

UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL
ESCOLA DE ENGENHARIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA DE MINAS,
METALÚRGICA E DE MATERIAIS (PPGE3M)

AMAURI GOMES DE MORAES

ESTUDO DA EFICÁCIA DA VIBRAÇÃO RESSONANTE NO ALÍVIO DAS TENSÕES
RESIDUAIS E NAS PROPRIEDADES DAS JUNTAS SOLDADAS DO AÇO DOMEX
700MC

Porto Alegre

2020

AMAURI GOMES DE MORAES

ESTUDO DA EFICÁCIA DA VIBRAÇÃO RESSONANTE NO ALÍVIO DAS TENSÕES
RESIDUAIS E NAS PROPRIEDADES DAS JUNTAS SOLDADAS DO AÇO DOMEX
700MC

Tese submetida ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais (PPGE3M) da Universidade Federal do Rio Grande do Sul (UFRGS), como requisito parcial à obtenção do título de Doutor em Engenharia, modalidade acadêmica. Área de concentração: Ciência e Tecnologia dos Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Thomas Gabriel Rosauo Clarke

Porto Alegre

2020

UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL

Reitor: Rui Vicente Oppermann

Vice-Reitora: Jane Fraga Tutikian

ESCOLA DE ENGENHARIA

Diretor: Luiz Carlos Pinto da Silva Filho

Vice-Diretora: Carla ten Caten

PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO

Coordenador: Profº. Dr. Afonso Reguly

Vice-Coordenadora: Profa. Dra. Andréa Moura Bernardes

AMAURI GOMES DE MORAES

ESTUDO DA EFICÁCIA DA VIBRAÇÃO RESSONANTE NO ALÍVIO DAS TENSÕES
RESIDUAIS E NAS PROPRIEDADES DAS JUNTAS SOLDADAS DO AÇO DOMEX
700 MC

Esta Tese foi analisada e julgada adequada para a obtenção do título de Doutor em Ciência e Tecnologia dos Materiais e aprovado em sua forma final pelo Orientador e pela Banca Examinadora designada pelo Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais (PPGE3M) da Universidade Federal do Rio Grande do Sul.

Orientador: Prof. Dr. Thomas Gabriel Rosauo Clarke

Aprovado em: ____/____/____

BANCA EXAMINADORA

Prof. André Cervieri (Dr.) – ULBRA _____

Prof. Charles Leonardo Israel (Dr.) – UPF _____

Prof. Toni Roger Schifelbain de Lima (Dr.) –FAURGS _____

Prof. Marcelo Favaro Borges (Dr.) – UFRGS (suplente)_____

Dedico este trabalho a minha esposa Rosane e a minha filha Bruna pelo incentivo e compreensão e aos meus pais por terem feito eu entender a importância do conhecimento.

AGRADECIMENTOS

Ao programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais pela oportunidade de realização de trabalhos em minha área de pesquisa. Muitas foram as pessoas que fizeram parte deste trabalho para as quais gostaria de deixar meus agradecimentos.

Ao Prof. Dr. Telmo Roberto Strohaecker (*in memoriam*), pela confiança e incentivo e orientação no início deste trabalho;

Ao Prof. Dr. Thomas Gabriel Rosauo Clarke, pela disponibilidade e competência na orientação desta tese;

Aos Drs. Engenheiros Toni Lima e Rafael Nunes pela disponibilidade de artigos para pesquisa.

Ao Me Eng Mecânico Igor Diehl pelos ensaios de difração de raios-X

Ao pessoal do GEM pelo auxílio na realização dos ensaios de tenacidade à fratura.

À empresa STARA, (Eng Felipe Laydner) pelo apoio no fornecimento do material para a pesquisa.

Ao Derli da Rosa pela realização da soldagem, instrumentação para controle da vibração mecânica e realização dos ensaios mecânicos de tração e tenacidade ao impacto.

Ao Paulo Figueiro pela usinagem dos corpos de prova;

Ao Elói pelas boas dicas;

À Cassiane Nunes pela colaboração nas análises metalográficas;

Ao Me Eng. Mecânico Lucas Zavistanovicz pelo auxílio nos desenhos.

Ao Me Eng. Mecânico Luiz Eduardo da Silva, pelas análises no MEV.

Ao CT Pedras pelo corte dos corpos de prova.

A todos os professores e amigos da Faculdade de Engenharia Mecânica-UPF que, de uma maneira ou outra, contribuíram para a realização desta pesquisa.

A mente que se abre a uma nova ideia
jamais voltará ao seu tamanho original.

Albert Einstein

RESUMO

Durante a soldagem é produzida uma elevada entrada de calor que gera diferentes padrões de tensões residuais na estrutura, resultando em distribuições não uniformes de calor, deformações plásticas e transformações de fases no material. Para reduzir as tensões geradas são utilizados métodos de alívio de tensões residuais por tratamento térmico, que tem custo e tempo de processo muito elevados, e os métodos de alívio de tensões residuais por vibração mecânica que podem apresentar resultados satisfatórios com uma redução significativa no custo e no tempo de processo. O propósito deste trabalho é quantificar a efetividade do método de vibração mecânica ressonante no alívio das tensões residuais e nas propriedades mecânicas de juntas soldadas de chapas de aço ARBL Domex 700 MC, comparando com o alívio de tensões por tratamento térmico. Para alcançar os objetivos foi utilizada uma metodologia experimental com ênfase na aplicação de ensaios mecânicos e na medição das tensões residuais por Difração de Raios-X, nas amostras como soldadas e após submetê-las aos alívios de tensão por vibração mecânica e tratamento térmico. A comparação da largura à meia altura do pico de difração possibilita conhecer os mecanismos geradores do alívio de tensões em cada tratamento. Os ensaios mecânicos aplicados foram de tração, dobramento, tenacidade ao impacto, tenacidade à fratura, dureza e, também, os ensaios metalográficos e fractográficos. Da aplicação desses ensaios foi possível obter e comparar diferentes resultados entre os quais se destacam a redução das tensões residuais na ZAC quando aplicada a vibração. No ensaio de tração houve aumento no limite de escoamento, na tenacidade ao impacto e ensaio de tenacidade à fratura – CTOD o alívio por vibração foi mais eficaz. Por fim, concluiu-se que a vibração ressonante produziu os melhores resultados nas propriedades mecânicas quando comparadas aos resultados alcançados no tratamento térmico de alívio de tensões, principalmente, para o ensaio de tenacidade à fratura – CTOD, pois até agora não existiam dados para avaliar o método de alívio de tensões residuais por vibração mecânica ressonante para esta propriedade.

Palavras chaves: Vibração mecânica. Tensões residuais. Difração de raios-X. Alívio de tensões. Tenacidade à fratura.

ABSTRACT

A high heat input is produced during welding which generates different patterns of residual stresses in the structure, resulting in non-uniform heat distributions, plastic deformations and phase transformations in the material. To reduce the stresses generated, methods of relieving residual stresses by heat treatment are used, which have a very high cost and process time, and methods of relieving residual stresses by mechanical vibration that can present satisfactory results with a significant reduction in cost and in the process time. The purpose of this work is to quantify the effectiveness of the resonant mechanical vibration method in residual stresses relief and in the mechanical properties of welded joints of ARBL Domex 700 MC steel plates, compared to stress relief by heat treatment. In order to reach the objectives, an experimental methodology with emphasis on the application of mechanical tests and the measurement of the residual stresses by X-ray diffraction in the samples as welded and after subjecting them to the stress relief by mechanical vibration and thermal treatment were used. The comparison of the width at half height of the diffraction peak makes it possible to understand the mechanisms that generate stress relief in each treatment. The mechanical tests applied were tensile, folding, impact toughness, fracture toughness, hardness and also metallographic and fractographic tests. The application of these assays was possible to obtain and compare different results among which we highlight the further reduction of residual stresses in the HAZ when applied vibration. For the tensile test, there was an increase in the yield limit, in the impact toughness and fracture toughness test - CTOD the vibration relief was more effective. Finally, it was concluded that the resonant vibration produced the best results in the mechanical properties when compared to the results obtained in the heat treatment of stress relief, mainly for the test of fracture toughness - CTOD, because until now there were no data to evaluate the method of residual stresses relief by resonant mechanical vibration for this property.

Keywords: Mechanical vibration. Residual stresses. X-ray diffraction. Stress relief. Fracture toughness.

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1- Típico diagrama de blocos de aparelhos de ensaio.....	36
Figura 2 - Amostra retangular testada para vibração de flexão.....	37
Figura 3 - Tensões residuais em função de processos metalúrgicos ocorridos na soldagem.....	41
Figura 4 – Distribuição das tensões: $\bar{\sigma}_x$ longitudinal; $\bar{\sigma}_y$ transversal; $\bar{\sigma}_z$ na espessura.....	41
Figura 5 - Tensões residuais em solda de topo, com multipasses, em chapa de aço grossa.	42
Figura 6 - Representação das alterações de temperatura e das tensões durante a soldagem: (a) de solda, (b) de mudança de temperatura, (c) de tensões, $\bar{\sigma}_x$	43
Figura 7 - Difração de raios-x por planos de átomos (A-A 'e B-B').	47
Figura 8 - Princípios da medição de tensões por difração de raios-x. (a) $\psi=0$. (b) $\psi=\psi$. D, detector de raios-X; S, fonte de raios-X; N, normal à superfície.	48
Figura 9 – Determinação da largura a meia altura (L.M.A.) em um pico de difração.....	49
Figura 10 - Modelo elástico de tensões plana	50
Figura 11 - Tensões em uma placa plana após a remoção da camada.	52
Figura 12 - Abordagem da mecânica da fratura.	54
Figura 13 - Três modos de carregamento que podem ser aplicados a uma trinca....	56
Figura 14 – Outras definições de CTOD: (a) deslocamento na ponta original da trinca e (b) deslocamento na interseção de um vértice de 90° com os flancos da trinca.	57
Figura 15 - Corpo de prova SE(B) de flexão em três pontos.....	58
Figura 16 - Junta soldada meio-V com entalhe localizado na zona afetada pelo calor (ZAC).....	58
Figura 17 - Dimensões e tolerâncias para amostras de seção quadrada SE(B).....	58
Figura 18 – Entalhe para posicionamento do Clip Gage. Dimensões em mm	59
Figura 19 - Modelo rotacional para deslocamento plástico em uma amostra SE(B).	61
Figura 20 - Curva de ensaio CTOD, V_g é o componente plástico do deslocamento total.	61
Figura 21 – Código de orientação do plano da trinca para amostras soldadas, em relação à direção da solda.	62

Figura 22 - Representação das várias subzonas da zona afetada pelo calor para a uma liga com 0,15% de carbono, indicada no diagrama de equilíbrio Fe-C.	63
Figura 23 – Diagrama de blocos mostrando a sequência do desenvolvimento experimental.....	65
Figura 24 – Chapa pronta para soldagem mostrando o chanfro em meio-V.....	66
Figura 25 – Robô de solda OTC: (a) mapeamento do chanfro e (b) soldagem da chapa.	66
Figura 26 – Dimensionamento do chanfro para soldagem da chapa	67
Figura 27 – Amostras 0, 1, 2 e 3 soldadas, cortadas e preparadas para vibração, mostrando a face do cordão de solda e os extensômetros posicionados na ZAC. ...	69
Figura 28 – Dimensões das amostras submetidas à vibração com prolongamento..	70
Figura 29 – Mesa vibratória com o motovibrador posicionado sobre o suporte ajustável.	71
Figura 30 – (a) Sistema de vibração:(1) Motovibrador, (2) Sistema de alimentação, (3) Controle e instrumentação, (4) amostra sem prolongamento e (5) Mesa vibratória. (b) Detalhe da região engastada da amostra.	72
Figura 31 – Detalhamento da Amostra 2, com os extensômetros posicionados na ZAC.....	73
Figura 32 – Ciclo térmico para o tratamento do aço Domex 700 MC.....	73
Figura 33 – Difratômetro de raios-X medindo as tensões residuais na amostra tratada termicamente.	74
Figura 34 – Representação dos pontos de medição das tensões por DRX.	75
Figura 35 - Regiões de remoção das camadas por decapagem eletroquímica.....	77
Figura 36 – Medidas, em milímetros, para fabricar os corpos de prova para o ensaio de tração.	77
Figura 37 – Medidas, em milímetros, para fabricar os corpos de prova para o ensaio de dobramento.	78
Figura 38 – Corpos de prova preparados para o ensaio de dobramento.	78
Figura 39 – Medidas, em milímetros, para fabricar os corpos de prova para o ensaio Charpy-V.	79
Figura 40 – Posição do entalha para o ensaio de tenacidade ao impacto.	79
Figura 41 - Comportamento das curvas de transição dúctil-frágil para as duas alturas testadas.....	80

Figura 42 – Medidas, em milímetros, para fabricação dos corpos de prova para o ensaio CTOD.....	81
Figura 43 – Corpos de prova entalhados, para cada condição, prontos para abertura da pré-trinca.	81
Figura 44 – Detalhamento da junta soldada antes da pré trinca.	82
Figura 45 – Pré-trinca de fadiga pronta.....	82
Figura 46 – Ensaio de CTOD em um dos corpos de prova na máquina MTS 810....	83
Figura 47 – Detalhamento para medição da pré-trinca.	84
Figura 48 – Localização da área de avaliação dos corpos de prova pelo MEV.	84
Figura 49 – Sequência de corte para identificar a microestrutura na trinca por fadiga após o ensaio.	85
Figura 50 – Posição das medidas de microdureza Vickers.....	86
Figura 51 – Valores comparativos das tensões residuais medidas por DRX entre todas as amostras como soldadas.	88
Figura 52 – Tensões residuais medidas por DRX antes e após o alívio por TTAT na Amostra 4.....	89
Figura 53 - Tensões residuais medidas por DRX antes e após o alívio por TTAT na Amostra 6.....	89
Figura 54 - Tensões residuais medidas por DRX antes e após o alívio por TTAT na Amostra 7.....	90
Figura 55 - Tensões residuais medidas por DRX antes e após o alívio por VMR na Amostra 0.....	90
Figura 56 - Tensões residuais medidas por DRX antes e após o alívio por VMR na Amostra 1.....	91
Figura 57 - Tensões residuais medidas por DRX antes e após o alívio por VMR na Amostra 2.....	91
Figura 58 – Comparação entre L.M.A e tensões residuais transversais medidas por DRX na Amostra 4 como soldada e aliviada por TTAT.	92
Figura 59 – Correlação entre as tensões residuais e a L.M.A do pico de difração na Amostra 4.....	93
Figura 60 - Variação entre a L.M.A. da Amostra 4 como soldada e após o alívio por TTAT.	93
Figura 61 - Comparação entre L.M.A e tensões residuais transversais medidas na Amostra 6 como soldada e aliviada por TTAT.....	94

Figura 62 - Comparação entre as tensões residuais e a L.M.A do pico de difração na Amostra 6.....	95
Figura 63 - Variação entre a L.M.A da Amostra 6 como soldada com o material aliviado por TTAT.....	95
Figura 64 – Comparação entre L.M.A e tensões residuais transversais medidas na amostra 7 como soldada e aliviada por TTAT.....	96
Figura 65 - Comparação entre as tensões residuais e a L.M.A do pico de difração na Amostra 7.....	97
Figura 66 - Variação entre a L.M.A da Amostra 7 como soldada com o material aliviado por TTAT.....	97
Figura 67 – Comparação entre L.M.A e tensões residuais transversais medidas na amostra 0 como soldada e aliviada por VMR.....	98
Figura 68 - Comparação entre as tensões residuais e a L.M.A do pico de difração na Amostra 0.....	99
Figura 69 - Variação entre a L.M.A da Amostra 0 como soldada com o material aliviado por VMR.....	99
Figura 70 – Comparação entre L.M.A e tensões residuais transversais medidas na Amostra 1 como soldada e aliviada por VMR.....	100
Figura 71 - Comparação entre as tensões residuais e a L.M.A do pico de difração na Amostra 1.....	101
Figura 72 - Variação entre a L.M.A da Amostra 1 como soldada com o material aliviado por VMR.....	101
Figura 73 – Comparação entre L.M.A e tensões residuais transversais medidas na Amostra 2 como soldada e aliviada por VMR.....	102
Figura 74 - Comparação entre as tensões residuais e a L.M.A do pico de difração na Amostra 2.....	103
Figura 75 - Variação entre a L.M.A da Amostra 2 como soldada com o material aliviado por VMR.....	103
Figura 76 – Tensões residuais sem e com a remoção de camadas e após a correção na Amostra 0.....	105
Figura 77 - Tensões residuais sem e com a remoção de camadas e após a correção na Amostra 7.....	106
Figura 78 – Gráfico de Tensão X Deformação do material como recebido do aço Domex 700 MC.....	106

Figura 79 - Gráfico de Tensão X Deformação para 3 amostras do aço Domex 700 MC como soldadas.....	107
Figura 80 - Gráfico de Tensão X Deformação para 3 amostras do aço Domex 700 MC soldadas e aliviadas por TTAT.	108
Figura 81 - Gráfico de Tensão X Deformação convencional para 3 amostras do aço Domex 700 MC soldadas e vibradas.....	108
Figura 82 – Tensões de escoamento e limite de resistência nas condições como soldada, aliviada por TTAT, aliviada por vibração e o material como recebido.....	109
Figura 83 – Corpos de prova, nas condições avaliadas, após o ensaio de dobramento.	109
Figura 84 – Detalhamento da face dobrada dos corpos de prova S1, S2 e S3 somente soldados.	110
Figura 85 – Detalhamento da face dobrada nos corpos de prova T1, T2 e T3 aliviados termicamente.....	110
Figura 86 - Detalhamento da face dobrada dos corpos de prova V1, V2 e V3 aliviados por vibração.....	110
Figura 87 – Comportamento da Energia absorvida em função da temperatura.....	111
Figura 88 - Fractografia do corpo de prova S1. Ampliação: (a) 40X; (b) 300X e (c) 2000X.....	118
Figura 89 – Corpo de prova soldado - S1.	118
Figura 90 - Fractografia do corpo de prova S2. Ampliação: (a) 40X; (b) 300X e (c) 2000X.....	119
Figura 91 - Fractografia do corpo de prova S3. Ampliação: (a) 40X; (b) 300X e (c) 2000X.....	120
Figura 92 - Fractografia do corpo de prova S5. Ampliação: (a) 300X; (b) 2000X; (c) 40X; (d) 300X e (e) 2000X.	121
Figura 93 - Corpo de prova soldado - S5.	121
Figura 94 - Fractografia do corpo de prova T1. Ampliação: (a) 40X; (b) 300X e (c) 2000X.....	122
Figura 95 - Corpo de prova tratado termicamente - T1.	123
Figura 96 - Fractografia do corpo de prova T2. Ampliação: (a) 40X; (b) 300X e (c) 2000X.....	123
Figura 97 - Corpo de prova tratado termicamente – T2.	124

Figura 98 - Fractografia do corpo de prova T3. Ampliação: (a) 40X; (b) 300X e (c) 2000X.....	124
Figura 99 - Corpo de prova tratado termicamente – T3.	125
Figura 100 - Fractografia do corpo de prova T4. Ampliação: (a) 40X; (b) 300X e (c) 2000X.....	126
Figura 101 - Corpo de prova tratado termicamente – T4.	126
Figura 102 - Fractografia do corpo de prova T5. Ampliação: (a) 40X; (b) 300X e (c) 2000X.....	127
Figura 103 - Corpo de prova tratado termicamente – T5.	127
Figura 104 – Fractografia do corpo de prova V2. Ampliação: (a) 40X; (b) 300X e (c) 2000X.....	128
Figura 105 - Corpo de prova tratado por VMR – V2.....	129
Figura 106 - Fractografia do corpo de prova V3. Ampliação: (a) 40X; (b) 300X e (c) 2000X.....	129
Figura 107 - Corpo de prova tratado por VMR – V3.....	130
Figura 108 - Fractografia do corpo de prova V4. Ampliação: (a) 40X; (b) 300X e (c) 2000X.....	130
Figura 109 - Corpo de prova tratado por VMR – V4.....	131
Figura 110 - Fractografia do corpo de prova V5. Ampliação: (a) 40X; (b) 300X e (c) 2000X.....	132
Figura 111 - Corpo de prova tratado por VMR – V5.....	132
Figura 112 - Macrografias mostrando a localização de início dos ensaios, indicada pelos círculos, para os corpos de provas somente soldados.	133
Figura 113 - Micrografia do corpo de prova S1 mostrando o início do ensaio se propagando na região de grãos finos. Á esquerda ampliação de 500X e à direita de 1000X. Ataque Nital 2%.	134
Figura 114 - Micrografia do corpo de prova S2 exibindo o início do ensaio se propagando na região de grãos grosseiros. Á esquerda ampliação de 500X e à direita de 1000X. Ataque Nital 2%.....	134
Figura 115 - Micrografia do corpo de prova S3 exibindo o início do ensaio se propagando na região do metal de adição. Á esquerda ampliação de 500X e à direita de 1000X. Ataque Nital 2%.	135

Figura 116 - Micrografia do corpo de prova S5 exibindo o início do ensaio se propagando na região do metal de adição. À esquerda ampliação de 500X e à direita de 1000X. Ataque Nital 2%.	135
Figura 117 - Macrografias revelando a localização de início dos ensaios, indicada pelos círculos, para os corpos de provas aliviados por tratamento térmico.	136
Figura 118 - Micrografia do corpo de prova T1 exibindo o início do ensaio se propagando na região de grãos finos. À esquerda ampliação de 500X e à direita de 1000X. Ataque Nital 2%.	136
Figura 119 - Micrografia do corpo de prova T2 exibindo o início do ensaio se propagando na região de grãos grosseiros. À esquerda ampliação de 500X e à direita de 1000X. Ataque Nital 2%.....	137
Figura 120 - Micrografia do corpo de prova T3 exibindo o início do ensaio se propagando na região de grãos grosseiros. À esquerda ampliação de 500X e à direita de 1000X. Ataque Nital 2%.....	137
Figura 121 - Micrografia do corpo de prova T4 exibindo o início do ensaio se propagando na região do metal de adição. À esquerda ampliação de 500X e à direita de 1000X. Ataque Nital 2%.	138
Figura 122 - Micrografia do corpo de prova T5 exibindo o início do ensaio se propagando na região do metal de adição. À esquerda ampliação de 500X e à direita de 1000X. Ataque Nital 2%.	138
Figura 123 – Macrografias mostrando a localização de início dos ensaios, indicada pelos círculos, para os corpos de provas aliviados por vibração.....	139
Figura 124 – Micrografia do corpo de prova V2 mostrando o início do ensaio se propagando na região de grãos finos. À esquerda ampliação de 500X e à direita de 1000X. Ataque Nital 2%.	139
Figura 125 – Micrografia do corpo de prova V3 mostrando o início do ensaio se propagando na região de grãos finos. À esquerda ampliação de 500X e á direita de 1000X. Ataque Nital 2%.	140
Figura 126 – Micrografia do corpo de prova V4 mostrando o início do ensaio se propagando na região de grãos finos. À esquerda ampliação de 500X e á direita de 1000X. Ataque Nital 2%.	140
Figura 127 – Micrografia do corpo de prova V5 exhibe o início do ensaio na região de grãos grosseiros. À esquerda ampliação de 500X e á direita de 1000X. Ataque Nital 2%.....	141

Figura 128 –Microdureza do material como soldado, medidos na face, centro e raiz do cordão.	141
Figura 129 - Microdureza do material aliviado por vibração, medidos na face, centro e raiz do cordão.....	142
Figura 130 - Microdureza do material aliviado por TTAT, medidos na face, centro e raiz do cordão.....	142
Figura 131 – Macrografia das 3 condições ensaiadas: (a) somente soldada, (b) TTAT e (c) vibrada. Ataque Nital 10%. Aumento de 6,5X.	143
Figura 132 – Micrografia do material como recebido.	144
Figura 133 – Micrografia do material somente soldado: (a) Metal base, (b) Grãos finos, (c) Grãos grosseiros e (d) Metal de adição. Ataque Nital 2%. Aumento de 100X.....	144
Figura 134 - Material soldado e aliviado por TTAT: (a) Metal base, (b) Grãos finos, (c) Grãos grosseiros e (d) Metal de adição. Ataque Nital 2%. Aumento de 100X. ..	145
Figura 135 – Micrografia do material soldado e aliviado por vibração: (a) Metal base, (b) Grãos finos, (c) Grãos grosseiros e (d) Metal de adição. Ataque Nital 2%. Aumento de 100X.....	145
Figura 136 – Comparação das Tensões residuais medidas por DRX antes e após o alívio por VMR.....	147
Figura 137 - Diferença entre as tensões residuais medidas por DRX nas amostras soldadas e depois de aliviadas por TTAT.	148
Figura 138 - Diferença entre as tensões residuais medidas por DRX nas amostras com solda e depois do alívio por VMR.	149
Figura 139 - Gráfico comparativo do alívio de tensões residuais medido por DRX entre a VMR e o TTAT.	150
Figura 140 - Média das tensões residuais medidas por DRX, das amostras 0, 1 e 2, antes e depois do alívio de tensões por VMR.	151
Figura 141 – Média das tensões residuais medidas por DRX, das amostras 4, 6 e 7, antes e depois do alívio de tensões por TTAT.	152
Figura 142 - Tensão de escoamento comparada com o tratamento e o material recebido.....	154
Figura 143 - Corpos de prova como soldado S3, aliviado por TTAT T3 e aliviado por vibração V3.	154

Figura 144 - Relação entre a energia de impacto média e a temperatura do ensaio.	155
Figura 145 - Imagens fractográficas exibindo o modo como fraturou relacionado com a temperatura, do primeiro ensaio, para cada condição. Ampliação 2000X.	156
Figura 146 - Imagens fractográficas exibindo o modo como fraturou relacionado com a temperatura, do segundo ensaio, em cada condição. Ampliação 2000X.	158
Figura 147 – Corpo de prova T2 a -40°C detalhando o modo como fraturou e aspectos da fratura: (a)	159
Figura 148 - Imagens fractográficas exibindo o modo como fraturou relacionado com a temperatura, do terceiro ensaio, para cada condição. Ampliação 2000X.	160
Figura 149 - Corpo de prova T3 a 0°C detalhando o modo como fraturou e aspectos da fratura: (a) Fratura transgranular; (b) Pontas de flecha; (c) Padrões de rios e (d) Marcas de pena.....	160
Figura 150 – Fractografia dos corpos de prova como soldados. Ampliação 2000X.	163
Figura 151 - Fractografia dos corpos de prova aliviados por TTAT. Ampliação 2000X.	164
Figura 152 - Fractografia dos corpos de prova aliviados por VMR. Ampliação 2000X.	164
Figura 153 – Identificação do início da abertura da trinca e a relação entre a microestrutura, onde ocorreu o ensaio de CTOD, e a fractografia para o corpo de prova S1.....	166
Figura 154 – Identificação do início da abertura da trinca e a relação entre a microestrutura, onde ocorreu o ensaio de CTOD, e a fractografia para o corpo de prova S5.....	166
Figura 155 – Identificação do início da abertura da trinca e a relação entre a microestrutura, onde ocorreu o ensaio de CTOD, e a fractografia para o corpo de prova T1.....	167
Figura 156 – Identificação do início da abertura da trinca e a relação entre a microestrutura, onde ocorreu o ensaio de CTOD, e a fractografia para o corpo de prova T2.....	167
Figura 157 – Identificação do início da abertura da trinca e a relação entre a microestrutura, onde ocorreu o ensaio de CTOD, e a fractografia para o corpo de prova T3.....	168

Figura 158 – Identificação do início da abertura da trinca e a relação entre a microestrutura, onde ocorreu o ensaio de CTOD, e a fractografia para o corpo de prova T4.....	168
Figura 159 – Identificação do início da abertura da trinca e a relação entre a microestrutura, onde ocorreu o ensaio de CTOD, e a fractografia para o corpo de prova T5.....	168
Figura 160 – Identificação do início da abertura da trinca e a relação entre a microestrutura, onde ocorreu o ensaio de CTOD, e a fractografia para o corpo de prova V2.....	169
Figura 161 – Identificação do início da abertura da trinca e a relação entre a microestrutura, onde ocorreu o ensaio de CTOD, e a fractografia para o corpo de prova V3.....	170
Figura 162 – Identificação do início da abertura da trinca e a relação entre a microestrutura, onde ocorreu o ensaio de CTOD, e a fractografia para o corpo de prova V4.....	170
Figura 163 – Identificação do início da abertura da trinca e a relação entre a microestrutura, onde ocorreu o ensaio de CTOD, e a fractografia para o corpo de prova V5.....	170
Figura 164 – Comparação das microdurezas: (a) face, (b) centro e (c) raiz do cordão de solda.....	171
Figura 165 – Microdureza média do material soldado e dos materiais aliviados por TTAT e VMR.	172

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Composição química informada pelo fabricante.....	28
Tabela 2 – Propriedades mecânicas do aço Domex 700 MC	29
Tabela 3 – Ensaio de impacto Charpy-V.....	29
Tabela 4 – Análise das Tensões residuais por DRX – usos, limitações e tempo estimado.....	46
Tabela 5 - Parâmetros utilizados na soldagem MIG.....	68
Tabela 6 - Parâmetros usados no difratômetro de raios-X.....	74
Tabela 7 - Amostras medidas por DRX referente aos ensaios mecânicos para cada uma das condições ensaiadas.	75
Tabela 8 - Resultado do ensaio de tenacidade ao impacto em função da altura do corpo de prova.	80
Tabela 9 – Composição química média em percentual do aço Domex 700 MC.	87
Tabela 10 - Tensão em função da deformação medida pelos extensômetros fixados na ZAC.....	87
Tabela 11 - Valores das tensões residuais na ZAC em relação a L.M.A para a Amostra 4.....	92
Tabela 12 - Valores das tensões residuais na ZAC em relação a L.M.A para a Amostra 6.....	94
Tabela 13 - Valores das tensões residuais na ZAC em relação a L.M.A para a Amostra 7.....	96
Tabela 14 - Valores das tensões residuais na ZAC em relação a L.M.A para a Amostra 0.....	98
Tabela 15 - Valores das tensões residuais na ZAC em relação a L.M.A para a Amostra 1.....	100
Tabela 16 - Valores das tensões residuais na ZAC em relação a L.M.A para a Amostra 2.....	102
Tabela 17 – Profundidade média da camada removida em cada chapa após a decapagem.....	104
Tabela 18 – Valores corrigidos após remoção de camadas na Amostra 0.	104
Tabela 19 – Valores corrigidos das tensões após remoção de camadas na Amostra 7.	105

Tabela 20 - Valores em MPa do ensaio de tração para os corpos de prova do material como recebido.....	106
Tabela 21 - Valores em MPa do ensaio de tração para os corpos de prova somente soldados.....	107
Tabela 22 - Valores em MPa do ensaio de tração para as amostras soldadas e aliviadas por TTAT.	107
Tabela 23 - Valores em MPa do ensaio de tração para os corpos de prova soldados e vibradas.....	108
Tabela 24 – Energia total média absorvida nos ensaios Charpy-V para as três condições ensaiadas.....	111
Tabela 25 – Comparação das fractografias do ensaio Charpy nas amostras como soldadas.....	112
Tabela 26 - Comparação das fractografias do ensaio Charpy nas amostras tratados termicamente.....	113
Tabela 27 - Comparação das fractografias do ensaio Charpy nas amostras vibradas.	115
Tabela 28 – Dados do aço Domex 700 MC para o cálculo do CTOD.	116
Tabela 29 – Condições para validação do ensaio CTDO com base no tamanho da trinca a_0	116
Tabela 30 – Resultado dos ensaios de CTOD nas condições avaliadas.	117
Tabela 31 – Tensões residuais medidas por DRX antes e depois da VMR nas amostras 0, 1 e 2.....	149
Tabela 32 – Resultados dos testes t para as amostras e condições testadas (sem e com alívio) que tiveram as tensões residuais medidas por DRX.....	152
Tabela 33 – Valor médio dos ensaios de CTOD nas condições avaliadas.	161
Tabela 34 – Relação entre a força máxima, V_p e valor de CTOD nas 3 condições de ensaio.....	162
Tabela 35 - Relação entre o valor de CTOD, microestrutura e tipo de fratura para as amostras soldadas e sem tratamento de alívio de tensões.....	166
Tabela 36 – Relação entre o valor de CTOD, microestrutura e tipo de fratura para as amostras com as tensões residuais aliviadas por TTAT.	167
Tabela 37 - Relação entre o valor de CTOD, microestrutura e tipo de fratura para as amostras com as tensões residuais aliviadas por VMR.	169

LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS

A	Ampere
Al	Alumínio
API	<i>American Petroleum Institute</i>
ARBL	Alta Resistência e Baixa Liga
ASM	<i>American Society for Metals</i>
ASTM	<i>American Society for Testing of Materials</i>
AWS	<i>American Welding Society</i>
BS	<i>British Standard</i>
C	Carbono
CE	Carbono Equivalente
CMOD	<i>Crack Mouth Opening Displacement</i>
COD	<i>Crack Opening Displacement</i>
CP	Corpo de Prova
Cr	Cromo
CTOD	<i>Crack Tip Opening Displacement</i>
Cu	Cobre
DNV	<i>Det Norske Veritas</i>
DP	<i>Dual Phase</i>
DRX	Difração de Raios-X
E	Módulo de elasticidade do aço.
FWHM	<i>Full Width at Half Maximum</i>
GE	<i>General Electric</i>
HV	<i>Hardness Vickers</i>
IF	<i>Interstitial Free</i>
J	Joule
LMA	Largura à meia altura
MA	Metal de Adição
MB	Metal Base
MEV	Microscópio Eletrônico de Varredura
MFEP	Mecânica da Fratura Elasto-Plástica
MFLE	Mecânica da Fratura Linear Elástica
MIG	<i>Metal Inert Gas</i>

Mn	Manganês
Mo	Molibdênio
MPa	Mega Pascal
Nb	Nióbio
Ni	Níquel
P	Fósforo
S	Enxofre
S1 (2 ... 5)	Corpo de Prova Soldado
Si	Sílicio
T1 (2 ... 5)	Corpo de Prova Tratado Termicamente
Ti	Titânio
TTAT	Tratamento Térmico para Alívio de Tensões
V	Vanádio
V1 (2 ... 5)	Corpo de Prova Vibrado
VMR	Vibração Mecânica Ressonante
VMSR	Vibração Mecânica Sub-Ressonante
VSR	<i>Vibration Stress Relief</i>
W	Tungstênio
XRD	<i>X-Ray Diffraction.</i>
ZAC	Zona Afetada pelo Calor
ϵ	Deformação
$\bar{\sigma}_x$	Tensão normal na direção x
$\bar{\sigma}_y$	Tensão normal na direção y
$\bar{\sigma}_z$	Tensão normal na direção z
2a	Comprimento de uma trinca
a	Comprimento de trinca do corpo de prova SE(B)
K_{eq}	Constante elástica
m	Massa
W_n	Frequência natural
λ	Comprimento de onda do raio-X
d_{hkl}	Espaçamento da rede dos planos cristalográficos e
θ	Ângulo de difração
$\sigma(z_1)$	Tensão na profundidade Z_1 ,
$\sigma_m(z_1)$	tensão medida em Z_1

H	Espessura da placa original
δ	Valor de CTOD
K_I	Fator de intensidade de tensões;
σ_e	Tensões limite de escoamento;
P_f	Carga máxima de fadiga;
B	Espessura do corpo de prova SE(B);
b_0	Ligamento remanescente ($W-a_0$);
S	Distância entre os roletes de apoio;
V_p	Componente plástica de abertura de trinca;
W	Largura do corpo de prova SE(B);

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	1
2	REVISÃO DE LITERATURA	28
2.1	AÇO DOMEX 700 MC™	28
2.2	ALÍVIO DE TENSÕES POR VIBRAÇÃO MECÂNICA	29
2.2.1	TRATAMENTO POR VIBRAÇÃO RESSONANTE	31
2.2.2	TRATAMENTO POR VIBRAÇÃO SUB-RESSONANTE	31
2.2.3	TRATAMENTO POR VIBRAÇÃO SUB-HARMÔNICA	32
2.2.4	A EFICÁCIA DAS TÉCNICAS DE VIBRAÇÃO.....	32
2.2.5	O MECANISMO RELACIONADO AO ALÍVIO DE TENSÕES POR VIBRAÇÃO	33
2.2.6	DETERMINAÇÃO DOS PARÂMETROS DO TTAT	34
2.2.7	VANTAGENS DO VMR SOBRE O TTAT	35
2.2.8	DETERMINAÇÃO DA FREQUÊNCIA NATURAL	35
2.1.	A INFLUÊNCIA DAS DIMENSÕES E PESO DAS PEÇAS	37
2.4	TENSÕES RESIDUAIS.....	38
2.3.1	MECANISMOS GERADORES DAS TENSÕES RESIDUAIS APÓS SOLDAGEM	39
2.3.2	DISTRIBUIÇÃO DAS TENSÕES RESIDUAIS NA JUNTA SOLDADA	41
2.3.3	CONSEQUÊNCIAS DAS TENSÕES RESIDUAIS NA SOLDAGEM.....	44
2.4	TENSÕES RESIDUAIS MEDIDAS POR DIFRAÇÃO DE RAIOS-X.....	45
2.4.1	LEI DE BRAGG.....	46
2.4.2	PRINCÍPIOS DA MEDIÇÃO DE TENSÕES POR DIFRAÇÃO DE RAIO X.....	47
2.4.3	COMPARAÇÃO ENTRE A LARGURA A MEIA ALTURA DO PICO DE DIFRAÇÃO E A TENSÃO RESIDUAL SUPERFICIAL.....	49
2.4.4	MODELO ELÁSTICO DE TENSÕES PLANA.....	50
2.4.5	PERFIS DE PROFUNDIDADE USANDO REMOÇÃO DE MATERIAL.....	52
2.5	MECÂNICA DA FRATURA	54
2.5.1	CARACTERÍSTICAS DAS FRATURAS	54
2.5.2	MECÂNICA DA FRATURA ELASTO-PLÁSTICA	55
3	PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL.....	64
3.1	MATERIAL.....	65

3.2	PARÂMETROS UTILIZADOS NA SOLDAGEM DA CHAPA	66
3.2.1	DIMENSIONAMENTO DO CHANFRO	67
3.2.2	SELEÇÃO E VAZÃO DO GÁS AUXILIAR DE PROTEÇÃO	67
3.2.3	ARAME	67
3.2.4	INTENSIDADE DE CORRENTE, TENSÕES E MODO DE TRANSFERÊNCIA	67
3.2.5	VELOCIDADE DE SOLDAGEM E TAXA DE DEPOSIÇÃO	68
3.2.6	CORTE DA CHAPA PARA O ALÍVIO POR VMR	68
3.3	CÁLCULO DA FREQUÊNCIA NATURAL E DA DEFORMAÇÃO	69
3.4	ALÍVIO DE TENSÕES POR VIBRAÇÃO RESSONANTE	70
3.5	ALÍVIO DE TENSÕES POR TRATAMENTO TÉRMICO	73
3.6	MEDIDA DE TENSÕES RESIDUAIS POR DIFRAÇÃO DE RAIOS-X.....	73
3.7	REMOÇÃO DE CAMADAS POR DECAPAGEM ELETROQUÍMICA.....	76
3.8	ENSAIO DE TRAÇÃO.....	77
3.9	ENSAIO DE DOBRAMENTO	78
3.10	ENSAIOS DE TENACIDADE AO IMPACTO	79
	ANÁLISE FRACTOGRÁFICA NA SUPERFÍCIE DA FRATURA DO ENSAIO DE IMPACTO.....	80
3.11	ENSAIO DE TENACIDADE À FRATURA – CTOD	80
3.11.1	CORPOS DE PROVA	81
3.11.2	EQUIPAMENTO DE ENSAIO	82
3.11.3	PROCEDIMENTOS DO ENSAIO CTOD.....	82
3.11.4	ANÁLISE DA SUPERFÍCIE DA FRATURA.....	84
3.11.5	ANÁLISE METALOGRÁFICA APÓS O ENSAIO CTOD	85
3.12	ENSAIO DE MICRODUREZA VICKERS.....	85
3.13	ANÁLISE METALOGRÁFICA	86
3.13.1	MACROGRAFIA	86
3.13.2	MICROGRAFIA	86
4	RESULTADOS	87
4.1.	MATERIAL.....	87
4.2.	CÁLCULO DA FREQUÊNCIA NATURAL E DAS TENSÕES	87
4.3.	MEDIDA DE TENSÕES RESIDUAIS POR DIFRAÇÃO DE RAIOS-X.....	88
4.3.1	AMOSTRAS COMO SOLDADAS.....	88
4.3.2	AMOSTRAS SOLDADAS COM ALÍVIO DE TENSÕES POR TTAT	88
4.3.3	AMOSTRAS SOLDADAS COM ALÍVIO DE TENSÕES POR VIBRAÇÃO MECÂNICA.....	90

4.4.	REMOÇÃO DE CAMADAS POR DECAPAGEM ELETROQUÍMICA.....	104
4.5.	ENSAIO DE TRAÇÃO.....	106
4.6.	ENSAIO DE DOBRAMENTO	109
4.7.	ENSAIOS DE TENACIDADE AO IMPACTO CHARPY-V	111
	ANÁLISE FRACTOGRÁFICA NA SUPERFÍCIE DA FRATURA NO ENSAIO CHARPY-V	111
4.8.	ENSAIO DE TENACIDADE À FRATURA – CTOD	115
4.8.1	AVALIAÇÃO FRACTOGRÁFICA DA SUPERFÍCIE DA FRATURA.....	117
4.8.2	AVALIAÇÃO METALOGRÁFICA APÓS O ENSAIO CTOD	133
4.9.	ENSAIO DE MICRODUREZA VICKERS.....	141
4.10.	METALOGRAFIA.....	143
4.10.1	MACROGRAFIA	143
4.10.2	MICROGRAFIA	143
5	DISCUSSÃO	147
5.1	TENSÃO CALCULADA EM FUNÇÃO DA DEFORMAÇÃO	147
5.2	COMPARAÇÃO DAS TENSÕES RESIDUAIS MEDIDAS POR DRX	148
5.2.1	AMOSTRAS SOLDADAS E ALIVIADAS POR TTAT	148
5.2.2	AMOSTRAS SOLDADAS E ALIVIADAS POR VIBRAÇÃO MECÂNICA RESSONANTE.....	148
5.2.3	COMPARAÇÃO ENTRE AS AMOSTRAS ALIVIADAS POR VMR E TTAT	150
5.2.4	ANÁLISE DA RELAÇÃO ENTRE AS TENSÕES RESIDUAIS E A L.M.A.....	153
5.3	ANÁLISE DOS ENSAIOS DE TRAÇÃO E DOBRAMENTO	153
5.4	ANÁLISE DO ENSAIO DE TENACIDADE AO IMPACTO	155
5.5	ANÁLISE DO ENSAIO DE TENACIDADE À FRATURA – CTOD	161
5.5.1	ANÁLISE FRACTOGRÁFICA DA SUPERFÍCIE DA FRATURA.....	163
5.5.2	ANÁLISE METALOGRÁFICA APÓS O ENSAIO CTOD	165
5.6	ANALISE DO ENSAIO DE MICRODUREZA VICKERS	171
6	CONCLUSÕES	173
7	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	175
8	REFERÊNCIAS.....	176

1 INTRODUÇÃO

O processo de alívio de tensões residuais por vibração mecânica, conhecido como VSR (*Vibration Stress Relief*), segundo Sun *et al.* (2004), tem seu uso por apresentar resultados satisfatórios em suas aplicações como a redução de custo, redução do tempo de processo mantendo um percentual de melhoria satisfatória quando confrontado com os métodos tradicionais por tratamento térmico. Para Chuvas (2012), esta tecnologia se destaca por ser um método que possui um custo consideravelmente inferior em relação aos tratamentos térmicos e, também, por ser eficiente em materiais com estruturas heterogêneas.

Os métodos utilizados são aplicados através de vibrações mecânicas que podem ser aleatórias, harmônicas, sub-harmônicas e ultrassônicas com amplitudes de ondas distintas que ao provocarem carregamentos dinâmicos combinados com as tensões residuais internas possibilitam a ocorrência de fluxo plástico (SHIGERU *et al.*, ADAMS *et al.* 2005, SHIGERU *et al.* 2007, GAO *et al.* 2014).

Os equipamentos em uso são, geralmente, motovibradores ou agitadores eletromecânicos, tendo como principais parâmetros de controle do processo a frequência, a amplitude de vibração, a velocidade e a aceleração. A eficácia dos resultados está intimamente relacionada com a alteração destes parâmetros.

Esse processo pode ser usado para aliviar tensões causadas por usinagem, fresagem, retífica, puncionamento, mandrilhamento, estampagem, furação, aplainamento, corte, forjamento e soldagem. É particularmente útil para estruturas muito grandes, onde o alívio de tensões por tratamento térmico teria um custo muito elevado ou seria impossível de realizar, e para peças de precisão industriais a fim de eliminar distorções do metal que poderiam impedir a manutenção de tolerâncias ajustadas (DREYFUS GLOBAL TRADE, 2018).

Outra possibilidade de uso ocorre durante o processo de soldagem onde as principais funções são o refino dos grãos, o alívio das tensões residuais, a redução das deformações de soldagem e a melhoria das propriedades da junta soldada (XU *et al.*, 2007). A aplicação fornece melhores resultados que o TTAT (Tratamento térmico para alívio de tensões) na soldagem de aços inoxidáveis, componentes bimetalicos, quando há risco de fissuração e apresenta maior estabilidade dimensional que o TTAT proporcionando maior exatidão nas peças metálicas (ADAMS *et al.*, 2005).

Os artigos publicados até o momento analisaram os dados referentes aos resultados encontrados nos ensaios de Dureza, Tração, Tenacidade ao Impacto e ensaios metalográficos, entretanto, o foco principal da grande maioria dos trabalhos está em avaliar os níveis de alívio das tensões residuais superficiais das peças estudadas, sem analisar profundamente as propriedades mecânicas, metalográficas e fractográficas na zona afetada pelo calor, o que aumentaria a confiabilidade do método vibratório para alívio de tensões. O problema da pesquisa foi estudar se o efeito do alívio de tensões por VMR pode ser comparado com o TTAT e seus resultados nos ensaios mecânicos, metalográficos e fractográficos, principalmente no ensaio de tenacidade à fratura.

A aplicação do método alívio de tensões residuais por vibração mecânica se justifica por possuir grande potencial econômico (gasto energético, tempo e custo dos equipamentos são menores) e ambiental (consomem menos energia e possuem potencial poluidor insignificante) se comparado com os métodos tradicionais, principalmente, o tratamento térmico para alívio de tensões.

Os raros estudos sobre esta tecnologia no Brasil e a falta de acreditação por órgãos normalizadores internacionais como ASTM (*American Society for Testing and Materials*) e AWS (*American Welding Society*), são estímulos à necessidade de investigar o comportamento do processo, explorando a aplicação do método em novos materiais e condições com a finalidade de obter resultados assertivos, os quais ampliarão a utilização desta tecnologia nos mais diversos setores de manufatura.

Esta tese avaliou a efetividade do método de vibração mecânica ressonante no alívio de tensões residuais e nas propriedades mecânicas de juntas soldadas de chapas de aço ARBL Domex 700 MC, comparando com o alívio de tensões por tratamento térmico.

Os objetivos específicos estão descritos como segue: confrontar a quantificação do percentual de alívio de tensões residuais medidas por Difração de Raios-X; comparar a tenacidade à fratura elasto-plástica na Zona Afetada pelo Calor de juntas soldadas, aliviadas por vibração mecânica ressonante e por tratamento térmico; relacionar a largura à meia altura (L.M.A) do pico de difração com os mecanismos responsáveis pelo alívio de tensões gerado em cada tratamento. Por fim, estabelecer uma relação dos resultados com as propriedades mecânicas na

ZAC por meio dos ensaios de tenacidade ao impacto Charpy-V, tração, microdureza Vickers, dobramento e CTOD.

Para atingir os objetivos foi observada uma sequência de procedimentos experimentais, as quais são: dimensionar a frequência de ressonância, medir as tensões residuais após a peça ser soldada, antes e depois de aplicar a vibração mecânica e tratamento térmico de alívio de tensões, quantificar os perfis de microdureza, caracterizar as propriedades mecânicas, principalmente através do ensaio Charpy e da Tenacidade à fratura utilizando o parâmetro *Crack Tip Opening Displacement* (CTOD), análise fractográfica utilizando microscopia eletrônica de varredura, imagens macrográficas e micrográficas utilizando microscopia óptica, sendo a Zona Afetada pelo Calor a região estudada.

A deformação foi medida pela fixação de extensômetros *in loco* na ZAC durante a aplicação da vibração mecânica. A quantidade do alívio das tensões residuais foi calculada com base no valor de deformação alcançado.

No capítulo seguinte é apresentado o estado da arte produzido pela revisão da literatura durante o desenvolvimento deste trabalho. No capítulo 3 está a descrição do material e da metodologia experimental empregada. Os resultados alcançados e a discussão destes são abordados em separado nos capítulos 4 e 5, respectivamente. No capítulo 6 estão apresentadas as conclusões, enquanto que o capítulo 7 apresentará as sugestões para trabalhos futuros. Finalmente, no capítulo 8, estão listadas as referências bibliográficas utilizadas neste trabalho e na sequência, os apêndices e anexos.

2 REVISÃO DE LITERATURA

Uma breve revisão sobre alívio de tensões por vibração mecânica e tensões residuais é apresentada neste capítulo, abordando as metodologias e resultados obtidos, como por exemplo, a influência da espessura e do peso das peças de diferentes materiais ensaiados, a vibração aplicada, se ressonante (harmônica) ou sub-ressonante, o tempo de duração do processo, as variações das frequências e amplitudes, a comparação dos resultados como o TTAT, a Difração de Raios-X para quantificar o percentual de alívio das tensões residuais e os aparelhos empregados para aplicar a vibração, além de explanar os mecanismos que dão origem as tensões residuais. A mecânica da fratura, principalmente o estudo da tenacidade à fratura elasto-plástica relacionada ao parâmetro CTOD.

2.1 AÇO DOMEX 700 MC™

O aço DOMEX 700 MC™, laminado a quente, possui alto limite elástico para conformação a frio e ultrapassa o requerido pela norma EN 10149-2 (2013). Este aço é utilizado em chassi de caminhão, guindastes, máquinas de movimentação de terras e na indústria automobilística. Nessas aplicações, a alta resistência é usada para diminuir peso e/ou aumentar a carga útil (HIGH STRENGTH PLATES & PROFILES INC, 2018).

A Tabela 2 apresenta a composição química máxima, em percentual, informada pelo fabricante e a Tabela 3 especifica as propriedades mecânicas do material, observando que espessuras maiores do que 8 mm, a tensão limite de escoamento mínima pode ser 20 MPa menor. A Tabela 4 mostra o valor da energia absorvida nas temperaturas de -20°C e -40°C

Tabela 1 – Composição química informada pelo fabricante.

C % max	Si % max	Mn % max	P % max	S % max	Al % min	Nb % max	V % max	Ti % max
0.12	0.101	2.10	0.025	0.010	0.015	0.092	0.202	0.152

Fonte: High Strength Plates & Profiles Inc (2018).

Tabela 2 – Propriedades mecânicas do aço Domex 700 MC

Tensão de escoamento (Mpa)	Resistência à tração (Mpa)	Alongamento até a falha (%)	
min	min - max		
700	750 - 950	10	12

Fonte: Adaptado de High Strength Plates & Profiles Inc (2018).

