

UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO
ESCOLA DE ENGENHARIA DE LORENA

FÁBIO CAVASSANI NOTZ

Investigação da influência do processo de soldagem GMAW na vida em
fadiga do aço ARBL LNE 380.

Lorena
2023

FÁBIO CAVASSANI NOTZ

Investigação da influência do processo de soldagem GMAW na vida em
fadiga do aço ARBL LNE 380.

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
2023

AUTORIZO A REPRODUÇÃO E DIVULGAÇÃO TOTAL OU PARCIAL DESTE TRABALHO, 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)

Notz, Fábio Cavassani

Investigação da Influência do Processo de Soldagem GMAW na Vida em Fadiga do Aço ARBL LNE 380 / Fábio Cavassani Notz; orientador Prof. Dr. Carlos Antonio Reis Pereira Baptista - Versão Corrigida. - Lorena, 2023.

168 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. 2023

1. Aço arbl. 2. Soldagem gmaw. 3. Vida em fadiga. 4. Strain Gage. 5. Fator de concentração de tensão dinâmica.. I. Título. II. Baptista, Prof. Dr. Carlos Antonio Reis Pereira , orient.

À minha esposa, família e amigos que me incentivaram e me proporcionaram segurança para a execução desse projeto.

AGRADECIMENTOS

Primeiramente a Deus que, pela fé em seus ensinamentos, me guia, me fortalece, me dá forças para seguir em frente e trilhar um caminho do bem.

À minha esposa Mariana pela paciência, sacrifício, amor e dedicação em me proporcionar paz e tranquilidade para que eu me dedicasse exclusivamente ao mestrado.

Ao meu pai Luiz Alberto e minha mãe Maria Madalena (*in memoriam*) por me proporcionarem o direito da educação e do conhecimento e me ensinarem que o estudo transforma as pessoas.

Aos meus irmãos Fabiano e Cintia pela compreensão da minha ausência durante todo esse período de estudo.

Ao meu professor e orientador Dr. Carlos Antonio Reis Pereira Baptista por acreditar nesse projeto, por todo apoio, paciência e compreensão em abdicar o seu momento de lazer com a família para me auxiliar e orientar meus estudos, sem contar todo o ensinamento que foi compartilhado.

Ao futuro Dr. e amigo de profissão, Cauê Pettermann Carvalho por me orientar e auxiliar nos ensaios fundamentais que foram realizados durante todas as etapas deste projeto.

Ao senhor Francisco de Paiva Reis por colaborar com a execução de atividades, das quais resultaram os dados dos ensaios de fadiga que são a base deste trabalho.

Aos familiares e amigos por me darem forças e me incentivarem a continuar.

Aos amigos do trabalho que me deram todo o suporte necessário e supriram minha ausência quando era preciso, para que eu me dedicasse ao mestrado.

À instituição EEL-USP por possibilitar a execução desse projeto provendo infraestrutura adequada para sua finalização.

Aos professores do programa PPGEM que dividiram seus conhecimentos e me proporcionaram elevar o nível dos debates acerca dos materiais.

A Volkswagen Caminhões e Ônibus por dar credibilidade e prover os recursos necessários para que esse projeto fosse executado.

“Sem dados, você é apenas uma pessoa qualquer com uma opinião”.

(William E. Deming)

RESUMO

NOTZ, F. C. **Investigação da Influência do Processo de Soldagem GMAW na Vida em Fadiga do Aço ARBL LNE 380**. 2023. 168p. Dissertação (Mestrado em Ciências) – Escola de Engenharia de Lorena, Universidade de São Paulo, Lorena, 2023.

A redução de massa, por meio de projetos inovadores, é um dos principais objetivos da indústria automotiva para contribuir com a redução de consumo de combustível. Em meio a isso, o processo de solda tem sido um aliado para a criação desses projetos. Em contrapartida, é conhecido que tal processo é deletério para a vida em fadiga do componente. No tocante ao material, destaca-se a utilização do LNE 380 por seu custo benefício e facilidade na conformabilidade e soldabilidade. Mesmo disponíveis na literatura, métodos para a estimativa de vida em fadiga dos aços, ainda são escassos estudos realizados com essa liga. Sendo assim, o trabalho visa obter uma curva de fadiga para o aço LNE 380 e compará-la com o efeito da solda. Para tal, foram definidos os parâmetros de soldagem, de acordo com a norma da Volkswagen Caminhões e Ônibus. Posteriormente foram confeccionados corpos de prova com juntas soldadas do tipo T com ângulo de 90°, bem como corpos de prova do material conforme recebido para a realização dos ensaios de fadiga. Os ensaios foram realizados sob carregamento axial de amplitude constante e razão $R = 0,1$. Para esta condição, as resistências à fadiga para 10^6 ciclos, em termos da tensão máxima, do metal base e das amostras soldadas foram de 400 e 296 MPa, respectivamente. A influência da solda representou uma redução de 35,13% na resistência à fadiga do material. A redução de vida em número de ciclos representou no mínimo 73%. Por meio da equação proposta por Morrow para o efeito da tensão média, calculou-se a curva de fadiga para $R = -1$. Com as curvas de fadiga de $R = -1$, foi possível comparar o fator de concentração de tensão dinâmica (K_f), por meio de dados disponíveis na literatura, da curva estimada com a ensaiada, encontrando um erro de 8,77% entre elas. Ademais, foram realizados ensaios com aquisição de dados empregando corpos de prova instrumentados com *strain gages* para avaliar a deformação nas regiões próximas às trincas, ao longo da vida em fadiga. Analisando os dados e comparando com as imagens de fractografia, percebeu-se uma possível nucleação de trinca no corpo de prova soldado com aproximadamente 20.000 ciclos, representando 9% da vida total obtida no ensaio.

Palavras-chave: Aço ARBL. Soldagem GMAW. Vida em fadiga. Strain gages. Fator de concentração de tensão dinâmica

ABSTRACT

NOTZ, F. C. **Investigation of the Influence of the GMAW Welding Process on the ARBL Steel LNE 380 Fatigue Life.** 2023. 168p. Dissertation (Master of Science) – Escola de Engenharia de Lorena, Universidade de São Paulo, Lorena, 2023.

Mass reduction, through projects innovation, is one of the main objectives in the automotive industry to contribute with fuel consumption reduction. In the middle of it, the weld process has been an ally for these projects creation. On the other hand, it is known that this process is deleterious to component fatigue life. with regard to the material, the LNE 380 is highlighted due to its cost-effectiveness and ease of formability and weldability. Even methods available in the literature to estimate steels fatigue life, there are still few studies carried out with this alloy. Therefore, the work aims to obtain a fatigue curve for the LNE 380 steel and compare it with the weld effects. For such, the welding parameters were defined, according to Volkswagen Caminhões e Ônibus standard. Posteriorly, they were made welded specimens joined T-type format gaskets with 90° angle and tested by axial load and constant amplitude with $R = 0,1$. For this condition, the fatigue resistance of 10^6 cycles in terms of maximum stress for the base steel and welded samples were estimated in 400 MPa and 296 MPa, respectively. The weld influence represented 35,13% reduction in the material fatigue limit. The reduction in useful life in number of cycles represented at least 73%. Through Morrow`s proposed equation for the mean stress effect, the fatigue curve was calculated for $R = -1$. With the $R = -1$ fatigue curves, it was possible to compare the dynamic stress concentration factor (K_f), through data available in the literature, of the tested curve with the calculated, presenting an error of 8,77% between both. Moreover, they were performed tests with data acquisition employing specimens instrumented with strain gages to evaluate the deformation in regions close to the cracks throughout the fatigue life. Analyzing the data and comparing it with the fractography images, it was verified a possible crack nucleation in the welded specimens with approximately 20.000 cycles, representing 9% of the total life obtained in the test.

Keywords: HSLA Steel. GMAW Welding. Fatigue life. Strain gages. Dynamic stress concentration factor.

LISTA DE FIGURAS

Figura 01 – Evolução histórica do aço para o setor automotivo.....	29
Figura 02 – Estudo de (a) distribuição de falhas de componentes automotivos e (b) distribuição das causas.....	31
Figura 03 – Posicionamento de (a) strain gages especiais para medição de tensão residual no pé da solda e (b) resultado comparativo com técnica de tratamento mecânico para solda..	32
Figura 04 – Esquema de classificação das ligas ferrosas	34
Figura 05 – Diagrama Ferro-Carbono	35
Figura 06 – Classificação dos aços através da composição e microestrutura.....	38
Figura 07 – Micrografias do aço LNE 380 via microscópio óptico com ampliação 500x, sendo a superfície longitudinal ao sentido de laminação.....	42
Figura 08 – Comparação do carregamento cíclico (a) sem tensão média e (b,c) com tensão média.....	43
Figura 09 – Comparação da curva S-N do Ti grau 2 conforme recebido e submetido à nitretação.....	44
Figura 10 – Efeito da tensão média compressiva na vida em fadiga do material.....	45
Figura 11 – Nucleação de trinca através de poros de solda.	47
Figura 12 – Estrias de fadiga.	48
Figura 13 – Crescimento de trinca sob efeito de diferentes razões de carregamento.....	49
Figura 14 – Superfície de fratura do CDP submetido a ensaio de fadiga.....	50
Figura 15 – Fatores do tamanho da amostra em função do diâmetro	53
Figura 16 – Geometria genérica para cálculo do Kt em junta soldada, tipo T.....	55
Figura 17 – Exemplo de um <i>staircase</i>	58
Figura 18 – Descrição da (a) poça de solda e (b) equipamento para soldagem GMAW ...	62
Figura 19 – Efeito do tipo de gás na poça de fusão	62
Figura 20 – Região da ZTA sobreposta no diagrama Fe-Fe ₃ C.....	64
Figura 21 – Comparativo de vida em fadiga com processo de tratamento por ressoldagem com TIG e soldagem por oscilação transversal	66

Figura 22 – Efeito da solda na resistência a fadiga.....	67
Figura 23 – Trincas por fadiga em junta soldada por filete. (a) crescimento da trinca pela raiz da solda; (b) crescimento da trinca pelo pé da solda.....	67
Figura 24 – Conjunto painel de controle e fonte de soldagem ESAB	71
Figura 25 – Desenho esquemático dos pontos de controle para aprovação do cordão de solda em juntas tipo “ T ”	73
Figura 26 – Cortadora metalográfica de precisão BUEHLER modelo IsoMet 1000	73
Figura 27 – Embutideira Panambra-Strues Termopress 2	74
Figura 28 - Lixadeira/politriz metalográfica Arotec AROPOL-2V.....	74
Figura 29 – Estereoscópio modelo Olympus LG PS-2.....	75
Figura 30 – Máquina de corte a laser modelo Trulaser 1030	76
Figura 31 – Corpos de prova apresentado como (a) desenho [mm] e (b) pós processo da máquina de corte	76
Figura 32 – Marcação superficial da face 2 durante confecção dos CDPs.....	77
Figura 33 – Microdurômetro da BUEHLER modelo MICROMET 2004.....	77
Figura 34 – Perfil de microdureza da (a) vista longitudinal e (b) face da região soldada ..	78
Figura 35 – Máquina universal de ensaios mecânicos EMIC modelo DL10000	79
Figura 36 – Corpos de prova para ensaio de tração	80
Figura 37 – Projetor de perfil PANTEC PJ3150	80
Figura 38 – Microscópio óptico Olympus BX61.....	84
Figura 39 – Preparação dos CDPs para o ensaio de fadiga axial.....	85
Figura 40 – Peças que compõem o (a) gabarito de solda e (b) desenho do dispositivo montado para uso	86
Figura 41 – Dimensões do posicionamento dos SGs no CDP do metal base	87
Figura 42 – Amostras do MB instrumentadas com 6 SGs, sendo (a) SGs 1, 2 e 3 na face 1 e (b) SGs 4, 5 e 6 na face 2	87
Figura 43 – Posicionamento dos SGs no CDP do metal soldado com ponto de solda	88

Figura 44 – Distância do centro do <i>grid</i> dos SGs em relação ao maior tamanho de w2 do cordão de solda, na condição de CDP de metal soldado com ponto	89
Figura 45 – Posicionamento dos SGs no CDP metal soldado sem ponto de solda	89
Figura 46 – Posicionamento dos SGs S10, S11 e S12 com centro do <i>grid</i> alinhado com a raiz da solda	90
Figura 47 – Amostras instrumentadas submetidas ao ensaio de fadiga.....	90
Figura 48 – Rugosímetro portátil Mitutoyo SJ-201.....	91
Figura 49 – Ilustração do perfil de análise da face 1, sem marca (a) e face 2, com marca (b)	91
Figura 50 – Comparativo das curvas S-N estimadas para o LNE-380 com valores de σ_u descrito em norma e σ_u resultante do ensaio de tração-deformação.....	94
Figura 51 – Seção transversal do CDP do metal soldado conforme ajustes do parâmetro 10, aumento de 8x.....	96
Figura 52 – Micrografia do MB conforme recebido, ampliado com 500x em microscópio óptico	97
Figura 53 – Micrografia da região de ZTA, ampliada com 50x em microscópio óptico ...	98
Figura 54 – Micrografia da ZF vista pelo metal de solda e pelo metal de adição de solda, ampliada com 500x em microscópio óptico	98
Figura 55 – Característica microestrutural típica da (a) seção transversal soldada a ponto por resistência ; (b) metal base (BM) ; (c) zona termicamente afetada (HAZ) ; e, (d) zona de fusão (FZ)	99
Figura 56 – Valores de microdureza vickers relacionados ao aço microligado LNE380 e material de adição representado em escala de cores.....	100
Figura 57 –Microdureza da face soldada, sendo (a) identificação das regiões e (b) dados coletados	101
Figura 58 –Microdureza da face soldada para os espaçamentos de (a) 1 mm, (b) 1,5 mm, (c) 4 mm e (d) 5 mm.....	101
Figura 59 – Esquema de posicionamento de (a) termopares para medição do ciclo térmico e (b) ciclo térmico produzido por cada sensor.....	102

Figura 60 - Perfil de indentação de microdureza ao longo da seção transversal da solda e resultado obtido.....	103
Figura 61 – Resultado do ensaio de microdureza de um CDP soldado.....	103
Figura 62 – Curva tensão-deformação de (a) engenharia e (b) verdadeira para o metal base, aço LNE380.	105
Figura 63 – Comparativo das curvas S-N da região de vida finita para o aço LNE 380 na condição de MB e metal soldado	107
Figura 64 – Comparativo de vida média entre as três condições de CDPs ensaiadas	109
Figura 65 – Região de nucleação e propagação de trinca para CDP de metal soldado sem ponto, ensaiado na tensão máxima de 460 MPa	109
Figura 66 – Comparativo das curvas S-N do aço LNE 380 na condição de MB, para $R = 0,1$ e $R = -1$	110
Figura 67 – Comparativo das curvas S-N do aço LNE 380 sob influência de solda, para $R = 0,1$ e $R = -1$	111
Figura 68 – Ensaio de fadiga por flexão rotativa do aço LNE 380.....	111
Figura 69 – Comparação entre curva média, de projeto e estimada, para o MB	112
Figura 70 – Curva de projeto para o MB sob influência de solda	113
Figura 71 – Comparação da região de nucleação da trinca por fadiga, ensaiado na tensão máxima de 440 MPa, sendo (a) extremidade da seção e (b) centro da seção de ensaio	114
Figura 72 – Cálculo de K_t e K_f em função do raio de entalhe	117
Figura 73 – Comparação da curva dos dados de aquisição dos SGs em relação a senoide de força simulada, em função do tempo	119
Figura 74 – Recomendação de posicionamento de SG para coleta de dados necessários para o cálculo da tensão de <i>hot spot</i> em cordão de solda, utilizando de dois (a) e três (b) sensores	120
Figura 75 – Aplicação da carga média para ensaio de fadiga de razão 0,1, com CDP do MB	121
Figura 76 – Deformação inicial em função da força média do ensaio.....	121
Figura 77 – Deformações máximas medidas por cada SG, no CDP do MB	122

Figura 78 – Deformações máximas e mínimas medidas por cada SG, no CDP do MB ..	123
Figura 79 – Comparativo dos primeiros 1.000 ciclos dos SGs S1 e S6, com (a) curvas sobrepostas e (b) curvas separadas	124
Figura 80 – Comparativo dos primeiros 1.000 ciclos dos SGs S2 e S5, com (a) curvas sobrepostas e (b) curvas separadas	125
Figura 81 – Comparativo dos primeiros 1.000 ciclos dos SGs S3 e S4, com (a) curvas sobrepostas e (b) curvas separadas	125
Figura 82 – Sinal da aquisição de dados dos pontos S1 a S6 para o CDP do MB	126
Figura 83 – Sinais de aquisição de dados do CDP instrumentado dos pontos (a) S1, (b) S2, (c) S3, (d) S4, (e) S5, (f),S6 e (g) detalhe da alteração da deformação média, na condição de MB	127
Figura 84 – Variação da deformação inicial dos SGs durante a aplicação pré-carga, na condição de metal soldado com ponto, sendo (a) sobreposição dos 12 SGs, (b) medidas acima do limite de escoamento e (c) medidas abaixo do limite de escoamento.....	128
Figura 85 – Curvas de histerese entre pares de SGs posicionados alinhados em faces e regiões opostas, referentes aos primeiros 1.000 ciclos do ensaio do metal soldado com ponto, sendo (a) extremidade direita, (b) centro e (c) extremidade esquerda.....	128
Figura 86 – Curvas de histerese dos SGs S2 e S5 posicionados em faces opostas, para os primeiros 1.000 ciclos do ensaio.....	130
Figura 87 – Curvas de histerese dos SGs S8 e S11 posicionados em faces opostas, para os primeiros 1.000 ciclos do ensaio.....	130
Figura 88 – Distribuição da deformação entre os SGs posicionados próximo ao cordão de solda, sendo (a) próximo de 500 ciclos e (b) acumulado de 1.000 ciclos	131
Figura 89 – Distribuição da deformação entre os SGs posicionados próximo ao ponto de solda, sendo (a) próximo de 500 ciclos e (b) acumulado de 1.000 ciclos	132
Figura 90 – Sinal da aquisição de dados dos SGs de S1 à S12 para o CDP do metal soldado	133
Figura 91 – CDP do metal soldado com ponto fraturado na ZTA, após ensaio de fadiga	134
Figura 92 – Aumento da deformação em S5 com estabilização de S2, para o mesmo número de ciclos	134

Figura 93 – Comparação da progressão da histerese dos pontos S2 e S5.....	135
Figura 94 – Correlação da fractografia com alteração da deformação medida pelo SG S5, com (a) fractografia da superfície de fratura e (b) dados da medição do CDP instrumentado	135
Figura 95 – Alteração da deformação medida pelos SGs próximo ao fim do ensaio, com (a) fractografia apresentando regiões de nervuras e (b) sinal de deformação dos SGs.....	136
Figura 96 – Ciclos finais medidos pelos SGs posicionados próximo ao cordão de solda	136
Figura 97 – Ciclos finais medidos pelos SGs posicionados próximo ao ponto de solda.	137
Figura 98 – Aplicação da carga média para ensaio de fadiga de $R = 0,1$, com CDP do metal soldado sem ponto.....	138
Figura 99 – Curvas de histerese entre pares de SGs posicionados alinhados em faces e regiões opostas, referente aos primeiros 1.000 ciclos do ensaio do metal soldado sem ponto, sendo (a) extremidade direita, (b) centro e (c) extremidade esquerda.	138
Figura 100 – Comparação da influência da temperatura nas regiões medidas pelos SGs S4 e S7.....	140
Figura 101 – Fratura do CDP soldado sem ponto de solda.....	141
Figura 102 – Sinal da aquisição de dados dos sensores de S1 até 12 para o metal soldado sem ponto	142
Figura 103 – Comparação da deformação dos pontos S1, S2, S6 e S7	142
Figura 104 – Progressão de histerese para (a) S1, (b) S2, (c) S6 e (d) S7	143
Figura 105 – Alteração do sinal de deformação dos sensores de S1 à S6 com 82% do ensaio concluído.....	144
Figura 106 – Alteração do sinal de deformação dos SGs S7 à S12 com 82% do ensaio concluído.....	144
Figura 107 – Ciclos finais de deformação medidos no ensaio de metal soldado sem ponto, sendo (a) SGs S1 à S6 e (b) SGs S7 à S12.....	145
Figura 108 – Superfície de fratura do MB, ampliada em 25x e ensaiado na tensão máxima de 400 MPa	146
Figura 109 – Região com nervuras indicando ponto de nucleação da trinca, com (a) ampliação de 130x e (b) ampliação de 250x.....	147

Figura 110 – Região de nucleação de trinca (a) ampliada em 500x, (b) em 2.000x, (c) e (d) em 5.000x.....	147
Figura 111 – Região de propagação de trinca do MB ensaiado a 400 MPa, com ampliação de (a) 250x, (b) 5.000x, (c) e (d) 10.000x.....	149
Figura 112 – Fratura final com presença de marcas oriundas dos últimos ciclos de fadiga	150
Figura 113 – Fratura final com presença de delaminação oriundas dos últimos ciclos de fadiga	150
Figura 114 – Superfície de fratura do metal soldado com cordão e ponto de solda, ampliada em 50x e ensaiado na tensão máxima de 350 MPa.....	151
Figura 115 – Indicação de nervuras na área de propagação da trinca, sendo (a) extremidade esquerda e (b) extremidade direita, ampliada em 200x e 140x, respectivamente	151
Figura 116 – Região de nucleação e propagação da trinca com indicação da (a) zona de porosidade e (b) poro de solda, ampliação de 1.000x e 5.000x, respectivamente	152
Figura 117 – Região de propagação com (a) trinca secundária, (b) e (c) microtrincas e (d) estrias de fadiga, ampliadas em 200x, 2.000x, 5.000x e 10.000x respectivamente.....	153
Figura 118 – Estrias de fadiga e trincas secundárias mostradas (a) no centro da seção transversal de ensaio e (b) próximo a região de fratura final, com ampliação de 10.000x	154
Figura 119 – Região de fratura final com <i>dimples</i> aparente, sendo (a) ampliação de 1.000x e (b) ampliação de 5.000x.....	154
Figura 120 – Interseção entre região de propagação de trinca e fratura final , com ampliação de 1.000x.....	155
Figura 121 – Superfície de fratura do metal soldado sem ponto de solda, ampliada em 25x e ensaiado na tensão máxima de 350 MPa	156
Figura 122 – Pontos de nucleação de trinca na superfície de fratura, com ampliações de (a) 140x, (b) 1.000x, (c) 2.000x e (d) 3.500x.....	156
Figura 123 – Superfície de fratura com indicações de trincas secundárias e estrias de fadiga, ampliadas em (a)5.000x e (b) 10.000x	158
Figura 124 – Região de fratura final com ampliação de (a) 1.000x e (b) 10.000x.....	158

LISTA DE TABELAS

Tabela 01 – Categoria dos aços.....	39
Tabela 02 – Fatores para estimativa de σ_{1000}	51
Tabela 03 – Fatores de confiabilidade (Cr).....	51
Tabela 04 – Relação σ_{be} x σ_u para diferentes materiais.....	52
Tabela 05 – Parâmetros para cálculo do fator <i>CS</i>	53
Tabela 06 – Fator de carregamento, <i>CL</i>	54
Tabela 07 – Número de amostras para ensaio de fadiga.....	57
Tabela 08 – Fatores aproximados para os limites de tolerância de Owen	59
Tabela 09 – Propriedades mecânicas aço LNE 380.....	69
Tabela 10 – Composição química (% em peso) do aço microligado LNE 380 de acordo com a norma.....	70
Tabela 11 – Composição química (% em peso) do aço LNE 380 conforme recebido	70
Tabela 12 – Diferentes parâmetros para ajuste do painel de controle de solda.	72
Tabela 13 – Níveis de tensão para ensaio de fadiga com $R = 0,1$	94
Tabela 14 – Pontos de controle de solda conforme norma VWCO	97
Tabela 15 – Propriedades do aço LNE 380 para a curva tensão-deformação de engenharia	104
Tabela 16 – Propriedades do aço LNE 380 para a curva tensão-deformação verdadeira.	105
Tabela 17 – Propriedades relacionadas à energia absorvida durante a deformação para o aço LNE 380.....	106
Tabela 18 – Valores para a rugosidade média de cada face do CDP.....	106
Tabela 19 – Comprimento final dos corpos de prova do MB após ensaio de fadiga.....	108
Tabela 20 – Resultado do ensaio de fadiga para amostras soldadas sem ponto, com $R = 0,1$	108
Tabela 21 – Comparação da região de nucleação da trinca por fadiga, quanto à região e face da falha.....	114

Tabela 22 – Constatação de falha por região de solda.....	115
Tabela 23 – Dimensionamento da solda para cálculo de Kt	116
Tabela 26 – Ciclos de ensaio das amostras instrumentadas.....	119
Tabela 27 –Tensão calculada para o ciclo 100 do ensaio de fadiga, no CDP do MB	122
Tabela 28 –Amplitude de tensão para o ciclo100 do ensaio de fadiga, no CDP do MB ..	123
Tabela 29 – Amplitude de deformação dos primeiros 1.000 ciclos medidos pelos SGs de S1 à S12, para metal soldado com ponto	132
Tabela 30 – Amplitude de deformação dos primeiros 1.000 ciclos medidos pelos SGs S1 e S12, para metal soldado sem ponto	140

LISTA DE SIGLAS

A.H.S.S	<i>Advanced High Strength Steels / Aços Avançados de Alta Resistência</i>
ABNT	Associação Brasileira de Normas Técnicas
ARBL	Alta Resistência Baixa Liga
ASTM	<i>AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS</i>
AW	<i>As weld</i>
AWS	<i>American Welding Society</i>
CDP	corpo de prova
Curva S-N	Curva tensão x número de ciclos
DEMAR	Departamento de materiais
EEL	Escola de Engenharia de Lorena
EVC	Engenharia do Veículo Completo
GMAW	<i>Gas Metal Arc Welding</i>
HSLA	<i>High Strength Low Alloy</i>
HFMI	<i>High Frequency Mechanical Impact</i>
IIW	<i>International Insitute of Welding</i>
LNE	Família de aços comerciais
MB	metal base
MFLE	Mecânica de Fratura Linear Elástica
MIG	<i>Metal Inert Gas</i>
R95C90	Curva de projeto com 95% de confiabilidade 90% de nível de confiança
SG	Sensor de medição de deformação denominado <i>strain gage</i>
USP	Universidade São Paulo
VWCO	Volkswagen Caminhões e Ônibus
ZF	zona fundida
ZTA	zona termicamente afetada

LISTA DE SÍMBOLOS

A_0	área inicial
A_f	área final
Δ_l	variação de comprimento
μm	micrometro
A	ampere
Ar	Argônio
b,k	coeficiente de inclinação da curva S-N de fadiga
C	Carbono
CCC	Estrutura Cúbica de Corpo Centrado
C_d	fator de tamanho de amostra
CFC	Estrutura Cúbica de Face Centrada
C_L	fator para tipo de carregamento
CO ₂	Gás Carbônico
C_r	fator de confiabilidade para cálculo de fadiga
C_s	fator de acabamento superficial
E	módulo de elasticidade do material
$\tilde{\epsilon}$	deformação verdadeira
ϵ	deformação
f	frequência
$F_{\text{amplitude}}$	Amplitude de força
Fe ₃ C	Cementita
$F_{\text{média}}$	força média
GF	<i>gage factor</i> , valor de calibração dos <i>strain gages</i>
He	Hélio
HV	microdureza Vickers
K	intensidade de tensão
Kc	tenacidade a fratura do material
Kt	concentrador de tensão
Kf	concentrador de tensão de fadiga
L_0	comprimento inicial
L_f	comprimento final
n	encruamento
Nb	Nióbio

N_f	número de ciclos para falha
P	força
q	sensibilidade ao entalhe
R	razão de carregamento
R_a	denominação para rugosidade média aritmética
$\%RA$	redução de área
t	tempo
Ti	Titânio
V	Vanádio
v	volt
w_2	distância de perna de solda, conforme norma interna da VWCO
$\alpha\text{-Fe}$	ferrita ou Ferro Alfa
$\delta\text{-Fe}$	ferro delta
σ	tensão nominal
$\tilde{\sigma}$	tensão verdadeira
$\tilde{\sigma}_{ruptura}$	tensão de ruptura verdadeira
σ_{1000}	valor de tensão para 1000 ciclos apresentado na curva S-N
σ_a	amplitude de carregamento
σ_{ar}	amplitude de tensão reversa
σ_{be}	resistência à de fadiga por flexão
σ_e	limite de escoamento do material
σ_f	resistência à fadiga do material
σ^f	coeficiente de resistência a fadiga
σ_m	tensão média
σ_{max}	tensão máxima aplicada
σ_{min}	tensão mínima aplicada
$\sigma_{ruptura}$	tensão de ruptura
σ_u	limite de resistência à tração
ES	eficiência térmica
I	corrente elétrica
n	rendimento térmico
v	tensão elétrica
vel	velocidade de avanço do elemento de solda

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO.....	29
2 OBJETIVOS.....	33
2.1 Objetivos Específicos	33
3 REVISÃO DA LITERATURA.....	34
3.1 Ligas Metálicas	34
3.2 Diagrama Fe-C.....	35
3.2.1 Ferrita.....	36
3.2.2 Austenita	36
3.2.3 Cementita	37
3.2.4 Perlita	37
3.3 Aço.....	37
3.3.1 Aços ARBL.....	39
3.3.2 Aços Microligados	41
3.4 Fadiga de materiais metálicos	42
3.4.1 Fadiga controlada por tensão – Curvas S-N	44
3.4.2 Efeito da tensão média na vida em fadiga	45
3.4.3 Mecanismo de falha por fadiga.....	46
3.4.3.1 Estágio de nucleação da trinca.....	46
3.4.3.2 Estágio de Propagação da trinca	47
3.4.3.2.1 Propagação por Corrosão.....	49
3.4.3.3 Fratura	49
3.4.4 Estimativa da curva S-N de um material	50
3.4.5 Fator de concentração de tensão estático (Kt)	54
3.4.6 Fator de concentração de tensão de fadiga (Kf)	56
3.4.7 Curva média do ensaio de fadiga	57

3.4.8 Curva de projeto R95C90	58
3.5 Processo de solda	60
3.5.1 Soldagem por <i>Gas Metal Arc Welding</i> (GMAW).....	61
3.5.1.1 Solda MIG (<i>Metal Inert Gas</i>).....	61
3.5.2 Propriedades da junta soldada pelo processo MIG	63
3.5.2.1 Conceito de ZTA e suas propriedades	63
3.5.3 Influência da Solda na Resistência à Fadiga	65
4 MATERIAL E MÉTODOS.....	69
4.1 Material	69
4.1.1 Aço Base Utilizado no Projeto.....	69
4.1.2 Especificação do Arame Sólido para Solda	70
4.2 Parâmetros de Soldagem.....	71
4.3 Preparação Metalográfica	73
4.4 Confecção dos Corpos De Prova	75
4.5 Ensaio de Microdureza <i>Vickers</i> (HV)	77
4.6 Ensaio de Tração	79
4.6.1 Curva Tensão-Deformação de Engenharia	81
4.6.2 Curva Tensão-Deformação Verdadeira	83
4.7 Caracterização Microestrutural	84
4.8 Preparação dos CDPS para Ensaio de Fadiga do metal Base	85
4.9 Preparação dos CDPS Submetidos ao Processo de Soldagem.....	85
4.10 Preparação dos CDPs Instrumentados	86
4.11 Rugosidade.....	91
4.12 Ensaio de Fadiga.....	92
4.13 Análise de Fratura	95
5 RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	96
5.1 Análise do Parâmetro de Solda	96

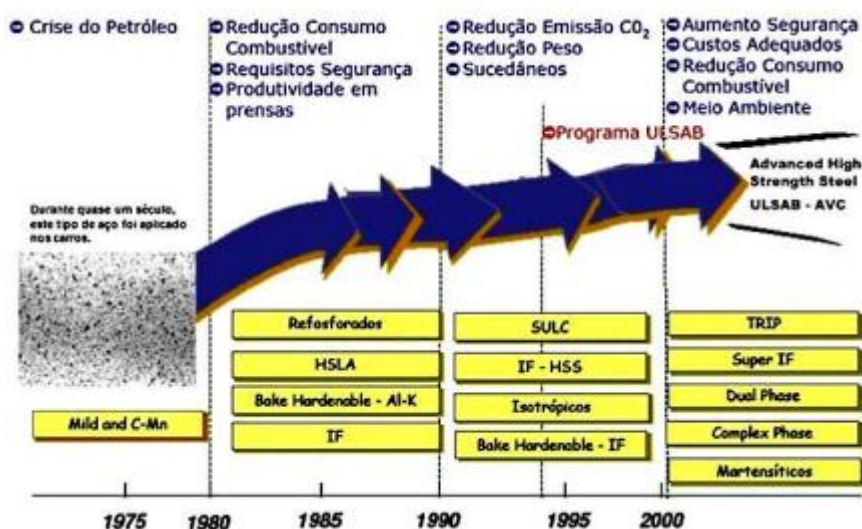
5.2	Análise Microestrutural	97
5.3	Análise de Microdureza (HV).....	100
5.3.1	Microdureza de perfil longitudinal	100
5.3.2	Microdureza da face do CDP.....	100
5.4	Análise do Ensaio de Tração	104
5.5	Rugosidade.....	106
5.6	Ensaio de Fadiga com $R = 0,1$	107
5.6.1	Curva de fadiga para $R = -1$	110
5.6.2	Curva de projeto R95C90 para $R = -1$	112
5.7	Análise das posições de nucleação da trinca.	113
5.8	Cálculo dos concentradores de tensão K_f e K_t	115
5.9	Análise dos CDPs instrumentados.....	118
5.9.1	Corpo de prova do metal base.....	120
5.9.2	Corpo de prova do metal soldado com cordão, com ponto de solda	127
5.9.3	Corpo de prova do metal soldado com cordão, sem ponto de solda.....	137
5.10	Análise de Fratura.....	146
5.10.1	Superfície de fratura do metal base.....	146
5.10.2	Superfície de fratura do metal soldado com cordão, com ponto de solda	151
5.10.3	Superfície de fratura do metal soldado com cordão, sem ponto de solda.....	155
6	CONCLUSÕES.....	159
7	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	163
	REFERÊNCIAS.....	164

1 INTRODUÇÃO

Ao avaliar os últimos anos de evolução do mercado automotivo, notou-se que os fabricantes têm buscado alternativas para a substituição do aço por materiais mais leves e resistentes, como alumínio, compósitos, polímeros, entre outros, a fim de obter vantagens ligadas à segurança, eficiência, economia em consumo de combustível, baixas emissões de carbono. Em adaptação a essas mudanças a indústria siderúrgica busca desenvolver aços de alta resistência e boa conformabilidade (KEELER; KIMCHI; MCONEY, 2017)

A migração de aços tradicionalmente utilizados para novos tipos de aço teve suas pesquisas impulsionadas pela crise do petróleo em meados da década de 70, onde gerou-se demanda de redução de massa dos veículos visando, por consequência, a redução de consumo de combustível (DINIZ; MORAIS, 2018). A figura 01 ilustra, em ordem cronológica, a evolução tecnológica do aço.

Figura 01 – Evolução histórica do aço para o setor automotivo



Fonte: (MARRA, 2008 ¹apud DINIZ; MORAIS, 2018)

Dentre os grupos apresentados na figura 1, os aços de Alta Resistência Baixa Liga (ARBL) traduzidos do inglês *High Strength Low Alloy* (HSLA) vêm apresentado notoriedade no setor automotivo, para confecção de peças e, no setor petrolífero, para a confecção de tubos (OSHIRO, 2013; REIP; SHANMUGAM; MISRA, 2006).

¹ MARRA, K. M. **Aços Dual Phase da Usiminas: Características e Potencial de Aplicação em Veículos Automotores**. In: CONGRESSO ANUAL DA ABM, 63., 2008.

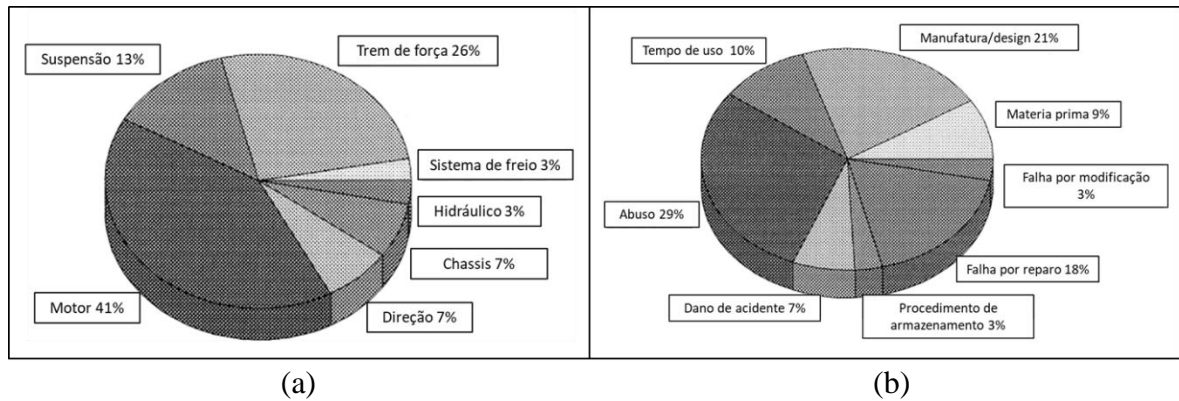
Os aços ARBL destacam-se por seu custo-benefício e por apresentarem boas propriedades mecânicas, conformabilidade e soldabilidade (ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS, 2016). Entretanto, as maiores ocorrências de falhas não estão ligadas a carregamentos estáticos, mas às tensões cíclicas que acarretam em falhas por fadiga (NORTON, 2013).

Nos últimos 30 anos, constantes mudanças vêm acontecendo na indústria automotiva, desde a mudança no oligopólio automobilístico até os dias atuais, que as empresas se empenham no desenvolvimento de tecnologias automobilísticas avançadas (CARVALHO, 2008). Em paralelo a essas mudanças, os processos de soldagem e afins também entraram em uso industrial. Suas variações vêm sendo postas em prática de tempos em tempos (NADKAMI, 2018).

Com a evolução dos aços e processos de soldagem, peças antes feitas em aço forjado puderam ser redesenhadas, confeccionadas em chapas de aço conformado e unidas por meio do processo de solda. Entretanto, existe um certo receio em fabricar componentes submetidos a esse processo em relação a resistência à fadiga. Um estudo apresentado por Duchet *et al.* (2019) mostrou a preocupação na vida em fadiga quando alterado o material de um componente atrelado ao processo de soldagem, visto que diversas amostras foram submetidas a ensaios de fadiga com diferentes tipos de solda, a fim de identificar qual seria a melhor solução. Godefroid, Faria, Cândido e Araujo (2014) também conduziram um estudo com braço de suspensão de automóveis, ainda na fase de projetos, para realização de teste de fadiga com o intuito de evitar e garantir que falhas prematuras e riscos de acidentes com automóveis não ocorressem durante a utilização do veículo.

Para Heyes (1998), quaisquer falhas de componentes automotivos, durante a sua vida útil, afetam diretamente o usuário independente da forma que se apresentará: em peças de baixo risco sendo apenas um incômodo que pode ser solucionado pela troca do componente, ou em peças críticas do veículo que põem em risco a vida do condutor, podendo ser causa de acidentes ou até mesmo de perda da vida. Em seu artigo, Heyes (1998) apresentou uma análise baseada em 70 falhas de componentes mostrando sua distribuição das falhas e o fenômeno causador. A figura 02 ilustra a divisão dos sistemas e distribuição das causas.

Figura 02 – Estudo de (a) distribuição de falhas de componentes automotivos e (b) distribuição das causas

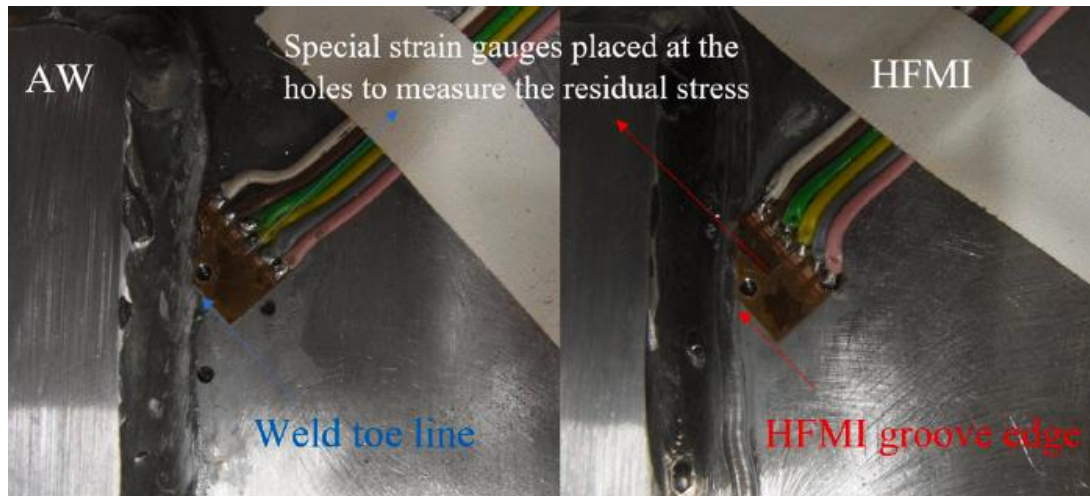


Fonte: (HEYES, 1998)

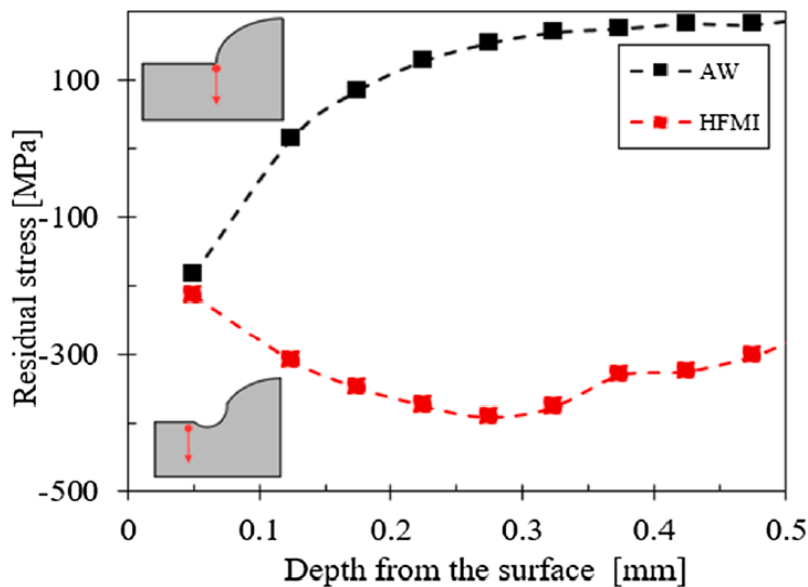
No total, os estudos de Heyes (1998) mostraram que, em 30% dos casos, as falhas estão ligadas diretamente ao fabricante, sendo 21% em manufatura e design, e 9% por matéria prima. Heyes (1998) também analisou em detalhes quatro casos de falhas, dos quais dois ocorreram em componente de motor (sede de válvulas e virabrequim), um de suspensão (barra de torção) e um relacionado à transmissão (eixo da transmissão). Em todos os estudos apresentados, concluiu-se que as falhas ocorreram pelo fenômeno da fadiga, embora a causa raiz do problema nem sempre estivesse atrelada a erros de projeto.

Mesmo disponível na literatura estudos para estimativa de resistência à fadiga do material (LEE *et al.*, 2005, BUDYNAS; NISBETT, 2011; NORTON, 2013) e informações de fatores de concentração de tensão nas soldas baseados em elementos finitos (MÉNDEZ *et al.*, 2017), a avaliação desses efeitos de união soldadas de forma experimental é de suma importância na busca por respostas que possam auxiliar engenheiros da indústria no desenvolvimento de componentes sob medida, além de incitar a academia à novas pesquisas sobre o assunto. A figura 03 mostra a preocupação que Al-Karawi, Polach e Al-Emrani (2021) tiveram em medir a tensão residual por meio da instrumentação de um corpo de prova (CDP) soldado, com o uso de *strain gages* especiais, e compará-los a métodos que propõem tratamento mecânico para juntas soldadas.

Figura 03 – Posicionamento de (a) strain gages especiais para medição de tensão residual no pé da solda e (b) resultado comparativo com técnica de tratamento mecânico para solda



(a)



(b)

Fonte: (AL-KARAWI; POLACH; AL-EMRANI, 2021)

O projeto em questão visa analisar a influência do processo de solda *Gas Metal Arc Welding* (GMAW) na vida em fadiga do aço LNE 380 fabricado por meio do processo de laminação a quente e que faz parte da família de aços comercialmente utilizados em componentes automotivos. Inicialmente, foram realizados estudos de parâmetros de solda, considerando a validação de tais parâmetros pela norma da Volkswagen Caminhões e Ônibus (VWCO), ensaios de microdureza com diferentes perfis, levantamento das propriedades monotônicas do material, realização de ensaios de fadiga axial com corpos de prova (CDP) do metal base (MB) conforme recebido e sob influência da solda, aquisição de dados com CDPs instrumentados e análises de fratura.

2 OBJETIVOS

O trabalho proposto tem por objetivo principal estudar, de forma experimental, a vida em fadiga do aço ARBL grau LNE 380 submetido ao processo manual de soldagem GMAW, a fim de utilizar as curvas S-N ensaiadas como parâmetros para cálculos de estimativa de vida em componentes automotivos.

2.1 OBJETIVOS ESPECÍFICOS

De acordo com o objetivo geral proposto, os seguintes objetivos específicos foram traçados para o projeto:

- Determinação dos parâmetros (corrente, tensão, velocidade de alimentação do arame) adequados para o processo de solda GMAW para obtenção de juntas de ângulo 90° em filete, em chapas do aço LNE 380 com 3 mm de espessura;
- Avaliar a resistência à fadiga do LNE 380 por meio de ensaios de fadiga axial com carregamento de amplitude constante e $R = 0,1$, obtendo-se a curva de Wöhler (S-N) na faixa de 10^4 a 10^6 ciclos;
- Estudar a resistência à fadiga do LNE 380 quando submetido ao processo de soldagem manual GMAW por meio de ensaio de fadiga axial sob carregamento de amplitude constante em corpos de prova contendo juntas de ângulo 90° em filete, com posicionamento T comparando os resultados com a curva S/N do material-base;
- Considerar os corpos de prova soldados prontos para a realização do ensaio de fadiga logo após serem confeccionados, uma vez que não se faz necessário a realização do processo de usinagem para descarte da região de início e fim de solda, buscando assim extrair informações que sejam representativas a um processo de soldagem de uma peça real.
- Instrumentar corpos de prova com *strain gages* (SG) visando avaliar a distribuição das deformações nas proximidades da junta soldada e sua evolução ao longo de um ensaio de fadiga.

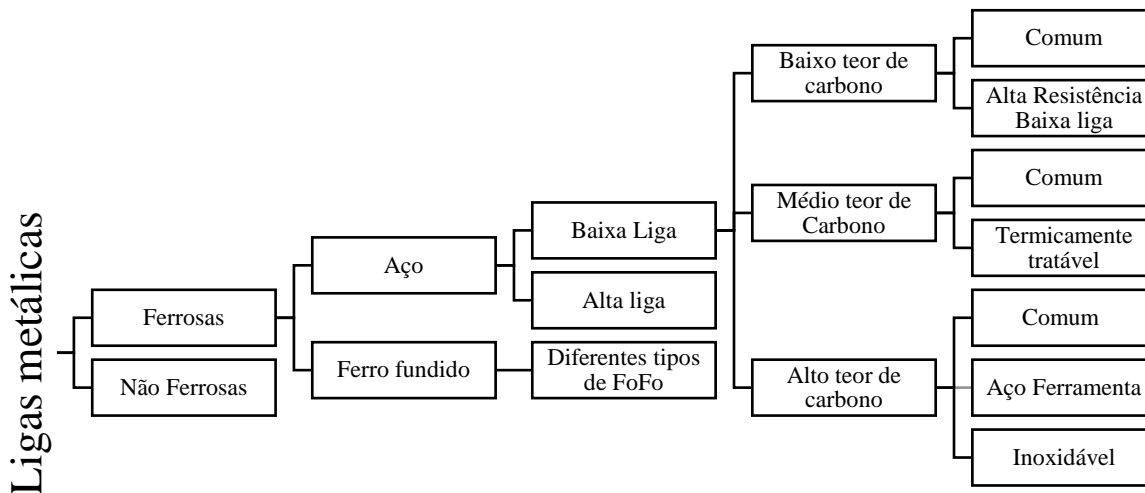
3 REVISÃO DA LITERATURA

3.1 LIGAS METÁLICAS

Ligas metálicas são formadas por dois ou mais elementos, obedecendo à regra que ao menos um dos elementos seja classificado como metal. As ligas metálicas possuem, de um modo em geral, propriedades que são de grande interesse industrial e dos demais consumidores (GASIK, 2013).

Em virtude de suas composições, as ligas metálicas são divididas em ligas ferrosas e ligas não ferrosas. As ligas ferrosas são aquelas cujo principal constituinte é o ferro enquanto as ligas não ferrosas são as ligas que não são baseadas nesse elemento químico (CALLISTER JR; RESTHWISCH, 2012). A figura 04 mostra o esquema de classificação para as diferentes ligas ferrosas:

Figura 04 – Esquema de classificação das ligas ferrosas



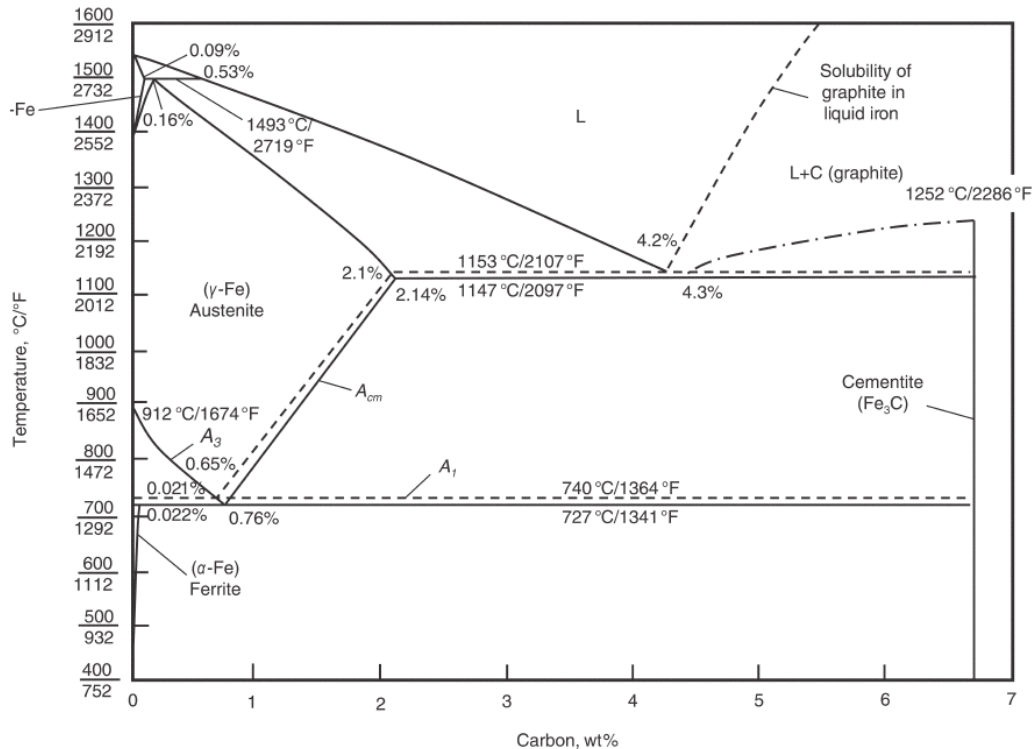
Fonte: (adaptado pelo autor de CALLISTER JR; RESTHWISCH, 2012, p.336)

As ligas ferrosas e suas derivações têm ampla importância na construção de materiais de engenharia. Seu uso resulta de fatores que combinam versatilidade da produção de ligas com diferentes propriedades físicas e mecânicas, abundância do elemento na natureza e custo relativamente baixo de fabricação (CALLISTER JR; RESTHWISCH, 2012).

3.2 DIAGRAMA FE-C

O entendimento básico dos aços começa na avaliação do diagrama de fases da liga Fe-C. A figura 05 mostra o diagrama proposto por Massalski² *et al.* (1990 apud CAMPBELL, 2012, p.145).

Figura 05 – Diagrama Ferro-Carbono



Fonte: (MASSALSKI *et al.* 1990, apud CAMPBELL, 2012, p.145).

As linhas tracejadas representam o diagrama de Ferro-grafita. É possível visualizar no diagrama no eixo das ordenadas os valores de temperatura e, nas abcissas, a composição (% em peso) relativa ao Ferro (Fe) e ao Carbetto de Ferro (ou cementita, Fe₃C). À esquerda, temos a representação do Fe em sua porcentagem máxima, enquanto à direita temos a representação do composto intermediário Fe₃C. A parte do digrama referente ao *range* de composição acima de 6,7 de C (grafita pura) não é representada uma vez que o aço e o ferro fundido não possuem mais que 6,7% em peso de carbono, não sendo usual a apresentação no diagrama contendo concentrações maiores para esse elemento. Mesmo assim, por conveniência, o diagrama é expresso em % em peso carbono ao invés de % em peso do Fe₃C.

² MASSALSKI, T. B.; OKAMOTO, H., SUBRAMANIAN, P. R.; KACPRZAK, L. **Binary Alloy Phase Diagrams**, 2nd ed., ASM International, 1990.

Contudo, entende-se que 6,7 % em peso de carbono corresponde a 100 % de Fe₃C (CAMPBELL, 2012).

Os aços podem ser classificados como de baixo carbono com concentrações < 0,3% em peso; médio carbono com concentrações de carbono variando de 0,3-0,7 % em peso e de alto carbono com concentrações entre 0,7-1,7 % em peso (SMALLMAN; BISHOP, 1999). Muitos outros elementos podem ser adicionados aos elementos ferro e carbono para a produção do aço, tais como o magnésio, níquel, cromo e molibdênio que possuem a função de estabilizadores e formadores de carbonetos (ASM, 2004).

Em uma análise mais detalhada do diagrama, é possível observar que existem diversas transformações de fases possíveis para o aquecimento e resfriamento do aço, considerando as condições de equilíbrio. Com interesse baseado no aço a ser estudado e no propósito do entendimento de sua microestrutura, as fases austenita, ferrita, cementita bem como o microconstituente perlita serão abordados em seguida.

3.2.1 Ferrita

A ferrita, ou ferro alfa (α -Fe) é o nome dado à fase cristalina cúbica de corpo centrado (CCC) da solução sólida de ferro, com baixa solubilidade de carbono de 0,0218 %, encontrada até a temperatura de 912°C. Após essa temperatura, ocorre a alteração de fase do ferro passando para estrutura cúbica de face centrada (CFC), na fase austenita. Elevando a temperatura acima de 1394°C, ocorre novamente a transformação do Fe, retornando a estrutura CCC, sendo nomeada então como ferro delta (δ -Fe). Responsável por conferir ao aço uma boa ductilidade e conformabilidade, a ferrita é encontrada como a principal fase nos aços (ASM, 2004).

3.2.2 Austenita

A austenita (ou ferro gama) é uma fase sólida e possui estrutura cristalina CFC. O início da fase, considerando o ferro puro, ocorre a 912°C. Com a mistura de carbono em sua composição, na proporção de 0,76 % em peso, sua fase inicia-se na temperatura de 727°C. Nessa fase, é possível admitir até 2.14 % em peso de carbono (C) na composição, sendo esse totalmente solúvel a uma temperatura de 1147°C. Caso haja qualquer alteração, seja na composição ou temperatura, ocorrerá a transformação de fase (CAMPBELL, 2012).

Essa fase é a base do ferro carbono, tanto para tratamentos térmicos quanto para trabalhabilidade a quente, uma vez que através do controle de resfriamento, é possível obter diferentes microestruturas capazes de alterar as propriedades mecânicas do aço (ASM, 2004).

