de fadiga, ponto chave para a conclusão deste estudo.

A todos os funcionários que de maneira direta e/ou indireta foram essenciais para a conclusão deste trabalho.

À EEL-USP, por toda a infraestrutura que possibilitou a execução deste projeto, além de todos os professores do programa que permitiram um mestrado de excelência e um grande conhecimento na área de ciência e engenharia de materiais.

Ao IEAv, pela infraestrutura que permitiu o tratamento a laser, um dos pilares essenciais da pesquisa.

À CAPES, pela bolsa que me auxiliou a viver do meio acadêmico e à FAPESP por financiar este projeto, sendo ambas responsáveis por permitir a vários pesquisadores em começo de carreira vivenciarem o sonho de seguir na vida acadêmica.

Aos meus familiares e amigos que me auxiliaram dando forças e energia, de extrema importância para o foco necessário na conclusão dessa dissertação, além de dicas para a execução de algumas etapas do projeto.

Por fim, à minha namorada, Bruna Camila Francisco de Castro, quem me deu mais forças nos momentos difíceis ao longo do mestrado, principalmente em tempos de pandemia, permitindo assim o ânimo necessário para a conclusão de todas as atividades desenvolvidas até aqui.

Um cientista em um laboratório não é apenas um técnico, ele é também uma criança diante de fenômenos naturais que o impressionam como um conto de fada.

(Marie Curie)

RESUMO

CARVALHO, C. P. **Investigação do Aquecimento a Laser como um Método para Redução da Taxa de Crescimento de Trincas por Fadiga na Liga de Alumínio 2198-T851**. 2022. 158p. Dissertação (Mestrado em Ciências) – Escola de Engenharia de Lorena, Universidade de São Paulo, Lorena, 2022.

Redução de custos é um dos principais objetivos da indústria aeronáutica, seja com materiais mais leves, seja com técnicas que prolonguem a vida de seus componentes. Nessa esfera, como material, a terceira geração do sistema Al-Li vem recebendo bastante destaque, em especial a liga 2198, uma das mais modernas associadas a este sistema. Ademais, o aquecimento a laser, uma técnica que visa introduzir tensões residuais compressivas por meio de um aquecimento localizado sem a presença de fusão, seguido de resfriamento rápido, tem apresentado resultados promissores para o retardo da propagação de trinca por fadiga. No entanto, tal técnica ainda apresenta escassez na literatura, principalmente quando aplicada neste sistema de ligas. Deste modo, o estudo em questão visa avaliar a influência de diversos parâmetros de aquecimento a laser nas propriedades em fadiga da liga de alumínio 2198-T851, examinando o efeito de diferentes razões de carga R . Para tal, o aquecimento a laser foi realizado em uma chapa de 2 mm no material revestido com uma camada de grafite, com feixe de laser desfocado com 2 mm de diâmetro e variando a potência e velocidade. Foram definidas duas condições com maior potencial de aplicação, por meio de análises microestruturais e de microdureza, sendo ambas de 200 W de potência e velocidades de 10 mm/s (L10) e 1 mm/s (L01). Posteriormente, foram realizados ensaios de propagação de trinca por fadiga com três razões de carregamento, 0,1, 0,5 e 0,05, com corpos de prova do tipo C(T), aplicando-se duas linhas de laser para cada uma das condições, de modo a comparar os tratamentos L10 e L01 com o metal base (MB). A condição L10 apresentou retardo da propagação de trinca, sendo o ganho de vida associado a este diferente para cada valor de R , 25%, 9% e 14%, respectivamente. No entanto, o tratamento L01 foi o mais eficiente, promovendo um aumento de vida de 36% para $R = 0,5$ e 130% para $R = 0,05$, ainda, com $R = 0,1$, houve a parada da trinca. Análises de fractografia dos ensaios com $R = 0,1$ apontaram um caminho tortuoso de propagação, com similar espaçamento entre as estrias de fadiga para as diferentes condições após a segunda linha de aquecimento.

Palavras-chave: Aquecimento a laser. Propagação de trinca por fadiga. Tensões residuais. Ligas de alumínio-lítio. Razão de carga variável.

ABSTRACT

CARVALHO, C. P. **Investigation of Laser Heating as a Method to Reduce Fatigue Crack Growth Rates in 2198-T851 Aluminum Alloy**. 2022. 158p. Dissertation (Master of Science) – Escola de Engenharia de Lorena, Universidade de São Paulo, Lorena, 2022.

Costs reduction is one of aeronautical industry's main goals, either by applying lighter materials, or techniques that promote longer lives of its components. For that matter, third generation of Al-Li system is receiving a lot of interest as a material, particularly the 2198 alloy, one of the most modern alloys of this system. Likewise, the laser heating, a technique that introduces compressive residual tensions due to a located heating with absence of a fusion zone, followed by a fast cooling, exhibits promising results in fatigue crack growth retardation. Nonetheless, literature concerning this technique is scarce, especially when taking into account this alloy system. Therefore, this study aims to evaluate the influence of several laser-heating parameters in fatigue properties of 2198-T851 aluminum alloy, examining the effect of different R-ratio. To this end, laser-heating was performed on a 2 mm plate on a material coated with a layer of graphite spray, with a laser beam defocused with 2 mm in diameter and varying in power and transversal speed. Due to microstructural and microhardness analysis, there were defined two conditions with greater potential, both with 200 W of power, while presenting transversal speed of 10 mm/s (L10) and 1 mm/s (L01). Fatigue crack growth tests were carried out using three different load ratio, 0.1, 0.5 and 0.05 on C(T) specimens, applying two laser lines for each condition, in order to compare L10 and L01 treatments with the base material. L10 condition showed a delay in crack growth, resulting in a different life gain for each R-ratio, 25%, 9% and 14%, respectively. Although, the L01 treatment was the most efficient, presenting a life gain of 36% for R = 0.5 and 130% for R = 0.05, furthermore, for R = 0.1, there was the crack arrest phenomenon. Fractography analysis of the R = 0.1 tests pointed out a deflection in the crack path, with similar striation spacing for the different conditions after the second heating line was reached.

Keywords: Laser heating. Fatigue crack growth. Residual stress. Aluminum-lithium alloys. Variable R-ratio.

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1 - Diagrama de fases alumínio-lítio	35
Figura 2 - Microestrutura esquemática de uma liga da terceira geração do sistema Al-Li	37
Figura 3 - Visão tridimensional da liga AA2198-T851. Reagente Keller. Ampliação 200x.	38
Figura 4 - Comparação das propriedades da liga AA2198 com as ligas AA2024 e AA7475	39
Figura 5 - Porcentagem em peso das principais ligas aplicadas em aeronaves da Boeing.	40
Figura 6 - Propriedades de ligas de alumínio desenvolvidas para a fuselagem de aeronaves	42
Figura 7 - Novos modelos de aeronaves com fuselagem de alumínio, com seus respectivos anos de entrada.....	43
Figura 8 - Principais variáveis de um processamento a laser transversal de um material..	44
Figura 9 - Variações na densidade de potência do laser e processos resultantes em materiais	45
Figura 10 - Relação entre parâmetros do laser e diferentes processos de fabricação	46
Figura 11 - Amolecimento em regiões de incidência de laser para a liga AA2024	47
Figura 12 - Exemplo esquemático de soldagem por keyhole	48
Figura 13 - Esquema da iniciação e propagação de trinca por fadiga	50
Figura 14 - Modos de movimentação das superfícies de trinca.....	52
Figura 15 - Energia potencial para dois comprimentos de trinca próximos, onde (a) representa o valor antes do crescimento e (b) após o crescimento	53
Figura 16 - Sistema de coordenadas tridimensionais para a ponta de uma trinca.....	54
Figura 17 - Mecanismos na ponta de uma trinca para diferentes classes de materiais.....	55
Figura 18 - Fator intensidade de tensão para o corpo de prova do tipo C(T), segundo a norma ASTM E-647, com a determinação do fator geométrico $F_p = F_p(\alpha)$, onde $\alpha = a/b$	56
Figura 19 - Tenacidade à fratura em função da espessura.....	56
Figura 20 - Medição do comprimento de trincas utilizando o método da flexibilidade elástica, por meio de um <i>clip gage</i>	58
Figura 21 - Cálculo da taxa de propagação de trinca pelo método da secante	59
Figura 22 - Curva da $d/dN \times \Delta K$, mostrando o formato sigmoidal e as 3 regiões de propagação	60

Figura 23 - Formação de zona deformada plasticamente nos arredores de uma trinca	62
Figura 24 - Esquema dos fatores intensidade de tensão de abertura (K_{op}) e de efetivo (ΔK_{ef})	62
Figura 25 - Diversos mecanismos de fechamento de trinca	63
Figura 26 - Processo de jateamento por granalhas (a) e a distribuição de tensões residuais após o processo (b).....	65
Figura 27 - Processo de expansão à frio de furos (a) e a distribuição de tensões residuais após o processo (b).....	66
Figura 28 - Processo de jateamento a laser (a) e a distribuição de tensões residuais após o processo (b).....	67
Figura 29 - Esquema do método preconizado por Parker, E. e Parker, W. (1991) de aquecimento estreito como forma de retardar a propagação da trinca em fuselagens de aeronaves.....	68
Figura 30 - Esquema do corpo de prova utilizado por Yee e Sidhu (2005).....	70
Figura 31 - Esquema dos corpos de prova utilizados por Shiue <i>et al.</i> (2004) para diferentes orientações de laser, sendo (a) perpendicular ao entalhe (NL) e (b) paralelo (PL)	70
Figura 32 - Curvas $da/dN \times \Delta K$ para o aço AISI 304 comparando o metal base e condições com aquecimento a laser em diferentes orientações, sendo (a) perpendicular ao entalhe (NL) e (b) paralelo ao entalhe (PL).....	71
Figura 33 - Esquema de três barras de um mesmo material fixas por barras rígidas em suas extremidades	72
Figura 34 - Esquema dos corpos de prova utilizados por Tsay <i>et al.</i> (2004) para (a) um par e (b) dois pares de linhas de aquecimento a laser	73
Figura 35 - Curvas $da/dN \times \Delta K$ para o aço AISI 316 comparando o metal base e condições com (a) uma linha e (b) duas linhas de aquecimento a laser.....	73
Figura 36 - Esquema dos corpos de prova utilizados por Schnubel <i>et al.</i> (2012) com uma linha de aquecimento a laser	74
Figura 37 - Dados de da liga AA2198-T8 tratados a laser por Schnubel <i>et al.</i> (2012), sendo (a) referente à curva da/dN <i>versus</i> tamanho de trinca e (b) tensão residual	75
Figura 38 - Diferentes configurações de linhas de aquecimento a laser em CDPs do tipo M(T), sendo (a) metal base, (b) um par tracejado, (c) um par contínuo, (d) dois pares de 40 e 60 mm tracejado, (e) 2 pares 40 e 80 mm tracejados e (f) dois pares contínuos	77
Figura 39 - Simulação da distribuição de tensões residuais em linhas de aquecimento a laser, sendo (a) para linhas contínuas e (b) tracejadas.....	77

Figura 40 - Simulação da distribuição de tensões residuais em duas linhas de aquecimento a laser tracejadas, sendo distanciadas em (a) 10 mm (b) 20 mm.....	78
Figura 41 - Curvas comprimento de trinca (a) versus número de ciclos (N) para ligas de alumínio 2024-T3 com diferentes configurações de linhas de aquecimento, seno (a) para um par e (b) dois pares de linha.	78
Figura 42 - Esquema dos corpos de prova utilizados por Cunha e Lima (2017) para (a) uma e (b) duas linhas de aquecimento a laser.....	79
Figura 43 - Curvas da/dN x ΔK para uma liga de alumínio 2024-T3 alclad, comparando condições do material base com outras com duas linhas de aquecimento a laser com potência de 200W e velocidades de (a) 10 mm/s, (b) 5 mm/s e (c) 1 mm/s	80
Figura 44 - Esquema da estação de processamento de materiais com o equipamento laser Yb:fibra.....	82
Figura 45 - Amostras de AA 2198-T851 estabelecendo uma carta de parâmetros de aquecimento a laser.....	84
Figura 46 - Cortadora de precisão BUEHLER modelo IsoMet 1000.....	85
Figura 47 - Microscópio óptico LEICA modelo DM4000 M.....	86
Figura 48 - Microdurômetro BUEHLER modelo MICROMET 2004	86
Figura 49 - Esquema do perfil de microdureza	87
Figura 50 - Desenho do corpo-de-prova C(T) utilizado no trabalho, com medidas em milímetros	88
Figura 51 - Máquina de eletroerosão FANUC modelo ROBOCUT DiO- α	89
Figura 52 - Corpos-de-prova do tipo C(T) usinados por eletroerosão.....	89
Figura 53 - Projetor de perfil PANTEC PJ3150.....	90
Figura 54 - Desenho de um corpo-de-prova tratado com duas linhas de aquecimento a laser	91
Figura 55 - Corpos-de-prova de uma liga de alumínio 2198-T851 tratados a laser	91
Figura 56 - Sistema servo-hidráulico MTS 810.23M.....	93
Figura 57 - Medidor de deslocamento MTS mod. 632.03F-21 fixado em um corpo de prova da liga 2198, de modo a monitorar o tamanho da trinca pelo método <i>compliance</i>	94
Figura 58 - Microscópio eletrônico de varredura de bancada HITACHI modelo TM3000	95
Figura 59 - CDP da liga 2198-T851 fraturado por fadiga fixado em um porta amostras de baquelite.....	95

Figura 60 - Aquecimento a laser na liga AA 2198-T851 a 150 W, sendo (a) 1 mm/s (aumento 50x), (b) 5 mm/s (aumento 50x) e (c) 10 mm/s (aumento 50x).....	96
Figura 61 - Aquecimento a laser na liga AA 2198-T851 a 200 W, sendo (a) 1 mm/s (aumento 50x), (b) 2.5 mm/s (aumento 100x), (c) 5 mm/s (aumento 100x) e (d) 10 mm/s (aumento 50x).	97
Figura 62 - Aquecimento a laser na liga AA 2198-T851 a 250 W, sendo (a) 1 mm/s (aumento 50x), (b) 2.5 mm/s (aumento 50x), (c) 5 mm/s (aumento 50x) e (d) 10 mm/s (aumento 100x).	99
Figura 63 - Aquecimento a laser na liga AA 2198-T851 a 300 W, sendo (a) 1 mm/s (aumento 50x), (b) 2.5 mm/s (aumento 50x), (c) 5 mm/s (aumento 50x) e (d) 10 mm/s (aumento 100x).	100
Figura 64 – Gráfico de porcentagem em área de defeitos em relação ao tamanho da área fundida para diferentes parâmetros de aquecimento a laser na liga 2198-T851, analisando-se apenas uma seção metalográfica	102
Figura 65 - Gráfico de tamanho de área de fusão em relação à densidade de energia para diferentes parâmetros de aquecimento a laser na liga 2198-T851, analisando-se apenas uma seção metalográfica.....	102
Figura 66 - Perfis de microdureza para amostras tratadas 150 W de potência e velocidades de 1 mm/s, 5 mm/s e 10 mm/s, com dados sobrepostos e separados.....	103
Figura 67 - Perfis de microdureza para amostras tratadas 200 W de potência e velocidades de 1 mm/s, 2.5 mm/s, 5 mm/s e 10 mm/s, com dados sobrepostos e separados.....	104
Figura 68 – Esquema correlacionando perfil de microdureza e microestrutura em soldagem a laser sob pressão na liga AA2198-T8	105
Figura 69 - Perfis de microdureza para amostras tratadas 250 W de potência e velocidades de 1 mm/s, 2.5 mm/s, 5 mm/s e 10 mm/s, com dados sobrepostos e separados.....	107
Figura 70 - Perfis de microdureza para amostras tratadas 300 W de potência e velocidades de 1 mm/s, 2.5 mm/s, 5 mm/s e 10 mm/s, com dados sobrepostos e separados.....	108
Figura 71 - Curva a versus N para a liga 2198-T851 em condições com o material base, aquecimento a laser L10 e L01, com suas respectivas linhas de laser em suas posições nos corpos de prova	110
Figura 72 - Curvas da/dN versus ΔK para o metal base da liga 2198-851, pelo método da secante e incremento polinomial, sendo (a) com as curvas sobrepostas e (b) com as curvas separadas	112

Figura 73 - Curvas da/dN versus ΔK para a condição L10 da liga 2198-851, pelo método da secante e incremento polinomial, sendo (a) com as curvas sobrepostas e (b) com as curvas separadas.....	112
Figura 74 - Curvas da/dN versus ΔK para a condição L01 da liga 2198-851, pelo método da secante e incremento polinomial, sendo (a) com as curvas sobrepostas e (b) com as curvas separadas.....	113
Figura 75 - Curva da/dN versus tamanho de trinca para as condições MB e L10 da liga 2198-T851, sendo (a) elaborada pelo método da secante e (b) pelo incremento polinomial	115
Figura 76 - Curva da/dN versus tamanho de trinca para as condições MB, L10 e L01 da liga 2198-T851, sendo elaborada pelo método da secante	116
Figura 77 - Curva da/dN versus tamanho de trinca para as condições L01 da liga 2198-T851 elaborada pelo incremento polinomial, com o corpo de prova do ensaio 5 (L01 com carga máxima de 1,1 kN e R = 0,1).....	117
Figura 78 - Curvas da/dN versus ΔK para a condição L01 da liga 2198-851, pelo método da secante e incremento polinomial, sendo (a) com as curvas sobrepostas e (b) com as curvas separadas. CDP do ensaio 5 (L01 com carga máxima de 1,6 kN e R = 0,1).....	118
Figura 79 - Curva da/dN versus tamanho de trinca para as condições L01 da liga 2198-T851 elaborada pelo incremento polinomial, com o corpo de prova do ensaio 5 (L01 com carga máxima de 1,6 kN e R = 0,1).....	118
Figura 80 -Curva da/dN versus ΔK para as condições MB, L10, L01 da liga 2198-T851	120
Figura 81 - Curva da/dN versus ΔK para as condições MB, L10 e L01 da liga 2198-T851, sendo elaborada pelo método da secante. Destaque para o $\Delta K_{\text{threshold}}$ aparente de L01.....	121
Figura 82 - Curvas da/dN versus ΔK para a condição L01 da liga 2198-851, para o CDP do ensaio 5 (L01 com carga máxima de 1,6 kN e R = 0,1) e o valor de ΔK correspondente à assíntota vertical no início do ensaio.	121
Figura 83 - Curva a versus N para a liga 2198-T851 em condições com o material base, aquecimento a laser L10 e L01, para razão de carga R = 0,5, com suas respectivas linhas de laser em suas posições nos corpos de prova	123
Figura 84 - Curvas da/dN versus ΔK para o metal base da liga 2198-851 com R = 0,5, pelo método da secante e incremento polinomial, sendo (a) com as curvas sobrepostas e (b) com as curvas separadas	124

Figura 85 - Curvas da/dN <i>versus</i> ΔK para a condição L10 da liga 2198-851 com R = 0,5, pelo método da secante e incremento polinomial, sendo (a) com as curvas sobrepostas e (b) com as curvas separadas	124
Figura 86 - Curvas da/dN <i>versus</i> ΔK para a condição L01 da liga 2198-851 com R = 0,5, pelo método da secante e incremento polinomial, sendo (a) com as curvas sobrepostas e (b) com as curvas separadas	125
Figura 87 - Curva a <i>versus</i> N para a liga 2198-T851 em condições com o material base, aquecimento a laser L10 e L01, para razão de carga R = 0,05, com suas respectivas linhas de laser em suas posições nos corpos de prova.....	126
Figura 88 - Curvas da/dN <i>versus</i> ΔK para o metal base da liga 2198-851 com R = 0,05, pelo método da secante e incremento polinomial, sendo (a) com as curvas sobrepostas e (b) com as curvas separadas	127
Figura 89 - Curvas da/dN <i>versus</i> ΔK para a condição L10 da liga 2198-851 com R = 0,05, pelo método da secante e incremento polinomial, sendo (a) com as curvas sobrepostas e (b) com as curvas separadas	127
Figura 90 - Curvas da/dN <i>versus</i> ΔK para a condição L01 da liga 2198-851 com R = 0,05, pelo método da secante e incremento polinomial, sendo (a) com as curvas sobrepostas e (b) com as curvas separadas	128
Figura 91 -Curva da/dN <i>versus</i> ΔK para as condições MB, L10, L01 da liga 2198-T851, com R = 0,5.....	129
Figura 92 -Curva da/dN <i>versus</i> tamanho de trinca para as condições MB, L10, L01 da liga 2198-T851, com R = 0,5	130
Figura 93 -Curva da/dN <i>versus</i> ΔK para as condições MB, L10, L01 da liga 2198-T851, com R = 0,5, com adição do ensaio com 0,9 kN para o MB	130
Figura 94 -Curva da/dN <i>versus</i> ΔK para as condições MB, L10, L01 da liga 2198-T851, com R = 0,05.....	131
Figura 95 -Curva da/dN <i>versus</i> tamanho de trinca para as condições MB, L10, L01 da liga 2198-T851, com R = 0,05	132
Figura 96 - Curvas da/dN <i>versus</i> ΔK para a condição L01 da liga 2198-851, para o CDP do ensaio 8 (L01 com carga máxima de 1,1 kN e R = 0,5) e o valor de ΔK correspondente à assíntota vertical no início do ensaio.	133
Figura 97 - Resultados da/dN <i>versus</i> ΔK para a liga 2195-T8 com diferentes valores de R	134

Figura 98 - Esquema da distribuição de tensões ao longo da linha da trinca no carregamento e descarregamento para $R = 0,1$ e $R = 0,5$	135
Figura 99 - Esquema dos possíveis efeitos das tensões residuais compressivas em R e ΔK	136
Figura 100 - Corpos de prova da liga AA2198-T851, fraturados por fadiga com $R = 0,05$, sendo (a) a condição MB, (b) L10, (c) L01 e (d) L01 com detalhamento do desvio da trinca	138
Figura 101 - Curvas da/dN versus ΔK para a condição MB da liga AA2198-T851, comparando $R = 0,5$, $R = 0,1$ e $R = 0,05$, com um ensaio adicional para a maior razão de carregamento, com carga máxima de 0,9 kN.....	140
Figura 102 - Curvas da/dN versus ΔK para a condição L10 da liga AA2198-T851, comparando $R = 0,5$, $R = 0,1$ e $R = 0,05$	141
Figura 103 - Curvas da/dN versus ΔK para a condição L01 da liga AA2198-T851, comparando $R = 0,5$, $R = 0,1$ e $R = 0,05$	141
Figura 104 - Fractografia obtida via MEV do corpo de prova da liga 2198-T851 na condição MB, ensaiado sob fadiga com $R = 0,1$ e $F_{max} = 0,8$ kN, para um tamanho de trinca de 35 mm. (Ampliação de 2000x).	143
Figura 105 - Fractografia obtida via MEV do corpo de prova da liga 2198-T851 na condição L10, ensaiado sob fadiga com $R = 0,1$ e $F_{max} = 0,8$ kN, para um tamanho de trinca de 35 mm. (Ampliação de 2000x).	143
Figura 106 - Fractografia obtida via MEV do corpo de prova da liga 2198-T851 na condição L01, ensaiado sob fadiga com $R = 0,1$ e $F_{max} = 1,1$ kN, para um tamanho de trinca de 31,75 mm. (Ampliação de 1000x).	144
Figura 107 - Fractografia obtida via MEV do corpo de prova da liga 2198-T851 na condição L01, ensaiado sob fadiga com $R = 0,1$ e $F_{max} = 1,6$ kN, para um tamanho de trinca de 27 mm. (Ampliação de 1000x).	144
Figura 108 - Fractografia obtida via MEV do corpo de prova da liga 2198-T851 na condição L01, ensaiado sob fadiga com $R = 0,1$ e $F_{max} = 1,1$ kN, para um tamanho de trinca de 25 mm, mostrando uma frente de propagação inclinada em relação ao da trinca principal (Ampliação de 3000x).	145
Figura 109 - Fractografia obtida via MEV do corpo de prova da liga 2198-T851 na condição MB, ensaiado sob fadiga com $R = 0,1$ e $F_{max} = 0,8$ kN, na região de ruptura final. (a) Ampliação de 1800x e (b) ampliação de 4000x.	146

Figura 110 - Fractografia obtida via MEV do corpo de prova da liga 2198-T851 na condição L01, ensaiado sob fadiga com $R = 0,1$ e $F_{max} = 1,1$ kN, para um tamanho de trinca de 22,5 mm, mostrando a primeira linha de aquecimento, com a presença de fusão (Ampliação de 100x).147

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Composição química da liga 2198-T851. ND – Não detectado.	38
Tabela 2 - Propriedades mecânicas da liga 2198-T851	39
Tabela 3 - Composição química da liga 2198-T851. ND – Não detectado.	81
Tabela 4 - Parâmetros de aplicação do laser, com suas devidas densidades de potência, tempo de interação e densidade de energia.....	84
Tabela 5 - Porcentagem de porosidade na ZF, sua área e a densidade de energia referentes a diversos parâmetros de aquecimento a laser aplicados na liga 2198-T851, analisando-se apenas uma seção metalográfica.....	101
Tabela 6 - Parâmetros de ensaio de propagação de trinca por fadiga, com razão de carregamento, tipo de tratamento, carga máxima, tamanho de pré-trinca e observações..	109
Tabela 7 - Desvio médio do tamanho da trinca para os ensaios de fadiga envolvendo a liga AA 2198-T851	138

LISTA DE SIGLAS

AA	<i>Aluminum Association</i>
AISI	<i>American Iron and Steel Institute</i>
Alclad	camada de alumínio puro em ligas de alumínio laminadas
AMS	<i>Aerospace Material Specifications</i>
ASTM	<i>American Society for Testing Materials</i>
C.A.	<i>crack arrest</i>
C(T)	<i>Compact tension specimen</i>
CDP	Corpo-de-prova
COD	<i>Crack Opening Displacement</i>
COMAC	<i>China Commercial Aircraft</i>
DCTA	Departamento de Ciência e Tecnologia Aeroespacial
Dedalo	Desenvolvimento e Aplicações de Lasers e Óptica
EEL	Escola de Engenharia de Lorena
Embraer	Empresa Brasileira de Aeronáutica S.A
EXCEL	software de cálculo numérico e planilha eletrônica da empresa Microsoft
FSW	<i>Friction Stir Welding</i> (soldagem por fricção)
IEAv	Instituto de Estudos Avançados
LASER	<i>Light Amplification by Stimulated Emission of Radiation</i>
LBW	<i>Laser Beam Welding</i> (soldagem a laser)
LT	entalhe normal ao plano da trinca com direção longitudinal e propagação no sentido transversal longo
M(T)	<i>Middle tension specimen</i>
MB	Material Base

MEV	Microscópio Eletrônico de Varredura
MFEL	Mecânica da Fratura Elástica Linear
Mn	Manganês
MRJ	Mitsubishi <i>Regional Jet</i>
NEO	<i>New Engine Option</i> (designação das novas famílias de aeronaves Airbus A320 e A330)
NL	orientação perpendicular à de um entalhe
PL	orientação paralela à de um entalhe
SAE	<i>Society of Automotive Engineers</i>
T851	Tratamento térmico de solubilização, seguido de um encruamento por meio de um estiramento controlado, com alívio de tensões e consecutivo envelhecimento artificial, sem ocorrência de desempenho nessa última etapa
TL	entalhe normal ao plano da trinca com direção transversal longa e propagação no sentido longitudinal
USP	Universidade de São Paulo
ZAC	Zona Afetada pelo Calor
ZF	Zona Fundida
ZGP	Zonas de Guinier-Preston

LISTA DE SÍMBOLOS

(r,θ)	sistema de coordenadas polares
α	relação entre o comprimento de uma trinca e a espessura da peça trincada
ΔK	variação do fator intensidade de tensão
ΔK_{ef}	variação do fator intensidade de tensão efetivo
ΔK_{thr}	limiar de propagação de trinca
σ	tensão aplicada
σ_e	limite de escoamento de um material
σ_{max}	tensão máxima aplicada
σ_{min}	tensão mínima aplicada
$\sigma_x, \sigma_y, \sigma_z,$	tensões normais genéricas aplicadas em um ponto qualquer de uma estrutura
τ_{xy}, τ_{xz} e τ_{yz}	tensões cisalhantes genéricas aplicadas em um ponto qualquer de uma estrutura
τ	tempo de interação do laser
ν	coeficiente de Poisson
A	parâmetro do material no modelo exponencial
a	tamanho de trinca
A'	parâmetro do modelo de Hartmann-Schijve modificado
Al	Alumínio
a_m	tamanho de trinca médio
a_t	tamanho crítico que causa o crescimento espontâneo de uma trinca
\hat{a}_i	tamanho de trinca calculado
b	comprimento de um corpo de prova
b_0, b_1 e b_2	parâmetros de regressão para um ajuste polinomial do segundo grau

C	parâmetro do material na lei de Paris
C ₁ , C ₂	parâmetros de cálculo dependentes do número de ciclos para um ajuste polinomial do segundo grau
Cu	Cobre
D	parâmetro do modelo de Hartmann-Schijve modificado
d	deslocamento da abertura da boca de uma trinca
da/dN	taxa de propagação de trincas
DP	densidade de potência
F _p	Fator geométrico
G	taxa de liberação de energia de deformação
K	fator intensidade de tensão
K _c	fator intensidade de tensões crítico
K _{IC}	tenacidade à fratura (ASTM E399)
K _{max}	fator intensidade de tensão máximo
K _{min}	fator intensidade de tensão mínimo
K _{op}	fator intensidade de tensão de abertura
Li	Lítio
N	número de ciclos de carregamento
n	parâmetro do material na lei de Paris
Nd:YAG	matriz de granada de ítrio e alumínio com dopagem por íons de neodímio Nd ³⁺
P	carga aplicada
p	coeficiente do modelo de Hartmann-Schijve modificado
P _{max}	carga máxima aplicada
P _{min}	carga mínima aplicada

q	potência de um laser
R	Razão de carregamento
R ²	coeficiente de determinação
r _b	raio de um feixe de laser
t	espessura de um corpo de prova
U	energia potencial acumulada
v	velocidade transversal de um laser
Yb:fibra	fibra óptica dopada com itérbio
Zr	Zircônio

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	29
1.1	OBJETIVO GERAL.....	30
1.2	OBJETIVOS ESPECÍFICOS	30
2	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	32
2.1	LIGAS DE ALUMÍNIO	32
2.1.1	Sistema Alumínio-Lítio.....	34
2.1.2	Sistema Al-Li-Cu	35
2.1.3	Liga de alumínio 2198-T851.....	37
2.1.4	Aplicação do alumínio na indústria aeronáutica	39
2.2	PROCESSAMENTO A LASER DOS MATERIAIS	43
2.3	FADIGA.....	49
2.3.1	Propagação de trinca por fadiga.....	50
2.3.2	Mecânica da Fratura Elástica Linear (MFEL).....	51
2.3.3	Obtenção e análise de dados de propagação de trinca por fadiga	57
2.3.4	Fechamento da trinca	61
2.4	TENSÃO RESIDUAL.....	63
2.4.1	Técnicas de introdução de tensões residuais compressivas	64
2.4.2	Linhas de aquecimento a laser	67
3	MATERIAL E MÉTODOS.....	81
3.1	MATERIAL	81
3.2	MÉTODOS.....	82
3.2.1	Parâmetros de aquecimento a laser	82
3.2.2	Análise metalográfica.....	84
3.2.3	Microdureza	86
3.2.4	Corpos-de-prova de fadiga	87
3.2.5	Linhas de laser nos corpos-de-prova.....	90
3.2.6	Ensaio de propagação de trinca por fadiga	92
3.2.7	Análise de fractografia	94
4	RESULTADOS E DISCUSSÃO	96
4.1	ANÁLISE METALOGRÁFICA.....	96
4.2	MICRODUREZA.....	103
4.3	RESULTADOS DE FADIGA.....	108

4.3.1	Razão de carga 0,1.....	109
4.3.1.1	Curvas a <i>versus</i> N.....	109
4.3.1.2	Metodologia de derivação para as curvas da/dN <i>versus</i> ΔK	110
4.3.1.3	Curvas da/dN <i>versus</i> ΔK	119
4.3.2	Razão de carga 0,5.....	122
4.3.2.1	Curvas a <i>versus</i> N.....	122
4.3.2.2	Metodologia de derivação para as curvas da/dN <i>versus</i> ΔK	123
4.3.3	Razão de carga 0,05.....	125
4.3.3.1	Curvas a <i>versus</i> N.....	125
4.3.3.2	Metodologia de derivação para as curvas da/dN <i>versus</i> ΔK	126
4.3.4	Comportamento da propagação de trinca para diferentes valores de R	128
4.4	FRACTOGRAFIA NOS CORPOS DE PROVA DE FADIGA.....	142
5	CONCLUSÕES.....	148
6	SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS.....	151
	REFERÊNCIAS.....	152

1 INTRODUÇÃO

A indústria aeronáutica está sempre à procura de novos materiais, de forma a produzir aeronaves cada vez mais eficientes, sendo um dos principais estudos nessa linha a redução de peso, de forma a diminuir o consumo de combustível, custo de operação e emissão de gases (ALEXOPOULOS *et al.*, 2013; TAVARES; SANTOS; CASTRO, 2013). As duas principais classes de materiais para tal aplicação são as ligas de alumínio e os compósitos, e embora haja um crescente desenvolvimento desta segunda classe, as ligas de alumínio ainda são responsáveis por grande parte das aplicações estruturais em aviões (TAVARES; SANTOS; CASTRO, 2013; MOSINYI, 2006).

Dentre esse grupo de ligas metálicas, um sistema específico tem apresentado relativa importância neste setor industrial, a terceira geração do sistema Al-Li (como a liga 2198-T851). Este tem apresentado crescente investigação, visto que o lítio permite para cada 1% em peso de adição, uma redução de 3% de densidade da liga e um aumento de 6% em seu módulo de elasticidade, além de permitir um aumento na resistência à propagação de trinca por fadiga (ALEXOPOULOS *et al.*, 2013; RIOJA; LIU, 2012). Empresas como a COMAC e a Bombardier já vêm aplicando o sistema em questão na fuselagem de suas aeronaves (BOMBARDIER, 2016; CUNHA, 2018). Ao se considerar a liga 2198, é a mais moderna disponível comercialmente dentre a terceira geração do sistema Al-Li. O material em questão já teve sua importância na indústria aeronáutica destacada, tendo sua aplicação cotada nas fuselagens do Airbus A350 (STARKE; STALEY, 2010). Pensando em outros setores, como por exemplo o aeroespacial, devido à sua combinação de propriedades específicas e baixa densidade, a liga 2198 também se destaca, sendo utilizada no tanque de combustível do foguete Falcon 9 da SpaceX. Reitera-se então a importância não somente do sistema Al-Li, bem como da liga 2198 no mercado aeronáutico, principalmente quando avaliadas as aplicações em fuselagens.

Ao se avaliar a forma de união utilizada em revestimentos aeronáuticos, embora haja um crescente interesse na aplicação de técnicas modernas de soldagem, como LBW e FSW, a rebiteagem ainda é dominante neste setor. Deste modo, trincas propagando por fadiga são comuns em aeronaves, nucleando-se por conta da concentração de tensão em furos inerentes a essa técnica de união. Ademais, o fenômeno da fadiga é uma das principais causas de falhas mecânicas em aeronaves. Com isso em mente, a indústria aeronáutica adotou desde a década de 1970 a filosofia da tolerância ao dano, a partir da qual, faz-se necessário um estudo mais

profundo do fenômeno da fadiga, de modo a se definir suas taxas de propagação, com uma previsão de um tamanho seguro de trinca. Além disso, a fim de gerar redução de custos, promovendo um aumento da vida útil de peças, métodos de introdução de tensão residual como o *shot peening*, expansão a frio e laser *peening* têm sido bem utilizados tanto em pesquisas, quanto na indústria aeronáutica como forma de aumentar a vida em fadiga dos materiais (CUNHA; LIMA, 2017; SCHNUBEL *et al.*, 2012). Além destes métodos, um modo de aquecimento localizado como forma de inserir tensões residuais em chapas finas foi apresentado por Parker, E. e Parker, W. (1991). O conceito deste se dá por uma expansão localizada oriunda do aquecimento sem a presença de fusão e uma contração localizada pelo resfriamento rápido, de tal modo que na região aquecida são inseridas tensões residuais trativas e nas proximidades, compressivas, semelhante ao que ocorre no processo de soldagem (CUNHA; LIMA, 2017). Desde então alguns estudos têm sido realizados por meio do aquecimento localizado em ligas de alumínio, apresentando resultados associados a aumento de resistência à propagação de trincas por fadiga (CUNHA; LIMA, 2017; GROTH *et al.*, 2015; SCHNUBEL *et al.*, 2012) . No entanto, a literatura envolvendo essa técnica ainda é escassa, não sendo ainda aplicada na indústria aeronáutica. Com isso em mente, o projeto em questão visa analisar diversos parâmetros de aquecimento a laser em uma chapa de 2 mm de espessura da liga de alumínio 2198-T851, avaliando inicialmente as microestruturas e perfis de microdureza para seleção daqueles com maior potencial de introdução de tensões residuais, sem deterioração das propriedades mecânicas, de modo a realizar posterior investigação das propriedades de propagação de trinca por fadiga.

1.1 OBJETIVO GERAL

O trabalho proposto visa estudar a interação do aquecimento a laser com uma chapa de 2 mm de espessura de uma liga de alumínio 2198-T851, de modo a aumentar a tolerância ao dano, por intermédio da redução da taxa de crescimento de trincas por fadiga.

1.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS

Para uma melhor análise do proposto no objetivo geral, os seguintes objetivos específicos foram traçados:

- Análise de diversos parâmetros de aquecimento a laser por meio de microscopia óptica e perfil de microdureza, de forma a se determinar os mais promissores em

relação a manutenção de propriedades monotônicas e promovendo maior tensão residual;

- Estudar a influência dos parâmetros selecionados na propagação de trinca por fadiga, com diferentes razões de carga;
- Examinar a superfície de fratura dos corpos de prova em fadiga, de modo a se avaliar a influência da técnica nos mecanismos de propagação.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 LIGAS DE ALUMÍNIO

A indústria aeronáutica está sempre à procura de novos materiais, de forma a produzir aeronaves cada vez mais eficientes. Um dos principais estudos nessa linha é a redução de peso, combinando materiais com menor massa específica, com uma maior resistência mecânica, com um intuito de elaborar componentes de menor espessura e manutenção da resistência. O principal impacto de tal redução de peso se dá na diminuição do consumo de combustível, promovendo assim tanto um menor impacto ambiental quanto uma maior redução de gastos (ALEXOPOULOS *et al.*, 2013; TAVARES; SANTOS; CASTRO, 2013).

As duas principais classes de materiais para tal aplicação são as ligas de alumínio e os compósitos, e embora haja um crescente desenvolvimento desta segunda classe, as ligas de alumínio ainda são responsáveis por grande parte das aplicações estruturais em aviões (TAVARES; SANTOS; CASTRO, 2013; MOSINYI, 2006). O alumínio é o principal material utilizado em aeronaves desde os anos de 1920, quando passou a substituir a madeira. Desde então, as ligas deste material vêm exercendo influência na indústria aeronáutica, visto seu custo relativamente baixo, baixa massa específica e elevada resistência mecânica, por permitir um endurecimento por precipitação por meio de tratamentos térmicos (PRASAD; WANHILL, 2017).

As ligas de alumínio fundidas e trabalhadas podem ser classificadas em séries de quatro dígitos, sendo o primeiro deles correspondente ao elemento de liga majoritário. Para as ligas fundidas, o último dígito é precedido de um ponto. Tal nomenclatura foi elaborada pela *Aluminum Association* (AA) e é descrita a seguir (ASM, 2018; WHITE MARTINS, 2002).

- 1XXX – Ligas comercialmente puras (mais 99,0% de alumínio);
- 2XXX – Ligas contendo cobre como elemento majoritário;
- 3XXX – Ligas contendo manganês como elemento majoritário;
- 4XXX – Ligas contendo silício como elemento majoritário;
- 5XXX – Ligas contendo magnésio como elemento majoritário;
- 6XXX – Ligas contendo magnésio e silício como elementos majoritários;
- 7XXX – Ligas contendo zinco como elemento majoritário;
- 8XXX – Ligas contendo outros elementos;
- 9XXX – Sem uso corrente;

As ligas de alumínio também apresentam uma nomenclatura característica para designar os tratamentos termomecânicos com um sistema alfanumérico descrito a seguir (ASM, 2018; WHITE MARTINS, 2002).

- F – Conforme fabricado;
- O – Recozido;
- H1 – Apenas endurecido por encruamento;
- H2 – Endurecido por encruamento e parcialmente recozido;
- H3 – Endurecido por encruamento e estabilizado (propriedades mecânicas estabilizadas por tratamento térmico de baixa temperatura);
- T1 – Trabalho a quente seguido de envelhecimento natural;
- T2 – Trabalho a quente seguido de encruamento e com posterior envelhecimento natural;
- T3 – Solubilização seguida de encruamento e com posterior envelhecimento natural;
- T4 – Solubilização seguida de envelhecimento natural;
- T5 – Trabalho a quente seguido de envelhecimento artificial;
- T6 – Solubilização seguida de envelhecimento artificial;
- T7 – Solubilização seguida de estabilização (superenvelhecimento);
- T8 – Solubilização seguida de encruamento e com posterior envelhecimento artificial;
- T9 – Solubilização seguida de envelhecimento artificial e posterior encruamento;
- T10 – Trabalho a quente seguido de encruamento e com posterior envelhecimento artificial;

É importante considerar que cada uma das nomenclaturas pode apresentar alguns caracteres a mais, retratando especificidades do tratamento. Por exemplo, para o T8, como retratado, há um tratamento térmico de solubilização, seguido de trabalho a frio e posterior envelhecimento artificial, mas ao se considerar o tratamento T851, há a especificação do trabalho a frio, sendo ele um estiramento controlado para alívio de tensões (de acordo com as necessidades do produto) e então, o envelhecimento artificial ocorre sem que haja desempenho além do realizado na etapa anterior (ASM, 2018).

Um sistema com importância no setor aeronáutico é o alumínio-lítio, encontrando-se em sua terceira geração. Dentre as vantagens de se adicionar o lítio em ligas de alumínio, pode-se citar a redução em peso, a qual encontra-se em 3% para cada 1% em peso adicionado deste elemento, além de um aumento no módulo de elasticidade, da ordem 6% por porcentagem em peso de adição. Além da redução em massa e melhoria na resiliência do material, a adição de lítio permite às ligas de alumínio uma melhoria na propriedade de propagação de trinca por fadiga, a qual é primordial na área aeronáutica (ALEXOPOULOS *et al.*, 2013; RIOJA; LIU, 2012). Para as ligas em questão, a melhoria das propriedades em fadiga estão associados a desvios e bifurcações no caminho da trinca, aliados à rugosidade promovida por estes, os quais contribuem para o fechamento da trinca (PRASAD; GOKHALE; RAO, 2003).

2.1.1 Sistema Alumínio-Lítio

O lítio é um elemento que possui uma boa solubilidade no alumínio, podendo chegar a até 13% atômico do elemento. Ao se comparar com outros sistemas utilizados na indústria aeronáutica, este em questão apresenta menor solubilidade do que a série 7XXX, visto que o zinco é extremamente solúvel em alumínio, podendo a solubilidade desta série chegar a até aproximadamente 70% atômico deste. Comparando com o sistema 2XXX, por sua vez, é possível ver que o lítio é mais solúvel em alumínio do que o cobre. O diagrama de fases Al-Li pode ser visto na figura 1 (HALLSTEST; KIM, 2007).

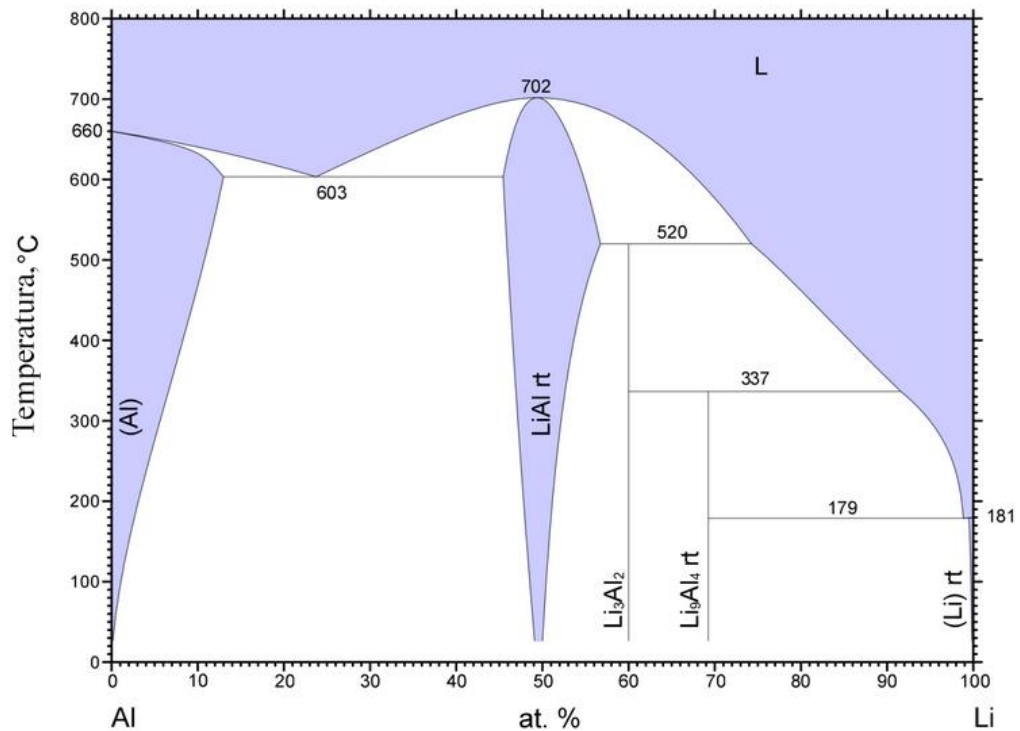
Por conta de a adição de lítio às ligas de alumínio promover uma considerável redução em peso, melhoria na resiliência e diminuição da taxa de propagação de trincas por fadiga, o sistema Al-Li tem sido estudado desde a década de 1920. Apesar disso, a primeira aplicação em aeronaves só veio em 1958, com a liga AA2020, utilizada nas asas da aeronave Northrop RA-5C Vigilante, a qual foi retirada de serviço após 20 anos sem apresentar problemas referentes a trincas ou corrosão. Entretanto, sua produção não foi continuada nos Estados Unidos por conta de preocupações com sua baixa tenacidade à fratura.

Na mesma época, uma liga similar à 2020, a VAD-23, foi utilizada em aeronaves pela antiga União Soviética juntamente à liga 1420. Tanto a liga 2020, quanto a VAD-23 e a 1420 são consideradas como a primeira geração das ligas de alumínio-lítio.

Nas décadas de 1970 e 1980, o desenvolvimento de novas ligas de alumínio com adição de lítio veio à tona de forma a tentar competir com o crescente desenvolvimento das fibras de carbono, dando assim origem à segunda geração destas ligas. Nestas, houve um

aumento do teor de lítio, sendo de forma geral acima de 2% em peso, o que promoveu uma maior redução em peso (entre 6 e 10%), um aumento do módulo elástico (entre 10 e 15%) e diminuição da taxa de propagação de trinca. Entretanto, a segunda geração do sistema não foi bem-sucedido, uma vez que apresentou um elevado grau de anisotropia e instabilidade térmica.

Figura 1 - Diagrama de fases alumínio-lítio



Fonte: (Adaptado de HALLSTEST; KIM, 2007)

A fim de reduzir as falhas da segunda geração, no final da década de 1980 e começo de 1990, a terceira geração de ligas Al-Li começou a ser trabalhada, diminuindo a adição de lítio. Esta geração é estudada até os dias atuais, mostrando grande potencial na área aeronáutica, de modo que um fabricante chinês COMAC está desenvolvendo uma aeronave, o C919, com fuselagem deste sistema (PRASAD; WANHILL, 2017; RIOJA; LIU, 2012).

2.1.2 Sistema Al-Li-Cu

Durante a elaboração das ligas do sistema Al-Li, grande parte encontrou-se na série 2XXX, de forma a se tratar de um sistema ternário Al-Cu-Li. Além disso, outros elementos

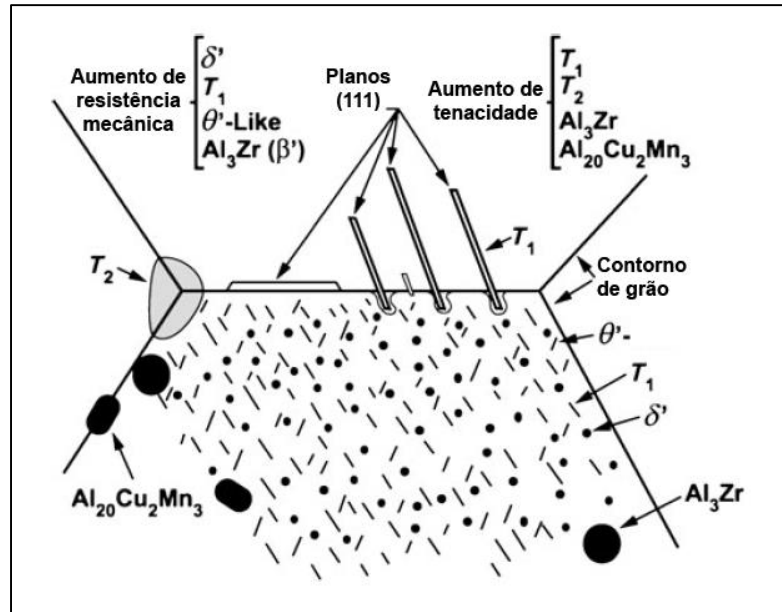
podem ser adicionados ao sistema, de forma a conferir melhores propriedades a ele. O principal mecanismo de endurecimento neste tipo de liga se dá pelo envelhecimento. Por meio do tratamento térmico T8, com uma etapa de envelhecimento artificial, é possível averiguar a presença de diversos precipitados oriundos de intermetálicos do sistema ternário, sendo eles descritos a seguir (MACIEL, 2018; PRASAD; WANHILL, 2017; RIOJA; LIU, 2012).

