

**UNIVERSIDADE DO EXTREMO SUL CATARINENSE - UNESC
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E
ENGENHARIA DE MATERIAIS
DOUTORADO EM CIÊNCIA E ENGENHARIA DE MATERIAIS**

MATEUS MILANEZ

**INFLUÊNCIA DO MODO DE TRANSFERÊNCIA METÁLICA
NO PROCESSO DE SOLDAGEM GMAW EM AÇOS ARBL SOB
CONDIÇÕES DE FADIGA MECÂNICA**

Tese apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais da Universidade do Extremo Sul Catarinense - UNESC, como requisito parcial para a obtenção do título de doutor em Ciência e Engenharia de Materiais

Orientador: Prof. Dr. Eduardo Junca
Coorientador: Prof^a Dr^a. Ângela Beatriz Coelho Arnt

**CRICIÚMA
2024**

Dados Internacionais de Catalogação na Publicação

M637i Milanez, Mateus.

Influência do modo de transferência metálica no processo de soldagem GMAW em aços ARBL sob condições de fadiga mecânica / Mateus Milanez. - 2024.

171 p. : il.

Tese (Doutorado) - Universidade do Extremo Sul Catarinense, Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais, Criciúma, 2024.

Orientação: Eduardo Junca.

Coorientação: Ângela Beatriz Coelho Arnt.

1. Soldagem. 2. Aço de alta resistência - Propriedades mecânicas. 3. Energia de soldagem. 4. Fadiga mecânica. 5. Juntas (Engenharia) - Propriedades mecânicas. I. Título.

CDD 23. ed. 671.52

Bibliotecária Eliziane de Lucca Alosilla - CRB 14/1101
Biblioteca Central Prof. Eurico Back - UNESC

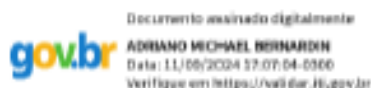
Mateus Milanez

Influência do modo de transferência metálica no processo de soldagem GMAW em aços ARBL sob condições de fadiga mecânica.

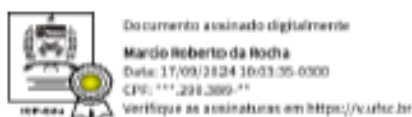
Esta Tese foi julgada adequada à obtenção do grau de Doutor em Ciência e Engenharia de Materiais pelo Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais PPGCEM (Área de concentração: Tecnologia de Materiais) da Universidade do Extremo Sul Catarinense UNESC.

Criciúma, SC, 28 de agosto de 2024.

Banca Examinadora:



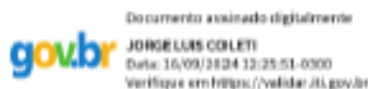
Prof. Dr. Adriano Michael Bernardin
Universidade do Extremo Sul Catarinense UNESC



Prof. Dr. Marcio Roberto da Rocha
Universidade Federal de Santa Catarina UFSC



Prof. Dr. Anderson Daleffe
Sociedade de Assistência aos Trabalhadores do Carvão SATC



Prof. Dr. Jorge Luis Coleti
Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais CEFET

AGRADECIMENTOS

Agradeço a Deus e aos seus mensageiros, cujo apoio e orientação tornaram este trabalho possível.

À minha esposa Maiara e às minhas filhas Lívia e Bianca, é por vocês e para vocês.

Aos meus pais, Aldo e Antônia, que me deram a base para concluir esta etapa; sem a educação que me proporcionaram, eu nada seria.

Aos meus orientadores, professores Dr. Eduardo e Dr^a Ângela, e, em nome deles, a todos os demais que me auxiliaram desde a graduação até esta etapa da minha vida.

Aos mestres, meus professores, que me inspiraram a seguir o caminho do conhecimento através de seus exemplos.

Aos meus colegas do Instituto de Engenharia e Tecnologia Tchesare: Fabio, Maisa, Alisson e Maicon, que, através de suas atividades e camaradagem, deram suporte a este trabalho, e aos demais colegas do i.parque, que, de forma direta ou indireta, contribuíram para a realização deste trabalho.

Em especial, ao professor Dr. Estevan, colega, que se empenhou em desenvolver o equipamento de fadiga, mesmo diante das dificuldades impostas pela fabricação.

À UNESCO, por me ensinar a profissão de Engenheiro de Materiais e por possibilitar o desenvolvimento deste trabalho nas dependências do i.parque.

RESUMO

A soldagem Gas Metal Arc Welding (GMAW) é um dos processos mais amplamente utilizados na produção de metais, pois permite o controle preciso de parâmetros, com a possibilidade de regular a energia de soldagem e garantir boa produtividade na união de aços. A soldagem de aços carbono é amplamente empregada, especialmente em estruturas metálicas, como implementos rodoviários, que são submetidos a diferentes níveis de esforço durante o uso. A busca por maior eficiência e aumento da capacidade de carga levou à utilização de aços mais resistentes, como os aços microligados de Fadiga mecânica e Baixa Liga (ARBL), que possuem valores elevados de tensão de escoamento em comparação aos aços ASTM A36, tradicionalmente usados em estruturas metálicas. No entanto, a soldagem de aços ARBL é desafiadora, pois o processo deve preservar as propriedades mecânicas após a soldagem, limitando a energia aplicada para evitar a redução da resistência ao escoamento. O modo de curto-circuito é comumente utilizado para unir peças de aço ARBL, mas, mesmo com o controle adequado dos parâmetros, estruturas soldadas podem falhar quando submetidas a esforços cíclicos em condições de fadiga mecânica, um fenômeno estudado desde o início do século XX. Até o momento, os estudos sobre o comportamento do aço ARBL DIN EN10149-2 S700MC concentraram-se em chapas com espessuras superiores a 8 mm no modo de curto-circuito. Este estudo tem como objetivo testar diferentes energias de soldagem com diferentes modos de transferência metálica: curto-circuito; pulsado; e arco pulsado de alta frequência (APAF), na soldagem do aço ARBL DIN EN10149-2 S700MC com espessura de 3 mm, comumente utilizada na fabricação de implementos rodoviários. Foram utilizados arames eletrodos ER70S e ER100S. O efeito do modo de transferência, associado à energia de soldagem, destacou-se neste estudo como um fator primordial para o aumento da produtividade e da resistência mecânica. O processo APAF com o arame eletrodo ER100S, na faixa de energia de soldagem de 0,3 a 0,4kJ.mm⁻¹, apresentou os melhores resultados de resistência à fadiga mecânica (11x10³ ciclos), mesmo com uma corrente de soldagem mais elevada (238A) em comparação aos demais modos (curto circuito 184A e pulsado 73A) com a mesma energia.

Palavras-chave: Soldagem, ARBL, Fadiga mecânica, Energia de soldagem.

ABSTRACT

Gas Metal Arc Welding (GMAW) is one of the most widely used processes in metal production because it allows precise control of parameters, with the possibility of adjusting welding energy and ensuring good productivity in steel joining. The welding of carbon steels is extensively employed, especially in metal structures like road equipment, which are subjected to varying levels of stress during use. The pursuit of greater efficiency and increased load capacity has led to the use of higher-strength steels, such as High Strength Low Alloy (HSLA) steels, which have higher yield strength values compared to ASTM A36 steels, traditionally used in metal structures.

However, welding HSLA steels is challenging because the process must preserve the mechanical properties after welding, limiting the applied energy to prevent a reduction in yield strength. The short-circuit mode is commonly used to join HSLA steel parts, but even with proper parameter control, welded structures can fail when subjected to cyclic loads under mechanical fatigue conditions, a phenomenon studied since the early 20th century. To date, studies on the behavior of DIN EN10149-2 S700MC HSLA steel have focused on plates thicker than 8 mm in the short-circuit mode.

This study aims to test different welding energies with different metal transfer modes: short-circuit; pulsed; and high-frequency pulsed arc (HFPA), in the welding of DIN EN10149-2 S700MC HSLA steel with a thickness of 3 mm, commonly used in the manufacture of road equipment. ER70S and ER100S electrode wires were used. The effect of the transfer mode, combined with the welding energy, stood out in this study as a key factor in increasing productivity and mechanical strength. The HFPA process with ER100S electrode wire, in the welding energy range of 0.3 to 0.4 kJ.mm⁻¹, showed the best results for mechanical fatigue resistance (11x10³ cycles), even with a higher welding current (238A) compared to other modes (short-circuit 184A and pulsed 73A) at the same energy level.

Keywords: Welding, HSLA, Mechanical fatigue, Welding energy.

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 1 - Comparativo entre resistência mecânica e ductilidade entre os aços.	24
Figura 2 - Aço experimental ARBL API X120 onde (a) indicação gráfica das etapas de conformação mecânica seguida de resfriamento e (b) bainita inferior, (c) bainita superior e áreas de martensita e austenita retida (indicação pela seta).....	26
Figura 3 - Microestruturas de uma aços ARBL (0,15% C; 1,5% Mn, 0,45% Si) com diferentes adições dos elementos V, Nb e Ti, conforme o ilustrado nas imagens.	27
Figura 4 - Diagrama TRC do ARBL S700MC ao deformar a austenita em 30% a 870°C com tamanho médio de 2µm.	29
Figura 5 – Imagem da microestrutura do aço X52, matriz ferrítica com presença de perlita e nas setas vermelhas presença de austenita retida e martensita, nital 2%.....	30
Figura 6 - Microestrutura do aço ARBL S700MC após resfriamento no tratamento tremo mecânico, onde a) resfriado a 460°C e b) resfriado até 600°C.....	30
Figura 7 - Curva de tensão pela deformação do ARBL S700MC, com 2mm de espessura, em diferentes condições de temperatura	31
Figura 8 - Evolução do desenvolvimento dos atuais processos de soldagem	32
Figura 9 - Desenho esquemático do processo de soldagem GMAW com seus componentes e identificações.....	35
Figura 10 – Desenho esquemático do efeito da polaridade no processo GMAW.	35
Figura 11 - Desenho esquemático do efeito do gás de proteção na geometria do processo de soldagem GMAW.....	36
Figura 12 - Arco elétrico em um arame eletrodo no modo de transferência spray.....	38
Figura 13 - Gráfico de tensão e corrente de soldagem pelo tempo na abertura do arco elétrico.....	39
Figura 14 - Gráfico de tensão pelo comprimento do arco em diferentes correntes de soldagem.	40
Figura 15 - Desenho esquemático da transferência por curto circuito.	41
Figura 16 - Modo de transferência CC utilizando STT,.....	42
Figura 17 - Macrografia da soldagem do aço ARBL onde a) SMAW e b) GMAW.	43
Figura 18 - Perfil de dureza onde a) comparando os processos GMAW e SMAW e b) Soldagem com uso da mistura 40% Ar+58% He+2% CO ₂ na soldagem de aço ARBL.	44
Figura 19 - Desenho esquemático da transferência pulsada.....	45

Figura 20 - Comparativo entre as transferências <i>Pulse</i> (pulsado) e <i>Precision Pulse™</i>	45
Figura 21 - Forma da onda dos métodos de transferência pulsada (a) Precision Pulse™ e (b) APAF.....	47
Figura 22 - Gráfico de energia de soldagem pela espessura da chapa metálica do aço ARBL S700MC na soldagem GMAW gás ativo.	49
Figura 23 Desenho esquemático da sequência de propagação de trinca de um aço D6AC de alta resistência mecânica (0,42%C-1%Cr0,6%Ni-0,1%Mo-0,12%V) sobre a condição de σ_{esc} de 1.500MPa e σ_{max} de 1.650MPa. (a) diagrama dos diferentes ciclos e cargas com as correspondentes fractografias e (b) a diferente variação da deformação sob a condição ascendente de carga (baixo para alto) e descendente (alto para baixo).	51
Figura 24 - Curva S-N de ensaio de fadiga em aços Strenx 700MC pós soldagem	51
Figura 25 – Desenho esquemático com exemplo de aplicação do modelo de E. Gassner,	52
Figura 26 - Elementos nucleadores de trinca em condições de esforços cíclicos onde: a) defeitos internos gerados por porosidades, inclusões b) defeitos superficiais e c) geometrias de ângulos retos concentradores de tensão.....	53
Figura 27 Desenho esquemático onde (a) deformação estática e (b) deformação cíclica gerando extrusão e intrusão	54
Figura 28 - Representação de falha por fadiga em uma válvula e niple, (a) niple onde a tubulação é montada de forma incorreta (b) marcas de praia geradas pela deformação cíclica	55
Figura 29 - Falha da ligação soldada de um flange (a) peça submetida ao ensaio de liquido penetrante e (b) microestrutura da região de falha ..	56
Figura 30 - Desenho esquemático das diferentes regiões ensaiadas onde: a) Metal depositado, b) ZTA e c) Metal de base.	56
Figura 31 Corpo de prova desenvolvido para o ensaio de vibração, onde: (a) desenho esquemático com a disposição dos sensores e (b) amostra, após ensaio, com a identificação da propagação da trinca.	57
Figura 32 - Resultados do ensaio de fadiga S-N em um aço ARBL 700MC onde BM - Metal de base e W - metal de solda.....	58
Figura 33 - Perfil de dureza Vickers da amostra aço ARBL700MC após soldagem MAG.	58
Figura 34 - Desenho esquemático do corpo de prova retangular	59
Figura 35 – Corpo de prova fixado em máquina de fadiga com acionamento por servo hidráulico.....	61
Figura 36 - Diagrama esquemático do fluxo de atividade	63
Figura 37 - Desenho esquemático da vista frontal do processo de soldagem, com a indicação do sentido "puxado" da soldagem na posição G1,	66

Figura 38 – Em a) máquina de corte adaptada para fixação da tocha de soldagem sobre a mesa de soldagem e b) conjunto computador máquina de soldagem e máquina de movimentação	66
Figura 39 - Desenho esquemático dos corpos de prova para ensaio de tração, dimensões em mm	71
Figura 40 - Desenho esquemático com identificação das seções a serem ensaiadas, onde: (a) testes de tração, fadiga, metalografia e (b) fadiga e tração, dimensões em mm	72
Figura 41 - Desenho esquemático do corpo de prova utilizado para o ensaio de tração, dimensões em mm.	73
Figura 42 - Desenho esquemático do dispositivo de dobramento de peças soldadas em que: (a) cutelo inferior e (b) cutelo superior, dimensões em mm.	74
Figura 43 – Máquina de fadiga projetada, onde a) Desenho esquemático da máquina de fadiga e b) máquina de fadiga construída. (Fonte: Autor)	75
Figura 44 – Corpo de prova com extensômetro fixado.	76
Figura 45 – Gráficos da corrente e tensão de soldagem para os processos de soldagem, APAF, curto circuito e pulsado no teste exploratório.	77
Figura 46 - Imagens macrográficas das amostras APAF, curto circuito e pulsado, com indicação da ZTA.....	79
Figura 47 - Imagem metalográfica da região soldada da amostra APAF, nas setas temos as interfaces: vermelho Mistura ZTA, amarelo ZTA – G e ZTA-F e preto ZTA-F e MB.	80
Figura 48 - Imagem metalográfica da interface entre MS e ZTA, amostra APAF.	80
Figura 49 - Imagens metalográficas da amostra curto circuito, onde: (a) diferentes regiões microestruturais (b) a raiz da solda.	81
Figura 50 - Imagens metalográficas da amostra pulsado e as quatro áreas de microestrutura.	82
Figura 51 - Imagens metalográficas da raiz da soldagem da amostra pulsado.	83
Figura 52 - Gráfico comparativo entre os perfis de microdureza Vickers das amostras do teste exploratório	84
Figura 53 - Microestrutura do aço ARBL DIN EN10149-2 S700MC utilizado.....	87
Figura 54 - Amostra após processo de soldagem ainda fixada a mesa de soldagem.	88
Figura 55 - Amostra curto circuito na energia de soldagem de 0,5 a 0,6 kJ.mm ⁻¹ , arame eletrodo ER100S, região da ZTA.	91
Figura 56 - Amostra curto circuito na energia de soldagem de 0,5 a 0,6 kJ.mm ⁻¹ , arame eletrodo ER100S, vista geral da mistura entre o MS e MB, assim como as ZTA-G e ZTA-F.	92

Figura 57 - Amostra curto circuito na energia de soldagem de 0,3 a 0,4kJ.mm ⁻¹ , arame eletrodo ER70S, onde (a) topo do MS, (b) ZTA e (c) Raiz da solda.	94
Figura 58 – Amostra curto circuito na energia de soldagem de 0,3 a 0,4kJ.mm ⁻¹ , arame eletrodo ER100S, onde (a) topo do MS, (b) ZTA e (c) Raiz da solda.	95
Figura 59 - Amostra curto circuito na energia de soldagem de 0,4 a 0,5kJ.mm ⁻¹ , arame eletrodo ER70S, onde (a) topo do MS, (b) ZTA e (c) Raiz da solda.	96
Figura 60 - Amostra curto circuito na energia de soldagem de 0,4 a 0,5kJ.mm ⁻¹ , arame eletrodo ER100S, onde (a) topo do MS, (b) ZTA e (c) Raiz da solda.	96
Figura 61 - Amostra curto circuito na energia de soldagem de 0,5 a 0,6kJ.mm ⁻¹ , arame eletrodo ER70S, onde (a) topo do MS, (b) ZTA e (c) Raiz da solda.	97
Figura 62 - Amostra curto circuito na energia de soldagem de 0,5 a 0,6kJ.mm ⁻¹ , arame eletrodo ER100S, onde (a) topo do MS, (b) ZTA e (c) Raiz da solda.	98
Figura 63 - Macrografia das amostras soldadas pelo processo de curto circuito, onde: a), c) e e) correspondem ao ER70S nas energias 0,3 a 0,4kJ.mm ⁻¹ , 0,4 a 0,5kJ.mm ⁻¹ e 0,5 a 0,6kJ.mm ⁻¹ , respectivamente; b), d) e f) ao ER100S nas mesmas energias.	99
Figura 64 - Amostra Pulsado na energia de soldagem de 0,3 a 0,4kJ.mm ⁻¹ , arame eletrodo ER70S onde (a) topo do MS, (b) ZTA e (c) Raiz da solda.	102
Figura 65 - Amostra Pulsado na energia de soldagem de 0,3 a 0,4kJ.mm ⁻¹ , arame eletrodo ER100S, onde (a) topo do MS, (b) ZTA e (c) Raiz da solda.	103
Figura 66 - Amostra Pulsado na energia de soldagem de 0,4 a 0,5 kJ.mm ⁻¹ , arame eletrodo ER70S, onde (a) topo do MS, (b) ZTA e (c) Raiz da solda.	104
Figura 67 - Amostra Pulsado na energia de soldagem de 0,4 a 0,5 kJ.mm ⁻¹ , arame eletrodo ER100S, onde (a) topo do MS, (b) ZTA e (c) Raiz da solda.	105
Figura 68 - Amostra Pulsado na energia de soldagem de 0,5 a 0,6kJ.mm ⁻¹ , arame eletrodo ER70S, onde (a) topo do MS, (b) ZTA e (c) Raiz da solda.	106
Figura 69 - Amostra Pulsado na energia de soldagem de 0,5 a 0,6kJ.mm ⁻¹ , arame eletrodo ER100S, onde (a) topo do MS, (b) ZTA e (c) Raiz da solda.	107
Figura 70 - Macrografia das amostras soldadas pelo processo de pulsado onde: a), c) e e) correspondem ao ER70S nas energias 0,3 a 0,4kJ.mm ⁻¹	

¹ , 0,4 a 0,5kJ.mm ⁻¹ e 0,5 a 0,6kJ.mm ⁻¹ , respectivamente; b), d) e f) ao ER100S nas mesmas energias.	108
Figura 71 - Amostra APAF na energia de soldagem de 0,2 a 0,3 kJ.mm ⁻¹ , arame eletrodo ER70S, onde (a) topo do MS, (b) ZTA e (c) Raiz da solda.	110
Figura 72 - Amostra APAF na energia de soldagem de 0,2 a 0,3kJ.mm ⁻¹ , arame eletrodo ER100S, onde (a) topo do MS, (b) ZTA e (c) Raiz da solda.	111
Figura 73 - Amostra APAF na energia de soldagem de 0,3 a 0,4kJ.mm ⁻¹ , arame eletrodo ER70S, onde (a) topo do MS, (b) ZTA e (c) Raiz da solda.	112
Figura 74 - Amostra APAF na energia de soldagem de 0,3 a 0,4kJ.mm ⁻¹ , arame eletrodo ER100S, onde (a) topo do MS, (b) ZTA e (c) Raiz da solda.	113
Figura 75 - Amostra APAF na energia de soldagem de 0,4 a 0,5kJ.mm ⁻¹ , arame eletrodo ER70S, onde (a) topo do MS, (b) ZTA e (c) Raiz da solda.	114
Figura 76 - Amostra APAF na energia de soldagem de 0,4 a 0,5kJ.mm ⁻¹ , arame eletrodo ER100S, onde (a) topo do MS, (b) ZTA e (c) Raiz da solda.	115
Figura 77 - Macrografia das amostras soldadas pelo processo de APAF onde: a), c) e e) correspondem ao ER70S nas energias 0,2 a 0,3kJ.mm ⁻¹ , 0,3 a 0,4kJ.mm ⁻¹ e 0,4 a 0,5kJ.mm ⁻¹ , respectivamente; b), d) e f) ao ER100S nas mesmas energias.	115
Figura 78 - Gráfico dos valores médios de tensão máxima e de escoamento para a amostra curto circuito.	122
Figura 79 - Gráfico dos valores médios de tensão máxima e de escoamento para a amostra pulsado.	123
Figura 80 - Gráfico dos valores médios de tensão máxima e de escoamento para a amostra APAF.	125
Figura 81 - Imagens metalográfica da região de fratura das amostras soldadas pelo processo de curto circuito, onde: a) e b) energia de 0,3 a 0,4kJ.mm ⁻¹ ; c) e d) energia de 0,4 a 0,5kJ.mm ⁻¹ ; e) e f) energia de 0,5 a 0,6kJ.mm ⁻¹ para os arame eletrodo s ER70S e ER100S.	128
Figura 82 - Imagens metalográfica da região de fratura das amostras soldadas pelo processo de pulsado onde: a) e b) energia de 0,3 a 0,4kJ.mm ⁻¹ ; c) e d) energia de 0,4 a 0,5kJ.mm ⁻¹ ; e e) e f) energia de 0,5 a 0,6kJ.mm ⁻¹ para os arame eletrodo s ER70S e ER100S.	129
Figura 83 – Imagens metalográfica da região de fratura das amostras soldadas pelo processo de APAF onde: a) e b) energia de 0,2 a 0,3kJ.mm ⁻¹ , c) e d) energia de 0,3 a 0,4kJ.mm ⁻¹ e e) e f) energia de 0,4 a 0,5kJ.mm ⁻¹ para os arame eletrodo s ER70S e ER100S.	130
Figura 84 - Perfil de dureza das amostras curto circuito e APAF	131

Figura 85- Número médio de ciclos até ruptura para as diferentes amostras submetidas ao ensaio de fadiga, onde: em azul processo de curto circuito e em vermelho processo APAF.	133
Figura 86 - Superfície de fratura dos três corpos de prova pertencentes a amostra curto circuito 03 a 04 kJ.mm ⁻¹ com identificação das regiões de início de trinca "T", marcas de praia "P" e de ruptura "R" e "MB" metal de base para o arame eletrodo ER70S.	136
Figura 87 - Imagem da superfície de fratura da amostra curto circuito 03 a 04kJ.mm ⁻¹ com identificação das regiões de marcas de praia "P" e de ruptura "R" e metal de base "MB" para o arame eletrodo ER70S, obtida por MEV.....	137
Figura 88 - Superfície de fratura dos três corpos de prova pertencentes a amostra curto circuito 0,3 a 0,4kJ.mm ⁻¹ com identificação das regiões de início de trinca "T", marcas de praia "P" e de ruptura "R", para o arame eletrodo ER100S.....	138
Figura 89 - Imagem da superfície de fratura da amostra curto circuito 0,3 a 0,4kJ.mm ⁻¹ com identificação das regiões de marcas de praia "P" e de ruptura "R" e metal de base "MB" para o arame eletrodo ER100S, obtida por MEV.....	139
Figura 90 - Superfície de fratura dos três corpos de prova pertencentes a amostra curto circuito 0,4 a 0,5kJ.mm ⁻¹ com identificação das regiões de início de trinca "T", marcas de praia "P" e de ruptura "R", para o arame eletrodo ER70S.....	140
Figura 91 - Imagem da superfície de fratura da amostra curto circuito 0,4 a 0,5kJ.mm ⁻¹ com identificação das regiões de marcas de praia "P" e de ruptura "R" e metal de base "MB" para o arame eletrodo ER70S, obtida por MEV.....	141
Figura 92 - Superfície de fratura dos três corpos de prova pertencentes a amostra curto circuito 0,4 a 0,5kJ.mm ⁻¹ com identificação das regiões de início de trinca "T", marcas de praia "P" e de ruptura "R", para o arame eletrodo ER100S.....	142
Figura 93 - Imagem da superfície de fratura da amostra curto circuito 0,4 a 0,5kJ.mm ⁻¹ com identificação das regiões de marcas de praia "P" e de ruptura "R" e metal de base "MB" para o arame eletrodo ER100S, obtida por MEV.....	143
Figura 94 - Superfície de fratura dos três corpos de prova pertencentes a amostra curto circuito 0,5 a 0,6kJ.mm ⁻¹ com identificação das regiões de início de trinca "T", marcas de praia "P" e de ruptura "R", para o arame eletrodo ER70S.....	144
Figura 95 - Imagem da superfície de fratura da amostra curto circuito 0,5 a 0,6kJ.mm ⁻¹ com identificação das regiões de marcas de praia "P" e de ruptura "R" e metal de base "MB" para o arame eletrodo ER70S, obtida por MEV.....	145

Figura 96 - Superfície de fratura dos três corpos de prova pertencentes a amostra curto circuito 0,5 a 0,6kJ.mm ⁻¹ com identificação das regiões de início de trinca "T", marcas de praia "P" e de ruptura "R", para o arame eletrodo ER100S.....	145
Figura 97 - Imagem da superfície de fratura da amostra curto circuito 0,5 a 0,6kJ.mm ⁻¹ com identificação das regiões de marcas de praia "P" e de ruptura "R" e metal de base "MB" para o arame eletrodo ER100S, obtida por MEV.	147
Figura 98 - Superfície de fratura dos três corpos de prova pertencentes a amostra APAF 0,3 a 0,4kJ.mm ⁻¹ com identificação das regiões de início de trinca "T", marcas de praia "P" e de ruptura "R" para o arame eletrodo ER70S.	148
Figura 99 – Imagem da superfície de fratura da amostra APAF 0,3 a 0,4kJ.mm ⁻¹ com identificação das regiões de marcas de praia "P" e de ruptura "R" para o arame eletrodo ER70S, obtida por MEV.	149
Figura 100 - Superfície de fratura dos três corpos de prova pertencentes a amostra APAF 0,3 a 0,4kJ.mm ⁻¹ com identificação das regiões de início de trinca "T", marcas de praia "P" e de ruptura "R" para o arame eletrodo ER100S.	150
Figura 101 - Imagem da superfície de fratura da amostra APAF 0,3 a 0,4kJ.mm ⁻¹ com identificação das regiões de marcas de praia "P1" e "P2" e de ruptura "R" para o arame eletrodo ER100S, obtida por MEV.....	151
Figura 102 - Superfície de fratura dos três corpos de prova pertencentes a amostra APAF 0,4 a 0,5kJ.mm ⁻¹ com identificação das regiões de início de trinca "T", marcas de praia "P" e de ruptura "R" para o arame eletrodo ER70S.	151
Figura 103 - Imagem da superfície de fratura da amostra APAF 0,4 a 0,5kJ.mm ⁻¹ com identificação das regiões de marcas de praia "P" e de ruptura "R" e cobre junta "CJ" para o arame eletrodo ER70S, obtida por MEV.	152
Figura 104 - Superfície de fratura dos três corpos de prova pertencentes a amostra APAF 0,4 a 0,5kJ.mm ⁻¹ com identificação das regiões de início de trinca "T", marcas de praia "P" e de ruptura "R" para o arame eletrodo ER100S.	154
Figura 105 - Imagem da superfície de fratura da amostra APAF 0,4 a 0,5kJ.mm ⁻¹ com identificação das regiões de marcas de praia "P" e de ruptura "R" e cobre junta "CJ" para o arame eletrodo ER100S, obtida por MEV.	154

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Composição química do aço ARBL DIN EN10149-2 S700MC após fusão.....	25
Tabela 2 - Classificação dos ARBL segundo propriedades mecânicas peças normas DIN EN10149-2 e ASTM.....	28
Tabela 3 - Percentuais de elementos de liga do aço ARBL Domex 700MC.	28
Tabela 4 - Propriedades do ARBL DIN EN10149-2 da classe S700MC.	63
Tabela 5 - Composição química do ARBL DIN EN10149-2 da classe S700MC e EN10149-2.....	64
Tabela 6 - Propriedades mecânicas dos s de soldagem.	64
Tabela 7 - Composição química dos s arame eletrodo s de soldagem AWS ER 100S-G e AWS ER-70S-6.....	65
Tabela 8 – Faixa de parâmetros de soldagem indicados pela ESAB para os arame eletrodo s	68
Tabela 9 - Parâmetros de soldagem recomendados GMAW	68
Tabela 10 - Energia de soldagem para o APAF.	69
Tabela 11 - Energia de soldagem para o curto circuito.	69
Tabela 12 - Energia de soldagem para o pulsado.	69
Tabela 13 - Valores de parâmetros de soldagem obtidos para cada amostra soldada.....	78
Tabela 14 - Valores médios do perfil de dureza das amostras.....	84
Tabela 15 - Composição química da amostra ARBL DIN EN10149-2 S700MC utilizada no trabalho	85
Tabela 16 - Composição química dos s utilizados no estudo.	86
Tabela 17 - Valores de resistência mecânica do aço ARBL DIN EN10149-2 S700MC, utilizado no experimento.....	87
Tabela 18 - Parâmetros de soldagem obtidos nos processos de soldagem para cada energia de soldagem.....	89
Tabela 19 - Áreas de reforço e mistura para o processo de soldagem em curto circuito.	100
Tabela 20 - Áreas de reforço e mistura para o processo de soldagem pulsada.....	109
Tabela 21 - Áreas de reforço e mistura para o processo de soldagem APAF.	116
Tabela 22 - Valores de tensão de dobramento das amostras curto circuito, nas diferentes energias de soldagem.....	118
Tabela 23 - Valores de tensão de dobramento da amostra pulsado, nas diferentes energias de soldagem.	119

Tabela 24 - Valores de tensão de dobramento das amostras APAF, nas diferentes energias de soldagem.....	120
Tabela 25 - Deformação específica das amostras curto circuito.	123
Tabela 26 - Deformação específica das amostras pulsado	124
Tabela 27 - Deformação específica das amostras APAF	126

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

- ABNT** – Associação Brasileira de Normas Técnicas
A – Amperes
ANFIR – Associação Nacional dos Fabricantes de Implementos Rodoviários
ARBL – Aços de Alta Resistência e Baixa Liga
ASTM – American Society for Testing and Materials
AWS – American Welding Society
CC – Corrente Contínua
CCPD – Corrente Contínua de Polaridade Direta
CCPR – Corrente Contínua de Polaridade Reversa
ER100S – Arame eletrodo de Soldagem 100 ksi
ER70S – Arame eletrodo de Soldagem 70 ksi
ESAB – Empresa Sueca de Aços e Soldagem
GMAW – Gas Metal Arc Welding (Soldagem a Arco com Gás Metálico)
FCAW – Flux Cored Arc Welding (Soldagem a Arco com Tubular)
GTAW – Gas Tungsten Arc Welding (Soldagem a Arco de Tungstênio com Gás)
IBRAM – Instituto Brasileiro de Mineração
J.mm⁻¹ – Joules por Milímetro
kJ.mm⁻¹ – Quilojoules por Milímetro
MIG – Metal Inert Gas (Soldagem a Arco Metálico com Gás Inerte)
MAG – Metal Active Gas (Soldagem a Arco Metálico com Gás Ativo)
MPa – Megapascal
MS – Metal de Solda
SSAB – Swedish Steel
ZTA – Zona Termicamente Afetada
W - Watts
mm – Milímetros
s – Segundos
V – Voltagem
Q – Energia de soldagem

LISTA DE SÍMBOLOS

% - Percentual

Limite de resistência – Tensão máxima

σ_{esc} – Tensão de escoamento

SUMÁRIO

AGRADECIMENTOS	2
ÍNDICE DE FIGURAS.....	7
LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS	16
LISTA DE SÍMBOLOS.....	17
1 INTRODUÇÃO.....	20
2. OBJETIVOS.....	22
2.1 OBJETIVO GERAL	22
2.2 OBJETOS ESPECÍFICOS:.....	22
3 REFERENCIAL BIBLIOGRÁFICO.....	23
3.1 AÇO	23
3.1.1 AÇOS DE ALTA RESISTÊNCIA E BAIXA LIGA - ARBL	23
3.1.2 Obtenção dos ARBL	25
3.2 PROCESSO DE SOLDAGEM.....	32
3.2.1 Processo de soldagem GMAW	34
3.2.2 Transferência metálica no processo GMAW.....	38
3.2.3 Energia de soldagem	48
3.3 A FADIGA MECÂNICA	49
3.3.1 Modelos de estudo da fadiga	50
3.3.2 Mecanismo de falha por fadiga.....	53
3.3.3 Fadiga na solda.....	55
3.3.4 – Ensaio de fadiga	59
4 MATERIAIS E MÉTODOS	63
4.1 MATERIAIS.....	63
4.2 PARÂMETRO DE SOLDAGEM	65
4.2.1 Testes exploratório de soldagem	68
4.2.2 Soldagem GMAW	69
4.3 ENSAIOS DE CARACTERIZAÇÃO.....	69
4.3.1 Análise química dos materiais	70
4.3.2 Ensaios destrutivos do aço ARBL DIN EN10149-2 S700MC. 70	70
4.3.2.1 Metalografia do aço ARBL DIN EN10149-2 S700MC.....	70
4.3.2.2 Ensaio de tração do aço ARBL DIN EN10149-2 S700MC ..	71
4.3.3 Ensaios destrutivos das amostras soldadas.....	71
4.3.3.1 Metalografia das amostras soldadas.....	73
4.3.3.2 Ensaio de tração das amostras soldadas	73
4.3.3.3 Ensaio de dobramento das amostras soldadas	74
4.3.3.4 Ensaio de perfil de dureza das amostras soldadas	74
4.3.3.4 Ensaio de fadiga mecânica das amostras soldadas.....	75
5. RESULTADOS E DISCUSSÃO	77
5.1 TESTE EXPLORATÓRIO	77
5.2 RESULTADO DA TESE.....	85

5.2.1. Caracterização das matérias primas	85
5.2.2. Resultado da soldagem.....	88
5.2.2.1 Metalografia.....	90
5.2.2.1.1 Análise metalográfica das amostras soldadas por transferência de curto circuito.....	93
5.2.2.1.2 Análise metalográfica das amostras soldadas por transferência de arco pulsado	101
5.2.2.1.3 Análise metalográfica das amostras soldadas por transferência APAF.....	109
5.2.3 – Ensaios de caracterização mecânica	118
5.2.3.1 Ensaio de dobramento	118
5.2.3.2 Ensaio de tração	121
5.2.3.2.1 <i>Metalografia da região de fratura</i>	127
5.2.3.3 Dureza	131
5.2.4 Fadiga mecânica	133
5.2.4.1 Fractografia	135
6. CONCLUSÃO	156
7. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	158
8. REFERÊNCIAS	159

1 INTRODUÇÃO

O aço é uma das ligas metálicas mais utilizadas para a fabricação de estruturas metálicas, de modo geral, devido às suas características de resistência mecânica e pela facilidade nas operações de corte, soldagem e conformação mecânica.

Dentre os aços usados na fabricação de estruturas, destacam-se os de baixo e médio carbono e os ARBL, como o DIN EN10149-2 S700MC. A escolha do aço estrutural em um projeto está vinculada ao custo e às propriedades mecânicas, como a tensão de escoamento.

Os aços ARBL do tipo S700MC são empregados como aços estruturais devido à boa soldabilidade, conformabilidade e, principalmente, à elevada tensão de escoamento, que é superior a 790MPa. Essa característica é obtida graças aos elementos de liga (Ti, V e Nb) e ao processo termomecânico, que limitam o crescimento de grãos, elevando a tensão de escoamento e mantendo a deformação plástica acima de 10% (TIAN et al., 2022; MOUSAVI ANIJAN et al., 2021).

Essas características tornam o ARBL DIN EN10149-2 S700MC uma excelente escolha na fabricação de implementos rodoviários, pois aumentam a capacidade de carga transportada, com a redução do peso final da estrutura metálica do implemento.

No Brasil, a indústria rodoviária registrou um aumento na produtividade de 33,47% entre 2020 e 2021, com mais de 160 mil unidades produzidas. Nos anos seguintes, o segmento apresentou aumento contínuo na produtividade, com 90 mil reboques e semirreboques produzidos em 2023, um incremento de 8,63% em relação a 2022 (ANFIR, 2021; ANFIR, 2023).

O aumento da produtividade nas indústrias de transformação, principalmente nas que utilizam aço, está baseado em processos produtivos mais eficientes, que permitem a automatização e o controle preciso de parâmetros.

Um dos processos produtivos mais utilizados na fabricação de implementos rodoviários é o processo de soldagem, sendo o GMAW o mais empregado devido aos parâmetros e às características finais da solda. Nesse processo, a produtividade é favorecida, principalmente, pela alta velocidade de deposição de metal, com poucas interrupções durante a operação.

Além da produtividade, a operação de soldagem deve garantir as propriedades físicas e químicas da solda. No entanto, espera-se que ocorram alterações no Metal de Base (MB), principalmente nas Zonas

Termicamente Afetadas (ZTA), já que o processo em si provoca aumento de temperatura nessas regiões.

Nos aços ARBL do tipo S700MC, as mudanças na ZTA afetam o tamanho dos grãos austeníticos, o que, com o seu aumento, reduz a tensão de escoamento (TIAN et al., 2022; MOUSAVI ANIJANDAN et al., 2021).

O crescimento dos grãos austeníticos na soldagem está relacionado à quantidade de calor fornecida ao sistema. Na soldagem, essa quantidade de calor está ligada à energia de soldagem, que, por sua vez, é uma relação entre corrente, tensão e tempo de soldagem. Por esse motivo, o controle da energia de soldagem no ARBL DIN EN10149-2 S700MC é fundamental (ARCELORMITTAL, 2021; SSAB, 2022; DENISA et al., 2021).

Sistemas automatizados, associados ao controle dos parâmetros, permitem o controle da energia de soldagem, o que pode minimizar o crescimento dos grãos e, conseqüentemente, a redução das propriedades mecânicas (LIU et al., 2022; LINCOLN GLOBAL, 2009).

Embora o controle de parâmetros minimize os efeitos causados pela soldagem, ele não os elimina completamente. Essas alterações microestruturais afetam as propriedades mecânicas do aço, e esse efeito muitas vezes é identificado em falhas, chamadas de prematuras, em estruturas que, mesmo operando abaixo dos limites de carga, apresentam trincas.

Falhas prematuras podem estar associadas a esforços cíclicos, que, na soldagem, podem ser originadas pelas alterações microestruturais na ZTA. Esse efeito é amplamente estudado, como nos trabalhos realizados por DENISA M. et al. (2021) e NOVÝ F. et al. (2020), pois implica em alterações necessárias nos projetos.

Os estudos avaliam o efeito da soldagem no metal, principalmente no modo curto circuito e em peças delgadas, sem considerar o impacto do modo de transferência metálica sobre o metal. O modo curto circuito é amplamente utilizado para soldagem, porém modos como o pulsado são bem aplicados para soldagem de metais de menor espessura.

O efeito de diferentes energias de soldagem e do modo de transferência sobre o aço ARBL DIN EN10149-2 S700MC com menor espessura, abaixo de 4mm, não foram objetos de estudo até o momento, o que limita o conhecimento de projetistas quanto a este metal em diferentes modos de soldagem GMAW em condições cíclicas de esforço.

2. OBJETIVOS

2.1 OBJETIVO GERAL

O objetivo é avaliar como diferentes modos de transferência de metal, como curto circuito, pulsado e APAF, influenciam o comportamento mecânico, incluindo resistência à fadiga sob carga cíclica na soldagem do aço ARBL DIN EN10149-2 S700MC, com espessura de 3 mm.

2.2 OBJETOS ESPECÍFICOS:

- Avaliar os parâmetros de soldagem para os processos de arco pulsado, curto circuito e APAF, visando obter penetração total em chapas de aço ARBL DIN EN10149-2 S700MC com 3mm de espessura.
- Analisar as propriedades mecânicas e a resistência à fadiga das juntas soldadas, utilizando os arames eletrodos ER70S e ER100S em cada um dos modos de transferência metálica na soldagem do aço ARBL DIN EN10149-2 S700MC com 3mm de espessura.
- Examinar as microestruturas das regiões soldadas, correlacionando-as com os parâmetros de soldagem e as propriedades mecânicas obtidas.
- Comparar os três modos de transferência metálica e identificar os parâmetros que proporcionaram os melhores resultados em termos de fusão total, resistência mecânica, resistência à fadiga e microestrutura, na soldagem do aço ARBL DIN EN10149-2 S700MC com 3 mm de espessura.

3 REFERENCIAL BIBLIOGRÁFICO

3.1 AÇO

As ligas metálicas de Ferro (Fe) têm início a partir da redução do minério de ferro através de sua reação com o carbono em temperaturas entre 1600°C, obtendo o ferro Gusa. Esta reação ocorre no alto-forno onde o minério de ferro em formato de pelotas é adicionado juntamente com coque e calcário e submetidos a elevadas temperaturas em um processo contínuo. (GUTHRIE R.I.L., JONAS J.J. 1990)

O Gusa obtido nesta reação possui 4,4% de carbono (C). Contendo outras impurezas que foram reduzidas dos óxidos presentes na carga de minério de ferro. Conseqüentemente, o metal quente também contém cerca de 0,3 a 1,3% em peso de Silício (Si), 0,5 a 2% em peso de Manganês (Mn), 0,1 a 1,0% em peso de Fósforo (P) e 0,02 a 0,08% em peso de Enxofre (S) (AGUIAR 2016; GUTHRIE R.I.L., JONAS J.J. 1990).

Por possuir elevados teores de contaminação, o Gusa deve ser refinado para a obtenção do aço. A operação de refino ocorre por etapas em diferentes processos, tais como: dessiliciação, desfosforação e descarbonização (CORONA 2023; AGUIAR 2016; GUTHRIE R.I.L., JONAS J.J. 1990).

Após refino o aço pode ser corrigido, quando a adição de elementos de liga. Os elementos de liga atuam precipitando novas fases dissolvidos na matriz alterando os planos cristalinos, controlando tamanho de grãos, entre outras características.

Adição dos elementos de liga no aço permitem as alterações microestruturais, mudanças na matriz microestrutural e alterações nas propriedades mecânicas. Com isso é possível obter aços baixa e alta liga, baixo e alto carbono, além dos aços do tipo microligados. (RIBEIRO, H. V. 2016)

Os microligados possuem adição de pequenas quantidades de Nióbio (Nb), Titânio (Ti) Molibdênio (Mo) e Vanádio (V) que combinados com carbono no aço ARBL proporcional elevada resistência mecânica, quando comparados aos aços baixo carbono. (WRIGHT, 1990; RIBEIRO, H. V. 2016)

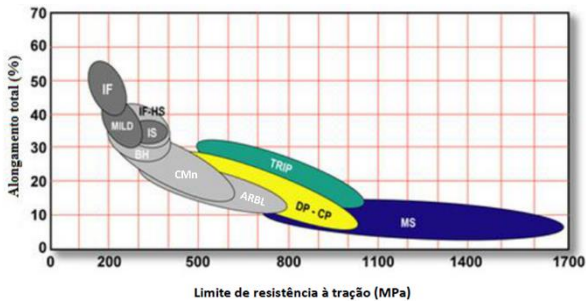
3.1.1 AÇOS DE ALTA RESISTÊNCIA E BAIXA LIGA - ARBL

O aço de alta resistência e baixa liga (ARBL) *High-strength Low Alloy Steel* (HSLA) comumente conhecidos como aços microligados,

foram desenvolvidos nos anos de 1960 para uso em tubulações na região do Alasca EUA, pois apresentam elevada resistência mecânica, com tensão de escoamento superiores a 480MPa, boa resistência ao impacto, e transição dúctil frágil a -60°C , proporcionada pela pequena adição de elementos de liga e tratamentos termomecânicos. (WRIGHT, 1990; TIAN *et al.*, 2022).

É possível observar na figura 1 que os aços ARBL possuem boa propriedades de ductilidade e limite de resistência mecânica quando comparado aos demais aços (IF - *Interstitial free*; BC Baixo carbono; IF-AR-IF Alta Resistência; BH - *Bake hardning*; CMn - aço estrutural ao carbono e manganês; ARBL - Alta Resistência e Baixa Liga; DP - *Dual Phase*; TRIP - *Transformation Induced Plasticity*.) utilizados em estruturas metálicas tais como o ASTM A36 (aço de baixo carbono).

Figura 1 - Comparativo entre resistência mecânica e ductilidade entre os aços.



Fonte: RIBEIRO (2016) (adaptado pelo autor)

Os aços ARBL apresentam pequenas concentrações de elementos de liga, Ti, Nb e V que somadas não ultrapassam 0,25% em peso. (High-Strength Structural and High-Strength Low-Alloy Steels ASM, 1990; WRIGHT, 1990). Estes elementos de liga, formam carbonitretos que podem atuar controlando o tamanho de grão austenítico e controlando assim o tamanho do grão ferrítico (COLPAERT; COSTA E SILVA, 2008; TIAN *et al.*, 2022).