Tabela 3 – Ensaio de impacto Charpy-V.

Temperatura do ensaio (°C)	Energia absorvida (J)
-20	40
-40	27

Fonte: Adaptado de High Strength Plates & Profiles Inc (2018).

Segundo a Crane Brasil (2018), a empresa SSAB desenvolveu a linha de aços Strenx destinada a projetos que exigem resistência estrutural maior e baixo peso, reunindo aços como o Weldox, Domex e Optim. A alta resistência dos aços Strenx pode ser medida pelos limites de escoamento, que variam de 600 MPa a 1300 MPa e é influenciada diretamente pela composição química e pelo processamento termomecânico ao qual o aço é submetido.

Conforme Caldeira (2006), elemento de liga como o Nióbio auxilia no refino de grão durante a laminação, aumenta a resistência, a ductilidade e tenacidade do aço, promovendo o endurecimento por precipitação ao se combinar com o carbono e/ou nitrogênio. Para Hulka (1998), o vanádio forma precipitados muito finos e tem efeito pronunciado no endurecimento dos aços ARBL aumentando a estabilidade da austenita durante a austenitização.

Segundo Porter et. al. (2009), o alumínio é utilizado para desoxidar e refinar o grão do aço. O titânio restringe o crescimento do grão austenítico durante o aquecimento e inibe o crescimento dos grãos austeníticos recristalizados durante a laminação a quente. O manganês eleva as propriedades mecânicas sem perda expressiva de tenacidade. Esta característica os torna aptos à produção de guindastes com maior capacidade de carga ou maior alcance de lança. Estes aços também podem ser usados na fabricação de máquinas e implementos mais leves, que conseqüentemente conseguem levar mais carga.

2.2 ALÍVIO DE TENSÕES POR VIBRAÇÃO MECÂNICA

O alívio de tensões por vibração mecânica ressonante (VMR) se apresenta como uma alternativa ao envelhecimento natural ou ao alívio das tensões térmicas

para reduzir as tensões residuais em estruturas (DAWSON e MOFFAT, 1980), além de não gerar os mesmos problemas que o tratamento térmico para alívio de tensões (WALKER *et al.* 1995, LUH e HWANG 1998).

O processo do alívio de tensões por vibração é simples e consiste em induzir um ou mais estados vibratórios, ressonante ou sub-ressonante, numa estrutura de metal usando excitadores de elevada força (SHANKAR, 1982). Estes excitadores geralmente consistem de pesos excêntricos acoplados a um motor de velocidade variável e seus equipamentos de alimentação e controle associados (CRISI e MENDONÇA 2006, RAO *et al.* 2006, KWOFIE 2009, MARTINS *et al.* 2012). Os vibradores utilizados geralmente trabalham numa faixa de frequência de 0 a 100 Hz e estão conectados à estrutura suportada por blocos de borracha e isolada do chão ou de estruturas rígidas, ficando livre para vibrar (CRISI e MENDONÇA 2006, LINDQVIST e HOLMGREN 2007).

Shankar (1982), relata que as vibrações podem ser transmitidas para a peça de dois modos: nas estruturas suficientemente grandes o vibrador pode ser fixado diretamente na peça. A outra forma, para peças pequenas, faz uso de uma mesa especial onde o vibrador e as peças são fixadas, neste caso, ao combinar uma pequena peça de trabalho com a mesa, as frequências naturais de toda a combinação podem ser diminuídas e vibradas com sucesso.

Para Rao (2014), a frequência da vibração depende do material da peça, da sua forma e tamanho. Em geral, segundo Shankar (1982), as frequências encontradas são menores que 100 Hz. O tratamento de vibração é breve, geralmente abaixo de 30 minutos.

A vibração também pode ser feita por meio de um *shaker* (DAWSON e MOFFAT 1980, BRAGA, 2011, CHUVAS 2012) conectado a um amplificador de potência, que recebe informações de um gerador de sinais incorporado ao analisador de sinais (CHUVAS, 2012).

As três abordagens de alívio de tensões por vibração são: sub-ressonante, ressonante e sub-harmônica. O denominador comum entre os processos de alívio por vibração é o isolamento da peça a ser tratada do ambiente em que se encontra e submetê-la a uma força cíclica, cujo efeito é monitorado em tempo real (CLAXTON, 1998).

As vibrações mais eficientes são as de ressonância, porque nesta frequência a tensões é melhor distribuída, se comparada com a frequência sub-ressonante.

Vibrações de baixa frequência transportam energia de alta amplitude e são muito eficientes na diminuição significativa do pico de tensões residuais em partes metálicas e soldadas (CLAXTON 1998, CRISI e MENDONÇA 2006).

Para Aoki *et al.* (2007), ambas as vibrações ressonante e não ressonante podem aliviar as tensões residuais em estruturas soldadas através da criação de deformações plásticas em torno da área de solda. Para a vibração não ressonante, a redução das tensões depende fortemente da amplitude de vibração e para a vibração ressonante, a frequência de vibração é a chave para aliviar as tensões.

A vibração sub-harmônica é realizada quando não existem as condições necessárias para ambos os alívios de tensão por VMR ou VMSR. Isto acontece geralmente porque a resposta de ressonância do material está fora do alcance dos equipamentos (BAQAR *et al.*, 2014).

2.2.1 Tratamento por vibração ressonante

O equipamento que produz a vibração é ligado à estrutura e é energizado e examinado muito lentamente a partir de zero até sua frequência máxima (0-100 Hz em aproximadamente 8 minutos). A resposta da estrutura é monitorada e as frequências de ressonância anotadas. O vibrador é então desligado e retornado para uma velocidade correspondente à primeira frequência ressonante. A vibração é continuada durante um determinado tempo (cerca de 10 minutos), no final dos quais a frequência é aumentada lentamente para fora da condição de ressonância até que a próxima frequência ressonante mais elevada é encontrada e o processo é repetido (SHANKAR 1982, CRISI e MENDONÇA 2006). Os tempos podem variar dependendo do tamanho e peso da peça (CRISI e MENDONÇA, 2006).

2.2.2 Tratamento por vibração sub-ressonante

Segundo Shankar (1982), a vibração é realizada numa frequência de 10 Hz abaixo da frequência de ressonância. Os autores Lindqvist e Holmgren (2007), relatam que a frequência das vibrações é realizada 4 Hz abaixo da harmônica.

Este método é uma variação do alívio por VMR, quando apenas a base do pico é atingível. Assim, este tratamento é classificado como Sub-ressonante uma vez que o modo de vibração é evidente, mas o pico não é alcançável (CLAXTON,

1998). Quando a primeira frequência harmônica é reduzida e estabilizada a peça de trabalho estará aliviada das tensões residuais. O tempo do processo dura de 20 a 30 minutos, dependendo do tamanho da peça (LINDQVIST e HOLMGREN, 2007).

2.2.3 Tratamento por vibração sub-harmônica

Para Claxton (1998), o mecanismo do método de alívio de tensões sub-harmônico não tem relação com os métodos de vibração ressonante ou sub-ressonante.

O mecanismo da vibração sub-harmônica está em vibrar os átomos e os mover um em relação ao outro na estrutura cristalina do material tensionado.

2.2.4 A eficácia das técnicas de vibração

Conforme Walker et al. (1995), o tratamento por vibração ressonante quando aplicado a conjuntos soldados de aço de baixo teor de carbono resultou numa redistribuição definida de tensões longitudinais, e redução das tensões residuais de pico muito perto da solda.

A magnitude das tensões aplicada para produzir o alívio de tensões fica em torno da metade do valor da tensão máxima do material, deste modo o efeito sobre a resistência à fadiga é desprezível. Condições parecidas podem ser induzidas pela carga não ressonante, porém é mais difícil obter a amplitude de tensões necessária. O número de ciclos de carga necessários para o máximo alívio das tensões varia inversamente com a amplitude das tensões dinâmicas (WALKER *et al.*, 1995).

O tratamento de alívio de tensões por vibração realizado na frequência de ressonância efetivamente redistribuiu as tensões residuais na solda de topo em aço ASTM A-36, enquanto que o tratamento sub-ressonante, aparentemente, foi menos eficaz. Quando foi usada uma mesa de vibração para tratar amostras pequenas, a eficácia do tratamento foi a mesma, independentemente da localização da amostra na mesa. O resultado dos tratamentos, foi uma redução próxima de 30% no pico das tensões residuais longitudinais na soldagem de topo do aço A-36 (SHANKAR, 1982).

A aplicação da VMR nas primeiras três frequências de ressonância no estudo de Luh e Hwang (1998), reduziu eficazmente as tensões residuais retidas na amostra soldada. O alívio de tensões por vibração foi válido para o alívio de macro

tensões residuais de um eixo de bomba feito com uma barra de aço (SUN *et al.*, 2003) e, também, substituiu o alívio de tensões térmico em chapas soldadas de aço D6AC e D406A (SUN *et al.*, 2004).

Os autores Walker *et al* (1995), demonstraram que o carregamento cíclico de ressonância em chapas de aço-carbono laminadas a frio é capaz de reduzir em até 40% no pico das magnitudes de tensões residuais.

Autores como Crisi e Mendonça (2006), concluíram que o processo VMR é útil para alívio de tensões de grandes estruturas, redução de custo com o tratamento térmico e para peças com tolerâncias dimensionais finas, embora tenham executado os testes em apenas uma amostra, o que não é representativo para se chegar a conclusões aceitáveis. Exceder o tempo de vibração não produz qualquer dano devido à fadiga ou perda de resistência à tração na peça.

A VMR introduz vibrações de alta amplitude e baixa frequência aliviando as tensões residuais sem distorção ou alteração da resistência à tração, limite elástico ou resistência à fadiga, restaurando o equilíbrio estático, enquanto as amostras tratadas termicamente diminuem a resistência à tração e aumenta o alongamento (CRISI e MENDONÇA, 2006).

2.2.5 O mecanismo relacionado ao alívio de tensões por vibração

De acordo com Dawson e Moffat (1980), a redução das tensões é indicada por uma mudança de deformação permanente na superfície que é dependente da amplitude de deformação cíclica crítica sendo que abaixo desta não há nenhuma mudança. Acima da amplitude crítica, e para um dado número de ciclos, a redução das tensões residuais é linear com o aumento da amplitude de deformação cíclica aplicada. O maior nível de redução de tensões é conseguido se o componente se deformar livremente durante o tratamento.

Para Fernandes *et al.* (2016), uma análise feita com microscopia eletrônica de transmissão identificou como principal fator pela queda do limite elástico o rearranjo da subestrutura de discordâncias após tratamento térmico de alívio de tensões.

Durante o tratamento de alívio de tensões térmico, o limite de elasticidade do material é substancialmente reduzido, permitindo que as tensões, na temperatura de tratamento, provoquem escoamento plástico diminuindo as tensões residuais.

De acordo com Shankar (1982), o alívio de tensões é atribuído à deformação plástica. Uma série de experimentos mostrou que durante os tratamentos vibracionais as tensões residuais e cíclicas combinadas excedem o limite de escoamento, resultando na redução das tensões residuais por deformação plástica.

Os pesquisadores Walker *et al.* (1995), consideram que a redução das tensões residuais implica na operação de mecanismos de deformação plástica, geralmente sob a forma de processos microplástico intragranular como segmentos de discordâncias individuais movendo-se para posições de energia mais baixa.

Walker *et al.* (1995), confirmaram que o mecanismo para aliviar as tensões é o movimento de discordâncias em escala microscópica. O modelo de escoamento plástico em resposta a sobrecarga, torna-se aplicável apenas abordando a amplitude de tensões ou excedendo o limite elástico. Um modelo foi postulado onde laços de discordâncias detectados e fixados por pontos são dissolvidos pelas tensões cíclicas. Por fim, os autores concluíram que o alívio de tensões por vibração pode ser considerado como um fenômeno instituído e com uma base teórica validada.

Mais tarde, Rao *et al.* (2006) desenvolveram um modelo matemático para calcular a redução das tensões residuais, a partir de testes em uma placa de base de HT-7U Tokamak feita de aço inoxidável 304L, submetida ao carregamento cíclico, onde foi demonstrada e avaliada a eficácia do tratamento e do modelo proposto em comparação à análise das tensões residuais pelo método de Difração de Raio-X.

Kwofie (2009) apresentou um modelo para simulação e caracterização do fenômeno de alívio de tensões por vibração mecânica através da deformação plástica. O modelo baseia-se na premissa de que a força vibratória externa induz tensões cíclicas que interagem com as tensões residuais existentes no material. O alívio de tensões residuais ocorre quando a soma das tensões cíclicas induzidas com a das tensões residuais excede o limite de escoamento local do material.

2.2.6 Determinação dos parâmetros do TTAT

Para a SSAB (2018), o recozimento para alívio de tensões do aço Domex 700 MC só é justificado quando as tensões internas da solda devem ser aliviadas, ou se o aço for soldado a outro aço que exija tratamento de alívio de tensões. Se o alívio de tensões for usado, o procedimento a seguir é recomendado:

- a) Máxima taxa de aquecimento de 100°C/h.
- b) Tempo de imersão: 2 min/mm de espessura da placa (mínimo de 30 min).
- c) Temperatura de imersão: 580°C.
- d) Máxima taxa de resfriamento: 100°C/h.

Entretanto quando vários padrões de produção especificam o tratamento de alívio de tensões, as instruções definidas nestes padrões tem preferência sobre as recomendações pela SSAB.

2.2.7 Vantagens do VMR sobre o TTAT

O recozimento para alívio de tensões é eficaz, mas sofre várias desvantagens ou limitações às quais incluem o alto custo equipamento e a quantidade de energia e tempo necessários; a geração de cascas de óxido sobre superfícies de componentes; a inadequação para peças que devem manter a integridade mecânica, pois o recozimento destrói os efeitos benéficos do tratamento térmico para aumento de resistência; e a limitação de tamanho da peça quando esta for maior do que o forno (KWOFIE 2009, BAQAR 2014).

O custo do tratamento térmico é alto, o forno de recozimento custa um valor em torno de US\$ 30.000,00, a carga de energia elétrica é de 900 KW / h, o tempo de trabalho é aproximadamente 10 horas, as propriedades de tração são prejudicadas, as propriedades mecânicas devem ser reestruturadas com encruamento e têmpera, as tensões residuais reaparecem em serviço ativo (SUN *et al.*, 2004).

Resultados mais eficazes do VMR também podem ser alcançados com outros materiais, tais como peças fundidas, componentes soldados ou ligas tratadas termicamente. Este último torna-se interessante, pois o tratamento térmico é, muitas vezes, impossível nestes materiais para evitar os efeitos nocivos sobre as propriedades mecânicas (WALKER *et al.*, 1995).

2.2.8 Determinação da frequência natural

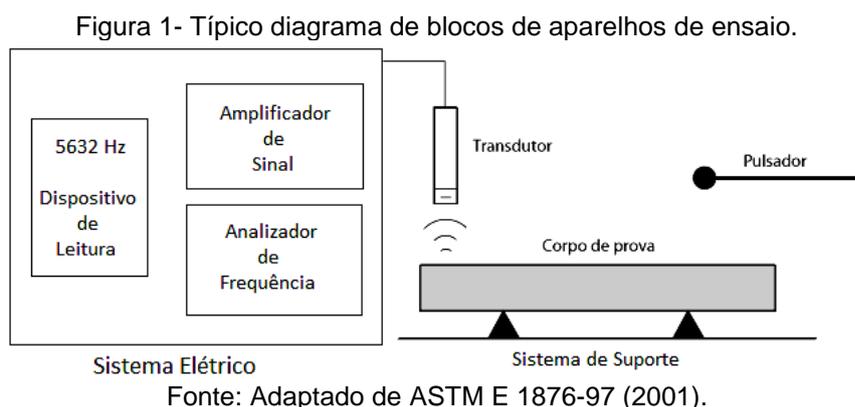
N-frequências naturais ocorrendo dentro de um corpo são determinadas pelos módulos de elasticidade, massa, e dimensões do corpo. A menor frequência de ressonância num determinado modo de vibração é a frequência fundamental

daquele modo (ASTM E 1876-97, 2001). A frequência ressonante depende da razão (E/ρ), que é constante para a maioria dos metais (DAWSON e MOFFAT, 1980).

Segundo Rao (2014), para o cálculo analítico, a massa (m) da peça e a constante elástica (K_{eq}) para viga em balanço com a carga aplicada na extremidade livre são as variáveis e, também, são necessários os valores do módulo de elasticidade do aço, do comprimento da barra e do momento de inércia. A Equação 1 calcula a frequência natural, conhecendo-se as dimensões e o material utilizado.

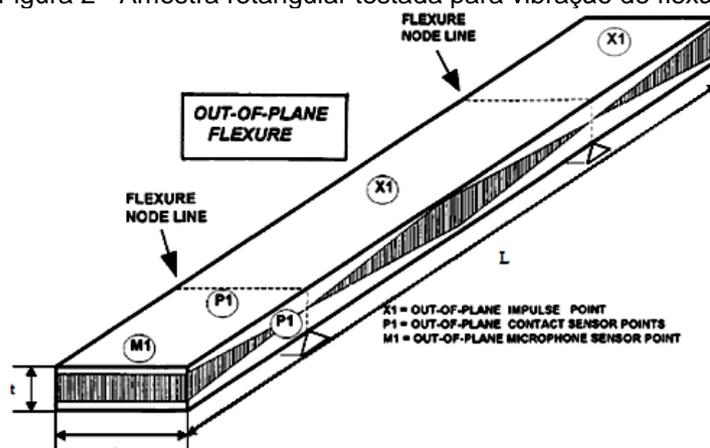
$$w_n = \sqrt{\frac{K_{eq}}{m}} \quad (1)$$

Um segundo método para encontrar a frequência natural é através do ensaio descrito pela norma ASTM E 1876-97 (2001), onde uma ferramenta de impacto incita impulsos sobre uma amostra apoiada em suportes simples. O aparelho usado para detectar, analisar e medir a frequência de ressonância fundamental, Figura 1, trata-se de um incitador, um transdutor (acelerômetro) para converter a vibração mecânica em sinal elétrico, um sistema eletrônico (amplificador de sinal, analisador e dispositivo de leitura de frequência) e um sistema de suporte, metal ou cerâmica, apoiados em almofadas para isolar a amostra.



A Figura 2 mostra o local de aplicação do impacto para gerar a vibração e os locais onde são posicionados o sensor de contato (acelerômetro) e o sensor que capta a vibração sem contato com a peça (microfone).

Figura 2 - Amostra retangular testada para vibração de flexão.



Fonte: Adaptado de ASTM E 1876-97 (2001).

Onde,

- b = largura da barra,
- L = comprimento da barra,
- t = espessura da barra.

De acordo com a Norma ASTM E 1876-97, para medir a frequência natural fundamental de flexão da amostra, os procedimentos abaixo, devem ser seguidos:

- a) Suporte a amostra no ponto nodal ($0,224 L$ de cada extremidade),
- b) Localize o transdutor de detecção de modo a determinar a direção de máxima sensibilidade da amostra. O transdutor deve ser colocado apenas na medida a partir dos pontos nodais, necessárias para obter uma leitura (Figura 2).
- c) Golpear, leve e elasticamente, quer no centro ou na extremidade oposta da amostra a partir do transdutor de detecção.
- d) Registrar o resultado da leitura e repetir o ensaio até obter cinco leituras consecutivas com uma diferença de 1% entre cada medida. Usar a média das leituras para determinar a frequência de ressonância longitudinal fundamental.

2.1. A influência das dimensões e peso das peças

Com base no peso da peça, o método VMR introduz alta amplitude e vibrações de baixa frequência para um dado período de tempo, aliviando as tensões residuais sem distorção ou alteração de resistência à tração, limite elástico ou resistência à fadiga, restaurando equilíbrio estático (CRISI e MENDONÇA, 2006).

Braga (2011), analisando chapas de aço ARBL com 4 mm de espessura e de aço IF com 2 mm de espessura, soldadas e avaliadas por DR-X antes e depois de submetidas à vibração mecânica, concluiu que, após o tratamento por vibração, o alívio de tensões residuais foi expressivo na direção transversal do cordão de solda, com reduções de 80% no aço ARBL e de até 90% no aço IF, a diferença na redução das tensões pode ser atribuída à espessura das amostras.

Chuvas (2012), comparou a influência da espessura nos níveis de tensões residuais gerados pela soldagem a plasma em chapas de aço DP600 com 4,15 mm e 3,30 mm de espessura. As amostras de 4,15 mm apresentaram diferenças nas tensões residuais e no percentual de alívio para o mesmo tratamento de vibração mecânica, ficando a maior redução nas amostras de 3,30 mm (por volta de 50%).

Concluíram Braga (2011) e Chuvas (2012), que os mecanismos geradores do alívio das tensões estão associados à diferença de espessura das amostras. Para Crisi e Mendonça (2006), o peso da peça também influencia no tempo de vibração.

2.4 TENSÕES RESIDUAIS

As tensões residuais podem ser definidas como as tensões que se mantêm dentro de um corpo após a fabricação e processamento, na ausência de forças externas ou gradientes térmicos. As tensões residuais térmicas ocorrem quando um corpo é submetido a mudanças de temperatura não uniformes (ASM HANDBOOK, 1993). Para Rossini *et al.* (2012), elas podem ser produzidas por carregamento em serviço, que produz deformação plástica não homogênea na peça.

De acordo com Rossini *et al.* (2012), Withers e Bhadeshia (2001) e ASM Handbook (1993), as tensões residuais podem ser classificadas como:

- a) Tipo I: Macro tensões residuais que se desenvolvem no corpo de um componente numa escala maior do que o tamanho de grão do material;
- b) Tipo II: Micro tensões residuais que variam na escala de um grão individual;
- c) Tipo III: Micro tensões residuais existentes no interior de um grão, como resultado da presença de discordâncias e outros defeitos cristalinos.

2.3.1 Mecanismos geradores das tensões residuais após soldagem

Tensões residuais ocorrem nas estruturas metálicas durante as etapas de fabricação, incluindo fundição, laminação, dobra, corte térmico, forjamento, usinagem e retificação (MARQUES *et al.*, 2009, KWOFIE 2009 e ROSSINI *et al.* 2012). Os tratamentos térmicos também influenciam as tensões residuais e a aplicação localizada de calor na soldagem gera tensões térmicas complexas em partes da peça. Uma das principais causas da sua origem são as deformações plásticas não uniformes, causadas por efeitos mecânicos ou térmicos (MARQUES *et al.*, 2009). Desta forma, as tensões residuais podem ser classificadas em dois grupos de acordo com os mecanismos que as produziu (ASM HANDBOOK, 1993):

- a) Tensões produzidas por inadequação estrutural;
- b) Tensões produzidas por uma distribuição desigual de forças não elásticas, incluindo as deformações plásticas e térmicas.

Tensões residuais em soldas, segundo Crisi e Mendonça (2006), são produzidas por tensões localizadas no metal e ocorrem imediatamente após a soldagem, as quais são:

- a) Tensões de contração. Esta é a principal fonte de tensões residuais. Ocorre no resfriamento de áreas soldadas sujeitas a aquecimento não uniforme.
- b) Tensões devido ao resfriamento mais rápido da superfície. Quando uma solda esfria a superfície esfria mais rápido do que o interior, mesmo que isto ocorra ao ar parado. Quanto maior à espessura, mais tensões são geradas.
- c) Tensões devido à transformação de fase. Elas ocorrem devido à transformação da austenita em ferrita, provocando um aumento do volume para o qual a base do metal é oposta.

Os três tipos de tensões residuais ocorrem geralmente ao mesmo tempo. A experiência mostra que os efeitos individuais de cada uma podem ser linearmente superpostos. Para Marques *et al.* (2009), as tensões residuais presentes em uma estrutura soldada durante a sua fabricação e seu uso são de dois tipos:

- a) Tensões residuais produzidas na soldagem de seus membros sem restrição;
- b) Tensões de reação resultantes da ligação entre os diversos membros da estrutura e entre estes e outras estruturas.

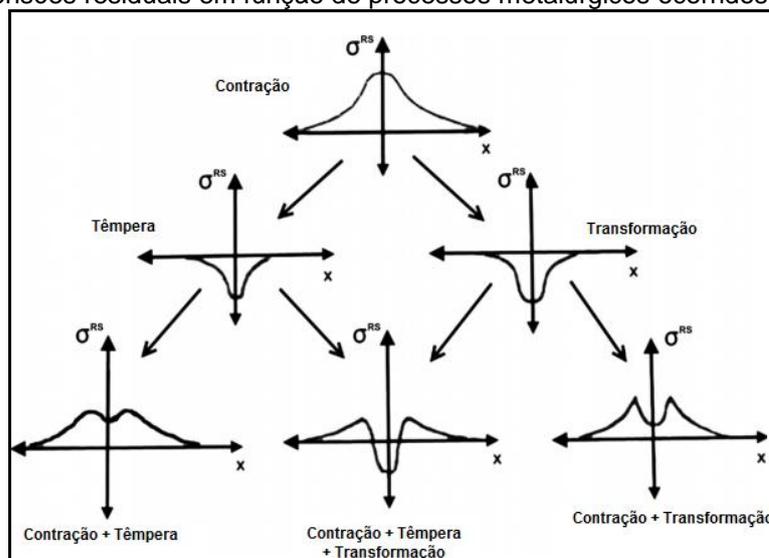
A soldagem é um processo que gera tensões residuais em um nível notável. Elas são formadas na estrutura como resultado de contrações diferenciais que ocorrem com a solidificação do metal de solda, em função da elevada entrada de calor no material a ser soldado. Como resultado, distribuições não uniformes de calor, deformações plásticas e transformações de fases ocorrem no material. Essas mudanças geram diferentes padrões de tensões residuais para a região de solda e na ZAC (ASM HANDBOOK 1993, MARQUES *et al.* 2009, ROSSINI *et al.* 2012).

Cada mecanismo gerador de tensões tem os seus próprios efeitos sobre a distribuição de tensões residuais, Figura 3. As tensões residuais induzidas pela contração da região fundida são normalmente de tração. Transformação induzida por tensões residuais ocorrem nas partes da ZAC em que a temperatura excede os valores críticos para as transformações de fase, logo, tensões residuais de compressão são formadas nas áreas transformadas (ROSSINI *et al.*, 2012).

Os principais fatores que determinam quais tensões residuais estão presentes numa estrutura soldada são os seguintes (LEGGAT, 2008):

- a) Tensões residuais presentes nas partes a serem unidas antes da soldagem.
- b) As propriedades do metal de solda e do metal base, incluindo a composição, microestrutura, propriedades térmicas e propriedades mecânicas.
- c) A geometria das peças a serem unidas.
- d) As restrições aplicadas às peças a serem soldadas, tais como solda ou gabaritos, acessórios de alinhamento, ou união a outros componentes.
- e) O procedimento de soldagem, incluindo a preparação de solda, as condições de soldagem e a sequência de passes em soldas multipasses.
- f) As tensões residuais geradas ou relaxadas por operações de fabricação após a soldagem ou por carga térmica ou mecânica durante a vida útil.

Figura 3 - Tensões residuais em função de processos metalúrgicos ocorridos na soldagem.

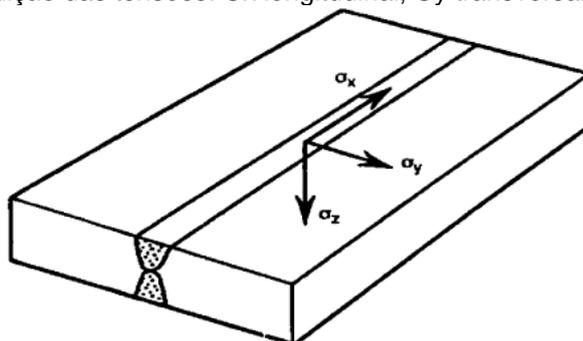


Fonte: Adaptada de Rossini *et al.* (2012).

2.3.2 Distribuição das tensões residuais na junta soldada

A Figura 4 exibe a convenção utilizada para descrever as direções em relação a uma solda linear em uma placa plana. Segundo Leggat (2008), a Figura 5 mostra a distribuição de tensões residuais longitudinais, transversais e através da espessura medidas na linha de centro da junta soldada em um ambiente multi-passe de soldagem de topo a topo numa chapa de aço de 60 mm de espessura, sem retenção.

Figura 4 – Distribuição das tensões: σ_x longitudinal; σ_y transversal; σ_z na espessura.

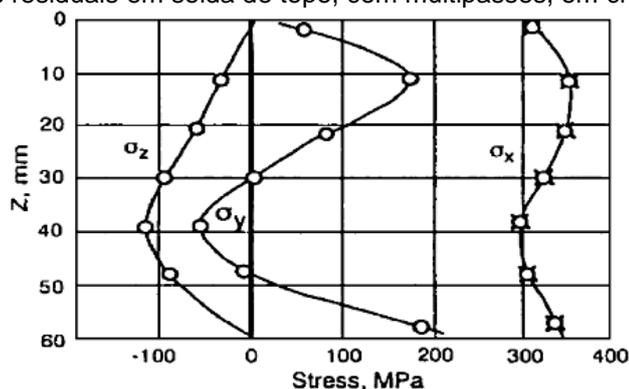


Fonte: (LEGGAT, 2008).

As tensões residuais nas três direções ortogonais, Figura 5, são totalmente diferentes. Isto é causado pelos diferentes sistemas de retenção que atuam entre as três direções. A contração longitudinal da junta é fortemente resistida pelas partes sendo unidas, assim tensões residuais são geradas através da espessura da junta

soldada. A contração transversal do passe final da solda sobre a superfície superior da chapa é resistida pelos passes depositados anteriormente, gerando tensões residuais de tração perto da face superior, equilibrada por compressão no meio da espessura e tração na superfície inferior (LEGGAT, 2008).

Figura 5 - Tensões residuais em solda de topo, com multipasses, em chapa de aço grossa.

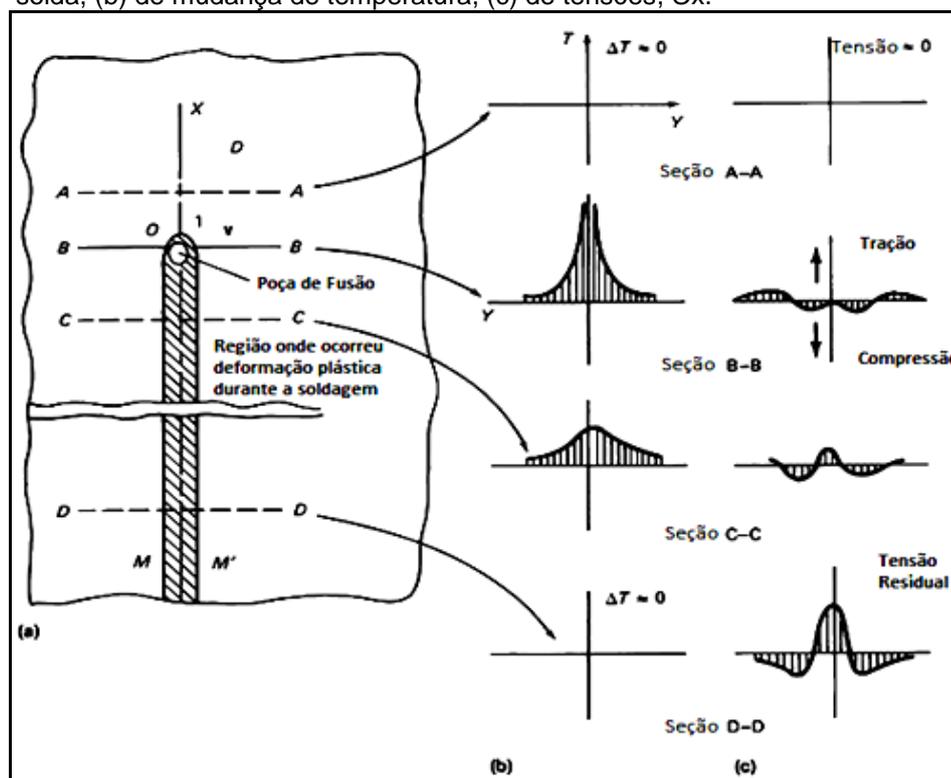


Fonte: (LEGGAT, 2008)

A Figura 6 apresenta as mudanças de temperatura e as tensões térmicas resultantes que ocorrem durante a soldagem, ao longo do eixo x , de um cordão de solda feito sobre uma placa fina. O arco de solda, movido a uma velocidade v , localiza-se, inicialmente, na origem, O , Figura 6(a). A área sombreada, $M-M'$ é onde ocorre a deformação plástica durante o ciclo térmico de soldagem. A região onde o metal é fundido é indicada pela elipse próxima a O . A região fora da área sombreada permanece elástica ao longo de todo o ciclo térmico de soldagem.

Gradientes de temperatura ao longo de várias seções transversais no caminho do cordão de solda estão indicados na Figura 6(b). No metal de base, à frente da poça de fusão (seção A-A), a inclinação do gradiente de temperatura devido à soldagem ($\Delta T / \Delta Y$) é quase zero. No entanto, no corte B-B, que atravessa a poça de fusão, a inclinação se torna muito acentuada. Ao longo da secção C-C, um pouco atrás da poça de fusão, a inclinação fica menos marcante. A inclinação do gradiente de temperatura novamente se aproxima de zero ao longo da secção D-D, e está a alguma distância atrás da poça de fusão. A Figura 6(c) mostra a distribuição de tensões normal na direção x (σ_x) ao longo das seções transversais.

Figura 6 - Representação das alterações de temperatura e das tensões durante a soldagem: (a) de solda, (b) de mudança de temperatura, (c) de tensões, σ_x .



Fonte: Adaptada de ASM HANDBOOK (1993).

A tensão normal na direção y (σ_y) e tensão de cisalhamento (τ_{xy}), também existem em um campo de tensões bidimensional e um campo de tensões tridimensional, existindo seis componentes de tensão: σ_x , σ_y , σ_z , τ_{xy} , τ_{yz} , e τ_{zx} .

A Figura 6(c) mostra a distribuição (ao longo do eixo y) das tensões normais à direção x (σ_x) devido à soldagem (tensões térmicas). Ao longo da secção A-A, as tensões são quase zero. A distribuição de tensões ao longo da secção B-B é mais complexa. Abaixo da poça de fusão, as tensões são próximas de zero, pois o metal fundido não suporta a carga de cisalhamento (ASM HANDBOOK, 1993).

Afastando-se da poça de fusão, as tensões tornam-se compressivas, pois a expansão do metal ao redor da poça é limitada pelo metal base. Como as temperaturas destas zonas são muito elevadas, a tensão de escoamento do metal se torna muito baixa atingindo o valor do limite de escoamento do metal base. A grandeza das tensões de compressão atinge o máximo com o aumento da distância a partir do cordão de solda ou, com a diminuição da temperatura. No entanto, as tensões que ocorrem nas regiões mais afastadas da poça de fusão são trativas e em equilíbrio com tensões de compressão em áreas perto da poça de fusão.

A Figura 6(b) mostra que as regiões ao longo da seção C-C do metal de solda e do metal base esfriaram. À medida que contraem, tensões de tração se originam nas regiões junto e adjacente à solda, Figura 6(c). À medida que a distância a partir da solda aumenta, as tensões compressivas se tornam elevadas. Existem tensões de tração ao longo do corte D-D dentro e adjacente à solda. As tensões de compressão são produzidas em zonas distantes da solda (ASM HANDBOOK, 1993).

A distribuição de tensões é mostrada na condição de tensão plana. Por isso, as tensões são consideradas como sendo uniformes no sentido da espessura.

Resumidamente, para Totten *et al.* (2002), as tensões residuais de soldagem são uma consequência da interação dos seguintes processos:

- a) Restrições de expansão e contração resultante da distribuição não homogênea das temperaturas;
- b) Efeitos devido ao resfriamento rápido;
- c) Transformações de fase.

Conseqüentemente, a quantidade de tensões residuais na solda e na zona afetada pelo calor, sejam elas trativas ou compressivas, dependem da temperatura de transformação e também da velocidade de resfriamento. A composição química local desempenha papel importante. Ainda, a tensão de escoamento local, dependente da temperatura do material e do grau de rigidez da estrutura, é decisiva.

2.3.3 Consequências das tensões residuais na soldagem

As tensões residuais de tração são indesejáveis uma vez que contribuem e/ou aceleram as falhas, tais como fissuras em corrosão sob tensão, fadiga e falha por distorção e alteração da estabilidade dimensional (SHANKAR 1982, WALKER 1995, AOKI 2007, XU 2007, KWOFIE 2009). Pesquisadoras como Crisi e Mendonça (2006), relatam algumas consequências das tensões residuais em peças soldadas:

- a) As tensões residuais são adicionadas à carga que a solda tenha sido concebida para suportar, o que pode levar ao colapso do material.
- b) Redução da resistência à corrosão sob tensão. Regiões submetidas a tensões de tração elástica podem sofrer corrosão localizada em ambientes agressivos.

- c) Risco de trincas. Todos os mecanismos de trincamento são afetados pelo estresse residuais e distorção causada pelo aquecimento localizado.

As tensões residuais e distorções permanecem após a soldagem e, por vezes, causam trincas e desencontro de juntas. Altas tensões residuais de tração em áreas próximas à solda podem causar falhas prematuras de estruturas soldadas. A distorção e tensões residuais de compressão no metal base podem reduzir a força de deformação de um elemento estrutural sujeito à carga compressiva. Corrigir a distorção é onerosa, em alguns casos, impossível (ASM HANDBOOK, 1993).

2.4 TENSÕES RESIDUAIS MEDIDAS POR DIFRAÇÃO DE RAIOS-X

No passado, a medida de dureza indicava se as tensões residuais tinham sido reduzidas para um nível aceitável, os materiais ficam mais duros quando submetidos à tensão. Se a dureza medida após o alívio fosse menor do que um valor empírico especificado, o tratamento era bem sucedido (CRISI E MENDONÇA, 2006).

Para Rossini *et al.* (2012), as técnicas para medir as tensões residuais dividem-se em não destrutivas, semidestrutivas e destrutivas de acordo com a forma e equipamentos utilizados. Este trabalho usa a técnica não destrutiva de difração de raios-X (DRX) para medir as tensões residuais na superfície dos materiais.

A norma ASTM E 1426–98 (2003) institui o método de ensaio que determina o parâmetro elástico efetivo para medir as tensões residuais por DRX. Quando um material cristalino é alongado os espaços entre os planos paralelos de átomos, ions, moléculas ou na alteração da estrutura, podem ser medidos por técnicas de DRX. Para calcular as tensões macroscópicas a partir de deformações na estrutura requer uma constante, E_{eff} , chamada de parâmetro efetivo da elasticidade do material e é nominalmente equivalente a $E / (1 + \nu)$ para uma dada direção cristalográfica que deve ser determinada empiricamente por meio da DRX.

A DRX pode medir o espaçamento atômico interplanar e obter a tensão total sobre o metal, pois as deformações elásticas resultantes da tensão residual aplicada causam alteração nos espaçamentos dos planos atômicos. (ROSSINI *et al.*, 2012).

Prevéy (1986), relata que, apesar da DRX ser um excelente método não destrutivo para medir as tensões residuais, ela apresenta fatores limitantes. Lu

(2005), menciona que além das tensões residuais superficiais o método também pode ser combinado com técnicas de remoção de camada e gerar um perfil de tensões.

Para Lu (2005), uma das principais desvantagens é a limitação imposta à geometria da amostra. A geometria deve ser tal que um feixe raios-x possa atingir a área de análise e ser difratado para o detector sem obstrução. A Tabela 1 apresenta o uso geral, as limitações e o tempo estimado para avaliar as tensões residuais.

Tabela 4 – Análise das Tensões residuais por DRX – usos, limitações e tempo estimado.

Uso Geral	Limitações	Tempo estimado
Medidas de Macrotensões <ul style="list-style-type: none"> • Medida não destrutiva de tensões residuais superficiais no controle de qualidade. • Determinação de distribuições de tensões residuais superficiais • Medir tensões residuais associadas a falhas por fadiga ou corrosão sob tensão. Medidas de Microtensões <ul style="list-style-type: none"> • Medir dureza em camadas finas de aços; • Determinação do percentual de trabalho a frio na superfície e abaixo dela. 	<ul style="list-style-type: none"> • Aparelhos caros e delicados geralmente limitados a um laboratório ou fábrica; • Somente a camada superficial (<0,025 mm) é medida, exigindo polimento eletrolítico para fazer medidas subsuperficiais; • As amostras devem ser policristalinas com tamanho de grão razoavelmente fino e não severamente texturizada. 	<ul style="list-style-type: none"> • 1 minuto à 1 hora por medida, sujeito a intensidade do raio-X e da técnica utilizada. Em geral, 1 hora por medição para subsuperfície, incluindo remoção de material e reposição da amostra.

Fonte: Adaptada de Prevéy (1986).

De acordo com Fitzpatrick *et al.* (2005), a medida das tensões residuais por DRX depende das interações fundamentais entre a frente de onda do feixe de raios-X e a rede cristalina. A base para as medidas de DRX é descrita na Lei de Bragg.

2.4.1 Lei de Bragg

Em 1912 W. L. Bragg (1890-1971) analisou resultados de experimentos realizados pelo físico alemão von Laue (1879-1960), no qual um cristal de sulfato de cobre foi colocado no caminho de um feixe de raios-X. Bragg deduziu uma expressão para as condições necessárias para a difração ocorrer de maneira tão construtiva (FITZPATRICK *et al.*, 2005).

Para explicar a Lei de Bragg consideram-se dois planos paralelos de átomos A-A' e B-B', Figura 7, separados pelo espaçamento interplanar d_{hkl} . Um feixe de raios-X de comprimento de onda λ , paralelo, monocromático e com os raios dispersos em fase entre si seja incidente nesses dois planos em um ângulo θ . Dois raios neste feixe, 1 e 2, são espalhados pelos átomos P e Q. Os raios dispersos 1' e

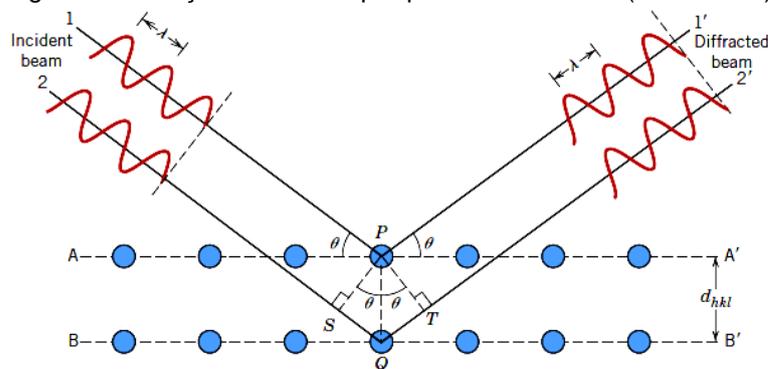
2' estarão em fase somente se a diferença de trajeto entre 1-P-1' e 2-Q-2' (ou seja, $\overline{SQ} + \overline{QT}$) for igual a um número inteiro, n , de comprimentos de onda λ .

A difração ocorre em um ângulo 2θ onde n é um inteiro indicando a ordem de difração (1, 2, 3, ...), λ é o comprimento de onda do raio-X, d é o espaçamento da rede dos planos cristalográficos e θ é o ângulo de difração (PREVÉY, 1986).

Portanto, a DRX pode ser usada para medir com precisão o espaçamento do reticulado cristalino utilizando a lei de Bragg, Equação 2,

$$n\lambda = 2d_{hkl} \text{sen}\theta \quad (2)$$

Figura 7 - Difração de raios-x por planos de átomos (A-A' e B-B').



Fonte: Adaptada de Callister, Rethwisch (2016).

A Lei de Bragg, constitui a base fundamental da teoria da difração de raios-X (PREVÉY, 1986, FITZPATRICK *et al*, 2005 e CALLISTER e RETHWISCH, 2016).

Se a lei de Bragg não for satisfeita, a interferência será de natureza não construtiva, produzindo um feixe difratado de baixa intensidade (FITZPATRICK *et al*, 2005 e CALLISTER e RETHWISCH, 2016), entretanto, Fitzpatrick *et al* (2005), afirmam que todos os raios espalhados por outros átomos no plano e paralelos a 1' e 2' também estarão em fase aumentando a intensidade do feixe difratado.

2.4.2 Princípios da Medição de Tensões por Difração de Raio X

Conforme Fitzpatrick *et al.* (2005), para medir as tensões residuais por DRX, a amostra é colocada no difratômetro sendo exposta a um feixe de raios-X que interage com a rede cristalina causando padrões de difração.

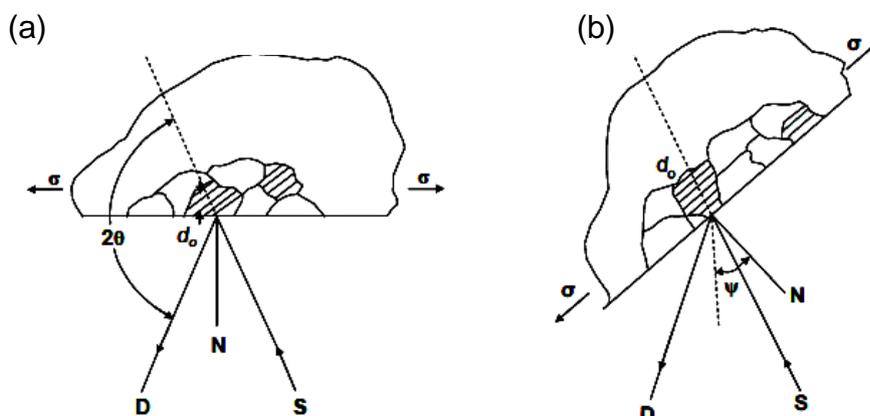
Prevéy (1986) e Rossini *et al.* (2012), descrevem que as tensões são determinadas quando a deformação na rede cristalina for medida para pelo menos

duas orientações conhecidas em relação à superfície da amostra, logo, a medição das tensões residuais por DRX é aplicável a materiais cristalinos, com grãos relativamente finos produzindo difração para qualquer orientação da superfície da amostra, desde que um pico de difração de intensidade adequada e livre de interferência de picos vizinhos seja produzido na região de alta reflexão.

Fitzpatrick *et al.* (2005), relatam que o espaçamento interplanar de um material livre de tensões produz um padrão de difração característico, entretanto, quando um material é esticado provoca alterações na distância entre os planos de rede $\{hkl\}$, mudando o padrão de difração. Medindo precisamente a mudança no espaçamento interplanar, as tensões dentro do material podem ser avaliadas ao estabelecer relações matemáticas entre o espaçamento interplanar e as tensões.

A Figura 8 mostra a difração de um feixe monocromático de raios-X em um ângulo de difração 2θ da superfície de uma amostra tensionada para duas orientações em relação ao feixe de raios-X.

Figura 8 - Princípios da medição de tensões por difração de raios-x. (a) $\psi=0$. (b) $\psi=\psi$. D, detector de raios-X; S, fonte de raios-X; N, normal à superfície.



Fonte: Prevéy, 1986.

A Figura 8(a) exibe a amostra na orientação $\psi = 0$. A presença de uma tensão de tração resulta na contração do coeficiente de Poisson, reduz o espaçamento da rede e aumenta ligeiramente o ângulo de difração, 2θ .

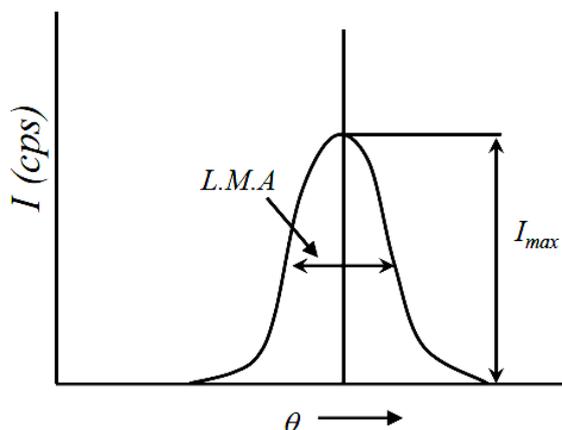
Ao girar a amostra através de um ângulo conhecido ψ , Figura 8(b), a tensões de tração na superfície aumenta o espaçamento da rede sobre o estado livre de tensões e diminui 2θ . Medir a mudança da posição angular do pico de difração para duas orientações definidas pelo ângulo ψ possibilita o cálculo das tensões presentes

na superfície da amostra. Na prática, os ângulos de difração 2θ devem ficar entre 120° e 170° (PREVIÉ, 1986).

2.4.3 Comparação entre a largura a meia altura do pico de difração e a tensão residual superficial

Largura à meia altura, abreviado em português por “L.M.A.” é referida como FWHM (do inglês *full width at half maximum*) é o parâmetro de uma curva ou função referente à sua largura. Este parâmetro é dado pela diferença entre dois valores extremos de uma variável independente no qual a função atinge metade de seu valor máximo, Figura 9.

Figura 9 – Determinação da largura a meia altura (L.M.A.) em um pico de difração.



Fonte: Nunes (2012).

Segundo Banazwski (2011), as medições da deformação plástica residual podem indicar a fonte da diferença no perfil de tensão residual. Uma medição da L.M.A foi feita em função da posição após o martelamento a laser. Um aumento na L.M.A indicou mais deformação plástica, portanto, deve ter mais tensões residuais de compressão, principalmente para a orientação transversal. Neste mesmo entendimento, Hauk (1997), concluiu que, muitas vezes, as tensões residuais e a L.M.A estão relacionadas em metais deformados plasticamente e também na superfície tratada mecanicamente. A largura dos picos de difração aumenta quando o tamanho de grão diminui ou quando as tensões residuais aumentam.

Wang et al. (2017), e Bielefeldt et al. (2017), investigaram a relação entre as tensões residuais e a L.M.A em metais submetidos ao alívio de tensões por tratamento térmico, nesta condição, as tensões residuais e a L.M.A reduziram

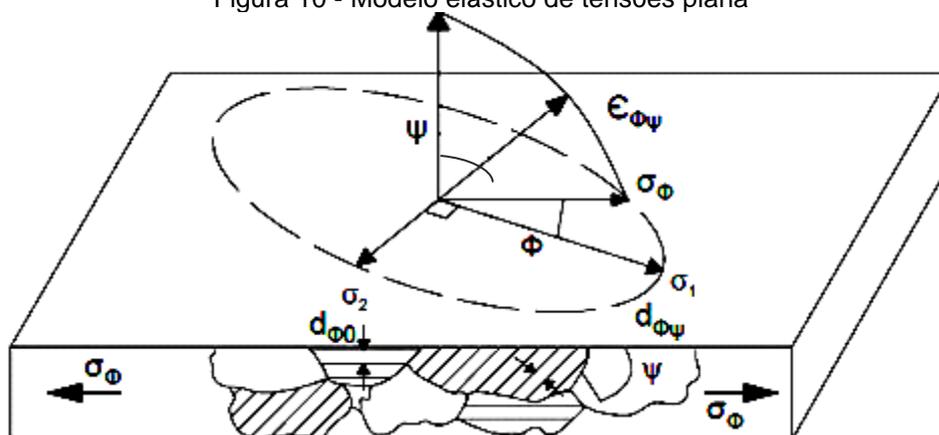
proporcionalmente. Wang et al. (2017), comprovaram a diminuição na microdureza e Bielefeldt et al. (2017), verificaram a redução da macrodureza superficial.