- δ' (Al_3Li) – Fase coerente e um dos principais responsáveis pelo aumento de resistência mecânica da segunda geração, além de melhorar as propriedades em fadiga;
- θ' (Al_2Cu) – Fase semi-coerente e principal endurecedor na primeira geração;
- T_1 (Al_2CuLi) – Pode nuclear nas Zonas de Guinier-Preston (ZGP) ou em discordâncias. Principal endurecedor na terceira geração, além de permitir um controle da tenacidade;
- S/S' (Al_2CuMg) – Por não ser afetado pelo lítio, apresenta difícil nucleação, precipitando preferencialmente em discordâncias. Contribui para o aumento da tenacidade;
- β' (Al_3Zr) – Ajuda no bloqueio dos contornos de alto ângulo, de forma a controlar e restringir a recristalização e crescimento de grão;

Além dos precipitados citados acima, pode-se apontar também o intermetálico $\text{Al}_{20}\text{Cu}_3\text{Mn}_3$, o qual aparece na forma de dispersóides e confere à liga um controle de tamanho de grão, textura e tenacidade, além de permitir uma melhoria nas propriedades de fadiga (RIOJA; LIU, 2012). Uma microestrutura esquemática dos precipitados em uma liga da terceira geração do sistema Al-Li pode ser visualizada na figura 2.

Além das fases citadas, algumas outras devem ser minimizadas, visto que promovem fratura intergranular de baixa energia, o que leva a uma baixa ductilidade e conseqüentemente baixa tolerância ao dano. Sendo elas: $T_2(\text{Al}_6\text{CuLi}_3)$, $T_B(\text{Al}_{15}\text{Cu}_8\text{Li}_2)$, Ω (placas hexagonais finas em ligas com alto teor de cobre e magnésio), além da fase δ (AlLi), oriunda da matriz, a qual também aumenta a susceptibilidade de corrosão sob tensão (PRASAD; WANHILL, 2017).

Figura 2 - Microestrutura esquemática de uma liga da terceira geração do sistema Al-Li



Fonte: (RIOJA; LIU, 2012)

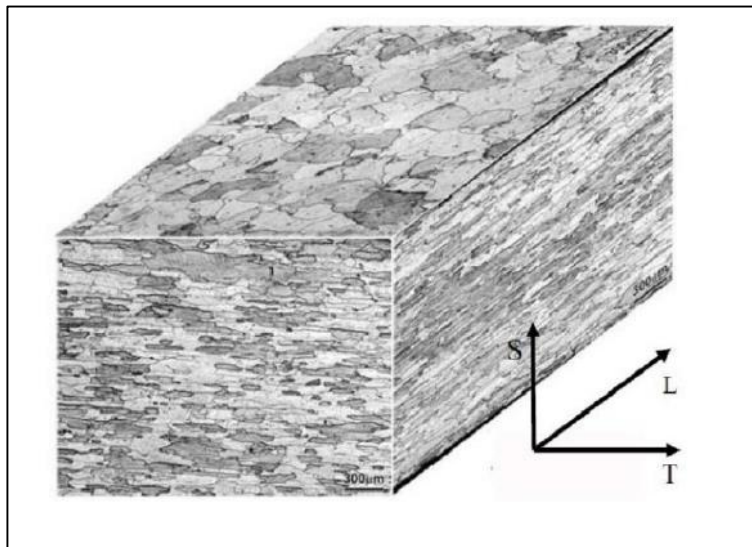
Por fim, alguns elementos podem ser apontados para a melhoria de algumas propriedades das ligas, como o magnésio, que promove um aumento de resistência mecânica e o zinco, o qual promove uma melhoria na resistência a corrosão (RIOJA; LIU, 2012).

2.1.3 Liga de alumínio 2198-T851

Como visto na figura 3, a liga 2198 com o tratamento térmico T851 apresenta uma morfologia de grãos empanquecados, fenômeno ainda mais evidenciado no sentido longitudinal à laminação (MACIEL, 2018). Com relação à composição química da liga, esta é descrita na tabela 1, conforme especificado na norma AMS 4412 (SAE, 2007).

Com relação às propriedades mecânicas da liga, estas podem ser visualizadas na tabela 2, de modo que aquelas referentes ao ensaio de tração referem-se ao sentido de laminação. Além disso, algumas destas propriedades são comparadas na figura 4 com ligas bem utilizadas na indústria aeronáutica, sendo elas a AA2024 e a AA7475. Na figura em questão, as propriedades são comparadas utilizando os valores da liga AA2024 como referência (propriedades = 1). Pode-se verificar também que a liga contendo lítio apresenta um grande potencial com relação às suas propriedades mecânicas, resistência à corrosão e massa específica ao se comparar com as outras duas ligas bem empregadas no setor aeronáutico.

Figura 3 - Visão tridimensional da liga AA2198-T851. Reagente Keller. Ampliação 200x.



Fonte: (MACIEL, 2018)

Tabela 1 - Composição química da liga 2198-T851. ND – Não detectado.

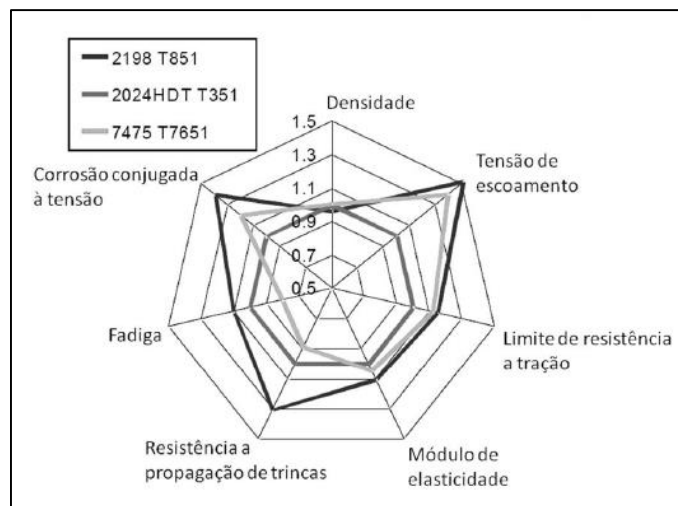
Elemento químico	AA2198-T851 (AMS 4412)
Li	1,01 (0,8-1,1) (% em peso)
Cu	3,68 (2,9-3,5) (% em peso)
Mg	0,305 (0,25-0,8) (% em peso)
Mn	ND (0,1-0,5) (% em peso)
Zr	0,12 (0,04-0,18) (% em peso)
Ag	ND (0,1-0,5) (% em peso)
Si	0,03 (0,08 máximo) (% em peso)
Ti	0,027 (0,10 máximo) (% em peso)
Fe	0,08 (0,10 máximo) (% em peso)
Zn	0,01 (0,35 máximo) (% em peso)
Al	Restante

Fonte: (MACIEL, 2018)

Tabela 2 - Propriedades mecânicas da liga 2198-T851

Propriedades mecânicas	AA2198-T851
Limite de escoamento (MPa)	438,9
Limite de resistência à tração (MPa)	480,0
Módulo de elasticidade (GPa)	69
Dureza (HB)	157
Massa específica (g/cm³)	2,7

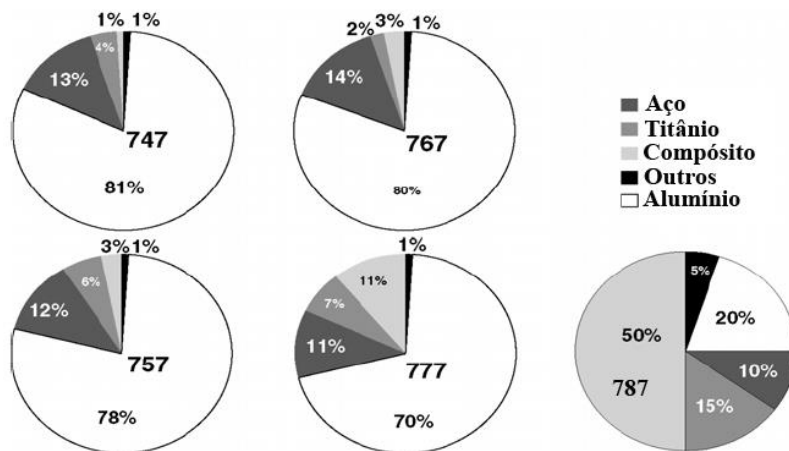
Fonte: (GAMBONI, 2011)

Figura 4 - Comparação das propriedades da liga AA2198 com as ligas AA2024 e AA7475

Fonte: (HIGASHI, 2011)

2.1.4 Aplicação do alumínio na indústria aeronáutica

Conforme previamente descrito, as ligas de alumínio foram bem utilizadas ao longo da história da aviação por conta da sua baixa densidade, aliada às suas propriedades mecânicas. É importante ressaltar que os materiais utilizados para a produção de aeronaves devem possuir boas propriedades referentes à fadiga, visto que os projetos são planejados a longo prazo (60000 horas de voo) e devem possuir boa tolerância ao dano, características compatíveis com as ligas de alumínio (ZHANG; CHEN; HU, 2018). A figura 5 apresenta a composição de várias aeronaves produzidas pela Boeing.

Figura 5 - Porcentagem em peso das principais ligas aplicadas em aeronaves da Boeing

Fonte: (WARREN, 2004)

É possível verificar que boa parte das aeronaves produzidas pela empresa apresenta majoritariamente componentes formados por ligas de alumínio, com exceção da 787, que é constituída majoritariamente por compósitos. No entanto, a empresa ainda demonstra interesse no desenvolvimento de novas ligas de alumínio, de modo a estas concorrerem com materiais compósitos em aplicações de futuras aeronaves. Além disso, este tipo de liga metálica ainda é o material majoritário aplicado por diversas empresas do ramo, como será descrito mais adiante (WARREN, 2004).

Dentre as principais ligas de alumínio utilizadas em aeronaves, três classes podem ser destacadas, as da série 2XXX, 7XXX e ligas do sistema alumínio-lítio. A série 2XXX apresenta como principal elemento de liga o cobre, sendo possível citar a liga 2024, bem utilizada na fuselagem do avião por conta de sua elevada tolerância ao dano. No entanto, pelo seu limite de escoamento moderado, sua utilização é limitada quando pensada em aplicações que exigem maior resistência, como por exemplo no revestimento da asa superior (ZHANG; CHEN; HU, 2018). Como evolução da liga 2024, é possível citar a liga 2524, a qual foi utilizada como substituta nas fuselagens do Boeing 777, por conta da sua tenacidade à fratura e resistência à propagação de trinca por fadiga superiores (DURSUN; SOUTIS, 2014).

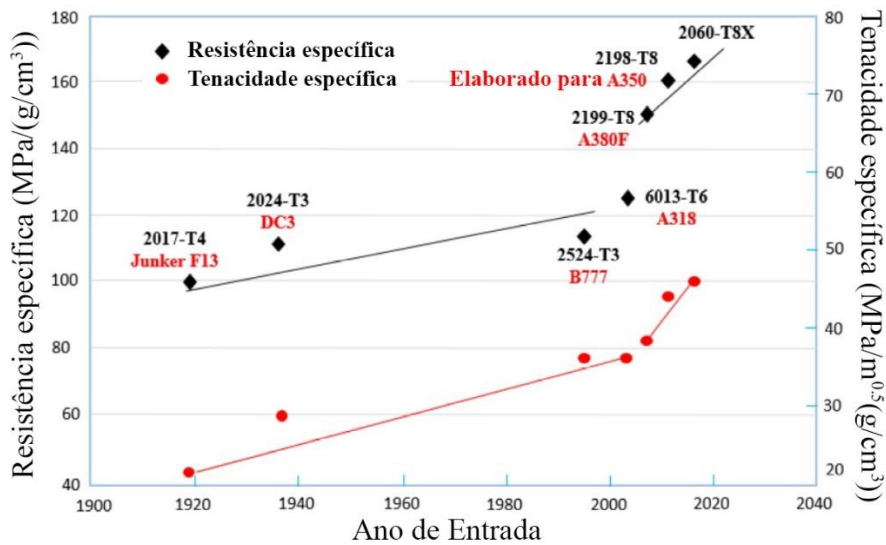
Em contrapartida ao limite de escoamento moderado da série 2XXX, as ligas da série 7XXX, com o zinco como elemento de liga majoritário, apresentam a maior resistência mecânica dentre as ligas de alumínio. Um exemplo da série 7XXX é a liga 7075, sendo bem

aplicada no revestimento de asas superiores, reforçadores e estabilizadores, onde a resistência mecânica é a prioridade. No entanto, seu uso é limitado por conta da sua baixa tenacidade à fratura, tolerância ao dano e baixa resistência à corrosão (ZHANG; CHEN; HU, 2018). Como evolução da liga 7075, é possível citar a 7475, a qual combina a resistência mecânica, com tenacidade à fratura e resistência à fadiga, tanto ao ar quanto em ambiente corrosivo (DURSUN; SOUTIS, 2014).

Por fim, as ligas do sistema alumínio-lítio, são as mais leves dentre as ligas de alumínio, apresentando menores densidades e maiores propriedades mecânicas específicas do que as ligas da série 2XXX e 7XXX. Ao se comparar em aplicações de fuselagem, como por exemplo a liga 2524 do Boeing 777, a liga 2060 reduz em até 7% o peso dos componentes da aeronave. No entanto, para ligas com maiores composições de lítio (>1,8% em peso) há a problemática da anisotropia. Para a liga 2198, o limite de escoamento referente ao sentido longitudinal é 90 MPa superior quando comparado ao transversal, sendo no entanto possível de ser contornado com a adição de manganês, que, por meio da formação de dispersóides, favorece na formação de grãos aleatoriamente orientados durante a recristalização, o que diminui o efeito anisotrópico gerado pela microestrutura empanhecada da liga (TSIVOULAS; PRANGNELL, 2014; ZHANG; CHEN; HU, 2018).

Em termos de aplicações de ligas no sistema Al-Li, chapas de 2199 podem ser melhor aplicadas, em certos critérios de design, para a fuselagens de aeronaves do que a liga 2024, por exemplo, por conta de sua superior resistência à corrosão sob tensão e por esfoliação, além sua superior performance na propagação de trinca por fadiga, superiores tenacidade à fratura e limite de escoamento, aliado à sua menor densidade. Além disso, placas da liga 2199 podem ser aplicadas em revestimento de asa inferior, com a liga 2099, também do sistema Al-Li, sendo aplicada como reforçadores desses componentes.

Ainda com relação à liga 2198, essa foi elaborada para substituir as ligas 2024 e 2524 em componentes em que a tolerância ao dano é crítica. Quando comparada a resistência à fadiga, a liga 2198 é superior à 2024, embora seja inferior à 2524 em ensaios ao ar. No entanto, em ensaios de fadiga envolvendo situações com uma pré-corrosão salina, a liga 2198 apresenta características similares à 2524. Ademais, a liga do sistema Al-Li absorve de 2 a 3 vezes mais energia durante a fratura, quando comparada à 2024 (DURSUN; SOUTIS, 2014; RAJAN *et al.*, 2016). Os valores de resistência e tenacidade específicas para diversas ligas de alumínio, com seus devidos anos de entrada e aeronaves em que foram aplicadas, podem ser visualizados na figura 6.

Figura 6 - Propriedades de ligas de alumínio desenvolvidas para a fuselagem de aeronaves

Fonte: (RAJAN *et al.*, 2016)

O sistema alumínio-lítio já está sendo aplicado em aeronaves atuais, demonstrando não somente a importância das ligas de alumínio, como desse sistema específico no meio da indústria aeronáutica. A exemplo disso, é possível citar a família de aeronaves C Series da empresa canadense Bombardier, com capacidade de 110 a 160 passageiros, aplicando em sua fuselagem o sistema em questão. Além dela, o fabricante chinês COMAC também aplica esse sistema na fuselagem de sua aeronave C919, com capacidade de 174 passageiros (BOMBARDIER, 2016; CUNHA, 2018).

De forma geral, o uso de ligas de alumínio na fuselagem continua a ser visto em aeronaves novas, como o Mitsubishi Regional Jet – MRJ70 (76 a 92 passageiros) da japonesa Mitsubishi e o MS-21 (165 a 211 passageiros) do fabricante russo Inokum. Analogamente, aeronaves que passaram por um processo de remotorização, bem como este aliado à substituição do material das asas, mantiveram a fuselagem original de alumínio. A exemplo disso, é possível citar as duas famílias de aeronaves da Airbus, a A320 NEO e A330 NEO, além dos 737 MAX e 777X da Boeing e os E-Jets E2 da Embraer (CUNHA, 2018). A figura 7 mostra todas as aeronaves citadas, bem como o ano de entrada delas.

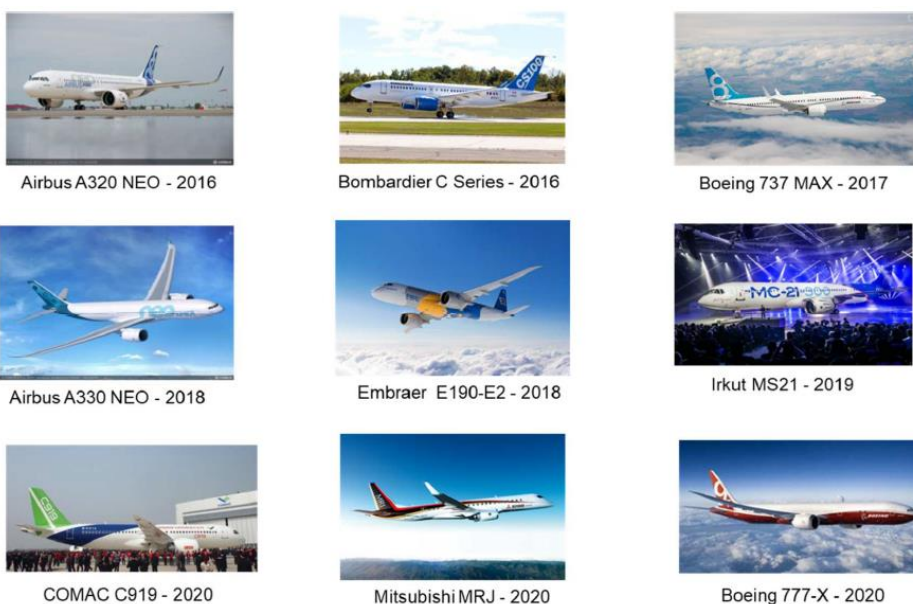
Embora parte destas aeronaves apresentem compósitos em alguns de seus componentes (principalmente nas asas, por exemplo), é inegável a importância das ligas de alumínio ainda em tempos modernos, visto sua aplicabilidade nas fuselagens de todas as citadas. Ademais, as ligas modernas do sistema alumínio-lítio, como a do trabalho em

questão, vêm mostrando também sua devida importância na indústria aeronáutica.

Com relação especificamente à liga 2198, esta foi avaliada para a aplicação no revestimento de fuselagem da aeronave A350 da Airbus, com ano de entrada de 2014, no entanto, teve o seu design modificado a fim de concorrer com a fuselagem de compósito da Boeing 787 (MARSH, 2008; STARKE; STALEY, 2010). Ademais, tal material é utilizado em fuselagens das aeronaves CSeries da Bombardier. No setor aeroespacial, a liga 2198 é utilizada no revestimento de tanque de combustível do foguete Falcon 9 da SpaceX.

Assim sendo, a liga em questão apresenta potencial para a aplicabilidade em fuselagens aeronáuticas ao considerar a importância e a contínua aplicabilidade das ligas de alumínio para esse fim, inclusive pensando exclusivamente para o sistema alumínio-lítio. Além disso, as propriedades específicas da liga, discutidas anteriormente, reforçam esse fato.

Figura 7 - Novos modelos de aeronaves com fuselagem de alumínio, com seus respectivos anos de entrada



Fonte: (CUNHA, 2018)

2.2 PROCESSAMENTO A LASER DOS MATERIAIS

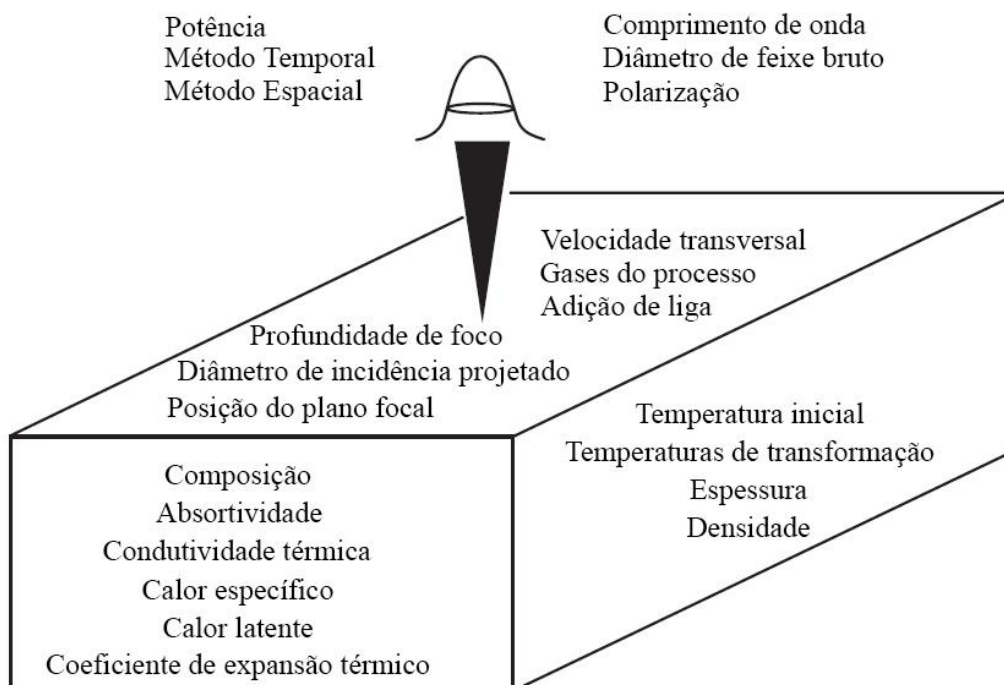
Light Amplification by Stimulated Emission of Radiation, ou mais conhecido pela sigla LASER, foi um dos grandes marcos do século 20 devido à sua gama de aplicações. Dentre os diversos usos de tal tecnologia, destaca-se a aplicação de feixes de laser em materiais, de modo que tal área apresenta um vasto campo de pesquisa. Como exemplo de processos de aplicações, é possível citar o endurecimento, *cladding*, fusão do material, corte

e soldagem por *keyhole*, sendo cada qual adquirido por uma correlação adequada de parâmetros. No entanto, o número de variáveis envolvendo o processamento a laser é muito elevado, visto que elas se referem às propriedades do laser, do processamento em si, fora as propriedades referentes ao material. A exemplo deste vasto número, somente no processo de soldagem a laser, mais de 140 variáveis diferentes podem ser consideradas. A figura 8 representa algumas das variáveis envolvidas no processamento a laser de materiais (ION, 2005).

No entanto, é possível inicialmente fazer a seleção dos principais parâmetros. No caso das variáveis do laser, as principais são a potência (q) deste, além do raio do feixe (r_B), sendo que esses dois parâmetros podem ser facilmente agrupados em uma única variável, a densidade de potência (DP), a qual, considerando um feixe de laser de seção circular, pode ser calculada por meio da equação 1.

$$DP = \frac{q}{\pi r_B^2} \quad (1)$$

Figura 8 - Principais variáveis de um processamento a laser transversal de um material



Fonte: (Adaptado de ION, 2005)

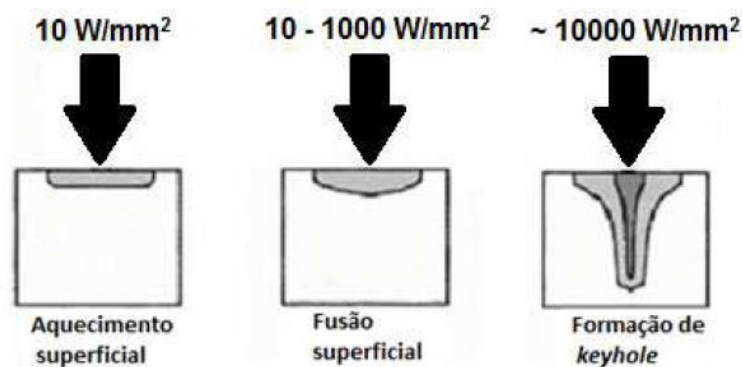
A partir da densidade de potência, é possível estabelecer o principal mecanismo de interação térmica, seja ele o aquecimento, fusão ou vaporização, conforme demonstra o esquema na figura 9.

No caso em que há o deslocamento transversal do laser pelo material, com uma velocidade v , outra variável é levada em consideração para que seja possível se determinar o tipo de interação, sendo ele o tempo de interação τ , dado pela equação 2.

$$\tau = \frac{2r_B}{v} \quad (2)$$

Com as informações de densidade de potência e tempo de interação, é possível se ter noção de qual tipo de processamento será utilizado. Ion (2005), por meio de levantamento de dados de diversos trabalhos, elaborou o gráfico representado na figura 10. Por meio deste, é possível ver as diversas técnicas de processamento e os intervalos em que elas ocorrem, sendo possível com ele ter uma noção do intervalo de parâmetros a serem escolhidos, caso se decida estudar uma das técnicas.

Figura 9 - Variações na densidade de potência do laser e processos resultantes em materiais



Fonte: (CUNHA, 2018)

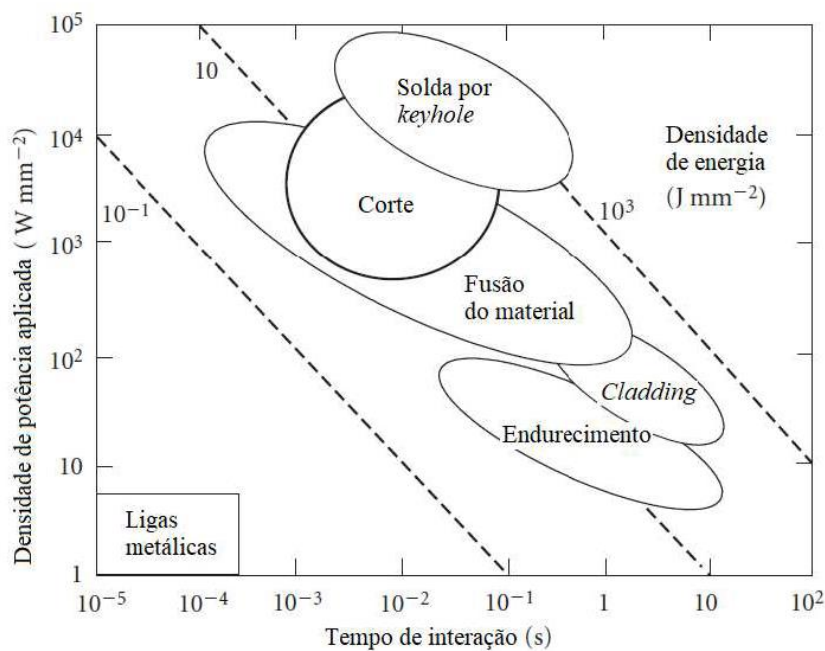
Como pode ser visto na figura 15, existe outra variável relacionada com a densidade de potência e tempo de interação, sendo ela a densidade de energia (DE), dada pela equação 3.

$$DE = DP \times \tau \quad (3)$$

Para os diferentes processos de fabricação, é possível verificar uma gradual evolução dos mecanismos de interação térmica com o aumento da densidade de energia.

Processos de aquecimento, representados pelo endurecimento na figura 10, ocorrem entre 1 e 100 J/mm². Neste processo, ocorre uma elevação da temperatura do material, sem que ocorra fusão ou vaporização e com o posterior resfriamento, há o fenômeno da transformação de fases, endurecendo o material. Maharjan, Zhou e Wu (2020) em seu trabalho com o aço 1020 demonstram o uso do endurecimento a laser em atmosfera controlada, utilizando para tal uma densidade de energia de 63,7 J/mm² em um laser a fibra dopada de itérbio. É importante ressaltar que os processos de aquecimento nem sempre levam a um endurecimento, ligas de alumínio por exemplo não apresentam uma transformação de fases que gere o endurecimento, no entanto, o aquecimento pode gerar crescimento de grão ou um superenvelhecimento, promovendo o amolecimento do material. Cunha e Lima (2017) utilizaram um laser a fibra dopada de itérbio, com densidade de energia na ordem de 100 J/mm², com o intuito de gerar uma redução na taxa de propagação da trinca em uma liga de alumínio 2024 e como resultado disso, promoveram o amolecimento do material, conforme mostra a figura 11.

Figura 10 - Relação entre parâmetros do laser e diferentes processos de fabricação

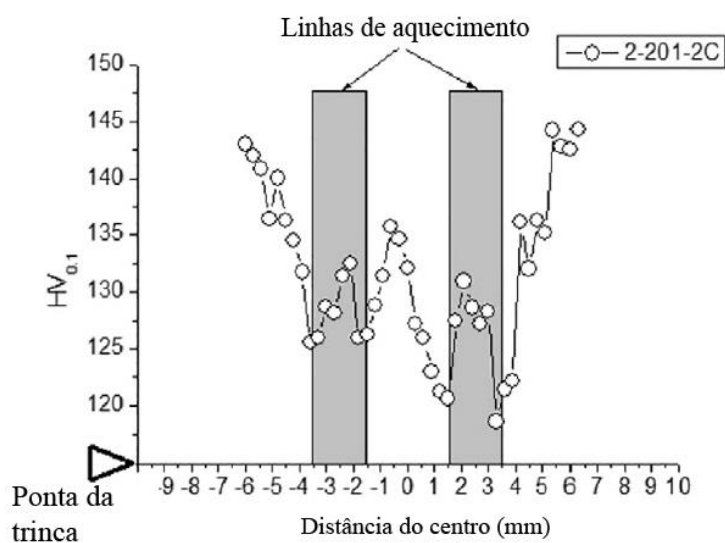


Fonte: (Adaptado de ION, 2005)

Processos em que ocorre a fusão do material, por outro lado, encontram-se em um intervalo de densidade de energia de 10 a 1000 J/mm². Exemplos desse tipo de interação são o *cladding*, no qual, por meio da fusão é visada a adição de uma nova liga em um substrato; a fusão superficial a laser, a qual visa uma fusão superficial no material, de tal modo a ocorrer mudanças microestruturais; além de algumas técnicas de corte a laser, como o corte por fusão em gás inerte e gás ativo, que consistem na formação de uma cavidade, de tal modo a fundir os entornos desta, região que é removida com o jateamento do gás; a diferença entre as duas técnicas se dá pelo fato de no corte por fusão em gás ativo, ocorrer a reação entre este e o material, de modo a acelerar o processo por meio das reações exotérmicas.

Por fim, em processos que envolvem a vaporização do material, como outras técnicas de corte a laser e a soldagem por *keyhole*, utilizam uma densidade de energia da ordem de 100 a 10000 J/mm².

Figura 11 - Amolecimento em regiões de incidência de laser para a liga AA2024



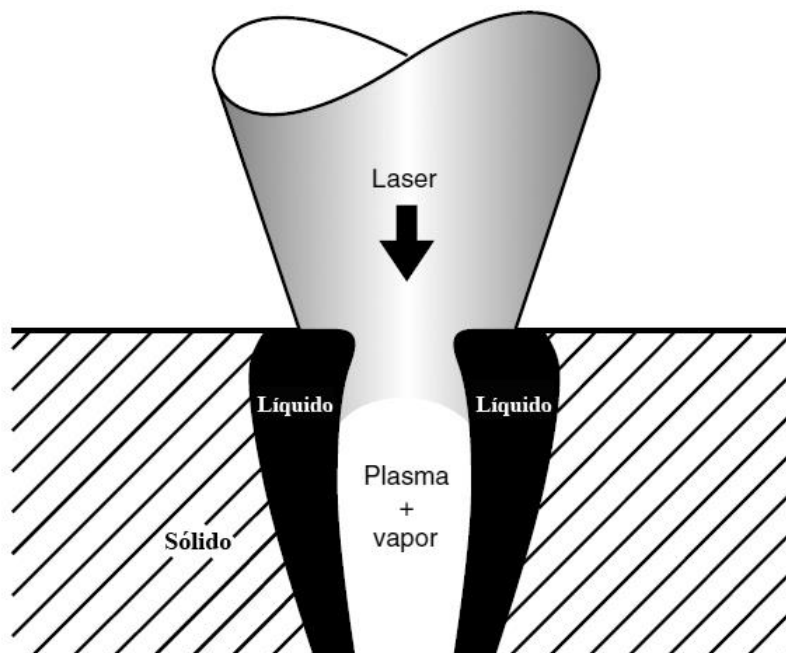
Fonte: (CUNHA; LIMA, 2017)

A técnica da soldagem a laser por *keyhole* é bem utilizada na indústria aeronáutica, consistindo na vaporização, formando uma cavidade preenchida por vapor e plasma e essa sendo cercada pelo material fundido, que por sua vez é cercado pelo material em estado sólido. A transferência de energia para o material ocorre nas paredes da cavidade, de modo a ocorrer repetida reflexão do laser nesta. Com a passagem do laser, há um equilíbrio entre dois tipos de força, as forças envolvidas com a ablação do material e com o plasma, que tendem a manter aberta a cavidade; e as relacionadas com a tensão superficial entre a região

de plasma e vapor do *keyhole* e a região fundida, além da pressão hidrostática e hidrodinâmica desta, que tendem a fechar a cavidade. Após a passagem do laser, a região fundida tende a preencher a porção de vazio do material (ELIJAH, 2009; ION, 2005). Um esquema da soldagem a laser por *keyhole* é mostrado na figura 12.

Exemplos de aplicações para a soldagem por keyhole podem ser vistos em reforçadores longitudinais e revestimentos de fuselagem em determinadas seções das aeronaves Airbus A318, A340-600 e A380 em ligas de alumínio da série 6XXX (DITTRICH *et al.*, 2011). Mais especificamente para a liga do sistema alumínio-lítio, 2198, Zhao *et al.* (2020) avaliaram a aplicabilidade da soldagem a laser sob pressão, na qual além da técnica convencional da soldagem a laser, é aplicada pressão por meio de um rolamento, a necessidade disso surge do intuito de minimizar os defeitos que surgem durante tal processamento do material.

Figura 12 - Exemplo esquemático de soldagem por keyhole



Fonte: (ELIJAH, 2009)

Outras aplicações de laser referentes ao retardo da propagação de trinca por fadiga serão melhor abordadas em tópicos adiante, como o *laser shock peening* e o aquecimento a laser.

2.3 FADIGA

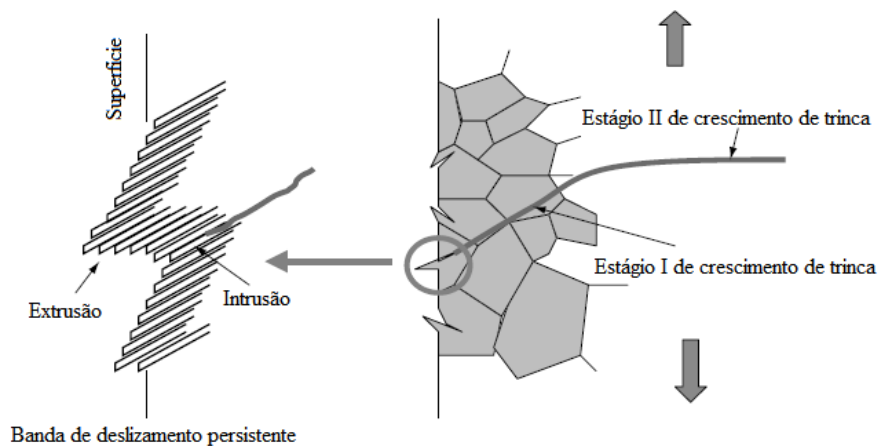
O fenômeno da fadiga é uma das principais causas de falhas mecânicas em aeronaves, de tal modo que esta propriedade serve de forma geral para estimar a vida de componentes neste setor. O mecanismo de falha por fadiga é constituído por três etapas, a nucleação de uma trinca, sua propagação e por fim, a ruptura final. Na nucleação, a trinca começa a se formar por meio de um mecanismo de deformação plástica localizada. Embora a peça, durante sua aplicação, seja submetida na maioria das vezes a uma tensão abaixo do seu limite de escoamento, por se tratar de um material policristalino, alguns grãos do material podem sofrer deformação plástica. O limite de escoamento retrata uma propriedade global do material, ou seja, é um comportamento médio de todos os grãos, sendo assim, alguns deles podem apresentar uma orientação mais favorável ao deslizamento. Assim, por meio de um mecanismo de intrusão e extrusão, a trinca se inicia. Essa etapa do processo de fadiga ocorre em algum ponto de concentração de tensão, sendo a trinca normalmente iniciada em superfícies, mas podendo ocorrer em poros, bandas de deslizamento ou descontinuidades (LEE *et al.*, 2005; WANG *et al.*, 2002).

Na prática, entretanto, a trinca já pode se encontrar iniciada a partir de algum defeito oriundo do processo de manufatura da peça. Sendo assim, é comum adotar a existência de uma trinca de tamanho inicial a_0 , de modo que seu valor pode ser atribuído de forma determinística, pela norma MIL-A-83444, a qual atribui diferentes tamanhos iniciais de trinca. O valor de a_0 de 1,27 mm (0,05 polegadas) é a *rogue flaw*, adotada para trincas com caminho único de carga ou estruturas primárias com múltiplos caminhos de carga; por outro lado, o valor de 0,127 mm (0,005 polegadas) é a *manufacturing quality flaw*, proposto para trincas secundárias com múltiplos caminhos de carga. Embora ainda utilizada na indústria aeronáutica, a norma MIL-A-83444 foi descontinuada pela força aérea Americana, dando espaço a métodos não-determinísticos, de forma a não somente analisar a qualidade da manufatura, mas também a condição em que a peça será aplicada e seus detalhes estruturais, embasando-se no conceito da *equivalent initial flaw size* (MATOS, 2013).

Após a iniciação da trinca, a segunda fase do processo de fadiga se inicia, sendo ela a propagação da trinca, a qual é dividida em duas etapas. Na primeira etapa da propagação, a trinca percorre o caminho da ordem de alguns contornos de grão, ocorrendo assim como a fase da nucleação por meio de uma deformação plástica localizada. Nesta etapa, a trinca é bem afetada pelas características de deslizamento do material, de tal modo que materiais com maior ductilidade tendem a ser mais afetados por ela (LEE *et al.*, 2005). Além disso, é

importante ressaltar que a propagação de pequenas trincas é responsável por grande parte da vida em fadiga. A segunda etapa da propagação é significativamente maior em tamanho ao se comparar com a primeira, ocorrendo ao longo de todo o componente até sua ruptura final. Nesta etapa, a microestrutura do material afeta diretamente a taxa de propagação, visto que há uma região plástica significativamente grande na ponta da trinca. Sendo assim, materiais dúcteis, como as ligas de alumínio tendem a ser mais resistentes à propagação da trinca (LEE *et al.*, 2005; OKUMA, 2014). Uma melhor representação das etapas de iniciação e propagação da trinca pode ser visualizada na figura 13.

Figura 13 - Esquema da iniciação e propagação de trinca por fadiga



Fonte: (LEE; PAN, HATHAWAY; BARKEY, 2005)

2.3.1 Propagação de trinca por fadiga

Na década de 1970, a filosofia da tolerância ao dano foi introduzida no setor aeronáutico. Desde então, as estruturas produzidas para aeronaves são elaboradas de forma a suportar a fadiga, corrosão, defeitos de fabricação ou danos acidentais. Assim sendo, tais estruturas podem continuar em uso mesmo com a existência de uma trinca, desde que seja possível detectar em inspeções e a resistência residual seja suficiente para evitar uma falha catastrófica, sendo necessária manutenção quando a trinca atingir um certo limite (CUNHA, 2018).

Com isso em mente, o estudo da segunda fase da fadiga torna-se necessário, a propagação de trinca. Saber como é o comportamento de crescimento de trincas e determinar uma região segura de forma a evitar uma falha catastrófica, a qual ocorreria com a ruptura

final da peça. Uma das principais equações que retratam o fenômeno da propagação de trincas foi elaborada por Paris (1963), sendo descrita pela equação 4.

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K)^n \quad (4)$$

Na equação em questão, C e n são parâmetros de ajuste, determinados a partir de resultados experimentais, (da/dN) é a taxa da propagação da trinca, de tal modo que a é o tamanho desta e N o número de ciclos, já ΔK corresponde à variação fator intensidade de tensão. Desta forma, verifica-se que a taxa de propagação de trincas é uma propriedade que depende diretamente da tensão aplicada na ponta da trinca, retratada por ΔK . O modelo proposto por Paris (1963) foi um dos primeiros a correlacionar a variação do fator intensidade de tensão com o fenômeno da fadiga, sendo esta ou equações que derivem desta as ferramentas mais aplicadas para descrever a propagação de trincas, de modo ao modelo ser posteriormente conhecido como lei de Paris. É importante ressaltar que apesar da sua elevada aplicabilidade, a análise de um fenômeno como a fadiga, que é dado por uma mecanismo de deformação plástica, pelo fator intensidade de tensão, que retrata um comportamento elástico do material, torna a lei de Paris uma equação empírica. Para melhor entendimento do fator intensidade de tensão, de modo a dar prosseguimento aos modelos de propagação da trinca, uma breve explicação sobre a Mecânica da Fratura Elástica Linear (MFEL) faz-se necessária.

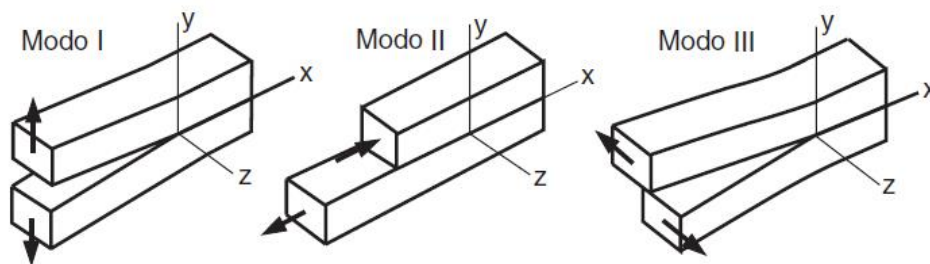
2.3.2 Mecânica da Fratura Elástica Linear (MFEL)

No passado, a seleção de materiais no meio industrial era baseada quase que exclusivamente nos ensaios de tração, compressão e flexão, juntamente com os critérios de falha para materiais não trincados. No entanto, conforme descrito anteriormente, na década de 1970, a indústria aeronáutica passou a adotar a filosofia da tolerância ao dano, sendo assim, ter-se critérios admitindo a existência de defeitos nas peças tornou-se cada vez mais necessário no ambiente industrial. Assim, a importância da MFEL tornou-se cada vez maior, uma vez que estuda o comportamento do material na presença de defeitos, baseando-se na teoria da elasticidade.

Primeiramente, é importante destacar os modos a partir dos quais uma trinca pode crescer, sendo eles 3 ou uma combinação destes. O Modo I, sendo chamado de modo de

abertura, como o próprio nome diz, consiste na separação entre as faces de fratura, sendo este o modo mais crítico dentre os três, de modo a ser o mais utilizado em análises mecânicas. O Modo II, modo de deslizamento, consiste por sua vez no deslizamento relativo entre as faces da trinca, de maneira paralela à direção de propagação desta. Por fim, o Modo 3, modo de rasgamento, assim como no II, é aquele em que ocorre um deslizamento entre as faces da trinca, no entanto, perpendicularmente ao sentido da de propagação da trinca (DOWLING, 2013; STEPHENS; FATEMI, 2001). Um esquema dos três modos pode ser visualizado na figura 14. Enquanto o Modo I ocorre por meio de tensões trativas, os demais modos ocorrem por tensões cisalhantes, por conta disso, em problemas de engenharia, o Modo I, como dito é o mais utilizado.

Figura 14 - Modos de movimentação das superfícies de trinca



Fonte: (DOWLING, 2013)

O começo dos estudos envolvendo a MFEL surgiu na década de 1920 com Griffith (1920) em seus estudos com hastes e fibras de vidro. Nestes, o autor determinou a taxa de liberação de energia de deformação (G), sendo essa a energia necessária para o aumento da trinca. Para determinar o fator G , Griffith (1920) assumiu que um corpo contendo uma trinca, conforme o representado na figura 15, sendo sobre esse exercida uma carga P sob o Modo I, sofre uma abertura da boca da trinca dada pelo deslocamento d . De maneira similar a uma mola linear, a área abaixo da curva carga-deslocamento, dada pela figura 15a, resulta na energia potencial acumulada na peça U , dada pela equação 5.

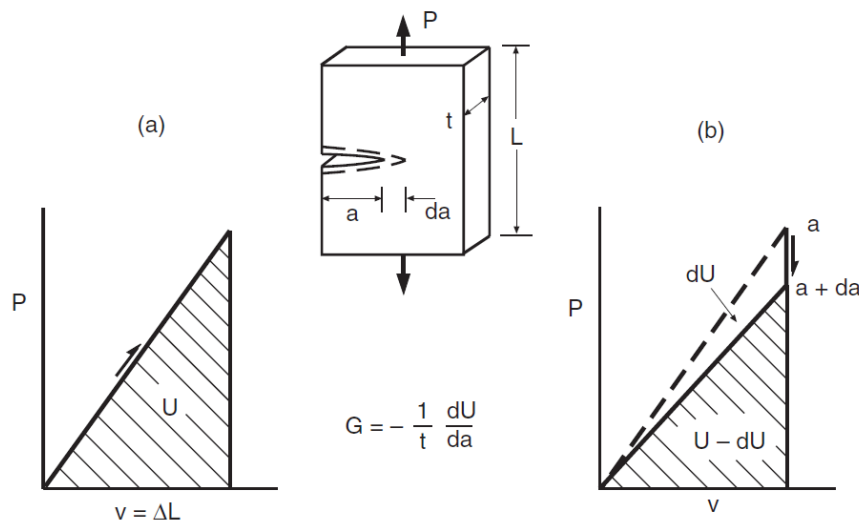
$$U = \frac{P \times d}{2} \quad (5)$$

Dado o tamanho da trinca a , caso ela cresça infinitesimalmente em da , isso resultará em uma queda da energia acumulada em dU , conforme mostrado na figura 15b. Assim

sendo, foi possível calcular o valor de G como sendo o dado pela equação 6 (DOWLING, 2013).

$$G = -\frac{1}{t} \frac{dU}{da} \quad (6)$$

Figura 15 - Energia potencial para dois comprimentos de trinca próximos, onde (a) representa o valor antes do crescimento e (b) após o crescimento



Fonte: (DOWLING, 2013)

Em outros estudos envolvendo a análise do estado de tensão nas proximidades da ponta de uma trinca, conforme representada na figura 16, adotando a teoria matemática da elasticidade linear e a função de tensão de Westergaard em sua forma completa, dado um sistema de coordenadas r e θ , é possível determinar o sistema dado pelas equações 7 a 12. No caso em questão, há novamente a tensão trativa sendo aplicada no Modo I, ou seja, paralela ao eixo y da figura.

$$\sigma_x = \sigma \sqrt{\frac{a}{2r}} \cos \frac{\theta}{2} \left(1 - \operatorname{sen} \frac{\theta}{2} \operatorname{sen} \frac{3\theta}{2} \right) \quad (7)$$

$$\sigma_y = \sigma \sqrt{\frac{a}{2r}} \cos \frac{\theta}{2} \left(1 + \operatorname{sen} \frac{\theta}{2} \operatorname{sen} \frac{3\theta}{2} \right) \quad (8)$$

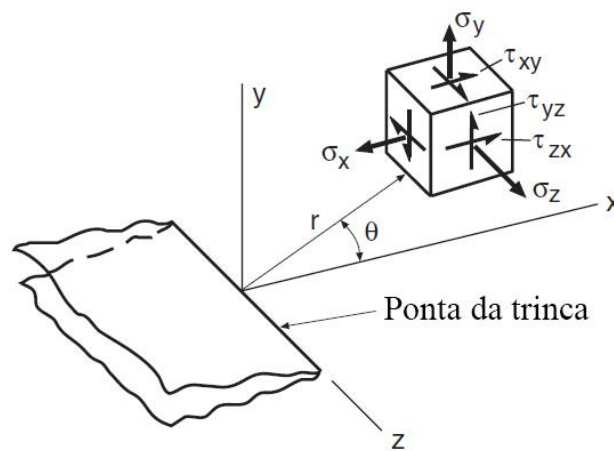
$$\tau_{xy} = \sigma \sqrt{\frac{a}{2r}} \cos \frac{\theta}{2} \operatorname{sen} \frac{\theta}{2} \cos \frac{3\theta}{2} \quad (9)$$

$$\sigma_z = 0 \quad (\text{Estado plano de tensão}) \quad (10)$$

$$\sigma_z = \nu (\sigma_x + \sigma_y) \quad (\text{Estado plano de deformação}) \quad (11)$$

$$\tau_{xz} = \tau_{yz} = 0 \quad (\text{Estado plano de deformação}) \quad (12)$$

Figura 16 - Sistema de coordenadas tridimensionais para a ponta de uma trinca



Fonte: (DOWLING, 2013)

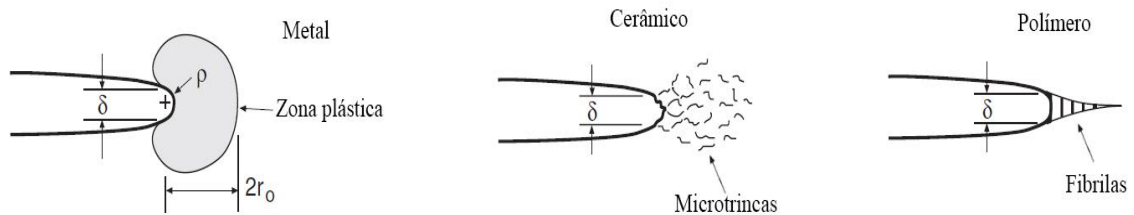
As equações descritas acima demonstram que ao se aproximar da ponta da trinca, os valores de tensão tendem ao infinito, algo válido também para os Modos II e III. Em casos reais, no entanto, diferentes mecanismos são responsáveis por tornar as tensões infinitesimalmente próximas da trinca em valores finitos. Em metais, por exemplo, existe uma região plástica na ponta da trinca fazendo esse papel, nos materiais cerâmicos por sua vez, há uma região de microtrincas e por fim, nos polímeros há a presença de microporos, seguidos por cadeias alinhadas (fibrilas). A representação desses mecanismos é dada na figura 17. É importante salientar, que para casos em que a peça é suficientemente fina, o estado plano de tensão faz-se presente, sendo válida a equação 10, por sua vez, caso seja suficientemente espessa, atinge-se o estado plano de deformação, a partir do qual, tal equação perde sua validade, sendo tomada pelas equações 11 e 12.