3.2.3 Cementita

A cementita ou carboneto de ferro (Fe_3C) é constituída de 6,67 % em peso de carbono e 93,33 % em peso de ferro. Com estrutura cristalina ortorrômbica, é dura, frágil e possui interfaces favoráveis à iniciação e propagação de trincas. É responsável por conferir, ao aço, dureza e resistência mecânica (ASM, 2004).

3.2.4 Perlita

A perlita é um constituinte formado pelas fases ferrita e cementita quando a temperatura do composto atinge valores abaixo do patamar eutetóide, nesse caso, abaixo de 727°C considerando a extração de calor de forma lenta. Possui características lamelares intercalando com matriz ferrítica. Podem ser classificadas de acordo com o espaçamento entre a ferrita e a cementita, a depender do tempo e da temperatura de estabilização das fases (ASM, 2004).

3.3 AÇO

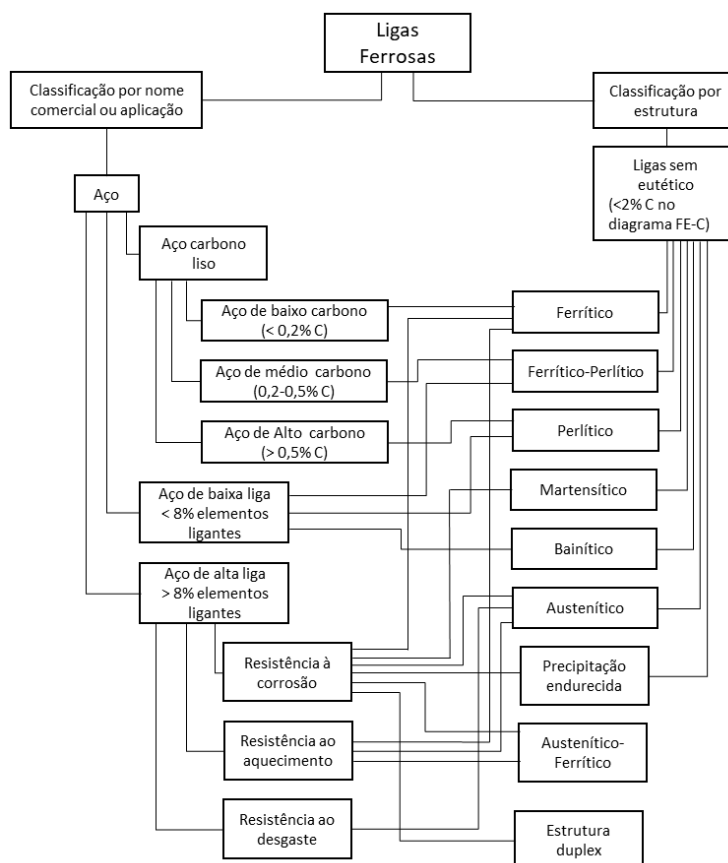
Atualmente, o aço continua sendo a principal matéria-prima para a fabricação de automóveis (KEELER; KIMCHI; MCONEY, 2017). Os aços podem ser classificados de acordo com a variedade dos sistemas, a depender da:

- a) Composição (carbono, elementos de liga, aço inox);
- b) Método de fabricação (forno aberto, processo básico de oxigênio, forno elétrico);
- c) Acabamento superficial (laminado a quente ou a frio);
- d) Formato de produção (barras, chapas, folhas, tubos)
- e) Prática de desoxidação (aço morto, semiacabado, tampado);
- f) Microestrutura (ferrita, perlita, bainita, etc.);
- g) Faixa de solicitação mecânica (de acordo com norma em que foi fabricado);

- h) Tratamento térmico (temperado e revenido, recozido, forjado)
- i) Qualidade (qualidade do forjamento, qualidade comercial).

Embora tenham várias formas de classificar o aço, as mais usuais internacionalmente são aquelas realizadas pela composição e microestrutura (ASM, 2004). A figura 06 mostra a relação entre essas duas formas de classificação.

Figura 06 – Classificação dos aços através da composição e microestrutura



Fonte: (adaptado pelo autor de ASM, 2004, p. 330)

Entretanto, os aços-ao-carbono e aços de baixa liga comumente utilizados na produção de peças para veículos são classificados comercialmente de acordo com a norma ABNT NBR NM 87. Os aços seguem o modelo de referência em uma sequência de quatro números. Para alguns aços ligados, essa sequência corresponde a cinco dígitos. Os dois primeiros dígitos representam o tipo de aço e os elementos de liga. Enquanto os dois ou três últimos dígitos (a depender da designação do material) representam o valor médio de adição de carbono, expresso em centésimos por cento (ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS, 2000).

A grande variedade de aço disponível no mercado faz com que a escolha do material adequado nos projetos de engenharia seja transformada em uma tarefa de extensa pesquisa. A indústria petrolífera tem grande contribuição nos avanços da tecnologia no que diz respeito à fabricação de aços, fazendo com que aumente ainda mais a variedade desse produto. A busca na redução de custos de implantação, a crescente exigência por segurança e condições severas atreladas à operação, são um dos motivos que impulsionam o setor metalúrgico a buscar o desenvolvimento tecnológico (GORNI; SILVEIRA; REIS, 2009).

3.3.1 Aços ARBL

Chapas de aços avançados de alta resistência (*Advanced High Strength Steels - A.H.S.S*) vêm sendo estudadas e desenvolvidas há mais de 40 anos pelas empresas siderúrgicas, fazendo parte do desafio de melhoria e avanço na busca da preservação ambiental, bem como de obter maior competitividade no mercado. Assim, produzir chapas mais finas, com propriedades mecânicas semelhantes aos aços-carbono torna-se lucrativo para o mercado consumidor, principalmente o automotivo, uma vez que, dessa forma, pode-se trabalhar em projetos visando maior segurança e redução de peso (GORNI, 2008; KEELER; KIMCHI; MCONEY, 2017).

Os aços de alta resistência e baixa liga, chamados de ARBL, classificam-se como aços de baixo carbono com composições entre 0.25 % a 0.50 % em peso. Essa classe é caracterizada pela baixa adição química de carbono que faz com que os aços sejam obtidos com adequada propriedade de plasticidade e soldabilidade, apresentando também uma maior resistência mecânica e à corrosão, se comparados a outros tipos de aços laminados (BREKAILO, 2015).

Os aços ARBL são classificados em sete grupos que estão apresentados na tabela 01. Alguns aços ARBL podem ser classificados em um ou mais grupos, dependendo de sua composição.

Tabela 01 – Categoria dos aços

Categoria	Principais características
Aços microligados	Contêm pequenas adições (geralmente, menos do que 0,10% em peso) de elementos formadores de carbeto e nitreto, como nióbio, vanádio e titânio para endurecimento por precipitação e refino de grão.

(continua)

Tabela 01 – Categoria dos aços

Categoria	Principais características
Aços perlíticos laminados	Podem incluir os aços carbono-manganês, mas também podem ter pequenas adições de outros elementos de liga para aumentar a resistência mecânica, tenacidade, conformabilidade e soldabilidade.
Aços bainíticos de baixo carbono	São aços baixo carbono (<0,08% C) com uma excelente combinação de alto limite de escoamento, soldabilidade, conformabilidade e boa tenacidade.
Aços dual-phase	Aços com uma microestrutura de martensita dispersa numa matriz ferrítica, proporcionando uma boa combinação de ductilidade e alto limite de resistência à tração.
Aços com inclusões de formato controlado	Aços com ductilidade e tenacidade à fratura otimizadas pela adição de cálcio, zircônio, titânio ou terras raras, com o objetivo de alterar a morfologia das inclusões de óxidos e sulfetos, do formato alongado para o esférico.
Aços resistentes à fragilização por hidrogênio	Com baixos teores de carbono e enxofre, inclusões de formato controlado e baixa segregação de manganês, além de teores de cobre maiores que 0,26% (em peso).

Fonte: (BREKAILO, 2015)

Além das adições dos elementos usuais ao aço (carbono e manganês), o cromo, cobre, molibdênio, níquel, nióbio, nitrogênio, titânio, vanádio e zircônio podem ser adicionados como elementos de liga, em pequenas quantidades, para garantir que limites de resistência com valores acima de 275 MPa possam ser atingidos para a fabricação dos aços ARBL (JENNEY; O'BRIEN, 2001).

Pesquisas recentes, como os apresentados por Sunil e Rajanna (2020) e Li *et al.* (2020) mostram que os aços ARBL vêm constantemente sendo explorados ao longo dos anos em estudos que proporcionam ganhos nas propriedades mecânicas dos materiais através de

técnicas de tratamentos térmicos, alterando a microestrutura do aço sem que haja mais adição de elementos.

Podemos dizer que os aços ARBL são uma evolução do aço-carbono contendo pequenas adições de elementos ligantes, o que torna viável a sua aplicação no setor produtivo devido a produção por deformação a quente e a frio. Confere ao usuário do material maior facilidade para trabalhos com corte, soldas e dobramentos (ELISEI, 2008).

3.3.2 Aços Microligados

Em 1958, o aço microligado chamado de GLX-W, com adição de nióbio (Nb) em sua composição, foi o primeiro aço microligado produzido e comercializado em larga escala pela *National Steel Corporation of the United States*. Conforme Morrison (2009), o sucesso na época deu-se pelo baixo custo adicional de Nióbio em relação às ótimas melhorias atingidas nas propriedades do material. Em seguida, estudos com Vanádio (V) e Titânio (Ti) também foram realizados através da microadição desses elementos que, como efeito, viabilizaram a obtenção de aços com certo grau de refino na microestrutura. Percebeu-se que, com a redução do tamanho de grão, melhora-se a tenacidade e resistência mecânica da chapa. Além das vantagens com as propriedades mecânicas e aquelas ligadas à conformação, os aços microligados apresentam boa soldabilidade, usinabilidade aliadas à redução de tensões residuais (FARSETTI; BLARASIN, 1988; GORNI, 2008).

Devido as suas características e propriedades estruturais, esses aços podem ser utilizados em diversas aplicações, tais como área petrolífera, marítima, automobilística, dentre outras. No setor automotivo, são utilizados para a fabricação de diferentes componentes veiculares, como: longarinas, suportes, travessas, reservatórios, vasos de pressão, etc (BREKAILO, 2015).

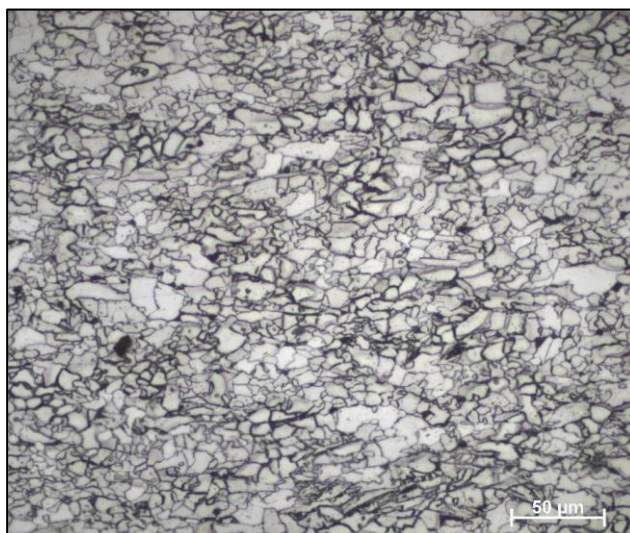
De acordo com Garcia (2017), o interesse pelo uso desse material nesse ramo se deu, em 1973, quando ocorreu a crise do petróleo e a indústria se movimentou na busca da redução de peso para os veículos a fim de que existisse um decréscimo no consumo de combustível.

Segundo Gorni *et al.* (2007), no setor automotivo, a busca por maior segurança do usuário combinada à redução de massa do veículo foi o que impulsionou as usinas siderúrgicas a aperfeiçoarem seus produtos, resultando no desenvolvimento de novos aços com elementos microligantes, com pequeno impacto em custo operacional, redução de peso e propriedades mecânicas que favorecem à manufatura do produto.

Dentre os sete grupos apresentados anteriormente, os aços microligados chamam a atenção pelos elementos de adição também chamados de elementos ligantes, que são adicionados em baixas quantidades ($<0.10\%$ em peso). Essa adição pode ser feita de maneira individual ou combinada, formando fortes interações com o Carbono e o Nitrogênio (BREKAILO, 2015).

A microestrutura dos aços microligados é constituída basicamente de ferrita e perlita distribuídas com base no teor de carbono. Visualiza-se na figura 07 a micrografia do aço microligado LNE 380 (CARVALHO, 2018).

Figura 07 – Micrografias do aço LNE 380 via microscópio óptico com ampliação 500x, sendo a superfície longitudinal ao sentido de laminação



Fonte: (CARVALHO, 2018)

3.4 FADIGA DE MATERIAIS METÁLICOS

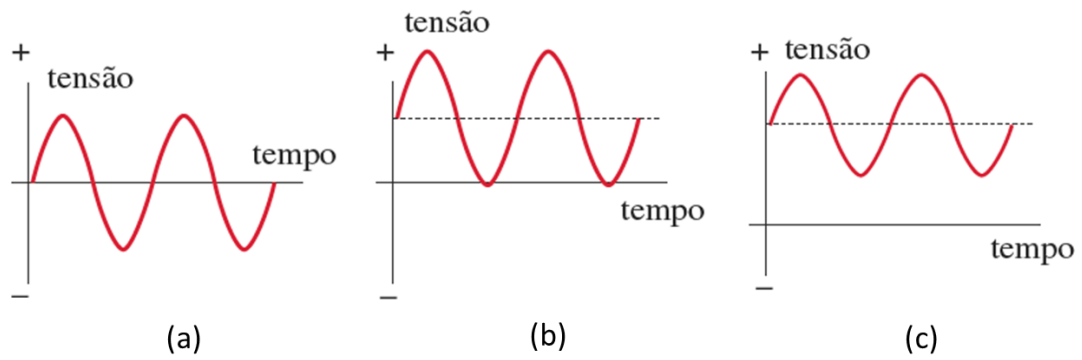
O fenômeno de fadiga passou a ser observado após falhas ocorridas com eixos de um vagão ferroviário em curtos períodos de serviço, em meados de 1800, mesmo sendo projetados com toda engenharia disponível na época. August Wöhler, um engenheiro alemão, responsável pelo primeiro estudo científico durante um longo período de 12 anos testando eixos em laboratórios até sua falha. Ele chamou de falha por fadiga aquelas ocorridas sob condição de carregamento alternado. Publicou sua descoberta em 1870 considerando o número de repetições de uma determinada tensão ao longo do tempo como o fator causador do colapso do sistema (NORTON, 2013).

A fratura por fadiga é observada em diferentes campos da engenharia, um exemplo é a engenharia mecânica em geral, setores automotivos, de aviação, ferroviários, na

construção civil, entre outros. Dados de um estudo estatístico estimam que 80% das falhas estruturais metálicas ocorrem por fadiga (GUO *et al.*, 2018).

A maioria das falhas ocorrem por conta da variação de tensão ao longo do tempo, com carregamento cíclicos de amplitude constante ou variável, e não por esforços estáticos. Tais carregamentos estão submetidos a níveis de tensão encontrados ainda na fase elástica do material. Os carregamentos cíclicos podem ser apresentados sob influência de uma tensão média. A figura 08 ilustra a diferença de carregamentos cíclicos sob esse efeito (NORTON, 2013; BUDYNAS; NISBETT, 2011; LEE *et al.*, 2005).

Figura 08 – Comparação do carregamento cíclico (a) sem tensão média e (b,c) com tensão média



Fonte: (BUDYNAS; NISBETT, 2011)

O carregamento cíclico é dado em função da tensão máxima (σ_{max}) e tensão mínima (σ_{min}). Ambas as tensões também são utilizadas para encontrar a razão da amplitude de carregamento. Através das equações 01, 02 e 03 é possível calcular os valores de amplitude de tensão (σ_a), tensão média (σ_m) e razão de carregamento (R) respectivamente (NORTON, 2013; BUDYNAS; NISBETT, 2011; LEE *et al.*, 2005):

$$\sigma_a = \frac{(\sigma_{max} - \sigma_{min})}{2} \quad (01)$$

$$\sigma_m = \frac{(\sigma_{max} + \sigma_{min})}{2} \quad (02)$$

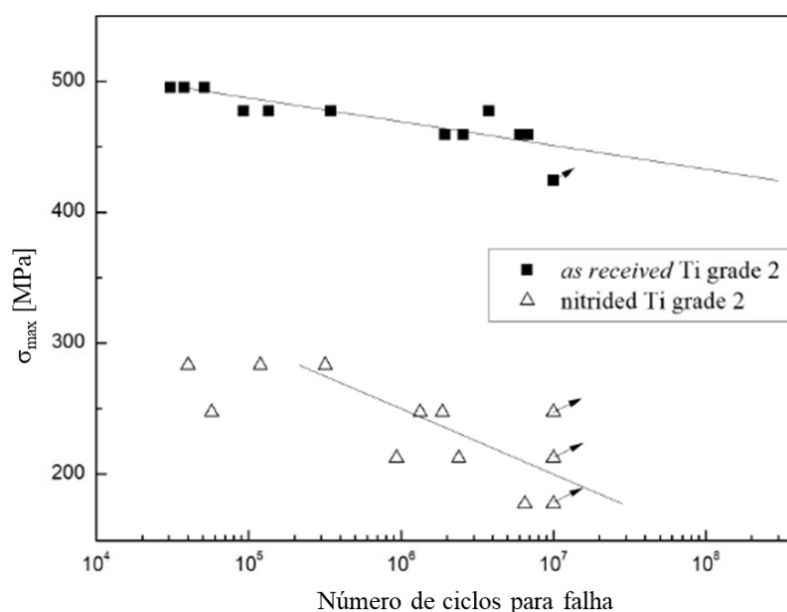
$$R = \frac{\sigma_{min}}{\sigma_{max}} \quad (03)$$

A falha por fadiga tem como principal fator a exposição do componente sob carregamento de tensões alternadas, mas fatores como acabamento superficial,

microestrutura, concentradores de tensão e defeitos, temperatura, corrosão, sobrecarga, tensão média induzida também são modificadores que contribuem para a redução da vida (LEE *et al.*, 2005).

Palma *et al.* (2020), mostraram em seu trabalho a influência na vida em fadiga do Ti grade 2 quando submetido ao tratamento de nitretação. Foi observada a redução de 42% da vida devido ao aumento da rugosidade na superfície, aumentando também os locais concentradores de tensão. A figura 09 mostra a comparação, feita por Palma *et al.* (2020), do ensaio de fadiga do material, na condição conforme recebido e submetido ao tratamento.

Figura 09 – Comparação da curva S-N do Ti grau 2 conforme recebido e submetido à nitretação



Fonte: (PALMA *et al.*, 2020)

3.4.1 Fadiga controlada por tensão – Curvas S-N

A fadiga controlada por tensão é o modelo mais antigo e aceito para aplicações que envolvem alto ciclos para falha. Componentes fabricados em metal e utilizados em aplicações como veículos, aeronaves, trens, plataformas oscilantes, entre outros e, independente do modo de carregamento ao qual estejam submetidos, estão sujeitos a carregamentos cíclicos com amplitudes constantes ou variadas. Quaisquer dessas cargas variando ao longo do tempo podem ser causadoras de uma falha por fadiga. É razoavelmente o modelo mais fácil de ser implementado quando comparado a outros modelos disponíveis como deformação por número de ciclos e mecânica de fratura linear elástica (MFLE), e é o que possui maior número de dados disponíveis aplicados e representa o projeto de

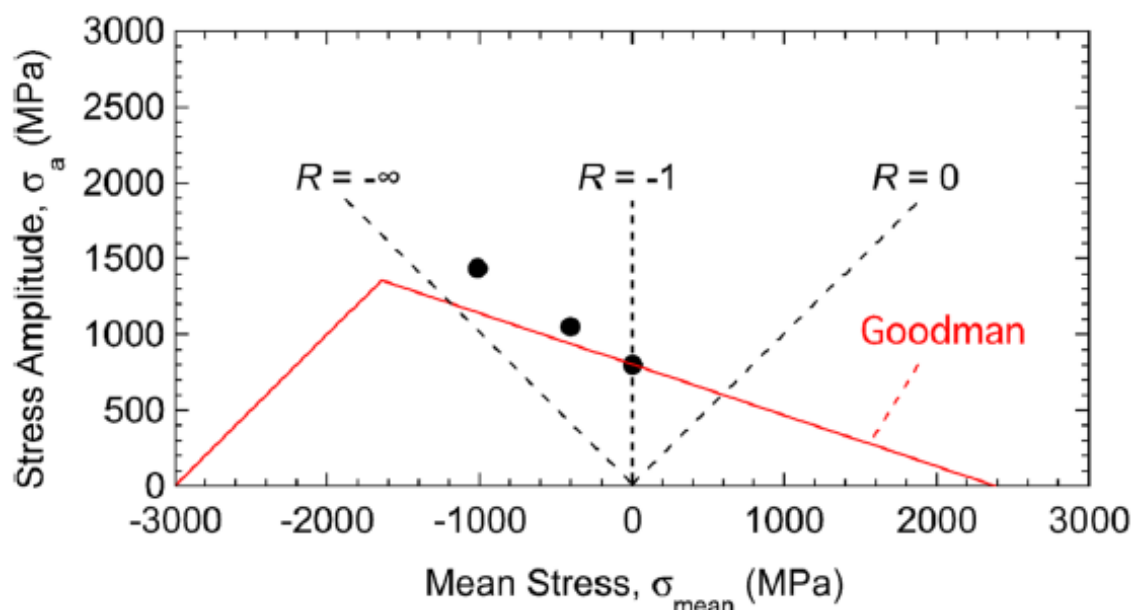
componentes relacionados à vida infinita de maneira adequada. Entretanto, a acurácia desse método é questionada para aplicações de vida de baixa ciclagem, com número total de ciclos inferior a 10^3 , uma vez que não considera a tensão-deformação verdadeira quando ocorre o escoamento localizado (NORTON, 2013; BUDYNAS; NISBETT, 2011).

3.4.2 Efeito da tensão média na vida em fadiga

Da perspectiva do dano em fadiga, os ciclos de tensão aplicados são diretamente correlacionados à vida do componente. O efeito da tensão média agindo sobre um componente mecânico altera significativamente a resistência à fadiga do material. A tensão média tem baixo efeito na região de baixo ciclo à fadiga, existe porém, uma grande relevância da influência dessa tensão na região de alto ciclo (NORTON, 2013; LEE *et al.*, 2005).

Tensões médias compressivas são consideradas benéficas para a vida em fadiga, uma vez que essas atuam fechando o crescimento e retardando a propagação da trinca. Fitzka, Moalla e Mayer (2023) apresentam em seu trabalho o efeito da tensão média compressiva para a vida em fadiga do material. Na figura 10 visualiza-se que aumentando a tensão média compressiva sobre o carregamento alternado, a resistência à fadiga do material tende a aumentar. Analisando também a linha de Goodman apresentada na mesma figura, percebe-se o efeito oposto quando as tensões médias estão sob condição de carregamento trativo.

Figura 10 – Efeito da tensão média compressiva na vida em fadiga do material.



Fonte: (FITZKA; MOALLA; MAYER, 2023)

Existem vários critérios que podem ser utilizados para considerar a influência da σ_m na amplitude de carregamento. Propostas como a parábola de Gerber, o diagrama de Goodman modificado (Morrow), o modelo de Smith, Watson, and Topper (SWT) entre outros, são critérios utilizados para a correção da tensão média (DOWLING, 2007).

3.4.3 Mecanismo de falha por fadiga

O início das falhas por fadiga é dado por pequenas trincas nos componentes, sejam elas iniciadas pelo carregamento cíclico ao longo do tempo ao qual são submetidas ou pelo processo de manufatura (NORTON, 2013).

Segundo Fischer e Yen³ (1972, apud NORTON, 2013, p.306) “praticamente todas as partes de uma estrutura contêm descontinuidades, variando de microscópicas (< 0,010 in) até macroscópicas, introduzidas nos seus processos de fabricação ou de manufatura”. De fato, pode-se dizer que as trincas são iniciadas em concentradores de tensão e entende-se que é fundamental que o projeto das peças seja pensado para reduzir tais concentradores (NORTON, 2013).

Os três estágios de falha por fadiga são divididos em nucleação da trinca, propagação e fratura final devido ao crescimento instável, sendo o primeiro estágio de menor duração, o segundo como aquele que envolve o maior tempo de vida do componente e o terceiro estágio sendo instantâneo (NORTON, 2013; LEE *et al.*, 2005).

3.4.3.1 Estágio de nucleação da trinca

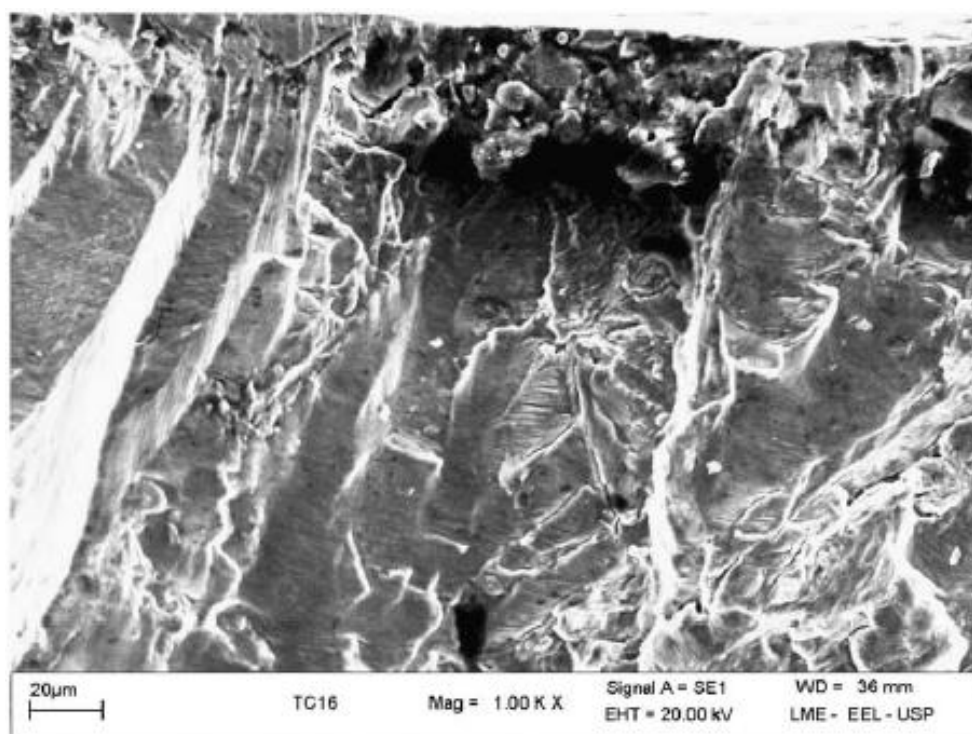
Nesse estágio, a nucleação da trinca é observada pela escala microscópica, onde regiões de concentradores de tensão são oriundas de inclusões, discordâncias, vazios, entre outros fenômenos atrelados ao processo de manufatura do material. Tais concentradores, mesmo que as tensões experimentadas pelos componentes estejam abaixo do limite de escoamento do material, são facilitadores para que ocorram deformações plásticas localizadas causando distorções e criando bandas de deslizamento ao longo dos contornos de grão. Mais bandas de deslizamentos podem ser observadas com o acúmulo de ciclos de

³ FISCHER, J. W.; YEN, B. T. **Design, Structural Details, and Discontinuities in Steel, Safety and Reliability of Metal Structures**, ASCE, Nov., 1972.

tensão, ocorrendo assim o agrupamento das bandas podendo ser vistas como trincas microscópicas (NORTON, 2013).

No trabalho apresentado por Baptista *et al.* (2009) constatou-se uma falha, em um tubo soldado submetido a ensaio de fadiga em bancada, após $2,08 \times 10^4$ ciclos de pressurização. Em análise fractográfica da falha, foi possível observar que a nucleação da trinca iniciou a partir de um poro com aproximadamente $40\mu\text{m}$ de comprimento. A figura 11 apresenta a imagem feita por microscópio eletrônico de varredura indicando detalhes dessa falha.

Figura 11 – Nucleação de trinca através de poros de solda.



Fonte: (BAPTISTA *et al.*, 2009)

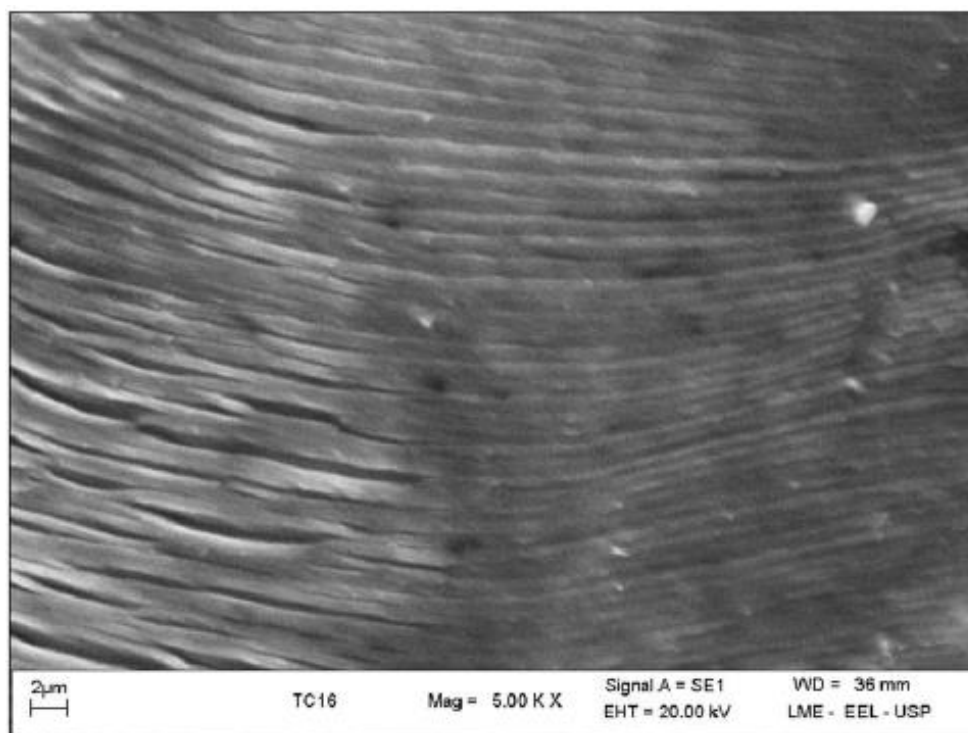
3.4.3.2 Estágio de Propagação da trinca

De acordo com Lee *et al.* (2005), o estágio de propagação da trinca é dividido em duas etapas sendo o estágio I para crescimento da trinca de forma curta em alguns contornos de grãos e o estágio II para propagação de forma longa crescendo a trinca até o tamanho crítico ocorrendo a ruptura. No estágio I, a ponta da trinca tem sua plasticidade afetada por características de deslizamento, tamanho de grão e nível de tensão, uma vez que seu tamanho pode ser comparado à microestrutura do material. O estágio II é observado pela longa

propagação da trinca com características menos afetadas pelas propriedades da microestrutura.

Tendo em vista que a taxa de crescimento da trinca é muito pequena, na ordem de 10^{-8} a 10^{-4} polegadas por ciclo, após um grande número de ciclos, a trinca torna-se significativa. As estrias são os indícios de crescimento da trinca (NORTON, 2013). A figura 12 mostra a aparência das estrias de fadiga em ampliação microscópica.

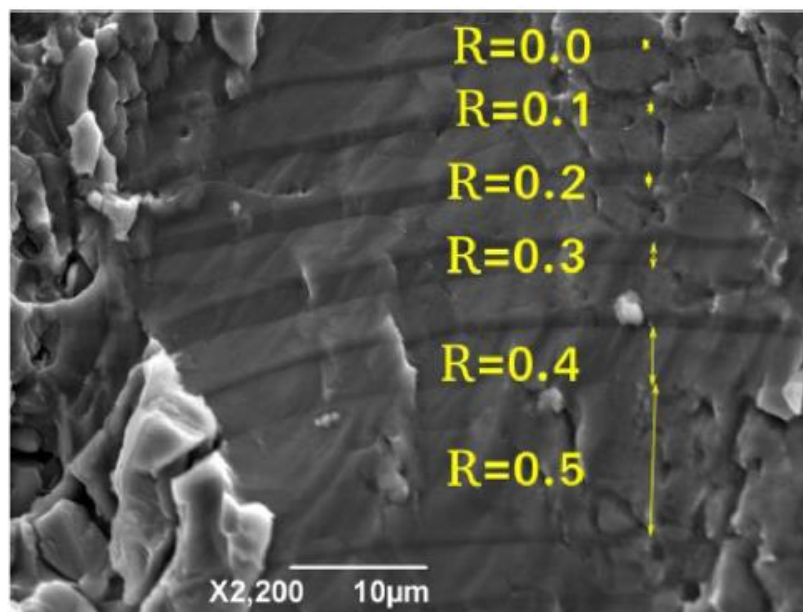
Figura 12 – Estrias de fadiga.



Fonte: (BAPTISTA *et al.*, 2009)

Tal crescimento é oriundo das tensões de tração sendo propagadas ao longo dos planos normais de tração máxima. Mesmo que a trinca inicie a partir de tensões de cisalhamento, o carregamento axial por tração é totalmente responsável pelo fenômeno de propagação uma vez que tensões cíclicas compressivas fecham a ponta da trinca e não contribuem para sua propagação (NORTON, 2013). A figura 13 mostra a comparação de crescimento de trinca para diferentes razões de carregamento.

Figura 13 – Crescimento de trinca sob efeito de diferentes razões de carregamento



Fonte: (WHITE; BARTER; MEDHEKAR, 2018)

White, Barter e Medhekar (2018) apresentaram em seu trabalho o efeito das diferentes razões de carregamento podendo concluir que, quanto menor for a razão do carregamento, menor será o crescimento da trinca.

3.4.3.2.1 Propagação por Corrosão

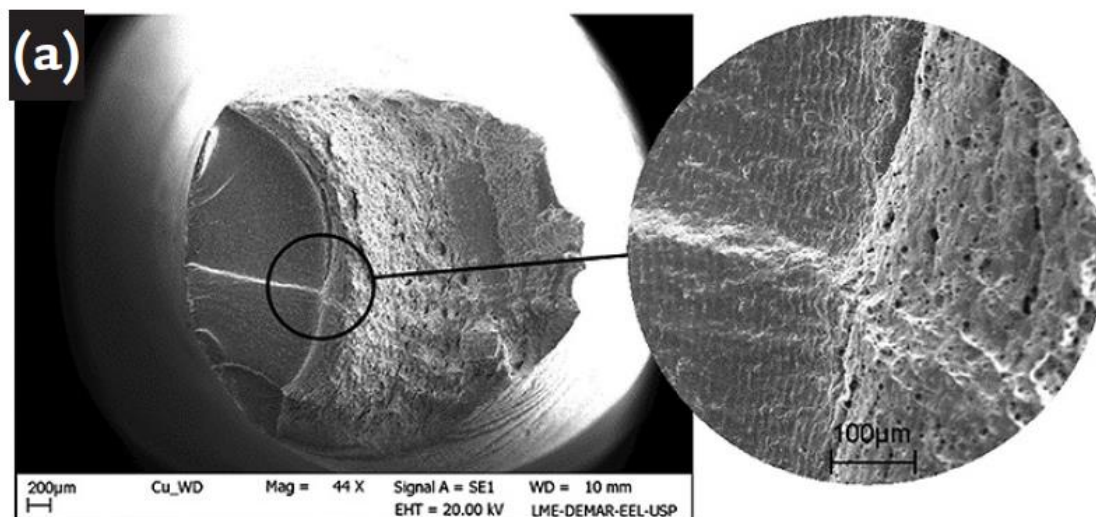
A corrosão também é um mecanismo de propagação de trinca. Nesse tipo de propagação, o aumento de tamanho pode ocorrer sob condições de carregamentos estáticos ou dinâmicos. Na condição de carregamento estático, a trinca aumenta devido à exposição ao meio corrosivo e seu crescimento ocorre devido às tensões estáticas as quais a peça está submetida. Em condições de carregamento dinâmico, também conhecido como trincas por corrosão sob tensão ou trincamento auxiliado pelo ambiente, a combinação do meio corrosivo com cargas cíclicas faz com que a trinca se propague com maior rapidez se comparado ao mesmo carregamento cíclico sem a interferência do meio corrosivo (NORTON, 2013).

3.4.3.3 Fratura

Enquanto os carregamentos cíclicos ou fatores corrosivos estiverem atuando sob a trinca nucleada, a propagação continuará acontecendo até que o tamanho de trinca se torne

grande o bastante igualando o valor da intensidade de tensão (K) ao mesmo nível de tenacidade à fratura do material (K_c), ocorrendo de forma repentina a fratura total do componente no próximo ciclo de tração (NORTON, 2013). A figura 14 mostra a superfície de um CDP submetido a ensaio de fadiga.

Figura 14 – Superfície de fratura do CDP submetido a ensaio de fadiga.



Fonte: (MARTINEZ; BAPTISTA, 2019)

Martinez e Baptista (2019) mostraram em seu trabalho a transição entre o crescimento da trinca por fadiga e a região de fratura. Constatou-se no estudo que a trinca principal cresceu até 1/3 da seção do CDP antes da falha.

3.4.4 Estimativa da curva S-N de um material

Por meio de métodos apresentados por Lee *et al.* (2005), Budynas e Nisbett (2011) e Norton (2013), é possível estimar uma curva S-N para diferentes tipos de materiais, com diferentes condições de carregamento. Para tal estimativa, é necessário estimar as tensões referentes à vida de 10^3 e 10^6 ciclos a fim de que se construa a curva. O valor de σ_{1000} , que representa a vida de 10^3 ciclos, varia de acordo com o carregamento ao qual o componente está submetido. A tabela 02 apresenta os fatores utilizados por Lee *et al.* (2005) para os cálculos.

Tabela 02 – Fatores para estimativa de σ_{1000}

Tipo de material	Tipo de carregamento	σ_{1000}
Todos	Flexão	$0,9 \times \sigma_u$
Todos	Axial	$0,75 \times \sigma_u$
Aço	Torção	$0,72 \times \sigma_u$
Não ferrosos	Torção	$0,63 \times \sigma_u$
Ferro fundido	Torção	$1,17 \times \sigma_u$

Fonte: (LEE *et al.*, 2005)

A equação 04 é utilizada para o cálculo de σ_{1000} . Considera-se o fator de 0,75 para a condição de carregamento axial.

$$\sigma_{1000} = 0.75 \times \sigma_u \times C_R \quad (04)$$

A variável C_R representa o fator de confiabilidade. Sem um dado experimental de fadiga, uma análise rigorosa dos dados não pode ser realizada. Os valores referentes à confiabilidade desejada ficam a critério do responsável. Os valores de correção para os diferentes níveis de confiabilidade são apresentados na tabela 03 (LEE *et al.*, 2005)

Tabela 03 – Fatores de confiabilidade (C_r)

Confiabilidade	C_r
50%	1,000
90%	0,897
95%	0,868
99%	0,814
99,9%	0,753
99,99%	0,702
99,999%	0,659
99,9999%	0,620

Fonte: (LEE *et al.*, 2005)

Para a estimativa de 10^6 ciclos, faz-se necessário conhecer o limite de resistência à tração (σ_u) do material, as características de fabricação bem como sua microestrutura. A tabela 04 apresenta diferentes relações para materiais metálicos, mostrando que a tensão de

fadiga está compreendida entre 25% e 60% do seu limite de resistência, a depender da microestrutura relacionada ao tamanho de grão, inclusões, entre outros (LEE *et al.*, 2005).

Tabela 04 – Relação σ_{be} x σ_u para diferentes materiais

Tipo de material	σ_{be}	Ciclos	Observações
Aço - Ferrita	$0,58 \times \sigma_u$	10^6	
Aço - Ferrita + Perlita	$0,38 \times \sigma_u$	10^6	
Aço - Perlita	$0,38 \times \sigma_u$	10^6	
Aço - Martensita não temperada	$0,26 \times \sigma_u$	10^6	
Aço - Martensita temperada	$0,55 \times \sigma_u$	10^6	
Aço - Martensita + Bainita temperada	$0,5 \times \sigma_u$	10^6	
Aço - Bainita temperada	$0,5 \times \sigma_u$	10^6	
Aço - Austenita	$0,37 \times \sigma_u$	10^6	
Aço	$0,5 \times \sigma_u$	10^6	$\sigma_u < 1400$ MPa
Aço	700 MPa	10^6	$\sigma_u > 1400$ MPa
Ferro fundido	$0,4 \times \sigma_u$	5×10^7	
Ligas de Alumínio	$0,4 \times \sigma_u$	5×10^8	$\sigma_u < 336$ MPa
Ligas de Alumínio	130 MPa	5×10^8	$\sigma_u > 336$ MPa
Alumínio fundido em molde permanente	80 MPa	5×10^8	
Alumínio fundido em molde de areia	55 MPa	5×10^8	

Fonte: (LEE *et al.*, 2005)

A tabela 04 foi baseada em estudos realizados para estimativa da resistência à fadiga por flexão (σ_{be}). Lee *et al.* (2005) também sugerem que, para estimar o valor de fadiga de um material, deve-se considerar fatores de correção, tais como confiabilidade (C_R), acabamento superficial (C_S), tamanho da amostra (C_D) e tipo de carregamento (C_L), como proposto na equação 05, sendo o resultado um valor de σ_f para 10^6 ciclos.

$$\sigma_f = \sigma_{be} \times \sigma_u \times C_r \times C_s \times C_D \times C_L \quad (05)$$

O fator de acabamento superficial é apresentado por Lee *et al.* (2005) por meio de um gráfico, de forma qualitativa, pelo valor da σ_u em função da rugosidade da superfície ou função do modo de fabricação do material. Já Budynas e Nisbett (2011) sugerem que a correção de acabamento superficial seja feita através de cálculo, representada pela equação

06, com uso de parâmetros pré-definidos de acordo com o processo pelo qual o material foi fabricado.

$$C_S = a \cdot \sigma_u^b \quad (06)$$

Na tabela 05, são apresentados os valores referentes ao coeficiente e ao expoente utilizados para o cálculo de C_S .

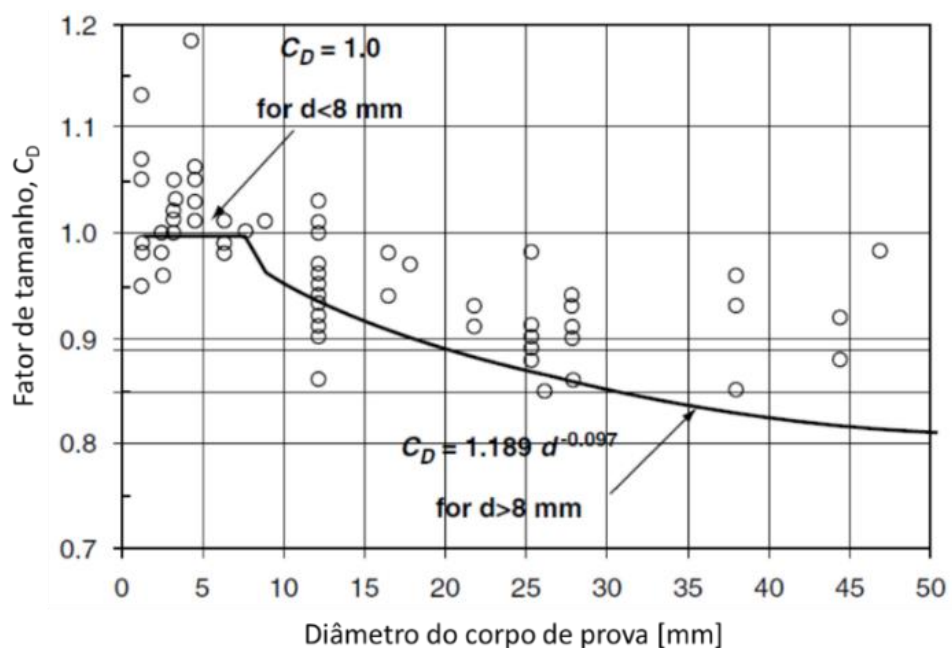
Tabela 05 – Parâmetros para cálculo do fator C_S

Fator C_S	Coeficiente “a”	Expoente “b”
Retificado	1,58	-0,085
Usinado ou laminado a frio	4,51	-0,265
Laminado a quente	57,7	-0,718
Forjado	272	-0,995

Fonte: (BUDYNAS; NISBETT, 2011)

O fator de correção relacionado ao tamanho de amostra C_D corresponde a 1,0 quando os diâmetros das amostras ensaiadas são menores que 8 mm. Para diâmetros maiores que este, os valores variam de acordo com o diâmetro da amostra (LEE *et al.*, 2005). A figura 15 apresenta o gráfico que relaciona a variação de tamanho de 0 a 50 mm.

Figura 15 – Fatores do tamanho da amostra em função do diâmetro



Fonte: (LEE *et al.*, 2005)

Inicialmente, as curvas de fadiga baseadas no método S-N foram adquiridas por meio de tensão reversa por flexão. Entretanto, entende-se que os reais componentes são submetidos a diferentes tipos de carregamento. O fator C_L é relacionado ao tipo de carregamento ao qual o componente é submetido. Estudos mostraram que esse fator pode variar entre 0,58 a 1,0, a depender do tipo de material e carregamento (LEE *et al.*, 2005). Visualiza-se na tabela 06 os fatores relacionados a diferentes tipos de carregamento.

Tabela 06 – Fator de carregamento, C_L

Tipo de carregamento	C_L	Comentários
Carregamento axial puro	0,9	-
Carregamento axial (com leve flexão)	0,7	-
Flexão	1,0	-
Torção	0,58	Para aços
Torção	0,8	Para ferro fundido

Fonte: (LEE *et al.*, 2005)

Dados os resultados dos cálculos realizados nas equações 04 e 05, determina-se a inclinação da curva S-N, representada por b , empregando a equação 07. Pode-se calcular o valor inverso da inclinação, representado por k , conforme apresentado na equação 08 (LEE *et al.*, 2005).

$$b = \frac{\log \sigma_{1000} - \log \sigma_f}{\log N_{1000} - \log N_f} \quad (07)$$

$$k = -\frac{1}{b} \quad (08)$$

Conhecendo o coeficiente b , é possível calcular o número de ciclos para qualquer amplitude desejada, da curva S-N estimada.

3.4.5 Fator de concentração de tensão estático (K_t)

A existência de irregularidades ou descontinuidades no material tais como furos, ressaltos, fendas, chanfros, soldas, ou qualquer outra mudança em contornos lisos da peça, afetam geometricamente a estrutura fazendo com que ocorra a redistribuição da tensão na

vizinhança afetada resultando em um aumento da tensão nominal, sendo essas regiões conhecidas como concentradores de tensão geométrico (K_t) (PEDERSEN, 2018; BUDYNAS; NISBETT, 2011; LEE *et al.*, 2005).

Para descontinuidades na superfície, o fator K_t está relacionado principalmente com o raio do entalhe. Em superfícies soldadas, Iida e Uemura ⁴ (1994, apud CHATTOPADHYAY; GLINKA; EL-ZEIN; QIAN; FORMAS, 2011, pg. 5) apresentam uma equação que estima o fator K_t para juntas soldadas do tipo T e cruciforme, verificada por meio da equação 09.

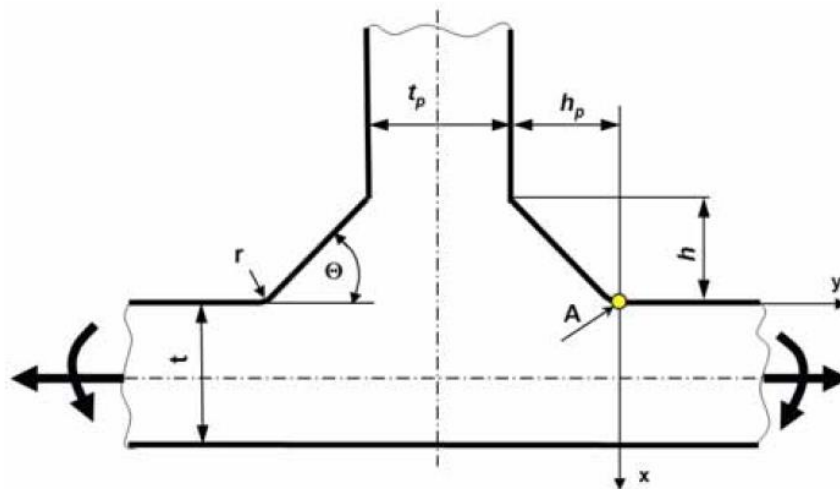
$$K_t = 1 + \frac{1 - \exp\left(-0,9 \cdot \theta \sqrt{\frac{W}{2h}}\right)}{1 - \exp\left(-0,45 \cdot \pi \sqrt{\frac{W}{2h}}\right)} \cdot \left[\frac{1}{2,8 \left(\frac{W}{t}\right)^{-2}} \cdot \frac{h}{r} \right]^{0,65} \quad (09)$$

O valor de W, apresentado na equação 09, é calculado pela equação 10:

$$W = (t + 2h) + 0,3(t_p + 2h_p) \quad (10)$$

A equação apresentada descreve o valor de K_t para um carregamento puramente axial. Os parâmetros da equação 09 são obtidos pela geometria de solda apresentada na figura 16.

Figura 16 – Geometria genérica para cálculo do K_t em junta soldada, tipo T



Fonte: (CHATTOPADHYAY; GLINKA; EL-ZEIN; QIAN; FORMAS, 2011)

⁴ IIDA, K.; UEMURA, T. **Stress concentration factor formulas widely used in Japan**, IIW Doc. XIII-1530-94, 1994.

O valor de K_t depende exclusivamente da geometria da peça não tendo influência alguma em relação às propriedades do material utilizado no projeto (BUDYNAS e NISBETT, 2011).

3.4.6 Fator de concentração de tensão de fadiga (K_f)

O fator de concentração de tensão de fadiga (k_f) é a razão entre a tensão de resistência à fadiga do material sem entalhe pela tensão de resistência à fadiga entalhado. O fator K_f é determinado com precisão a partir da realização de experimentos. Embora muitos pesquisadores tenham tentado relacionar o fator de K_t e K_f , grandes desvios ainda são observados. A equação 11 descreve a forma experimental de se obter o valor de K_f (PEDERSEN, 2018).

$$K_f = \frac{\sigma_f \text{ sem entalhe}}{\sigma_f \text{ com entalhe}} \quad (11)$$

Em geral, K_f é igual ou menor que K_t . Tal diferença é amplificada pela resistência à tração ou diminuição do raio da raiz do entalhe. Entretanto, nem todos os materiais são totalmente sensíveis ao entalhe, sendo possível ser mensurado por meio da sensibilidade do entalhe (q), com os limites de $0 < q < 1$. Para $q = 0$, o material não apresenta nenhuma sensibilidade ao entalhe, portanto $K_f = 1$ e para $q = 1$, o material apresenta sensibilidade total ao entalhe, sendo $K_f = K_t$. O valor de sensibilidade ao entalhe pode ser encontrado a partir da equação 12 (PEDERSEN, 2018).

$$q = \frac{K_f - 1}{K_t - 1} \quad (12)$$

Dentre diferentes maneiras de determinar o fator K_f , diversos autores como Lee *et al.* (2005), Dowling (2007), Norton (2013) e Pedersen (2018) destacam a equação de Neuber, que é descrita em função do limite de resistência do material, e está apresentada na equação 13.

$$K_f = 1 + \frac{K_t - 1}{1 + \sqrt{\frac{\beta}{r}}} \quad (13)$$

O coeficiente β da equação de Neuber é dado pela equação 14, que se aplica tanto para aços como alumínio tratados termicamente (DOWLING,2007).

$$\log\beta = -1,079x10^{-9} \cdot \sigma_u^3 + 2,740x10^{-6} \cdot \sigma_u^2 - 3,740x10^{-3} \cdot \sigma_u + 0,6404 \quad (14)$$

$$\beta = 10^{\log\beta}, \text{ para } 345 < \sigma_u < 1725 \text{ MPa}$$

Em carregamentos simples, o fator K_f pode ser utilizado para reduzir a resistência à fadiga dividindo pelo fator, sendo aplicando apenas no final, para $N_f =$ entre 10^6 e 10^9 . Entretanto, se o carregamento for composto de tensões combinadas onde possam ocorrer mais de um valor do fator de concentração, corrige-se a tensão realizando a multiplicação pelo fator K_f (BUDYNAS; NISBETT, 2011).

3.4.7 Curva média do ensaio de fadiga

Para conhecer a curva média de fadiga de um determinado material, recomenda-se que mais de um CDP seja testado por nível de tensão. Testes nesse formato são chamados de testes com replicação de dados. Esse modelo se faz necessário uma vez que variações quanto ao número de ciclos para o mesmo nível de tensão são comuns nesses ensaios e dessa forma pode-se garantir a variabilidade e distribuição estatística. O tamanho de amostra e níveis de tensões indicados para levantamento da curva S-N depende diretamente da finalidade para qual a curva está sendo ensaiada (LEE *et al.*, 2005). A tabela 07 apresenta o número de amostras para as diferentes finalidades de ensaio.

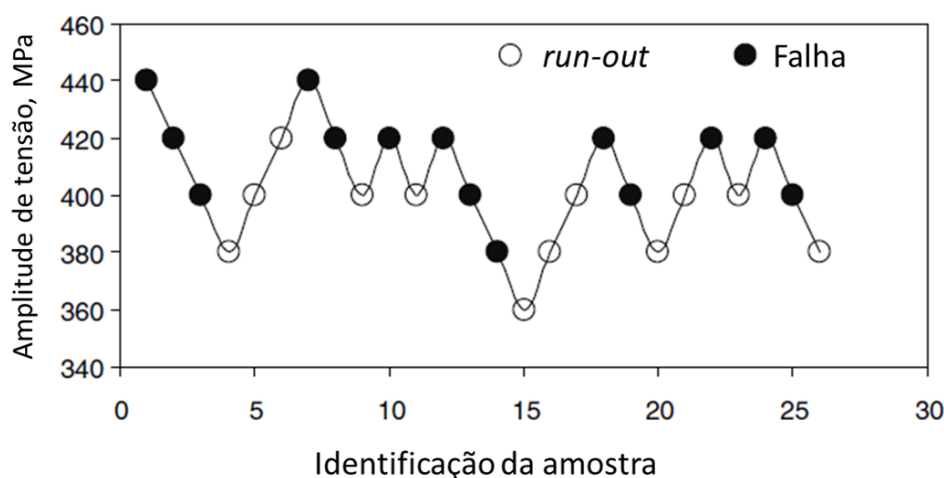
Tabela 07 – Número de amostras para ensaio de fadiga

Nº de amostras	Finalidade de ensaio de fadiga
de 6 à 12	Testes preliminares, de pesquisa e desenvolvimento
de 12 à 24	Testes de design admissíveis e de confiança
de 17 à 33	Testes preliminares e exploratórios.
de 33 à 50	Testes de pesquisa e desenvolvimento
de 50 à 75	Testes de dados de design adequado
de 75 à 88	Testes de dados de confiabilidade

Fonte: (LEE *et al.*, 2005)

As amostras ensaiadas em diferentes níveis de tensão compreendidas entre 10^4 e 10^6 ciclos nos mostrarão a inclinação da curva de vida finita. Para estimar uma vida em um nível de 10^6 a 10^7 ciclos (considerado vida infinita para fadiga), faz-se necessária a utilização do método de *staircase* que consiste em ensaiar os CDPs até determinados número de ciclos estipulados para o fim do ensaio (também conhecido como *off-set*), variando o nível de tensão de modo a gerar diferentes patamares. A figura 17 apresenta um exemplo do modelo de *staircase* (LEE *et al.*, 2005).

Figura 17 – Exemplo de um *staircase*



Fonte: (LEE *et al.*, 2005)

Com os dados de fadiga coletados, organiza-se uma tabela considerando o nível de tensão utilizado no teste e a sua correspondente em ciclos para falha. Destaca-se que para a obtenção da curva S-N, se faz necessário efetuar o cálculo logarítmico de ambos os valores, obtendo X ($\log \sigma_a$) e Y ($\log N_f$) sendo a variável independente e dependente, respectivamente. É recomendada a utilização do método dos mínimos quadrados como modelo estatístico para tratamento dos dados (LEE *et al.*, 2005).