2.4.4 Modelo elástico de tensões plana

Uma vez que as tensões elásticas alteram o espaçamento médio da rede, somente elas são medidas usando DRX para determinar as macrotensões. As microtensões se formam quando o limite de escoamento é excedido, resultando na ruptura da rede cristalina pelo movimento de discordâncias, sem aumentar as tensões macroscópicas (PREVÉY, 1986).

A medida das tensões por DRX está limitada à superfície da amostra. Na camada superficial supõe-se que exista uma condição de tensão plana representada pelas tensões principais σ_1 e σ_2 existentes no plano da superfície e a tensão perpendicular à superfície é $\sigma_3 = 0$, Figura 10.

Figura 10 - Modelo elástico de tensões plana



Fonte: Prevéy, 1986.

No entanto, um componente de deformação perpendicular à superfície ϵ_3 existe como resultado das contrações do coeficiente de Poisson causadas pelas duas tensões principais.

A deformação, $\epsilon_{\phi\psi}$ na direção definida pelos ângulos ϕ e ψ é:

$$\epsilon_{\phi\psi} = \left[\frac{1+\nu}{E} (\sigma_1 \cos^2 \phi + \sigma_2 \sin^2 \phi) \sin^2 \psi \right] - \left[\frac{\nu}{E} (\sigma_1 + \sigma_2) \right] \quad (3)$$

Se $d_{\phi\psi}$ é o espaçamento entre os planos de rede medidos na direção definida por ϕ e ψ , a deformação pode ser expressa em termos de mudanças nas dimensões lineares da rede cristalina:

$$\epsilon_{\phi\psi} = \frac{d_{\phi\psi} - d_0}{d_0} \quad (4)$$

Onde, d_0 é o espaçamento de rede livre de tensões.

Devido à anisotropia elástica, as constantes elásticas $(1 + \nu/E)_{(hkl)}$ e $(\nu/E)_{(hkl)}$, geralmente variam significativamente dos valores mecânicos aparentes, que são uma média em todas as direções possíveis na rede cristalina. O espaçamento da rede para qualquer orientação, então, é:

$$d_{\phi\psi} = \left[\left(\frac{1+\nu}{E} \right)_{(hkl)} \sigma_{\phi} d_0 \text{sen}^2 \psi \right] - \left[\left(\frac{\nu}{E} \right)_{(hkl)} d_0 (\sigma_1 + \sigma_2) + d_0 \right] \quad (5)$$

Logo, o espaçamento de rede $d_{\phi\psi}$, é uma função linear de $\text{sen}^2 \psi$. A interceptação da plotagem em $\text{sen}^2 \psi = 0$ é:

$$d_{\phi 0} = d_0 \left[1 - \left(\frac{\nu}{E} \right)_{(hkl)} (\sigma_1 + \sigma_2) \right] \quad (6)$$

Que equivale ao espaçamento de rede não tensionado, d_0 , menos a contração do coeficiente de Poisson causada pela soma das principais tensões. A inclinação da plotagem é:

$$\frac{\partial d_{\phi\psi}}{\partial \text{sen}^2 \psi} = \left(\frac{1 + \nu}{E} \right)_{(hkl)} \sigma_{\phi} d_0 \quad (7)$$

a qual pode ser resolvida para a tensões σ_{ϕ} :

$$\sigma_{\phi} = \left(\frac{E}{1+\nu} \right)_{(hkl)} \frac{1}{d_0} \left(\frac{\partial d_{\phi\psi}}{\partial \text{sen}^2 \psi} \right) \quad (8)$$

O método, então, se torna uma técnica diferencial, e não são necessários padrões de referência livres de tensões para determinar d_0 no caso de tensões biaxial.

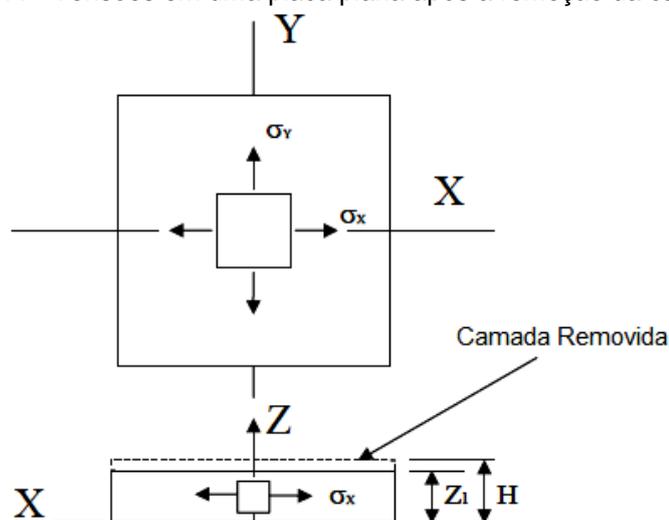
Os três métodos mais comuns para medir as tensões residuais por DRX, ângulo único, dois ângulos e $\text{sen}^2\psi$, assumem as tensões no plano da superfície da amostra e são baseados na relação fundamental entre o espaçamento da rede e a tensão dada na Equação 5. Na técnica $\text{sen}^2\psi$ o espaçamento da rede é determinado para múltiplas inclinações ψ , uma linha reta é ajustada por regressão de mínimos quadrados e a tensão é calculada a partir da inclinação da linha de melhor ajuste usando a Equação 8. A principal vantagem da técnica $\text{sen}^2\psi$ é estabelecer a linearidade de d como função de $\text{sen}^2\psi$ para demonstrar que a medição das tensões residuais por DRX é possível na amostra de interesse.

2.4.5 Perfis de profundidade usando remoção de material

De acordo com Nunes (2012), para determinar as tensões residuais por difração de raios-X a penetração da medida do feixe fica em torno de $5 \mu\text{m}$ da superfície, sendo necessária uma remoção de camadas utilizando ataque eletrolítico para medir em profundidades maiores que a superfície.

Assumindo uma placa plana de altura H , Figura 11, pode ser utilizada uma solução generalizada proposta por Sikarskie (1967), com base nas soluções originais de Moore e Evans (1958), a partir das tensões residuais medidas.

Figura 11 - Tensões em uma placa plana após a remoção da camada.



Fonte: Fitzpatrick et al (2005).

Para os autores Fitzpatrick *et al* (2005), a variação das tensões residuais em função da profundidade pode ser determinada em sucessivas remoções de material por polimento eletrolítico e subseqüentes análises de tensões, pois qualquer remoção de camadas superficiais induz tensões residuais, alterando o campo de tensões original da superfície, sendo necessária a correção dos valores medidos para que os resultados apresentem coerência com o estado de tensões originais.

Isso leva as soluções propostas e expande os integrandos em uma série de Taylor, mostrado na Equação 9, a partir da solução generalizada:

$$\sigma(z_1) = \sigma_m(z_1) + 2 \int_{z_1}^H \frac{\sigma_m(z)}{z} dz - 6z_1 \int_{z_1}^H \frac{\sigma_m(z)}{z^2} dz \quad (9)$$

Expandir os integrantes usando uma série de Taylor resulta na Equação 10:

$$\sigma(z_1) = \sigma_m(z_1) + \left(\begin{aligned} & -4\sigma_m(H) \left(\frac{H-Z_1}{H} \right) + [\sigma_m(H) + 2H\sigma'_m(H)] \times \left(\frac{H-Z_1}{H} \right)^2 \\ & + \frac{1}{3} [2\sigma_m(H) + H\sigma'_m(H) - 2H\sigma''_m(H)] \times \left(\frac{H-Z_1}{H} \right)^3 \dots \end{aligned} \right) \quad (10)$$

Isto pode ser simplificado se o polimento eletrolítico for realizado em incrementos de profundidade superficial (algumas porcentagens da espessura da amostra), apenas o primeiro termo da série é necessário para a correção dos dados brutos, assim:

$$\sigma(z_1) = \sigma_m(z_1) + \left(-4\sigma_m(H) \left(\frac{\Delta Z_1}{H} \right) \right) \quad (11)$$

Onde $\sigma(z_1)$ é a tensão na profundidade Z_1 , $\sigma_m(z_1)$ é a tensão medida em Z_1 e H é a espessura da placa original. A Equação 11 mostra que quando a profundidade de remoção aumenta ΔZ_1 aumenta, logo, a correção necessária aumenta, implicando que a redistribuição aumenta com a profundidade (SURTEE e NOBRE, 2016).

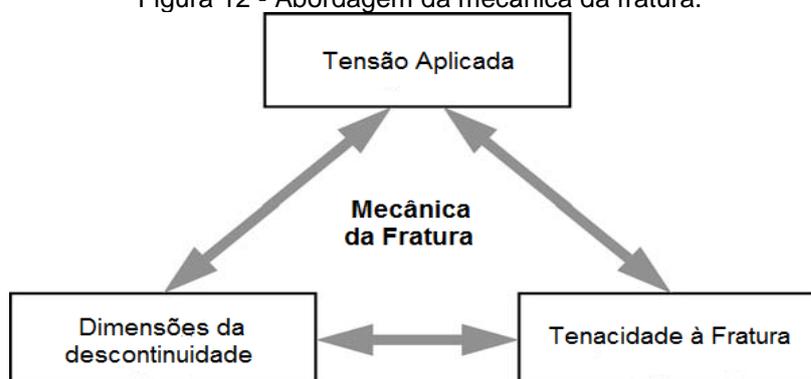
Conforme Laubscher e Styger (2014), a remoção de camada produz redistribuições das tensões residuais que devem ser contabilizadas ao usar um método de correção de dados. O método Siraskie faz um trabalho razoável até um ponto em que a tensões muda repentinamente quando a camada removida varia de 7 μm a 10 μm de profundidade, passando de trativa para compressiva.

2.5 MECÂNICA DA FRATURA

A Mecânica da Fratura, em Anderson (2005), subdivide-se em linear elástica e elasto-plástica, afim de responder os problemas relacionados à presença de descontinuidades nas estruturas e entender o comportamento dos materiais pela relação entre as três principais variáveis envolvidas: tensões aplicadas, dimensão da descontinuidade e tenacidade à fratura, Figura 12. Desta forma, para Rosa (2002) e Anderson (2005), é possível quantificar os níveis admissíveis que uma trinca pode operar na fratura de um componente ou estrutura, sem que venha a falhar.

De acordo com Chludzinski (2013), descontinuidades ampliam as tensões na região onde estão presentes e podem causar falhas em níveis de tensões abaixo do valor da tensão admissível para os cálculos tradicionais de resistência dos materiais. Estas descontinuidades podem ser geradas durante a fabricação do material, a instalação ou montagem causada por soldagem ou, ainda, quando em operação.

Figura 12 - Abordagem da mecânica da fratura.



Fonte: Adaptado de Anderson (2005).

2.5.1 Características das fraturas

A fratura pode se propagar de dois modos diferentes, através dos grãos, transgranular, ou ao longo dos contornos dos grãos, intergranular. Os principais micromecanismos são: fratura por coalescência de microvazios e por clivagem.

Segundo Strohaecker (2001), na fratura intergranular ocorre a separação ao longo dos contornos de grãos, de forma frágil após processos que fragilizam as regiões de contorno de grão. Este micromecanismo é impulsionado por grãos

grosseiros, fragilidade do revenido e/ou da martensita revenida, filmes de cementita em contornos de grãos e ação de meios agressivos.

De acordo com o ASM Handbook (1987), a fratura por coalescência de microvazios é causada por sobrecarga nos materiais. À medida que a tensão aumenta mais microvazios são formados e maiores eles ficam, em regiões com descontinuidades, principalmente na presença de partículas de segunda fase, que coalescem formando uma superfície de fratura contínua com muitas metades de microvazios e com aparência de covas equiaxiais.

A fratura por clivagem, ou transgranular, para Callister, Rethwisch (2016), é de baixa energia, com pouca ou quase nenhuma deformação, e se propaga ao longo dos planos cristalográficos. Para Strohaecker (2001), a fratura por clivagem possui aspecto em forma de conchas ou rios, com facetas lisas observadas através da fractografia. Esta fratura é estimulada pelo aumento do teor de carbono, presença de entalhes, aumento da carga, aumento do grão e diminuição da temperatura.

Na seguinte subseção são abordados os aspectos relacionados à mecânica da fratura elasto-plástica, destacando o parâmetro de tenacidade à fratura CTOD.

2.5.2 Mecânica da fratura Elasto-Plástica

Segundo Anderson (2005), a Mecânica da Fratura Linear Elástica (MFLE) é válida enquanto a deformação não linear do material é confinada a uma pequena região que envolve a ponta da trinca e deixa de ser válida quando uma deformação plástica significativa precede a falha.

Com o uso de materiais de alta ductilidade surgiu a Mecânica da Fratura Elasto-Plástica (MFEP) desenvolvida para estudar a fratura em materiais de comportamento não linear entre carga e deformação, sendo possível determinar a resistência que um material apresenta ao crescimento de uma trinca. Na MFEP, os parâmetros utilizados para caracterizar a fratura são o CTOD e a Integral J. Este trabalho aborda o CTOD para o estudo da tenacidade à fratura em juntas soldadas.

2.5.2.1 Parâmetro CTOD

Conforme Anderson (2005), Wells foi o primeiro a propor o parâmetro CTOD ao tentar medir o valor de tenacidade à fratura K_{IC} em corpos de prova fraturados de

aços estruturais de alta tenacidade. Examinando os corpos de prova, Wells observou que as superfícies das trincas tinham se separado com certo grau de arredondamento na ponta, ou seja, estes materiais atingiam um grau de plastificação na ponta da trinca invalidando a aplicação da teoria elástica linear.

Em seu artigo original, Wells realizou análises que relacionavam o CTOD (representado pela letra grega “ δ ”) ao fator de intensidade de tensões K_I , Equação 12, (modo I de solitação, Figura 13). Utilizando a abordagem de Irwin, obteve:

$$\delta = \frac{4K_I^2}{E\pi\sigma_e} \quad (12)$$

Onde:

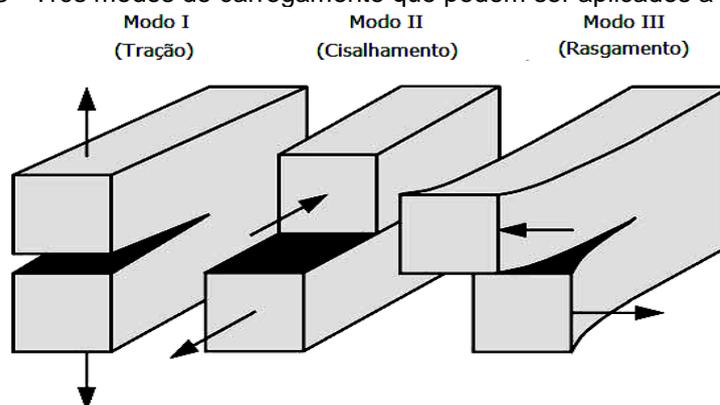
δ = valor de CTOD;

K_I = Fator de intensidade de tensões;

σ_e = tensões limite de escoamento;

E = módulo de elasticidade.

Figura 13 - Três modos de carregamento que podem ser aplicados a uma trinca.



Fonte: Adaptado de Anderson (2005).

Uma análise mais exata, para a geometria de Griffith, considerando um material elasto-plástico ideal, levada a cabo por Dugdale, possibilitou a utilização para casos com maiores extensões de zona plástica, levando a uma expressão do tipo (STROHAEKER, 2001 e ROSA, 2002):

$$\delta = \frac{8\sigma_e a}{E\pi} \cdot \ln \sec \left(\frac{\pi}{2} \frac{\sigma}{\sigma_e} \right) \quad (13)$$

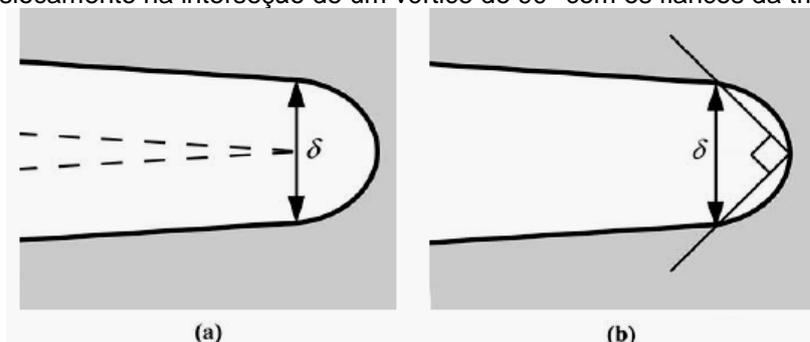
Onde:

σ = tensão aplicada

σ_e = tensões limite de escoamento

Outras definições geométricas alternativas para o parâmetro CTOD, as mais comuns, mostradas na Figura 14, são denominadas como deslocamento na ponta original da trinca e o deslocamento na interseção de retas ortogonais posicionadas na ponta deformada da trinca (ANDERSON, 2005).

Figura 14 – Outras definições de CTOD: (a) deslocamento na ponta original da trinca e (b) deslocamento na interseção de um vértice de 90° com os flancos da trinca.



Fonte: Adaptado de Anderson (2005).

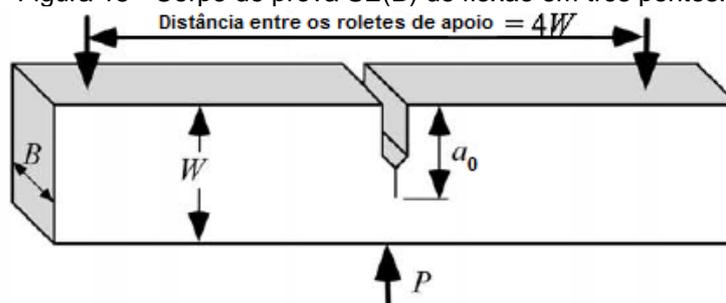
Para Strohaecker (2001), os resultados do ensaio CTOD são utilizados para curvas de projeto, critério na escolha de materiais e para determinar a tensão admissível em estruturas com certo tamanho de descontinuidade, definir o tamanho admissível da trinca para uma solicitação na etapa de projeto de um componente ou avaliar a importância das descontinuidades para qualificar processos de soldagem.

2.5.2.2 Medição experimental de CTOD

Soldagens que não tiveram as tensões aliviadas, geralmente, contêm distribuição de tensões residuais que interferem no pré-trincamento em fadiga de amostras para cálculo de CTOD. Tensões residuais de tração aceleram o início e o crescimento da trinca por fadiga, contudo as tensões de compressão retardam o crescimento. Como as tensões residuais variam através da seção transversal, as trincas de fadiga nas amostras soldadas são pouco uniformes (ANDERSON, 2005).

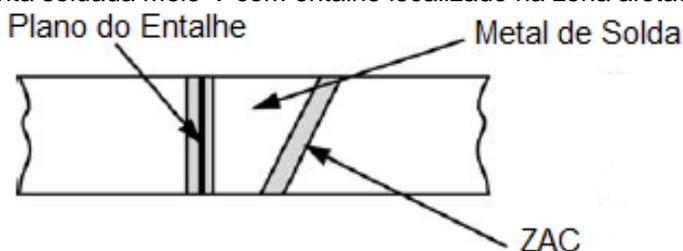
Segundo Anderson (2005), a medição experimental de CTOD pode ser realizada utilizando corpos de prova SE(B) de flexão em três pontos, Figura 15, dotado de trinca central unilateral na região da ZAC, Figura 16.

Figura 15 - Corpo de prova SE(B) de flexão em três pontos.



Fonte: Adaptado de Anderson (2005).

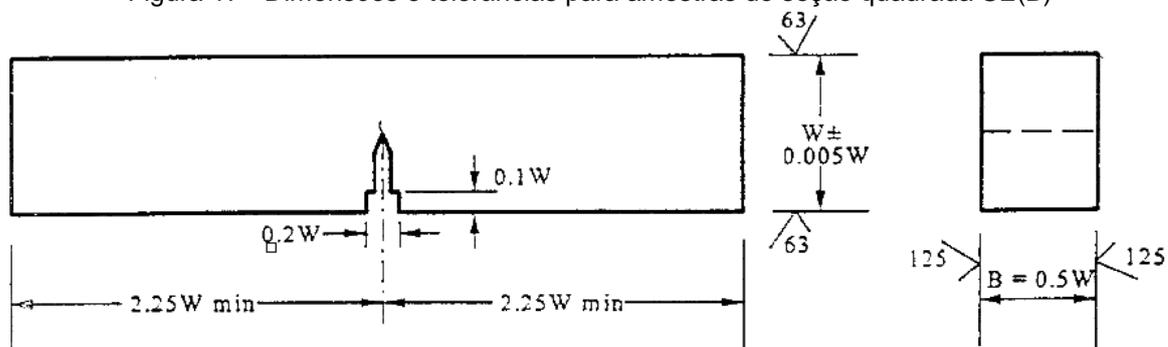
Figura 16 - Junta soldada meio-V com entalhe localizado na zona afetada pelo calor (ZAC).



Fonte: Adaptado de Anderson (2005) e norma BS 7448 Parte 2 (1997).

A Figura 17 detalha as configurações, dimensões e preparação da amostra de acordo com a norma ASTM E1820:

Figura 17 - Dimensões e tolerâncias para amostras de seção quadrada SE(B)



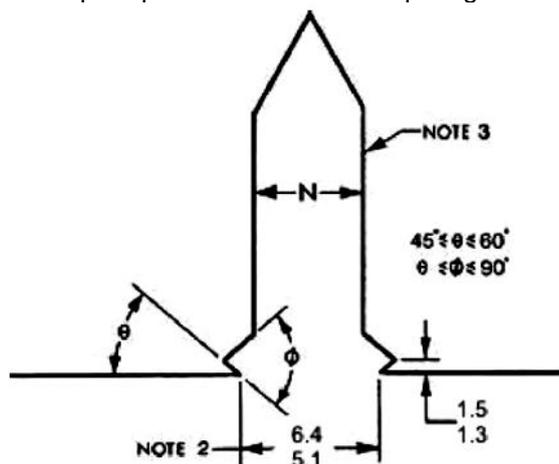
Fonte: Adaptado da Norma ASTM E1820 (2013).

- Espécimes SE(B) são testados com uma relação entre o vão e largura, S/W , de 4, logo, sugere-se um comprimento total da amostra de pelo menos $4,5W$.
- A espessura B deve ser pelo menos igual ao empregado na aplicação estrutural específica de interesse.
- O tamanho da trinca original recomendada, a_0 , do espécime SE (B) deve estar dentro do intervalo de $0,45W \leq a_0 \leq 0,70W$.
- As superfícies devem ser perpendiculares e paralelas dentro de $0,001W$ TIR.

- e) O entalhe iniciador da trinca deve ser perpendicular às superfícies da amostra até $\pm 2^\circ$.

A Figura 18 detalha as configurações de entalhe inicial e posicionamento do clip gage onde as medidas estão em polegadas e N é igual a $W / 16$

Figura 18 – Entalhe para posicionamento do Clip Gage. Dimensões em mm



Fonte: Adaptado da norma ASTM E399 (2013).

Algumas normas disponíveis para determinar o CTOD são a ASTM E1820 (AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, 2013) as britânicas BS 7448 (BRITISH STANDARD, 1997) e BS EN ISO 15653 (BRITISH STANDARD, 2010). Antes do ensaio de CTOD deve-se propagar a pré-trinca de fadiga na extensão do entalhe que, para Strohaeker (2001), simula a condição mais crítica de uma trinca na peça. A Equação 14 calcula a carga máxima para propagar a trinca.

$$P_f = 0,5(B \cdot b_0^2 \cdot \sigma_y / S) \quad (14)$$

Onde:

P_f = carga máxima de fadiga;

B = espessura do corpo de prova;

b_0 = ligamento remanescente ($W - a_0$);

S = distância entre os roletes de apoio;

σ_y = média entre os valores do limite de escoamento e limite de resistência.

Para calcular o valor de CTOD é usualmente utilizado o método da rótula plástica, descrito pela norma BS 7448 (1997), onde o CTOD (δ) total é dividido em duas componentes, uma elástica (δ_e) e outra plástica (δ_p), onde:

$$\delta = \delta_e + \delta_p \quad (15)$$

A componente elástica é obtida por:

$$\delta_e = \frac{K^2(1-\nu^2)}{2\sigma_e E} \quad (16)$$

Onde ν corresponde ao coeficiente de Poisson.

A componente plástica é determinada por:

$$\delta_p = \frac{r_p(W-a)V_p}{r_p(W-a)+a+z} \quad (17)$$

Onde:

V_p = componente plástica de abertura de trinca;

W = largura do corpo de prova;

a = valor médio do comprimento total compreendido pela trinca de fadiga e o entalhe mecânico;

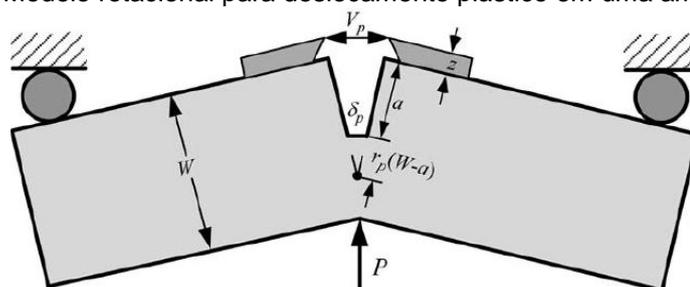
Z = altura do suporte tipo faca de fixação do extensômetro;

r_p = fator rotacional plástico. Adotado o valor de 0,4 pela norma BS7448;

K = fator de intensidade de tensões.

Esta equação permite que, através da relação geométrica de semelhança de triângulos, a parcela plástica seja obtida diretamente da abertura da ponta da trinca V_p , como esquematizado na Figura 19.

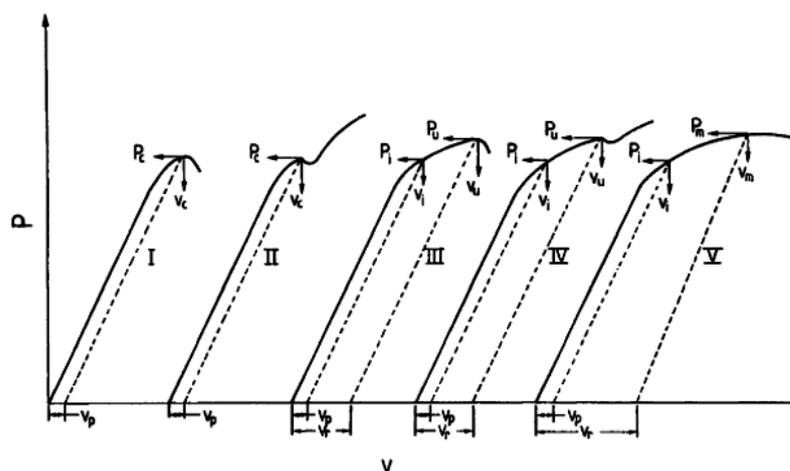
Figura 19 - Modelo rotacional para deslocamento plástico em uma amostra SE(B).



Fonte: Anderson (2005).

Os valores da carga (P) e a parcela plástica do deslocamento (V_p) são obtidos através do gráfico de Carga(P) versus CMOD (*Crack Mouth Opening Displacement*), Figura 20, a partir de eventos específicos do processo de iniciação e crescimento da trinca e são usados para determinar os valores de CTOD correspondentes.

Figura 20 - Curva de ensaio CTOD, V_g é o componente plástico do deslocamento total.



Fonte: Norma BS 7448 parte1 (1991).

As normas referidas incluem uma nomenclatura para os valores de CTOD críticos que descrevem o comportamento à fratura do corpo de prova associada ao tipo de gráfico, Figura 20, obtido no ensaio:

δ_m - CTOD no primeiro ponto de carga máxima onde o mecanismo de propagação da trinca é dúctil. Corresponde a curva "V".

δ_c - CTOD crítico no início do crescimento instável da trinca ou pop-in com crescimento estável da trinca menor que 0,2 mm. Corresponde ao patamar inferior

de energia com pouca deformação plástica onde o mecanismo da fratura ocorre por clivagem, curvas “I” e “II”;

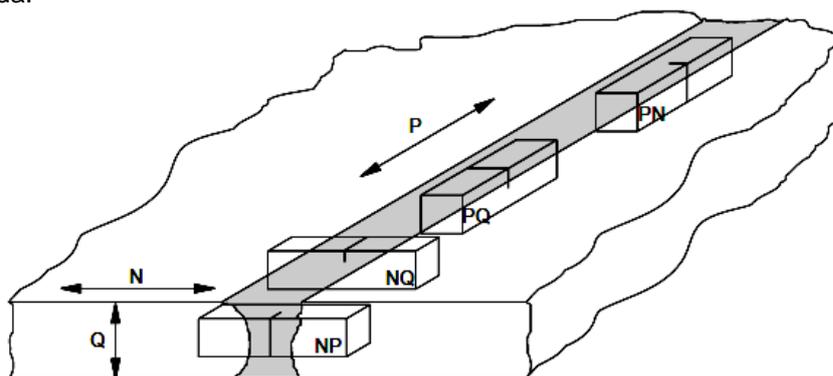
δ_u - CTOD crítico no início de fratura instável ou pop-in com crescimento estável da trinca maior ou igual a 0,2 mm, curvas “III” e “IV”;

2.5.2.3 Recomendações ao avaliar a tenacidade à fratura em juntas soldadas

As normas BS EN ISO 15653 (EUROPEAN STANDARD, 2010) e BS7448 Parte 1 (1991) indicam o procedimento para medir a tenacidade à fratura em corpos de prova de materiais soldados definindo duas condições de análise relativas à posição do entalhe no corpo de prova: localizado numa região específica ou microestrutura específica da solda. Além disso, a norma indica um sistema de orientação da trinca em relação à direção da soldagem, Figura 21.

A norma BS7448 parte 2 (1997) recomenda que a ponta da trinca intercepte grande quantidade de microestruturas de grãos grosseiros e, ainda, que qualquer tratamento térmico pós-soldagem ou alívio de tensão deve ser concluído antes de iniciar a pré-trinca de fadiga. Para facilitar a localização é comum usar uma junta do tipo meio-V onde uma das arestas é reta e perpendicular à superfície da chapa.

Figura 21 – Código de orientação do plano da trinca para amostras soldadas, em relação à direção da solda.



Fonte: BS7448 Parte 2, (1997).

onde,

N = Direção normal para soldar

P = Paralelo à direção de solda

Q = direção da espessura da solda

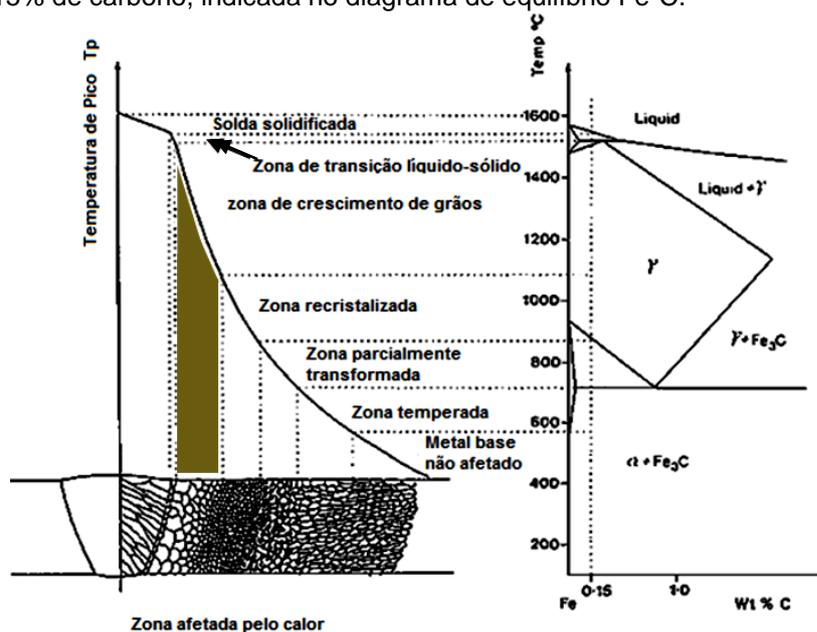
Primeira letra: a direção normal ao plano da trinca.

Segunda letra: direção esperada da propagação de trincas

As orientações de amostras NP e PN devem ser referidas como entalhadas em espessura, enquanto as orientações de amostra NQ e PQ devem ser referidas como entalhadas na superfície.

Segundo a norma DNV OS-F101 (2013) deve-se fazer uma macrografia na junta soldada para identificar a linha de fusão, transição entre a zona termicamente afetada e o metal de solda. O entalhe deve ser usinado a uma distância de 1 mm a partir da linha de fusão e em direção ao metal base, no lado reto da junta, para aumentar a possibilidade do entalhe ficar posicionado na região de grãos grosseiros (SILVA, 2009). A Figura 22 exibe o diagrama esquemático das várias subzonas da zona afetada pelo calor realçando a região de transformação dos grãos grosseiros.

Figura 22 - Representação das várias subzonas da zona afetada pelo calor para a uma liga com 0,15% de carbono, indicada no diagrama de equilíbrio Fe-C.



Fonte: Adaptado de Easterling (1992).

Para Białobrzaska et al. (2017), o aumento do tamanho do grão austenítico influencia na resistência ao impacto contribuindo para diminuir a tenacidade. Para Silva (2009), o crescimento do grão austenítico aumenta as chances de se obter martensita, normalmente associada à presença de tensões residuais. A combinação do comportamento frágil da martensita com as tensões residuais pode produzir trincas intergranulares em função da têmpera.

3 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

A proposta desta tese é a caracterização mecânica, principalmente o parâmetro CTOD, comparando as tensões residuais na região da zona afetada pelo calor, antes e após a peça soldada ser submetida à vibração mecânica ressonante e ao tratamento térmico de alívio de tensões, com o intuito de estudar a eficácia do método vibratório no alívio de tensões residuais em juntas soldadas.

As tensões residuais foram medidas por DRX transversal ao cordão de solda, passando pela ZAC e metal base, nos dois lados do cordão, terminando no metal base do lado oposto ao início das medições, na seguinte ordem e condições:

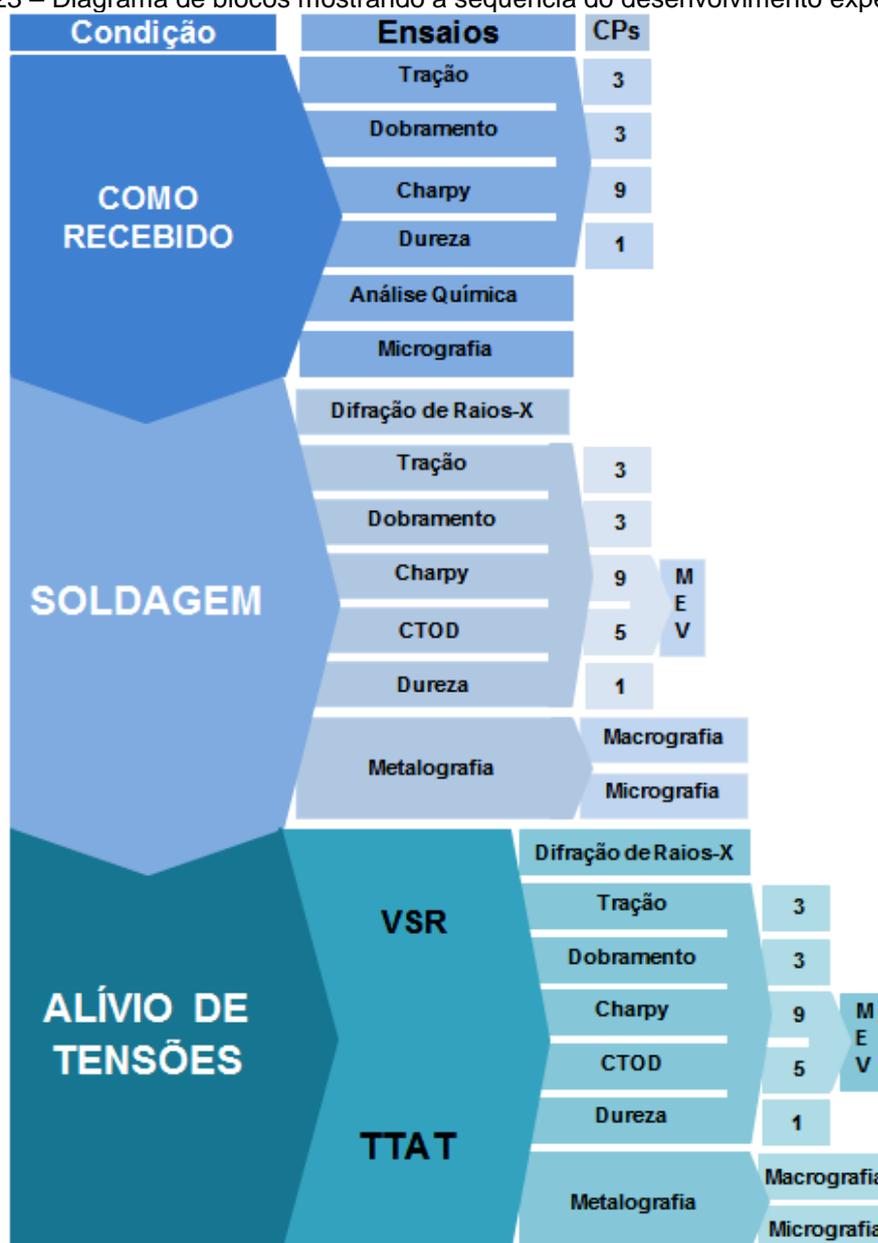
- a) Como soldada;
- b) Como soldada e submetida ao alívio de tensões por vibração ressonante;
- c) Como soldada e submetida ao tratamento térmico de alívio de tensões.

A necessidade de medir as tensões residuais geradas na soldagem, nas condições apresentadas, se justifica em razão de comparar e quantificar o alívio gerado em decorrência dos tratamentos de VMR e TTAT. O alívio produzido pelo seccionamento das amostras ao produzir os corpos de prova não foi considerado, posteriormente, foram caracterizadas as propriedades mecânicas da Zona Afetada pelo Calor através dos ensaios de tração, dobramento, impacto Charpy e tenacidade à fratura (CTOD) na presença de pré-trinca de fadiga.

Para consolidar a caracterização do alívio das tensões residuais, o material foi preparado e submetido às condições e aos ensaios apresentados no diagrama de blocos da Figura 23, onde é mostrada a sequência do desenvolvimento e produção de resultados, relacionando a condição do material com os ensaios executados e a quantidade de corpos de prova utilizados nos ensaios mecânicos.

As técnicas a seguir são executadas na condição da chapa como soldada, com e sem alívio de tensões por vibração ressonante, também, na chapa soldada e submetida ao alívio de tensões por tratamento térmico:

Figura 23 – Diagrama de blocos mostrando a sequência do desenvolvimento experimental.



Fonte: Autor

3.1 MATERIAL

Chapas de aço Domex 700 MC, com microdureza Vickers média de 209 HV, foram fornecidas nas dimensões de 500,00 mm de largura, 480,00 mm de comprimento e 9,6 mm de espessura. A chapa foi cortada com uma serra a 90,00 mm a partir da borda no sentido perpendicular ao seu comprimento. Um chanfro em meio-V foi confeccionado numa fresadora, Figura 24, para a posterior soldagem.

Um espectrômetro de emissão óptica FOUNDRY-MASTER, modelo Xline da Oxford Instruments foi utilizado para determinar a composição química.

As normas AWS D1.1M anexo I6.2.1(2010) e API 5L(2013), usam a Equação 18 para calcular o carbono equivalente (CE) e determinar a soldabilidade. A norma API 5L indica esta equação para percentual de carbono menor ou igual a 0,12%.

$$CE(Pcm) = C + \frac{Si}{30} + \frac{Mn}{20} + \frac{Cu}{20} + \frac{Ni}{60} + \frac{Cr}{20} + \frac{Mo}{15} + \frac{V}{10} + (5xB) \quad (18)$$

Figura 24 – Chapa pronta para soldagem mostrando o chanfro em meio-V.

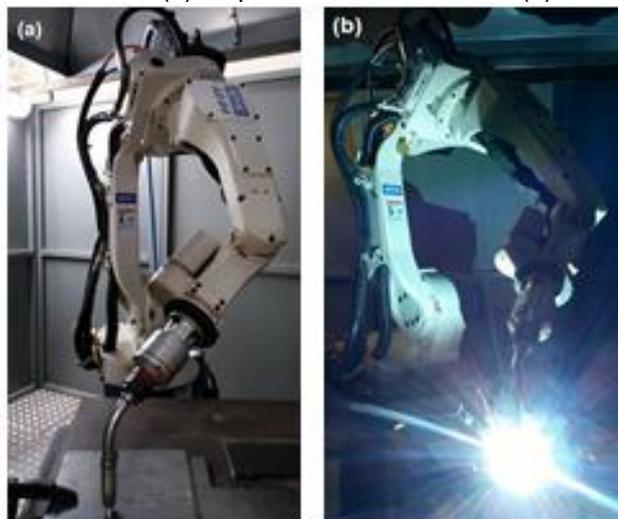


Fonte: Autor.

3.2 PARÂMETROS UTILIZADOS NA SOLDAGEM DA CHAPA

Os parâmetros utilizados foram: tipo de chanfro, seleção e vazão do gás auxiliar de proteção, arame sólido, intensidade de corrente e tensões do arco elétrico, velocidade de soldagem e taxa de deposição. O equipamento foi um Robô de Solda OTC, modelo All-B4, montado numa célula Sumig, Figura 25.

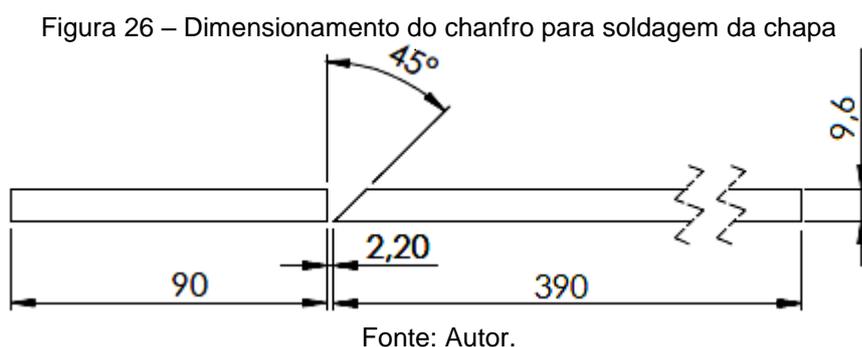
Figura 25 – Robô de solda OTC: (a) mapeamento do chanfro e (b) soldagem da chapa.



Fonte: Autor

3.2.1 Dimensionamento do chanfro

O chanfro foi dimensionado conforme a norma AWS D1.1 com ângulo do chanfro de 45° e abertura de raiz de 2,2 mm, Figura 26. O chanfro em meio-V foi escolhido para melhor caracterizar a zona afetada pelo calor sem sobrepôr as regiões do metal base e do metal de adição nos ensaios de CTOD e Charpy-V.



3.2.2 Seleção e vazão do gás auxiliar de proteção

O gás de proteção auxiliar utilizado foi o Argônio com 16% de CO_2 na mistura e uma vazão de 16 l/min como a mais indicada para diminuir a incidência de porosidades e problemas de oxidação no metal fundido.

3.2.3 Arame

O arame sólido utilizado foi o ER90S-D2 com diâmetro de 1,1 mm, fabricado em aço de baixa liga pela empresa LINCOLN ELETRIC[®] com o nome comercial de LA-90 e produzido segundo a norma AWS A5.28/A5.28M:2005.

3.2.4 Intensidade de corrente, tensões e modo de transferência

Utilizou-se duas condições, uma para o passe de raiz com 170 A de corrente e 17,7 V de tensão com transferência metálica tipo Curto-circuito e para o passe de enchimento e acabamento, foi de 150 A de corrente e 21,6 V de tensão utilizando a transferência metálica tipo Arco pulsado.

3.2.5 Velocidade de soldagem e taxa de deposição

Velocidades de soldagem muito altas ou muito baixas podem provocar mordeduras e possível inclusão de escória, assim, foi trabalhada uma faixa de velocidades que permitiu boa penetração, relacionando com o consumível e com a intensidade de corrente. No passe de raiz a velocidade foi de 5,08 m/min e para o passe de enchimento e acabamento a velocidade foi de 5,33 m/min.

A taxa de deposição, intensidade de corrente, tensões do arco tiveram seus valores aumentados em função da execução de um único passe para enchimento e acabamento, requerendo deposição de maior quantidade de material. A Tabela 5 resume os parâmetros utilizados na soldagem das chapas.

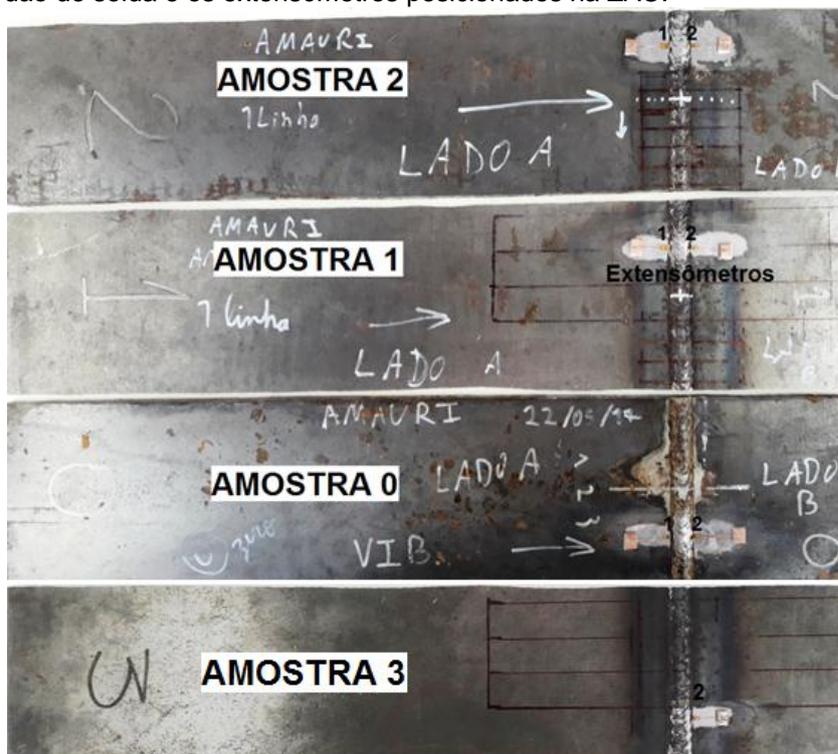
Tabela 5 - Parâmetros utilizados na soldagem MIG.

Parâmetros de soldagem			
Dimensionamento do Chanfro		Norma AWS D1.1; Ângulo: 45°; Abertura de raiz: 2,2 mm; Junta de topo: Meio-V	
Gás de proteção		Argônio com 21% de CO ₂ ; Vazão: 16 l/min	
Arame sólido		ER90S-D2 Diâmetro: 1,1 mm; Material: aço baixa liga; Nome comercial: LA-90; Norma AWS 5.28/A5.28M:2005.	
Tensão, Corrente e Transferência metálica	Passe	Raiz	17,7 V e 170 A – Curto circuito
		Enchimento e acabamento	21,6 V e 150 A – Arco pulsado
Velocidade	Passe	Raiz	5,08 m/min
		Enchimento e acabamento	5,33 m/min

3.2.6 Corte da chapa para o alívio por VMR

Concluída a soldagem, foi seccionada uma tira com 25 mm de largura de cada lado da chapa eliminando o início e fim do cordão de solda. Em seguida, a chapa foi cortada em 4 partes iguais com 100 mm de largura por 480 mm de comprimento, para fabricar as Amostras 0, 1, 2 e 3, Figura 27.

Figura 27 – Amostras 0, 1, 2 e 3 soldadas, cortadas e preparadas para vibração, mostrando a face do cordão de solda e os extensômetros posicionados na ZAC.

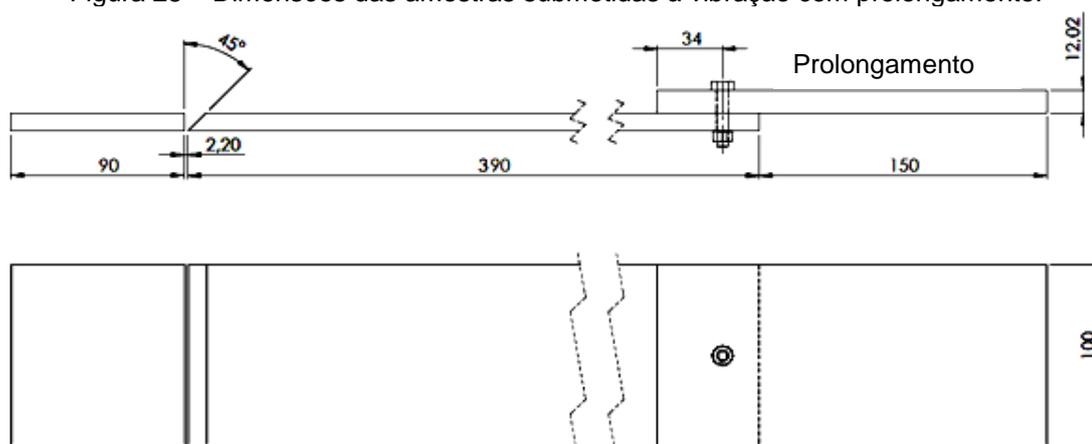


Fonte: Autor.

3.3 CÁLCULO DA FREQUÊNCIA NATURAL E DA DEFORMAÇÃO

Para o cálculo analítico da frequência natural de primeira ordem, foram necessários a massa e o volume da barra, a constante elástica para viga em balanço, os valores do módulo de elasticidade do aço, 220 GPa, e do momento de inércia. A Equação 1 (página 34) foi utilizada para o cálculo da frequência natural. A Figura 28 mostra o desenho para fabricar as amostras 0, 1, 2 e 3 com o prolongamento cuja a função foi aumentar a deformação na ZAC pelo aumento do momento fletor e, também, para diminuir o valor da frequência natural de vibração.

Figura 28 – Dimensões das amostras submetidas à vibração com prolongamento.



Fonte: Autor.

Para medir o valor da deformação na direção longitudinal, a peça foi instrumentada com 2 extensômetros unidirecionais, modelo PA-06-040AB-120-LEN, da Excel Sensores. O extensômetro 1 mediu a deformação na ZAC na região onde o chanfro forma um ângulo de 45°, e será chamado de ponto “D”. O extensômetro 2 mediu a deformação na ZAC entre a parte engastada e o cordão de solda, onde o chanfro é reto e será chamado de ponto “C”.

Após obter o valor da deformação foi calculada a tensão aplicando a lei de Hooke¹, Equação 19, uma vez que o valor da tensão aplicada pelo método vibracional se localiza no regime elástico.

$$\bar{\sigma} = E * \epsilon \quad (19)$$

Gráficos foram gerados no software CatmanAP mostrando os níveis de deformação enquanto a amostra era submetida a vibração mecânica. A frequência aplicada foi obtida através da Transformada Rápida de Fürier.

3.4 ALÍVIO DE TENSÕES POR VIBRAÇÃO RESSONANTE

A partir dos valores da frequência natural, a peça foi excitada por um motovibrador MVL, modelo AR-12 – 100 / 36 com a rotação controlada por um

¹ Matemático inglês Robert Hooke (1653-1703) que estabeleceu a relação na qual a tensão é diretamente proporcional à deformação dentro do regime elástico.

inversor de frequência WEG, modelo CFW-08, até a vibração atingir um valor da frequência natural, possibilitando a entrada da peça em ressonância.