Nas equações 7 a 12, é possível verificar que fora as coordenadas r e θ , o campo elástico acaba por ser definido exclusivamente pelo fator $\sigma\sqrt{a}$, assim sendo, Irwin definiu este como o fator intensidade de tensão K , já mencionado anteriormente. Este fator

demonstra a magnitude da tensão local próxima da trinca, sendo ela dependente da tensão aplicada, do tamanho da trinca e da sua geometria, conforme a equação 13, sendo usualmente trabalhado na unidade de $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$.

$$K = F_p \times \sigma \times \sqrt{\pi a} \quad (13)$$

Figura 17 - Mecanismos na ponta de uma trinca para diferentes classes de materiais



Fonte: (DOWLING, 2013)

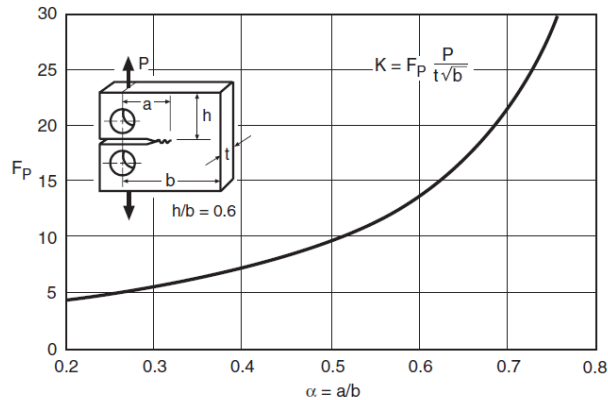
É importante ressaltar que o caso descrito trata-se do Modo I de carregamento, sendo assim, o fator intensidade de tensão calculado é o K_{I} , no entanto, por este ser o modo mais comum, o fator I é omitido.

A geometria da trinca influencia na trinca por meio do fator geométrico F_p , sendo este escolhido por meio de dados já levantados, podendo os mais comumente utilizados obtidos por meio da norma ASTM E-647. Um exemplo de fator geométrico utilizado é aquele representado pelo entalhe no corpo de prova do tipo C(T), o qual é apresentado na figura 18.

Uma das propriedades dos materiais atreladas ao fator intensidade de tensão corresponde ao seu valor crítico, a tenacidade à fratura K_{Ic} . Tal propriedade corresponde a um valor crítico cujo fator intensidade de tensão atinge antes que o material falhe. Sendo assim, materiais com tamanhos iniciais de trinca diferentes, submetidos a um mesmo carregamento monotônico, e com mesma espessura, irão fraturar com o mesmo tamanho de trinca. Essa propriedade dos materiais é uma das formas de se avaliar se o material é dúctil ou frágil. É possível também determinar o valor máximo que uma trinca pode assumir antes que o material colapse, sendo esse comprimento dado por a_t . Para tal, é preciso adotar que as tensões aplicadas sejam sempre inferiores ao limite de escoamento do material σ_e , sendo possível assim calcular a_t por meio da equação 14.

$$a_t = \frac{1}{\pi} \left(\frac{K_c}{\sigma_e} \right)^2 \quad (14)$$

Figura 18 - Fator intensidade de tensão para o corpo de prova do tipo C(T), segundo a norma ASTM E-647, com a determinação do fator geométrico $F_p = F_p(\alpha)$, onde $\alpha = a/b$

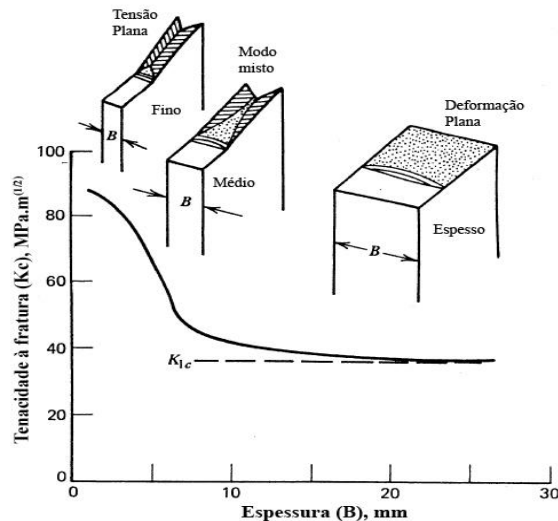


$$F_p = \frac{2 + \alpha}{(1 - \alpha)^{3/2}} (0.886 + 4.64\alpha - 13.32\alpha^2 + 14.72\alpha^3 - 5.6\alpha^4) \quad (a/b \geq 0.2)$$

Fonte: (DOWLING, 2013)

A tenacidade à fratura, no entanto apresenta variação de acordo com a espessura da peça utilizada, visto que com essa, há a alteração do estado de tensão do material, o que resulta também em um aspecto diferente da superfície de fratura. Uma correlação entre a tenacidade à fratura com a espessura de um material, juntamente às diferentes formas de falha, são mostrados na figura 19. Assim, é possível verificar a existência de um valor mínimo de K_{Ic} , sendo ele a tenacidade à fratura de deformação plana, o K_{Ic} .

Figura 19 - Tenacidade à fratura em função da espessura



Fonte: (STEPHENS; FATEMI, 2001)

2.3.3 Obtenção e análise de dados de propagação de trinca por fadiga

Antes de uma análise propriamente dita dos ensaios de propagação de trinca e a definição do comportamento dos materiais por meio de equações, um primeiro ponto a se levantar é a aquisição dos dados, a qual pode ser realizada por métodos diretos ou indiretos. Como métodos diretos, é possível citar o exemplo da aplicação de uma lente e uma escala graduada, de modo a se visualizar o quanto uma trinca cresceu em função do número de ciclos, assim, em casos como esse, a medição do tamanho da trinca é feito diretamente sobre esta. Métodos indiretos, por sua vez, utilizam técnicas indiretas para se fazer a medição da trinca, como por exemplo, um dispositivos de COD (*Crack Opening Displacement*), utilizando-se do método da flexibilidade elástica (*compliance*). Um exemplo de aplicação do método indireto, pode ser visualizado na figura 20.

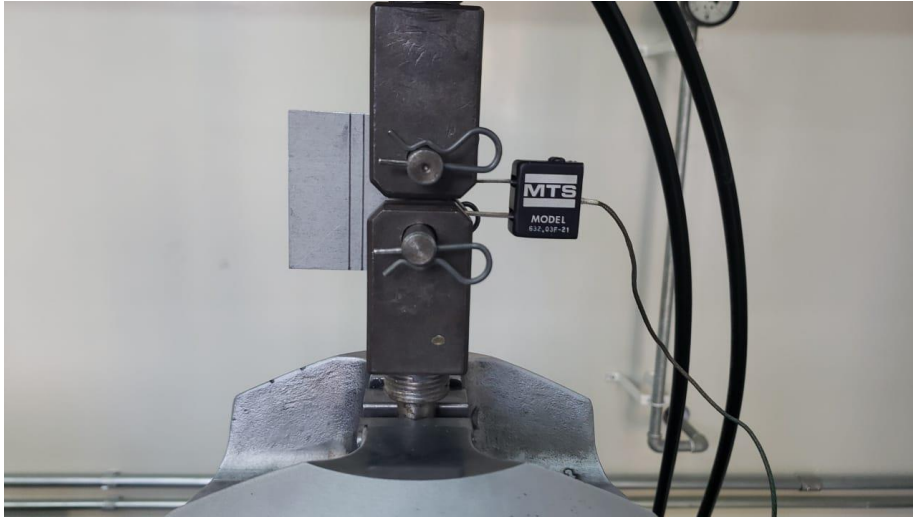
Independentemente do método aplicado, no ensaio de propagação de trinca por fadiga, obtém-se a informação do tamanho da trinca (a) em função do número de ciclos referente a esse (N). No entanto, ao se dimensionar uma peça, a previsão da vida em fadiga é feita usualmente por modelos que utilizam a taxa de propagação de trinca (da/dN) em função da variação do fator intensidade de tensão (ΔK), como a lei de Paris, previamente discutida, assim sendo, a conversão de dados faz-se necessária. Duas abordagens numéricas são comuns na obtenção do valor da derivada da/dN por meio da curva a *versus* N , sendo o método polinomial incremental e o método da secante, com este segundo sendo o mais simples (BANNANTINE; COMER; HANDROCK, 1990). O método da secante consiste na obtenção do valor da derivada a partir da inclinação da reta formada por dois pontos consecutivos; analogamente, o tamanho da trinca utilizado para os cálculos de ΔK é dado pelo valor médio entre esses dois pontos (a_m). O método da secante pode ser visualizado na figura 21. Os dados obtidos por meio do método em questão são determinados pelas equações 15 a 17.

$$\frac{da}{dN} = \frac{a_{i+1} - a_i}{N_{i+1} - N_i} \quad (15)$$

$$\Delta K = K_{max} - K_{min} = F_p \times \Delta \sigma \times \sqrt{\pi a_m} \quad (16)$$

$$a_m = \frac{a_{i+1} + a_i}{2} \quad (17)$$

Figura 20 - Medição do comprimento de trincas utilizando o método da flexibilidade elástica, por meio de um *clip gage*



Fonte: Acervo pessoal

O método polinomial, por outro lado, consiste em realizar um ajuste polinomial de segundo grau para uma série de $(2n + 1)$ dados consecutivos da curva a x N , tal que n é usualmente utilizado como sendo 1, 2, 3 ou 4. O ajuste deve ser realizado, considerando os parâmetros de regressão b_0 , b_1 e b_2 , calculados pelo método dos mínimos quadrados. Dado um número de ciclos N_i , em um intervalo tal que $a_{i-n} < a < a_{i+n}$, o tamanho de trinca calculado para este (\hat{a}_i) será dado pela equação 18.

$$\hat{a}_i = b_0 + b_1 \left(\frac{N_i - C_1}{C_2} \right) + b_2 \left(\frac{N_i - C_1}{C_2} \right)^2 \quad (18)$$

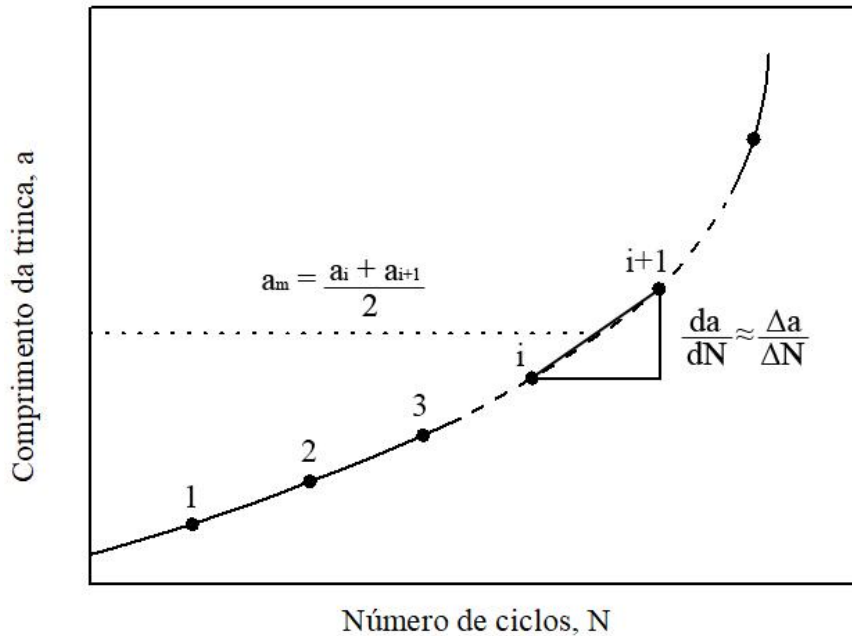
Os valores dos parâmetros C_1 e C_2 são dados nas equações 19 e 20, com condição de existência descrita na equação 21.

$$C_1 = \frac{1}{2} (N_{i+n} + N_{i-n}) \quad (19)$$

$$C_2 = \frac{1}{2} (N_{i+n} - N_{i-n}) \quad (20)$$

$$-1 \leq \left(\frac{N_i - C_1}{C_2} \right) \leq 1 \quad (21)$$

Figura 21 - Cálculo da taxa de propagação de trinca pelo método da secante



Fonte: Elaborado pelo autor

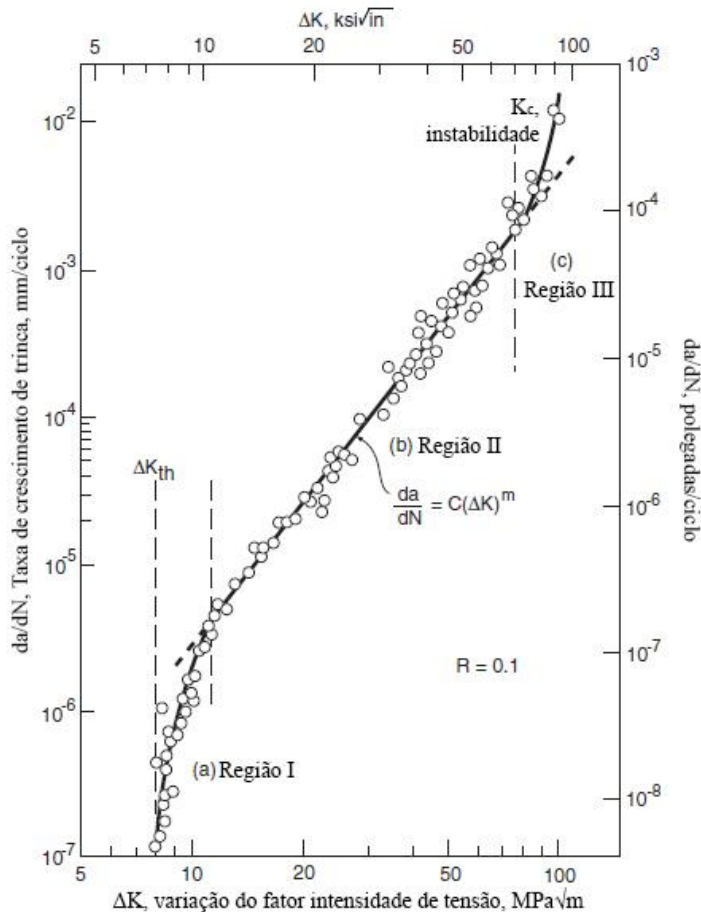
Os valores de ΔK são então determinados por meio de \hat{a}_i e a taxa de crescimento da trinca da/dN por meio da equação 22, conforme dita a norma ASTM E647 (2014).

$$\frac{da}{dN} = \frac{b_1}{C_2} + \frac{2b_2(N_i - C_1)}{C_2^2} \quad (22)$$

Após a aquisição dos valores de da/dN e ΔK , é possível levantar a curva referente a esses dados, a qual apresenta um formato sigmoidal, sendo dividida por três diferentes regiões, conforme visualizado na figura 22. Na região I, a curva não apresenta um crescimento de trinca observável, estando abaixo do limiar em que a trinca começa a se propagar (ΔK_{th}), sendo denominada de *near threshold*, por conta disso. Os valores de ΔK_{th} estão na ordem de $1,0 \times 10^{-10}$ m/ciclo, de tal modo que a região I seja controlada pela microestrutura, tensão média, frequência e ambiente. A região II, ou região de propagação macroscópica estável é aquela em que a lei de Paris apresenta sua validade, visto que nesta há a correlação linear entre $\log(da/dN)$ e $\log(\Delta K)$. A região em questão apresenta o controle pelo ambiente, sendo os efeitos da tensão média e da microestrutura menos evidentes. Por

fim, a região III é a região de crescimento instável da trinca, havendo pouco tempo de vida remanescente na peça, podendo colapsar a qualquer momento. A região III é controlada pela tenacidade à fratura do material K_c , sendo assim dependente da tensão média, da microestrutura e do ambiente (STEPHENS; FATEMI, 2001).

Figura 22 - Curva $da/dN \times \Delta K$, mostrando o formato sigmoidal e as 3 regiões de propagação



Fonte: (DOWLING, 2013)

Com relação às técnicas experimentais, uma das mais usuais utilizadas para a fadiga é aplicar um carregamento cíclico estacionário em um corpo de prova apresentando uma pré-trinca. Desta forma, os valores máximo e mínimo de força são mantidos e como consequência, o valor de ΔK varia conforme o ensaio prossegue (ASTM, 2015). É possível, entretanto, manter um valor constante de ΔK , ao se utilizar várias funções de carga *versus* tempo, produzindo, no entanto, diferentes valores de da/dN . Como um carregamento cíclico requer dois parâmetros de carga independentes para sua definição inequívoca, os efeitos de assimetria de tal carregamento vêm pela razão de carga R (descrita pela carga mínima

dividida pela máxima, conforme a equação 23), de tal modo que ΔK é dada como a única força motriz para a propagação da trinca (STEPHENS, 2001), embora a existência de duas forças motrizes ΔK e $K_{m\acute{a}x}$ seja preconizada pelo Enfoque Unificado de Sadananda e Vasudevan (SADANANDA, 2004).

$$R = \frac{P_{min}}{P_{max}} = \frac{\sigma_{min}}{\sigma_{max}} = \frac{K_{min}}{K_{max}} \quad (23)$$

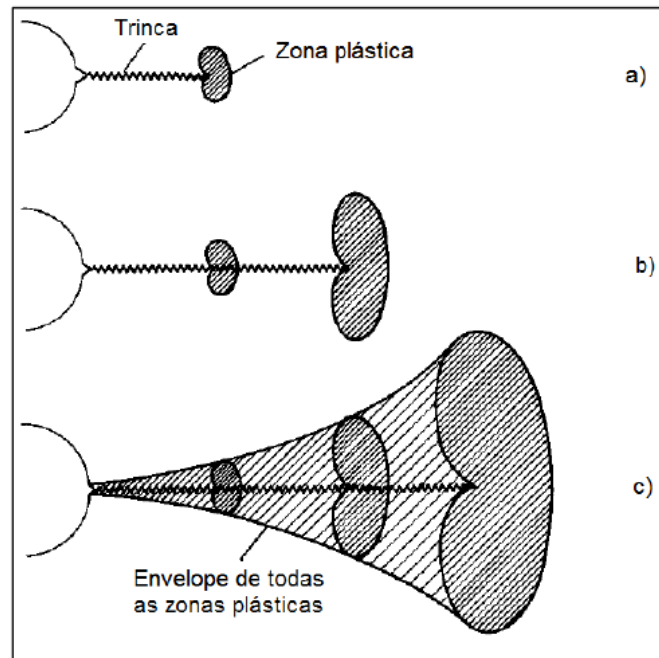
2.3.4 Fechamento da trinca

Em 1971, um estudo sobre fechamento de trincas foi elaborado por Elber (1971). Anteriormente, adotava-se que para um determinado carregamento cíclico, a trinca permanecia completamente aberta para cargas acima do zero. No entanto, Elber (1971) descobriu que durante uma tensão cíclica uma trinca de fadiga está parcialmente ou totalmente fechada. Este comportamento foi atribuído à deformação plástica residual que era deixada ao longo das faces (flanco) da trinca induzindo tensões compressivas consideráveis nesta região. O mecanismo proposto por Elber (1971) pode ser visualizado na figura 23. Na figura 23a é possível se visualizar a região plástica inicial na ponta da trinca. Uma vez que o número de ciclos aumenta, a trinca se propaga e uma nova zona plástica, maior do que a anterior, pelo aumento do fator intensidade de tensão, é formada, deixando para trás a primeira zona, conforme mostra a figura 23b. Conforme a trinca continua a crescer, as zonas anteriores são deixadas para trás e uma ainda maior é formada, no entanto, mesmo com a separação das superfícies da trinca, apenas uma recuperação elástica é verificada, sendo assim a componente plástica das zonas anteriores ainda está presente, formando assim a região envelopada representada na figura 23c, de tal modo a gerar o fechamento da trinca (ELBER, 1971; SURESH, 1998).

A partir destes estudos, verificou-se que a trinca permanece fechada durante parte do ciclo de carregamento, de forma que esta só se abre a partir de um K_{op} , acima da qual, é superada a tensão responsável pelo fechamento da trinca. Sendo assim, foi definida uma variação efetiva de fator intensidade de tensão (ΔK_{ef}), a qual é retratada pela equação 24. O esquema dos valores de K_{op} e ΔK_{ef} são mostrados na figura 24.

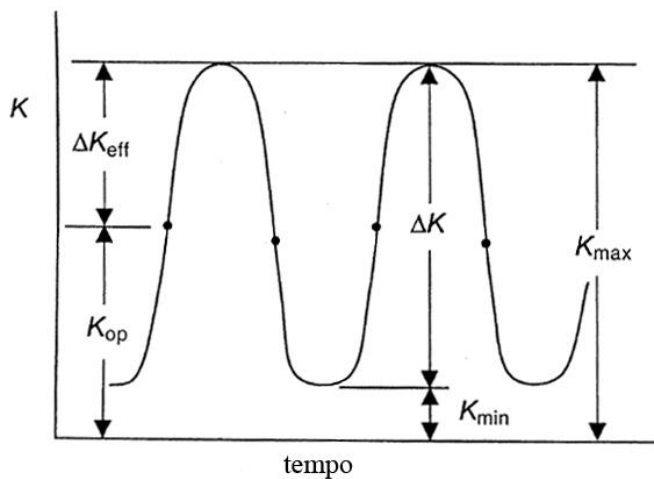
$$\Delta K_{ef} = K_{m\acute{a}x} - K_{op} \quad (24)$$

Figura 23 - Formação de zona deformada plasticamente nos arredores de uma trinca



Fonte: (ELBER, 1971)

Figura 24 - Esquema dos fatores intensidade de tensão de abertura (K_{op}) e de efetivo (ΔK_{ef})



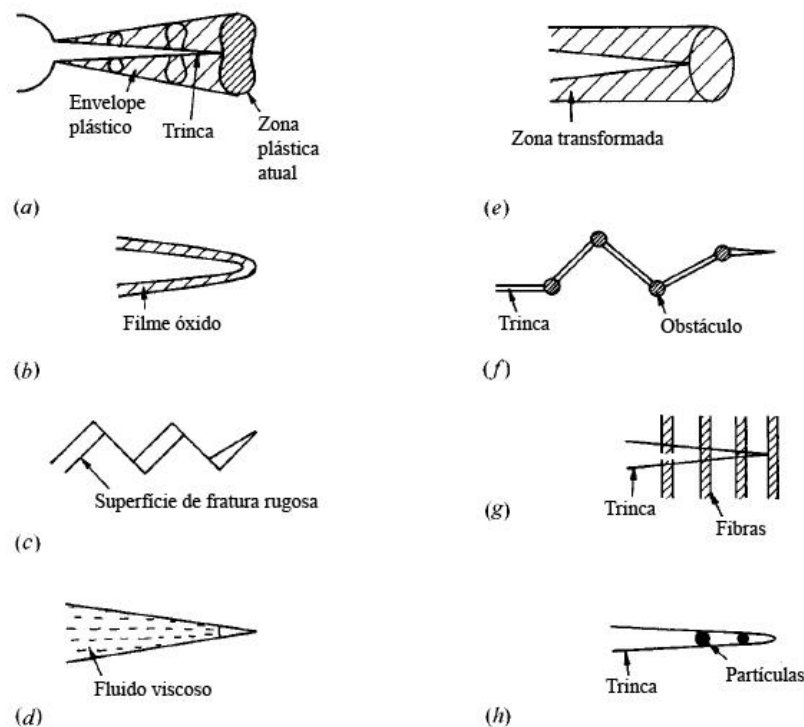
Fonte: (STEPHENS; FATEMI, 2001)

Inicialmente foi estipulado que a principal responsável pelo fechamento da trinca era a tensão compressiva na ponta da trinca (figura 25a), devido à zona plástica nesta região. Entretanto, outros fatores também foram descobertos como contribuintes do fenômeno de fechamento da trinca, como oxidação das superfícies de fratura (figura 25b), rugosidade (figura 25c), presença de fluidos viscosos (figura 25d), transformação de fases induzidas por

deformação (figura 25e), desvio da trinca (figura 25f), formação de vazios por fibras (figura 25g), detritos (figura 25h) (KUJAWSKI, 2003; SURESH, 1998). Tais efeitos podem ser visualizados na figura 25.

Embora seja uma técnica bem utilizada para a análise de trincas de fadiga, persistem debates quanto à eficácia do conceito de ΔK_{ef} , visto que inconsistências para a avaliação da taxa de propagação da trinca vêm sendo reportadas (SADANANDA, 2004).

Figura 25 - Diversos mecanismos de fechamento de trinca



Fonte: (SURESH, 1998)

2.4 TENSÃO RESIDUAL

Tensões residuais são aquelas geradas durante os processos de manufatura, conformação e tratamentos térmicos, sendo elas consequência de uma resposta elástica à distribuição não homogênea de deformações não elásticas, como por exemplo, precipitação, transformação de fases, expansão térmica e deformação plástica localizada. As tensões residuais de um corpo podem gerar uma falha prematura deste, além de distorção geométrica, principalmente quando está sujeito a uma carga alternada ou ambiente corrosivo, entretanto, aparecem também como uma alternativa para as indústrias automobilística, aeronáutica e

química para aumentar a vida de componentes, de forma que estes apresentem uma melhor performance. O efeito positivo ou negativo da tensão residual depende da magnitude, sinal e distribuição desta. De maneira geral, as tensões compressivas próximas à superfície da peça promovem um efeito benéfico na resistência à falha, enquanto as tensões trativas estabelecem um efeito deletério (BAHADUR *et al.*, 2013; FITZPATRICK; LODINI, 2003).

Dentre os métodos responsáveis pela introdução de tensões residuais trativas, podem ser ressaltados a usinagem e a soldagem. Na soldagem, até mesmo técnicas mais modernas são responsáveis por gerar as tensões residuais trativas. A soldagem a laser, por exemplo, mesmo sendo uma técnica na qual há apenas uma fusão localizada do material, trabalhos em literatura apontam como sendo responsável por gerar tensões residuais trativas, mesmo que com uma distribuição mais estreita dessas ao se comparar com outros métodos de solda (MORAITIS; LABEAS, 2007; SUN *et al.*, 2014). A soldagem por atrito (*Friction Stir Welding* – FSW), também é uma técnica moderna de manufatura, sendo esta, por sua vez, realizada sem a necessidade de fusão do material e ainda assim, tensões residuais trativas são reportadas em literatura (ZAPATA; TORO; LÓPEZ, 2016). Ainda referente à soldagem, embora a técnica em si seja responsável por gerar tensões residuais trativas, em suas proximidades tensões compressivas também são geradas.

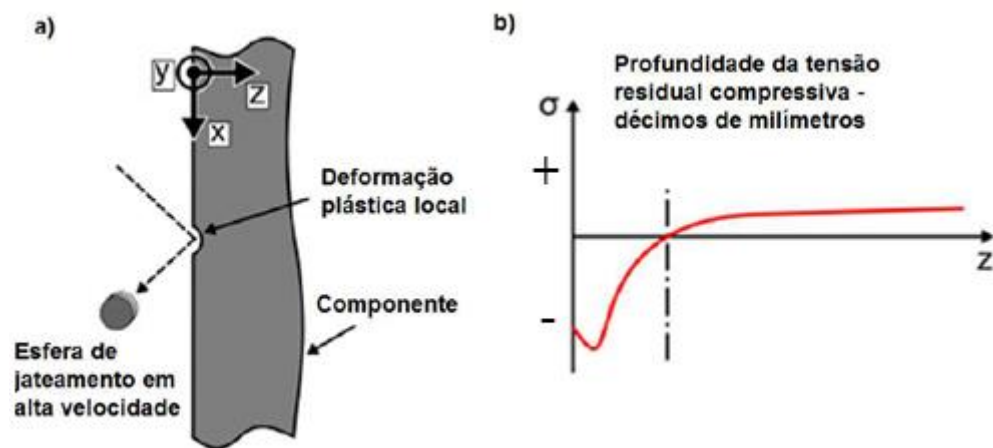
2.4.1 Técnicas de introdução de tensões residuais compressivas

A introdução de tensão residual como forma de retardar a propagação de trincas por fadiga é um método bem utilizado tanto na área de pesquisa quanto na indústria aeronáutica. Dentre as técnicas de introdução de tensão residual, podem ser citadas como as mais utilizadas, o *shot peening*, expansão a frio e *laser peening* (CUNHA; LIMA, 2017; SCHNUBEL *et al.*, 2012). Existe uma série de estudos comprovando a efetividade das técnicas na introdução de tensões residuais compressivas (BENEDETTI *et al.*, 2009; HUANG *et al.*, 2017; IRIZALP *et al.*, 2014; TOPARLI; SMYTH; FITZPATRICK, 2017).

O *shot peening* é uma técnica que consiste no jateamento em alta velocidade de pequenas esferas ou arames de metal, cerâmicos ou vidro na superfície de uma peça, produzindo nesta uma deformação plástica localizada, de forma a introduzir as tensões residuais compressivas na superfície, atingindo profundidades da ordem de alguns milímetros. Essa tensão residual é balanceada por tensões trativas no núcleo da peça (CUNHA, 2018). Quando analisado o *shot peening* sobre ligas de alumínio, seu efeito

microestrutural é dúbio. Ao mesmo tempo que a deformação plástica superficial gera um retardo na iniciação das trincas pela introdução de tensões residuais, a não calibração dos parâmetros pode promover um dano superficial associado à elevada rugosidade, de modo a nesse caso, induzir regiões de iniciação de trinca. Deste modo, é importante balancear os parâmetros do ensaio, a fim de otimizar os efeitos positivos da técnica. Com isso em mente, uma das variáveis a se pensar é o material a ser jateado. Enquanto esferas de aço foram reportadas como causadoras de efeitos negativos nas ligas de alumínio, principalmente por conta da intensa rugosidade gerada, as de materiais mais leves, como cerâmicas apresentaram um efeito positivo nesse tipo de liga (BENEDETTI *et al.*, 2009). A figura 26 representa a técnica do *shot peening* e seu efeito na tensão residual da peça.

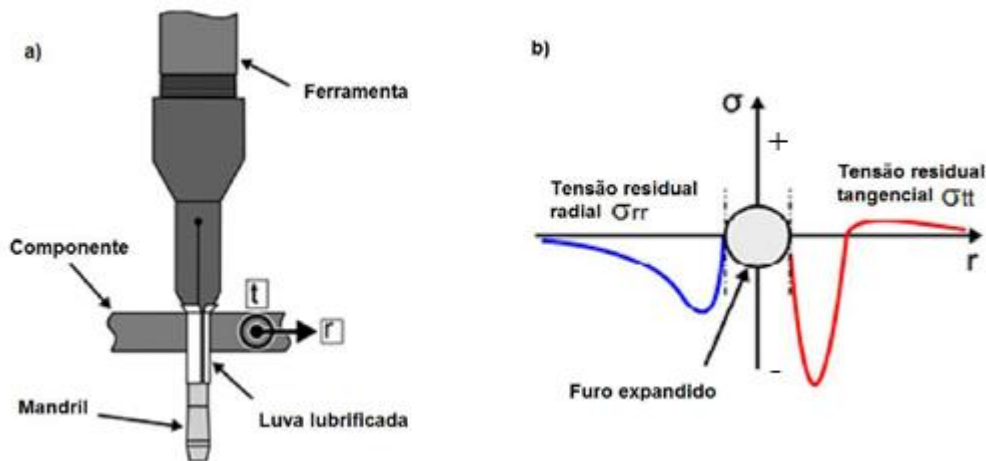
Figura 26 -Processo de jateamento por granalhas (a) e a distribuição de tensões residuais após o processo (b)



Fonte: (STICCHI *et al.*, 2015)

A expansão a frio, por outro lado, é uma técnica que consiste na aplicação de uma carga em um furo ou algum outro concentrador de tensão por meio de um mandril, de forma a gerar uma deformação plástica, a qual promove tensões residuais compressivas próximas a essa região de concentração de tensão. Como em aeronaves, as peças metálicas são unidas por meio de pinos e rebites, o furo utilizado para tais prendedores serve como um concentrador de tensão, sendo assim, a técnica de expansão a frio é bem utilizada na indústria aeronáutica, visto que ela é capaz de promover um aumento significativo na vida dos componentes, inclusive quando há a presença de pequenas trincas (SCHNUBEL, 2012). Um esquema da técnica de expansão a frio, juntamente ao efeito na tensão residual gerada pode ser visualizado na figura 27.

Figura 27 - Processo de expansão à frio de furos (a) e a distribuição de tensões residuais após o processo (b)



Fonte: (STICCHI *et al.*, 2015)

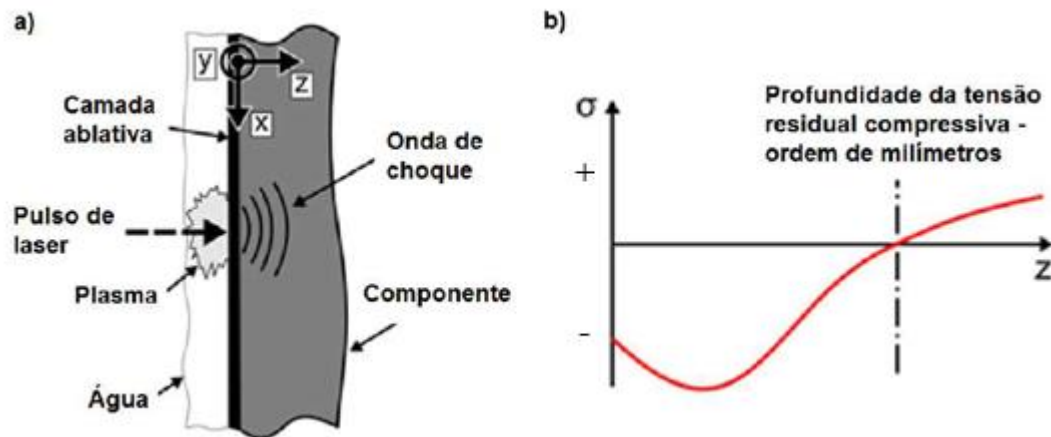
A técnica do *laser peening* pode ser dividida por duas metodologias, a primeira consiste no processo convencional, no qual pulsos de laser de alta energia (<100 J) e longa duração (100 ns) são incididos sobre o material apresentando uma camada protetora. Embora este método seja um processo competitivo, existem ainda algumas limitações que pedem um melhor desenvolvimento de estratégias, para ser melhor difundido.

A outra metodologia se chama *Laser Shock Peening* sem Revestimento (LSPwC), a qual utiliza pulsos de laser de baixa energia (poucos joules), com elevada sobreposição e sem a camada ablativa. O LSPwC consiste inicialmente na imersão da peça em uma coluna de água renovável, sendo posteriormente focados na superfície do material os pulsos de laser com o uso de lentes. Fragmentos energéticos (constituídos basicamente de elétrons, átomos, moléculas e íons) são formados quando estes pulsos rompem as ligações químicas do material, de tal modo a fazê-lo evaporar por conta da interação ablativa. O material evaporado é confinado pela água, gerando assim plasma ao ser ionizado. A grande absorção de energia deste plasma gera ondas de choque de alta intensidade (GPa), promovendo a deformação plástica na superfície do material. Esta superfície deformada tenta expandir lateralmente, mas é impedida pela camada subsuperficial, gerando as tensões residuais compressivas da técnica. Por conta da pequena duração dos pulsos de laser, o dano térmico é muito pequeno, podendo ser desconsiderado nesta técnica. Além disso, o *laser peening* apresenta além de uma melhoria das propriedades em fadiga, também uma melhora a resistência à abrasão e corrosão do material (BAPTISTA *et al.*, 2019).

É importante ressaltar que quando comparado com a técnica do *shot peening*, o *laser peening* promove uma maior profundidade de tensão residual compressiva, enquanto

mantém uma superfície menos rugosa, um dos efeitos deletérios da técnica de jateamento por granalhas na vida em fadiga do material (TOPARLI; SMYTH; FITZPATRICK, 2017). Um esquema do *laser peening* pode ser visualizado na figura 28, juntamente ao seu efeito na tensão residual da peça.

Figura 28 - Processo de jateamento a laser (a) e a distribuição de tensões residuais após o processo (b)



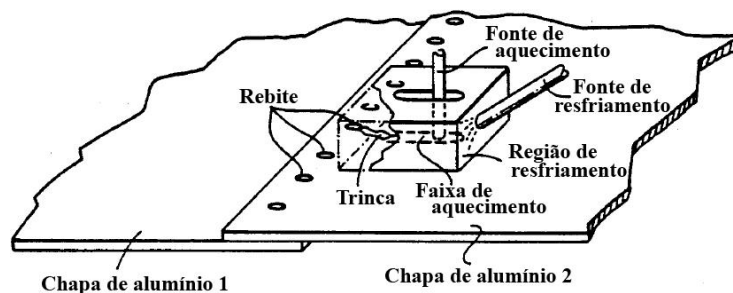
Fonte: (STICCHI *et al.*, 2015)

2.4.2 Linhas de aquecimento a laser

Além dos métodos descritos anteriormente, há uma técnica de aquecimento localizado sendo estudada para aumentar a vida de componentes por fadiga. Esta técnica é responsável por gerar tensões residuais trativas na região de aplicação do laser e tensões compressivas em suas proximidades, assim como acontece em soldas. Embora o aquecimento a laser seja considerado normalmente como uma técnica deletéria na resistência à falha de um material, diversos pesquisadores vêm estudando a técnica como uma alternativa para retardar a propagação de trinca por fadiga (STICCHI *et al.*, 2015). Trabalhos iniciais envolvendo o aquecimento a laser atribuíam o efeito positivo da técnica à expansão volumétrica durante a transformação martensítica, sendo portanto realizados estudos da tensão residual por essa técnica em aços, ou materiais com esse tipo de transformação (SHIUE *et al.*, 2004; TSAY *et al.*, 2004). Entretanto, estudos recentes vêm sendo realizados em ligas de alumínio, atribuindo o efeito positivo da técnica à expansão localizada e resfriamento rápido (CUNHA; LIMA, 2017; GROTH *et al.*, 2015; SCHNUBEL *et al.*, 2012).

Parker, E. e Parker, W. (1991) introduziram a ideia do aquecimento a laser como forma de retardar a propagação da trinca em chapas finas de alumínio, utilizadas em fuselagens de aeronaves. A ideia inicial da patente parte do pressuposto que as trincas propagadas por fadiga em ligas de alumínio não crescem microscopicamente no plano de maior tensão trativa, mas sim nos planos de deslizamento de cristais com máxima tensão cisalhante ou próximos destes (45°). Assim, ao introduzir tensões residuais trativas no sentido da espessura da chapa, de mesma magnitude que as tensões longitudinais envolvidas no crescimento da trinca, as tensões cisalhantes a 45° tendem a zerar, de modo a interromper o crescimento da trinca. Como forma de introduzir as tensões residuais, o método prevê um aquecimento da ponta da trinca até uma região predeterminada à sua frente, sendo este realizado em uma faixa estreita por uma fonte de calor, como laser por exemplo. Assim, é gerada uma variação térmica entre a região aquecida e o restante da peça, restringindo a expansão do ponto excitado termicamente, de modo a introduzir as tensões trativas. Com o intuito de maximizar os efeitos das tensões trativas, é necessário se aumentar a variação de temperatura, sem atingir uma temperatura máxima muito elevada, para não deteriorar as propriedades mecânicas da liga, assim, a técnica preconiza um resfriamento no entorno da faixa aquecida. Um esquema do método em questão pode ser visualizado na figura 29.

Figura 29 - Esquema do método preconizado por Parker, E. e Parker, W. (1991) de aquecimento estreito como forma de retardar a propagação da trinca em fuselagens de aeronaves



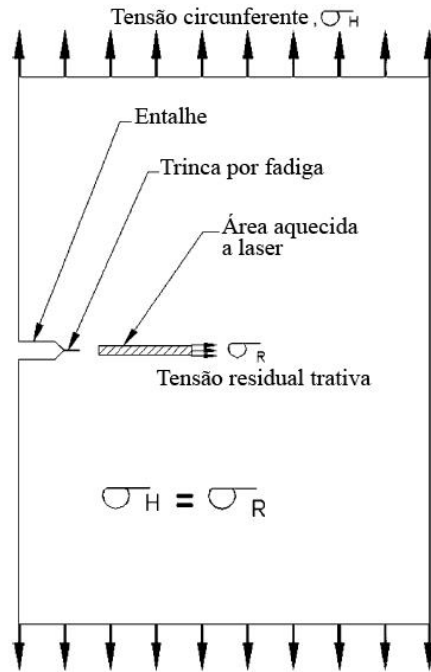
Fonte: (PARKER, E.; PARKER, W., 1991.)

A técnica em questão foi posteriormente testada por Yee e Sidhu (2005) como forma de retardar trincas de fadiga em uma liga AA 2024-T3, com uma espessura de 1,6 mm e entalhe lateral. O aquecimento foi realizado por meio de um laser de 600 W e potência de CO_2 , com um comprimento de onda de 10,6 μm , de tal modo a se aquecer cinco peças utilizando uma potência de 300 W para não danificar as propriedades da liga e uma velocidade transversal de 76 mm/s, utilizando de 6 a 7 passes de laser por peça. Ao se

comparar com a condição sem o aquecimento, das cinco, duas apresentaram uma redução na taxa de propagação de trinca por fadiga, de 43% e 55%, duas não apresentaram alterações nas taxas e uma foi danificada na máquina, tendo seu resultado eliminado. Um esquema do corpo de prova utilizado neste trabalho pode ser visualizado na figura 30.

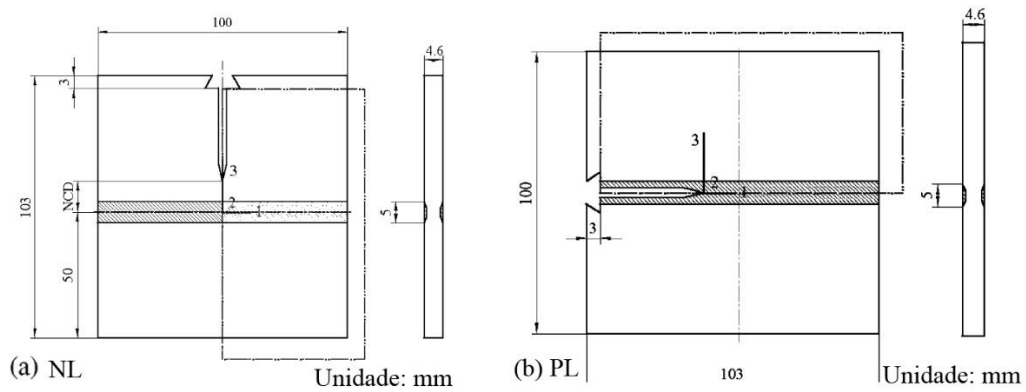
Em aços, o efeito do aquecimento a laser já foi bem utilizado para aumentar as propriedades de fadiga por meio do endurecimento. Para esse tipo de material, dois efeitos referentes à tensão residual podem ser aplicados, aqueles referentes à deformação associada à variação térmica e aqueles associados a deformações volumétricas por conta de transformações de fases. Shiue *et al.* (2004) avaliaram o efeito do laser no aço inoxidável AISI 304, o qual não apresenta transformações de fases com tratamentos térmicos convencionais, podendo assim analisar somente o efeito da componente referente à variação térmica nas tensões residuais. No trabalho em questão, foi avaliado também o efeito da orientação da linha de laser, de tal modo a esta ser realizada perpendicularmente (NL) e paralelamente (PL) ao sentido de propagação da trinca, conforme mostra o esquema da figura 31. Aplicando previamente sobre a peça um spray de carbono, de modo a aumentar a absorvidade durante o tratamento, utilizou-se um laser de 5 kW de CO₂, passando-se simetricamente dos dois lados da amostra as linhas de laser, com potência de 2000 W e 1500 mm/min de velocidade transversal, sendo avaliada também uma condição com 1000 mm/min no sentido PL. O estudo mostrou que quando comparado ao material base, mesmo em uma condição mais intensa, de 1000 mm/min, a aplicação do laser no sentido PL não resultou em mudanças significativas nas propriedades em fadiga do aço. No entanto, para o sentido NL, o material apresentou um significativo retardo no início de propagação, seguido por uma velocidade levemente superior nas proximidades do laser e por fim, taxas de propagação similares após a passagem da linha, conforme pode ser visto na figura 32. Assim, para os aços, o efeito proposto por Parker, E. e Parker, W. (1991) não é tão efetivo, no entanto, a introdução de tensões residuais compressivas nos entornos das linhas de aquecimento é responsável por aumentar o fenômeno de fechamento da trinca, o que resulta no retardo da propagação de trinca. A origem de tais tensões compressivas será melhor explicada na sequência.

Figura 30 - Esquema do corpo de prova utilizado por Yee e Sidhu (2005)



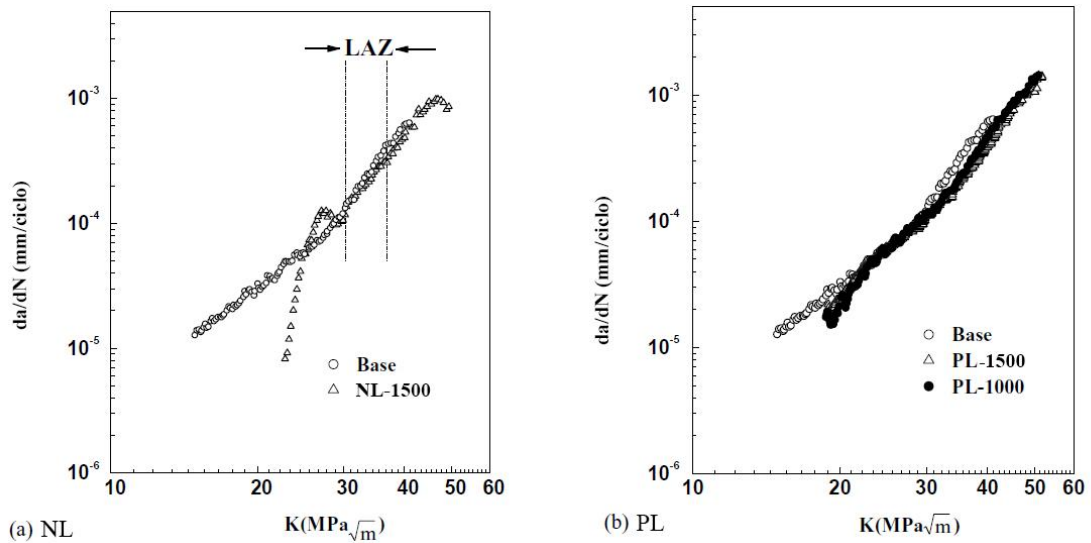
Fonte: (YEE; SIDHU, 2005)

Figura 31 - Esquema dos corpos de prova utilizados por Shiue *et al.* (2004) para diferentes orientações de laser, sendo (a) perpendicular ao entalhe (NL) e (b) paralelo (PL)



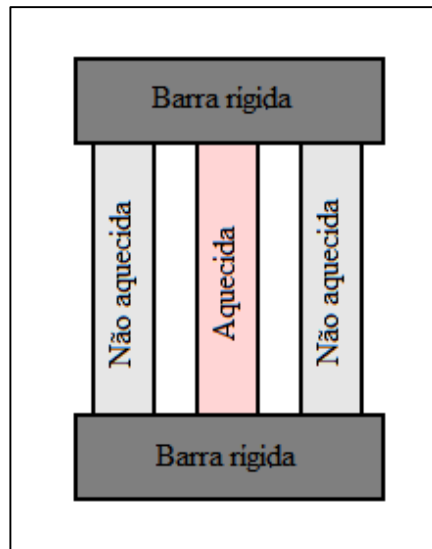
Fonte: (SHIUE *et al.*, 2004)

Figura 32 - Curvas $da/dN \times \Delta K$ para o aço AISI 304 comparando o metal base e condições com aquecimento a laser em diferentes orientações, sendo (a) perpendicular ao entalhe (NL) e (b) paralelo ao entalhe (PL)



Fonte: (SHIUE *et al.*, 2004)

Para simplificar a explicação, será adotado um modelo de três barras de alumínio, sendo ligadas por duas barras rígidas, uma em cada extremidade, conforme retratado na figura 33. Ao aquecer a barra central, esta tem a tendência de expandir, entretanto este processo é limitado pelas barras rígidas, visto que as três barras estão ligadas. Deste modo, é gerado na barra aquecida uma tensão negativa (compressiva), enquanto as barras ao seu redor são submetidas a uma tensão positiva (trativa). A situação permanece até que a tensão aplicada sobre as barras nas extremidades atinja o mesmo valor do seu limite de escorregamento, permitindo assim através de uma deformação plástica, o acomodamento da expansão da barra central. Ao ser resfriada, a barra central tenderá a contrair e nesse processo, a contração é limitada pelas barras ao redor, visto que foram deformadas plasticamente. Sendo assim, a barra central fica submetida a uma tensão trativa, enquanto as extremidades são submetidas a uma tensão compressiva. Ao extrapolar tal explicação para o aquecimento localizado devido ao laser, é possível entender a razão pela qual a região aquecida é submetida a tensões residuais trativas e seu redor por tensões residuais compressivas (SCHNUBEL, 2012).

Figura 33 - Esquema de três barras de um mesmo material fixas por barras rígidas em suas extremidades

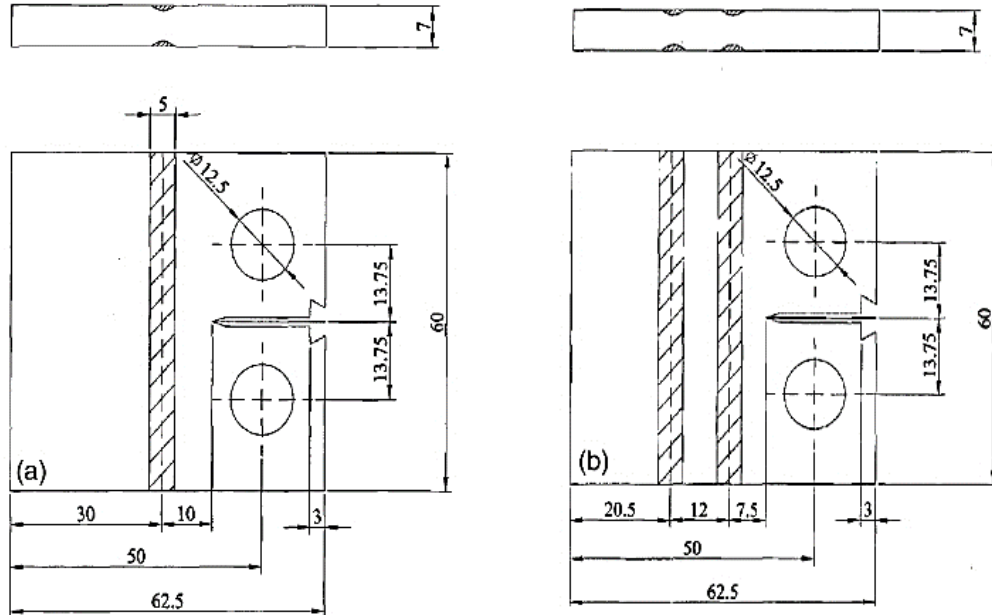
Fonte: (SCHNUBEL, 2012)

Ainda pensando em aços, Tsay *et al.* (2004) mostraram o efeito do aquecimento a laser, quando utilizada mais de uma linha de aquecimento. Em seus estudos, eles utilizaram o aço AISI 316 SS sendo submetido ao tratamento a laser perpendicular à direção de propagação da trinca e dois lados da peça, de forma simétrica. Para tal, utilizou-se um laser de 5 kW de CO₂, com parâmetros de 2 kW de potência e 1500 mm/min de velocidade transversal, aplicando sobre a peça um spray de carbono. No trabalho em questão, comparou-se o efeito de um e dois pares de linhas de laser, conforme retrata o esquema da figura 34. É possível ver que além do retardo inicial na taxa de propagação de trinca, uma segunda queda nesta pode ser vista na região entre as linhas de aquecimento, mostrando o efeito positivo da abordagem, por conta da interação entre as contribuições de tensão residual compressiva de cada linha. As curvas da/dN *versus* tamanho de trinca em questão podem ser visualizados na figura 35.