3.4.8 Curva de projeto R95C90

A finalidade de se calcular uma curva de projeto deve-se pela grande dispersão que pode ser observada em CDPs utilizando um mesmo nível de tensão, no ensaio em fadiga. Custos elevados com material para a fabricação das amostras, políticas de segurança e industriais, nível de confiabilidade, tudo deve ser levado em conta para a não utilização de uma curva de projeto. Conhecida como *lower bound* (ou limite inferior), uma das mais

empregadas é a curva R95C90 que corresponde a 95% de sobrevivência com um grau de confiança de 90% (LEE *et al.*, 2005).

Para a construção da curva de projeto R95C90, é empregada a equação 15 pelos métodos de 2-sigma ou 3-sigma, dos quais Y_L é o limite inferior para dado valor de X_i , \hat{Y} é o valor de Y obtido pelos mínimos quadrados, sendo K um multiplicador igual a dois ou três e S como o desvio padrão amostral, dado pela equação 16 (LEE *et al.*, 2005).

$$Y_L(X_i) = \hat{Y}(X_i) - K \times s \quad (15)$$

$$s^2 = \sqrt{\frac{1}{n-1} \sum_{i=1}^n [Y_i - \hat{Y}(X_i)]^2} \quad (16)$$

No entanto, o tamanho da amostra e o nível de confiança não são considerados nesse método, tornando-o falho. De maneira alternativa, utiliza-se o limite de tolerância de Owen, cuja fórmula apresentada pela equação 17 é o resultado de diversos parâmetros obtidos por coeficientes empíricos cujos os cálculos não serão abordados nesse trabalho (LEE *et al.*, 2005).

$$K_{Owen} = K_D \times R_{Owen} \quad (17)$$

Considerando-se a complexidade dos cálculos, a tabela 09 resume os diferentes fatores de K_{Owen} em relação ao número de amostras ensaiadas, níveis de confiabilidade e níveis de confiança (LEE *et al.*, 2005).

Tabela 08 – Fatores aproximados para os limites de tolerância de Owen

n_s	C = 0.90			C = 0.95		
	R = 0.90	R = 0.95	R = 0.99	R = 0.90	R = 0.95	R = 0.99
6	2.862	3.504	4.750	3.560	4.331	5.837
7	2.608	3.190	4.319	3.167	3.846	5.173
8	2.441	2.987	4.043	2.910	3.534	4.751
9	2.323	2.843	3.851	2.728	3.314	4.455
10	2.253	2.736	3.707	2.592	3.151	4.237
11	2.162	2.651	3.595	2.485	3.024	4.069
12	2.105	2.583	3.505	2.400	2.923	3.936
13	2.057	2.526	3.430	2.331	2.840	3.827
14	2.016	2.478	3.367	2.272	2.771	3.737
15	1.980	2.436	3.313	2.222	2.712	3.660

(continua)

Tabela 08 – Fatores aproximados para os limites de tolerância de Owen

n_s	C = 0.90			C = 0.95		
	R = 0.90	R = 0.95	R = 0.99	R = 0.90	R = 0.95	R = 0.99
16	1.949	2.400	3.266	2.178	2.661	3.594
17	1.922	2.369	3.225	2.140	2.617	3.536
18	1.898	2.340	3.189	2.106	2.577	3.485
19	1.876	2.315	3.156	2.076	2.542	3.440
20	1.857	2.292	3.127	2.048	2.510	3.399
21	1.839	2.272	3.100	2.024	2.482	3.363
22	1.822	2.252	3.076	2.001	2.456	3.329
23	1.807	2.235	3.054	1.981	2.432	3.300
24	1.793	2.219	3.034	1.961	2.410	3.271
25	1.781	2.204	3.015	1.947	2.389	3.247
26	1.769	2.191	2.997	1.927	2.370	3.221
27	1.757	2.178	2.981	1.912	2.353	3.199
28	1.747	2.166	2.966	1.898	2.337	3.178
29	1.737	2.155	2.952	1.885	2.321	3.158
30	1.728	2.144	2.939	1.872	2.307	3.140

Fonte: (LEE *et al.*, 2005)

3.5 PROCESSO DE SOLDA

De acordo com Nadkarni (2018), o processo de solda é mundialmente reconhecido pela sua facilidade e versatilidade de unir os metais, que combinado a diferentes processos de fabricação, permite a construção de diferentes designs em produtos. Diferentes processos de soldagens foram desenvolvidos com o passar dos anos, o que possibilitou ao engenheiro a capacidade de projetar peças/objetos com quase todos os metais, de tamanhos, formas e propriedades diferentes.

De acordo com a AWS (2010, p.45-46), o processo de soldagem pode ser definido como “uma coalescência localizada de metais ou não-metais produzida pelo aquecimento dos materiais até a temperatura de soldagem, com ou sem aplicação de pressão, ou pela aplicação de pressão sozinha e com ou sem o uso de material de adição”. A AWS apresenta o processo de soldagem e união em 8 grandes grupos:

- a) Brasagem
- b) Soldagem
- c) Soldagem a arco
- d) Soldagem a gás oxicorte
- e) Soldagem por feixe de elétrons

- f) Soldagem por resistência elétrica
- g) Soldagem de fase sólida
- h) Soldagem e união de outros

Os processos citados foram convenientemente agrupados, cada um sugerindo o princípio tecnológico que se baseiam, visto a grande diversidade encontrada em processo de solda (AWS, 2010).

De acordo com Messler (2004), pode-se definir processo de soldagem como a junção de dois ou mais materiais de mesmo tipo ou classe, que são unidos se tornando apenas um, quando submetidos à ação combinada de pressão e calor por meio de ligações químicas primárias ou ocasionalmente secundárias.

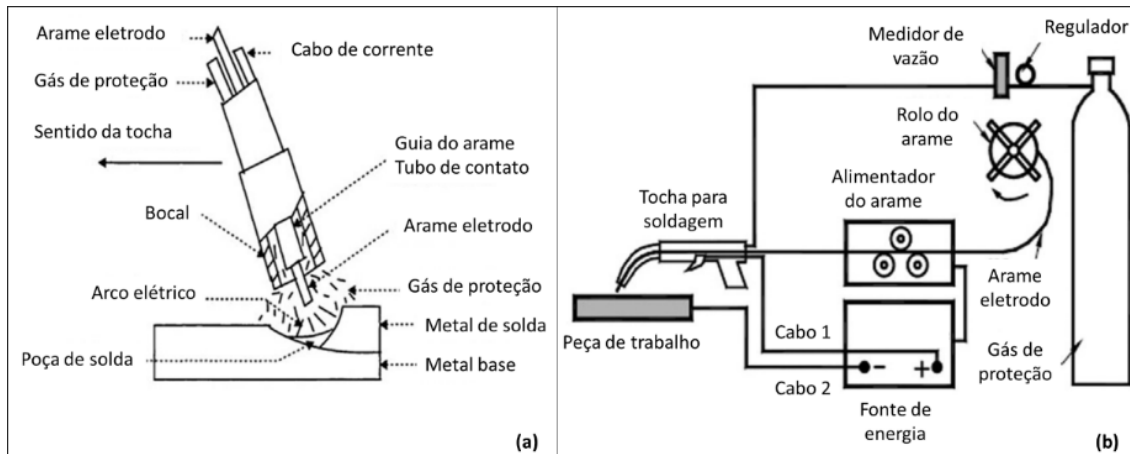
3.5.1 Soldagem por *Gas Metal Arc Welding* (GMAW)

A soldagem por GMAW deriva do processo de solda a arco e tem por princípio a união de materiais através do elemento de solda tendo a poça de fusão protegida por um gás que é fornecido separadamente do elemento e sem a aplicação de pressão (AWS, 2010).

3.5.1.1 Solda MIG (*Metal Inert Gas*)

O processo de solda MIG, descoberto em 1920 e desenvolvido em 1950, teve seu auge de predominância como método mais utilizado em 1970 e, ainda hoje, é um dos principais processos de soldagem. Tem como finalidade criar uma atmosfera de proteção gasosa da área soldada, expulsando o ar com a utilização dos gases inertes que podem ser puramente o Argônio (Ar) ou Hélio (He), ou misturados entre si ou com Gás Carbônico (CO₂), podendo ser utilizado em aços macios (KHOSHNAW, 2023). A figura 18 ilustra o conceito da solda MIG.

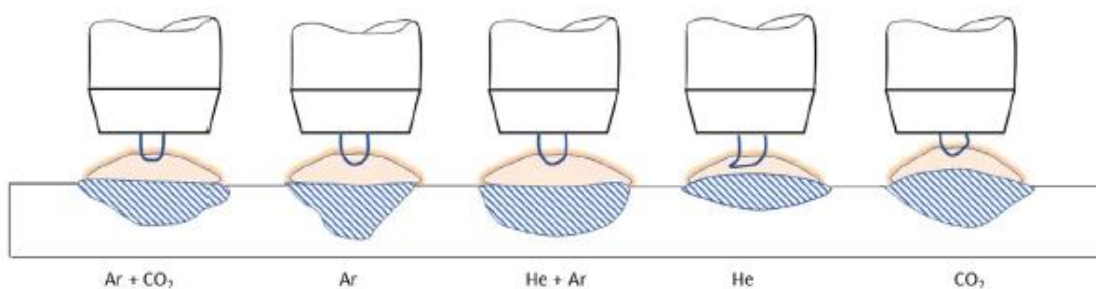
Figura 18 – Descrição da (a) poça de solda e (b) equipamento para soldagem GMAW



Fonte: (adaptado pelo autor de KHOSHNAW, 2023, p.63)

A utilização desses gases no seu estado puro ou mistura de dois ou mais gases, altera significativamente as características finais do cordão de solda. Diferenças no processo de ignição da soldagem, profundidade da penetração do metal e dispersão de respingos de solda podem ser observadas de acordo com a escolha. Um ponto importante a ser observado é o aspecto econômico, visto que gases como o He e Ar possuem valores maiores quando comparados ao CO_2 e, por isso, utiliza-se a mistura (KHOSHNAW, 2023). Visualiza-se, na figura 19, o efeito das diferentes misturas de gases na característica da poça de fusão de solda.

Figura 19 – Efeito do tipo de gás na poça de fusão



Fonte: (KHOSHNAW, 2023)

Outra característica observada no processo de solda MIG é o método de transição do metal que varia de acordo com os parâmetros escolhidos. Por meio da variação da composição de mistura dos gases, corrente e voltagem do arco, velocidade de alimentação do eletrodo, entre outros, três modos de transferência de metal podem ser observados: transferência por curto-circuito, por spray e globular (KHOSHNAW, 2023).

3.5.2 Propriedades da junta soldada pelo processo MIG

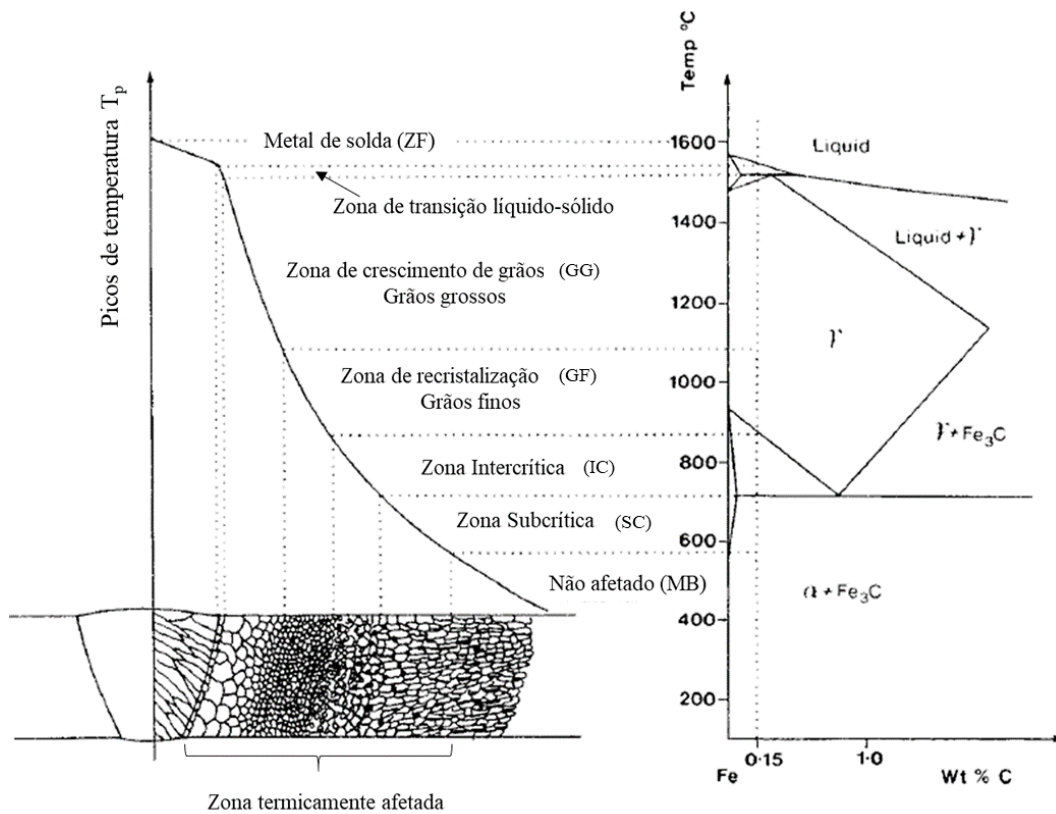
Em uma junta soldada podem ser observadas três diferentes regiões com propriedades distintas: zona fundida do material (ZF), zona termicamente afetada (ZTA) e MB não afetado. Dentre as três regiões, aquela gerada entre o MB e a linha de fusão é a chamada ZTA, que apresenta variação das propriedades devido a microestrutura heterogênea (FAIRCHILD *et al.*, 1991; EASTERLING, 1992).

Em um estudo apresentado por Khan *et al.* (2019), realizado em dois CDPs com mesmos parâmetros de soldagem e diferente espaçamentos entre as partes soldadas, observou-se que as propriedades de tensão de escoamento e dureza estão suscetíveis a variações de acordo com a configuração escolhida para realização do procedimento de soldagem.

3.5.2.1 Conceito de ZTA e suas propriedades

Quando a união de chapas é feita pelo processo soldagem por fusão, ambos os materiais que estão sendo unidos têm suas temperaturas elevadas até o ponto de fusão e resfriados rapidamente de diferentes maneiras. O resultado desse ciclo térmico muito severo provoca a alterações microestruturais e conseqüentemente nas propriedades originais do MB próximo à região de solda, sendo essa região conhecida como ZTA. O ciclo térmico é o responsável pelos aspectos característicos da microestrutura das juntas soldadas, tais como a microestrutura do metal de adição, o crescimento dos grãos e a transformação de fases do metal base. A figura 20 representa a região da ZTA sobreposta no diagrama de fase Fe-Fe₃C. No esquema da imagem, a ZF apresenta características de grãos alongados. Pelo fato do metal de adição ter experimentados temperaturas da fase líquida e ter um resfriamento fora do equilíbrio, os grãos são apresentados ligados de maneira desordenadas (EASTERLING, 1992).

Figura 20 – Região da ZTA sobreposta no diagrama Fe-Fe₃C



Fonte: (adaptado pelo autor de EASTERLING, 1992, p.126).

A região de grão grossos apresentam temperaturas entre 1100 °C e 1450 °C por absorver maior calor durante o processo de solda. Essas temperaturas são condizentes com a fase austenita, pelo diagrama Fe-Fe₃C, o que pode ocorrer a sua formação. As altas temperaturas também são responsáveis pela dissolução da maioria dos precipitados fazendo com que possa ocorrer transformação de fase em temperaturas mais baixas no resfriamento. Consequentemente, existirá o aumento da dureza tornando a região mais frágil.

Na ZTA de grãos finos, temperaturas entre 850 °C e 1100 °C podem ser observadas. Nessas temperaturas que ocorrem o início da formação de austenita, entretanto, devido à baixa exposição nesse nível de temperatura e a não dissolução dos precipitados, ocorre o bloqueio do crescimento de grãos.

Na região intercrítica da ZTA, somente as áreas ricas em ferrita sofrerão alteração para a austenita. A depender do aço que está sendo utilizado no processo de solda, se possui concentrações próximas de 0,76 % em peso de Fe₃C, haverá maior formação da austenita. De qualquer forma, essa será uma região formada por microestrutura mista.

A região onde não serão notadas alterações oriundas do processo de solda é a região da zona subcrítica da ZTA, visto que as baixas temperaturas não são capazes de provocar

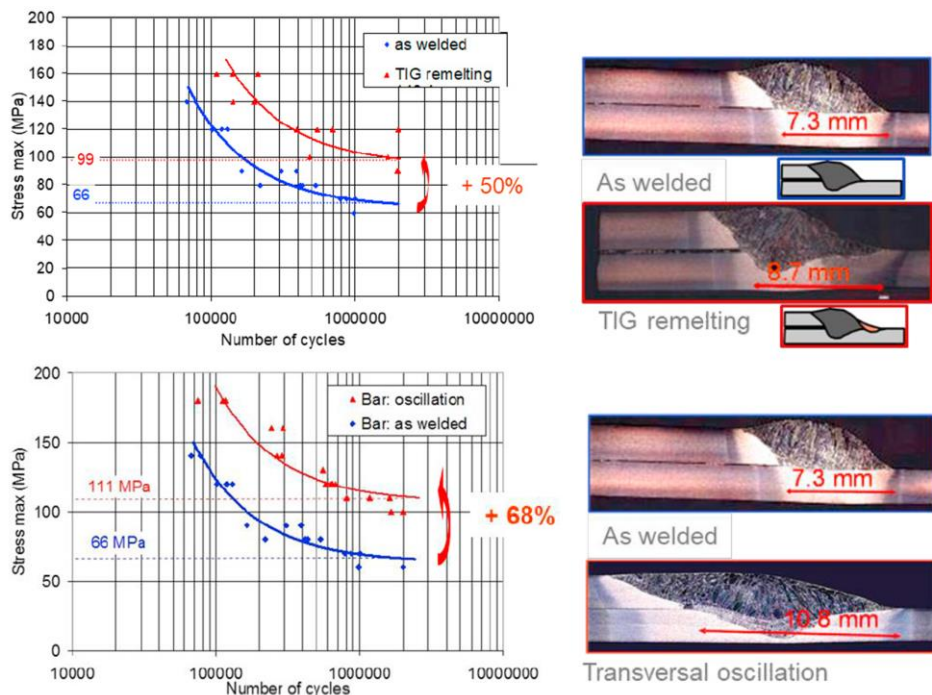
alteração no material, a não ser que esse possua concentrações menores ou iguais a 0.022% em peso de Fe_3C .

3.5.3 Influência da Solda na Resistência à Fadiga

Tensões residuais surgem nas peças soldadas devido ao fenômeno da dilatação térmica, causado pelo calor gerado durante o processo. Ocorre um aquecimento heterogêneo variando a temperatura de acordo com a variação do caminho que a fonte de calor faz durante o processo de soldagem, gerando tensões trativas e compressivas na peça. Se a resultante entre essas forças de tração e compressão não é nula, surgem, assim, as tensões residuais (CODOGNOTTO; CARDOSO JUNIOR, 2011).

Estudos recentes como os apresentados por Al-Karawi, Polach e Al-Emrani (2021) de uma técnica de impacto mecânico de alta frequência (HFMI) capaz de induzir uma tensão residual compressiva ao pé da solda, aumentando o número de ciclos para vida em fadiga. Com o trabalho apresentado por DUCHET *et al.* (2019) com a aplicação de ressoldagem com processo TIG, ou soldagem por oscilação transversal, ou pós-tratamento por *shot-peening*, vêm sendo realizados por meios experimentais como técnicas de pós tratamento em processo de soldagem que visam minimizar os fatores de concentrador de tensão, que são maléficis aos componentes, a fim de aumentar a vida em fadiga das estruturas soldadas. A figura 21 apresenta um comparativo entre processos de tratamento de solda.

Figura 21 – Comparativo de vida em fadiga com processo de tratamento por ressoldagem com TIG e soldagem por oscilação transversal



Fonte: (DUCHET *et al.*, 2019)

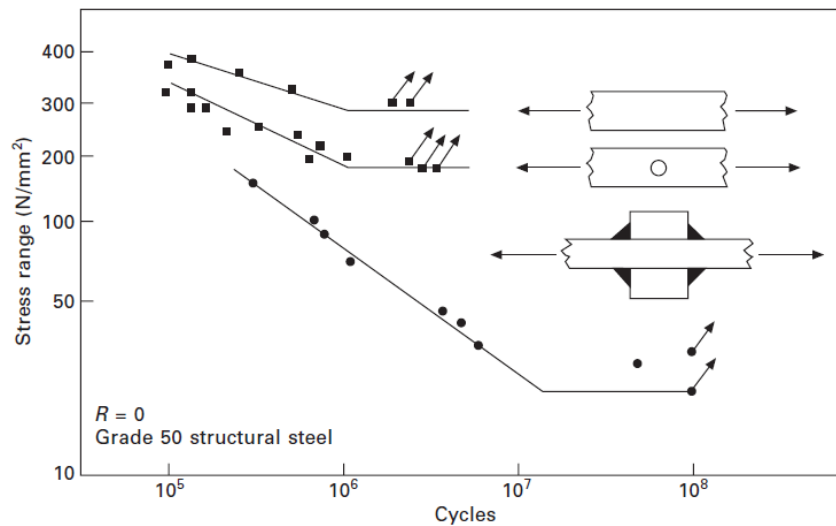
No entanto, técnicas como essa nem sempre são utilizadas no setor automotivo, uma vez que, mesmo obtendo ganhos, a depender da técnica, aumenta-se o custo de produção impactando na competitividade. Os componentes veiculares são projetados de modo a não permitirem nenhuma falha e nucleação de trincas é um fenômeno indesejáveis. Mesmo estimando para qual atividade o veículo (nesse caso, caminhão) será destinado, torna-se inviável e quase impossível identificar o real carregamento cíclico e controlar a propagação das trincas em todas as frotas de caminhões espalhadas pelo país, além do que, sabe-se que modificações são feitas por parte do usuário a fim de que atendam suas necessidades, sem o consentimento do fabricante. Por isso, as peças geralmente são projetadas de acordo com um padrão de vida estipulado para o produto e entende-se que trincas ocorridas dentro do prazo de vida segura não são aceitas para a liberação do projeto do componente.

Estudos relacionados à resistência à fadiga em juntas soldadas têm ganhado destaque em diversas áreas da engenharia. Alguns deles mostram a preocupação com juntas soldadas sob diferentes formas de carregamento (BAIK; YAMADA; ISHIKAWA, 2008; PEDERSEN, 2018).

É quase impossível abster-se da presença de defeitos em estruturas metálicas, sobretudo quando essas se tratam de uniões soldadas (ALVES *et al.*, 2016). Pode-se dizer que os concentradores de tensão atuam como multiplicadores da tensão nominal nos pontos

onde estão localizados. Para juntas soldadas, esses concentradores guardam relações importantíssimas com a vida em fadiga do componente (MÉNDEZ *et al.*, 2017). A figura 22 mostra a comparação da curva da vida em fadiga do material sob influência de solda e um material livre de solda.

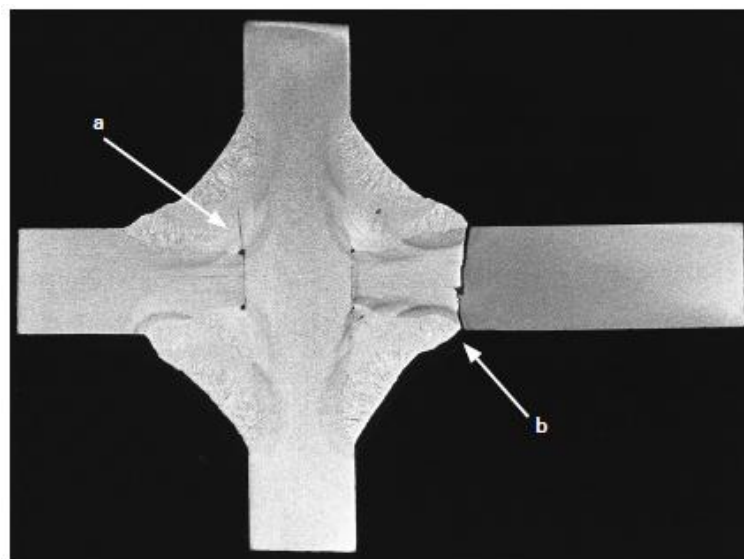
Figura 22 – Efeito da solda na resistência a fadiga



Fonte: (MADDOX, 2011)

Em estruturas soldadas, pode ocorrer a nucleação da trinca tanto na raiz, como no pé da solda conforme apresentado na figura 23.

Figura 23 – Trincas por fadiga em junta soldada por filete. (a) crescimento da trinca pela raiz da solda; (b) crescimento da trinca pelo pé da solda.



Fonte: (MADDOX, 2011)

Porém, as trincas que iniciam na raiz da solda são muito mais difíceis de identificar. A lista a seguir fornece uma visão geral das causas típicas de falha por fadiga em estruturas soldadas (KÜHN *et al.*, 2008)

- solda fraca ou defeitos de solda (fabricação);
- falta de fusão (fabricação);
- porosidade (processo de soldagem)
- trincas frias (condições ambientais);
- restrição (imperfeição geométrica, distorção, flexão fora do plano);
- vibração (frequência de excitação gerada por outros componentes);
- mudança geométrica
- mordeduras

4 MATERIAL E MÉTODOS

4.1 MATERIAL

O aço microligado LNE 380 faz parte da família de aços LNE e foi gentilmente cedido pelo departamento de desenvolvimento de peças protótipos juntamente com a área de Engenharia de Veículo Completo (EVC) da empresa VWCO para a realização do estudo. O material foi recebido na forma de chapa no tamanho de 1000 x 1200 mm, com espessura de 3 mm.

4.1.1 Aço Base Utilizado no Projeto

A escolha desse material está atrelada a diversos fatores de projetos de engenharia, podendo citar alguns deles como suas propriedades monotônicas e cíclicas que, quando comparadas a outros aços da mesma família (LNE 280, LNE 500, LNE 600), apresentam melhor custo-benefício relacionado ao que diz respeito à vida em fadiga e sendo o aço predominante na fabricação de peças para caminhões.

A sua fabricação respeita os requisitos da norma ABNT NBR 6656 (ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS, 2016) que regulamenta requisitos como composição química, propriedades mecânicas, dentre outros. Na tabela 09, visualiza-se algumas das propriedades mecânicas do aço LNE 380 conforme requisitos de norma.

Tabela 09 – Propriedades mecânicas aço LNE 380

GRAU	Limite de escoamento MPa	Limite de resistência MPa	Alongamento mínimo %
LNE 380	380 a 530	460 a 600	23

Fonte: (adaptado pelo autor de ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS, 2016, p. 7)

Ao que diz respeito sobre a composição química do aço LNE 380, a tabela 10 apresenta os elementos que compõem o aço em questão bem como a sua porcentagem máxima admitida e medida em peso.

Tabela 10 – Composição química (% em peso) do aço microligado LNE 380 de acordo com a norma

ELEMENTOS	C	Mn	Si	P	S	Al	Nb	V	Ti	Mo	B
	máx.	máx.	máx.	máx.	máx.	min.	máx.	máx.	máx.	máx.	máx.
GRAU LNE 380	0,12	1,2	0,35	0,025	0,015	0,015	0,12	0,12	0,2	-	-

Fonte: (adaptado pelo autor de ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS, 2016, p. 6)

A composição química possui requisitos para análise de amostra de panela e o somatório dos elementos dos teores de Nb, Ti e V devem estar contidos entre 0,010% e 0,22%. A tabela 11 apresenta os valores de composição química do aço conforme recebido e mostra que material apresenta composições químicas dentro dos parâmetros estabelecidos em norma, estando apto para os ensaios.

Tabela 11 – Composição química (% em peso) do aço LNE 380 conforme recebido

	C	MN	Si	P	S	Al	Cu
Elementos	0,08	0,880	0,020	0,014	0,003	0,029	0,010
	Ni	Cr	Nb	V	Ti	Mo	B
	0,010	0,010	0,031	0,001	0,001	-	-

Fonte: (ABC AÇO CORTE, 2021)

4.1.2 Especificação do Arame Sólido para Solda

Para as amostras que envolvem solda, foi utilizado como elemento de adição o arame sólido disponível, de classificação AWS A 5.18 ER70S-6, modelo WI M 76 - ER 70S 6, do fabricante WELD-INOX, com 1,00 mm de diâmetro e fornecido em rolos de 15 kg. Os arames são revestidos em cobre e indicados para aço carbono de baixa liga. De acordo com o fabricante, o tipo de arame garante boa soldabilidade e bom acabamento mesmo em condições onde as chapas não estão bem limpas.

O fabricante disponibiliza informações adicionais e garante propriedades mecânicas para o arame sendo resistência mínima à tração de 480 MPa, limite mínimo de escoamento de 400 MPa e alongamento de 22%. Vale ressaltar que o metal de adição não teve suas propriedades mecânicas ensaiadas.

4.2 PARÂMETROS DE SOLDAGEM

As soldas foram feitas utilizando o painel de controle para solda ESAB Aristo U8₂, e fonte de soldagem ESAB Aristo 500 ix, mostrado na figura 24, gás inerte de mistura 23% CO₂ em argônio, por meio do modo de transferência por curto circuito. Os CDPs foram produzidas pela área de protótipos da empresa VWCO.

Figura 24 – Conjunto painel de controle e fonte de soldagem ESAB



Fonte: O autor

Inicialmente, tomou-se como base os parâmetros iniciais de regulagem da máquina de solda, dentre os quais podemos destacar: corrente (I) dado em ampere (A), tensão de arco (V) dado em volt (v) e velocidade do arame (v) dado em metros por minuto (m/min), definidos a partir de trabalhos similares (VOIGT; CUNHA; BOHÓRQUEZ, 2020). Entretanto, as diferenças encontradas entre o trabalho de Voigt, Cunha e Bohórquez (2020) e o proposto para o presente estudo, evidenciaram a necessidade da realização de um estudo mais aprofundado.

Os testes foram realizados com diferentes parâmetros de regulagem no painel de controle, em uma chapa do material LNE 380, de 400x18 mm e retângulos de 20x17 mm, de mesmo material, que foram soldados em posição T, com ângulo de 90° em filete simples. Os parâmetros ensaiados estão descritos na tabela 12. A eficiência térmica (ES) de cada parâmetro foi calculada de acordo com a equação 18, apresentada por Khoshnaw (2023).

$$ES = \eta \cdot \frac{vI}{vel} \quad (18)$$

Sendo a solda efetuada em todos os parâmetros sem a alteração do processo de soldagem, adotou-se η igual a um.

Tabela 12 – Diferentes parâmetros para ajuste do painel de controle de solda.

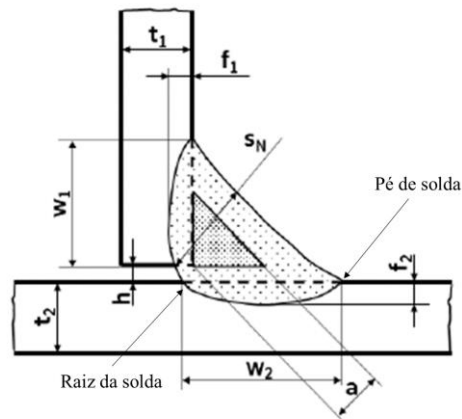
Parâmetro	Velocidade [m/min]	Voltagem [v]	Corrente máxima [A]	Eficiência Térmica [kJ/cm]
1	2,8	16,7	126	0,45
2	3,5	17,5	142	0,43
3	8,5	22,2	215	0,34
4	6,5	20,2	194	0,36
5	5,0	19	172	0,39
6	4,9	18,7	168	0,38
7	3,3	17,2	140	0,44
8	3,0	17	129	0,44
9	4	18	156	0,42
10	3,5	19,5	181	0,61
11	3	19	174	0,66

Fonte: O autor

Após o resfriamento realizado em temperatura ambiente, as amostras foram submetidas a inspeção visual de modo a analisar o aspecto final do cordão de solda. Percebeu-se que ao efetuar o cordão de solda ocorria uma contração na região afetada pelo calor fazendo com que o corpo de prova soldado apresentasse uma leve inclinação. Decidiu-se então realizar um ponto de solda na face oposta ao cordão a fim de garantir o correto dimensionamento dos pontos de controle de solda.

Inicialmente, adotou-se a norma ABNT NBR 8800 (ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS, 2008) como base dos requisitos mínimos para a escolha do parâmetro ideal, controlando o tamanho mínimo da altura/largura do cordão de solda (ou perna) e a distância na raiz da junta, e entre as duas peças soldadas (ou garganta). Entretanto, com o ganho de conhecimento baseado na pesquisa bibliográfica, decidiu-se adotar a norma interna da VWCO (VOLKSWAGEN, 2019) para o controle de solda nos CDPs. A utilização dessa norma garante maior controle do cordão de solda por meio de mais variáveis inseridas como requisitos de aprovação. Os pontos de controles podem ser vistos conforme figura 25.

Figura 25 – Desenho esquemático dos pontos de controle para aprovação do cordão de solda em juntas tipo “T”



Fonte: (adaptado pelo autor de VOLKSWAGEN, 2019)

Por motivo de confidencialidade da empresa, os resultados serão apresentados na forma de porcentagem, sendo 95% o valor mínimo para aceitação do parâmetro.

4.3 PREPARAÇÃO METALOGRÁFICA

Com o intuito de avaliar o MB, a melhor condição de parâmetros de solda e as alterações no material após o processo de soldagem, fez-se necessário a preparação metalográfica das amostras. Foram feitos cortes transversais no cordão solda e longitudinal ao corpo de prova nos diferentes parâmetros ensaiados de modo a observar o seu perfil, por meio da cortadora de precisão BUEHLER modelo IsoMet 1000, apresentada na figura 26, pertencente ao laboratório de metalografia do Departamento de Materiais (DEMAR) da Escola de Engenharia de Lorena (EEL-USP).

Figura 26 – Cortadora metalográfica de precisão BUEHLER modelo IsoMet 1000



Fonte: O autor

Posteriormente, as amostras foram embutidas utilizando a embutideira Panambra-Struers Termopress 2, mostrada na figura 27, utilizando baquelite.

Figura 27 – Embutideira Panambra-Struers Termopress 2



Fonte: O autor

Na sequência, passou-se pelo processo de lixamento com o auxílio da lixadeira/politriz metalográfica da marca Arotec AROPOL-2V apresentada na figura 28. Ambos equipamentos pertencem ao laboratório de metalurgia do DEMAR.

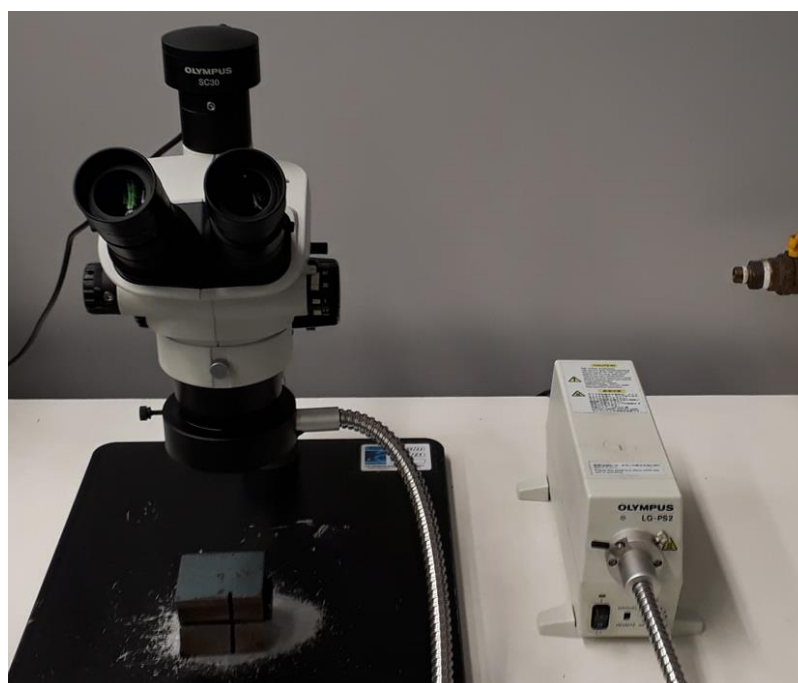
Figura 28 - Lixadeira/politriz metalográfica Arotec AROPOL-2V



Fonte: O autor

Para a etapa de lixamento e polimento, utilizou-se com a sequência de lixas de grão #320, #600, #1200 e #2400, e sendo polida com uma suspensão de sílica coloidal (OPS) de 0,05 μm . As amostras foram preparadas de maneira que a superfície a ser analisada fosse a transversal ao cordão de solda. Após a preparação, as amostras foram atacadas com Nital 5% por cinco segundos e reservadas para a análise macroscópica, que foi posteriormente realizada com o estereoscópio modelo Olympus LG PS-2 pertencente ao laboratório de análise de materiais da VWCO para captação das imagens. A foto do equipamento é apresentada na figura 29.

Figura 29 – Estereoscópio modelo Olympus LG PS-2



Fonte: O autor

4.4 CONFECÇÃO DOS CORPOS DE PROVA

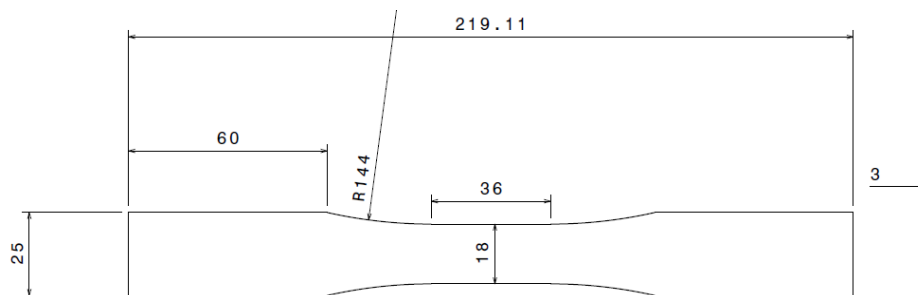
Os CDPs foram confeccionadas com chapas de 3 mm de espessura de acordo com a seção 5.2.2.1 da norma ASTM E466-07 que especifica o *design* da seção de ensaio uniforme (AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, 2007).

O desenho do corpo de prova foi idealizado de modo a adequar-se aos limites máximos do equipamento utilizado para os ensaios de fadiga e confeccionado com o auxílio do programa *CATIA*. Com o arquivo digital, foi possível utilizar a máquina de corte a laser modelo Trulaser 1030, verificada na figura 30, pertencente a área de desenvolvimento de protótipos da empresa VWCO, para a confecção dos CDPs.

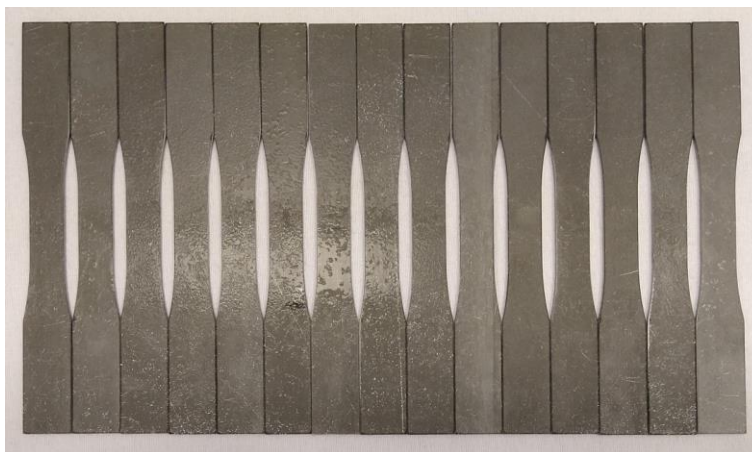
Figura 30 – Máquina de corte a laser modelo Trulaser 1030

Fonte: O autor

Todos os CDPs foram confeccionados com chapa conforme recebido e adotado o sentido longitudinal de laminação da chapa para a realização dos ensaios. As dimensões extadas estão ilustradas na figura 31.

Figura 31 – Corpos de prova apresentado como (a) desenho [mm] e (b) pós processo da máquina de corte

(a)



(b)

Fonte: O autor

É importante ressaltar que esse modelo de CDP atende tanto aos ensaios realizados para obtenção das propriedades monotônicas do material quanto aos ensaios ligados às propriedades cíclicas.

A fim de identificar cada uma das faces do CDP, foi realizada uma marcação superficial em uma delas. Essa solução foi a mais viável, visto que o processo de retirada das amostras da máquina de confecção de corte a laser impossibilitaria a distinção de cada face. Adotou-se como face 1 aquela que não apresenta a marcação superficial e conseqüentemente a face 2 apresentando tal marcação, como mostra a figura 32. Os parâmetros para marcação da superfície já são estabelecidos pela máquina uma vez que se informa espessura de chapa e tipo de material a ser cortado, estando limitados os ajustes manuais de potência para marcação

Figura 32 – Marcação superficial da face 2 durante confecção dos CDPs.



Fonte: O autor

4.5 ENSAIO DE MICRODUREZA *VICKERS* (HV)

O ensaio de dureza foi realizado com o microdurômetro MICROMET 2004 da fabricante BUEHLER, pertencente ao laboratório de metalografia do DEMAR na EEL-USP conforme mostra figura 33.

Figura 33 – Microdurômetro da BUEHLER modelo MICROMET 2004

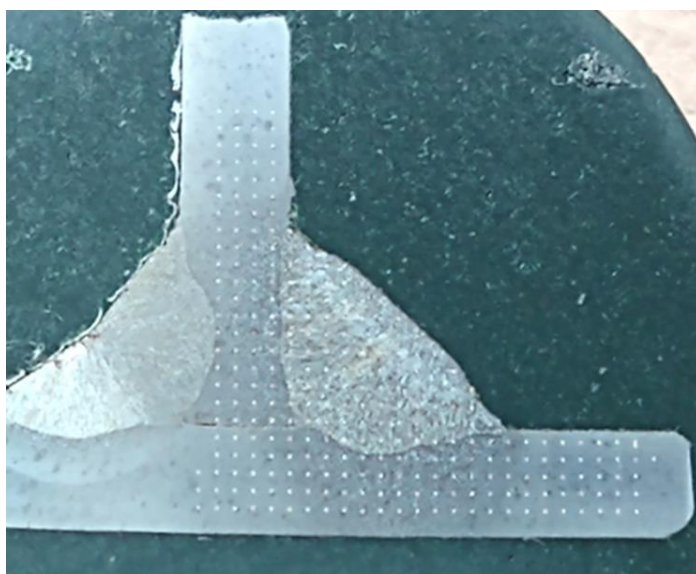


Fonte: O autor

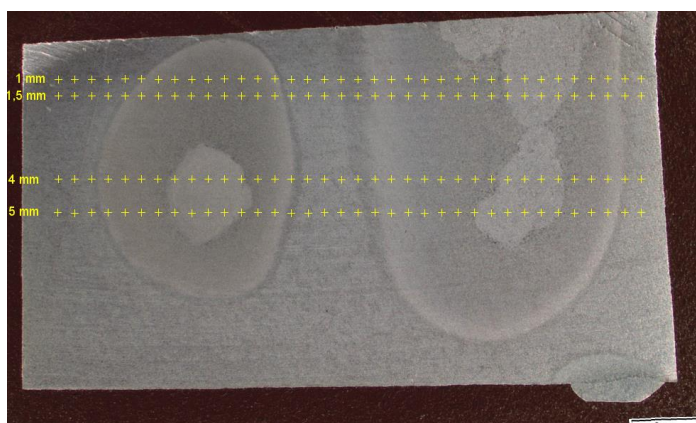
Os parâmetros do ensaio foram escolhidos com base em trabalhos anteriores já realizados com esse mesmo material, sendo 100 gf como carga aplicada por um tempo de 10 segundos, com espaçamento de 0,5 mm entre as identações. A amostra utilizada no ensaio foi tal qual aquela utilizada para definir os parâmetros de solda por meio do estereoscópio.

Escolheu-se realizar o ensaio de microdureza em dois perfis diferentes: no primeiro, realizou-se um corte longitudinal na amostra permitindo avaliar as regiões do MB, ZTA e metal de adição da solda. Tal perfil foi proposto a fim de analisar a região do cordão de solda bem como suas interfaces; o segundo perfil foi adotado na face e surgiu do interesse de entender a microdureza na superfície do CDP. A figura 34 retrata ambos os perfis de solda adotados no trabalho.

Figura 34 – Perfil de microdureza da (a) vista longitudinal e (b) face da região soldada



(a)



(b)

No perfil longitudinal foram coletados um total de 287 pontos enquanto no ensaio realizado na face da amostra, coletou-se 136 pontos.

4.6 ENSAIO DE TRAÇÃO

Os ensaios de tração foram executados no laboratório de ensaios mecânicos do DEMAR na EEL-USP, conforme norma ASTM E8/E8M (ASTM, 2016). O equipamento utilizado para o ensaio foi a máquina universal de ensaios mecânicos eletromecânica da EMIC modelo DL10000, com capacidade máxima de 100 kN que pode ser visto na figura 35.

Figura 35 – Máquina universal de ensaios mecânicos EMIC modelo DL10000

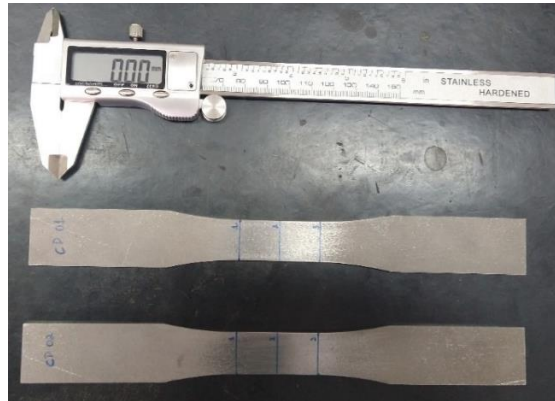


Fonte: O autor

Para o ensaio, foram utilizados dois CDPs e, antes do início do teste, ambos foram preparados e lixados levemente na seção uniforme de ensaio de modo a arredondar suas arestas, geradas por consequência do processo de fabricação na máquina de corte a laser. Posteriormente à preparação, foram realizadas três medições com o auxílio de um paquímetro digital, em diferentes pontos da seção uniforme de ensaio, tanto na largura quanto na espessura, para obter a média desses valores como parâmetro inicial exigido pelo

programa de controle do equipamento. O comprimento inicial (L_0) foi determinado como 36 mm e marcado no centro da seção útil de ensaio da amostra a fim de determinar o alongamento final (L_f) no final do ensaio. Os CDPs são mostrados na figura 36, juntamente com o paquímetro utilizado para a medição da seção.

Figura 36 – Corpos de prova para ensaio de tração



Fonte: O autor

A aquisição dos dados ocorreu com auxílio do mesmo programa de controle utilizado para comandar a máquina de ensaios. Utilizou-se como parâmetro de velocidade de deslocamento a taxa de 4mm/min, e o extensômetro modelo EMIC de 25 mm foi o transdutor utilizado para o ensaio.

Após a finalização dos testes, os CDPs foram levados ao projetor de perfil PANTEC PJ3150 pertencente DEMAR para medição da redução da área da seção de ensaio. A figura 37 mostra o projetor utilizado. Também se utilizou da média de três pontos próximo a região de fratura para determinar a espessura final do CDP.

Figura 37 – Projetor de perfil PANTEC PJ3150



Fonte: O autor

O alongamento final dos CDPs também foi medido unindo-se as duas partes da amostra fraturada e utilizando um paquímetro digital como instrumento de medição. A medição do alongamento final faz-se necessário uma vez que, através desse resultado, é possível conhecer a área da seção final bem como a redução de área da amostra, possibilitando a comparação com ensaios de outros materiais.

Em posse dos resultados de ensaios e medições dos CDPs, posterior a fratura, os dados foram pós processados com o auxílio dos programas *Microsoft Office Excel* e *Origin 2018*, a fim de que pudesse obter as propriedades monotônicas do material, tais como módulo de elasticidade, limite de escoamento, limite de resistência à tração, limite de ruptura, alongamento e deformação final. Propriedades da curva tensão-deformação verdadeira também puderam ser obtidas.

Os dados foram recebidos em formato *.txt com valores referentes à aplicação de força, (medido em Newton) e alongamento (medido em mm). Para a obtenção dos dados de tensão em MPa, os cálculos foram feitos de acordo com a equação 19, para tensão de engenharia:

$$\sigma = \frac{P}{A_0} \quad (19)$$

Para a obtenção da deformação referente ao CDP, os dados foram divididos pelo comprimento inicial, correspondente aos 25 mm de abertura do extensômetro.

4.6.1 Curva Tensão-Deformação de Engenharia

Por meio da curva tensão-deformação de engenharia foi possível calcular propriedades do material, tais como: limite de escoamento, limite de resistência à tração, deformação, módulo de elasticidade, tensão de ruptura, porcentagem de redução de área, resiliência e tenacidade. Embora nem todas as propriedades calculadas possuíssem participação expressiva no presente estudo, suas menções no trabalho as tornam importantes uma vez que o conhecimento adquirido possa ser compartilhado e comparado com trabalhos futuros que possam surgir a partir desse.

Começando pela determinação do limite de escoamento (σ_e), estudos recentes, como feito por Elisei (2008), utilizaram o método *off-set* 0,2% para sua determinação. Outro apresentado por Carvalho (2018), extrai o valor de uma média dos pontos de menor valor do

patamar inferior do escoamento antes da retomada crescente no valor da tensão na curva. A metodologia utilizada para definir o limite de escoamento nesse trabalho foi a de menor valor encontrado no limite inferior dentro do patamar de escoamento. Os dados foram inseridos no programa *Origin 2018* e foi possível realizar a escolha desse ponto por meio de observações feitas diretamente no gráfico gerado pelo programa.

Para o limite de resistência à tração (σ_u), é conhecido que este é determinado pelo ponto máximo da curva tensão-deformação. Logo, com o auxílio do programa *Excel*, utilizou-se a função “máximo” para determinar o maior valor de tensão entre todos os pontos da curva. Entretanto, sabe-se que esse valor deve estar contido na região de estrição e por isso, foi verificado se de fato o valor retornado pela função correspondia ao valor máximo mostrado na região de estrição do gráfico.

A deformação (ε) é uma propriedade que foi calculada ponto a ponto a partir dos valores de deslocamento medidos pelo extensômetro. A equação 20 descreve como os valores de ε foram calculados, para deformação de engenharia:

$$\varepsilon = \frac{L_f - L_0}{L_0} = \frac{\Delta l}{L_0} \quad (20)$$

Conhecendo a abertura inicial (L_0) do extensômetro (25 mm), define-se que o comprimento inicial corresponde a essa abertura e o comprimento final (L_f) é dado pela soma do deslocamento instantâneo com o valor L_0 , sendo a equação 20 aplicada individualmente em todos os pontos medidos no ensaio. A deformação é adimensional, usualmente expressa por mm/mm. Em catálogos de fabricantes e relatórios técnicos, é comum encontrar resultados com valores expressos em % de alongamento, que é o produto da deformação por 100.

Para a determinação do módulo de elasticidade (E), baseou-se no anexo A.4.7 da norma ABNT NBR ISO 6892-1 (ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS, 2013) que recomenda o método de regressão linear considerando os dados a partir de 10% do limite inferior até 50% do limite superior. Para isso, foi utilizado o programa *Excel* e após a construção do gráfico, utilizou-se da ferramenta “linha de tendência” para encontrar a equação da reta, sendo o coeficiente angular dessa equação o valor referente ao módulo de elasticidade, dado em MPa. Por conveniência, os resultados foram apresentados em GPa, sendo esta a unidade mais comumente utilizada. O módulo de elasticidade foi definido com relação aos dados do CDP-02, uma vez que ocorreu

escorregamento do CDP-01 durante o ensaio impossibilitando a realização do método de regressão linear de forma confiável.

A tensão de ruptura (σ_r) foi determinada pelo penúltimo ponto dos dados do ensaio. Esse ponto foi escolhido devido ao descarte dos pontos seguintes que não condiziam com os valores reais do ensaio. Considerando o atraso do equipamento em reconhecer a fratura do CDP, este ainda continua a registrar pontos para o ensaio mesmo após o rompimento. Como são poucos pontos aquisitados, a visualização desse fenômeno se torna de fácil identificação quando a curva é analisada graficamente. Utilizou-se o *Excel* como ferramenta gráfica.

A redução de área (%*RA*) foi calculada conforme equação 21 que tem como base os valores de área do CDP antes do ensaio e após o rompimento.

$$\%RA = \frac{(A_0 - A_f)}{A_0} \quad (21)$$

A resiliência (U_r) e a tenacidade (U_T) representam a energia absorvida durante a deformação, sendo determinada pela área do gráfico abaixo do regime elástico e a área total do gráfico, respectivamente. Ambas as propriedades foram apresentadas em kJ/m³ com o intuito de facilitar a visualização.

4.6.2 Curva Tensão-Deformação Verdadeira

Das propriedades obtidas na curva tensão-deformação de engenharia, foi possível calcular as propriedades da curva tensão-deformação verdadeira, a começar da deformação verdadeira ($\tilde{\epsilon}$) que foi calculada por meio da equação 22, e expressa em mm.

$$\tilde{\epsilon} = \ln(1 + \epsilon) \quad (22)$$

Já a tensão verdadeira ($\tilde{\sigma}$), foi obtida por meio da equação 23, que utiliza os dados de tensão de engenharia e os dados de deformação de engenharia:

$$\tilde{\sigma} = \sigma(1 + \epsilon) \quad (23)$$

Utilizou-se o programa *Excel* para a construção gráfica da curva tensão-deformação verdadeira, sendo esta apresentada com os dados de tensão verdadeira até o início da estricção.

Tendo as propriedades $\tilde{\epsilon}$ e $\tilde{\sigma}$ calculadas, foi possível determinar os coeficientes de resistência (k) e de encruamento (n) selecionando os dados da região final do escoamento até o início da estricção do CDP. A seleção dos pontos foi feita por meio da análise do gráfico construído no *Excel* e, posteriormente, obteve-se o valor logarítmico de cada ponto, tanto para $\tilde{\epsilon}$ quanto para a $\tilde{\sigma}$, e construiu-se um gráfico de modo a obter a regressão linear dessa curva. Assim, o valor do coeficiente angular representa o “n” e o valor do coeficiente linear representa o log do coeficiente “k”, que por sua vez foi elevado como potência na base 10 para a determinação de k da equação de Hollomon.

Para a tensão de ruptura verdadeira ($\tilde{\sigma}_{ruptura}$), utilizou-se o valor da força no instante de ruptura do CDP e os dados da área final da região do estricção obtidos após o ensaio, realizando a operação de divisão de força pela área.

4.7 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL

Para a caracterização microestrutural, utilizou-se mais uma vez a amostra já preparada anteriormente para a definição dos parâmetros de solda e ensaio de microdureza. Optou-se por utilizar a mesma amostra visando eliminar possíveis variações decorrente do processo de solda. As imagens foram captadas via microscópio óptico modelo Olympus BX61 com ampliações de até 500x e programa de captura *Stream Motion*, pertencente ao laboratório de análises de materiais da VWCO, conforme mostrado na figura 38.

Figura 38 – Microscópio óptico Olympus BX61

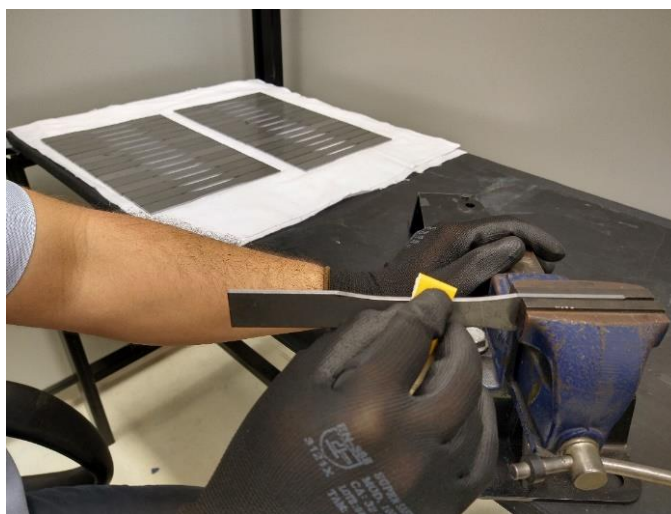


Fonte: O autor

4.8 PREPARAÇÃO DOS CDPS PARA ENSAIO DE FADIGA DO METAL BASE

Os CDPs foram devidamente preparados pelo mestrando Fábio Notz para o ensaio de fadiga a fim de reduzir os concentradores de tensão na seção de teste. Esses concentradores são inerentes do processo pelo qual as amostras foram fabricadas. A preparação das amostras pode ser vista na figura 39.