O Motovibrador foi fixado sobre um suporte ajustável onde a amostra ficou com 70 mm engastada durante a vibração, este conjunto é preso numa mesa vibratória apoiada sobre suportes de borracha. O tampo da mesa vibra perpendicular ao solo orientado por 4 pinos e, em cada pino, uma mola sustenta o tampo da mesa, Figura 29.

Figura 29 – Mesa vibratória com o motovibrador posicionado sobre o suporte ajustável.



Fonte: Autor.

A Figura 30a ilustra todo sistema de vibração: (1) um motovibrador para produzir a vibração mecânica, (2) um sistema de alimentação de energia e regulagem da rotação do motor, (3) um computador conectado a uma interface HBM para aquisição e tratamento dos dados, (4) amostra e (5) a mesa vibratória. A Figura 30b mostra, em detalhe, a região engastada.

Figura 30 – (a) Sistema de vibração:(1) Motovibrador, (2) Sistema de alimentação, (3) Controle e instrumentação, (4) amostra sem prolongamento e (5) Mesa vibratória. (b) Detalhe da região engastada da amostra.



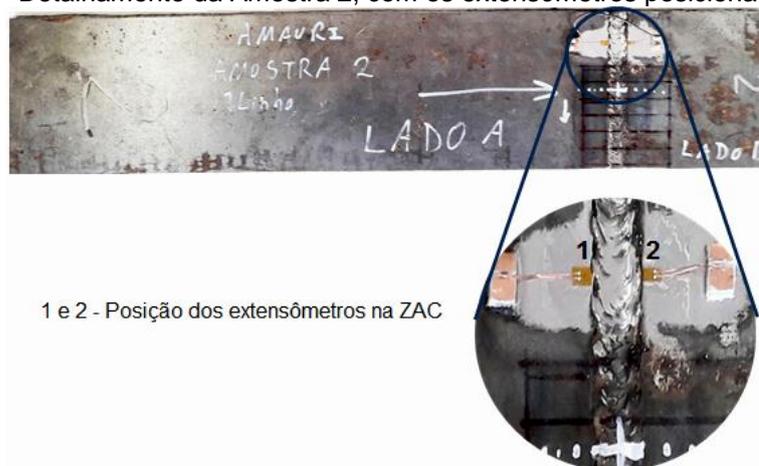
Fonte: Autor.

Inicialmente, as amostras na condição de soldada foram submetidas à análise das tensões residuais por DRX. Depois da primeira medição, as amostras foram submetidas à vibração mecânica ressonante, aplicada no sentido longitudinal à amostra e transversal ao cordão de solda, utilizando a aparelhagem exibida na Figura 30, uma de cada vez, por aproximadamente 6 minutos a partir do instante em que se atingiu a maior medida de deformação lida pelo extensômetro.

Após as análises por DRX, foram retirados 5 corpos de prova para ensaio de tenacidade à fratura CTOD da Amostra 0, 3 corpos de prova para ensaio de tração da Amostra 1 e 9 corpos de prova para o ensaio impacto Charpy-V da Amostra 2.

Os sinais mecânicos foram lidos pelos extensômetros, Figura 31, amplificados e convertidos em sinais digitais pela interface HBM, modelo MGC Plus.

Figura 31 – Detalhamento da Amostra 2, com os extensômetros posicionados na ZAC.

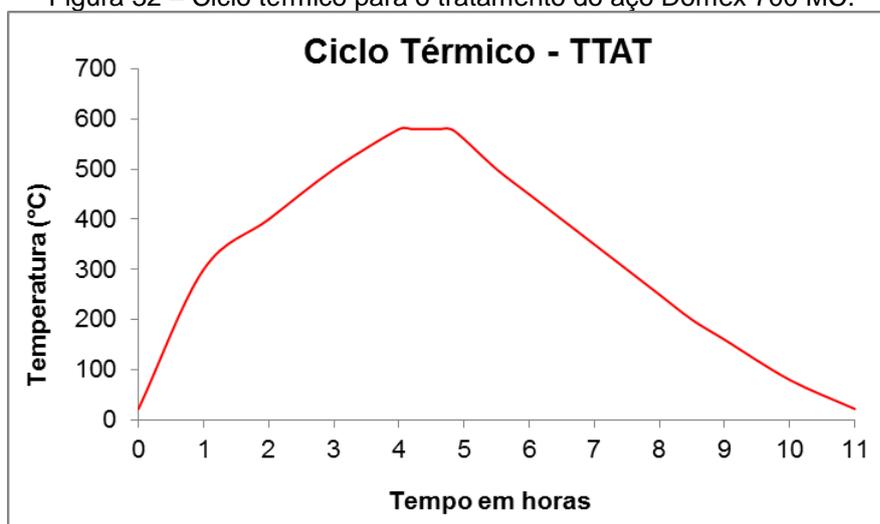


Fonte: Autor.

3.5 ALIVIO DE TENSÕES POR TRATAMENTO TÉRMICO

O ciclo térmico usado no TTAT, após a soldagem, é mostrado no gráfico da Figura 32. Seguindo as recomendações da SSAB (2018), a peça foi aquecida até 300°C em uma hora, depois o aquecimento foi de 100°C por hora até 580°C permanecendo neste patamar por 40 minutos seguido de resfriamento ao forno.

Figura 32 – Ciclo térmico para o tratamento do aço Domex 700 MC.



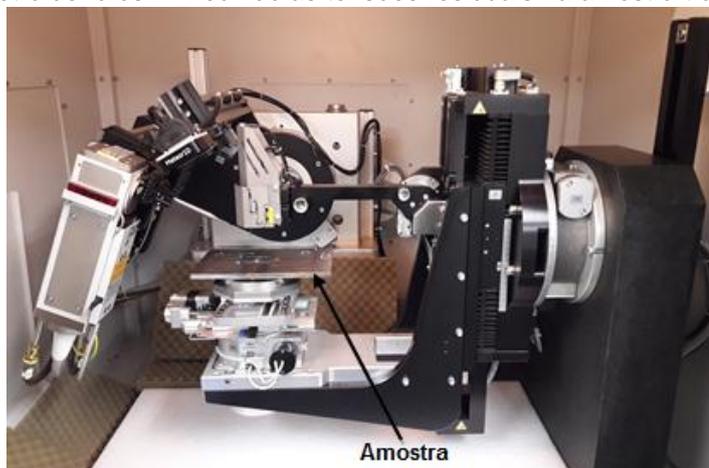
Fonte: Autor.

3.6 MEDIDA DE TENSÕES RESIDUAIS POR DIFRAÇÃO DE RAIOS-X

Para conhecer o perfil da distribuição das tensões residuais após o processo de soldagem, após a soldagem com tratamento por VMR e por TTAT, as amostras

de aço foram submetidas à análise por DRX utilizando um equipamento da marca GE – SEIFERT Charon XRD M Research Edition, Figura 33.

Figura 33 – Difratorômetro de raios-X medindo as tensões residuais na amostra tratada termicamente.



Fonte: Autor

A amostra foi fixada no goniômetro e determinada a posição “0” do foco, o software que conduz o difratômetro foi configurado de acordo com os valores da Tabela 6. As constantes elásticas utilizadas pelo difratômetro para calcular a tensão residual são: Módulo de Young: 220264 MPa o Coeficiente de Poisson: 0,280.

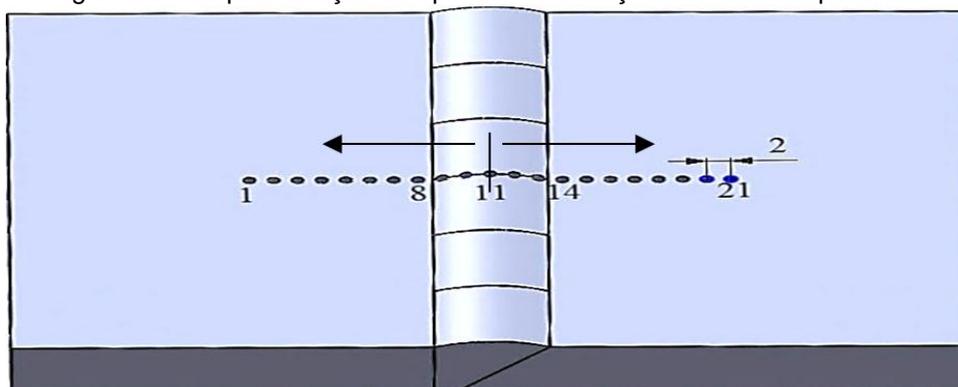
Tabela 6 - Parâmetros usados no difratômetro de raios-X.

Parâmetros	Valores
Elemento do tubo de raios-X	Cr
Comprimento de onda $k\alpha$	2.2897Å
Tensões do tubo	30 kV
Corrente	50 mA
Detector usado	Meteor 1D
Ângulos utilizados nos sentidos tangencial e longitudinal	[-45° até +45°], Chi (x) = 13
Tempo de escaneamento	15s
Passo	0,05°
Tempo de ensaio: uma medição em uma direção (Longitudinal)	~ 10 minutos
Pico de difração utilizado	{2 1 1} {h k l} 2-Ângulo teta [156,08°]
Variação do ângulo de difração	[147°-166°]
Colimador	2 mm
Filtro	Vanádio

As medições da tensão residual foram realizadas antes e após o alívio da tensão. Para garantir que as análises fossem exatamente nas mesmas posições antes e depois do tratamento, foram feitas marcas de posicionamento permanentes fora da área de análise. O valor das tensões residuais varia de local para outro na

mesma amostra, portanto, medir a amostra nos mesmos locais tornou os resultados mais expressivos. As tensões residuais foram medidas em cada lado do cordão separadamente, devido à deformação provocada pela soldagem das chapas. Primeiro, um lado foi medido e depois o outro foi medido a partir do centro do cordão de solda. As setas indicam a direção da medição, Figura 34. Foram medidos 21 pontos distantes 2 mm um do outro

Figura 34 – Representação dos pontos de medição das tensões por DRX.



Fonte: Autor.

A Tabela 7 apresenta a quantidade de medições feitas por DRX, em cada amostra, nas diferentes condições ensaiadas. Para os ensaios de tração, impacto e CTOD foram realizados 16 medições sendo 4 com remoção de camadas.

Tabela 7 - Amostras medidas por DRX referente aos ensaios mecânicos para cada uma das condições ensaiadas.

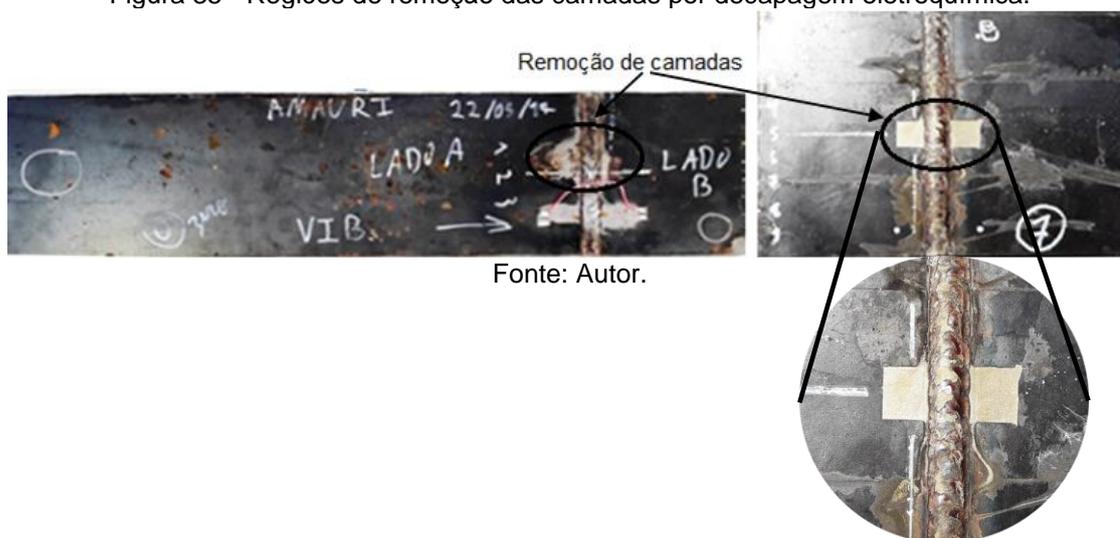
Amostra 0					
CTOD	Soldado	Vibração	REMOÇÃO DE CAMADAS (30 µm)		
			Soldado	Vibração	
	1	1	1	1	
Amostra 7					
CTOD	Soldado	TTAT	REMOÇÃO DE CAMADAS (30 µm)		
			Soldado	TTAT	
	1	1	1	1	
Amostra 1		Amostra 6			
Tração	Soldado	Vibração	Soldado	TTAT	
	1	1	1	1	
Amostra 2		Amostra 4			
Impacto	Soldado	Vibração	Impacto	Soldado	TTAT
	1	1		1	1

3.7 REMOÇÃO DE CAMADAS POR DECAPAGEM ELETROQUÍMICA

Realizada para verificar se houve modificação nas tensões residuais logo abaixo da superfície, aproximadamente 30 μm , identificando se agentes externos influenciaram durante os processos de preparação e soldagem. A Figura 35 mostra, nas elipses pretas, o local da remoção. Para a remoção de camadas foram realizados 6 procedimentos:

- a) Limpar as peças com álcool isopropílico para aplicar a máscara de proteção com fita adesiva Scotch 3M;
- b) Remover a fita e limpar a cola com álcool na região da peça a ser atacada;
- c) As amostras foram submersas numa solução de ácido Sulfúrico (H_2SO_4), ácido Fosfórico (H_3PO_4) e água. Um eletrodo de zinco, polo negativo, foi imerso na solução e um eletrodo de aço, polo positivo, foi preso à amostra, e ligados a uma fonte de energia JBM, modelo MP3030D, que forneceu uma corrente próxima a 5 V;
- d) As peças ficaram na solução ácida por 30 minutos, foram retiradas e lavadas em água corrente, em seguida foi medida a profundidade da camada;
- e) Foram feitas 5 medidas na Amostra 0 e na Amostra 7, onde a camada foi removida e numa região próxima sem remoção, Figura 35, usando relógio comparador Mitutoyo, resolução de 0,001 mm, fixado num traçador de altura sobre uma mesa de desempenho com a amostra presa a um prisma magnético;
- f) Finalmente foram medidas as tensões residuais no local da remoção e o resultado aplicado na Equação 13 para calcular a correção em função da alteração no estado de tensões.

Figura 35 - Regiões de remoção das camadas por decapagem eletroquímica.

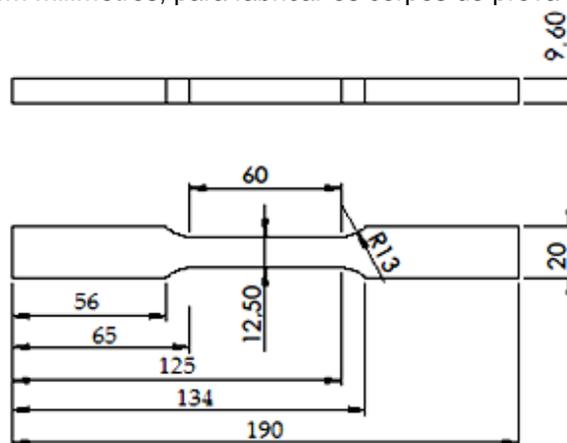


Fonte: Autor.

3.8 ENSAIO DE TRAÇÃO

Os ensaios de tração foram realizados conforme a norma ASTM E 8M (2001), utilizando 3 corpos de prova para a Amostra 1, submetida ao alívio de tensões por VMR, e 3 para a Amostra 6, submetida ao alívio de tensões por TTAT, para conhecer os valores do limite de escoamento, limite de resistência e alongamento. A Figura 36 detalha as dimensões para produção dos corpos de prova utilizando usinagem por jato d'água.

Figura 36 – Medidas, em milímetros, para fabricar os corpos de prova para o ensaio de tração.



Fonte: Autor

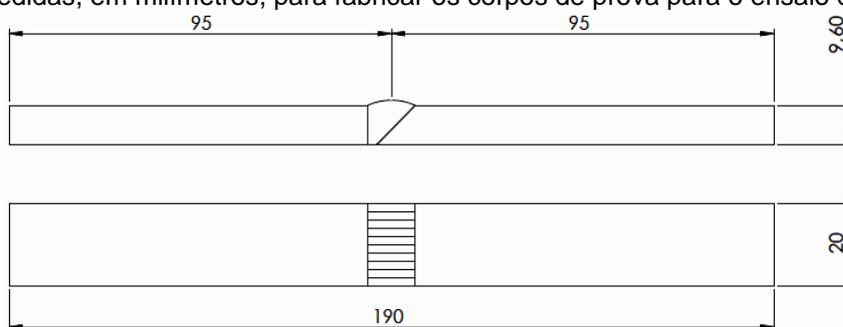
Foi ensaiado o material como recebido, após a soldagem e depois dos alívios de tensões por VMR e TTAT, para comparar a eficácia das propriedades entre os

tratamentos. Uma máquina universal SCHENCK, UPM200, com capacidade de 200KN em tração e compressão foi utilizada no ensaio.

3.9 ENSAIO DE DOBRAMENTO

O ensaio foi conduzido conforme a norma ASTM E 190 – 92 (2003). Foram ensaiados o material soldado, aliviado por VMR e aliviado por TTAT para qualificar a ductilidade na região soldada e comparar com os tratamentos de alívio de tensões. A Figura 37 apresenta as dimensões do corpo de prova.

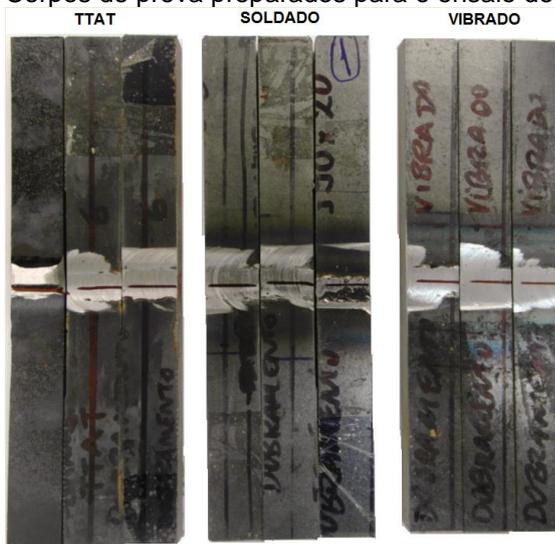
Figura 37 – Medidas, em milímetros, para fabricar os corpos de prova para o ensaio de dobramento.



Fonte: Autor

Tendo por base a espessura, a largura do cutelo foi 38 mm, o raio 19 mm, o raio da guia de 30 mm e a abertura da guia no rolete foi de 60 mm. A Figura 38 mostra os corpos de prova prontos. A máquina foi a mesma para o ensaio de tração.

Figura 38 – Corpos de prova preparados para o ensaio de dobramento.

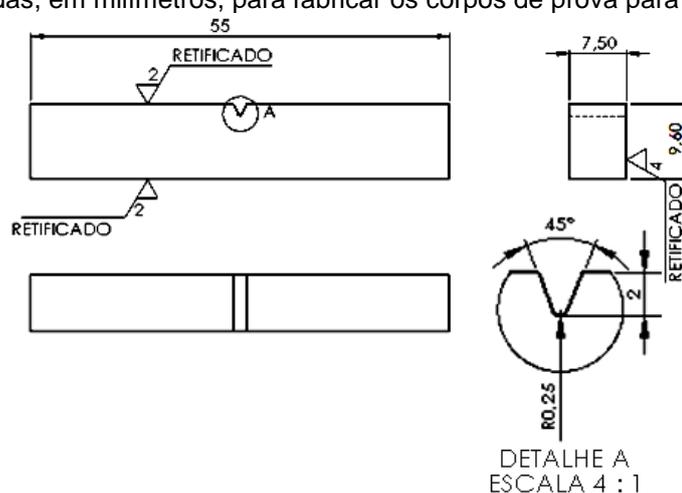


Fonte: Autor

3.10 ENSAIOS DE TENACIDADE AO IMPACTO

O teste de tenacidade ao impacto Charpy-V, foi realizado seguindo a norma ASTM E23–12c (2013), num equipamento da marca Heckert com capacidade até 300 J. Foram feitos 9 corpos de prova para a amostra soldada, 9 para a Amostra 2 soldada e aliviada por VMR e 9 para a Amostra 4 soldada e aliviada por TTAT, Figura 39, separados em 3 grupos de 3 corpos de prova e ensaiados nas temperaturas de 16°C (ambiente), 0°C e -40°C.

Figura 39 – Medidas, em milímetros, para fabricar os corpos de prova para o ensaio Charpy-V.



Fonte: Autor.

O entalhe foi usinado numa máquina de eletroerosão por penetração da marca Agie Charmilles, modelo EDM SP1U. A Figura 40 apresenta um dos corpos de prova com o final do chanfro localizado na região parcialmente transformada.

Figura 40 – Posição do entalhe para o ensaio de tenacidade ao impacto.



Fonte: Autor.

Tendo em vista que a altura do corpo de prova ficou com 9,6 mm em função da espessura da chapa, foram feitos ensaios com o material recebido para comparar

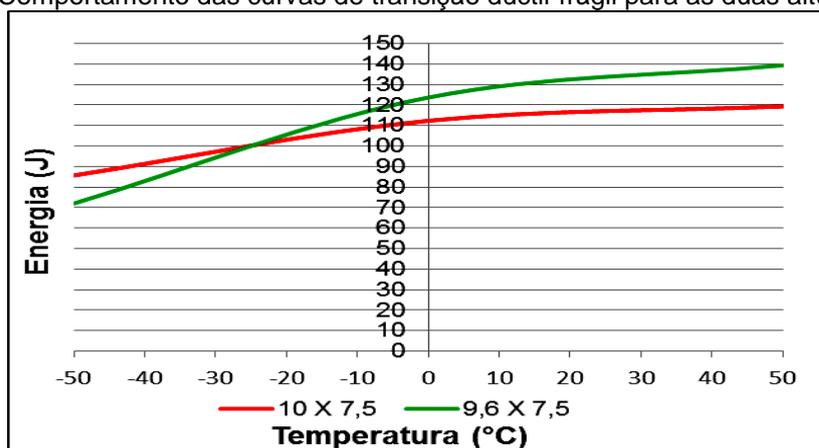
os resultados entre as dimensões de 10 X 7,5 X 55 mm e 9,6 X 7,5 X 55 mm. A Tabela 8 mostra o resultado do ensaio de impacto nas temperaturas de -50°C, 0°C e 50°C e o desvio padrão considerando os valores em cada temperatura.

Tabela 8 - Resultado do ensaio de tenacidade ao impacto em função da altura do corpo de prova.

ENSAIO CHARPY - Material como recebido										
T (°C)	Energia (J) para a Altura de 10,0mm			Média	Desvio Padrão	Energia (J) para a Altura de 9,6mm			Média	Desvio Padrão
50	125	130	103	119,33	14,36	143	137	138	139,33	3,21
0	115	114	108	112,33	3,79	120	115	136	123,67	10,97
-50	93	90	74	85,67	10,21	70	70	76	72,00	3,46

O gráfico da Figura 41 exibe o comportamento das curvas de transição dúctil-frágil, geradas pela interpolação da energia média absorvida (J) em função da temperatura (°C), para as duas alturas ensaiadas.

Figura 41 - Comportamento das curvas de transição dúctil-frágil para as duas alturas testadas.



Fonte: Autor.

Análise fractográfica na superfície da fratura do ensaio de impacto

As imagens fractográficas foram produzidas para analisar a morfologia da superfície da fratura na ZAC e determinar o modo como a falha ocorreu, utilizando um microscópio eletrônico de varredura da marca TESCAN, modelo VEGA-3 LM.

3.11 ENSAIO DE TENACIDADE À FRATURA – CTOD

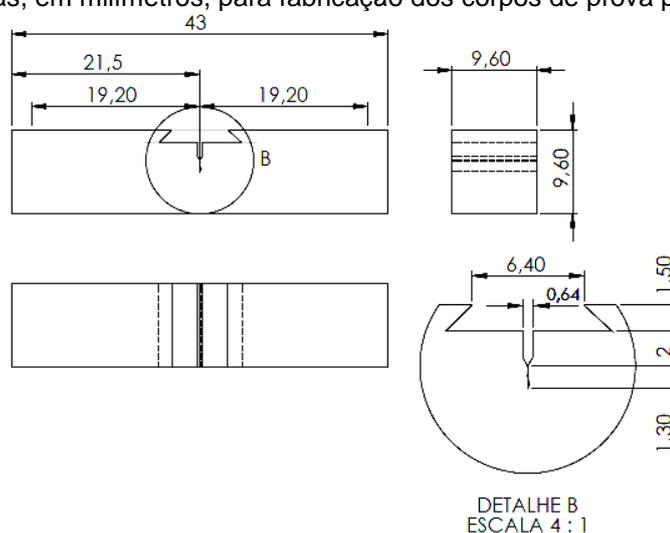
A tenacidade à fratura, nas juntas soldadas, foi avaliada segundo as normas BS 7448 parte 1 (1991), BS 7448 parte 2 (1997) e ASTM E1820 (2014). Os corpos

de prova foram ensaiados nas condições de: soldado; soldado e aliviado por TTAT e soldado e aliviado por vibração. Os procedimentos estão descritos a seguir.

3.11.1 Corpos de prova

O objetivo do ensaio de CTOD foi medir a resistência do material à propagação da trinca na região de grãos grosseiros da ZAC por apresentar menor tenacidade. A Figura 42 detalha as medidas para usinar os corpos de prova.

Figura 42 – Medidas, em milímetros, para fabricação dos corpos de prova para o ensaio CTOD.



Fonte: Autor.

Os CPs, Figura 43, tipo SE(B) de flexão em 3 pontos foram retirados no sentido transversal à solda da Amostra 0 e da Amostra 7, referente aos tratamentos de alívio de tensões por VMR e TTAT, respectivamente. A fabricação dos CPs foi numa máquina de usinagem por jato d'água, os entalhes foram usinados numa máquina de eletroerosão a fio (diâmetro do fio de 0,2 mm), Figura 44, adotando a orientação NQ, para que a pré-trinca de fadiga ocorra na região de grãos grosseiros.

Figura 43 – Corpos de prova entalhados, para cada condição, prontos para abertura da pré-trinca.



Fonte: Autor.

Figura 44 – Detalhamento da junta soldada antes da pré trinca.



Fonte: Autor.

3.11.2 Equipamento de ensaio

Os ensaios foram realizados na máquina servo-hidráulica MTS 810, com capacidade de até 10 ton e um controlador Flex Test para abertura da pré-trinca e para o ensaio de CTOD. O extensômetro de fratura MTS, modelo 632.02F-20 mediu a abertura no entalhe. O software foi o MTS *Fracture Toughness TestWare*.

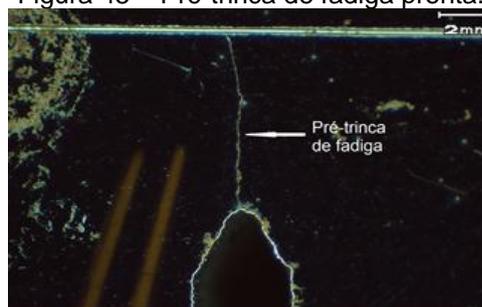
3.11.3 Procedimentos do ensaio CTOD

As diversas etapas referentes aos procedimentos para realização do ensaio de CTOD estão descritas como segue.

3.11.3.1 Abertura da pré trinca de fadiga

A abertura da pré trinca de fadiga foi realizada de acordo com a norma ASTM E1820. Foram aplicadas cargas cíclicas com frequência de 15 Hz, $\Delta K=16 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ e razão de carga $R=0,1$. A abertura foi assistida pelo extensômetro de fratura que monitorou o crescimento da pré-trinca, Figura 45, até atingir uma relação a/W de 0,5.

Figura 45 – Pré-trinca de fadiga pronta.

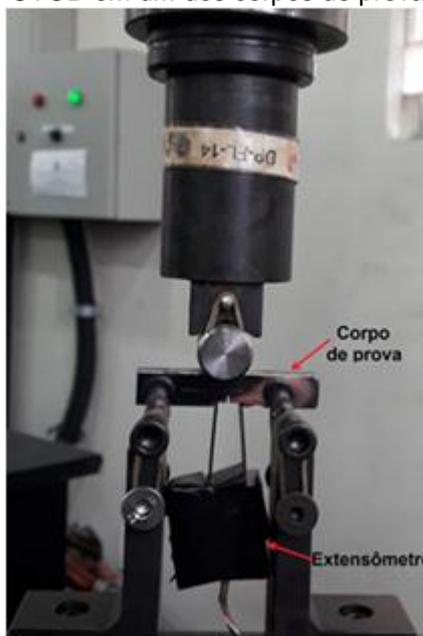


Fonte: Autor.

3.11.3.2 O ensaio de CTOD

A determinação da tenacidade à fratura do material pela técnica de CTOD é baseada no controle do deslocamento da trinca a partir da abertura do extensômetro de fratura, para tanto, os corpos de prova foram colocados no dispositivo de maneira que o extensômetro de fratura ficasse acoplado no CP conforme a Figura 46.

Figura 46 – Ensaio de CTOD em um dos corpos de prova na máquina MTS 810.



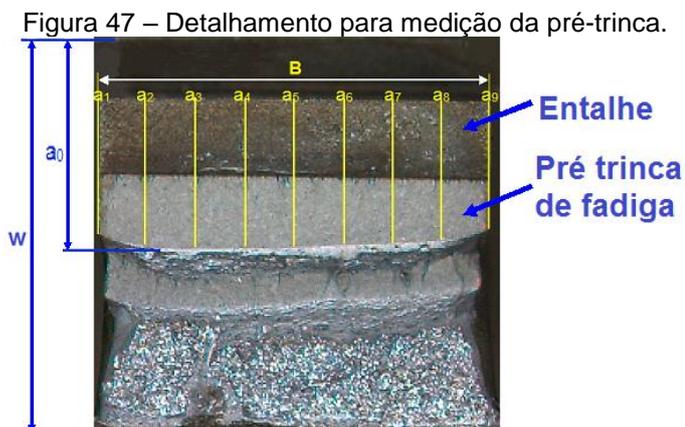
Fonte: Autor.

Os ensaios foram realizados à temperatura ambiente (média de 18°C) e o valor de CTOD foi obtido a partir da carga máxima. Para calcular o valor de CTOD na ZAC foram usadas as propriedades de tração do metal base: $\sigma_{ys} = 794$ MPa e $\sigma_{m\acute{a}x} = 821$ MPa. Depois de concluído o ensaio de tenacidade à fratura os corpos de prova foram rompidos em uma máquina universal de ensaios modelo MTS 810 para analisar e avaliar os resultados.

3.11.3.3 Obtenção de dados

Durante os ensaios foram obtidos os dados relativos à abertura do extensômetro com relação à força aplicada. As informações para a interpretação do ensaio foram extraídas do gráfico de Carga(F) x Abertura da boca do entalhe(V).

Após os ensaios foi medido o comprimento da trinca num perfilômetro marca INSIZE, modelo ISP-Z3015. O procedimento adotado está detalhado na Figura 47. A partir das informações obtidas dos gráficos e das superfícies de fraturas resultantes dos ensaios, foi realizada a validação do ensaio de CTOD.

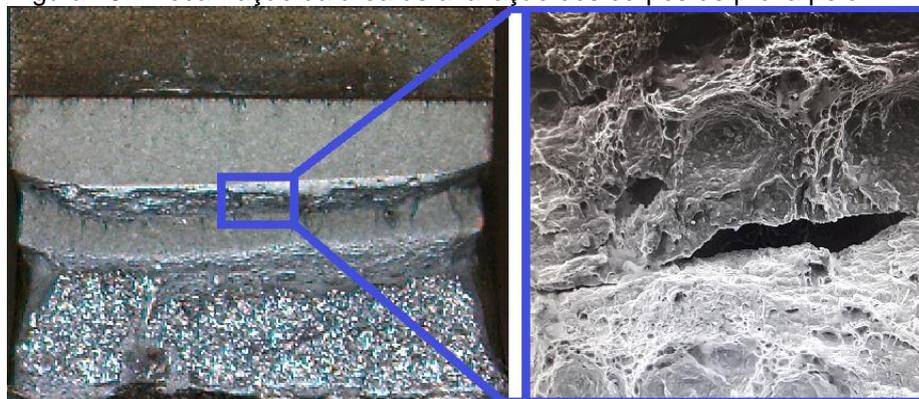


Fonte: Autor

3.11.4 Análise da superfície da fratura

Após os ensaios de CTDO, as superfícies fraturadas foram analisadas em um microscópio eletrônico de varredura (MEV), marca TESCAN modelo VEGA-3 LM, para estudar a sua morfologia e determinar o mecanismo da fratura, relacionando o modo como falhou com o alívio de tensões produzido pela VMR e TTAT. A Figura 48 mostra a posição de realização das análises fractográficas.

Figura 48 – Localização da área de avaliação dos corpos de prova pelo MEV.



Fonte: Autor.

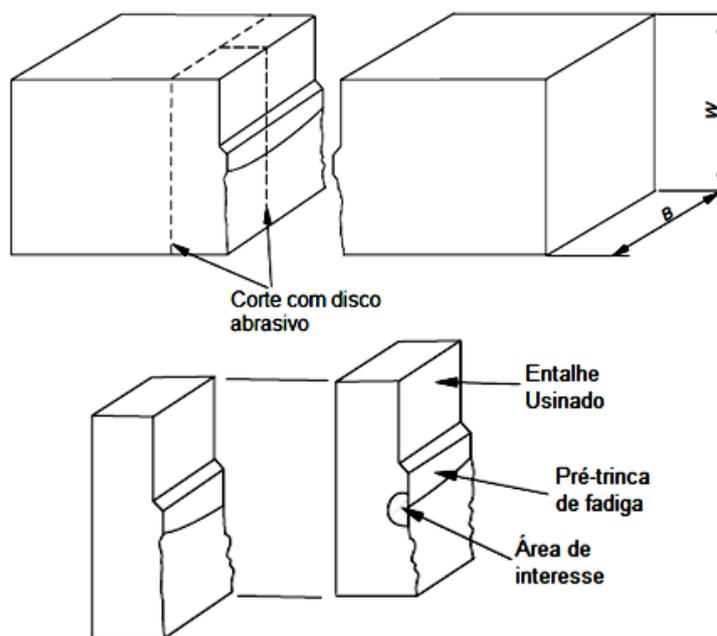
3.11.5 Análise metalográfica após o ensaio CTOD

A norma BS 7448 parte 2(1997), utilizada para o procedimento metalográfico, recomenda a análise para verificar se a ponta da trinca em fadiga está localizada na região pré-determinada, evitando erros na interpretação dos resultados.

Esta ação serve para confirmar a localização do entalhe e da pré-trinca de fadiga devido à heterogeneidade da microestrutura nas diversas zonas formadas após a soldagem. As regiões na ZAC possuem pequenas extensões e estão muito próximas podendo apresentar variação apreciável na tenacidade á fratura.

Os corpos de prova foram seccionados ao longo da espessura e preparados metalograficamente para analisar a face interna do plano médio, Figura 49, utilizando um microscópio óptico ZEISS, modelo Axio Scope A.1, permitindo analisar a microestrutura que norteou o ensaio, localizada no final da trinca de fadiga.

Figura 49 – Sequência de corte para identificar a microestrutura na trinca por fadiga após o ensaio.



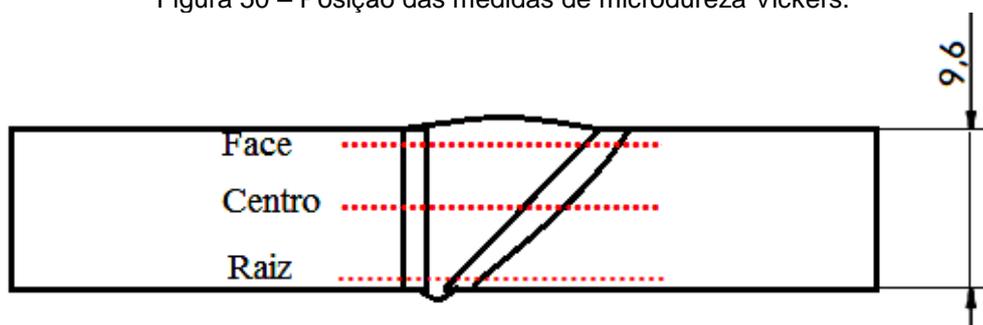
Fonte: Adaptado de BS 7448 parte 2 (1997).

3.12 ENSAIO DE MICRODUREZA VICKERS

Ensaio de microdureza Vickers, norma ASTM E 384-07(2007), foram realizados para quantificar o perfil transversal de dureza, nas regiões do metal base, zona afetada pelo calor e metal de adição, comparando os valores da dureza entre o

material como recebido, as amostras somente soldadas e soldadas e aliviadas por VMR e TTAT. O equipamento utilizado foi um microdurômetro universal da marca SHIMADZU, modelo HMV-G 205-T. A carga aplicada foi de 200 g durante 15 s, medindo 37 pontos distantes 0,5 mm entre eles, Figura 50.

Figura 50 – Posição das medidas de microdureza Vickers.



Fonte: Autor.

3.13 ANÁLISE METALOGRÁFICA

Para a análise metalográfica, os corpos de prova foram lixados com uma sequência de lixas de granulometria variando entre 80 a 1200. O polimento foi feito com pasta de alumina 1 μm .

3.13.1 Macrografia

A verificação das diferentes regiões da junta soldada através da macrografia utilizou um estereoscópio ZEISS, modelo STEMI 2000-C com aumento 8X. O ataque químico foi feito com uma mistura de 10% de ácido nítrico diluído em 90% de álcool etílico permanecendo em ataque pelo tempo de 10 segundos.

3.13.2 Micrografia

Para a micrografia o ataque químico foi uma mistura de 2% de ácido nítrico diluído em 98% de álcool etílico durante 15 segundos, utilizando microscópio óptico ZEISS, modelo Axio Scope A.1 com aumento de 1000X.

4 RESULTADOS

4.1. MATERIAL

A composição química do aço Domex 700 MC obtida após análise espectrográfica está listada na Tabela 9. O carbono equivalente foi calculado, com base na composição química, utilizando a Equação 18, onde foi encontrando um valor igual a 0,195% e, de acordo com Marques (2011), o aço Domex 700MC é considerado de boa soldabilidade.

Tabela 9 – Composição química média em percentual do aço Domex 700 MC.

C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	V	Ti	Cu	Al	Nb	W
0,079	0,04	2,10	0,011	0,003	0,027	0,033	0,078	0,011	0,1	0,027	0,045	0,05	0,015

4.2. CÁLCULO DA FREQUÊNCIA NATURAL E DAS TENSÕES

Enquanto a amostra era submetida à vibração mecânica a deformação em $\mu\text{m/m}$ estava sendo registrada pelo software CatmanAP. Os valores da deformação, Tabela 10, foram usados para calcular a tensão resultante através da Equação 19, nas regiões de fixação dos extensômetros na ZAC.

As frequências ressonantes foram calculadas analiticamente pela Equação 1 e, também, computadas através da Transformada Rápida de Fourier. Os valores das frequências, o tempo de vibração, a deformação e a tensão resultante estão listados na Tabela 10. A frequência calculada ficou 14% maior que a frequência obtida pela transformada de Fourier.

Tabela 10 - Tensão em função da deformação medida pelos extensômetros fixados na ZAC.

Amostras	Extensômetro	Tempo (s)	$\epsilon_{\text{máx}}$ ($\mu\text{m/m}$)	Frequência (Hz)		Tensão (MPa)
				Calculada	FFT	
Amostra 0	1	600	900	32,73	28,13	198,24
	2	600	980	32,73	28,13	215,86
Amostra 1	1	600	830	32,73	28,13	182,82
	2	600	900	32,73	28,13	198,24
Amostra 2	1	610	680	32,73	28,13	149,78
	2	610	800	32,73	28,13	176,21
Amostra 3	2	620	950	32,73	28,13	209,25

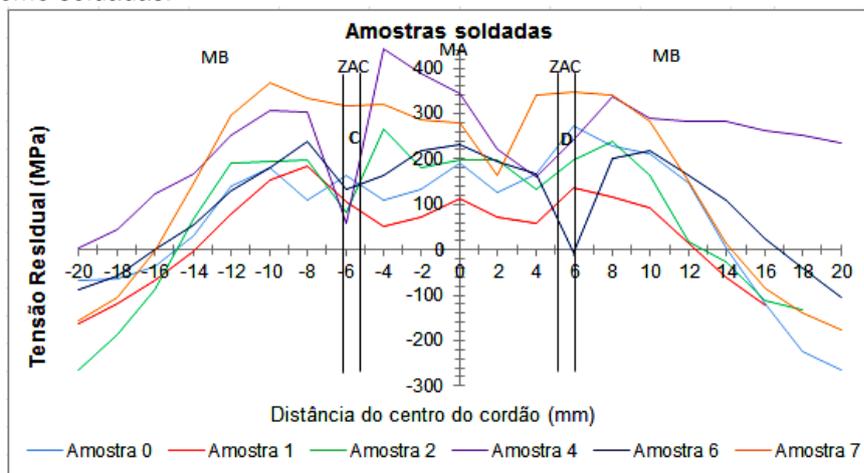
4.3. MEDIDA DE TENSÕES RESIDUAIS POR DIFRAÇÃO DE RAIOS-X

No material como soldado e após o alívio de tensões por TTAT e por VMR, as amostras tiveram as tensões residuais medidas por DRX. Os principais pontos analisados estão localizados na região da ZAC, próximos do local de fixação dos extensômetros nas amostras submetidas à vibração.

4.3.1 Amostras como soldadas

A Figura 51 exibe os valores das tensões residuais medidas após a soldagem. A maioria das medições exibiram tensões compressivas no metal base, tornando-se trativas à medida que avançam para a ZAC e metal de adição. As amostras 3 e 5, submetidas ao ensaio de dobramento, não foram medidas por DRX.

Figura 51 – Valores comparativos das tensões residuais medidas por DRX entre todas as amostras como soldadas.

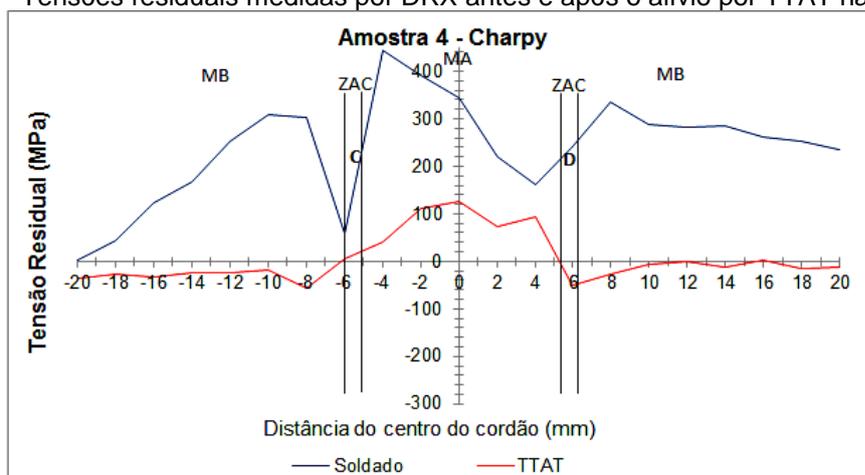


Fonte: Autor.

4.3.2 Amostras soldadas com alívio de tensões por TTAT

A Figura 52 mostra o gráfico comparando as tensões residuais na Amostra 4 para o material como soldado e após o alívio de tensões por TTAT. Observa-se redução nas tensões em toda a extensão, com ênfase para o metal base onde as tensões ficaram compressivas.

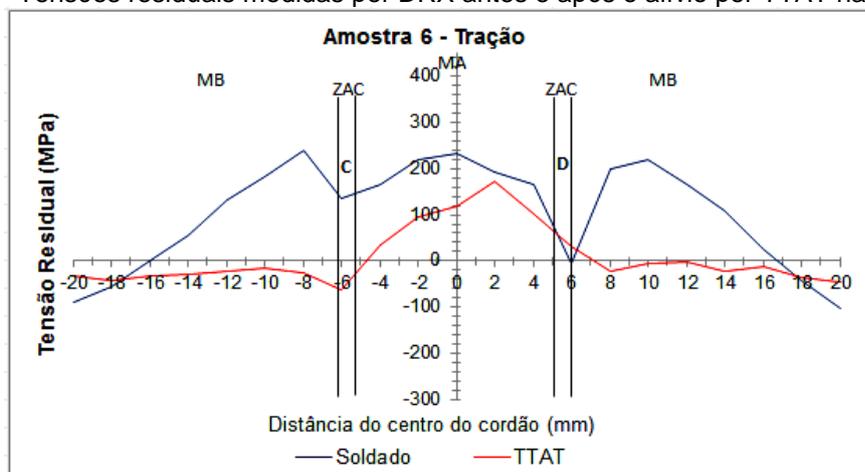
Figura 52 – Tensões residuais medidas por DRX antes e após o alívio por TTAT na Amostra 4.



Fonte: Autor.

A Figura 53 exibe o gráfico das tensões residuais na Amostra 6 para o material como soldado e após o TTAT. As tensões reduziram em todas as regiões medidas, principalmente no metal base onde ficaram compressivas, também se destaca o ponto “C” onde a redução foi bem expressiva após o tratamento térmico.

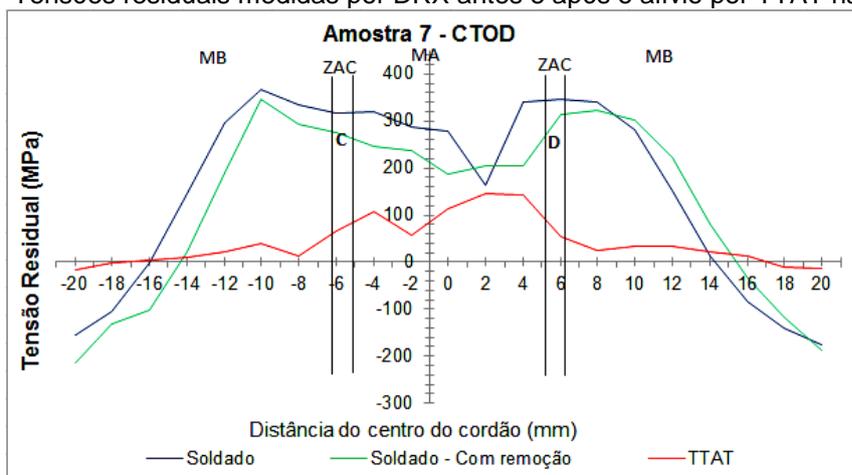
Figura 53 - Tensões residuais medidas por DRX antes e após o alívio por TTAT na Amostra 6.



Fonte: Autor.

A Figura 54 apresenta o gráfico comparando as tensões residuais na Amostra 7 para o material como soldado, soldado com remoção de camadas e após o TTAT. As tensões residuais diminuiriam em toda a extensão avaliada, tornando-se menos trativas após a remoção de camadas e depois de aplicar a Equação 13.

Figura 54 - Tensões residuais medidas por DRX antes e após o alívio por TTAT na Amostra 7.

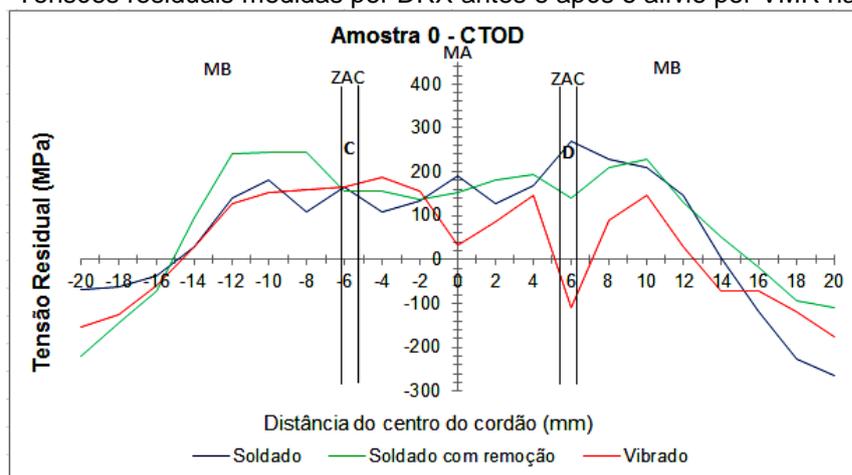


Fonte: Autor.

4.3.3 Amostras soldadas com alívio de tensões por vibração mecânica

O gráfico da Figura 55 compara as tensões residuais da Amostra 0 para o material como soldado, soldado com remoção de camadas por ataque eletroquímico e após o alívio de tensões por vibração mecânica ressonante. Os valores foram corrigidos, após a remoção de camadas, aplicando a Equação 13.

Figura 55 - Tensões residuais medidas por DRX antes e após o alívio por VMR na Amostra 0.

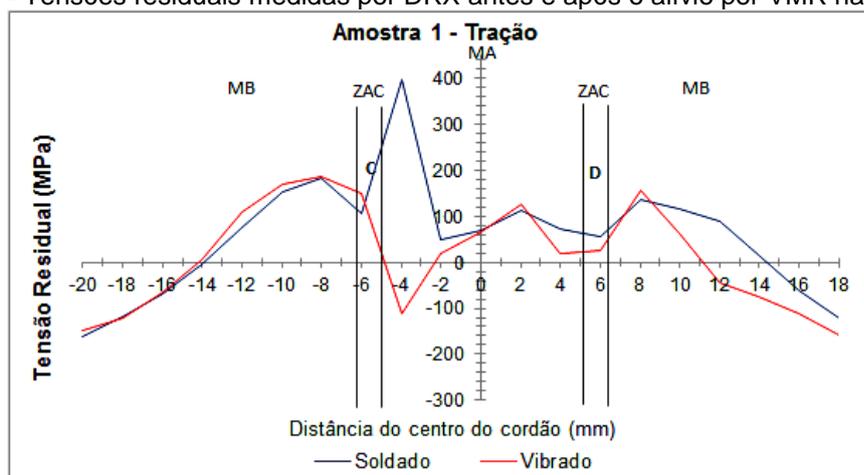


Fonte: Autor.

Destaca-se a redução das tensões residuais após a vibração no ponto “D” situado na ZAC. As tensões residuais, após a remoção de camadas, mantiveram um comportamento médio no valor das tensões residuais iguais ao de antes da remoção.

O gráfico da Figura 56 compara as tensões residuais da Amostra 1, onde os corpos de prova foram fabricados para o ensaio de tração, para o material como soldado e após o alívio de tensões por VMR. Nota-se uma redução das tensões residuais nas regiões de fixação dos extensômetros, pontos “C” e “D”, onde a tensão residual ficou abaixo de 100 MPa.

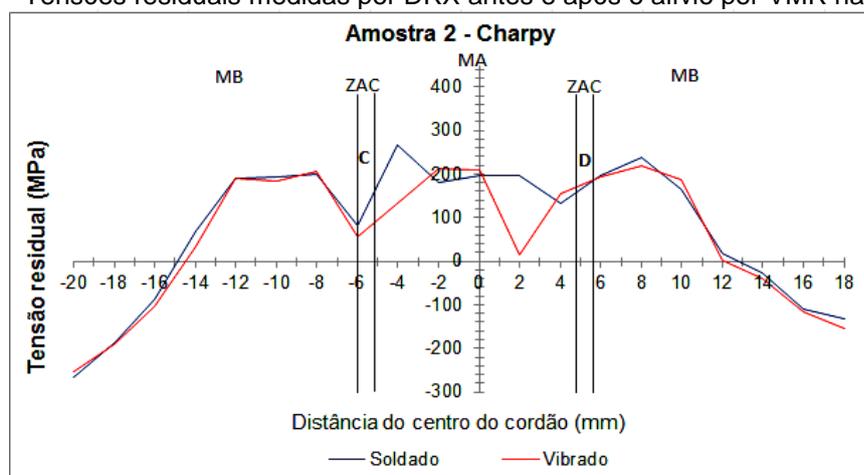
Figura 56 - Tensões residuais medidas por DRX antes e após o alívio por VMR na Amostra 1.