Devido às propriedades mecânicas do ARBL, além de sua utilização inicial, é comumente utilizado em estruturas metálicas, indústria automobilística e indústria naval devido à elevada resistência mecânica, o que possibilita redução de peso em estruturas metálicas. (DENISA *et al.*, 2021; DONCHEVA *et al.*, 2018; TIAN *et al.*, 2022)

3.1.2 Obtenção dos ARBL

Durante a solidificação do metal líquido a precipitação dos elementos de liga possui efeito fundamental para a produção do ARBL. O precipitado de Ti é formado em temperaturas elevadas e retarda o crescimento do grão de austenita. Já os precipitados de Nb, formados em temperaturas inferiores ao Ti, refinam os grãos da austenita, principalmente nas etapas do tratamento termomecânico. O precipitado de V não possui o mesmo efeito de refino do Nb. Entretanto, por possuir uma boa solubilidade apresenta bom fortalecimento da microestrutura (TIAN *et al.*, 2022; MOUSAVI ANIJ DAN *et al.*, 2021)

Na tabela 1 está apresentada a composição química do ARBL S700MC segundo a norma DIN EN10149-2, em que é possível observar o percentual de cada elemento constituinte da liga metálica.

Tabela 1 - Composição química do aço ARBL DIN EN10149-2 S700MC após fusão.

C(%)	Mn(%)	P(%)	S(%)	Si(%)	Al(%)
≤ 0,100	≤ 2,10	≤ 0,025	≤ 0,005	≤ 0,25	≥ 0,015
Nb(%)	Ti(%)	Mo(%)	B(%)	V(%)	
≤ 0,090	≤ 0,150	≤ 0,50	≤ 0,0050	≤ 0,200	

Fonte ARCELORMITTAL (2021)

O ARBL DIN EN10149-2 classe S700MC, possui carbono equivalente (CE) abaixo de <0,25%, não sendo necessário pré ou pós-aquecimento para a execução da soldagem. Desta forma, o aquecimento gerado na soldagem não causa distorções suficientes para elevar a dureza do material. (ARCELORMITTAL, 2021).

As propriedades mecânicas diferenciadas destes aços são possíveis, devido a adição dos elementos de liga, controle do percentual de carbono e pelo processo de tratamento termomecânico. Neste processo o aço sofre ciclos de conformação mecânica seguida de resfriamento auxiliando no controle do tamanho de grão e limitando assim a recristalização em cada ciclo (DENISA *et al.*, 2021; MOUSAVI ANIJ DAN *et al.*, 2021; SHARMA, 2021).

Os elementos de liga afetam diretamente as temperaturas de transformação das fases microestruturais das ligas de ferro, no ARBL esse efeito também é observado.

Valores mais baixos nas temperaturas de transformações martensíticas (Mi) e bainíticas (Bi), retardam a formação da ferrita e

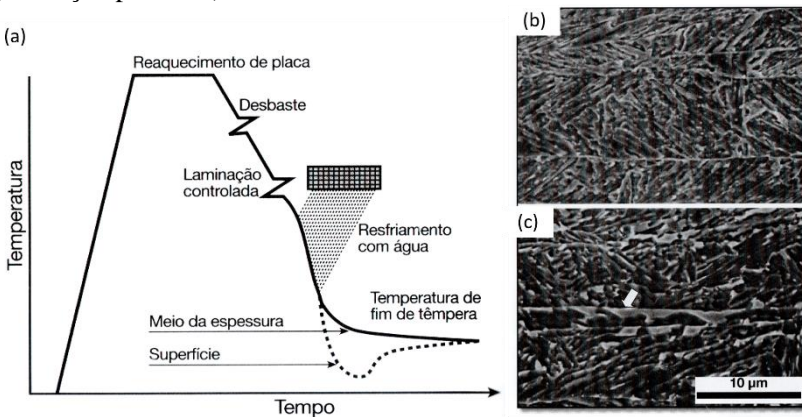
perlita aumentando a temperabilidade do metal. Na equação 01 temos o cálculo pra temperatura de formação da martensita (M_i) e na equação 02 a temperatura de formação da bainita (B_i) RIBEIRO (2016).

$$M_i(^{\circ}C) = 539 - 423(\%C) - 30,4(\%Mn) - 12,7(\%Ni) - 12,1(\%Cr) - 7,5(\%Mo) \quad \text{Eq 1}$$

$$B_i(^{\circ}C) = 830 - 270(\%C) - 90(\%Mn) - 37(\%Ni) - 70(\%Cr) - 83(\%Mo) \quad \text{Eq.2}$$

O metal logo após sua solidificação é submetido à conformação mecânica: laminação controlada com até dois ciclos seguidas de resfriamento, como pode ser observado na figura 2(a). O resfriamento possui interações com o material com diferente gradiente de tamanho de grão dependendo da espessura figura 2(b) e 2(c).

Figura 2 - Aço experimental ARBL API X120 onde (a) indicação gráfica das etapas de conformação mecânica seguida de resfriamento e (b) bainita inferior, (c) bainita superior e áreas de martensita e austenita retida (indicação pela seta)



Fonte: COLPAERT (2008)

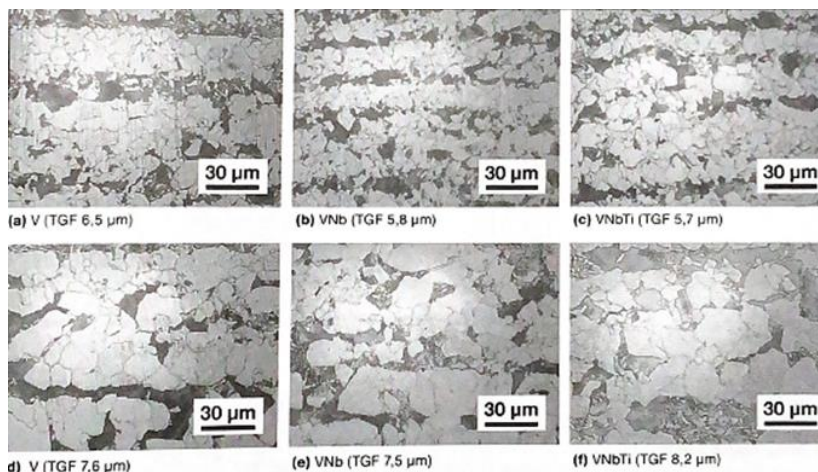
Na figura 3 está apresentado o efeito do tratamento termomecânico em tubos de aços associados a diferentes concentrações de V, Nb e Ti em uma liga ARBL. Também pode-se notar que a temperatura de resfriamento intermediária, também foi uma variável, os demais

parâmetros de processamento permaneceram fixos.(COLPAERT; COSTA E SILVA, 2008)

As amostras da figura 3(a), (b) e (c) foram resfriadas até a temperatura de transformação completa da austenita, após a primeira etapa de conformação e posterior reaquecimento. Para última etapa de conformação, variou-se os elementos da liga, sendo possível identificar que V, Nb e Ti tiveram efeito, reduzindo o tamanho do grão (amostra 3(c) TG=5,7 μm).

É possível observar a redução do tamanho de grão, conforme o Nb e posterior Ti são adicionados à liga. Ao não se realizar a transformação intermediária da austenita, figura 3(d), (e) e (f), pois não se permitiu o resfriamento, as amostras apresentaram tamanho de grão superior às amostras 3(a), (b) e (c), assim como é possível observar o efeito sobre a estrutura perlítica, que assim como a ferrita tem o seu grão aumentado nas amostras 3(d) (e) e (f).

Figura 3 - Microestruturas de uma aço ARBL (0,15%C; 1,5%Mn, 0,45%Si) com diferentes adições dos elementos V, Nb e Ti, conforme o ilustrado nas imagens.



Fonte: COLPAERT (2008)

Para os ARBL a nomenclatura, assim como as propriedades mecânicas e microestruturais, é regida por normas, tais como ASTM A909 e a específica para uma determinada liga ASTM A514 e DIN EN10149-2. Entretanto, fabricantes podem criar nomenclaturas próprias,

como a Linha Dormex da SAAB e a A22 Amstrong Ultra da ArcelorMittal, assim como nas normas as nomenclaturas possuem suas classes.(A909/A909M Standard Specification for Steel Forgings , Microalloy, for General Industrial UseASTM, 2021; ASTM, 2018)

Para os ARBL, segundo a norma ASTM A909, a classe corresponde a sua resistência na tensão de escoamento, conforme pode ser apresentado na tabela 02.

Tabela 2 - Classificação dos ARBL segundo propriedades mecânicas peças normas DIN EN10149-2 e ASTM.

Classe	Nomenclatura	σ_{esc} (MPa)	σ_{max} (MPa)	ΔL (%)***	Dureza (HB)
100*	ASTM A909	690	860	≥ 10	≥ 269
A514	ASTM	≥ 690	760-895	≥ 18	235-293
700 MC**	A22 Amstrong Ultra	≥ 700	750-930	≥ 10	-
700MC	Strenx 700MC	≥ 700	750-950	≥ 12	-

*A Classe 100 corresponde a 100 Ksi (690MPa);

**Ensaio em chapas com espessura entre 2-8 mm no sentido longitudinal;

***Variação de alongamento na ruptura (ΔL) para $L_0=50$ mm.

Fonte: SSAB (2022); ARCELORMITTAL (2021); ASTM A909/A909M (2021), ASTM A514 (2018) (adaptado pelo autor)

Variações de composição química e até mesmo mecânica, podem ser admitidas por norma, conforme pode ser observado na tabela 3, em que o aço utilizado por DENISA *et al.*, 2021 em seu estudo, o Domex da SSAB, ficou abaixo do máximo permitido pelo fabricante.

Tabela 3 - Percentuais de elementos de liga do aço ARBL Domex 700MC.

	C(%)	Si(%)	Mn(%)	S(%)	P(%)	Nb(%)	V(%)	Ti(%)
Requerido*	0,12	0,10	2,1	0,01	0,03	0,09	0,2	0,15
Medido	0,12	0,091	1,99	0,07	0,014	0,05	0,104	0,07

*Valores máximos

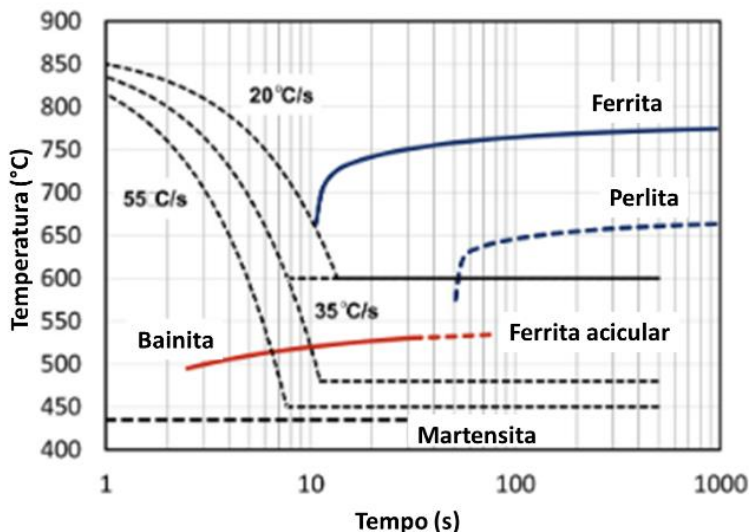
** Máximo de Al em ambos os resultados 0,2%

Fonte: DENISA *et al.* (2021) (adaptado pelo autor)

O efeito dos elementos de liga e do tratamento termomecânico tem efeito sobre o módulo termodinâmico e cinético. As cinéticas de decomposição da austenita podem ser calculadas. No diagrama TRC da figura 04. OKTAY, S. et al (2022) calcularam as velocidades de

decomposição para formação das microestruturas conforme a velocidade de resfriamento, para o aço ARBL S700MC.

Figura 4 - Diagrama TRC do ARBL S700MC ao deformar a austenita em 30% a 870°C com tamanho médio de 2 μ m.

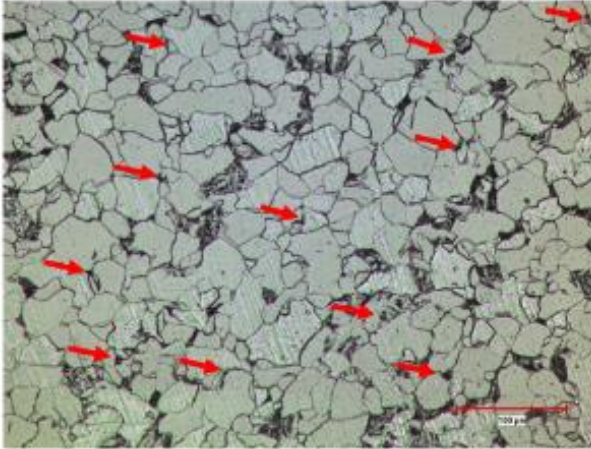


Fonte: OKTAY, Serkan et al (2022) (adaptado pelo autor)

Além das variações mecânica e química, o metal pode sofrer variação microestruturais, entre a superfície e o núcleo de peças. Este efeito é comum em aço que foram submetidas ao processo termomecânico e/ou processo de laminação convencional, ficando a superfície da chapa com grãos menores que o centro (COLPAERT; COSTA E SILVA, 2008)

Os aços ARBL segundo a ASTM A909 devem possuir até 90% de Ferrita-perlita ou 90% de bainita. Em seus estudos de soldagem MOUSAVI ANIJAN *et al.*, 2021, identificaram que a matriz do aço ARBL X52, apresentou ferrita poligonal, com tamanho médio de 11,5 μ m, perlita, austenita retida e martensita, figura 5.

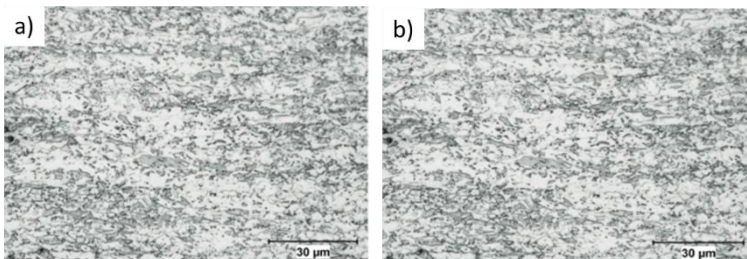
Figura 5 – Imagem da microestrutura do aço X52, matriz ferrítica com presença de perlita e nas setas vermelhas presença de austenita retida e martensita, nital 2%



Fonte: MOUSAVI ANIJ DAN *et al.* (2021)

A variação da temperatura de resfriamento durante o tratamento termomecânico influencia no tamanho do grão e na microestrutura. Em seu estudo OKTAY, Serkan *et al* (2022), apresentado na figura 6 o ARBL S700MC apresenta variação da microestrutura em diferentes condições de resfriamento na figura 6 (a) apresenta microestrutura com bainita superior e ferrita, com presença de cementita entre as lamelas quando resfriados a 450°C. A amostra da figura 6 (b) apresentou microestrutura ferrítica com ilhas de martensita quando resfriado a 600°C.

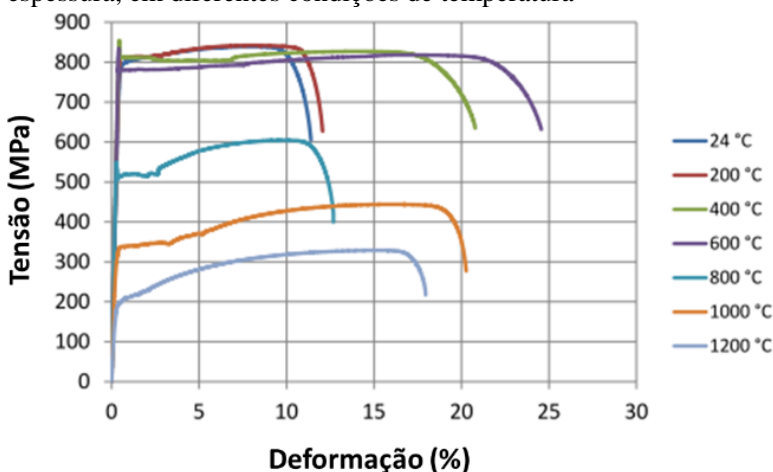
Figura 6 - Microestrutura do aço ARBL DIN EN10149-2 S700MC após resfriamento no tratamento tremo mecânico, onde a) resfriado a 460°C e b) resfriado até 600°C



Fonte: OKTAY, S. *et al* (2022) (adaptado pelo autor)

O efeito da temperatura sobre o ARBL EN 10149-2 grade S700MC, foi estudado por ZEYBEK, O. et al. 2024, onde amostras submetidas a diferentes condições de aquecimento, simulando incêndios, forma posteriormente caracterizadas quanto ao suas propriedades mecânicas, conforme pode ser observado na figura 7.

Figura 7 - Curva de tensão pela deformação do ARBL S700MC, com 2mm de espessura, em diferentes condições de temperatura



Fonte: ZEYBEK, O. et al. (2024) (adaptado pelo autor)

Até a temperatura de 600°C o principal efeito da temperatura está na deformação, com redução desta conforme o incremento da temperatura. Acima de 800°C é possível observar a queda das propriedades mecânicas com os valores mínimos obtidos a 1200°C, estando a tensão de escoamento abaixo de 200MPa para esta temperatura.

O controle microestrutural das fases constituintes é importante na definição das propriedades mecânicas bem como na homogeneidade das fases. Além de garantir as propriedades mecânicas após produção o aço, principalmente os estruturais, devem possuir boas características de soldabilidade que permitam sua união e manutenção de suas propriedades.

3.2 PROCESSO DE SOLDAGEM

A soldagem pode ser definida como o processo de união entre materiais similares e dissimilares com ou sem aplicação de pressão em temperaturas adequadas, que garantam a continuidade das propriedades físicas e químicas. (BRANDOLT, 2019; MARQUES, 2016; WAINER, 2015).

Além do uso como união, a soldagem pode ser utilizada para deposições superficiais de metais, por exemplo, o uso da técnica de aspersão térmica. (BRANDOLT, 2019; MARQUES, 2016; WAINER, 2015).

A soldagem elétrica possui uma breve história, aproximadamente 100 anos, entretanto a soldagem é utilizada a mais de 4000 anos. Até o início do século XIX a soldagem era pouco estudada, Sir Humphry Davy (1801-1806) iniciou seus estudos a partir do uso do arco elétrico, dando início a soldagem como é conhecida nos tempos atuais.

A figura 08 apresenta a evolução do desenvolvimento dos processos de soldagem, entre 1800 e 1975, onde os principais processo de soldagem foram desenvolvidos (MARQUES, 2016; WAINER, 2015).

Figura 8 - Evolução do desenvolvimento dos atuais processos de soldagem



Fonte: WAINER (2015) (adaptado pelo autor)

A necessidade de aprimoramentos produtivos foi acelerada no período da II Grande Guerra Mundial (1939 a 1945). Com isso, os processos de soldagem ganharam maior notoriedade, devido à possibilidade de junção de peças em tempos menores e garantindo as propriedades necessárias (WAINER, 2015).

A evolução do desenvolvimento dos processos se torna evidente na figura 8 onde o desenvolvimento e utilização de novos processos é impulsionado de forma exponencial. A corrida espacial (1955 a 1975) e o desenvolvimento de novas ligas também impulsionaram o desenvolvimento de processos como as soldagens a Laser e a Plasma.

O desenvolvimento de novas técnicas de soldagem permitiu o aumento de produtividade e também soldagens mais precisas, mantendo assim as propriedades mecânicas e garantindo requisitos de projeto.

Pode-se destacar na produção industrial os processos de soldagem apresentados na figura 08, o arco elétrico e arco elétrico com proteção gasosa. Se destacam entre os processos de soldagem; SMAW ou soldagem manual com arame eletrodo revestido; GTAW ou *Tungsten Inert Gas* (TIG) e GMAW ou *Metal Inert Gas* (MIG), *Metal Active Gas* (MAG) (SANTOS, 2015; MARQUES, 2016).

A aplicação dos processos de soldagem é ampla, com utilização direta ou indireta do processo na indústria em geral. Se destacam os envolvidos com metais ferrosos tais como: construção civil através das estruturas metálicas, aeroespacial, naval, automobilística, ferroviária, rodoviários. (WAINER, 2015).

A soldagem deve garantir a continuidade das propriedades, químicas, físicas e mecânicas de uma peça. Para isso, o controle das variáveis de processo é muito importante, sendo os principais parâmetros: (HOLLIDAY, 1993; WAINER, 2015).

- Corrente de soldagem,
- Tensão de soldagem;
- Tipo e dimensão do arame eletrodo ou metal de adição;
- Velocidade de soldagem,
- Posição de soldagem,
- Tipo de transferência metálica,
- Polaridade.

Os parâmetros de soldagem estão inter-relacionados e possibilitam a execução do processo. Entre os mais controlados pelo soldador estão a

corrente, a tensão e a velocidade de soldagem, todos diretamente associados à energia aplicada durante a soldagem.

Para o projetista, os principais fatores para o cálculo da resistência mecânica são o metal de base, metal de adição e geometria do cordão. Entretanto, todos os parâmetros devem ser definidos antes de uma correta execução da soldagem.

A definição adequada dos parâmetros, assim como o aumento da velocidade de produção, deve ser considerado fator essencial no emprego do processo de soldagem, tanto para os projetistas quanto para a indústria.

O processo de soldagem também está sendo revisto, em parte pela indústria 4.0, mas também pela necessidade de controle da produtividade associado aos controles dos parâmetros, que otimizam as características mecânicas.

O usos de sistemas integrados, principalmente CNC por robôs e equipamentos eletrônicos, garantem a troca de informações na linha de produção e o controle preciso de parâmetros de soldagem, como corrente de soldagem, tensão de soldagem, velocidade de soldagem e modo de transferência metálica (SKRIKO; AHOLA; BJÖRK, 2022).

Dentre os processos de soldagem, o GMAW, possibilita taxas de deposição de metal na ordem de 1 a 15kg.h⁻¹, isto o caracteriza como um dos mais difundidos na indústria. Ao comparar a produtividade dos processos GMAW e SMAW, pode-se chegar a valores em torno de 350% superior para o GMAW(WAINER, 2015). Estas boas taxas de deposição associadas a sistemas integrados de controle fazem com que o processo GMAW seja amplamente utilizado pelas indústrias.

3.2.1 Processo de soldagem GMAW

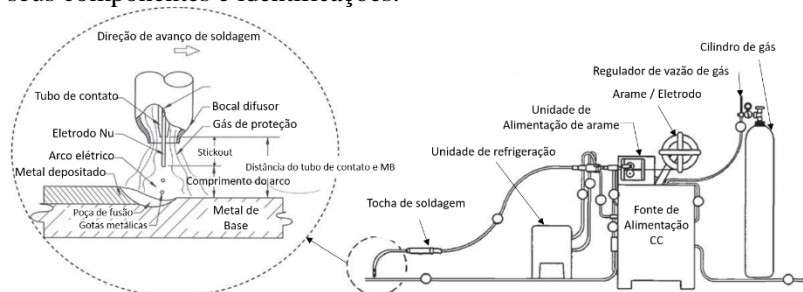
O processo de soldagem elétrica GMAW foi desenvolvido em 1920s, sendo logo descontinuado devido as baixas propriedades mecânicas que fornecia ao soldar aços, somente ao final da II Grande Guerra Mundial em 1948, o processo foi retomado comercialmente (HOLLIDAY, 1993; WAINER, 2015).

Para que a soldagem GMAW ocorra, são necessários: uma fonte geradora de alimentação de corrente contínua (CC); alimentação contínua de metal de deposição (arame eletrodo); gás de proteção (ativo ou inerte); peças periféricas como: tocha de soldagem; alimentador de ; sistemas eletrônicos para controle de parâmetros; e refrigeração, esta última sendo opcional.

A figura 9, apresenta os componentes que normalmente compõem um equipamento de soldagem GMAW. A área destacada da região da

soldagem identifica as principais nomenclaturas presentes na região de soldagem.

Figura 9 - Desenho esquemático do processo de soldagem GMAW com seus componentes e identificações.



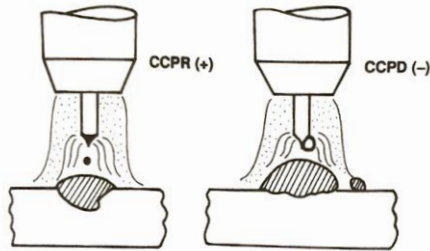
Fonte: Conrardy (2011) (adaptado pelo autor)

A fonte de alimentação, no processo GMAW, geralmente é de potencial constante CC, estabilizando o comprimento do arco e fornecendo energia suficiente para o processo, o que, possibilita a transferência do metal líquido em forma de gotas metálicas (WAINER, 2015).

A fonte CC possui dois polos, um positivo e outro negativo, característicos desse tipo de fonte. A escolha da polaridade do arame eletrodo influencia diretamente as características finais da solda.

Na figura 10 estão apresentados os efeitos dos dois modos de polarização de um arame eletrodo, sendo que a Corrente Contínua de Polaridade Reversa (CCPR) e a Corrente Contínua de Polaridade Direta (CCPD) indicam, corrente contínua de polarização reversa e corrente contínua de polarização direta, respectivamente (WAINER, 2015).

Figura 10 – Desenho esquemático do efeito da polaridade no processo GMAW.

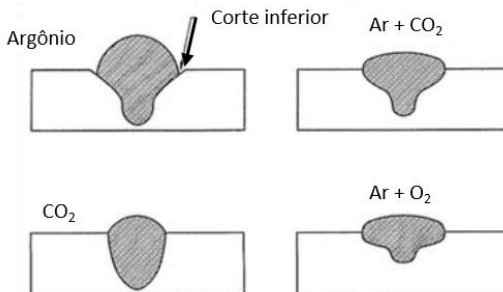


Fonte: WAINER (2015)

Em CCPR o arame eletrodo está polarizado no polo positivo da fonte, gerando gotas metálicas menores e permitindo maior penetração do Metal de Base (MB). Já em CCPD o polo negativo da fonte está ligado ao arame eletrodo, isso reduz a penetração da solda e aumenta as distorções causadas por sopro magnético, ocorrendo o aumento do tamanho médio das gotas e do reforço de soldagem (WAINER, 2015; MARQUES, 2016).

Além da polaridade, o tipo de gás de proteção utilizado na soldagem também influencia a geometria da solda. Conforme ilustrado na Figura 11, são representados o gás inerte Argônio (Ar) e os gases ativos CO_2 e O_2 , bem como suas misturas com Ar. Nessas representações, é possível observar que a geometria da penetração da solda é significativamente afetada pelo tipo de gás de proteção utilizado.

Figura 11 - Desenho esquemático do efeito do gás de proteção na geometria do processo de soldagem GMAW.



Fonte: Conrardy (2011) (adaptado pelo autor)

O Ar assim como o Hélio (He) são utilizados na soldagem de metais não ferrosos, denominados como gases inertes e possuem boa

penetração. Entretanto, no caso do Ar, pode causar uma falta de fusão na área inferior do metal de base (MB) reduzindo sua seção (OLSON, D. L. et al. 2011; CONRARDY, 2011).

Para a soldagem de metais ferrosos, os gases mais utilizados são o CO₂ e O₂ e suas misturas com Ar. Como pode ser observado na figura 11, a mistura dos gases mescla as características de penetração e geometria da mistura entre o MB e o metal de solda (MS) (CONRARDY, 2011; WAINER, 2015).

A diferença na geometria do perfil da solda ocorre devido às características específicas de cada gás na estabilização do arco elétrico, resultado de seus distintos potenciais de ionização. O potencial de ionização, combinado com os parâmetros de soldagem, permite a aplicação de diferentes métodos de transferência metálica (CONRARDY, 2011; WAINER, 2015).

A soldagem de aços carbono e aços baixa liga, podem ser realizadas utilizando a mistura Ar e CO₂, mistura ativa, em diferentes proporções. A adição de CO₂ fornece características semelhantes ao se adicionar O₂ no Ar, estabilizando o arco elétrico, aumentando a taxa de formação de gotas e aumentando a penetração da soldagem, conforme se aumenta a concentração de CO₂ (OLSON, D. L. et al. 2011)

O Ar facilita a abertura do arco elétrico, pois possui potencial de ionização e condutividade elétrica maior que o CO₂ (Ar = 15,7 eV e CO₂ = 13,7eV). Já o CO₂ possui uma maior condutividade térmica o que distribui melhor o calor no arco elétrico, melhorando a penetração da solda no MB (WAINER, 2015; HAYNES, 2017; WONG; LING, 2014).

Na soldagem GMAW, a proporção de cada gás de proteção leva em consideração a liga do MB. Para ligas de alumínio, pode se utilizar 99,9% de Ar, gás inerte (ZHANG *et al.*, 2020; CHEN *et al.*, 2019). Para aços inoxidáveis, pode-se utilizar Ar puro (99,9%) (KUMAR; ARORA, 2021; MOHD ASLAM, 2022) ou misturas com 93,5%Ar+5%N₂+1,5%O₂ para melhorar o teor de nitrogênio na peça soldada (DONGQING *et al.*, 2021).

Os aços carbono podem utilizar misturas de CO₂ e Ar para soldagem GMAW, com maior percentual de Ar devido maior ionização deste gás (DAS *et al.*, 2021; LINCOLN ELECTRIC, 2014). Concentrações entre 20% a 50% de CO₂ aumentam a quantidade de respingos na transferência por CC, prejudicando o acabamento superficial e a eficiência do processo (OLSON, D. L. et al. 2011).

A soldagem de aços ARBL pelo processo GMAW pode ser realizada com a proporção 80 a 82%Ar e 20 a 18%CO₂, gás ativo (DEEPAK *et al.*, 2021; ARCELORMITTAL, 2021; ZONG L. *et al* 2023).

Entretanto, variações nas proporções dos gases de proteção podem ser feitas, gerando efeitos distintos em diferentes ligas ARBL (WONG; LING, 2014; LI *et al.*, 2018).

Li *et al.* 2018, estudaram a utilização de mistura de gases, em diferentes proporções, de Ar, He e CO₂ com o objetivo de reduzir os efeitos de fraturas a frio, pós a soldagem GMAW do aço ARBL 10Ni5CrMoV.

Nos parâmetros de soldagem adotados (corrente de 170 a 180 A, voltagem de 28 a 31 V, velocidade de soldagem de 31 a 33 cm.min⁻¹ e fluxo de gás de 19 a 21 L.min⁻¹), a melhor mistura gasosa foi 40% Ar + 58% He + 2% CO₂, na qual não foram observadas porosidades, fraturas ou falta de fusão. No entanto, as propriedades mecânicas apresentaram redução: 19% na resistência máxima, 45% na tensão de escoamento e 46% na energia de impacto a -50°C. Somente o alongamento final aumentou em 62% (LI *et al.*, 2018).

O gás de proteção possui efeito sobre o módulo de transferência metálica (WAINER, 2015). Entretanto, o uso de sistemas eletrônicos possibilita a alteração do módulo de transferência mantendo-se o mesmo gás de proteção (LINCOLN ELECTRIC, 2014; LINCOLN, 2022).

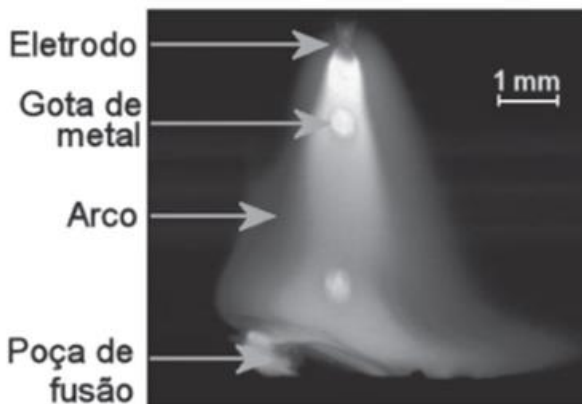
A soldagem, conforme apresentada, possui variáveis que influenciam diretamente nas propriedades da solda e na forma como o metal de adição (MA) pode ser transferido para o MB, no próximo capítulo serão apresentados os tipos de transferências metálicas.

3.2.2 Transferência metálica no processo GMAW

No processo de soldagem GMAW, a transferência do metal de adição é realizada através do aquecimento do arame eletrodo pelo arco elétrico, em meio ao gás de proteção na poça de fusão, podendo o gás ser ativo ou inerte (MARQUES, 2016; WAINER, 2015).

A alimentação da poça de fusão ocorre por um fluxo contínuo de metal proveniente do arame eletrodo, como mostrado na Figura 12, onde é possível visualizar o metal líquido sendo transferido da superfície do arame eletrodo até a poça de fusão (MARQUES, 2016; WAINER, 2015).

Figura 12 - Arco elétrico em um arame eletrodo no modo de transferência spray

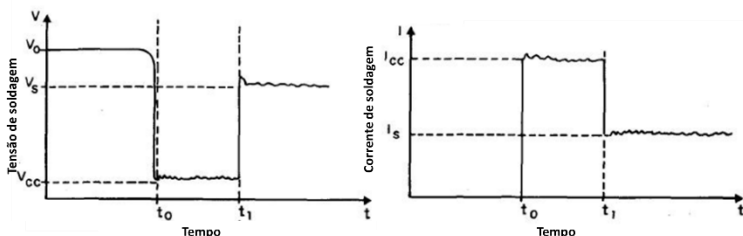


Fonte: MARQUES (2016)

A soldagem tem seu início na abertura do arco elétrico, que por sua vez, há o contato entre o arame eletrodo e a superfície do MB. O contato gera um curto circuito (CC). Logo antes do CC a tensão que no vazio (V_0) está alta, cai atingindo a tensão de CC (V_{cc}) no momento do CC e a corrente no CC tem um pico (I_{cc}) (WAINER, 2015).

Este efeito causa uma inversão entre os dois parâmetros, queda da tensão e aumento da corrente, após está inversão ocorre a estabilização da tensão de soldagem (V_s) e da corrente de soldagem (I_s), como pode ser observado na figura 13, estabilizando assim a soldagem (WAINER, 2015).

Figura 13 - Gráfico de tensão e corrente de soldagem pelo tempo na abertura do arco elétrico.



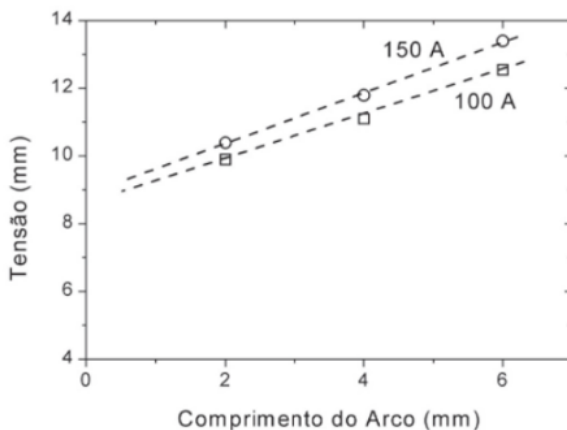
Fonte: WAINER (2015)

A estabilização do arco elétrico está associada ao aquecimento da superfície do arame eletrodo, que pode atingir até 3.500 K (3.227°C). O

aquecimento faz com que elétrons sejam emitidos por emissão termoiônica da superfície do arame eletrodo, o que eleva a temperatura do gás de proteção devido à sua ionização, bem como a ionização dos vapores metálicos, contribuindo para a estabilização do arco elétrico (MARQUES, 2016; WAINER, 2015).

A tensão durante a soldagem está relacionada ao comprimento do arco e à corrente de soldagem, sendo que o comprimento do arco tem um efeito mais significativo sobre a tensão, como ilustrado na Figura 14

Figura 14 - Gráfico de tensão pelo comprimento do arco em diferentes correntes de soldagem.

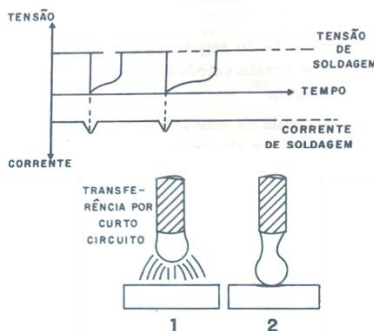


Fonte: (MARQUES (2016).

Desta forma, ao se alterar a tensão na soldagem GMAW ocorre alterações no comprimento do arco elétrico e está, por sua vez, atua no tipo de transferência metálica. Para tensões inferiores a 22V é favorecida a transferência por curto circuito, e acima daquela tensão ocorre transferências por pulverização axial e globular. Todas estas dependentes, também, da corrente de soldagem (WAINER, 2015).

A transferência por curto circuito (CC) é a mais difundida no processo de soldagem GMAW. Conforme apresentado na figura 15, ocorre o aquecimento da superfície do arame eletrodo “1” gerando metal líquido que toca a superfície do MB “2” gerando o CC. É possível observar que quando o metal líquido toca a superfície da MB ocorre uma queda na tensão e na corrente, e a gota se desprende principalmente devido às forças eletromagnéticas, e logo a tensão e a corrente se estabilizam (WAINER, 2015).

Figura 15 - Desenho esquemático da transferência por curto circuito.



Fonte: WAINER (2015)

O estudo de novas técnicas de transferência metálica e a comparação entre processos de soldagem é de fundamental importância, devido a grande gama de metais que necessitam de soldagem.

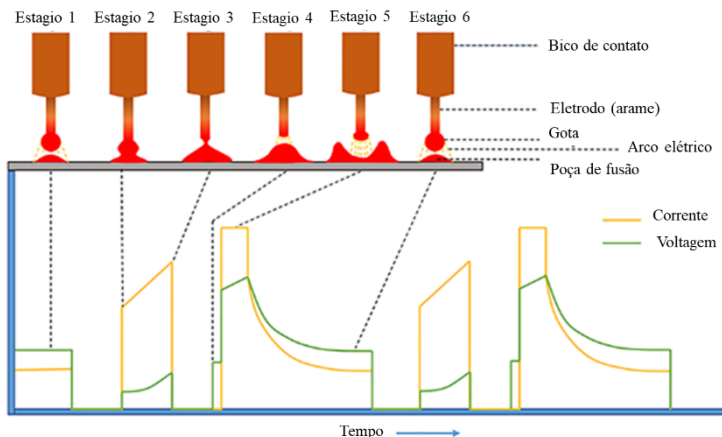
Liu et al. 2022 realizaram estudos da soldagem por CC utilizando o processo *surface tension transfer* (STT) desenvolvido em 1994 para a soldagem de tubulações de oleodutos. Este processo é utilizado mais comumente na soldagem de passe de raiz, para a soldagem de tubos de aço carbono API 5LX65. Os autores avaliaram a geometria da região não protegida pelo gás, com o objetivo de minimizar falhas como corrosão e fadiga.

A figura 16 mostra que o processo de transferência por CC utilizando o módulo STT é dividido em 6 estágios: (LIU *et al.*, 2022; LINCOLN ELECTRIC, 2022)

- Estágio 1: Corrente de fundo (*background current*) entre 50 e 100A mantém o MB;
- Estágio 2: Ao iniciar o CC, a corrente cai para garantir um arco curto;
- Estágio 3: Elevação da corrente que impulsiona o metal em direção a poça de fusão, ao mesmo tempo que monitora o estrangulamento da gota metálica
- Estágios 4 e 5: Inicia-se com a queda de corrente de 45 a 50A para evitar o estrangulamento da gota, e logo aumenta até a corrente de pico. Esta, por sua vez, cria uma força de plasma que empurra a poça de fusão., o que evita CC antecipada e garantindo o aquecimento da poça de fusão e da junta a ser soldada;

- Estágio 6: Queda exponencial da corrente garante a transferência de calor de modo uniforme

Figura 16 - Modo de transferência CC utilizando STT,



Fonte: Liu *et al.* (2022) (adaptado pelo autor)

Liu *et al.* (2022) avaliaram a variação entre a corrente de fundo (estágio 1) e a corrente de pico (estágios 4 e 5) e seu efeito na geometria da solda na região de raiz na soldagem de aço API 5LX65. Eles identificaram que tanto a velocidade de soldagem quanto a corrente de pico influenciam a geometria da raiz da solda. No entanto, a variação entre as correntes não tem impacto significativo na geometria, devido ao curto intervalo de tempo entre as variações, enquanto a energia de soldagem afeta a geometria da solda.

Hariprasath *et al.* 2022, realizaram estudo comparativo entre os processos SMAW e GMAW na soldagem de aço ARBL grade DMR 249A, utilizado na construção naval. A variação entre as propriedades mecânicas foi comparada onde o GMAW obteve melhores resultados.

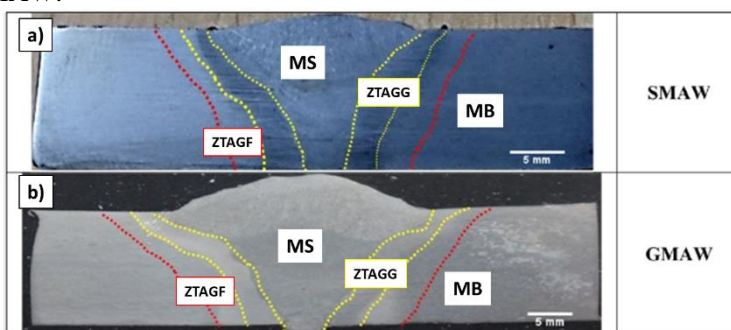
A definição dos parâmetros de soldagem do aço ARBL é importante, devido a própria susceptibilidade destes aços a variações microestruturais em temperaturas elevadas.

Hariprasath *et al.* 2022, adotaram para o processo GMAW de soldagem ER80S com 1,2mm de diâmetro, pré-aquecimento da amostra a 100°C. Onde foram executados 01 passe de raiz e 04 passes de preenchimento com energia de soldagem de $1.278\text{kJ}\cdot\text{mm}^{-1}$. Entre os passes de raiz e de preenchimento variou-se os parâmetros de corrente de

soldagem (155 e 195A), tensão de soldagem de 22 e 29V e velocidade de soldagem 160 e 170mm.min⁻¹ (2,6 e 2,8mm.s⁻¹) respectivamente.

No estudo observou-se a formação de diferentes áreas na microestrutura, como pode ser observado na figura 17, além das microestruturas do MB e MS está presente a Zonas Termicamente Afetadas (ZTA). Esta, por sua vez, apresenta duas diferentes características, grãos finos (GF) e grãos grossos (GG), sendo os GG mais próximos do MS.

Figura 17 - Macrografia da soldagem do aço ARBL onde a) SMAW e b) GMAW.

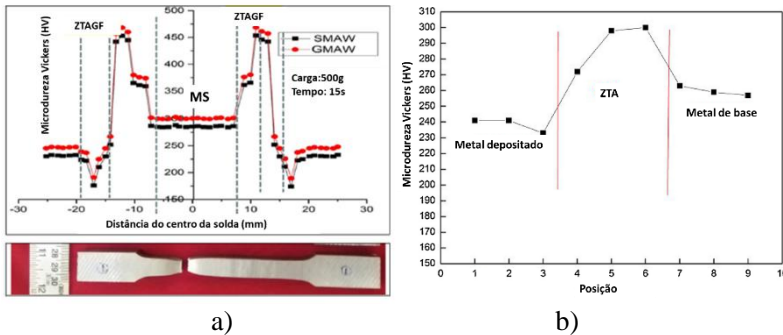


Fonte: HARIPRASATH *et al.* (2022)

As alterações microestruturais, podem causar alterações na dureza da amostra. No mesmo estudo de Hariprasath *et al.* 2022 identificou que as ZTA's possuem durezas diferentes do MB e do MS, gerando um pico entre a ZTAGF e ZTAGG, figura 18(a). Este efeito foi observado para ambos os processos de soldagem, o que pode indicar um aumento das tensões internas do material nestas regiões assim como mudanças macroestruturais com formação de martensta.

O efeito de aumento de dureza causado pelas variações microestruturais também foi observado nos estudos de Li *et al.* 2018 na região da ZTA, figura 18(b).

Figura 18 - Perfil de dureza onde a) comparando os processos SMAW e GMAW e b) Soldagem com uso da mistura 40%Ar+58%He+2%CO₂ na soldagem de aço ARBL.



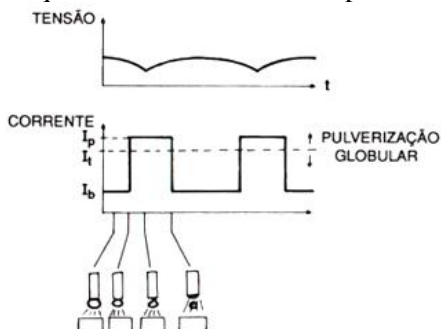
Fonte: Li *et al.* (2018); Hariprasath *et al.* (2022) (adaptado pelo autor)

O efeito do crescimento de grãos é observado em outros metais ao fornecer energia térmica para o crescimento dos grãos. Um exemplo de fornecimento de energia é a normalização de um aço (COLPAERT; 2008).

Em metais, tais como os ARBL, em que o controle do tamanho de grão é fundamental para as propriedades mecânicas, esse efeito de crescimento de grão deve ser controlado. (High-Strength Structural and High-Strength Low-Alloy Steels ASM, 1990; COLPAERT, 2008).

Dentre as transferências metálicas, a transferência por arco pulsado (P) do processo GMAW, conforme apresentado na figura 19, vem sendo utilizada para soldagem de tubulações, que apresentam MB com menor espessura. Pois o processo pulsado utiliza duas correntes de soldagem: I_b , mais baixa; e I_p mais alta, que as correntes de transferência globular e pulverização convencional (I_l), está variação garante a formação de uma única gota a cada pulso (WAINER, 2015; HAO, BOJIN, MINGXUAN, 2021; CAO *et al.*, 2021).