A técnica em questão mostra resultados promissores para a diminuição da taxa de propagação de trinca por fadiga, indicando que mesmo ao se considerar aços, ela apresenta elevada contribuição apenas do aquecimento e não da transformação de fases, como mostram os trabalhos de Shiue *et al.* (2004) e Tsay *et al.* (2004), ao trabalharem com ligas que não apresentaram transformações de fases. Assim sendo, ao considerar o interesse da indústria aeronáutica em aumentar a vida de suas aeronaves, por conta da filosofia de tolerância ao dano, a técnica apresenta como uma opção para aplicação nas ligas de alumínio, bem utilizadas nas fuselagens. No entanto, trabalhos envolvendo o aquecimento a laser

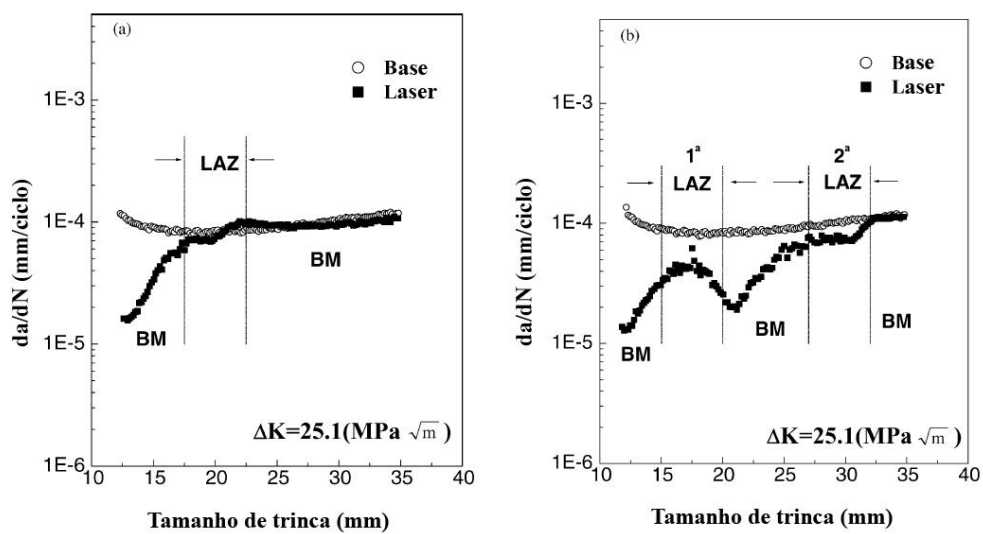
perpendicular ao sentido de propagação de trincas em alumínio ainda são escassos, embora apresentem resultados promissores.

Figura 34 - Esquema dos corpos de prova utilizados por Tsay *et al.* (2004) para (a) um par e (b) dois pares de linhas de aquecimento a laser



Fonte: (TSAY *et al.*, 2004)

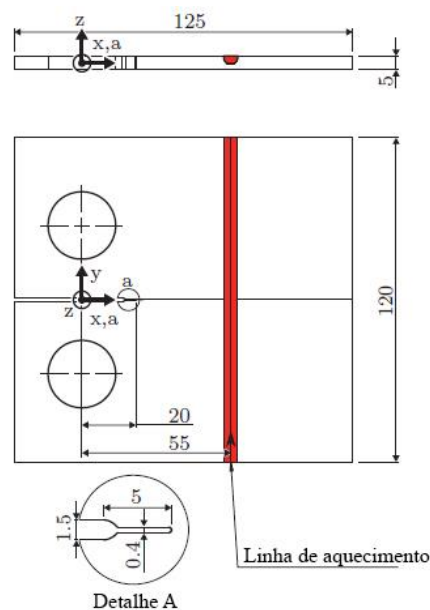
Figura 35 - Curvas $da/dN \times \Delta K$ para o aço AISI 316 comparando o metal base e condições com (a) uma linha e (b) duas linhas de aquecimento a laser



Fonte: (TSAY *et al.*, 2004)

Schnubel *et al.* (2012) reportaram em trabalhos recentes o efeito do aquecimento a laser como forma de retardar a propagação da trinca em chapas do sistema alumínio-lítio com 5 mm de espessura. Em seus estudos, foi avaliada a liga 2198 com o tratamento T8, utilizando o corpo de prova do tipo C(T) com orientação T-L e tamanho de entalhe $a_0 = 20$ mm, seguindo a norma ASTM E-647 (2014). O aquecimento a laser foi realizado em apenas um dos lados da amostra, com apenas uma linha, localizada a 55 mm do centro do furo de fixação dos corpos de prova, utilizando para isso um laser de Nd:YAG, com uma velocidade transversal de 3,33 mm/s, estando desfocado, com 5 mm de diâmetro e aplicando sobre a amostra uma fina camada de carvão de silício em pó, para aumentar a absorvidade. A liga foi aquecida, porém, não apresentou sinais de fusão. Um esquema do corpo de prova com a devida linha de aquecimento pode ser visualizada na figura 36.

Figura 36 - Esquema dos corpos de prova utilizados por Schnubel *et al.* (2012) com uma linha de aquecimento a laser

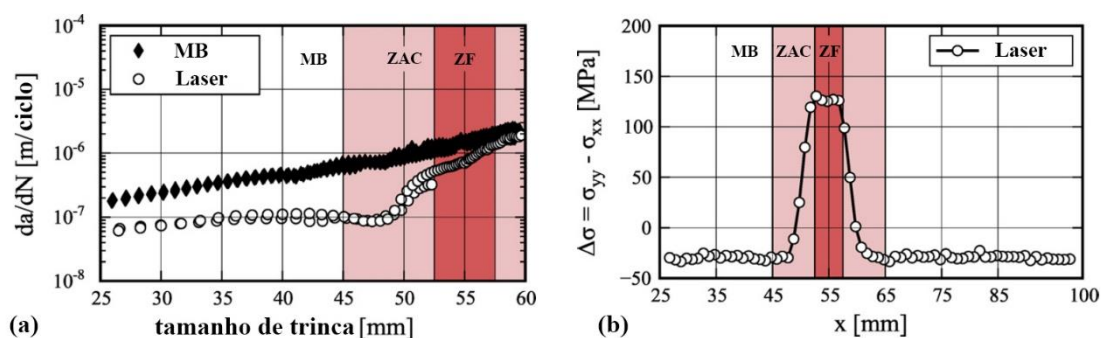


Fonte: (SCHNUBEL *et al.*, 2012)

Os ensaios de propagação de trinca por fadiga foram então conduzidos com amplitude de carregamento constante, sendo a força máxima $F_{\max} = 4,41 \pm 0,015$ kN e a razão de carga $R = 0,1$, com um tamanho de pré-trinca equivalente a 0,25 mm. Quando analisados os resultados da curva da/dN versus tamanho de trinca (figura 37a), a taxa de propagação para o material submetido ao tratamento a laser é inferior à condição sem esse tratamento, apresentando uma correlação próxima da linear quando comparado em escala semi-logarítmica, até um tamanho de trinca de 48 mm, a partir do qual a taxa passa a subir

até atingir taxas semelhantes às do metal base. Quando analisado juntamente às condições de tensão residual (figura 37b), verifica-se até 48 mm também é a condição na qual se tem tensões residuais compressivas, da ordem de -30 MPa, no entanto, quando se atinge esse tamanho de trinca, no meio da Zona Afetada pelo Calor (ZAC), as tensões passam a crescer, se tornando trativas e atingindo seu valor máximo de 130 MPa na Zona Fundida (ZF). Assim sendo, as tensões residuais retratam coerentemente o efeito mostrado na propagação da trinca. Portanto, os estudos mostrados por Schnubel *et al.* (2012), mostraram a efetividade da técnica na introdução de tensões residuais compressivas, de modo a retardar a taxa de propagação da trinca em fadiga, o que resultou em um aumento na vida de 5×10^4 ciclos, para aproximadamente 3×10^5 ciclos.

Figura 37 - Dados de da liga AA2198-T8 tratados a laser por Schnubel *et al.* (2012), sendo (a) referente à curva da/dN versus tamanho de trinca e (b) tensão residual



Fonte: (SCHNUBEL *et al.*, 2012)

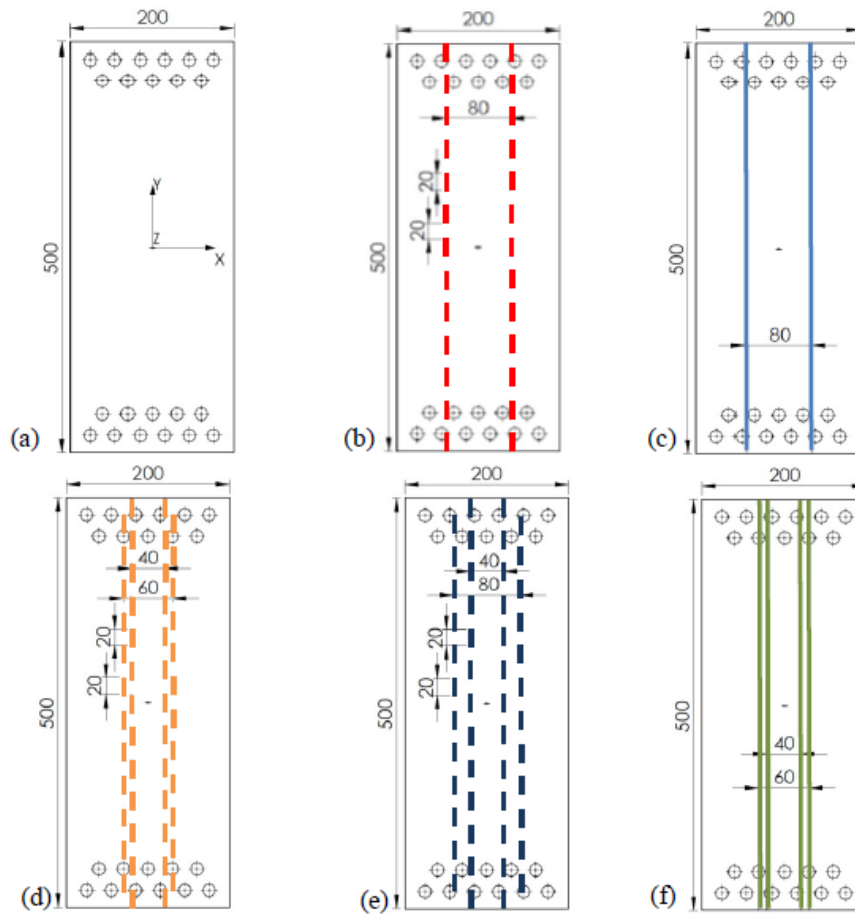
Em estudos posteriores, Groth *et al.* (2015) analisaram o efeito da geometria das linhas de laser, além da distância entre elas, quando aplicadas aos pares. A liga estudada foi a 2024-T3, utilizando corpos de prova do tipo M(T) para espessuras mais finas (2 mm), de modo a se ter uma simulação mais próxima das condições reais de fuselagens aeronáuticas. Cinco configurações diferentes de laser foram utilizadas nos estudos, sendo que para todas utilizou-se um laser de Nd-YAG de 2,2 kW de potência, com parâmetros de 600 W, 1,6 m/min de velocidade transversal e desfoque com 3,5 mm de diâmetro, aplicando sobre todas as peças uma camada de *spray* de grafite. Nas configurações analisadas, todas foram aplicadas aos pares, sendo eles simétricos em relação ao entalhe do CDP. Uma primeira análise foi realizada com somente um par de linha (uma de cada lado do entalhe, com distância de 80 mm uma da outra), sendo que para este caso, duas condições foram aplicadas, uma com linhas contínuas e outra com linhas tracejadas, sendo para esse último caso, 20 mm

a distância entre os traços e do traço em si. Em uma segunda análise, três condições foram avaliadas, sendo elas com dois pares de linhas de aquecimento. Para essa segunda análise, uma das condições apresentava linhas contínuas, com distanciamento de, respectivamente, 40 mm e 60 mm para os pares mais internos e externos. Outras duas condições apresentavam linhas tracejadas, de modo que os o primeiro par de linhas e o segundo alternavam entre espaço entre traços e traços; essas duas condições diferiam no distanciamento entre os pares de linhas, sendo eles de 40 mm e 60 mm para uma e 40 mm e 80 mm para a outra, com a finalidade de averiguar a interação entre as tensões residuais. Todas as condições podem ser visualizadas na figura 38.

Quando analisadas as tensões residuais nos casos com um par de linhas de aquecimento, é possível ver nas simulações realizadas em tal estudo que quando há a presença de linhas contínuas, estas apresentam tensões residuais trativas no centro e compressivas nos entornos, como anteriormente discutido, no entanto, ao se analisar a condição tracejada, há uma distribuição mais complexa, com presenças menos intensas de tensões trativas e mais intensas de compressivas, como pode ser visto na figura 39. No entanto, quando analisadas as condições de dois pares de linhas tracejadas, há uma interação dos campos de tensões residuais, de modo que as condições com maior proximidade entre as linhas apresenta uma função deletéria no quesito de tensões residuais compressivas, como visto na figura 40.

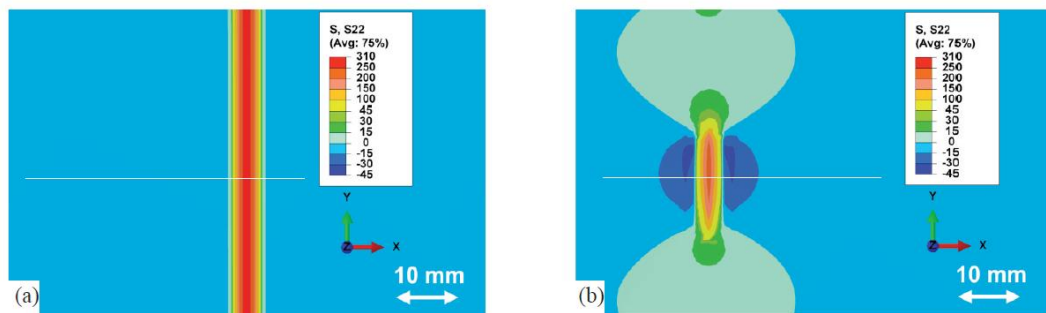
Todas as condições foram ensaiadas por propagação de trinca por fadiga, utilizando carregamentos de amplitude constante, com $F_{\max} = 41,5$ kN e $R = 0,1$. Ao se analisar as propriedades em fadiga, é possível se verificar que para o caso em que há apenas um par de linhas (figura 41a), as tracejadas resultam em uma maior vida da peça quando comparadas às contínuas, sendo ambas superiores às do material base 20% e 10%, respectivamente. Em termos de dois pares (figura 41b), quando as linhas são tracejadas, por conta do efeito da interação entre os campos de tensões residuais, discutidos anteriormente, a adição de mais um par gera um efeito deletério (aumento de apenas 8% da vida) ou nulo (aumento de 20%) nas propriedades em fadiga, quando comparadas com a condição com um único par. Por outro lado, no caso em que há a presença de dois pares de linhas contínuas, a adição do segundo par foi positiva, fazendo aumentar bastante a vida da peça, sendo esta a mais efetiva, com um aumento de 25%.

Figura 38 - Diferentes configurações de linhas de aquecimento a laser em CDPs do tipo M(T), sendo (a) metal base, (b) um par tracejado, (c) um par contínuo, (d) dois pares de 40 e 60 mm tracejado, (e) 2 pares 40 e 80 mm tracejados e (f) dois pares contínuos



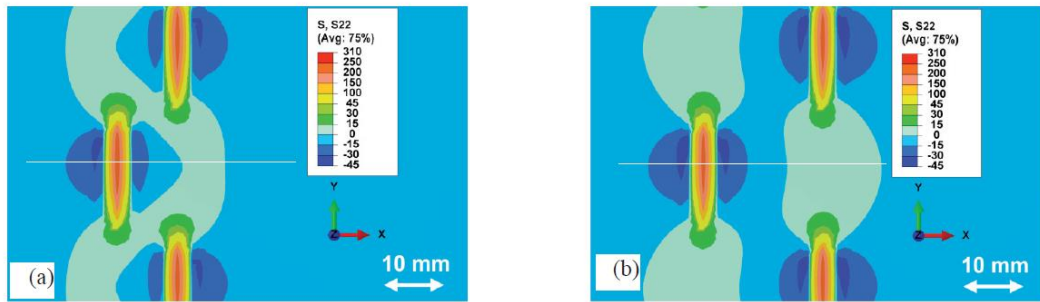
Fonte: (GROTH *et al.*, 2015)

Figura 39 - Simulação da distribuição de tensões residuais em linhas de aquecimento a laser, sendo (a) para linhas contínuas e (b) tracejadas



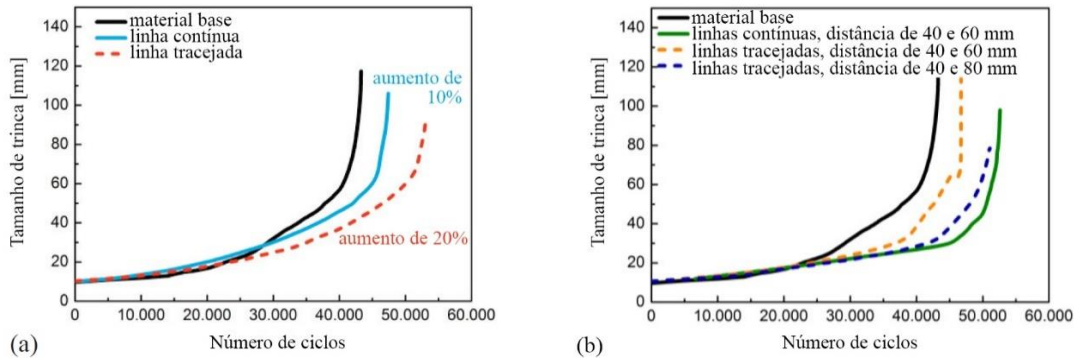
Fonte: (GROTH *et al.*, 2015)

Figura 40 - Simulação da distribuição de tensões residuais em duas linhas de aquecimento a laser tracejadas, sendo distanciadas em (a) 10 mm (b) 20 mm



Fonte: (GROTH *et al.*, 2015)

Figura 41 - Curvas comprimento de trinca (a) versus número de ciclos (N) para ligas de alumínio 2024-T3 com diferentes configurações de linhas de aquecimento, seno (a) para um par e (b) dois pares de linha.

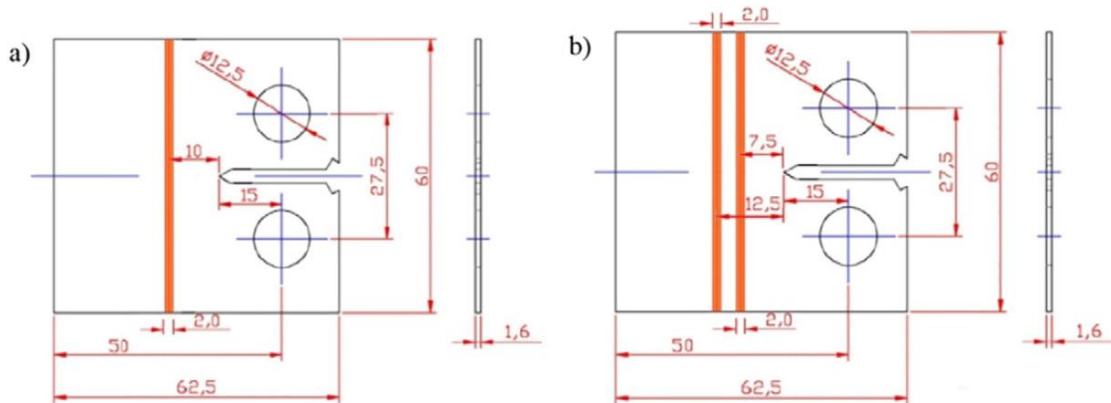


Fonte: (GROTH *et al.*, 2015)

Estudos mais recentes realizados por Cunha e Lima (2017) abordaram também liga 2024-T3, no entanto com espessura ainda menor que os estudos de Groth *et al.* (2015), com 1,6 mm e com alclad, uma fina camada de alumínio de elevada pureza (99,3% em peso de alumínio), correspondendo a 2,5% da espessura da chapa. Ademais, os estudos em questão avaliaram o efeito de um laser Yb:fibra ao invés de Nd:YAG, com uma análise mais criteriosa em fadiga, estudando o efeito do sentido de orientação da trinca TL ou LT, além de um estudo de uma avaliação das curvas da/dN versus ΔK do material. Os corpos de prova estudados por Cunha e Lima (2017) foram do tipo C(T), aplicando-se uma e duas linhas de laser, com dimensões similares às de Tsay *et al.* (2004), no entanto, por se tratar de uma liga de alumínio e estar simulando uma situação real de aplicação em fuselagens (até mesmo pela espessura do material), as linhas de laser foram aplicadas apenas de um lado da chapa e, quando em pares, com menor distanciamento entre elas, para melhor interação entre os campos de tensões. O laser em questão possuía potência máxima de 2 kW, no entanto, foi

aplicado sobre a peça 200 W, de forma a se evitar a fusão, com três diferentes velocidades transversais, de 1 mm/s, 5 mm/s e 10 mm/s, usando condições em que se aplicava ou não uma camada ablativa de carbono sobre a peça. Um esquema dos corpos de prova pode ser visualizado na figura 42.

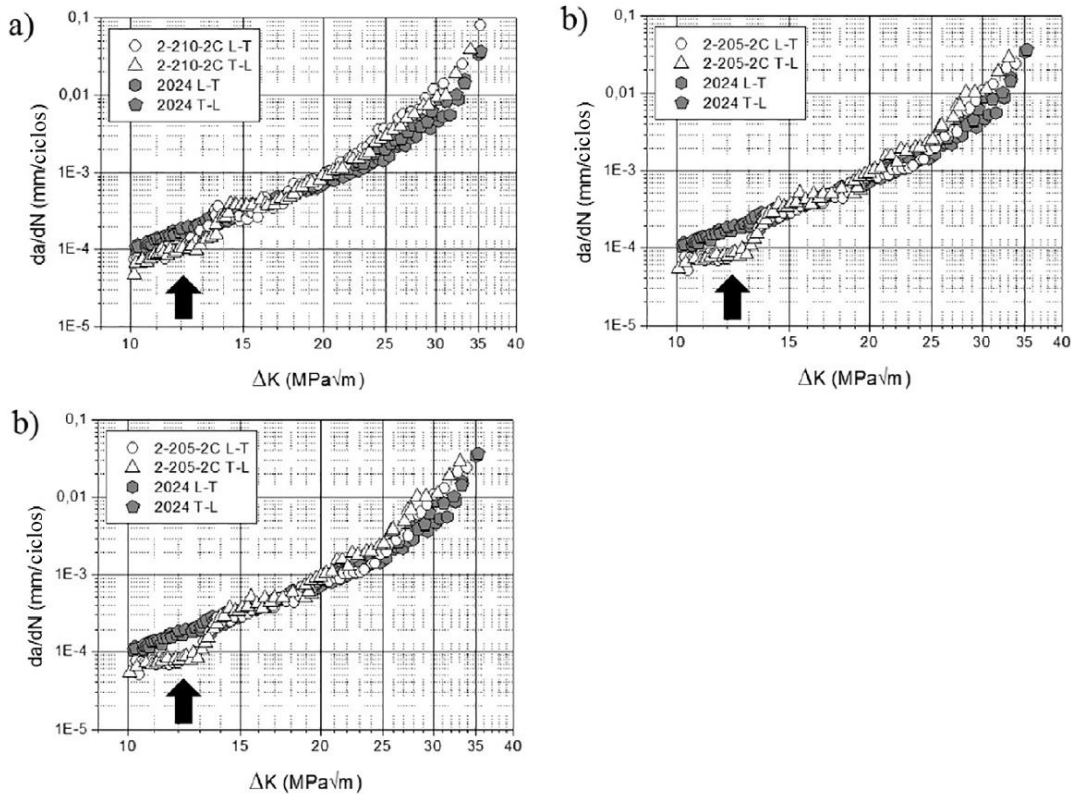
Figura 42 - Esquema dos corpos de prova utilizados por Cunha e Lima (2017) para (a) uma e (b) duas linhas de aquecimento a laser



Fonte: (CUNHA; LIMA, 2017)

Os ensaios de fadiga foram realizados com $F_{\max} = 0,7$ kN e $R = 0,1$, indicando uma maior eficiência para as condições em que houve a aplicação da camada ablativa e com duas linhas de aquecimento, como os trabalhos de Tsay *et al.* (2004) e Groth *et al.* (2015) já indicavam. Assim, as análises das curvas da/dN versus ΔK (figura 43) envolveram apenas essas condições, comparando com o comportamento do material base. Com relação às velocidades, verificou-se que quanto maior, menor foi o efeito do laser no retardo da propagação da trinca, ponto esperado pelo menor aporte térmico. As diferentes orientações de trinca não influenciaram nos resultados de propagação. Já com relação à microestrutura, nenhuma fusão foi verificada para as condições de 5 mm/s e 10 mm/s, no entanto, para 1 mm/s, a camada de revestimento de alumínio puro sofreu fusão, devendo ser evitada, por conta de prejudicar na função de proteção contra a corrosão.

Figura 43 - Curvas $da/dN \times \Delta K$ para uma liga de alumínio 2024-T3 alclad, comparando condições do material base com outras com duas linhas de aquecimento a laser com potência de 200W e velocidades de (a) 10 mm/s, (b) 5 mm/s e (c) 1 mm/s



Fonte: (CUNHA; LIMA, 2017)

Quando analisadas a técnica de aquecimento a laser como forma de retardar a propagação da trinca por fadiga, os diversos estudos apresentados avaliaram parâmetros diferentes, como a potência do laser, sua velocidade transversal, o número de linhas de aquecimento, configuração das linhas de laser, ligas diferentes de alumínio, com espessuras diferentes. No entanto, pela escassez de dados na literatura, uma maior investigação de tais parâmetros faz-se necessária, aliando a essa o estudo dos parâmetros de ensaio de fadiga, como a razão de carga, visto que a literatura referente a essa área é ainda mais escassa.

3 MATERIAL E MÉTODOS

3.1 MATERIAL

Para o trabalho em questão, utilizou-se a liga de alumínio 2198, com tratamento térmico T851, de modo como recebido. O tratamento térmico em questão segue por uma rota de homogeneização, solubilização por 40 minutos a 550°C, resfriamento em água, estiramento a frio de 2 a 4% (T-51), seguido de um envelhecimento artificial T8 do material. Todas as amostras utilizadas para a caracterização e posterior definição de parâmetros de aquecimento a laser, além dos corpos de prova utilizados para os ensaios de fadiga foram adquiridos por meio de uma chapa com dimensões de 500 x 350 x 2 mm, de mesma origem do material utilizado por Moreto (2012), fornecido pela EMBRAER S. A. e cuja composição foi avaliada neste trabalho referenciado, por meio da técnica de espectrometria de plasma. A composição da chapa é descrita na tabela 3, atendendo à norma AMS 4412.

Tabela 3 - Composição química da liga 2198-T851. ND – Não detectado.

Elemento químico	AA2198-T851
Li	1,01 (% em peso)
Cu	3,68 (% em peso)
Mg	0,30 (% em peso)
Mn	ND
Zr	0,12 (% em peso)
Ag	ND
Si	0,03 (% em peso)
Ti	0,027 (% em peso)
Fe	0,08 (% em peso)
Zn	0,01 (% em peso)
Al	Restante

Fonte: (MORETO, 2012)

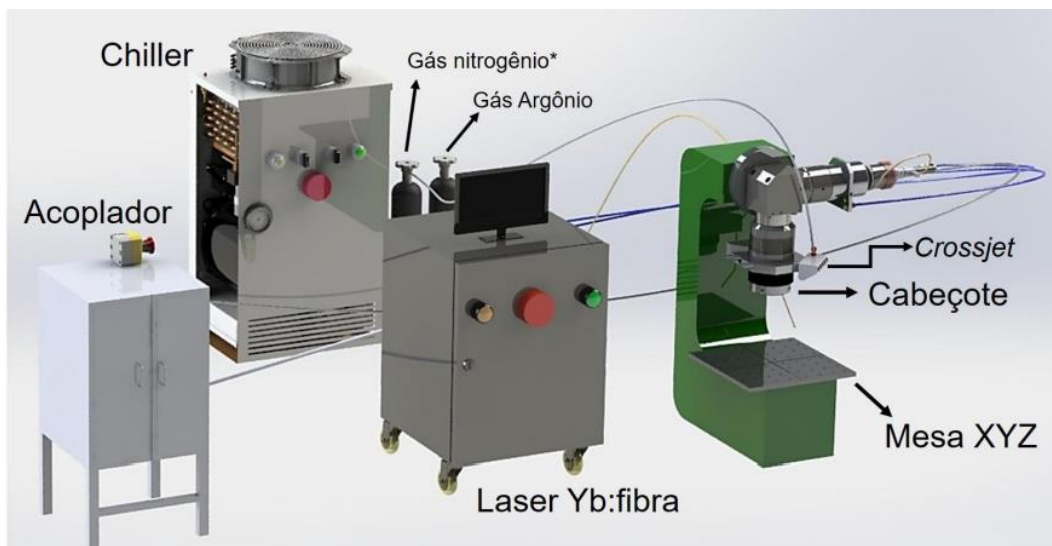
3.2 MÉTODOS

3.2.1 Parâmetros de aquecimento a laser

A escolha dos melhores parâmetros de aquecimento a laser foi realizada com o intuito de encontrar a condição que apresentava a maior tensão residual compressiva, a qual será fornecida através do maior aporte térmico, entretanto minimizando efeitos na microestrutura da liga (como fusão e superenvelhecimento) e danos na peça (trincas ou rugosidade excessiva). Os parâmetros iniciais do laser para estudo foram definidos a partir de trabalhos similares em ligas de alumínio (CUNHA, 2018).

Os tratamentos a laser foram realizados no Laboratório Multiusuário de Desenvolvimento e Aplicações de Lasers e Óptica (Dedalo) do IEAv/DCTA, por meio de um laser a fibra fabricado pela IPG Photonics, modelo YLR-2000, de 2 kW de potência máxima, fibra de saída com 100 μm de diâmetro e 5 m de extensão, com comprimento de onda de 1,06 μm . A figura 44 apresenta um esquema simplificado da estação de processamento a laser em questão.

Figura 44 - Esquema da estação de processamento de materiais com o equipamento laser Yb:fibra.



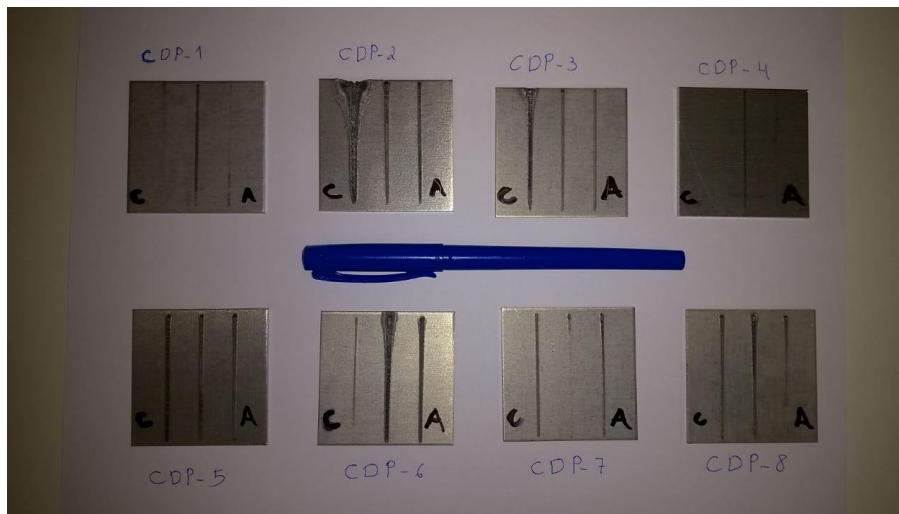
* Gás de proteção do cabeçote de processo.

Fonte: (BRAGA, 2019)

As amostras estudadas foram retiradas da chapa em quadrados de lado 100 mm, sendo então revestidas com uma camada ablativa de spray de grafite, com o intuito de aumentar a absorvidade das peças de alumínio, além produzir uma camada protetora de CO_2 quando aquecida, visto que não foi utilizado simultaneamente ao ensaio um fluxo de

gás protetor. O cabeçote do laser foi posicionado a 12,2 mm acima da distância focal, promovendo um diâmetro de feixe de 2 mm. As linhas de aquecimento a laser foram incididas a 12,5 mm umas das outras, com o intuito de reduzir a influência de um tratamento no outro, sendo realizado por amostra três linhas de laser com parâmetros diferentes, sendo incididas perpendicularmente ao sentido de laminação da chapa. Inicialmente, foram utilizadas quatro amostras quadradas, com três linhas de laser em cada, ou seja, um total de doze parâmetros diferentes, com o intuito de, por meio de uma inspeção visual pós aquecimento a laser, definir o intervalo de parâmetros mais promissores para um posterior novo levantamento de carta de parâmetros.

As condições iniciais utilizadas para as linhas de aquecimento a laser vieram de uma combinação entre quatro potências, 150, 200, 250 e 300 W e três velocidades de deslocamento do cabeçote do laser, 1, 5 e 10 mm/s. Após a análise visual, com o intuito de averiguar se a interação entre laser e material aparentava ser fraca, ideal ou destrutiva, um ponto ótimo foi determinado entre as velocidades de 1 e 5 mm/s para a potência de 250 W. Deste modo, um novo grupo de parâmetros foi estabelecido, adotando como ponto central aquele com velocidade de 2.5 mm/s e potência 250 W. Novamente quatro amostras de 10 x 10 mm foram utilizadas com 3 linhas de laser de parâmetros diferentes, sendo uma combinação entre as potências de 200, 250 e 300 W e velocidades de 1, 2.5 e 5 mm/s, sendo no entanto o ponto ótimo realizado em quadruplicata, de modo a estabelecer uma devida análise estatística. As amostras com todas as condições de linha de laser aplicadas podem ser visualizadas na figura 45. A tabela 4 retrata todas os parâmetros referentes ao laser, com suas devidas densidades de potência, tempo de interação e densidade de energia. A fim de inspecionar cada parâmetro do laser, de modo a fazer uma escolha dos mais promissores para induzir melhores campos de tensão residual, bloqueando ou retardando a propagação de uma trinca, sem prejudicar a integridade estrutural do material, análises microestrutural e de microdureza foram realizadas.

Figura 45 - Amostras de AA 2198-T851 estabelecendo uma carta de parâmetros de aquecimento a laser.

Fonte: Acervo pessoal.

Tabela 4 - Parâmetros de aplicação do laser, com suas devidas densidades de potência, tempo de interação e densidade de energia

Condição		Densidade de potência (W/mm ²)	Tempo de interação (s)	Densidade de Energia (J/mm ²)
150W	1 mm/s	47.75	2	95.49
	5 mm/s		0.4	19.10
	10 mm/s		0.2	9.55
200 W	1 mm/s	63.66	2	127.32
	2.5 mm/s		0.8	50.93
	5 mm/s		0.4	25.46
	10 mm/s		0.2	12.73
250 W	1 mm/s	79.58	2	159.15
	2.5 mm/s		0.8	63.66
	5 mm/s		0.4	31.83
	10 mm/s		0.2	15.91
300 W	1 mm/s	95.49	2	190.99
	2.5 mm/s		0.8	76.39
	5 mm/s		0.4	38.20
	10 mm/s		0.2	19.10

Fonte: Elaborado pelo autor

3.2.2 Análise metalográfica

A devida análise microestrutural, a fim de avaliar a qualidade da integridade estrutural da liga AA 2198-T851 foi realizada nas amostras tratadas a laser, utilizando a

infraestrutura do Laboratório de Metalografia da Área II da Escola de Engenharia de Lorena (EEL-USP). Inicialmente, cada condição de tratamento a laser foi cortada próxima ao centro da linha de aquecimento, de modo a evitar uma região instável de incidência do laser, gerando uma amostra com dimensões de aproximadamente 15,0 mm de comprimento por 12,5 mm de largura, de forma a centralizar esta linha. Esses cortes foram realizados por meio de uma cortadora de precisão da BUEHLER modelo IsoMet 1000, mostrada na figura 46.

Evitando atingir temperaturas relativamente altas para o alumínio, de modo a não prejudicar o tratamento anteriormente realizado, o embutimento das amostras foi realizado a frio, utilizando uma resina Epoxi, de tal modo que a superfície a ser analisada fosse a transversal à linha de aquecimento.

Figura 46 - Cortadora de precisão BUEHLER modelo IsoMet 1000



Fonte: Acervo pessoal.

As amostras embutidas foram então lixadas seguindo a sequência de lixas #320, #600, #1200 e #2400, sendo então polidas com uma suspensão de sílica coloidal (OPS) de 0,05 μm . Após a preparação, as amostras foram então atacadas com o reagente Keller por 10 s e então analisadas via microscópio óptico LEICA modelo DM4000 M, mostrado na figura 47. Posteriormente, uma análise utilizando o software ImageJ foi realizada para a medição da zona fundida, para as condições em que houve tal ocorrência, com sua devida porcentagem de porosidade.

Figura 47 - Microscópio óptico LEICA modelo DM4000 M



Fonte: Acervo pessoal.

3.2.3 Microdureza

Após a análise metalográfica, foi realizada em cada amostra um perfil de microdureza Vickers próximo à superfície de aquecimento, sendo para os casos em que a ocorrência de fusão da amostra foi verificada, o perfil foi analisado próximo ao centro da zona fundida. Assim foi possível determinar o comportamento do material ao ser tratado via laser, de modo a selecionar a condição de maior aporte térmico, aliado a uma baixa degradação da resistência mecânica do material, sendo essa associada à microdureza dele. Todos os pontos experimentais foram adquiridos por meio de um microdurômetro BUEHLER modelo MICROMET 2004, com uma carga aplicada de 50 gf por 10 s. O equipamento em questão pode ser visualizado na figura 48.

Figura 48 - Microdurômetro BUEHLER modelo MICROMET 2004



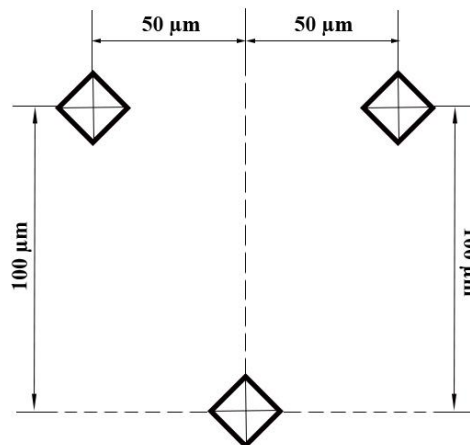
Fonte: Acervo pessoal

É importante ressaltar que o perfil de microdureza foi elaborado no sentido horizontal da amostra, visto que embora muitas condições apresentaram um certo grau de fusão e o gradiente de tensão no sentido de penetração do laser seja uma informação relevante, as condições em que a fusão não foi alcançada (como o intuito da técnica de interesse no trabalho), a localização do centro de incidência do laser torna-se difícil, deste modo, nessas condições o perfil no sentido vertical mostra-se impreciso.

Durante a elaboração do perfil, o espaçamento entre indentações deve ser de pelo menos 2,5 vezes o diâmetro médio endentado, conforme a norma ASTM E384-17 (ASTM, 2017), deste modo, considerando que a região em que o material é afetado pelo laser é pequena, com a finalidade de diminuir as distâncias horizontais entre cada indentação, sem violar a norma, um certo deslocamento vertical foi estabelecido na elaboração do perfil, conforme o esquema da figura 49.

Durante a análise dos dados de microdureza, quedas repentinas em pontos subsequentes dos perfis foram associados a porosidades abaixo da seção analisada, sendo descartados dos resultados finais.

Figura 49 - Esquema do perfil de microdureza



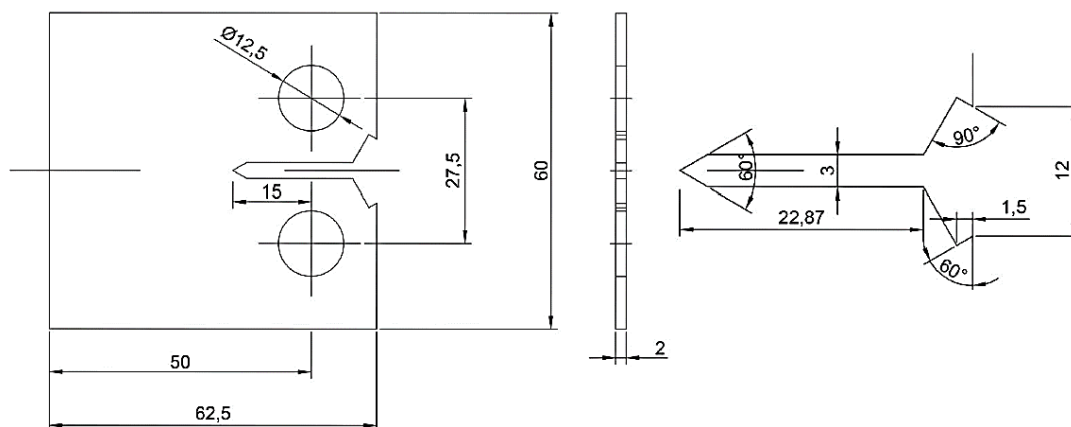
Fonte: Elaborado pelo autor

3.2.4 Corpos-de-prova de fadiga

Os corpos-de-prova para a propagação de trinca em fadiga foram do tipo C(T), sendo estes retirados da chapa da liga 2198 e usinados de forma que o entalhe seguisse uma orientação T-L, visto na literatura ser a mais adequada para a liga em questão (SCHNUBEL,

2012). Os estudos em literatura realizados na liga mostraram que para o sentido L-T, as trincas propagadas por fadiga apresentavam um elevado desvio em sua trajetória, não sendo, portanto, ideal a sua utilização. Por outro lado, no sentido T-L, tal desvio não foi reportado de forma relevante. A produção dos corpos-de-prova seguiu a norma ASTM E647-15e1 (ASTM, 2015), no entanto, adaptações a ele foram necessárias. Visando realizar o ensaio de propagação de trinca no sistema servo-hidráulico MTS 810.23M pertencente ao Laboratório de Ensaios Mecânicos da EEL/USP, com o medidor de deslocamento MTS mod. 632.03F-21 de abertura de 12 mm e considerando que devido à pequena espessura da chapa, não seria possível utilizar os apoios para a fixação deste, as dimensões da boca do entalhe foram aumentadas, de forma a permitir o encaixe direto do medidor no corpo-de-prova. O esquema dos corpos-de-prova pode ser visualizado na figura 50.

Figura 50 - Desenho do corpo-de-prova C(T) utilizado no trabalho, com medidas em milímetros



Fonte: Elaborado pelo autor

Os corpos-de-prova foram primeiramente cortados da chapa próximos de sua dimensão final por meio de uma guilhotina, com ajuste de dimensões e furos sendo realizados na oficina mecânica da Área II da EEL/USP. Os detalhes do entalhe foram realizados por eletroerosão em um equipamento FANUC modelo ROBOCUT DiO- α , presente na empresa de usinagem Prisma Cut – São Paulo-SP. Durante a usinagem, os corpos-de-prova foram fixados, de forma que todos os 20 pudessem ser produzidos simultaneamente, sem que houvesse um escorregamento entre eles. A eletroerosão foi realizada com os corpos submersos em água deionizada, utilizando para o corte um fio de

latão com diâmetro 0,25 mm. A máquina de eletroerosão e os corpos-de-prova após a usinagem podem ser visualizados nas figuras 51 e 52, respectivamente.

Posterior análise das corretas dimensões do entalhe, para investigar a existência de algum desvio significativo nas suas dimensões. Deste modo, todos os corpos-de-prova foram analisados no projetor de perfil PANTEC PJ3150 presente no Laboratório de Ensaios Mecânicos da EEL/USP, podendo ser tal equipamento visualizado na figura 53.

Figura 51 - Máquina de eletroerosão FANUC modelo ROBOCUT DiO- α



Fonte: Acervo pessoal

Figura 52 - Corpos-de-prova do tipo C(T) usinados por eletroerosão



Fonte: Acervo pessoal

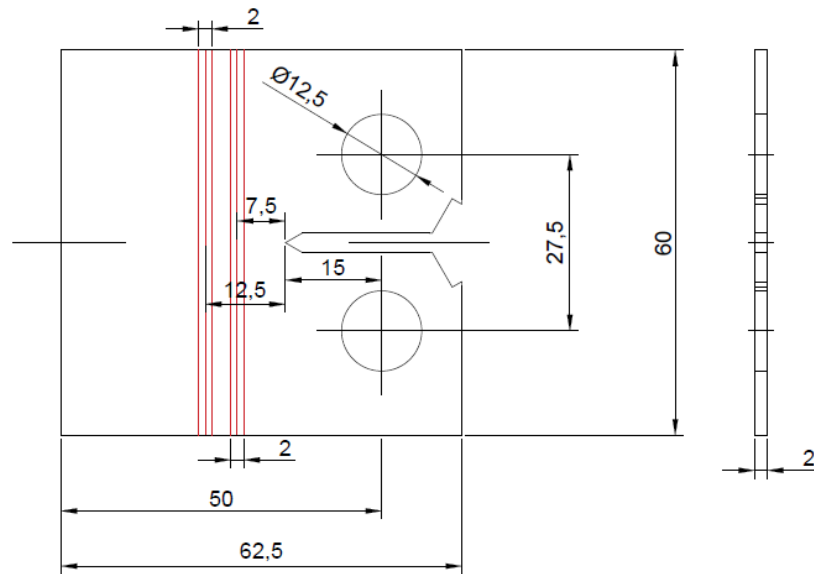
Figura 53 - Projetor de perfil PANTEC PJ3150

Fonte: Acervo pessoal

3.2.5 Linhas de laser nos corpos-de-prova

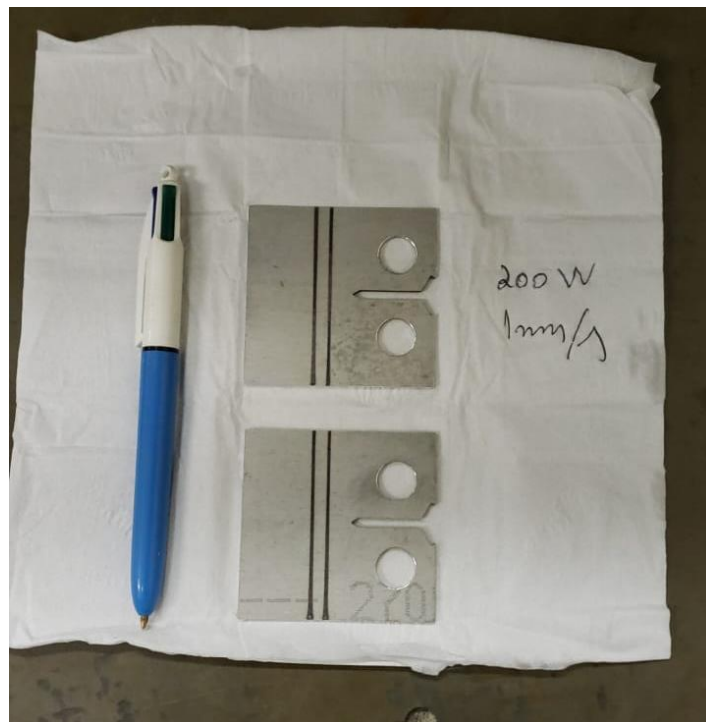
Assim como as linhas de laser realizadas para a análise da carta de parâmetros, os corpos-de-prova foram tratados no Laboratório Multiusuário de Desenvolvimento e Aplicações de Lasers e Óptica (Dedalo) do IEAv/DCTA, por meio de um laser a fibra fabricado pela IPG Photonics, modelo YLR-2000. Da mesma maneira, os demais cuidados, como utilizar uma camada ablativa de grafite e manutenção do diâmetro focal em 2 mm foram tomados. As duas condições mais promissoras determinadas por meio de análise metalográfica e de microdureza foram utilizadas para o tratamento dos corpos-de-prova, sendo ambas de 200 W de potência, com velocidades 1 mm/s (L01) e 10 mm/s (L10). Para cada condição, seis corpos-de-prova foram tratados, apresentando cada um, duas linhas de aquecimento, com distância de seus centros de 5,5 mm, conforme idealizado em trabalhos anteriores (CUNHA, 2018) e mostrado na figura 54. Os corpos-de-prova após o tratamento, por sua vez, podem ser visualizados na figura 55.

Figura 54 - Desenho de um corpo-de-prova tratado com duas linhas de aquecimento a laser



Fonte: Elaborado pelo autor

Figura 55 - Corpos-de-prova de uma liga de alumínio 2198-T851 tratados a laser



Fonte: Acervo pessoal.

3.2.6 Ensaio de propagação de trinca por fadiga

Após a produção e tratamento a laser dos corpos de prova, os ensaios de propagação de trinca por fadiga foram realizados no sistema servo-hidráulico MTS 810.23M pertencente ao Laboratório de Ensaio Mecânicos da EEL/USP, realizados de acordo com a norma ASTM E647-13 (2014). A máquina em questão pode ser visualizada na figura 56.

Nos ensaios em questão foi executado o monitoramento do comprimento de trinca sendo realizado por método indireto, por meio do método da flexibilidade elástica (*compliance*), empregando-se para esta finalidade um medidor de deslocamento MTS mod. 632.03F-21, o qual é fixado diretamente na peça, uma vez que essa foi desenvolvida para esse fim, apresentando a mesma abertura do dispositivo, 12 mm. A figura 57 mostra a fixação do medidor de deslocamento no corpo de prova.