Figura 39 – Preparação dos CDPs para o ensaio de fadiga axial.



Fonte: O autor

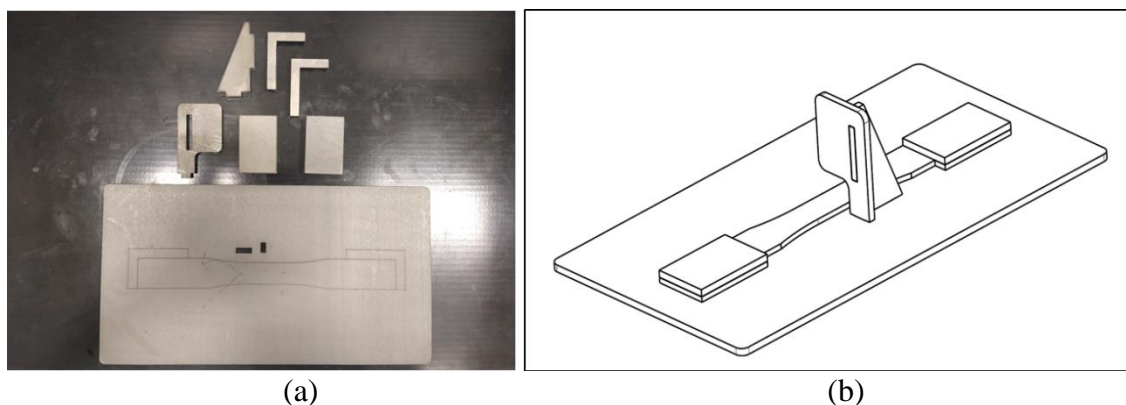
Utilizou-se para a realização da tarefa uma morsa e lixas de grão #400, escolhida com o intuito de realizar movimentos leves sem que houvesse alterações nas dimensões das amostras. Tomou-se também o devido cuidado em posicionar os CDPs na mesma região, que posteriormente, foi utilizada para o engaste no equipamento de ensaio

4.9 PREPARAÇÃO DOS CDPS SUBMETIDOS AO PROCESSO DE SOLDAGEM

Os CDPs foram submetidos ao processo de soldagem manual e utilizando uma pequena chapa retangular do aço proposto medindo 50 mm de comprimento por 18 mm de largura. Posicionando-a perpendicularmente no centro do CDP, promoveu-se a união entre as chapas por um cordão de solda em um dos lados por toda a extensão da peça. A solda foi realizada dentro das dependências da VWCO pela área de desenvolvimento de protótipos, sob uma junta em ângulo de 90° na posição T, cujo modelo foi mencionado anteriormente. Para garantir o posicionamento do CDP soldado, foi dimensionado em diferentes partes um gabarito que auxiliou o operador de solda a garantir o mesmo posicionamento da peça de

topo em todas as amostras. O gabarito foi desenhado no programa *CATIA*, confeccionado pela máquina de corte a laser e montado na sua forma final momentos antes da realização do processo de soldagem, conforme pode ser visto na figura 40.

Figura 40 – Peças que compõem o (a) gabarito de solda e (b) desenho do dispositivo montado para uso



Fonte: O autor

Utilizando o gabarito, percebeu-se que era possível confeccionar corpos de prova sem utilizar o ponto de solda para controle de dimensionamento. Dessa forma, corpos de prova sem pontos de solda de posição foram confeccionados e posteriormente estudados a variação do processo de soldagem para os dados de fadiga.

4.10 PREPARAÇÃO DOS CDPS INSTRUMENTADOS

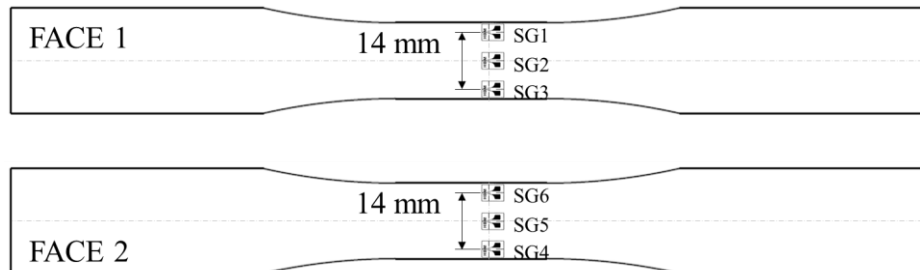
Alguns CDPs do MB e sob influência de solda foram instrumentados com SGs e submetidos a ensaios de fadiga, realizando a coleta de dados durante todo o ensaio. Ambas as amostras foram preparadas e instrumentadas pelo mestrando Fábio Notz, com SGs uniaxiais da marca HBM, dos modelos 1-LY41-0,6/120 e 1-CLY41-3/120ZE, com calibração de *gage factor* (GF) = 1,73 e 2,05, respectivamente. A aplicação dos sensores foi feita com base na experiência e conhecimento que o mestrando possui nesse determinado tipo de atividade.

Os SGs foram posicionados nos diferentes CDPs de maneira idênticas. Buscou-se coletar dados em ambas as faces a fim de identificar as diferentes mudanças de deformação ocorridas ao longo do ensaio.

As amostras do MB foram ensaiadas e monitoradas com seis SGs. Foram posicionados quatro sensores nas extremidades da seção de ensaio no sentido transversal, sendo dois SGs em cada face com distância entre centros de 14 mm e outros dois

posicionados com o centro do *grid* alinhado à divisão central do CDP. A figura 41 apresenta as medidas de posicionamento dos SGs, dadas em mm.

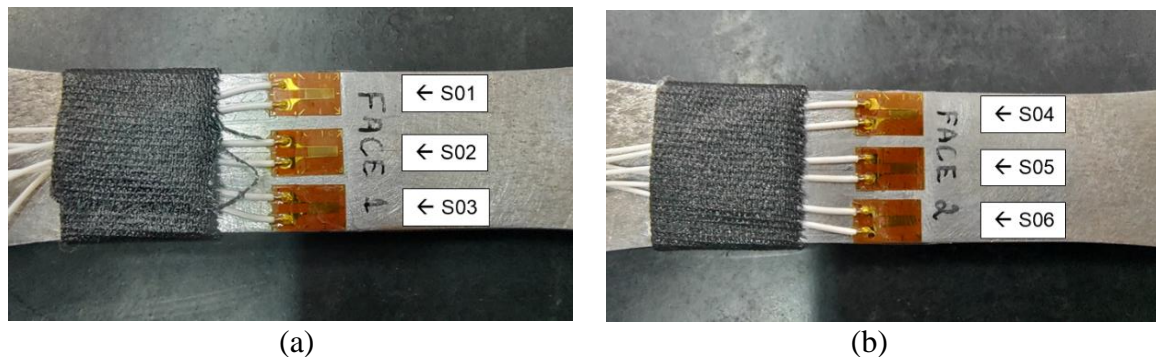
Figura 41 – Dimensões do posicionamento dos SGs no CDP do metal base



Fonte: O autor

Os SGs podem ser visualizados em pares sendo S1 e S6, S2 e S5 e S3 e S4. Todos os sensores correspondem ao modelo 1-CLY41-3/120ZE. A figura 42 mostra a condição da amostra preparada para o teste.

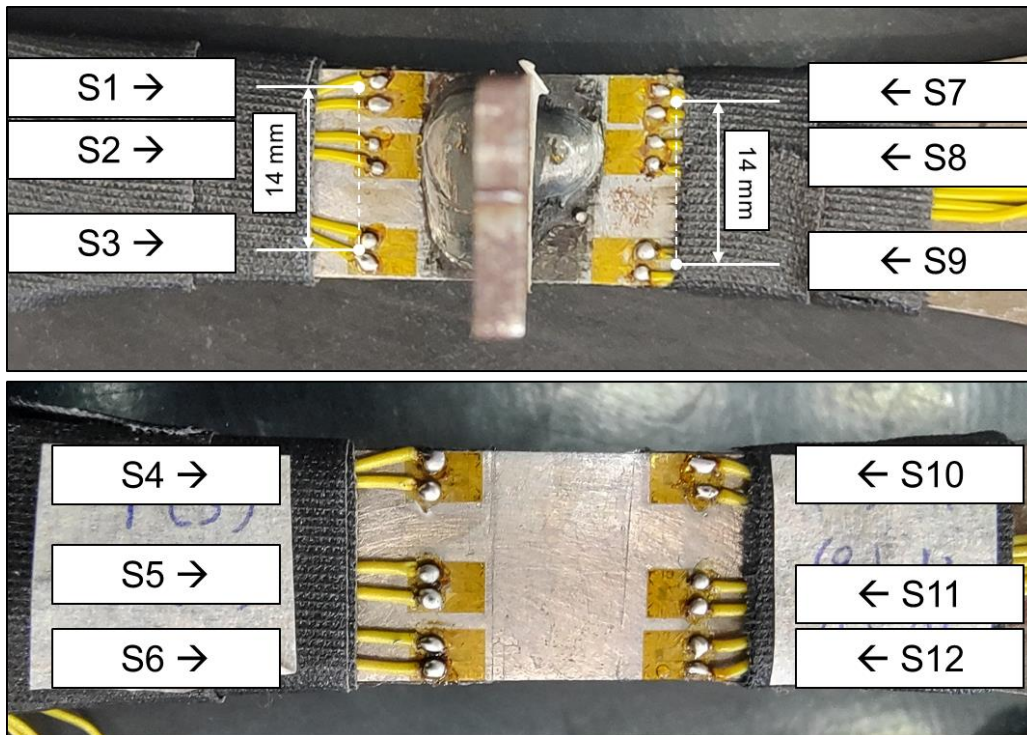
Figura 42 – Amostras do MB instrumentadas com 6 SGs, sendo (a) SGs 1, 2 e 3 na face 1 e (b) SGs 4, 5 e 6 na face 2



Fonte: O autor

Para as amostras soldadas, foram utilizados 12 SGs, visando monitorar diferentes regiões do CDP sob influência da solda. A figura 43 apresenta a distribuição dos sensores no CDP soldado com ponto de solda.

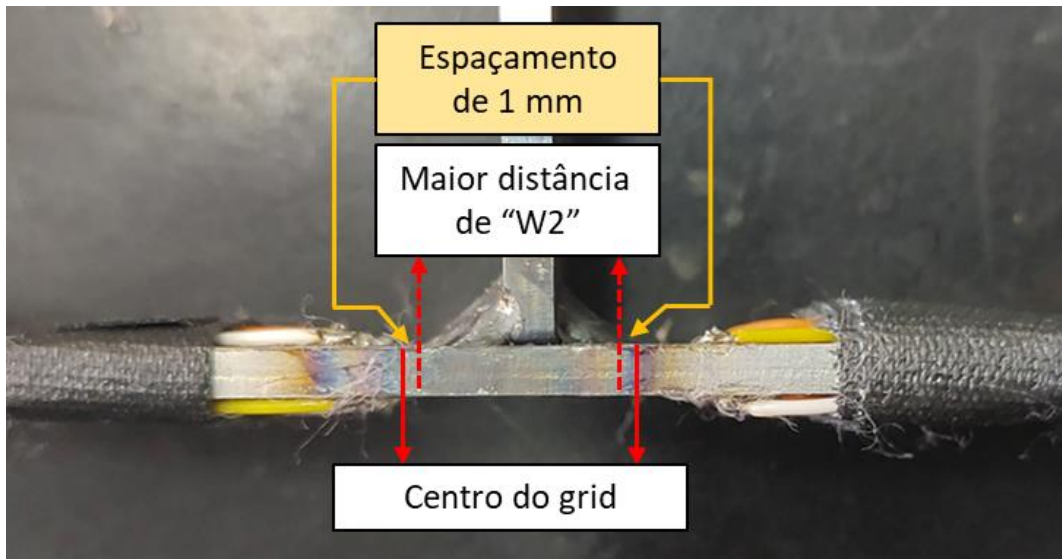
Figura 43 – Posicionamento dos SGs no CDP do metal soldado com ponto de solda



Fonte: O autor.

Assim como realizado nas amostras de MB, também nos CDPs metal soldado, foram posicionados SGs nas extremidades, sendo oito no total, quatro em cada face. Traçou-se uma linha paralela à peça soldada considerando a maior distância de w_2 , conforme mostrado anteriormente na seção 4.2, tanto para o ponto quanto para o cordão de solda, e tomou-se as extremidades da seção transversal do CDP como referência para o posicionamento dos SGs, estando os centros dos *grids* dos sensores a uma distância de 14 mm. Os outros quatro SGs foram posicionados alinhados ao sentido longitudinal da amostra, dois aplicados na face com solda e dois na face oposta. Para a face soldada, adotou-se o alinhamento dos sensores no sentido transversal também com base na maior distância w_2 . O centro do *grid* do sensor encontra-se posicionado a 1 mm do começo da solda. A figura 44 mostra de forma transversal o posicionamento do centro do *grid* dos SGs. Foi utilizado o modelo 1-LY41-0,6/120 de SG para os 12 pontos de instrumentação.

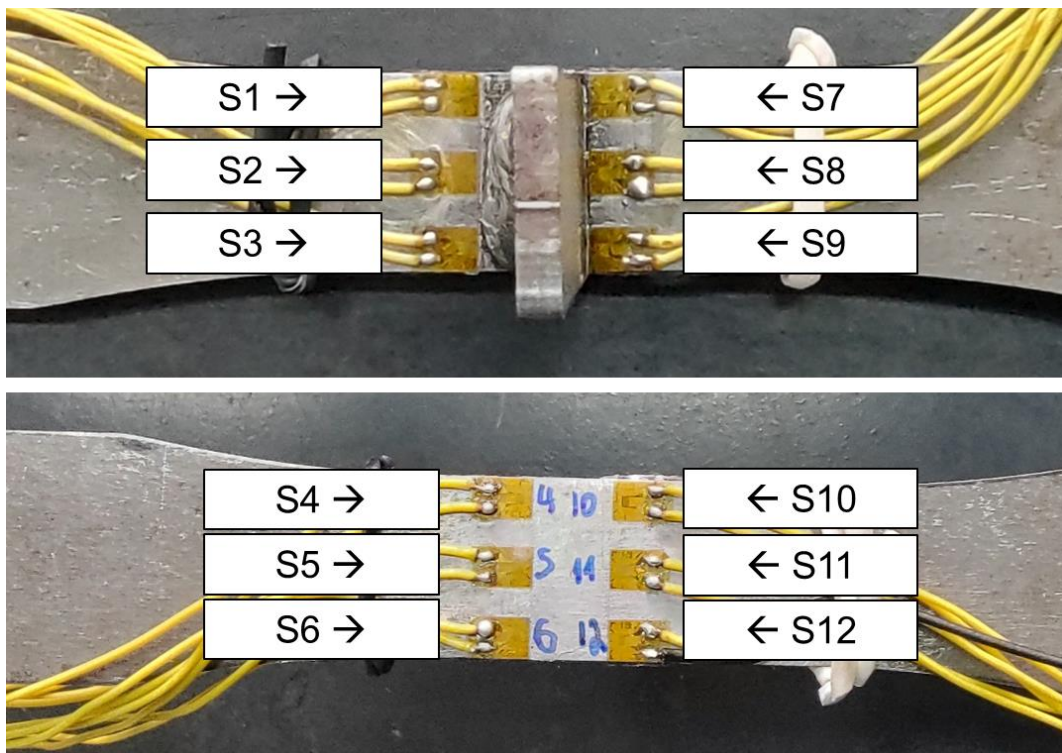
Figura 44 – Distância do centro do *grid* dos SGs em relação ao maior tamanho de w_2 do cordão de solda, na condição de CDP de metal soldado com ponto



Fonte: O autor

Para a peça somente com o cordão de solda (sem ponto), também foram utilizados 12 SGs e adotou-se o mesmo posicionamento do CDP do metal soldado com ponto, na região do cordão. A figura 45 mostra o posicionamento dos SGs para o CDP soldado sem ponto de posição.

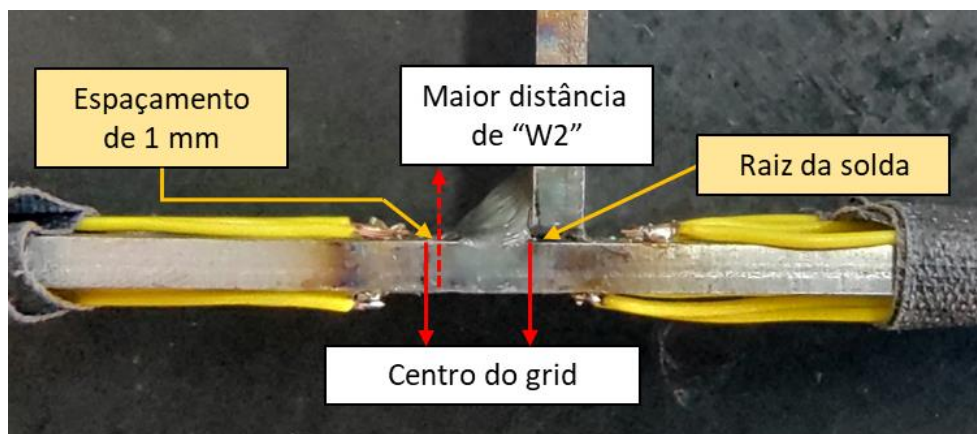
Figura 45 – Posicionamento dos SGs no CDP metal soldado sem ponto de solda



Fonte: O autor

Destaca-se o posicionamento dos SGs S7 até S12. Aqueles numerados de S7 até S9 foram posicionados encostados na peça de adição para solda, na face soldada. Já os sensores de S10 até S12 foram posicionados na face oposta, alinhados com a raiz da solda. Buscou-se com esse posicionamento monitorar a deformação nesse ponto caso o início da trinca ocorresse pela raiz da solda. A figura 46 ilustra a posição do centro do grid dos SGs.

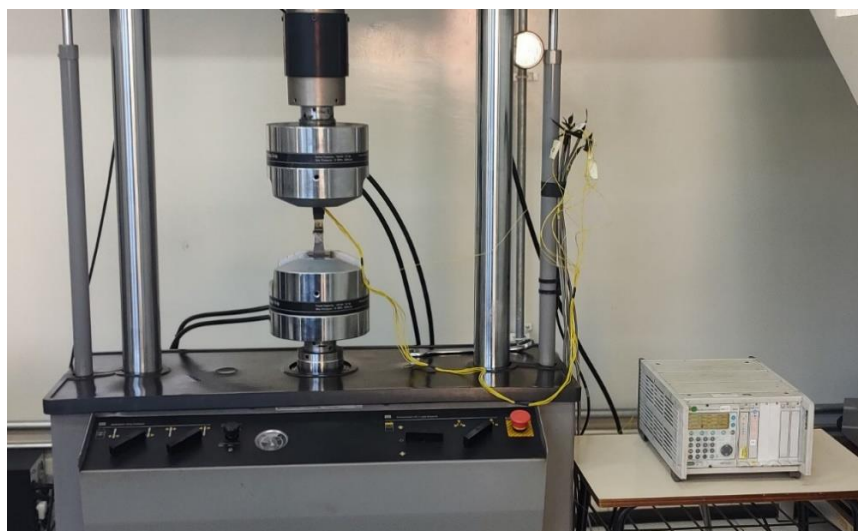
Figura 46 – Posicionamento dos SGs S10, S11 e S12 com centro do *grid* alinhado com a raiz da solda



Fonte: O autor

Contou-se com a colaboração da empresa VWCO em disponibilizar tanto os SGs quanto o equipamento de aquisição de dados, marca HBM e modelo MGC Plus para a realização do procedimento. Os dados foram coletados ao longo de todo o ensaio com uma frequência de 1200 Hz. Observa-se na figura 47 o conjunto montado na máquina de ensaio de fadiga pertencente ao DEMAR.

Figura 47 – Amostras instrumentadas submetidas ao ensaio de fadiga



Fonte: O autor

4.11 RUGOSIDADE

A rugosidade, sendo uma irregularidade na superfície de uma peça, atua como concentrador de tensão resultando um início de trinca superficial (Lee *et al.*, 2005).

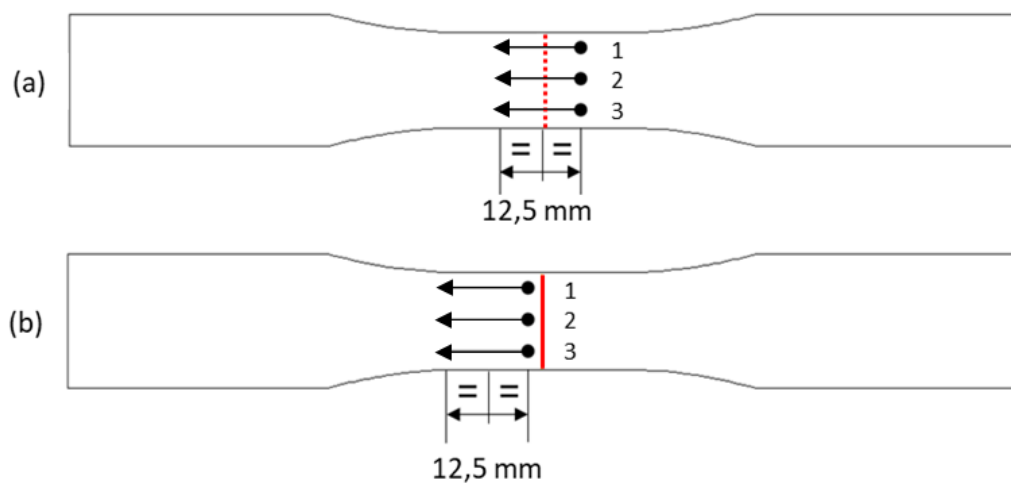
Ensaio de rugosidade foram realizados pelo mestrando Fábio Notz, no laboratório de medidas da VWCO, em cinco amostras do MB utilizando o rugosímetro portátil, modelo Mitutoyo SJ-201 com calibração *cut off* 2,5 x 5 mm, sendo esse mostrado na figura 48. Os ensaios foram realizados no sentido longitudinal do CDP e buscaram obter dados da rugosidade média aritmética (Ra). A figura 49 mostra o perfil adotado para o ensaio.

Figura 48 – Rugosímetro portátil Mitutoyo SJ-201



Fonte: O autor

Figura 49 – Ilustração do perfil de análise da face 1, sem marca (a) e face 2, com marca (b)



Fonte: O autor

A coleta dos dados foi realizada em ambas as faces do CDP, sendo a face 1 com dados coletados na posição central em relação ao sentido transversal e na face 2 com dados coletados a partir do centro, de modo a evitar que a medição fosse imprecisa pelo fato do CDP possuir a marca para identificação da face. Com o intuito de aumentar a amostragem dos dados, optou-se também por realizar o ensaio em três diferentes pontos dos CDPs.

4.12 ENSAIOS DE FADIGA

Os ensaios de fadiga foram realizados no laboratório de ensaios mecânicos do DEMAR na EEL/USP utilizando o sistema servo-hidráulico MTS 810.23M, com onda senoidal de amplitude constante com razão de carga de $R = 0,1$, de acordo com o especificado na norma ASTM E466 (ASTM, 2007).

As cargas iniciais do ensaio foram consideradas com base na curva S-N estimada, visualizado em um gráfico de linear-log para amplitude reversa (σ_a) pelo número de ciclos para falha (N_f), conforme proposto por Lee *et al.* (2005), considerando σ_{1000} para a σ_a em fadiga de baixo ciclo com $N_f = 10^3$ ciclos e σ_f para resistência à fadiga com $N_f = 10^6$ ciclos. No presente trabalho, foi utilizado apenas o fator de correção de acabamento superficial, uma vez que todos os outros fatores aplicados tornariam a curva estimada muito conservadora.

O estudo foi realizado com carregamento assimétrico, onde a σ_m é diferente de zero, sendo essa dependente direta dos níveis de σ_{max} e σ_{min} . Tendo $R = 0,1$ como a razão do ensaio, fez-se necessário encontrar os novos valores de σ_{max} e σ_{min} considerando as amplitudes de carregamento estimadas na curva de $R = -1$. Utilizando as equações 01 e 03, tornou-se possível o cálculo das novas tensões. Isolando σ_{min} da equação 03 e adotando $R=0,1$, temos:

$$R = \frac{\sigma_{min}}{\sigma_{max}} \rightarrow \sigma_{min} = 0,1 \times \sigma_{max} \quad (24)$$

Combinando as equações 01 e 24, e considerando $R = 0,1$, temos:

$$\sigma_a = \frac{(\sigma_{max} - \sigma_{min})}{2} \rightarrow \sigma_{max} = \frac{2 \times \sigma_a}{0,9} \quad (25)$$

O resultado das equações 24 e 25 expressam os valores de σ_{min} e σ_{max} com amplitude de carregamento iguais para curvas S-N de $R = -1$ e $R = 0,1$.

No presente trabalho, foi adotada a equação de Morrow para a correção da tensão média, sendo essa descrita na equação 26, que utiliza valores de σ_a e σ_m , descritos anteriormente nas equações 01 e 02, para calcular uma amplitude reversa equivalente, denominada de σ_{ar} para a vida em fadiga da curva S-N com σ_m igual a zero (DOWLING, 2007).

$$\sigma_{ar} = \frac{\sigma_a}{1 - \frac{\sigma_m}{\sigma_f}} \quad (26)$$

O termo σ_f é dado como o coeficiente de resistência à fadiga descrita pela lei de Basquin e mostrada na equação 27 (DOWLING, 2007).

$$\sigma_a = \sigma_f (2N_f)^b \quad (27)$$

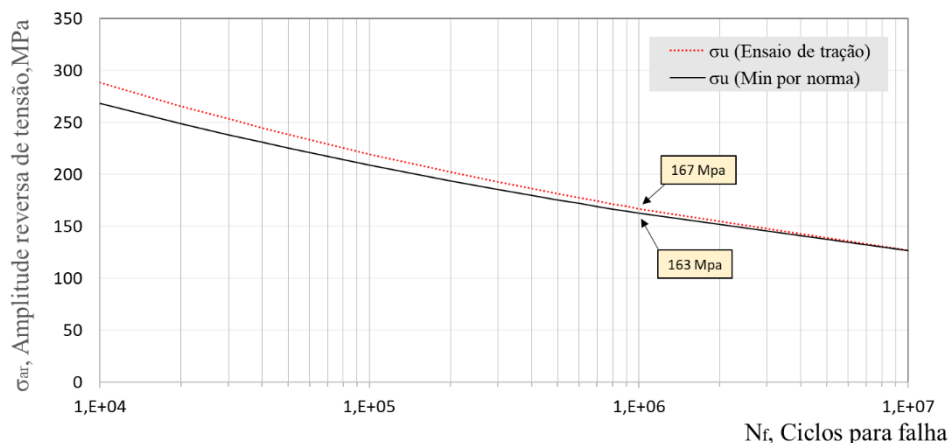
Combinando as equações 26 e 27 e isolando o termo σ_a , podemos reescrever a equação de Basquin de forma geral aplicada a σ_m diferente de zero, conforme mostra a equação 28 (DOWLING, 2007).

$$\sigma_a = (\sigma_f - \sigma_m) (2N_f)^b \quad (28)$$

Para ajustes das cargas iniciais do ensaio de fadiga, tomou-se como base a metodologia proposta por Lee *et al.* (2005), descrita na seção 3.4.4, que consiste em estimar a vida em fadiga para determinados materiais. O valor correspondente à propriedade σ_u obtido por meio do ensaio de tração-deformação e o valor mínimo estipulado pela norma NBR-6656, foram utilizados para calcular a amplitude de tensão de σ_f e σ_{1000} para seus ciclos correspondentes, respectivamente. Para os cálculos da equação 05, foi considerado $\sigma_{be} = 0,5 \times \sigma_u$. Com posse desses resultados, torna-se possível a utilização da equação 07 para determinar o expoente “b”, que indica inclinação da curva de fadiga S-N e subsequente, utilizar esse valor para encontrar a tensão de fadiga correspondente a quaisquer ciclos de

carregamento. A figura 50 compara as curvas de fadiga considerando o valor de σ_u mínimo da norma e com valor de σ_u obtido pelo ensaio de tração.

Figura 50 – Comparativo das curvas S-N estimadas para o LNE-380 com valores de σ_u descrito em norma e σ_u resultante do ensaio de tração-deformação



Fonte: O autor

A equação 05, proposta por Lee *et al.* (2005), corresponde a uma curva S-N estimada com razão da tensão $R = -1$ onde $\sigma_{max} = -\sigma_{min}$. Essa razão remete a um carregamento simétrico de tensão média igual a zero. No entanto, o presente trabalho foi realizado em condições de carregamento assimétrico e razão constante de $R = 0,1$. Portanto, faz-se necessário encontrar os novos valores da tensão máxima, utilizando a equação 25 e conservando a mesma amplitude de carregamento. A tabela 13 apresenta os níveis de tensão ensaiados bem como os diferentes valores de σ_{max} , σ_{min} , σ_m , σ_a e σ_{ar} para cada nível.

Tabela 13 – Níveis de tensão para ensaio de fadiga com $R = 0,1$

Níveis de tensão ensaiados para $R = 0,1$					Quantidade de amostras ensaiadas		
[MPa]					Metal base	Solda com ponto	Solda sem ponto
σ_{max}	σ_{min}	σ_m	σ_a	σ_{ar}			
470	47	259	212	313	3	-	-
460	46	253	207	303	3	3	1
440	44	242	198	285	3	3	-
420	42	231	189	266	3	-	-
400	40	220	180	249	4	3	2
350	35	193	158	208	1	5	2

Fonte: O autor.

Subsequente aos cálculos, iniciou-se a preparação e ajustes do equipamento para a realização do teste sendo possível definir a taxa de frequência do ensaio em 15Hz.

4.13 ANÁLISE DE FRATURA

As superfícies de fratura dos corpos de prova de fadiga foram analisadas visualmente e ao estereoscópio no laboratório de ensaios mecânicos EEL/USP para identificação dos pontos de iniciação da trinca, da região de propagação e das regiões de propagação da trinca e fratura final. Também foram feitas análises fractográficas ao microscópio eletrônico de varredura disponível no DEMAR EEL/USP para identificação dos micromecanismos de fratura presentes tanto no MB como no CDP soldado.

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1 ANÁLISE DO PARÂMETRO DE SOLDA

Dentre todos os parâmetros ensaiados, o parâmetro 10 foi o escolhido como aquele que melhor se adequou à norma da VWCO. A figura 51 ilustra a seção transversal do CDP juntamente com o cordão de solda.

Figura 51 – Seção transversal do CDP do metal soldado conforme ajustes do parâmetro 10, aumento de 8x

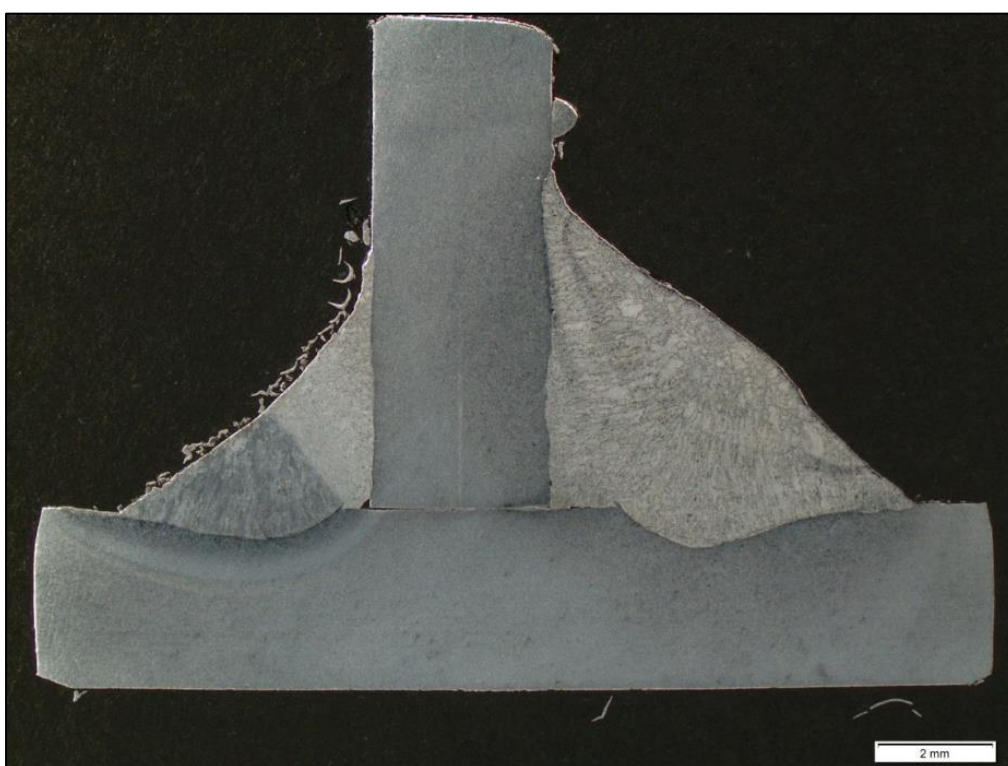


Foto: O autor

Após a etapa de fotografia em esteroscópico, a imagem foi analisada com o auxílio do programa *ImageJ* o que possibilitou medir os parâmetros solicitados em norma para cordão de solda, estando todos aprovados. Os resultados são apresentados na tabela 14. Como dito anteriormente, os valores serão apresentados em porcentagem, visto que se trata de uma norma específica da empresa, fazendo-se necessária a confidencialidade.

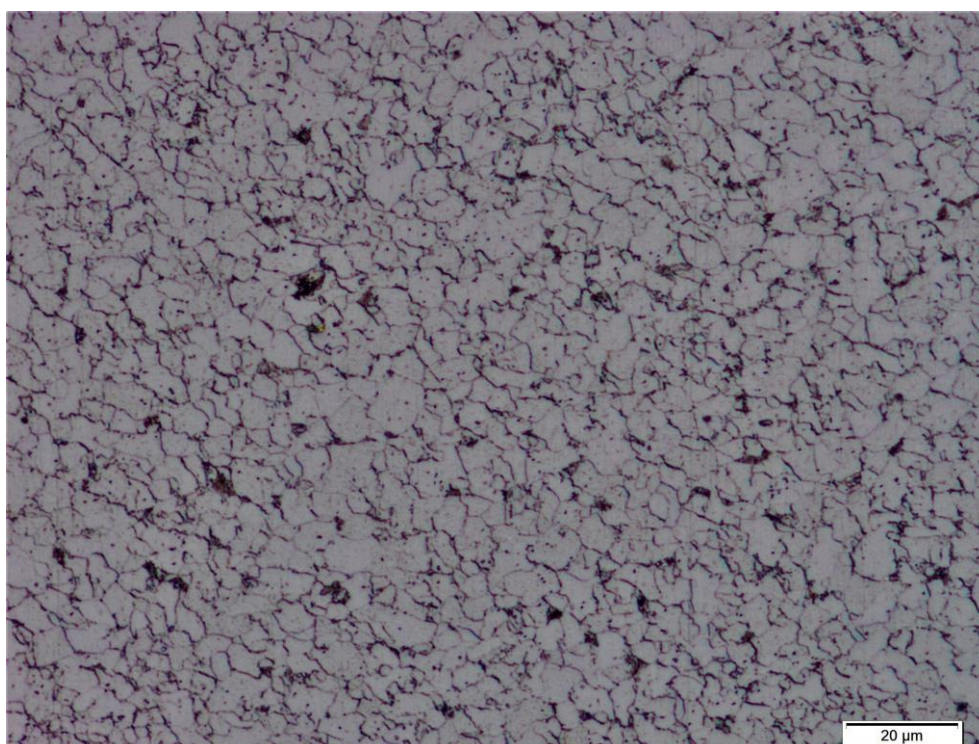
Tabela 14 – Pontos de controle de solda conforme norma VWCO

Região de controle	Dimensões (95 a 100% = Aprovado)
t min	100 %
f1	100 %
f2	> 300 %
Sn mínimo	176 %
h	> 300 %
W1	97 %
W2	99 %

Fonte: O autor

5.2 ANÁLISE MICROESTRUTURAL

Após a preparação metalográfica, as amostras foram fotografadas em microscópio óptico para ampliação da microestrutura. A figura 52 apresenta a microestrutura do MB na condição conforme recebido.

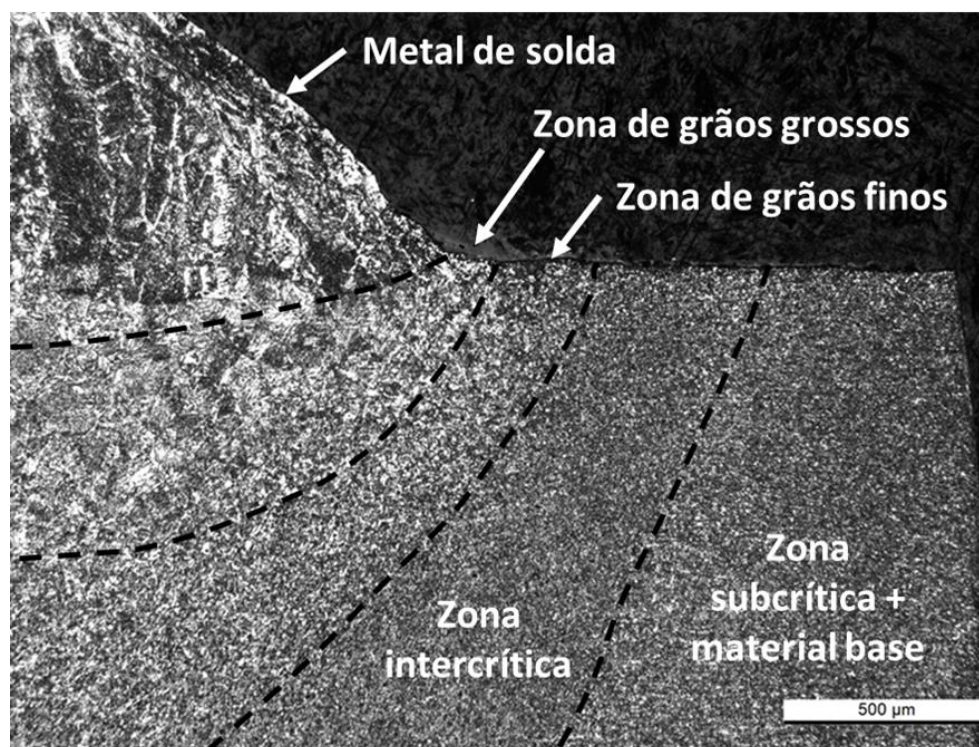
Figura 52 – Micrografia do MB conforme recebido, ampliado com 500x em microscópio óptico

Fonte: O autor

Tratando-se de um material composto de ferrita + perlita, é possível observar os grãos de ferrita (representados pela coloração clara) envoltos por pequenas ilhas ou somente tendo os grãos contornados pelo microconstituente perlita (representado pela cor escura). Outra observação é que os tamanhos de grãos possuem um tamanho médio de 3,5 μm , sendo essa análise feita pelo método da interseção com o auxílio do programa *Image J*. Quanto à porcentagem de perlita existente, esta é de aproximadamente 10% $\pm 0,69$ do microconstituente e também foi utilizado o *Image J* para realização da análise. Vale ressaltar que a área analisada não corresponde a superfície do CDP e sim sua microestrutura interna.

A figura 53 mostra a influência que o processo de solda provoca na microestrutura que compõe a ZTA bem como na alteração do tamanho dos grãos. A figura foi separada por zonas, de modo a diferenciar cada uma delas. Para revelar a microestrutura da forma apresentada, utilizou-se o ataque pelo método de esfregação, com solução de nital 5%, por 5 segundos.

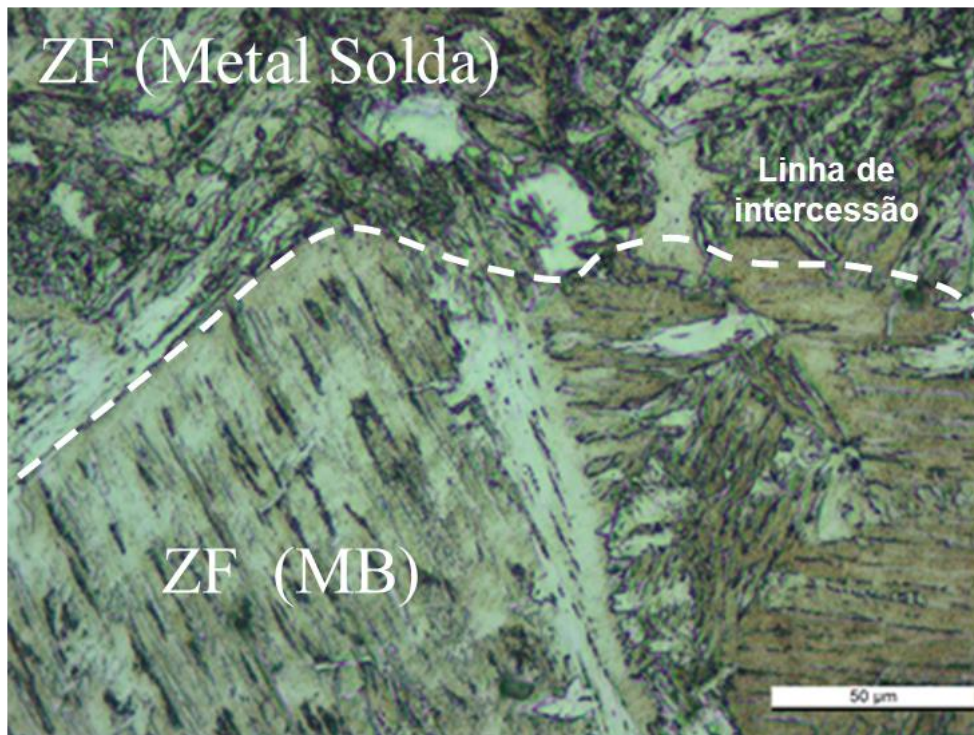
Figura 53 – Micrografia da região de ZTA, ampliada com 50x em microscópio óptico



Fonte: O autor.

A interface entre o metal de solda e zona fundida é apresentada em detalhe na figura 54.

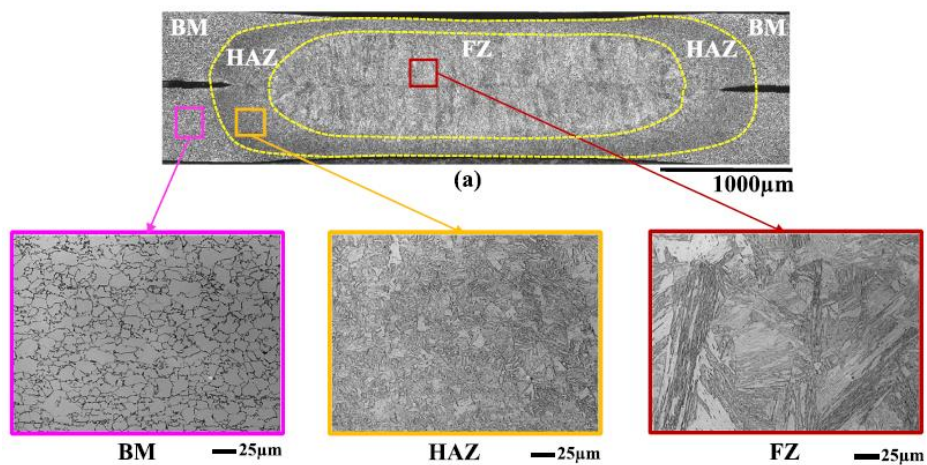
Figura 54 – Micrografia da ZF vista pelo metal de solda e pelo metal de adição de solda, ampliada com 500x em microscópio óptico



Fonte: O autor

Por meio da mudança de orientação cristalográfica da imagem acima é possível distinguir a linha de interseção entre o MB e o metal de solda, ambos na ZF. Pawar *et al.* (2022) apresenta imagens em seu trabalho e nota-se que mesmo com processo de soldagem diferente, as microestruturas se assemelham àquelas imagens encontradas no MB, ZTA e ZF, deste trabalho. As imagens feitas por Pawar *et al.* (2022) são apresentadas na figura 55.

Figura 55 – Característica microestrutural típica da (a) seção transversal soldada a ponto por resistência ; (b) metal base (BM) ; (c) zona termicamente afetada (HAZ) ; e, (d) zona de fusão (FZ)



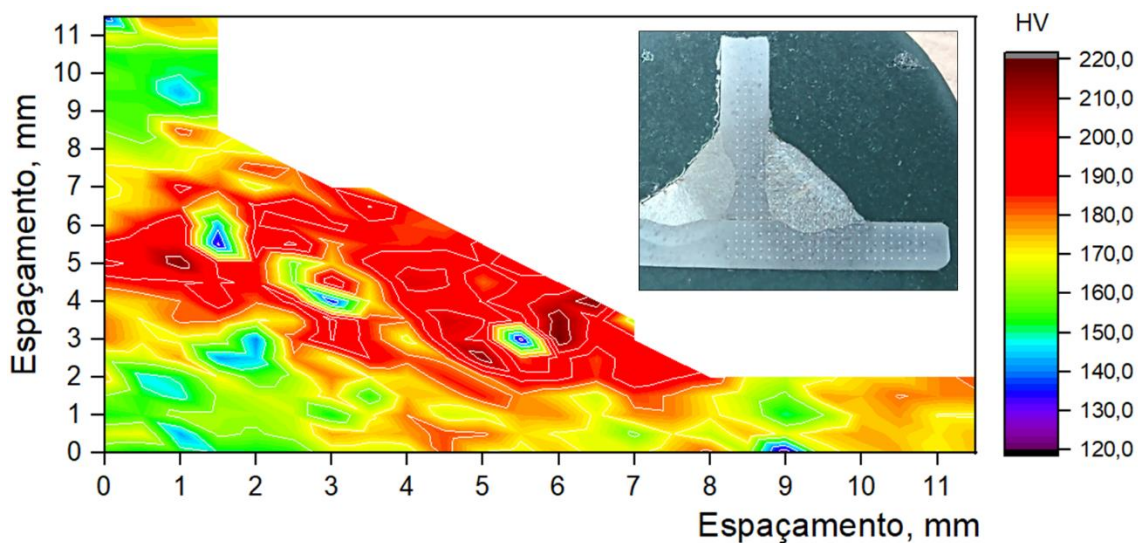
Fonte: (PAWAR *et al.*, 2022).

5.3 ANÁLISE DE MICRODUREZA (HV)

5.3.1 Microdureza de perfil longitudinal

Os dados do ensaio foram analisados com o auxílio do programa *Origin*, transformando o conjunto de dados em uma matriz que é apresentada em escala de cores. A figura 56 apresenta o resultado da análise dos dados do ensaio.

Figura 56 – Valores de microdureza vickers relacionados ao aço microligado LNE380 e material de adição representado em escala de cores



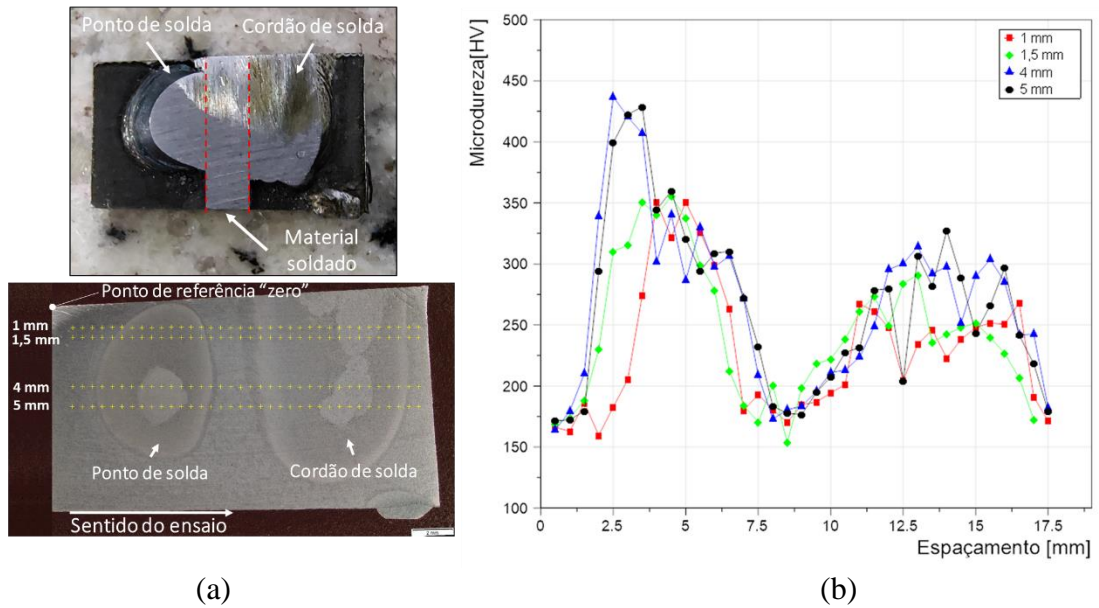
Fonte: O autor

Representada pelo eixo x, temos a seção referente ao CDP e o eixo y, a partir de 3 mm, é representado pela chapa de adição para solda. Através da imagem apresentada, observa-se o aumento da dureza nas regiões de ZTA e ZF em consequência da alteração microestrutural oriunda do processo de solda. Nota-se que a região que sofreu maior alteração é dada na ZTA da chapa de adição e metal de solda. A justificativa pode ser dada pelo fato de a peça ter sido submetida ao processo de soldagem por duas vezes, sendo a primeira feita para o ponto de solda e em seguida para o cordão de solda.

5.3.2 Microdureza da face do CDP

Os dados de microdureza coletados na face da amostra são vistos de forma gráfica na figura 57. Foi preciso seccionar o tamanho da amostra para que se realizasse o embutimento. No entanto, as regiões de interesse foram preservadas para o ensaio.

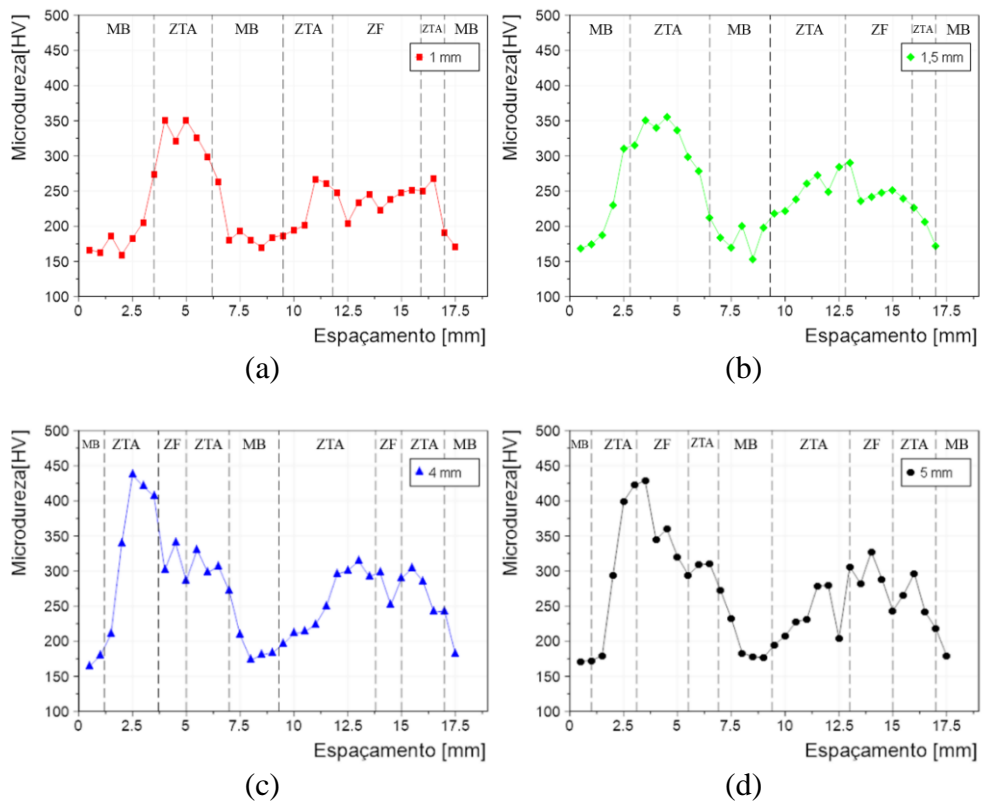
Figura 57 –Microdureza da face soldada, sendo (a) identificação das regiões e (b) dados coletados



Fonte: O autor

A figura 58 apresenta, separadamente, o resultado de microdureza para cada perfil, mostrando a separação das regiões de solda realizada com auxílio do programa de análise de imagens *Image J*. Os dados coletados foram trabalhados no *Excel*.

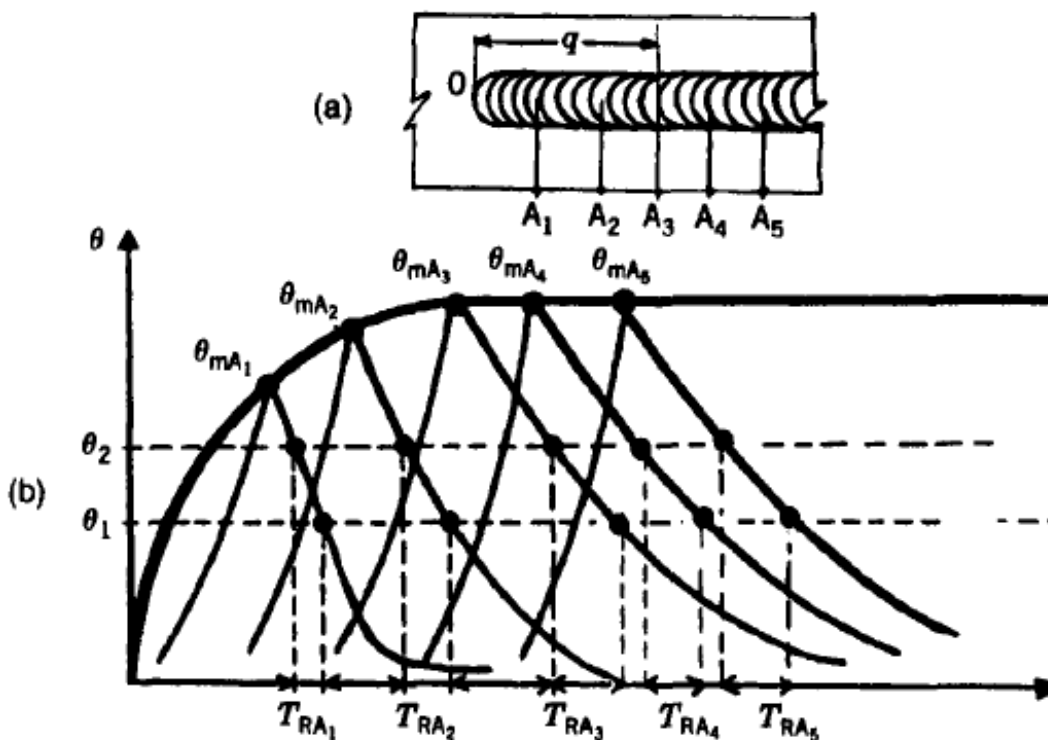
Figura 58 –Microdureza da face soldada para os espaçamentos de (a) 1 mm, (b) 1,5 mm, (c) 4 mm e (d) 5 mm



Fonte: O autor

Observa-se que a região de maior valor guarda relação com a ZTA do ponto de solda e não com o cordão de solda. Tal diferença pode ser explicada pelo pico de temperatura durante o processo de soldagem. Messler (2004) mostrou o ciclo térmico a cada fonte de calor produzida em cordão de solda com um rápido aumento e retenção da temperatura em seu pico seguido do resfriamento. Após o calor começar a ser depositado, tanto a temperatura de pico quanto o restante do ciclo térmico atingem uma condição de estado quase estacionário, que é o equilíbrio, em função do tempo, entre a energia de entrada e a perda ou dissipada. Desse modo, ao realizar-se um cordão de solda, a microestrutura continua recebendo o calor gerado pelo novo ciclo térmico enquanto o ponto tende a resfriar mais rapidamente. O relato é apresentado na figura 59.