Figura 19 - Desenho esquemático da transferência pulsada.

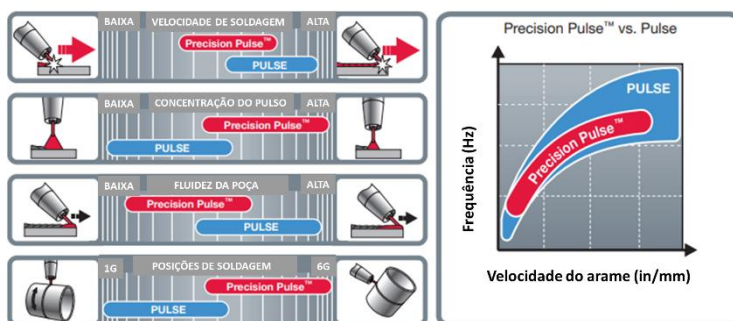


Fonte: WAINER (2015)

Ao formar uma gota a cada pulso, o processo GMAW-P gera uma corrente média menor, o que por sua vez reduz o aporte térmico da soldagem, isso permite maior controle da penetração da soldagem (WAINER, 2015).

O processo de transferência pulsada *Precision Pulse*TM controla a frequência de soldagem, ao fixar a mesma, há geração de gotas consistentes em baixas tensões. Na figura 20 está apresentado o comparativo entre às transferências Pulsada e *Precision Pulse*TM. Pode ser observado que o *Precision Pulse*TM apresenta menor velocidade de soldagem, porém menor fluidez da poça e maior concentração de calor (LINCOLN, 2022).

Figura 20 - Comparativo entre as transferências *Pulse* (pulsado) e *Precision Pulse*TM



Fonte: LINCOLN, (2022)

O estudo de comparação realizado pela Lincoln Electric entre *Precision Pulse*TM e *Pulse* utilizou a máquina de soldagem Power Wave® S350 com de soldagem SuperArc com 1,2mm de diâmetro L-56. Parâmetros: Posição 3F, velocidade de deposição igual a 110 pol.min⁻¹ (275cm.min⁻¹), velocidade de deslocamento 8pol.min⁻¹ (20cm.min⁻¹), 19,0Vs, 95A e mistura gasosa 80Ar / 20CO₂ (LINCOLN, 2022).

Com o objetivo de criar um modelo matemático que auxilie na determinação da penetração da soldagem Cao *et al.* 2021 realizaram testes utilizando o processo GMAW Pulsado. Pois este permite maior controle dos parâmetros assim como automatização. Neste trabalho, os pesquisadores realizaram soldagens em chapas de aço Q235 (aço com teor de carbono entre 0,14 a 0,22%, sendo considerado um aço carbono de baixa dureza, equivalente a um aço da grade 1017 da ASTM A29 (ASTM, 2020; ASM, 2022). e de soldagem MG50-6 de 1,2mm de diâmetro.

Como parâmetros de soldagem foram adotados velocidade do de 4,8m.min⁻¹, velocidade de soldagem igual a 3,2mm.s⁻¹ e fluxo de gás de proteção Ar (99,99%) de 17L.min⁻¹ (CAO *et al.*, 2021).

Os resultados indicam que a penetração da solda não é linear, sendo necessário um sistema de controle do ganho escalonado, sistema bi linear. Desta forma, os pesquisadores desenvolveram um sistema matemático que através do modelo bilinear é possível controlar a penetração da soldagem GMAW-P(CAO *et al.*, 2021).

Devido à possibilidade de alterações de parâmetros de soldagem, tais como gás, corrente e tensão de soldagem, mas também nos sistemas eletrônicos de controle conhecidos como controle sinérgicos, o processo GMAW permite uma série de alternativas para transferência metálica, bem como diferentes espessuras e posições de soldagem (WAINER, 2015).

Estudos realizados por Hao, Bojin, and Mingxuan 2021, comparam a o processo GMAW pulsado convencional com o pulsado de frequência ultrassônica PFU, no comportamento das gotas e da estabilidade do arco.

Como MB foram utilizadas chapas de AL2219 e de soldagem AL2319 com 1,2 mm de diâmetro e velocidade de alimentação de 7m.min⁻¹, velocidade de soldagem de 600mm.min⁻¹ (10mm.s⁻¹) e proteção gasosa de Ar puro a uma vazão de 15L.min⁻¹, variando as correntes de base (30 e 40A) e as correntes de pico (240 e 250A) nas frequências de 10, 20, 30 e 40 kHz para o PFU e corrente de base 40A e de pico 250A.

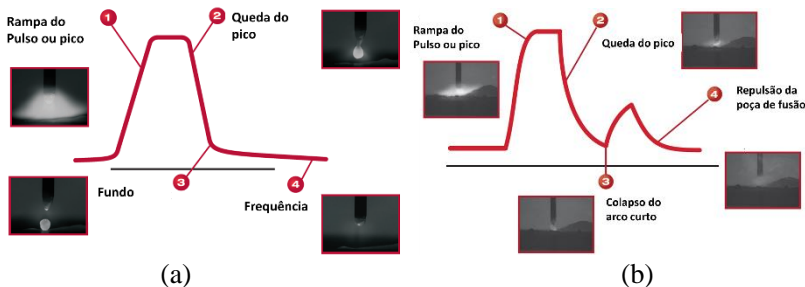
Com o auxílio de uma câmera de alta velocidade e de software para medida do tamanho das gotas, os pesquisadores identificaram que no

processo PFU, antes do destacamento da gota, a velocidade média de desprendimento aumentou em 13% com velocidade de queda de $0,7914\text{m.s}^{-1}$ a 40kHz, e após o destacamento as forças eletromagnéticas são maiores na gota, quando comparadas com o processo convencional. Neste estudo também foi observado que o uso do PFU não afetou os demais parâmetros como a estabilidade do arco elétrico.

Outro modo de transferência, APAF é uma transferência pulsada, porém com alta velocidade de soldagem. Foi desenvolvido para ser empregado em sistemas semiautomáticos e automáticos, pois possui um arco curto e próximo, quando comparado com o pulsado convencional (LINCOLN, 2022).

Observando as características dos processos pulsados Precision Pulse™ e APAF, figura 21(a) e (b), respectivamente fica evidente que o controle eletrônico está presente, acelerando a queda de pico no processo APAF seguido de aumento repentino da corrente para repulsão da poça de fusão.

Figura 21 - Forma da onda dos métodos de transferência pulsada (a) Precision Pulse™ e (b) APAF.



Fonte: LINCOLN (2022) (adaptado pelo autor)

Os métodos de transferência metálica, aqui apresentados, possibilitam o controle eletrônico das variáveis de soldagem, tais como corrente de soldagem, tensão de soldagem, velocidade de soldagem e de alimentação do arame eletrodo. Como já apresentado, as temperaturas podem facilmente atingir a temperatura de austenitização, gerando crescimento de grão na ZTA. Por este motivo, o controle de processos mecanizados é importante na soldagem de aços ARBL, controlando assim energia de soldagem e o crescimento do grão.

3.2.3 Energia de soldagem

A energia de soldagem é um parâmetro importante na soldagem de metais susceptíveis a transformações microestruturais ou perdas de propriedades mecânicas, uma vez que está ligada à quantidade de calor fornecida ao MB, sendo, portanto, um parâmetro fundamental na simulação de soldagem (PEREIRA, 2009; SRIPRIYAN *et al.*, 2022; LIU *et al.*, 2022).

A energia de soldagem (E), em $J.mm^{-1}$, está ligada diretamente à corrente (I), em Ampere (A), e a tensão (U), em Volts (V), de soldagem, e sendo inversamente proporcional à velocidade de soldagem (V) em $mm.s^{-1}$ (SRIPRIYAN *et al.*, 2022), conforme a equação 3:

$$E = \frac{U.I}{V} \quad \text{Eq. 3}$$

Quanto maior a corrente e a tensão maior será a energia de soldagem, sendo ela reduzida ao se aplicar velocidades de soldagem maiores.

Para obter a energia de soldagem de forma indireta deve ser adotado um fator de eficiência de transmissão de calor (η) que é variável entre os diferentes processos de soldagem e materiais, sendo este último devido às taxas de transferência de calor. (PEREIRA, 2009; HACKENHAAR, 2016).

Equipamentos de soldagem industriais já possuem sistemas de aquisição de dados, o que permite a obtenção de valores de E sem a necessidade de correção pelo fator de eficiência, um destes é o utilizado pela Lincoln Electric o “*True EnergyTM*” (LINCOLN GLOBAL, 2009).

O “*True EnergyTM*” fornece os valores da energia em J ou kJ , pode ser dividida pela distância da solda, em mm , obtendo a Energia de soldagem por milímetro ($J.mm^{-1}$ ou $kJ.mm^{-1}$) conforme apresentado na equação 4. (LINCOLN GLOBAL, 2009)

$$E = \frac{\text{True Energy (J ou KJ)}}{\text{Distância da solda (mm)}} \quad (J.mm^{-1} \text{ ou } kJ.mm^{-1}) \quad \text{Eq. 4}$$

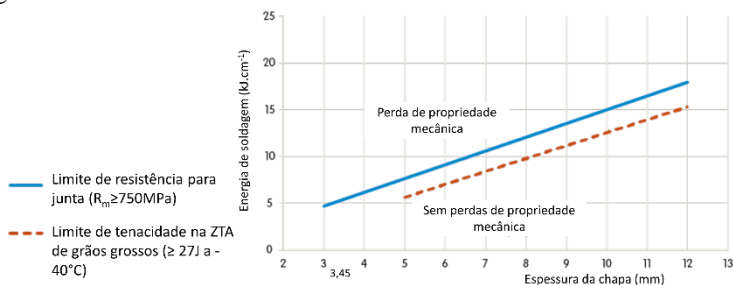
A energia de soldagem além de favorecer o crescimento dos grãos na ZTA pode gerar mudanças de fase, como foi identificado no estudo realizado por Luchtenberg *et al.* 2019. Neste estudo foi aplicada a energia de soldagem de $1,74 kJ.mm^{-1}$, em aços inoxidáveis duplex, o que favoreceu a transformação de austenita em austenita intergranular,

causando o aumento na resistência ao desgaste e redução na resistência à oxidação.

O efeito da energia de soldagem possui maior importância, nas alterações das propriedades dos metais mais susceptíveis a transformações pela temperatura. Para o ARBL S700MC, o tamanho de grão de sua microestrutura deve ser controlado, pois o fornecimento de energia favorece o seu crescimento (DENISA *et al.* 2021).

A figura 22 apresenta a faixa de energia de soldagem indicada para cada espessura da chapa do aço DIN EN10149-2 S700MC, nela pode-se observar, que quanto maior a espessura do MB maior pode ser a energia de soldagem por mm, sem que haja redução da tensão de escoamento.

Figura 22 - Gráfico de energia de soldagem pela espessura da chapa metálica do aço ARBL DIN EN10149-2 S700MC na soldagem GMAW gás ativo.



Fonte: AcelorMittal (2021) (adaptado pelo autor)

Para espessuras inferiores a 3mm não há indicação de energia máxima de soldagem, sendo $5\text{kJ}\cdot\text{mm}^{-1}$ a menor energia para soldagem desta liga metálica, segundo a figura 22.

3.3 A FADIGA MECÂNICA

A fadiga é um efeito progressivo que pode gerar falhas estruturais, está ocorre quando o material é submetido a deformações cíclicas em tensões máximas inferiores a tensão de escoamento estática do material. Este efeito gera a degradação das propriedades mecânicas podendo causar falhas prematuras. (ASTM E1823 2021; FACCHINETTI, 2018; KUHN; MEDLIN, 2000; PELLICIONE, 2014).

Os efeitos causados pela fadiga foram investigados inicialmente no século XIX na Europa, devido a falhas em pontes e estradas férreas. Durante as investigações identificou-se que as falhas surgiam após ciclos de carga nos mais diferentes materiais e após um século de expansões no uso de equipamentos este tipo de falha se apresentou mais intensa (HOEPPNER, 1996).

É estimado que 90% das falhas em metais são oriundas da falha por fadiga, sendo que este tipo de falha se apresenta de forma frágil, mesmo em metais com boa ductilidade (CALLISTER JR., 2019; PELLICCIONE, 2014).

Para melhor controle no desenvolvimento de materiais e equipamentos, diferentes modelos, para simulações de fadiga, foram propostas ao longo do tempo, onde se destacam os modelos de A. Wohler e E. Gassner.

3.3.1 Modelos de estudo da fadiga

Em 1860, A. Wohler foi pioneiro no estudo e desenvolveu um modelo de estudo da fadiga, em eixos de trem submetidos a ciclos de flexão rotativa. Neste modelo A. Wohler identificou a relação entre a tensão aplicada (S) em função de um número de ciclo (N) obtendo assim a curva $S-N$ ou curva de Wohler, seu objetivo com este estudo era minimizar ou até mesmo eliminar a falha por fadiga. (CASTRO, 2007; HOEPPNER, 1996; PELLICCIONE, 2014).

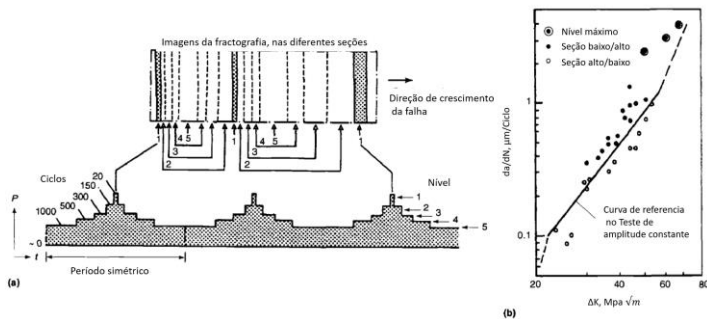
O modelo A. Wohler é o modelo mais estudado e atualmente utilizado no estudo da fadiga da área automotiva (CASTRO, 2007; FACCHINETTI, 2018). Assim como suas variantes utilizando ciclos de carga variante (SCHIJVE, J. 1996).

No ensaio de ciclos variantes, proposto na figura 24(a), tem-se a variação periódica da tensão em diferentes ciclos indo do nível de tensão mais baixo com maior ciclo (1.000 ciclos) até se atingir o nível mais alto na próximo a tensão de escoamento, neste com menor ciclo (20 ciclos), sendo que esta sequência também se repete em ciclos.

É apresentada também, a fractografia da trinca propagada, onde é possível observar, que quanto mais próximo da tensão de escoamento estática ocorre o surgimento da trinca, e que no próximo ciclo a mesma é ampliada.

O efeito da fadiga é acentuado quando o esforço inicia de uma carga baixa e logo é aumentada, isso reduz a resistência à fadiga da amostra. Já ao se iniciar em carga elevada, no sentido de redução mesma, o efeito de falha é minimizado, figura 24(b).

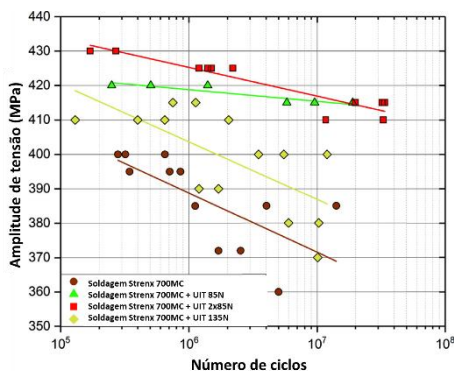
Figura 23 Desenho esquemático da sequência de propagação de trinca de um aço D6AC de alta resistência mecânica (0,42% C-1% Cr0,6% Ni-0,1% Mo-0,12% V) sobre a condição de σ_{esc} de 1.500MPa e σ_{max} de 1.650MPa. (a) diagrama dos diferentes ciclos e cargas com as correspondentes fractografias e (b) a diferente variação da deformação sob a condição ascendente de carga (baixo para alto) e descendente (alto para baixo).



Fonte: SCHIJVE, J (1996) (adaptado pelo autor)

O modelo mais comum de obter a curva S-N é realizando a variação da carga em ciclos repetidos com amplitude constante (LAHTINEN et al 2019) Neste modelo é definida a carga e corpos de prova são ensaiados, até a falha, conforme o apresentado na figura 24

Figura 24 - Curva S-N de ensaio de fadiga em aços Strenx 700MC pós soldagem



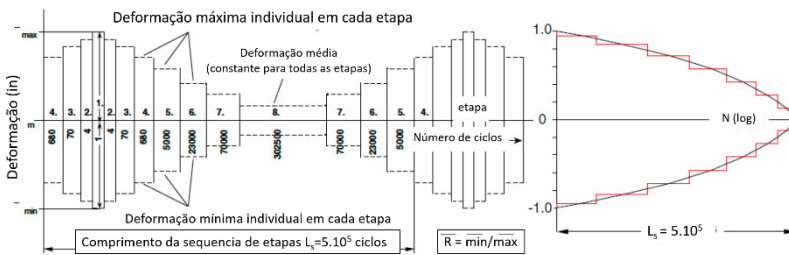
Fonte: NOVÝ F. et al. (2020) (adaptado pelo autor)

No trabalho desenvolvido por NOVÝ F. et al. (2020), o aço ARBL 700MC foi submetido a tratamentos ultrassônicos pós-soldagem, com o objetivo de alterar as propriedades superficiais e, posteriormente, avaliar seu efeito sobre a resistência à fadiga. Como observado na Figura 24, o procedimento adotado aumentou a resistência à fadiga após o tratamento ultrassônico. Neste estudo, a relação entre a tensão mínima e máxima foi de $R = -1$, pois o ensaio realizado apresentava tração e compressão, característicos do ensaio de fadiga rotativa.

O modelo proposto por A. Wohler é muito difundido, entretanto o modelo proposto por Ernest Gassner é utilizado no estudo da fadiga de chassis de automóveis (FACCHINETTI, 2018). Neste modelo a deformação controla os ciclos da fadiga.

No modelo de E. Gassner, a amplitude da carga pode variar entre forças trativas e compressivas, e os limites de controle são realizados pela deformação, ao invés da força ou tensão, como no modelo do A. Wohler. A figura 25 apresenta o desenho esquemático da amplitude em função da deformação em ciclo variável utilizado por E. Gassner.

Figura 25 – Desenho esquemático com exemplo de aplicação do modelo de E. Gassner,



Fonte: Facchinetti (2018) (adaptado pelo autor)

Assim como no sistema de carga variante de A Wohler, o modelo de E. Gassner pode variar à deformação em ciclos, com diferentes limites de deformação. Sendo que as maiores deformações ocorrem em menores ciclos e as deformações menores em ciclos maiores sendo que estes se repetem em períodos predeterminados.

Modelos mais comuns utilizam cargas ou deformações constantes, com variação entre tensão mínima e máxima com ciclos constantes que segundo a norma ASTM E466 devem estar entre 10^{-2} e 10^{+2} Hz para o modelo A.Wohler e ASTM E606 para o modelo de E. Gassner.

3.3.2 Mecanismo de falha por fadiga

A falha por fadiga ocorre em determinada condição cíclica de esforço mecânico. Os fatores que contribuem para esta falha, do ponto de vista metalúrgico, podem ser divididos em cinco estágios: (KUHN; MEDLIN, 2000)

- Ciclos de deformações plásticas sem formação de microtrincas;
- Início da formação de microtrincas;
- Propagação ou coalescimento de microtrincas;
- Propagação das microtrincas;
- Falha final.

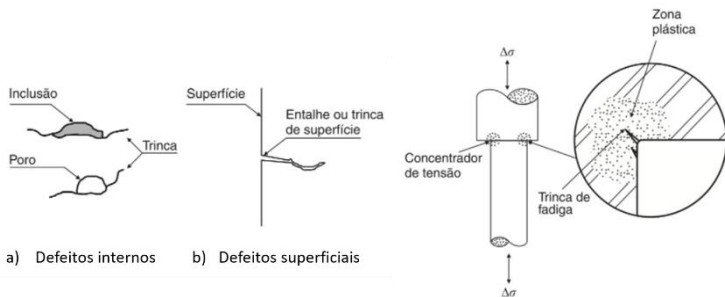
Para que o dano por fadiga ocorra são necessários três fatores:

- Tensões cíclicas;
- Tensões de tração;
- Deformação plástica.

Assim, para que a falha por fadiga ocorra estes três fatores devem estar presentes (KUHN; MEDLIN, 2000). Os fatores, associados a defeitos pré-existentes nos materiais, podem favorecer a falha por fadiga.

Defeitos pré-existentes como os apresentados na figura 26, favorecem o surgimento ou propagação de trincas. As inclusões não metálicas e poros, apresentados na figura 26(a), podem iniciar a trinca no interior da peça.

Figura 26 - Elementos nucleadores de trinca em condições de esforços cíclicos onde: a) defeitos internos gerados por porosidades, inclusões b) defeitos superficiais e c) geometrias de ângulos retos concentradores de tensão.



c) Cantos em ângulos retos devido a projeto não qualificado

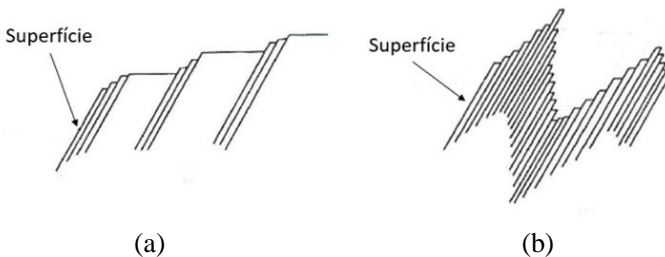
Fonte: GARCIA, AMAURI, SANTOS (2000) (adaptado pelo autor)

Na ausência de defeitos internos, as trincas têm início na superfície do metal, como pode ser apresentado na figura 26(b) e 26(c), regiões que possuem concentradores de tensão, tais como: geometrias de canto vivo; riscos; rasgos de chaveta; regiões de baixa resistência mecânica; diferenças microestruturais, causadas por processos de soldagem, tratamentos térmicos ou conformação mecânica. Podem atuar como nucleadores de trincas superficiais (CALLISTER JR., 2019; PELLICCIONE, 2014; FINE; CHUNG, 1996).

Na superfície a deformação dos grãos, causado por esforços mecânicos, é facilitada, movimentando as discordâncias no reticulado cristalino, que ao se concentrar em um determinado ponto podem iniciar a trinca, apesar de superfícies rugosas facilitarem o surgimento de trincas por este mecanismo, este efeito pode ocorrer mesmo em superfícies polidas (CASTRO, 2007).

Para sistemas estáticos, conforme o apresentado na figura 27(a) a movimentação das discordâncias apresenta somente um sentido. Já na situação de fadiga, há presença de ciclos de carga na figura 27(b) ocorre o fenômeno de extrusão e intrusão. (CASTRO, 2007; OLIVEIRA A, 2001).

Figura 27 Desenho esquemático onde (a) deformação estática e (b) deformação cíclica gerando extrusão e intrusão



Fonte: OLIVEIRA A. (2001).

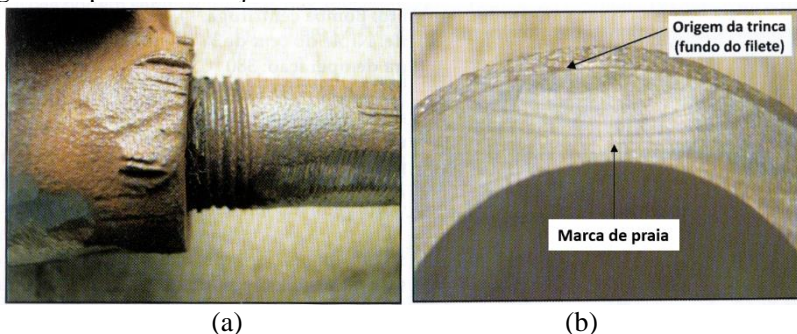
A movimentação das discordâncias atinge um ponto crítico, resultando no surgimento de microtrincas na superfície ou próximo a ela. Essas microtrincas crescem e se coalescem, formando macrotrincas. Para cada material, existe um tamanho crítico de trinca, que está relacionado à sua tenacidade; quando esse tamanho é atingido, o material falha (FINE; CHUNG, 1996).

O crescimento da trinca está relacionado entre a taxa de propagação, que tem como relação o comprimento (da) dividido pelo

número de ciclos (dN), que por sua vez está relacionada ao fator de intensidade das tensões (ΔK) (DEUS, 1997).

A figura 28 apresenta falha por fadiga, na montagem de um niple de forma errada, que causou concentração de tensão na região da rosca, Figura 28(a). Esta concentração de tensão, associada aos esforços cíclicos a qual a peça foi submetida, originou a trinca superficial que se propagaram, pois são criadas entre os ciclos de carga e descarga. Estas deformam a superfície da trinca criando o aspecto superficial de marca de praia apresentado na figura 28 (b) (PELLICCIONE, 2014).

Figura 28 - Representação de falha por fadiga em uma válvula e niple, (a) niple onde a tubulação é montada de forma incorreta (b) marcas de praia geradas pela deformação cíclica



Fonte: PELLICCIONE (2014) (adaptado pelo autor)

A concentração de tensão em uma peça, podem ser geradas não somente pela geometria ou falhas de montagem, mas também por concentrações microestruturais, esse efeito de concentrador de falhas pode ser encontrado em regiões de ZTA.

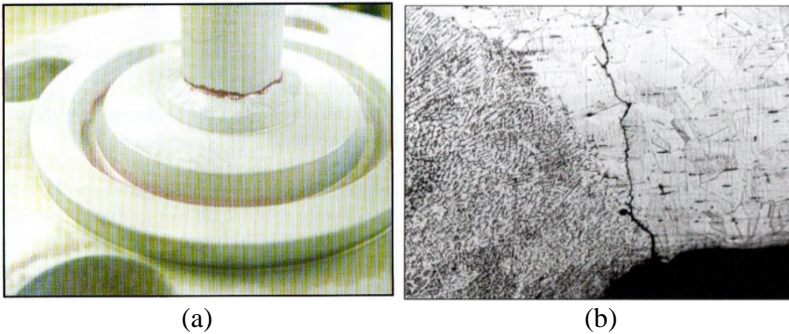
3.3.3 Fadiga na solda

O processo de soldagem pode influenciar nas propriedades microestruturais de uma peça metálica devido a energia fornecida durante o processo. As alterações superficiais ou até mesmo microestruturais podem causar defeitos que facilitam a falha por fadiga, principalmente nas regiões de transição entre o MS e o MB (SHARMA, 2021).

Na figura 29(a) tem-se a identificação da falha, através do uso de líquido penetrante, é possível observar que a trinca percorre toda a

circunferência da tubulação, logo acima da solda. Nesta falha, a concentração de tensão ocorreu logo na interface entre o MS e o tubo. O metal depositado, figura 29(b), apresenta uma microestrutura dendrítica e o tubo a microestrutura austenítica. Esta variação microestrutural causou concentrações de tensão, que devido a esforços cíclicos causaram a falha do componente (PELLICCIONE, 2014)

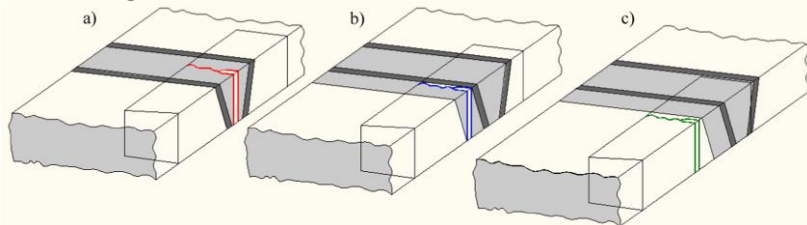
Figura 29 - Falha da ligação soldada de um flange (a) peça submetida ao ensaio de líquido penetrante e (b) microestrutura da região de falha



Fonte: PELLICCIONE (2014)

Em seus estudos, Sedmak et al. (2021) realizaram testes de propagação de trincas sob condições de fadiga, com esforços de flexão em três pontos, conforme a norma ASTM E647, em diferentes regiões de uma solda. O estudo comparou duas ligas metálicas, P460NL1 e Protac 500, aço ARBL e aço martensítico, respectivamente. As diferentes regiões analisadas estão apresentadas na Figura 30.

Figura 30 - Desenho esquemático das diferentes regiões ensaiadas onde: a) Metal depositado, b) ZTA e c) Metal de base.



Fonte: SEDMAK *et al.* (2021)

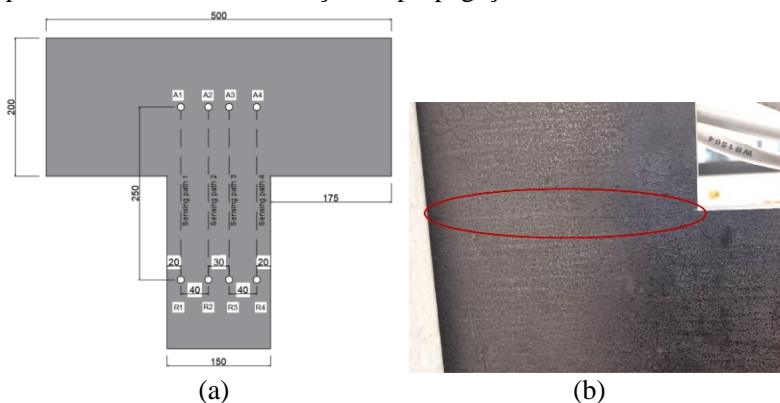
Os testes de fadiga possibilitaram o desenvolvimento de um modelo numérico, que se mostrou satisfatório ao identificar que a ZTA apresenta a condição mais favorável à propagação de trincas, ocorrendo em um menor número de ciclos. Além disso, o aço P460NL1 demonstrou maior resistência à propagação de trincas em comparação ao aço Protac 500 (SEDMAK et al., 2021).

O estudo comprovou que o uso da simulação numérica pode auxiliar na identificação das regiões críticas para a propagação de trincas. No entanto, é essencial que os resultados obtidos nos testes de fadiga sejam precisos, fornecendo informações adequadas ao modelo numérico, o que possibilita a aplicação desse sistema de simulação para outros metais (SEDMAK et al., 2021).

Além das condições de esforços mecânicos, tração, compressão e flexão, as vibrações também são agentes propagadores de trincas em condições de fadiga.

Lee e Lu, 2022 realizaram testes em aços utilizando transdutores piezoelétricos em um teste não linear de ultrassom, causando vibrações harmônicas na amostra. Estas causam esforços de tração e compressão que geram a propagação da trinca. Na figura 31 tem-se apresentado o corpo de prova ensaiado e também a fratura da amostra.

Figura 31 Corpo de prova desenvolvido para o ensaio de vibração, onde: (a) desenho esquemático com a disposição dos sensores e (b) amostra, após ensaio, com a identificação da propagação da trinca.

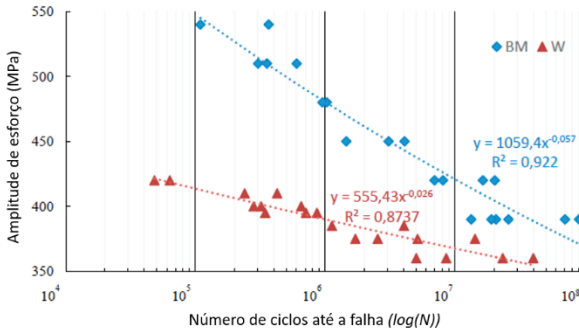


Fonte: LEE, LU, (2022)

DENISA *et al.*, 2021 observaram que o processo de soldagem causa alterações microestruturais, que reduziram as propriedades mecânicas,

como pode ser observado na figura 32 de ensaio de fadiga S-N, Nesta pesquisa utilizou-se a energia de soldagem de 796 J.mm^{-1} e 1.297 J.mm^{-1} na soldagem do aço ARBL 700MC.

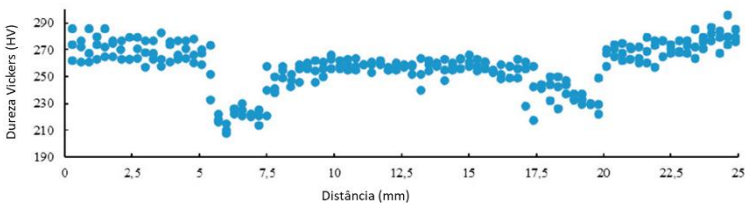
Figura 32 - Resultados do ensaio de fadiga S-N em um aço ARBL 700MC onde BM - Metal de base e W - metal de solda.



Fonte: DENISA *et al.* (2021) (adaptado pelo autor)

Quando comparada a resistência à fadiga da peça soldada com a do aço base, observa-se uma queda na resistência à fadiga após a soldagem. DENISA *et al.* (2021) identificaram uma redução da dureza na região da ZTA, entre 5 e 7,5mm e entre 17,5 e 20mm, como mostrado na Figura 33. Isso foi atribuído ao aumento no tamanho dos grãos, o que resultou na diminuição da dureza na ZTA em comparação com o metal base (MB).

Figura 33 - Perfil de dureza Vickers da amostra aço ARBL700MC após soldagem MAG.



Fonte: DENISA *et al.* (2021) (adaptado pelo autor)

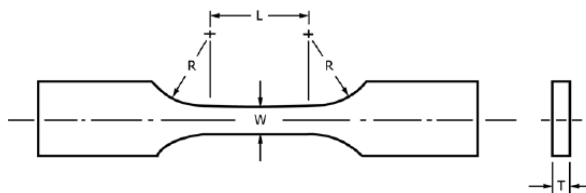
3.3.4 – Ensaio de fadiga

O ensaio de fadiga mecânica desenvolvido pela norma ASTM E466 *Standard Practice for Conducting Force Controlled Constant Amplitude Axial Fatigue Tests of Metallic Materials*, pode ser empregado nos mais diferentes tipos e metais.

O tipo de corpo de prova utilizado nos testes dependerá do objetivo do teste, do tipo e capacidade do equipamento, além da forma em que o material está disponível. O projeto do corpo de prova deve atender a certos critérios gerais. O design deve garantir que a falha ocorra na seção de teste, que possui uma área reduzida. A relação aceitável entre as áreas da seção de teste e da seção de fixação, que assegura a falha na seção de teste, depende do método de fixação do corpo de prova (ASTM E466. 2015)

Os corpos de prova retangulares (figura 34) podem ser fabricados a partir de chapa ou placa e apresentam seções transversais de teste reduzidas, geralmente na largura ou na espessura. Esses corpos podem ter filetes suavizados entre a seção de teste e as extremidades, com o raio dos filetes (R) sendo pelo menos oito vezes a largura da seção de teste (ASTM E466. 2015); (LAHTINEN et al 2019).

Figura 34 - Desenho esquemático do corpo de prova retangular



Fonte: ASTM E466. (2015) (adaptado pelo autor)

A relação entre largura (w) e espessura (T) deve estar entre dois e seis, e a área reduzida deve preferencialmente estar entre $19,4 \text{ mm}^2$ e 645 mm^2 , exceto em casos onde a integridade da superfície é essencial. O comprimento da seção de teste deve ser de duas a três vezes a largura da seção de teste. Para corpos de prova com espessura inferior a $2,54 \text{ mm}$, são necessárias precauções especiais, especialmente em carregamento reverso, onde o alinhamento é crucial (ASTM E466. 2015).

A condição do corpo de prova e o método de preparação são aspectos cruciais que influenciam diretamente os resultados dos testes.

Métodos inadequados de preparação podem introduzir viés significativo nos dados obtidos (ASTM E466. 2015).

A preparação deve considerar a aplicação e o uso final dos dados gerados. É recomendável que um procedimento específico de usinagem seja estabelecido, visando minimizar a variabilidade decorrente do processo de usinagem e do tratamento térmico sobre a vida em fadiga. As técnicas de usinagem devem ser rigorosamente controladas, garantindo que a remoção final de metal ocorra de maneira paralela ao eixo longitudinal do corpo de prova (ASTM E466. 2015).

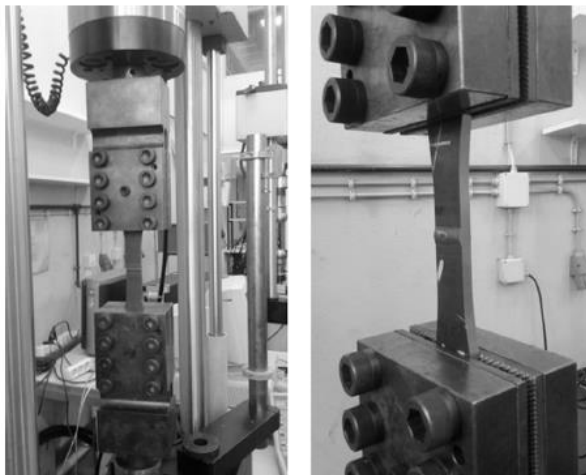
Adicionalmente, é essencial evitar condições que possam levar a rebaixamento do filete e tensões residuais introduzidas pela usinagem. Técnicas como difração de raios X podem ser empregadas para determinar e relatar as tensões residuais de superfície, considerando a direção de medição (ASTM E466. 2015).

A correta montagem do corpo de prova é outra consideração crucial. O alinhamento consistente entre os corpos de prova é vital para a obtenção de resultados confiáveis. Dispositivos de montagem devem ser ajustados de modo que o eixo maior do corpo de prova coincida com o eixo de carga durante cada ciclo de teste. A verificação do alinhamento deve ser realizada seguindo práticas padronizadas, assegurando que não haja tensões de flexão excessivas (ASTM E466. 2015).

O término do teste deve ser cuidadosamente monitorado, seguindo critérios claros de falha. Esses critérios podem incluir separação completa, formação de trincas visíveis ou outros parâmetros definidos no início do teste (ASTM E466. 2015).

Os testes de fadiga são comumente realizados em diferentes tipos de máquinas, incluindo sistemas mecânicos, eletromecânicos e hidráulicos. Entre os equipamentos utilizados, destacam-se as máquinas mecânicas com manivelas excêntricas, parafusos de potência e massas rotativas, bem como máquinas eletromecânicas ou acionadas magneticamente, e sistemas hidráulicos ou eletrohidráulicos (figura 35) (ASTM E466. 2015).

Figura 35 – Corpo de prova fixado em máquina de fadiga com acionamento por servo hidráulico.



Fonte: LAHTINEN et al (2019)

É essencial que a ação da máquina seja cuidadosamente analisada para garantir que a forma e a magnitude das cargas desejadas sejam mantidas ao longo de toda a duração do teste. Para assegurar a precisão nos resultados, as máquinas de teste devem estar equipadas com um sistema de monitoramento de força. Este sistema pode incluir um transdutor montado em série com o corpo de prova ou diretamente no próprio corpo de prova, salvo em situações onde o espaço ou outras limitações tornem seu uso impraticável. Durante a fase inicial do teste, as forças devem ser monitoradas continuamente, com verificações periódicas subsequentes, para garantir que o ciclo de força estabelecido seja mantido. A amplitude da tensão variável deve ser mantida dentro de 2% do valor desejado, conforme indicado por verificações dinâmicas adequadas (ASTM E466. 2015).

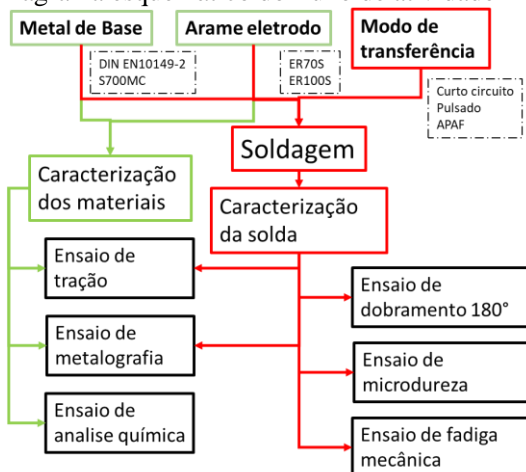
A frequência do teste é outro fator importante, pois a faixa de frequências que pode influenciar os resultados de fadiga varia de acordo com o material. No regime típico de 10^{-2} a 10^2 Hz, a resistência à fadiga dos materiais metálicos geralmente não é afetada. Deformações localizadas podem resultar em aquecimento significativo do corpo de prova, o que pode impactar negativamente a resistência à fadiga (ASTM E466. 2015).

No seu estudo, LAHTINEN et al. (2019) adotaram os procedimentos da norma ASTM E466 para a soldagem do aço S700MC em quatro diferentes energias de soldagem. O objetivo do estudo era obter uma curva de Wohler e os testes de fadiga foram realizados em modo controlado por carga, utilizando carregamento axial sinusoidal com amplitude constante, com fator $R=0,1$. A temperatura durante os testes foi a ambiente no laboratório. Os níveis de tensão máxima variaram de 300 a 650MPa, visando determinar as curvas S-N e o limite de fadiga σ_f . As amostras foram testadas até a falha completa ou até atingirem 2 milhões de ciclos, caso não houvesse evidências de trincas por fadiga.

4 MATERIAIS E MÉTODOS

Neste capítulo são apresentados os materiais, procedimentos de execução da soldagem e os ensaios necessários para caracterização, conforme apresentado no fluxo de atividade (figura 36).

Figura 36 - Diagrama esquemático do fluxo de atividade



4.1 MATERIAIS

Para a execução deste estudo foram utilizadas chapas de aço ARBL DIN EN10149-2 da classe S700MC com 3 mm de espessura, 90 mm de largura e 450 mm de comprimento como metal de base (MB).

Na tabela 4 são apresentados os valores de propriedade mecânica do aço ARBL DIN EN10149-2 da classe S700MC.

Tabela 4 - Propriedades do ARBL DIN EN10149-2 da classe S700MC.

Sentido*	Espessura (mm)	Tensão de escoamento (MPa)	Lim. Resistência (MPa)	Alongamento (%)
L	3-6	≥700	750 - 930	≥10
T	3-6	≥720	760 - 950	≥10

* Sentido – Indica o sentido de laminação onde L – longitudinal e T – transversal.

Fonte: ARCELORMITTAL (2021); NOVY F, *et al* (2020); DENISA M. *et al* (2021) (adaptado pelo autor)

Os aços ARBL possuem composição química específica que durante o processo de fabricação garantem a propriedades mecânicas. Conforme pode ser observado na tabela 5, que corresponde a composição química do ARBL DIN EN10149-2 S700MC. O aço S700MC possui baixo carbono equivalente e os principais elementos químicos são o Nb, V e Ti (ARCELORMITTAL, 2021). Com microestrutura refinada de grão de ferrita (NOVY F. *et al* 2020).

Tabela 5 - Composição química do ARBL DIN EN10149-2 da classe S700MC e EN10149-2

C (%)	Mn (%)	Si (%)	Al (%)	Nb (%)	Ti (%)	Mo (%)	B (%)	V (%)
≤ 0,1	≤ 2,1	≤ 0,25	≥ 0,015	≤ 0,090	≤ 0,150	≤ 0,50	≤ 0,005	≤ 0,200

* P ≤ 0,025% e S ≤ 0,005%

Fonte: ARCELORMITTAL (2021); DENISA, M. et al (2021) (adaptado pelo autor)

Para o metal de solda (MS) foram utilizados os arames eletrodos AWS ER 100S-G e AWS ER-70S-6 com 1,2 mm de diâmetro. A tabela 6 apresenta as propriedades mecânicas destes s.

Tabela 6 - Propriedades mecânicas dos s de soldagem.

Arame eletrodo	Tensão de escoamento (MPa)	Lim. Resistência (MPa)	Alongamento (%)
AWS ER 100S-G	690	770	20
AWS ER-70S-6	470	560	26

* Valores obtidos sem tratamento térmico de alívio de tensões;

** Valores obtidos com uso da mistura de gases 80Ar/20CO₂.

Fonte: OK AristoRod 55ESAB, (2022); OK Aristorod 12.50ESAB (2022) (adaptado pelo autor)

O arame eletrodo ER100S apresenta valores de tensão de escoamento dentro dos valores de resistência do MB. Já o ER70S os valores de tensão de escoamento ficam a baixo dos valores do MBA.

A tabela 07 apresenta a composição química do MS onde é possível observar a diferente composição química que cada possui.

Tabela 7 - Composição química dos s arame eletrodos de soldagem AWS ER 100S-G e AWS ER-70S-6.

AWS ER 100S-G	C(%)	Si(%)	Mn(%)	P(%)
	0,11	0,5	1,1	0,015
	Cr(%)	Mo(%)	Ni(%)	Cu(%)
	0,5	0,2	0,5	0,07
AWS ER-70S- 6	C(%)	Si(%)	Mn(%)	
	0,1	0,9	1,5	

Fonte: OK AristoRod 55ESAB (2022); OK Aristorod 12.50ESAB (2022) (adaptado pelo autor)

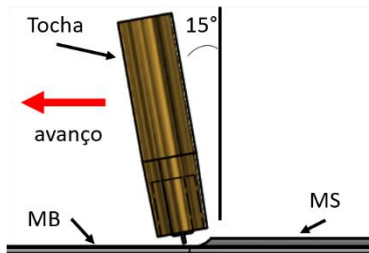
A escolha dos s arame eletrodos foi baseada nas propriedades mecânicas dos s ER100S e em uma comparação com o arame eletrodo amplamente utilizado na indústria, o ER70S. Apesar das diferenças nas propriedades mecânicas, a região do reforço da solda não será removida, de modo que a junta soldada proporcionará um suporte de carga semelhante ao do MB, devido à maior área dessa região em comparação com a área do MB.

4.2 PARÂMETRO DE SOLDAGEM

Neste tópico serão apresentados os parâmetros de soldagem adotados neste trabalho.

Os procedimentos de soldagem foram realizados na posição G1 de topo, sem chanfro e sem fresta, utilizando a máquina de soldagem multiprocessos da Marca Lincoln Electric modelo Power Wave® S350 STT, operando em modo GMAW com somente um passe de soldagem, conforme apresentado na figura 37, com a indicação do sentido de soldagem.