Testes preliminares foram realizados de forma a se determinar os parâmetros do ensaio. Assim sendo, para cada ensaio, uma pré-trinca foi nucleada com tamanho estimado de 1,5 mm, utilizando para essa nucleação uma amplitude de carga de 0,09 kN a 0,7 kN, com uma frequência de 10 Hz. Após a formação da pré-trinca, o ensaio foi realizado com razão de carga $R = 0,1$ e $F_{\max} = 0,8 \pm 0,02$ kN, com uma frequência de 5 Hz. Para a condição L01, o ensaio foi realizado sob essas condições por 120000 ciclos, no entanto, a trinca após um determinado crescimento apresentou o fenômeno de parada, assim sendo, um novo ensaio foi iniciado, com o tamanho de trinca em que o anterior havia parado (aproximadamente 18 mm), utilizando a mesma razão de carga $R = 0,1$, porém com força máxima superior, para que fosse possível a ruptura do corpo de prova, tal que $F_{\max} = 1,1 \text{ kN} \pm 0,02 \text{ kN}$. A fim de comparar os efeitos de propagação com um tamanho de pré-trinca similar aos demais, porém admitindo um valor de tensão máxima superior, de modo a mostrar que esta não causa interferência na curva da/dN versus ΔK , realizou-se um novo ensaio na condição L01, com os parâmetros $R = 0,1$ e $F_{\max} = 1,6 \text{ kN} \pm 0,02 \text{ kN}$.

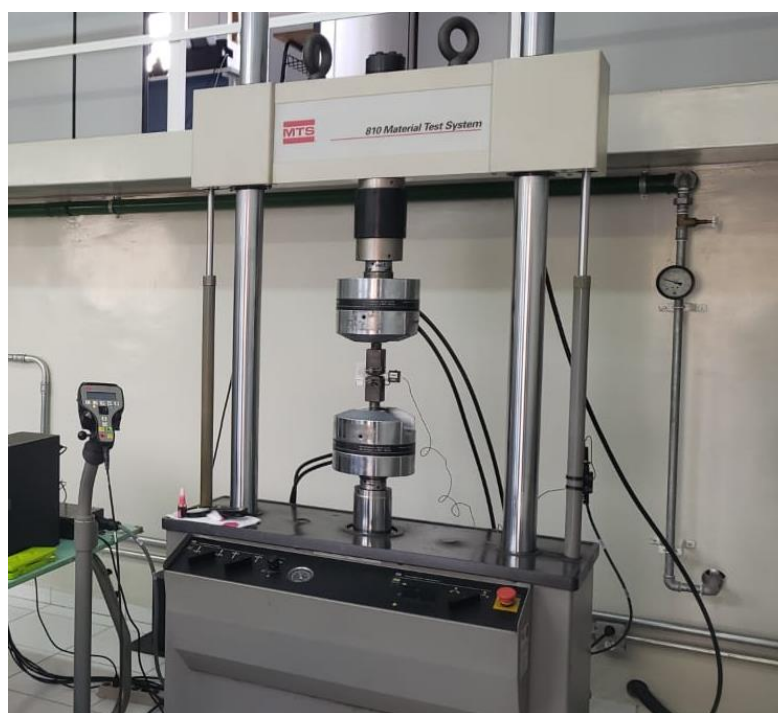
Após a ruptura de cada corpo de prova, foi realizada a medição do tamanho da pré-trinca e da trinca final utilizando um paquímetro, sendo realizada em cada uma das faces da peça e no centro da frente da trinca, de modo a se realizar a média das três medições. Tal procedimento foi necessário, embora o medidor de deslocamento tenha sido aplicado, de modo a se normalizar os valores medidos pelo dispositivo, com aqueles realizados pelas condições de contorno definidas pelo paquímetro.

A aquisição de pontos foi realizada de modo a se analisar um crescimento de 0,25 mm por ponto, com exceção do ensaio inicial realizado para a condição L01, visto que a trinca cresceu apenas 3 mm, assim sendo, para este último caso, a aquisição foi realizada a cada 0,05 mm. A determinação dos valores de da/dN e ΔK foi realizada de acordo com a norma ASTM E647-13 (2014), utilizando duas metodologias, de forma comparativa, a da secante, se analisando pontos consecutivos e a do incremento polinomial, com $n=3$, de modo a se estudar 7 pontos consecutivos.

Após a execução dos ensaios com razão de carga 0,1, uma nova série de ensaios análoga à executada foi realizada por sua vez com $R = 0,5$. Para todas as condições, tanto MB, L10 e L01, a carga máxima aplicada foi de $1,1 \pm 0,02$ kN, com a mesma frequência de 5 Hz. Ao final, uma nova execução de ensaio foi realizada para a condição MB, por sua vez com uma carga máxima menor (0,9 kN) a fim de conferir se a carga de 1.1 kN havia sido muito elevada para o material base. Analogamente, ensaios envolvendo razões de carga mais baixas, com $R = 0,05$ também foram executados, utilizando para as três condições $P_{max} = 0,9 \pm 0,02$ kN. As demais análises de dados, para as duas novas razões de carga, foram realizadas de maneira análoga às de $R = 0,1$.

Os gráficos referentes aos ensaios foram traçados com auxílio do *software* Origin.

Figura 56 - Sistema servo-hidráulico MTS 810.23M



Fonte: Acervo pessoal

Figura 57 - Medidor de deslocamento MTS mod. 632.03F-21 fixado em um corpo de prova da liga 2198, de modo a monitorar o tamanho da trinca pelo método *compliance*



Fonte: Acervo pessoal

3.2.7 Análise de fractografia

Após a execução dos ensaios de fadiga, a fim de se averiguar o comportamento global da liga durante a propagação da trinca, bem como a presença de estrias de fadiga e suas dimensões, uma análise da superfície final de fratura foi realizada via microscópio eletrônico de varredura (MEV). Tal estudo foi realizado somente para os corpos de prova ensaiados com $R = 0,1$, visto que o efeito do aquecimento a laser não promoveu uma melhoria tão pronunciável nas propriedades em fadiga para a liga 2198-T851 em regiões em que as estrias de fadiga são detectáveis pelo microscópio utilizado.

Para o estudo em questão, utilizou-se um MEV de bancada, da marca HITACHI, modelo TM3000, presente no Laboratório de Microscopia Eletrônica da Área II da Escola de Engenharia de Lorena (EEL-USP). Uma imagem do equipamento pode ser vista na figura 58.

Devido à pequena espessura dos corpos de prova, foi elaborado um porta amostras para permitir o apoio destes. O suporte em questão foi produzido por meio de uma baquelite normalmente utilizada para fazer o embutimento de amostras para análises metalográficas, na qual foi realizado um corte para uma fixação rente das amostras na Oficina Mecânica da Área II da EEL-USP. Os corpos de prova, por conta da largura elevada após sua ruptura durante os ensaios, foram cortados por uma guilhotina a uma distância segura da ponta do entalhe. O suporte fabricado, com um CDP fixo a ele pode ser visualizado na figura 59. Por

não se tratar de uma baquelite condutora, a ligação entre a amostra e o suporte metálico do MEV foi realizado por meio de uma fita de carbono.

Figura 58 - Microscópio eletrônico de varredura de bancada HITACHI modelo TM3000



Fonte: Acervo pessoal

Figura 59 - CDP da liga 2198-T851 fraturado por fadiga fixado em um porta amostras de baquelite



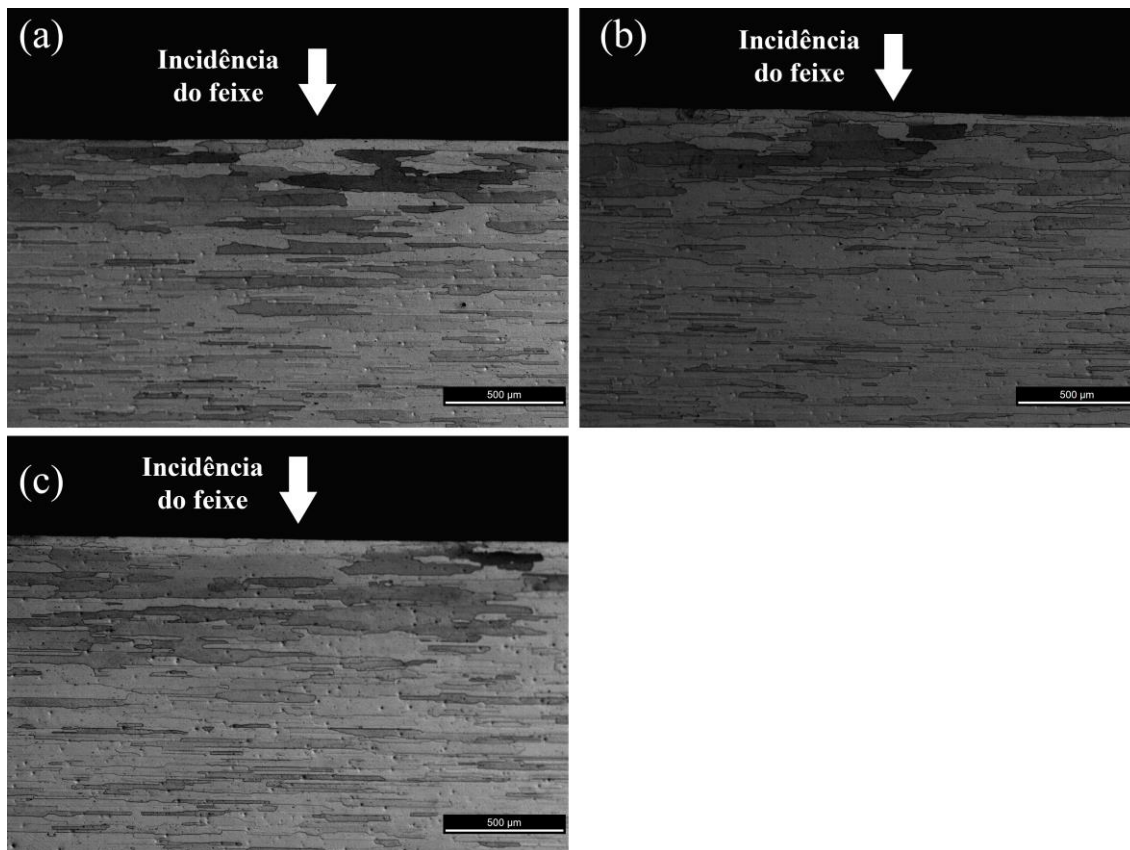
Fonte: Acervo pessoal

4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1 ANÁLISE METALOGRÁFICA

A fim de organizar os estudos acerca do comportamento microestrutural do material em resposta ao aquecimento a laser, a análise das amostras foi realizada para grupos de amostra com mesma potência. A figura 60 refere-se 150 W com as diferentes velocidades transversais.

Figura 60 - Aquecimento a laser na liga AA 2198-T851 a 150 W, sendo (a) 1 mm/s (aumento 50x), (b) 5 mm/s (aumento 50x) e (c) 10 mm/s (aumento 50x)



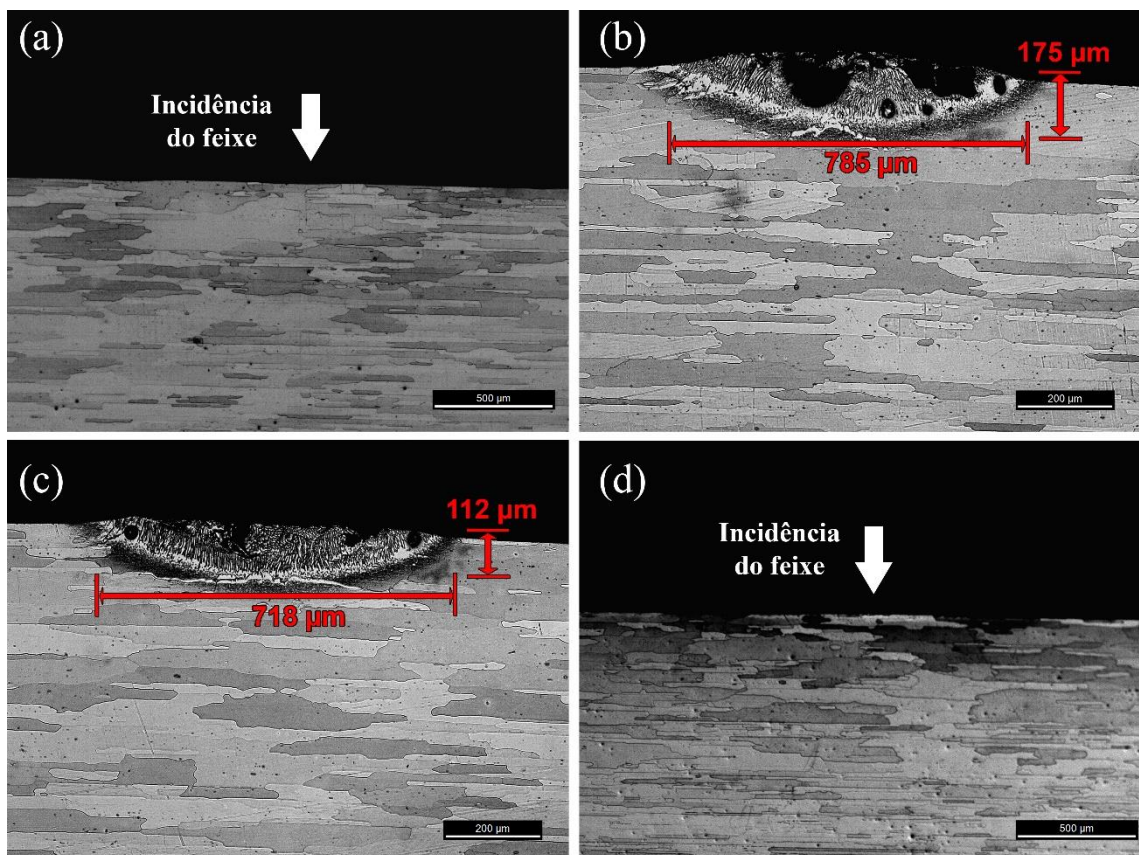
Fonte: Elaborado pelo autor

É possível observar que nenhuma das amostras relacionadas à condição de 150 W apresentou fusão, o que no sentido de integridade estrutural é um fator positivo para o tratamento. Por outro lado, por apresentar o menor aporte térmico dentre todas as potências, é presumível que as tensões residuais compressivas envolvidas neste serão menores também, sendo as menos atrativas para o retardo na propagação de trinca.

Outra discussão importante associada à condição trata da dificuldade da visualização da região de incidência do laser. Um certo grau de crescimento de grão pode ser estimado, além de ser possível observar em ataque preferencial na região de incidência do feixe de laser, por ser menos estável, mas a definição clara desta não é muito precisa. Deste modo, a breve discussão referente ao sentido do perfil de microdureza é retomada, visto que seria impraticável determinar o centro de tal região, para que o perfil fosse executado em profundidade.

A figura 61 refere-se às micrografias dos parâmetros de 200 W com as diferentes velocidades. É possível verificar que em duas das quatro condições, sendo elas a de 2.5 mm/s e 5 mm/s ocorreu a fusão superficial da amostra. Como esperado, pelo maior aporte térmico, a condição de 2.5 mm/s apresentou uma zona fundida mais profunda, sendo ela de 175 μm , enquanto a de 5 mm/s 112 μm , como descrito na tabela 4.

Figura 61 - Aquecimento a laser na liga AA 2198-T851 a 200 W, sendo (a) 1 mm/s (aumento 50x), (b) 2.5 mm/s (aumento 100x), (c) 5 mm/s (aumento 100x) e (d) 10 mm/s (aumento 50x).



Fonte: Elaborado pelo autor

Ao aplicar o software ImageJ, de modo a analisar um único corte transversal por condição, observa-se que para 2,5 mm/s, a zona fundida apresentou uma área equivalente a 0,12 mm², com essa apresentando 24% de porosidade. Por sua vez, para 5 mm/s, a área reduz para 0,08 mm², todavia a porcentagem de defeitos continua com a mesma magnitude, com 23%. É importante ressaltar que não somente pelo fato da ocorrência de uma zona fundida, o que por si só já é prejudicial às propriedades mecânicas, mas por essa apresentar um grande volume de porosidade, tais condições são menos interessantes para o tratamento desejado.

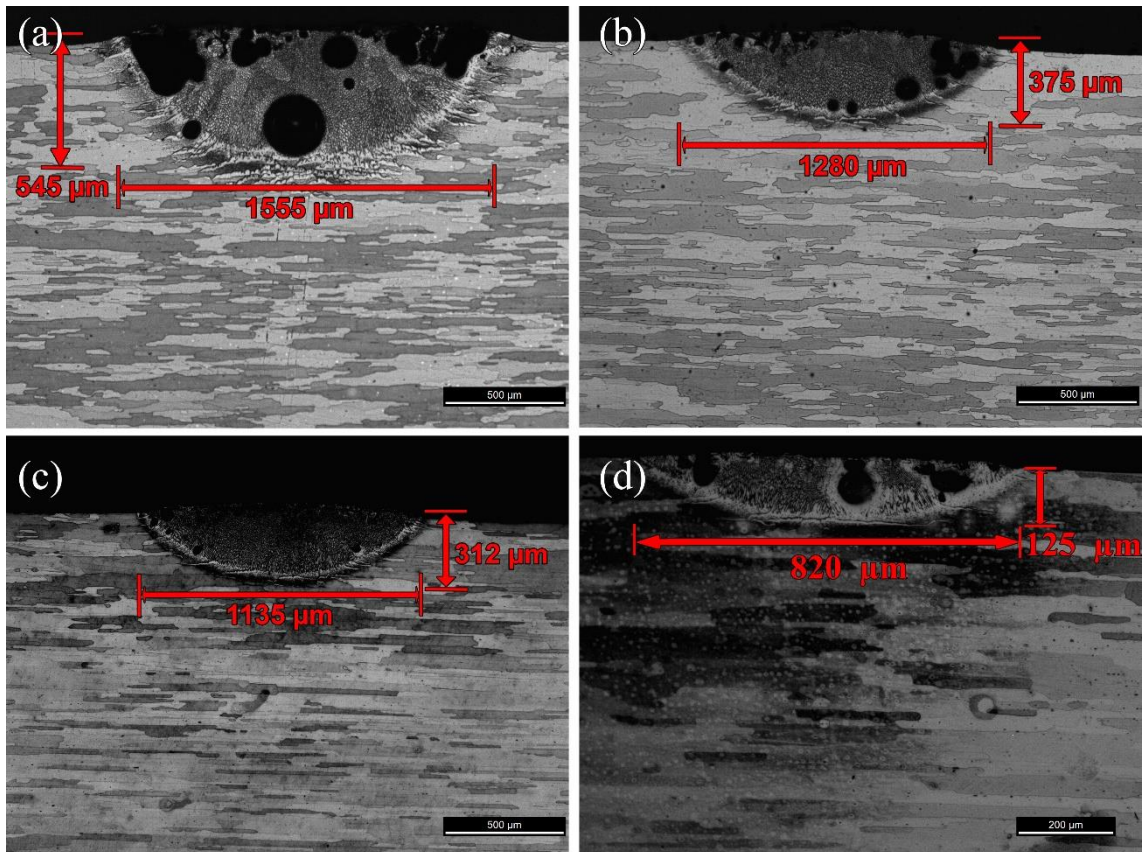
As condições de 1 mm/s e 10 mm/s, assim como todas de 150 W, não apresentaram uma zona fundida, apenas um certo grau de crescimento de grão. É curioso ressaltar que seria esperado que a condição de 1 mm/s, que apresenta um aporte térmico maior do que a de 2,5 mm/s, também apresentasse fusão. Entretanto, a não ocorrência desta se dá pelo fato de que a condição de 1 mm/s é mais lenta, levando a uma oxidação da camada de grafita. Uma parte da energia distribuída pela Gaussiana (a frente do eixo óptico) oxida a camada antes de haver efetivo acoplamento óptico, ocorrendo então uma interação direta entre laser e o alumínio, material com elevada refletividade. Portanto, a interação laser-material desta condição acaba sendo menos intensa do que a de 2.5 mm/s, por exemplo.

A figura 62 apresenta as condições de aquecimento com potência de 250 W. É possível notar que independente da velocidade, todos os parâmetros resultaram em uma fusão da liga, apresentando assim como nos casos anteriores, um elevado grau de porosidade na zona fundida. Nenhum fenômeno como o presente em 200 W e 1 mm/s foi observado para os parâmetros de 250 W. Como esperado, a penetração da poça de fusão foi menos intensa quanto maior a velocidade do cabeçote do laser, visto que há um menor aporte térmico. A condição com maior profundidade (1mm/s) apresenta 545 µm, enquanto a com menor (10 mm/s), 125 µm. Por conta da fusão, nenhum parâmetro é recomendado para efetuar o ensaio de fadiga.

A figura 63 apresenta todos os parâmetros relacionados à potência de 300 W. Assim como para a potência de 250 W, todas as amostras apresentaram uma zona fundida com um elevado grau de porosidade. Observa-se que a condição de maior aporte térmico (1 mm/s) não apresenta proporcionalmente tanta porosidade quanto as outras. Por outro lado, as dimensões de sua zona fundida são drasticamente maiores, possuindo uma profundidade 1147 µm, enquanto a condição de segundo maior aporte térmico possui apenas 315 µm. Este é um indicativo de que há efetivamente borbulhamento desses poros quando a poça de fusão é relativamente grande. No entanto, reitera-se que o elevado grau de fusão associado ao dano

das peças, nas condições de 300 W, as torna inadequadas para a aplicação da técnica de aquecimento a laser. Ainda assim, informações mais detalhadas com relação à queda de resistência serão dadas na análise de microdureza.

Figura 62 - Aquecimento a laser na liga AA 2198-T851 a 250 W, sendo (a) 1 mm/s (aumento 50x), (b) 2.5 mm/s (aumento 50x), (c) 5 mm/s (aumento 50x) e (d) 10 mm/s (aumento 100x).



Fonte: Elaborado pelo autor

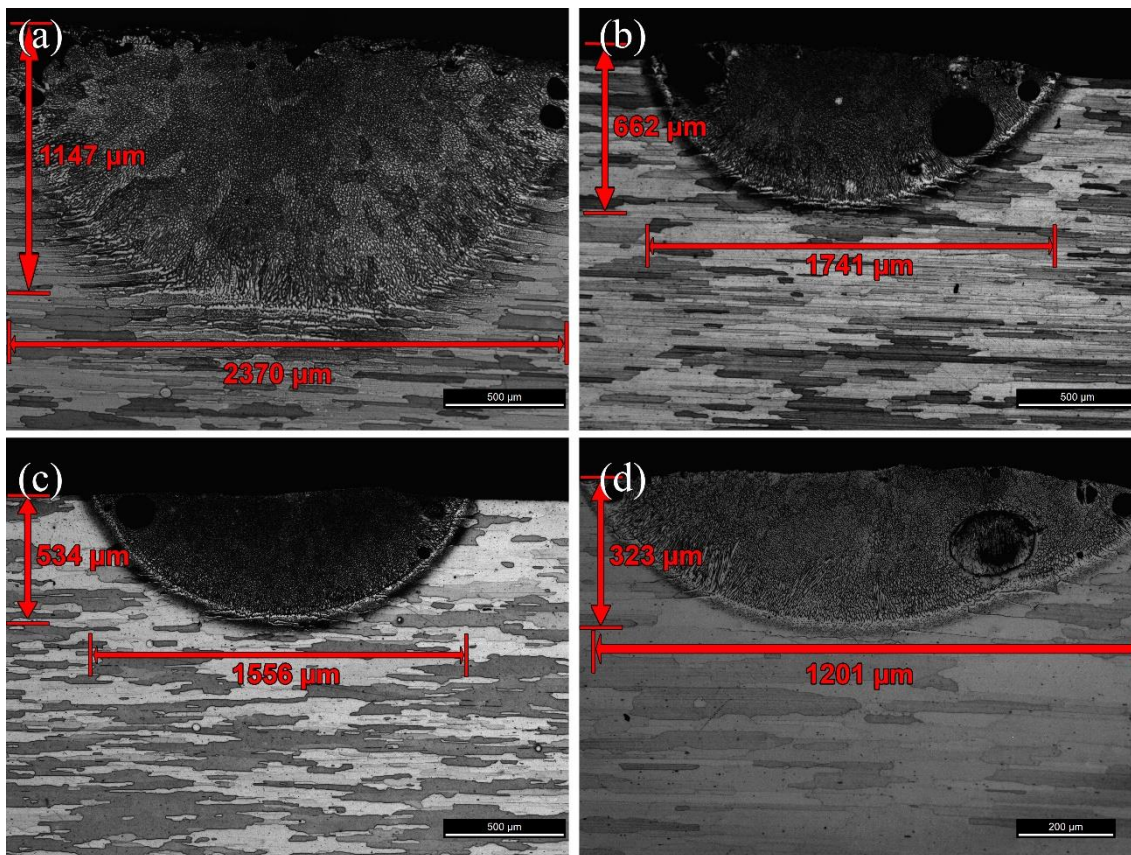
Uma análise um pouco mais detalhada, referente às áreas de zonas fundidas e porcentagens de porosidade para cada uma das condições, com suas devidas densidades de energia podem ser visualizadas na tabela 5. Por meio dos dados de apenas um corte metalográfico por condição, com exceção das condições de 300 W, com 1 mm/s e 5 mm/s, as demais apresentaram uma ocorrência de porosidade superior a 10% da zona fundida, com média de 16% da área. O valor máximo foi atingido na condição de 250 W e 1 mm/s, com 33% da área tomada por defeitos.

Sabe-se que quando se trata da porosidade em soldas de alumínio, elas podem ter origem por meio de gases ou por meio do *keyhole*, este último inexistente no presente caso. Enquanto o primeiro tipo tende a ser menor com menores velocidades, por permitir mais

tempo para os gases saírem da região em que houve fusão, o segundo, por gerar maior penetração com velocidades menores, pode gerar um defeito maior. No entanto, nenhuma clara relação com a velocidade pode ser vista ao se estudar a tabela.

A fim de verificar a relação da porosidade com o tamanho da ZF, foi elaborado o gráfico da figura 64, sendo nela o código do parâmetro sendo do tipo “Potência_Velocidade”, como o exemplo “200_2.5” correspondendo a 200 W e 2,5 mm/s. Todavia, nenhuma clara relação entre elas pode ser verificada nem globalmente e nem individualmente entre as condições de mesma potência.

Figura 63 - Aquecimento a laser na liga AA 2198-T851 a 300 W, sendo (a) 1 mm/s (aumento 50x), (b) 2.5 mm/s (aumento 50x), (c) 5 mm/s (aumento 50x) e (d) 10 mm/s (aumento 100x).



Fonte: Elaborado pelo autor

O estudo em questão visa minimizar a fusão, assim sendo, as densidades de energia estão no limiar entre o aquecimento, que ocorre entre densidades de energia de 1 e 100 J/mm², e a fusão, que ocorre entre 10 e 1000 J/mm². É importante ressaltar que nenhuma condição em que não houve fusão apresentou densidade de energia superior a 100 J/mm², com exceção da com 200 W e 1 mm/s, que como já justificado, este fato está relacionado com a elevada refletividade do alumínio relacionado à baixa velocidade do laser, causando

evaporação da camada de carbono. Analogamente, nenhuma condição em que a amostra fundiu apresenta densidade de energia inferior a 10 J/mm^2 . Por outro lado, é clara uma sobreposição entre os dois intervalos, assim, condições em que ocorreu fusão estão em parte do intervalo de aquecimento e vice-versa.

Com o exposto, é possível se estimar uma correlação entre a densidade de energia e o tamanho da área da ZF, visto que é intuitivo pensar que quanto maior a interação entre material e laser, maior será a fusão deste ao se passar o limiar em que o laser é lento e potente o bastante para começar a fundir a peça. Portanto, o gráfico da figura 65 foi elaborado para averiguar essa correlação, e como esperado, há uma relação ascendente entre essas duas variáveis, tanto ao se considerar amostras com uma mesma potência, quanto ao considerar o comportamento global.

Tabela 5 - Porcentagem de porosidade na ZF, sua área e a densidade de energia referentes a diversos parâmetros de aquecimento a laser aplicados na liga 2198-T851, analisando-se apenas uma seção metalográfica

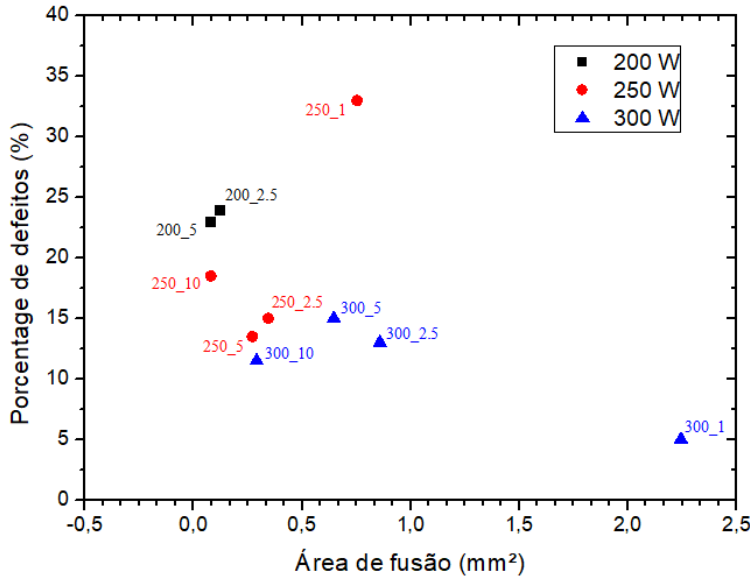
Condição		Porosidade (%)	Área da ZF (mm^2)	Densidade de Energia
200 W	2,5 mm/s	24%	0.12	50.93
	5 mm/s	23%	0.076	25.46
250 W	1 mm/s	33%	0.753	159.15
	2,5 mm/s	15%	0.344	63.66
	5 mm/s	14%	0.271	31.83
	10 mm/s	18%	0.08	15.91
300 W	1 mm/s	5%	2.244	190.99
	2,5 mm/s	13%	0.858	76.39
	5 mm/s	4%	0.646	38.20
	10 mm/s	11%	0.291	19.10

Fonte: Elaborado pelo autor

Após todas as análises referentes à microestrutura do material, a princípio, os parâmetros mais atrativos para serem aplicados na propagação de trinca são os de 200 W e 10 mm/s e 200 W e 1 mm/s, visto que são aqueles em que não ocorre a fusão do material possuindo o maior aporte térmico. Nesse sentido, a condição de 1 mm/s é ainda mais interessante, considerando que se trata de uma condição não esperada, visto que outras com menor aporte térmico apresentaram fusão, enquanto ela não. No entanto, foi uma condição em que houve uma duplicata, sendo deste modo mais confiável. Porém, mais informações relacionadas à escolha dos parâmetros serão apresentadas na seção seguinte, analisando a

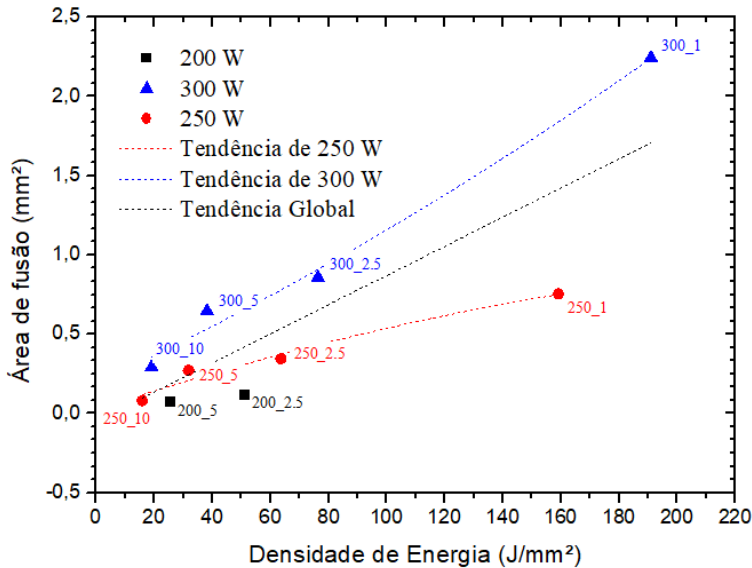
microdureza das amostras, visto que uma redução muito intensa das propriedades mecânicas também não é desejada e deve ser estudada.

Figura 64 – Gráfico de porcentagem em área de defeitos em relação ao tamanho da área fundida para diferentes parâmetros de aquecimento a laser na liga 2198-T851, analisando-se apenas uma seção metalográfica



Fonte: Elaborado pelo autor

Figura 65 - Gráfico de tamanho de área de fusão em relação à densidade de energia para diferentes parâmetros de aquecimento a laser na liga 2198-T851, analisando-se apenas uma seção metalográfica

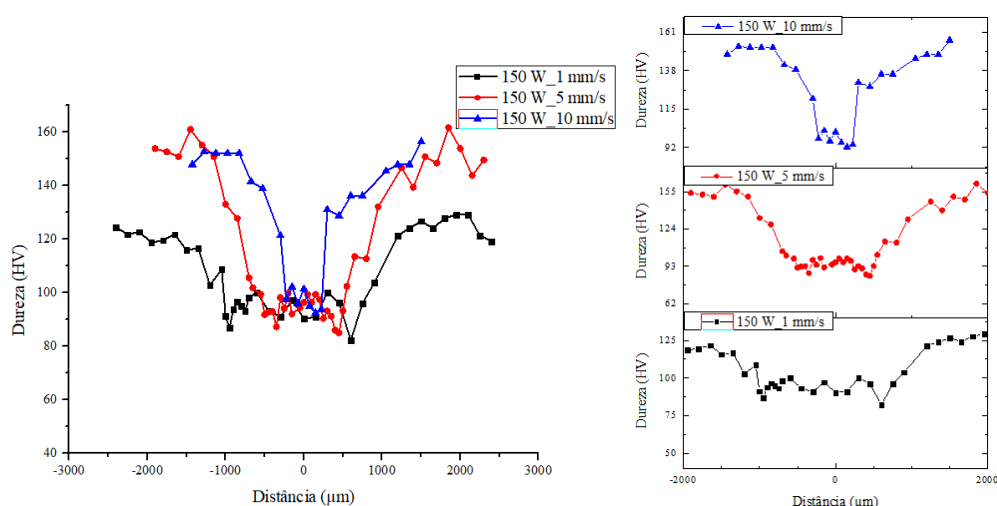


Fonte: Elaborado pelo autor

4.2 MICRODUREZA

Assim como na análise das micrografias, de forma a uma melhor organização dos dados de microdureza, os dados dos perfis foram agrupados por potência semelhante. A figura 66 mostra os dados referentes à potência de 150 W. É possível verificar que houve uma clara diminuição na dureza do material na região de incidência do laser, variando da dureza de 155 HV, referente ao material bruto a em torno de 100 HV. Tal fato se dá ao considerar que a liga 2198-T851 é endurecida por precipitação, sendo assim, ao aquecer uma determinada região, embora ocorra ausência de fusão, como no caso em questão, analisado na seção anterior, os precipitados podem seguir por duas rotas, ou serem solubilizados, ou coalescerem, assim como os grãos do material. Em ambos os casos, o bloqueio de discordâncias deixa de ser tão efetivo quanto no material como recebido. É possível ver também na figura 66 que quanto menor a velocidade de propagação do feixe de laser, maior o tempo de interação do laser com o material, deste modo a região afetada apresentou menores dimensões para as maiores velocidades, havendo inclusive uma redução na dureza mais distante da região afetada para o caso de 1mm/s, visto que neste caso, houve tempo de aquecer mais a liga como um todo.

Figura 66 - Perfis de microdureza para amostras tratadas 150 W de potência e velocidades de 1 mm/s, 5 mm/s e 10 mm/s, com dados sobrepostos e separados



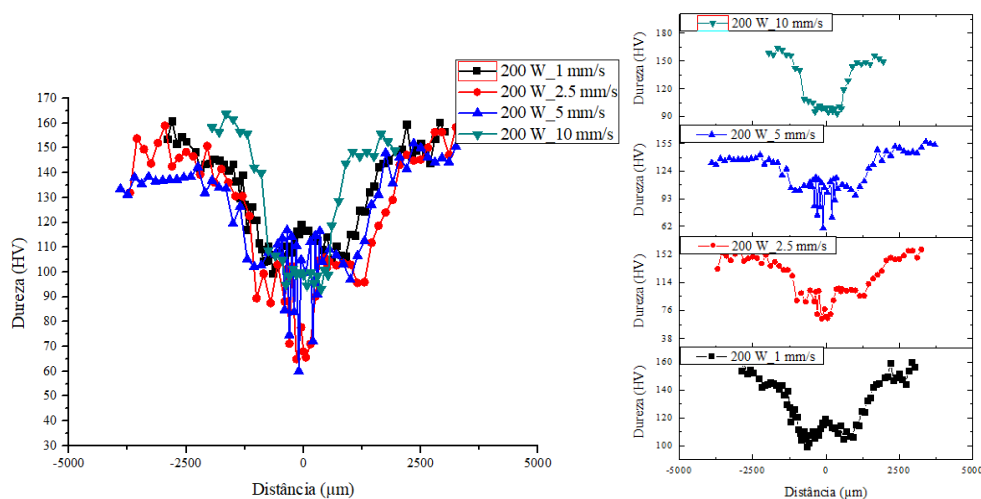
Fonte: Elaborado pelo autor

A figura 67 apresenta os parâmetros referentes à potência de 200 W. Para os parâmetros em questão, por haver condições em que o material fundiu e outras em que ele

não fundiu, é possível ver dois tipos de curvas para os perfis de dureza. Um semelhante àqueles vistos na figura 66, sendo eles para a condição de 1 mm/s e 10 mm/s, nos quais não houve fusão, de modo a se verificar um único gradiente de queda de dureza entre 155 HV e 100 HV. Outro com dois gradientes de queda nos valores de dureza, a primeira também até 100 HV e a segunda até valores ainda mais baixos, em torno de 80 HV. No entanto, é importante evidenciar que para o segundo caso, há uma certa instabilidade nos valores de dureza. Este fenômeno ocorre uma vez que a zona fundida apresenta um elevado grau de porosidade, a qual interfere nos valores dos resultados, evidenciando ainda mais o fato de tais parâmetros não serem escolhidos para as etapas seguintes do projeto.

Outro ponto a ser levantado é que, por conta do comportamento anômalo do parâmetro de 1 mm/s, uma incerteza quanto à efetividade da interação do laser com o material se fazia ao comparar com a condição de 10 mm/s. No entanto, ao analisar a largura do vale de dureza para a condição de suposto maior aporte térmico, ela é maior (com 1,8 mm para a condição de 1 mm/s, contra 0,7 mm para a de 10 mm/s), indicando que de fato a interação para este parâmetro apresenta indícios de ser maior. Além disso, é possível se notar para a condição de 1 mm/s um pico de 120 HV no centro da região aquecida. A fim de explicar tal comportamento, será tomado como base os estudos realizados por Zhao *et al.* (2021) com a liga AA2198.

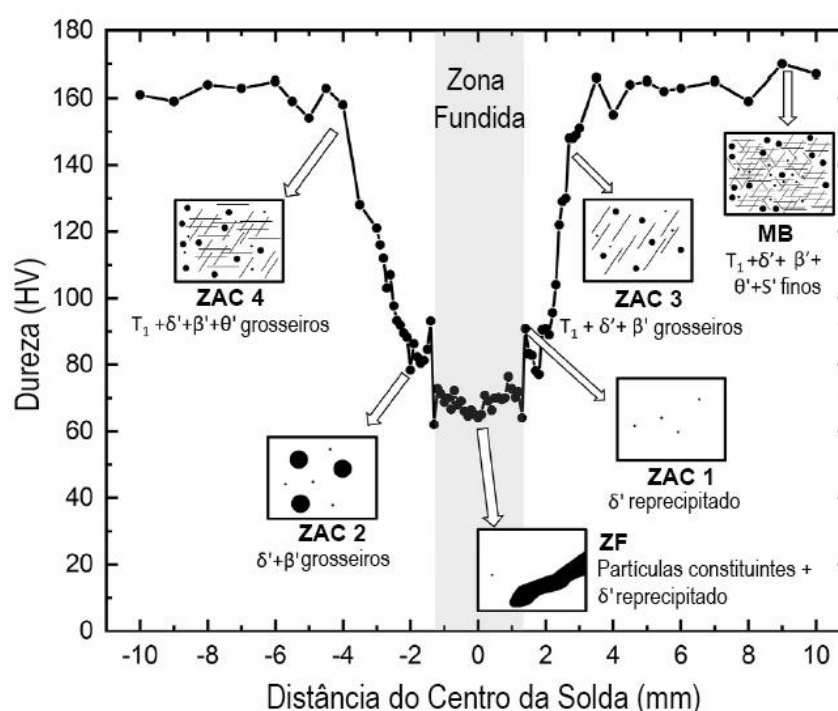
Figura 67 - Perfis de microdureza para amostras tratadas 200 W de potência e velocidades de 1 mm/s, 2,5 mm/s, 5 mm/s e 10 mm/s, com dados sobrepostos e separados



Fonte: Elaborado pelo autor

Zhao *et al.* (2021) avaliaram em seus estudos o efeito da soldagem a laser sob pressão na liga 2198, averiguando a relação entre o perfil de microdureza e a evolução dos precipitados ao longo dele. É importante destacar que para a liga 2198 com o tratamento do tipo T8, os precipitados típicos são T_1 (Al_2CuLi), θ' (Al_2Cu), δ' (Al_3Li), β' (Al_3Zr) e S' (Al_2CuMg), mas durante o processo de soldagem, com exceção de δ' , todos estão dissolvidos na zona fundida (ZF), o que leva a uma diminuição dos valores de dureza quando comparados aos do material base (MB), conforme já discutido. Por outro lado, tais precipitados estão apenas parcialmente dissolvidos ao longo da zona aquecida pelo calor (ZAC), o que promove a variação de dureza no perfil. De modo a ilustrar os dados obtidos por Zhao *et al.* (2021), a figura 68 mostra a correlação entre o perfil de microdureza e a microestrutura de cada região.

Figura 68 – Esquema correlacionando perfil de microdureza e microestrutura em soldagem a laser sob pressão na liga AA2198-T8



Fonte: Adaptado de (ZHAO *et al.*, 2021)

Conforme mostra o esquema da figura 68, os estudos de Zhao *et al.* (2021) destacam um pico de dureza nas proximidades da ZF, em uma região denominada ZAC1, seguida por uma diminuição em seu valor quando uma região mais distante de ZF é analisada (ZAC2). Ainda mais distante, a dureza começa a aumentar até atingir os valores de MB, passando por

outras duas regiões, denominadas ZAC3 e ZAC4. A fim de analisar o pico presente no perfil da amostra de 1 mm/s, as discussões serão limitadas às regiões ZAC1 e ZAC2.

Zhao *et al.* (2021) mostraram por meio de análises em microscópio eletrônico de transmissão (MET) que enquanto a região ZAC1 apresenta apenas a matriz de alumínio, com pequenos precipitados esféricos de δ' , grandes precipitados de β' também são encontrados em ZAC2. Considerando que os precipitados grosseiros de β' quase não contribuem para o aumento de resistência da liga, o valor superior de dureza de ZAC1 é justificado pelo fato de que uma vez que β' está dissolvido na matriz de alumínio, mais átomos de soluto estão presentes nesta. Além disso, a existência de maior número de precipitados δ' na ZAC1 ajuda a explicar tal comportamento.

Outro ponto a se destacar é que a fase β' se dissolve acima de 600°C, enquanto δ' se dissolve facilmente, em temperaturas inferiores a 60°C, mas a presença desse segundo precipitado na ZAC1, ZAC2, ZAC3, ZAC4 e inclusive em ZF se dá pelo fato de que ele reprecipita em temperaturas relativamente baixas (por volta de 100°C), em um tempo muito curto. Acima de 220°C nenhum outro precipitado além dos apontados está presente, sendo que a fase T_1 é a última a se dissolver. Assim sendo, o intervalo de temperatura atingido em ZAC1 e ZAC2 pode ser estipulado ao se considerar a ausência de alguns dos precipitados típicos da liga 2198-T8.

Em ZAC1, até mesmo β' está dissolvido, o que indica que a região atinge temperaturas superiores a 600°C, mas sem atingir o ponto de fusão da liga (655°C). Analogamente, ZAC2 não pode atingir temperaturas acima de 600°C devido à presença da fase β' , mas uma vez que nenhum vestígio de T_1 é encontrado, sabe-se que a temperatura atingida não deve ser menor do que 220°C.

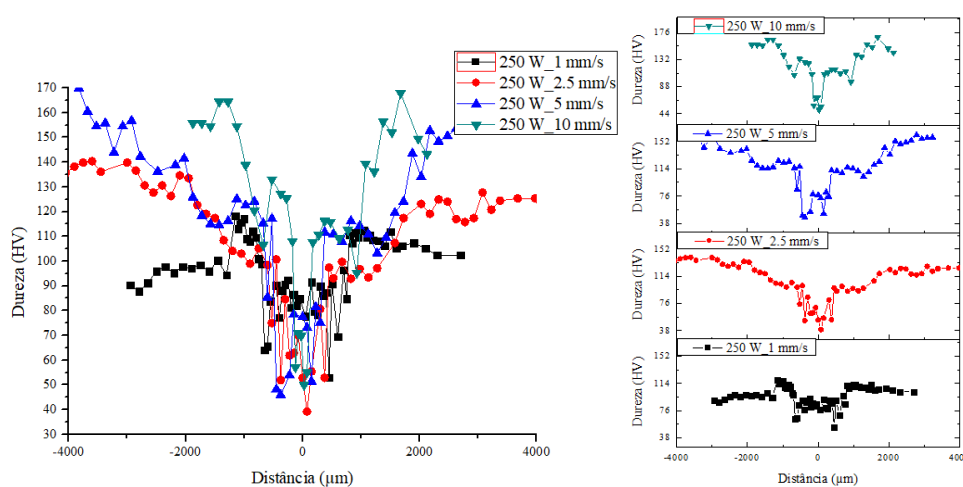
Mesmo que a amostra de interesse não tenha apresentado fusão, tratando-se apenas de um aquecimento a laser, as análises envolvendo as regiões aquecidas em uma técnica de soldagem a laser sob pressão podem ser válidas. Sabendo que a região central da incidência do feixe de laser é aquela em que se atinge a maior temperatura, é razoável supor que o pico de 120 HV na amostra de 200 W e 1 mm/s está associado com a formação de uma região de ZAC1, enquanto os valores mínimos do vale (de 100 HV) estão associados com a região ZAC2. Analogamente, como dentre as amostras que não apresentaram fusão, esta é a única que apresenta tal pico, é razoável supor que nas demais, o vale de dureza apresenta apenas a região ZAC2, o que é condizente uma vez que se considera a amostra de 200 W e 1 mm/s

como a com maior aporte térmico dentre as que não apresentaram fusão, sendo a única com potencial para atingir o intervalo de temperatura de 600°C a 655°C.

A figura 69 apresenta os perfis de dureza para as condições de 250 W. Assim como as condições de fusão de 200 W, de uma forma geral, os parâmetros referentes a 250 W apresentaram um comportamento de dupla queda de dureza, sendo este mais evidenciado para as condições de menor aporte térmico (5 mm/s e 10 mm/s) e em um certo grau, também ocorrendo para 2.5 mm/s. No entanto, para a condição de maior aporte térmico, as propriedades do material são ainda mais prejudicadas ao considerar que saindo da zona de fusão, apenas houve pontos em que a dureza atingia valores de 100 HV. Isso se deve ao fato de o aquecimento ter sido suficiente para interagir com toda a região da amostra, não deixando chegar em seu valor máximo de 155 HV.

A figura 70 apresenta os perfis de microdureza para todos os parâmetros referentes à potência de 300 W. Com exceção à condição de menor aporte térmico, todas as demais apresentaram uma característica semelhante ao do parâmetro de 250 W e 1 mm/s, no qual a amostra é aquecida ao ponto de que se mantenha a uma dureza máxima de 100 HV, mesmo longe da zona de fusão. Mesmo apresentando um leve desvio deste comportamento, a condição de 300 W e 10 mm/s não consegue atingir os valores originais de dureza, estagnando em 120 HV.

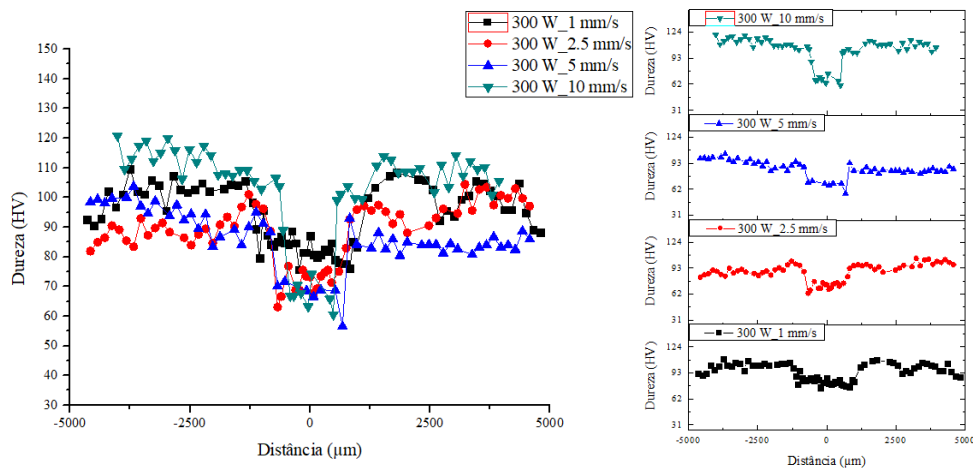
Figura 69 - Perfis de microdureza para amostras tratadas 250 W de potência e velocidades de 1 mm/s, 2.5 mm/s, 5 mm/s e 10 mm/s, com dados sobrepostos e separados



Fonte: Elaborado pelo autor

Os dados apresentados por meio da análise de microdureza reiteram a seleção dos parâmetros de 200 W e 10 mm/s e 200 W e 1 mm/s como os melhores parâmetros para o ensaio de propagação de trinca por fadiga, de modo a possuírem o maior aporte térmico sem que haja fusão do material e grande deterioração de suas propriedades. Além disso, a análise em questão aponta a condição de 1 mm/s como ainda mais promissora, visto que a interação laser-material aparenta ser maior, associada a uma região mais larga, com maior magnitude de aquecimento. Deste modo pode-se inferir uma maior influência de tensões residuais compressivas.

Figura 70 - Perfis de microdureza para amostras tratadas 300 W de potência e velocidades de 1 mm/s, 2.5 mm/s, 5 mm/s e 10 mm/s, com dados sobrepostos e separados



Fonte: Elaborado pelo autor

4.3 RESULTADOS DE FADIGA

Conforme já exposto, os ensaios de propagação de trinca por fadiga foram realizados para diferentes razões de carregamento, 0,05, 0,1 e 0,5. Nos tópicos subsequentes, uma análise acerca dos ensaios envolvendo cada um dos valores de R será abordada. A fim de organizar todos os ensaios realizados, a tabela 6 traz as informações referentes aos parâmetros utilizados em cada ensaio.