Fonte: Autor.

O gráfico da Figura 57 compara as tensões residuais para o material como soldado e após o alívio de tensões por VMR. Não houve reduções significativas nos pontos “C” e “D” situados na ZAC.

Figura 57 - Tensões residuais medidas por DRX antes e após o alívio por VMR na Amostra 2.

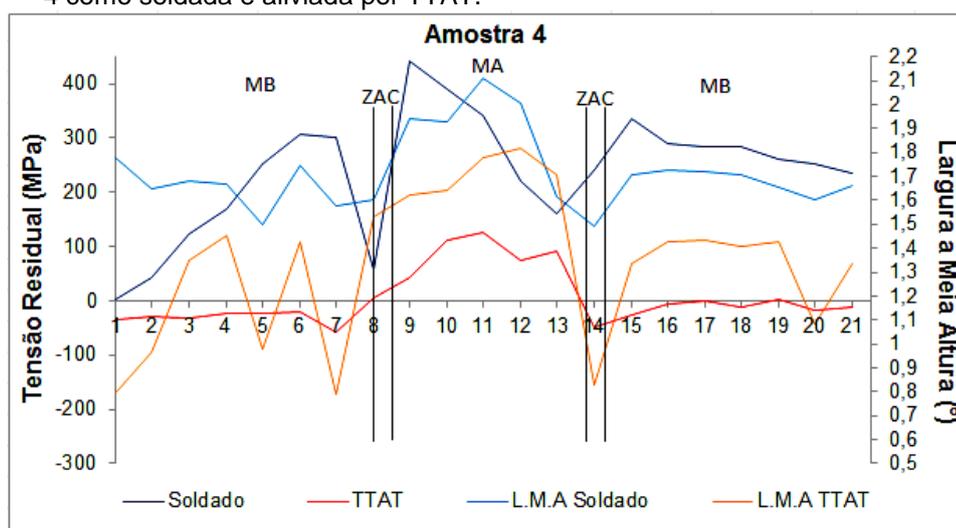


Fonte: Autor.

4.3.4 Comparação entre tensões residuais e largura a meia altura

O gráfico da Figura 58 mostra que houve redução nas tensões residuais e na L.M.A quando se comparam as medições por DRX para as condições como soldada e aliviada por TTAT. O menor nível de redução ocorreu no cordão de solda.

Figura 58 – Comparação entre L.M.A e tensões residuais transversais medidas por DRX na Amostra 4 como soldada e aliviada por TTAT.



Fonte: Autor.

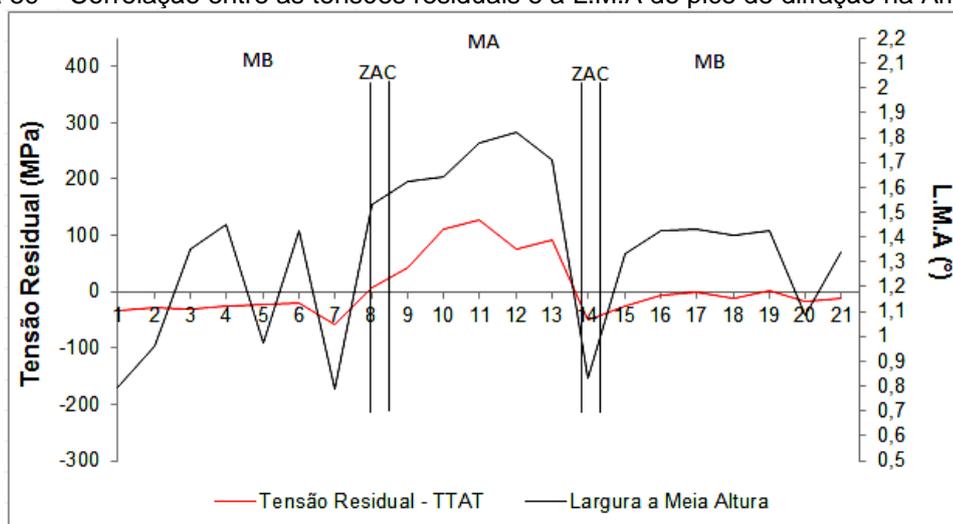
A Tabela 11 apresenta os valores das tensões residuais em relação a L.M.A para a amostra como soldada e após o TTAT, para os pontos localizados na ZAC que devem estar posicionados na mesma região de fixação dos extensômetros nas amostras vibradas. As setas para cima indicam aumento e as setas para baixo indicam redução nas tensões residuais e/ou L.M.A. Observa-se a redução significativa da L.M.A e das tensões residuais, em todos os 4 pontos analisados.

Tabela 11 - Valores das tensões residuais na ZAC em relação a L.M.A para a Amostra 4.

Pontos na ZAC	Tensão Residual (MPa)		L.M.A (°)	
	Como Soldada	Após TTAT	Como Soldada	Após TTAT
7	302,4	-57,5 ↓	1,5771	0,7898 ↓
8	57,5	6,4 ↓	1,6051	1,5313 ↓
14	241,4	-49,8 ↓	1,4940	0,8307 ↓
15	335,8	-25,9 ↓	1,7091	1,3361 ↓

A Figura 59 mostra que a L.M.A do pico de difração acompanhou o comportamento das tensões residuais após o tratamento térmico.

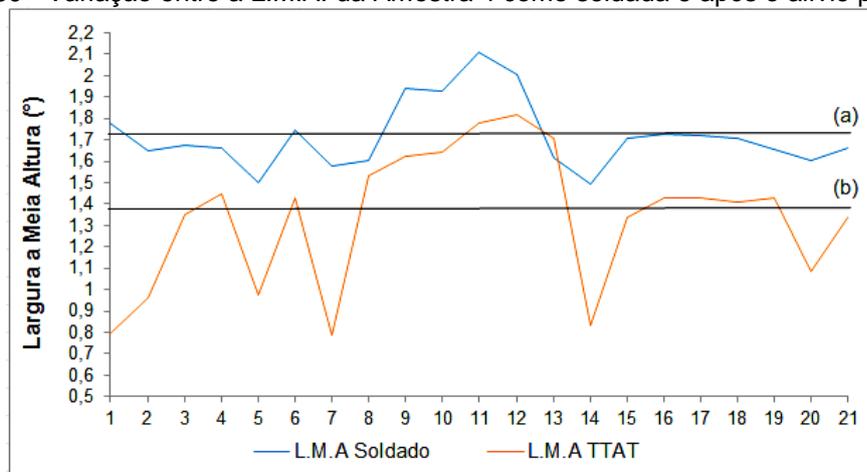
Figura 59 – Correlação entre as tensões residuais e a L.M.A do pico de difração na Amostra 4.



Fonte: Autor.

No gráfico da Figura 60 é possível verificar a variação entre a L.M.A do material como soldado com a do material submetido ao alívio de tensões por TTAT.

Figura 60 - Variação entre a L.M.A. da Amostra 4 como soldada e após o alívio por TTAT.



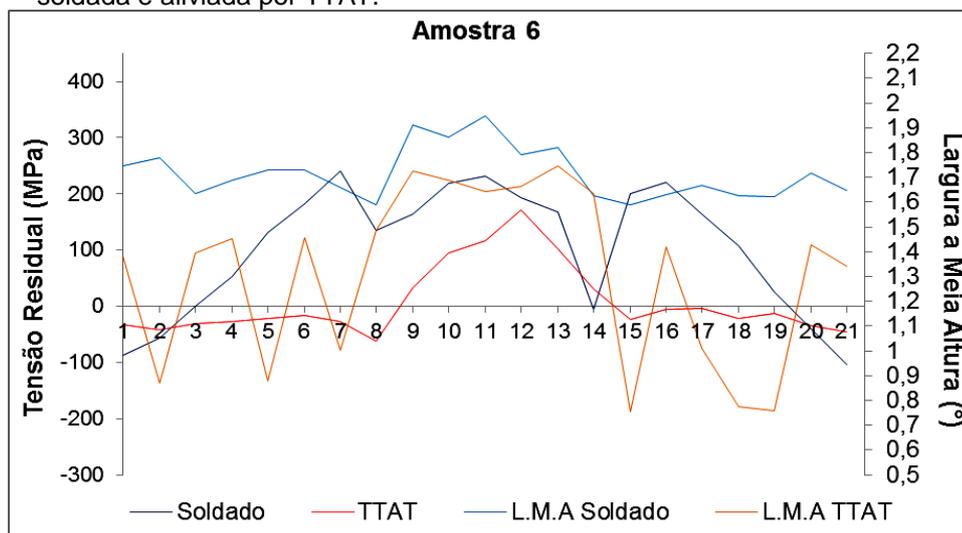
Fonte: Autor

A variação da largura a meia altura foi menor, na média, em 22% após o alívio de tensões. Nos pontos 7 e 14, próximos a ZAC, a redução foi consideravelmente maior do que a média, 49,92% e 44,40%, nesta ordem.

Nas Figuras 60, 63, 66, 69, 72 e 75 as linhas (a) e (b) são a média da L.M.A e mostram o percentual médio de afastamento da L.M.A do material como soldado em relação ao material submetido ao alívio de tensões residuais.

O gráfico da Figura 61 compara a redução das tensões residuais com a L.M.A do pico de difração para as condições como soldada e aliviada por TTAT para a Amostra 6, exibindo uma assimetria no comportamento das tensões e da L.M.A.

Figura 61 - Comparação entre L.M.A e tensões residuais transversais medidas na Amostra 6 como soldada e aliviada por TTAT.



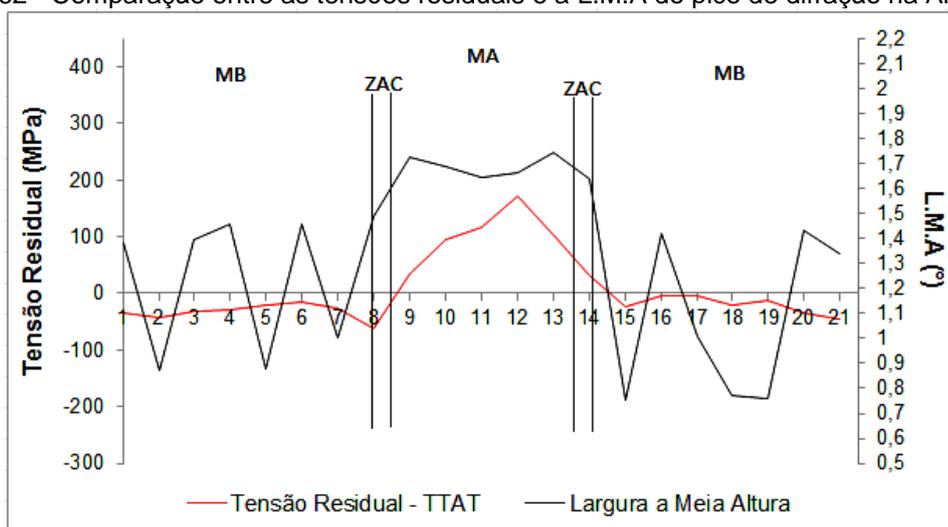
Os valores das tensões residuais em relação a L.M.A para a Amostra 6 são mostrados na Tabela 12. Existe um aumento da tensão residual no ponto 14 e redução no ponto 15 após TTAT. Ocorreu alteração insignificante da L.M.A no ponto 14. Nos pontos 7, 8 e 15 a redução das tensões residuais e L.M.A foi significativa.

Tabela 12 - Valores das tensões residuais na ZAC em relação a L.M.A para a Amostra 6.

Pontos na ZAC	Tensão Residual (MPa)		L.M.A (°)	
	Como Soldada	Após TTAT	Como Soldada	Após TTAT
7	240,1	-26,7 ↓	1,6593	1,0015 ↓
8	134,6	-61,4 ↓	1,5885	1,4863 ↓
14	-5,1	31,2 ↑	1,6266	1,6353 ↑
15	200	-22,9 ↓	1,5902	0,7545 ↓

A Figura 62 mostra que a L.M.A do pico de difração e as tensões residuais reduziram após alívio de tensões por tratamento térmico.

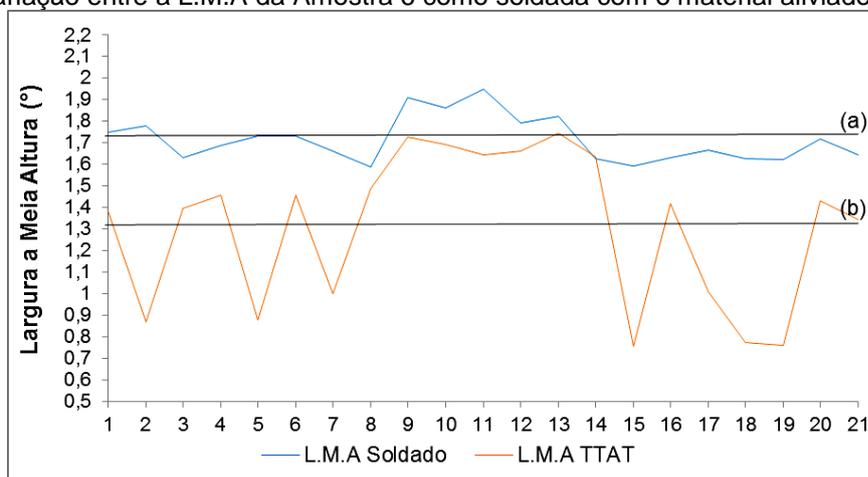
Figura 62 - Comparação entre as tensões residuais e a L.M.A do pico de difração na Amostra 6.



Fonte: Autor.

No gráfico da Figura 63 é possível comparar a variação entre a L.M.A do material como soldado com o material depois o alívio por TTAT. A variação da largura a meia altura foi menor, na média, em 23,59% após o TTAT. Houve redução de 52,55% no ponto 15 na ZAC e de 53,30% no ponto 19 no metal base.

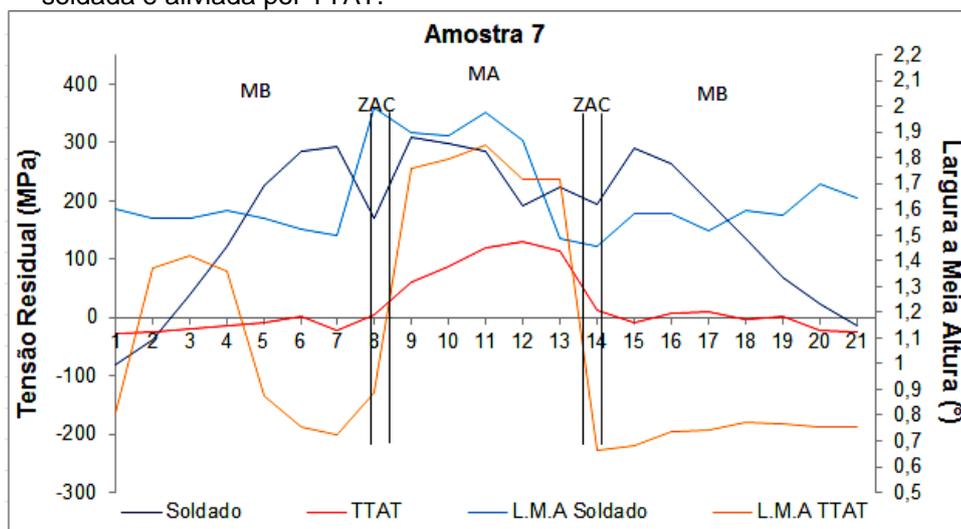
Figura 63 - Variação entre a L.M.A da Amostra 6 como soldada com o material aliviado por TTAT.



Fonte: Autor.

A Figura 64 mostra o gráfico que correlaciona a redução das tensões residuais com a L.M.A do pico de difração para a Amostra 7 nas condições como soldada e aliviada por TTAT. O comportamento da L.M.A acompanhou a tendência das Amostras 4 e 6, reduzindo o valor à medida que as tensões residuais diminuam.

Figura 64 – Comparação entre L.M.A e tensões residuais transversais medidas na amostra 7 como soldada e aliviada por TTAT.



Fonte: Autor.

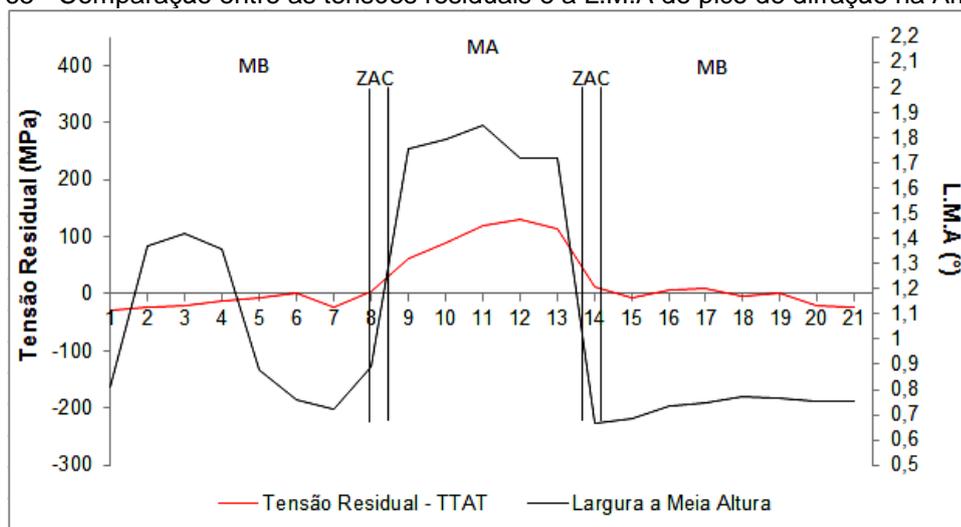
Os valores das tensões residuais em relação a L.M.A para a amostra como soldada e após o TTAT são mostrados na Tabela 13, sendo possível verificar uma significativa redução nos valores.

Tabela 13 - Valores das tensões residuais na ZAC em relação a L.M.A para a Amostra 7.

Pontos na ZAC	Tensão Residual (MPa)		L.M.A (°)	
	Como Soldada	Após TTAT	Como Soldada	Após TTAT
7	334,3	13,9 ↓	1,4985	0,7219 ↓
8	316,7	66,2 ↓	1,9937	0,8881 ↓
14	347,6	53,5 ↓	1,4854	0,6652 ↓
15	339	26,1 ↓	1,5816	0,6841 ↓

Verificando a Figura 65 foi constatada uma redução proporcional entre as tensões residuais e a L.M.A após alívio de tensões residuais por tratamento térmico.

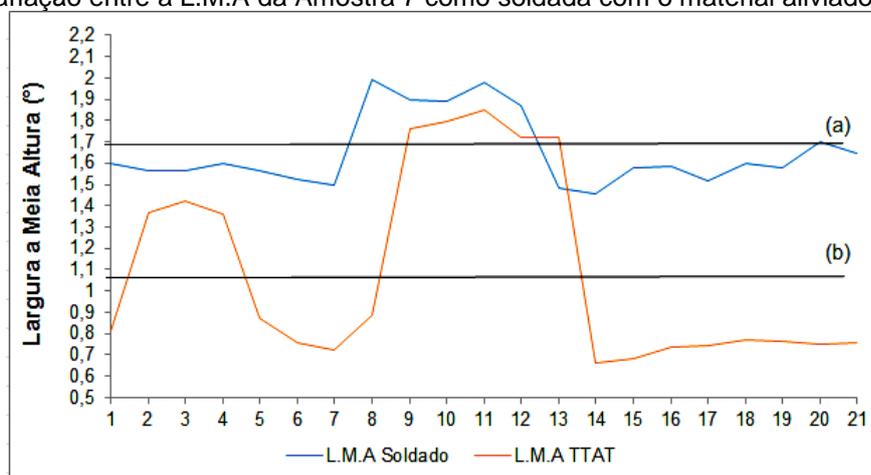
Figura 65 - Comparação entre as tensões residuais e a L.M.A do pico de difração na Amostra 7.



Fonte: Autor.

A Figura 66 apresenta a variação entre a L.M.A do pico de difração do material como soldado e após o TTAT. A variação da largura a meia altura diminuiu, na média, em 33,96% depois do TTAT. Observa-se nos pontos 7 e 14, próximos a ZAC, uma redução maior do que a média de 51,83% e 56,75%, respectivamente.

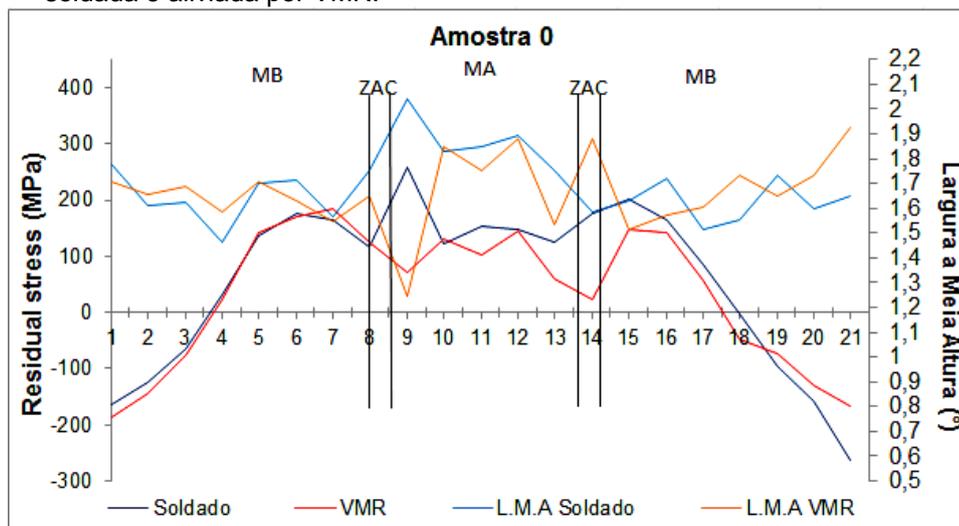
Figura 66 - Variação entre a L.M.A da Amostra 7 como soldada com o material aliviado por TTAT.



Fonte: Autor.

O gráfico da Figura 67 compara as tensões residuais com a L.M.A para a Amostra 0 nas condições como soldada e aliviada por VMR. O comportamento da L.M.A, diferente da análise nas amostras aliviadas por TTAT, apresentou valores maiores, na maioria dos pontos, enquanto que as tensões residuais diminuíram.

Figura 67 – Comparação entre L.M.A e tensões residuais transversais medidas na amostra 0 como soldada e aliviada por VMR.



Fonte: Autor.

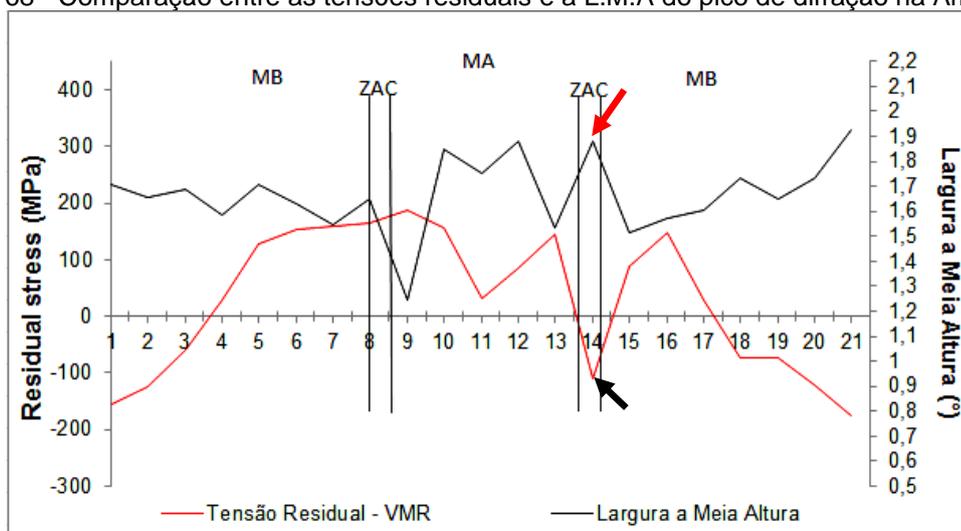
A Tabela 14 exibe os valores das tensões residuais em relação a L.M.A para a Amostra 0 como soldada e após a VMR. Os pontos analisados foram medidos por DRX na região da ZAC. No ponto 7 houve aumento da tensão residual após aplicação da VMR enquanto a L.M.A praticamente não variou. O ponto 8 teve um aumento insignificante da tensão, mas a L.M.A reduziu em 5,93%. O ponto 14 reduziu 380,1 MPa e a tensão residual se tornou compressiva, a L.M.A aumentou 18,55% e, no ponto 15 houve redução das tensões em 140 MPa, entretanto, se manteve trativa em 89,5 MPa enquanto que a L.M.A reduzia em 6,82%.

Tabela 14 - Valores das tensões residuais na ZAC em relação a L.M.A para a Amostra 0.

Pontos na ZAC	Tensão Residual (MPa)		L.M.A (°)	
	Como Soldada	Após VMR	Como Soldada	Após VMR
7	109,1	160,2 ↑	1,5636	1,5464 ↓
8	164,2	166 ↑	1,7547	1,6508 ↓
14	271,2	-108,9 ↓	1,5880	1,8826 ↑
15	229,5	89,5 ↓	1,6275	1,5165 ↓

No gráfico da Figura 68, que mostra o comportamento entre as tensões residuais e a L.M.A, indicando que o mecanismo que aliviou as tensões residuais e aumentou a L.M.A foi a deformação plástica causada pela vibração mecânica. O local indicado pelas setas exemplifica bem esta característica.

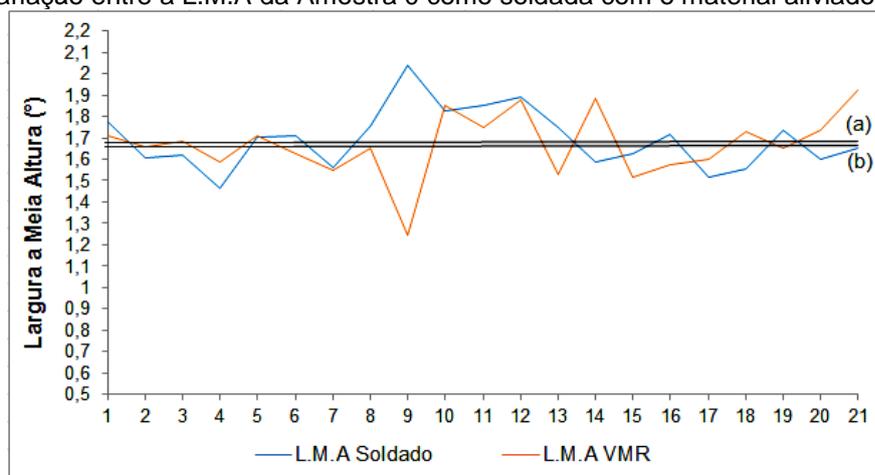
Figura 68 - Comparação entre as tensões residuais e a L.M.A do pico de difração na Amostra 0.



Fonte: Autor.

A variação entre a L.M.A do material como soldado com a do alívio de tensões por VMR está exibida no gráfico da Figura 69. A variação da largura a meia altura foi menor, na média, em 1,43% após o alívio de tensões por VMR. Observa-se que no ponto 7 a redução foi abaixo da média em 1,10%, no ponto 8 ficou acima da média em 5,93% e no ponto 14 houve uma redução na L.M.A de 18,55% caracterizando o alívio de tensões residuais em função da deformação plástica. Este comportamento difere do alívio por TTAT quando as linhas médias (a) e (b) tem um afastamento maior.

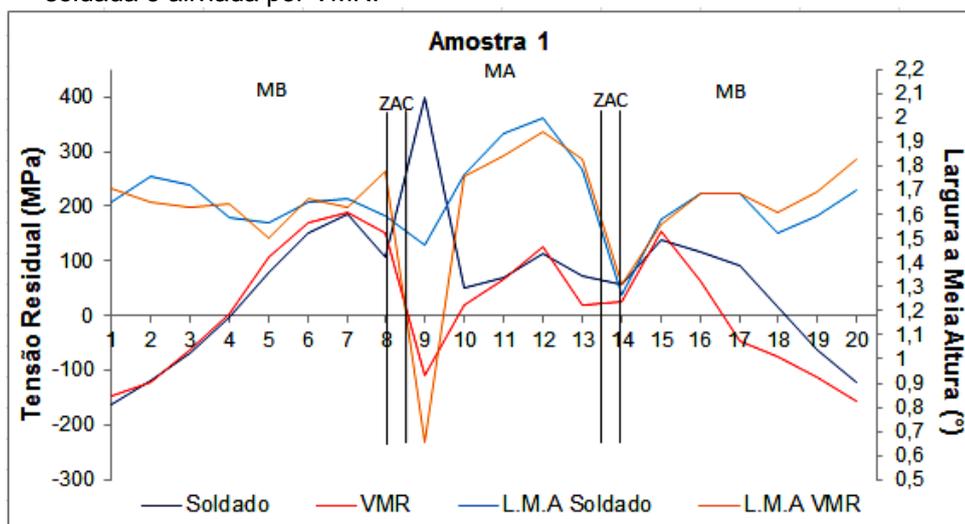
Figura 69 - Variação entre a L.M.A da Amostra 0 como soldada com o material aliviadoa por VMR.



Fonte: Autor.

O gráfico apresentado na Figura 70 correlaciona às tensões residuais com a L.M.A para a Amostra 1 nas condições como soldada e aliviada por VMR.

Figura 70 – Comparação entre L.M.A e tensões residuais transversais medidas na Amostra 1 como soldada e aliviada por VMR.



Fonte: Autor.

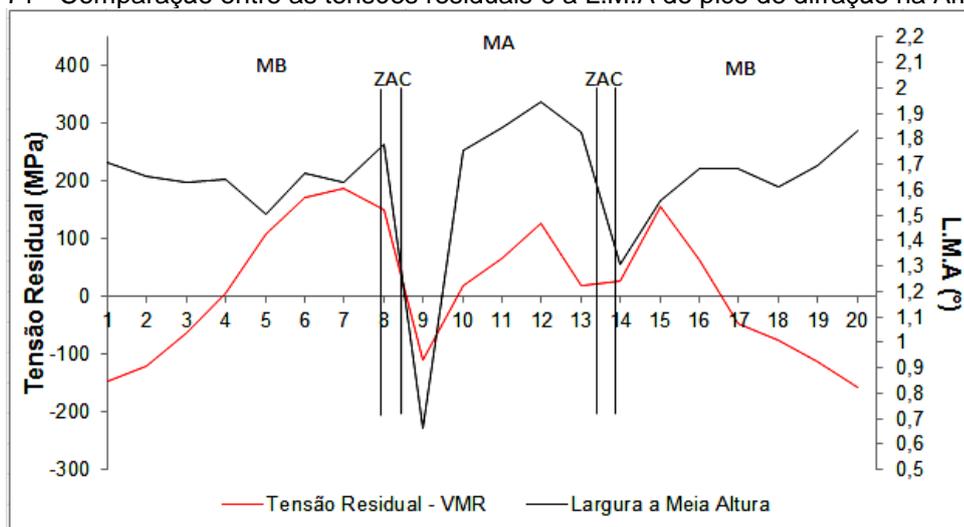
A Tabela 15 exibe os valores das tensões residuais em relação a L.M.A para a Amostra 1, como soldada e após a aplicação da VMR. Os pontos, em tese, foram medidos por DRX na ZAC. No ponto 7 houve pequeno aumento da tensão residual enquanto que a L.M.A se manteve sem variação. O ponto 8 aumentou as tensões e a L.M.A. O ponto 14 reduziu as tensões residuais em 31 MPa, a L.M.A aumentou em 1,61% e, no ponto 15 houve aumento nas tensões enquanto que a L.M.A reduziu.

Tabela 15 - Valores das tensões residuais na ZAC em relação a L.M.A para a Amostra 1.

Pontos na ZAC	Tensão Residual (MPa)		L.M.A (°)	
	Como Soldada	Após VMR	Como Soldada	Após VMR
7	184,4	188 ↑	1,6673	1,6260 ↓
8	106,8	150 ↑	1,5948	1,7761 ↑
14	56,9	25,9 ↓	1,2696	1,3057 ↑
15	137,1	155,2 ↑	1,5815	1,5560 ↓

O gráfico da Figura 71, exibe o comportamento entre as tensões residuais e a L.M.A após a vibração. Foi verificado que as tensões residuais e a L.M.A diminuíam ou aumentavam do mesmo modo que as amostras aliviadas por TTAT, logo, é possível afirmar que a VMR provocou um movimento de discordâncias.

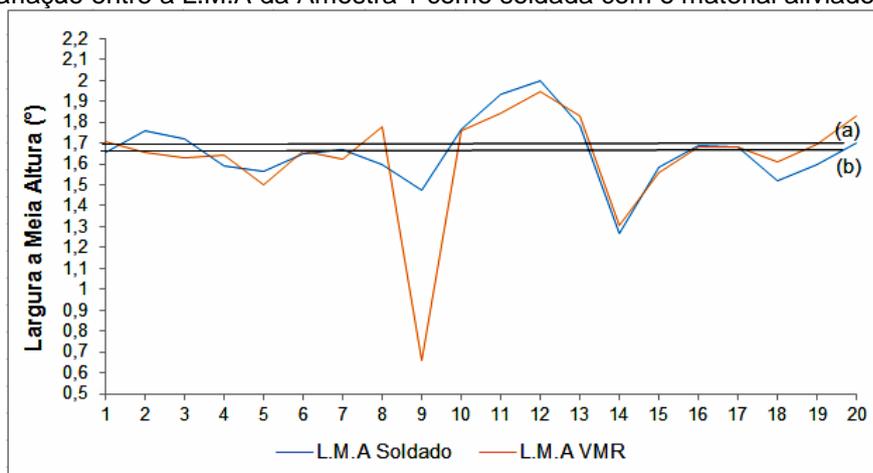
Figura 71 - Comparação entre as tensões residuais e a L.M.A do pico de difração na Amostra 1.



Fonte: Autor.

A variação entre a L.M.A do material como soldado com o do alívio de tensões por VMR está apresentada no gráfico da Figura 72. A variação da L.M.A foi menor, na média, em 1,43% após o alívio VMR. Observa-se no ponto 7 uma redução abaixo da média em 1,10%, o ponto 8 ficou acima da média em 5,93% e o ponto 14 reduziu a L.M.A em 18,55% a qual caracteriza o alívio de tensões residuais em função da deformação plástica. O ponto 9 foi o de maior significância pois a tensão residual ficou compressiva em 110,6 MPa e a L.M.A reduziu em 55,40%.

Figura 72 - Variação entre a L.M.A da Amostra 1 como soldada com o material aliviado por VMR.

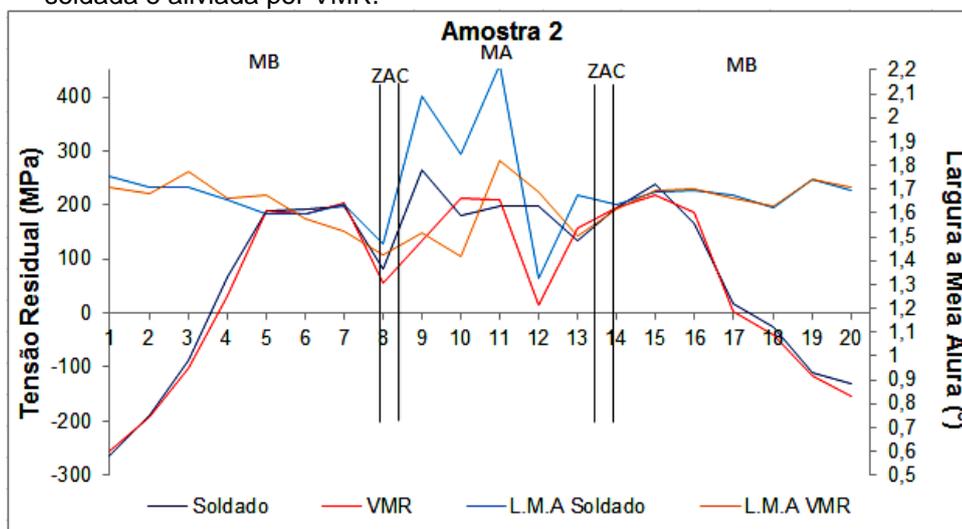


Fonte: Autor.

O gráfico da Figura 73 correlaciona às tensões residuais com a L.M.A do pico de difração para a Amostra 2 nas condições como soldada e aliviada por VMR. O comportamento da L.M.A, seguiu o perfil da Amostra 0, o mesmo aconteceu com a

tensão residual que ficou com valores menor que 100 MPa na maioria dos pontos. O ponto 12, sem interesse, localizado no cordão de solda, a tensão reduziu 18,8 MPa.

Figura 73 – Comparação entre L.M.A e tensões residuais transversais medidas na Amostra 2 como soldada e aliviada por VMR.



Fonte: Autor.

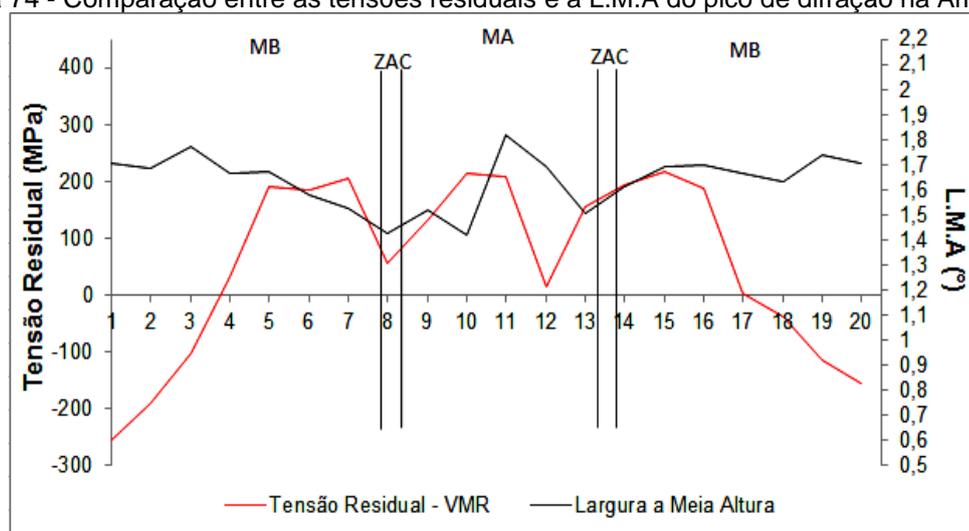
A Tabela 16 exibe os valores das tensões residuais em relação a L.M.A para a Amostra 2. No ponto 7 houve pequeno aumento na tensão residual enquanto que a L.M.A pouco variou. No ponto 8 a tensão reduziu 23,5 MPa e a L.M.A diminuiu sem significância. Os pontos 14 e 15 aumentaram a tensão residual e a L.M.A reduziu no ponto 14 e aumentou no ponto 15, sem significância para os dois pontos.

Tabela 16 - Valores das tensões residuais na ZAC em relação a L.M.A para a Amostra 2.

Pontos na ZAC	Tensão Residual (MPa)		L.M.A (°)	
	Como Soldada	Após VMR	Como Soldada	Após VMR
7	198,7	204,8 ↑	1,6332	1,5250 ↓
8	81,1	55,8 ↓	1,4728	1,4234 ↓
14	133,8	194,7 ↑	1,6750	1,6141 ↓
15	196,2	218,1 ↑	1,6367	1,6917 ↑

A Figura 74 exibe o comportamento entre a L.M.A e as tensões residuais após a vibração. As tensões quanto a L.M.A tiveram o mesmo padrão de comportamento, exceto o ponto 12. No ponto 8 as tensões residuais e a L.M.A reduziram, logo, o mecanismo que aliviou as tensões foi o mesmo para a Amostra 1.

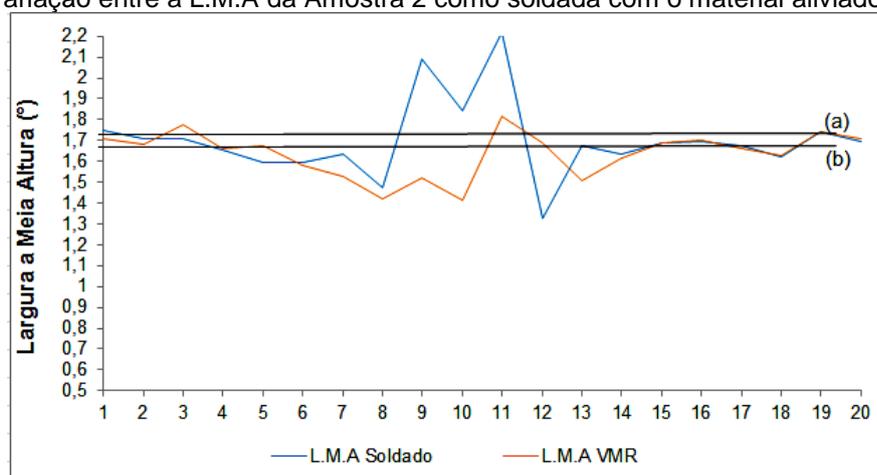
Figura 74 - Comparação entre as tensões residuais e a L.M.A do pico de difração na Amostra 2.



Fonte: Autor.

A Figura 75 mostra a variação entre a L.M.A do material como soldado com a L.M.A do alívio de tensões por vibração mecânica ressonante.

Figura 75 - Variação entre a L.M.A da Amostra 2 como soldada com o material aliviado por VMR.



Fonte: Autor.

A variação média da L.M.A foi menor em 3,83% após o alívio por VMR. No ponto 7 a redução foi de 6,63% ficando maior que a média. Nos pontos 8 e 14 as reduções da L.M.A foram de 1,38% e 3,35% e para o ponto 15 a L.M.A apresentou o mesmo valor para as duas condições analisadas.

4.4. REMOÇÃO DE CAMADAS POR DECAPAGEM ELETROQUÍMICA

A Tabela 17 apresenta o resultado das medidas feitas para obter a profundidade média da camada removida. A Tabela 18 e a Tabela 19 mostram os valores das tensões residuais medidos sem a remoção e depois da remoção de camadas e após a correção dos valores para as Amostras 0 e 7, respectivamente.

Tabela 17 – Profundidade média da camada removida em cada chapa após a decapagem.

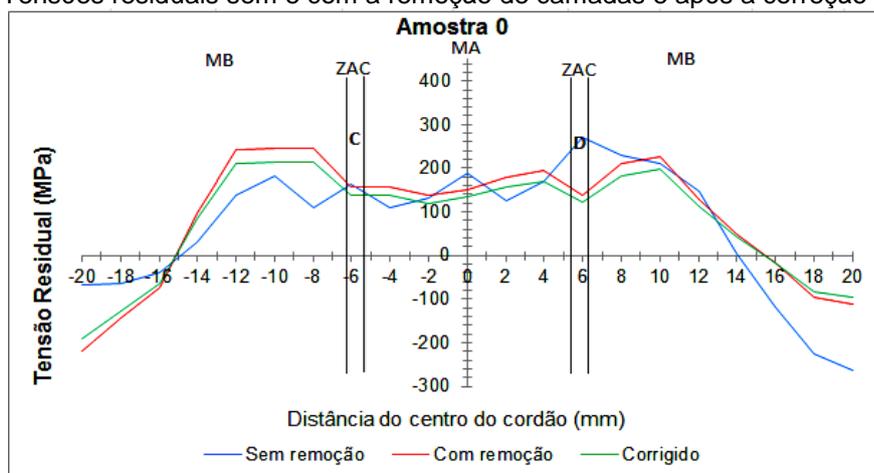
	Medidas em micrometros					Média	Desvio Padrão
	1	2	3	4	5		
Amostra 0	25	32	29	34	34	30,8	3,04
Amostra 7	27	31	29	32	34	30,6	2,08

Tabela 18 – Valores corrigidos após remoção de camadas na Amostra 0.

Amostra 0			
	Sem remoção	Com remoção	Valores corrigidos
Tensão (MPa) medida por DRX	-67,10	-218,60	-191,67
	-63,20	-143,50	-125,82
	-37,70	-72,20	-63,30
	30,80	96,60	84,70
	139,50	242,10	212,27
	181,50	245,50	215,25
	109,10	245,50	215,25
	164,20	156,40	137,13
	109,30	155,90	136,69
	132,40	137,10	120,21
	189,70	152,30	133,54
	126,60	180,60	158,35
	168,40	194,70	170,71
	271,20	139,00	121,88
	229,50	209,70	183,86
	210,30	227,60	199,56
	147,50	129,50	113,55
	3,90	50,40	44,19
	-118,40	-17,50	-15,34
	-224,90	-94,40	-82,77
-263,10	-110,20	-96,62	

O gráfico da Figura 76 ilustra o comportamento das tensões residuais antes e após a remoção de camadas e a diferença após a correção das tensões para a Amostra 0. Observa-se nas Figuras 76 e 77 uma maior uniformidade na alteração das tensões quando se retira material. As tensões residuais, nas duas amostras, variaram mais nas regiões próximas da ZAC e menos no cordão de solda.

Figura 76 – Tensões residuais sem e com a remoção de camadas e após a correção na Amostra 0.



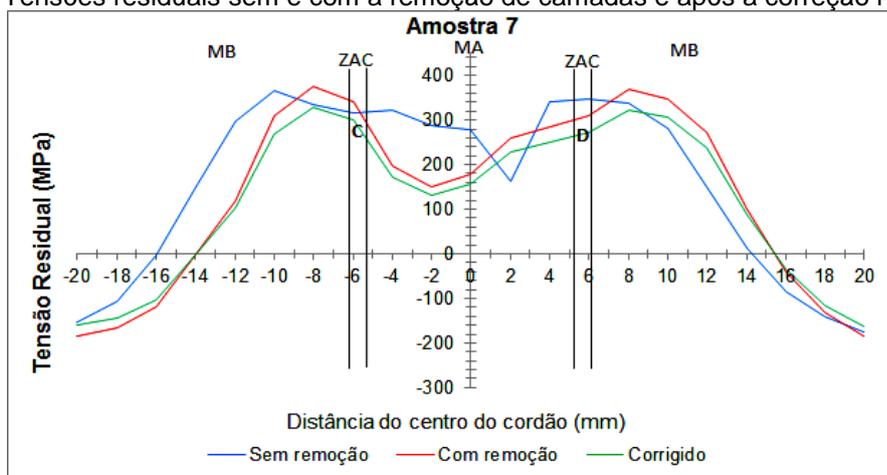
Fonte: Autor.

Tabela 19 – Valores corrigidos das tensões após remoção de camadas na Amostra 7.

Amostra 7			
	Sem remoção	Com remoção	Valores corrigidos
Tensão (MPa) medida por DRX	-154,80	-183,10	-160,69
	-105,30	-164,80	-144,63
	-1,90	-119,30	-104,70
	145,50	-4,40	-3,86
	296,70	117,60	103,21
	366,20	308,30	270,56
	334,30	375,80	329,80
	316,70	341,50	299,70
	321,00	195,70	171,75
	286,80	151,30	132,78
	277,70	178,90	157,00
	162,70	258,50	226,86
	340,20	284,00	249,24
	347,60	310,00	272,06
	339,00	368,30	323,22
	281,90	347,80	305,23
	151,10	271,10	237,92
12,60	100,30	88,02	
-84,90	-39,50	-34,67	
-140,40	-130,40	-114,44	
-174,90	-185,30	-162,62	

A Figura 77 mostra o gráfico representando o comportamento das tensões residuais antes e após a remoção de camadas e a diferença após a correção das tensões para a Amostra 7. Para Fitzpatrick *et al* (2005), a remoção de camadas induz tensões residuais, alterando o campo de tensões original da superfície.

Figura 77 - Tensões residuais sem e com a remoção de camadas e após a correção na Amostra 7.



Fonte: Autor.

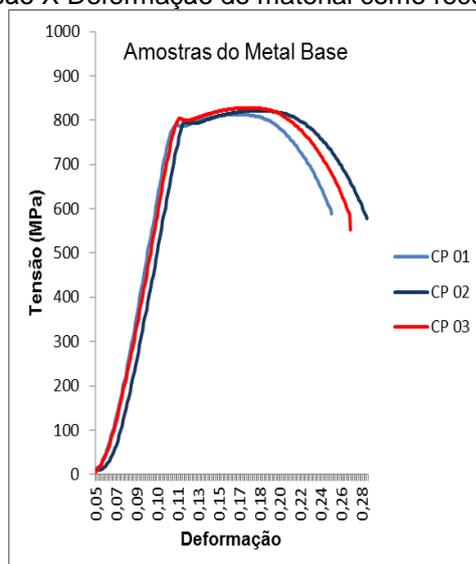
4.5. ENSAIO DE TRAÇÃO

A Tabela 20 apresenta os valores para a tensão limite de escoamento, tensão limite de resistência e para o percentual de alongamento médio dos 3 CPs ensaiados para o material como recebido. A Figura 78 mostra o gráfico de Tensão X Deformação.

Tabela 20 - Valores em MPa do ensaio de tração para os corpos de prova do material como recebido.

Amostras do Metal Base	CP 01	CP 02	CP 03	Tensão Média	Desvio Padrão	Alongamento Médio
Tensão limite escoamento	788,00	794,00	800,00	794,00	4,00	18,95%
Tensão limite de resistência	812,86	821,39	827,62	820,62	5,18	

Figura 78 – Gráfico de Tensão X Deformação do material como recebido do aço Domex 700 MC.



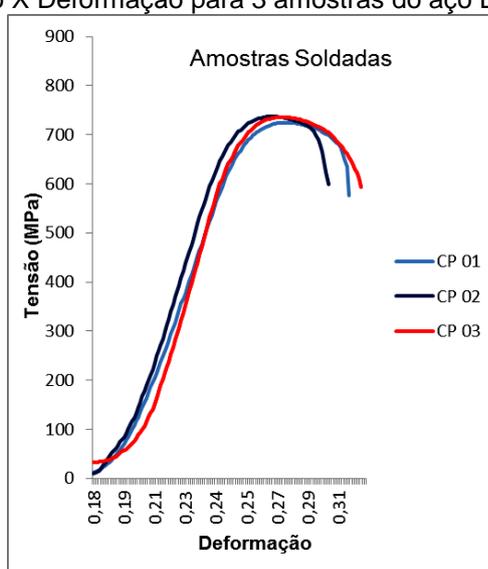
Fonte: Autor.

A Tabela 21 mostra os valores dos 3 corpos de prova ensaiados para o material somente soldado e a Figura 79 apresenta o gráfico de Tensão X Deformação resultante do ensaio de tração.

Tabela 21 - Valores em MPa do ensaio de tração para os corpos de prova somente soldados.

Amostras Soldadas	CP 01	CP 02	CP 03	Tensão Média	Desvio Padrão	Alongamento Médio
Tensão limite escoamento	662,97	663,73	647,64	658,11	6,98	9,88%
Tensão limite de resistência	724,87	737,00	736,07	732,65	5,18	

Figura 79 - Gráfico de Tensão X Deformação para 3 amostras do aço Domex 700 MC como soldadas.