Figura 37 - Desenho esquemático da vista frontal do processo de soldagem, com a indicação do sentido "puxado" da soldagem na posição G1,



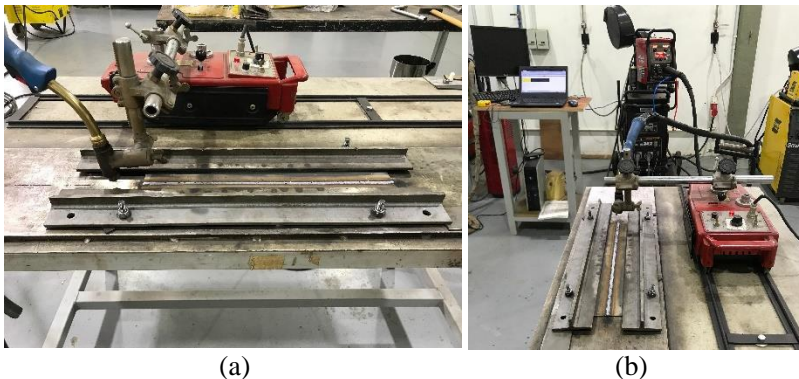
Fonte: Do autor (2024)

Como módulo de transferência optou-se pelos módulos de curto circuito convencional, pois é o mais utilizado, APAF por permitir a velocidade de soldagem mais rápida e pulsado, pois é indicado para soldagem de metais com menor espessura (YU, *et al* 2024; SANCHEZ-CRUZ *et al*, 2024; LINCOLN, Electric. 2012).

O posicionamento da tocha de soldagem foi em ângulo de 15°, em relação ao eixo vertical da amostra. Já o bico de contato foi mantido a distância de 12 mm do MB (WAINER, 2015; CONRARDY, 2011).

Para garantir o deslocamento contínuo, em velocidade constante, a tocha de soldagem foi fixada em uma máquina de corte portátil marca Sumig modelo Autotrack 30 adaptada para fixação da tocha de soldagem, conforme apresentado na figura 38.

Figura 38 – Em a) máquina de corte adaptada para fixação da tocha de soldagem sobre a mesa de soldagem e b) conjunto computador máquina de soldagem e máquina de movimentação



Fonte: Do autor (2024)

Como gás de proteção para a soldagem GMAW foi utilizada a mistura ativa comercial de 80% Ar e 20% CO₂, com vazão de 12 L.h⁻¹ (Lincoln Electric, 2014; WAINER, 2015; ESAB, 2021; ARCELORMITTAL, 2021).

Para o monitoramento da soldagem a máquina possui sistema de aquisição de dados pelo software PowerWave Manager da Lincoln Electric, permitindo a coleta de informações dos parâmetros de Tensão e Corrente de soldagem assim como o tempo e a energia total utilizada na soldagem.

Segundo a ARCELORMITTAL (2021), para a execução do procedimento de soldagem, é indicado que a energia de soldagem esteja em torno de 5 kJ.cm⁻¹ (0,5 kJ.mm⁻¹) para chapas com espessura entre 3 e 4 mm, como mostrado na Figura 22. Com essa energia, é possível manter as propriedades de limite de resistência à tração superiores a 750 MPa. Além disso, conforme indicado por Li et al. (2018), não é recomendado utilizar energia de soldagem inferior a 240 J.mm⁻¹ devido à baixa penetração da solda no modo de curto-circuito na soldagem GMAW.

Para o processo de soldagem GMAW os limites de parâmetro de tensão e corrente de soldagem para os arame eletrodo s ER100S e ER70S estão apresentados na tabela 8 conforme o indicado pela ESAB 2021 (ESAB, 2021; OK Autrod 12.51ESAB, 2022).

Tabela 8 – Faixa de parâmetros de soldagem indicados pela ESAB para os arames eletrodos.

arame eletrodo	Corrente (A)	Voltagem (V)	Velocidade de alimentação (m.min ⁻¹)	Taxa de deposição (kg.h ⁻¹)
AWS ER 100S-G	120-350	20-33	2,7-12,4	1,5-6,6
AWS ER-70S-6	120-380	18-35	-	1,3-8

Fonte: OK AristoRod 55ESAB (2022); OK Aristorod 12.50ESAB, (2022) (adaptado pelo autor)

A velocidade de alimentação descrita na tabela 8 corresponde ao modo de transferência por curto circuito.

4.2.1 Testes exploratório de soldagem

A definição dos parâmetros de soldagem pode variar entre materiais, devido aos elementos de liga presentes no aço e também o equipamento utilizado, sendo necessário a execução de testes exploratório de soldagem.

O objetivo desses testes é identificar os parâmetros necessários para alcançar a penetração total durante a soldagem, garantindo a máxima resistência mecânica da peça, além de eliminar possíveis defeitos superficiais causados pela falta de fusão no reverso da solda.

Para a execução dos testes exploratórios foram adotados os parâmetros de soldagem recomendados pela Lincon Eletric, pois são os únicos que relacionam o modo de transferência metálico com a espessura de chapas. Na tabela 9 estão apresentados os parâmetros adotados, assim como a estimativa de energia de soldagem por milímetro.

Tabela 9 - Parâmetros de soldagem recomendados GMAW

Módulo de transferência	Corrente de soldagem (A)	Tensão de soldagem (V)	Velocidade de soldagem (mm.s ⁻¹)	Energia (J.mm ⁻¹)
APAF	267,5	24,25	22	234
Curto Circuito	160	21	8	258
Pulsado	95	19	4	342

Fonte: NAZDAM (1997); LINCOLN (2022) (adaptado pelo autor)

Amostras de aço ARBL DIN EN10149-2 S700MC, com 200x150x3mm de dimensão foram utilizados nos testes de soldagem assim como arame eletrodo de soldagem ER 70S.

4.2.2 Soldagem GMAW

Com base nos resultados dos testes exploratórios, adotou-se três energias de soldagem para cada tipo de transferência metálica, mantendo a velocidade de soldagem similar a adotada nos testes exploratórios. As especificações estão descritas nas tabelas 10, 11 e 12.

Tabela 10 - Energia de soldagem para o APAF.

Amostra	Energia (kJ.mm ⁻¹)
GMAW - R1	0,2 a 0,3
GMAW - R2	0,3 a 0,4
GMAW - R3	0,4 a 0,5

Fonte: Do autor (2024)

Tabela 11 - Energia de soldagem para o curto circuito.

Amostra	Energia (kJ.mm ⁻¹)
GMAW-C1	0,3 a 0,4
GMAW-C2	0,4 a 0,5
GMAW-C3	0,5 a 0,6

Fonte: Do autor (2024)

Tabela 12 - Energia de soldagem para o pulsado.

Amostra	Energia (kJ.mm ⁻¹)
GMAW - P1	0,3 a 0,4
GMAW - P2	0,4 a 0,5
GMAW - P3	0,5 a 0,6

Fonte: Do autor (2024)

Os parâmetros de energia de soldagem foram aplicados para a soldagem com ambos os arames eletrodos, ER70S e ER110S, resultando em 36 placas soldadas, 6 para cada modo de transferência metálica. Após a soldagem, as amostras permaneceram fixadas à mesa de soldagem por 30 minutos para resfriamento.

4.3 ENSAIOS DE CARACTERIZAÇÃO

Os ensaios de caracterização da matéria prima e das amostras soldas foram realizados nos laboratórios do Instituto de Engenharia e tecnologia do i.parque UNESC, e seguiram as recomendações indicadas pelas normas de caracterização da ASTM.

Dentre as normas destaca-se a ASTM A488 *Standard Practice for Steel Castings, Welding, Qualifications of Procedures and Personnel* que indica os principais ensaios de qualificação de soldagens, ASTM A370 *Standard Test Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products*, para caracterização mecânica da amostra não soldada e ASTM E3: *Standard Guide for Preparation of Metallographic Specimens* para preparação metalográfica das amostras.

4.3.1 Análise química dos materiais

Para determinação da composição química da liga de aço ARBL foram seccionadas três amostras de três diferentes chapas com dimensões de 50x50mm, sendo que as superfícies das mesmas foram limpas por abrasão de lixas para remoção de possíveis camadas de oxidação superficial.

As composições químicas dos arames eletrodos de soldagem foram realizadas depositando o metal fundido em uma superfície metálica com área de 300 mm², em múltiplos passes. Posteriormente a superfície soldada foi desbastada por esmerilhamento e seguido de retificação, através da retifica plana marca Fermat, modelo TA63.

Para determinação das composições químicas foi utilizado o espectrômetro de emissão ótica da marca GNR modelo metallab 75-80J.

4.3.2 Ensaios destrutivos do aço ARBL DIN EN10149-2 S700MC

Para caracterização do aço ARBL DIN EN10149-2 S700MC foram realizados ensaios de metalografia, de tração unidirecional.

4.3.2.1 Metalografia do aço ARBL DIN EN10149-2 S700MC

A análise microestrutural do aço foi realizada juntamente com as análises das regiões soldadas, conforme o procedimento descrito na norma ASTM E3. Os corpos de prova foram cortados utilizando uma cortadora metalográfica da marca Arotec, modelo Aracor120. As partes cortadas foram então embutidas em resina acrílica e permaneceram em repouso por 24 horas para a cura completa da resina.

A superfície embutida das amostras foi lixada, utilizando lixas de grão 80 a 1200 por polegada quadrada, na seguinte sequência: 80, 120, 200, 300, 400, 500, 600 e 1200. O lixamento foi realizado em uma lixadeira politriz da marca Fortel, modelo EF-30, com fluxo de água constante. A cada troca de lixa, as amostras foram rotacionadas em 90°.

O polimento foi feito com um pano de polimento utilizando suspensão de alumina de 1 μm da marca Arotec. As amostras foram rotacionadas no sentido contrário à rotação da lixadeira poltriz de forma constante até o completo polimento do metal.

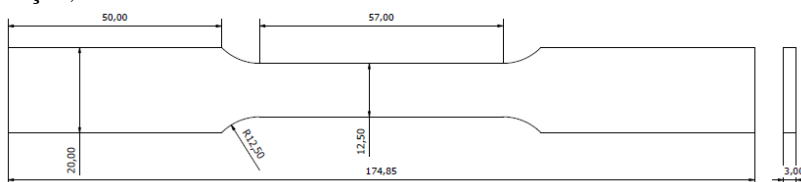
As microestruturas foram reveladas através de ataque com solução de Nital 3%, por imersão por 10s, sendo posteriormente observadas no microscópio metalográfico marca Olympus modelo bx41m-led onde as microestruturas foram analisadas e imagens foram retiradas com auxílio da câmera acoplada ao equipamento.

As quantificações dos tamanhos de grão foram realizadas com auxílio do software metalográfico Metalab.

4.3.2.2 Ensaio de tração do aço ARBL DIN EN10149-2 S700MC

A caracterização das propriedades mecânicas de resistência à tração, tensão de escoamento e alongamento foram realizadas conforme a norma ASTM E8 e ASTM A370, conforme desenho esquemático apresentado na figura 39.

Figura 39 - Desenho esquemático dos corpos de prova para ensaio de tração, dimensões em mm



Fonte: ASTM E8/E8M, (2021) (adaptado pelo autor)

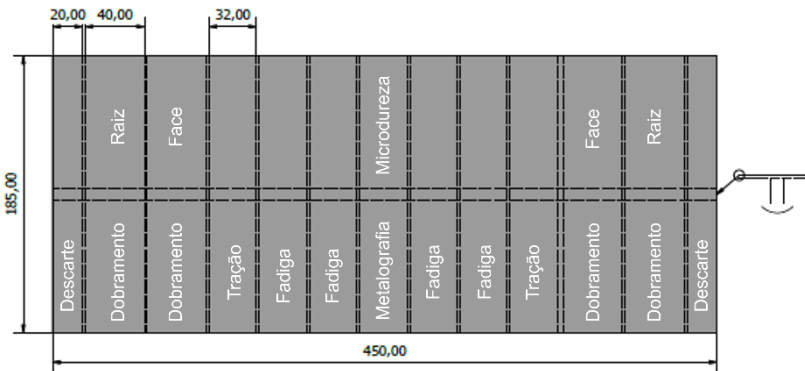
Três corpos de prova foram preparados por usinagem, através do centro de usinagem da marca Romi, modelo D600 com refrigeração. Os ensaios foram realizados na máquina de ensaios universais da marca EMIC, modelo DL10000 com velocidade de deslocamento de $10\text{mm}\cdot\text{min}^{-1}$. Em temperatura ambiente ($23\pm 2^\circ\text{C}$). Os valores de deformação foram obtidos com o auxílio de extensômetro fixado aos corpos de prova

4.3.3 Ensaios destrutivos das amostras soldadas

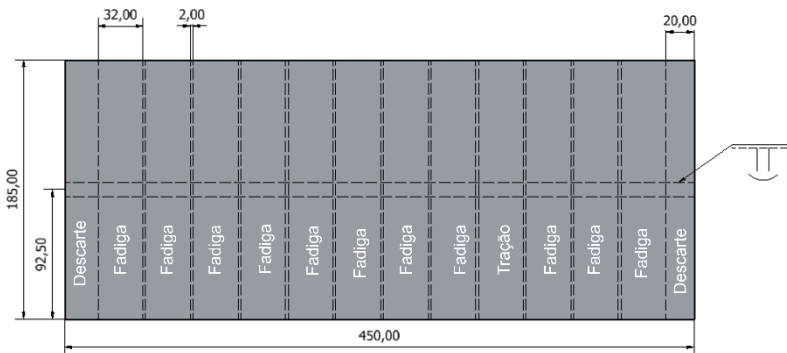
As 36 amostras soldadas foram preparadas conforme o indicado pela norma ASTM A488. A figura 40 mostra a disposição dos corpos de prova.

O corte das seções foi feito na cortadora metalográfica, com abrasão refrigerada. As extremidades foram descartadas para se evitar possíveis falhas por falta de fusão, sendo as demais separadas para os ensaios de metalografia, tração, dobramento, perfil de microdureza Vickers e fadiga mecânica (A488 Standard Practice for Steel Castings, Welding, Qualifications of Procedures and Personnel ASTM, 2018; LAHTINEN et al 2019)

Figura 40 - Desenho esquemático com identificação das seções a serem ensaiadas, onde: (a) testes de tração, fadiga, metalografia e (b) fadiga e tração, dimensões em mm



(a)



(b)

Fonte: ASTM A488 (2015) adaptado pelo autor

Foram executadas duas soldagens para garantir a quantidade de corpos de prova para o ensaio de fadiga sendo que na Figura 40(b) a

amostra de tração serve para identificar a reprodutividade, conforme o indicado na norma ASTM A488.

4.3.3.1 Metalografia das amostras soldadas

Para a caracterização da microestrutura das peças soldadas foi adotado o mesmo procedimento descrito no capítulo 4.3.2.1, sendo preparados 18 corpos de prova, um para cada amostra soldada, nas diferentes energias e diferentes arames eletrodos.

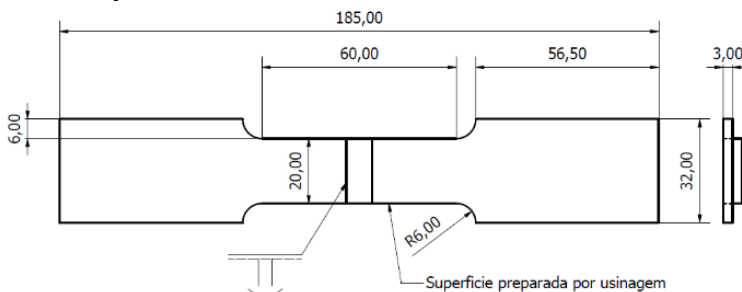
Além da avaliação da microestrutura, após a soldagem, 18 corpos de prova foram preparados para análise metalográfica após o ensaio de tração, para avaliação da microestrutura onde se deu a ruptura, possibilitando assim determinar possíveis concentradores de falha, ou regiões com maior resistência mecânica.

A avaliação das dimensões dos cordões de solda, ZTA e região de mistura foram realizadas com auxílio das imagens obtidas na metalografia e posterior pelo software AUTOCAD® 2024 da AUTODESK (SEN M. et al. 2018).

4.3.3.2 Ensaio de tração das amostras soldadas

No ensaio de tração foram preparados 03 corpos de prova para cada amostra, totalizando 54 corpos de prova conforme desenho esquemático da figura 41, adotando-se os mesmos procedimentos de ensaios descritos no capítulo 4.3.2.2, sendo que o reforço de soldagem foi mantido.

Figura 41 - Desenho esquemático do corpo de prova utilizado para o ensaio de tração, dimensões em mm.

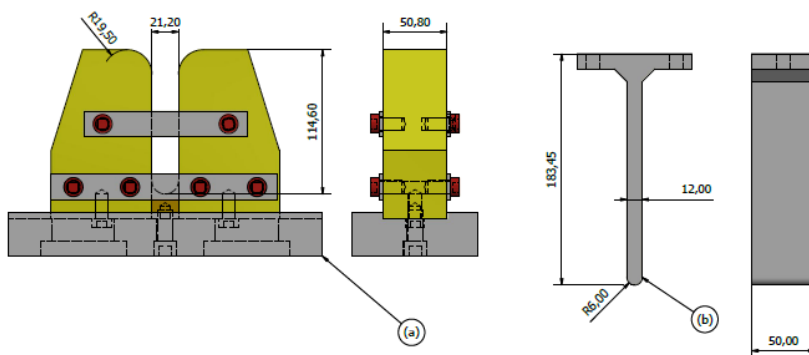


Fonte: Adaptado da AWS D1.1 Do autor (2024)

4.3.3.3 Ensaio de dobramento das amostras soldadas

Para a execução dos ensaios de dobramento a 180°, descritos na norma ASTM A370 e E190, ASM IX e AWS B4.0 foi necessário o desenvolvimento de um dispositivo de dobramento. As normas acima descritas apresentam um modelo de ferramenta para dobramento apresentado que foi adaptado na figura 42.

Figura 42 - Desenho esquemático do dispositivo de dobramento de peças soldadas em que: (a) cutelo inferior e (b) cutelo superior, dimensões em mm.



Fonte: Do autor (2024)

Tendo como base as recomendações das normas, foi desenvolvida uma ferramenta de dobramento ajustável, que pode ser acoplada a máquina de ensaios universais marca EMIC, modelo DL30000.

Para a execução dos ensaios, foram preparados 04 corpos de prova de cada amostra soldada, totalizando 72 corpos de prova, com dimensões de 152 mm de comprimento e 38 mm de largura. Todos os ensaios foram realizados a uma velocidade de $10 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$, sendo que dois corpos de prova de cada amostra foram dobrados na raiz da solda e dois na face da solda (BEND et al., 2006).

4.3.3.3 Ensaio de perfil de dureza das amostras soldadas

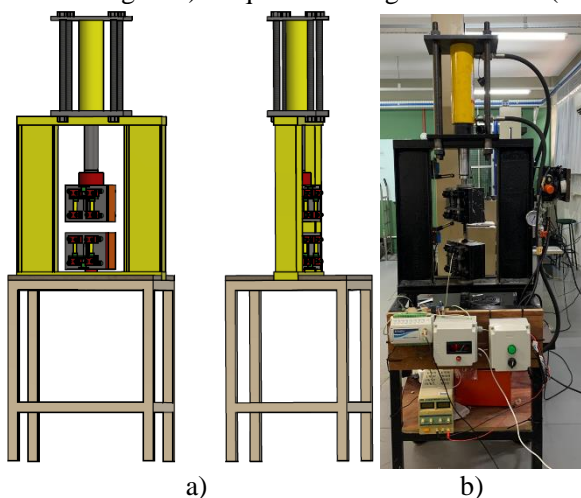
As mesmas amostras preparadas para a análise metalográfica (capítulo 4.3.3.1) foram submetidas ao ensaio de microdureza Vickers, conforme norma ASTM E384. e traçando o perfil de dureza que

transpassara as regiões do Metal de Base MB, Zona Termicamente Afetada ZTA e Mistura de MB e Metal de solda MS, adotando um distanciamento de 0,2mm a cada endentação na máquina de microdureza da marca FutureTech, modelo FM700 com carga de 500g com tempo de aplicação de carga de 15s.

4.3.3.4 Ensaio de fadiga mecânica das amostras soldadas

Para o ensaio de resistência mecânica à fadiga foi desenvolvido um equipamento, utilizando um conjunto hidráulico marca Forney modelo F25 hidráulica, pistão hidráulico marca Enerpac montados em uma estrutura metálica, figura 43.

Figura 43 – Máquina de fadiga projetada, onde a) Desenho esquemático da máquina de fadiga e b) máquina de fadiga construída. (Fonte: Autor)

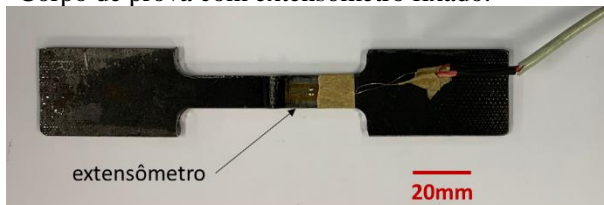


Fonte: Do autor (2024)

O controle eletrônico dos esforços foi realizado através de extensômetros da marca Excel, modelo PA-06-250BA-120L, fixados por cola adesiva em cada corpo de prova, conforme apresentado na figura 44, que por sua vez são conectados a uma unidade de captura de dados Fieldlogger marca Novus. Esta unidade é responsável por obter a variação da milivoltagem do extensômetro quando submetido a esforço mecânico, e determinar os limites superiores e inferiores. A programação de comando das válvulas de acionamento do bloco hidráulico é realizada

pela placa Arduino MEGA, nesta mesma é contabilizado o número de ciclos de tração.

Figura 44 – Corpo de prova com extensômetro fixado.



Fonte: Do autor (2024)

A calibração de cada extensômetro foi realizada na máquina de ensaios mecânicos universais, marca EMIC, modelo DL10000. Após a colagem dos extensômetros, a tensão previamente determinada foi aplicada, e os valores de milivoltagem foram obtidos no Fieldlogger. Com esses dados, foi possível programar o Fieldlogger para registrar a tensão aplicada, e o corpo de prova foi então fixado na máquina de fadiga, permitindo o início do ensaio.

Para o ensaio de fadiga, foi adotada uma tensão de 500MPa, por estar abaixo da tensão de escoamento e, devido à geometria dos corpos de prova, ser a maior tensão possível de aplicar no equipamento, considerando as diferentes energias de soldagem. Para cada amostra, no mínimo 03 corpos de prova foram ensaiados, sendo submetidos a ciclos de carga e alívio (com relação entre tensão mínima e máxima de $R = 0,1$) a uma frequência de 34 ciclos por minuto, limite do sistema hidráulico.

Devido ao limite de pressão do sistema hidráulico de 350psi, os corpos de prova tiveram a seção central ajustada, de 20 mm para 12,5 mm, conforme a norma ASTM E8 (ARCELORMITTAL, 2021; LAHTINEN; VILAÇA; INFANTE, 2019).

Somente os corpos de prova que apresentaram tensão de escoamento próxima ou superior a 700 MPa, conforme os resultados obtidos no ensaio de tração unidirecional, foram submetidos ao ensaio de fadiga mecânica.

Após a ruptura, as superfícies fraturadas foram analisadas utilizando um microscópio eletrônico de varredura (MEV), marca Carl Zeiss, e uma lupa ótica, com o objetivo de identificar o ponto de início da fratura e avaliar a topografia superficial.

5. RESULTADOS E DISCUSSÃO

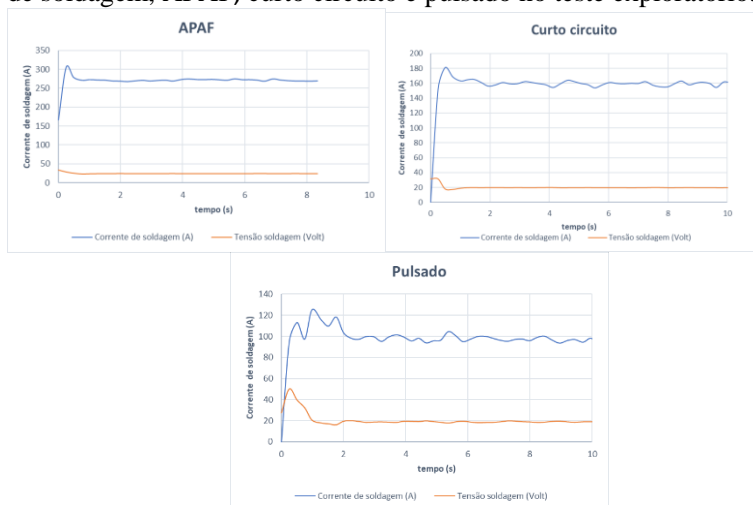
Os resultados foram divididos em dois, sendo o primeiro apresentando os resultados do teste exploratório dos parâmetros de soldagem e posteriormente os resultados do estudo.

5.1 TESTE EXPLORATÓRIO

Para melhor avaliar os parâmetros de soldagem, testes iniciais foram realizados em amostras de menor tamanho para avaliação das soldagens.

Cada módulo de transferência possui diferentes características no comportamento da corrente e tensão de soldagem, como é possível observar na figura 45, os valores obtidos pelo software PowerWave manager[®] nos primeiros 10 segundos da soldagem.

Figura 45 – Gráficos da corrente e tensão de soldagem para os processos de soldagem, APAF, curto circuito e pulsado no teste exploratório.



Fonte: Do autor (2024)

Ao observar os parâmetros adotados nos três gráficos da figura 45, é possível notar que o processo APAF apresentou maior estabilidade com pouca variação na corrente de soldagem, e uma abertura de arco mais suave, possível de observar na inclinação inicial das curvas. Para as

amostras curto circuito e pulsado a soldagem se mostrou mais instável, com oscilações de corrente e tensão de soldagem. Estando a corrente de soldagem ligada a velocidade de alimentação do de soldagem e a voltagem ao comprimento do arco de soldagem, está oscilação pode estar ligada à velocidade de avanço da soldagem. É importante ressaltar que mesmo com as oscilações nas amostras curto circuito e pulsado a soldagem não foi prejudicada, sem causar interrupção do arco de soldagem.

Todas as três amostras foram soldadas em sua totalidade e os parâmetros de soldagem identificados no equipamento de soldagem estão apresentados na tabela 13. A amostra APAF apresentou os maiores valores de corrente e tensão de soldagem, menor tempo de execução da soldagem e menor fornecimento de energia por milímetro, quando comparados com as demais amostras.

A amostra curto circuito apresentou valores medianos entre as amostras. Já a amostra pulsado apresenta menores valores de corrente e tensão de soldagem com maior valor de tempo e energia por milímetro.

Os valores dos parâmetros de corrente e tempo de soldagem estão relacionados a velocidade de cada módulo de transferência, onde os processos APAF, curto circuito e pulsado apresentaram as velocidades de 22, 8 e 4mm.s⁻¹ respectivamente.

Tabela 13 - Valores de parâmetros de soldagem obtidos para cada amostra soldada.

Amostra	Corrente média (A)	Tensão média (V)	Tempo (s)	Energia (kJ.mm ⁻¹)*
APAF	269,6	24,2	8	0,261
Curto circuito	156	20	21	0,331
Pulsado	98,6	19,4	46	0,440

*Valores calculados com base na equação E4

Fonte: Do autor (2024)

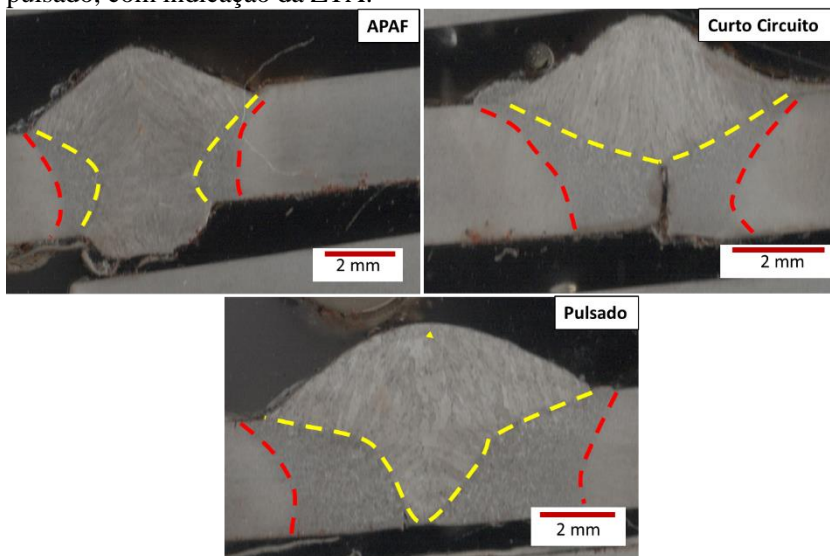
Nas imagens macrográficas, figura 46, é possível avaliar a penetração da soldagem e também a ZTA de cada processo de soldagem.

A amostra APAF apresentou a maior penetração e a amostra curto circuito a menor, mesmo com a menor energia de soldagem a amostra APAF apresentou maior penetração de todas as amostras, com a raiz da soldagem ultrapassando o MB. A amostra pulsada apresentou a maior energia de soldagem e quase obteve uma penetração total, entretanto ocorreu deslocamento do centro da soldagem.

Ao avaliar a camada da ZTA, foi observado que quanto maior a energia de soldagem maior será esta camada. Sendo assim, quanto maior o fornecimento de energia por milímetro, mais afetada é a microestrutura do MB.

Como é possível observar (figura 46) as linhas tracejadas identificam os limites entre as regiões; em amarelo a mistura (MB e MS) e ZTA e em vermelho a ZTA com o MB indicadas pelas setas amarelas, mesmo ao se adotar parâmetros como corrente e tensão de soldagens mais baixos. Com a amostra Pulsada com a maior ZTA entre as amostras e a APAF com a menor.

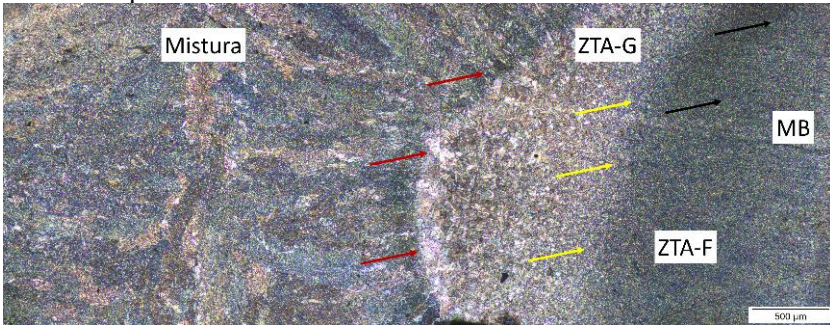
Figura 46 - Imagens macrográficas das amostras APAF, curto circuito e pulsado, com indicação da ZTA.



Fonte: Do autor (2024)

Na figura 47 é possível avaliar a microestrutura central da amostra APAF na região da soldagem. Pode-se observar quatro regiões: Mistura entre o MS e o MB; ZTA's com granulometrias grossa, ZTA-G, e de granulometrias fina, ZTA-F, além do MB que não sofreu alterações microestruturais.

Figura 47 - Imagem metalográfica da região soldada da amostra APAF, nas setas temos as interfaces: vermelho Mistura ZTA, amarelo ZTA – G e ZTA-F e preto ZTA-F e MB.



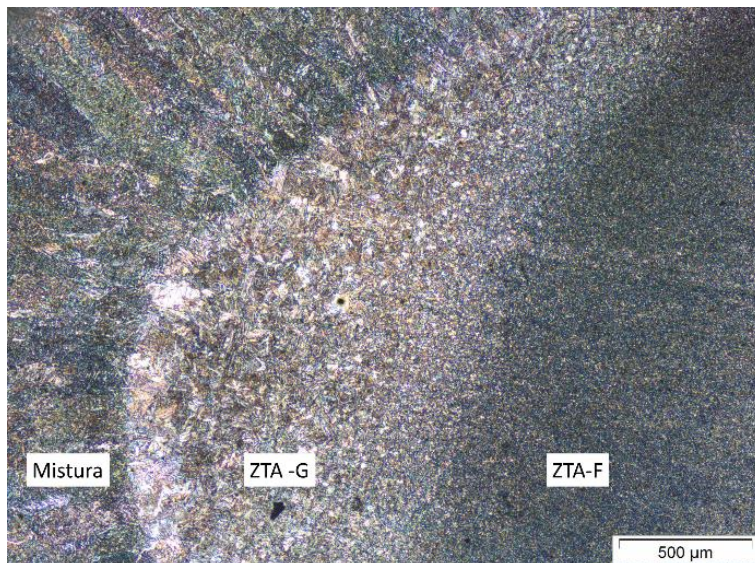
Fonte: Do autor (2024)

Na mistura entre o MB e o MS, apresenta microestrutura do tipo ferrítica alongada apresentando o sentido de resfriamento do metal líquido.

As regiões de interface entre a mistura e a ZTA-G podem atingir temperaturas superiores a 1400°C (SCHAUENBERG A. S. et al., 2024). Nessas temperaturas, ocorrem alterações microestruturais mais severas, modificando a microestrutura de ferrita para bainita (OKTAY, S. et al., 2022).

A Figura 48, por possuir uma maior ampliação, observa-se a diferença microestrutural e o efeito da temperatura sobre o MB, que causa o crescimento dos grãos na ZTA-G e na ZTA-F. Na ZTA, estão presentes as microestruturas bainítica e ferrítica, em um gradiente em relação à mistura até o MB (DENISA *et al.* 2021; OKTAY, Serkan *et al.* 2022; KHANIGI, A.F *et al.* 2020)

Figura 48 - Imagem metalográfica da interface entre MS e ZTA, amostra APAF.

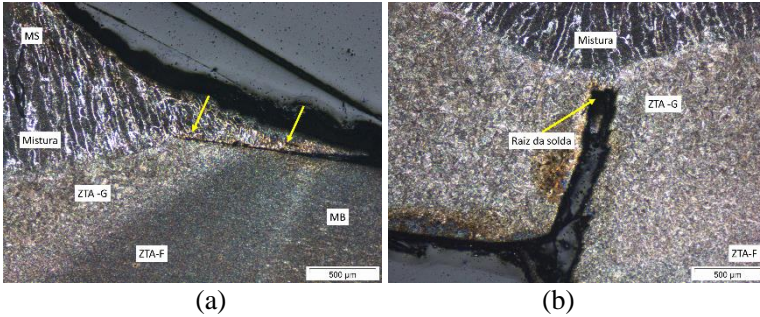


Fonte: Do autor (2024)

As microestruturas da amostra curto circuito, figura 49, apresentam as mesmas áreas da amostra APAF, de Mistura, e ZTA's. O resfriamento do MS causou alongamento nos grãos de ferrita, visível também na Mistura, e o crescimento de grãos de ferrita na ZTA-G seguidos das regiões de ZTA-F, e MB sem alterações microestruturais com ferrita alongada proveniente do processo termomecânico, visíveis na figura 49(a).

A falta de fusão total da mostra curto circuito, fica evidente na baixa penetração da mistura, figura 49(b), deixando à mostra a raiz da solda. A área destacada (setas) indica que o metal líquido não penetrou o MB figura 49(a) entre o reforço da solda e o MB. Essa falta de fusão total na raiz da solda pode agir como um concentrador de tensões acelerando a falha por fadiga

Figura 49 - Imagens metalográficas da amostra curto circuito, onde: (a) diferentes regiões microestruturais (b) a raiz da solda.

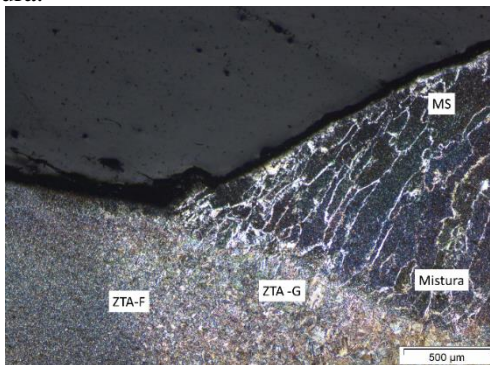


Fonte: Do autor (2024)

A microestrutura apresentada pela amostra pulsada, figura 50, é similar as demais amostras. Entretanto, a área da ZTA-F, se apresenta com um tamanho maior ao se comparar às imagens das amostras APAF e curto circuito.

Na amostra pulsado não ocorreu falha de fusão entre o reforço da solda e o MB, figura 50, ocorrendo uma transição suave entre o MB e o MS.

Figura 50 - Imagens metalográficas da amostra pulsado e as quatro áreas de microestrutura.



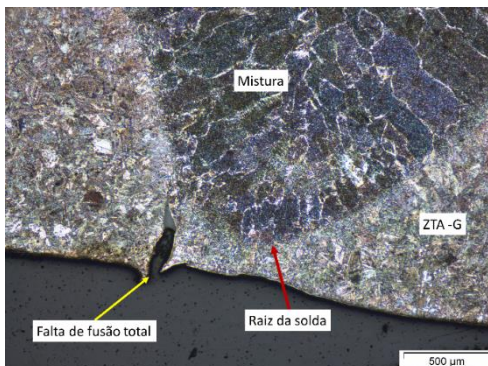
Fonte: Do autor (2024)

Assim como na amostra curto circuito, não ocorreu a penetração total da soldagem pulsada, indicada pela seta em amarelo na figura 51. Nesta área somente dois tipos de microestruturas estão presentes, a mistura ou região fundida e a ZTA-G.

É possível observar que a raiz da solda está deslocada do centro da junta (seta vermelha). Além disso, a região onde não ocorreu a fusão entre

as chapas (seta amarela) se apresenta menor que a falta de fusão da amostra curto circuito.

Figura 51 - Imagens metalográficas da raiz da soldagem da amostra pulsado.



Fonte: Do autor (2024)

Comparando-se as metalografias das três amostras, nota-se que as microestruturas de ferrita são semelhantes, com diferentes tamanhos de grão.

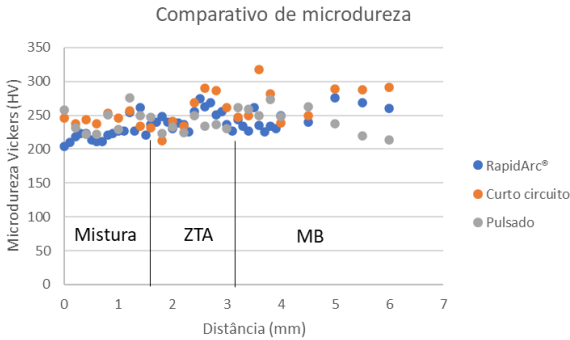
No caso das amostras curto circuito e pulsado a falta de fusão total na raiz da solda pode causar, além da redução de área e concentração de tensões a propagação de trincas, principalmente quando submetidos a esforços cíclicos podendo causar falha prematura da peça.

Outro indicador de concentrador de tensões pode ser identificado pelo aumento de dureza, principalmente em metais com carbono equivalente mais altos.

As medidas de dureza iniciaram no centro da mistura e avançaram a cada 0,2mm, com o objetivo de verificar variações de dureza entre as diferentes zonas, até uma distância de 6mm.

Como é possível observar na figura 52, o perfil de dureza das amostras esteve entre 200 e 300 HV. Foi observado que as amostras APAF apresenta valor médio de 237HV e curto circuito a dureza média de 257HV e que ao avançarem da mistura para o metal de MB, a dureza apresentou uma tendência de aumento. A amostra pulsado, média de 242HV, se manteve estável em relação à dureza.

Figura 52 - Gráfico comparativo entre os perfis de microdureza Vickers das amostras do teste exploratório



Fonte: Do autor (2024)

A variação de dureza entre as amostras pode ser observada na Tabela 14. A amostra com curto-circuito apresentou a maior variação entre o ponto inicial e o final (25 HV), enquanto a amostra pulsado apresentou a menor variação (17 HV). A amostra pulsado mostrou uma tendência de queda na dureza na região do MB. É possível observar que, mesmo com as alterações microestruturais, como o crescimento de grão, a dureza foi pouco afetada no teste exploratório, mantendo a dureza da ZTA próxima à do MB.

Tabela 14 - Valores médios do perfil de dureza das amostras.

Amostra	Valores médio de microdureza (HV)
APAF	237 ± 18
curto circuito	257 ± 25
Pulsado	242 ± 17

Fonte: Do autor (2024)

De modo geral a dureza das amostras foi equivalente, com pouca variação entre as amostras e as diferentes áreas da soldagem. Portanto, os módulos de transferência metálica e o arame eletrodo utilizado não interferiram na dureza das amostras de forma significativa.

Dentre as energias de soldagem escolhidas a do processo APAF se mostrou mais eficiente, quando se avalia a penetração da solda, os demais módulos de transferência metálica devem ser ajustados para uma maior energia de soldagem que venha a gerar a penetração total da solda.

Segundo LAHTINEN et al 2019, a região de raiz de soldagem é um ponto crítico pois pode gerar concentradores de tensão, tais como inclusões não metálicas, vazios que podem iniciar uma trinca.

No teste experimental ficou evidente que as amostras curto circuito e pulsado, nas energias adotadas, já possuíam vazios gerados pela falta de fusão que causariam falhas prematuras em condições de tração dinâmica.

5.2 RESULTADO DA TESE

5.2.1. Caracterização das matérias primas

A seguir estão apresentados os resultados dos ensaios de composição química do aço ARBL DIN EN10149-2 S700MC, arame eletrodo ER70S e ER1000S, e ensaio de tração unidirecional.

Como é possível observar na tabela 15, a composição química do aço está de acordo com os limites estabelecidos nas normas ASTM A909, ASTM A576 e DIN EN10149-2. Carbono equivalente (CE) igual a 0,37%, como pode ser observado na tabela 15.

Tabela 15 - Composição química da amostra ARBL DIN EN10149-2 S700 MC utilizada no trabalho

C	Mn	Si	Al	Nb	Ti	Mo	B	V
(%)	(%)	(%)	(%)	(%)	(%)	(%)	(%)	(%)
0,087	1,41	0,21	0,04	0,03	0,08	0,19	0,001	0,001

* P - 0,013% e S-0,005%

Fonte: Do autor (2024)

Para o cálculo do carbono equivalente (CE) utilizou-se a equação 03. (SRIPRIYAN, K *et al* 2022)

$$CE = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr+Mo+V}{5} + \frac{Ni+Cu}{15} \quad \text{Eq. 03}$$

Os valores de composição química ficaram abaixo dos valores indicados como máximo para os elementos: C, Mn, Ti, V e acima do mínimo indicado para o Al. Os valores de somatório de elementos Ti, V e Nb não excedeu 0,22% atingindo 0,12%, além dos elementos indicados pela especificação foram identificadas 0,022% de Co e 0,064% de Cr.

Ocorre variação de composição entre os valores de composição química, quando se observa outros autores, trabalhos como os desenvolvidos por LAHTINEN et al 2019 e NOVY F. et al 2020 que apresentam percentuais de C superiores a 0,1%, Nb acima de 0,08, e Mn

abaixo de 0,64% para aços ARBL DIN EN10149-2 700MC. Entretanto todos estão de acordo com as especificações de norma.

Na tabela 16 está apresentado a composição química do MS após a deposição. Em comparação com a tabela 7, C, Si, Mn, Mo apresentam, variação de 0,01% e o restante dos elementos, próximo a 0,1%. Entretanto as composições químicas são equivalentes a informada pelo fabricante do arame eletrodo de solda.

Tabela 16 - Composição química dos s utilizados no estudo.

	C _(%)	Si _(%)	Mn _(%)	P _(%)
AWS ER 100S-G	0,127	0,395	0,897	0,001
	Cr _(%)	Mo _(%)	Ni _(%)	Cu _(%)
	0,415	0,216	0,461	0,041
AWS ER-70S-6	C _(%)	Si _(%)	Mn _(%)	
	0,082	0,663	1,12	

Fonte: Do autor (2024)

As composições químicas são as mesmas utilizadas por ZHAI W. et al. 2024, BADONIYA P. et al. 2024 e WEBSTER G.A. et al 2023 para os arame eletrodo s ER70S e ER100S em que os mesmos elementos químicos são identificados, entretanto com pequenas variações de percentual.

É visível a diferença entre as composições químicas dos dois arames eletrodo s utilizados. O ER100S possui mais elementos de liga, tais como Cr, Mo, Ni, além dos elementos C, Si e Mn que elevam o CE para 0,44%. Entretanto, o ER70S só possui C, Si e Mn em sua composição química, com CE igual a 0,27%, tornando o ER100S mais susceptível ao endurecimento com maior resistência mecânica, principalmente sob determinadas condições de processamento na soldagem.

O ER70S possui um CE menor que o do ARBL S700MC, o que indica uma menor susceptibilidade ao endurecimento em comparação ao MB, como ficou evidente no perfil de dureza do teste experimental apresentado na Figura 52.

Ao se realizar o ensaio de tração dos corpos de prova sem solda, os mesmos apresentaram valores de resistência mecânicas dentro do especificado pela norma ASTM A909 e ASTM 514, que determina os valores mínimos, conforme pode ser observado na tabela 17.

Tabela 17 - Valores de resistência mecânica do aço ARBL DIN EN10149-2 S700MC, utilizado no experimento.