Tabela 6 - Parâmetros de ensaio de propagação de trinca por fadiga, com razão de carregamento, tipo de tratamento, carga máxima, tamanho de pré-trinca e observações.

R	Tratamento	Número do ensaio	Carga máxima (kN)	a_0 (mm)	Observações
0,1	MB	1	0,8	15,90	-
	L10	2	0,8	16,20	-
	L01	3	0,8	16,30	Parada da trinca
	L01	4	1,1	20,50	Retomada após parada
	L01	5	1,6	17,20	Aumento de carga para novo ensaio
0,5	MB	6	1,1	16,10	Carga muito alta para MB
	L10	7	1,1	16,30	-
	L01	8	1,1	16,50	-
	MB	9	0,9	16,90	Readequação de carga para MB
0,05	MB	10	0,9	17,30	-
	L10	11	0,9	17,10	-
	L01	12	0,9	16,20	-

Fonte: Elaborado pelo autor

4.3.1 Razão de carga 0,1

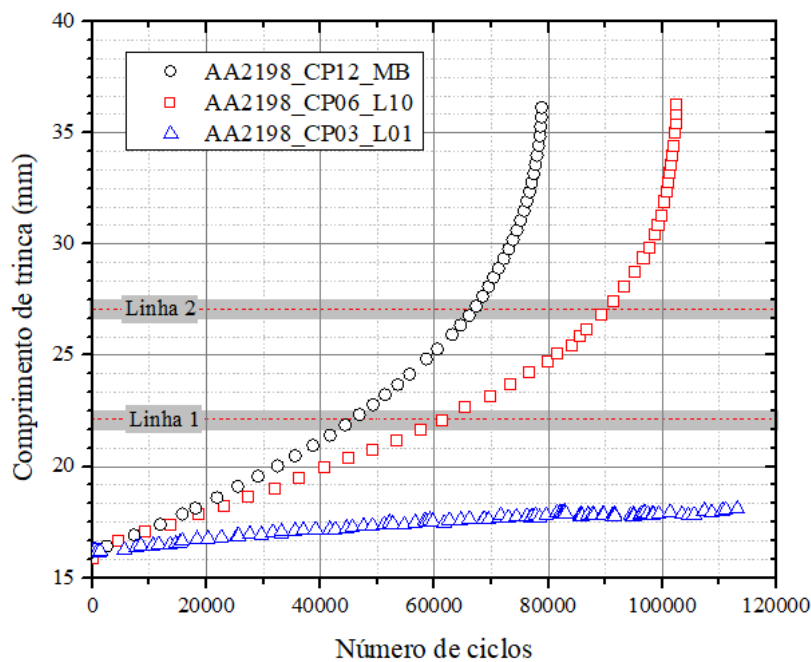
A primeira informação obtida por meio dos ensaios de fadiga com mesma razão de carga ($R = 0,1$) é refletida pelas curvas *a versus N* referentes às três condições diferentes, sendo elas a do material base (MB) e as condições tratadas a laser, com 200 W de potência, com velocidades de 10 mm/s (L10) e 1 mm/s (L01). Uma análise acerca do assunto será melhor abordada no tópico seguinte.

4.3.1.1 Curvas *a versus N*

A análise da curva em questão para a condição L01 foi realizada apenas para os primeiros parâmetros de dados, antes do recomeço do ensaio, com $F_{\max} = 0,8$ kN, visto que para esse tipo de análise, a alteração nos parâmetros de carregamento irão influir drasticamente no resultado. A figura 71 mostra os resultados obtidos, de modo que é possível ver que para a série de parâmetros de processo utilizados, a liga 2198-T851 apresentou uma vida máxima equivalente a 80000 ciclos. Quando analisadas as condições com tratamento a laser, é possível verificar uma influência benéfica ao comportamento do material nas propriedades de propagação por fadiga. A condição L10 resultou em uma vida de 100000 ciclos, o que representa um aumento de 25%; já a condição L01 apresentou resultados ainda

mais significativos, refletidos por um pequeno crescimento da trinca, seguido pela parada desta, a qual foi analisada até 120000 ciclos. Após essa série de carregamento, como já descrito, a condição L01 necessitou um aumento no valor de F_{\max} para 1,1 kN, de tal modo que a trinca pudesse se propagar e resultar na fratura do corpo de prova, de modo que fosse possível uma análise de sua curva da/dN *versus* ΔK . Apesar de utilizar parâmetros diferentes de carregamento, ao se comparar com as outras condições, a análise ainda é válida, visto que a variação do fator intensidade de tensão já leva em consideração a força, de modo a tornar uma análise universal, embora ainda possa haver algumas variações associadas ao fechamento da trinca, fato a ser discutido no estudo de variação da razão de carga R.

Figura 71 - Curva a *versus* N para a liga 2198-T851 em condições com o material base, aquecimento a laser L10 e L01, com suas respectivas linhas de laser em suas posições nos corpos de prova



Fonte: Elaborado pelo autor

4.3.1.2 Metodologia de derivação para as curvas da/dN *versus* ΔK

Antes da análise das curvas da/dN *versus* ΔK propriamente dita, uma discussão do método empregado para a determinação dos valores de da/dN e ΔK se faz necessária. De acordo com a norma ASTM E647-13 (2014), tal determinação pode ser realizada por meio de dois métodos, o da secante, de modo a se analisar dois pontos consecutivos; e o do incremento polinomial, conforme já foi discutido. O primeiro método é mais simples e

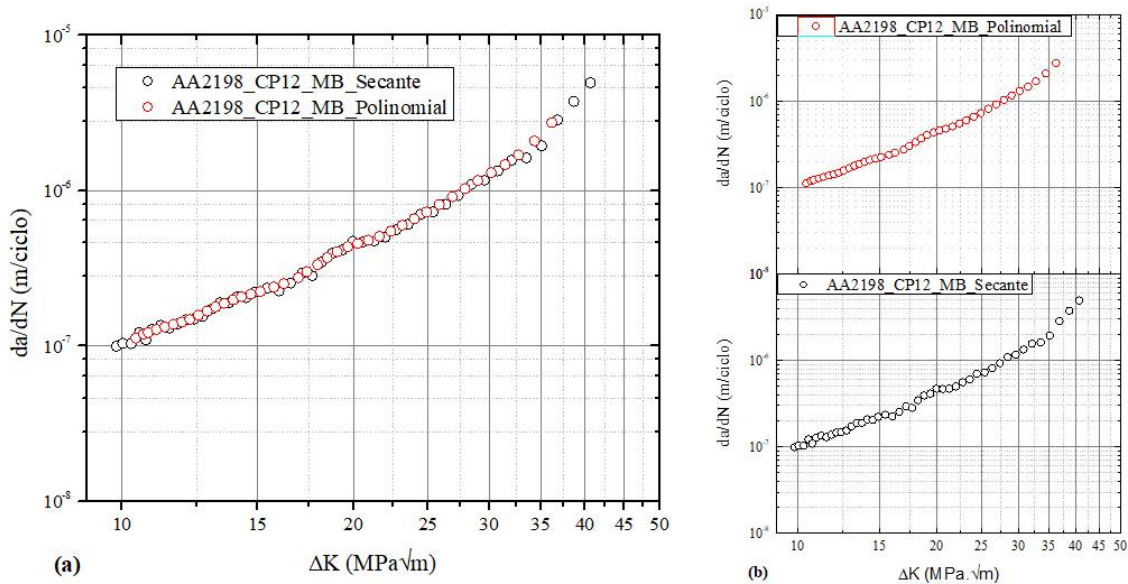
também pode apresentar maior dispersão de dados, por outro lado, o segundo é mais complexo, porém com resultados mais refinados. A seguir, portanto, será discutido como tais diferentes análises refletiram na distribuição dos dados das diferentes condições da liga 2198-T851.

A figura 72 representa os dados obtidos por meio dos métodos da secante e do incremento polinomial para o material base. Na figura 72a é possível verificar a sobreposição das duas curvas, o que representa que independentemente do método utilizado, a tendência é a mesma, gerando apenas diferentes dispersões nos dados. Como o método da secante é mais simples de se realizar, também é um indicativo de que o do incremento polinomial foi realizado corretamente, sendo confiável. Na figura 72b, uma análise individual das curvas pode ser feita. Para o caso em questão, o MB apresenta pouca dispersão dos dados, mesmo quando analisado pelo método da secante. Ainda assim, é nítido como o método do incremento polinomial resulta em uma série de dados mais refinada, com menor dispersão.

Quando o estudo é realizado nas condições com o aquecimento a laser, por outro lado, a situação é relativamente distinta. Para a condição L10, assim como para o MB, as curvas da dN versus ΔK calculadas pelos métodos distintos se sobrepõem, como mostra a figura 73a, reforçando que a tendência da curva é indiferente do método de cálculo e que o incremento polinomial foi realizado com elevada confiabilidade. Por outro lado, no caso deste tratamento, as curvas realizadas pelo método da secante apresentaram significativo grau de dispersão, como melhor descrito na figura 73b, principalmente na porção inicial da curva, até por volta de $18 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, sendo isso típico da metodologia utilizada. No entanto, a curva calculada pelo método do incremento polinomial, assim como na condição MB, apresenta dados refinados.

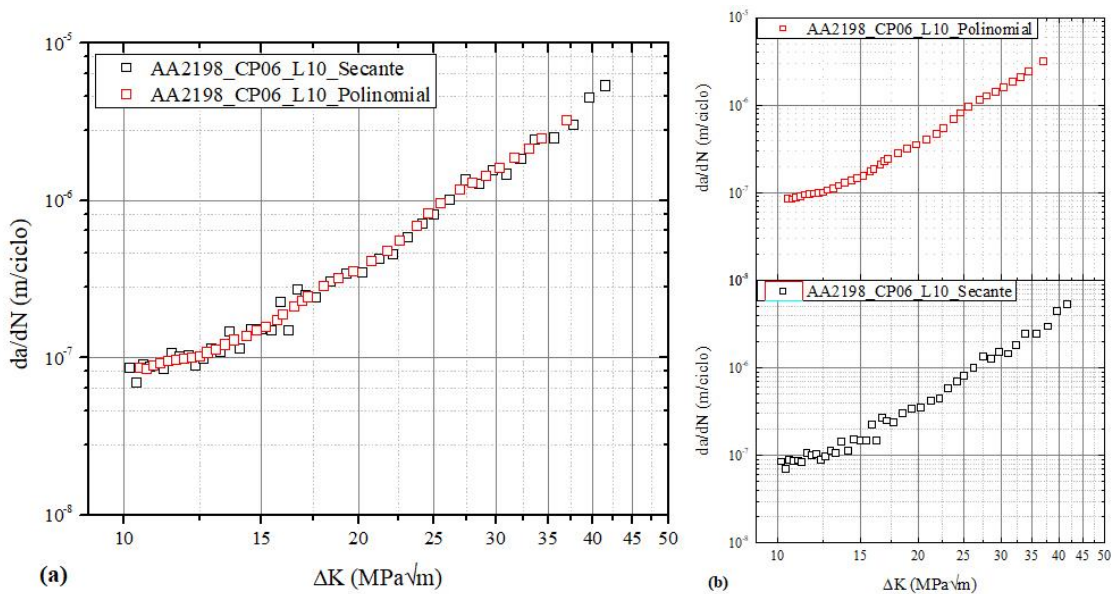
Com relação à condição L01, é possível notar que sua curva (figura 74) se encontra mais deslocada à esquerda do que as demais e por conta da escala logarítmica, parece ser mais estreita do que as demais, no entanto esse pressuposto é incorreto. O deslocamento ocorre primariamente por dois motivos, o ensaio ser realizado com tensão máxima superior às demais, e embora o crescimento tenha sido interrompido, houve um início de propagação de trinca anterior ao *crack arrest*, utilizando da mesma carga máxima das demais condições. Embora pouco o crescimento, este foi superior ao tamanho de pré-trinca realizado para as demais condições, sendo assim, é possível extrapolar que o novo ensaio começou com um tamanho de pré-trinca maior do que os outros, sendo parcialmente responsável pelo deslocamento.

Figura 72 - Curvas da/dN versus ΔK para o metal base da liga 2198-851, pelo método da secante e incremento polinomial, sendo (a) com as curvas sobrepostas e (b) com as curvas separadas



Fonte: Elaborado pelo autor

Figura 73 - Curvas da/dN versus ΔK para a condição L10 da liga 2198-851, pelo método da secante e incremento polinomial, sendo (a) com as curvas sobrepostas e (b) com as curvas separadas

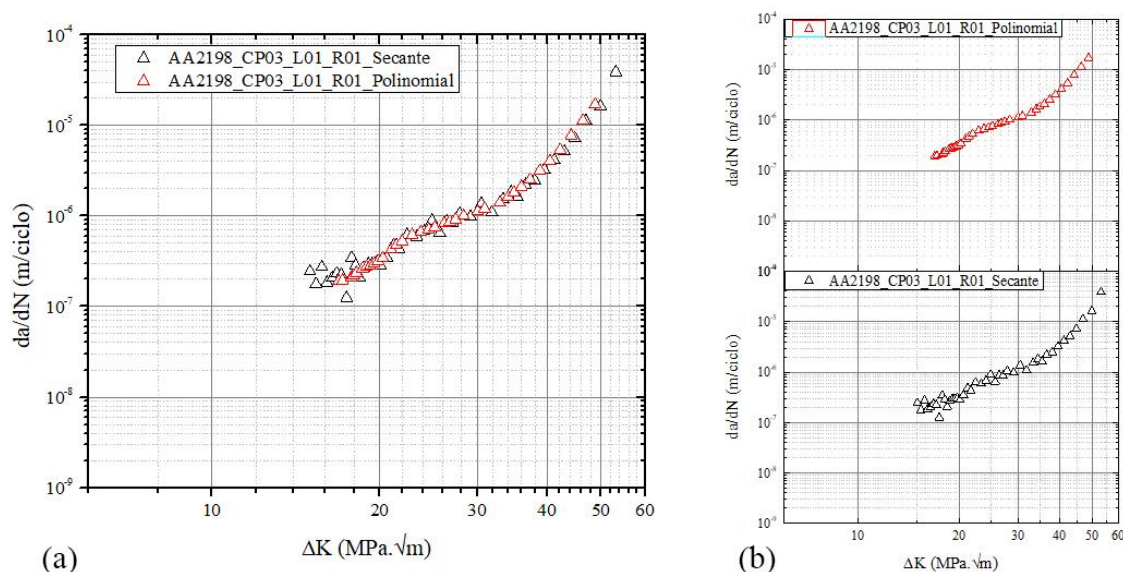


Fonte: Elaborado pelo autor

No quesito de comparação das metodologias de cálculo, assim como as demais condições, houve sobreposição das curvas, como visto na figura 74a, deste modo, todas as prerrogativas levantadas anteriormente nesse sentido são válidas para este caso. Quando

comparadas as curvas individualmente (figura 74b), assim como no caso de L10, é perceptível que o método das secantes resulta em uma dispersão significativa. No caso em questão, até por volta de $35 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, sendo também notável ao final do ensaio, por volta de $50 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$. Como nos casos anteriores, o método polinomial mostrou-se com pouca dispersão de dados em relação ao da secante

Figura 74 - Curvas da/dN versus ΔK para a condição L01 da liga 2198-851, pelo método da secante e incremento polinomial, sendo (a) com as curvas sobrepostas e (b) com as curvas separadas



Fonte: Elaborado pelo autor

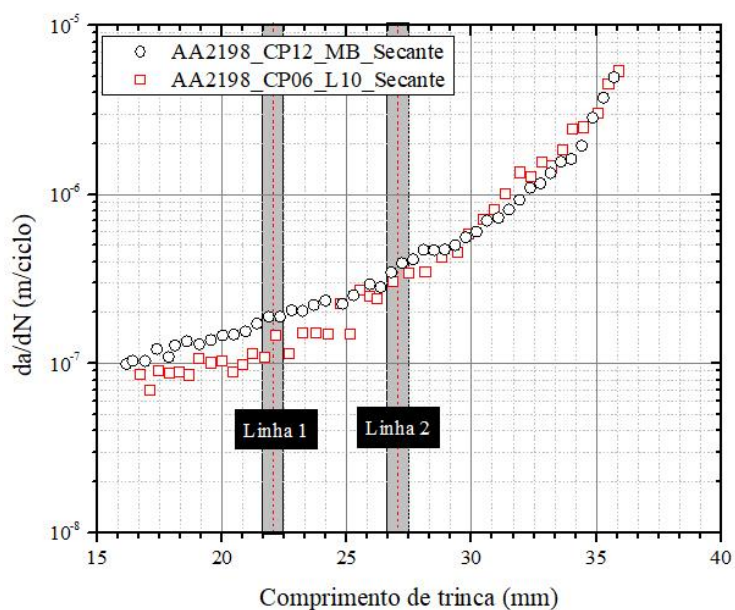
Embora seja notável em todas as condições que o método do incremento polinomial é superior ao da secante, um estudo utilizando esse segundo método não seria a princípio extravagante, visto que embora haja alguma dispersão, ela não é elevada ao ponto de ser inviável uma análise de sua tendência, como os gráficos com curvas sobrepostas mostram. No entanto, algumas análises mais detalhadas podem ser dificultadas. A exemplo disso, um dos estudos realizados com os dados de fadiga foi o da curva da/dN versus tamanho de trinca, de modo a ser mais fácil o comportamento da trinca em relação à sua distância das linhas de aquecimento a laser. Neste caso não é possível uma comparação com a condição L01, visto que diferente de ΔK , o tamanho de trinca em si não leva em conta a mudança nas condições de carregamento. Na figura 75, no entanto é possível se estabelecer uma comparação entre a condição MB e L10, de modo que em 75a, a taxa de crescimento da trinca foi calculada por meio da técnica da secante e 75b pelo incremento polinomial. Em ambas as formas, é possível verificar que o tratamento a laser L10 gera um retardo no começo da propagação da

trinca por fadiga, sendo efetiva a técnica de aquecimento para esse fim, conforme a análise das curvas a *versus* N já indicava. O método da secante mostra que a velocidade da trinca é inferior na condição L10 em relação à MB até algum ponto anterior à segunda linha de aquecimento, voltando a subir e acompanhando o comportamento do metal base até o final do ensaio. Entretanto, pela metodologia em questão e sua dispersão de dados, não é possível estabelecer o exato ponto em que ocorre tal mudança de dados. Assim, faz-se necessária a análise por meio do método polinomial, a partir do qual é possível visualizar que a transição é suave, havendo o encontro das duas curvas por volta das fronteiras da segunda linha de aquecimento, por volta de uma trinca da ordem de 26,5 mm.

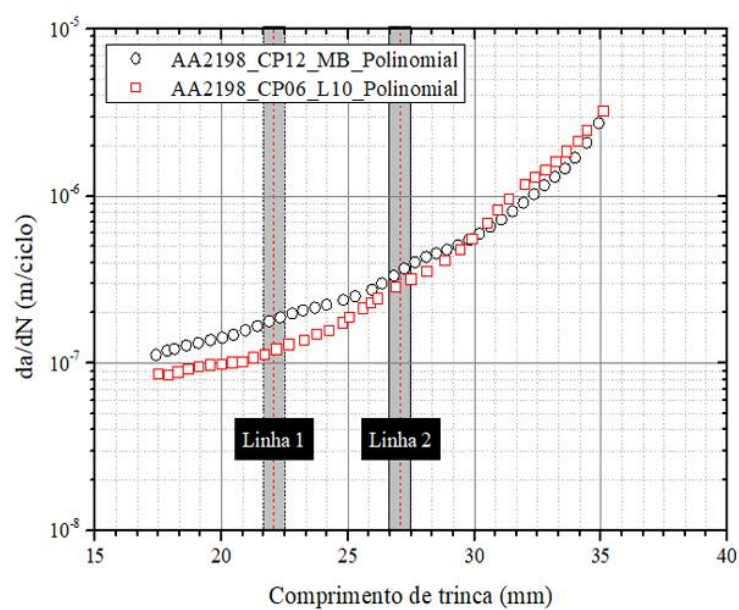
Por conta das imprecisões apontadas na técnica da secante, as análises seguintes serão realizadas apenas por meio do incremento polinomial. Ao se comparar as curvas da/dN *versus* ΔK de todas as condições, como mostrado na figura 76, é possível verificar para MB e L10 um comportamento similar ao apontado em da/dN *versus* tamanho de trinca, fato esperado por conta de as condições de carregamento serem similares. Do início do ensaio até $16 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, a curva de L10 apresenta taxas de crescimento inferiores às de MB. No entanto, após isso, as curvas seguem a mesma tendência, até colapsarem por volta de $37 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, com uma taxa de aproximadamente 3×10^{-6} m/ciclo, considerando que no início do ensaio, esta parte de 1×10^{-7} m/ciclo.

É importante ressaltar que embora o modelo polinomial apresente resultados bem mais refinados, seu uso indiscriminado pode resultar na eliminação de mudanças sutis na curva, visto que se trata de um comportamento médio, sendo assim é preciso uma análise do método da secante, para evitar tal descarte, conforme foi realizado nos estudos apresentados. A figura 76 mostra a comparação entre os dois ensaios apresentados na figura 75, com a inclusão dos dados iniciais realizados no corpo de prova na condição L01, o qual foi ensaiado sob as mesmas condições que os outros dois corpos de prova, todavia apresentou o fenômeno do *crack arrest*. Conforme retratado anteriormente na figura 71, a trinca percorreu um tamanho aproximado de 2 mm e após isso houve a sua estagnação, portanto poucos dados experimentais foram extraídos para realizar o método de derivação. Assim, como a metodologia do incremento polinomial apresenta menos pontos experimentais, esse torna inválido, sendo apresentada apenas a metodologia da secante para este caso.

Figura 75 - Curva da da/dN versus tamanho de trinca para as condições MB e L10 da liga 2198-T851, sendo (a) elaborada pelo método da secante e (b) pelo incremento polinomial



(a)

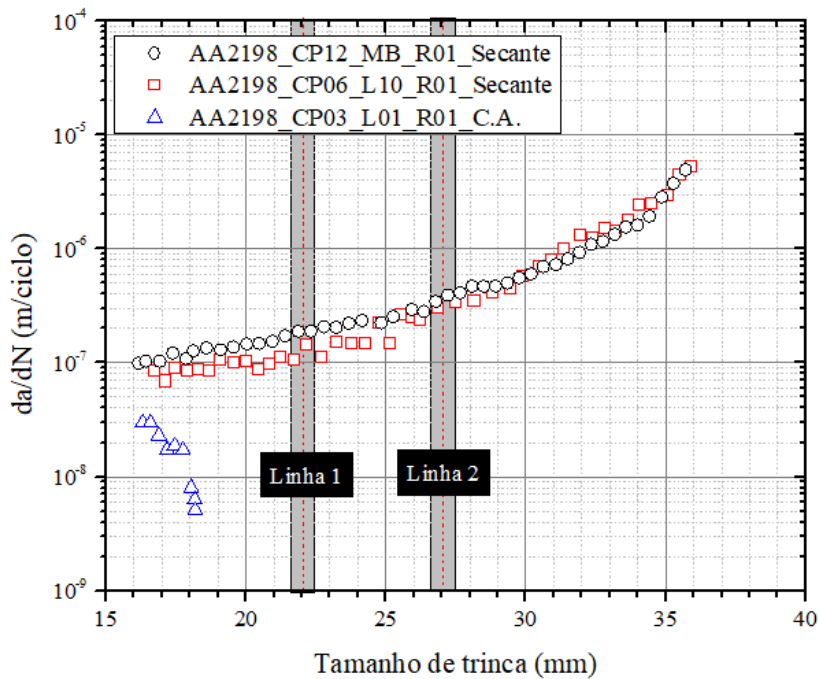


(b)

Fonte: Elaborado pelo autor

A figura 76 retrata claramente o fenômeno do *crack arrest*, de modo em que a taxa de propagação de trinca apresenta uma tendência decrescente, apresentando uma queda abrupta na ordem de 10^{-9} m/ciclo, estagnando para uma trinca da ordem de 18 mm de comprimento.

Figura 76 - Curva da/dN versus tamanho de trinca para as condições MB, L10 e L01 da liga 2198-T851, sendo elaborada pelo método da secante

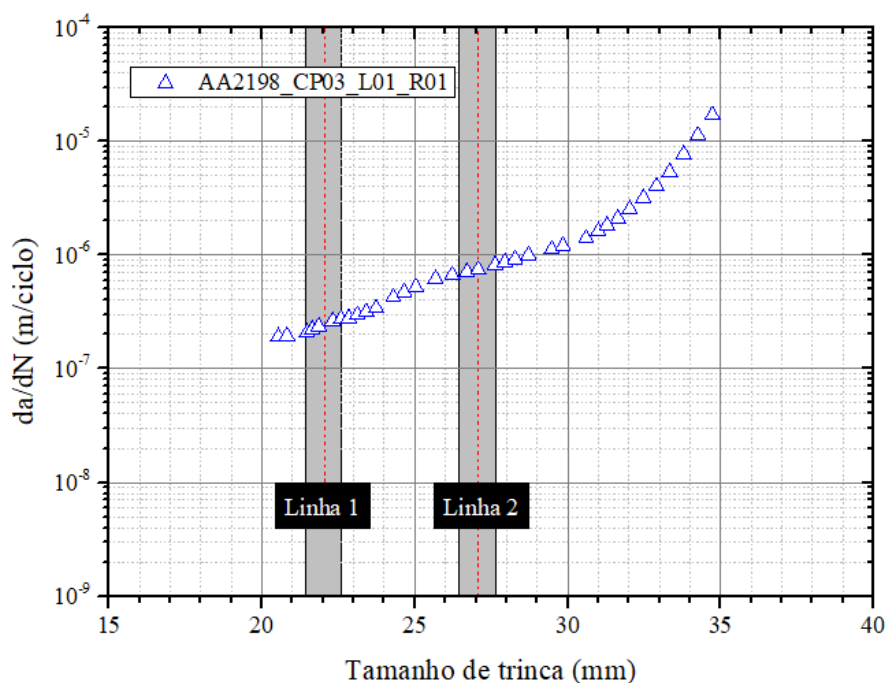


Fonte: Elaborado pelo autor

Ainda com relação à curva da/dN *versus* comprimento de trinca, considerando o ensaio seguinte realizado para o mesmo corpo de prova da condição L01, porém com cargas máximas superiores, é possível se observar por meio da figura 77 que por conta de este apresentar um tamanho de trinca maior, por ter sido previamente executado com as cargas similares às de MB e L10, resultando no fenômeno do *crack arrest*, as informações referentes à sua propagação anteriormente à primeira linha de laser não foram observadas.

Analisando assim as discussões acerca das figuras 76 e 77, fez-se necessária a realização de um novo ensaio para a condição L01, agora com um novo corpo de prova, sob o qual foi exercida uma carga máxima superior (1,6 kN), com uma única amplitude de tensões, a fim de garantir sua ruptura e uma análise posterior das curvas da/dN *versus* ΔK . As condições de carregamento para este corpo de prova foram ainda mais intensas do que para o anterior, com o intuito também de comparar a esperada sobreposição entre as curvas de propagação em função da variação da intensidade de tensão.

Figura 77 - Curva da/dN versus tamanho de trinca para as condições L01 da liga 2198-T851 elaborada pelo incremento polinomial, com o corpo de prova do ensaio 5 (L01 com carga máxima de 1,1 kN e $R = 0,1$).

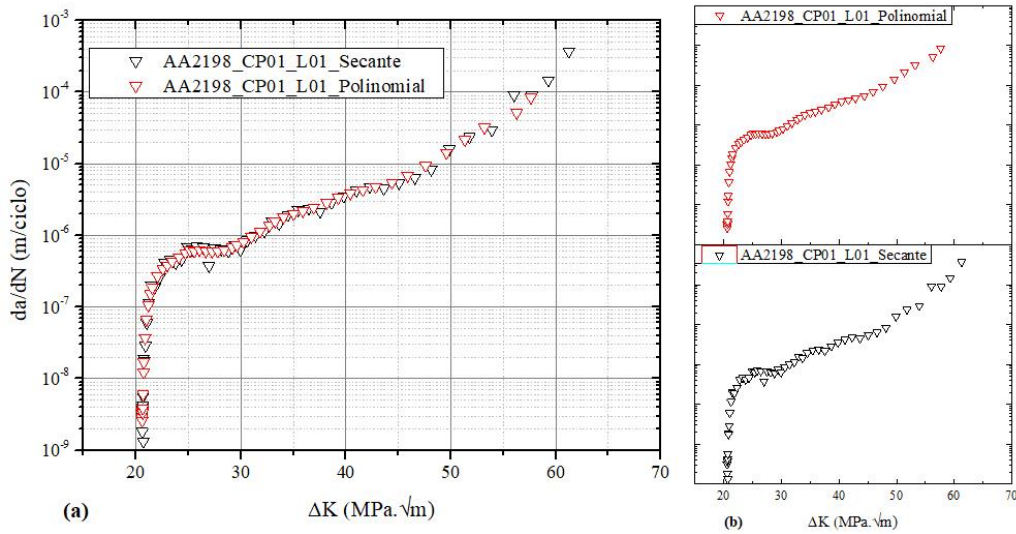


Fonte: Elaborado pelo autor

Assim sendo, a comparação entre as metodologias da secante e do incremento polinomial referentes a este novo ensaio são apresentados na figura 78. É possível ver que para o caso em questão, analogamente aos casos anteriores, houve a sobreposição das curvas elaboradas por ambas as metodologias. Além disso, a metodologia da secante apresentou pouca dispersão dos dados experimentais, sendo quase tão bem refinada quanto a do incremento polinomial. No entanto, a fim promover uma padronização, esta última técnica será adotada para as análises seguintes referentes ao CDP.

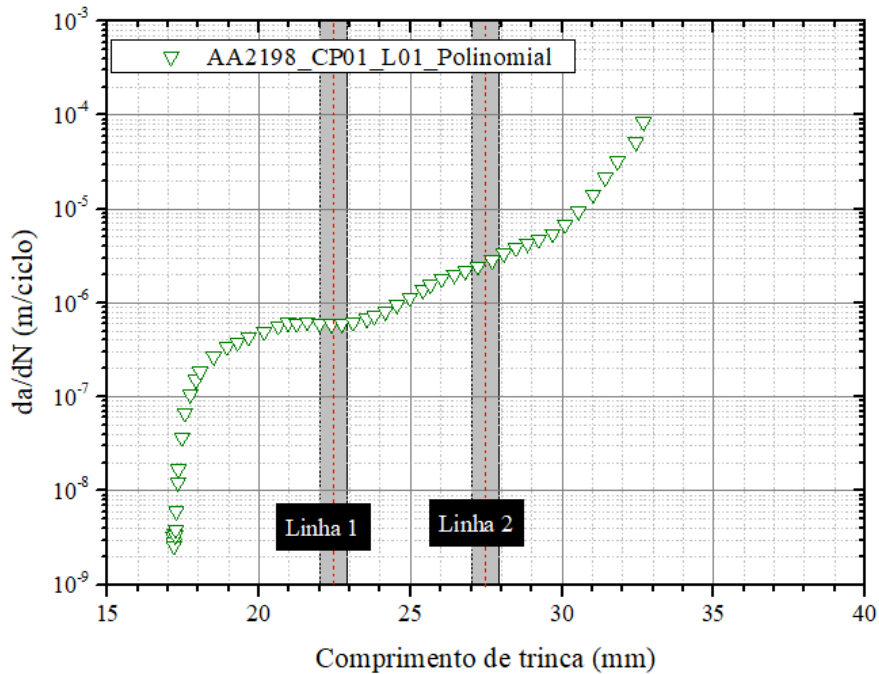
Diferentemente do corpo de prova com carga máxima menor (ensaios 3 e 4), aquele com carga de 1,6 kN (ensaio 5) permitiu a visualização do comportamento de propagação de trinca referente à condição L01 anteriormente à primeira linha de aquecimento a laser, conforme mostrado na figura 79. É possível se observar no início do ensaio baixas taxas de propagação, da ordem de 10^{-9} a 10^{-7} m/ciclo, na região em que houve a omissão no CDP anterior. Uma melhor discussão referente a esse assunto será abordada no tópico seguinte.

Figura 78 - Curvas da/dN versus ΔK para a condição L01 da liga 2198-851, pelo método da secante e incremento polinomial, sendo (a) com as curvas sobrepostas e (b) com as curvas separadas. CDP do ensaio 5 (L01 com carga máxima de 1,6 kN e $R = 0,1$)



Fonte: Elaborado pelo autor

Figura 79 - Curva da/dN versus tamanho de trinca para as condições L01 da liga 2198-T851 elaborada pelo incremento polinomial, com o corpo de prova do ensaio 5 (L01 com carga máxima de 1,6 kN e $R = 0,1$)



Fonte: Elaborado pelo autor

4.3.1.3 Curvas da/dN versus ΔK

Como visto na figura 80, uma análise direta entre a condição L01 e as MB e L10 é dificultada pelo fato de que o CDP referente ao ensaio 4 (L01 com carga máxima de 1,1 kN e $R = 0,1$) ter começado com um tamanho de pré-trinca superior às das outras duas condições, partindo de $18 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, com uma taxa de propagação inicial de $2 \times 10^{-7} \text{ m/ciclo}$. O corpo de prova associado ao ensaio 5 (L01, com carga máxima de 1,6 kN e $R = 0,1$), reforça tal fenômeno, indicando uma dificuldade de propagação de trinca no início do ensaio, sendo retratada pelas baixas taxas de propagação (da ordem de 10^{-9} a 10^{-7} m/ciclo). Além disso, é possível notar que a condição L01 possui uma taxa de propagação inferior até atingir $26 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ de variação do fator intensidade de tensão, ponto a partir do qual as tendências das quatro curvas seguem com certa similaridade, embora L01 continue levemente inferior às demais.

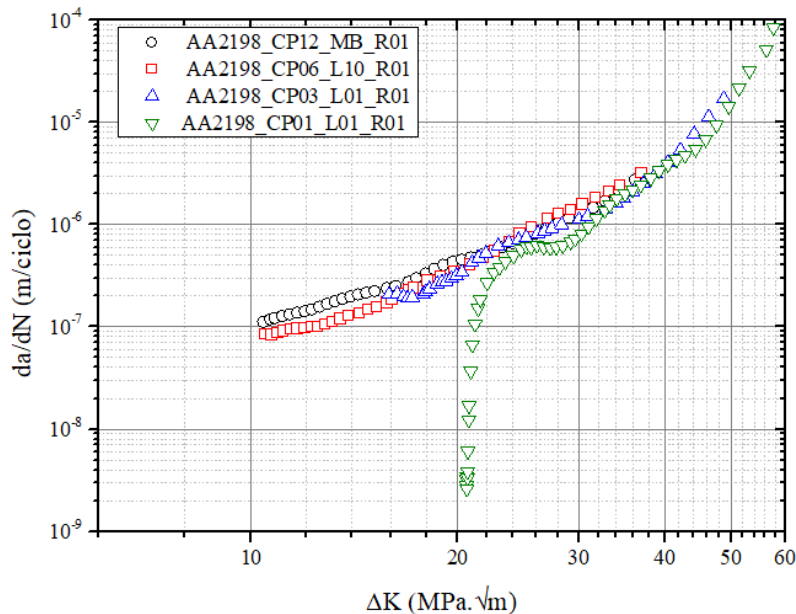
Este é um fato a se destacar, visto que embora o comportamento da/dN versus ΔK tenda a aproximar condições de carregamento diferentes, seria coerente a com maior força máxima e mesma razão de carga apresentar taxas de propagação superiores, por conta de estar sujeita a um intervalo menor de ciclo a cargas inferiores às de abertura. Por outro lado, tal fato é explicado ao se considerar o efeito das tensões residuais geradas pelas linhas de aquecimento, que podem ter globalmente aumentado os valores das tensões de fechamento, aumentando a carga de abertura no ensaio, ou seja, para que a trinca seja aberta, é necessária uma carga maior, mantendo a trinca fechada por um intervalo maior do ciclo do que o esperado.

A condição de aquecimento a laser com maior aporte térmico colapsou com um ΔK equivalente a $54 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, com taxas de crescimento de trinca bem superiores às das demais condições, sendo por volta de $3 \times 10^{-5} \text{ m/ciclo}$ para o CDP do ensaio 4 (L01 com carga máxima de 1,1 kN e $R = 0,1$) e $9 \times 10^{-5} \text{ m/ciclo}$ para o CDP do ensaio 5 (L01 com carga máxima de 1,6 kN e $R = 0,1$), embora a trinca final da propagação estável tenha atingido valores similares. Isso se explica pelo fato de que com cargas mais elevadas associadas aos ensaios, as peças, após um certo tamanho de trinca apresentam menor resistência, crescendo assim com maiores velocidades.

Comparando os dois corpos de prova para a condição L01, é possível notar a sobreposição das curvas, conforme esperado, visto que o fator intensidade de tensão leva em

conta as cargas utilizadas, mostrando que independente destas, as curvas da/dN versus ΔK retratam um comportamento global do material.

Figura 80 -Curva da/dN versus ΔK para as condições MB, L10, L01 da liga 2198-T851



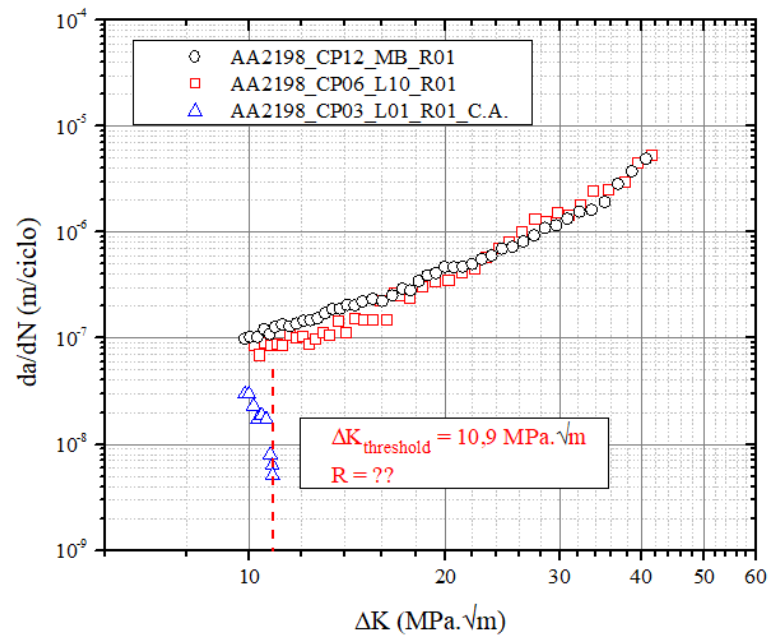
Fonte: Elaborado pelo autor

Outro ponto a ser reforçado está relacionado à parada da trinca do ensaio 3 ($F_{\max} = 0,8$ kN, $R = 0,1$). Ao se analisar sua curva da/dN versus ΔK , é possível observar uma queda nas taxas de propagação da trinca logo após o começo do ensaio, em um comportamento assintótico vertical, que leva ao fenômeno do *crack arrest* observado. Tal comportamento da curva retrata uma região entre no limiar entre a propagação e a parada da trinca, sendo então o valor de ΔK correspondente a tal assíntota denominado de $\Delta K_{\text{threshold}}$ aparente. Reitera-se que houve o início da propagação de trinca, o que pode ser justificado pelo fato de, até este tamanho, a trinca não havia atingido a região de tensões residuais compressivas promovidas pelo laser, as quais são responsáveis por esse valor aparente de $\Delta K_{\text{threshold}}$. No entanto, para melhor elucidação deste fenômeno, uma análise de tensões residuais ou uma simulação desta faz-se necessária. A figura 81 analisa as curvas da/dN versus ΔK dos três ensaios com carga máxima 0,8 kN, mostrando o $\Delta K_{\text{threshold}}$ aparente, responsável pela parada da trinca em L01, sendo este $10,9$ $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$.

Por outro lado, a figura 82 mostra de forma isolada a curva da/dN x ΔK para o CDP do ensaio 5 (L01 com carga máxima de 1,6 kN e $R = 0,1$), destacando o valor de ΔK correspondente à assíntota vertical observada nos baixos valores taxa de propagação no

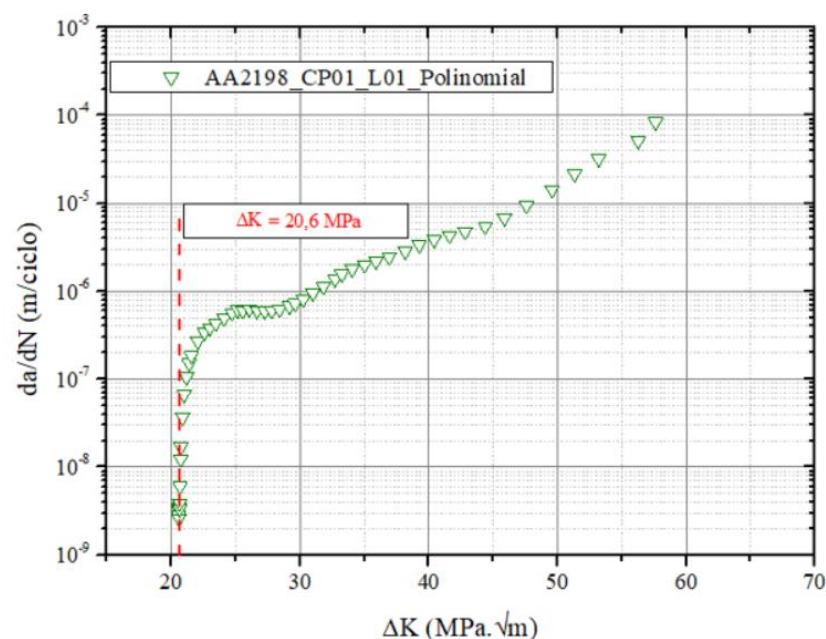
início do ensaio, sendo este igual a $20,6 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$. Uma melhor discussão acerca das baixas taxas de propagação que levam tanto à parada da trinca quanto ao início lento do ensaio 5 será realizada em tópico posterior.

Figura 81 - Curva da/dN versus ΔK para as condições MB, L10 e L01 da liga 2198-T851, sendo elaborada pelo método da secante. Destaque para o $\Delta K_{\text{threshold}}$ aparente de L01.



Fonte: Elaborado pelo autor

Figura 82 - Curvas da/dN versus ΔK para a condição L01 da liga 2198-851, para o CDP do ensaio 5 (L01 com carga máxima de 1,6 kN e $R = 0,1$) e o valor de ΔK correspondente à assíntota vertical no início do ensaio.



Fonte: Elaborado pelo autor

4.3.2 Razão de carga 0,5

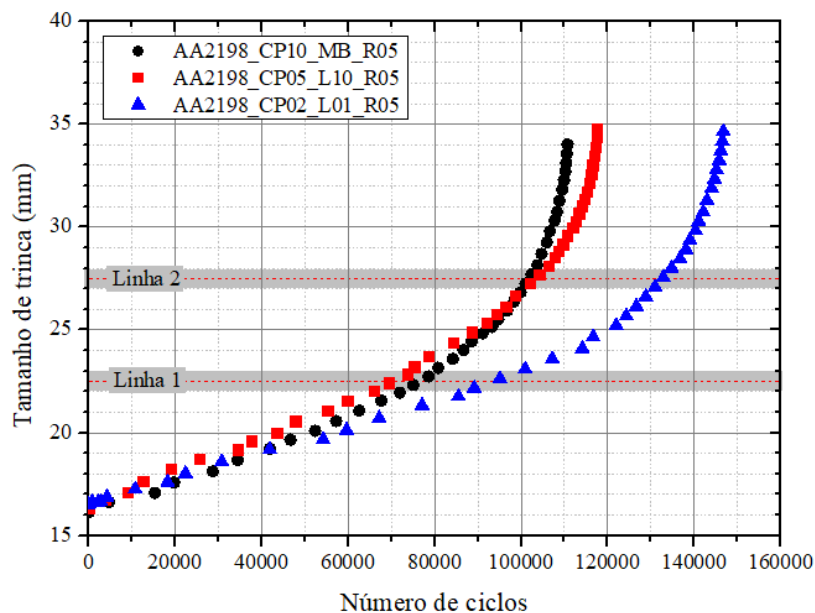
Bem como para a razão de carga (R) igual a 0,1, a primeira informação a ser analisada para os ensaios com $R = 0,5$ são as curvas de tamanho de trinca em relação ao número de ciclos, As quais serão abordadas no tópico seguinte.

4.3.2.1 Curvas a *versus* N

Como mostra a figura 83, a primeira questão a ser abordada acerca desta análise é o claro aumento da vida em relação à condição de ensaio com $R = 0,1$. Para o corpo de prova do tipo MB, a vida que era correspondente a aproximadamente 80000 ciclos, passou para aproximadamente 110000, já para a condição L10, houve também um certo aumento, passando de pouco mais de 100000 para quase 120000 ciclos. Esse aumento de vida pode ser claramente explicado pelo fato de que embora todas as condições com $R = 0,5$ tenham apresentado uma carga máxima superior (1,1 kN) em relação às de $R = 0,1$ (0,8 kN), seus valores de ΔP são inferiores (0,55 kN contra 0,72 kN). Sabe-se que a variação do fator intensidade de tensão é uma das forças motrizes para a propagação da trinca por fadiga, estando essa associada ao valor de ΔP , o menor valor associado à razão de carga 0,5 justifica uma menor taxa de crescimento (sendo descrita em tópicos posteriores), a qual reflete na maior vida.

No entanto, é possível se observar que o ganho de vida associado ao laser foi menor para as condições com razão de carga 0,5. Para o tratamento L10, o aumento da vida que inicialmente era de 25%, passou para menos de 9% para o maior valor de R . O fenômeno é ainda mais marcante para o tratamento L01, o qual apresentou o fenômeno do *crack arrest* quando $R = 0,1$, enquanto por sua vez, na condição de $R = 0,5$ fraturou com aproximadamente 150000. Claramente o tratamento a laser apresentou ainda assim resultados positivos quando comparados ao MB, com um aumento de vida de 36% e além disso a justificativa de que o ensaio com $R = 0,5$ apresentava uma carga máxima maior do que para $R = 0,1$ poderia ser enunciada, não justificando no entanto o ocorrido para o tratamento L10. O fenômeno em questão está associado ao fechamento da trinca e às maiores tensões elásticas na ponta da trinca durante o descarregamento, para a condição com maior R , refletindo em tensões compressivas com magnitudes menores para a condição. Maiores detalhes sobre o assunto serão abordados em tópicos posteriores.

Figura 83 - Curva a versus N para a liga 2198-T851 em condições com o material base, aquecimento a laser L10 e L01, para razão de carga $R = 0,5$, com suas respectivas linhas de laser em suas posições nos corpos de prova



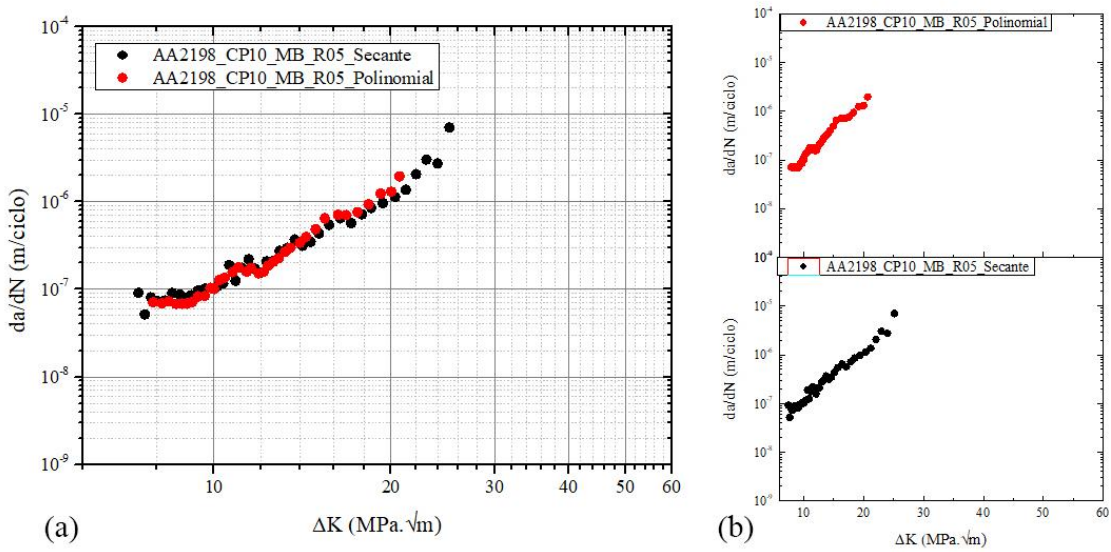
Fonte: Elaborado pelo autor

4.3.2.2 Metodologia de derivação para as curvas da/dN versus ΔK

A fim de padronizar as discussões realizadas para os dois grupos de ensaios com razões de carregamento diferentes, um estudo acerca da metodologia de derivação utilizada para a determinação de da/dN também foi realizado para a condição de $R = 0,5$. A figura 84 descreve o comportamento observado para a condição MB com $R = 0,5$. Analogamente às curvas com $R = 0,1$, ambas as metodologias seguiram a mesma tendência, apresentando curvas sobrepostas para o MB. Bem como, o método da secante apresentou uma significativa dispersão dos dados quando comparado ao do incremento polinomial, principalmente no início do ensaio e em torno de $11 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$.