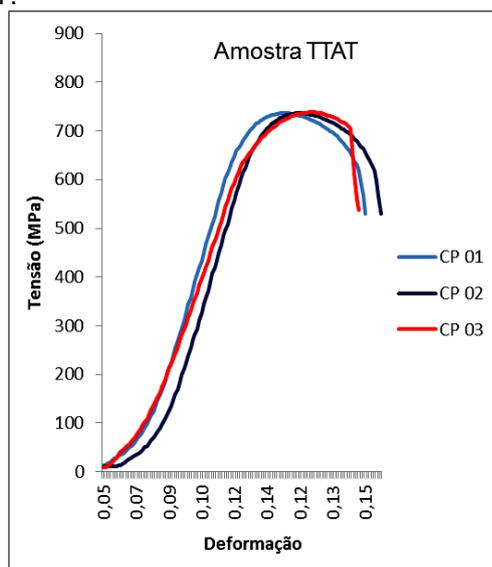
Fonte: Autor.

A Tabela 22 apresenta os valores médios para a tensão limite de escoamento, tensão limite de resistência e o alongamento médio para a amostra soldada e aliviada por TTAT. A Figura 80 mostra o gráfico de Tensão X Deformação.

Tabela 22 - Valores em MPa do ensaio de tração para as amostras soldadas e aliviadas por TTAT.

Amostras Tratadas- TTAT	CP 01	CP 02	CP 03	Tensão Média	Desvio Padrão	Alongamento Médio
Tensão limite escoamento	648,28	659,86	647,81	651,98	5,25	6,15%
Tensão limite de resistência	736,09	736,09	737,91	736,69	0,81	

Figura 80 - Gráfico de Tensão X Deformação para 3 amostras do aço Domex 700 MC soldadas e aliviadas por TTAT.



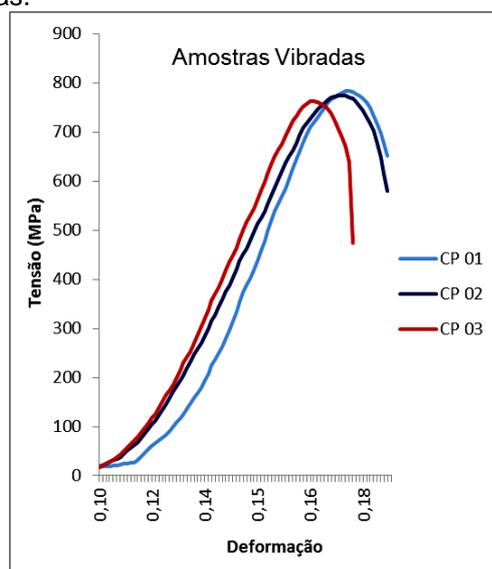
Fonte: Autor.

A Tabela 23 exibe os valores para os 3 corpos de prova soldados e vibrados, enquanto que o gráfico de Tensão X Deformação é apresentado na Figura 81.

Tabela 23 - Valores em MPa do ensaio de tração para os corpos de prova soldados e vibrados.

Amostras Vibradas	CP 01	CP 02	CP 03	Tensão Média	Desvio Padrão	Alongamento Médio
Tensão limite escoamento	719,77	711,98	741,65	724,47	11,45	4,39%
Tensão limite de resistência	783,25	748,93	762,24	764,80	12,29	

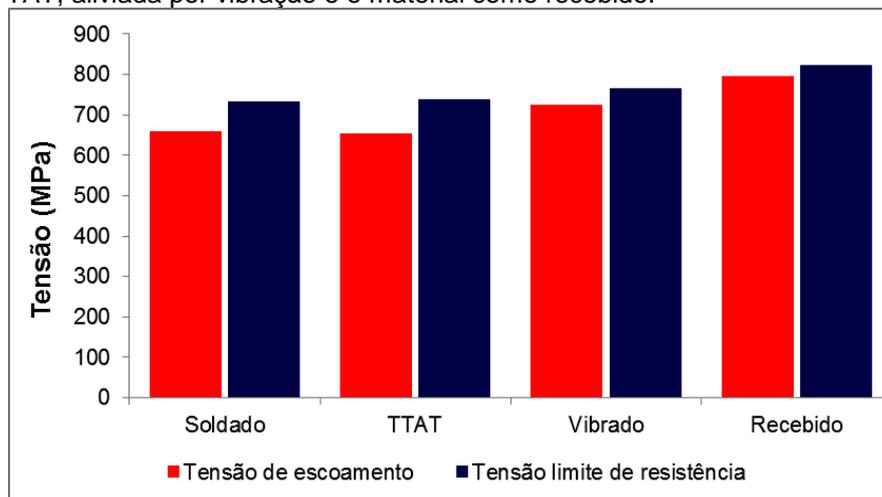
Figura 81 - Gráfico de Tensão X Deformação convencional para 3 amostras do aço Domex 700 MC soldadas e vibradas.



Fonte: Autor.

Figura 82 compara os resultados médios das tensões de escoamento e limite de resistência nas condições ensaiadas: material como recebido, como soldado e as amostras aliviadas por TTAT e por vibração mecânica ressonante.

Figura 82 – Tensões de escoamento e limite de resistência nas condições como soldada, aliviada por TTAT, aliviada por vibração e o material como recebido.



Fonte: Autor.

4.6. ENSAIO DE DOBRAMENTO

Este ensaio forneceu uma indicação qualitativa da ductilidade na junta soldada. A Figura 83 exibe os corpos de prova dobrados e, exceto o CP soldado S3, Figura 84, e o CP tratado termicamente T3, Figura 85, todos os ângulos de dobra ficaram entre 173° e 175° , indicando uma ótima ductilidade na face da junta soldada.

Figura 83 – Corpos de prova, nas condições avaliadas, após o ensaio de dobramento.



Fonte: Autor.

As Figuras 84, 85 e 86 mostram as juntas soldadas nas condições avaliadas. Os CPs S3, Figura 84, e T3, Figura 85, foram desqualificados por gerar trincas superiores a 3,2 mm.

Figura 84 – Detalhamento da face dobrada dos corpos de prova S1, S2 e S3 somente soldados.



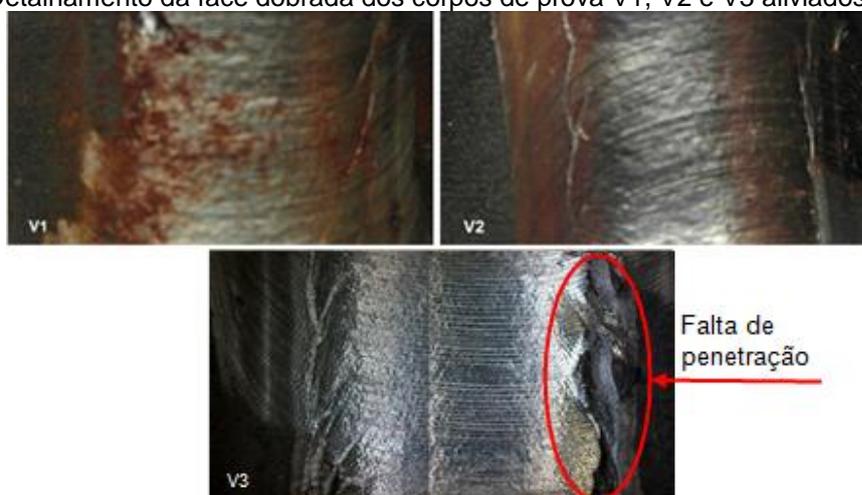
Fonte: Autor.

Figura 85 – Detalhamento da face dobrada nos corpos de prova T1, T2 e T3 aliviados termicamente.



Fonte: Autor.

Figura 86 - Detalhamento da face dobrada dos corpos de prova V1, V2 e V3 aliviados por vibração.



Fonte: Autor.

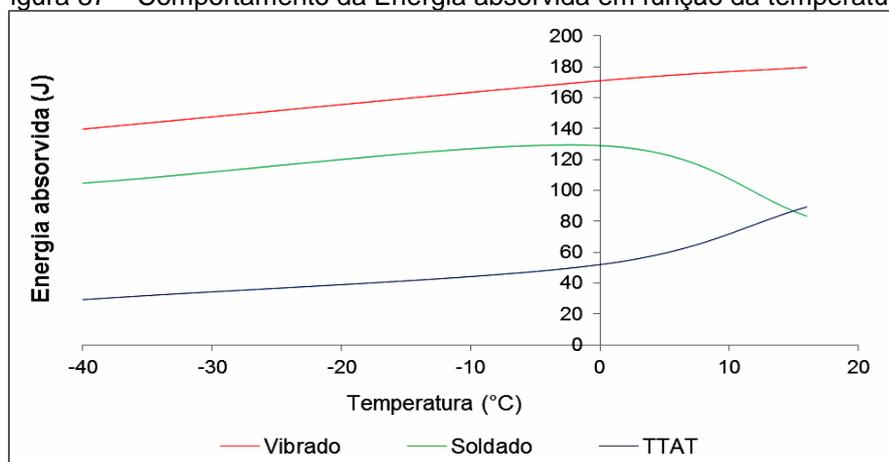
4.7. ENSAIOS DE TENACIDADE AO IMPACTO CHARPY-V

O resultado médio, desvio padrão (DP) e coeficiente de variação (CV) das energias absorvidas, nas 3 temperaturas ensaiadas, são mostrados na Tabela 24. As curvas de transição dúctil-frágil da amostra como soldada e das amostras aliviadas por TTAT e por VMR estão plotadas no gráfico da Figura 87.

Tabela 24 – Energia total média absorvida nos ensaios Charpy-V para as três condições ensaiadas.

Condição	Corpo de Prova	Energia absorvida (J) X Temperatura (°C)											
		-40°C	Média	DP	CV	0°C	Média	DP	CV	16°C	Média	DP	CV
Soldado	3 x S1	105				11				92			
	3 x S2	114	104,6	6,44	6,15	14	129,0	12,00	9,30	83	83,33	5,78	6,93
	3 x S3	95				12				75			
TTAT	3 x T1	35				66				93			
	3 x T2	8	29,33	14,22	48,48	67	52,00	19,33	37,17	91	89,33	3,56	3,98
	3 x T3	45				23				84			
Vibrado	3 x V1	179				217				175			
	3 x V2	98	139,6	27,78	19,88	153	171,0	30,67	17,93	186	179,6	4,22	2,35
	3 x V3	142				143				178			

Figura 87 – Comportamento da Energia absorvida em função da temperatura.

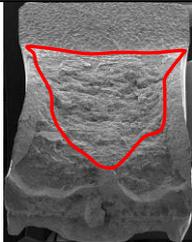
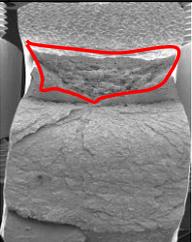
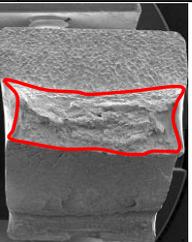
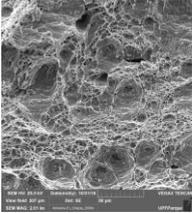
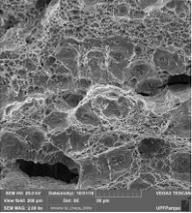
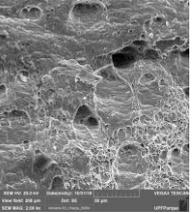
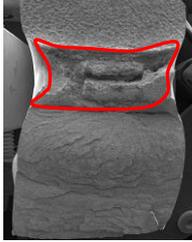
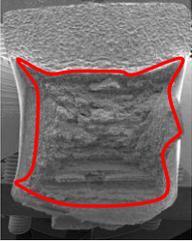
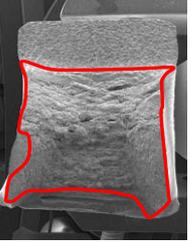
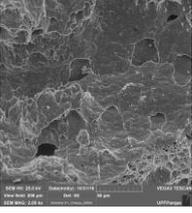
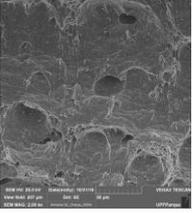
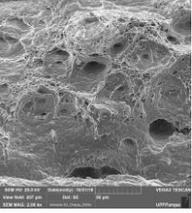
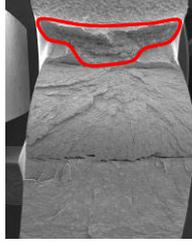
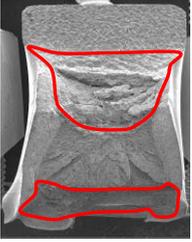
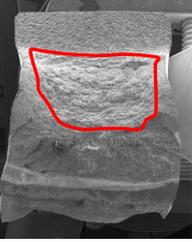
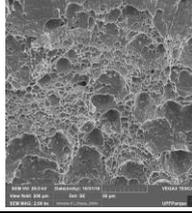
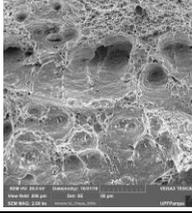
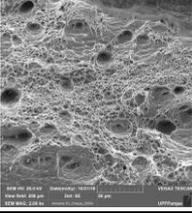


Fonte: Autor.

Análise fractográfica na superfície da fratura no ensaio Charpy-V

Concluído o ensaio de impacto, as amostras foram submetidas à análise fractográfica, com ampliações de 40 e 2000X, relacionando a falha com suas respectivas energias absorvidas. A Tabela 25 compara as fractografias a partir das amostras como soldadas, nas 3 temperaturas, onde as regiões dúcteis, demarcadas, apresentam maior rugosidade.

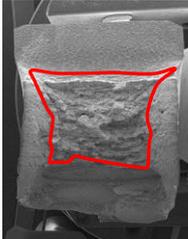
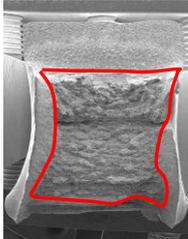
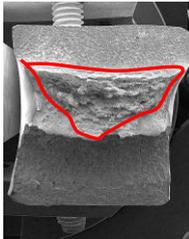
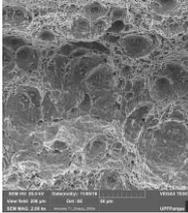
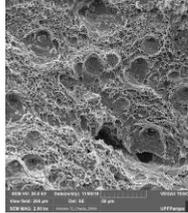
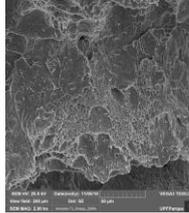
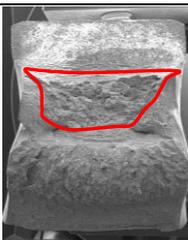
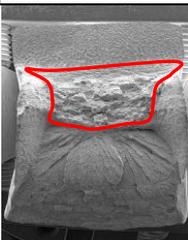
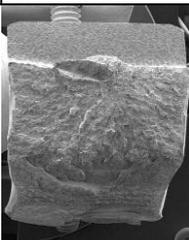
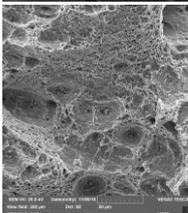
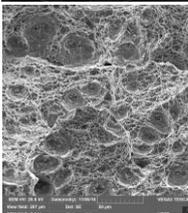
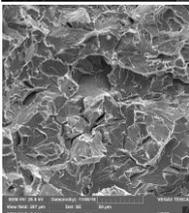
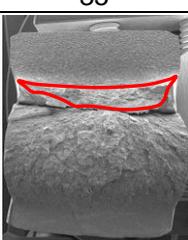
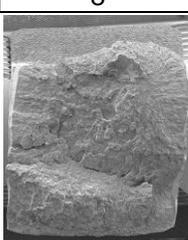
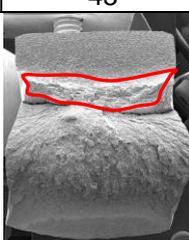
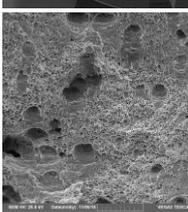
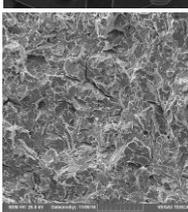
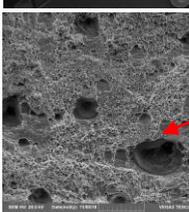
Tabela 25 – Comparação das fractografias do ensaio Charpy nas amostras como soldadas.

Corpo de Prova		S1	S2	S3	
Energia (J)		92	83	75	
Temperatura (°C)	Ambiente (16°C)	40X			
		2000X			
	0°C	40X			
		2000X			
	-40°C	40X			
		2000X			
Energia (J)		115	147	125	

As imagens ampliadas 40X dos corpos de prova S2 e S3 a 16°C, S1 e S2 a 0°C e S1, S2 e S3 a -40°C, apresentaram delaminação na fratura. As imagens ampliadas 2000X mostram a nucleação de microcavidades que cresciam ou diminuían de tamanho em função da energia absorvida maior ou menor.

A Tabela 26, mostra as imagens fractográficas relativas às amostras que foram submetidas, depois de soldadas, ao tratamento térmico de alívio de tensões.

Tabela 26 - Comparação das fractografias do ensaio Charpy nas amostras tratados termicamente.

Corpo de Prova		T1	T2	T3	
Energia (J)		93	91	84	
Temperatura (°C)	Ambiente (16°C)	40X			
		2000X			
	0°C	40X			
		2000X			
	-40°C	40X			
		2000X			
Energia (J)		66	67	23	
Energia (J)		35	8	45	

Nas análises fractográficas ampliadas 2000X, é possível notar a existência de microvazios que coalesceram, na sua grande maioria, com pequeno diâmetro, caracterizando diminuição da ductilidade. Para alguns corpos de prova, como o T3 a 0°C e o T2 a -40°C, a fratura foi governada por clivagem, justificada pelos baixos valores de energia absorvida, 23 J e 8 J, respectivamente.

Outro aspecto a ser considerado é a presença, na fractografia do corpo de prova T3 a -40°, de alguns microvazios com tamanhos próximos a 20 vezes o tamanho médio da maioria das microcavidades originadas na fratura. Estas apresentam um filme de aparência frágil, indicado pela seta, que recobre toda a extensão da borda da microcavidade. Existe, também, a presença destes filmes frágeis, alguns em forma de agulhas, em locais próximos a estes microvazios.

Na Tabela 27, as fractografias são relativas às amostras submetidas ao alívio de tensões por VMR. Nas fractografias ampliadas 40X as áreas com características dúcteis exibem grande deformação lateral. A delaminação ocorreu na maioria dos corpos de prova, independente da temperatura na qual foram ensaiados.

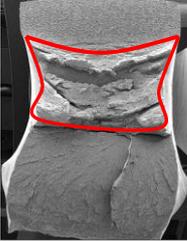
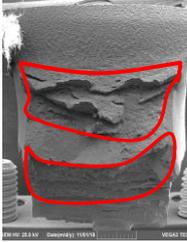
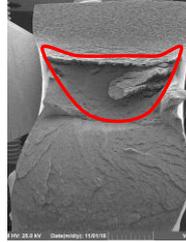
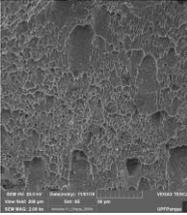
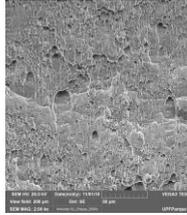
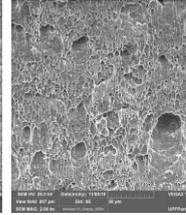
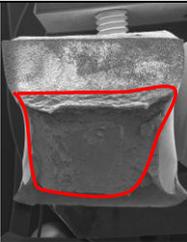
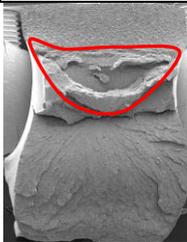
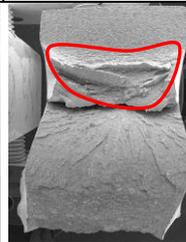
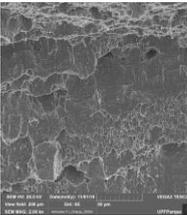
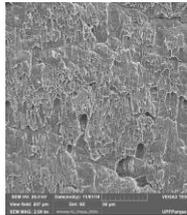
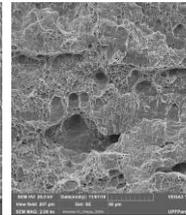
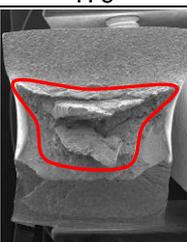
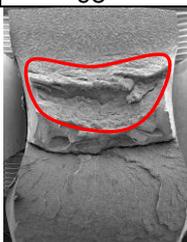
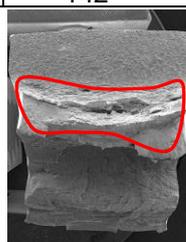
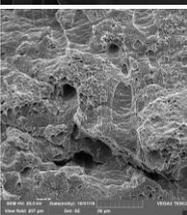
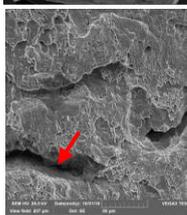
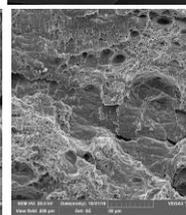
No início da falha, são observadas características indicando a presença de regiões com ductilidade, identificadas nas imagens pelas áreas contornadas por linhas, as outras regiões apresentam fratura frágil.

Considerando as imagens fractográficas ampliadas 2000X, é possível notar que os microvazios se originaram e cresceram orientados na direção longitudinal ao desenvolvimento da fratura, enquanto que o coalescimento das microcavidades ocorreu na direção transversal.

Os valores de energia absorvida resultantes dos ensaios de impacto das amostras aliviadas por vibração, apresentaram fratura dúctil nas áreas demarcadas para todas as temperaturas ensaiadas.

Analisando a fratura dos corpos de prova exibidos na Tabela 27, não foi observada a presença de filmes frágeis. A exceção está presente no V2 a -40°C, indicada pela seta, onde a energia absorvida de 98 J foi a menor encontrada entre os corpos de prova submetidos ao ensaio de tenacidade ao impacto, quando tensões residuais foram aliviadas por VMR. A trinca que se formou pelo crescimento e coalescimento de microvazios, mostra na sua borda uma região lisa caracterizando como zona de fragilidade.

Tabela 27 - Comparação das fractografias do ensaio Charpy nas amostras vibradas.

Corpo de Prova		V1	V2	V3	
Energia (J)		175	186	178	
Temperatura (°C)	Ambiente (16°C)	40X			
		2000X			
	0°C	40X			
		2000X			
	-40°C	40X			
		2000X			
Energia (J)		217	153	143	
Energia (J)		179	98	142	

4.8. ENSAIO DE TENACIDADE À FRATURA – CTOD

A Tabela 28 apresenta os dados do material para calcular o CTOD nas três condições, como soldado, aliviado por TTAT e aliviado por VMR.

Tabela 28 – Dados do aço Domex 700 MC para o cálculo do CTOD.

Dados do Material	Condição		
	Soldado	TTAT	Vibrado
Módulo de Elasticidade (E) [MPa]	220264	220264	220264
Limite de Escoamento, (σ_{YS} ou $R_{p0,2}$) [MPa]	610,65	632,45	687,91
Limite de Resistência, (σ_{UTS} ou R_m) [MPa]	732,65	732,86	732,54
Coeficiente de Poisson (ν)	0,28	0,28	0,28
Tipo de material	ZTA	ZTA	ZTA

A Tabela 29 exhibe os critérios para validação do ensaio tendo como base o tamanho da trinca a_0 . Os corpos de prova S3 e V1 não cumpriram as condições estabelecidas pela norma BS 7448, o primeiro não gerou a pré-trinca e o segundo ficou com o percentual de variação superior a 20% entre a menor e a maior medida ultrapassando o limite aceitável para a região da ZAC.

Tabela 29 – Condições para validação do ensaio CTDO com base no tamanho da trinca a_0 .

Condição	Corpo de Prova	Condição a_0/W		Condição - Medida da trinca a_0		
		a_0/W	Validação a_0/W	Média	Variação (%)	Validação
Soldado	S1	0,686	Sim	6,49	12,26	Sim
	S2	0,541	Sim	5,11	8,43	Sim
	S3		Não			Não
	S4	0,544	Sim	5,15	12,93	Sim
	S5	0,594	Sim	5,63	19,88	Sim
TTAT	T1	0,538	Sim	5,12	10,63	Sim
	T2	0,646	Sim	6,15	10,03	Sim
	T3	0,508	Sim	4,89	9,16	Sim
	T4	0,525	Sim	5,03	7,99	Sim
	T5	0,541	Sim	5,21	10,36	Sim
Vibrado	V1	0,495	Sim	4,67	23,69	Não
	V2	0,488	Sim	4,60	2,87	Sim
	V3	0,570	Sim	5,35	17,61	Sim
	V4	0,523	Sim	4,92	6,16	Sim
	V5	0,546	Sim	5,14	7,57	Sim

O resultado dos ensaios CTDO, Tabela 30, são calculados a partir dos dados medidos pela máquina de ensaio e pelo extensômetro de fratura, e assim são geradas curvas (Figura 89), de força aplicada versus abertura do extensômetro.

Os ensaios de CTOD das amostras vibradas apresentaram, na sua maioria, os maiores valores. As amostras tratadas termicamente T1 e T2 tiveram os maiores valores nesta condição, entretanto a T2, T3 e T4 ficaram com os valores abaixo da amostra somente soldada S1, de acordo com a Tabela 30.

Tabela 30 – Resultado dos ensaios de CTOD nas condições avaliadas.

Região	Condição	CP	CTOD (mm)		
ZAC	Soldado	S1	0,177	 0,177	
		S5	0,019	 0,019	
	TTAT	T1	0,309	 0,309	
		T2	0,157	 0,157	
		T3	0,160	 0,160	
		T4	0,155	 0,155	
		T5	0,316	 0,316	
	Vibrado	V2	0,314	 0,314	
		V3	0,244	 0,244	
		V4	0,289	 0,289	
		V5	0,353	 0,353	
				0	

O corpo de prova S5 foi o que apresentou o menor valor. Este e os demais casos são tratados individualmente na análise fractográfica onde é comparado o comportamento da fratura com o gráfico da força versus abertura na ponta da trinca.

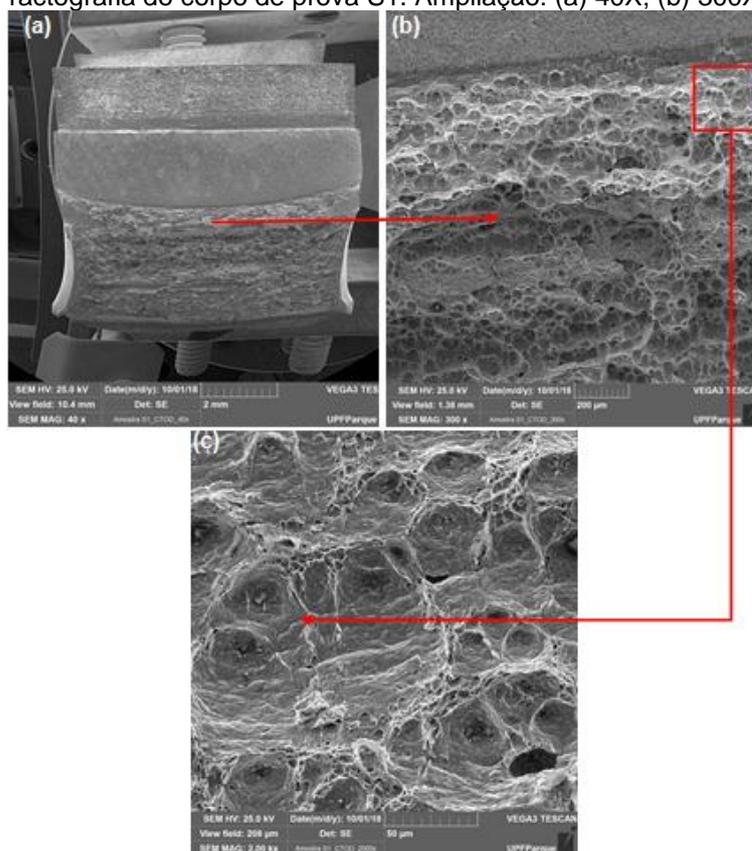
4.8.1 Avaliação fractográfica da superfície da fratura

4.8.1.1 Materiais soldados

Ao avaliar a fractografia dos materiais soldados, estes apresentaram condições heterogêneas em relação ao tipo de fratura. Não foi possível tratar os dados nos ensaios de CTOD dos corpos de prova S2 e S3, entretanto foi feita análise fractográfica para entender o porquê da impossibilidade de tratamento.

O corpo de prova S1, valor de CTOD igual a 0,177 mm, na Figura 88(a) exibe o aspecto geral da fratura. A Figura 88(b) é possível verificar uma região de grande coalescência identificando a direção da trinca que norteou o ensaio. Na Figura 88(c) foram observadas pequenas inclusões arredondadas e algumas com aspecto não uniforme tendendo para poligonal irregular que nuclearam microcavidades caracterizando uma fratura dúctil.

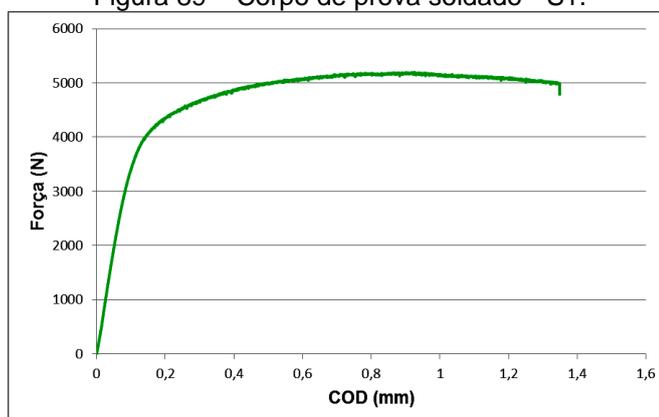
Figura 88 - Fractografia do corpo de prova S1. Ampliação: (a) 40X; (b) 300X e (c) 2000X.



Fonte: Autor.

O desenvolvimento uniforme da curva de Força versus COD, Figura 89, ilustra o comportamento da fratura durante o ensaio. A força máxima mediada foi de 5201,24 N e abertura na ponta da trinca V_p foi de 0,792 mm.

Figura 89 – Corpo de prova soldado - S1.

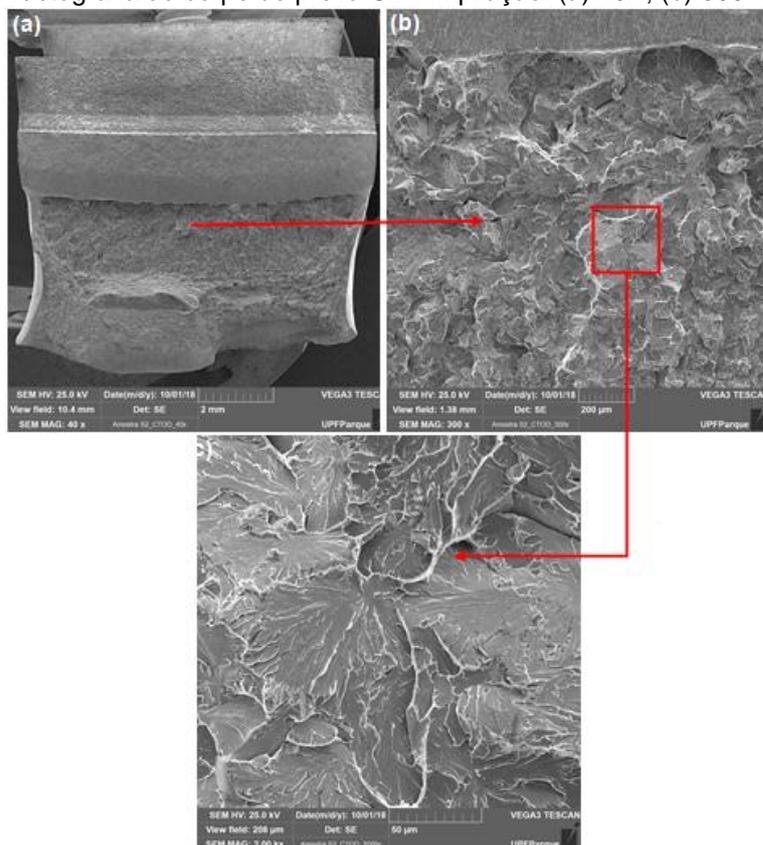


Fonte: Autor.

Os corpos de prova S2, Figura 90, e S3, Figura 91, produziram fraturas por clivagem em condições que não permitiram tratar as informações obtidas

impossibilitando calcular o CTOD. Na Figura 90 estima-se que o pop in foi logo no início do ensaio dificultando medir a abertura do extensômetro.

Figura 90 - Fractografia do corpo de prova S2. Ampliação: (a) 40X; (b) 300X e (c) 2000X.

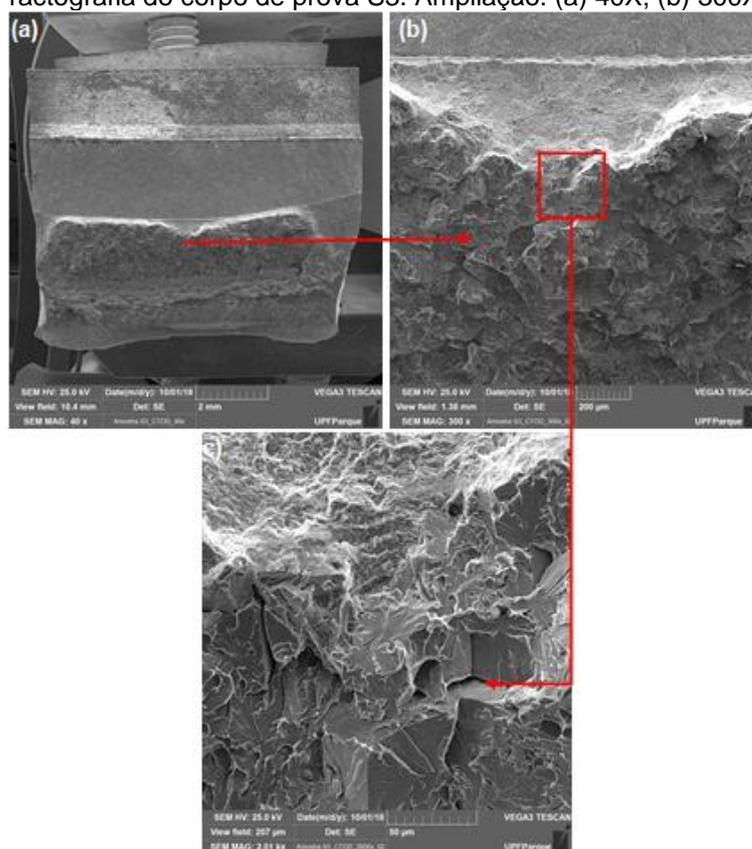


Fonte: Autor.

A Figura 91(a) apresentou uma fratura inicial com aspecto de baixa ductilidade sendo que nas laterais a fratura foi semelhante a uma falha por fadiga.

No centro da Figura 91(b), a fratura forma um “V” com características de baixa ductilidade, por apresentar microvazios de pequeno diâmetro e pouco profundos, no entanto, na Figura 91(c) a fratura aparece totalmente frágil. Provavelmente, o comportamento não uniforme na fratura das Figuras 90 e 91 impossibilitou chegar a um resultado no valor de CTOD, não gerando gráficos de Força versus COD.

Figura 91 - Fractografia do corpo de prova S3. Ampliação: (a) 40X; (b) 300X e (c) 2000X.



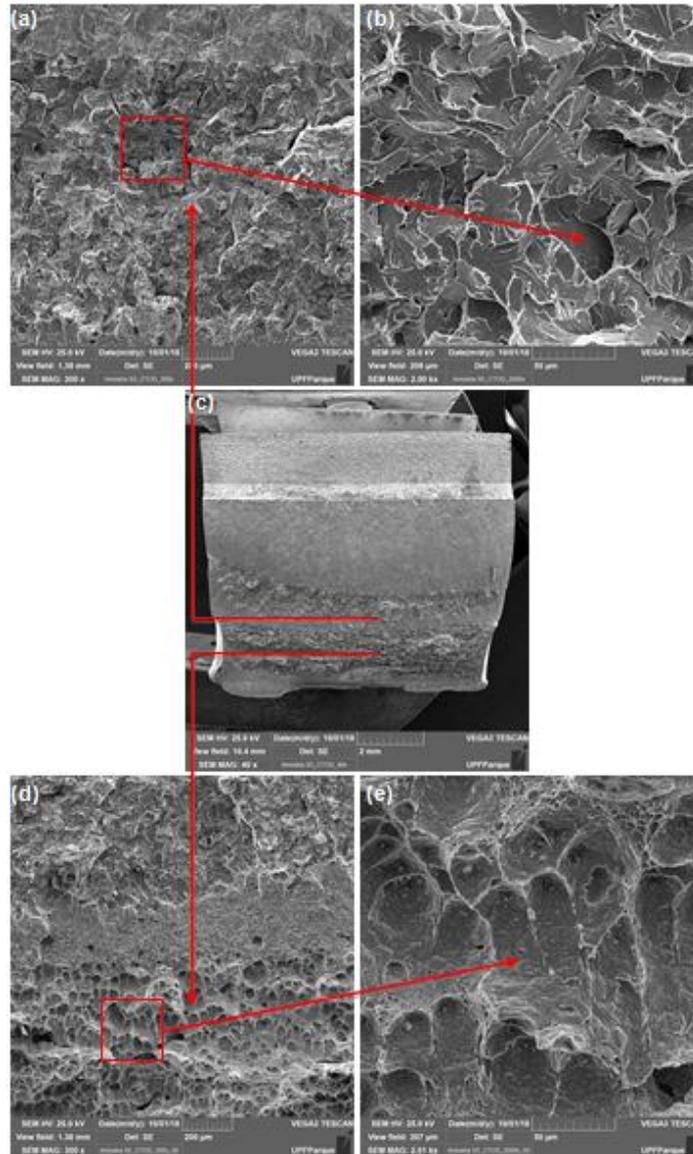
Fonte: Autor.

O corpo de prova S4 não abriu a pré-trinca e foi descartado. O S5 exibiu uma fratura totalmente frágil, por clivagem, Figura 92(a) e 92(b). A Figura 92(c) mostra o corpo de prova S5 com todas as suas partes desenvolvidas.

A Figura 92(d) exhibe o fim da fratura produzida pelo ensaio CTOD, cujo valor foi de 0,019 mm, e o início do rompimento total do corpo de prova. A Figura 92(e) apresenta o aspecto dúctil da fratura, na região rompida após o ensaio de CTOD, em função da presença de microvazios com pequenas inclusões de formas variadas.

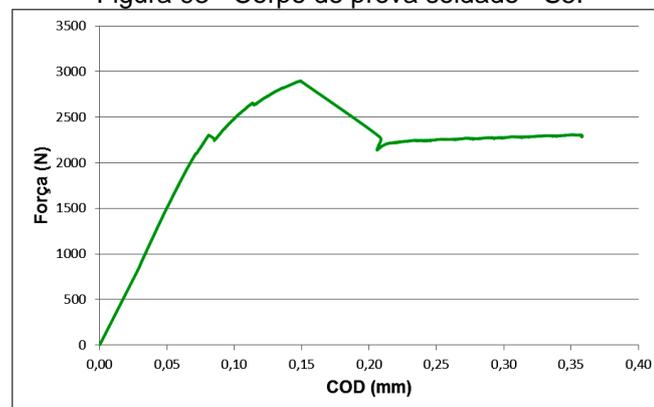
O desenvolvimento da curva de Força versus COD, Figura 93, apresenta pequenos pops in, antes de atingir a força máxima de 2898,94 N e com uma abertura na ponta da trinca, V_p , de 0,052 mm, a qual condiz com o comportamento frágil da fratura e o valor muito baixo de CTOD.

Figura 92 - Fractografia do corpo de prova S5. Ampliação: (a) 300X; (b) 2000X; (c) 40X; (d) 300X e (e) 2000X.



Fonte: Autor.

Figura 93 - Corpo de prova soldado - S5.

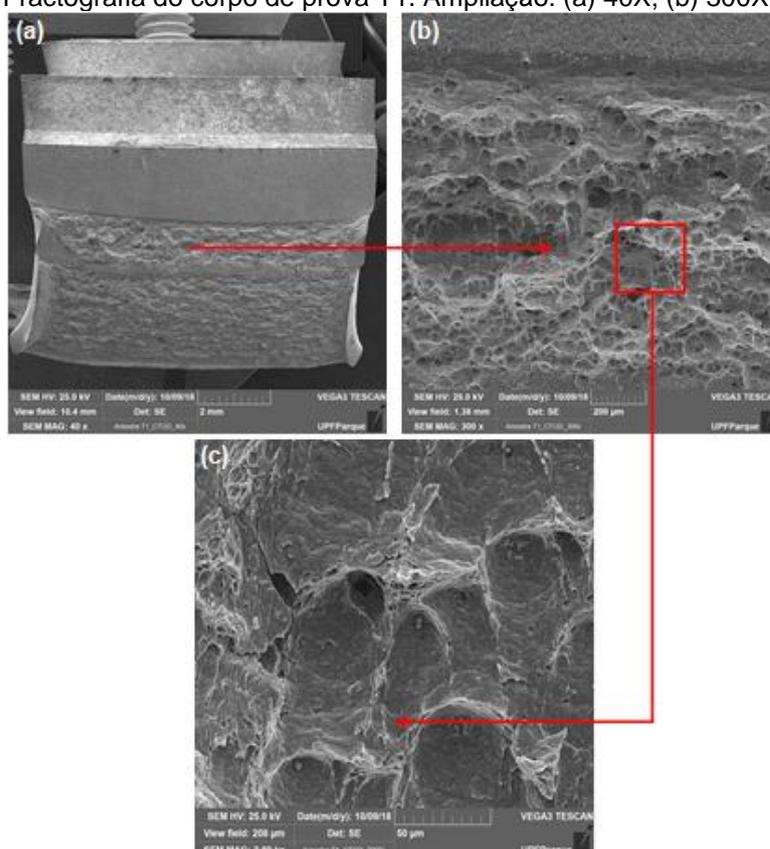


Fonte: Autor.

4.8.1.2 Materiais aliviados por tratamento térmico

O corpo de prova T1 foi soldado e posteriormente tratado termicamente para aliviar as tensões residuais, apresentando um valor de CTOD de 0,309 mm. A Figura 94(a) mostra uma fratura uniforme em toda a sua extensão. As Figuras 94(b) e 94(c) apresentam microvazios característicos da fratura dúctil com inclusões circulares de diâmetros variados e outras retangulares e poligonais. A propagação da trinca foi na direção perpendicular à aplicação da força.

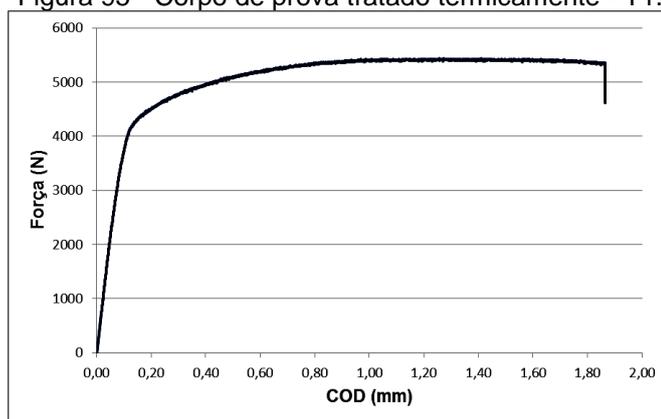
Figura 94 - Fractografia do corpo de prova T1. Ampliação: (a) 40X; (b) 300X e (c) 2000X.



Fonte: Autor.

O desenvolvimento da curva de Força versus COD, Figura 95, foi uniforme em toda a extensão, característica dos ensaios governados pela fratura dúctil. A força máxima foi de 5439,03 N, e a abertura na ponta da trinca foi 1,457 mm.

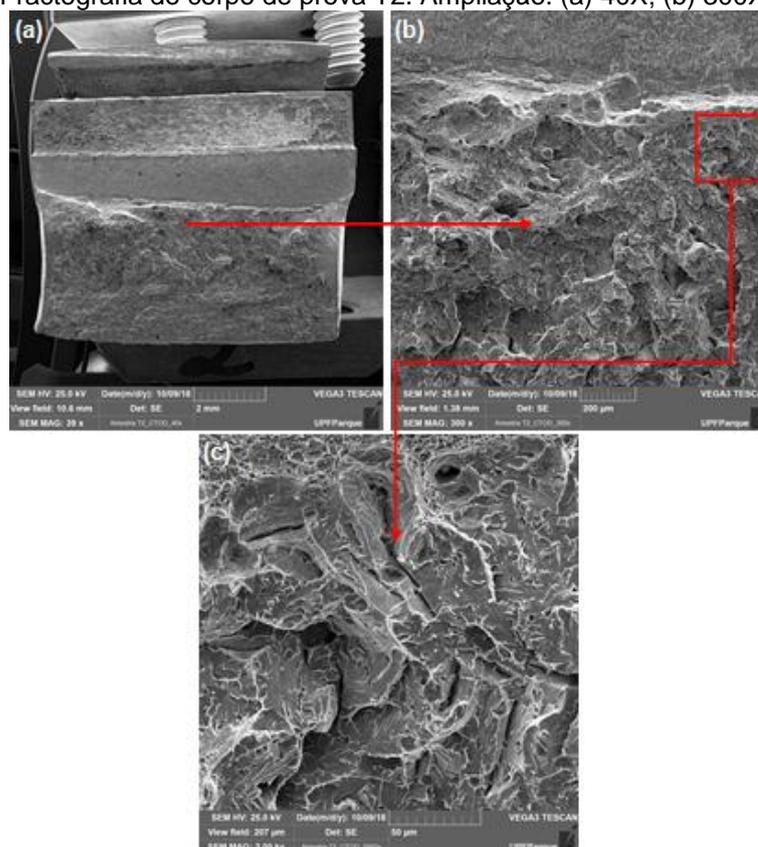
Figura 95 - Corpo de prova tratado termicamente - T1.



Fonte: Autor.

O corpo de prova T2 exibiu o valor do CTOD igual a 0,157 mm. A Figura 96(a) mostra uma fratura com regiões típicas caracterizadas por arrancamento de material.

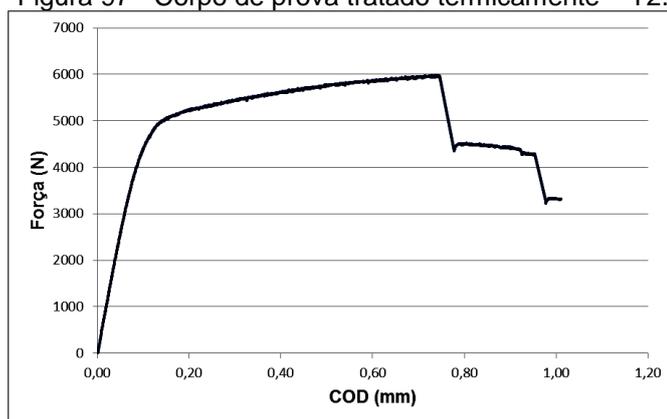
Figura 96 - Fractografia do corpo de prova T2. Ampliação: (a) 40X; (b) 300X e (c) 2000X.



Fonte: Autor.

A curva de Força versus COD, Figura 97, é uniforme até ocorrer uma queda brusca na força aplicada, finalizando o ensaio. A força máxima de 5987,02 N e abertura na ponta da trinca, V_p , de 0,625 mm, justificam a fragilidade da fratura.

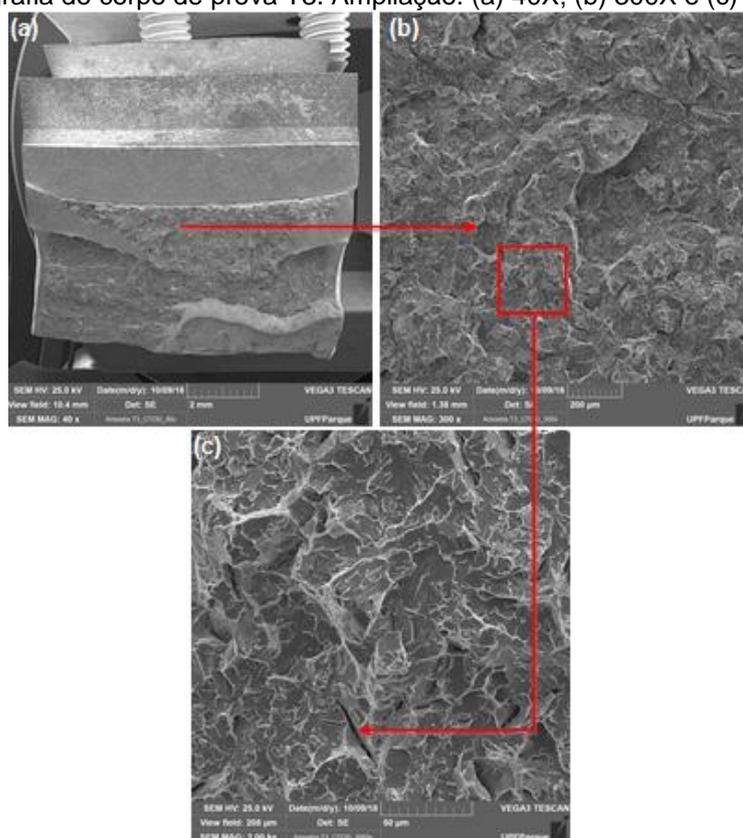
Figura 97 - Corpo de prova tratado termicamente – T2.



Fonte: Autor.

O corpo de prova T3, Figura 100, resultou um valor de CTOD de 0,160 mm. A Figura 98(a) mostra uma fratura com regiões laterais parecidas a falha por fadiga.

Figura 98 - Fractografia do corpo de prova T3. Ampliação: (a) 40X; (b) 300X e (c) 2000X.



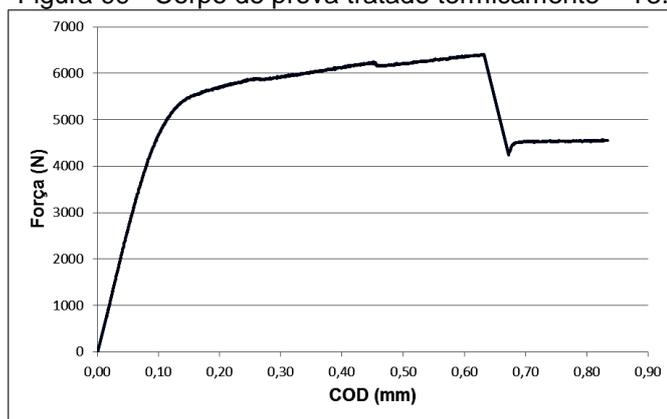
Fonte: Autor.

As Figuras 98(b) e 98(c) exibem, em toda a extensão, uma fratura frágil caracterizada por clivagem dos planos cristalinos. Poucas trincas e menores em

tamanho com relação ao T2 estão presentes e são posicionadas formando um ângulo na direção longitudinal à força aplicada no ensaio.

A curva de Força versus COD, Figura 99, apresenta pequenos pops in até ocorrer uma queda brusca na força culminando com o fim do ensaio. A força máxima atingiu 6407,67 N, com a abertura na ponta da trinca, V_p , igual a 0,511mm, justificando a fatura frágil encontrada na análise fractográfica.