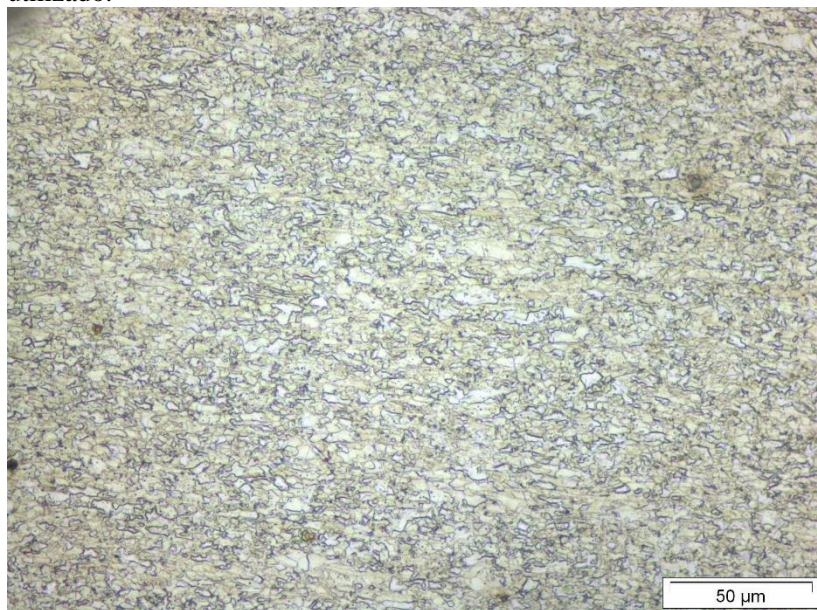
Lim. Resistência (MPa)	σ esc. (MPa)	Deformação na ruptura (%)	Deformação no escoamento (%)
851,4 \pm 17,2	813,6 \pm 32,7	18,4 \pm 1,2	0,7 \pm 0,1

Fonte: Do autor (2024)

Todos os valores de propriedades mecânicas na tração, ficaram acima dos apresentados na tabela 02, e próximos aos valores obtidos por Novy F. *et al.* 2020 (σ esc. de 741MPa e Limite de resistência. de 823MPa) e MEDVECKÁ D. *et al.* 2021 (σ esc de 790MPa e Limite de resistência de 849 MPa).

O aço utilizado apresenta matriz ferrítica com tamanho médio de grão de $0,64 \pm 0,2 \mu\text{m}$. Na superfície, o tamanho de grão é reduzido para $5,2 \mu\text{m}$, enquanto na região central é de $7,6 \mu\text{m}$, característico de um metal laminado.

Figura 53 - Microestrutura do aço ARBL DIN EN10149-2 S700MC utilizado.



Fonte: Do autor (2024)

Não é possível identificar a presença de outras fases como perlita nos contornos de grão e ou precipitações não ferrosas nas imagens obtidas por microscopia ótica.

5.2.2. Resultado da soldagem

A seguir estão apresentados os resultados das soldagens de cada amostra nas diferentes condições, a figura 47 apresenta a amostras APAF fixada a mesa de soldagem após finalização da solda, assim como as demais amostras.

Figura 54 - Amostra após processo de soldagem ainda fixada a mesa de soldagem.



Fonte: Do autor (2024)

Os parâmetros obtidos para cada modo de transferência metálica estão apresentados na tabela 18. Em cada faixa de energia de soldagem (Q) forma identificados a Velocidade de soldagem, Velocidade do arame eletrodo, corrente de soldagem e tensão de soldagem.

Tabela 18 - Parâmetros de soldagem obtidos nos processos de soldagem para cada energia de soldagem

	Q (kJ.mm ⁻¹)	Vel. de soldagem (mm.s ⁻¹)*	Vel. Arame El.(m.min ⁻¹)	Corrente de soldagem (A)	Tensão de soldagem (V)
Curto circuito	0,3 a 0,4	9,3	5,0	184	20
	0,4 a 0,5	9,3	8,2	256,5	20
	0,5 a 0,6	9,1	9,6	280	20
Pulsado	0,3 a 0,4	5,6	2,4	73,6	20,2
	0,4 a 0,5	5,1	2,4	92,7	19
	0,5 a 0,6	4,6	3,5	111,5	19
APAF	0,2 a 0,3	21,2	4,5	134,5	22,7
	0,3 a 0,4	22,5	9,0	238,3	24,6
	0,4 a 0,5	21,7	13,3	309	26

*Velocidade de soldagem calculada através do tempo de execução de cada ensaio.

Fonte: Do autor (2024)

Apesar de a energia de soldagem ser a mesma para os diferentes processos, principalmente para o curto-circuito e o pulsado, há variações nos parâmetros. A velocidade de soldagem e a tensão de soldagem mantiveram-se praticamente constantes em cada processo, com pequenas variações. Este último, relacionado ao comprimento do arco de soldagem, variou minimamente, com valores entre 19 V e 24 V.

A maior velocidade de soldagem obtida foi no processo APAF, 22,5mm.s⁻¹, e a menor no arco pulsado, 2,4mm.s⁻¹. Esta última não está de acordo com o indicado no procedimento experimental. A mesma foi reduzida para se obter os valores de energia maiores que 0,3kJ.mm⁻¹, pois o aumento da velocidade do arame eletrodo causava instabilidade do arco de soldagem nos parâmetros de corrente estabelecidos.

O fator de maior impacto na variação da energia de soldagem está na velocidade do arame eletrodo que possui relação direta com a corrente de soldagem. Quanto maior a velocidade do arame eletrodo, maior a corrente de soldagem, e esta, por sua vez, foi maior no processo APAF, 309A (13,3m.min⁻¹), quase no limite do equipamento (350^a). A menor corrente de soldagem foi obtida no arco pulsado, 92,7A (2,51m.min⁻¹).

Entretanto, esta não foi a menor energia de soldagem, devido a sua baixa velocidade.

A relação entre a velocidade do arame eletrodo e a corrente de soldagem é direta, mas não é linear. Até a velocidade de $8\text{m}\cdot\text{min}^{-1}$, cada $1\text{m}\cdot\text{min}^{-1}$ corresponde à aproximadamente 30A. Após esta velocidade, a relação cai. Para o processo APAF na velocidade de $13,3\text{m}\cdot\text{min}^{-1}$ a relação foi de 23A para cada $1\text{m}\cdot\text{min}^{-1}$.

Assim como nos testes exploratórios o processo RapidArc a apresentou maior estabilidade do arco, com menor geração de respingos, sendo que o processo curto circuito apresentou menor estabilidade e maior geração de respingos.

A seguir estão apresentados os resultados dos testes de dobramento, tração, metalografia, microdureza e fadiga mecânica, para as amostras soldadas.

5.2.2.1 Metalografia

Nesta etapa são apresentados os resultados obtidos na metalografia, com imagens micrográficas e macrográficas, com intuito de apresentar as microestruturas presentes nas amostras soldadas.

Para melhor compreensão das diferentes regiões, estão identificadas nas figuras 55 e 56 as microestruturas presentes nas amostras.

Figura 55 - Amostra curto circuito na energia de soldagem de 0,5 a 0,6 $\text{kJ}\cdot\text{mm}^{-1}$, arame eletrodo ER100S, região da ZTA.

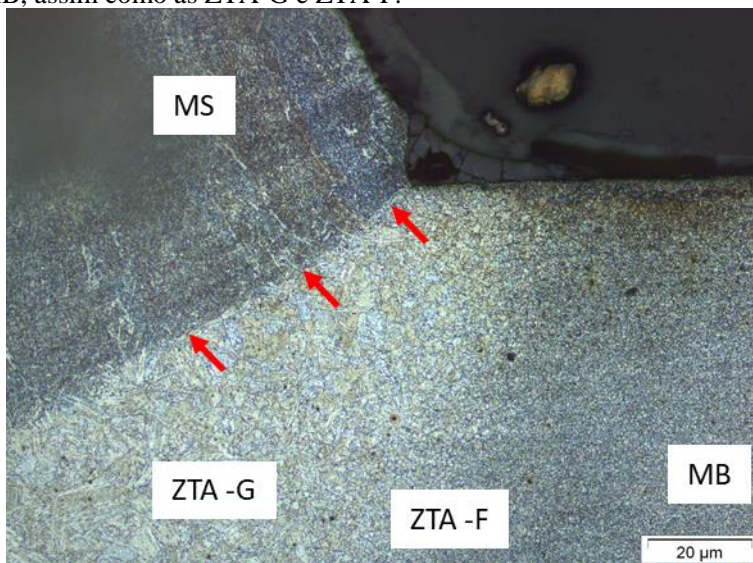


Fonte: Do autor (2024)

Após o MS ocorre o aumento do tamanho de grão da ferrita alongada na ZTA, identificada como ZTA-G (grão grossos), formando um gradiente até o final da mesma, ZTA-F (grãos finos). Nesta região os grãos apresentaram pequenas alterações de tamanho, se aproximando do tamanho original do MB, como pode-se observar na figura 56.

Assim como o identificado por SEN M. *et al.* 2018, a ferrita poligonal do metal de base sofre transformações devido ao aquecimento gerado pela soldagem, em ferrita acircular e placas de ferrita alinhadas, sendo este um efeito característico nos metais ferrosos de matriz ferrítica na ZTA que apresentam temperabilidade.

Figura 56 - Amostra curto circuito na energia de soldagem de 0,5 a 0,6 $\text{kJ}\cdot\text{mm}^{-1}$, arame eletrodo ER100S, vista geral da mistura entre o MS e MB, assim como as ZTA-G e ZTA-F.



Fonte: Do autor (2024)

Na figura 56 a diferença microestrutural fica mais visível, onde pode-se observar o MB, original sem alterações visíveis, a ZTA e seu gradiente, a mistura entre o MS e o MB e o próprio MS depositado.

As alterações microestruturais presentes são referentes ao resfriamento da poça de fusão, na região de mistura, MS, e nas demais correspondem ao crescimento de grão.

A variação do tamanho dos grãos de ferrita ocorreu conforme o incremento da energia de soldagem. O efeito mais visível é observado na ZTA-G sendo que: na energia de 0,2 a 0,3 $\text{kJ}\cdot\text{mm}^{-1}$ o diâmetro médio do grão foi de 3,83 μm ; na energia de 0,3 a 0,4 $\text{kJ}\cdot\text{mm}^{-1}$ diâmetro de 0,4 a 5 μm ; para energia de 0,4 a 0,5 $\text{kJ}\cdot\text{mm}^{-1}$ diâmetro de 5 e 6 μm ; e na maior energia de 0,5 a 0,6 $\text{kJ}\cdot\text{mm}^{-1}$ o diâmetro médio apresentado foi de 6 a 7 μm .

A mistura entre os metais está identificada pelas setas vermelhas indicando a penetração do MS no MB. Nesta região ocorreu a fusão dos metais, característico pelo alongamento dos grãos ferríticos, gerados durante o resfriamento rápido da poça de fusão.

Observou-se que a penetração da solda se tornava mais intensa conforme o avanço da solda. Possivelmente esse efeito ocorreu pelo

aquecimento das amostras durante a soldagem, o que favoreceu a penetração. Por este motivo, os corpos de prova escolhidos para metalografia correspondem as mesmas posições em todas as amostras.

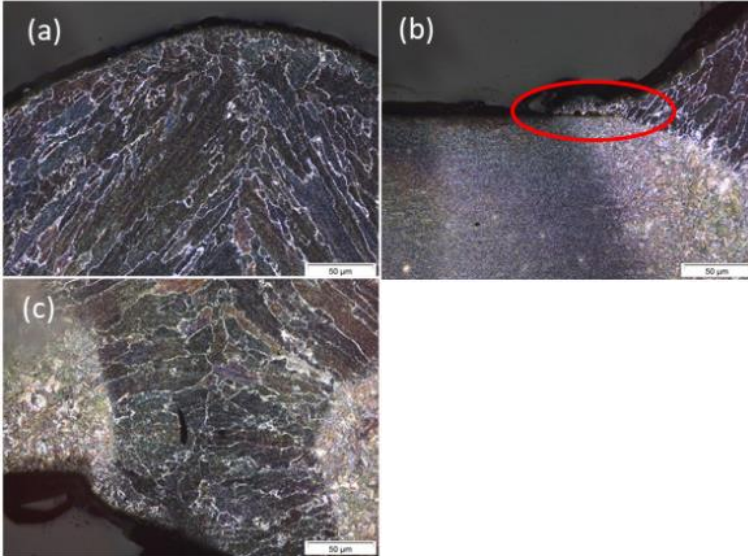
5.2.2.1.1 Análise metalográfica das amostras soldadas por transferência de curto circuito

A seguir estão apresentadas as imagens metalográficas das amostras submetidas a transferência metálica por curto circuito nas diferentes energias de soldagem para os diferentes arames eletrodos.

As amostras com energia de soldagem de 0,3 a 0,4kJ.mm⁻¹, para os arames eletrodos ER70S e ER100S, figuras 57 e 58, apresentaram matriz de grãos de ferrita alongados no MS com presença de perlita, figuras 57(a) e 58(a) característicos do resfriamento do metal líquido (estrutura bruta de fusão). É possível observar para ambas as amostras a falta de fusão entre o reforço da solda e o MB, regiões circuladas nas figuras 57(b) e 58(b). A ZTA está bem definida, apresentando crescimento de grão mais próximo a região de mistura.

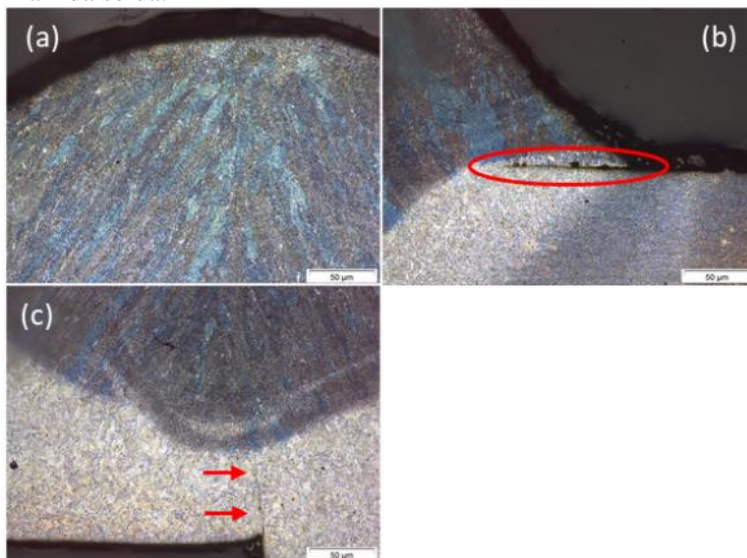
Na região da raiz da solda, a amostra com o arame eletrodo ER70S apresentou fusão completa das duas chapas metálicas. Entretanto, o aspecto da raiz da solda mostrou irregularidades, conforme observado na Figura 57(c). A amostra com o arame eletrodo ER100S, mostrada na Figura 58(c), apresentou falta de fusão total, sendo possível identificar as duas chapas metálicas utilizadas como MB, o que indica a ausência de fusão completa.

Figura 57 - Amostra curto circuito na energia de soldagem de 0,3 a 0,4kJ.mm⁻¹, arame eletrodo ER70S, onde (a) topo do MS, (b) ZTA e (c) Raiz da solda.



Fonte: Do autor (2024)

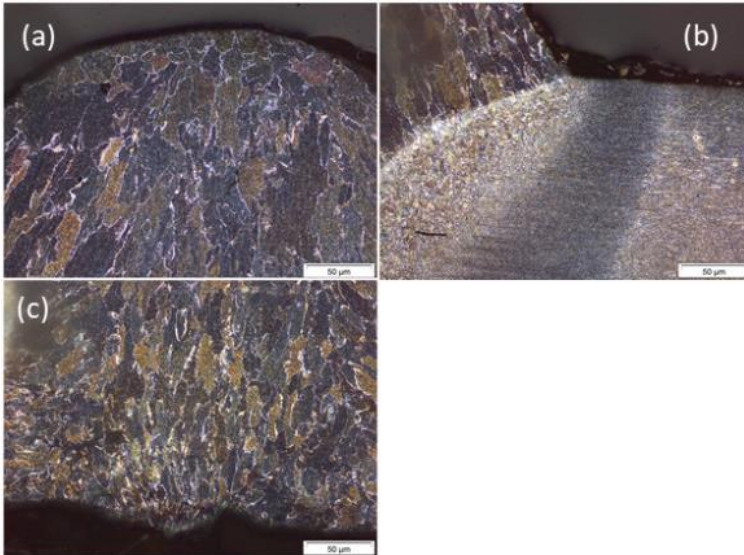
Figura 58 – Amostra curto circuito na energia de soldagem de 0,3 a 0,4kJ.mm⁻¹, arame eletrodo ER100S, onde (a) topo do MS, (b) ZTA e (c) Raiz da solda.



Fonte: Do autor (2024)

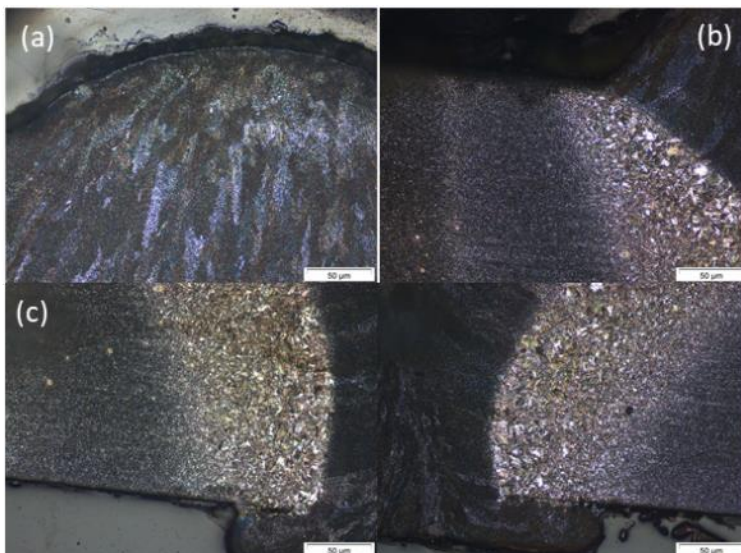
Com uma energia de soldagem de 0,4 a 0,5 kJ/mm, utilizando os s arame eletrodo s ER70S e ER100S, conforme mostrado nas Figuras 59 e 60, as amostras apresentaram uma microestrutura com matriz de grãos de ferrita alongados no MS, com presença de perlita, semelhantes em ambas (Figuras 59(a) e 60(a)). O crescimento de grão da ZTA, apresentado nas Figuras 59(b) e 60(b), foi semelhante para ambas, com fusão completa na região do reforço da solda. A raiz de soldagem não apresentou falta de fusão, resultando em uma penetração total nas amostras (Figuras 59(c) e 60(c)).

Figura 59 - Amostra curto circuito na energia de soldagem de 0,4 a $0,5\text{kJ}\cdot\text{mm}^{-1}$, arame eletrodo ER70S, onde (a) topo do MS, (b) ZTA e (c) Raiz da solda.



Fonte: Do autor (2024)

Figura 60 - Amostra curto circuito na energia de soldagem de 0,4 a $0,5\text{kJ}\cdot\text{mm}^{-1}$, arame eletrodo ER100S, onde (a) topo do MS, (b) ZTA e (c) Raiz da solda.

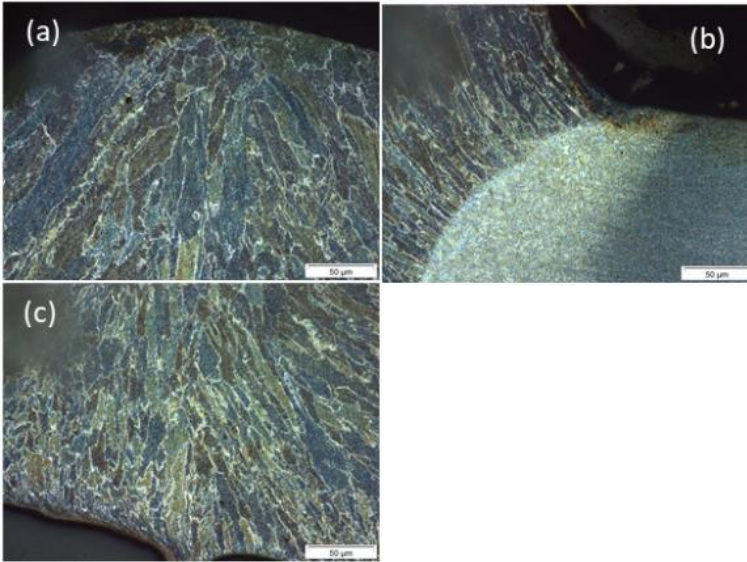


Fonte: Do autor (2024)

No curto circuito com energia de soldagem $0,5$ a $0,6\text{kJ}\cdot\text{mm}^{-1}$, para os s arame eletrodo s ER70S e ER100S, figuras 61 e 62, as amostras apresentaram estruturas metalográficas semelhante as demais amostras, com matriz de ferrita alongada e presença de perlita, figuras 61(a) e 62(b).

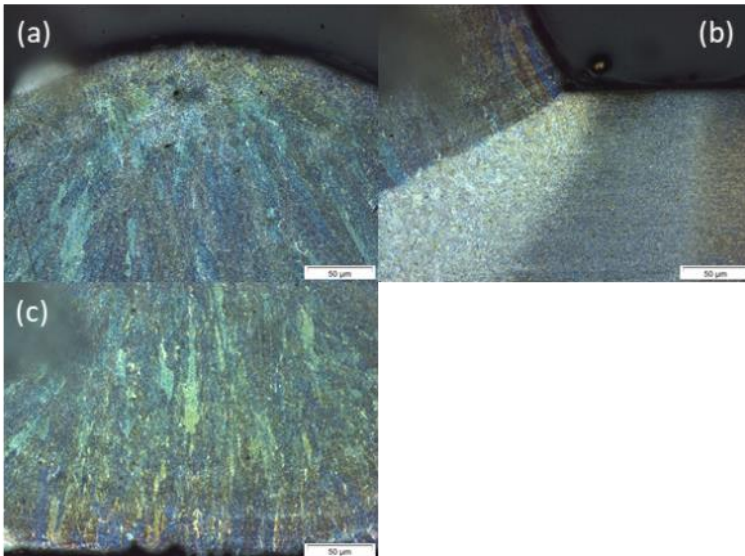
A ZTA está bem definida para ambas as amostras, com as regiões de crescimento de grão bem definidas, figuras 61(b) e 62(b). Não foi identificado falta de fusão na região da raiz de soldagem para ambas as amostras, figuras 61(c) e 62(c)

Figura 61 - Amostra curto circuito na energia de soldagem de $0,5$ a $0,6\text{kJ}\cdot\text{mm}^{-1}$, arame eletrodo ER70S, onde (a) topo do MS, (b) ZTA e (c) Raiz da solda.



Fonte: Do autor (2024)

Figura 62 - Amostra curto circuito na energia de soldagem de $0,5$ a $0,6 \text{kJ} \cdot \text{mm}^{-1}$, arame eletrodo ER100S, onde (a) topo do MS, (b) ZTA e (c) Raiz da solda.



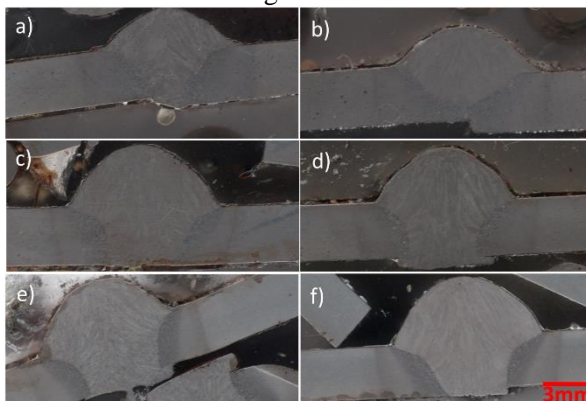
Fonte: Do autor (2024)

As amostras submetidas ao processo de soldagem em curto circuito apresentaram boa penetração de soldagem. Somente a amostra com energia de 0,3 a 0,4kJ.mm⁻¹ do arame eletrodo ER100S não obteve fusão total, faltando aproximadamente 1mm para fusão do reverso da solda, figura 63(b). Nesta energia, ambas as amostras, ocorreu o desalinhamento das chapas durante a soldagem, este desalinhamento pode facilitar a penetração da soldagem, mesmo assim a energia não foi suficiente para fusão do ER100S na raiz da solda.

A largura do passe de soldagem, mesmo sem costura de soldagem, obteve valores entre 7,8 e 8,6mm. Esse aumento está ligado diretamente ao aumento da energia de soldagem, em que os menores valores (de 7,8mm) para a energia de 0,3 a 0,4kJ.mm⁻¹, figuras 63(a) e 63(b) e os maiores (8,6mm) para 0,5 a 0,6kJ.mm⁻¹ figura 63(e) e 63(f).

O reforço da solda também teve relação com a energia de soldagem. As amostras de 0,3 a 0,4kJ.mm⁻¹ apresentaram valores de 2,3 e 2,2mm, energia de 0,4 a 0,5kJ.mm⁻¹ valores de 3,3 e 2,9mm e na energia de 0,5 a 0,6kJ.mm⁻¹ valores de 3 e 3,5mm. Nas duas primeiras energias de soldagem, o ER70S apresentou um pequeno aumento, de 1 a 2mm², quando comparado com o ER100S, já na última energia de soldagem esta relação se inverteu, na razão de 1 a 5mm².

Figura 63 - Macrografia das amostras soldadas pelo processo de curto circuito, onde: a), c) e e) correspondem ao ER70S nas energias 0,3 a 0,4kJ.mm⁻¹, 0,4 a 0,5kJ.mm⁻¹ e 0,5 a 0,6kJ.mm⁻¹, respectivamente; b), d) e f) ao ER100S nas mesmas energias.



Fonte: Do autor (2024)

Ao se observar as geometrias do reforço de soldagem e mistura, todas as amostras apresentaram uma geometria arredondada para o reforço. Já na mistura esse efeito não foi observado, onde a região central da solda apresentou uma base mais delgada conforme o aumento da energia de soldagem.

Entretanto, ao se analisar a distância da ZTA em relação ao centro da mistura na raiz da solda, os valores são muito próximos, $4,8 \pm 0,26$ mm, em média. Mesmo com o aumento da energia e aumento da mistura na raiz da solda não ocorreu aumento significativo da ZTA.

As áreas de reforço da solda e da mistura entre o MB e MS, tabela 19, apresentaram proporção entre si, onde os valores são aproximados para as duas áreas.

Tabela 19 - Áreas de reforço e mistura para o processo de soldagem em curto circuito.

Q (kJ.mm ⁻¹)	arame eletrodo	Figura 63	Área de reforço (mm ²)	Área de mistura (mm ²)
0,3 a 0,4	ER70S	a)	11,0	11,3
	ER100S	b)	11,5	7,4
0,4 a 0,5	ER70S	c)	18,2	15,5
	ER100S	d)	14,4	13,8
0,5 a 0,6	ER70S	e)	15,8	15,8
	ER100S	f)	20,6	14,9

Fonte: Do autor (2024)

Somente duas amostras, 0,3 a 0,4kJ.mm⁻¹ e 0,5 a 0,6kJ.mm⁻¹ do ER100S, apresentaram valores de área de mistura muito inferiores a área de reforço, 7,4mm² e 14,9mm², respectivamente.

O ER100S da energia 0,5 a 0,6kJ.mm⁻¹ apresentou a maior área de reforço, 20,6mm², e o ER70S na energia de 0,3 a 0,4kJ.mm⁻¹ a menor área de reforço 11mm². Essa variação é uma relação entre a corrente de soldagem, velocidade soldagem e tensão de soldagem.

No processo de soldagem por curto-circuito, a velocidade de soldagem e a tensão foram mantidas constantes. Embora a corrente de soldagem também estivesse regulada pela velocidade do arame eletrodo,

a variação na distância entre o bico de contato e o MB pode ter causado a diferença observada nos reforços de soldagem das amostras ER70S e ER100S, na faixa de 0,5 a 0,6kJ.mm⁻¹ (Figura 63 (e) e (f)).

Ao comparar as energias de soldagem, é possível observar um aumento nas áreas de reforço e de mistura quando a energia ultrapassa 0,4 kJ.mm⁻¹, com variação de 3 a 7mm². No entanto, esse efeito diminui após 0,5 kJ.mm⁻¹, resultando em um aumento mais sutil, de apenas 1 a 2 mm², mantendo as áreas praticamente constantes

5.2.2.1.2 – Análise metalográfica das amostras soldadas por transferência de arco pulsado

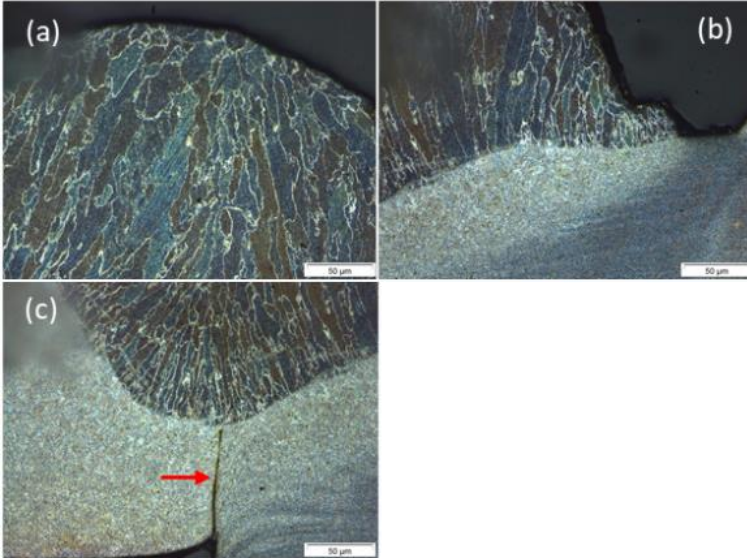
A seguir serão apresentados os resultados obtidos na metalografia com as imagens microestruturais e macroestruturais das amostras submetidas ao processo de soldagem por arco pulsado.

As amostras submetidas a energia de soldagem de 0,3 a 0,4kJ.mm⁻¹, para os arames eletrodos ER70S e ER100S, apresentaram as mesmas características, matriz de ferrita alongada e presença de perlita, característicos do resfriamento após fusão, figuras 64(a) e 65(a).

A ZTA bem definida, com grãos arredondados mais próximos a mistura MB/MS e mais finos na sequência, porém mais arredondados que as ferritas originais do aço ARBL DIN EN10149-2 S700 MC, visível pela mudança do gradiente de coloração das figuras 64(b) e 65(b), além desta na figura 65(b) é possível identificar falta de fusão entre o reforço da solda e o MB.

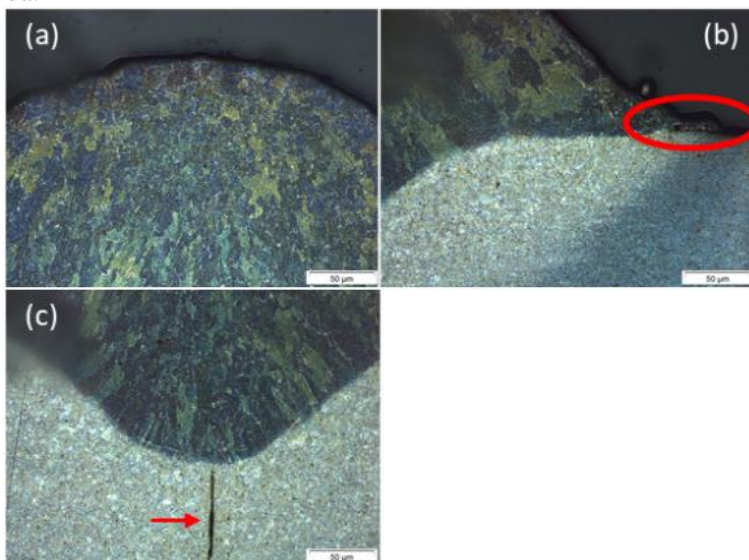
Na raiz da solda é possível observar a falta de fusão no reverso, figuras 64(c) e 65(c), indicando que está energia não foi capaz de causar uma penetração total da peça.

Figura 64 - Amostra Pulsado na energia de soldagem de $0,3$ a $0,4\text{kJ}\cdot\text{mm}^{-1}$, arame eletrodo ER70S onde (a) topo do MS, (b) ZTA e (c) Raiz da solda.



Fonte: Do autor (2024)

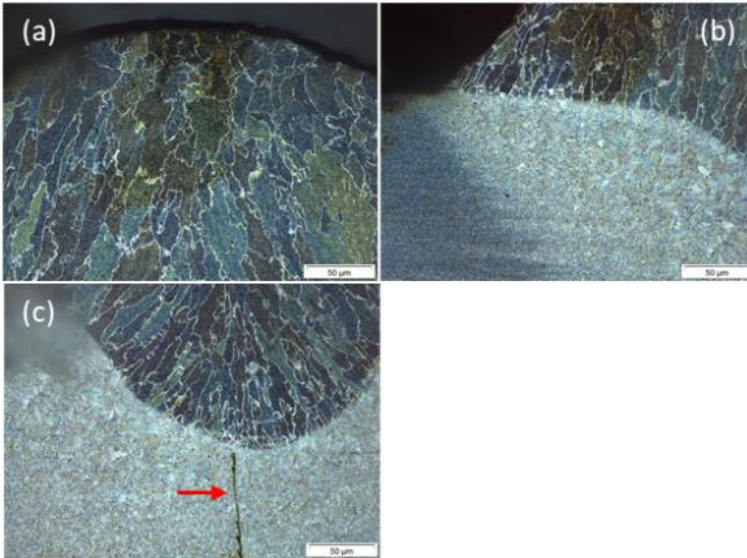
Figura 65 - Amostra Pulsado na energia de soldagem de $0,3$ a $0,4\text{kJ}\cdot\text{mm}^{-1}$, arame eletrodo ER100S, onde (a) topo do MS, (b) ZTA e (c) Raiz da solda.



Fonte: Do autor (2024)

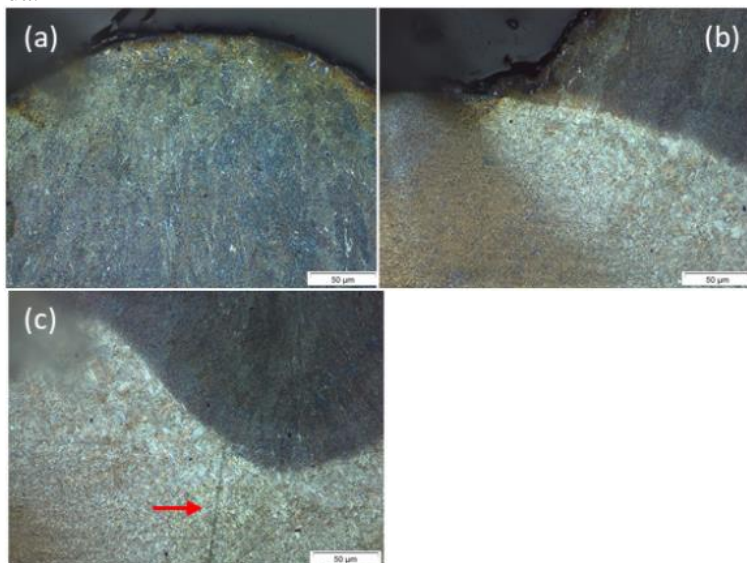
As amostras submetidas a energia de soldagem de $0,4$ a $0,5\text{kJ}\cdot\text{mm}^{-1}$ apresentaram as mesmas características microestruturais das amostras $0,3$ a $0,4\text{kJ}\cdot\text{mm}^{-1}$. Conforme pode ser observado nas figuras 66 e 67, com matriz de ferrita alongada e presença de perlita, ZTA bem definida e falta de penetração total da solda. Não foi identificada nas imagens metalográficas a falta de penetração entre o reforço do MS e o MB, diferentemente da amostra $0,3$ a $0,4\text{kJ}\cdot\text{mm}^{-1}$.

Figura 66 - Amostra Pulsado na energia de soldagem de 0,4 a 0,5 $\text{kJ}\cdot\text{mm}^{-1}$, arame eletrodo ER70S, onde (a) topo do MS, (b) ZTA e (c) Raiz da solda.



Fonte: Do autor (2024)

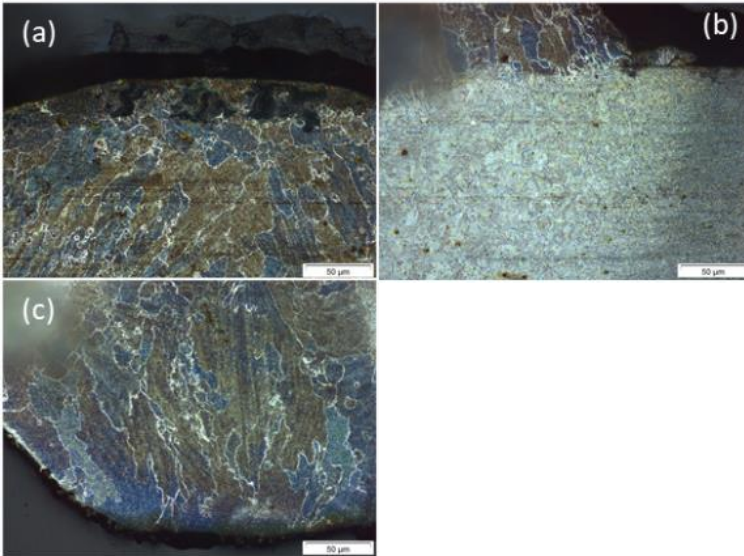
Figura 67 - Amostra Pulsado na energia de soldagem de $0,4$ a $0,5 \text{ kJ.mm}^{-1}$, arame eletrodo ER100S, onde (a) topo do MS, (b) ZTA e (c) Raiz da solda.



Fonte: Do autor (2024)

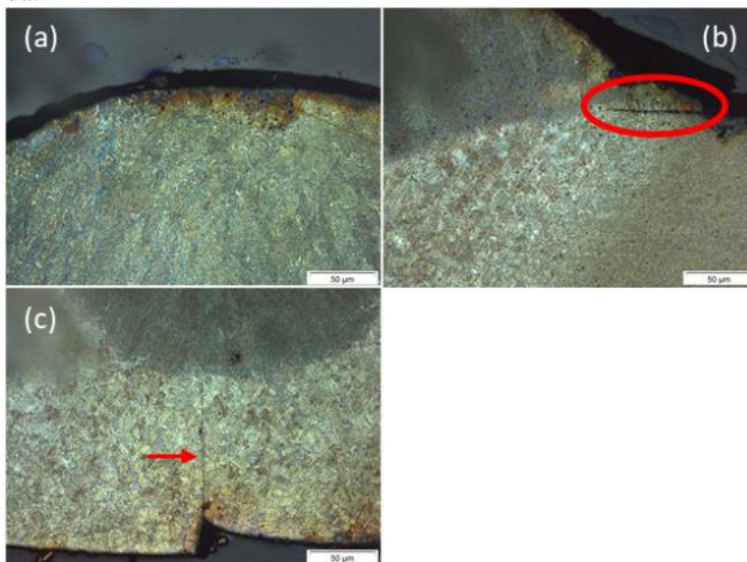
As imagens metalográficas do arco pulsado, na energia de $0,5$ a $0,6 \text{ kJ.mm}^{-1}$ apresentaram diferenças entre os arames eletrodos. As ferritas, apesar de alongadas, presente na matriz, se apresentaram mais delgadas na amostra do arame eletrodo ER70S, figuras 68(a) e 69(a), pois nesta a energia de soldagem foi superior. Devido à maior energia aplicada, a temperatura na região foi superior à das demais amostras, o que favoreceu o crescimento dos grãos.

Figura 68 - Amostra Pulsado na energia de soldagem de $0,5$ a $0,6\text{kJ}\cdot\text{mm}^{-1}$, arame eletrodo ER70S, onde (a) topo do MS, (b) ZTA e (c) Raiz da solda.



Fonte: Do autor (2024)

Figura 69 - Amostra Pulsado na energia de soldagem de 0,5 a 0,6kJ.mm⁻¹, arame eletrodo ER100S, onde (a) topo do MS, (b) ZTA e (c) Raiz da solda.



Fonte: Do autor (2024)

Mesmo com o aumento da energia de soldagem não foi possível causar penetração total na maioria das amostras. Somente a amostra 0,5 a 0,6kJ.mm⁻¹ do arame eletrodo ER70S apresentou penetração total. Entretanto, essa fusão não se deve a influência da energia de soldagem e sim pelo pequeno afastamento das placas de MB durante a soldagem criando uma fresta que permitiu a penetração total, está por sua vez só foi possível de identificar após sua metalografia.

A ZTA teve aumento de profundidade, com o aumento da energia de soldagem, 3,92±0,32mm; 4,68±0,01mm e 5,79±0,66mm, para as energias de soldagem utilizadas no processo, 0,3 a 0,4kJ.mm⁻¹, 0,4 a 0,5kJ.mm⁻¹ e 0,5 a 0,6 kJ.mm⁻¹, respectivamente. O aumento da profundidade da ZTA teve ação direta no crescimento dos grãos da ZTA e também no MS, pois está tem relação com a energia de soldagem e temperatura.

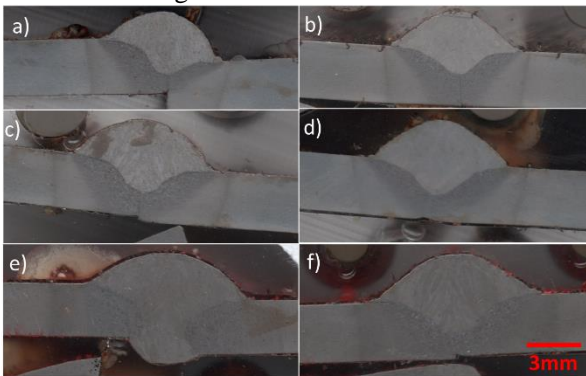
As imagens obtidas na Macrografia, figura 70, apresentam as geometrias das soldas. Observa-se a similaridade das geometrias das soldas entre as diferentes energias de soldagem, indicando uma maior penetração na área central do cordão de solda.

Os reforços de soldagem apresentaram geometrias semelhantes, com topo arredondado e pouca penetração. Somente a amostra 0,5 a $0,6\text{kJ}\cdot\text{mm}^{-1}$ do arame eletrodo ER70S, figura 70(e) apresentou fusão total.

Os passes de soldagem, em média, apresentaram $7,6\pm 1,1\text{mm}$ de largura, com variação, $6,8\pm 0,3\text{mm}$, $7,7\pm 0,4\text{mm}$ e $8,5\pm 1,6\text{mm}$ para as energias 0,3 a $0,4\text{kJ}\cdot\text{mm}^{-1}$, 0,4 a $0,5\text{kJ}\cdot\text{mm}^{-1}$ e 0,5 a $0,6\text{kJ}\cdot\text{mm}^{-1}$, respectivamente. Essa variação está ligada à maior taxa de deposição de metal causado pelo aumento da corrente de soldagem.

Na figura 70(a) na energia 0,3 a $0,4\text{kJ}\cdot\text{mm}^{-1}$ apresentaram distorção na altura das placas do MB, este defeito não interferiu na penetração ou geometria do cordão, por este motivo não foi necessária a reprodução desta amostra

Figura 70 - Macrografia das amostras soldadas pelo processo de pulsado onde: a), c) e e) correspondem ao ER70S nas energias 0,3 a $0,4\text{kJ}\cdot\text{mm}^{-1}$, 0,4 a $0,5\text{kJ}\cdot\text{mm}^{-1}$ e 0,5 a $0,6\text{kJ}\cdot\text{mm}^{-1}$, respectivamente; b), d) e f) ao ER100S nas mesmas energias.



Fonte: Do autor (2024)

Ao comparar os valores obtidos nas áreas de reforço e de mistura, tabela 20, nota-se que ocorreram variações entre as energias. Entretanto, observou-se que a maior variação ocorreu na área de mistura.

Um efeito observado nos diferentes arames eletrodos é que o ER70S apresentou maior área de reforço e menor área de mistura quando comparado com o ER100S na mesma energia para as amostras. Somente a amostra 0,5 a $0,6\text{kJ}\cdot\text{mm}^{-1}$, arame eletrodo ER70S, devido ao afastamento das placas, teve uma área de mistura maior que a do ER100S.

Tabela 20 - Áreas de reforço e mistura para o processo de soldagem pulsada.

Q (kJ.mm ⁻¹)	arame eletrodo	Figura 70	Área de reforço (mm ²)	Área de mistura (mm ²)
0,3 a 0,4	ER70S	a)	10,0	2,4
	ER100S	b)	8,8	3,6
0,4 a 0,5	ER70S	c)	12,0	4,8
	ER100S	d)	10,5	5,7
0,5 a 0,6	ER70S	e)	14,4	13,0
	ER100S	F)	13,1	6,1

Fonte: Do autor (2024)

Os valores médios da área de reforço; $9,4\pm 0,8$, $11,2\pm 1,1$ e $13,7\pm 0,9\text{mm}^2$ apresentaram pouca variação entre si. Entretanto, o aumento de energia, ligado ao aumento da corrente de soldagem, causou o aumento das áreas, sendo o efeito mais perceptível na área de mistura; $3,0\pm 0,8$, $5,2\pm 0,6$ e $9,6\pm 4,9\text{mm}^2$, para as energias de soldagem de 0,3 a $0,4\text{kJ}\cdot\text{mm}^{-1}$, 0,4 a $0,5\text{kJ}\cdot\text{mm}^{-1}$ e 0,5 a $0,6\text{kJ}\cdot\text{mm}^{-1}$, respectivamente.