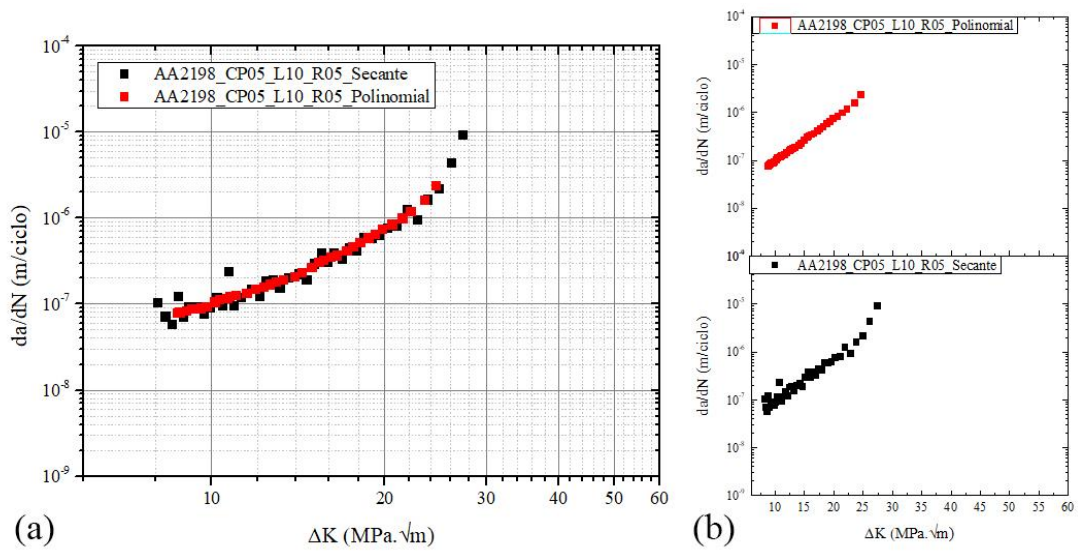
As figuras 85 e 86, por sua vez apresentam a comparação em questão para os tratamentos L10 e L01, respectivamente. De forma similar, as curvas obtidas por meio de metodologias diferentes de derivação se sobrepuseram, com o método da secante sendo aquele ligado a maior dispersão. Semelhante aos estudos anteriores, a dispersão é mais marcante no início das curvas, até por volta de $11 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, bem como para a condição MB com $R = 0,5$.

Figura 84 - Curvas da/dN versus ΔK para o metal base da liga 2198-851 com $R = 0,5$, pelo método da secante e incremento polinomial, sendo (a) com as curvas sobrepostas e (b) com as curvas separadas



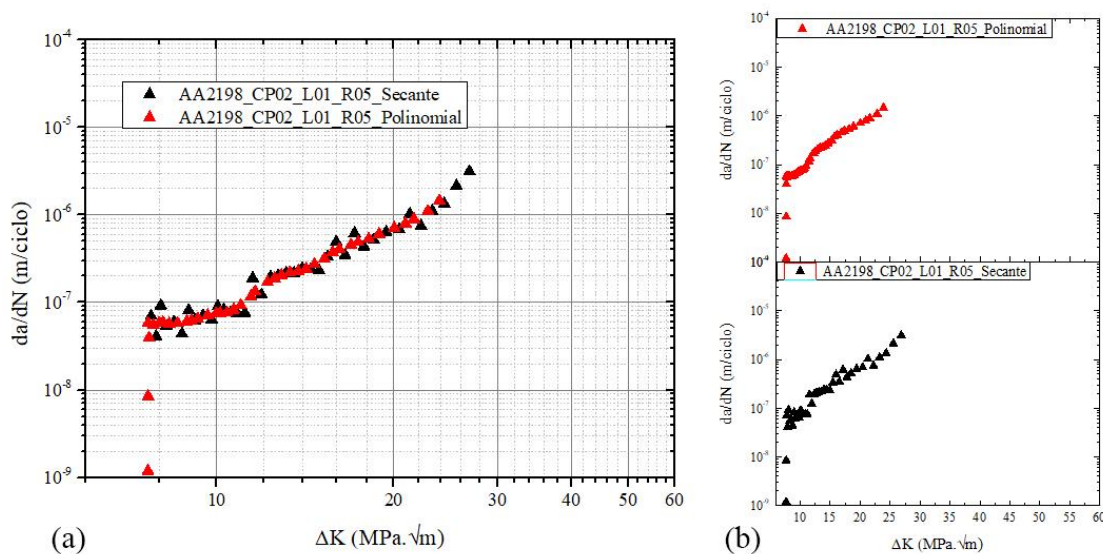
Fonte: Elaborado pelo autor

Figura 85 - Curvas da/dN versus ΔK para a condição L10 da liga 2198-851 com $R = 0,5$, pelo método da secante e incremento polinomial, sendo (a) com as curvas sobrepostas e (b) com as curvas separadas



Fonte: Elaborado pelo autor

Figura 86 - Curvas da/dN versus ΔK para a condição L01 da liga 2198-851 com $R = 0,5$, pelo método da secante e incremento polinomial, sendo (a) com as curvas sobrepostas e (b) com as curvas separadas



Fonte: Elaborado pelo autor

4.3.3 Razão de carga 0,05

Com relação aos ensaios referentes à razão de carga 0,05, as curvas a *versus* N serão abordadas no tópico seguinte.

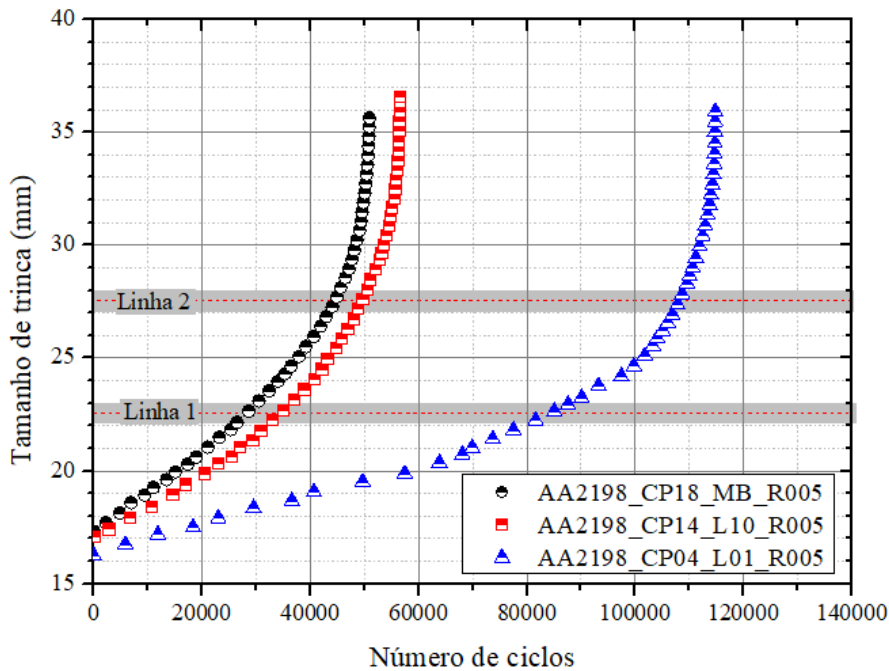
4.3.3.1 Curvas a *versus* N

Como mostra a figura 87, assim como discutido para a razão de carga 0,5, é notável como os valores de ΔP (e conseqüentemente ΔK) influem na vida final. Para a nova série de ensaios, a variação da carga foi a maior dentre as três razões de carregamento, sendo da ordem de 0,855 kN e isso resultou na menor vida no metal base. Para $R = 0,05$, a vida final para a condição MB foi de 50000 ciclos, diferindo como esperado dos 80000 e 100000 ciclos, respectivamente de $R = 0,1$ e $R = 0,5$. Conforme discutido anteriormente, tal fato está associado ao proporcional aumento de ΔK , sendo este uma das forças motrizes do crescimento da trinca, assim a discussão anterior é reiterada com essa nova série de dados.

Com relação às condições de tratamento a laser, para L10, a vida final foi de 57000 ciclos, não diferindo tanto do material base, promovendo no entanto um aumento de 14%, o qual é superior aos 9% de $R = 0,5$, mas inferior aos 25% de $R = 0,1$. Por outro lado, o tratamento L01 apresentou uma vida final de 115000 ciclos, o que representa um aumento

de 130% quando comparado ao metal base. Assim sendo, é notável que o tratamento em questão é benéfico para a vida em fadiga. Outro fato observável é que, embora para a condição L01, a razão de carga em questão não tenha resultado no fenômeno do *crack arrest*, como em $R = 0,1$, é evidente como o efeito do laser é potencializado para razões de carregamento menores, uma vez que para a razão de carga 0,5 o aumento de vida, quando comparado ao metal base, foi mais suave, sendo da ordem de 36%, apenas. No entanto, a influência da razão de carga ao interagir com o efeito do laser será melhor discutida em tópicos posteriores.

Figura 87 - Curva a versus N para a liga 2198-T851 em condições com o material base, aquecimento a laser L10 e L01, para razão de carga $R = 0,05$, com suas respectivas linhas de laser em suas posições nos corpos de prova



Fonte: Elaborado pelo autor

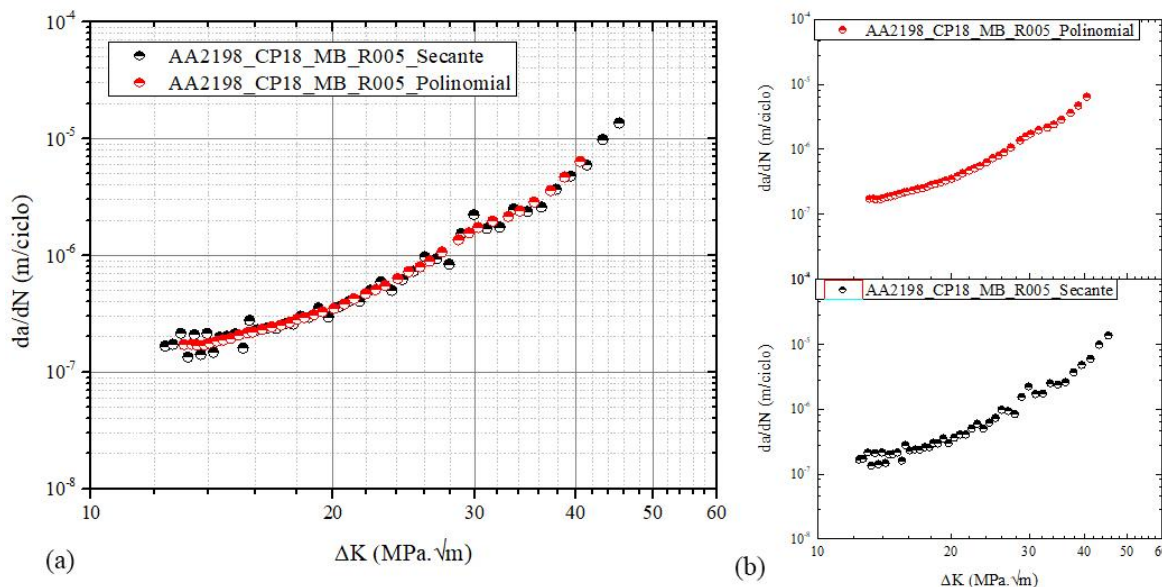
4.3.3.2 Metodologia de derivação para as curvas da/dN versus ΔK

Assim como para as razões de carga 0,1 e 0,5, uma análise envolvendo a metodologia de derivação das curvas da/dN versus ΔK foi realizada para os ensaios associados a $R = 0,05$. As figuras de 88 a 90 retratam as condições MB, L10 e L01, respectivamente.

Analogamente às duas razões de carregamento anteriores, quando a razão de carregamento 0,05 é estudada, é possível se observar uma sobreposição das curvas derivadas

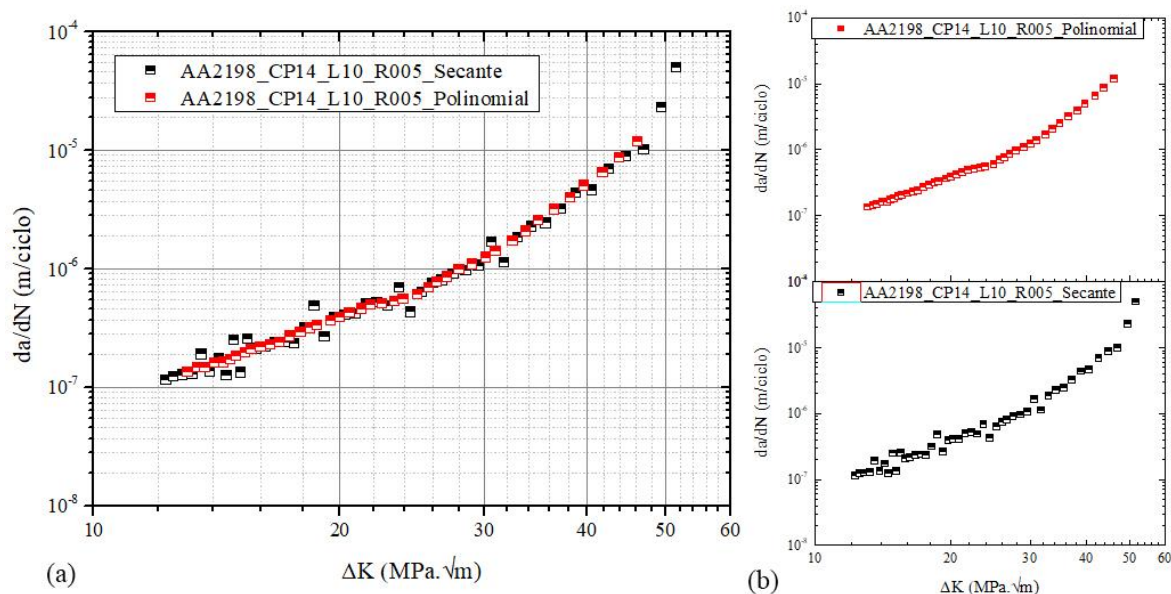
por metodologias diferentes, com uma maior dispersão presente para aquelas utilizando o método da secante. Para as condições MB e L01, uma dispersão mais notável ao início do ensaio, até um ΔK de aproximadamente $15 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ é observada, enquanto para a condição L10 tal dispersão também pode ser vista em diferentes regiões do ensaio.

Figura 88 - Curvas da/dN versus ΔK para o metal base da liga 2198-851 com $R = 0,05$, pelo método da secante e incremento polinomial, sendo (a) com as curvas sobrepostas e (b) com as curvas separadas



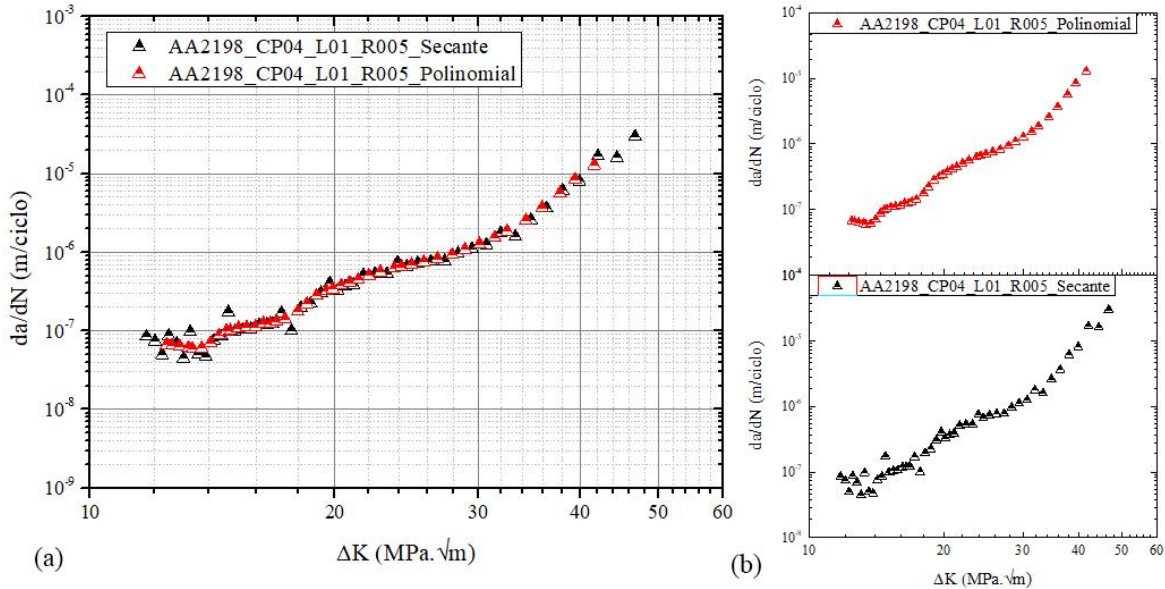
Fonte: Elaborado pelo autor

Figura 89 - Curvas da/dN versus ΔK para a condição L10 da liga 2198-851 com $R = 0,05$, pelo método da secante e incremento polinomial, sendo (a) com as curvas sobrepostas e (b) com as curvas separadas



Fonte: Elaborado pelo autor

Figura 90 - Curvas da/dN versus ΔK para a condição L01 da liga 2198-851 com $R = 0,05$, pelo método da secante e incremento polinomial, sendo (a) com as curvas sobrepostas e (b) com as curvas separadas



Fonte: Elaborado pelo autor

4.3.4 Comportamento da propagação de trinca para diferentes valores de R

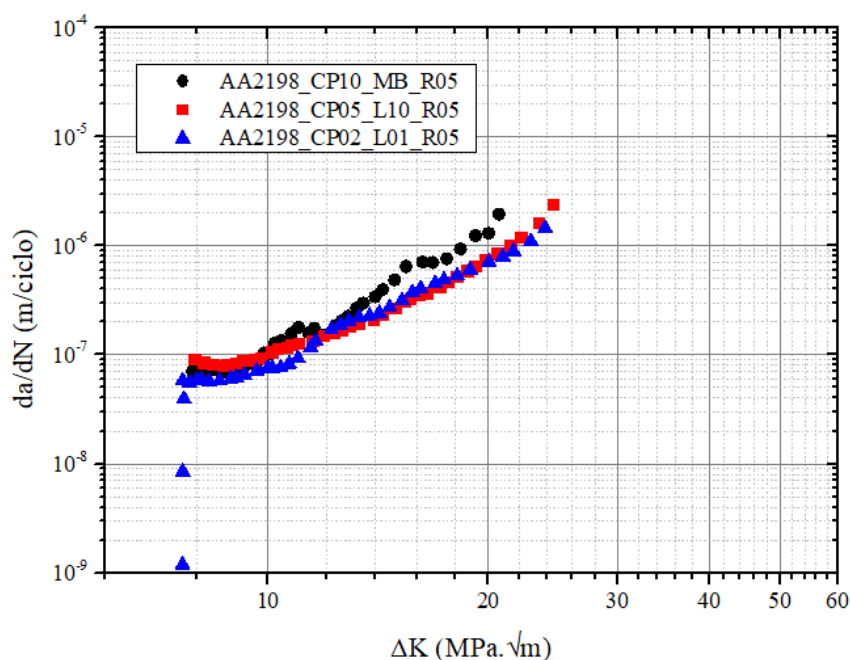
Como as condições de carregamento para os CDPs referentes a cada uma das condições de tratamento foram semelhantes para os ensaios envolvendo a razões de carga 0,5, assim como para aqueles com $R = 0,05$, não somente as análises das curvas da/dN versus ΔK podem ser analisadas no mesmo gráfico, como as curvas da/dN versus tamanho de trinca. Obviamente, informações acerca do posicionamento das linhas de laser são obtidos mais diretamente por meio do segundo grupo de curvas apontado, permitindo informações mais claras acerca do assunto. Todavia, ao se observar a taxa de propagação em função da variação do fator intensidade de tensão, informações mais universais são analisadas, permitindo a comparação com trabalhos futuros envolvendo a mesma liga.

As figuras 91 e 92 mostram, respectivamente, o comportamento das curvas da/dN versus ΔK e da/dN versus tamanho de trinca para $R = 0,5$. É possível observar por meio da figura 87 que, assim como apontado anteriormente, o menor valor de variação de carga dos ensaios com $R = 0,5$ (0,55 kN) resultam em menores valores de ΔK , quando comparados aos ensaios com $R = 0,1$ (0,72 kN), o que é condizente com a observação do ganho de vida para MB e L10. Enquanto os ensaios com $R = 0,1$ de uma forma geral se iniciam com um ΔK de

10 MPa \sqrt{m} (com exceção daqueles envolvendo o tratamento L01, visto que suas curvas são deslocadas para a direita), com $R = 0,5$, todos os ensaios se iniciam por volta de 6 MPa \sqrt{m} , fato a ser melhor observado adiante.

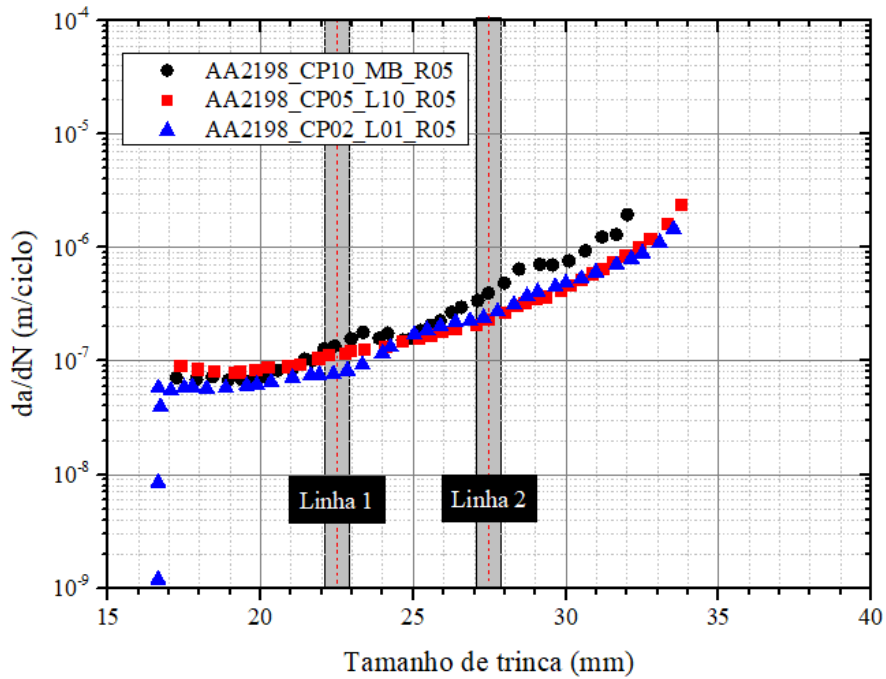
A figura 92, por sua vez, permite uma melhor visualização da influência das linhas de aquecimento com o retardo da propagação de trinca. É possível verificar que nas proximidades da primeira linha de laser tanto a condição L10 quanto a L01 estão pouco abaixo da curva referente a MB, sendo o tratamento com maior aporte térmico o responsável pela maior variação, conforme esperado diante das análises anteriores. Ademais, pouco antes da segunda linha de aquecimento em diante, é possível verificar que as curvas referentes a ambos tratamentos a laser encontram-se também abaixo daquela, referente a MB, fato não esperado, visto que não foi observado para os ensaios com $R = 0,1$. É compreensível verificar que após a segunda linha de aquecimento a laser, pelo valor de ΔK ser suficientemente alto, ou seja, pela força motriz da propagação de trinca ser suficientemente alta, o efeito do aquecimento não tende a ser tão efetivo, independente da razão de carga utilizada. Fato comprovado, visto que assim como para $R = 0,1$, as curvas de L10 e L01 seguem a mesma tendência. Tendo em vista o exposto, um novo ensaio foi realizado para a condição MB, agora com carga máxima de 0,9 kN, sendo esse visto com as demais curvas na figura 93.

Figura 91 -Curva da/dN versus ΔK para as condições MB, L10, L01 da liga 2198-T851, com $R = 0,5$



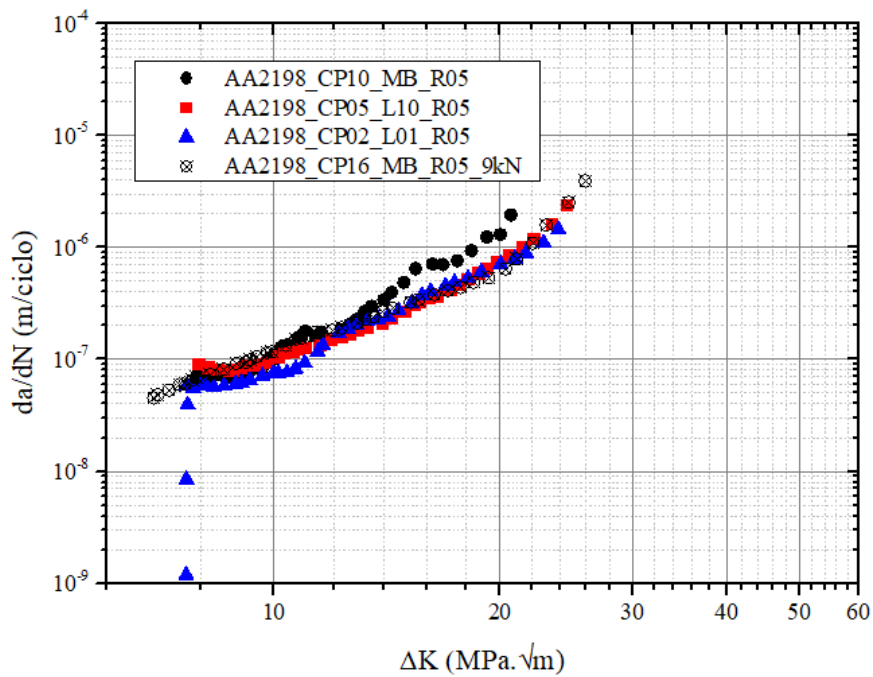
Fonte: Elaborado pelo autor

Figura 92 -Curva da/dN versus tamanho de trinca para as condições MB, L10, L01 da liga 2198-T851, com $R = 0,5$



Fonte: Elaborado pelo autor

Figura 93 -Curva da/dN versus ΔK para as condições MB, L10, L01 da liga 2198-T851, com $R = 0,5$, com adição do ensaio com 0,9 kN para o MB

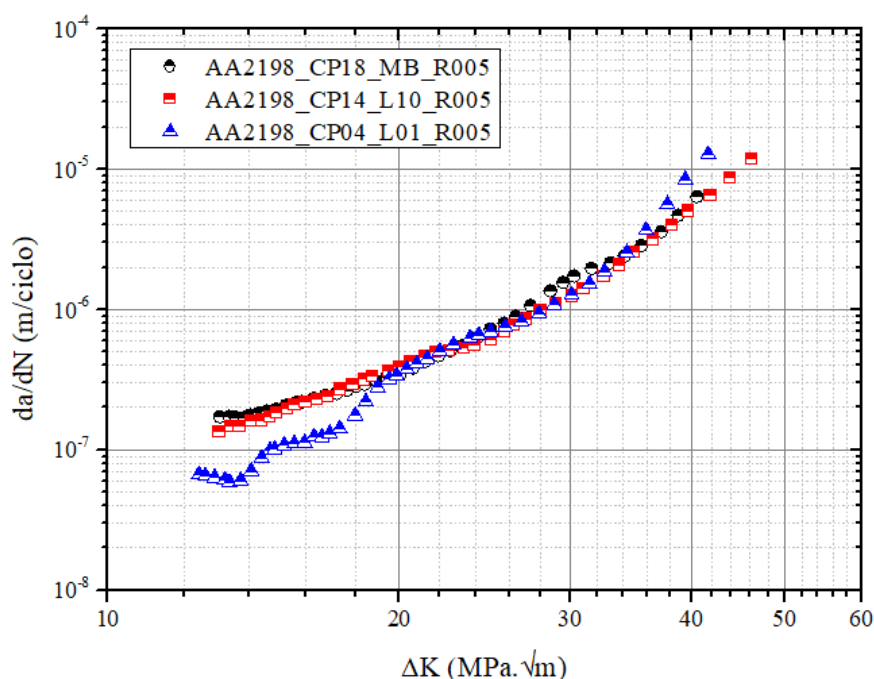


Fonte: Elaborado pelo autor

É possível notar com a figura 93 que de fato, como esperado, a nova curva referente a MB segue as mesmas tendências que as curvas L10 e L01 mesmo após 12 MPa√m, ponto a partir do qual a curva com 1,1 kN de carga máxima para MB havia se separado das outras duas. Nenhuma análise acerca da posição exata das linhas de laser pode ser apontada diretamente na figura 93 e não se pode fazer uma análise de da/dN versus tamanho de trinca para o novo ensaio em relação aos anteriores, visto que possuem cargas máximas diferentes. No entanto, é possível verificar que ainda assim entre 8 e 12 MPa√m, as curvas de L10 e L01 possuem uma menor taxa de propagação de trinca do que as de MB, mostrando o efeito positivo da primeira linha de aquecimento.

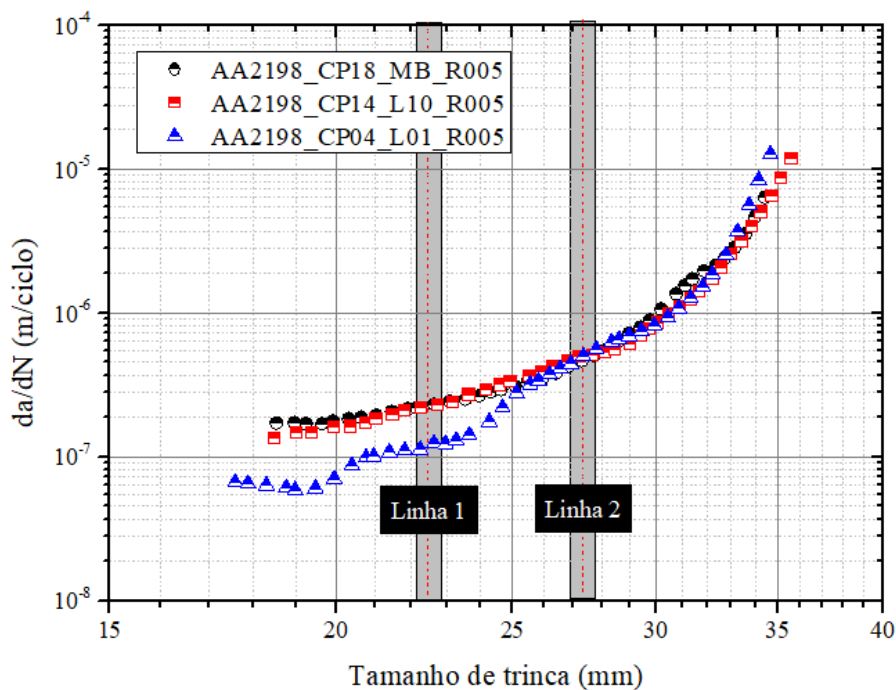
Com relação à razão de carga 0,05, informações também importantes podem ser levantadas ao analisar as curvas da/dN versus ΔK e da/dN versus tamanho de trinca (figuras 94 e 95, respectivamente). Ambas as curvas trazem um comportamento similar de propagação quando comparadas as condições MB e L10, o que é condizente com o pequeno ganho de vida observado na figura 87. Por outro lado, a condição L01 mostra seu potencial como condição para retardar a propagação de trinca por fadiga, assim como foi indicado nos ensaios envolvendo $R = 0,1$, apresentando para $R = 0,05$ uma taxa de propagação notavelmente menor quando comparada às outras duas condições, desde o começo do ensaio, até um ΔK equivalente a 19 MPa.√m (figura 94), ou entre as duas linhas de laser (figura 95).

Figura 94 -Curva da/dN versus ΔK para as condições MB, L10, L01 da liga 2198-T851, com $R = 0,05$



Fonte: Elaborado pelo autor

Figura 95 -Curva da/dN versus tamanho de trinca para as condições MB, L10, L01 da liga 2198-T851, com $R = 0,05$

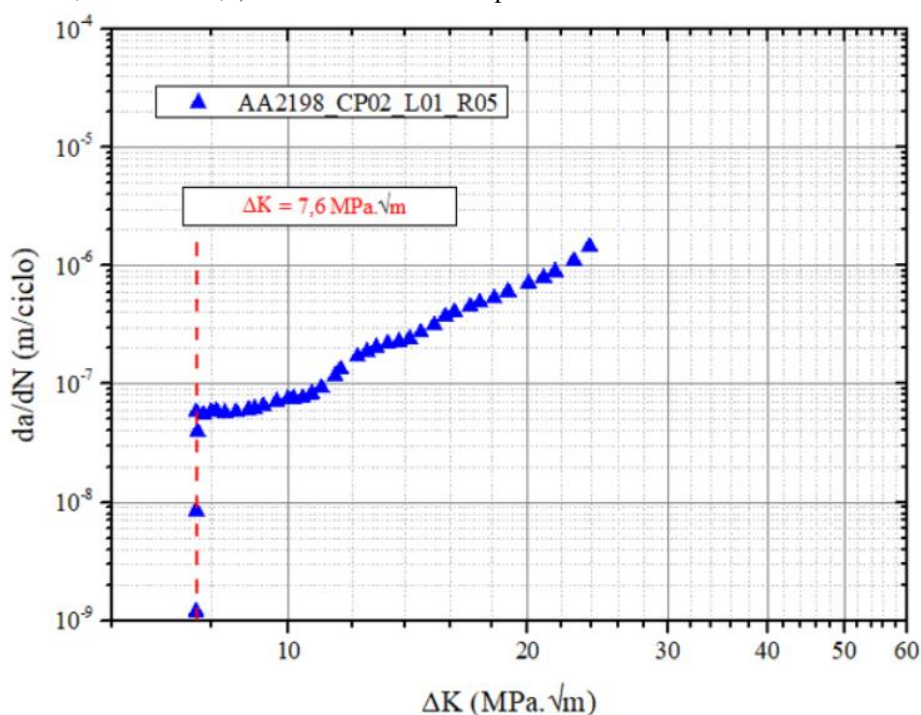


Fonte: Elaborado pelo autor

É importante ressaltar que analogamente ao que foi observado ao se comparar a razão de carregamento 0,5 com 0,1, é possível se observar que todas as curvas associadas a $R = 0,05$ se iniciam com um valor de ΔK superior às demais condições. Tal fato ocorre pelos maiores valores de ΔP (0,855 kN), conforme já discutido anteriormente. Assim sendo, os ensaios iniciados com $12 \text{ MPa}\cdot\sqrt{\text{m}}$ em relação aos $6 \text{ MPa}\cdot\sqrt{\text{m}}$ para $R = 0,5$ e $10 \text{ MPa}\cdot\sqrt{\text{m}}$ para $R = 0,1$, contribuem para os menores de vida associados à condição MB da menor razão de carregamento.

Outro ponto a se levantar nas análises envolvendo as curvas da/dN versus ΔK é a presença de baixas taxas de propagação, entre 10^{-9} e 10^{-7} m/ciclo, podendo ser vistas com maior enfoque na figura 96, para a condição associada à razão de carga 0,5. O fenômeno em questão é análogo ao observado pelo ensaio 5 (L01 com carga máxima de 1,6 kN e $R = 0,1$), de modo que o valor de ΔK associado à assíntota vertical é de $7,6 \text{ MPa}\cdot\sqrt{\text{m}}$ para o ensaio 8 (L01 com $F_{\text{max}} = 1,1 \text{ kN}$ e $R = 0,5$), o qual é inferior a $20,6 \text{ MPa}\cdot\sqrt{\text{m}}$ do ensaio 5 e também ao $\Delta K_{\text{threshold}}$ aparente, observado no ensaio 3 (L01 com carga máxima de 0,8 kN e $R = 0,1$), de $10,9 \text{ MPa}\cdot\sqrt{\text{m}}$. Assim sendo uma discussão acerca das assíntotas verticais presentes nos ensaios 5 e 8 e o *threshold* aparente, no ensaio 3, faz-se necessária.

Figura 96 - Curvas da/dN versus ΔK para a condição L01 da liga 2198-851, para o CDP do ensaio 8 (L01 com carga máxima de 1,1 kN e $R = 0,5$) e o valor de ΔK correspondente à assíntota vertical no início do ensaio.



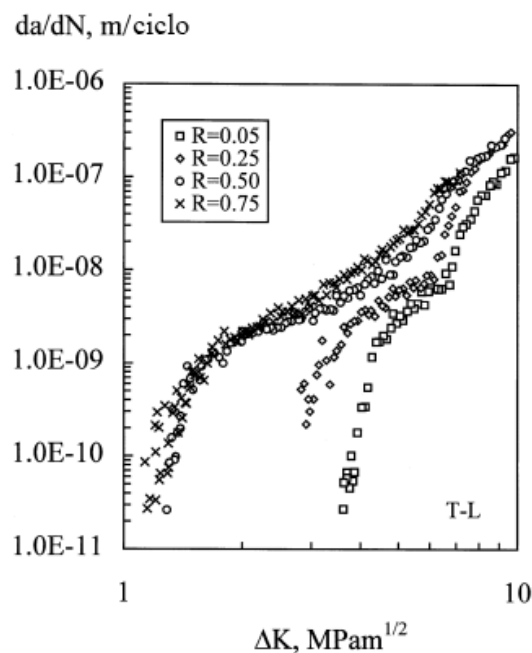
Fonte: Elaborado pelo autor

O primeiro ponto a se levantar sobre os valores assintóticos se dá pelo fato de que estes não podem ser associados a princípio àqueles relacionados ao $\Delta K_{threshold}$, visto seus valores excessivamente altos para ligas de alumínio. A exemplo de tal enunciado, utiliza-se de forma comparativa o trabalho de Cheng e Chaturvedi (2000), o qual estuda a liga de Al-Li 2195-T8 (análoga à 2198, com maior teor de cobre) com 8 mm de espessura. O trabalho em questão avalia os efeitos da direção da trinca e da razão R nos valores de $\Delta K_{threshold}$ da liga, de modo que para a orientação T-L, utilizada também na liga 2198 deste estudo, seus valores se encontram entre 1 e 4 $MPa\sqrt{m}$, como mostrado na figura 97.

É possível se notar por meio da figura 98, que até mesmo o valor 7,6 $MPa\sqrt{m}$ do CDP do ensaio 8 (L01 com carga máxima de 1,1 kN e $R = 0,5$) é alto em comparação ao intervalo apresentado, ainda mais considerando que para a razão de carga $R = 0,5$, o $\Delta K_{threshold}$ de AA2195 está em torno do extremo inferior do intervalo apresentado, 1 $MPa\sqrt{m}$. Para o valor associado ao início da propagação no ensaio 5 (L01 com carga máxima de 1,6 kN e $R = 0,1$), 20,6 $MPa\sqrt{m}$, o valor de *threshold* destoa ainda mais, visto que embora não mostrado para $R = 0,1$, pode-se inferir que este se encontra entre 3 e 4 $MPa\sqrt{m}$ para a liga 2195, por estar entre as razões de carga 0,05 e 0,25. Ademais, até mesmo o valor de $\Delta K_{threshold}$ aparente

observado no ensaio 3 (L01 com carga máxima de 0,8 kN e $R = 0,1$), com magnitude de $10,9 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ destoa dos valores reais, também se encontrando entre 3 e $4 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, visto a razão de carga também ser de 0,1. Deste modo, uma melhor discussão acerca da origem do *threshold* aparente e das baixas taxas de propagação é necessária, visto a inexistência de relação com os valores reais de *threshold*.

Figura 97 - Resultados da/dN versus ΔK para a liga 2195-T8 com diferentes valores de R

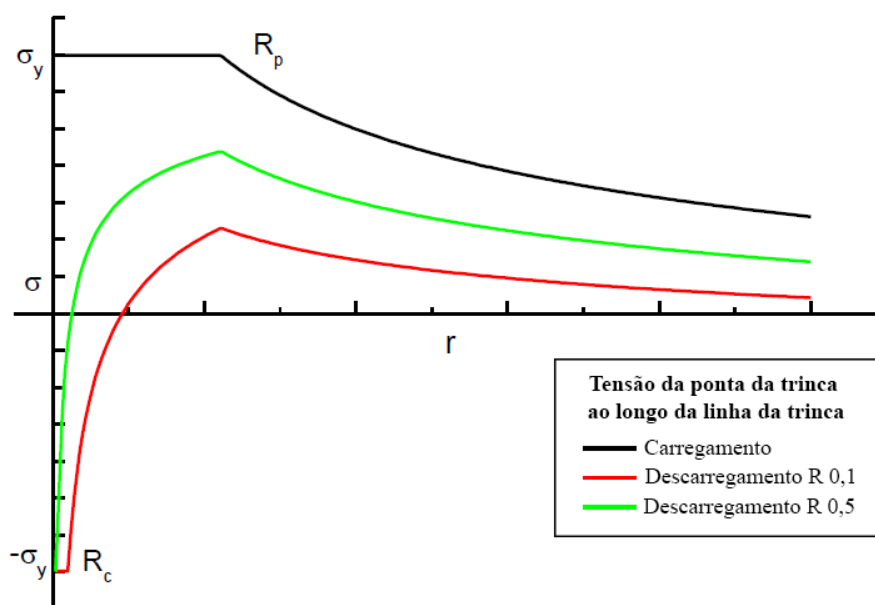


Fonte: (CHENG; CHATURVEDI, 2000)

O fator intensidade de tensão K está associado ao campo elástico na vizinhança da ponta da trinca em função do próprio tamanho da trinca e da tensão nominal aplicada. Sabe-se que a assintótica elástica tende ao infinito, de modo que a formação de uma zona plástica na ponta da trinca, de raio R_p , é formada de modo a limitar os valores das tensões. Por sua vez, em um carregamento cíclico, ocorre a formação de uma zona plástica cíclica (R_c), a qual é formada durante o descarregamento. O valor de ΔK é então formado considerando a diferença entre os campos elásticos formados no carregamento e descarregamento. Baptista e Pastoukhov (2003), por meio de uma análise numérica levando em conta a largura finita do corpo, propuseram uma função analítica, com parâmetros determinados por método iterativo, para a determinação da distribuição de tensões normais ao longo da linha da trinca em uma chapa com trinca central. Com base no trabalho em questão, a figura 98 traz um esquema da distribuição de tensões para carregamentos com $R = 0,1$ e $R = 0,5$. Conforme já

discutido anteriormente e apresentado na figura, é possível verificar que para uma dada carga máxima no ciclo de carregamento, as tensões elásticas no descarregamento aumentam com o aumento de R.

Figura 98 - Esquema da distribuição de tensões ao longo da linha da trinca no carregamento e descarregamento para $R = 0,1$ e $R = 0,5$.



Fonte: (Adaptado de BAPTISTA; PASTOUKHOV, 2003)

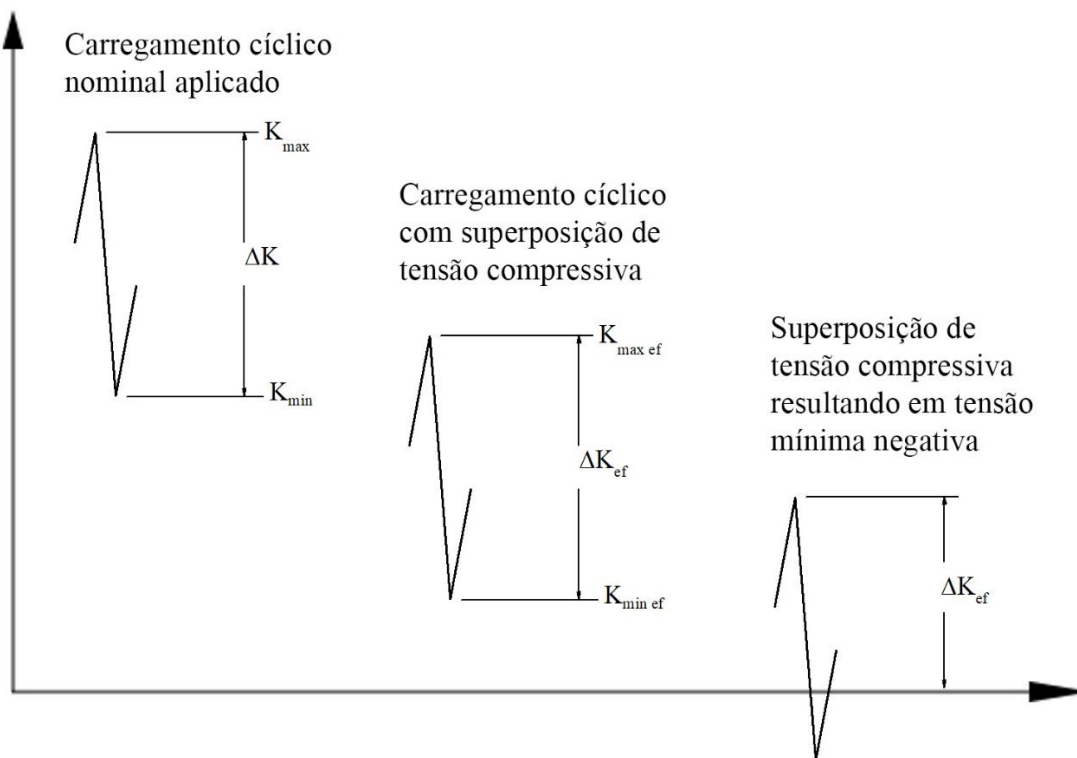
No caso em questão, além das tensões formadas pelo carregamento e descarregamento, deve-se levar em conta as tensões residuais ligadas ao aquecimento a laser, sejam elas trativas na região aquecida ou compressivas nos entornos desta. É importante ressaltar que a intensidade dessas tensões está associada aos parâmetros do laser, às propriedades do material e à geometria do corpo de prova.

Não foram realizadas análises de tensão residual nos tratamentos utilizados, mas é possível se ter uma estimativa por meio de outros trabalhos envolvendo aquecimento a laser em ligas de alumínio. Schnubel *et al.* (2012), como já descrito, investigaram o aquecimento a laser em corpos de prova do tipo C(T) 100 da liga AA2198-T8 com 5 mm de espessura, os quais foram tratados com um laser de Nd:YAG a velocidade de 3,33 mm/s e potência não especificada, encontrando tensões aproximadamente constantes nos arredores da linha de aquecimento, da ordem de -30 MPa. Cunha e Lima (2017), por sua vez, ao estudarem o aquecimento em CDPs do tipo C(T) 50 da liga AA2024-T3, com 1,6 mm de espessura, utilizando um laser a fibra com potência de 200 W e 1 mm/s de velocidade, observaram

tensões entre -30 MPa e -22 MPa. Deste modo, é razoável supor que as tensões residuais não sejam muito distantes desses valores. Assim, a combinação de tais tensões residuais com aquelas aliadas ao carregamento são responsáveis por modificar os valores efetivos de R ou até mesmo de ΔK .

Tal efeito é possível, visto que com a existência de tensões residuais compressivas à frente da trinca, tanto os valores correspondentes a K_{\max} como K_{\min} efetivamente aplicados a um determinado tamanho de trinca a são reduzidos. Caso a tensão residual seja suficiente para produzir esse fenômeno sem anular K_{\min} , uma das forças motrizes da propagação irá se manter, de tal modo que $\Delta K_{\text{ef}} = \Delta K$, mas a razão de carregamento efetiva será menor do que a nominal ($R_{\text{ef}} < R$), de modo a promover uma redução modesta na taxa de crescimento da trinca. Entretanto, caso a tensão compressiva seja suficientemente alta a ponto de K_{\min} ser nulo ou negativo, o valor efetivo da variação do fator intensidade de tensão também será menor do que o nominal ($\Delta K_{\text{ef}} < \Delta K$), de modo a promover uma redução mais expressiva da taxa de propagação. A exemplo do que foi exposto, apresenta-se a figura 99.

Figura 99 - Esquema dos possíveis efeitos das tensões residuais compressivas em R e ΔK .



Fonte: (Adaptado de BROEK, 1986)

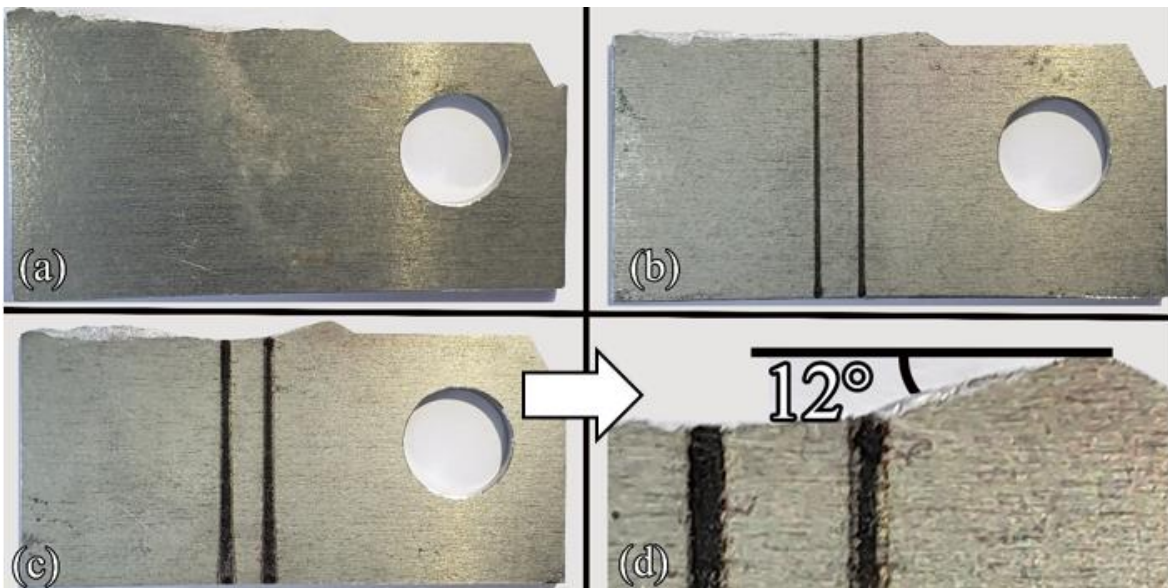
Ademais, ligas do sistema Al-Li já apresentam um mecanismo de propagação de trinca que favorece o fechamento, visto o caminho tortuoso percorrido por essas. Assim sendo, em uma situação em que o fechamento da trinca já seria expressivo, a superposição com o campo de tensões residuais compressivas pode resultar em taxas de crescimento significativamente baixas, levando ao aparente *threshold*. No caso em questão parando a trinca uma determinada trinca, como no ensaio 3 (L01 com carga máxima de 0,8 kN e $R = 0,1$) ou simplesmente promovendo taxas baixas no início de sua propagação, como nos ensaios 5 (L01 com carga máxima de 1,6 kN e $R = 0,1$) e 8 (L01 com carga máxima de 1,1 kN e $R = 0,5$).

Com o exposto, é possível se notar a presença do fenômeno de *threshold* aparente ou com taxas baixas, entre 10^{-9} e 10^{-7} , no tratamento L01 para todas as condições de razão de carregamento, com exceção de $R = 0,05$. Apesar disso, é inegável o efeito benéfico nesta condição, sendo este ainda mais notável do que para $R = 0,5$, o que fica claro ao se comparar as figuras 93 e 94. Uma grande diferença na taxa de propagação pode ser observada em $R = 0,05$ até $19 \text{ MPa}\cdot\sqrt{\text{m}}$, o que corresponde a uma região entre as duas linhas de aquecimento (como visto na figura 94), quando comparado o tratamento L01 a MB e até mesmo L10. Por outro lado, a diferença presente na taxa de propagação é menos notável para a condição $R = 0,5$. Outro ponto que corrobora para essa discussão são os dados apresentados nos tópicos referentes às curvas a *versus* N, o ganho de vida referente a L01 para $R = 0,5$ é tênue em relação ao observado nas outras duas razões de carregamento, sendo de apenas 36%. Embora em $R = 0,05$ não seja observado o fenômeno do *crack arrest*, como em $R = 0,1$, o ganho associado ao tratamento L01 é expressivo, da ordem de 130%. Assim, todos esses dados vão ao encontro da discussão apresentada anteriormente acerca da combinação de efeitos da razão de carregamento com o efeito do laser, uma vez que valores de R menores apresentaram interações mais expressivas no retardo da propagação de trinca, na condição L01.