Figura 99 - Corpo de prova tratado termicamente – T3.

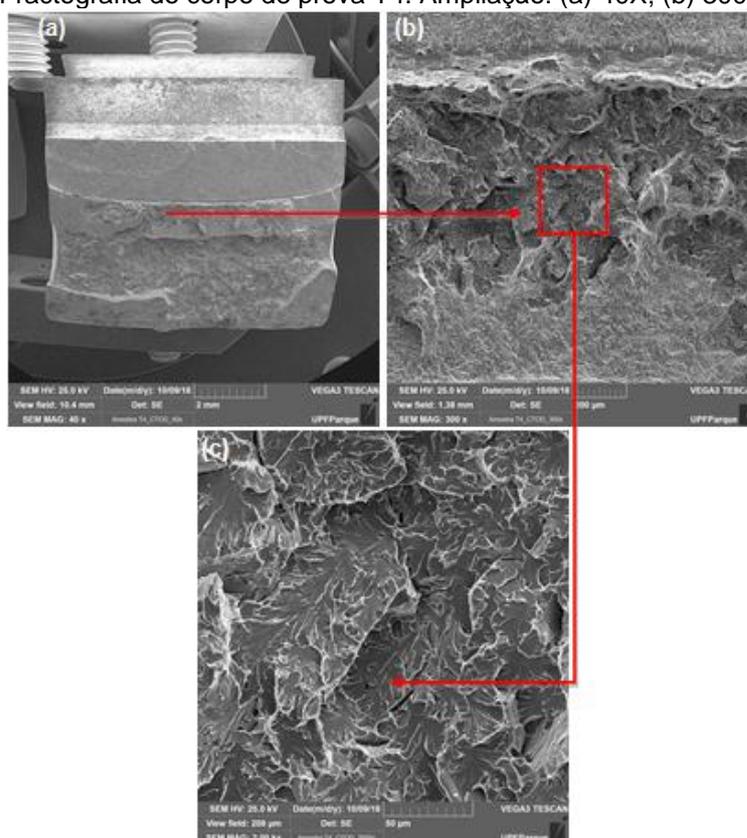


Fonte: Autor.

O CP T4 que apresentou um valor de CTOD de 0,155 mm. A Figura 100(a) mostra a aparência geral da fratura com as regiões laterais lisas aparentando uma falha por fadiga.

A Figura 100(b) caracteriza, em grande parte, clivagem dos planos cristalográficos, entretanto, bem no início e na lateral direita aparecem microvazios de pequenos diâmetros indicando nestes locais certa ductilidade. A Figura 100(c) exhibe, em toda a extensão, uma fratura totalmente frágil. As poucas trincas que aparecem estão posicionadas na direção longitudinal à força aplicada no ensaio.

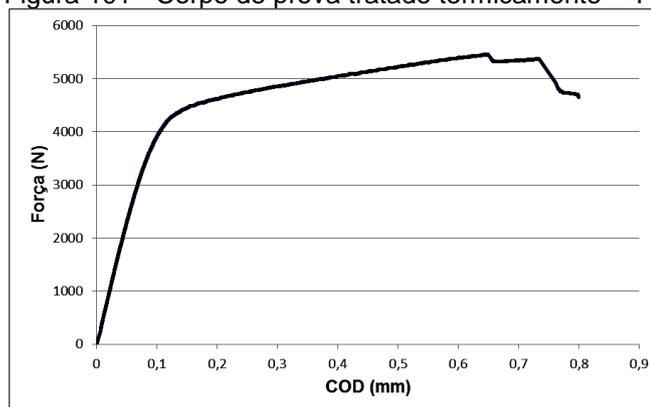
Figura 100 - Fractografia do corpo de prova T4. Ampliação: (a) 40X; (b) 300X e (c) 2000X.



Fonte: Autor.

A curva de Força versus COD, Figura 101, apresentou uma força máxima de 5454,11 N e a abertura na ponta da trinca, V_p , igual a 0,53 mm.

Figura 101 - Corpo de prova tratado termicamente – T4.

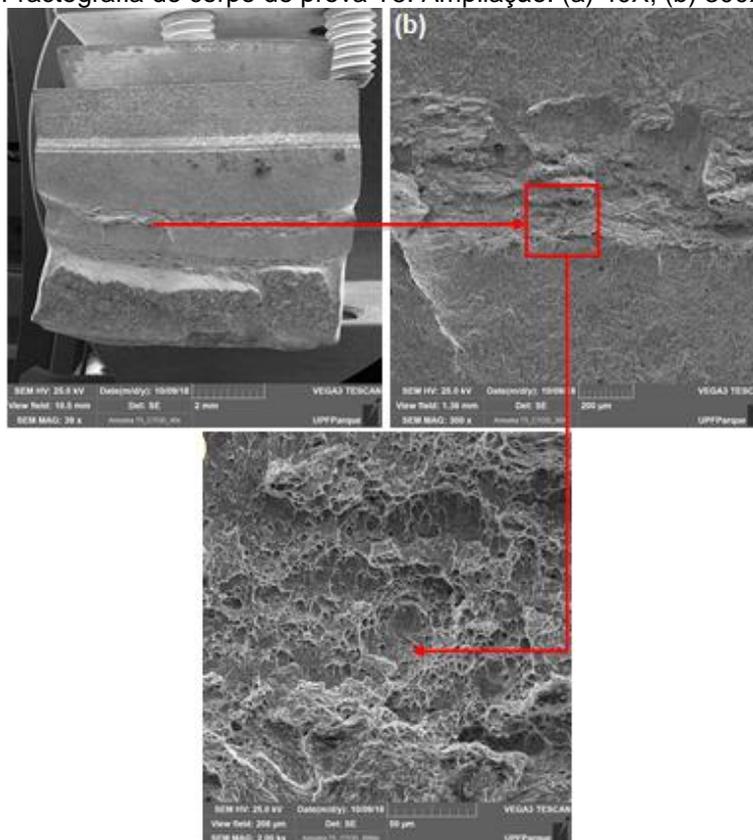


Fonte: Autor.

O CP T5, Figura 102, resultou um valor de CTOD igual a 0,316 mm. A Figura 102(a) exhibe o aspecto geral da fratura. A Figura 102(b) mostra uma fratura dúctil. A

Figura 102(c) detalha uma fratura por coalescência de microvazios com inclusões circulares no centro. As trincas aparecem transversalmente à força aplicada.

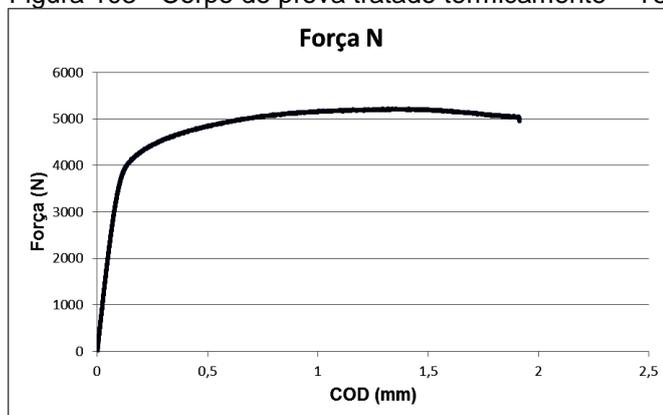
Figura 102 - Fractografia do corpo de prova T5. Ampliação: (a) 40X; (b) 300X e (c) 2000X.



Fonte: Autor.

A curva Força versus COD, Figura 103, é uniforme com a força máxima de 5221,64 N, e a abertura na ponta da trinca, V_p , igual a 1,191 mm.

Figura 103 - Corpo de prova tratado termicamente – T5.



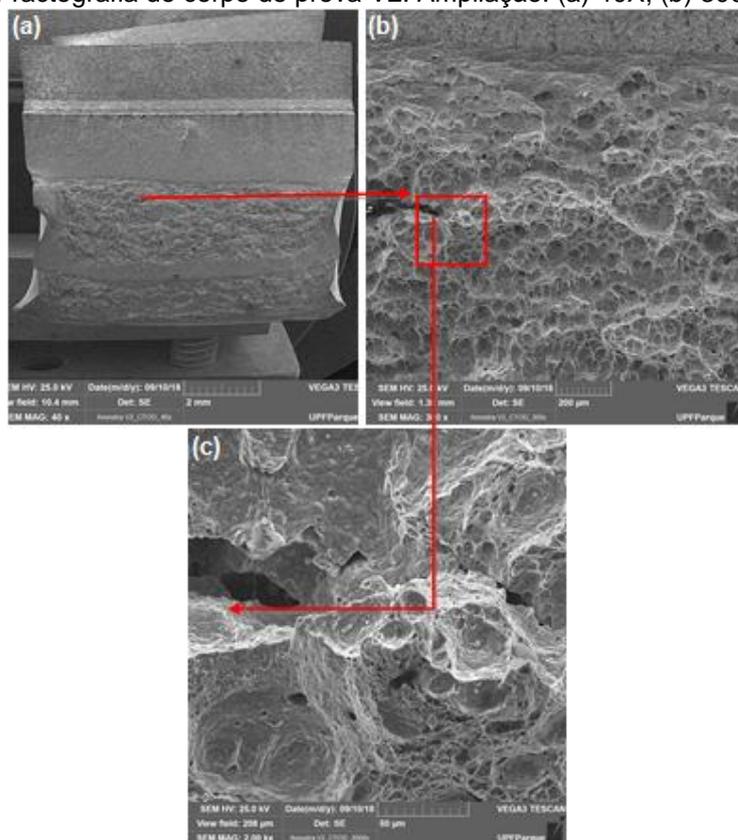
Fonte: Autor.

4.8.1.3 Materiais aliviados por vibração ressonante

O CP V2 apresentou o valor de CTOD igual a 0,314 mm. A Figura 104(a) exibe a aparência da fratura onde aparece o início e o fim do ensaio delimitado pelo fim da pré-trinca de fadiga e início do rompimento total do corpo de prova.

A Figura 104(b) mostra a natureza dúctil da fratura e seu crescimento na direção transversal à força aplicada. A Figura 104(c) exibe uma fratura por coalescência de microvazios com a presença de inclusões circulares e outras de formas poligonais em tamanhos diferentes. As microcavidades têm tamanhos variados sendo os maiores cercados por um rendilhado de pequenos microvazios.

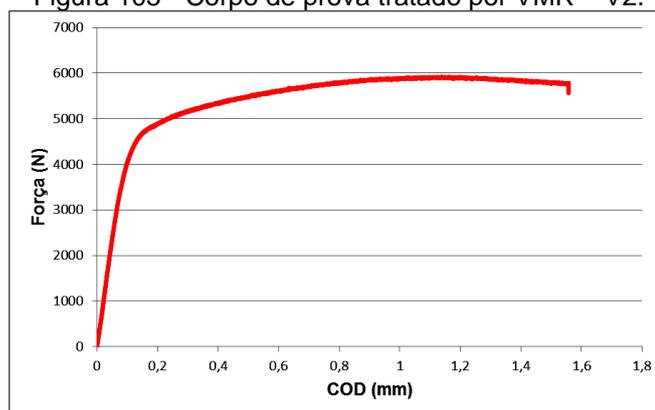
Figura 104 – Fractografia do corpo de prova V2. Ampliação: (a) 40X; (b) 300X e (c) 2000X.



Fonte: Autor.

A curva de Força versus COD, Figura 105, se apresenta uniforme e a força máxima foi de 5922,84 N com a abertura na ponta da trinca, V_p , de 1,012 mm.

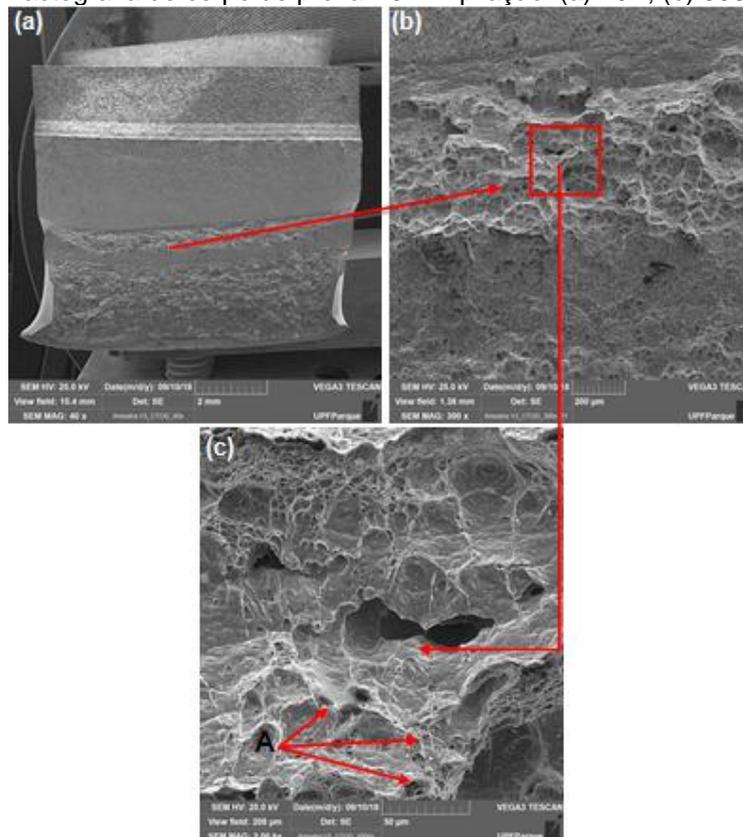
Figura 105 - Corpo de prova tratado por VMR – V2.



Fonte: Autor.

O CP V3 exibiu um valor de CTOD de 0,244 mm, o menor entre as amostras aliviadas por VMR. A Figura 106(a) exibe a aparência geral da fratura. A Figura 106(b) mostra uma fratura dúctil. A Figura 106(c) exibe a presença de microvazios com poucas inclusões poligonais muito pequenas. As inclusões têm aparência de filme com formato plano, indicadas pelas setas a partir do ponto A.

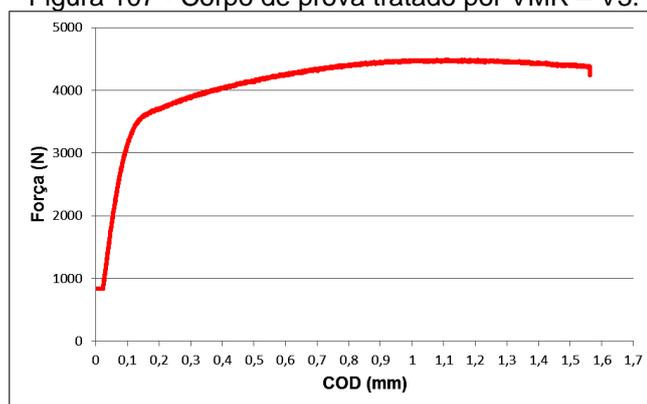
Figura 106 - Fractografia do corpo de prova V3. Ampliação: (a) 40X; (b) 300X e (c) 2000X.



Fonte: Autor.

Os microvazios têm dimensões homogêneas e as trincas são transversais à força aplicada. A curva de Força versus COD, Figura 107, apresenta uma força máxima de 4490,47 N, 31,9% menor que a do V2. A abertura na ponta da trinca, V_p , igual a 0,986 mm, levemente menor que no V2, contudo a região da fratura é maior.

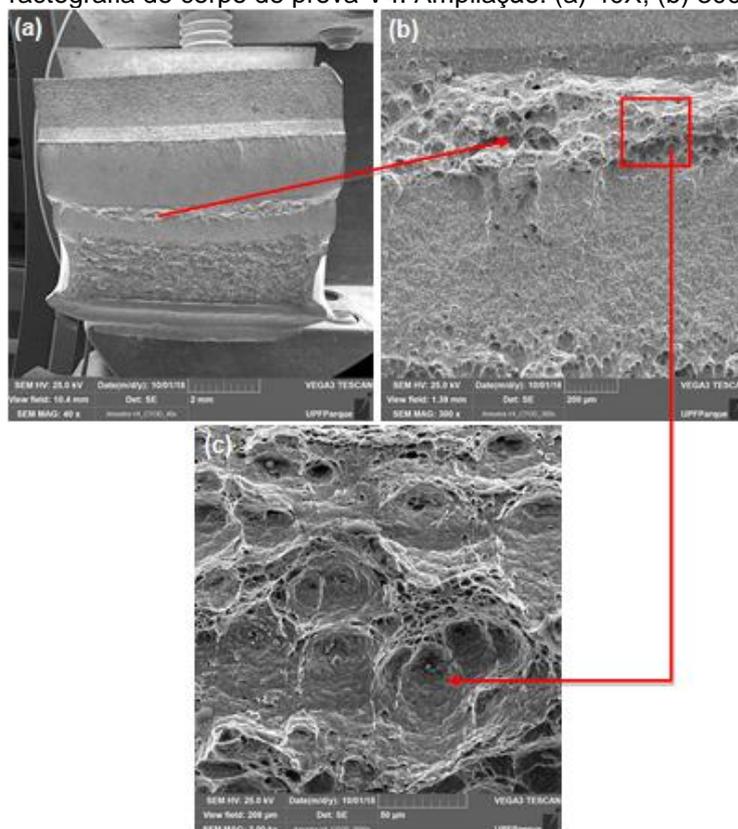
Figura 107 - Corpo de prova tratado por VMR – V3.



Fonte: Autor.

O CP V4, Figura 108, mostrou a região do ensaio CTOD com uma largura menor em relação aos outros corpos de prova aliviados por vibração ressonante.

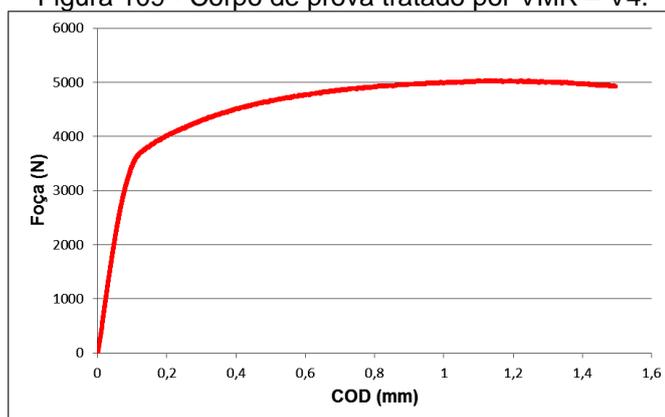
Figura 108 - Fractografia do corpo de prova V4. Ampliação: (a) 40X; (b) 300X e (c) 2000X.



Fonte: Autor.

A Figura 109 mostra a curva de Força versus COD uniforme, com a força máxima atingindo o valor de 5032,53 N. A abertura na ponta da trinca, V_p , igual a 1,03 mm, ligeiramente maior que no V3, contudo a região da fratura é menor

Figura 109 - Corpo de prova tratado por VMR – V4.

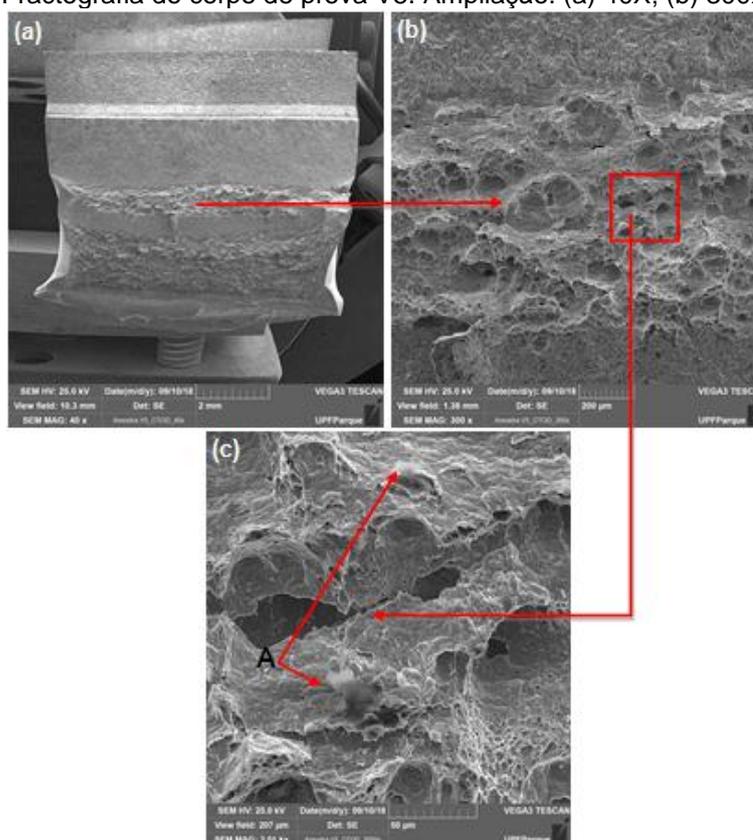


Fonte: Autor.

O corpo de prova V5 apresentou o maior valor de CTOD, 0,353 mm, entre todos os ensaios, independente da condição avaliada. A Figura 110(a) exhibe a aparência geral da fratura onde se observa, para as amostras vibradas, uma região fraturada somente menor que no V2.

Para Figura 110(b) é possível observar que a falha ocorreu de modo dúctil e a Figura 110(c) mostra uma fratura onde os microvazios coalesceram na direção transversal à força aplicada indicando o plano de propagação da trinca durante o ensaio. Algumas inclusões têm forma circular de vários tamanhos. No V5, também foram observadas inclusões com aparência de um filme e com formato planar, indicadas pelas setas que partem do ponto A.

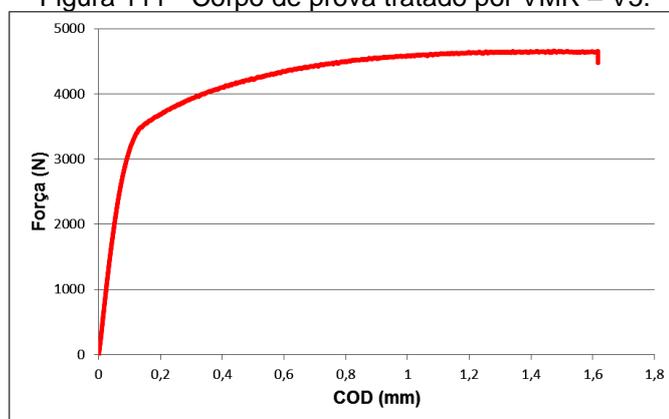
Figura 110 - Fractografia do corpo de prova V5. Ampliação: (a) 40X; (b) 300X e (c) 2000X.



Fonte: Autor.

A curva de Força versus COD, Figura 111, apresenta uniformidade e a força máxima atingiu um valor de 4661,01 N. A abertura na ponta da trinca, V_p , igual a 1,361 mm, a maior para as amostras vibradas e a segunda maior entre todos os ensaios realizados.

Figura 111 - Corpo de prova tratado por VMR – V5.



Fonte: Autor.

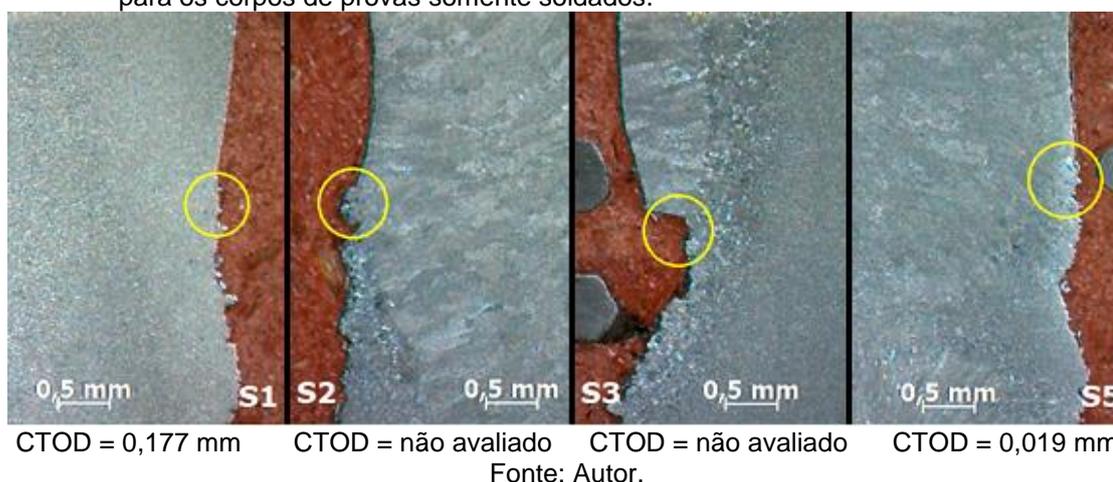
4.8.2 Avaliação metalográfica após o ensaio CTOD

A região demarcada pelos círculos indica a localização de início do ensaio. A expectativa era que o ensaio de CTOD começasse na região de grãos grosseiros, menor tenacidade, o que não se confirmou em todas as amostras, tendo em vista a largura desta região, aproximadamente 1 mm, e a dificuldade para gerar regiões uniformes durante a soldagem. No entanto, a premissa foi comparar as condições de alívio de tensões por VMR com o alívio de tensões por TTAT, em função das características de cada região. As análises foram comparadas com as regiões onde os ensaios de CTOD ocorreram.

4.8.2.1 Materiais soldados

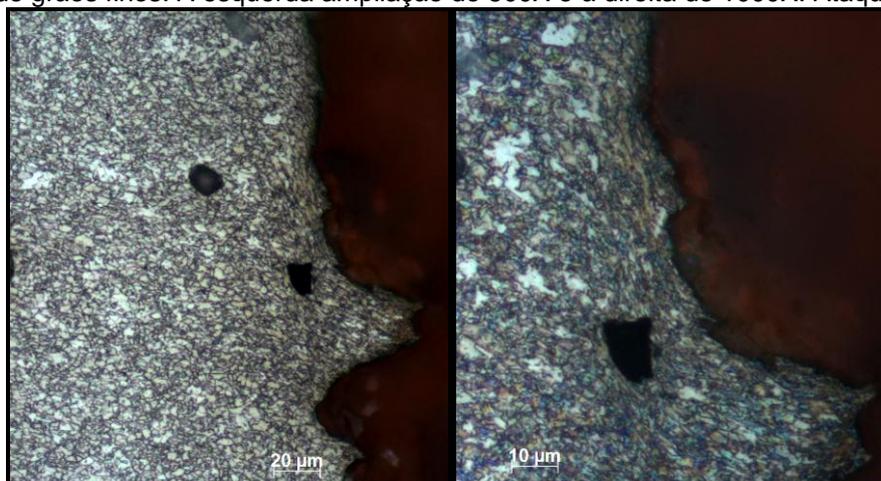
A Figura 112 exibe a macrografia dos corpos de prova soldados, indicando, nos círculos, a região que abrange o fim da pré-trinca e o início do ensaio de CTOD. Os corpos de prova S2 e S3 não resultaram um valor de CTOD e as considerações prováveis da impossibilidade de tratar os dados foram feitas na análise micrográfica.

Figura 112 - Macrografias mostrando a localização de início dos ensaios, indicada pelos círculos, para os corpos de provas somente soldados.



A Figura 113 exibe a micrografia do corpo de prova S1 indicando que a fratura iniciou na região de recristalização, é possível ver na imagem, ampliada 1000X, o escoamento dos grãos durante o ensaio, característica de ductilidade.

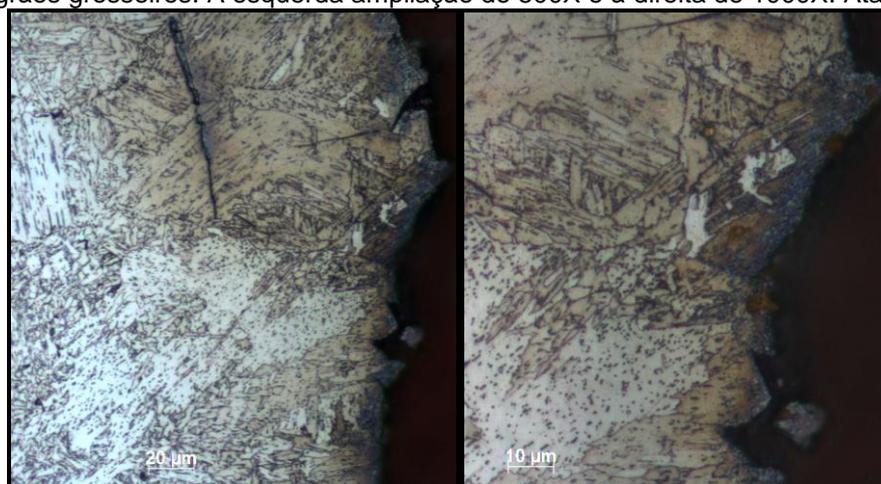
Figura 113 - Micrografia do corpo de prova S1 mostrando o início do ensaio se propagando na região de grãos finos. À esquerda ampliação de 500X e à direita de 1000X. Ataque Nital 2%.



Fonte: Autor.

A Figura 114, micrografia do corpo de prova S2, mostra que o ensaio de tenacidade iniciou na região de grãos grosseiros, não aparece escoamento dos grãos, porém aparecem trincas orientadas em várias direções. Estas considerações, somadas ao ensaio fractográfico, Figura 90, caracterizaram a fragilidade desta região. A impossibilidade de calcular o valor de CTOD, provavelmente tem origem nas condições apresentadas na fratura resultante deste ensaio.

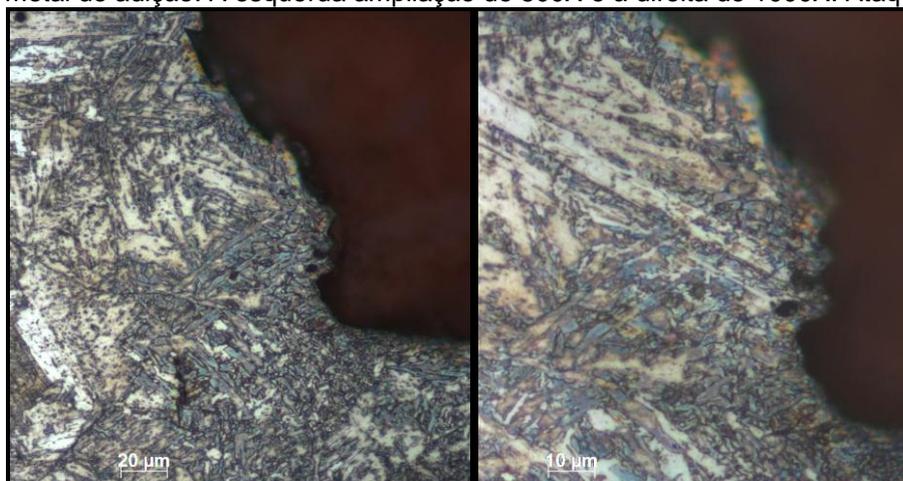
Figura 114 - Micrografia do corpo de prova S2 exibindo o início do ensaio se propagando na região de grãos grosseiros. À esquerda ampliação de 500X e à direita de 1000X. Ataque Nital 2%.



Fonte: Autor.

A Figura 115, micrografia do corpo de prova S3, exibe o ensaio de CTOD iniciando na região do metal de adição, sem a presença de escoamento nos grãos.

Figura 115 - Micrografia do corpo de prova S3 exibindo o início do ensaio se propagando na região do metal de adição. À esquerda ampliação de 500X e à direita de 1000X. Ataque Nital 2%.

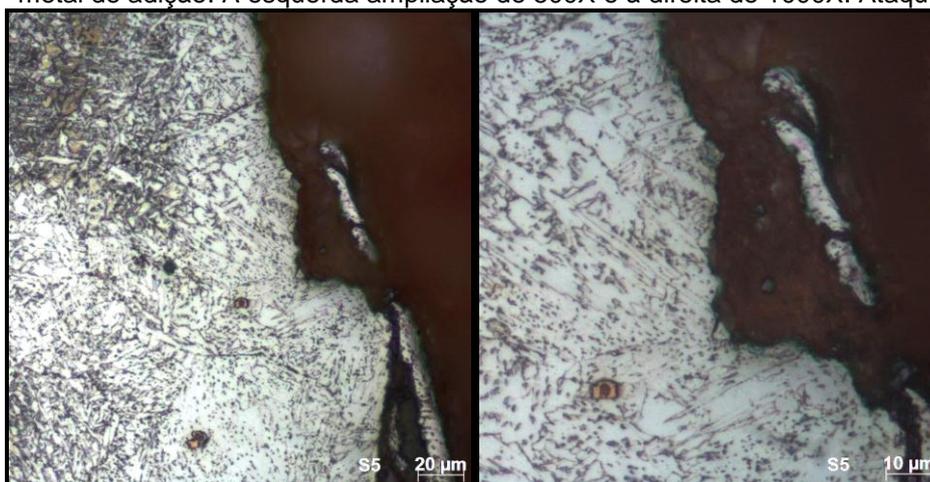


Fonte: Autor.

Seguindo a mesma linha de raciocínio do S2, as fissuras que aparecem orientadas em várias direções e, somadas ao aspecto da fratura visualizada no ensaio fractográfico, Figura 79, assinalaram a fragilidade desta região. O valor de CTOD não pode ser calculado pelas configurações mostradas neste ensaio.

Para a micrografia do corpo de prova S5, Figura 116, a fratura iniciou no metal de adição, valor de CTOD de 0,019 mm, em função da fragilidade da região.

Figura 116 - Micrografia do corpo de prova S5 exibindo o início do ensaio se propagando na região do metal de adição. À esquerda ampliação de 500X e à direita de 1000X. Ataque Nital 2%.

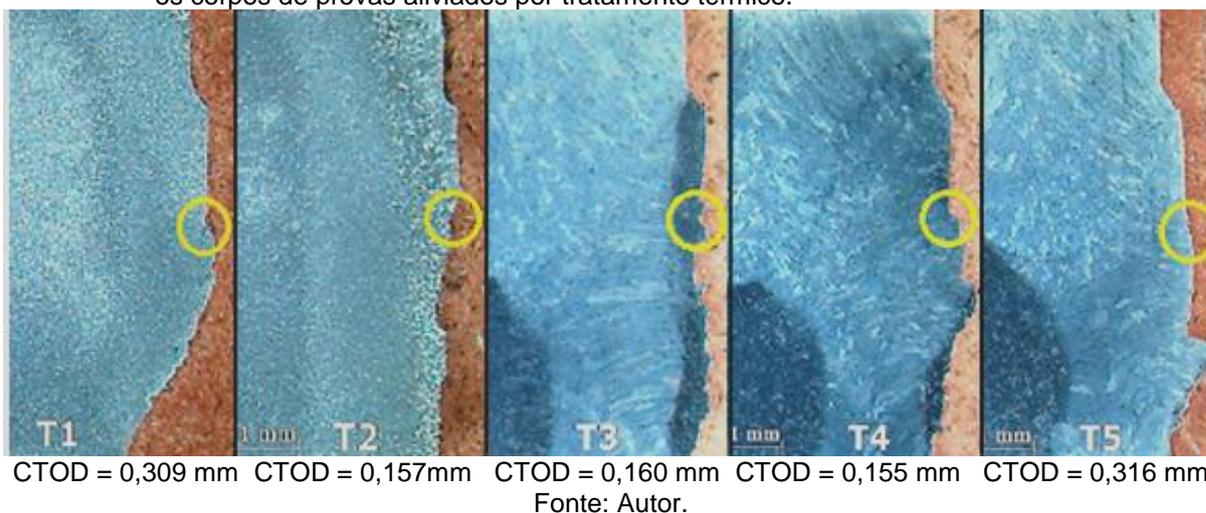


Fonte: Autor.

4.8.2.2 Materiais aliviados por tratamento térmico

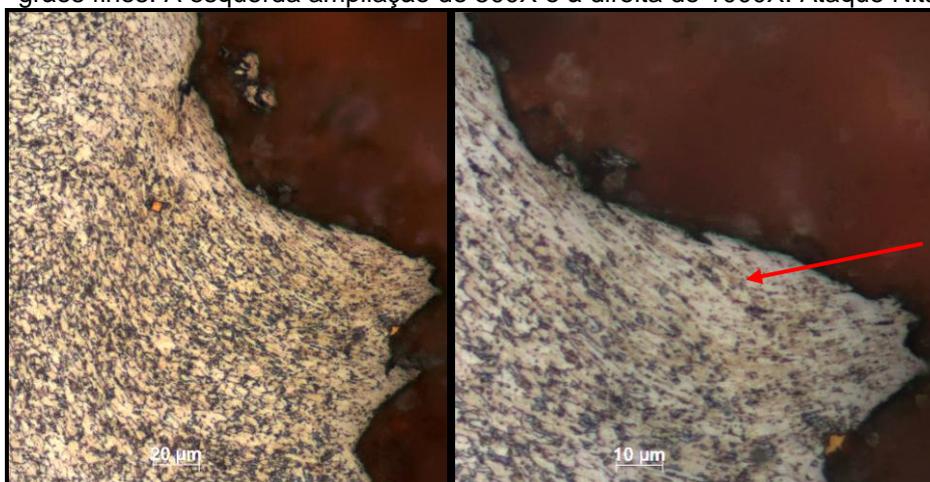
Depois do ensaio CTOD foi feito a macrografia dos corpos de prova aliviados por TTAT, Figura 117. A região onde o ensaio iniciou está indicada pelos círculos.

Figura 117 - Macrografias revelando a localização de início dos ensaios, indicada pelos círculos, para os corpos de provas aliviados por tratamento térmico.



A Figura 118 mostra a micrografia do corpo de prova T1 indicando que o ensaio ocorreu na região de grãos finos. Pode ser observado que a região limitada pela fratura foi caracterizada por grãos deformados em função do escoamento, indicado pela seta, ocorrido durante a abertura da trinca.

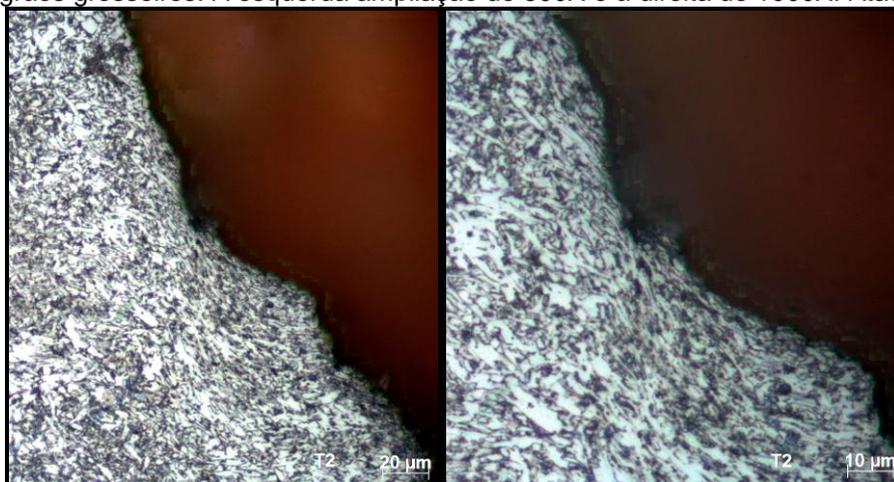
Figura 118 - Micrografia do corpo de prova T1 exibindo o início do ensaio se propagando na região de grãos finos. À esquerda ampliação de 500X e à direita de 1000X. Ataque Nital 2%.



Fonte: Autor.

A micrografia do corpo de prova T2, Figura 119, indica que o ensaio CTOD iniciou na região de grãos grosseiros, não apresentando deformação nos grãos na região da fratura.

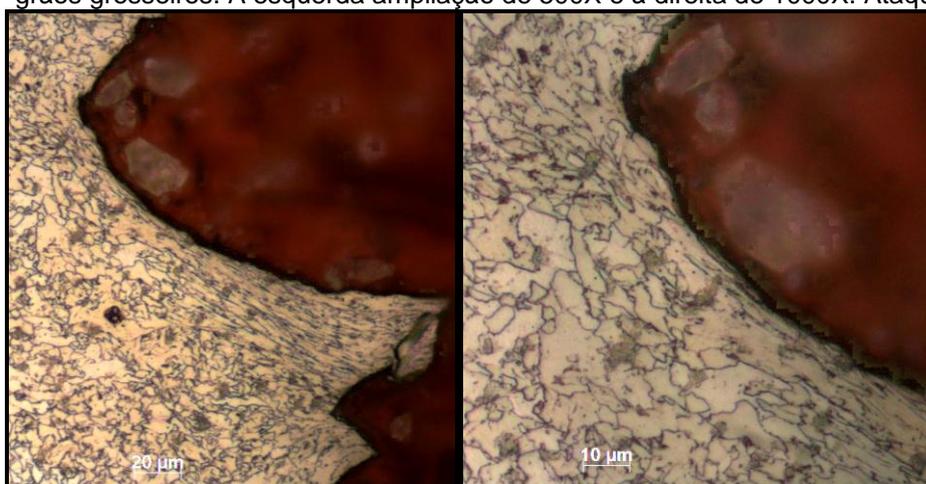
Figura 119 - Micrografia do corpo de prova T2 exibindo o início do ensaio se propagando na região de grãos grosseiros. À esquerda ampliação de 500X e à direita de 1000X. Ataque Nital 2%.



Fonte: Autor.

A Figura 120 mostra a micrografia do corpo de prova T3 indicando o início do ensaio na região de grãos grosseiros. Observa-se que os grãos estão deformados em função do escoamento ocorrido durante a abertura da trinca.

Figura 120 - Micrografia do corpo de prova T3 exibindo o início do ensaio se propagando na região de grãos grosseiros. À esquerda ampliação de 500X e à direita de 1000X. Ataque Nital 2%.

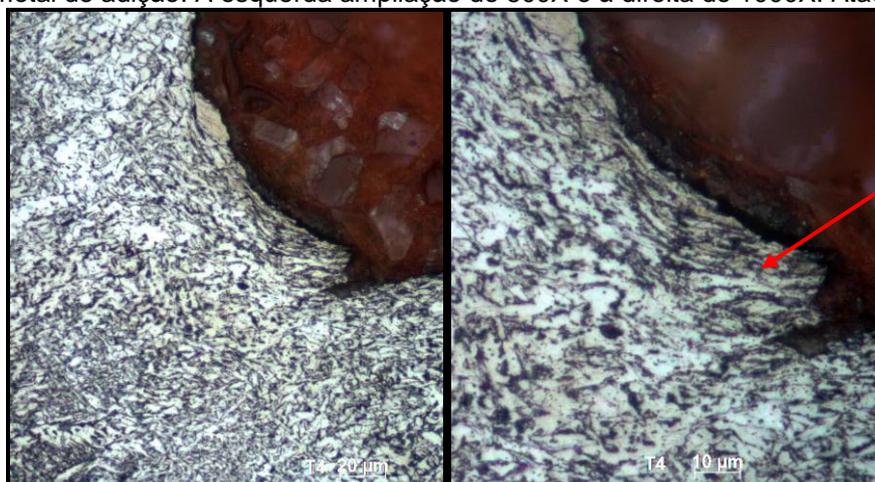


Fonte: Autor.

A Figura 121 mostra a micrografia do corpo de prova T4 indicando que o início do ensaio foi na região do metal de adição. Pode-se observar que os grãos

estão deformados, indicados pela seta, em função do escoamento ocorrido durante a abertura da trinca em toda a região limitada pela fratura.

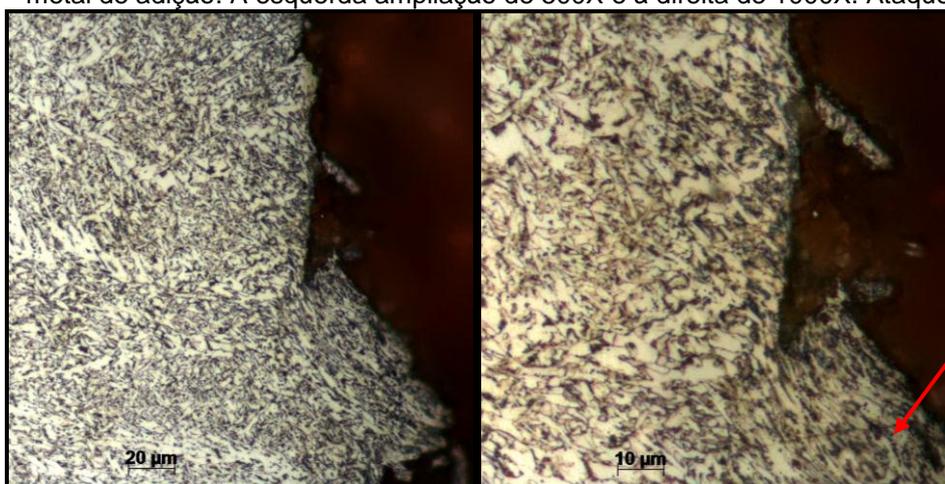
Figura 121 - Micrografia do corpo de prova T4 exibindo o início do ensaio se propagando na região do metal de adição. À esquerda ampliação de 500X e à direita de 1000X. Ataque Nital 2%.



Fonte: Autor.

A Figura 122 mostra a micrografia do corpo de prova T5, indicando que o início do ensaio CTOD foi na região do metal de adição. Observa-se que na região limitada pela fratura existe deformação, sendo mais acentuada no local indicado pela seta, devido ao escoamento ocorrido durante a abertura da trinca.

Figura 122 - Micrografia do corpo de prova T5 exibindo o início do ensaio se propagando na região do metal de adição. À esquerda ampliação de 500X e à direita de 1000X. Ataque Nital 2%.

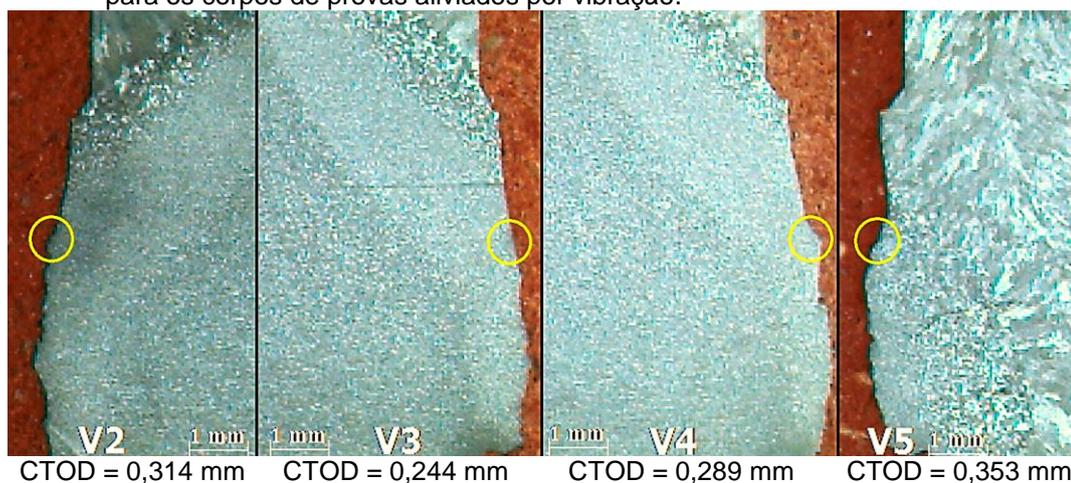


Fonte: Autor.

4.8.2.3 Materiais aliviados por vibração ressonante

Após o ensaio de CTOD foi feita a macrografia, Figura 123, referente aos corpos de prova aliviados por vibração mecânica ressonante. A região onde o ensaio iniciou está indicada pelos círculos.

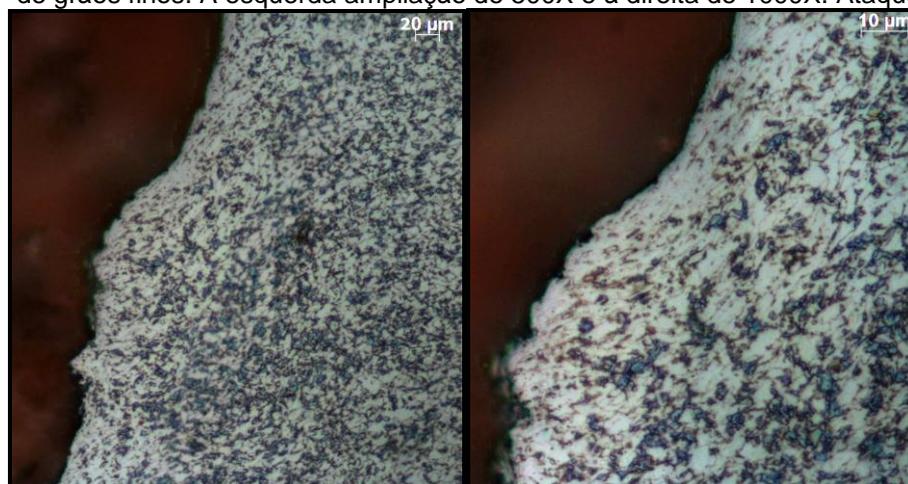
Figura 123 – Macrografias mostrando a localização de início dos ensaios, indicada pelos círculos, para os corpos de provas aliviados por vibração.



Fonte: Autor.

A micrografia feita no corpo de prova V2, Figura 124, indica que o início do ensaio de CTOD foi na região de grãos finos. No local limitado pela fratura existe deformação nos grãos devido ao escoamento ocorrido devido a abertura da trinca.

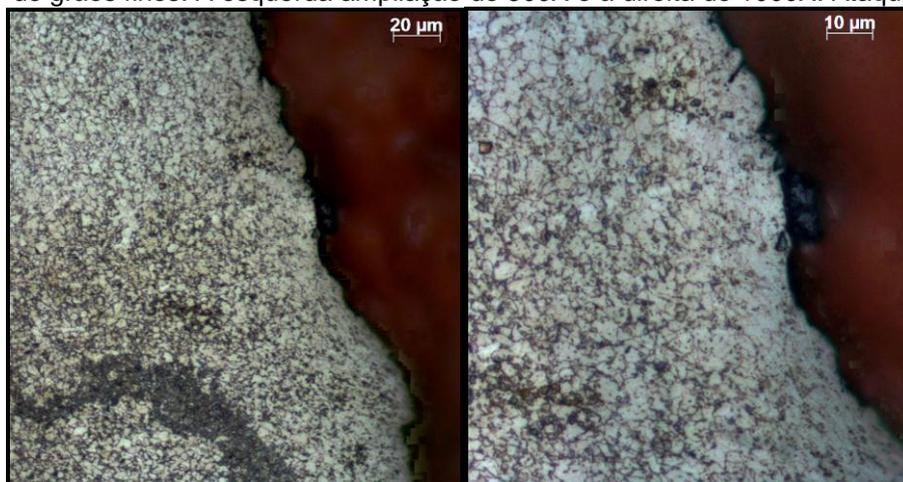
Figura 124 – Micrografia do corpo de prova V2 mostrando o início do ensaio se propagando na região de grãos finos. À esquerda ampliação de 500X e à direita de 1000X. Ataque Nital 2%.



Fonte: Autor.

A micrografia feita no corpo de prova V3, Figura 125, mostra que o ensaio de CTOD iniciou na região de grãos finos. O local delimitado pela fratura apresenta deformação nos grãos devido ao escoamento causado pela abertura da trinca.