5.2.2.1.3 - Análise metalográfica das amostras soldadas por transferência APAF

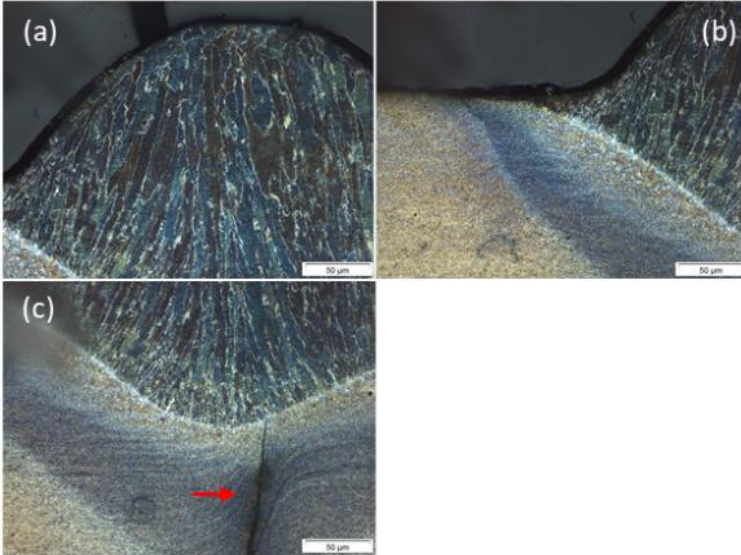
A seguir estão apresentadas as imagens metalográficas das amostras submetidas ao processo de soldagem APAF. Estas apresentam o processo de soldagem com maior velocidade e menor energia de soldagem ($0,2$ a $0,3\text{kJ}\cdot\text{mm}^{-1}$).

As imagens metalográficas das amostras $0,2$ a $0,3\text{kJ}\cdot\text{mm}^{-1}$ estão apresentadas nas figuras 71 e 72 para os arames eletrodos ER70S e E100S. É possível observar os grãos alongados da ferrita no MS, figuras 71(a) e 72(a), provenientes do resfriamento rápido do metal líquido.

Há formação de uma ZTA bem definida com regiões de crescimento de grão mais próximos da mistura entre o MS e o MB, com grãos mais grossos e sua redução de tamanho conforme a distância, figuras 71(b) e 72(b).

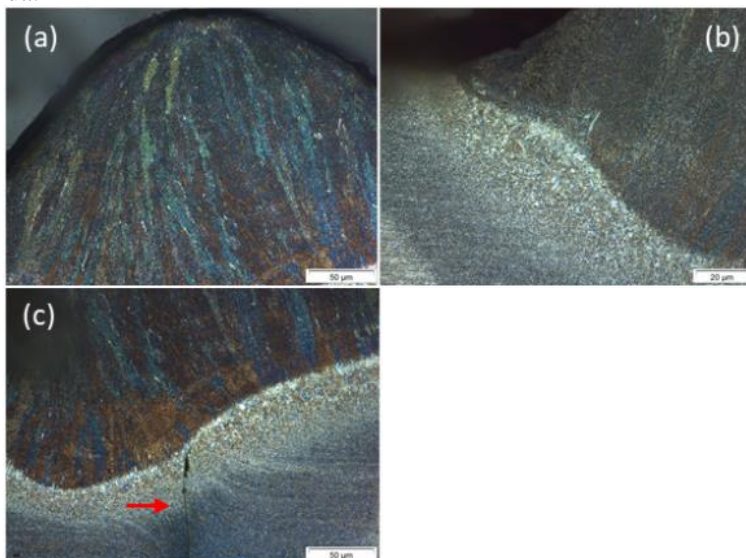
Ambas as amostras apresentaram falta de fusão no reverso da solda, para os arames eletrodos, indicada nas figuras 71(c) e 72(c) pela seta vermelha.

Figura 71 - Amostra APAF na energia de soldagem de 0,2 a 0,3 $\text{kJ}\cdot\text{mm}^{-1}$, arame eletrodo ER70S, onde (a) topo do MS, (b) ZTA e (c) Raiz da solda.



Fonte: Do autor (2024)

Figura 72 - Amostra APAF na energia de soldagem de 0,2 a 0,3kJ.mm⁻¹, arame eletrodo ER100S, onde (a) topo do MS, (b) ZTA e (c) Raiz da solda.



Fonte: Do autor (2024)

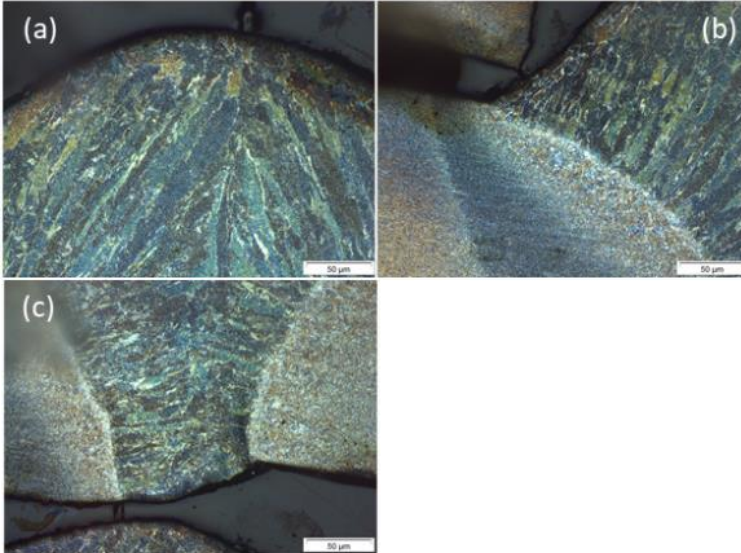
Na soldagem com a energia de 0,3 a 0,4kJ.mm⁻¹, figuras 73 e 74, as amostras apresentaram comportamento semelhante em sua microestrutura.

O MS apresentou matriz de ferrita alongada com presença de perlita, figuras 73(a) e 74(a), assim como a amostra soldada com energia de 0,2 a 0,3 kJ.mm⁻¹. Entretanto, as mesmas se apresentaram mais delgadas que na energia menor. Isso se deve ao aumento da temperatura que proporciona aumento do tamanho do grão, estando o aumento da temperatura associado ao aumento da corrente de soldagem, semelhante ao encontrado por SEN M. *et al.* 2018, em que o aumento da corrente de soldagem e energia de soldagem causaram aumento do tamanho de grão na ZTA.

Ambas as amostras da energia de soldagem de 0,3 a 0,4kJ.mm⁻¹ apresentaram comportamento semelhante na ZTA, sem falta de fusão na extremidade do reforço de soldagem e com o aumento de grão da MB bem definido, figuras 73(b) e 74(b).

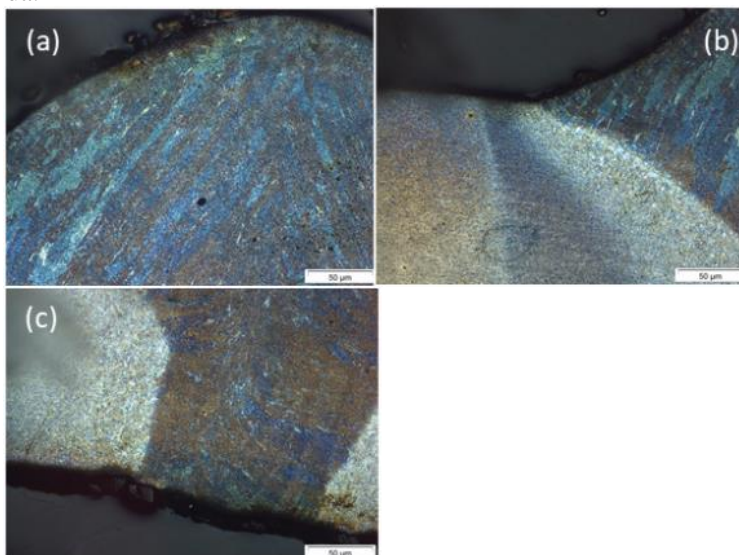
Na raiz da solda de ambas as amostras é possível observar a fusão do reverso, figuras 66(c) e 67(c), indicando a penetração total das chapas de aço.

Figura 73 - Amostra APAF na energia de soldagem de 0,3 a 0,4kJ.mm⁻¹, arame eletrodo ER70S, onde (a) topo do MS, (b) ZTA e (c) Raiz da solda.



Fonte: Do autor (2024)

Figura 74 - Amostra APAF na energia de soldagem de 0,3 a 0,4kJ.mm⁻¹, arame eletrodo ER100S, onde (a) topo do MS, (b) ZTA e (c) Raiz da solda.



Fonte: Do autor (2024)

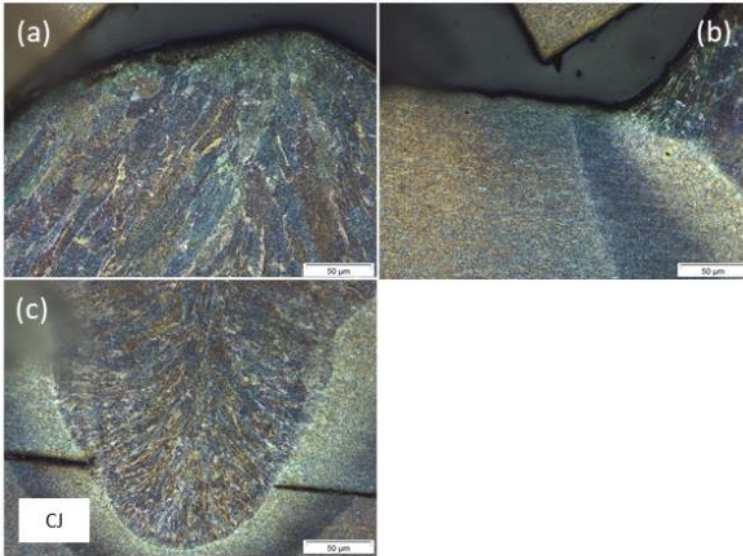
A maior energia de soldagem adotada para a soldagem do aço ARBL S700 MC para o processo de soldagem APAF está apresentado nas figuras 68 e 69.

O efeito do aumento de energia causou o crescimento dos grãos alongados da ferrita no MS, figuras 75 (a) e 76(a) comparando com a amostra soldada na energia de 0,3 a 0,4kJ.mm⁻¹, demonstrando que o efeito da energia de soldagem causa aumento de temperatura devido ao aumento da corrente.

A ZTA está bem definida e a interface MS e MB próximo ao reforço da solda apresentou fusão, figuras 75(b) e 76(b).

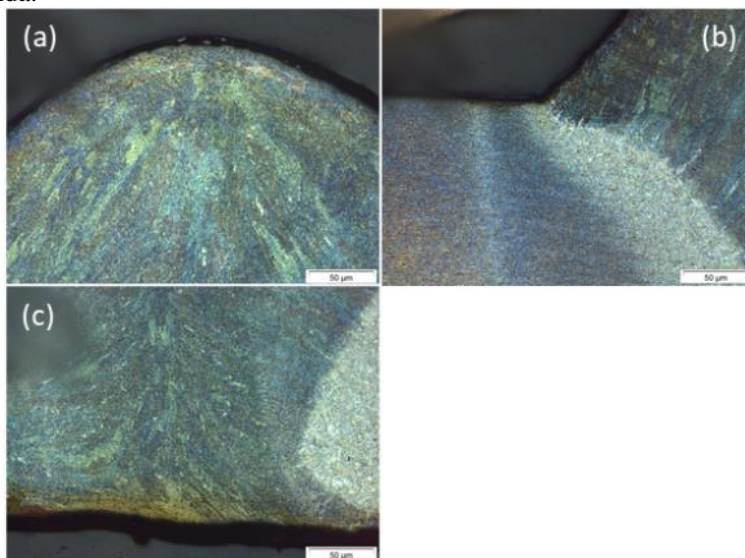
Semelhante à energia de soldagem de 0,3 a 0,4kJ.mm⁻¹, a energia 0,4 a 0,5kJ.mm⁻¹ causou fusão da raiz da solda, figuras 75(c) e 76(c). Na amostra do ER70S a energia foi suficiente para penetrar parte do cobre-junta (CJ), figura 76(c).

Figura 75 - Amostra APAF na energia de soldagem de 0,4 a 0,5kJ.mm⁻¹, arame eletrodo ER70S, onde (a) topo do MS, (b) ZTA e (c) Raiz da solda.



Fonte: Do autor (2024)

Figura 76 - Amostra APAF na energia de soldagem de 0,4 a 0,5kJ.mm⁻¹, arame eletrodo ER100S, onde (a) topo do MS, (b) ZTA e (c) Raiz da solda.



Fonte: Do autor (2024)

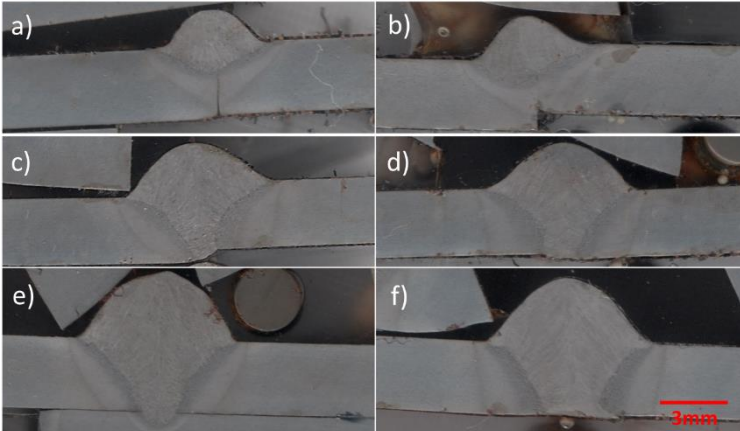
A Figura 77 apresenta a macrografia das amostras soldadas pelo processo APAF. As imagens mostram falta de fusão com energia de 0,2 a 0,3kJ.mm⁻¹ (Figuras 77(a) e (b)) e penetração total nas demais energias de soldagem. Também é possível observar o desalinhamento entre as chapas nas Figuras 77(b) e (c).

Nesta amostra ocorreu variação do passe de soldagem, principalmente na menor energia em que o mesmo apresentou 4,9±0,6mm de largura. Já nas energias de 0,3 a 0,4kJ.mm⁻¹ e 0,4 a 0,5kJ.mm⁻¹ apresentaram largura de 7,0±0,0mm e 7,3±0,1mm, respectivamente.

Este efeito não foi observado na distância da ZTA em que os valores médios ficaram em 2,2±0,1mm, 2,5±0,0mm e 2,0±0,5mm para cada valor de energia de soldagem, apresentando pouca variação entre as energias de soldagem. Já a penetração, que para a amostra 0,2 a 0,3kJ.mm⁻¹ ficou em 1,4±0,3mm na média dos dois arames eletrodos, foi total para as demais energias, penetrando a chapa de 3mm.

Figura 77 - Macrografia das amostras soldadas pelo processo de APAF onde: a), c) e e) correspondem ao ER70S nas energias 0,2 a 0,3kJ.mm⁻¹,

0,3 a 0,4kJ.mm⁻¹ e 0,4 a 0,5kJ.mm⁻¹, respectivamente; b), d) e f) ao ER100S nas mesmas energias.



Fonte: Do autor (2024)

A redução do passe de soldagem teve efeito direto nas áreas de reforço e mistura, tabela 21. Assim como as demais amostras é possível observar uma relação entre o reforço de soldagem e a mistura, sendo que o aumento da energia de soldagem está ligado ao aumento das áreas.

Entre os arames eletrodos com a mesma energia, houve variação: nas maiores energias, o ER100S apresentou menor área de reforço, mas maior área de penetração em comparação ao ER70S.

Tabela 21 - Áreas de reforço e mistura para o processo de soldagem APAF.

Q (kJ.mm ⁻¹)	Arame eletrodo	Figura 77	Área de reforço (mm ²)	Área de mistura (mm ²)
0,2 a 0,3	ER70S	a)	4,4	3,1
	ER100S	b)	4,6	5,3
0,3 a 0,4	ER70S	c)	9,3	8,6
	ER100S	d)	8,8	9,1
0,4 a 0,5	ER70S	e)	13,8	11,0
	ER100S	f)	12,7	12,4

Fonte: Do autor (2024)

Para o reforço de soldagem ocorreu um incremento médio de $4,6\text{mm}^2$ da energia de $0,2$ a $0,3\text{kJ}\cdot\text{mm}^{-1}$ para a energia $0,3$ a $0,4\text{kJ}\cdot\text{mm}^{-1}$ e $4,2\text{mm}^2$ da energia $0,3$ a $0,4\text{kJ}\cdot\text{mm}^{-1}$ para $0,4$ a $0,5\text{kJ}\cdot\text{mm}^{-1}$. O efeito de aumento constante da área não foi observado na mesma proporção para a mistura de soldagem.

Na mistura de soldagem ocorreu a mesma relação do reforço para da energia $0,2$ a $0,3\text{kJ}\cdot\text{mm}^{-1}$ para a energia $0,3$ a $0,4\text{kJ}\cdot\text{mm}^{-1}$ na ordem de $4,3\text{mm}^2$. Entretanto para as energias de $0,3$ a $0,4\text{kJ}\cdot\text{mm}^{-1}$ e $0,4$ a $0,5\text{kJ}\cdot\text{mm}^{-1}$ o aumento foi de $2,9\text{mm}^2$.

Comparando os diferentes processos de transferência metálica para as mesmas energias, observou-se que, na faixa de $0,3$ a $0,4\text{kJ}\cdot\text{mm}^{-1}$, a área de reforço diminuiu progressivamente nos processos de curto circuito, pulsado e APAF. Da mesma forma, a área de mistura entre o MS e o MB também foi decrescente nos processos de curto-circuito, APAF e pulsado. No entanto, o processo pulsado não obteve bons resultados de penetração da solda.

A velocidade de soldagem influenciou a ZTA, com o aumento da velocidade causando uma redução no tamanho da ZTA, mesmo com correntes de soldagem mais altas. A menor ZTA foi observada no processo APAF, enquanto a maior foi registrada no processo pulsado. Esse efeito, porém, não foi observado na largura do cordão de solda, que se manteve relativamente constante entre os processos.

Na faixa de energia de $0,4$ a $0,5\text{kJ}\cdot\text{mm}^{-1}$, houve um aumento nas áreas de reforço em todos os processos, sendo mais acentuado no processo de curto circuito e menos pronunciado no processo pulsado. A área de mistura também aumentou em comparação com a energia de $0,3$ a $0,4\text{kJ}\cdot\text{mm}^{-1}$, mas a proporção entre os processos foi mantida. O efeito na ZTA permaneceu consistente para os processos de curto-circuito e APAF, enquanto no processo pulsado foi observado um aumento, que se manteve com a energia de $0,5$ a $0,6\text{kJ}\cdot\text{mm}^{-1}$.

A largura do cordão de solda também aumentou com o incremento da energia nos diferentes processos. No entanto, esse efeito foi mais pronunciado em menores velocidades de soldagem. No processo APAF, a mudança foi de apenas $0,3\text{mm}$, passando de 7mm na menor energia para $7,3\text{mm}$ na maior energia.

5.2.3 – Ensaios de caracterização mecânica

5.2.3.1 Ensaio de dobramento

Os quatro corpos de prova retirados de cada amostra foram ensaiados no dispositivo de dobramento desenvolvido para o estudo, sendo dois dobrados em sua raiz de soldagem e dois em sua face. A seguir estão apresentados os resultados dos ensaios

Os corpos de prova da amostra curto circuito apresentaram resistência máxima ao dobramento superior as 800MPa paras as duas condições de ensaio, como pode ser observado na tabela 22.

Tabela 22 - Valores de tensão de dobramento das amostras curto circuito, nas diferentes energias de soldagem.

Q (kJ.mm⁻¹)	Arame eletrodo	Limite de resistência na face da solda (MPa)	Limite de resistência na raiz da solda (MPa)
0,3 a 0,4	ER70S	905,7 ± 73,3	886,3 ± 65,3
	ER100S	838,1 ± 32,1	837,5 ± 5,1
0,4 a 0,5	ER70S	888,3 ± 42,8	876,9 ± 11,1
	ER100S	836,0 ± 10,1	850,1 ± 12,0
0,5 a 0,6	ER70S	889,8 ± 4,1	830,2 ± 21,2
	ER100S	836,0*	881,8 ± 55,9

* Somente um corpo de prova ensaiado

Fonte: Do autor (2024)

Comparando os valores obtidos no ensaio de dobramento da face da solda, os resultados do ER70S foram superiores aos resultados do ER100S em todas as energias de soldagem, com valores médios de 894,6MPa e 836,7MPa respectivamente. A variação da resistência ao dobramento da face não sofreu alterações conforme o aumento da energia de soldagem.

No dobramento da raiz da solda, o ER70S apresentou maior resistência nas energias de 0,3 a 0,5kJ.mm⁻¹ acima de 870MPa, quando comparado ao ER100S nas mesmas energias. Ao se elevar a energia acima de 0,5kJ.mm⁻¹ a relação se inverte e o ER100S tem valores superiores ao ER70S, 830MPa e 881MPa, respectivamente. De modo

geral os valores ficaram entre 830MPa e 886MPa sem apresentar alterações significativas, conforme o aumento da energia de soldagem.

Avaliando os ângulos de dobramento, os corpos de prova das energias 0,4 a 0,5kJ.mm⁻¹ ao serem dobrados na raiz da solda, apresentaram fratura nos ângulos entre 109° e 130°. Os demais corpos de prova suportaram a deformação a 180° sem apresentar fratura.

Os corpos de prova submetidos a transferência por arco pulsado apresentaram, em média, resistência maior no dobramento da face (834MPa) que na raiz da solda (740MPa), conforme pode ser observado na tabela 23.

Tabela 23 - Valores de tensão de dobramento da amostra pulsado, nas diferentes energias de soldagem.

Q (kJ.mm ⁻¹)	Arame eletrodo	Limite de resistência na face da solda (MPa)	Limite de resistência na raiz da solda (MPa)
0,3 a 0,4	ER70S	838,1 ± 17,1	496,9 ± 48,2
	ER100S	833,0 ± 18,6	671,0 ± 160,4
0,4 a 0,5	ER70S	782,1 ± 26,5	799,6 ± 22,2
	ER100S	828,4 ± 3,9	795,5 ± 9,6
0,5 a 0,6	ER70S	847,6 ± 18,7	831,2 ± 6,9
	ER100S	876,3 ± 53,4	849,1 ± 68,5

Fonte: Do autor (2024)

No dobramento da face da solda a variação de resistência entre os arames eletrodos é próxima, com valores médios de 822,6 e 845MPa, para o ER70S e ER100S, respectivamente. A resistência ao dobramento, neste ensaio, para a energia 0,5 a 0,6kJ.mm⁻¹ foi maior devido ao aumento da perna de solda que devido a maior distribuição da deformação elevou os limites de resistência.

No dobramento da raiz da solda, a falta de penetração total no MB resultou em uma queda na resistência com energia de 0,3 a 0,4 kJ.mm⁻¹. À medida que a energia aumentou, e consequentemente a penetração da solda no MB, os valores de limite de resistência também aumentaram para ambos os arames eletrodos. Na maior energia, entre 0,5 e 0,6 kJ.mm⁻¹, os valores obtidos se aproximaram dos valores do processo

de soldagem por curto-circuito, superando 830MPa para os arames eletrodos.

Apenas os corpos de prova com energia de 0,5 a 0,6 kJ/mm suportaram a deformação até 180°. Nas demais energias, de 0,3 a 0,5 kJ/mm, os corpos de prova não ultrapassaram o ângulo de 77°, rompendo de forma frágil. Nesses casos, a falha ocorreu principalmente devido à falta de penetração total, que atuou como uma trinca, propagando-se durante o dobramento.

Na tabela 24 estão apresentados os resultados dos dobramentos a 180° da amostra APAF, nas diferentes energias de soldagem, para os arames eletrodos ER70S e ER100S.

Tabela 24 - Valores de tensão de dobramento das amostras APAF, nas diferentes energias de soldagem.

Q (kJ.mm⁻¹)	Arame eletrodo	Limite de resistência na face da solda (MPa)	Limite de resistência na raiz da solda (MPa)
0,2 a 0,3	ER70S	865,8 ± 8,4	255,6 ± 44,6
	ER100S	881,7 ± 8,7	325,0 ± 24,0
0,3 a 0,4	ER70S	859,9 ± 6,9	803,5 ± 25,4
	ER100S	803,5 ± 25,4	865,8 ± 8,4
0,4 a 0,5	ER70S	831,7 ± 25,3	841,2 ± 4,5
	ER100S	801,2 ± 49,6	841,3 ± 52,3

Fonte: Do autor (2024)

O ensaio de dobramento da face da solda apresentou como média 840MPa, com valor mínimo de 801MPa e máximo de 865MPa. Neste ensaio o ER70S apresentou maior resistência média, 852MPa, e o ER100S 828MPa.

O aumento da energia de soldagem teve efeito sobre a resistência do dobramento da face do ER100S, que decaiu de 881,7MPa para 801,2MPa, da energia 0,2 a 0,3 kJ.mm⁻¹ e 0,4 a 0,5kJ.mm⁻¹, respectivamente. Este efeito foi observado no ER70S, também, mas com menor intensidade, de 865,8MPa para 831,7MPa

Somente uma das amostras, com energia de 0,3 a 0,4 kJ.mm⁻¹ do arame eletrodo ER100S, apresentou fratura ao atingir o ângulo de 80° os demais corpos de prova suportaram a deformação até 180°.

No ensaio de dobramento da raiz da solda a amostra $0,2$ a $0,3\text{kJ}\cdot\text{mm}^{-1}$ apresentou fratura abaixo da tensão de escoamento, entre 255MPa e 325MPa , não apresentando deformação plástica do MB. Para as energias acima de $0,4\text{kJ}\cdot\text{mm}^{-1}$, as amostras apresentaram resistência superior a 800MPa . Entretanto, somente as amostras de maior energia de soldagem, $0,4$ a $0,5\text{kJ}\cdot\text{mm}^{-1}$, suportaram a deformação de 180° sem apresentar fratura.

Pelos testes de dobramento, alguns fatores influenciaram na resistência ao dobramento. A principal influência foi à energia de soldagem, principalmente quando a mesma não foi capaz de causar a penetração total do MB. Este efeito ficou evidente nos processos pulsados que não obtiveram valores superiores a 800MPa quando no dobramento da raiz.

A transferência metálica também teve influência. O curto circuito apresentou maior homogeneidade, tanto ao se dobrar a face quanto na raiz da soldagem. Sendo que os menores resultados de resistência foram obtidos na raiz da soldagem, mais evidente na transferência APAF. Este apresentou a menor energia, $0,2$ a $0,3\text{kJ}\cdot\text{mm}^{-1}$, dentre as transferências com valores de resistência entre 255 e 325MPa .

Comparando os dois modos de transferência pulsados, o pulsado e o APAF, é possível observar que o módulo APAF apresenta maior homogeneidade entre aos valores, com menor desvio padrão e maior resistência, quando na mesma faixa de energia de soldagem.

Os arames eletrodos utilizados não apresentaram uma influência crítica sobre as resistências ao dobramento. O principal fator que afetou a resistência ao dobramento da face da solda foi a geometria do reforço, enquanto, na raiz da solda, a penetração e a área de mistura foram os fatores determinantes: quanto maiores, maior a resistência.

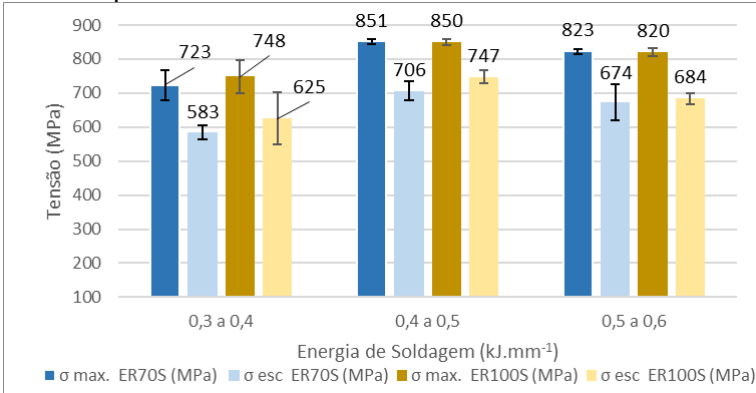
5.2.3.2 Ensaio de tração

Neste capítulo serão apresentados os resultados dos ensaios de tração das amostras soldadas nas diferentes transferências metálicas. O efeito dos parâmetros de soldagem em relação as propriedades mecânicas podem ser vistas a seguir.

No processo de soldagem por curto circuito, os corpos de prova ensaiados, apresentaram deformação plástica com ruptura dúctil, como pode ser observado na figura 78 as tensões de escoamento e máxima foram identificadas para ambos os arames eletrodos utilizados.

Na energia de 0,3 a 0,4kJ.mm⁻¹ os valores de tensão máximas foram superiores a 700MPa e tensão de escoamento próximos a 600MPa, não atingindo os valores mínimos exigidos pela norma ASTM A909 e ASTM A576, que deveriam ser superiores a 690MPa, Esta baixa tensão de escoamento ocorreu devido à falta de penetração total da solda.

Figura 78 - Gráfico dos valores médios de tensão máxima e de escoamento para a amostra curto circuito.



Fonte: Do autor (2024)

Os melhores resultados de tensão foram obtidos na energia 0,4 a 0,5kJ.mm⁻¹, com tensão máxima superior a 850MPa para ambos os arames eletrodos. A tensão de escoamento ficou acima de 690MPa para o ER70S e acima de 711MPa para o ER100S. Nesta energia é possível observar que o ER100S apresentou como tendência, na média, uma tensão de escoamento superior ao ER70S, entretanto, os desvios padrões são muito próximos, tornando os valores equivalentes.

Na energia de 0,5 a 0,6kJ.mm⁻¹ a tensão máxima ficou acima de 810MPa para os arames eletrodos, com valores muito próximos. Para a tensão de escoamento o valor médio de cada arame eletrodo foi de 673MPa e 684MPa, com valores máximos de 712MPa e 702MPa para o ER70S e ER100S, respectivamente.

É observado que os valores de resistência mecânica, em média, tendem a decair após a energia de 0,4 a 0,5kJ.mm⁻¹. O efeito de deterioração da resistência mecânica também é observado na deformações específicas (tabela 25) onde os mesmos também decaíram após a energia de 0,4 a 0,5kJ.mm⁻¹.

Tabela 25 - Deformação específica das amostras curto circuito.

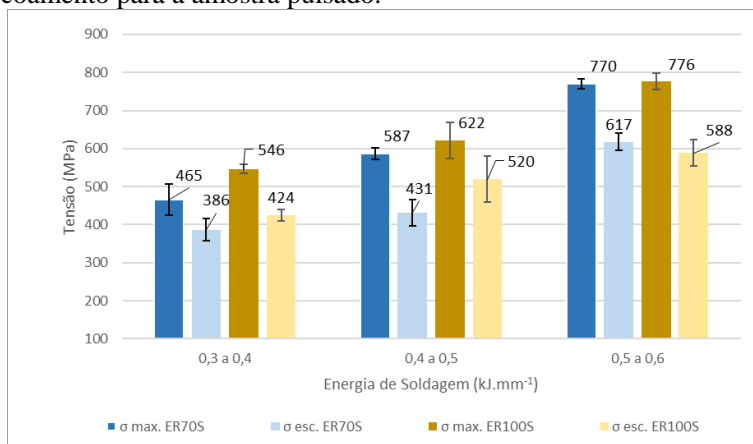
Q (kJ.mm ⁻¹)	Arame eletrodo	
	ER70S	E (%)
0,3 a 0,4	ER70S	4,0 ± 1,2
	ER100S	3,0 ± 1,0
0,4 a 0,5	ER70S	13,1 ± 5,1
	ER100S	12,3 ± 2,6
0,5 a 0,6	ER70S	6,4 ± 1,4
	ER100S	5,1 ± 0,9

Fonte: Do autor (2024)

Outro fator identificado no processo de curto circuito foram as maiores deformações para os arames eletrodos ER70S, quando comparados com o ER100S nas mesmas energias. Indicando que o ER70S para esta condição deforma mais antes da ruptura independente da energia de soldagem.

A soldagem a arco pulsado tem os seus resultados de tensão máxima e de escoamento apresentados na figura 79. É possível comparar os resultados entre as energias e os arames eletrodos empregados na soldagem.

Figura 79 - Gráfico dos valores médios de tensão máxima e de escoamento para a amostra pulsado.



Fonte: Do autor (2024)

Nas amostras soldadas com o arco pulsado é possível observar uma diminuição nas propriedades mecânicas nas energias 0,3 a 0,4 e 0,4 a 0,5kJ.mm⁻¹, com valores inferiores a 600MPa para tensões máxima e de escoamento.

Para a energia de 0,5 a 0,6kJ.mm⁻¹ a tensão máxima para ambos os arames eletrodos foi superior a 750MPa, e inferiores a 800MPa, apresentando, também, a tensão de escoamento, abaixo de 634MPa, para ambos os arames eletrodos.

Ao se observar as propriedades (figura 79) entre os arames eletrodos é possível notar que o ER100S apresentou maior tensão máxima em todas as energias de soldagem. Na tensão de escoamento os valores são superiores ao ER70S até a energia de 0,4 a 0,5kJ.mm⁻¹, após esta energia a tensão média de escoamento do ER100S é inferior à do ER70S, 518MPa e 617MPa, respectivamente.

O processo de soldagem por arco pulsado apresentou pequena deformação mecânica em todas as amostras ensaiadas, abaixo de 6% de deformação (tabela 26).

Tabela 26 - Deformação específica das amostras pulsado

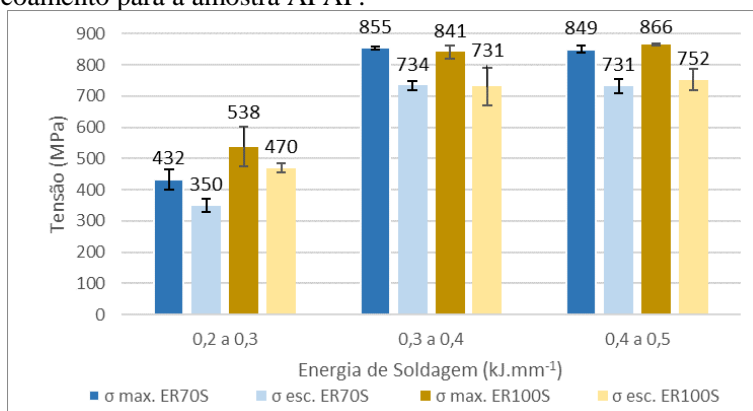
Q (kJ.mm ⁻¹)	Arame eletrodo	E (%)
0,3 a 0,4	ER70S	3,6 ± 1,0
	ER100S	3,0 ± 0,3
0,4 a 0,5	ER70S	4,6 ± 0,9
	ER100S	2,2 ± 0,6
0,5 a 0,6	ER70S	5,3 ± 0,6
	ER100S	4,9 ± 0,6

Fonte: Do autor (2024)

Nas energias 0,3 a 0,4 e 0,4 a 0,5kJ.mm⁻¹ ocorreu fratura no metal de solda e na ZTA. Mesmo na maior energia de soldagem, 0,5 a 0,6kJ.mm⁻¹, onde ocorreu penetração total do MB, não ocorreu uma deformação acima de 6 %, entretanto à fratura se apresentou no metal de solda.

Na figura 80 é apresentado o gráfico comparando as tensões máximas e de escoamento no processo APAF, para os dois tipos de arame eletrodo.

Figura 80 - Gráfico dos valores médios de tensão máxima e de escoamento para a amostra APAF.



Fonte: Do autor (2024)

Os resultados das tensões obtidos na energia de soldagem de 0,2 a 0,3 $\text{kJ}\cdot\text{mm}^{-1}$ apresentaram os menores valores, em comparação com as demais energias de soldagem do APAF (abaixo de 600MPa de tensões máxima e MPa tensão de escoamento). Estes resultados são semelhantes ao ocorrido no processo pulsado na energia de 0,3 a 0,4 $\text{kJ}\cdot\text{mm}^{-1}$. Nesta amostra, assim como a pulsada, não ocorreu penetração total da soldagem afetando a resistência mecânica.

As energias de soldagem 0,3 a 0,4 e 0,4 a 0,5 $\text{kJ}\cdot\text{mm}^{-1}$ apresentaram resultados semelhantes, com tensão máxima superior a 800 MPa e escoamento superior a 700MPa, em média. Ao se comparar os diferentes arames eletrodos, a variação dos valores médios de tensão não ultrapassou os 2% desta forma a variação de energia e dos arames eletrodos não afetou a resistência mecânica da peça soldada.

Com relação à deformação específica (tabela 27), é possível identificar que as amostras 0,2 a 0,3 $\text{kJ}\cdot\text{mm}^{-1}$ apresentaram os menores percentuais de deformações, com fratura predominante no metal de solda. Já as amostras 0,3 a 0,4 e 0,4 a 0,5 $\text{kJ}\cdot\text{mm}^{-1}$ apresentaram maiores percentuais, muito próximas, e fraturas no MB. Não é possível identificar padrões distintos dos resultados entre os arames eletrodos em relação a deformação.

Tabela 27 - Deformação específica das amostras APAF

Q (kJ.mm ⁻¹)	Arame	E (%)
	eletrodo	
0,2 a 0,3	ER70S	1,9 ± 0,9
	ER100S	1,6 ± 0,4
0,3 a 0,4	ER70S	13,4 ± 5,2
	ER100S	8,4 ± 3,7
0,4 a 0,5	ER70S	10,5 ± 0,9
	ER100S	12,0 ± 1,2

Fonte: Do autor (2024)

DENISA M. *et al* 2021, em seu estudo de soldagem do ARBL 700MC pelo processo GMAW de curto circuito, também identifica a redução dos valores de resistência após soldagem com tensões de escoamento, reduzindo de 741MPa para 683MPa, devido as alterações do MB na ZTA.

Apesar da queda de resistência, comparando o aço sem soldagem e após soldagem, as amostras do processo curto circuito e APAF mantiveram os valores de resistência mecânica próximos aos valores mínimos estipulados pela norma do ARBL S700MC, acima de 690MPa na tensão de escoamento.

Para o processo de curto circuito, após a energia de 0,4 a 0,5kJ.mm⁻¹ os valores de tensão máxima e de escoamento sofrem redução de 29MPa e 30 a 60MPa respectivamente, demonstrando o efeito da energia de soldagem sobre as propriedades do metal. Nesta amostra os melhores resultados foram obtidos na energia de 0,4 a 0,5kJ.mm⁻¹. Por outro lado, os piores desempenhos nas propriedades mecânicas foram utilizando energia entre 0,3 a 0,4kJ.mm⁻¹.

Em todas as energias de soldagem os valores de resistência mecânica do processo pulsado não atenderam os valores mínimos da norma do ARBL S700MC. Mesmo após a penetração total na energia de 0,5 a 0,6kJ.mm⁻¹ do ER70S, os valores de resistência ao escoamento ficaram abaixo do valor mínimo de 690MPa.

No processo APAF os melhores resultados já foram obtidos nas energias de 0,3 a 0,4kJ.mm⁻¹ e 0,4 a 0,5kJ.mm⁻¹ sem identificação de deterioração das propriedades mecânicas após o aumento de energia para os dois arames eletrodos.

Avaliando os valores de deformação, as amostras tiveram redução de 5 a 12% após a soldagem, principalmente pela falta de fusão total evidente nas menores energias de cada processo.

Os melhores resultados foram alcançados nas energias 0,4 a 0,5kJ.mm⁻¹ para o curto circuito, 0,3 a 0,4kJ.mm⁻¹ e 0,4 a 0,5kJ.mm⁻¹ para o processo APAF com valores superiores a 10% de deformação na ruptura. A amostra 0,3 a 0,4kJ.mm⁻¹ do ER100S apresentou falha em um corpo de prova, que limitou a deformação em 4%, os demais corpos de prova, desta amostra, foram superiores a 10%, por este motivo a média de deformação ficou próxima de 8%.

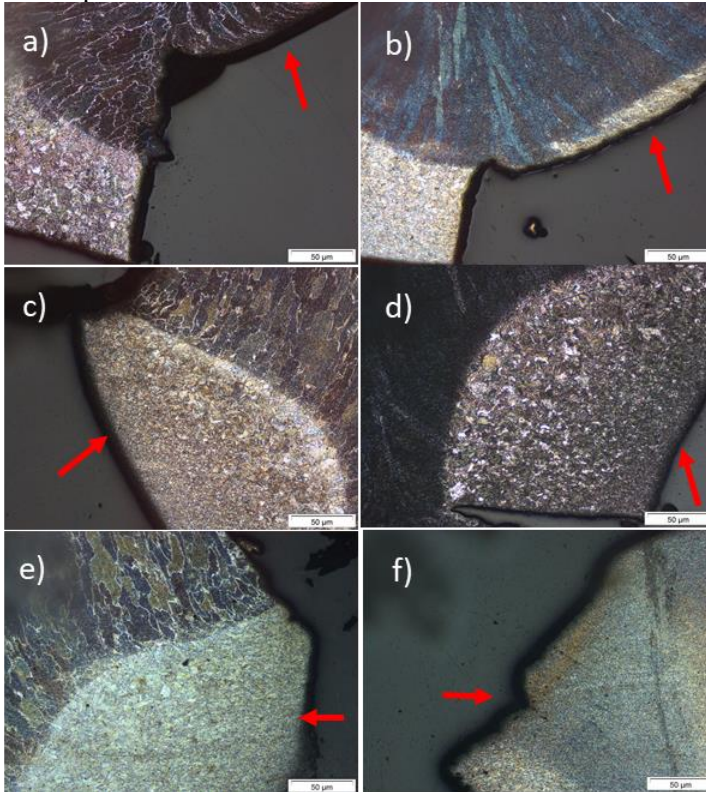
5.2.3.2.1 Metalografia da região de fratura

Com o objetivo de avaliar a região de fratura das amostras submetidas ao ensaio de tração, foram obtidas imagens metalográficas das mesmas. As Figuras 81, 82 e 83 correspondem aos processos de soldagem por curto circuito, pulsado e APAF, respectivamente.

No curto circuito as amostras apresentaram fratura na região de interface entre o MB e mistura da solda para a menor energia, 0,3 a 0,4kJ.mm⁻¹, figuras 81(a) e 81(b). Observou-se também que o ER70S teve ruptura parcial da região de mistura e o ER100S na ZTA, ficando parte no MB preso a mistura.

Nas demais energias de soldagem, 0,4 a 0,5kJ.mm⁻¹ e 0,5 a 0,6kJ.mm⁻¹, a região de fratura ocorreu na região da ZTA de grão finos, como pode ser observado nas figuras 81(c), (d), (e) e (f).

Figura 81 - Imagens metalográfica da região de fratura das amostras soldadas pelo processo de curto circuito, onde: a) e b) energia de 0,3 a 0,4kJ.mm⁻¹; c) e d) energia de 0,4 a 0,5kJ.mm⁻¹; e) e f) energia de 0,5 a 0,6kJ.mm⁻¹ para os arame eletrodos ER70S e ER100S.



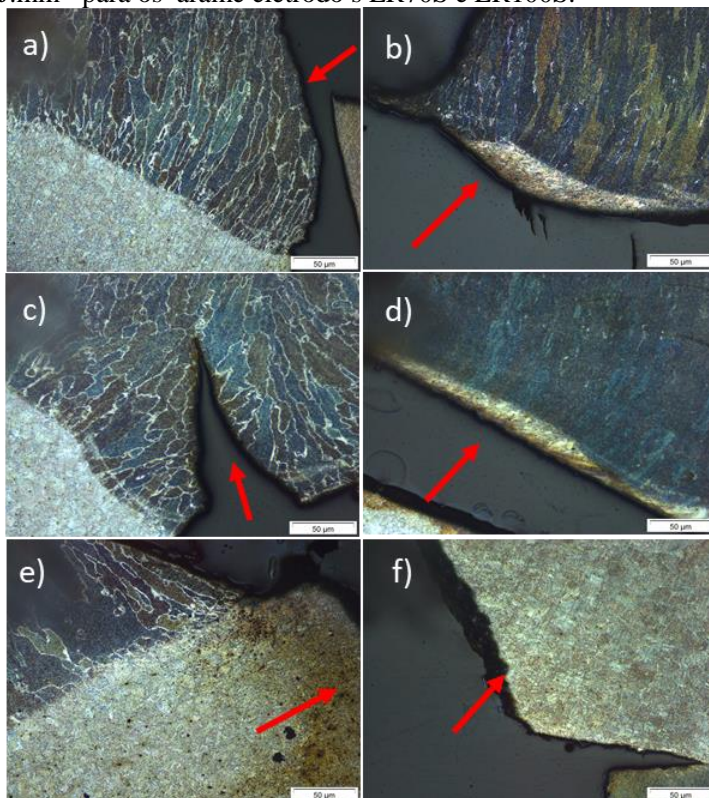
Fonte: Do autor (2024)

As amostras submetidas ao processo de soldagem pulsado apresentaram os menores valores de resistência mecânica para as energias de soldagem. Pode-se observar na figura 82 que para as energias de 0,3 a 0,4kJ.mm⁻¹, figuras 82(a), (b), (c) e (d) o comportamento da fratura foi semelhante, com ruptura na interface MB e mistura.

Apesar de ambas as amostras apresentarem falta de fusão no reverso da solda, a maior resistência mecânica do ER100S não permitiu a fratura na mistura da solda, somente na interface com a ZTA e a mistura. Já para o ER70S, que possui menor resistência mecânica, as fraturas ocorreram na mistura entre o MB e MS.

O processo pulsado para energia entre $0,5$ a $0,6\text{kJ}\cdot\text{mm}^{-1}$, figura 75(e) e 75(f) apresentou ruptura na região da ZTA de grãos finos, próximo a microestrutura original no MB.

Figura 82 - Imagens metalográfica da região de fratura das amostras soldadas pelo processo de pulsado onde: a) e b) energia de $0,3$ a $0,4\text{kJ}\cdot\text{mm}^{-1}$; c) e d) energia de $0,4$ a $0,5\text{kJ}\cdot\text{mm}^{-1}$; e e) e f) energia de $0,5$ a $0,6\text{kJ}\cdot\text{mm}^{-1}$ para os arame eletrodo s ER70S e ER100S.