Outro ponto ainda pode ser levantado acerca do assunto envolvendo razões de carregamento influenciando no retardo da propagação. Para os tratamentos L01, é notável no começo do ensaio um certo desvio no caminho de propagação de trinca, voltando após este ao percurso habitual, perpendicular ao carregamento. A fim de ilustrar tal fenômeno, a figura 100 traz corpos de prova fraturados, os quais foram ensaiados sob $R = 0,05$. Nas figuras de 100a a 100c, é possível ver de forma comparativa o caminho percorrido pela trinca para as condições MB, L10 e L01, já na figura 100d, o detalhamento do desvio apresentado

em L01 é destacado. Como observado na figura em questão, apenas a condição L01 apresenta um desvio considerável no início do caminho da trinca, deste modo, para melhor elucidar o fenômeno, todos os CDPs ensaiados tiveram seu percurso de trinca avaliado por meio de um projetor de perfil e os devidos desvios no início da trinca foram aferidos e compilados na tabela 7.

Figura 100 - Corpos de prova da liga AA2198-T851, fraturados por fadiga com $R = 0,05$, sendo (a) a condição MB, (b) L10, (c) L01 e (d) L01 com detalhamento do desvio da trinca



Fonte: Acervo do autor

Tabela 7 - Desvio médio do tamanho da trinca para os ensaios de fadiga envolvendo a liga AA 2198-T851

Tratamento	Razão de carga	Carga máxima (kN)	Desvio médio (°)
MB	0.05	0.9	3.49
L10		0.9	1.79
L01		0.9	12.87
MB	0.1	0.8	0.33
L10		0.8	1.16
L01		0.8 (C.A.) - 1.1	11.72
L01		1.6	8.38
MB	0.5	0.9	0.59
MB		1.1	1.73
L10		1.1	1.23
L01		1.1	4.01

Fonte: Elaborado pelo autor

Por meio da tabela 7, é possível verificar que apenas os corpos de prova tratados com a condição L01 apresentaram um desvio considerável no início da propagação de trinca. Isso indica a maior efetividade do tratamento, conforme já discutido até aqui, visto que tal desvio no percurso ocorre devido à dificuldade apresentado pela trinca ao se manter em seu trajeto original, encontrando um novo caminho para que a propagação continue e corpo de prova termine sua fratura. Reitera-se aqui a influência das tensões residuais compressivas nos entornos das linhas de aquecimento a laser como as principais responsáveis por tal fenômeno observado. Após a trinca crescer até um certo comprimento, a força motriz é suficientemente grande para que a propagação retorne ao seu caminho original, perpendicular ao carregamento, fato indicado pelas curvas da/dN versus ΔK , uma vez que como mostrado, após um retardo inicial, todas os CDPs com mesma razão de carregamento seguem uma mesma tendência de propagação após um determinado valor de ΔK .

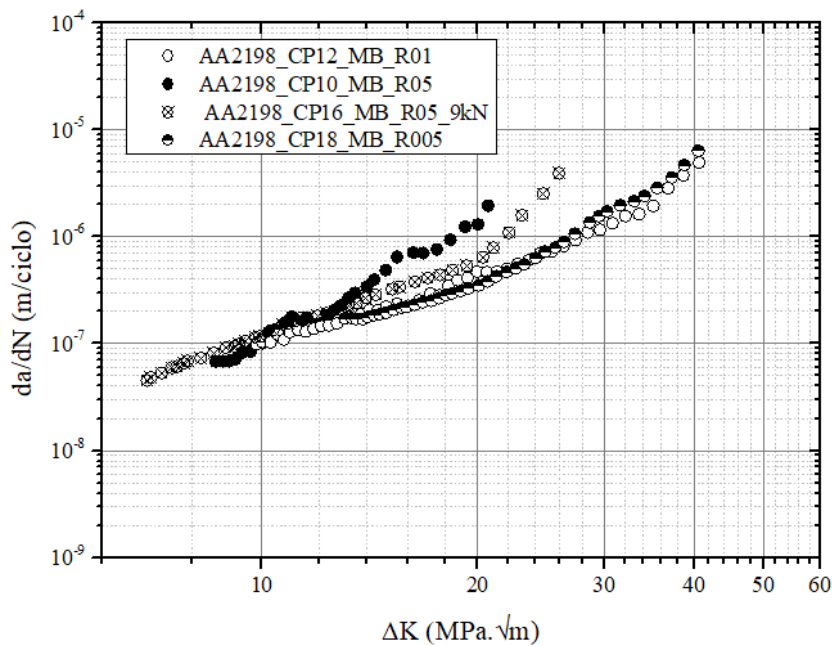
No entanto, conforme discutido anteriormente, as tensões associadas ao aquecimento a laser não são as únicas responsáveis por retardar a propagação da trinca, as tensões referentes ao descarregamento, para diferentes valores de R, também contribuem para esse fenômeno. A tabela 7 reforça essa discussão. É notável que para a razão de carregamento 0,1, os dois ensaios envolvendo a condição L01 apresentaram um desvio considerável. O ensaio com a presença de *crack arrest*, o qual foi solicitado a uma força máxima maior para a ruptura, apresentou um desvio de aproximadamente 12°. Mesmo para a condição ensaiada com um P_{max} ainda maior, o desvio apresentou uma magnitude próxima daquele envolvendo o *crack arrest*, em torno de 8,5°. Analogamente, para $R = 0,05$, o desvio também foi elevado, sendo ainda maior do que ambos apresentados em $R = 0,1$, próximo de 13°. Por outro lado, quando analisada a condição com maior valor de R, o desvio não é tão expressivo, sendo de apenas 4°, o que corrobora para as informações obtidas até aqui, visto que tal condição apresentou um aumento de vida ténue e equivalentemente, uma sutil redução na taxa de propagação de trinca.

Assim sendo, pontua-se novamente que o efeito de retardo na propagação de trinca é influenciado tanto pelas tensões residuais compressivas nos entornos da região aquecida por laser, quanto pelas tensões elásticas associadas ao descarregamento, as quais são influenciadas diretamente pelas diferentes razões de carregamento.

Por fim, destacam-se as comparações individuais das curvas da/dN versus ΔK para cada uma das condições, agrupando razões de carga diferentes, por meio das figuras de 101 a 103. É possível observar que gradualmente o afastamento entre as curvas referentes a $R =$

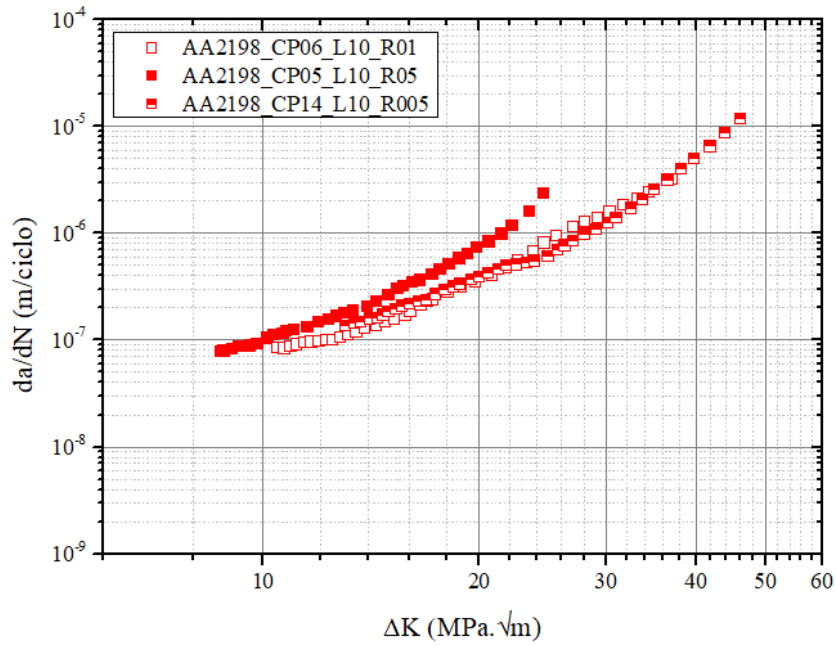
0,1 e $R = 0,5$ aumenta com o aumento do aporte térmico do aquecimento. Tal fenômeno é provável por conta da superposição entre o campo elástico formado pelo carregamento e descarregamento com as tensões residuais compressivas, como discutido anteriormente. Por sua vez, quando analisados os ensaios com $R = 0,05$, uma sobreposição com as condições análogas com $R = 0,1$ é observada, indicando a similaridade entre essas duas razões de carregamento. Em MB e L10, as curvas de $R = 0,05$ iniciam com um valor superior de ΔK , devido aos valores superiores de ΔP já discutidos anteriormente. Em L01, como a condição ensaiada após o *crack arrest* apresentava um maior valor de a_0 , a curva referente a $R = 0,05$ apresenta dados anteriores aos desta curva.

Figura 101 - Curvas da/dN versus ΔK para a condição MB da liga AA2198-T851, comparando $R = 0,5$, $R = 0,1$ e $R = 0,05$, com um ensaio adicional para a maior razão de carregamento, com carga máxima de 0,9 kN



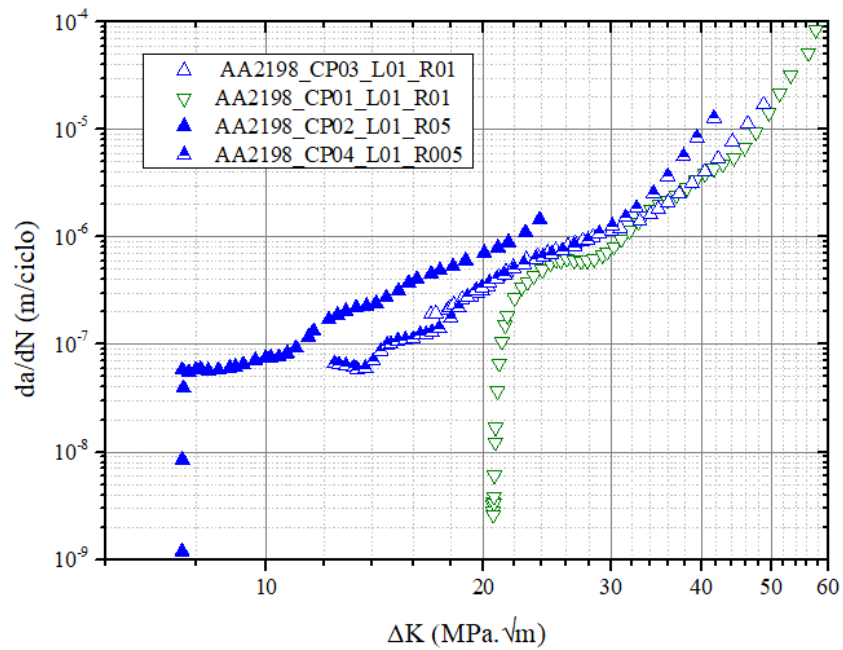
Fonte: Elaborado pelo autor

Figura 102 - Curvas da/dN versus ΔK para a condição L10 da liga AA2198-T851, comparando R = 0,5, R = 0,1 e R = 0,05



Fonte: Elaborado pelo autor

Figura 103 - Curvas da/dN versus ΔK para a condição L01 da liga AA2198-T851, comparando R = 0,5, R = 0,1 e R = 0,05



Fonte: Elaborado pelo autor

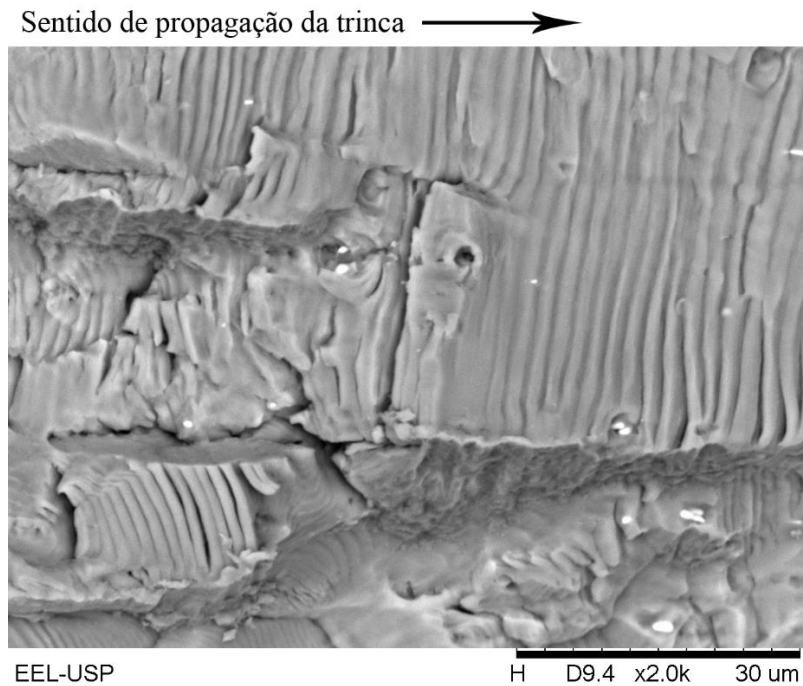
4.4 FRACTOGRAFIA NOS CORPOS DE PROVA DE FADIGA

Em análises de fractografia após ensaios de fadiga, uma das principais informações adquiridas na região de propagação são as estrias de fadiga. O espaçamento entre elas corresponde a quanto a trinca se propagou em um ciclo de carregamento, de modo que quanto menor este espaçamento, menor a taxa de propagação de trincas na região analisada. Para o trabalho em questão, uma análise mais sistemática do espaçamento entre estrias para as diferentes condições do material somente foi possível para tamanhos de trinca relativamente altos, devido à acentuada resistência à propagação da liga em questão e limitações do microscópio de bancada utilizado. Deste modo, apenas para valores de ΔK suficientemente altos para promoverem uma maior taxa de propagação e conseqüentemente maior espaçamento entre estrias, foi possível a devida aferição das medidas.

As figuras de 104 a 107 correspondem às fractografias das condições MB, L10 e dos dois corpos de prova de L01 (ensaiados com F_{\max} de 1,1 kN e 1,6 kN), respectivamente. A fim de analisar regiões comparáveis das quatro amostras, as fractografias foram utilizadas para tamanhos de trinca correspondentes a um mesmo valor de ΔK , no caso $36,5 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$. Tal valor de variação do fator intensidade de tensão corresponde a tamanhos de trinca de aproximadamente 35 mm para as condições MB e L10, 31,75 mm para o CDP ensaiado com menor força máxima da condição L01 e 27 mm para aquele com maior força máxima.

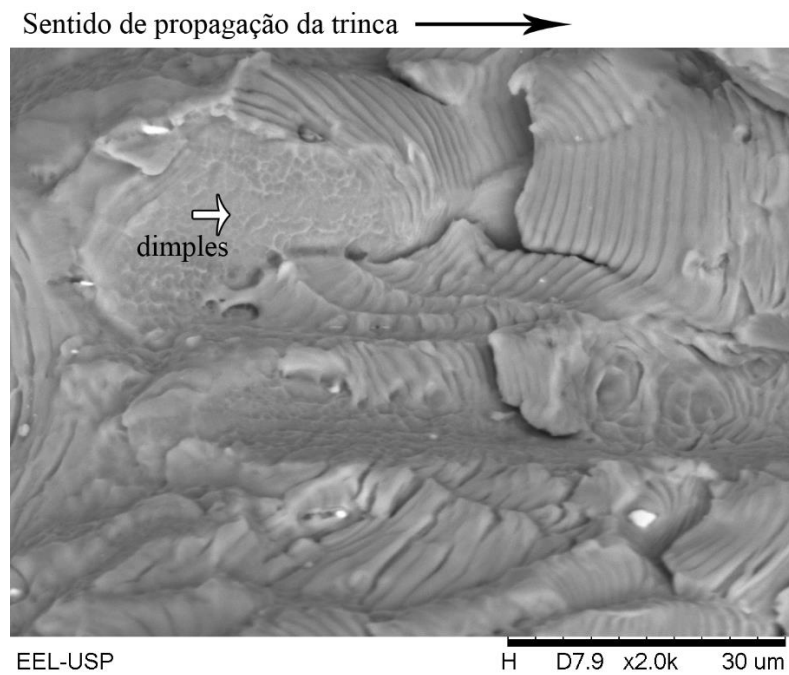
Em todas as condições analisadas, é possível observar diversas frentes de propagação, cada qual com um espaçamento médio entre as estrias de fadiga. Este fato é coerente com o comportamento de propagação em ligas do sistema Al-Li, de modo que a trinca tende a seguir um caminho tortuoso, sendo este um dos mecanismos que conferem a este tipo de material maior resistência à fadiga (PRASAD; GOKHALE; RAO, 2003). A exemplo do fenômeno discutido, a figura 108 traz uma visão clara de uma frente de propagação bem inclinada ao sentido de propagação da trinca principal, sendo esta frente indicada por uma seta na figura.

Figura 104 - Fractografia obtida via MEV do corpo de prova da liga 2198-T851 na condição MB, ensaiado sob fadiga com $R = 0,1$ e $F_{max} = 0,8$ kN, para um tamanho de trinca de 35 mm. (Ampliação de 2000x).



Fonte: Elaborado pelo autor

Figura 105 - Fractografia obtida via MEV do corpo de prova da liga 2198-T851 na condição L10, ensaiado sob fadiga com $R = 0,1$ e $F_{max} = 0,8$ kN, para um tamanho de trinca de 35 mm. (Ampliação de 2000x).



Fonte: Elaborado pelo autor

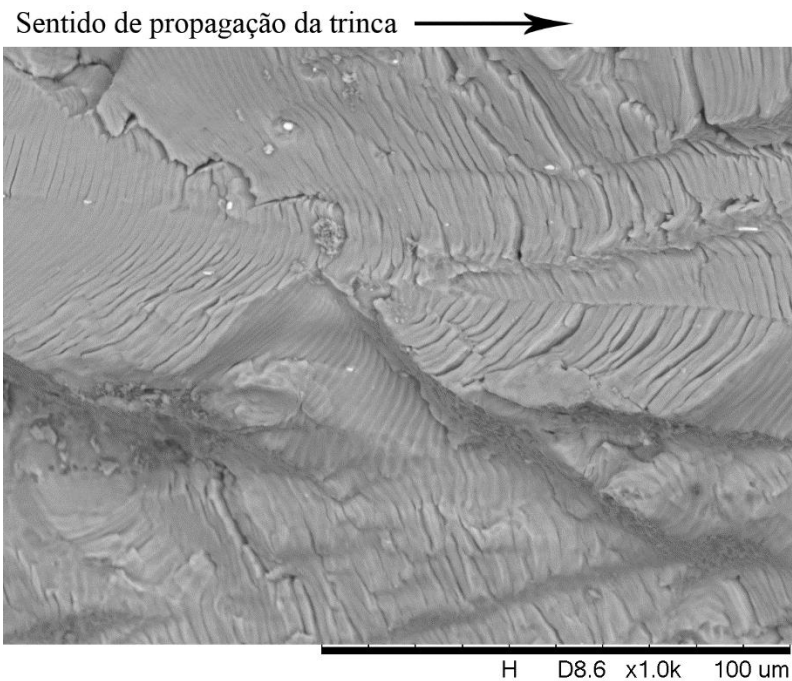
Figura 106 - Fractografia obtida via MEV do corpo de prova da liga 2198-T851 na condição L01, ensaiado sob fadiga com $R = 0,1$ e $F_{max} = 1,1$ kN, para um tamanho de trinca de 31,75 mm. (Ampliação de 1000x).



EEL-USP

Fonte: Elaborado pelo autor

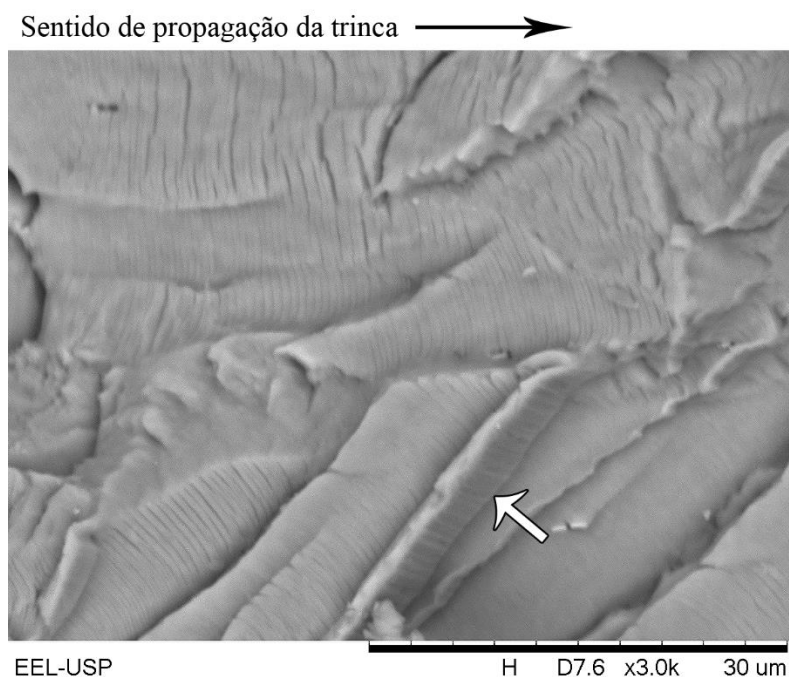
Figura 107 - Fractografia obtida via MEV do corpo de prova da liga 2198-T851 na condição L01, ensaiado sob fadiga com $R = 0,1$ e $F_{max} = 1,6$ kN, para um tamanho de trinca de 27 mm. (Ampliação de 1000x).



EEL-USP

Fonte: Elaborado pelo autor

Figura 108 - Fractografia obtida via MEV do corpo de prova da liga 2198-T851 na condição L01, ensaiado sob fadiga com $R = 0,1$ e $F_{max} = 1,1$ kN, para um tamanho de trinca de 25 mm, mostrando uma frente de propagação inclinada em relação ao da trinca principal (Ampliação de 3000x).



Fonte: Elaborado pelo autor

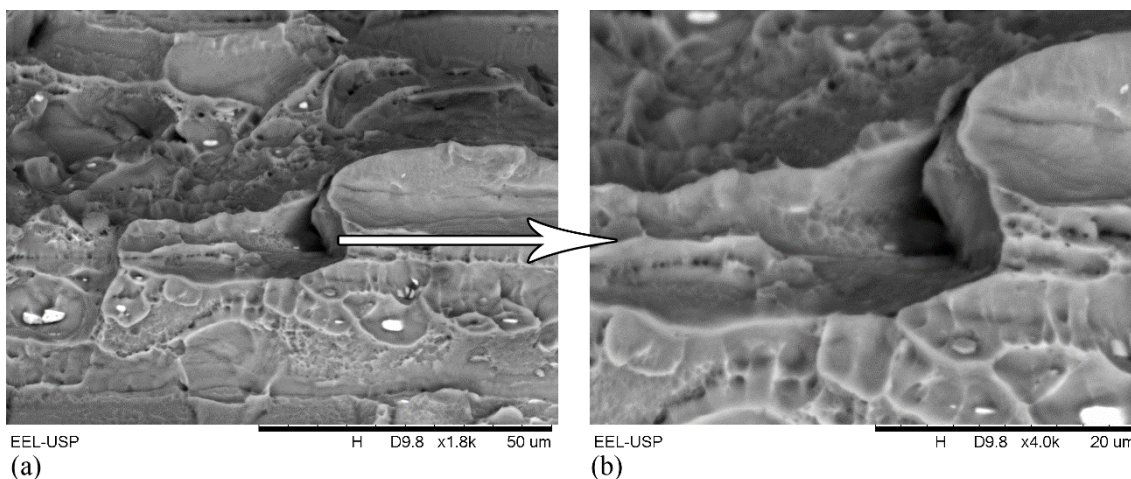
Ainda levando em conta a grande variação entre os espaçamentos das estrias, quando se é realizada uma análise sistemática deste, é possível verificar que o comportamento médio é reprodutivo para um mesmo valor de ΔK . Em cada uma das figuras de 104 a 107, foram medidas 5 séries de 10 espaçamento entre estrias, de modo que cada série corresponde a uma região diferente na fractografia. Como resultado, foi possível verificar que em média o espaçamento corresponde a aproximadamente $1,3 \mu\text{m}$ para todas as condições. Tal fato é condizente, visto que para o valor de ΔK analisado, todas as curvas de da/dN versus ΔK se sobrepõem, como visto anteriormente na figura 80. Sendo assim, todas as condições apresentam uma mesma taxa de propagação, o que reflete em um mesmo espaçamento médio.

Por conta do pequeno espaçamento entre estrias para menores tamanhos de trinca e o limite de ampliação para o MEV utilizado, a diferença entre espaçamentos que seria esperada antes da primeira linha de aquecimento (em especial o fenômeno do *crack arrest* para o corpo de prova do ensaio 3 – tratamento L01 com carga máxima de 0,8 kN e $R = 0,1$) não foi possível de ser observada. Deste modo, é sugerido para trabalhos futuros uma análise de tal região, utilizando para este fim um microscópio que atinja ampliações superiores.

De modo geral, não foi observável a presença de *dimples* ao longo da propagação de trinca em nenhuma das amostras. No entanto, ao se estudar a figura 105, nota-se uma região com a presença desse micromecanismo de fratura, sendo esta indicada pela seta na figura. Por se tratar de um tamanho de trinca correspondente a 35 mm, é bem provável que nesta região o ensaio já estivesse se encaminhando para a ruptura final, combinando assim os mecanismos de fratura por fadiga e fratura dúctil típico das ligas de alumínio. A exemplo de tal comportamento, a figura 109 mostra a ruptura final no CDP da condição MB.

A figura em questão permite a visualização do mecanismo de fratura final para a liga 2198-T851, de modo que esta combina uma falha transgranular, retratada pela região da fractografia com a maior presença de *dimples*, com uma falha intergranular, como mostrado na região detalhada (figura 109b), em que a separação das faces ocorreu no contorno de grão. É importante ressaltar que mesmo para a região de falha transgranular, os *dimples* presentes não são tão profundos, implicando em um comportamento plástico não tão intenso. No entanto, para a liga em questão, as boas propriedades em tenacidade ainda podem ser observadas ao considerar o caminho tortuoso percorrido pela trinca, o qual já foi discutido anteriormente.

Figura 109 - Fractografia obtida via MEV do corpo de prova da liga 2198-T851 na condição MB, ensaiado sob fadiga com $R = 0,1$ e $F_{max} = 0,8$ kN, na região de ruptura final. (a) Ampliação de 1800x e (b) ampliação de 4000x.



Fonte: Elaborado pelo autor

Por fim, ao se observar a fractografia dos corpos de prova da condição L01, foi possível notar a presença de fusão na região de aquecimento a laser (como mostrado na figura 110), embora durante o levantamento dos parâmetros, conforme indicado nos tópicos

4.1 e 4.2, a condição em questão não tenha apresentado fusão. Levando em consideração que a condição em questão depende da volatilização da camada ablativa, alguma diferença em sua aplicação pode ter ocasionado tal comportamento. Conforme discutido anteriormente, a fusão da liga em questão além de apresentar uma elevada porosidade (conforme a figura 110 reitera), resulta em uma diminuição local da dureza e consequentemente das propriedades mecânicas em tração. No entanto, conforme os dados de fadiga mostram, a condição em questão foi a mais atrativa para o retardo da propagação de trinca, de modo que mesmo com o elevado grau de porosidade da região fundida, nenhum aumento de taxa foi observado nesta. Ainda assim, para uma análise sistemática, recomenda-se para trabalhos futuros a reprodução de tal condição, incluindo uma análise de tração, para averiguar como é afetado o resultado.

Figura 110 - Fractografia obtida via MEV do corpo de prova da liga 2198-T851 na condição L01, ensaiado sob fadiga com $R = 0,1$ e $F_{max} = 1,1$ kN, para um tamanho de trinca de 22,5 mm, mostrando a primeira linha de aquecimento, com a presença de fusão (Ampliação de 100x).



EEL-USP

Fonte: Elaborado pelo autor

5 CONCLUSÕES

A principal contribuição deste projeto foi demonstrar a influência da interação de um laser à fibra dopada com itérbio (Yb:fibra) com uma chapa de 2 mm de espessura da liga do sistema Al-Li 2198-T851, por meio do aquecimento superficial localizado, avaliando diversos parâmetros de processo. Deste modo, foram estudados os efeitos microestruturais, na microdureza e para os parâmetros mais promissores para o retardo da trinca, na propagação de trinca por fadiga, com razões de carga 0,1, 0,5 e 0,05, bem como o comportamento da fratura para os corpos de prova associados a $R = 0,1$.

Em termos da microestrutura, todas as condições referentes à potência de 150 W não apresentaram fusão com a incidência do feixe de laser. Aliadas a elas, as condições de 200 W com 10 mm/s e 1 mm/s também apresentaram apenas aquecimento. Os demais parâmetros sofreram fusão na região aquecida, com a penetração e área variando respectivamente de 112 μm e 0,076 mm^2 para a condição de menor aporte térmico (200 W e 5 mm/s) a 1147 μm e 2,244 mm^2 para a condição de maior aporte térmico (300 W e 1 mm/s). Além de ser indesejada para a técnica estudada, a zona fundida apresenta um elevado dano associado à incidência de porosidade.

Com relação à microdureza, em condições com apenas aquecimento, a dureza variou de 155 HV do metal base até 100 HV, já na ocorrência de fusão, uma nova queda na dureza ocorre até 80 HV. Quanto maior o aporte térmico, foi observado uma maior largura dos vales, de modo que em certas condições, o aporte foi tão elevado que não foi possível analisar o retorno da dureza para a do MB. Em especial, a condição com 200 W e 1 mm/s apresentou um pico de dureza no centro da zona aquecida, sendo este equivalente a 120 HV. Conforme dados da literatura apontam, este pico está associado à dissolução da fase β' , fornecendo mais átomos de soluto à matriz de alumínio.

Por possuírem um razoável aporte térmico, sem a presença de ZF e com a menor deterioração das propriedades de microdureza, os parâmetros de 200 W, 10 mm/s e 1 mm/s apresentam um maior potencial para a aplicação na redução de taxa de propagação de trinca por fadiga.

Com relação aos ensaios de propagação de trinca, notou-se um efeito positivo das duas condições de aquecimento a laser selecionadas em relação ao MB, de modo que o tratamento L01 foi o que promoveu melhores resultados no retardo de propagação de trinca

para todas as razões de carregamento. Considerando os valores de R de 0,1, 0,5 e 0,05, o tratamento L10 aumentou a vida dos corpos de prova em 25%, 9% e 14% respectivamente. Já para o tratamento L01, o aumento de vida foi de 36% e 130% para $R = 0,5$ e $R = 0,05$ respectivamente, enquanto para $R = 0,1$, a parada da trinca foi observada.

O aumento da vida pode ser observado nas curvas da/dN versus ΔK e da/dN versus tamanho de trinca, sendo retratado por menores taxas de propagação nas curvas tratadas em relação à do metal base, seguindo a mesma tendência em uma região entre as duas linhas de aquecimento. Além disso, para o tratamento L01, nas razões de carregamento $R = 0,1$ e $R = 0,5$, um comportamento assintótico vertical foi observado no início do ensaio, com valores de da/dN entre 10^{-9} e 10^{-7} m/ciclo, além da presença de um $\Delta K_{\text{threshold}}$ aparente associado ao ensaio referente ao *crack arrest*. No entanto, todos os valores de ΔK associados a estes fenômenos apresentaram magnitudes maiores do que os valores reais de $\Delta K_{\text{threshold}}$ observados em literatura, portanto diferindo deste. Tal presença está associada à diferenciação de ΔK nominal e real, promovida pelas tensões residuais compressivas introduzidas pelo tratamento, além do próprio mecanismo tortuoso de propagação associado às ligas do sistema Al-Li, que promovem o fechamento da trinca.

O efeito positivo do laser na propagação de trinca é menos pronunciado quanto maior a razão de carregamento. Tal fenômeno pode estar associado ao fechamento da trinca, de modo que uma menor variação de ΔK_{ef} em relação a ΔK nominal é observada para razões de carregamento maiores, considerando uma mesma diminuição associada ao tratamento a laser em K_{max} e K_{min} reais.

O efeito de retardo do tratamento L01 pode ser reafirmado ao se observar um desvio no caminho de propagação de trinca ao início do ensaio, o qual somente é observado para o tratamento com maior aporte térmico. Para as razões de carregamento 0,1 e 0,05, tal desvio varia de 8° a 12° , sendo menos pronunciado para $R = 0,05$ (sendo de apenas 4°), o que também reforça os apontamentos anteriores em relação ao menor efeito do tratamento em razões de carregamento maiores.

Pela análise de fractografia foi possível observar um caminho tortuoso percorrido pela trinca, sendo este típico de ligas do sistema Al-Li. Analogamente, os corpos de prova apresentaram mecanismos de fratura transgranular e intergranular, com a presença de *dimples* não tão profundos, mostrando que as propriedades de tenacidade da liga estão associadas ao caminho percorrido pela trinca. Conforme esperado, após a segunda linha de

aquecimento, todas as amostras apresentaram uma mesma distância média entre estrias de fadiga, correspondendo a $1,3 \mu\text{m}$ para um mesmo valor de $36,5 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ de ΔK . Por fim, diferente do que foi observado na seleção dos parâmetros de aquecimento, a condição L01 mostrou a presença de poros associados à fusão na região de aquecimento, o que indica certa instabilidade da condição, por depender da volatilização da camada ablativa. Entretanto, é importante ressaltar que tal condição não apresentou prejuízos nas propriedades em fadiga, sendo a mais promissora.

6 SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS

Baseado nos resultados deste estudo, serão sugeridas a seguir, propostas para trabalhos futuros, visando responder questões levantadas ou dar continuidade ao estudo:

- Analisar o efeito do aquecimento a laser na propagação de trincas em corpos de prova do tipo M(T) da liga 2198;
- Avaliar o efeito de razões de carregamento inferiores a 0,1, incluindo valores negativos na técnica de aquecimento a laser;
- Avaliar o efeito de um carregamento de amplitude variável na técnica de aquecimento a laser;
- Analisar o comportamento do espaçamento entre estrias de fadiga para regiões anteriores à primeira linha de aquecimento.
- Estudar o comportamento em fadiga de corpos de prova apresentando um número maior de linhas de aquecimento;
- Estudar o comportamento de tensões residuais para as condições L10 e L01;
- Avaliar o efeito da aplicação das linhas de aquecimento após a nucleação de uma trinca, além do tamanho ideal de trinca para a aplicação;
- Investigar o comportamento de deformação à frente da trinca associado ao crescimento desta para os diferentes tratamentos a laser, por meio de ensaios instrumentados.

REFERÊNCIAS

ADIB, A. M. L.; BAPTISTA, C. A. R. P. An Exponential Equation of Fatigue Crack Growth in Titanium. **Materials Science and Engineering A**, v.452-453, p.321-325, 2007.

ALEXOPOULOS, N. D. *et al.* Fatigue behavior of the aeronautical Al – Li (2198) aluminum alloy under constant amplitude loading. **International Journal of Fatigue**, v. 56, p. 95–105, 2013.

ASM HANDBOOK. **Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials**, ASM International, 1990. v.2. 3470p., ISBN 0-87170-378-5.

ASTM E647–13. Standard Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates. 50p. **American Society for Testing and Materials**, 2014. p. 1–50.

ASTM E384-17, Standard Test Method for Microindentation Hardness of Materials. West Conchohocken: **ASTM International**, 2017. 40p.

BAHADUR, A. *et al.* Development and comparison of residual stress measurement on welds by various methods. **Materials Science and Technology**, v. 0836, p. 261–269, 2013.

BANNANTINE, J. A.; COMER, J. J.; HANDROCK, J. L. **Fundamentals of Metal Fatigue Analysis**. Englewood Cliffs, NJ: Prentice Hall, 1990.

BAPTISTA, C. A. R. P.; ADIB, A. M. L.; TORRES, M. A. S.; PASTOUKHOV, V. A. Describing fatigue crack growth and load ratio effects in Al2524 T3 alloy with an enhanced exponential model. **Mechanics of Materials**, v.51, p.66-73, 2012.

BAPTISTA, C. A. R. P. et al. Fatigue crack growth behavior of laser-shock processed aluminum alloy 2024-T3. **Procedia Structural Integrity**, v. 17, p. 324–330, 2019.

BAPTISTA, C. A. R. P.; PASTOUKHOV, V. A. A Damage Accumulation Model of Fatigue Crack Growth in Titanium. **Journal of the Mechanical Behavior of Materials**, v. 14, n. 2–3, p. 73–86, 2003.

BENEDETTI, M. *et al.* Reverse bending fatigue of shot peened 7075-T651 aluminium alloy : The role of residual stress relaxation. **International Journal of Fatigue**, v. 31, n. 8–9, p. 1225–1236, 2009.

BOMBARDIER. **Building Aircraft Innovation with Advanced Materials - Uniting**

Aviation. Disponível em: <https://unitingaviation.com/news/general-interest/building-aircraft-innovation-with-advanced-materials/>. Acesso em: 14 abr. 2021.

BRAGA, V. **Análise do processo de soldagem a laser em chapas de aço avançado de alta resistência com efeito TWIP.** 2019. 82f. Dissertação (Mestrado em Ciências e Tecnologias Espaciais) - Instituto Tecnológico de Aeronáutica, São José dos Campos, 2019.

BROEK, D. **Elementary Engineering Fracture Mechanics.** 3rd ed. The Hague: Martinus Nijhoff Publishers, 1982.

CHEN, D. L.; CHATURVEDI, M. C. Near-threshold fatigue crack growth behavior of 2195 aluminum-lithium-alloy-prediction of crack propagation direction and influence of stress ratio. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 31, n. 6, p. 1531–1541, 2000.

CUNHA, M. C.; LIMA, M. S. F. The influence of laser surface treatment on the fatigue crack growth of AA 2024-T3 aluminum alloy alclad sheet. **Surface & Coatings Technology**, v. 329, p. 244–249, 2017.

CUNHA, M. C. **Tratamento superficial a laser para modificação da velocidade de propagação de trincas por fadiga em ligas de alumínio aeronáutico.** 2018. 143f. Tese (Doutorado em Ciências e Tecnologias Espaciais) - Instituto Tecnológico de Aeronáutica, São José dos Campos, 2018.

DITTRICH, D. *et al.* Laser beam welding of hard to weld Al alloys for a regional aircraft fuselage design- First results. **Physics Procedia**, v. 12, pt.1, p. 113–122, 2011.

DOWLING, N. E. **Mechanical Behavior of Materials: Engineering Methods for Deformation, Fracture and Fatigue.** 4. ed. Harlow: Pearson, 2013.

DURSUN, T.; SOUTIS, C. Recent developments in advanced aircraft aluminium alloys. **Materials and Design**, v. 56, p. 862–871, 2014.

ELBER, W. the Significance of Fatigue Crack Closure. **ASTM Special Technical Publication**, p. 230–242, 1971.

ELIJAH, K.-A. **Principles of Laser Material Processing.** 1st ed. New Jersey: John Wiley & Sons, Inc., 2009.

EXAMILIOTI, T. N. *et al.* On the influence of laser beam welding parameters for autogenous AA2198 welded joints. **International Journal of Advanced Manufacturing**

Technology, v. 110, n. 7–8, p. 2079–2092, 2020.

FITZPATRICK, M. E.; LODINI, A. **Analysis of Residual Stress by Diffraction using Neutron and Synchrotron Radiation**. London: Taylor & Francis, 2003.

GAMBONI, O. C. **Estudo do efeito do ambiente no comportamento em fadiga de novas ligas de ‘Al’ de grau aeronáutico**. 2011. 164f. Dissertação (Mestrado) – Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, São Carlos, 2011.

GRIFFITH, A. The phenomenon of rupture and flow in solid Philos. **TransR Soc London Ser A**, v. 221, p. 168-198, 1920.

GROTH, A. *et al.* Design of local heat treatment for crack retardation in aluminium alloys. **Procedia Engineering**, v. 114, p. 271–276, 2015.

HALLSTEDT, B.; Kim, O. Thermodynamic assessment of the Al–Li system. **International Journal of Materials Research**, v. 98, n. 10, p. 961-969, 2007. Disponível em: <https://doi.org/10.3139/146.101553>. Acesso em: 07 abr. 2021.

HIGASHI, A. L. C. **Soldagem de uma liga alumínio-cobre-lítio utilizando laser a fibra**. 2011. 106f. Dissertação (Mestrado) – Instituto Tecnológico de Aeronáutica, São José dos Campos, 2011.

HUANG, Y. *et al.* Improving the fatigue life of 2297-T87 aluminum-lithium alloy lugs by cold expansion, interference fitting, and their combination. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 249, p. 67–77, Jun. 2017.

ION, J. C. **Laser Processing of Engineering Materials**. 1. ed. [s.l.] Elsevier Butterworth-Heinemann, 2005.

IRIZALP, S. G. *et al.* Pulsed Nd: YAG laser shock processing effects on mechanical properties of 6061-T6 alloy. **Optics and Laser Technology**, v. 56, p. 273–277, 2014.

JONES, R.; MOLENT, L.; WALKER, K. Fatigue crack growth in a diverse range of materials. **International Journal of Fatigue**, v. 40, p. 43–50, 2012.

KUJAWSKI, D. ΔK_{eff} parameter under re-examination. **International Journal of Fatigue**, v. 25, p. 793–800, 2003.

LEE, Y.; PAN, J., HATHAWAY, R.; BARKEY, M. **Fatigue testing and analysis: theory and practice**. Burlington: Elsevier Butterworth – Heinemann, 2005.

MACIEL, C. I. S. **Estudo de fadiga e tenacidade de ligas de alumínio e alumínio-lítio soldadas por fricção-mistura (FSW) submetidas a atmosferas corrosivas e criogênicas.** 2018. 193f. Tese (Doutorado) – Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, São Carlos, 2018.

MARSH, G. **Airbus takes on Boeing with composite A350 XWB - Materials Today.** Disponível em: <https://www.materialstoday.com/composite-applications/features/airbus-takes-on-boeing-with-composite-a350-xwb/>. Acesso em: 15 abr. 2021.

MATTOS, J. D. **Aplicação de métodos estatísticos a análise de problemas de mecânica da fratura.** 2013. 119f. Dissertação (Mestrado em Ciências) - Instituto Tecnológico de Aeronáutica, São José dos Campos, 2013

MOLENT, L.; JONES, R. The influence of cyclic stress intensity threshold on fatigue life scatter. **International Journal of Fatigue**, v. 82, p. 748–756, 2016.

MORETO, J. A. **Estudo da corrosão e corrosão-fadiga em ligas de Al e Al-Li de Alta Resistência para Aplicação Aeronáutica.** 2012. 185f. Tese (Doutorado em Ciências e Engenharia de Materiais) - Universidade de São Paulo, São Carlos, 2012.

MORAITIS, G. A.; LABEAS, G. N. Residual stress and distortion calculation of laser beam welding for aluminum lap joints. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 198, p. 260–269, 2007.

MOSINYI, B. R.; BAKUCKAS, J. G.; AWERBUCH, J.; LAU, A. C.; TAN, T. M. Experimental and Analytical Characterization of Damage Growth in Fuselage Structure during Full-Scale Fatigue Testing. In: **INTERNATIONAL FATIGUE CONGRESS**, Atlanta, USA. Oxford: Elsevier, 2006. 9p. 1 CD-ROM.

NIGRELLI, V.; PASTA, S. Finite-element simulation of residual stress induced by split-sleeve cold-expansion process of holes. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 205, p. 290–296, 2008.

OKUMA, R. M. **Influência do formato do cordão de solda na vida em fadiga de rodas de caminhão utilizando o processo de soldagem Tandem-MIG.** 2014. 128f. Dissertação (Mestrado em Ciências) – Universidade de São Paulo, Escola de Engenharia de Lorena, Lorena, 2014.

PARIS, P.; ERDOGAN, F. A Critical Analysis of Crack Propagation Laws. **Journal of**

Basic Engineering, p.528-534, 1963

PARKER, E. R.; PARKER, W. J. **Method for reducing the fatigue crack growth rate of cracks in the aluminum alloy fuselage skin of an aircraft structure**. U.S. Patent n. 5,071,492, 10 dez. 1991.

PRASAD, N. E.; GOKHALE, A. A.; RAO, P. R. Mechanical Behaviour of Aluminium Alloys. **Sadhana**, v. 28, n. 1, p. 209–246, 2003.

PRASAD, N. E.; GOKHALE, A. A.; WANHILL, R. J. H. **Aluminum - Lithium Alloys: Processing, Properties and Applications**. Oxford: Elsevier Butterworth-Heinemann, 2014.

PRASAD, N. E.; WANHILL, R. J. H. **Aerospace Materials and Material Technologies**. 1. ed. Singapore: Springer, 2017.

RAJAN, R. *et al.* Trends in aluminium alloy development and their joining methods. **Reviews on Advanced Materials Science**, v. 44, n. 4, p. 383–397, 2016.

RIOJA, R. J.; LIU, J. The Evolution of Al-Li Base Products for Aerospace and Space Applications. **Metallurgical and materials transactions A**, v. 43, p. 3325–3337, Sept. 2012.

SADANANDA, K.; VASUDEVAN, A. K. Crack tip driving forces and crack growth representation under fatigue. **International Journal of Fatigue**, v.26, p.39-47, 2004.

SAE ASM. AMS 4413-2007-10: **Aluminum alloy, plate 2198-T851**. Aerospace material specification, 2007.

SCHNUBEL, D. **Laser heating as approach to retard fatigue crack growth in aircraft aluminium structures**. 2012. 116f. Ph. D. Thesis – Technischen Universität Hamburg-Harburg, Hamburg, 2012.

SCHNUBEL, D. *et al.* Retardation of fatigue crack growth in aircraft aluminium alloys via laser heating – Experimental proof of concept. **Materials Science & Engineering A**, v. 546, p. 8–14, 2012.

SHIUE, R. K. *et al.* The effect of residual thermal stresses on the fatigue crack growth of laser-surface-annealed AISI 304 stainless steel Part I: computer simulation. **Materials Science & Engineering A**, v. 364, p. 101–108, 2004.

SIEGMAN, A. E. **Lasers**. 1st ed. Sausalito: University Science Books, 1986.

SIQUEIRA, A. F.; BAPTISTA, C. A. R. P.; GUIMARÃES, O. L. C.; RUCKERT, C. O. F. T. Describing the total fatigue crack growth curves for aluminum alloys with an exponential equation. **Procedia Engineering**, v.2, p.1905-1914, 2010.

STARKE, E. A.; STALEY, J. T. **Application of modern aluminium alloys to aircraft**. [s.l.] Woodhead Publishing Limited, 2010.

STEEN, W. M.; MAZUMDER, J. **Laser Material Processing**. 4th ed. [s.l.] Springer, 2008.

STEPHENS, R. I.; FATEMI, A. **Metal Fatigue in Engineering**. 2nd ed. New York: John Wiley & Sons, Inc., 2001.

STICCHI, M. *et al.* Review of Residual Stress Modification Techniques for Extending the Fatigue Life of Metallic Aircraft Components. **Applied Mechanics Reviews**, v. 67, p. 1–9, Jan. 2015.

SUN, J. *et al.* A comparative study on welding temperature fields , residual stress distributions and deformations induced by laser beam welding and CO2 gas arc welding. **Materials and Design**, v. 63, p. 519–530, 2014.

SURESH, S. **Fatigue of Materials**. 2nd ed. New York: Cambridge University Press, 1998.

SVELTO, O. **Principals of Lasers**. 5th ed. New York: Springer, 2010.

TAVARES, S. M. O.; SANTOS, J. F.; CASTRO, P. M. S. T. DE. Friction stir welded joints of Al – Li Alloys for aeronautical applications : butt-joints and tailor welded blanks. **Theoretical and Applied Fracture Mechanics**, v. 65, p. 8–13, 2013.

TAMBOLI, D.; BARTER, S.; JONES, R. On the growth of cracks from etch pits and the scatter associated with them under a mini TWIST spectrum. **International Journal of Fatigue**, v.109, p.10-16, 2018.

TOPARLI, M. B.; SMYTH, N.; FITZPATRICK, M. E. Communication Effect of Treatment Area on Residual Stress and Fatigue in Laser Peened. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 48, n. 4, p. 1519–1523, 2017.

TSAY, L. W. *et al.* The use of laser surface-annealed treatment to retard fatigue crack growth of austenitic stainless steel. **Materials Science & Engineering A**, v. 384, p. 177–183, 2004.

TSIVOULAS, D.; PRANGNELL, P. B. The effect of Mn and Zr dispersoid-forming additions on recrystallization resistance in Al-Cu-Li AA2198 sheet. **Acta Materialia**, v. 77,

p. 1–16, 2014.

WANG, Q. Y. *et al.* Effect of inclusion on subsurface crack initiation and gigacycle fatigue strength. **International Journal of Fatigue**, v. 24, n. 12, p. 1269–1274, 2002.

WARREN, A. S. Developments and challenges for aluminum - A boeing perspective. **Mater Forum**, v. 28, p. 24–31, 2004.

WHITE MARTINS. **Soldagem do Alumínio e suas Ligas**. Informe Técnico, p. 2-6, 2002.

XIAO, R.; ZHANG, X. Problems and issues in laser beam welding of aluminum-lithium alloys. **Journal of Manufacturing Processes**, v. 16, n. 2, p. 166–175, 2014.

YEE, R. K.; SIDHU, K. S. Innovative laser heating methodology study for crack growth retardation in aircraft structures. **International Journal of Fatigue**, v. 27, p. 245–253, 2005.

ZAPATA, J.; TORO, M.; LÓPEZ, D. Residual stresses in friction stir dissimilar welding of aluminum alloys. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 229, p. 121–127, 2016.

ZHANG, X.; CHEN, Y.; HU, J. Recent advances in the development of aerospace materials. **Progress in Aerospace Sciences**, v. 97, p. 22–34, Jan. 2018.

ZHAO, T. *et al.* Hardness distribution and aging response associated with precipitation behavior in a laser pressure welded Al–Li alloy 2198. **Materials Science and Engineering A**, v. 808, p. 140946, Feb. 2021.

ZHAO, T. *et al.* Laser pressure welding of Al–Li alloy 2198: effect of welding parameters on fusion zone characteristics associated with mechanical properties. **High Temperature Materials and Processes**, v. 39, n. 1, p. 146–156, 2020.

ZHOU, W.; WU, N. Direct laser hardening of AISI 1020 steel under controlled gas atmosphere. **Surface and Coatings Technology**, v. 385, p. 125399, Jan. 2020.