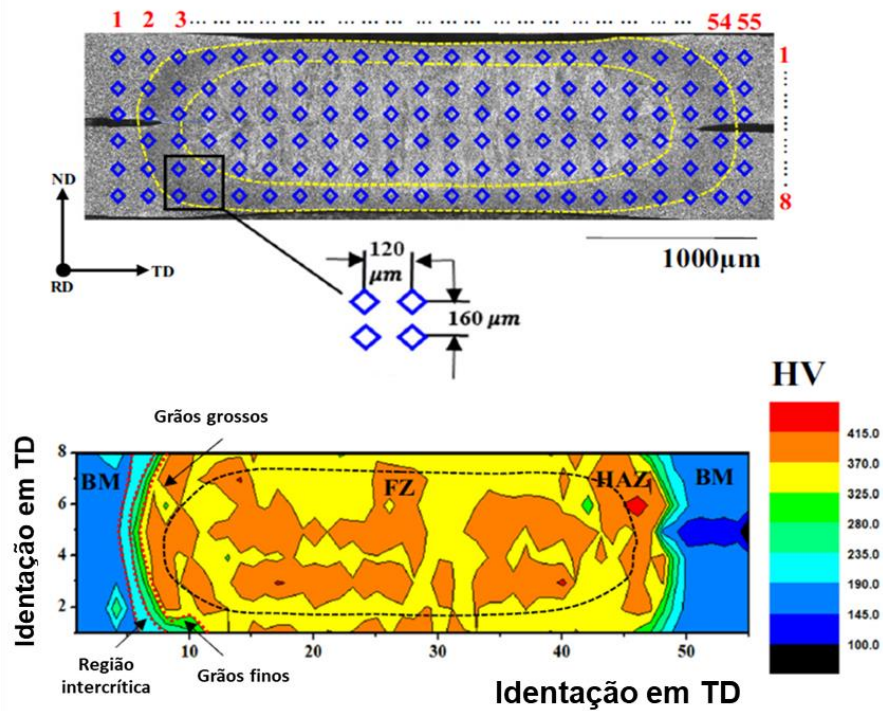
Figura 59 – Esquema de posicionamento de (a) termopares para medição do ciclo térmico e (b) ciclo térmico produzido por cada sensor



Fonte: (MESSLER, 2004)

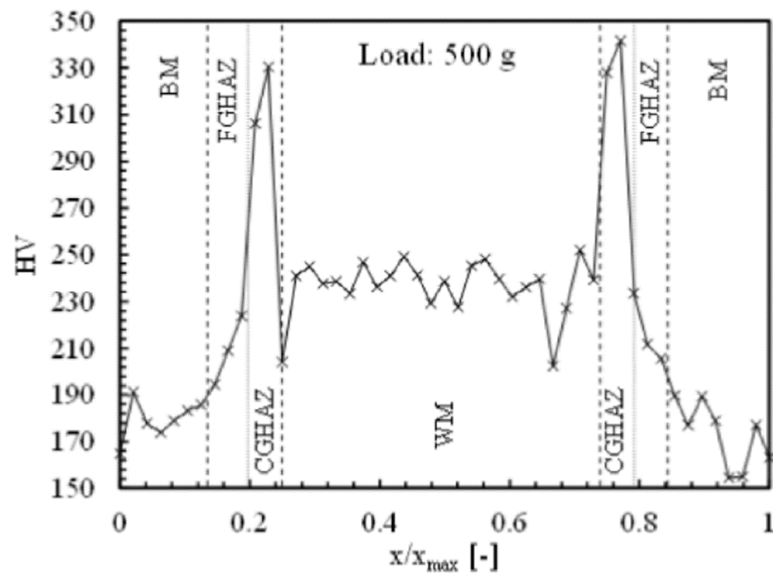
Ao comparar com dados obtidos na literatura, como apresentado por Pawar *et al.* (2022) e Vecchiato, Campagnolo e Meneghetti (2023), embora os aços não sejam os mesmos, é possível identificar uma semelhança nos resultados. As figuras 60 e 61 apresentam dados de estudos anteriores, realizados para avaliação da microdureza do aço sob influência de solda.

Figura 60 - Perfil de indentação de microdureza ao longo da seção transversal da solda e resultado obtido



Fonte: (adaptado de PAWAR *et al.*, 2022, p. 6)

Figura 61 – Resultado do ensaio de microdureza de um CDP soldado



Fonte: (VECCHIATO, 2023)

Comparando ambos os trabalhos com os dados coletados no ensaio de microdureza, pode-se dizer que os resultados obtidos são parecidos, uma vez que são encontradas semelhanças entre os trabalhos, com valores máximos observados nos pontos de vizinhança

entre a ZTA e a ZF no perfil três e quatro, onde a microestrutura encontrada apresenta características de grãos grossos conforme já abordado.

5.4 ANÁLISE DO ENSAIO DE TRAÇÃO

As propriedades do LNE 380 (conforme recebido) foram obtidas por meio do ensaio de tração que resulta na curva tensão-deformação de engenharia. Não houve necessidade de realizar repetição de ensaio, uma vez que os CDPs ensaiados apresentaram resultados válidos que puderam ser utilizados para os cálculos.

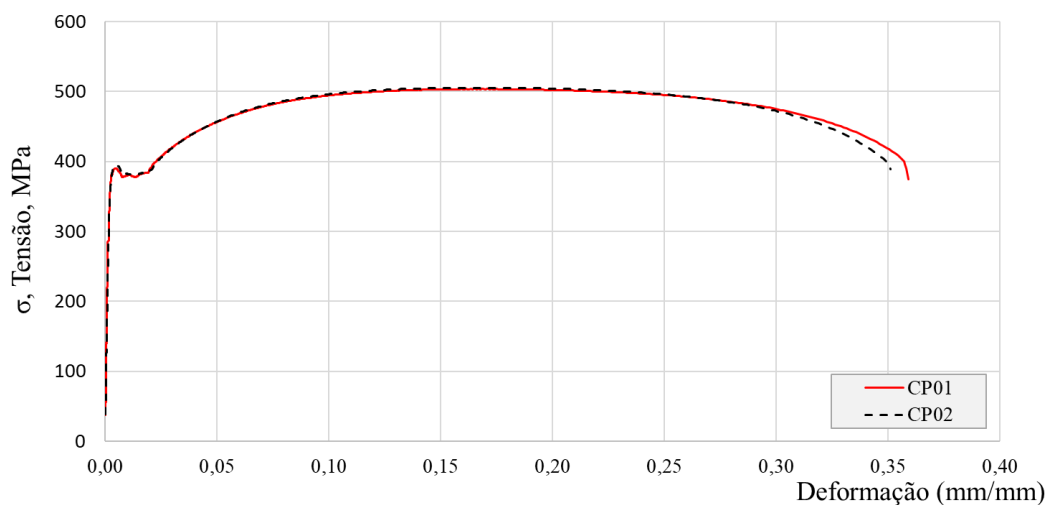
Inicialmente, começa-se pelas propriedades mais usuais quando se busca informações acerca de materiais metálicos. A tabela 15 apresenta resultados para limite de escoamento, limite de resistência à tração, tensão de ruptura, alongamento, módulo de elasticidade e redução de área.

Tabela 15 – Propriedades do aço LNE 380 para a curva tensão-deformação de engenharia

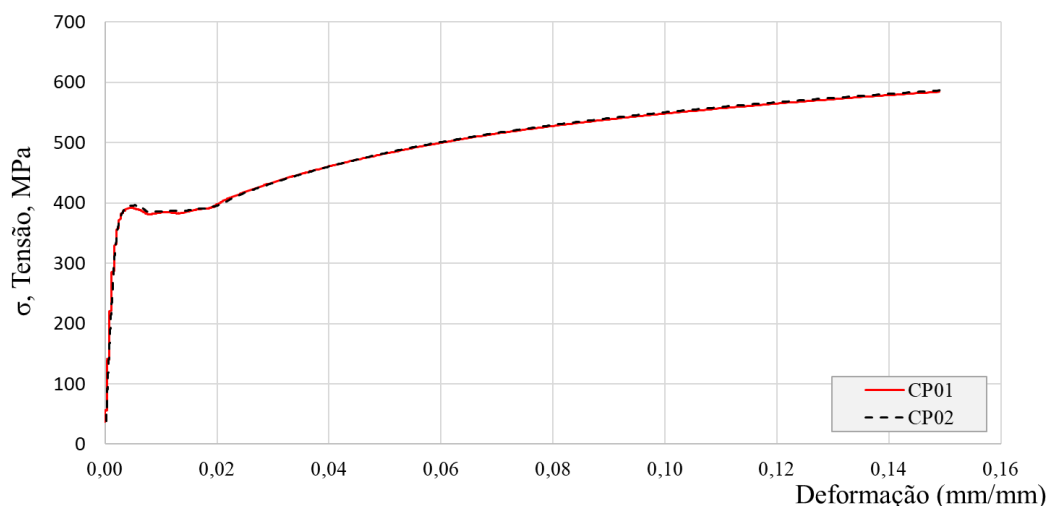
Identificação	σ_e (MPa)	σ_u (MPa)	$\sigma_{ruptura}$ (MPa)	Alongamento (%)	E (GPa)	Redução de área (%)
CDP-01	380,5	503,65	389,04	35	219,79	52
CDP-02	383,6	505,59	374,56	35		51

Fonte: O autor

Comparando as propriedades do material ensaiado no DEMAR com os resultados apresentados pelo fabricante no certificado de qualidade, pode-se observar que os CDPs utilizados para o atual trabalho apresentaram valores inferiores para limites de escoamento e resistência à tração, sendo aproximadamente 20% e 6%, respectivamente. O valor de escoamento também apresentou valores diferentes sendo 24% de alongamento apresentado pelo fabricante contra 35% obtido pelos dados do ensaio. A figura 62 apresenta de forma gráfica as curvas de tensão-deformação de engenharia (a) e tensão-deformação verdadeira (b).

Figura 62 – Curva tensão-deformação de (a) engenharia e (b) verdadeira para o metal base, aço LNE380.

(a)



(b)

Fonte: O autor

Com os dados obtidos na curva tensão-deformação de engenharia foi possível calcular os resultados das propriedades para a curva tensão-deformação verdadeira. A tabela 16 apresenta os valores calculados referente às propriedades da curva tensão-deformação verdadeira.

Tabela 16 – Propriedades do aço LNE 380 para a curva tensão-deformação verdadeira

Identificação	$\tilde{\sigma}_{ruptura}$ (MPa)	$\tilde{\epsilon}_f$	k (MPa)	n
CDP-01	788,11	0,74	849,96	0,1909
CDP-02	797,03	0,72	866,16	0,1974

Fonte: O autor

Vale ressaltar que comparações das propriedades mecânicas do LNE 380 com trabalhos anteriores como os apresentados por Carvalho (2018) e Oshiro (2013) são válidas apenas para fins comparativos, uma vez que a norma ABNT NBR 6656 especifica requisitos mínimos de fabricação, estando o fabricante livre para entregar o material com propriedades acima das especificadas. Se for comparar os resultados das propriedades mecânicas enviadas pelo fabricante com as propriedades mínimas exigidas em norma, pode-se dizer que o material atende a todos os requisitos de um grau superior, podendo ser classificado como LNE 420. Entretanto, por meio dos ensaios de tração, observou-se que o material possui propriedades semelhantes ao LNE 380.

Os valores do módulo de resiliência (U_r) e módulo de tenacidade à fratura (U_t) também foram obtidos através de cálculos. Os resultados podem ser vistos na tabela 17, apresentada abaixo.

Tabela 17 – Propriedades relacionadas à energia absorvida durante a deformação para o aço LNE 380.

Identificação	U_r (kJ/m ³)	U_t (kJ/m ³)
CDP-01	329,36	156.445,69
CDP-02	334,83	155.122,58

Fonte: O autor

5.5 RUGOSIDADE

A rugosidade encontrada no MB apresenta resultados diferentes para cada face. Constatou-se que a face da chapa nomeada como face 2 apresentou um valor maior de rugosidade. A média e o desvio padrão de cada face são apresentados na tabela 18.

Tabela 18 – Valores para a rugosidade média de cada face do CDP

Rugosidade média	Face 1	Face 2
[Ra]	2,05 ± 0,34	2,42 ± 0,6
	[μm]	[μm]

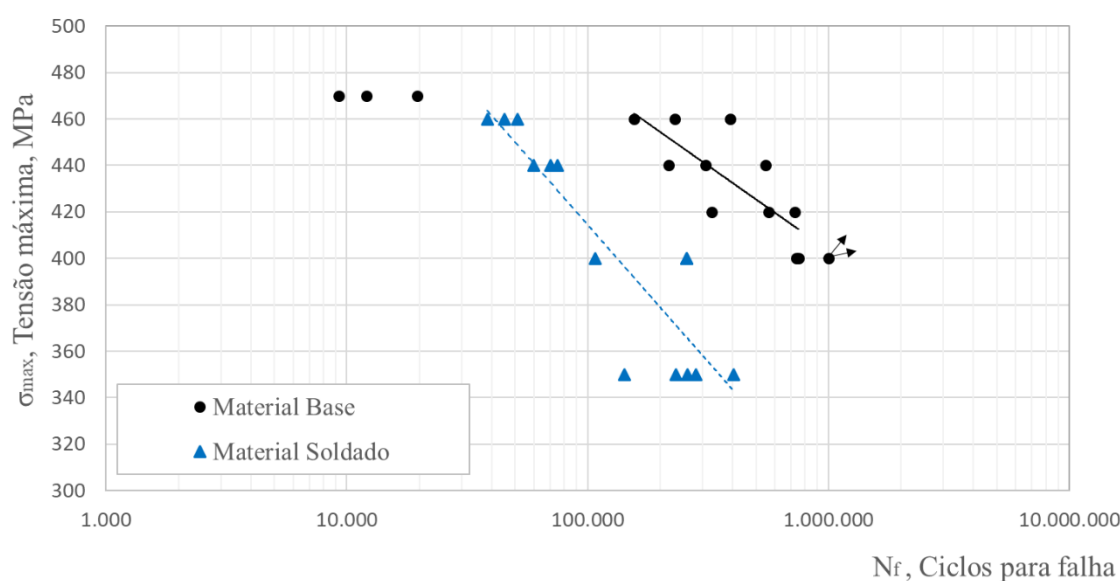
Fonte: O autor

Não foi encontrado na literatura valores de rugosidade média R_a do material LNE 380 na condição de material recebido, para fins de comparação.

5.6 ENSAIO DE FADIGA COM $R = 0,1$

O ensaio de fadiga, realizado com razão constante $R = 0,1$, possibilitou gerar as curvas S-N na região de vida finita para aço LNE 380 na condição de material recebido e sob influência do processo de solda. A curva média foi gerada pelo método dos mínimos quadrados e é apresentada na figura 63 para comparativo entre as diferentes condições de ensaio.

Figura 63 – Comparativo das curvas S-N da região de vida finita para o aço LNE 380 na condição de MB e metal soldado



Fonte: O autor

A curva do MB para $R = 0,1$ apresenta resistência à fadiga, em termos da tensão máxima, de 400 MPa para 1.000.000 de ciclos enquanto a resistência à fadiga do metal soldado é de 296 MPa, o que corresponde a uma redução da resistência de aproximadamente 35,13%, por consequência da solda.

Dentre as cargas utilizadas para o ensaio, observou-se no nível de 470 MPa que as amostras do MB apresentaram grande queda na vida com um pequeno aumento no ciclo. A hipótese é de que nesse nível de tensão o CDP não apresenta deformação predominantemente elástica, o que caracteriza fadiga de baixo ciclo, resultando em grande diferença no número de ciclos se comparado ao nível de tensão mais próximo. Isso também pode ser observado pelo tamanho final das amostras após o ensaio, como apresentado na tabela 19.

Tabela 19 – Comprimento final dos corpos de prova do MB após ensaio de fadiga

Nível de tensão ensaiado [MPa]	Comprimento inicial das amostras [mm]	Comprimento final das amostras falhadas [mm]
470	219,11	236,38
460		228,1
440		225,23
420		225,00

Fonte: O autor

Outra observação que pode ser destacada são as amostras que apresentaram *run-out* no MB, ou seja, a interrupção do ensaio sem ocorrência de falhas. Determinou-se o número de 1×10^6 ciclos para finalização do ensaio e no nível de tensão de 400 MPa, dentre as quatro amostras ensaiadas, duas delas apresentaram *run-out* e estão representadas pelas setas na imagem enquanto as outras duas ocorreram falhas com 734.628 e 750.060 ciclos.

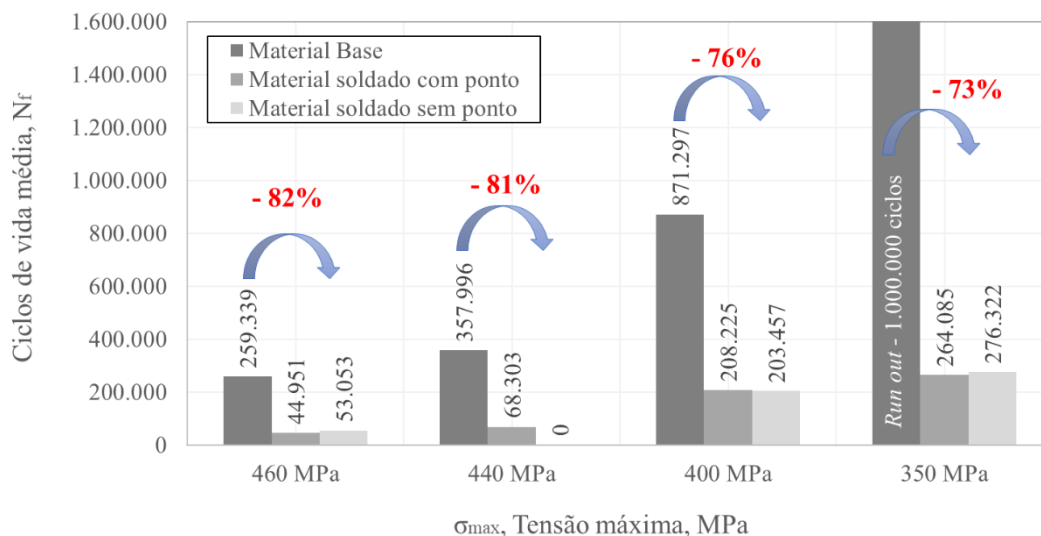
Os CDPs ensaiados que geraram a curva de fadiga do metal soldado, possuíam ponto de solda para garantir o posicionamento da chapa de adição. Corpos de prova sem o ponto de posição também foram confeccionados e ensaiados a fim de que pudesse comparar ambas condições. Entretanto, o número de amostras disponíveis não foi o suficiente para gerar uma curva S-N de vida finita. O resultado dos ensaios do metal soldado sem ponto de solda é apresentado na tabela 20.

Tabela 20 – Resultado do ensaio de fadiga para amostras soldadas sem ponto, com $R = 0,1$

Tensões em MPa					Início da trinca	Número de ciclos para falha (N_f)
σ_{max}	σ_{min}	σ_m	σ_a	σ_{ar}		
460	46	253	207	303	Raiz	53.053
400	40	220	180	249	Raiz	145.855
400	40	220	180	249	Raiz	261.059
350	35	193	158	208	Cordão	213.759
350	35	193	158	208	Raiz	338.885

Fonte: O autor

Os dados do metal soldado sem ponto de solda foram utilizados a nível de comparação tanto com o MB quanto com o metal soldado com o ponto. A figura 64 apresenta os resultados comparativos entre os três tipos de CDPs ensaiados.

Figura 64 – Comparativo de vida média entre as três condições de CDPs ensaiadas

Fonte: O autor

Diversos autores, como Baptista *et al.* (2009), Maddox (2011), Godefroid, Faria, Cândido e Araujo (2014) e Duchet *et al.* (2019), publicaram estudos mostrando que o processo de solda é prejudicial para a vida em fadiga do material. Os dados comparativos apresentados na figura 64 corroboram esses estudos, mostrando que a redução de vida foi de no mínimo 73%, a depender do nível de tensão ensaiado. Nota-se que para a condição de CDP do metal soldado, as duas condições ensaiadas, com e sem ponto de solda, não apresentaram variações significativas nos ciclos de vida que justifiquem apontar uma pior condição para o processo. A observação que pode ser feita com o CDP de metal soldado sem ponto é que 80% das trincas nuclearam na raiz da solda, como observado na figura 65, e não no cordão de solda.

Figura 65 – Região de nucleação e propagação de trinca para CDP de metal soldado sem ponto, ensaiado na tensão máxima de 460 MPa

Fonte: O autor

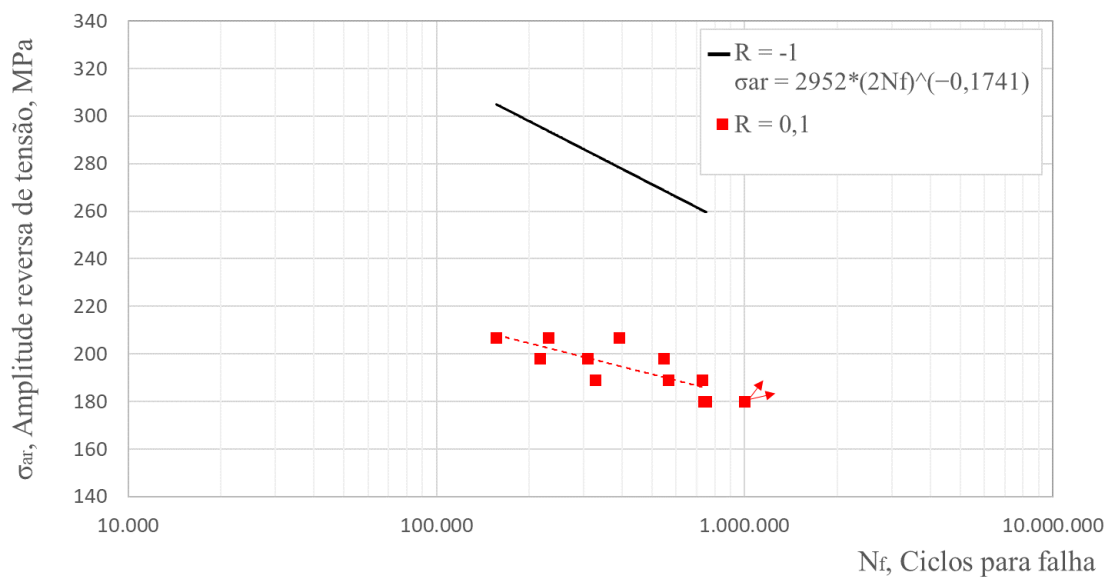
Contudo, o número baixo de amostras impossibilita quaisquer afirmações acerca de região preferencial para trinca, visto que foi apresentado no tópico 3.5.3 por Maddox (2011) que as trincas podem surgir tanto na raiz quanto no pé da solda.

5.6.1 Curva de fadiga para R = -1

Mesmo os ensaios sendo realizados na condição de R = 0,1, empregou-se a equação proposta por Morrow para a realização dos cálculo de amplitude reversa de tensão para a correção da σ_m , o que possibilitou apresentar as curvas em função da razão R = -1. A representação de curvas considerando $\sigma_m = 0$ apresenta efeitos práticos em aplicações industriais, uma vez que cálculos são realizados considerando esse modelo de curva S-N.

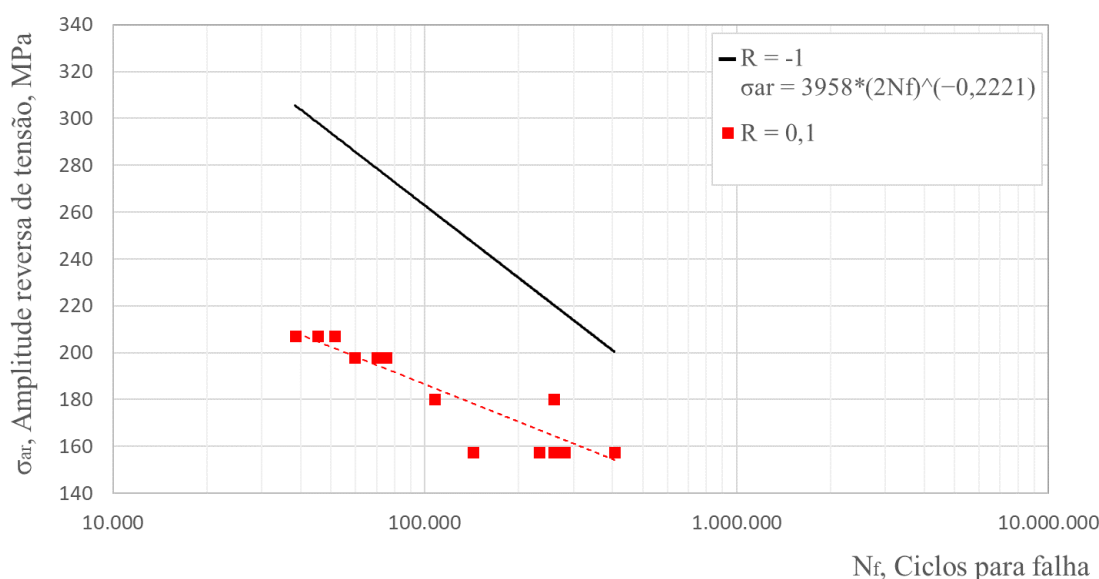
Na literatura técnica do fenômeno da fadiga diversos trabalhos já foram divulgados apresentando o efeito danoso que a tensão média provoca na vida do material, como por exemplo os trabalhos apresentados por Teng *et al.* (2021) e Fitzka, Moalla e Mayer (2023), nos quais nota-se a influência da tensão média na vida em fadiga do material. Nas figuras 66 e 67 verifica-se o comparativo das curvas S-N média do MB e a condição soldada apresentadas em função da amplitude reversa de tensão para as curvas com R = 0,1 e R = -1.

Figura 66 – Comparativo das curvas S-N do aço LNE 380 na condição de MB, para R = 0,1 e R = -1



Fonte: O autor

Figura 67 – Comparativo das curvas S-N do aço LNE 380 sob influência de solda, para R = 0,1 e R = -1

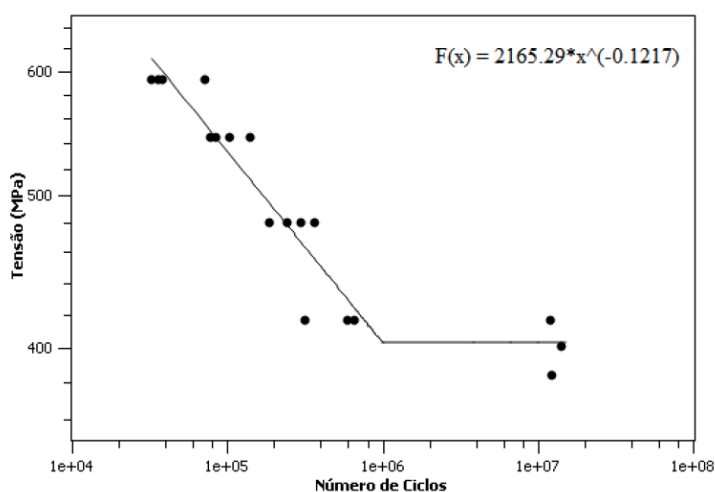


Fonte: O autor

No comparativo das curvas de R = 0,1 e R = -1, nota-se a diferença de inclinação, tanto para o MB quanto para o metal soldado. Tal inclinação explica-se pela variação da tensão média nos diferentes níveis de carga do ensaio. Ao se obter as tensões mínimas e máximas conservando a mesma amplitude, sendo a tensão média calculada em função desses dois termos, quanto menor a tensão máxima, menor será a tensão média.

Apresentando a curva com R = -1, é possível comparar a vida em fadiga do aço LNE 380 com trabalhos anteriores, como apresentado por Carvalho (2018), que realizou o levantamento da vida em fadiga desse mesmo material por meio ensaios por flexão rotativa. A curva S-N apresentada em seu trabalho pode ser vista na figura 68.

Figura 68 – Ensaio de fadiga por flexão rotativa do aço LNE 380



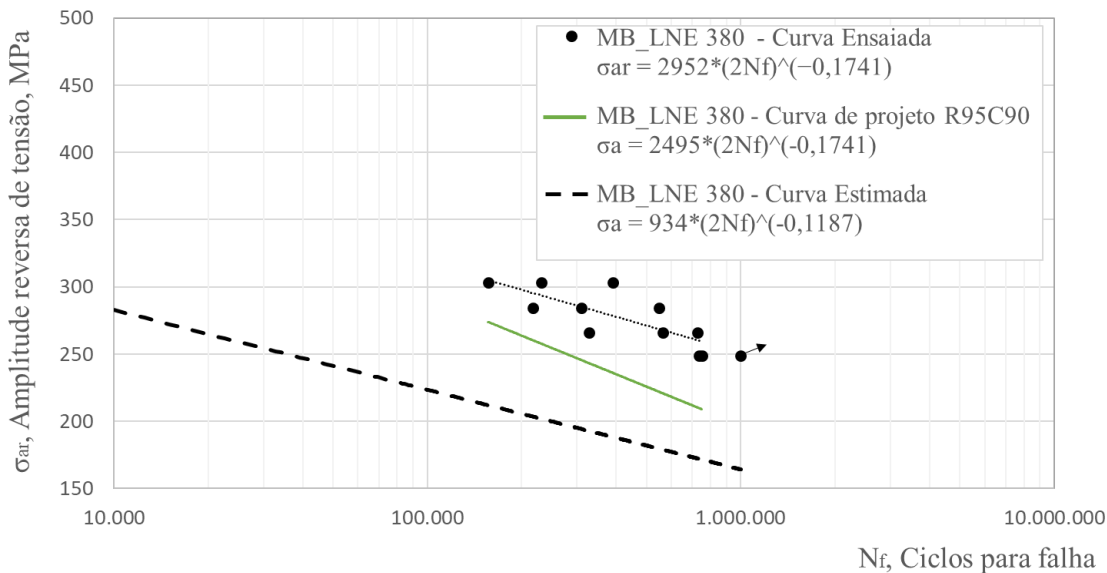
Fonte: (CARVALHO, 2018)

O ensaio por flexão rotativa apresentou resistência à fadiga de 370 MPa para 10^6 ciclos, 57% maior se comparada a curva do MB deste trabalho, ensaiada por carregamento axial e corrigida para $\sigma_m = 0$. Isso pode ser explicado devido às tensões máximas nominais em ensaios rotativos que são encontradas somente nas superfícies dos CDPs reduzindo a área total sob a qual pode haver uma nucleação de trinca. Outro fator foi a utilização de amostras polidas para realização dos ensaios de flexão rotativa, fazendo com que reduzisse os concentradores de tensão superficial devido ao acabamento aplicado.

5.6.2 Curva de projeto R95C90 para R = -1

O comparativo das curvas médias de projeto R95C90 e estimada para o MB, pode ser realizado observando a figura 69. A comparação dessas curvas é realizada em função de R = -1, uma vez que a curva estimada é calculada com $\sigma_m = 0$. Não foram encontrados dados de ensaios realizados para levantamento da resistência à fadiga do aço LNE 380 por carregamento axial disponíveis na literatura para efeito comparativo.

Figura 69 – Comparação entre curva média, de projeto e estimada, para o MB



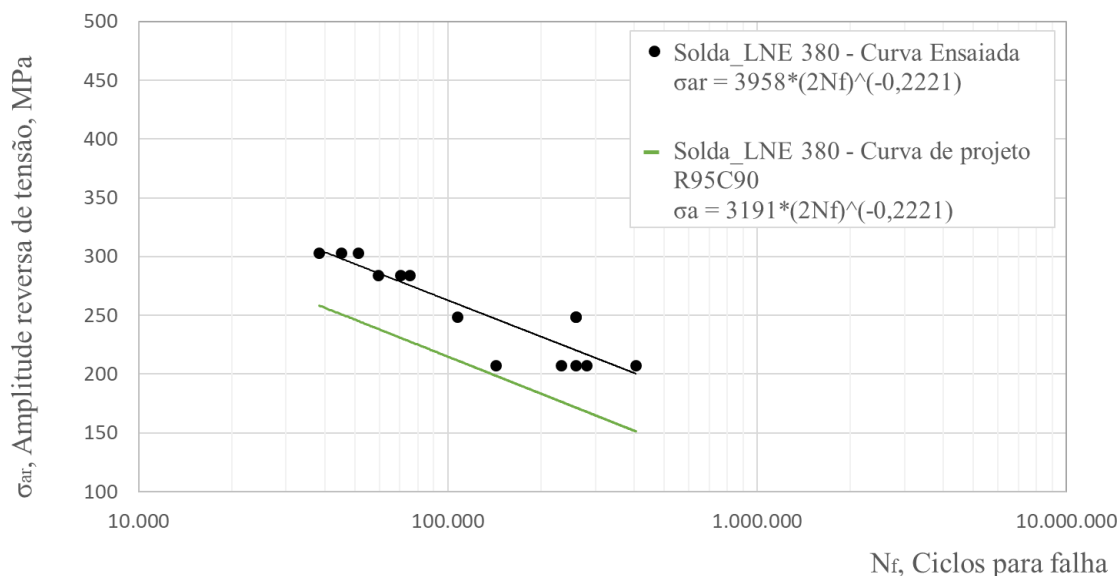
Fonte: O autor

Nota-se que a curva S-N estimada comparada a curva ensaiada do MB, apresenta resistência à fadiga do material conservador. A curva ensaiada para o MB apresentou resistência à fadiga, para R = -1, de 236 MPa para 10^6 ciclos, aproximadamente 41% maior comparado a curva estimada com resistência à fadiga de 167 MPa para 10^6 ciclos.

Comparando a curva de projeto R95C90, 199 MPa para 10^6 ciclos, com a curva estimada, a diferença representa 19%.

A curva de projeto R95C90 para o metal soldado pode ser observada na figura 70.

Figura 70 – Curva de projeto para o MB sob influência de solda



Fonte: O autor

A curva S-N média do aço LNE 380 sob influência de solda apresenta resistência à fadiga de 158 MPa, para 10^6 ciclos. A curva de projeto reduz aproximadamente 20% desse valor, apresentando resistência à fadiga de 127 MPa, para 10^6 ciclos.

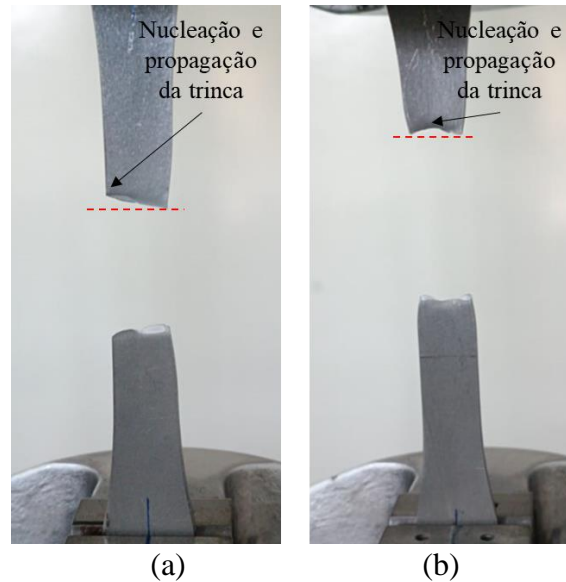
Comparando as curvas de projeto do MB com a do material sob influência de solda, nota-se que a curva do MB apresenta leve inclinação em relação a sua curva média, condição não observada no metal soldado. A explicação se dá pela condição do método dos mínimos quadrados utilizado para gerar ambas as curvas, que é sensível tanto para o número de amostras utilizado no ensaio quanto à dispersão entre os resultados obtidos. Sendo assim, entende-se como normal a diferença de inclinação entre a curva média e de projeto, encontradas no MB.

5.7 ANÁLISE DAS POSIÇÕES DE NUCLEAÇÃO DA TRINCA.

Analizou-se a superfície de nucleação da trinca nos CDPs que foram submetidos ao ensaio. Para o MB visto que os ensaios foram realizados conforme recebido, coletou-se dados de início da trinca e em qual posição e face da seção de ensaio ocorreu a nucleação,

ou seja, se ocorreu na borda ou no centro da seção de ensaio. A identificação entre a trinca iniciada no centro da seção ou na extremidade é apresentada na figura 71.

Figura 71 – Comparação da região de nucleação da trinca por fadiga, ensaiado na tensão máxima de 440 MPa, sendo (a) extremidade da seção e (b) centro da seção de ensaio



Fonte: O autor

Na imagem 71(a), observa-se que o início da trinca e a propagação ocorreram na extremidade à esquerda do CDP, uma vez que a seção alongada à direita mostra que aquela foi a região de fratura final do CDP. Na imagem 71(b), é possível notar que ambas as extremidades apresentam alongamentos iguais, diferentes do observado no centro da seção, que não apresenta o mesmo alongamento, concluindo que ao centro ocorreu a nucleação da trinca. A tabela 21 mostra o compilado dos dados coletados para os CDPs falhados, na condição de MB.

Tabela 21 – Comparação da região de nucleação da trinca por fadiga, quanto à região e face da falha.

Seção do corpo de prova	Face identificada	Quantidades (CDP)
Extremidade	Face 1	0
	Face 2	11
	Indefinido	1
Centro	Face 1	0
	Face 2	1
	Indefinido	1

Fonte: O autor

Com a análise dos dados foi possível verificar que a extremidade do CDP foi a região de maior incidência de nucleação de trinca. De fato, entende-se essa condição uma vez que na confecção dos CDPs as extremidades estavam submetidas ao processo do corte a laser. Mesmo trabalhando as bordas para que se evitasse ter concentradores de tensão naquela região, tudo indica que o processo de corte a laser tenha favorecido para a nucleação na extremidade. Entretanto, descarta-se a possibilidade de o processo ter interferido na vida em fadiga do material. Quanto a face de nucleação, constatou-se que 11 amostras tiveram a nucleação da trinca pela face 2. Não houve registros de início de trinca através da face 1 e duas amostras foram tratadas como indefinidas. Isso reforça a literatura apresentada por autores como Lee *et al.* (2005), Budynas e Nisbett (2011) e Norton (2013) sobre a influência da rugosidade na superfície do material, uma vez que a face 2 apresentou rugosidade média 15% maior comparado a face 1. Mesmo que as amostras dadas como indefinidas fossem apontadas tendo a face 1 como a iniciadora da trinca, é plausível dizer que a diferença na rugosidade foi relevante para que as trincas nucleassem na face mais rugosa.

Para o metal soldado, a avaliação se deu separando as regiões como ponto de solda e cordão de solda. Os dados são apresentados na tabela 22.

Tabela 22 – Constatação de falha por região de solda

Região de solda	Nível de tensão			
	Quantidade de falhas por Região			
	460 MPa	440 MPa	400 MPa	350 MPa
Ponto de solda	3	1	3	2
Cordão de solda	-	2	-	3

Fonte: O autor

Os resultados mostraram que 64% das falhas ocorreram próximo ao ponto de solda. Entretanto, não foi possível distinguir se existe um nível de tensão que favoreça a nucleação da trinca no ponto de solda ou no cordão, mesmo o nível de tensão mais alto do ensaio apresentando falha somente no ponto de solda. Nos níveis intermediários, como 440 MPa e 350 MPa, observou-se nucleação de trinca em ambas as condições.

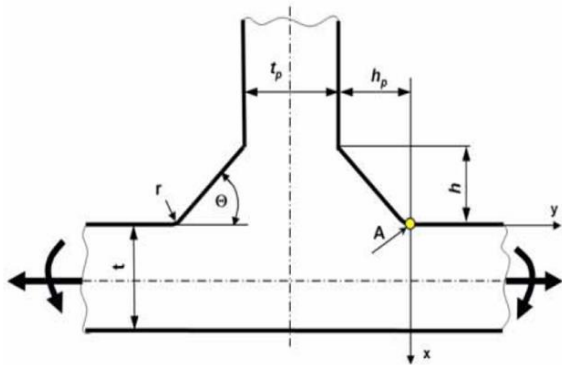
5.8 CÁLCULO DOS CONCENTRADORES DE TENSÃO K_f E K_t

Sendo a solda uma descontinuidade da superfície lisa do material, faz-se necessário a aplicação do fator K_f para corrigir a resistência à fadiga do material em dada condição. Por meio dos métodos analíticos disponíveis, calculou-se o valor de K_f a fim de compará-lo com os dados experimentais. No entanto, K_f está em função de K_t , sendo necessário conhecê-lo primeiro.

Aplicando as equações 09 e 10 descritas na seção 3.4.5, é possível determinar o valor de K_t . Entretanto, tais equações são calculadas com base em parâmetros variáveis, como altura e largura do cordão de solda e raio do pé da solda. Tratando-se de solda por processo manual, sabe-se que, mesmo criando dispositivo para confecção dos CDPs, pequenas variações podem ocorrer, o que pode acarretar na mudança desses parâmetros. Sendo inviável levantar esses dados nos CDPs ensaiados, assumiu-se que as medidas encontradas na figura 51 e apresentada no tópico 5.1 para a definição do parâmetro de solda, são válidas para os cálculos. A tabela 23 mostra os dados coletados para o cálculo de K_t .

Tabela 23 – Dimensionamento da solda para cálculo de K_t

Identificação dos parâmetros	Ponto de solda	Cordão de solda
t [mm]	3	3
tp [mm]	3	3
h [mm]	3,793	6
hp [mm]	4,431	6,345
r [mm]	0,1 - 1	0,1 - 1
θ [°]	40,56	43,4
θ [rad]	0,708	0,757
Dado calculado		
w	14,145	19,707

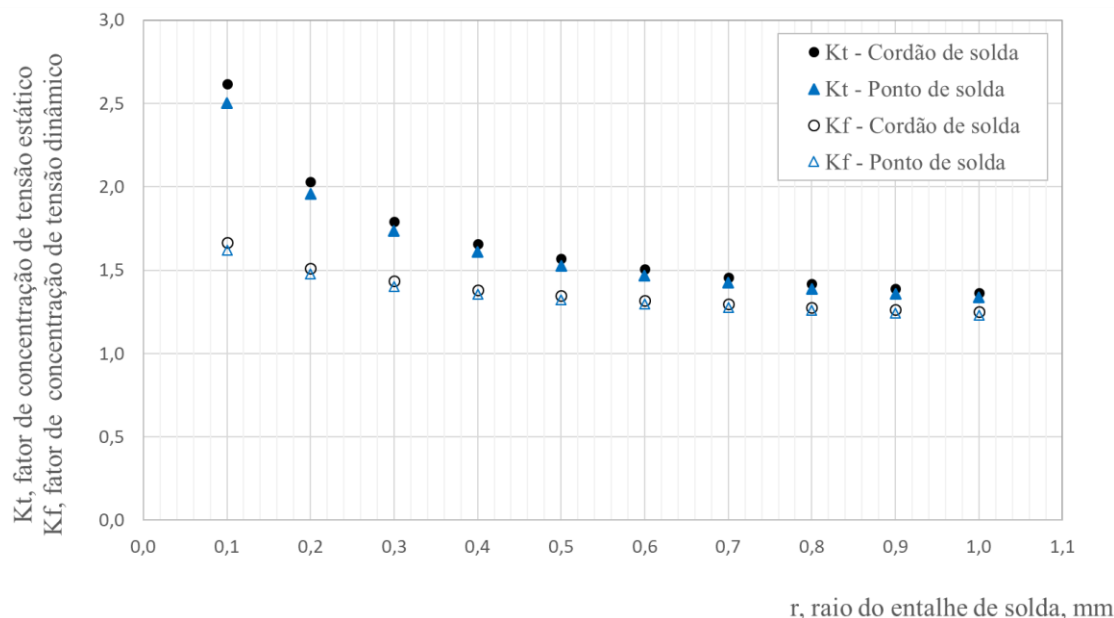


Fonte: o autor

Para os CDPs na condição do metal sob influência de solda, observa-se duas regiões para o cálculo de K_t , sendo analisados tanto pelo ponto de solda quanto pelo cordão de solda. Um dos parâmetros que não se conseguiu avaliar com precisão foi a medida do raio. Hobbacher (2008) correlaciona as diferentes variações de raio na raiz do entalhe no contorno da solda substituindo por um raio efetivo de entalhe de $r = 1$ mm, visto que esse parâmetro não pode ser obtido diretamente no componente soldado. Porém, no presente trabalho, se propôs avaliar a variação de raio efetivo entre 0,1 e 1 mm, sabendo que K_t está diretamente

relacionado com o raio do entalhe, de tal maneira que foram realizados cálculos de K_t e K_f , por meio das equações 09 e 13 apresentadas nos tópicos 3.4.5 e 3.4.6, respectivamente. Os resultados são visualizados na figura 72.

Figura 72 – Cálculo de K_t e K_f em função do raio de entalhe



Fonte: O autor

Nota-se que os valores de K_t e K_f tendem a uma função exponencial decrescente conforme se aumenta o valor de r . Outra observação é que o cordão de solda apresenta valores maiores se comparados ao ponto de solda. Tais diferenças são dadas pelos parâmetros h e h_p , que apresentam valores maiores para o cordão em relação ao ponto. Nesse caso, se o trabalho fosse realizado em quaisquer condições onde o processo fosse automatizado, poderia se dizer que para todos os CDPs soldados se teria um valor de K_f maior no cordão de solda, visto que esse é calculado em função de K_t . No entanto, sendo os CDPs soldados manualmente, não é correto afirmar essa hipótese, uma vez que não se tem dados de todas as amostras ensaiadas, podendo elas apresentarem parâmetros h e h_p maiores nos pontos de solda. Sabe-se que, no ensaio de fadiga do metal soldado, ocorreram falhas tanto no ponto quanto no cordão de solda. Deste modo, considerando as diferentes possibilidades de variação de h , h_p e r em ambas as regiões soldadas, adotou-se o valor calculado de K_f como sendo a média dos resultados obtidos por meio dos cálculos para o ponto e o cordão de solda, considerando a variação do valor de r de 0,1 a 1 mm. O resultado pode ser comparado com o valor dos dados ensaiados aplicando a equação 11 descrita no

tópico 3.4.6, tendo em conta a curva de fadiga com $R = -1$. A tabela 24 apresenta o valor de K_f das amostras soldadas.

Tabela 24 – Comparação dos valores de K_f estimado e ensaiado

Fator de concentração de tensão geométrico K_t	Resistência à fadiga para 10^6 ciclos (MPa)		Fator de concentração de tensão dinâmica K_f		Erro %
	Metal base	Metal soldado	Estimado	Ensaiado	
1,656	236	158	1,362	1,493	8,77

Fonte: O autor

Por essas análises a estimativa de sensibilidade ao entalhe pode ser calculada por meio da equação 12 descrita no tópico 3.4.6, que está apresentada na tabela 25:

Tabela 25 – Cálculo de sensibilidade ao entalhe

Fator de concentração de tensão geométrico K_t	Fator de concentração de tensão dinâmica K_f		Sensibilidade ao entalhe q	
	Estimado	Ensaiado	Estimado	Ensaiado
1,656	1,362	1,493	0,552	0,752

Fonte: O autor

Nota-se que q apresenta valores acima de 0,5 em ambas as condições calculadas, com valor de K_f ensaiado e estimado, mostrando alta sensibilidade ao entalhe.

5.9 ANÁLISE DOS CDPS INSTRUMENTADOS

Os ensaios de fadiga com CDPS instrumentados foram realizados na tensão máxima de 350 MPa, tanto para o MB quanto para o metal sob influência de solda e possibilitou coletar dados das deformações iniciais e ao longo do ensaio em diferentes pontos do CDP. A orientação quanto ao posicionamento de cada SG pode ser visualizada no capítulo anterior, no tópico 4.10.

Com base nos ensaios realizados anteriormente, determinou-se os ciclos de parada para o MB, visto que nesse nível de tensão, provavelmente ocorreria um *run-out*. A tabela 26 apresenta o número de ciclos ensaiados das amostras instrumentadas.

Tabela 26 – Ciclos de ensaio das amostras instrumentadas

Tipo de amostra	Ciclos
Metal base	300.000*
Soldado com ponto	259.116
Soldado sem ponto	213.759

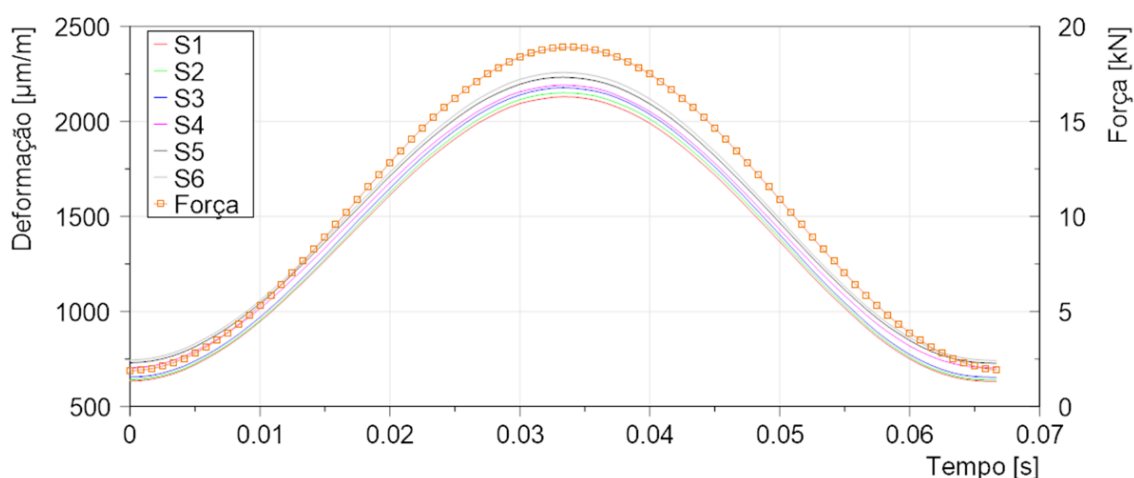
*ensaio interrompido

Fonte: O autor

Como os dados de força do atuador não foram coletados, a onda que representa essa grandeza foi simulada a fim de que pudessem ser realizadas comparações. A fórmula que simula a senoide de força é apresentada na equação 29 onde tem-se “f” que corresponde a frequência do ensaio, 15 Hz, e “t” correspondendo ao tempo. Tomou-se como base o valor mínimo de cada curva para simular a senoide de força. Todos os dados dos CDPs instrumentados serão apresentados em função da deformação medidas pelos sensores e não em função da tensão. A figura 73 mostra a senoide simulada para força.

$$F(t) = F_{amplitude} \cdot \text{sen} \left(2\pi f t - \frac{\pi}{2} \right) + F_{média} \quad (29)$$

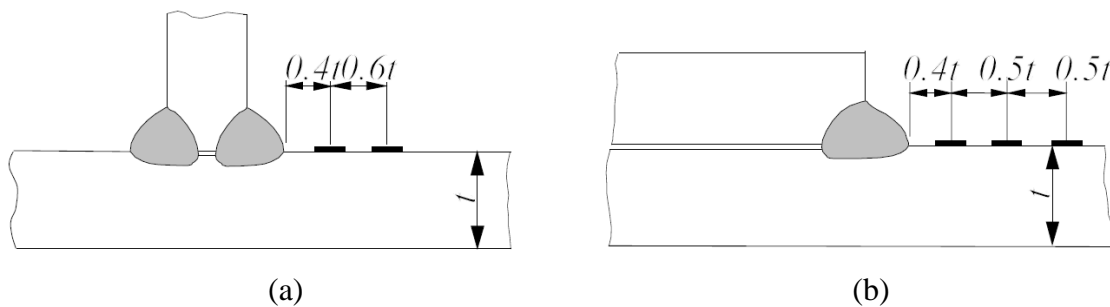
Figura 73 – Comparação da curva dos dados de aquisição dos SGs em relação a senoide de força simulada, em função do tempo



Fonte: O autor

As medições realizadas com SGs possuem limitações acerca do posicionamento dos sensores, impossibilitando a aplicação em algumas regiões, como por exemplo, no pé da solda, cujo os dados auxiliariam nos cálculos para estimar a tensão de *hot spot*. Ainda assim, um método apresentado por Hobbacher (2008), recomenda a utilização de dois ou três SGs variando o seu posicionamento, de acordo com a espessura do CDP, para a utilizar como base dos cálculos da tensão de *hot spot*. A figura 74 mostra o posicionamento dos SGs, com distâncias em função da espessura do CDP. Entretanto, a utilização desse método não foi possível, visto que a espessura da chapa não atendeu aos requisitos necessários para que fossem aplicados os SGs disponíveis, de modo a inviabilizar os estudos propostos com esse modelo. Pensa-se na realização de trabalhos futuros com utilização de CDPs com espessuras maiores que sejam compatíveis para atender aos requisitos do IIW.

Figura 74 – Recomendação de posicionamento de SG para coleta de dados necessários para o cálculo da tensão de *hot spot* em cordão de solda, utilizando de dois (a) e três (b) sensores

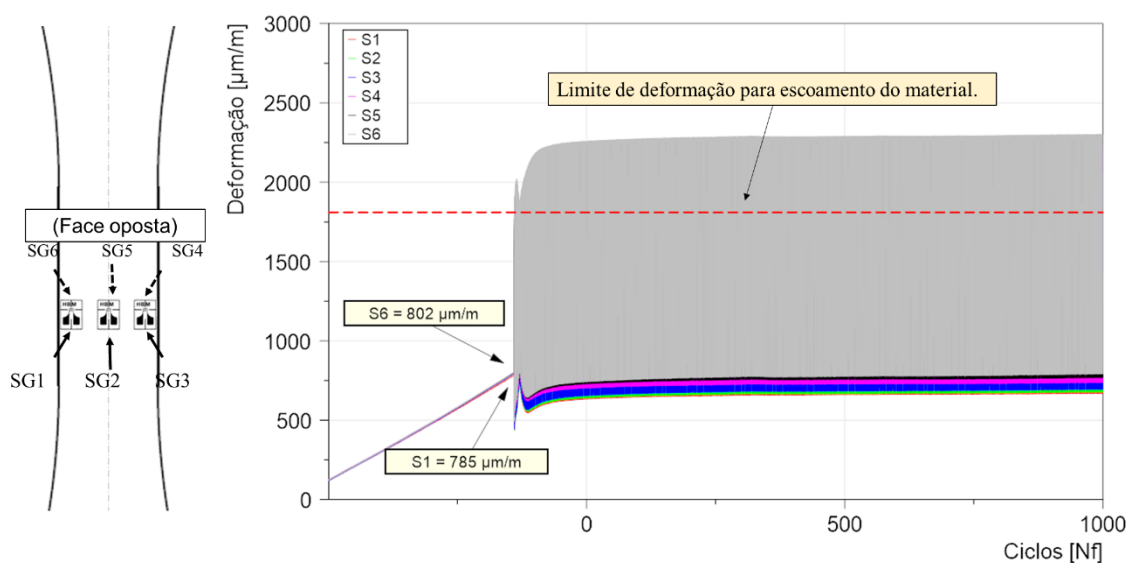


Fonte: (HOBBACHER, 2008)

5.9.1 Corpo de prova do metal base

Os dados coletados mostraram que a pré-carga aplicada inicialmente para o ensaio, 9,5 kN, apresentou valores de deformação próximos para cada SG, sendo a maior diferença observada entre os sensores S1 e S6 de aproximadamente 2%. Essa diferença pode ser explicada por pequenas variações durante o posicionamento da amostra na máquina de ensaio, durante o processo de aplicação dos sensores no CDP ou pela soma de ambas. Entende-se que pequenas variações como essas são aceitáveis e fazem parte do processo, visto que ambos é realizado manualmente. A figura 75 apresenta a aplicação da carga média para início do ensaio.