Fonte: Do autor (2024)

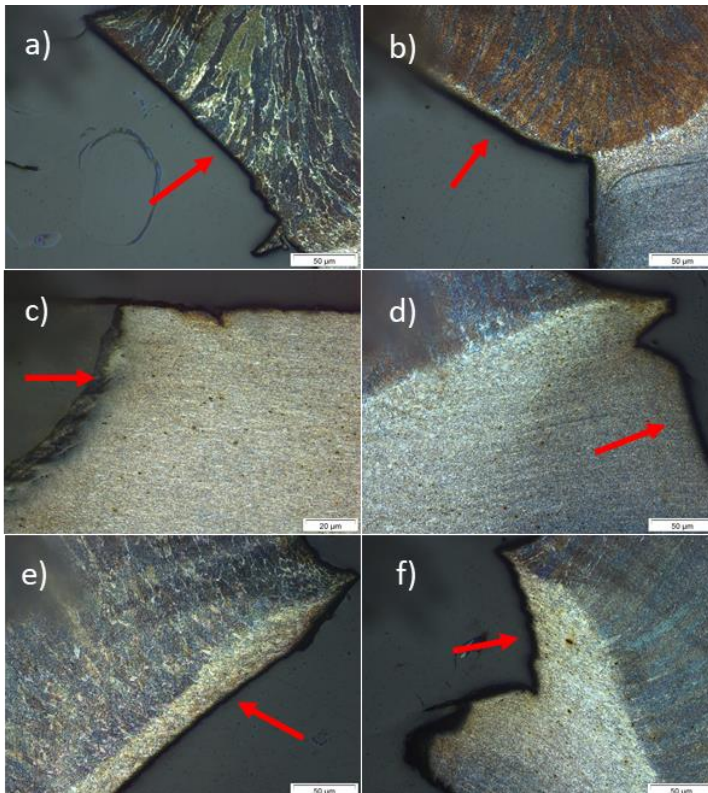
O processo APAF de menor energia, $0,2$ a $0,3\text{kJ}\cdot\text{mm}^{-1}$, apresentou ruptura na interface entre o MB e a mistura. Ambos os arames eletrodos tiveram o mesmo comportamento com a ruptura na interface, como pode ser observado na figura 83(a) e 83(b).

Na energia entre $0,3$ a $0,4\text{kJ}\cdot\text{mm}^{-1}$ o comportamento foi semelhante ao obtido nas maiores energias dos outros processos, com

ruptura na ZTA de grãos finos, figura 83(c) e (d). No arame eletrodo de ER70S não é possível observar a mistura da solda na imagem, pois a fratura ocorreu na extremidade da imagem.

Para a maior energia do processo APAF, 0,4 a 0,5kJ.mm⁻¹ a metalografia da ruptura ocorreu na ZTA de grãos grossos, como pode ser observado na figura 83(e) e (f), próximo a mistura da solda.

Figura 83 – Imagens metalográfica da região de fratura das amostras soldadas pelo processo de APAF onde: a) e b) energia de 0,2 a 0,3kJ.mm⁻¹, c) e d) energia de 0,3 a 0,4kJ.mm⁻¹ e e) e f) energia de 0,4 a 0,5kJ.mm⁻¹ para os arame eletrodos ER70S e ER100S.



Fonte: Do autor (2024)

A falta de fusão no reverso da solda nas amostras de menor energia, além de causar concentração de tensões na raiz, reduziu a seção

de mistura e, conseqüentemente, a resistência mecânica, quando comparada às amostras que apresentaram penetração total do aço.

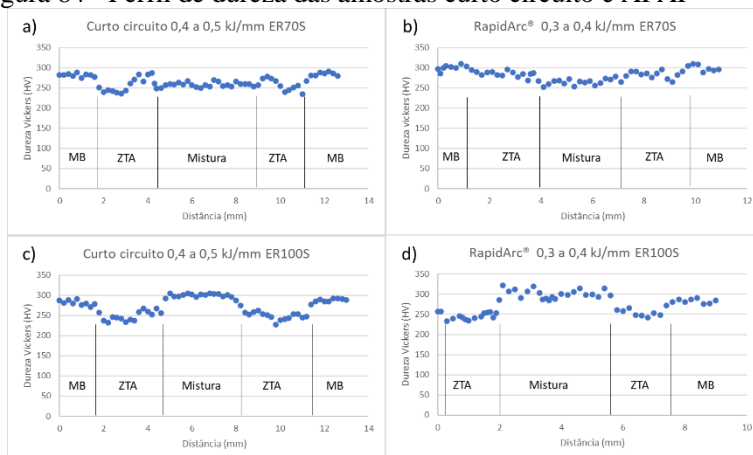
Em todas as amostras com penetração total, o comportamento da fratura foi semelhante em termos de localização, ocorrendo sempre na região da ZTA. Observou-se que a distância da ruptura em relação à mistura aumentou conforme a energia aplicada também aumentava. No entanto, para a amostra APAF, o comportamento foi distinto: com energia de 0,3 a 0,4 kJ.mm⁻¹, a fratura ocorreu na ZTA de grãos finos, enquanto com energia de 0,4 a 0,5kJ.mm⁻¹, a fratura ocorreu na ZTA de grãos grossos, mais próxima da mistura.

5.2.3.3 Dureza

A determinação do perfil de dureza foi realizada nas amostras que apresentaram penetração total, com fusão no reverso, para os processos curto circuito e APAF, pois apresentaram os melhores resultados nos testes mecânicos de tração.

Na figura 84 estão apresentados os perfis de dureza das amostras curto circuito na energia de 0,4 a 0,5kJ.mm⁻¹ e APAF a 0,3 a 0,4kJ.mm⁻¹ para ambos os arames eletrodos.

Figura 84 - Perfil de dureza das amostras curto circuito e APAF



Fonte: Do autor (2024)

Para o arame eletrodo ER70S há pouca variação da dureza, entre as diferentes regiões da solda, principalmente para o ER70S do processo

APAF. Já no processo por curto circuito é possível observar uma variação na dureza, principalmente na região da ZTA.

Na ZTA entre 1,8 a 3 mm e 10 a 11mm a dureza é de $242 \pm 5\text{HV}$, figura 84(a). Próximo a mistura a dureza tem um aumento entre 3,2 e 4mm e 9,2 e 10mm atingindo a dureza máxima de 287HV (valor próximo a dureza do MB, $281,6 \pm 4\text{HV}$). Na região da mistura a dureza se equipara a dureza inicial da ZTA com $257,8 \pm 9\text{HV}$.

Para o processo APAF do ER70S, figura 84(b) é possível observar uma pequena redução da dureza do MB, $299 \pm 6\text{HV}$. Na região da ZTA (1,3 a 3,9mm e 7,1 a 9,5mm) a dureza ficou na ordem de $283,2 \pm 8\text{HV}$. Notou-se ainda que a dureza reduziu até $264,8 \pm 7\text{HV}$ na região de mistura.

Ao comparar as durezas dos dois processos, é possível identificar que o aumento da energia de soldagem causou maior redução da dureza em todas as regiões da solda. Este efeito foi mais visível no processo curto circuito que apresentou menor dureza. Notou-se também que no processo APAF o perfil da dureza se manteve mais estável.

Observou-se também que para o arame eletrodo ER70S, na região de mistura, a dureza foi $264,8 \pm 7\text{HV}$ para os dois processos (APAF e curto circuito), indicando uma redução na dureza das amostras. Por outro lado, para o arame eletrodo ER100S, o comportamento do perfil de dureza foi o oposto, com aumento da dureza na região da mistura. No processo de curto circuito, figura 84(c) a ZTA de 1,8 a 4,6mm e 8,2 a 11,2mm apresentou dureza média de $248,7 \pm 11\text{HV}$, assim como no ER70S. Entretanto, a dureza se eleva na região de mistura, $298,1 \pm 7\text{HV}$, com valores médios superior ao do MB, $281,4 \pm 6\text{HV}$.

O perfil de dureza para o processo APAF do ER100S, figura 84(d) apresentou valores de dureza próximos ao processo de curto circuito, em que a ZTA de 0 a 1,9mm e 5,8 a 7,2mm com dureza média de $245,8 \pm 8\text{HV}$, mistura 2,1 a ,6 mm, $300,4 \pm 11\text{HV}$ e MB com dureza média de $281 \pm 6\text{HV}$.

A diferença entre as amostras está na dispersão das endentações, assim como ocorreu no ER70S o processo APAF. O diferencial entre a dureza não foi a energia de soldagem e sim o arame eletrodo ER100S, que por possuir maior resistência obteve maior dureza. Para o ER70S a dureza da região de mistura foi menor que a do MB, um indicativo de menor resistência mecânica.

Os estudos realizados por DENISA M. *et al* 2021 e NOVY´ F. *et al* 2020, que utilizaram o arame eletrodo OK AristoRod 69, equivalente ao ER110S, identificaram a queda de dureza na ZTA, 210 a 230HV e 200 a 230HV, respectivamente. No estudo de DENISA M. *et al* 2021 a

mistura obteve dureza próxima a do MB 250 a 270HV e NOVY´ F. *et al* 2020 a dureza na mistura foi reduzida para 240 a 250HV, abaixo da dureza do MB (280HV_.

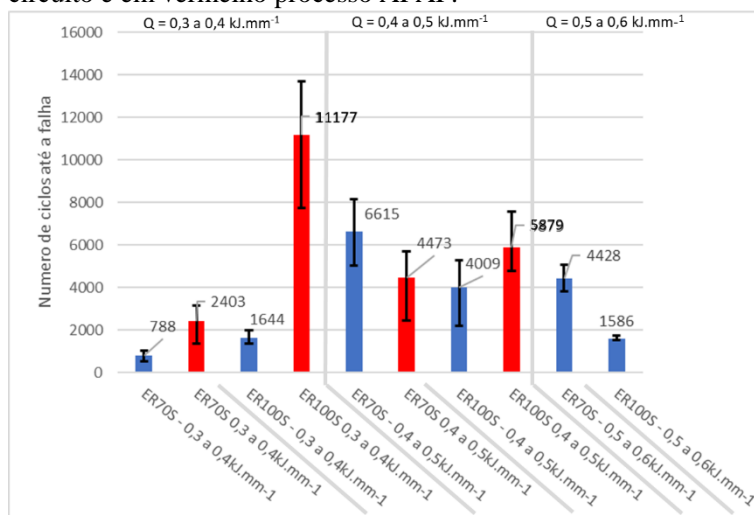
5.2.4 Fadiga mecânica

As amostras que apresentaram tensão de escoamento superior a 600 MPa foram submetidas ao ensaio de fadiga mecânica. No entanto, as amostras do processo de soldagem pulsado não atingiram a resistência mecânica mínima à tração, conforme definido pela norma, o que compromete seu uso em elementos estruturais de alta resistência. Por esse motivo, essas amostras não foram testadas quanto à resistência à fadiga.

Na figura 85 são apresentados os valores médios de ciclos atingidos até a ruptura para a carga de 500MPa para as amostras curto circuito e APAF. As colunas em azul indicam as amostras do processo curto circuito e as de coloração vermelha o processo APAF.

A barra de desvio indicada na figura 85 corresponde aos valores mínimos e máximos atingidos pelos corpos de prova de cada amostra.

Figura 85- Número médio de ciclos até ruptura para as diferentes amostras submetidas ao ensaio de fadiga, onde: em azul processo de curto circuito e em vermelho processo APAF.



Fonte: Do autor (2024)

Os menores números de ciclos médios até a fratura foram obtidos no processo de soldagem por curto-circuito, ficando abaixo de 2.000 ciclos para a energia de 0,3 a 0,4 kJ.mm⁻¹. Foram registrados 788 ± 250 ciclos e 1.644 ± 325 ciclos para os arames eletrodos ER70S e ER100S, respectivamente, e 1.586 ± 123 ciclos para o arame eletrodo ER100S com energia de 0,5 a 0,6kJ.mm⁻¹.

Na faixa de 2.000 a 4.000 ciclos médios a amostra APAF teve o seu pior resultado 2.403 ± 938 na energia de 0,3 a 0,4kJ.mm⁻¹ para o arame eletrodo ER70S. Este valor ficou muito próximo dos valores do curto circuito para a mesma energia, sendo que o valor mínimo desta amostra foi de 1.350 ciclos

A maior quantidade de amostras está localizada na faixa entre 4.000 e 6.000 ciclos médios, 0,4 a 0,5kJ.mm⁻¹ no APAF para ambos os arame eletrodos, 0,4 a 0,5kJ.mm⁻¹ no curto circuito para o arame eletrodo ER100S e na maior energia utilizada no estudo 0,5 a 0,6kJ.mm⁻¹ no curto circuito, para o arame eletrodo ER70S.

O arame eletrodo ER70S, na energia de 0,4 a 0,5kJ.mm⁻¹, para o curto circuito, obteve os melhores resultados médios para este processo, suportando o ciclo médio de 6.615 ± 1.564 , com valores máximos de 8.147 e mínimo de 5.021 ciclos.

Dentre todas as amostras ensaiadas o arame eletrodo ER100S do processo APAF, na energia de 0,3 a 0,4kJ.mm⁻¹, alcançou os maiores ciclos médios, 11.177 ± 3.089 e maior desvio, com mínimo de 7.734 e máximo de 13.706 ciclos. O segundo melhor resultado foi obtido pelo processo curto circuito na energia de 0,4 a 0,5kJ.mm⁻¹ para o ER70S com 6.615 ± 1.564 ciclos médios, com mínimo de 5.021 e máximo de 8.147 ciclos. Entretanto, ao se observar a variação entre as duas melhores amostras, elas se coincidem.

Ambos os processos de soldagem apresentaram os maiores ciclos nos valores medianos de energia de soldagem, 0,4 a 0,5kJ.mm⁻¹ e 0,3 a 0,4kJ.mm⁻¹ para o curto circuito e APAF, respectivamente. Logo após os valores de resistência a fadiga se deterioraram para ambos os processos de transferência metálica.

Foi notado também que na energia de 0,3 a 0,4kJ.mm⁻¹ o processo curto circuito apresentou os menores valores de resistência a fadiga para ambos os arames eletrodos. e que após esta energia o ER70S obteve melhores resultados que o ER100S nas energias restantes.

Já no processo APAF, o arame eletrodo ER100S alcançou os maiores valores de resistência a fadiga quando comparado ao arame eletrodo ER70S, para as mesmas energias.

A associação entre a menor espessura da ZTA, e a resistência mecânica do ER100S, minimizaram as alterações microestruturais no processo APAF, a menor camada de ZTA e a mistura com a dureza equivalente ao MB elevaram a resistência da amostras soldada com o arame eletrodo ER100S, na energia 0,3 a 0,4kJ.mm⁻¹ do processo APAF.

O efeito observado no processo APAF não foi observado na amostra do processo de curto circuito, pois neste a camada de ZTA é maior. Desta forma a carga aplicada na fadiga (500MPa) causou deformações plásticas em uma extensão maior dos corpos de prova ensaiados, reduzindo o número de ciclos.

5.2.4.1 Fractografia

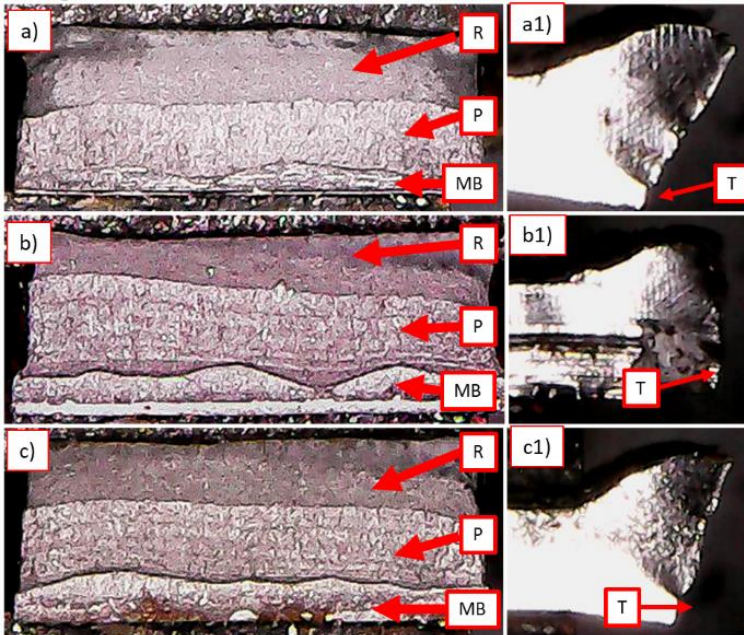
A seguir estão apresentadas as fractografias das amostras ensaiadas no ensaio de fadiga mecânica.

Nas figuras 86 a 97 são apresentadas as imagens da fratura pertencentes as amostras do processo curto circuito nas diferentes energias de soldagem.

Na menor energia, de 0,3 a 0,4kJ.mm⁻¹, no processo de curto circuito para o ER70S (Figura 86), o início da trinca ocorreu na raiz da solda, como mostrado nas Figuras 86(a1), (b1) e (c1) de todas as amostras. Nessas imagens, também é possível identificar o MB, já que, conforme observado na macrografia, não houve fusão total das peças.

A região de marca de praia, identificada na figura como “P”, característica do esforço cíclico de tração é identificada nas amostras. Este tipo de estrutura de falha forma linhas horizontais formando camadas até a redução de área da amostra “R”, que leva a falha catastrófica.

Figura 86 - Superfície de fratura dos três corpos de prova pertencentes a amostra curto circuito 03 a 04 $\text{kJ}\cdot\text{mm}^{-1}$ com identificação das regiões de início de trinca "T", marcas de praia "P" e de ruptura "R" e "MB" metal de base para o arame eletrodo ER70S.



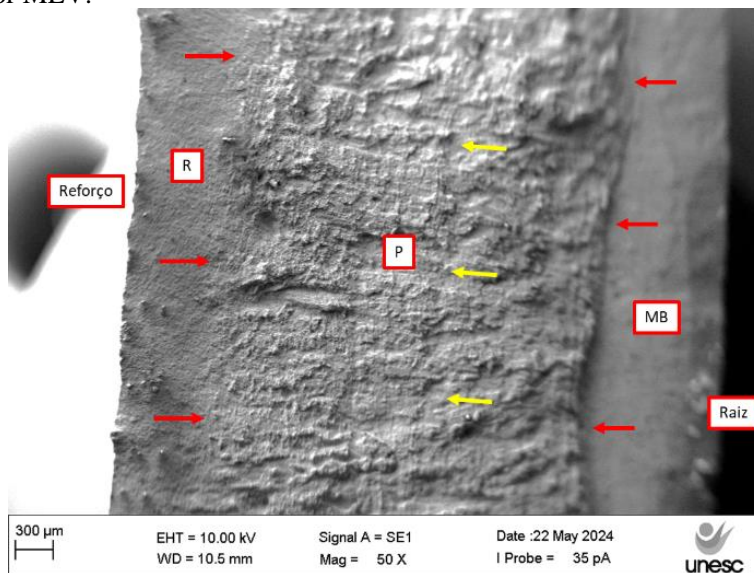
Fonte: Do autor (2024)

Observando a imagem obtida por MEV, figura 87, na topografia superficial da fratura é possível identificar o MB como uma superfície lisa e de baixo relevo com tamanho aproximado de $1.000\mu\text{m}$, em que as setas determinam a transição entre as diferentes regiões da topografia da falha.

Por sua vez, as marcas de praia apresentam superfície rugosa com deformação da superfície, causada pela tração seguida do alívio da carga. A cada ciclo são formadas pequenas deformações plásticas, que se rompem, formando as linhas verticais na figura 87 (identificada pelas setas em amarelo). Está com tamanho aproximado de $2.720\mu\text{m}$.

Ao se atingir o limite crítico de ciclos de carga ocorre a ruptura, indicada como "R", na figura 87. Esta possui uma superfície mais lisa, ao ser comparado com as marcas de praia, com tamanho aproximado de $880\mu\text{m}$, característico da propagação constante da trinca.

Figura 87 - Imagem da superfície de fratura da amostra curto circuito 03 a $04\text{kJ}\cdot\text{mm}^{-1}$ com identificação das regiões de marcas de praia "P" e de ruptura "R" e metal de base "MB" para o arame eletrodo ER70S, obtida por MEV.



Fonte: Do autor (2024)

Para a mesma energia de soldagem, para o ER100S, as regiões identificadas na figura 88, são semelhantes nos dois primeiros corpos de prova, figura 88(a) e (b), com presença do MB da marca de praia "P" e ruptura "R".

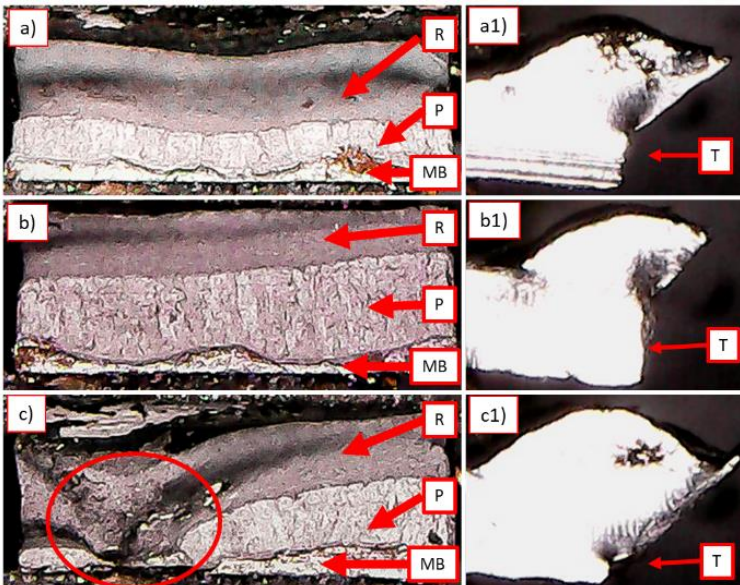
Pelas imagens laterais da trinca, 88(a1) e (b1) o comportamento da falha foi similar, onde até a região de marca de praia a trinca se propagou de forma vertical e na região de ruptura "R" a mesma se inclinou, próximo a 45° , na região próxima a ZTA e a MS. Para estas amostras a topografia é semelhante as da amostra anterior.

O corpo de prova apresentando na figura 88(c), apresentou alteração da região de falha, indicado pelo círculo em vermelho. Nesta amostra a marca de praia foi reduzida.

Apesar da variação visível no tamanho das marcas de praia a amostra não teve grande variação dos valores do número de ciclos, estando esta amostra com os valores mais baixos na resistência a carga dinâmica, 1.644 ± 324 ciclos até a ruptura.

A geometria lateral da fratura foi similar para ambos os corpos de prova, como pode ser visto nas figuras 88(a1), (b1) e (c1). Nesta última, a trinca na raiz da solda foi menor na vertical no lado esquerdo da figura 88(c1), em comparação com as demais. Entretanto, todas seguiram a geometria da mistura.

Figura 88 - Superfície de fratura dos três corpos de prova pertencentes a amostra curto circuito 0,3 a $0,4\text{kJ}\cdot\text{mm}^{-1}$ com identificação das regiões de início de trinca "T", marcas de praia "P" e de ruptura "R", para o arame eletrodo ER100S.

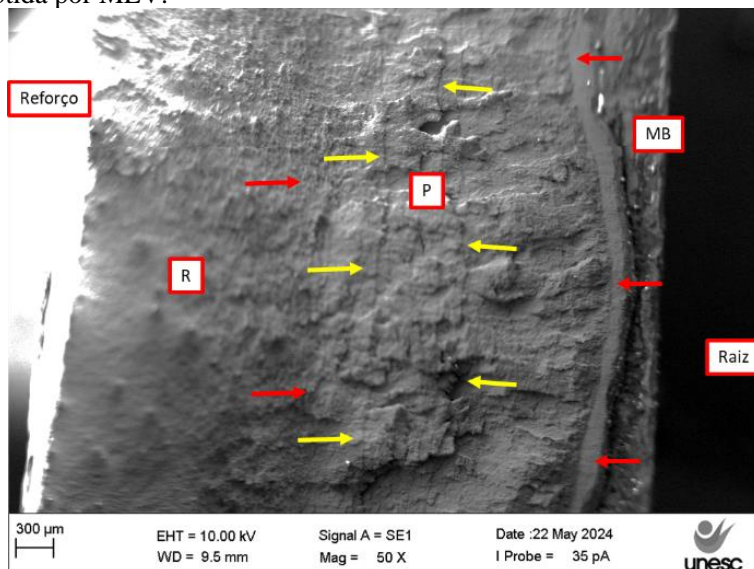


Fonte: Do autor (2024)

A imagem obtida pelo MEV para a amostra curto circuito 0,3 a $0,4\text{kJ}\cdot\text{mm}^{-1}$ para o ER100S e apresentada na figura 89. A topografia ficou definida pelas setas vermelhas, em que é possível observar a falta de fusão pela presença do MB, formando uma linha na parte direita da imagem e as regiões de marca de praia e fratura.

Comparando entre os arames eletrodos, no ER100S a topografia da marca de praia está mais grosseira, formando placas maiores, as marcas características da marca de praia, setas em amarelo, percorrem a extensão da imagem.

Figura 89 - Imagem da superfície de fratura da amostra curto circuito 0,3 a 0,4kJ.mm⁻¹ com identificação das regiões de marcas de praia "P" e de ruptura "R" e metal de base "MB" para o arame eletrodo ER100S, obtida por MEV.



Fonte: Do autor (2024)

O aumento da energia de soldagem para as amostras de curto circuito teve efeito sobre a topografia da fratura, principalmente na região de início da trinca. Observou-se que para a energia de 0,4 a 0,5kJ.mm⁻¹ a formação das trincas teve início na região próximo ao reforço da soldagem.

Na figura 90 estão apresentados os corpos de prova do arame eletrodo ER70S que obtiveram a maior resistência a fadiga da amostra curto circuito (6.615 ± 1563 ciclos).

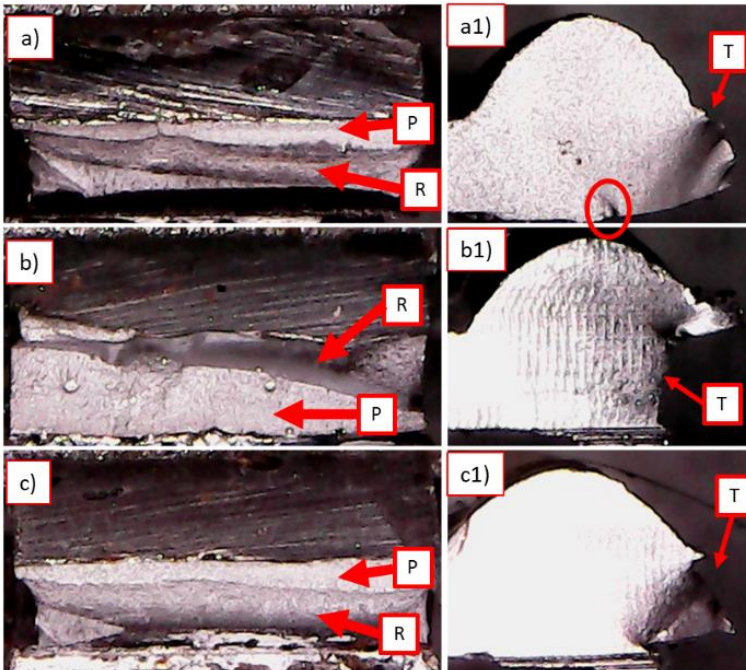
Os corpos de prova apresentados nas figuras 90(a) e (c), curto circuito 0,4 a 0,5kJ.mm⁻¹ do ER70S, possuem topografia com pequenas áreas de marca de praia e ruptura. Isso ocorreu devido a deformação plástica da peça durante a ruptura. As figuras 90(a1) e (c1) mostram que o início da trinca se deu na interface entre o reforço da solda e o MB, se propagando em direção a raiz da solda.

Já para o segundo corpo de prova apresentado na figura 90(b), da amostra curto circuito 0,4 a 0,5kJ.mm⁻¹ do ER70S, o comportamento foi distinto, com a trinca iniciando da raiz da solda em direção ao topo. Este

fato fica mais evidente na figura 90(b1), em que ocorreu menor deformação plástica. Por este motivo, a imagem apresenta uma região de marca de praia mais espessa, em comparação com as demais amostras.

Observou-se também que o corpo de prova, figura 90(a) apresentou trinca na raiz da solda, região circulada. Não é possível determinar se esta trinca se iniciou na fratura final da peça ou durante a fadiga. Nos demais corpos de prova não foi identificada trinca na estrutura. E todas as fraturas percorreram a região da ZTA na amostra curto circuito 0,4 a $0,5\text{kJ}\cdot\text{mm}^{-1}$ do ER70S.

Figura 90 - Superfície de fratura dos três corpos de prova pertencentes a amostra curto circuito 0,4 a $0,5\text{kJ}\cdot\text{mm}^{-1}$ com identificação das regiões de início de trinca "T", marcas de praia "P" e de ruptura "R", para o arame eletrodo ER70S

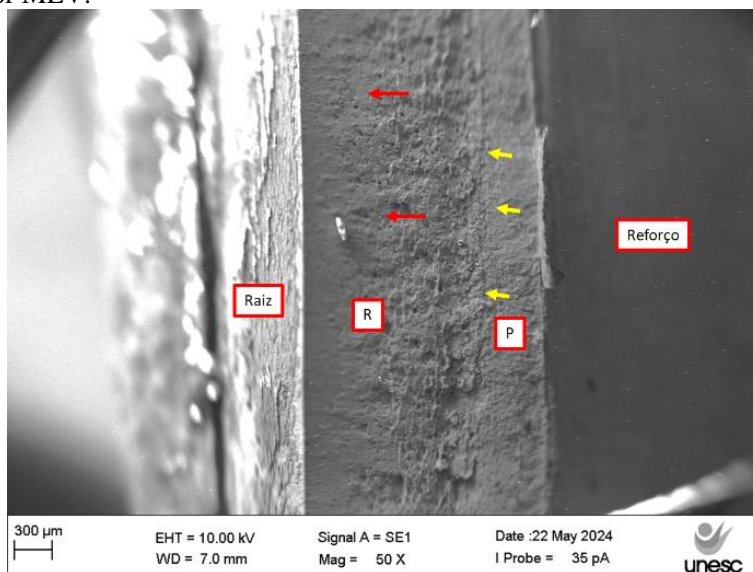


Fonte: Do autor (2024)

Observando a imagem obtida pelo MEV, figura 91, tem-se duas regiões de marca de praia e ruptura. Na primeira ocorre mudança na topografia, em que no início, próximo ao reforço, as marcas de praia são finas e próximas, indicando uma pequena deformação plástica. À medida

que ocorre o avanço da trinca, a deformação se intensifica criando um novo aspecto, seta amarela, na topografia.

Figura 91 - Imagem da superfície de fratura da amostra curto circuito 0,4 a $0,5\text{kJ}\cdot\text{mm}^{-1}$ com identificação das regiões de marcas de praia "P" e de ruptura "R" e metal de base "MB" para o arame eletrodo ER70S, obtida por MEV.



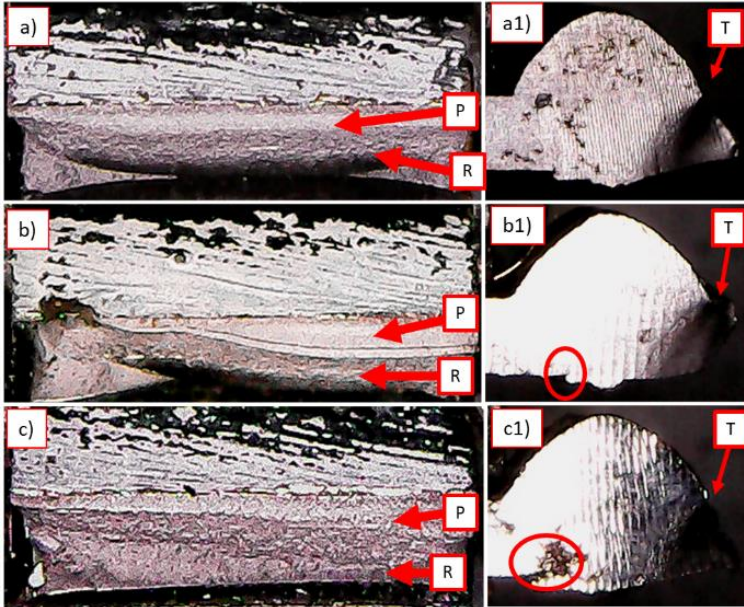
Fonte: Do autor (2024)

Para as amostras do ER100S, energia de $0,4$ a $0,5\text{kJ}\cdot\text{mm}^{-1}$ no curto circuito, os corpos de prova também apresentaram o início da trinca na região da interface entre o reforço e o MB.

Assim como a amostra de mesma energia e de arame eletrodo distinto, ocorreu deformação plástica dos corpos de prova nos últimos ciclos de fadiga. Isso causou distorções (figura 92) com redução aparente da região de marca de praia.

Apesar da deformação plástica, as diferentes zonas de marca de praia e ruptura são possíveis de ser identificadas, figura 92. Além destas, os corpos de prova 02 e 03 ensaiados, figura 92(b) e (c), apresentaram trincas na raiz, entre a mistura e a ZTA. Estas podem ter sido geradas durante a ruptura ou nos ciclos finais da fadiga.

Figura 92 - Superfície de fratura dos três corpos de prova pertencentes a amostra curto circuito 0,4 a 0,5kJ.mm⁻¹ com identificação das regiões de início de trinca "T", marcas de praia "P" e de ruptura "R", para o arame eletrodo ER100S.

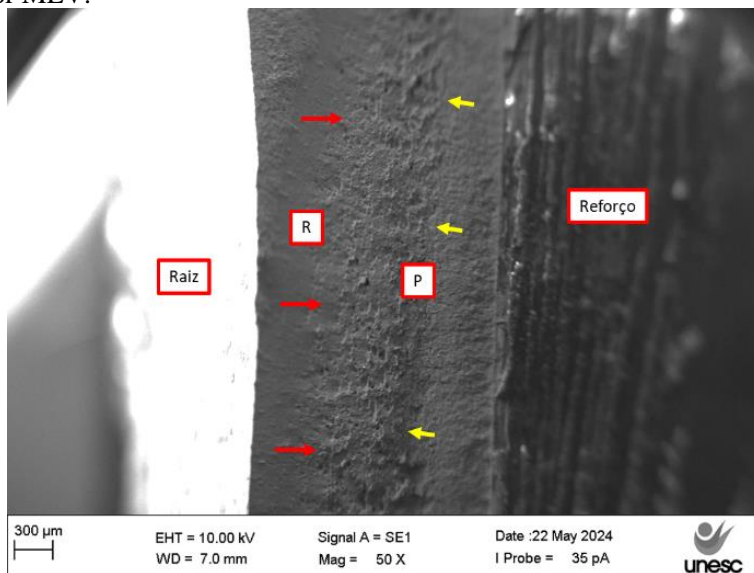


Fonte: Do autor (2024)

Assim como na amostra anterior de mesma energia de soldagem do ER70S, a marca de praia apresentou duas regiões, figura 93, na amostra do ER100S, indicando duas condições de deformação plástica superficial, uma entre o reforço e as setas amarelas e outra entre setas amarelas e vermelhas.

Ao se atingir o ponto crítico, setas vermelhas, ocorreu a ruptura do corpo de prova. Nesta a superfície da fratura apresenta um aspecto liso contrastando com a superfície das marcas de praia deformadas.

Figura 93 - Imagem da superfície de fratura da amostra curto circuito 0,4 a $0,5\text{kJ}\cdot\text{mm}^{-1}$ com identificação das regiões de marcas de praia "P" e de ruptura "R" e metal de base "MB" para o arame eletrodo ER100S, obtida por MEV.

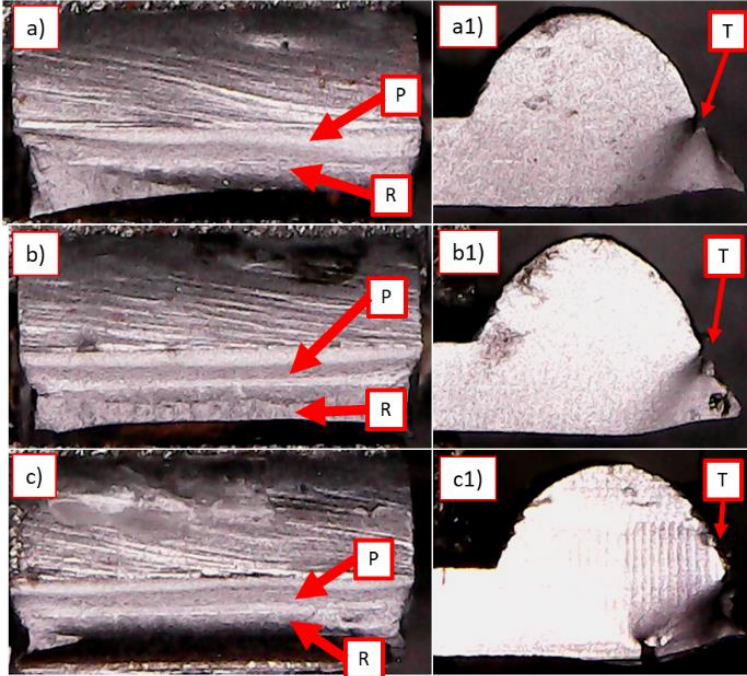


Fonte: Do autor (2024)

A última energia de soldagem para o curto circuito, $0,5$ a $0,6\text{kJ}\cdot\text{mm}^{-1}$, apresentou a Fractografia semelhante entre os dois arames eletrodos e a energia $0,4$ a $0,5\text{kJ}\cdot\text{mm}^{-1}$.

A figura 94 apresenta para o ER70S a Fractografia com as regiões de marca de praia e ruptura definidas. As trincas iniciaram na interface entre o reforço da solda e o MB, gerando alongamento da peça na fratura, como podem ser observadas nas figuras 94(a1), (b1) e (c1).

Figura 94 - Superfície de fratura dos três corpos de prova pertencentes a amostra curto circuito 0,5 a 0,6kJ.mm⁻¹ com identificação das regiões de início de trinca "T", marcas de praia "P" e de ruptura "R", para o arame eletrodo ER70S.

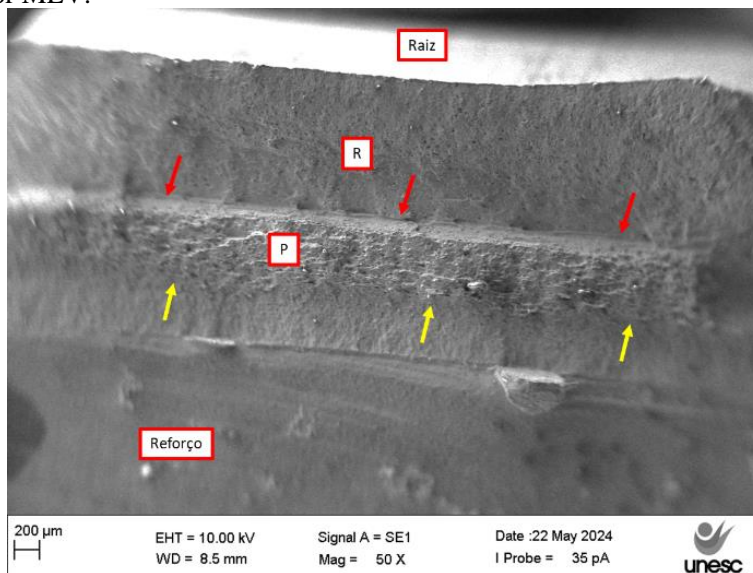


Fonte: Do autor (2024)

Na imagem obtida por MEV, figura 95, as regiões estão definidas, com as duas topografias da marca de praia presentes e a ruptura. A marca de praia inicia com a nucleação da trinca na ZTA, próximo ao reforço da solda, avança até as setas amarelas com uma superfície de baixa deformação plástica. Logo após a região indicada pelas setas, ela toma um aspecto mais rugoso com linhas de deformação bem definidas e sobressaltadas.

Ao atingir o ponto crítico, a trinca se propaga rompendo o corpo de prova, apresentando-se na figura 95 como uma depressão e um rápido avanço em direção a raiz da solda.

Figura 95 - Imagem da superfície de fratura da amostra curto circuito 0,5 a $0,6\text{kJ}\cdot\text{mm}^{-1}$ com identificação das regiões de marcas de praia "P" e de ruptura "R" e metal de base "MB" para o arame eletrodo ER70S, obtida por MEV.

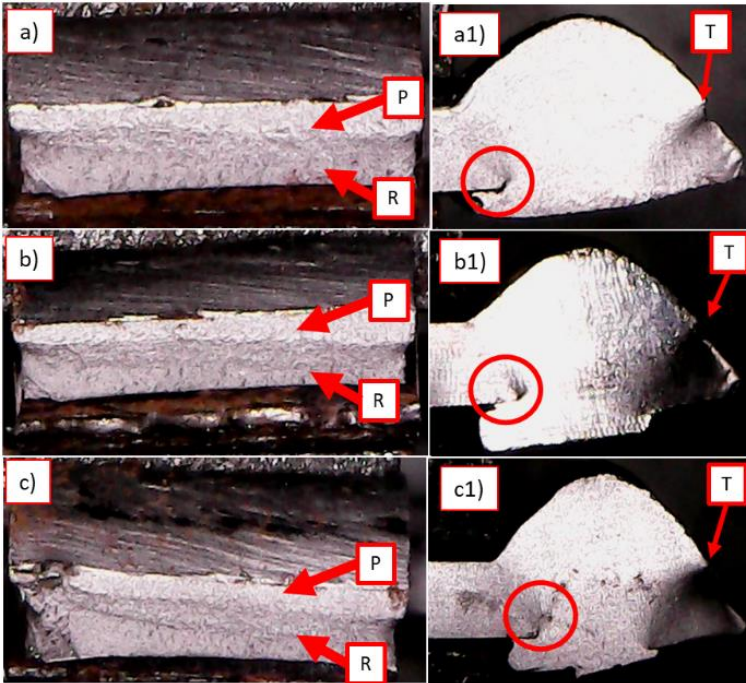


Fonte: Do autor (2024)

Os corpos de prova do ER100S para a energia de soldagem de $0,5$ a $0,6\text{kJ}\cdot\text{mm}^{-1}$ apresentaram início da trinca na interface entre o reforço da solda e o MB, com deformação plástica na ruptura, figura 96, conforme as demais amostras que apresentaram fusão no reverso da solda. Nesta amostra uma pequena parte do cobre junta está presente na raiz da solda, o que causou início de trinca em todos os corpos de prova, como observado nas figuras 96(a1), (b1) e (c1). Entretanto a fratura não ocorreu devido a esta trinca e sim no topo da solda, na região da ZTA.

Figura 96 - Superfície de fratura dos três corpos de prova pertencentes a amostra curto circuito $0,5$ a $0,6\text{kJ}\cdot\text{mm}^{-1}$ com identificação das regiões de

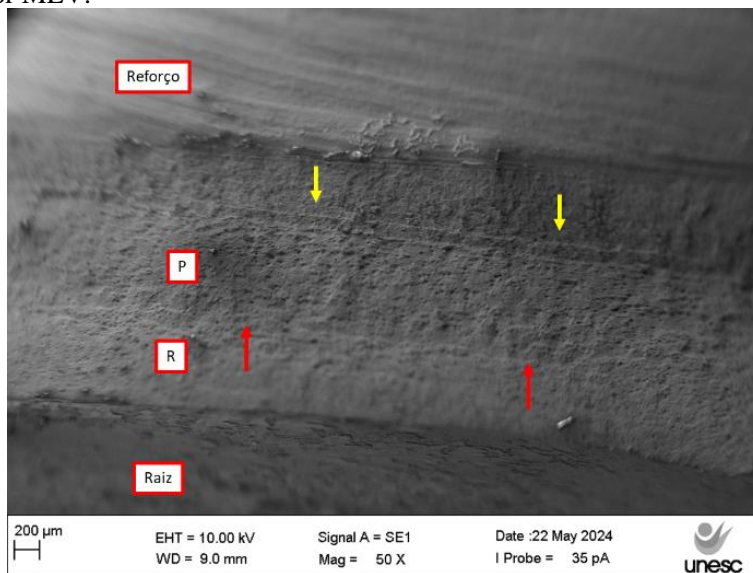
início de trinca "T", marcas de praia "P" e de ruptura "R", para o arame eletrodo ER100S.



Fonte: Do autor (2024)

A imagem obtida por MEV, figura 97, para a amostra curto circuito 0,5 a 0,6kJ.mm⁻¹ do ER100S, não apresentou as regiões de marca de praia com as duas topografias bem definidas, conforme as amostras anteriores. Entretanto, é possível observar que as linhas de praia, seta em amarelo, estão presentes.

Figura 97 - Imagem da superfície de fratura da amostra curto circuito 0,5 a $0,6\text{kJ}\cdot\text{mm}^{-1}$ com identificação das regiões de marcas de praia "P" e de ruptura "R" e metal de base "MB" para o arame eletrodo ER100S, obtida por MEV.



Fonte: Do autor (2024)

As factografias das amostras soldadas pelo processo APAF estão apresentadas das figuras 98 a 105.