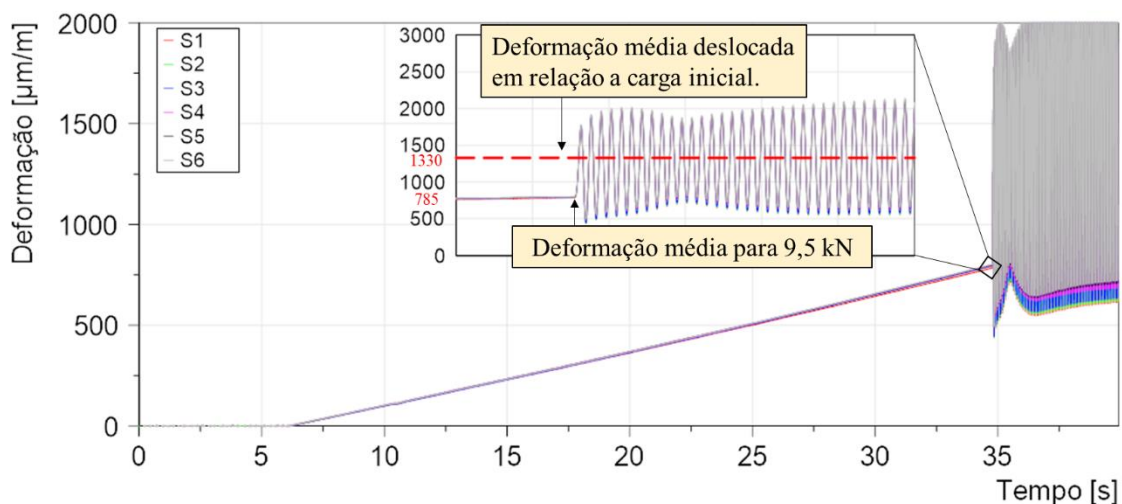
Figura 75 – Aplicação da carga média para ensaio de fadiga de razão 0,1, com CDP do MB



Fonte: O autor

Sendo os dados apresentados em função da deformação, notou-se durante os primeiros ciclos, a média deslocada. Conferindo os ajustes do equipamento de aquisição de dados, não foram encontrados erros na configuração que justificassem tais deformações. A figura 76 mostra detalhadamente os primeiros ciclos de aplicação de força média no início do ensaio.

Figura 76 – Deformação inicial em função da força média do ensaio

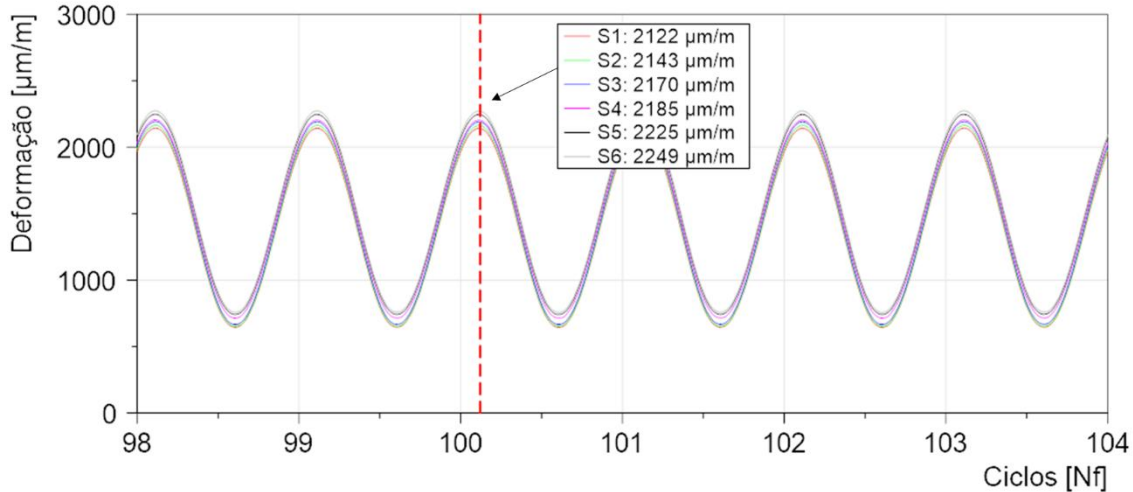


Fonte: O autor

Analisou-se então a deformação máxima nos primeiros 100 ciclos e utilizou-se os dados para calcular a tensão máxima, visto que essa deveria ser de 350 MPa, como foi

proposto no ensaio. Descartou-se os ciclos iniciais do ensaio até a estabilização da senoide do equipamento. A figura 77 apresenta a deformação do ciclo de número 100 do ensaio.

Figura 77 – Deformações máximas medidas por cada SG, no CDP do MB



Fonte: O autor

Para transformar os dados de deformação em tensão, aplicou-se Lei de Hooke, dada pela equação 30, válida para a condição de elasticidade do material.

$$\sigma = E \cdot \varepsilon \quad (30)$$

A tabela 27 apresenta o valor de tensão para o ciclo 100 do ensaio.

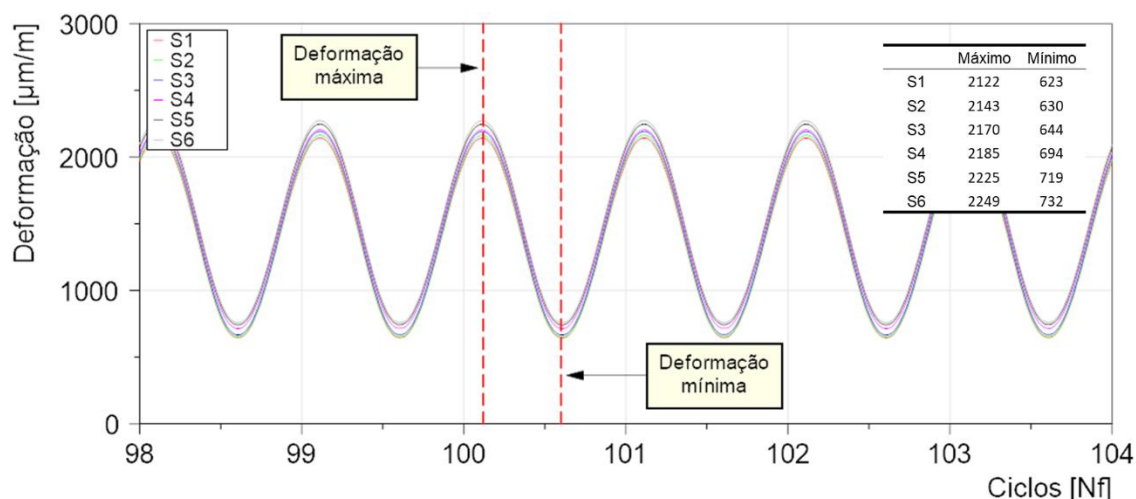
Tabela 27 – Tensão calculada para o ciclo 100 do ensaio de fadiga, no CDP do MB

Strain Gage	Deformação máxima [µm/m]	Módulo de elasticidade [GPa]	Tensão [MPa]
S1	2122	219,79	466
S2	2143		471
S3	2170		477
S4	2185		480
S5	2225		489
S6	2249		494

Fonte: O autor

Os resultados obtidos mostraram que os valores da tensão não correspondem à realidade do ensaio. Analisou-se então a amplitude do sinal medido, a fim de compará-la com a amplitude da tensão na condição de $\sigma_{max} = 350$ MPa. Para essa tensão, com ensaio em $R = 0,1$, sabe-se que a amplitude deve ser de 158 MPa. A figura 78 mostra os valores máximo e mínimo de deformação, para cada SG.

Figura 78 – Deformações máximas e mínimas medidas por cada SG, no CDP do MB



Fonte: O autor

Com posse dos dados, calculou-se a amplitude de tensão utilizando novamente a equação 30 e o módulo de elasticidade do material, para cada ponto medido. Os resultados são apresentados pela tabela 28.

Tabela 28 – Amplitude de tensão para o ciclo 100 do ensaio de fadiga, no CDP do MB

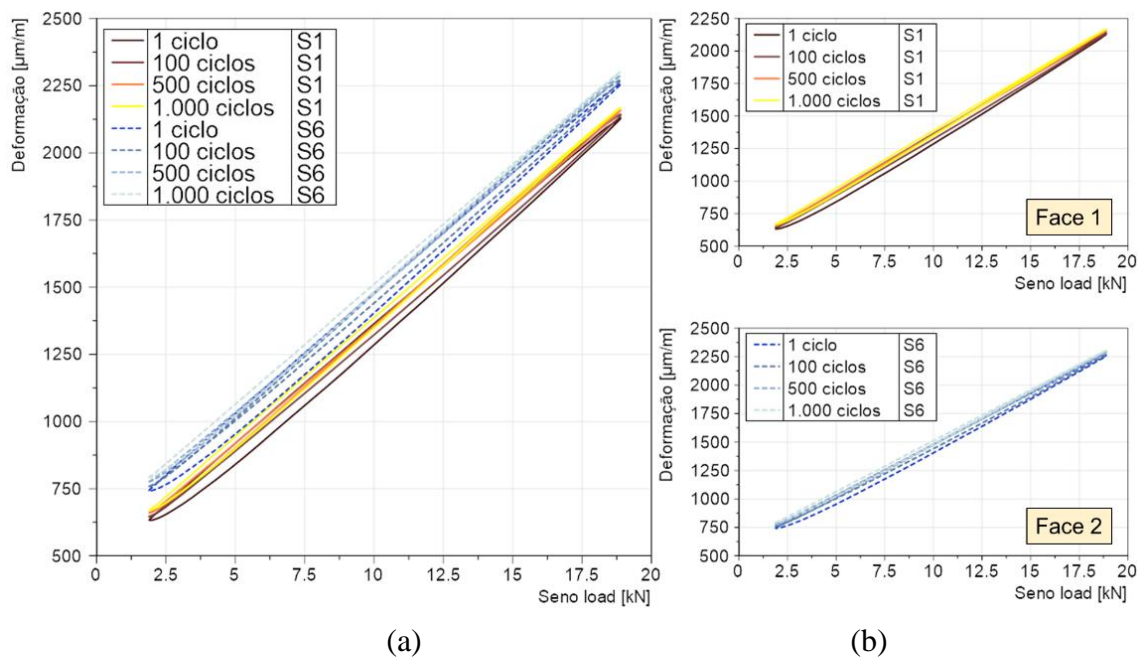
Strain Gage	Deformação [µm/m]		Amplitude de tensão [MPa]
	Máximo	Mínimo	
S1	2157	657	157
S2	2177	665	159
S3	2204	681	160
S4	2218	727	157
S5	2258	754	158
S6	2288	774	159

Fonte: O autor

Os valores calculados referentes à amplitude de tensão estão coerentes com o ensaio proposto de 350 MPa. A explicação para as altas deformações é ter havido plasticidade no MB logo no primeiro ciclo, visto que a σ_{max} do ensaio é próxima do limite de escoamento do material e permite dizer que tal plasticidade pode ocorrer, descartando assim a possibilidade de ter ocorrido falha durante os ajustes do ensaio e/ou aquisição dos dados.

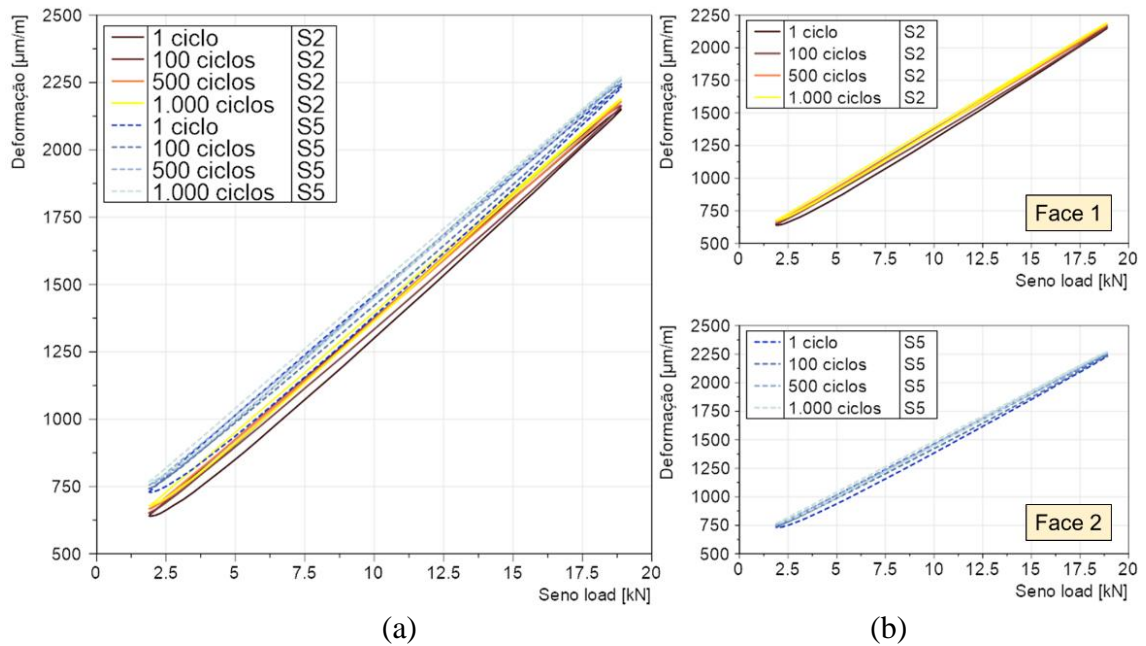
A fim de comparar o comportamento do material nos primeiros 1.000 ciclos do ensaio, analisou-se os dados dos SGs posicionados em cada face do CDP, plotando uma curva de força x deformação. Os resultados podem ser vistos nas figuras 79, 80 e 81.

Figura 79 – Comparativo dos primeiros 1.000 ciclos dos SGs S1 e S6, com (a) curvas sobrepostas e (b) curvas separadas



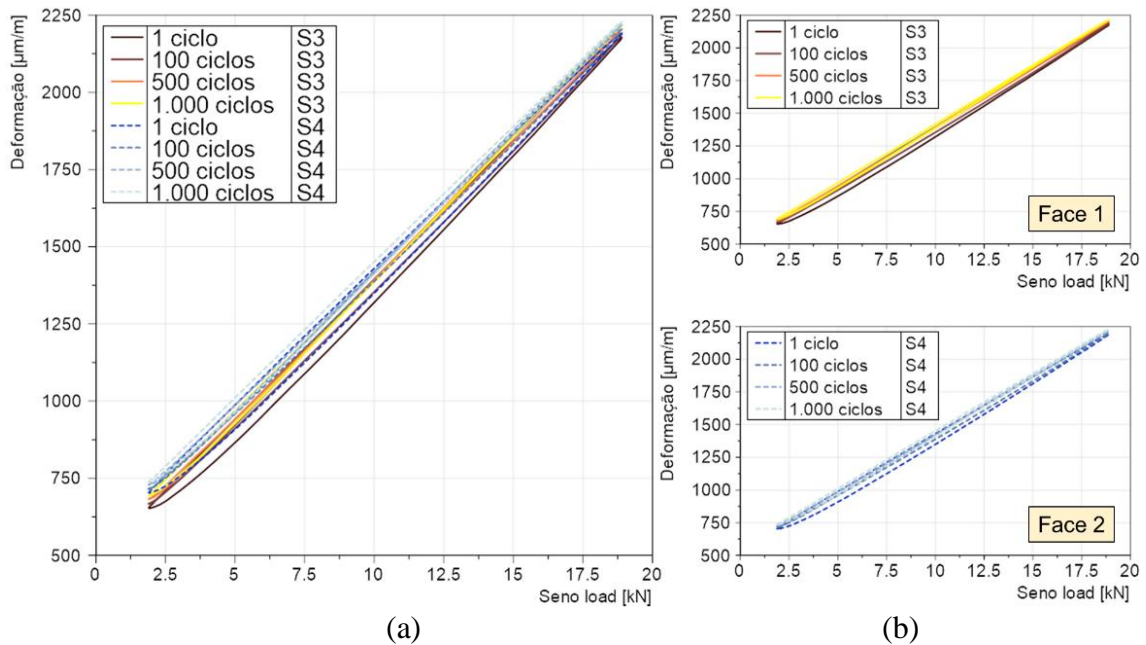
Fonte: O autor

Figura 80 – Comparativo dos primeiros 1.000 ciclos dos SGs S2 e S5, com (a) curvas sobrepostas e (b) curvas separadas



Fonte: O autor

Figura 81 – Comparativo dos primeiros 1.000 ciclos dos SGs S3 e S4, com (a) curvas sobrepostas e (b) curvas separadas



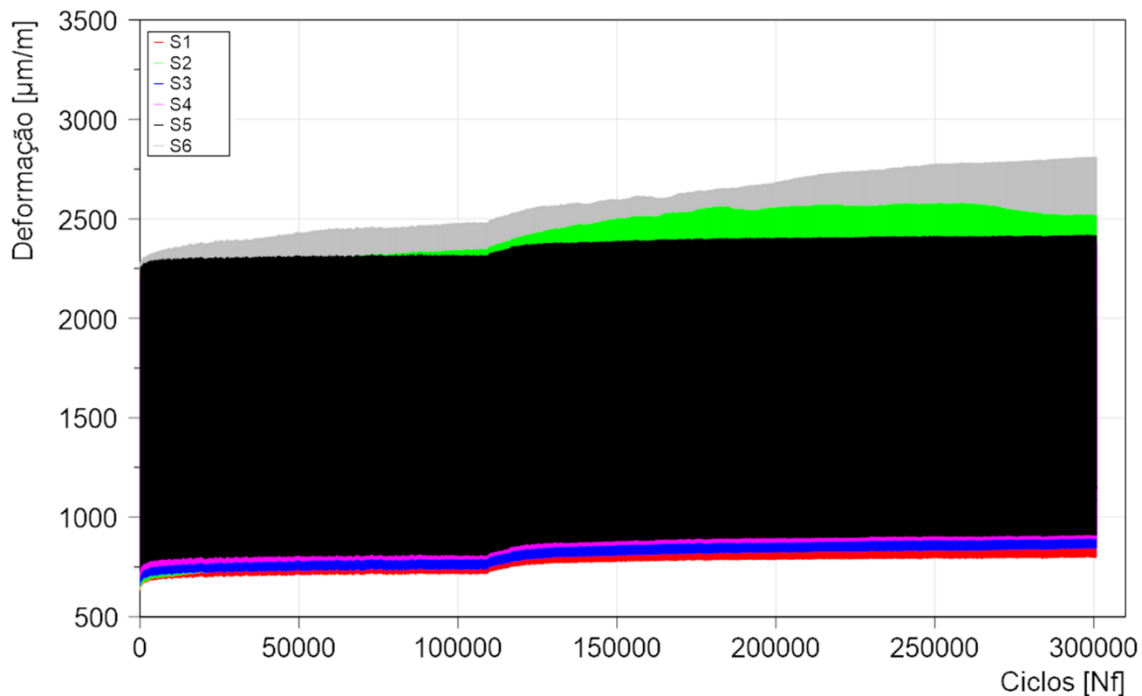
Fonte: O autor

Observa-se que existe uma diferença mínima de deformação entre os sensores. Essa deformação foi vista anteriormente como consequência do processo de aquisição. No entanto, nos primeiros 1.000 ciclos analisados, não se observou uma progressão da

deformação em cada ponto medido pelos SGs, o que mostra a estabilidade do material durante os ciclos iniciais.

Nota-se que os SGs S1, S2 e S3, posicionados na face 1 foram menos solicitados pelo carregamento inicial apresentando as menores deformações. Os seus pares opostos, S4, S5 e S6, apresentam as maiores deformações. Entretanto, a diferença medida entre eles permanece estável ao se acumularem os ciclos. Entre o ciclo 1 e o ciclo 1000, o aumento da deformação representa 1,7% aproximadamente, em todos os pontos. A figura 82 mostra todo o sinal de aquisição de dados para os 300.000 ciclos medidos.

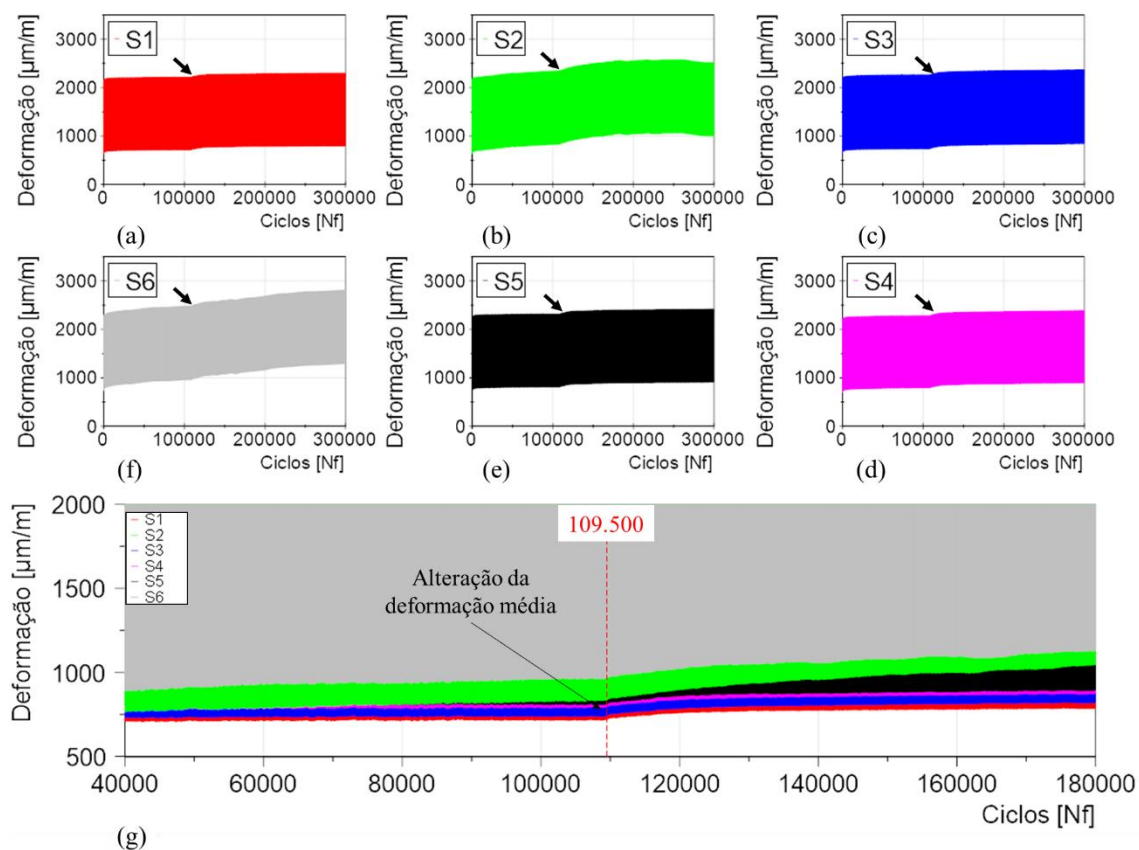
Figura 82 – Sinal da aquisição de dados dos pontos S1 a S6 para o CDP do MB



Fonte: O autor

Visualiza-se que os sinais referentes aos sensores S2 e S6 apresentam uma inconstância ao longo do ensaio, porém essas não foram observadas nos primeiros 1.000 ciclos ensaiados. Essa inconstância não é medida pelos sensores opostos a esses mencionados. Com 109.500 ciclos aproximadamente, um fenômeno de leve alteração da deformação média com conservação da amplitude é observado e representa uma alteração de 4% em todos os sensores. A Figura 83 mostra os sinais de cada *SG* de forma unitária e agrupados.

Figura 83 – Sinais de aquisição de dados do CDP instrumentado dos pontos (a) S1, (b) S2, (c) S3, (d) S4, (e) S5, (f),S6 e (g) detalhe da alteração da deformação média, na condição de MB



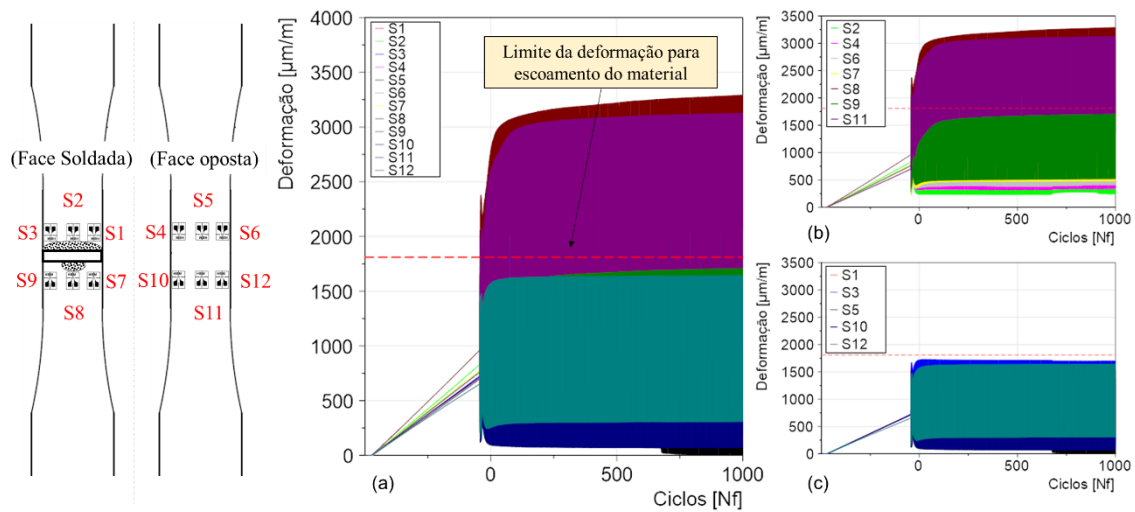
Fonte: O autor

Após a alteração com 109.500 ciclos, os pontos S2 e S6 continuaram apresentando aumento da deformação até a sua interrupção com 300.000 ciclos.

5.9.2 Corpo de prova do metal soldado com cordão, com ponto de solda

Para o metal soldado com o ponto, os dados mostraram, durante a pré carga de 9,5 kN realizada para início do ensaio, uma distribuição não linear medida pelos SGs, diferentes da distribuição de deformação apresentada pelo CDP do MB. A figura 84 mostra os dados do início do ensaio para os 12 SGs instalados no CDP do metal soldado com ponto.

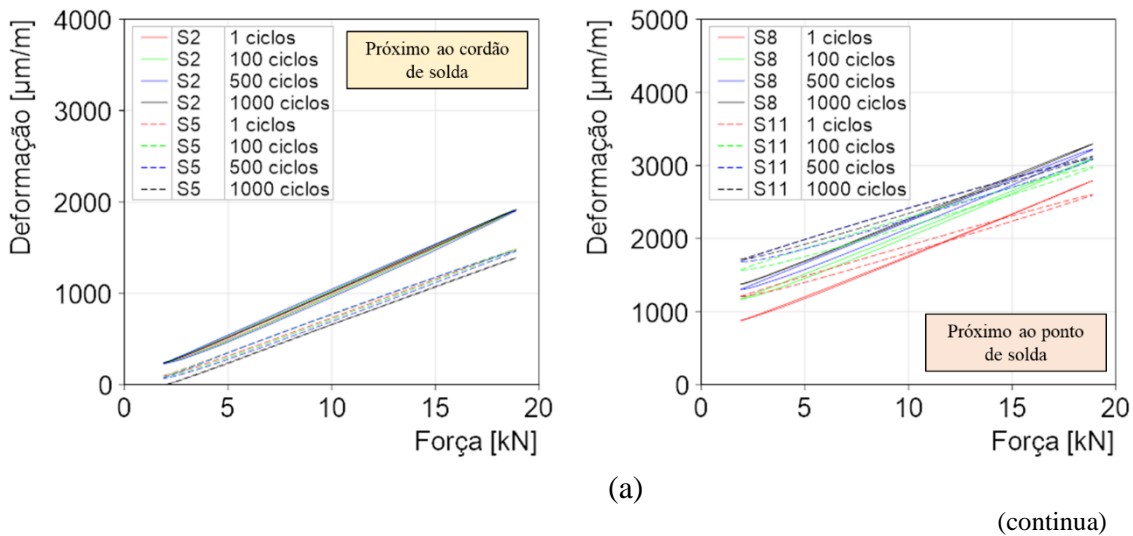
Figura 84 – Variação da deformação inicial dos SGs durante a aplicação pré-carga, na condição de metal soldado com ponto, sendo (a) sobreposição dos 12 SGs, (b) medidas acima do limite de escoamento e (c) medidas abaixo do limite de escoamento



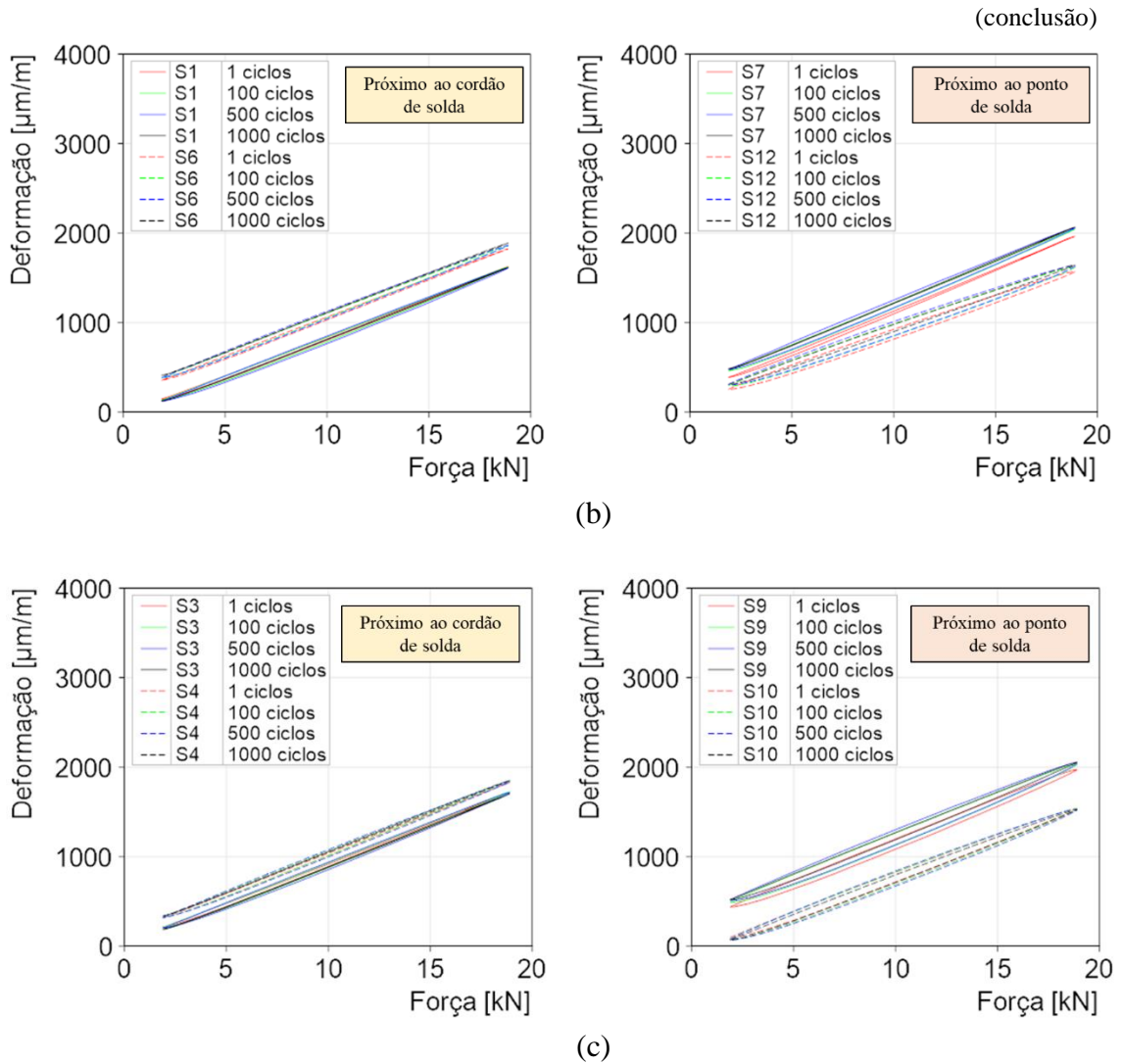
Fonte: O autor

Visto isso, análises foram realizadas para comparar os primeiros 1.000 ciclos do ensaio para os sensores em forma de pares, ou seja, foram comparados os SGs posicionados próximos à solda com os SGs posicionados na face oposta. A figura 85 mostra esse comparativo. As linhas tracejadas representam os sensores aplicados na face livre de solda.

Figura 85 – Curvas de histerese entre pares de SGs posicionados alinhados em faces e regiões opostas, referentes aos primeiros 1.000 ciclos do ensaio do metal soldado com ponto, sendo (a) extremidade direita, (b) centro e (c) extremidade esquerda



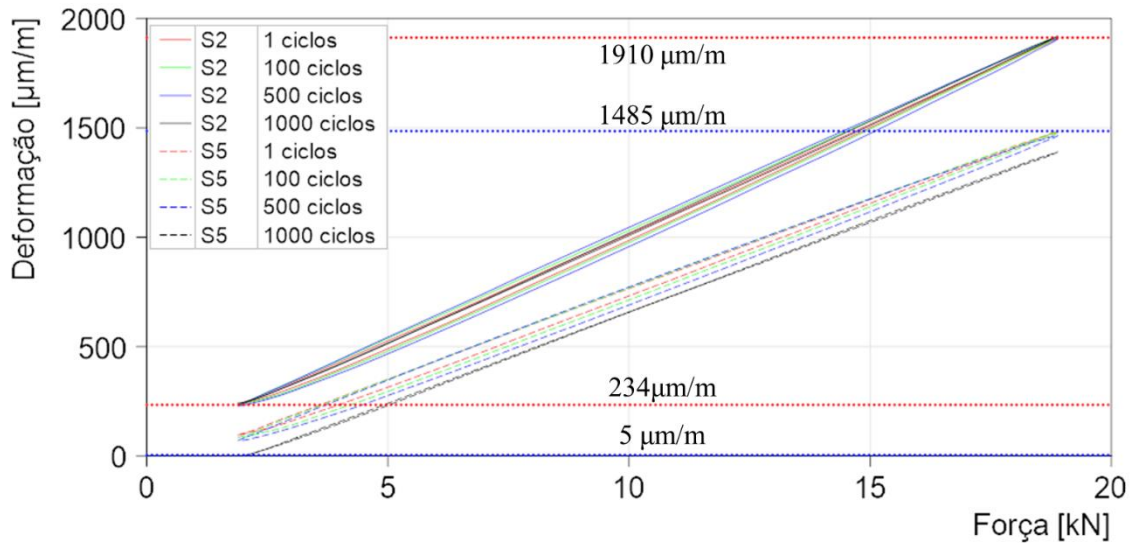
(continua)



Fonte: O autor

Observa-se que os sensores posicionados próximo ao cordão de solda apresentam comportamento mais linear quando comparados aos sensores próximo do ponto de solda, com exceção dos pontos S2 e S5 que apresentaram diferenças na amplitude de deformação, sendo S2 maior que S5. Nota-se que, para os demais SGs posicionados na face soldada, a curva de deformação apresenta maior inclinação justificando assim as maiores amplitudes. A figura 86 mostra em detalhes os dados medidos por S2 e S5.

Figura 86 – Curvas de histerese dos SGs S2 e S5 posicionados em faces opostas, para os primeiros 1.000 ciclos do ensaio

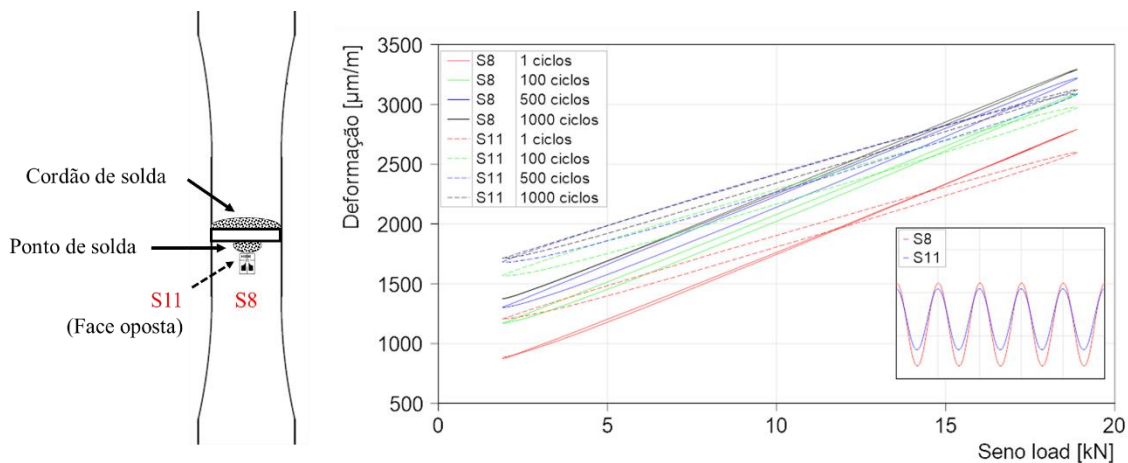


Fonte: O autor

Calculando a amplitude, têm-se 838 $\mu\text{m}/\text{m}$ para S2 e 740 $\mu\text{m}/\text{m}$ para S5. Analisando os primeiros 500 ciclos, nota-se que ambos os pontos apresentam características de possível amolecimento cíclico, vindo a se estabilizar entre 500 e 1.000 ciclos.

Entre os sensores medidos próximo ao ponto de solda, a distribuição da deformação apresentou não linearidade, quando ambas as faces são comparadas. A região ao centro, medida pelos SGs S8 e S11, apresenta diferença expressiva na deformação, conforme mostrado na figura 87.

Figura 87 – Curvas de histerese dos SGs S8 e S11 posicionados em faces opostas, para os primeiros 1.000 ciclos do ensaio

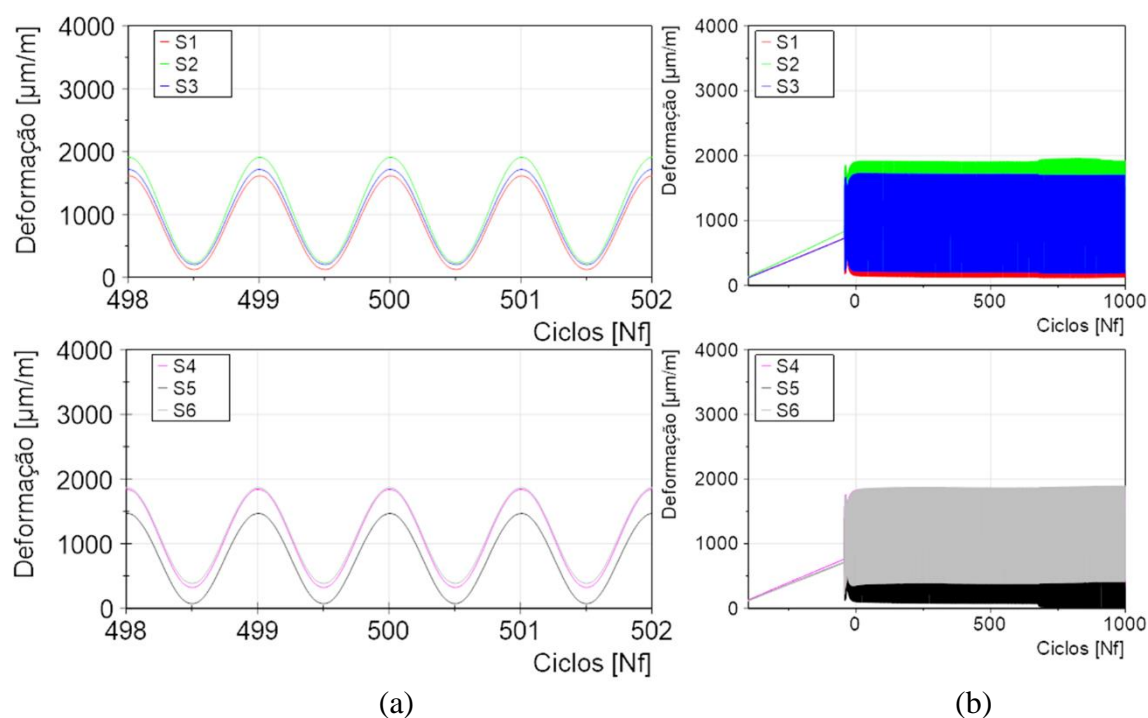


Fonte: O autor

Notou-se que a amplitude de deformação de S8 é maior quando comparada à de S11. A hipótese que explica esse fenômeno se dá pela tensão residual trativa, pelo concentrador de tensão geométrico nessa face e alterações microestruturais próximo a S8, oriundas do processo de solda, que geram carregamentos trativos na superfície do CDP e somados ao carregamento de tração do ensaio, sobrecarrega localmente o material vindo a se deformar plasticamente.

A distribuição das deformações no cordão de solda pode ser observada na figura 88, que mostra a uniformidade das deformações para os sensores posicionados próximo ao cordão sendo o ponto S2, o SG posicionado mais próximo do cordão, a apresentar deformação 15% maior em relação ao ponto S1. A diferença de deformação entre S1 e S3 representa menos de 1%. Analisando as deformações próximas ao cordão de solda não se percebe o efeito das tensões residuais trativas, uma vez que as deformações medidas são similares ao longo do cordão, tanto na face soldada como na face livre de solda.

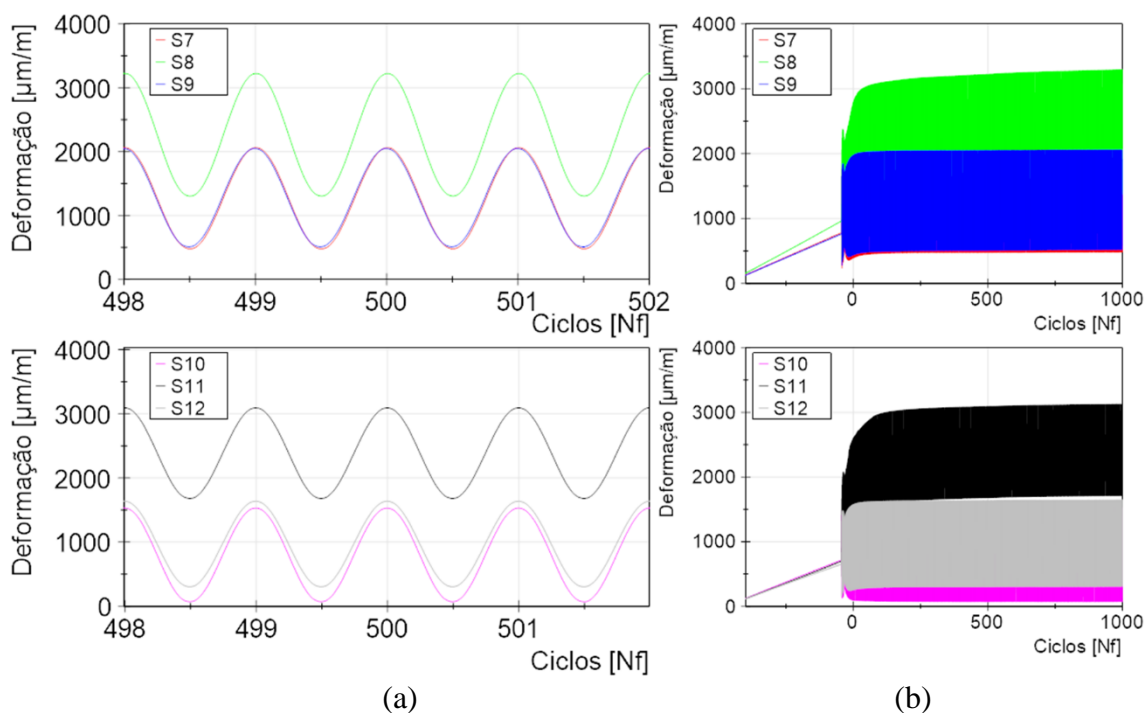
Figura 88 – Distribuição da deformação entre os SGs posicionados próximo ao cordão de solda, sendo (a) próximo de 500 ciclos e (b) acumulado de 1.000 ciclos



Fonte: O autor

A distribuição das deformações no ponto de solda é apresentada na figura 89.

Figura 89 – Distribuição da deformação entre os SGs posicionados próximo ao ponto de solda, sendo (a) próximo de 500 ciclos e (b) acumulado de 1.000 ciclos



Fonte: O autor

Os dados coletados próximo ao ponto de solda mostram um padrão de deformação diferente quando comparado ao cordão de solda. As maiores deformações estão concentradas na área à frente do ponto de solda, sendo observadas plasticidades em ambas as faces do CDP. Por outro lado, nota-se que os sensores S7, S9, S10 e S12 apresentam similaridade nas deformações com aqueles posicionados próximos ao cordão. A fim de realizar um comparativo para 1.000 ciclos referente aos 12 SGs, os dados foram compilados e são apresentados na tabela 29.

Tabela 29 – Amplitude de deformação dos primeiros 1.000 ciclos medidos pelos SGs de S1 à S12, para metal soldado com ponto

SGs	Ciclos	Deformação [$\mu\text{m/m}$]			SGs	Ciclos	Deformação [$\mu\text{m/m}$]		
		Máximo	Mínimo	Amplitude			Máximo	Mínimo	Amplitude
S1	1	1625	145	740	S7	1	1964	389	788
	100	1621	131	745		100	2045	460	793
	500	1612	123	745		500	2059	476	792
	1.000	1617	125	746		1.000	2067	482	793
S2	1	1907	236	836	S8	1	2791	874	959
	100	1916	234	841		100	3091	1169	961
	500	1909	230	840		500	3222	1302	960
	1.000	1919	240	840		1.000	3294	1375	960

(continua)

(conclusão)

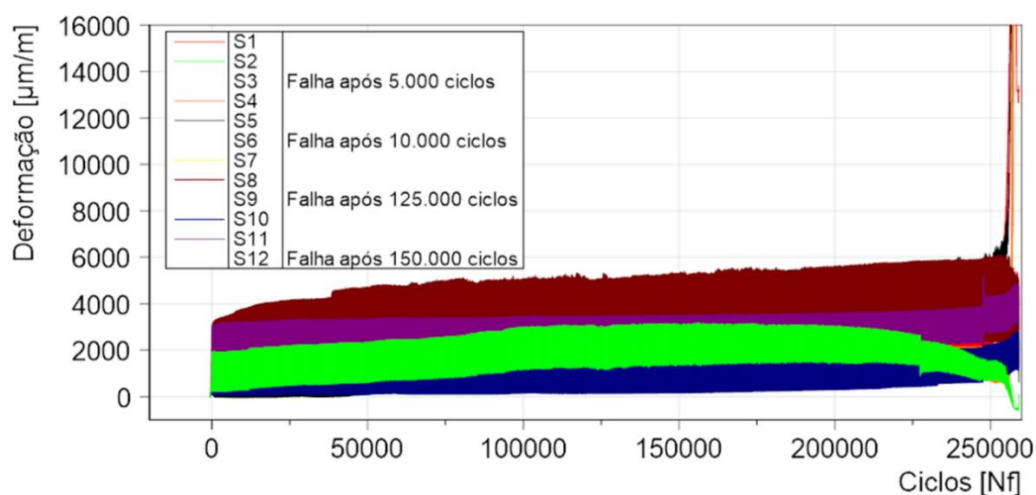
Tabela 29 – Amplitude de deformação dos primeiros 1.000 ciclos medidos pelos SGs de S1 à S12, para metal soldado com ponto

SGs	Ciclos	Deformação [$\mu\text{m}/\text{m}$]			SGs	Ciclos	Deformação [$\mu\text{m}/\text{m}$]		
		Máximo	Mínimo	Amplitude			Máximo	Mínimo	Amplitude
S3	1	1721	214	754	S9	1	1973	436	769
	100	1723	203	760		100	2033	489	772
	500	1714	202	757		500	2047	508	770
	1.000	1700	187	757		1.000	2057	520	769
S4	1	1828	316	756	S10	1	1539	93	723
	100	1844	323	761		100	1532	76	728
	500	1840	321	760		500	1528	70	729
	1.000	1852	337	758		1.000	1527	69	729
S5	1	1482	96	693	S11	1	2600	1202	699
	100	1480	82	699		100	2978	1568	705
	500	1465	71	697		500	3090	1679	706
	1.000	1389	-5	697		1.000	3125	1713	706
S6	1	1825	357	734	S12	1	1571	254	659
	100	1861	381	740		100	1623	291	666
	500	1863	384	740		500	1636	303	667
	1.000	1890	413	739		1.000	1644	309	668

Fonte: O autor

Verifica-se, de acordo com a tabela 29, o aumento na deformação dos SGs S8 e S11 em aproximadamente 16% entre os ciclos 1 e 1000. No entanto, a amplitude permaneceu a mesma. Para os demais sensores, o aumento varia entre 1 e 5%, a depender do ponto.

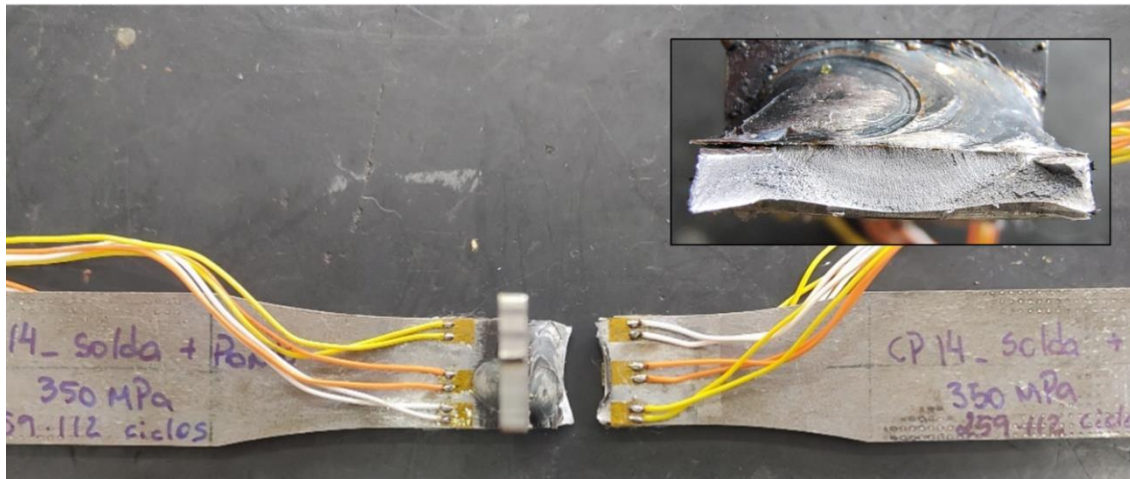
Para ciclos subsequentes, nota-se que a deformação medida por S8 continua apresentando aumento em relação aos demais pontos. A figura 90 mostra o sinal acumulado em todo o ensaio.

Figura 90 – Sinal da aquisição de dados dos SGs de S1 à S12 para o CDP do metal soldado

Fonte: O autor

Ainda que o sensor S8 tenha apresentando maiores deformações em relação aos outros pontos medidos, a falha ocorreu próximo ao cordão de solda, como apresenta a figura 91.

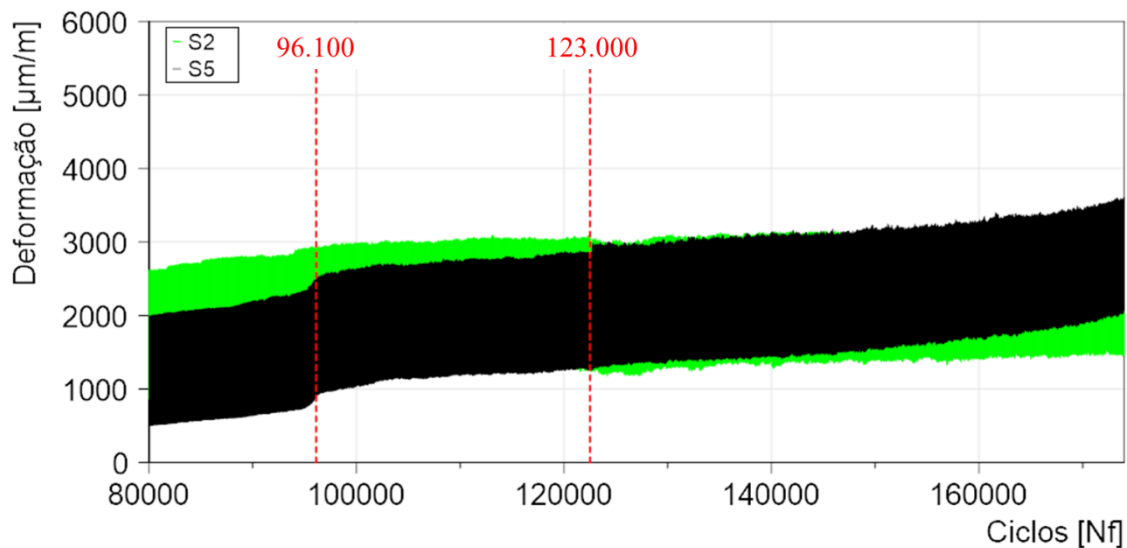
Figura 91 – CDP do metal soldado com ponto fraturado na ZTA, após ensaio de fadiga



Fonte: O autor

Como apresentado, na região central do CDP, próxima ao SG S2, a hipótese é de que a trinca tenha nucleado entre 96.100 ciclos e 123.000, uma vez que nesse número de ciclos, observa-se a estabilização de S2 e o aumento da deformação em S5, como mostra a figura 92.

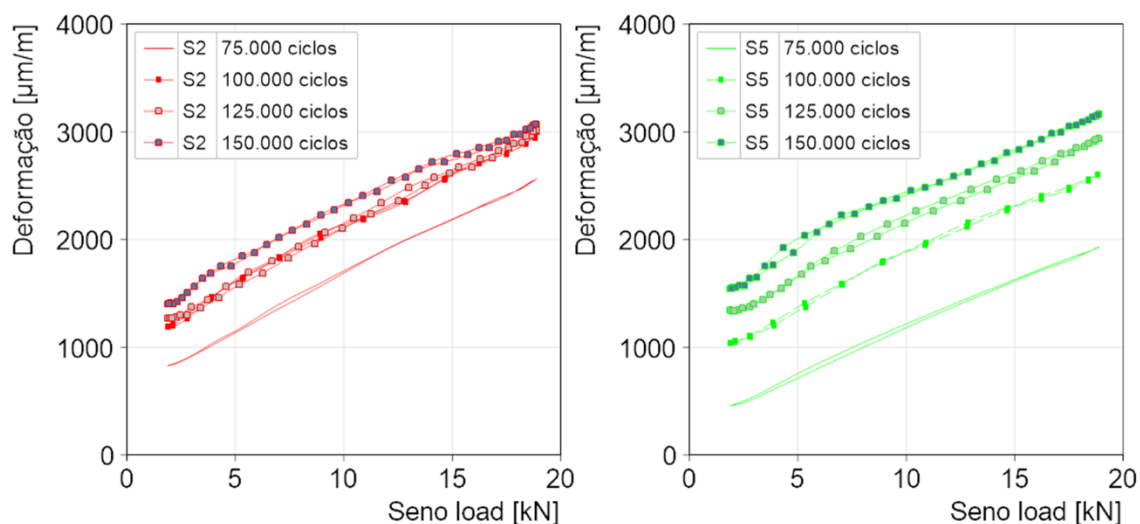
Figura 92 – Aumento da deformação em S5 com estabilização de S2, para o mesmo número de ciclos



Fonte: O autor

A progressão da histerese entre os dois pontos é apresentada na figura 93 e mostra a evolução da deformação de S5 em relação a S2.

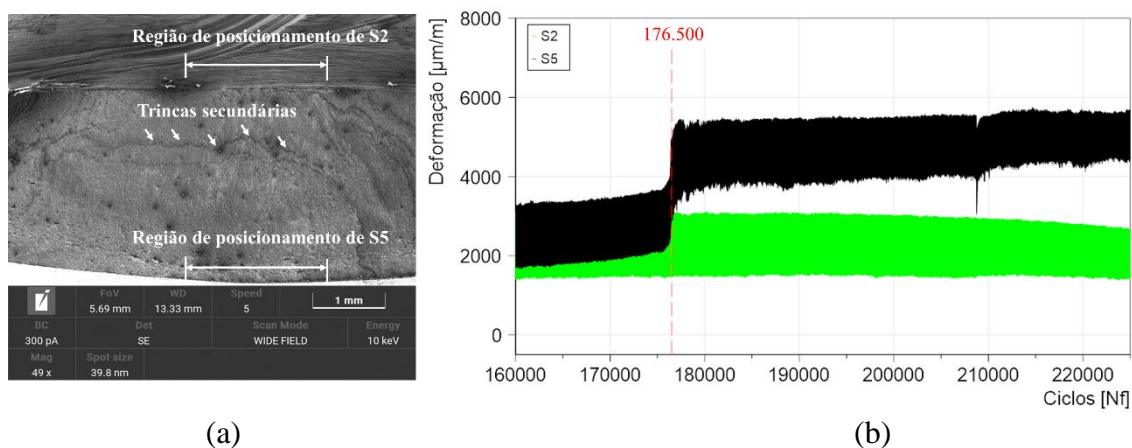
Figura 93 – Comparação da progressão da histerese dos pontos S2 e S5



Fonte: O autor

Com o acúmulo de 176.500 ciclos é observada a mudança da amplitude de deformação medida em S5. Comparando os dados do CDP instrumentado com a fractografia da região central de propagação, é plausível afirmar que esse é o ciclo onde se encontram as trincas secundárias, de modo a observar que as deformações medidas em S5 aumentaram ao passo que as deformações em S2 tenderam a cair, ao longo do ensaio. Isso configura a redução da área da seção de ensaio submetida ao mesmo carregamento. A figura 94 apresenta esse instante do ensaio.

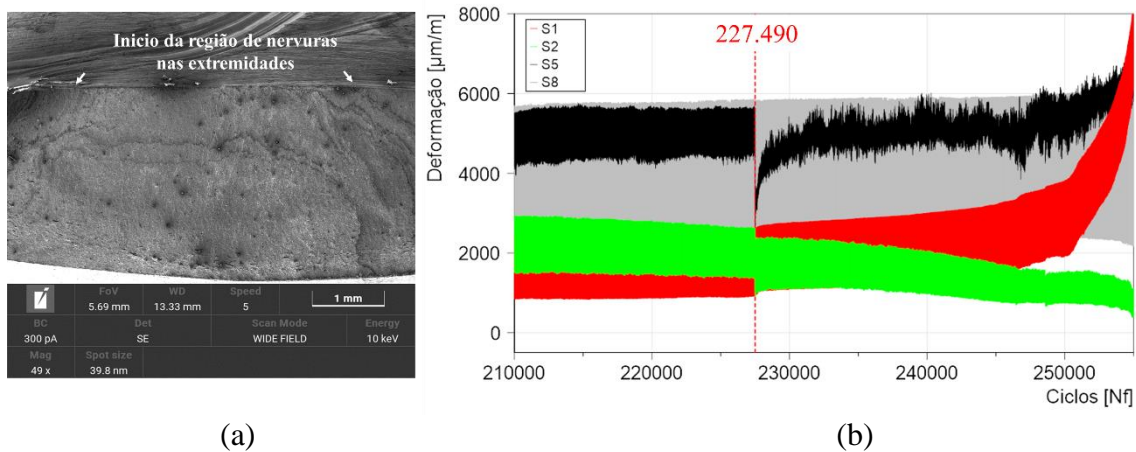
Figura 94 – Correlação da fractografia com alteração da deformação medida pelo SG S5, com (a) fractografia da superfície de fratura e (b) dados da medição do CDP instrumentado



Fonte: O autor

Com 227.490 ciclos acumulados, observa-se novamente a mudança de deformação medida pelos SGs S2 e S5. Nesse instante, o sensor S5 passa a apresentar comportamento instável. Tem-se como hipótese que esse é o instante de aumento de velocidade da propagação da trinca, solicitando mais as extremidades da seção do CDP, como mostra o aumento da deformação em S1, enquanto não ocorre a fratura. A figura 95 apresenta essa observação. A região destacada na figura 95(a) mostra o aparecimento de nervuras nas extremidades, corroborando o aumento das tensões medidas pelo SG S1, posicionado na extremidade da peça.

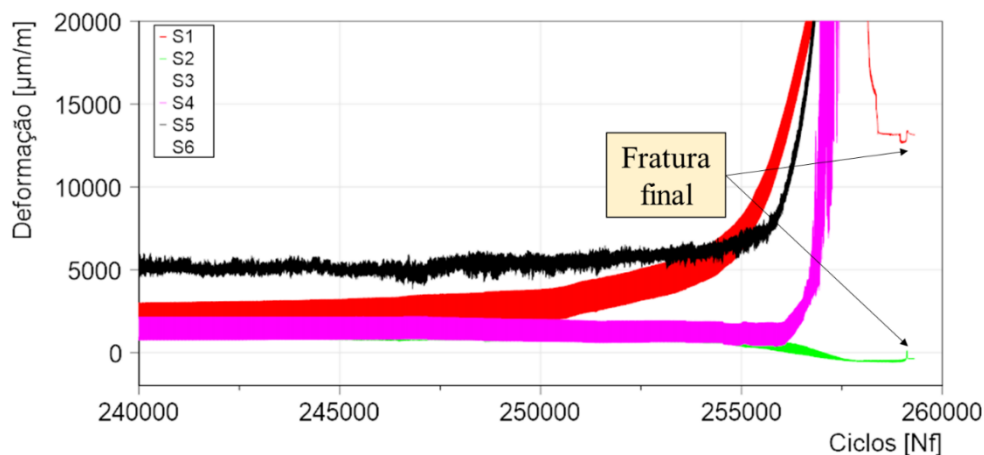
Figura 95 – Alteração da deformação medida pelos SGs próximo ao fim do ensaio, com (a) fractografia apresentando regiões de nervuras e (b) sinal de deformação dos SGs



Fonte: O autor

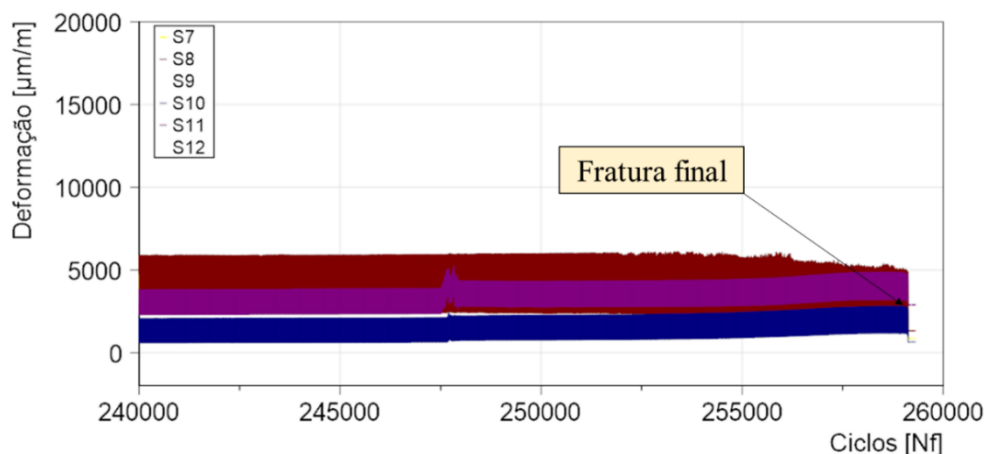
As figuras 96 e 97 retratam os últimos ciclos do ensaio para os grupos de SGs em funcionamento, posicionados próximo ao cordão e ao ponto de solda, respectivamente.

Figura 96 – Ciclos finais medidos pelos SGs posicionados próximo ao cordão de solda



Fonte: O autor

Figura 97 – Ciclos finais medidos pelos SGs posicionados próximo ao ponto de solda



Fonte: O autor

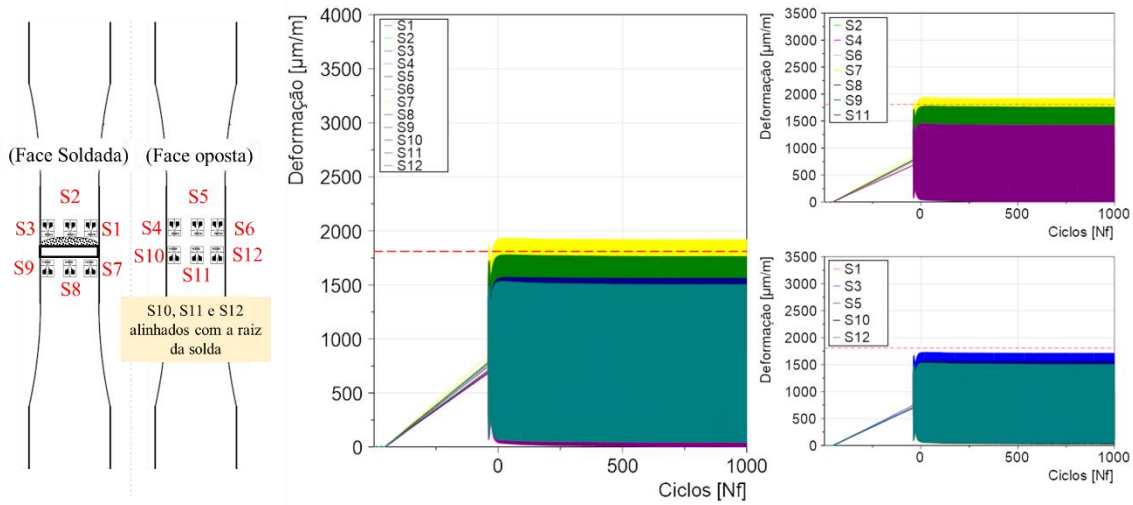
Durante o estágio de propagação da trinca, após 88% do teste, notou-se o aumento da deformação medido pelo SG S1, posicionado na borda do CDP. No sensor S4, posicionado na face oposta àquela da propagação da trinca, as deformações somente foram observadas com 98% do ensaio concluído. Para os sensores posicionados no lado oposto da trinca que ainda estavam ativos até o final do ensaio, não apresentaram sinais claros de que havia trinca na peça.

Por fim, com 259.112 ciclos, ocorre a fratura final. Com posse desse número, conclui-se que a nucleação da trinca ocorreu entre 37 e 47% do total do ensaio, assumindo o ponto de iniciação entre 96.100 e 123.000 ciclos.

5.9.3 Corpo de prova do metal soldado com cordão, sem ponto de solda

Para os dados analisados referente ao CDP do metal soldado sem o ponto, notou-se que os ciclos iniciais da amostra apresentaram comportamento diferente quando comparado ao metal soldado com ponto, sendo semelhante ao do MB. Dentre os 12 sensores medidos, foi observado deformação plástica apenas pelo ponto S7, mesmo assim com valor abaixo se comparado ao MB. A figura 98 apresenta o ciclo de pré-carga do ensaio.

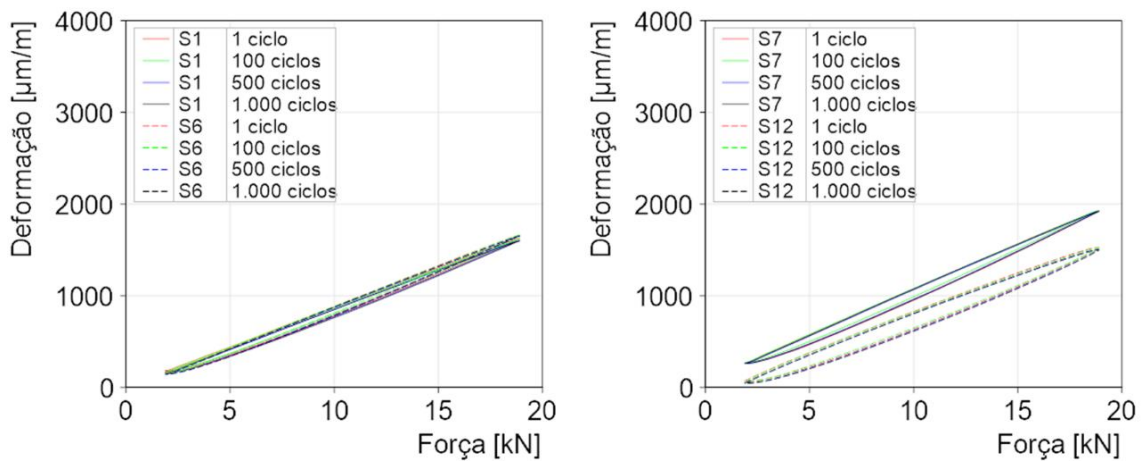
Figura 98 – Aplicação da carga média para ensaio de fadiga de $R = 0,1$, com CDP do metal soldado sem ponto



Fonte: O autor.

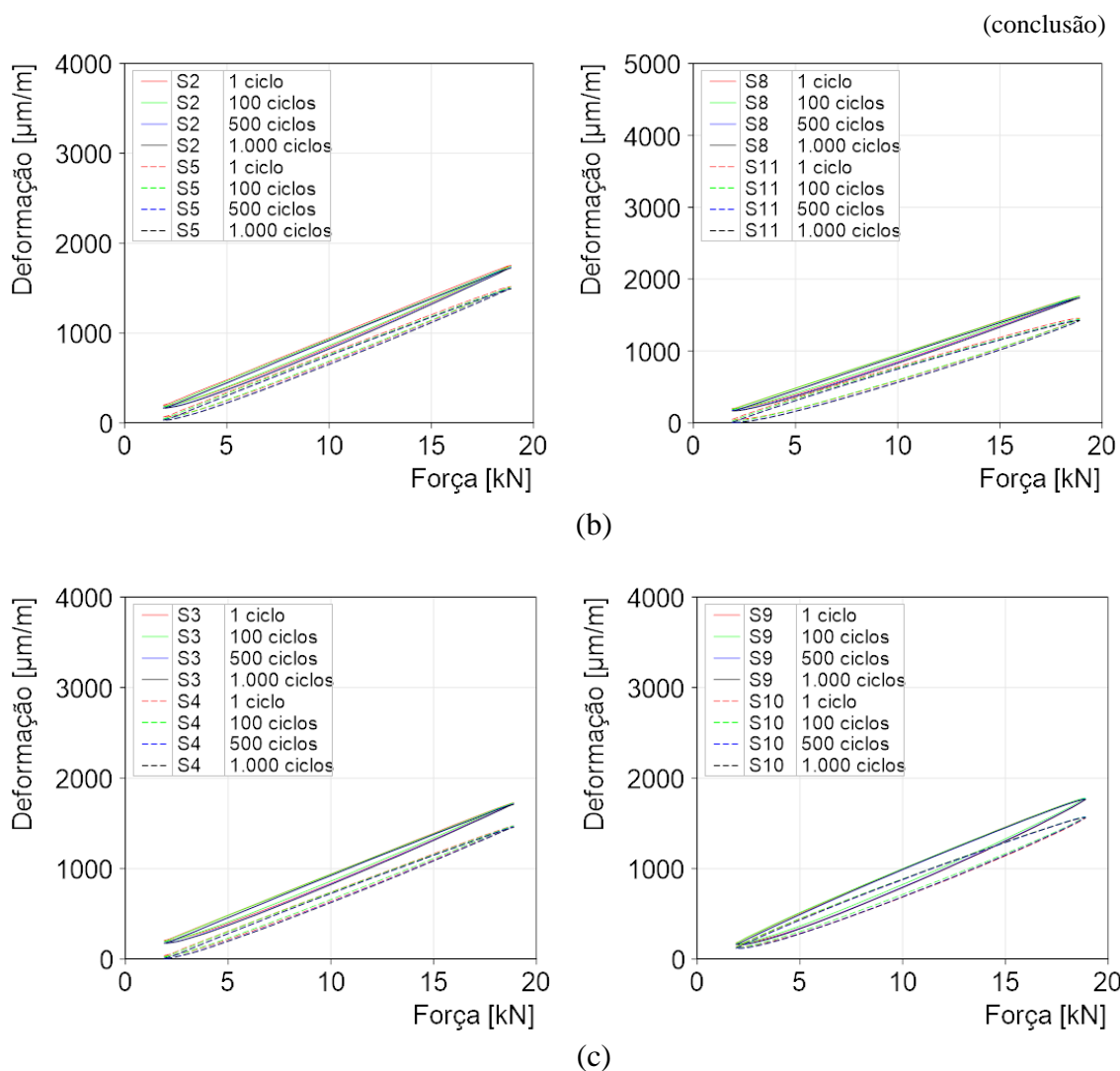
A inclinação da curva de pré-carga se assemelha à curva vista no metal soldado com o ponto. Não se observa deformações plásticas iniciais medidas pelos sensores próximos ao cordão de solda. A figura 99 mostra o comparativo das curvas de histerese até os primeiros 1.000 ciclos.

Figura 99 – Curvas de histerese entre pares de SGs posicionados alinhados em faces e regiões opostas, referente aos primeiros 1.000 ciclos do ensaio do metal soldado sem ponto, sendo (a) extremidade direita, (b) centro e (c) extremidade esquerda.



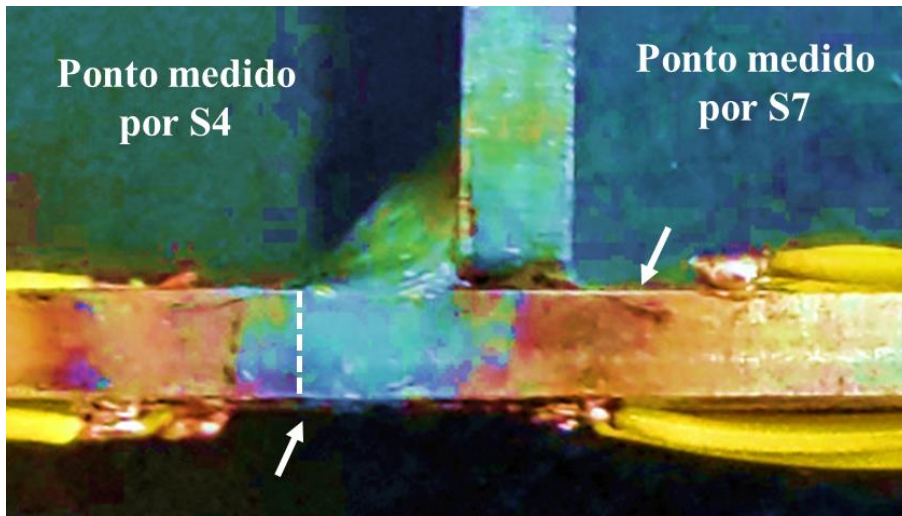
(a)

(continua)



Fonte: O autor

A figura 99 não mostra progressão da histerese em nenhum ponto medido pelos sensores. Porém, é possível observar que os SGs de S1 a S3, medindo a região próxima ao cordão de solda e S4 à S6, alinhados na face oposta, mesmo apresentando uma sutil diferença na deformação mínima, mostraram semelhanças acerca da inclinação da curva de histerese. Já os pontos de S7 à S9, posicionados próximo ao cordão de solda, e os sensores de S10 até S12, posicionados alinhados com a raiz da solda na face oposta, apresentaram diferenças na inclinação das curvas, com características de amolecimento cíclico do material. A hipótese para isso pode ser dada pela região medida pelos sensores de S10 até S12 que estão posicionados mais próximo a zona de transição de grãos encontrados na ZTA. A figura 100 ilustra em detalhes essa afirmação.

Figura 100 – Comparação da influência da temperatura nas regiões medidas pelos SGs S4 e S7

Fonte: O autor

Na imagem 100, a região mais afetada pelo calor é representada pela coloração azulada. Mesmo sabendo que os testes efetuados com SGs são sensíveis a variações, permite-se dizer que a alteração microestrutural que ocorreu na região medida pelo sensor S7 foi menor se comparada àquela medida pelo sensor S4, o que fez com que aquela região apresentasse menor restrição à deformação. Já para a região do sensor S4, a menor deformação pode ser explicada pelo aumento da dureza por consequência do processo de solda.

Nota-se que nos primeiros 1.000 ciclos, após a estabilização do sinal de comando da máquina de fadiga, as amplitudes de deformação são mantidas, sendo apresentadas na tabela 30.

Tabela 30 – Amplitude de deformação dos primeiros 1.000 ciclos medidos pelos SGs S1 e S12, para metal soldado sem ponto

Strain gages	Ciclos	Deformação [$\mu\text{m}/\text{m}$]			Strain gages	Ciclos	Deformação [$\mu\text{m}/\text{m}$]		
		Máximo	Mínimo	Amplitude			Máximo	Mínimo	Amplitude
S1	1	1625	182	722	S7	1	1925	266	830
	100	1613	162	726		100	1927	260	834
	500	1603	159	722		500	1922	260	831
	1.000	1597	157	720		1.000	1920	262	829
S2	1	1751	199	776	S8	1	1762	197	783
	100	1763	170	797		100	1757	178	790
	500	1729	166	782		500	1746	170	788
	1.000	1722	164	779		1.000	1736	165	786

(continua)

(conclusão)

Tabela 30 – Amplitude de deformação dos primeiros 1.000 ciclos medidos pelos SGs S1 e S12, para metal soldado sem ponto

Strain gages	Ciclos	Deformação [$\mu\text{m/m}$]			Strain gages	Ciclos	Deformação [$\mu\text{m/m}$]		
		Máximo	Mínimo	Amplitude			Máximo	Mínimo	Amplitude
S3	1	1725	205	760	S9	1	1770	179	796
	100	1722	183	770		100	1774	164	805
	500	1716	177	770		500	1767	158	805
	1.000	1710	175	768		1.000	1763	159	802
S4	1	1471	40	716	S10	1	1560	139	711
	100	1466	14	726		100	1569	125	722
	500	1462	8	727		500	1566	119	724
	1.000	1456	7	725		1.000	1564	120	722
S5	1	1518	67	726	S11	1	1456	51	703
	100	1504	36	734		100	1436	15	711
	500	1496	31	733		500	1428	8	710
	1.000	1491	30	731		1.000	1422	6	708
S6	1	1658	156	751	S12	1	1526	75	726
	100	1657	143	757		100	1515	53	731
	500	1651	142	755		500	1506	47	730
	1.000	1649	144	753		1.000	1500	47	727

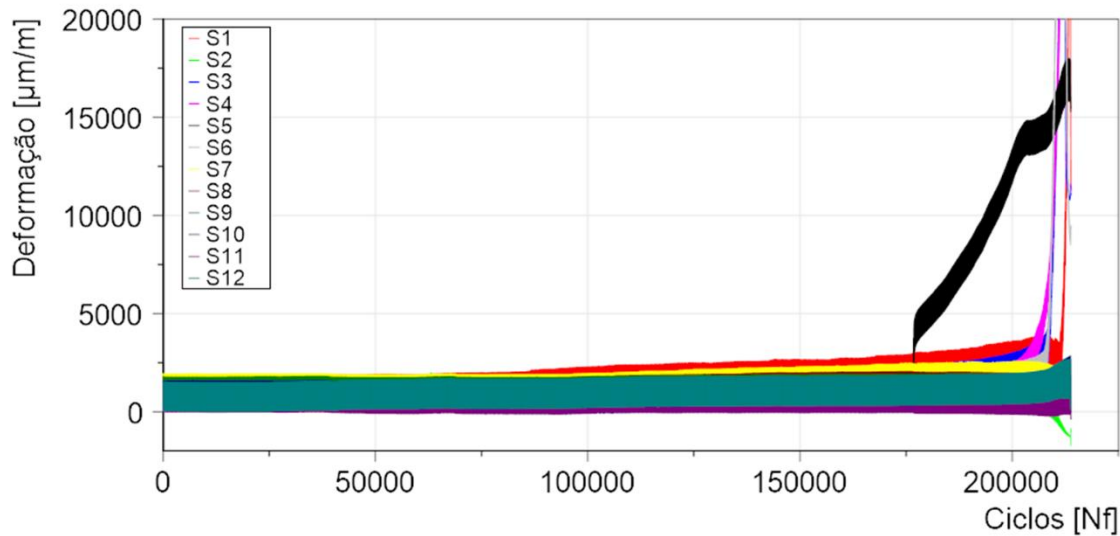
Fonte: O autor

Com o CDP de metal soldado sem ponto, a fratura também ocorreu próximo ao cordão de solda, medido pelos SGs de S1 até S6. A figura 101 ilustra imagem da fratura.

Figura 101 – Fratura do CDP soldado sem ponto de solda**Fonte:** O autor.

A figura 102 mostra o sinal dos dados coletados durante todo o ensaio.

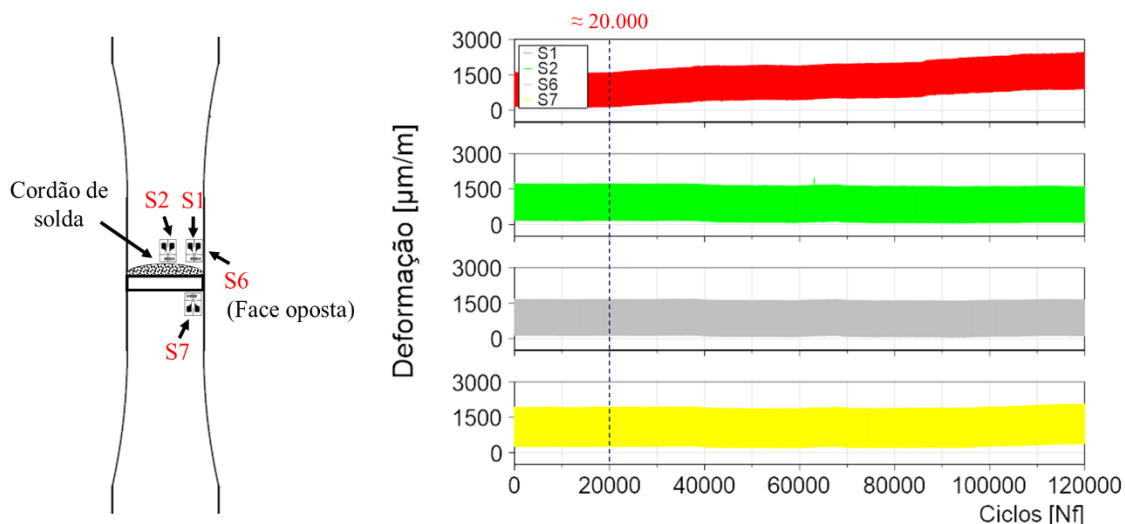
Figura 102 – Sinal da aquisição de dados dos sensores de S1 até 12 para o metal soldado sem ponto



Fonte: O autor

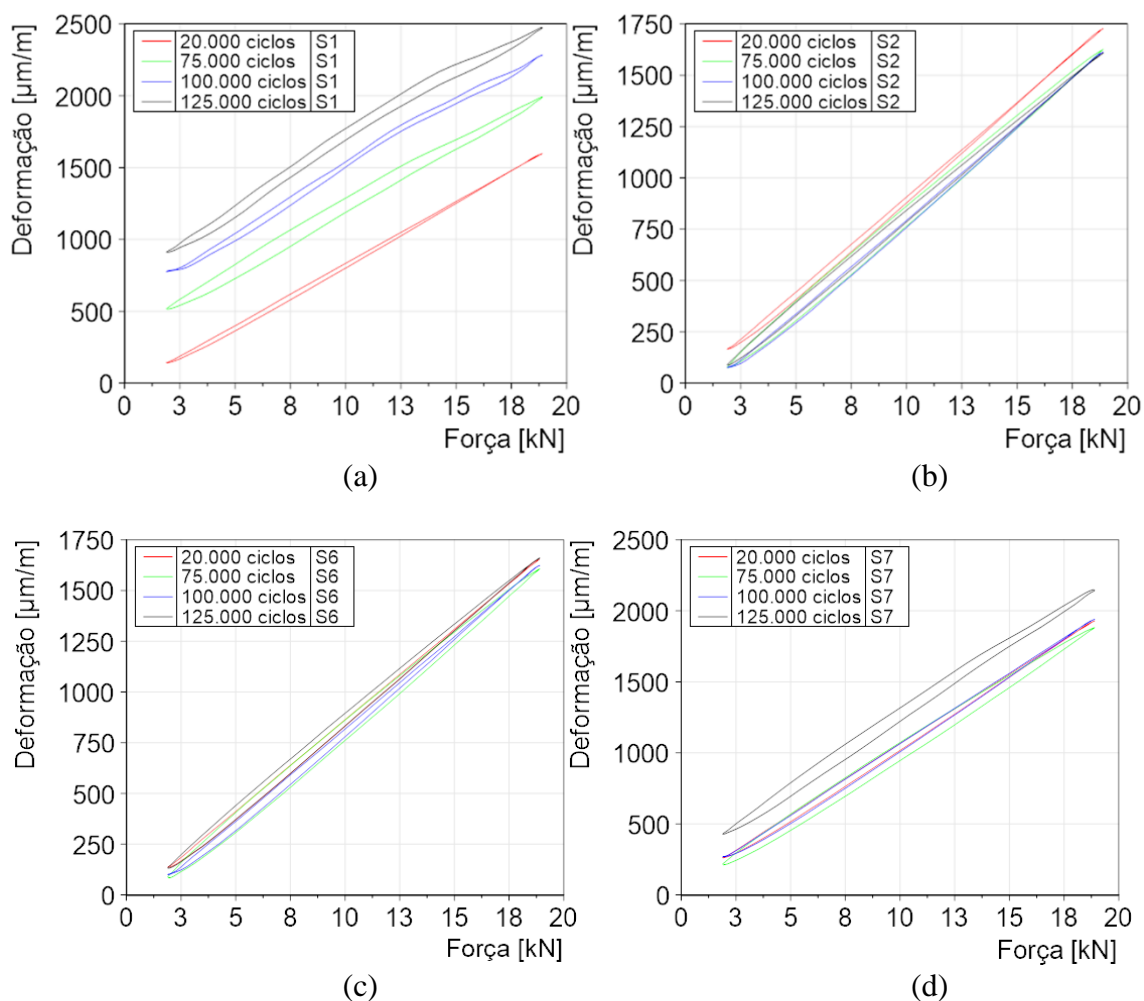
Comparando todo o sinal medido, constata-se uma diferença no padrão de deformação do sinal do sensor S1 em relação aos seus pares, S6 e S7, e ao ponto S2, S8 mais próximo da nucleação da trinca. Com aproximadamente 20.000 ciclos é possível observar o aumento na deformação de S1 que não é observada nos demais, conforme apresentado na figura 103.

Figura 103 – Comparação da deformação dos pontos S1, S2, S6 e S7



Fonte: O autor

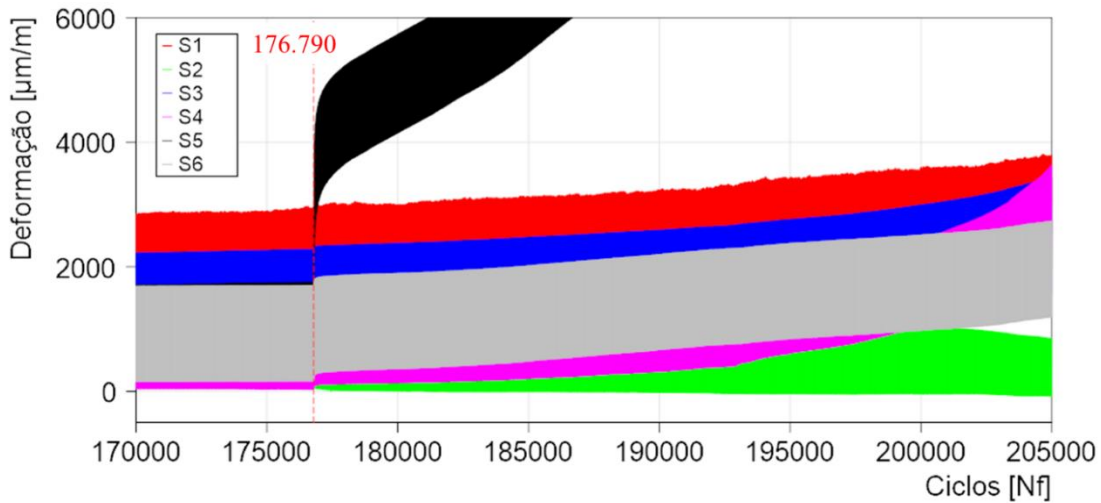
Na figura 104, é apresentada a curva de histerese dos pontos citados, onde nota-se a progressão de S1 em relação aos demais pontos.

Figura 104 – Progressão de histerese para (a) S1, (b) S2, (c) S6 e (d) S7

Fonte: O autor

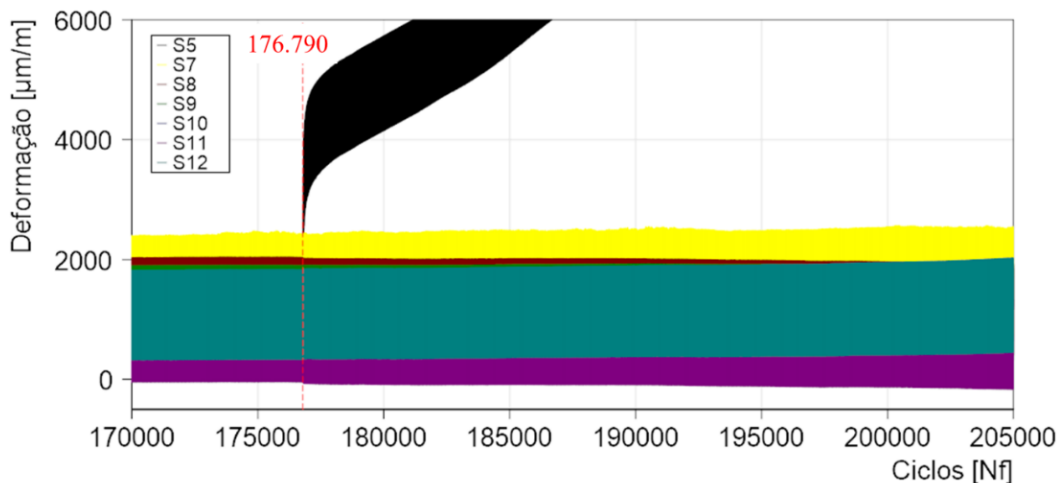
Comparando diretamente o ponto S1 com S2, observa-se uma retração da deformação de S2 ao passo que os ciclos são acumulados. Tem-se a hipótese que uma possível nucleação da trinca entre esses pontos possa ter ocorrido fazendo com que a região de S1 fosse mais solicitada à deformação.

Ao atingir 82% do teste, com 176.790 ciclos aproximadamente, observou-se a alteração nas deformações medidas pelo SG S2 em relação aos demais sensores posicionados na mesma região. A figura 105 mostra o aumento instantâneo da deformação em S2 bem como a alteração nos outros sensores.

Figura 105 – Alteração do sinal de deformação dos sensores de S1 à S6 com 82% do ensaio concluído

Fonte: O autor

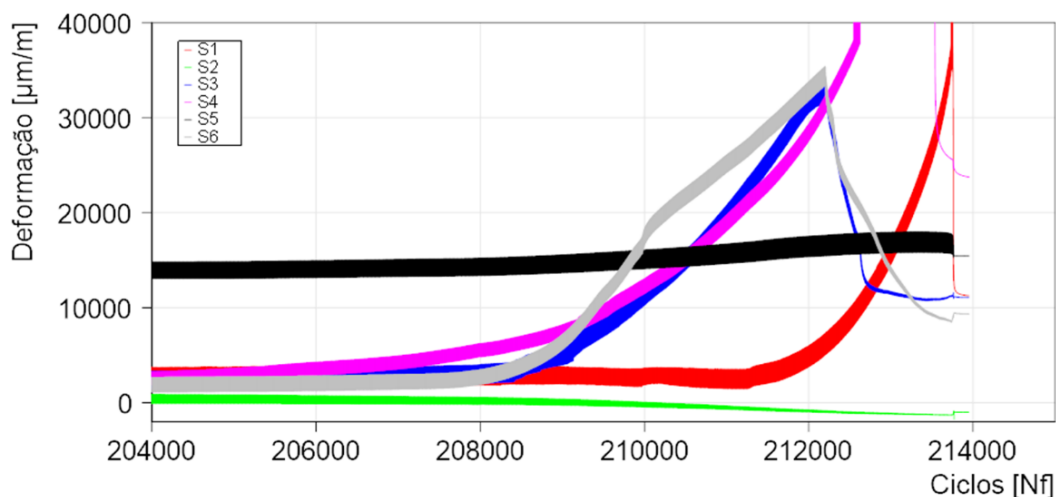
Após a alteração ocorrida no sinal é observado para quase todos os SGs o aumento da deformação. Tem-se como hipótese que as cargas atuantes na região medida pelo SG S2 passaram a ser redistribuídas para as demais regiões, uma vez que sua deformação em S2 tendeu a reduzir com o acúmulo dos ciclos. Entretanto, o aumento da deformação não é observado no grupo de sensores, de S7 até S12, posicionados mais distante do cordão de solda, como mostra a figura 106. Essa condição pode ser explicada pelo princípio de Saint Venant, que mostra que a deformação é uniforme ao passo que se distância do ponto de aplicação da tensão (BEER, F. P. *et al.*, 2011). Nesse caso, a trinca altera a uniformidade de deformações nas regiões vizinhas a ela. Nas regiões distantes à trinca, a deformação é uniforme.

Figura 106 – Alteração do sinal de deformação dos SGs S7 à S12 com 82% do ensaio concluído

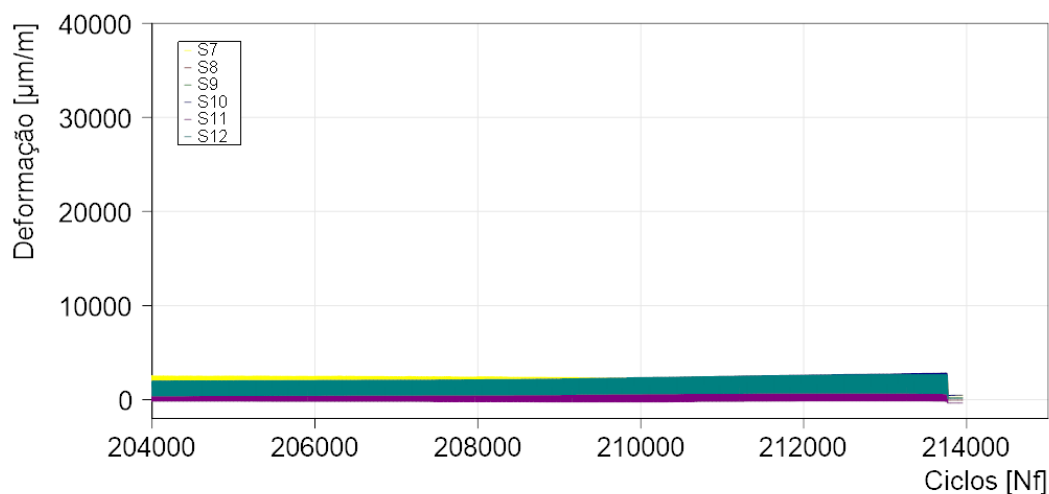
Fonte: O autor

A figura 107 mostra a comparação dos ciclos finais para os SGs S1 a S6 e S7 a S12, onde observa-se as diferentes condições de deformação.

Figura 107 – Ciclos finais de deformação medidos no ensaio de metal soldado sem ponto, sendo (a) SGs S1 à S6 e (b) SGs S7 à S12



(a)



(b)

Fonte: O autor

Ao analisar os ciclos finais, é possível visualizar a estabilização da deformação medida em S2 com aproximadamente 205.000 ciclos. Com 206.000 ciclos o sensor S4 aumenta sua deformação, seguido dos sensores S3 e S6, com aproximadamente 208.000 ciclos. Por fim, com aproximadamente 99% do ensaio, com 211.500 ciclos, o SG S1 começa a se deformar de forma exponencial. A fratura final ocorre com 213.759 ciclos. Pela análise dos dados, estima-se que a ruptura ocorreu na extremidade esquerda do cordão de solda.

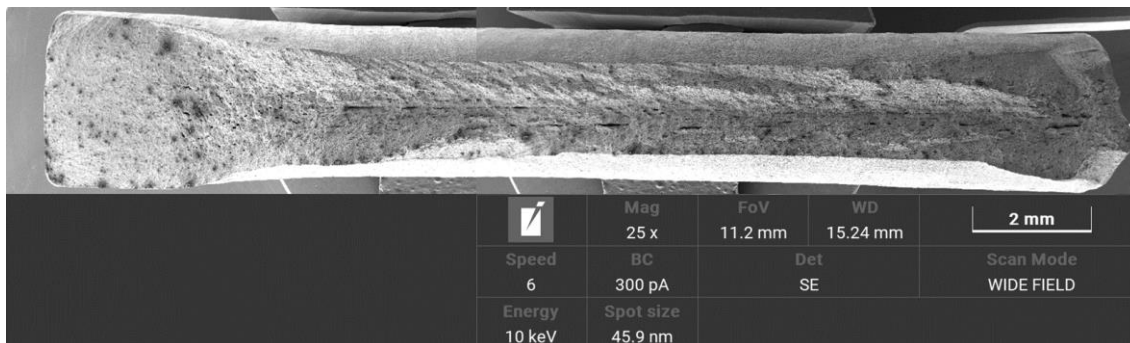
5.10 ANÁLISE DE FRATURA

As amostras do ensaio de fadiga para o metal soldado com e sem ponto de solda, das quais coletaram-se dados de instrumentação, foram preparadas e submetidas à análise da superfície de fratura com o auxílio do microscópio eletrônico de varredura. A amostra do MB também foi submetida à análise de fractografia, entretanto com um nível de tensão maior, de 400 MPa, uma vez que o ensaio do CDP instrumentado para o MB, na condição de tensão máxima de 350 MPa, foi interrompido antes da falha.

5.10.1 Superfície de fratura do metal base

O CDP analisado apresentou nucleação de trinca na seção ao centro do CDP. A superfície de fratura do MB pode ser vista na figura 108.

Figura 108 – Superfície de fratura do MB, ampliada em 25x e ensaiado na tensão máxima de 400 MPa

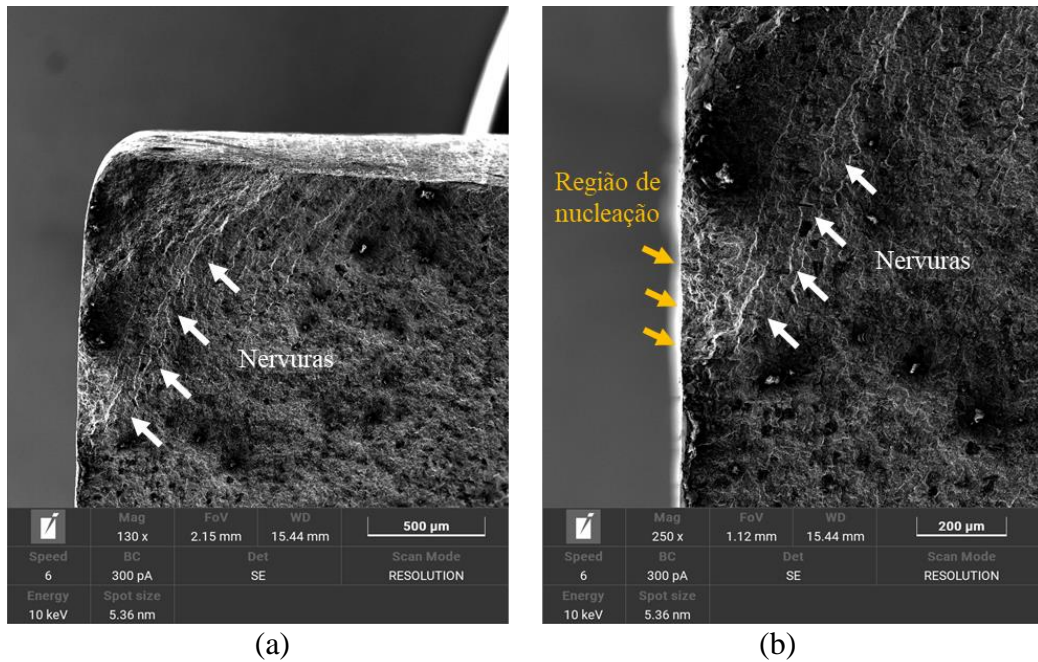


Fonte: O autor

Identifica-se a nucleação da trinca originária da superfície do CDP, na extremidade onde observa-se região de propagação de trinca com superfície plana, característica de falha por fadiga. A superfície de fratura mostrou propagação estável em 12 % da seção de ensaio antes da fratura final. Embora o ângulo de captura da figura 108 não mostre tão claramente, percebe-se que o CDP, já nos ciclos finais, cresceu mais ao centro da chapa ocorrendo as fraturas próximas à superfície, com formação de ângulo com o plano da trinca.

A figura 109 mostra a região de nervuras com indicações para a região de nucleação de trinca.

Figura 109 – Região com nervuras indicando ponto de nucleação da trinca, com (a) ampliação de 130x e (b) ampliação de 250x

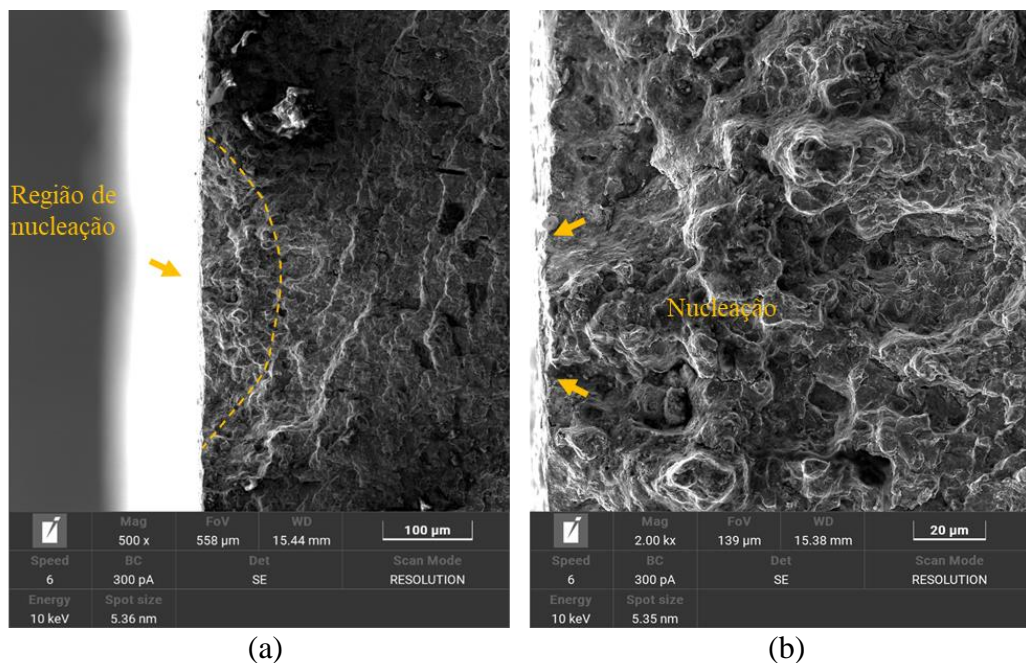


Fonte: O autor

Observa-se a superfície de fratura com presença de nervuras indicando a região de nucleação da trinca. A formação de nervuras ocorre pelo acúmulo de deformações plásticas repetidas e são características encontradas nas superfícies de falhas por fadiga.

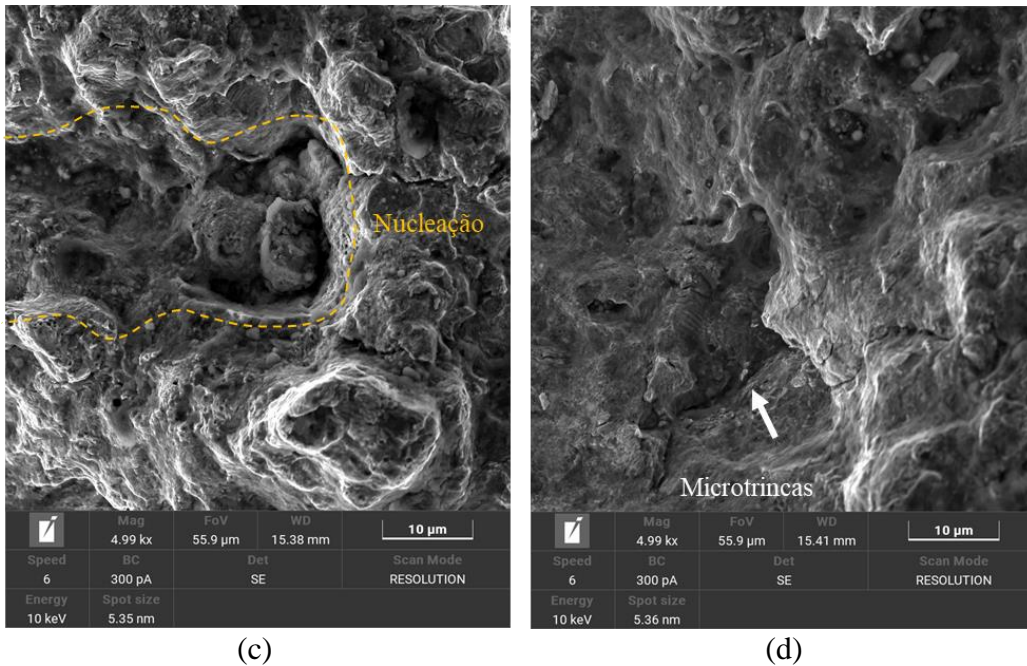
A imagem 110 apresenta em detalhes a região de nucleação da trinca.

Figura 110 – Região de nucleação de trinca (a) ampliada em 500x, (b) em 2.000x, (c) e (d) em 5.000x



(continua)

(conclusão)



(c)

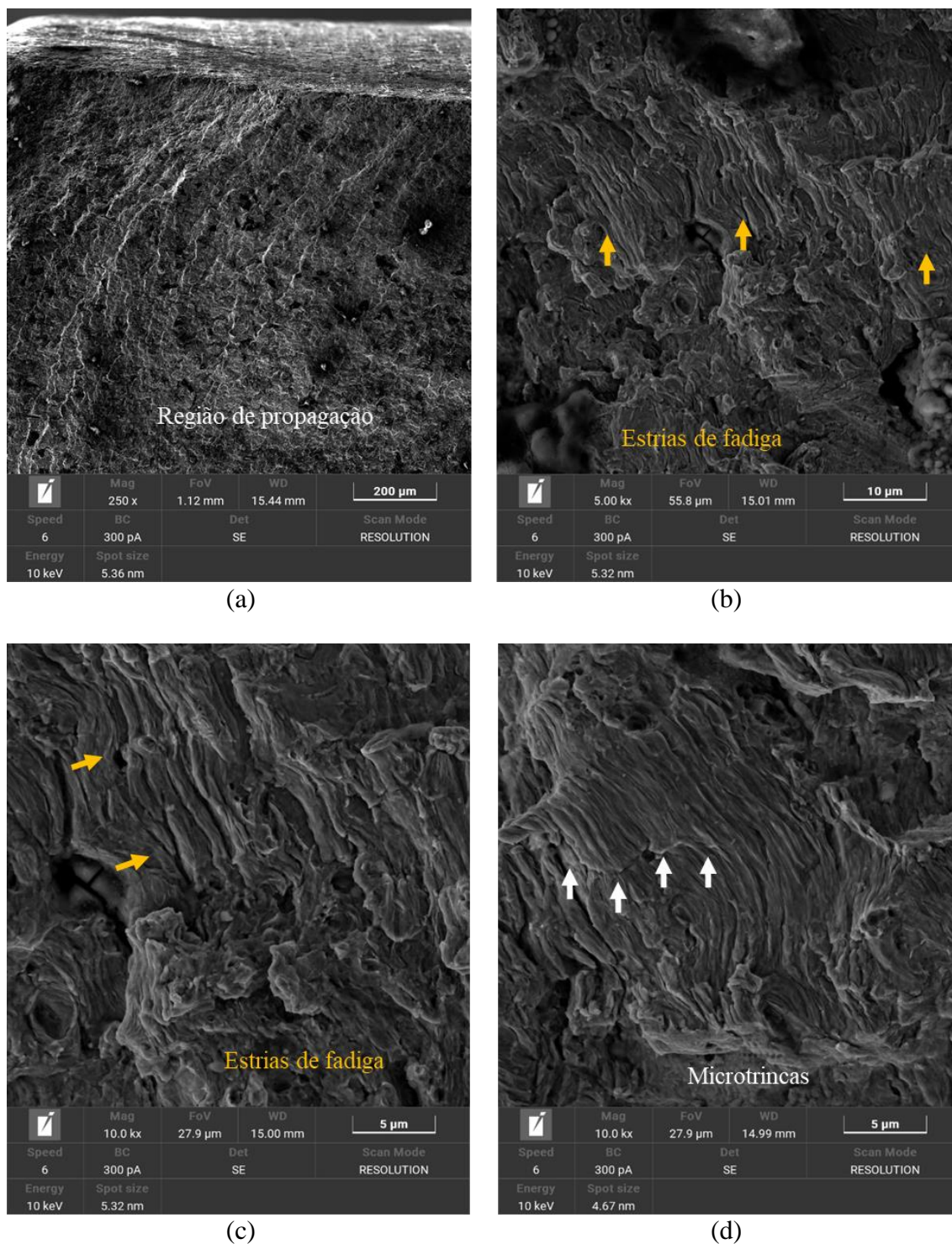
(d)

Fonte: O autor

Nessas ampliações, não se visualizou defeitos, como inclusões não metálicas ou quaisquer outros tipos, que possam ter sido os facilitadores da nucleação da trinca. É possível visualizar indícios dos pontos de nucleação, constatando a falha por fadiga.

Na região de propagação da trinca, foram capturadas imagens em diferentes regiões tornando possível visualizar a presença tanto de estrias como microtrincas. A figura 111 apresenta tais características encontradas em falha por fadiga de materiais dúcteis. Não se observou regiões com superfícies lisas que configurassem características de clivagem.

Figura 111 – Região de propagação de trinca do MB ensaiado a 400 MPa, com ampliação de (a) 250x, (b) 5.000x, (c) e (d) 10.000x.



Fonte: O autor

Numa imagem macro, na região de fratura final, é possível notar o aparecimento de marcas indicando a propagação nos instantes finais do ensaio. Com o auxílio do programa *Image J* foi possível mensurar os espaçamentos entre as marcas, sendo visualizado na figura 112 a análise em detalhes.

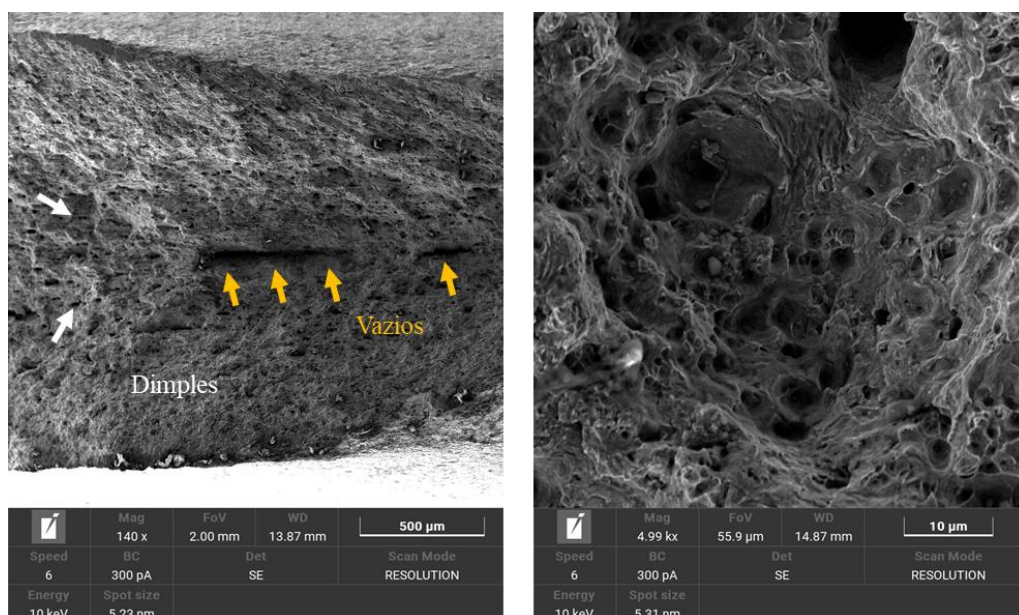
Figura 112 – Fratura final com presença de marcas oriundas dos últimos ciclos de fadiga



Fonte: O autor

Nessa região, visualiza-se também a presença de *dimples*, demonstrando o comportamento dúctil do material. Nota-se a presença de vazios ao centro do CDP, indicando que houve delaminação do material naquela região. Essa observação pode ser vista na figura 113.

Figura 113 – Fratura final com presença de delaminação oriundas dos últimos ciclos de fadiga

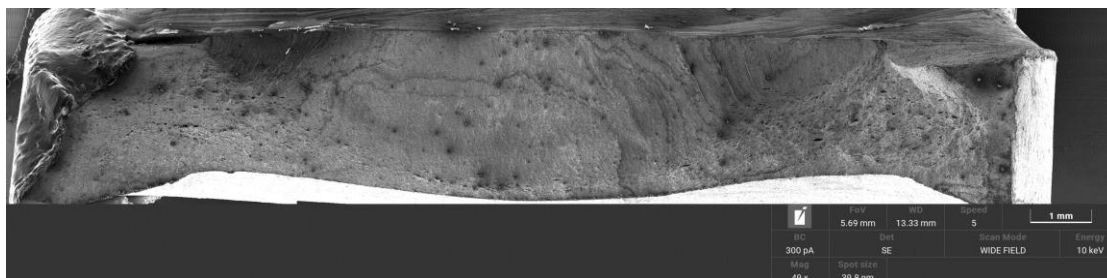


Fonte: O autor

5.10.2 Superfície de fratura do metal soldado com cordão, com ponto de solda

A superfície de fratura do metal soldado com cordão e ponto de solda pode ser vista na figura 114.