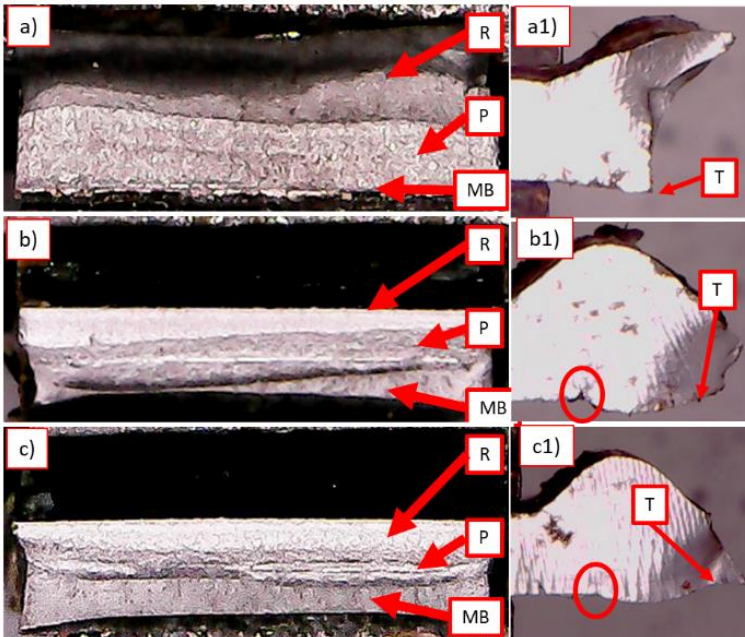
Nos corpos de prova da amostra APAF com energia, 0,3 a $0,4\text{kJ}\cdot\text{mm}^{-1}$ para o ER70S, a trinca iniciou na raiz da solda. Este início foi acelerado pela falta de fusão total, como pode ser observado na figura 91, em que é possível observar o MB.

A falta de fusão foi semelhante à ocorrida no processo de curto circuito para a energia 0,3 a $0,4\text{kJ}\cdot\text{mm}^{-1}$, principalmente para o corpo de prova da figura 98(a1) em que a trinca inicial percorre o sentido vertical, identificando uma ruptura frágil.

Para os demais corpos de prova figuras 98(b1) e (c1) ocorreu a deformação plástica da região de fratura. Este efeito só foi observado no processo de curto circuito em energias de soldagem acima de $0,4\text{kJ}\cdot\text{mm}^{-1}$. Observando a topografia da superfete fraturada, figura 98, este efeito de deformação causou a redução da espessura das camadas de marca de praia e ruptura para os corpos de prova nas figuras 91(b) e 91(c).

O efeito do tipo de fratura, frágil e dúctil, está relacionado ao número de ciclos. Onde o corpo de prova de ruptura frágil suportou 1.350 ciclos e os demais 2.711 e 3.149 respectivamente. Este efeito, também possui relação com a distância do início da solda, quanto mais próximo do início do cordão de solda menor o número de ciclos suportado e mais frágil a fratura.

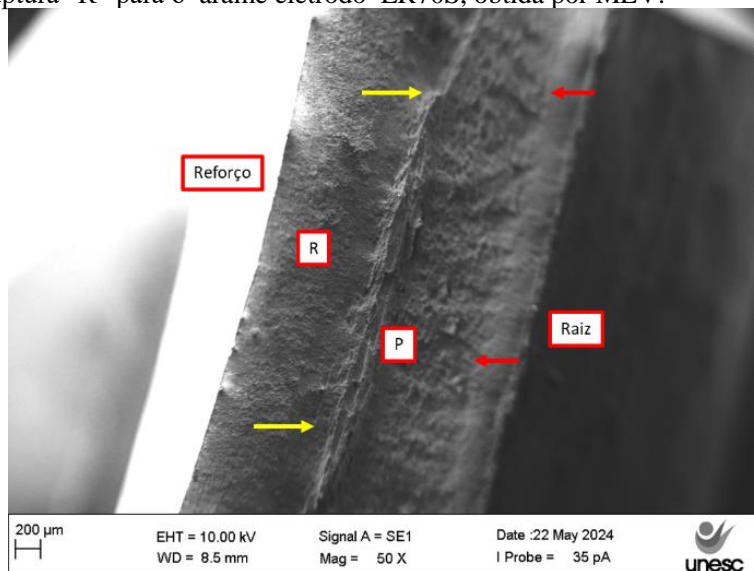
Figura 98 - Superfície de fratura dos três corpos de prova pertencentes a amostra APAF 0,3 a 0,4kJ.mm⁻¹ com identificação das regiões de início de trinca "T", marcas de praia "P" e de ruptura "R" para o arame eletrodo ER70S.



Fonte: Do autor (2024)

Na figura 99 é possível identificar as diferentes topografias, com o início da trinca apresentando a superfície lisa. O início da fratura com as marcas de praia e o efeito da deformação plástica no final das marcas de praia, com ressalto na imagem, próximo as setas amarelas e na sequência a ruptura.

Figura 99 – Imagem da superfície de fratura da amostra APAF 0,3 a $0,4\text{kJ}\cdot\text{mm}^{-1}$ com identificação das regiões de marcas de praia "P" e de ruptura "R" para o arame eletrodo ER70S, obtida por MEV.

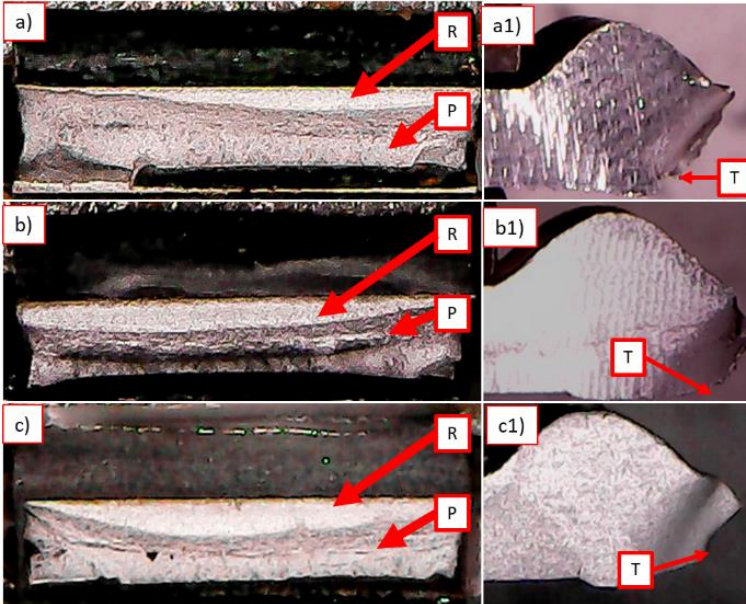


Fonte: Do autor (2024)

O comportamento na fratura da amostra ER100S do processo APAF na energia 0,3 a $0,4\text{kJ}\cdot\text{mm}^{-1}$, figura 100, foi semelhante ao obtido no arame eletrodo ER70S com o início da trinca na raiz da solda. Entretanto, para esta amostra a penetração da solda foi total e somente são possíveis de identificar as marcas de praia e a ruptura.

Todos os corpos de prova apresentaram fratura dúctil, com deformação visível, em diferentes graus. Entretanto, ao contrário do ER70S, o ciclo até fadiga foi de 12.092, 7.734 e 13.706 ciclos, figura 100(a1), (b1) e (c1) para os corpos de prova respectivamente, com o menor valor obtido no corpo de prova da figura 100(b) que é mais distante do início do cordão de solda que seu antecessor.

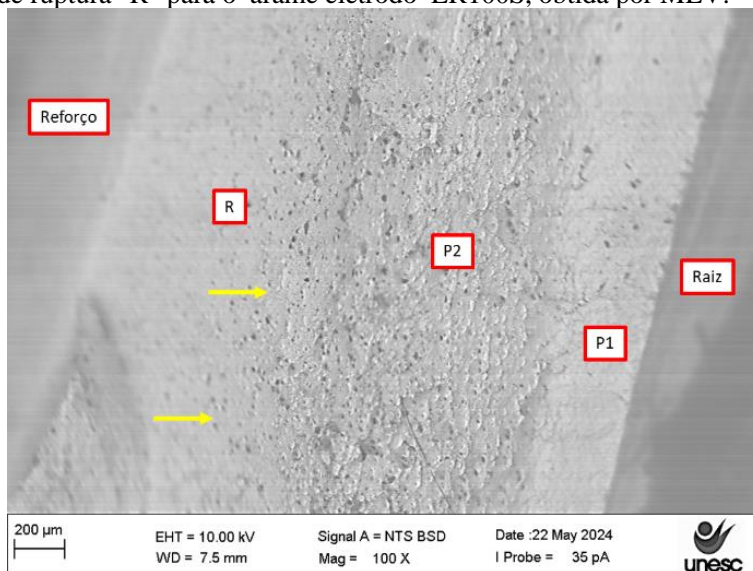
Figura 100 - Superfície de fratura dos três corpos de prova pertencentes a amostra APAF 0,3 a 0,4kJ.mm⁻¹ com identificação das regiões de início de trinca "T", marcas de praia "P" e de ruptura "R" para o arame eletrodo ER100S.



Fonte: Do autor (2024)

A topografia da amostra ER100S, figura 101, apresentou três regiões P1, P2 e R (ruptura). Em P1 as marcas de praia são pequenas e pouco perceptíveis, enquanto que em P2 as deformações plásticas são mais visíveis. A região R corresponde a ruptura final do corpo de prova.

Figura 101 - Imagem da superfície de fratura da amostra APAF 0,3 a $0,4\text{kJ}\cdot\text{mm}^{-1}$ com identificação das regiões de marcas de praia "P1" e "P2" e de ruptura "R" para o arame eletrodo ER100S, obtida por MEV.



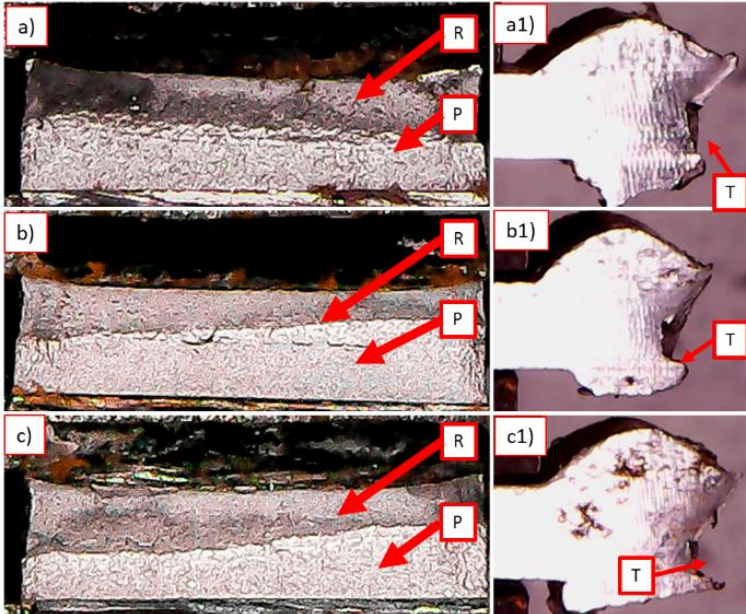
Fonte: Do autor (2024)

A amostra pertencente ao ER70S do processo Rapidarc na energia de $0,4$ a $0,5\text{kJ}\cdot\text{mm}^{-1}$, figura 102, apresenta as regiões de marca de praia e de ruptura bem definidas. Todos os corpos de prova apresentaram o início da trinca na região próxima à raiz da solda, contornando a região da ZTA, figuras 102(a1), (b1) e (c1), sem presença de deformação plástica visível.

Esta amostra apresentou um comportamento de fratura frágil com ciclo médio de fadiga igual a 4.473 ± 1.768 , que é superior à da energia de $0,3$ a $0,4\text{kJ}\cdot\text{mm}^{-1}$ (2.406 ± 938 ciclos) para o mesmo arame eletrodo. Assim como as demais identificou-se uma crescente na resistência a fadiga, conforme a distância do cordão de solda. Entretanto, este efeito não causou alterações visíveis no formato da fratura.

Figura 102 - Superfície de fratura dos três corpos de prova pertencentes a amostra APAF $0,4$ a $0,5\text{kJ}\cdot\text{mm}^{-1}$ com identificação das regiões de início

de trinca "T", marcas de praia "P" e de ruptura "R" para o arame eletrodo ER70S.

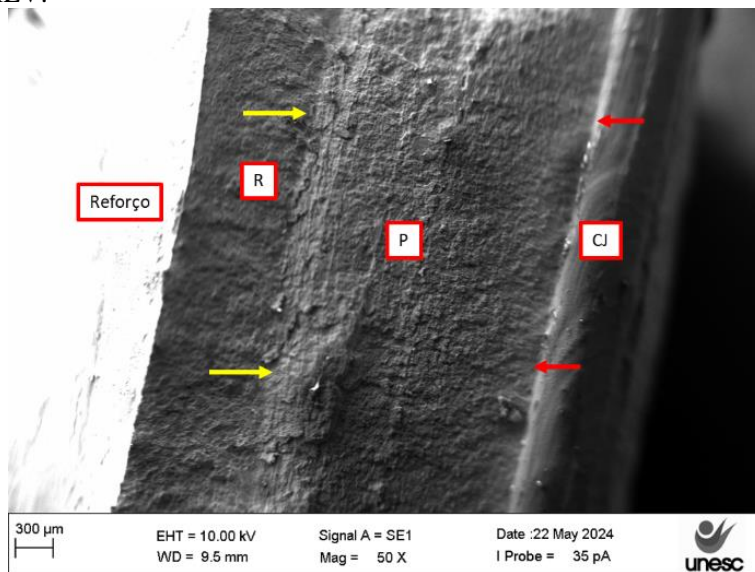


Fonte: Do autor (2024)

A topografia da superfície de fratura obtida por MEV apresenta as diferentes regiões da fratura, onde é possível observar o cobre junta ou fusão no reverso da solda. A imagem da figura 103 se assemelha as demais onde a superfície das marcas de praias apresenta uma deformação, principalmente próximo a região de fratura.

Figura 103 - Imagem da superfície de fratura da amostra APAF 0,4 a $0,5\text{kJ}\cdot\text{mm}^{-1}$ com identificação das regiões de marcas de praia "P" e de

ruptura "R" e cobre junta "CJ" para o arame eletrodo ER70S, obtida por MEV.

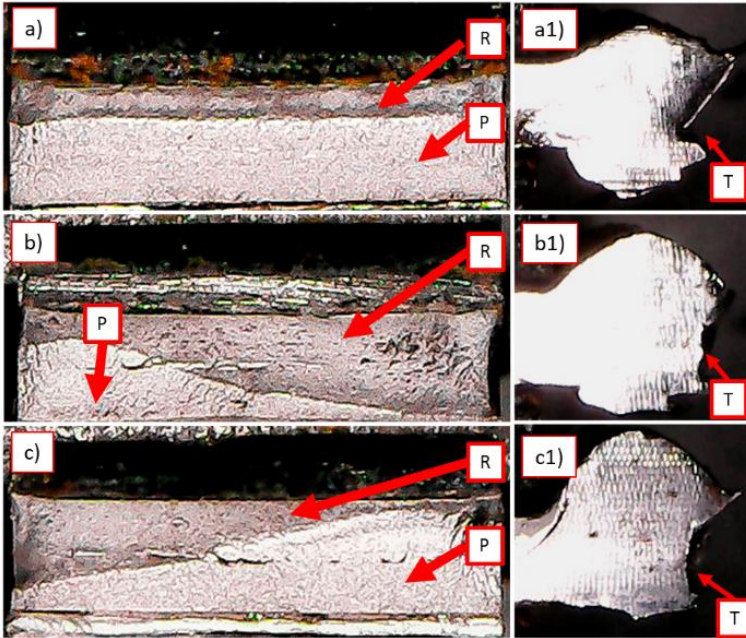


Fonte: Do autor (2024)

A amostra do ER100S do processo APAF, para a energia 0,4 a $0,5\text{kJ}\cdot\text{mm}^{-1}$, não apresentou deformação plástica visível, figura 104, indicando a fratura frágil dos corpos de prova.

Assim como na amostra anterior o início da fratura foi próximo a raiz da solda.

Figura 104 - Superfície de fratura dos três corpos de prova pertencentes a amostra APAF 0,4 a $0,5\text{kJ}\cdot\text{mm}^{-1}$ com identificação das regiões de início de trinca "T", marcas de praia "P" e de ruptura "R" para o arame eletrodo ER100S.



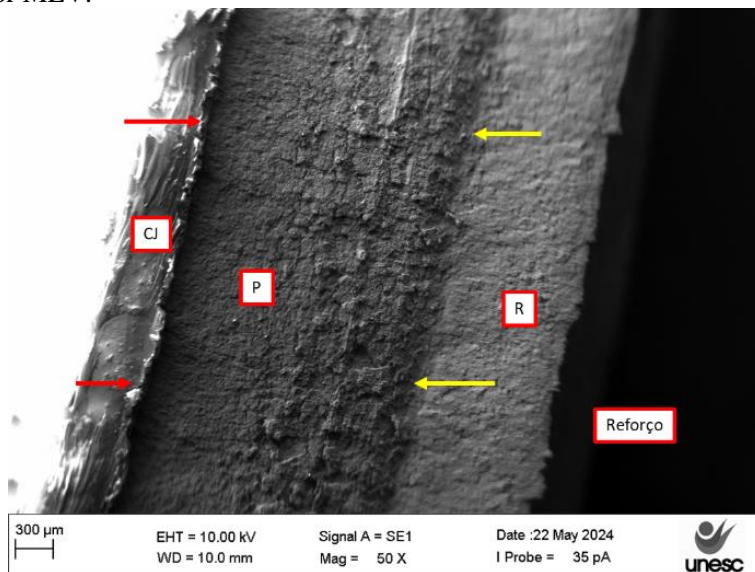
Fonte: Do autor (2024)

Na figura 105 é possível observar a topografia da superfície de fratura da amostra ER100S. Próximo a seta vermelha tem-se o início da trinca e até as setas amarelas tem-se a região de marca de praia seguido da ruptura do corpo de prova.

Assim como as amostras anteriores, na região próxima ao início da fratura "R", ocorre uma deformação maior da região de marca de praia conforme o aumento no número de ciclos até o ponto crítico da fratura do corpo de prova

Figura 105 - Imagem da superfície de fratura da amostra APAF 0,4 a $0,5\text{kJ}\cdot\text{mm}^{-1}$ com identificação das regiões de marcas de praia "P" e de

ruptura "R" e cobre junta "CJ" para o arame eletrodo ER100S, obtida por MEV.



Fonte: Do autor (2024)

A observação das fractografia das amostras ensaiadas apresenta as diferentes regiões da fadiga e o efeito da energia de soldagem sobre as mesmas. Os corpos de prova que mais suportaram os ciclos de fadiga tiveram o início da trinca na superfície da chapa, na interface entre o MB e a ZTA, semelhante ao ocorrido no ensaio de tração.

A fragilidade nas rupturas mesmo aplicando 67% a 71% da tensão de escoamento a qual as amostras soldadas apresentaram demonstra o efeito que a microestrutura das diferentes regiões possui sobre as propriedades de resistência a fadiga que as amostras possuem.

6. CONCLUSÃO

O objetivo deste estudo é avaliar como diferentes modos de transferência de metal, como curto circuito, pulsado e APAF, influenciam o comportamento mecânico, incluindo resistência à fadiga sob carga cíclica na soldagem do aço ARBL DIN EN10149-2 S700MC, com espessura de 3 mm.

O processo de soldagem por arco pulsado, conhecido por sua baixa penetração, apresentou os melhores resultados para o arame eletrodo ER70S com a energia de soldagem entre $0,5$ a $0,6 \text{kJ}\cdot\text{mm}^{-1}$, obtendo-se uma velocidade de soldagem de $4,6 \text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$, corrente de $111,2\text{A}$ e tensão de 19V . Apesar disso, as propriedades mecânicas foram comprometidas, especialmente devido ao crescimento dos grãos ZTA, resultando em uma tensão de escoamento média de 617MPa e um alongamento máximo de $5,3\pm 0,6\%$. A limitação da tensão de escoamento impediu a realização de testes de fadiga, restringindo o uso deste processo para a soldagem do ARBL DIN EN10149-2S700MC com espessura de 3mm .

Por outro lado, o processo de soldagem por curto circuito, amplamente empregado, demonstrou melhores resultados de fusão total com a energia de $0,4$ a $0,5 \text{kJ}\cdot\text{mm}^{-1}$, velocidade de soldagem de $9,3 \text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$, corrente de $256,5\text{A}$ e tensão de 20V . Além disso, o arame eletrodo ER70S apresentou maior resistência mecânica, com tensão de escoamento de 706MPa e resistência à tração de 851MPa , superando o ER100S na tensão máxima. O aumento da energia de soldagem, no entanto, causou uma deterioração nas propriedades de resistência à tração e à fadiga, além de reduzir a resistência ao dobramento na raiz da solda, devido a mudanças microestruturais da ZTA, com aumento da região afetada.

O processo APAF destacou-se pelos bons resultados na energia mediana, tanto em termos de fusão total quanto de propriedades mecânicas. Utilizando uma energia entre $0,3$ a $0,4 \text{kJ}\cdot\text{mm}^{-1}$, foi possível atingir uma velocidade de soldagem de $22,5 \text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$, corrente de $238,3\text{A}$ e tensão de $24,6\text{V}$, resultando em tensões de escoamento superiores a 734MPa e resistência à tração acima de 855MPa . Este processo também apresentou a maior resistência à fadiga, com o arame eletrodo ER100S alcançando 11.177 ± 3.089 ciclos.

A melhor eficiência do processo APAF foi demonstrada por sua capacidade de manter a resistência mecânica e apresentar a maior resistência à fadiga, mesmo com uma energia de soldagem reduzida em comparação aos outros dois modos de transferência. Esse efeito está

relacionado à corrente de soldagem mais elevada, que aumentou o aporte térmico e, conseqüentemente, a profundidade de penetração da mistura. Ao mesmo tempo, o processo conseguiu manter o tamanho da ZTA menor que nos outros modos, devido à maior velocidade de soldagem.

Em suma, este estudo revelou que, embora o processo de soldagem por curto circuito seja amplamente utilizado e apresente bons resultados, o APAF se destacou como o processo mais eficiente para garantir tanto a fusão total quanto as melhores propriedades mecânicas e de resistência à fadiga em chapas de ARBL DIN EN10149-2 S700MC com 3mm de espessura. Estes resultados contribuem para a otimização dos processos de soldagem em aplicações industriais onde alta resistência e durabilidade são essenciais.

7. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

A partir dos resultados obtidos neste estudo, sugere-se como trabalhos futuros:

- Explorar novos parâmetros de soldagem em cada módulo de transferência, buscando otimizar ainda mais a penetração e as propriedades mecânicas.
- Ampliar os testes de fadiga, considerando diferentes cargas de esforço mecânico, para uma avaliação mais abrangente da durabilidade das juntas soldadas..
- Avaliar o efeito das variações microestruturas sobre o comportamento de resistência da liga soldada
- Adotar arame eletrodos de maior resistência mecânica para investigar se há melhoria nas propriedades mecânicas e na resistência à fadiga das soldas, especialmente em aplicações que exigem maior robustez.

8. REFERÊNCIAS

AGUIAR, P.G.O Balanço de massa integrado do ferro-gusa entre altos-fornos e Aciaria da Aperam South América. Dissertação (Mestrado) Programa de pós-graduação em engenharia metalúrgica, materiais e de minas. Universidade federal de Minas Gerais. 2016. Disponível em: <http://hdl.handle.net/1843/BUBD-AEAMWP>

ANFIR – Associação Nacional dos Fabricantes de Implementos Rodoviários. Desempenho do setor, 2021. Disponível em: https://www.anfir.org.br/ADM/VIEW/ARQUIVO/ESTATISTICA/1647632070-Desempenho_Jan_Dez_2021.pdf. Acesso em: 14 maio 2022.

ANFIR – Associação Nacional dos Fabricantes de Implementos Rodoviários. *Librelato cresceu mais que o mercado de implementos em 2019.* 2019. Disponível em: <https://www.anfir.org.br/manchete.php?id=612>. Acesso em: 17 maio 2022.

ANFIR – Associação Nacional dos Fabricantes de Implementos Rodoviários. *Librelato cresceu mais que o mercado de implementos em 2019.*, 2019. Disponível em: <https://www.anfir.org.br/manchete.php?id=612>. Acesso em: 17 maio 2022.

ARCELORMITTAL. *A22 Amstrong ultra - high strength steels.* 2021. Disponível em: <https://industry.arcelormittal.com/catalogue/A22/EN>. Acesso em: 04 jan 2021.

ASM – American Society for Materials. *1017, Q235, GBT 13013.* 2022. Disponível em: <https://matdata.asminternational.org/ac/index.aspx?profileKey=AllDatabases-2a5cbf09-9dbe-429e-8c8c-3768c0077ad4>. Acesso em: 1 abr. 2022.

SCHIJVE, J. *Fatigue Crack Growth under Variable-Amplitude Loading.* In: ASM – American Society for Materials. 1996. p. 110-133. Disponível em: <https://doi.org/10.31399/asm.hb.v19.a0002356>.

ASM HANDBOOK COMMITTEE. *High-strength structural and high-strength low-alloy steels.* In: *PROPERTIES AND SELECTION: IRONS, STEELS, AND HIGH-PERFORMANCE ALLOYS.* Materials Park: ASM

International, 1990b. p. 389-423. E-book. Disponível em: <https://doi.org/10.31399/asm.hb.v01.9781627081610>.

ASTM – American Society for Testing and Materials. *A29/A29M General Requirements for Steel Bars, Carbon and Alloy, Hot-Wrought.* 2023. p. 17. Disponível em: https://compass.astm.org/document/?contentCode=ASTM%7CA0029_A0029M-23%7Cen-US. Acesso em: 11 ago. 2024.

ASTM – American Society for Testing and Materials. *A488/A488M Standard Practice for Steel Castings, Welding, Qualifications of Procedures and Personnel.* 2024. p. 20. Disponível em: https://compass.astm.org/document/?contentCode=ASTM%7CA0488_A0488M-24%7Cen-US. Acesso em: 11 ago. 2024.

ASTM – American Society for Testing and Materials. *A514/A514M Standard Specification for High-Yield-Strength, Quenched and Tempered Alloy Steel Plate, Suitable for Welding.* 2022. p. 3. Disponível em: https://compass.astm.org/document/?contentCode=ASTM%7CA0514_A0514M-22%7Cen-US. Acesso em: 11 ago. 2024.

ASTM – American Society for Testing and Materials. *A909/A909M Standard Specification for Steel Forgings, Microalloy, for General Industrial Use.* 2021. p. 4. Disponível em: https://compass.astm.org/document/?contentCode=ASTM%7CA0909_A0909M-06R21%7Cen-US. Acesso em: 11 ago. 2024.

ASTM – American Society for Testing and Materials. *E3 Standard Guide for Preparation of Metallographic Specimens.* 2017. p. 12. Disponível em: <https://compass.astm.org/document/?contentCode=ASTM%7CE0003-11R17%7Cen-US>. Acesso em: 11 ago. 2024.

ASTM - American Society for Testing and Materials. *E190 Standard Test Method for Guided Bend Test for Ductility of Welds.* 2021. p. 4. Disponível em: <https://compass.astm.org/document/?contentCode=ASTM%7CE0190-21%7Cen-US>. Acesso em 11 ago. 2024.

ASTM - American Society for Testing and Materials. *E1823 - Standard Terminology Relating to Fatigue and Fracture Testing.* 2021.

p. 25. Disponível em:
<https://compass.astm.org/document/?contentCode=ASTM%7CE1823-24A%7Cen-US>. Acesso em 11 ago. 2024.

ASTM - American Society for Testing and Materials. *E8/E8M standard test methods for tension testing of metallic materials*. 2024. p. 27. Disponível em https://compass.astm.org/document/?contentCode=ASTM%7CE0008_E0008M-24%7Cen-US. acesso em 11 ago. 2024.

BADONIYA, P. et al. Ptric influence and effect of cooling channel on bead geometry profiles of ER70S-6 manufactured using wire arc additive manufacturing. *Materials Today: Proceedings*, 2024. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2024.04.076>.

BENSCOTER, Arlan O.; BRAMFITT, Bruce L. Metallography and Microstructures of Low-Carbon and Coated Steels. *ASM Handbook, Metallography and Microstructures*, v. 9, p. 588–607, 2004. Disponível em: <https://doi.org/10.31399/asm.hb.v09.a0003761>.

BRANDOLT, Cristiane de Souza. *Aço API 5CT P110 revestido com cobalto ou níquel por HVOF: Resistência à corrosão e mapeamento por microimpressão aplicada no estudo da proteção contra fragilização por hidrogênio*. 2019. 181 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia) – Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2019. Disponível em: <http://hdl.handle.net/10183/202027>. CALLISTER JR., William D. **Fundamentos da ciência e engenharia de materiais uma abordagem integrada**. [S. l.: s. n.], 2019. v. 5

CAO, Yue et al. Modeling of weld penetration control system in GMAW-P using NARMAX methods. *Journal of Manufacturing Processes*, v. 65, n. April, p. 512–524, 2021. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2021.03.039>.

CASTRO, Carlos Alberto Carvalho. *Estudo do comportamento à fadiga de metais dentro e fora da água na presença da pressão hidrostática*. 2007. 138 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia) – Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2007. Disponível em: <http://hdl.handle.net/1843/MDAD-7DHHLF>.

CHEN, Chao et al. Analysis of droplet transfer, weld formation and

microstructure in Al-Cu alloy bead welding joint with pulsed ultrasonic-GMAW method. *Journal of Materials Processing Technology*, v. 271, n. 92, p. 144–151, 2019. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2019.03.030>.

COLPAERT, Hubertus; COSTA E SILVA, André Luís V. *Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns*. 4. ed. São Paulo: Edgard Blücher, 2008. v. 4.

CONRARDY, Chris. Gas metal arc welding. In: *WELDING FUNDAMENTALS AND PROCESSES*. Materials Park: ASM International, 2011. v. 6, p. 309–317. E-book. Disponível em: <https://doi.org/10.31399/asm.hb.v06a.a0005572>.

CORONA, Mateus Costa. Avaliação da influência das características da escória na dessulfuração do aço no refino secundário. Dissertação (mestrado) Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais. Instituto Federal do Espírito Santo. 2023. Disponível em: <https://repositorio.ifes.edu.br/handle/123456789/3787>

DAS, Subhash et al. Experimental investigation on welding of 2.25 Cr-1.0 Mo steel with regulated metal deposition and GMAW technique incorporating metal-cored wires. *Journal of Materials Research and Technology*, v. 15, p. 1007–1016, 2021. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2021.08.081>.

DEEPAK, J. R. et al. XRD investigation of GTAW, GMAW, LBW and AGTAW Corten A588 grade steel weldments. *Materials Today: Proceedings*, v. 47, p. 4844–4851, 2021. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2021.06.081>.

DENISA, Medvecká et al. Examination of fatigue life of HSLA Domex 700 MC welded joints. *Transportation Research Procedia*, [s. l.], v. 55, p. 533–537, 2021. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.trpro.2021.07.018>.

DEUS, Enio Pontes de. *Análise do processo de fraturamento em vigas de pontes de aço sob efeito de fadiga*. 1997. 232 f. Tese (Doutorado em Engenharia) – Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, São Carlos, 1997. Disponível em: <https://doi.org/10.11606/T.18.2018.tde-04052018-185357>.

DONCHEVA, Elisaveta et al. Numerical simulation of crack propagation in high-strength low-alloyed welded steel. *Procedia Structural Integrity*, v. 13, p. 483–488, 2018. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.prostr.2018.12.080>.

DONGQING, Yang et al. Droplet transfer behavior and weld formation of gas metal arc welding for high nitrogen austenitic stainless steel. *Journal of Manufacturing Processes*, v. 65, n. 200, p. 491–501, 2021. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2021.03.048>.

ESAB - Elektriska Svetsnings Aktie Bolaget. OK Aristorod 12.50. 2022. Disponível em: <https://www.esab.com.br/br/pt/products/filler-metals/mig-mag-wires-gmaw/mild-steel-wires/ok-aristorod-12-50.cfm>. Acesso em: 20 jul. 2022.

ESAB - Elektriska Svetsnings Aktie Bolaget. OK AristoRod 55. 2022. Disponível em: <https://www.esab.com.br/pt/pt/products/filler-metals/mig-mag-wires-gmaw/low-alloy-wires/ok-aristorod-55.cfm>. Acesso em: 20 jul. 2022.

ESAB - Elektriska Svetsnings Aktie Bolaget. OK Autrod 12.51. 2022. Disponível em: <https://www.esab.com.br/br/pt/products/filler-metals/mig-mag-wires-gmaw/mild-steel-wires/ok-autrod-12-51.cfm>. Acesso em: 20 jul. 2022.

ESAB - Elektriska Svetsnings Aktie Bolaget. OK Autrod 13.29. 2021. Disponível em: <https://www.esab.com.br/es/sp/products/filler-metals/mig-mag-wires-gmaw/low-alloy-wires/ok-autrod-13-29.cfm>. Acesso em: 20 jul. 2022.

FACCHINETTI, Matteo Luca. Fatigue damage of materials and structures assessed by Wöhler and Gassner frameworks: recent insights about load spectra for the automotive. *Procedia Engineering*, v. 213, p. 117–125, 2018. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.proeng.2018.02.013>.

FINE, Morris E.; CHUNG, Yip-wah. Fatigue failure in metals. In: *ASM HANDBOOK: fatigue and fracture*. 1996. v. 19, p. 63–72. Disponível em: <https://doi.org/10.31399/asm.hb.v19.a0002353>.

GUTHRIE R.I.L., JONAS J.J. Steel Processing Technology. ASM HANDBOOK - Properties and Selection: Irons, Steels, and High-Performance Alloys. v. 1, p. 107 - 125. ASM International, 1990. Disponível em: <https://doi.org/10.31399/asm.hb.v01.a0001007>

HACKENHAAR, William. Avaliação da eficiência térmica e de fusão na soldagem MAG em diferentes geometrias de juntas. 2016. 82 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais) – Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2016. Disponível em: <http://hdl.handle.net/10183/141208>.

HAO, Zheng; BOJIN, Qi; MINGXUAN, Yang. Dynamic analysis of the ultrasonic-frequency pulsed GMAW metal transfer process. *Journal of Manufacturing Processes*, v. 62, p. 283–290, 2021. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2020.12.0498>.

HARIPRASATH, P. et al. Effect of the welding technique on mechanical properties and metallurgical characteristics of the naval grade high strength low alloy steel joints produced by SMAW and GMAW. *CIRP Journal of Manufacturing Science and Technology*, v. 37, p. 584–595, 2022. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.cirpj.2022.03.007>.

HAYNES, W.M. *Handbook of Chemistry and Physics*. 95. ed. CRC Press, 2015. p. 2643. Disponível em: https://edisciplinas.usp.br/pluginfile.php/4557662/mod_resource/content/1/CRC%20Handbook%20of%20Chemistry%20and%20Physics%2095th%20Edition.pdf. Acesso em: 5 jan. 2021.

HOEPPNER, David W. Industrial significance of fatigue problems. In: ASM HANDBOOK - Fatigue and Fracture. v. 19, p. 3–4. ASM International, 1996. Disponível em: <https://doi.org/10.31399/asm.hb.v19.a0002348>.

HOLLIDAY, D. B. Gas-metal arc welding. In: ASM HANDBOOK - Welding, Brazing, and Soldering. v. 6, p. 180–185. ASM International, 1993. Disponível em: <https://doi.org/10.31399/asm.hb.v06.a0001354>.

IBRAM, Instituto Brasileiro de Mineração. Produção Mineral. 2022. Disponível em: <https://ibram.org.br/noticia/desempenho-da-mineracao-tem-queda-em-2022-mas-setor-cria-mais-empregos-e-aumentara-investimentos-para-us-50-bi-ate->

=%7BB04B15F0-C404-44AF-BAB0-0E1C4E85E4CB%7D&type=preview. Acesso em: 10 nov. 2021.

LINCOLN ELECTRIC. Precision Pulse TM Weld Process Overview. 2022. Disponível em: <https://www.lincolnelectric.com/assets/US/EN/literature/te12007.pdf>. Acesso em: 29 jan. 2022.

LINCOLN ELECTRIC. APAF Weld Process Guide. 2022. Disponível em: <https://www.lincolnelectric.com/assets/US/EN/literature/te12012.pdf>. Acesso em: 10 nov. 2021.

LINCOLN ELECTRIC. Surface Tension Transfer. 2022. Disponível em: <https://www.lincolnelectric.com/assets/us/en/literature/nx220.pdf>. Acesso em: 10 nov. 2021.

LINCOLN ELECTRIC True Energy™ Instantaneous Energy Values for the Weld., 2009. Disponível em: <https://www.lincolnelectric.com/en-gb/industries/Documents/nx140.pdf>. Acesso em: 18 jan. 2022.

LIU, Wang et al. Sensing and characterization of backside weld geometry in surface tension transfer welding of X65 pipeline. *Journal of Manufacturing Processes*, v. 78, p. 120–130, 2022. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2022.04.011>.

LUCHTENBERG, Paola et al. Effect of welding energy on the corrosion and tribological properties of duplex stainless steel weld overlay deposited by GMAW/CMT process. *Surface and Coatings Technology*, v. 375, p. 688–693, 2019. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2019.07.072>.

MARQUES, Paulo Villani. Soldagem: fundamentos e tecnologia. 4. ed. Rio de Janeiro: GEN LTC, 2016. ISSN 16005368.

MICK, Marcela Marçal Alves Pinto. Modelo de maturidade para determinar a influência da transferência de tecnologia na Indústria 4.0. 2021. 203 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Produção) — Universidade Tecnológica Federal do Paraná, 2021. Disponível em: <http://repositorio.utfpr.edu.br/jspui/handle/1/25529>. Acesso em: 17 mai 2022.

MINISTÉRIO DE MINAS E ENERGIA. Boletim do Setor Mineral 2020. 2020. Disponível em: <https://www.gov.br/mme/pt-br/assuntos/secretarias/geologia-mineracao-e-transformacao-mineral/publicacoes-1/boletim-do-setor-mineral/boletim-do-setor-mineral-2013-4o-trim-2020.pdf>. Acesso em: 19 jul. 2021.

MINISTÉRIO DE MINAS E ENERGIA. Informe Mineral 1º trimestre de 2023. 2023. Disponível em: <https://www.gov.br/anm/pt-br/centrais-de-conteudo/publicacoes/economia-mineral/publicacoes/informe-mineral/publicacoes-nacionais/informe-mineral-2023-1o-trimestre>. Acesso em: 06 jul. 2024.

MOHD ASLAM, Chinmaya Kumar Sahoo. Numerical and experimental investigation for the cladding of AISI 304 stainless steel on mild steel substrate using Gas Metal Arc Welding. *CIRP Journal of Manufacturing Science and Technology*, v. 37, p. 378–387, 2022. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.cirpj.2022.02.017>.

MOUSAVI ANIJ DAN, S.H. et al. A significant toughness enhancement, and microstructural evolution of an electric resistance welded (ERW) microalloyed steel. *Journal of Materials Research and Technology*, v. 15, p. 5776–5786, 2021. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2021.11.013>

NOVÝ, František et al. Fatigue properties of welded Strenx 700 MC HSLA steel after ultrasonic impact treatment application. *Materials Today: Proceedings*, v. 32, p. 174-178, 2020. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2020.04.187>.

OKTAY, Serkan et al. Effect of coiling temperature on the structure and properties of thermo-mechanically rolled s700mc steel. *Journal of Mining and Metallurgy, Section B: Metallurgy*, v. 58, n. 3, p. 475-489, 2022. Disponível em: <https://doi.org/10.2298/JMMB220304028O>

OLIVEIRA, Ana Cláudia Costa de. Propriedades mecânicas de fadiga de baixo ciclo à temperatura de 300°C do aço inoxidável austenítico do sistema Fe-Cr-Mn-N. 2001. 112 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais) – Universidade do Estado de São Paulo, São Paulo, 2001. Disponível em: <https://doi.org/10.11606/D.88.2017.tde-11072017-163136>.

OLSON, D. L. et al. Shielding gases for arc welding. In: *Welding Fundamentals and Processes*. ASM International, 2011. v. 6, p. 296–301. Disponível em: <https://doi.org/10.31399/asm.hb.v06a.a0005597>.

PELLICCIONE, A. S. Análise de falhas em equipamentos de processo: mecanismos de danos e casos práticos. 2. ed. Rio de Janeiro: Editora Interciência, 2014.

PEREIRA, Patrícia Apicelo de Souza. Efeito da energia de soldagem na microestrutura de um aço inoxidável duplex e super duplex. 2009. 134 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais) – Universidade Estadual do Norte Fluminense Darcy Ribeiro, 2009. Disponível em: <https://uenf.br/posgraduacao/engenharia-de-materiais/wp-content/uploads/sites/2/2013/07/Mestrado.pdf>

PURDY, Samuel M. Macroetching. In: **METALLOGRAPHY AND MICROSTRUCTURES**. [S. l.]: ASM International, 2004. v. 9, p. 313–324. E-book. Disponível em: <https://doi.org/10.31399/asm.hb.v09.a0003750>.

RIBEIRO, H. V. Caracterização microestrutural e mecânica de juntas soldadas a laser em um aço ARBL. Tese (doutorado) - Escola de Engenharia de Lorena. Universidade de São Paulo. 2016. Disponível em: <https://doi.org/10.11606/T.97.2017.tde-06022017-104515>

SALES, Rogério Rodrigues. Mapeamento dos defeitos em processos de soldagem MIG/MAG robotizado com foco em propostas de melhorias na redução de scrap: estudo de caso em uma empresa do segmento automotivo. 2020. 61 f. Dissertação (Mestrado) - Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, 2020. Disponível em: <http://hdl.handle.net/11449/194495>. Acesso em: 28 set. 2021.

SANCHEZ-CRUZ, T. del N. J. et al. Optimization of macro and microstructural characteristics of 316L/2205 dissimilar welds obtained by the GMAW-pulsed process. *Materials Today Communications*, v. 34, 2023. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.mtcomm.2023.105401>.

SANTOS, Carlos Eduardo Figueiredo dos. Processos de soldagem:

conceitos, equipamentos e normas de segurança. 1. ed. São Paulo: Érica, 2015. v. 1. ISBN 8536512075.

SCHAUENBERG A. S et al. Evaluating thermal gradient in GMAW welding process with a novel heat source model: Numerical and experimental approach. *Engineering Structure*, v 318, 2024. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.engstruct.2024.118724>.

SEDMAK, Aleksandar et al. Welded joint geometry effect on fatigue crack growth resistance in different metallic materials. *International Journal of Fatigue*, v. 150, 2021. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2021.106298>.

SEN, M. et al. Effect of double-pulsed gas metal arc welding (DP-GMAW) process variables on microstructural constituents and hardness of low carbon steel weld deposits. *Journal of Manufacturing Processes*, v. 31, p. 424-439, 2018. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2017.12.003>.

SHARMA, Lochan. Advent of different grades of HSLA pipeline steels and their structural integrity issues related to welding – ‘A review’. *Materials Today: Proceedings*, v. 37, p. 3585–3587, 2021. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2020.09.594>.

SKRIKO, Tuomas; AHOLA, Antti; BJÖRK, Timo. Overview on the digitized production of welded steel structures. *Welding in the World*, v. 66, p. 799–813, 2022. Disponível em: <https://doi.org/10.1007/s40194-021-01224-x>.

SRIPRIYAN, K et al. Characteristic of weld bead using flat wire electrode in GMAW inline during the process: An experimental and numerical analysis. *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, v. 196, n. December 2021, 2022. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.ijpvp.2022.104623>.

SSAB - Ssvenskt Stal A.B. Strenx 700MC D/E. 2022. Disponível em: <https://www.ssab.com/api/sitecore/Datasheet/GetDocument?productId=961589BF607D44A6869FCC20CDC8D0D2&language=pt-BR>. Acesso em: 8 maio 2022.

TIAN, Yu et al. Revealing morphology rules of MX precipitates in Ti-

V-Nb multi-microalloyed steels. *Materials Characterization*, [s. l.], v. 188, 2022. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2022.111919>.

WAINER, Emilio. *Soldagem: processos e metalurgia*. 1. ed. São Paulo: Blücher, 2015. ISBN 9788521202387.

WEBSTER, G. A. et al. Fatigue characterization of wire arc additive manufactured AWS ER100S-G steel: fully reversed condition. *Engineering Failure Analysis*, v. 153, 2023. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.engfailanal.2023.107562>.

WONG, Yoke Rung; LING, Shih Fu. An investigation of dynamical metal transfer in GMAW - Effects of argon shielding gas. *Journal of Materials Processing Technology*, v. 214, p. 106–111, 2014. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2013.08.003>.

WRIGHT, Peter H. High-Strength Low-Alloy Steel Forgings. In: **PROPERTIES AND SELECTION: IRONS, STEELS, AND HIGH-PERFORMANCE ALLOYS**. ASM International, 1990. p. 358–362. E-book. Disponível em: <https://doi.org/10.31399/asm.hb.v01.a0001022>.

YU, Rui et al. Robotizing double-electrode GMAW process through learning from human welders. *Journal of Manufacturing Processes*, v. 109, p. 140–150, 2024. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2023.12.008>.

ZEYBEK, O. et al. The response of high strength S700 MC steel after fire exposure. *Journal of Constructional Steel Research*, v. 219, 2024. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.jcsr.2024.108790>

ZHAI, W. et al. Wire arc additive manufacturing of ER70S-6/S355 bimetal component. *Materials Science & Engineering A*, v. 900, 2024. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2024.146498>.

ZHANG, Xin et al. Flux cored arc welding of 304L stainless steel within glycerol environment. *Journal of Materials Processing Technology*, v. 283, 2020. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2020.116729>.

ZONG, L. et al. Low cycle fatigue behaviour of wire arc additively

manufactured ER70S-6 steel. *International Journal of Fatigue*, v. 176, 2023. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2023.107910>.