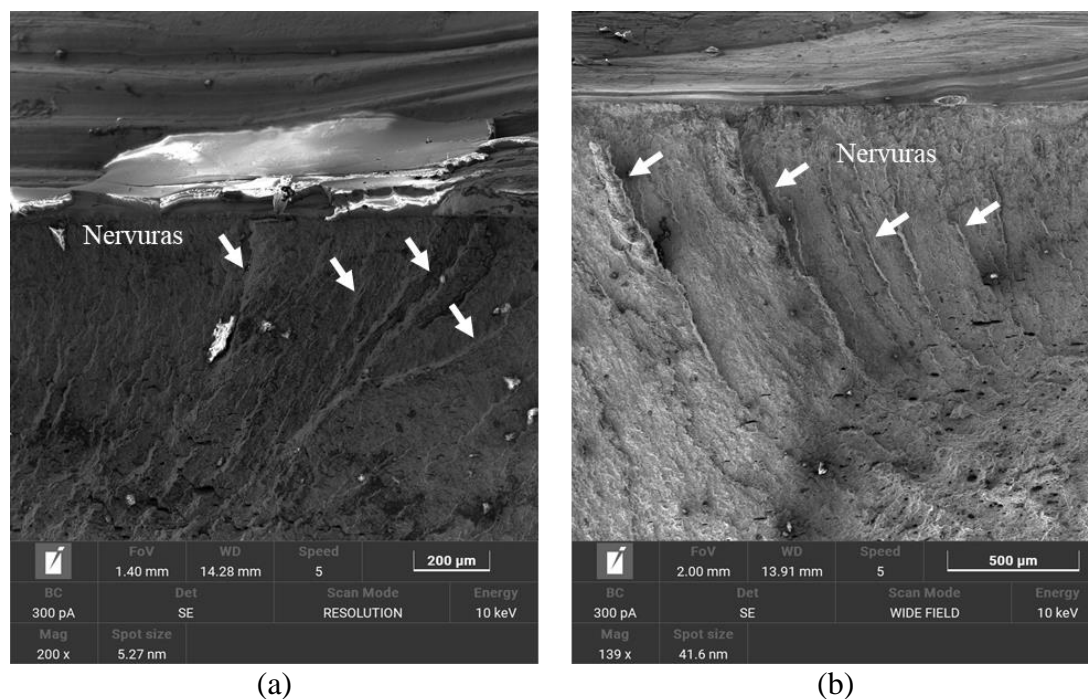
Figura 114 – Superfície de fratura do metal soldado com cordão e ponto de solda, ampliada em 50x e ensaiado na tensão máxima de 350 MPa



Fonte: O autor

É possível identificar as regiões típicas do fenômeno de fadiga, sendo nucleação, propagação da trinca, com formato semi-elíptico, e fratura final. Área da seção do CDP foi analisada e constatou-se que a propagação da trinca corresponde a 41% da área total da seção de ensaio. Nervuras também são observadas na área de propagação de trinca. Na figura 115, visualiza-se nervuras próximo as extremidades da peça.

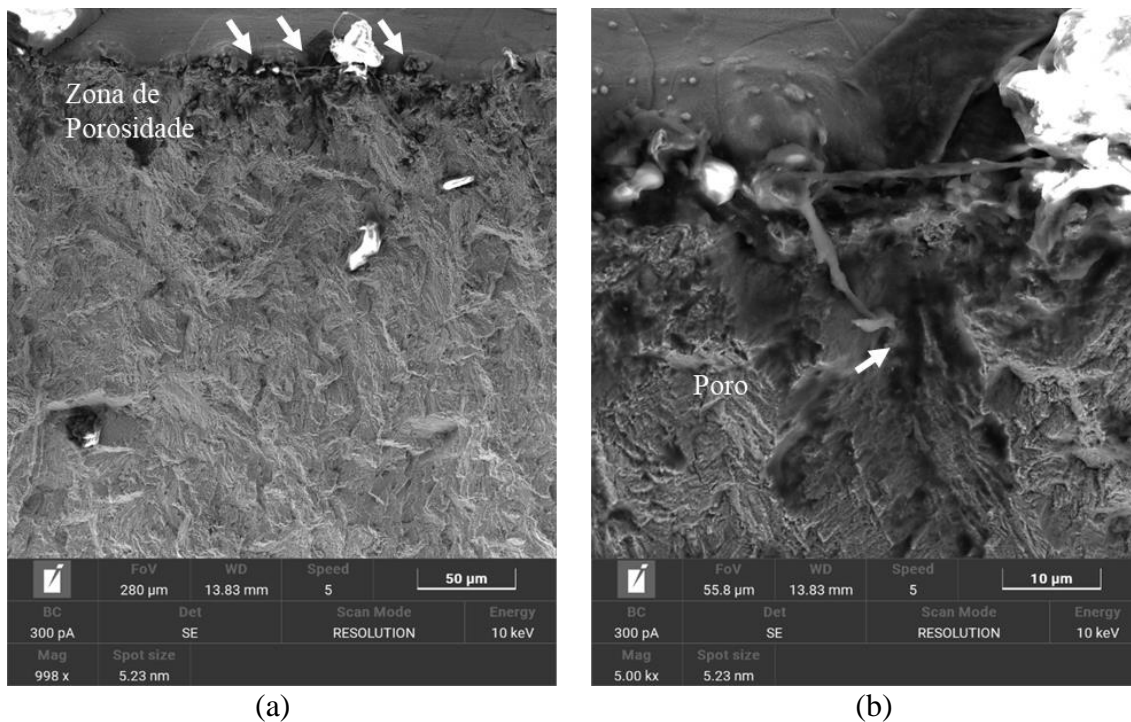
Figura 115 – Indicação de nervuras na área de propagação da trinca, sendo (a) extremidade esquerda e (b) extremidade direita, ampliada em 200x e 140x, respectivamente



Fonte: O autor

As nervuras fornecem informações que indicam o ponto de iniciação da trinca, entretanto, para o CDP analisado, essas se apresentam nas extremidades da área propagada. Pelas características da fratura analisada, estima-se que as trincas possam ter nucleado a partir de poros de solda, no centro do CDP. Poros são caracterizados como os espaços vazios dentro da soldagem, formados pela retenção de gases durante a solidificação (AWS A3.0M/A3.0, 2010). A figura 116 mostra possíveis defeitos de porosidade encontrados na interface do cordão de solda.

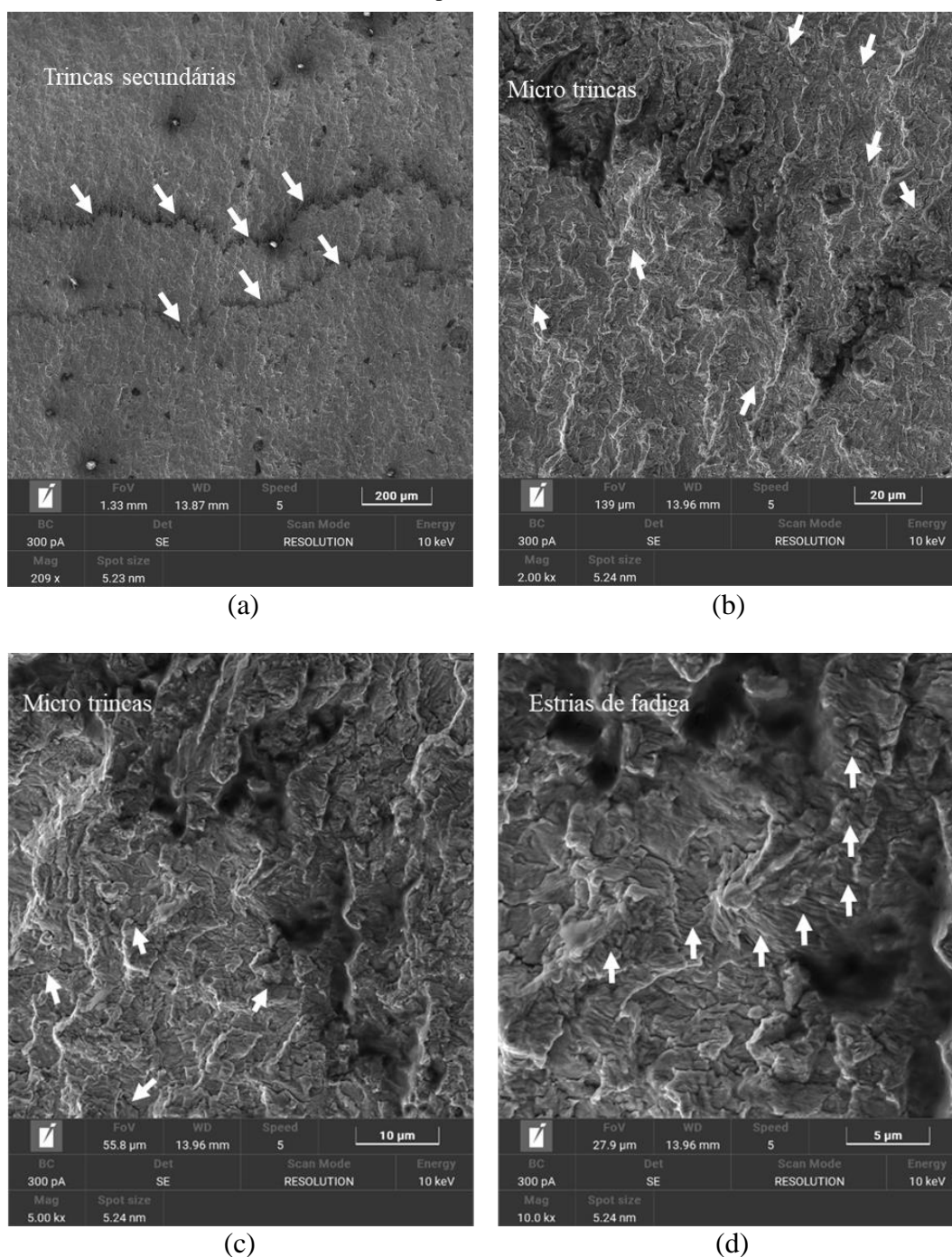
Figura 116 – Região de nucleação e propagação da trinca com indicação da (a) zona de porosidade e (b) poro de solda, ampliação de 1.000x e 5.000x, respectivamente



Fonte: O autor

A região de propagação se apresenta, em sua grande parte, de forma plana, o que é esperado para falhas por fadiga. São observadas trincas secundárias ao centro da área de propagação. As estrias de fadiga, por sua vez, só são notadas em grandes ampliações. Isso denota a baixa velocidade de propagação da trinca. A figura 117 mostra a região central de propagação com detalhes das trincas secundárias, microtrincas e estrias de fadiga.

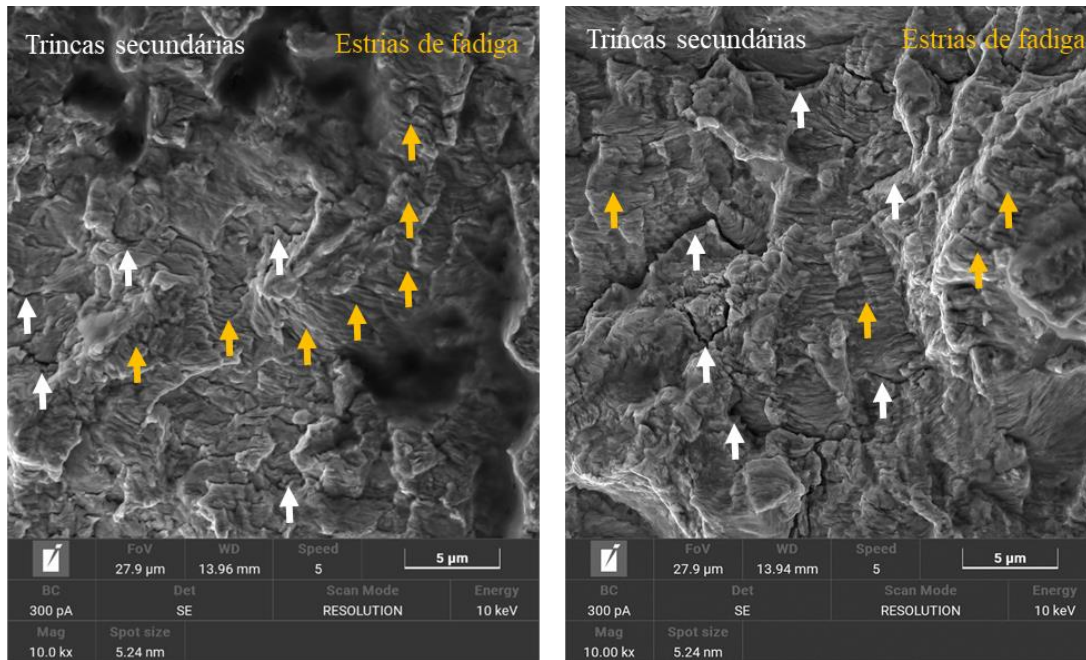
Figura 117 – Região de propagação com (a) trinca secundária, (b) e (c) microtrincas e (d) estrias de fadiga, ampliadas em 200x, 2.000x, 5.000x e 10.000x respectivamente



Fonte: O autor

Em maiores ampliações, não se visualiza regiões de fratura de superfície lisa, que caracterizam o tipo de fratura como sendo por clivagem. A superfície apresenta rugosidade. Em relação às estrias, observa-se que o espaçamento entre elas é menor que $5\mu\text{m}$, o que possibilita correlacionar com uma baixa velocidade de propagação. A figura 118 mostra as estrias próximo à região de fratura final.

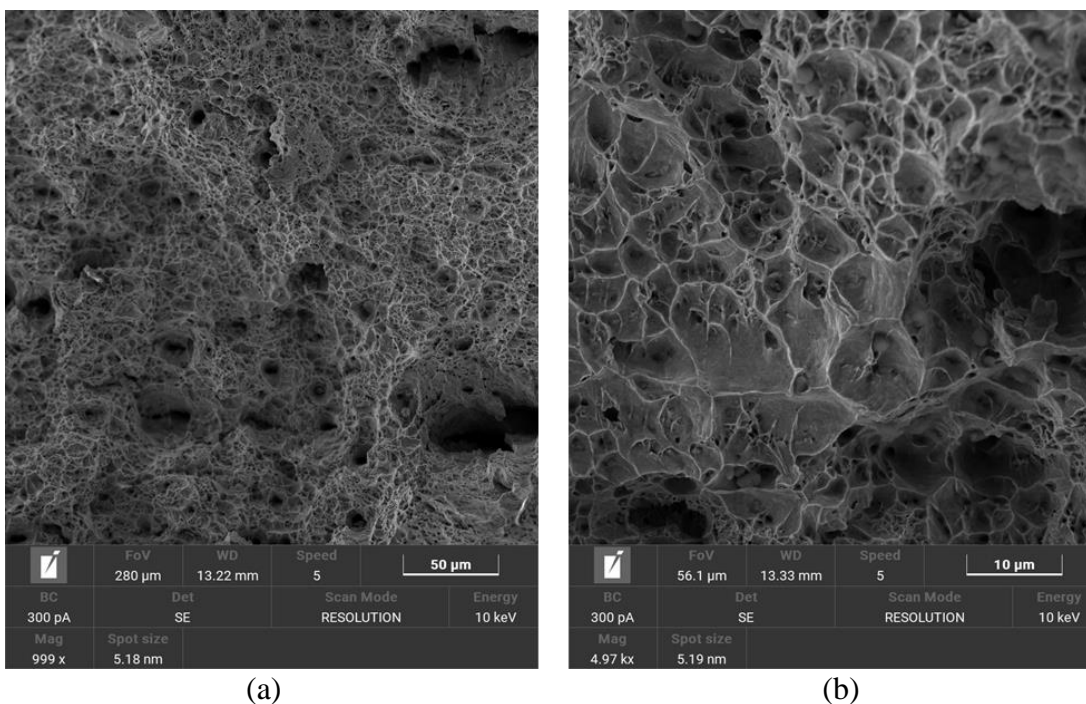
Figura 118 – Estrias de fadiga e trincas secundárias mostradas (a) no centro da seção transversal de ensaio e (b) próximo a região de fratura final, com ampliação de 10.000x



Fonte: O autor

Por fim, a região de ruptura final mostra a presença de *dimples*, que são pequenas cavidades côncavas formadas na superfície da fratura, o que caracteriza o tipo de material como dúctil. A figura 119 mostra de forma ampliada a região de fratura final.

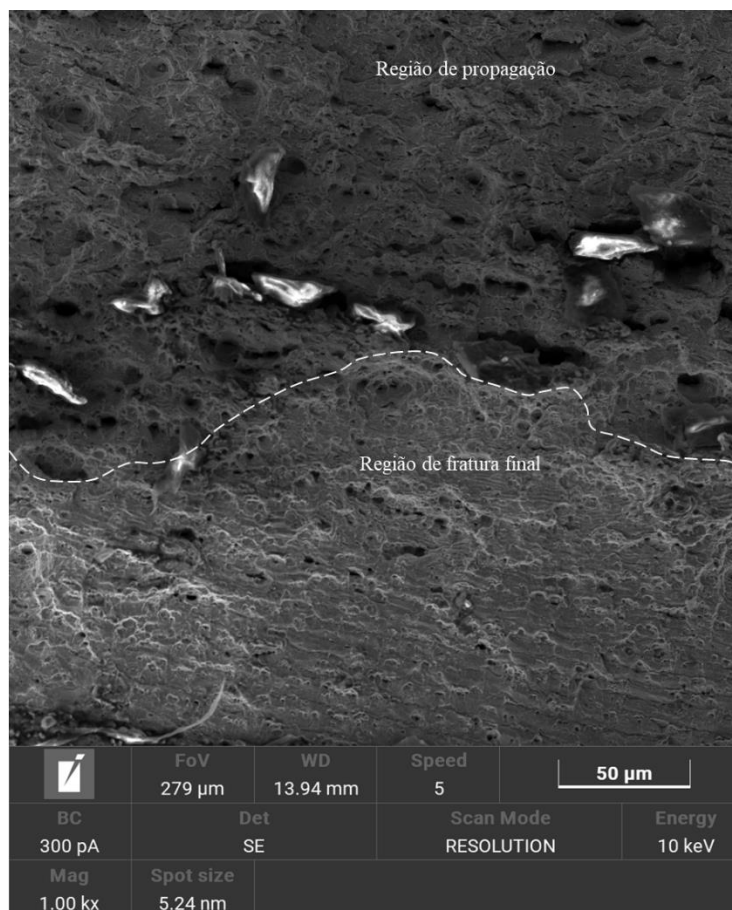
Figura 119 – Região de fratura final com *dimples* aparente, sendo (a) ampliação de 1.000x e (b) ampliação de 5.000x



Fonte: O autor

A figura 120 mostra a região de interseção com início do aparecimento dos *dimples* entre a área de propagação de trinca e fratura final.

Figura 120 – Interseção entre região de propagação de trinca e fratura final , com ampliação de 1.000x

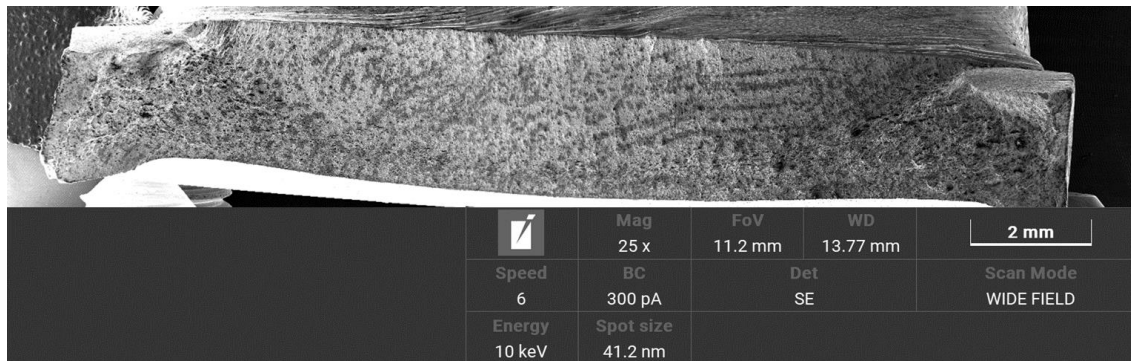


Fonte: O autor

5.10.3 Superfície de fratura do metal soldado com cordão, sem ponto de solda

Visualiza-se a por meio da figura 121 a superfície de fratura do metal soldado sem ponto de solda. Nota-se a semelhança entre os CDPs soldados, apresentando maior área de propagação da trinca e presença de nervuras destacadas mais próximas às extremidades quando comparados à fractografia do MB.

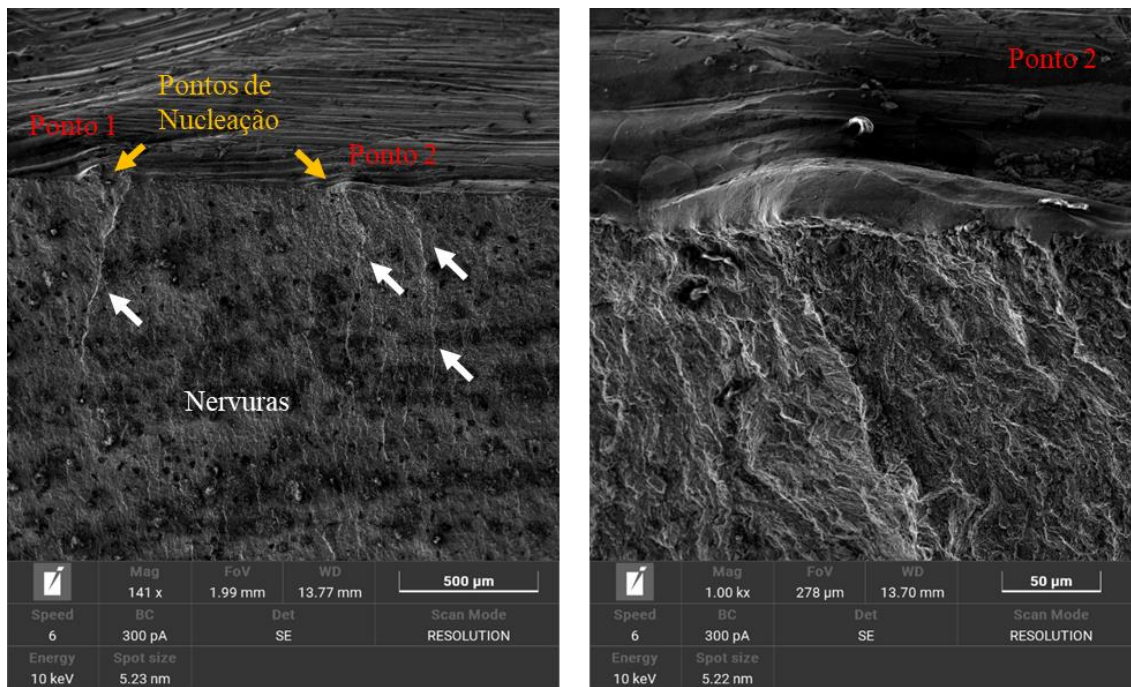
Figura 121 – Superfície de fratura do metal soldado sem ponto de solda, ampliada em 25x e ensaiado na tensão máxima de 350 MPa



Fonte: O autor

A região de propagação de trinca foi analisada e a área de propagação representa 40% do total, sendo o valor próximo ao observado no CDP soldado com ponto. O formato semielíptico também foi observado no CDP sem ponto, mostrando a similaridade entre os CDPs soldados. Ao analisar a figura 122, entende-se que o surgimento da trinca ocorreu na região central do CDP, onde são apresentados indícios de nervuras apontando para o local de nucleação.

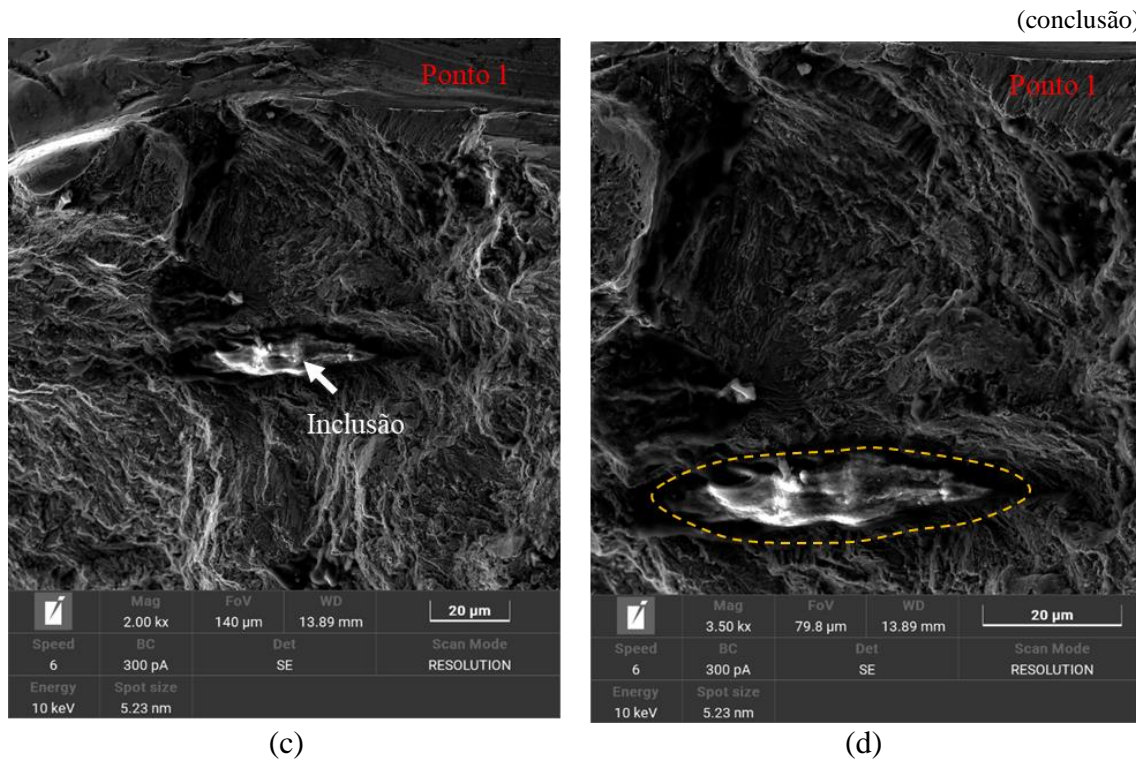
Figura 122 – Pontos de nucleação de trinca na superfície de fratura, com ampliações de (a) 140x, (b) 1.000x, (c) 2.000x e (d) 3.500x.



(a)

(b)

(continua)

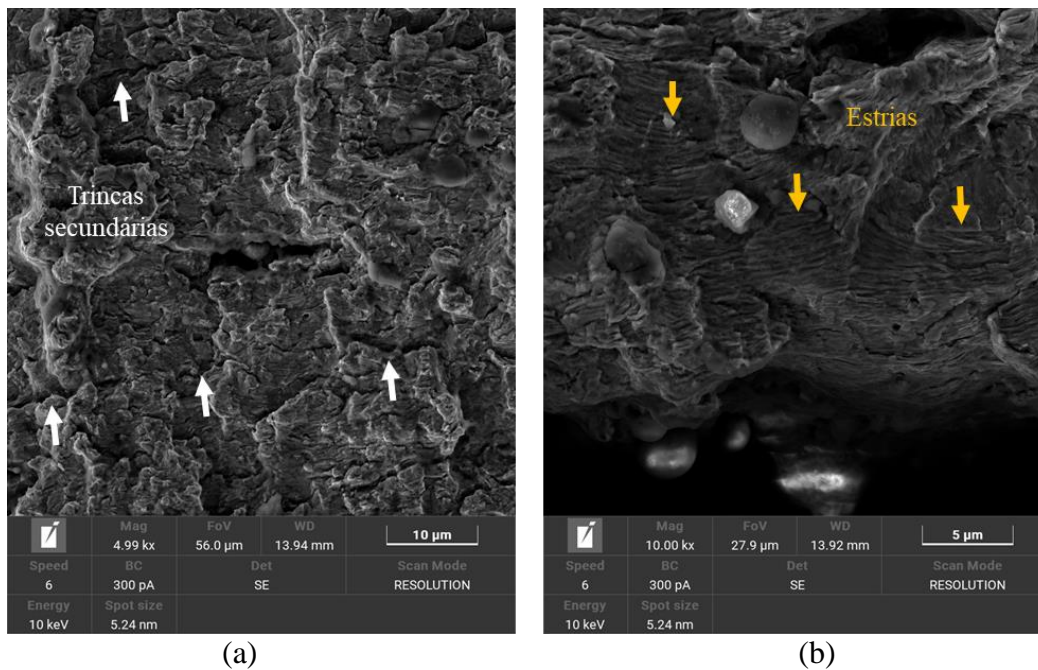


Fonte: O autor

Na imagem ampliada é possível observar que a trinca surgiu de um ponto de inclusão possivelmente de alumina, na região da ZTA com interface entre a solda e MB. A região profunda em torno do grão mostra o possível deslocamento do material, onde ocorreu a nucleação.

Observa-se superfície plana de fratura na região de propagação, como esperado em falhas por fadiga. Em imagem ampliada, como a apresentada na figura 123, assim como no CDP soldado com ponto de posição, observa-se a presença de trincas secundárias e de estrias de fadiga no CDP do metal soldado sem ponto.

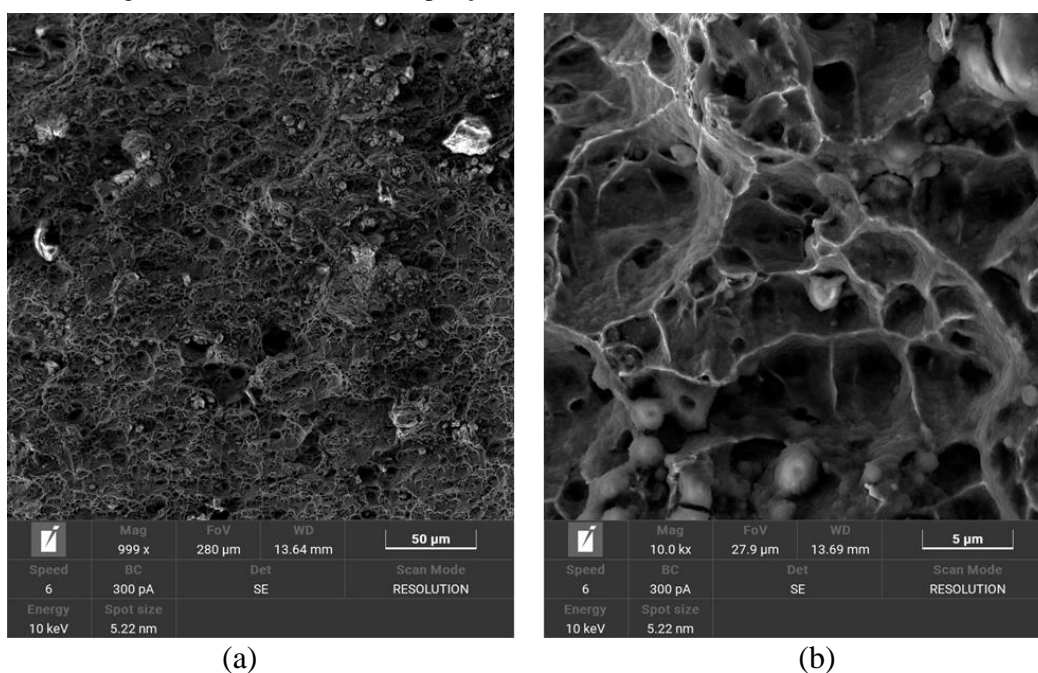
Figura 123 – Superfície de fratura com indicações de trincas secundárias e estrias de fadiga, ampliadas em (a) 5.000x e (b) 10.000x



Fonte: O autor

A fratura final aconteceu nas extremidades do CDP. Novamente foi observada a presença de *dimples*, indicando fratura dúctil. Não foram observadas partes lisas na região de propagação, o que indicaria falha por clivagem. A figura 124 mostra a região de fratura final do CDP.

Figura 124 – Região de fratura final com ampliação de (a) 1.000x e (b) 10.000x



Fonte: O autor

6 CONCLUSÕES

A contribuição principal do trabalho foi avaliar a influência da solda na vida em fadiga do aço LNE 380, considerando um parâmetro de solda que atendesse às especificações da norma Volkswagen Caminhões e Ônibus, para soldas do tipo T e em chapas de 3 mm de espessura.

Sobre a microestrutura, foram analisadas as condições do aço LNE 380 conforme recebido e sob influência de solda. O metal base apresentou matriz ferrítica com contornos de perlita, conforme esperado para a especificação desse aço. Sob influência de solda, foram observadas as características típicas de juntas soldadas, apresentando alteração no tamanho de grãos com distinção entre as regiões de zona fundida, grãos grossos, grãos finos e metal base.

No que tange às medidas de microdureza, observou-se um aumento nos valores obtidos nas regiões de ZTA, em comparação à dureza do metal base. Os maiores valores foram visualizados analisando o perfil da face soldada. A face transversal ao cordão de solda apresentou resultados menores, entretanto, aqueles observados na região da ZTA também apresentaram maior dureza.

Os ensaios de tração apresentaram resultados satisfatórios confirmando as propriedades do aço estudado. Tanto o limite de resistência quanto o limite de ruptura, para as amostras ensaiadas, apresentaram valores de tensão menores do que aqueles informados pelo fabricante.

Com relação à rugosidade, os resultados das medidas mostraram diferença de aproximadamente 15% entre as faces do CDP do metal base. Conforme apontado na literatura por diversos autores, a rugosidade do material influencia diretamente na resistência à fadiga.

Quanto aos ensaios de fadiga com $R = 0,1$ para as condições conforme recebido e sob influência de solda, foram obtidas curvas S-N na região de vida finita até 10^6 ciclos (*run-out*), sendo as resistências à fadiga para $R=0,1$ em termos da tensão máxima, estimadas em 400 e 296 MPa, respectivamente. A influência da solda nas condições propostas para o trabalho, contribuiu para a redução de 35,13% da resistência à fadiga para 10^6 ciclos. Em relação aos ciclos do ensaio, o metal soldado apresentou redução de mais de 70% da vida do MB, para todos os níveis comparados.

Nos primeiros ensaios de fadiga do metal soldado, observou-se a ocorrência de falhas no ponto de solda utilizado para garantir o posicionamento da peça de adição no CDP.

Algumas amostras foram ensaiadas sem ponto de solda a nível de comparação. Os resultados mostraram em todos os níveis que, para as condições soldadas com ou sem ponto, os números de ciclos para a falha foram semelhantes, não sendo possível distinguir a influência do ponto de solda para a vida em fadiga do material.

O aço em questão apresentou bom comportamento em fadiga, mostrando maior resistência ao fenômeno se comparado a curva estimada de acordo com a literatura. Para facilitar o uso da curva S-N em ambiente industrial, estimou-se o efeito da tensão média com o emprego da equação de Morrow. A resistência à fadiga do aço LNE 380 conforme recebido e sob influência de solda, para 10^6 ciclos, com $R = -1$, é de 236 MPa e 158 MPa, respectivamente, considerado valores de curva S-N média. Considerando o cálculo para a curva de projeto R95C90, a resistência passa a ser de 199 MPa para o metal base e 127 MPa para o metal soldado.

A nucleação de trinca no metal base foi predominante na superfície de maior rugosidade. Quanto a posição de início, 86% das amostras nuclearam a partir da extremidade do CDP, sendo os outros 14% iniciando no centro da seção de ensaio. Para as amostras soldadas com ponto, 100% da nucleação da trinca ocorreu no pé da solda, sendo 45% delas nucleadas a partir do cordão de solda e os outros 55% nucleadas a partir do ponto de solda. Já as amostras soldadas sem ponto, 80% das trincas nuclearam na raiz da solda.

Com base no dimensionamento dos parâmetros de solda aprovado para o ensaio e em dados da literatura, foram realizados cálculos dos concentradores de tensão K_t e K_f . Variou-se o valor do raio entre 0,1 e 1 mm e obteve-se como resultado a média aritmética dos diferentes valores encontrados, visto que não era possível levantar esse dado referente ao raio nos CDPs que seriam ensaiados. A estimativa de K_f também foi feita com base nos resultados do ensaio de fadiga para o metal base e sob influência de solda. A variação entre o resultado estimado e o ensaiado apresentou 8,77 % de erro.

Dos corpos de prova instrumentados, possibilitou-se analisar e acompanhar a deformação mostrada por cada *strain gage* durante o ensaio.

Observou-se para o CDP de MB, a deformação plástica durante a aplicação de carga média e instabilidade do sinal com 109.500 ciclos do ensaio. Conferindo as amplitudes, percebeu-se que essas apresentavam valores coerentes com a tensão máxima escolhida para o ensaio. Não houve conclusões para tais observações visto que o ensaio foi interrompido com 300.000 ciclos e os dados foram analisados posteriormente.

Para o CDP soldado com ponto, observou-se nos primeiros 1.000 ciclos instabilidade e não linearidade das deformações medidas por cada SG. Notou-se na região próxima ao ponto de solda maiores deformações nos ciclos iniciais, em consequência da geometria e alteração microestrutural. Embora apresentasse maior deformação, a falha não ocorreu próximo a essa região e sim próximo ao cordão de solda. Analisando todo o sinal dos SGs posicionados próximo ao ponto de falha, observou-se os possíveis ciclos de nucleação a partir da análise de progressão da histerese e da distribuição da tensão em diferentes ciclos. Há como hipótese que a trinca tenha nucleado entre 96.100 e 123.000 ciclos. Assumindo como 123.000 ciclos o ponto de nucleação da trinca, a mesma propagou 52,5% do total do ensaio até a falha. Para os ciclos finais, com a trinca em estágio avançado de propagação, foi possível descrever em detalhes a distribuição da deformação até o rompimento do CDP.

Para o CDP soldado sem ponto, os primeiros 1.000 ciclos apresentaram comportamento estável de deformação. Observou-se amolecimento cíclico em todos os pontos posicionados na face livre de solda e alinhados à raiz do cordão de solda, sendo mais suscetível a visualização desse efeito nesses pontos por estarem mais próximos à zona de transição de grão encontradas na ZTA. Ao analisar todo o sinal, constatou-se uma provável nucleação de trinca no centro do corpo de prova, na face soldada, com aproximadamente 20.000 ciclos. Avaliando os gráficos de histerese e a distribuição de tensão entre 20.000 e 125.000 ciclos, percebeu-se o aumento da deformação em uma das extremidades e a retração da deformação na região de possível nucleação. Como ocorrido no CDP com ponto de solda, o estágio avançado da trinca possibilitou detalhar as redistribuições de deformações até a fratura final. Notou-se, mais claramente no CDP sem ponto, que os SGs mais afastados da falha não apresentaram sinais claros da ocorrência de trinca no material. Isso é explicado pelo princípio de Saint-Venant.

A análise de fratura do MB mostrou nucleação de trincas oriundas da superfície do CDP. Indicação de nervuras próximo à extremidade da seção de ensaio, sinalizam o acúmulo de deformação plástica. Trincas secundárias e estrias foram observadas na região de propagação de trinca. Foi possível mensurar o avanço da deformação nos ciclos finais do ensaio. Os *dimples* visualizados nas imagens indicaram a ductilidade do material, mostrando a capacidade de o aço em questão deformar plasticamente e absorver energia antes da ruptura completa.

Pela análise fractográfica do CDP soldado com ponto, visualiza-se poros na interseção da solda com o metal base e tem-se a hipótese da nucleação da trinca ter ocorrido nessa zona de porosidade. A presença das nervuras não foi observada no centro da seção de

ensaio, mas sim próximo à extremidade, como ocorrido no MB. Trincas secundárias também são observadas próximo à região final de propagação da trinca. A presença de *dimples* aparentes na região de fratura final também foi observada.

Para o CDP soldado sem ponto, foram observadas nas análises de fractografia semelhanças com o CDP soldado com ponto. A região de propagação de trinca apresentou área de propagação semelhante àquela vista no CDP soldado com ponto. A nucleação se deu a partir de inclusão observada na interface entre o MB e o cordão de solda. Presença de microtrincas e estrias de fadiga foram observadas na região de propagação. A presença de *dimples* na região de fratura final também foi constatada, mostrando a ductilidade do material.

Tratando-se das análises fractográficas, mesmo a microestrutura sendo afetada pelo calor oriundo do processo de solda, as análises de fratura para os três CDPs apresentaram semelhança nos resultados, o que era esperado. A condição de MB ensaiado a 400 MPa foi o mais próximo que se conseguiu analisar em comparação ao nível de tensão dos CDPs instrumentados, uma vez que ocorreram *run-outs* das amostras nesse mesmo nível.

7 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Com base nos resultados obtidos nesse trabalho, são sugeridas propostas que complementam o estudo em questão:

- Realizar ensaio de fadiga com corpo de prova soldado sem ponto de posição, considerando os mesmos parâmetros utilizados nesse trabalho, e compará-los a curva S-N obtida para o metal soldado a fim de identificar alguma diferença entre elas.
- Realizar estudo comparativo do comportamento em fadiga do aço LNE 380 sob influência de solda a partir de processos diferentes desse apresentado;
- Estudar a curva de fadiga do aço LNE 380 na condição de carregamento de flexão ensaiado em viga 4 pontos e compará-la a diferentes estudos de fadiga realizados para o mesmo aço.
- Realizar ensaios com corpos de prova capazes de atender os requisitos do IIW para avaliação de deformação *hot spot* a partir de medições realizadas com *strain gages*;
- Realizar análise computacional com as propriedades obtidas nesse trabalho e compará-las com os dados experimentais;

REFERÊNCIAS

ABC AÇO CORTE (Brasil). **Certificado de Qualidade**. 8210278. ed. São Paulo: Abc Aço Corte, 2021.

AL-KARAWI, H.; VON BOCK UND POLACH, R. U. F.; AL-EMRANI, M. Fatigue life extension of existing welded structures via high frequency mechanical impact (HFMI) treatment. **Engineering Structures**, v. 239, p. 112234, 2021.

ALVES, D. N. L.; RODRIGUES, M. C.; ALMEIDA, J. G.; QUIRINO, J. M. M. Análise da dinâmica de propagação de uma trinca em juntas soldadas dissimilares. In: CONGRESSO NACIONAL DE ENGENHARIA MECÂNICA, 9., 2016, Fortaleza. **Anais [...]**. Castelo Branco: ABCM, 2016. p. 1-7.

ASM HANDBOOK. **Properties and Selection: Irons Steels and High-Performance Alloys**. ASM International, 2004. v.1. 2521p., ISBN 0-87170-377-7.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. **NBR 6656**: Bobinas e chapas laminadas a quente de aço acalmado com características especiais de propriedades mecânicas, conformabilidade e soldabilidade - Requisitos. Rio de Janeiro, 2016.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. **NBR ISO 6892-1**: Materiais metálicos – Ensaio de tração. Parte1: Método de ensaio à temperatura ambiente. Rio de Janeiro, 2013.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. **NBR NM87**: Aço carbono e ligados para construção mecânica - Designação e composição química. Rio de Janeiro, 2000.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. **NBR 8800**: Projeto de estruturas de aço e de estruturas mistas de aço e concreto de edifícios. Rio de Janeiro, 2008.

ASTM - AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **E466:07**: Standard Practice for Conducting Force Controlled Constant Amplitude Axial Fatigue Tests of Metallic Materials. Pensilvânia, 2007.

ASTM - AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **E8/E8M – 15a**. Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials. Pennsylvania: ASTM, 2016.

AWS – AMERICAN WELDING SOCIETY. **A3.0M/A3.0**. Standard Welding Terms and Definitions. Miami, 2010.

BAIK, B.; YAMADA, K.; ISHIKAWA, T. Fatigue strength of fillet welded joint subjected to plate bending. **International Journal of Steel Structures**, v. 8, n. 3, p. 163-169, 2008.

BAPTISTA, C.A.R.P.; BARBOZA, M.J.R.; ADIB, A.M.L.; ANDRADE, M.; OTANI, C.; REIS, D.A.P. High temperature cyclic pressurization of titanium ducts for use in aircraft pneumatic systems. **Materials & Design**, v. 30, n. 5, p. 1503-1510, May 2009.

BEER, F. P.; JOHNSTON JR, E. R.; DEWOLF, J. T.; MAZUREK, D. F. **Mecânica dos Materiais**. 5th ed. Porto Alegre: Amgh, 2011.

BREKAILO, T. Estudo comparativo da recristalização nos aços SAE 1006 e ARBL LNE 380. 2015. 114f. Dissertação de mestrado – Universidade Estadual de Ponta Grossa, Ponta Grossa, 2015.

BUDYNAS, R. G.; NISBETT, J. K. **Elementos de Máquinas de Shigley**: projeto de engenharia mecânica. 8th ed. Porto Alegre: Amgh, 2011.

CALLISTER JR, W. D.; RETHWISCH, D. G. **Ciência e Engenharia de Materiais**: uma introdução. 8th ed. Rio de Janeiro: Ltc, 2012.

CAMPBELL, F C (ed.). **Phase Diagrams**: understanding the basics. Ohio: Asm International, 2012. 462 p.

CARVALHO, C. P. **Caracterização das propriedades monotônicas e cíclicas de um aço LNE 380, com ênfase na vida em fadiga**. 2018. 88 f. Trabalho de Conclusão de Curso (Engenharia de Materiais), Universidade de São Paulo, Lorena, 2018.

CARVALHO, E. G. Inovação tecnológica na indústria automobilística: características e evolução recente. **Economia e Sociedade**, v. 17, n. 3, p. 429-461, 2008.

CHATTOPADHYAY, A.; GLINKA, G.; EL-ZEIN, M.; QIAN, J.; FORMAS, R. Stress Analysis and Fatigue of welded structures. **Welding In The World**, v. 55, n. 7-8, p. 2-21, July. 2011.

CODOGNOTTO, M.; CARDOSO JUNIOR, R. Tratamento térmico de alívio de tensões. **Revista Solução ESAB**, n. 15, p. 60–62, 2011.

DINIZ, P. P.; DE MORAIS, W. A. Adequação de um processo de soldagem gmaw para um aço complex phase laminado a quente de fabricação nacional. In: CONGRESSO ANUAL DA ABM, 73, 2018, São Paulo. **Anais [...]**.

DOWLING, N. E. **Mechanical Behavior of Material**. 3th ed. New Jersey: Pearson Prentice Hall, 2007.

DUCHET, M.; HAOUAS, J.; GIBEAU, E.; PECHENOT, F.; HONECKER, C.; MUNIER, R.; WEBER, B. Improvement of the fatigue strength of welds for lightweight chassis application made of Advanced High Strength Steels. **Procedia Structural Integrity**, v. 19, p. 585-594, 2019.

EASTERLING, K. **Introduction to the Physical Metallurgy of Welding**. 2nd ed. Oxford: Butterworth-Heinemann, 1992.

ELISEI, C. C. A.; **Caracterização Mecânica e Microestrutural De Um Aço De Baixo Carbono**. 2008. 186 f. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica), Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2008.

FAIRCHILD, D. P.; BANGARU, N. V.; KOO, J. Y.; HARRISON, P. L.; OZEKICIN, A. Study Concerning Intercritical HAZ Microstructure and Toughness in HSLA Steels. **Welding Journal**, v. 70, n. 12, p. 321-329, Dec. 1991.

FARSETTI, P.; BLARASIN, A. Fatigue behaviour of microalloyed steels for hot-forged mechanical components. **International Journal of Fatigue**, v. 10, n. 3, p. 153–161, 1988.

FITZKA, M.; MOALLA, M.; MAYER, H. Very high cycle fatigue of high carbon chromium bearing steel at high compressive mean stresses. **International Journal of Fatigue**, v. 169, p. 107492, April. 2023.

GARCIA, C.I. High strength low alloyed (HSLA) steels. **Automotive Steels**, [S.L.], p. 145-167, 2017.

GASIK, M. M.; **Handbook of ferralloys – Theory and Technology**. 1st Edition, Elsevier Inc., 2013. 536p.

GODEFROID, L B; FARIA, G L; CÂNDIDO, L C; ARAUJO, S C. Fatigue failure of a welded automotive component. In: EUROPEAN CONFERENCE ON FRACTURE, 20., 2014, Trondheim. **Procedia Materials Science**. Elsevier, 2014. p. 1902-1907.

GORNI, A. A; XAVIER, M. D; CHIVITES, B. D; CAMPOS JUNIOR, M. D. Desenvolvimento de aços microligados com alta resistência mecânica e boa ductilidade. In: CONGRESSO ANUAL DA ABM, 62., 2007, Vitória. **Anais [...]**.

GORNI, A. A. Engenharia microestrutural das chapas de aços avançados de alta resistência. In: CONFERÊNCIA NACIONAL DE CONFORMAÇÃO DE CHAPA, 11., 2008, Porto Alegre. **Anais [...]**.

GORNI, A. A; SILVEIRA, J. H. D; REIS, J. S. de S. Aços microligados na fabricação de tubos soldados com grande diâmetro. **Tubo & Companhia**, v. 5, n. 26, p. 52-63, set. 2009.

GUO, H.; WAN, J.; LIU, Y.; HAO, J. Experimental study on fatigue performance of high strength steel welded joints. **Thin-Walled Structures**, v. 131, p. 45-54, 2018.

HEYES, A. M. Automotive Component Failures. **Engineering Failure Analysis**, v. 5, n. 2, p. 129-141, 1998.

HOBACHER, A. Recommendations for fatigue design of welded joints and components – IIW document IIW -1823-07 ex XIII-2151-r4-07/XV-1254-r4-07. Paris: **International Institute of Welding**, 2008. p. 31-33.

JENNEY, C. L.; O'BRIEN, A. **Welding Handbook**: welding science and technology. 9th ed. Miami: American Welding Society, 2001.

KEELER, S.; KIMCHI, M.; MCONEY, P. J. **Advanced High-Strength Steels**: application guidelines. 6th ed. Brussels: WorldAutoSteel, 2017.

KHAN, N. U; RAJPUT, S.K.; GUPTA, V; VERMA, V; SOOTA, T. To study mechanical properties and microstructures of MIG welded high strength low alloy steel. **Materials Today: Proceedings**, v. 18, n. 7, p. 2550-2555, 2019.

KHOSHNAW, F. **Welding of Metallic Materials**: methods, metallurgy, and performance. Leicester: Elsevier, 2023.

KÜHN, B.; LUKIĆ, M.; NUSSBAUMER, A.; GÜNTHER, H. -P.; HELMERICH, R.; HERION, S.; KOLSTEIN, M. H.; WALBRIDGE, S.; ANDROIC, B.; DIJKSTRA, O.; BUCAK, Ö. Assessment of Existing Steel Structures: recommendations for estimation of remaining fatigue life. **JRC Scientific and Technical Reports**, v. 1, n. 1, p. 63-64, 2008.

LEE, Y.; PAN, J.; HATHAWAY, R. B.; BARKEY, M. E. **Fatigue Testing and Analysis**: theory and practice. Oxford: Elsevier Butterworth-Heinemann, 2005. 402 p.

LI, X.; SHI, L.; LIU, Y.; GAN, K.; LIU, C. Achieving a desirable combination of mechanical properties in HSLA steel through step quenching. **Materials Science and Engineering: A**, v. 772, p. 138683, Jan. 2020.

MADDOX S. J. Fatigue design rules for welded structures. In: **Fracture and Fatigue of Welded Joints and Structures**. Philadelphia: Woodhead Publishing Limited, 2011. Cap. 7. p. 168-207.

MARTINEZ, G.A. S.; BAPTISTA, C. A. R. P. Effect of cold-working process on cyclic deformation of electrolytic copper. *Rem - International Engineering Journal*, v. 72, n. 3, p. 485-491, set. 2019.

MÉNDEZ, G. T.; CUAMATZI-MELÉNDEZ, R.; HERNÁNDEZ, A. A.; CAPULA-COLINDRES, S.I.; ANGELES-HERRERA, D.; VELÁZQUEZ, J. C.; VAZQUEZ-HERNÁNDEZ, O. Correlation of stress concentration factors for t-welded connections – finite element simulations and fatigue behavior. **Soldagem & Inspeção**, v. 22, n. 2, p. 194-206, 2017.

MESSLER JUNIOR, R W. **Principles of welding**: processes, physics, chemistry, and metallurgy. Troy, NY: Wiley-Vch, 2004. 662 p.

MORRISON, W. B. Microalloy steels – the beginning. **Materials Science and Technology**, Rotherham, v. 9, n. 25, p. 1066-1073, 2009.

NADKAMI, S. V. **Modern Arc Welding Technology**. 2nd ed. New Delhi: Cbs Publishers & Distributors Pvt. Ltd, 2018.

NORTON, R. L. **Projeto de máquinas**: uma abordagem integrada. 4^a ed. Porto Alegre: Bookman, 2013.

OSHIRO, A. Y. **Processamento e caracterização estrutural de aços com diferentes microestruturas obtidas a partir do aço grau LNE 380 visando aplicações veiculares**. 2013. 98 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais) - Universidade Fundação Oswaldo Aranha, Volta Redonda, 2013.

PALMA, K. M. S.; PERINA, G. B.; VELLOSO, V. M. O.; BAPTISTA, C. A. R. P.; BARBOZA, M. J. R. Gas Nitriding Influence On Fatigue and Creep Behaviors in Titanium Grade 2. **Matec Web of Conferences**, v. 321, p. 11095, 2020. (EDP Sciences).

PAWAR, S.; SINGH, A. K.; KAUSHIK, L.; PARK, K.; SHIM, J.; CHOI, S. Characterizing local distribution of microstructural features and its correlation with microhardness in resistance spot welded ultra-low-carbon steel: experimental and finite element characterization. **Materials Characterization**, v. 194, p. 112382, Dec. 2022.

PEDERSEN, M. **Introduction to Metal Fatigue: concepts and engineering approaches**. Aarhus: Aarhus University, 2018. 91 p. (ME-TR-11).

REIP, C. P; SHANMUGAM, S.; MISRA, R.D.K. High strength microalloyed CMn(V–Nb–Ti) and CMn(V–Nb) pipeline steels processed through CSP thin-slab technology: microstructure, precipitation and mechanical properties. **Materials Science and Engineering: A**, [S.L.], v. 424, n. 1-2, p. 307-317, May 2006.

SMALLMAN, R. E; BISHOP, R. J. **Modern Physical Metallurgy and Materials Engineering: science, process, applications**. 6th ed. Oxford: Butterworth-Heinemann, 1999.

SUNIL, B.; RAJANNA, S. Evaluation of mechanical properties of ferrite-martensite DP steels produced through intermediate quenching technique. **Sn Applied Sciences**, [S.L.], v. 2, n. 8, p. 1-8, 31 July. 2020.

TENG, Z.; WU, H.; HUANG, Z.; STARKE, P. Effect of mean stress in very high cycle fretting fatigue of a bearing steel. **International Journal of Fatigue**, v. 149, p. 106262, ago. 2021.

VECCHIATO, L.; CAMPAGNOLO, A.; MENEGHETTI, G. The Peak Stress Method for fatigue lifetime assessment of fillet-welded attachments in steel subjected to variable amplitude in-phase multiaxial local stresses. **International Journal of Fatigue**, v. 169, p. 107482, April. 2023.

VOIGT, A. L.; CUNHA, T. V.; BOHÓRQUEZ, C. E. N. Influência do posicionamento da tocha de soldagem sobre a geometria e sanidade do cordão de solda produzido com o processo GMAW convencional em elevadas velocidades de soldagem. **Soldagem & Inspeção**, v. 25, n. 2536, p. 1-11, 2020.

VOLKSWAGEN. **VW 01102-1: Welded Joints on Steel Materials - Production, Quality Assurance and Design**. Germany, 2019.

WHITE, P.D.; BARTER, S.A.; MEDHEKAR, N. Comparison of fatigue crack growth stress ratio effects under simple variable amplitude loading using fractographic and strain measurements. **International Journal of Fatigue**, v. 112, p. 240-252, July. 2018.