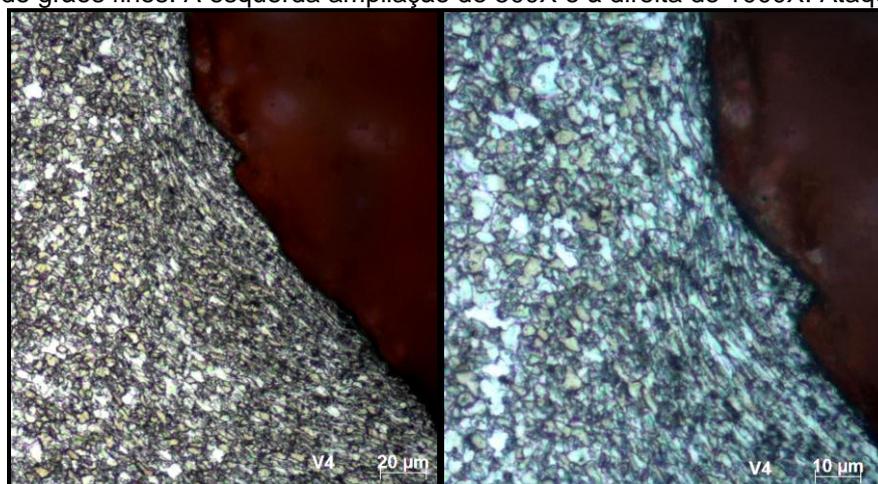
Figura 125 – Micrografia do corpo de prova V3 mostrando o início do ensaio se propagando na região de grãos finos. À esquerda ampliação de 500X e à direita de 1000X. Ataque Nital 2%.



Fonte: Autor.

A micrografia do corpo de prova V4, Figura 126, indica o início do ensaio de CTOD na região de grãos finos. Na zona limitada pela fratura a deformação é praticamente inexistente nos grãos e, também, não se verificou a ocorrência de escoamento em função da abertura da trinca.

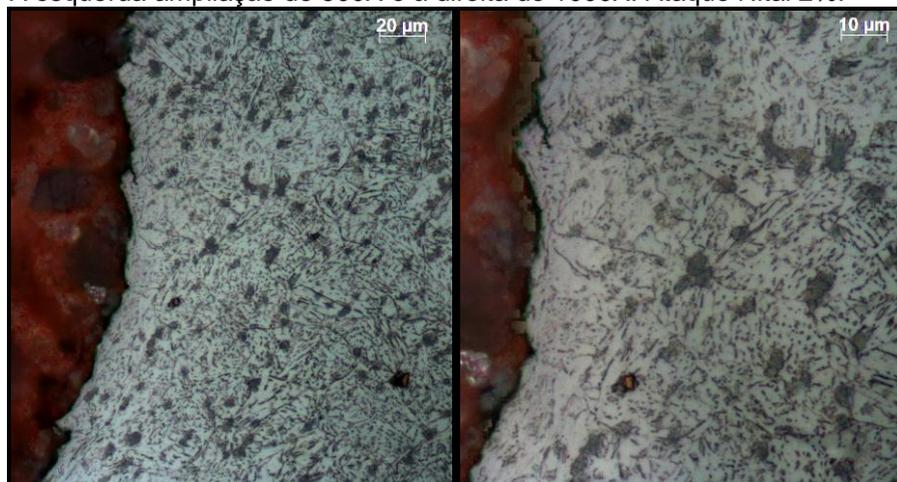
Figura 126 – Micrografia do corpo de prova V4 mostrando o início do ensaio se propagando na região de grãos finos. À esquerda ampliação de 500X e à direita de 1000X. Ataque Nital 2%.



Fonte: Autor.

A Figura 127 exibe a micrografia do corpo de prova V5, indicando o início do ensaio de CTOD na região dos grãos grosseiros. Na região da fratura houve deformação nos grãos pelo escoamento do material durante a abertura da trinca.

Figura 127 – Micrografia do corpo de prova V5 exibe o início do ensaio na região de grãos grosseiros. À esquerda ampliação de 500X e à direita de 1000X. Ataque Nital 2%.

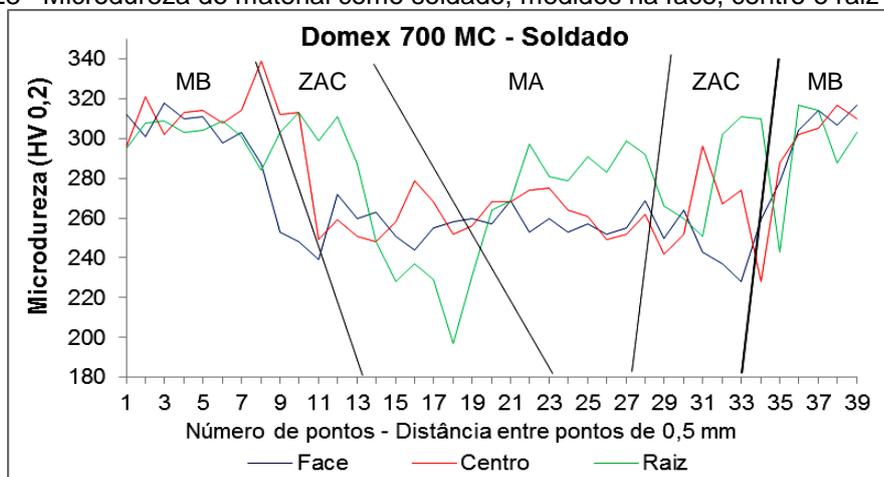


Fonte: Autor.

4.9. ENSAIO DE MICRODUREZA VICKERS

O valor médio da microdureza do metal base foi de 208,7 HV_{0,2}. O gráfico mostrado na Figura 128 traça o perfil da microdureza Vickers medido na face, no centro e na raiz para o aço Domex 700 MC[®] na condição de somente soldado. As regiões da solda estão limitadas pelas linhas sólidas.

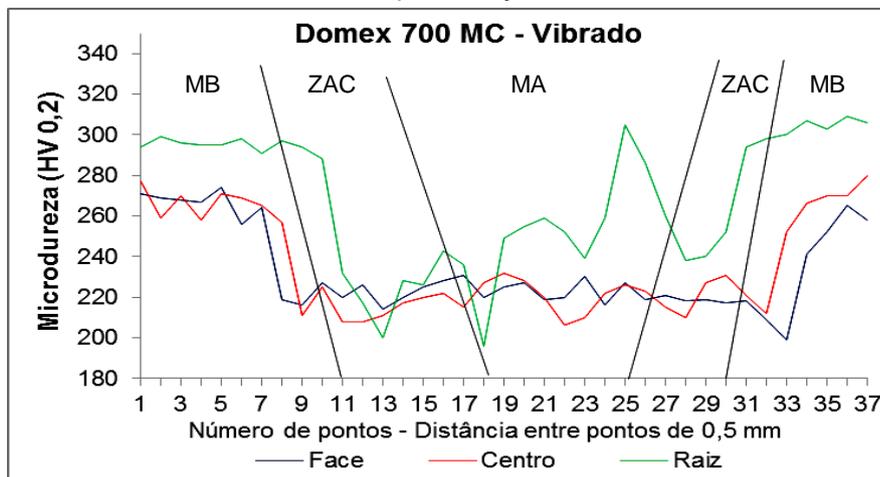
Figura 128 –Microdureza do material como soldado, medidos na face, centro e raiz do cordão.



Fonte: Autor.

O gráfico mostrado na Figura 129 exibe o perfil da microdureza Vickers medida na face, no centro e na raiz do cordão de solda do aço Domex 700 MC[®] após o alívio de tensões residuais por vibração ressonante.

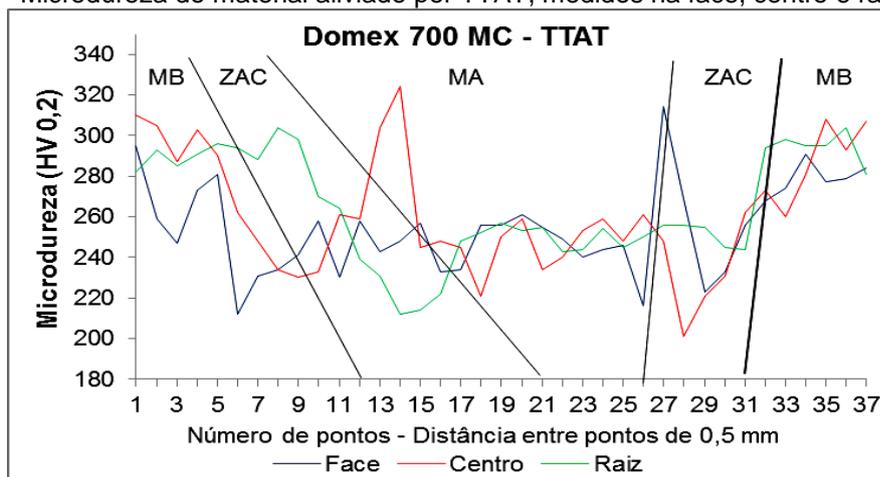
Figura 129 - Microdureza do material aliviado por vibração, medidos na face, centro e raiz do cordão.



Fonte: Autor.

A Figura 130 apresenta o perfil da microdureza Vickers medida na face, no centro e na raiz do cordão de solda do aço Domex 700 MC[®] após o alívio de tensões residuais por tratamento térmico.

Figura 130 - Microdureza do material aliviado por TTAT, medidos na face, centro e raiz do cordão.



Fonte: Autor.

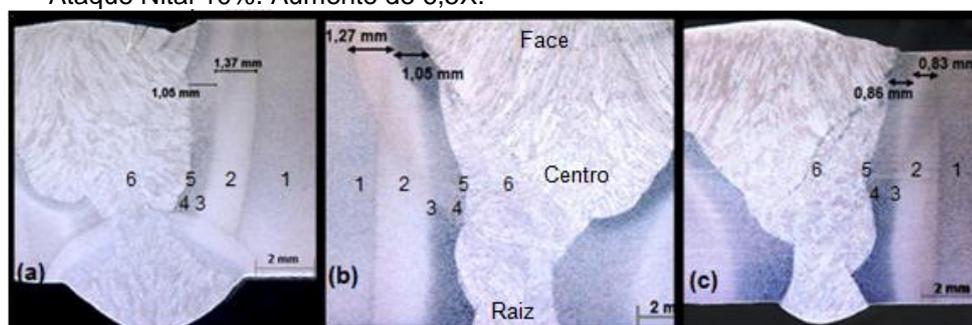
4.10. METALOGRAFIA

A metalografia apresenta a caracterização da junta soldada através da macrografia e a microestrutura nas regiões analisadas através da micrografia.

4.10.1 Macrografia

A Figura 131 destaca a macrografia da ZAC para as 3 condições ensaiadas: (a) como soldada, (b) aliviada por TTAT e (c) aliviada por VMR, evidenciando em (1) o metal base não afetado, (2) a zona parcialmente transformada, (3) as zonas de recristalização ou grãos finos, (4) a região de crescimento de grão ou grãos grosseiros, (5) a zona de transição de líquido para sólido e (6) o metal de adição com grãos colunares característicos da zona de fusão, nesta ordem, destacadas pelas mudanças de tonalidade em cada uma das zonas citadas.

Figura 131 – Macrografia das 3 condições ensaiadas: (a) somente soldada, (b) TTAT e (c) vibrada. Ataque Nital 10%. Aumento de 6,5X.

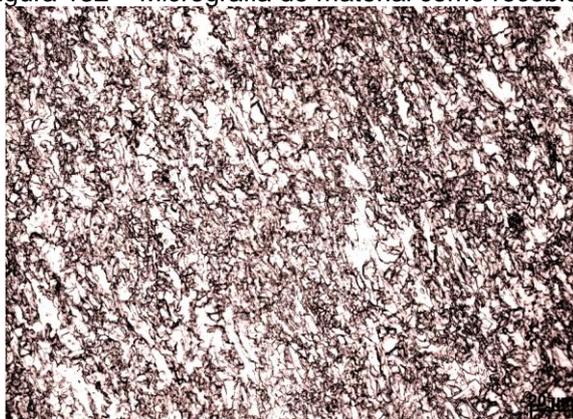


Fonte: Autor.

4.10.2 Micrografia

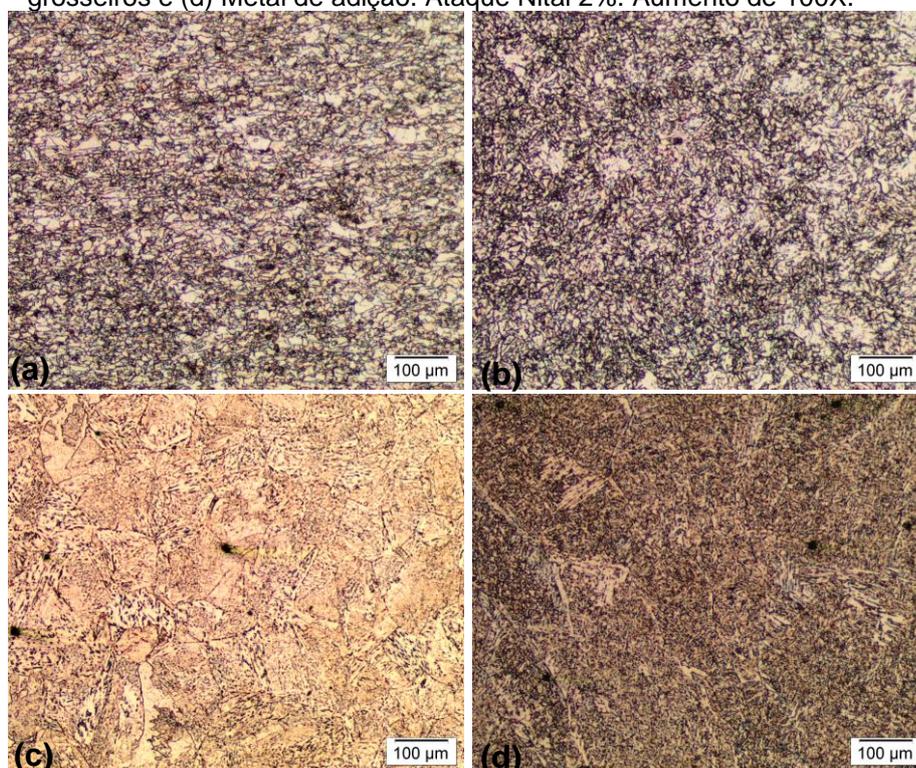
A Figura 132 exibe a micrografia do material como recebido. A micrografia do material como soldado é confirmada pela Figura 133(a), metal base, a Figura 133(b) mostra a região de recristalização com grãos muito finos, a Figura 133(c) apresenta a região de crescimento de grão por estar mais próxima da zona de fusão e a Figura 133(d) é caracterizada pelo metal de adição.

Figura 132 – Micrografia do material como recebido.



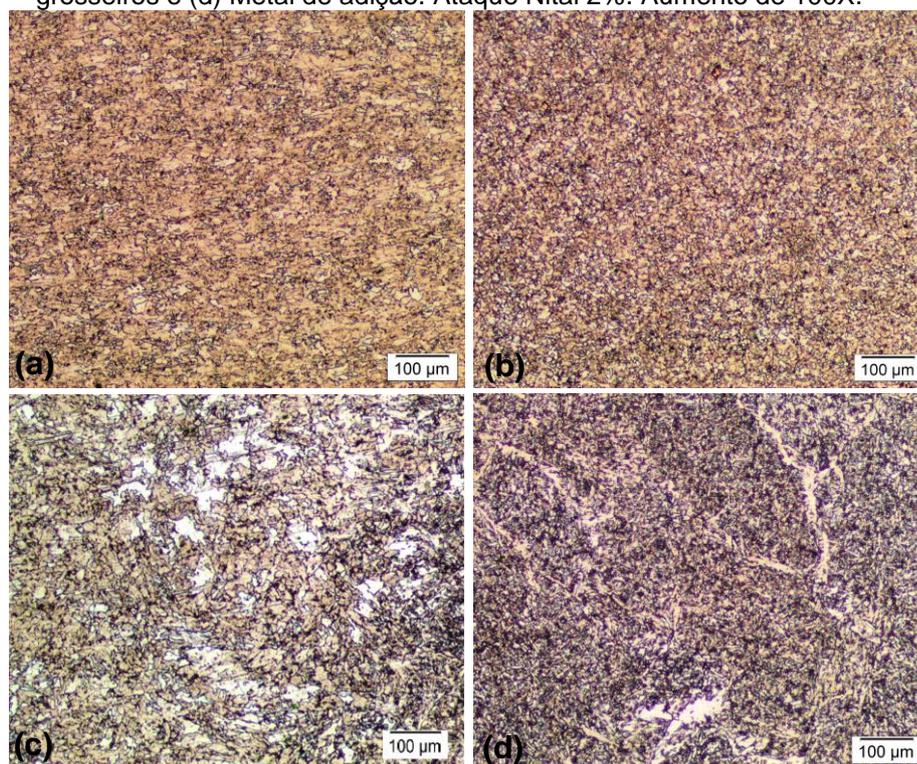
Fonte: Autor.

Figura 133 – Micrografia do material somente soldado: (a) Metal base, (b) Grãos finos, (c) Grãos grosseiros e (d) Metal de adição. Ataque Nital 2%. Aumento de 100X.



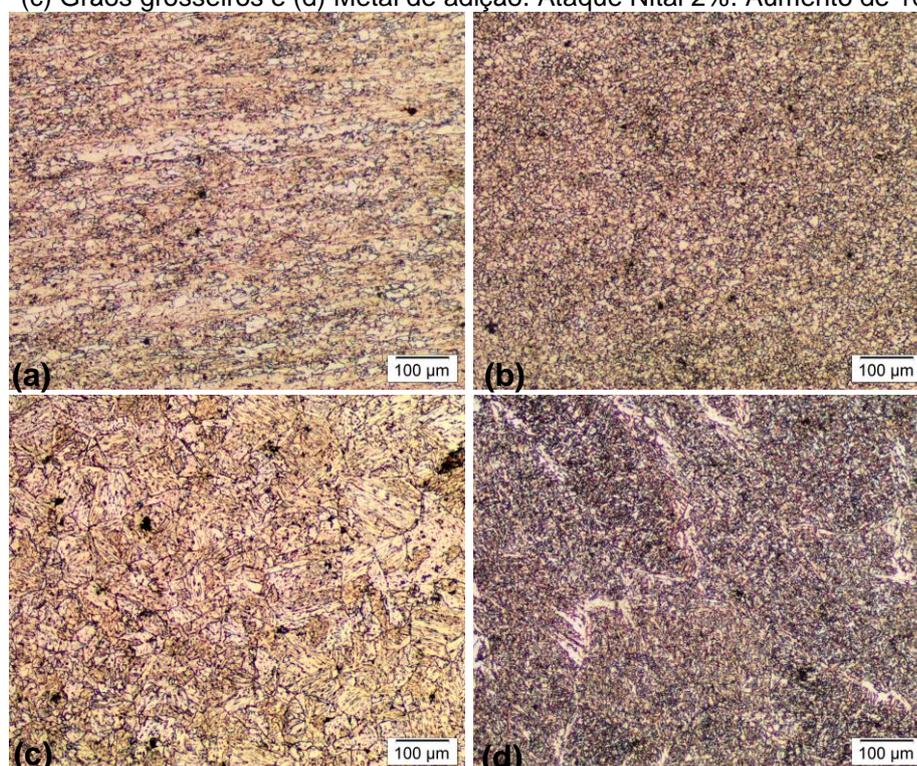
Fonte: Autor.

Figura 134 - Material soldado e aliviado por TTAT: (a) Metal base, (b) Grãos finos, (c) Grãos grosseiros e (d) Metal de adição. Ataque Nital 2%. Aumento de 100X.



Fonte: Autor.

Figura 135 – Micrografia do material soldado e aliviado por vibração: (a) Metal base, (b) Grãos finos, (c) Grãos grosseiros e (d) Metal de adição. Ataque Nital 2%. Aumento de 100X.



Fonte: Autor.

As micrografias do material soldado e aliviado por TTAT, Figura 134 e as micrografias do material soldado e aliviado por VMR, Figura 135, apresentaram comportamento muito semelhante entre elas e em relação ao comportamento da Figura 133, porém com pequenas variações microestruturais, principalmente na região de grãos grosseiros, que não estão relacionadas aos tratamentos de alívio de tensões por VMR e TTAT, mas às variáveis metalúrgicas da soldagem.

5 DISCUSSÃO

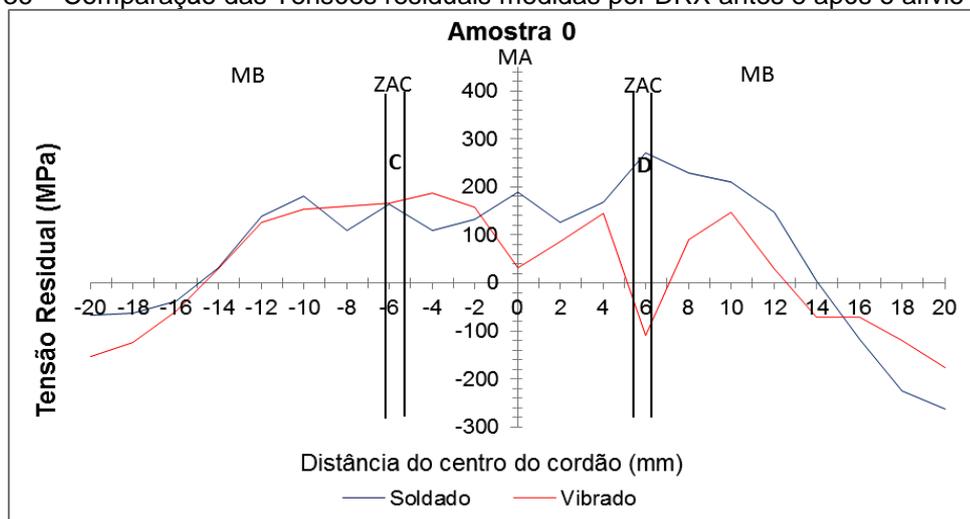
A discussão trata das análises realizadas nas juntas soldadas pelo processo MIG robotizado, em amostras como soldadas, soldadas e aliviadas por VMR e soldadas e aliviadas por TTAT, comparando a eficácia entre os métodos de alívio de tensões. Foram avaliadas as propriedades mecânicas de tração, dobramento, dureza, tenacidade ao impacto, tenacidade à fratura e a correlação entre as tensões residuais com a L.M.A. apontando o mecanismo gerador do alívio de tensões.

As análises macrográficas mostraram as diferentes regiões da junta soldada e as micrográficas compararam as microestruturas geradas. As fractografias determinaram a causa da falha, relacionando o modo como falhou com a microestrutura e o alívio de tensões residuais resultante dos processos aplicados.

5.1 TENSÃO CALCULADA EM FUNÇÃO DA DEFORMAÇÃO

A tensão elástica calculada pela Equação 21, variou para as amostras vibradas entre 150 MPa e 216 MPa para deformações entre 680 $\mu\text{m/m}$ e 980 $\mu\text{m/m}$, respectivamente. Avaliando que quanto maior a deformação maior foi a tensão elástica gerada durante a vibração, tomando como exemplo a análises da Amostra 0, logo, maior foi o alívio de tensões residuais alcançado, Figura 136. A região localizada junto ao ponto “D”, mostra a tensão residual trativa do material soldado passando para compressiva após a aplicação da VMR.

Figura 136 – Comparação das Tensões residuais medidas por DRX antes e após o alívio por VMR.



Fonte: Autor.

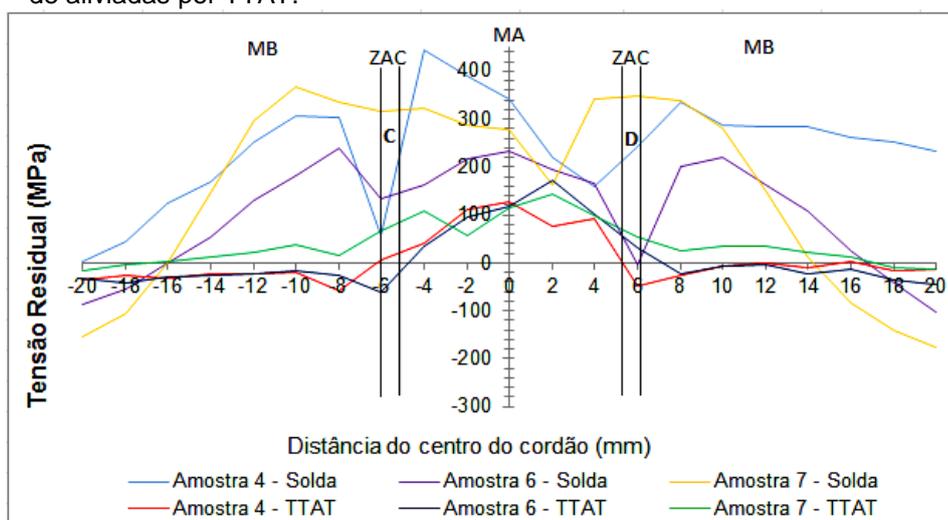
5.2 COMPARAÇÃO DAS TENSÕES RESIDUAIS MEDIDAS POR DRX

Comparando as amostras como soldadas e que tiveram as tensões residuais medidas por DRX indicaram, exceto à Amostra 4, tensões compressivas no metal base e trativas na ZAC e metal de adição.

5.2.1 Amostras soldadas e aliviadas por TTAT

As amostras aliviadas por TTAT reduziram as tensões residuais no metal base e na ZAC para próximas de -50 MPa. No metal de adição houve redução, porém as tensões residuais seguiram trativas. As diferenças entre as amostras soldadas e aliviadas por TTAT foram maiores nos pontos “C” e “D”, Figura 137.

Figura 137 - Diferença entre as tensões residuais medidas por DRX nas amostras soldadas e depois de aliviadas por TTAT.

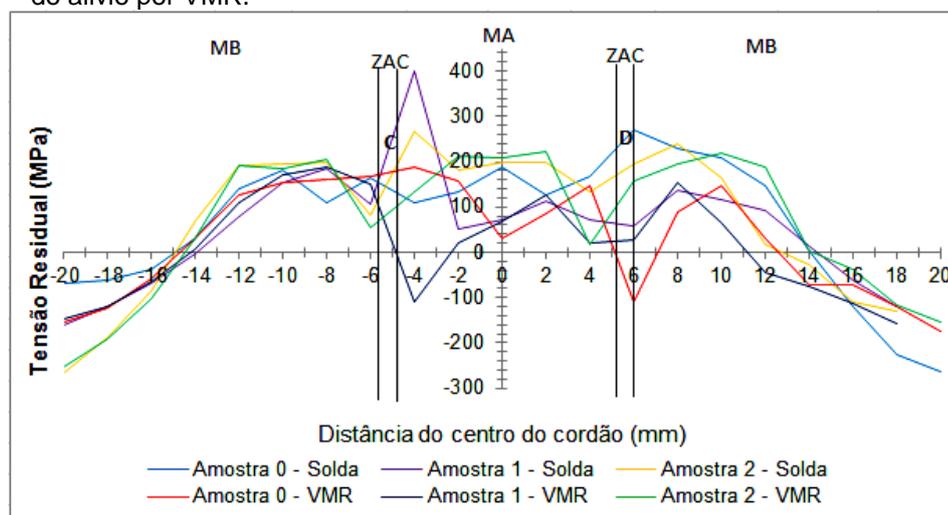


5.2.2 Amostras soldadas e aliviadas por vibração mecânica ressonante

As amostras 0, 1 e 2 foram aliviadas por VMR e tiveram o maior alívio das tensões residuais nas regiões da ZAC, o qual, segundo Walker *et al.* (1995), possivelmente foi causado pelo movimento de discordâncias produzido pela vibração. Para isso, a amostra foi posicionada na mesa vibratória, de maneira a gerar maior amplitude de vibração produzindo maior deformação na ZAC.

O gráfico da Figura 138 compara as diferenças entre as tensões residuais medidas por DRX nas amostras após a soldagem com as tensões medidas, nas mesmas amostras, após a aplicação da VMR.

Figura 138 - Diferença entre as tensões residuais medidas por DRX nas amostras com solda e depois do alívio por VMR.



Fonte: Autor.

A Tabela 31 lista as tensões residuais medidas antes e depois da aplicação da VMR realçando os pontos onde a tensão trativa reduziu ou passou para compressiva. As áreas sombreadas identificam regiões da ZAC ou próximas dela.

Tabela 31 – Tensões residuais medidas por DRX antes e depois da VMR nas amostras 0, 1 e 2.

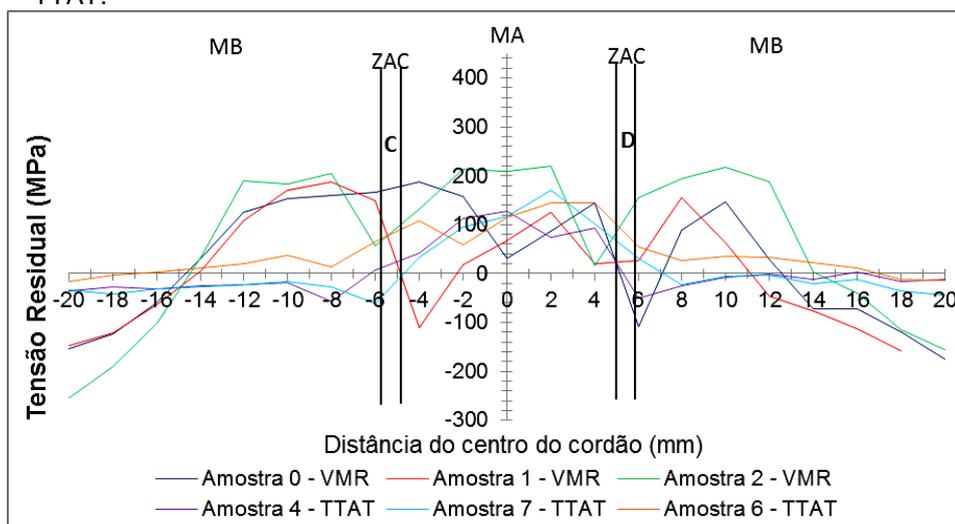
Pontos de medição / Região	Amostra / Condição					
	0		1		2	
	Soldada	Vibrada	Soldada	Vibrada	Soldada	Vibrada
1	-67,1	-154,3	-162,7	-147,1	-265,8	-254,8
2	-63,2	-123,8	-118,6	-120,7	-187,9	-190,8
3	-37,7	-59,3	-67,4	-63,6	-87,2	-102,5
MB 4	30,8	29,9	-3,4	5,1	68,4	32,3
5	139,5	126,4	77,4	108,5	189,9	190,3
6	181,5	153,1	152,2	170,6	193,4	184
ZAC 7	109,1	160,2	184,4	188	198,7	204,8
8	164,2	166	106,8	150	81,1	55,8
9	109,3	188,1	399,1	-110,6	265,8	132,7
10	132,4	157,5	50	19	180,5	213,7
MA 11	189,7	31,3	70,9	66,9	198,2	209,9
12	126,6	86,2	114,4	125,8	198	16,2
13	168,4	145,6	71,3	19,8	133,8	156,2
ZAC 14	271,2	-108,9	56,9	25,9	196,2	194,7
15	229,5	89,5	137,1	155,2	239,2	218,1
16	210,3	146,7	116	63,3	165,3	187,9
17	147,5	29	90,8	-46,1	16,5	3,5
18	3,9	-72	14,8	-75,4	-27,1	-39,1
MB 19	-118,4	-72	-60,7	-113,1	-110	-115,6
20	-224,9	-120,3	-120,6	-157,7	-131,9	-155,1
21	-263,1	-175,8				

Avaliando os dados da Tabela 31 e o gráfico da Figura 138 é possível observar a redução das tensões residuais nos pontos “C” e “D” e próximos a eles após a vibração, pois as amostras que foram aliviadas por VMR foram posicionadas na mesa vibratória para que ocorresse maior amplitude vibracional e, conseqüentemente, maior deformação.

5.2.3 Comparação entre as amostras aliviadas por VMR e TTAT

Ao comparar as amostras aliviadas por VMR e por TTAT, notou-se uma tendência das tensões residuais ficarem menos trativas, amostras 0 e 1, e até compressivas nas regiões da ZAC quando o tratamento de alívio de tensões foi por VMR. A Figura 139 apresenta o gráfico onde é possível fazer a verificação e a comparação do alívio de tensões residuais entre a VMR e o TTAT.

Figura 139 - Gráfico comparativo do alívio de tensões residuais medido por DRX entre a VMR e o TTAT.



Fonte: Autor.

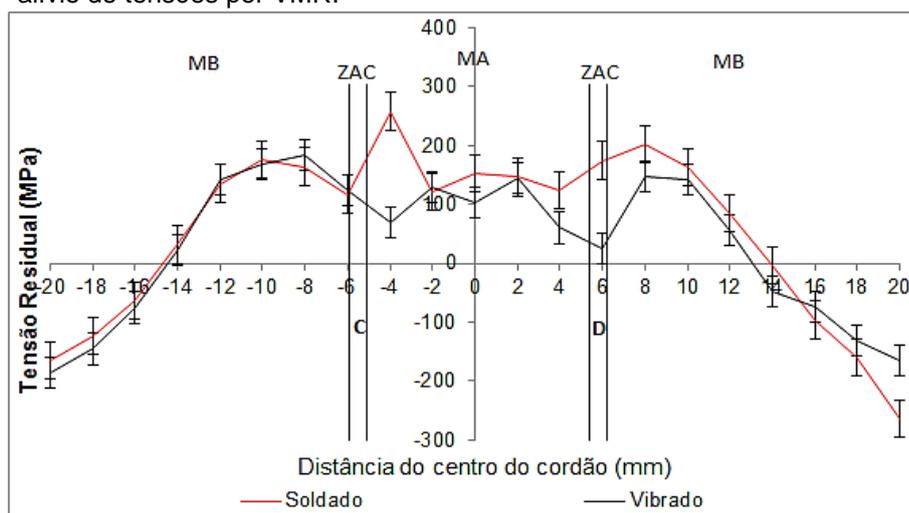
As tensões residuais avaliadas por DRX resultaram dados apenas para a superfície das amostras, no entanto, os ensaios mecânicos tenacidade ao impacto e tenacidade à fratura foram feitos em profundidades de 2 mm e 4,8 mm da superfície, respectivamente. Como as tensões residuais subsuperficiais não foram medidas nessas profundidades, é possível que existam erros quanto à influência do alívio das tensões residuais medidas por DRX nos resultados dos ensaios, principalmente no ensaio de CTOD.

As deformações causadas durante a VMR foram medidas na superfície, nos pontos "C" e "D" da ZAC das amostras 0, 1 e 2, mas devem ter causado tensões elásticas em toda a seção transversal que, somadas às tensões residuais, produziram o alívio de tensões, no entanto, assim como as tensões residuais, a magnitude das deformações também não foi medida na subsuperfície, logo, é aceitável afirmar que naquele ponto houve algum alívio de tensões que influenciou os resultados dos ensaios, porém não foi possível quantificar a extensão desse alívio. Da mesma forma, essas considerações são válidas para o alívio por TTAT.

Uma análise estatística das médias das tensões residuais utilizando o teste t de Tukey, verificou a probabilidade de existir diferenças significativas entre as condições testadas, sem e com alívio por VMR (amostras 0, 1 e 2) e TTAT (amostras 4, 6 e 7).

Nas condições em que as chapas foram testadas, sem e com aplicação de VMR, o teste t indicou que não houve diferenças significativas no alívio das tensões residuais e o gráfico da Figura 140 confirma ao mostrar que os intervalos de confiança se cruzam para a maioria dos pontos analisados, indicando um comportamento padrão.

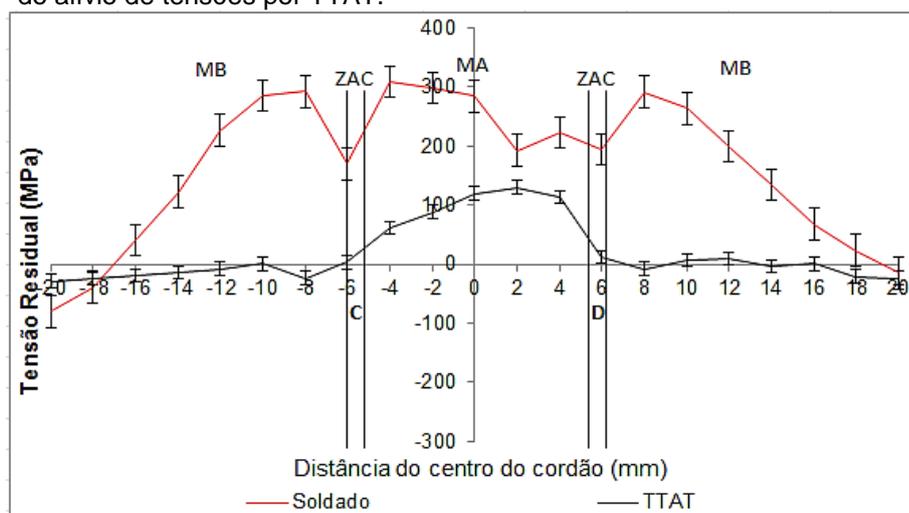
Figura 140 - Média das tensões residuais medidas por DRX, das amostras 0, 1 e 2, antes e depois do alívio de tensões por VMR.



Fonte: Autor.

Nos testes das amostras tratadas com TTAT, houve alterações significativas nas tensões residuais comprovadas no teste t e pelo gráfico da Figura 141 onde os intervalos de confiança não se encontram sobrepostos.

Figura 141 – Média das tensões residuais medidas por DRX, das amostras 4, 6 e 7, antes e depois do alívio de tensões por TTAT.



Nos resultados dos testes t, Tabela 32, se o valor de “p” for maior que o valor de “ α ” não existe diferença significativa.

Tabela 32 – Resultados dos testes t para as amostras e condições testadas (sem e com alívio) que tiveram as tensões residuais medidas por DRX.

Chapa – Condições de alívio	Teste t		
	Diferente		Valor p X Valor α
	Sim	Não	
Com VMR e Sem VMR – Amostra 0		X	0,096 > 0,05
Com VMR e Sem VMR – Amostra 1		X	0,221 > 0,05
Com VMR e Sem VMR – Amostra 2		X	0,317 > 0,05
Com TTAT e Sem TTAT – Amostra 4	X		0,000 < 0,05
Com TTAT e Sem TTAT – Amostra 6	X		0,004 < 0,05
Com TTAT e Sem TTAT – Amostra 7	X		0,000 < 0,05

Considerando os resultados da análise estatística e, de acordo com Javadi et al. (2017), é indicado o uso de distintos métodos para medir tensões residuais, uma vez que um maior número de técnicas independentes permite uma caracterização mais confiável das tensões residuais, incluindo nesta lista as técnicas utilizadas para medir as tensões residuais subsuperficiais, como: difração de nêutrons, perfuração incremental de furo profundo (tradução nossa de *incremental deep hole Drilling - IDHD*) e perfuração incremental de furo central (tradução nossa de *incremental centre hole Drilling - ICHD*), o que possibilitaria avaliar com mais eficiência os métodos VMR e TTAT nos resultados da tenacidade à fratura.

5.2.4 Análise da relação entre as tensões residuais e a L.M.A

Analisando as amostras soldadas e aliviadas por TTAT existe redução significativa da L.M.A e das tensões residuais em todos os pontos verificados na ZAC e a menor redução ocorreu no cordão de solda, Figura 70. Por outro lado, quando as amostras foram submetidas ao alívio de tensões por VMR houve aumento da L.M.A enquanto que as tensões residuais diminuíram, Figura 73.

Nas amostras aliviadas por TTAT a redução das tensões residuais, conforme Walker *et al.* (1995), está relacionada a uma redistribuição atômica que, para Fernandes *et al.* (2016), gerou um rearranjo da subestrutura de discordâncias. Para Wang *et al.* (2017), e Bielefeldt *et al.* (2017), quando um material é tratado termicamente para aliviar as tensões, tanto a L.M.A quanto as tensões residuais reduzem proporcionalmente.

Analisando o mecanismo que produziu o alívio das tensões residuais por VMR nas Amostras 0, 1 e 2 conclui-se que foi em função da deformação plástica causada pela vibração mecânica, pois segundo Hauk (1997) e Banazwski (2011), as tensões residuais diminuem e a L.M.A do pico de difração aumenta quando um material é submetido à deformação plástica e, para Walker *et al.* (1995) e Kwofie (2009), este é o mecanismo responsável pela redução das tensões residuais.

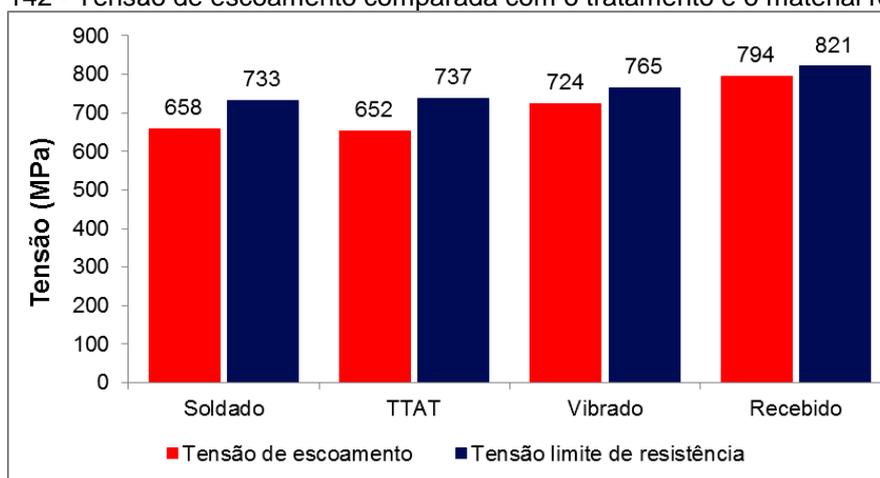
Outra análise se refere a variação da L.M.A que foi menor, na média, em 22% após o alívio por TTAT e em 1,43% após o alívio por VMR, isto se deve aos mecanismos envolvidos e aos percentuais de redução da L.M.A que são maiores no TTAT do que os percentuais de aumento da L.M.A após o alívio por VMR.

5.3 ANÁLISE DOS ENSAIOS DE TRAÇÃO E DOBRAMENTO

Para esta análise foram tomados os resultados dos ensaios realizados nos CPs do material como recebido, como soldado, soldado e aliviado por TTAT e soldado e aliviado por VMR. O gráfico da Figura 142 mostra tensão limite de resistência e a tensão limite de escoamento para cada condição. O material como recebido apresentou resultados de acordo com o fabricante, para o material soldado e aliviado por VMR, o limite de escoamento foi 11% superior ao do material aliviado por TTAT. Para o material aliviado por TTAT e o material como soldado os valores resultantes dos ensaios foram praticamente os mesmos.

Segundo Walker *et al.* (1995), Crisi e Mendonça (2006), Kwofie (2009) e Baqar (2014), o material submetido ao alívio por vibração reduz as tensões residuais sem alterar as propriedades mecânicas, diferente do que ocorre no alívio por tratamento térmico.

Figura 142 - Tensão de escoamento comparada com o tratamento e o material recebido.



Fonte: Autor.

No ensaio de dobramento, foi constatado, Figura 143, que os corpos de prova soldado S3, aliviado por TTAT T3 e aliviado por vibração V3, apresentaram maior falta de penetração, entretanto, durante o dobramento, somente o V3 não fraturou, evidenciando a hipótese de que as propriedades mecânicas melhoram pela aplicação do método de alívio por VMR.

Figura 143 - Corpos de prova como soldado S3, aliviado por TTAT T3 e aliviado por vibração V3.



Fonte: Autor.

5.4 ANÁLISE DO ENSAIO DE TENACIDADE AO IMPACTO

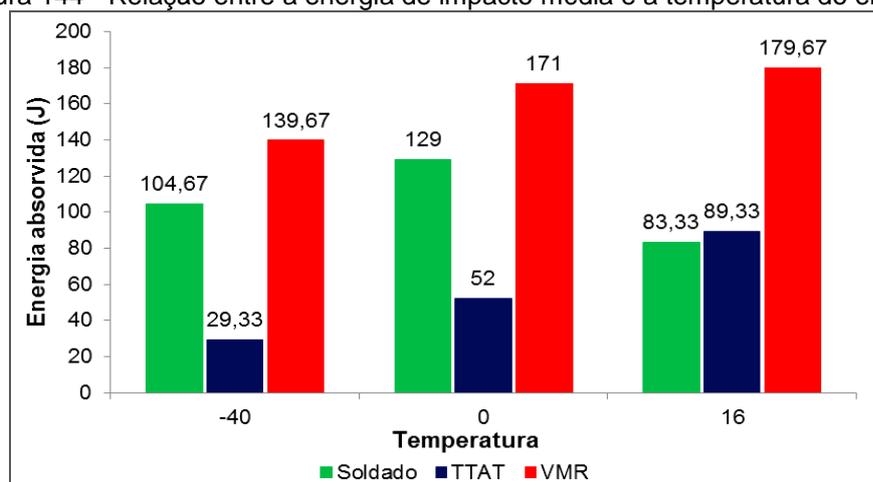
O ensaio de tenacidade ao impacto do material soldado e sem tratamento de alívio de tensões apresentou o melhor resultado médio para a temperatura de 0°C e o pior para a temperatura de 16°C, apesar disso todos os valores resultaram numa boa tenacidade para a região da ZAC e as fraturas foram por coalescência de microvazios.

Os corpos de prova da Amostra 4, aliviada por TTAT, resultaram os menores valores de tenacidade ao impacto quando comparados com as outras condições de ensaio, apresentando fratura frágil nos corpos de prova T3 a 0°C e T2 a -40°C.

Para a Amostra 2, aliviada por VMR, o ensaio de impacto resultou em valores de absorção de energia consideravelmente maiores que as demais condições analisadas, enfatizando o corpo de prova V1 a 0°C que absorveu 217 J. Todos os corpos de prova apresentaram características de ductilidade.

O gráfico da Figura 144 exibe a relação entre a energia média de impacto absorvida com relação à temperatura do ensaio para as 3 condições avaliadas: como soldado, soldado e aliviado por TTAT e soldado e aliviado por VMR, onde é possível perceber que a amostra tratada por VMR apresentou excelente tenacidade ao impacto quando comparada às outras duas condições.

Figura 144 - Relação entre a energia de impacto média e a temperatura do ensaio.



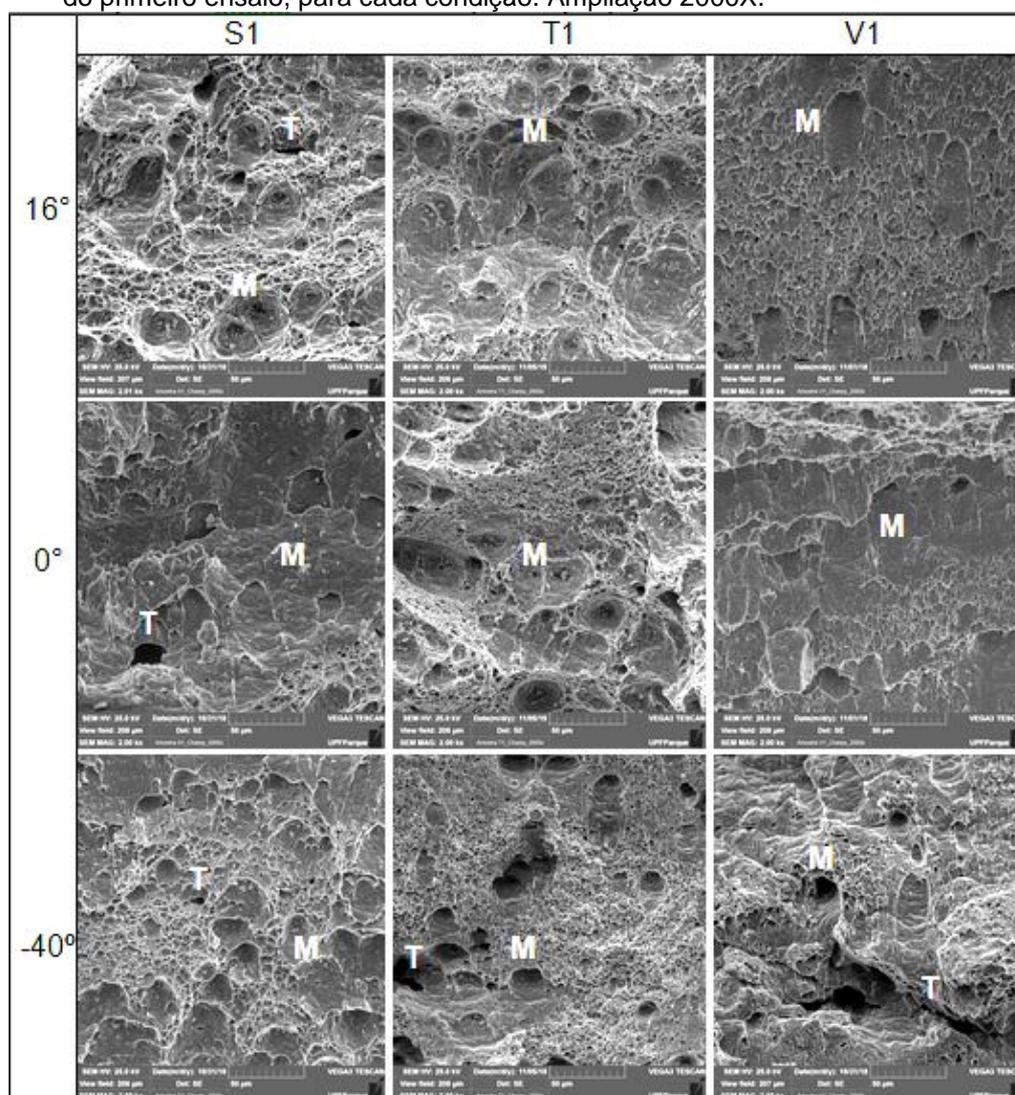
Fonte: Autor.

O nível de absorção de energia no ensaio de impacto foi confirmado analisando a morfologia das fraturas através da fractografia. Inicialmente, na ampliação de 40X, foram comparadas as regiões fraturadas em todas as condições

e temperaturas, relacionando as energias absorvidas com o tipo de fratura apresentado. As análises relacionadas ao modo como ocorreu à falha foram referenciadas segundo o livro ASTM HANDBOOK Vol. 12 (1987).

Importa observar que a condição era produzir os entalhes na mesma sub-região da ZAC, porém isto não foi possível em função do tamanho da ZAC. Entretanto, o ensaio não foi invalidado pois o comportamento se manteve dentro de um perfil de resultado muito parecido para todos os corpos de prova, temperaturas e para cada condição ensaiada. A Figura 145 relaciona o aspecto da fratura com a temperatura de ensaio para os corpos de prova S1, T1 e V1.

Figura 145 - Imagens fractográficas exibindo o modo como fraturou relacionado com a temperatura, do primeiro ensaio, para cada condição. Ampliação 2000X.



Fonte: Autor.

Ao analisar as três condições ensaiadas à temperatura ambiente (16°C) notou-se que os CPs apresentaram fratura por coalescência de microvazios com a presença de algumas trincas, indicado nas Figuras 145, 146 e 147 pela letra “M” e as trincas pela letra “T”, respectivamente.

Para S1 alguns sulcos são grandes, equiaxiais e limitados por uma borda apresentando uma forma cônica profunda, condição de muita ductilidade, outros são abertos, em forma de lágrima, com a extremidade fechada apontando para a origem da fratura, outras áreas mostram microvazios de pequeno diâmetro em função da existência de muitos locais de nucleação pela presença de inclusões e/ou partículas de segunda fase, evidenciando áreas menos dúcteis.

A 16°C e comparando a T1 onde predominam sulcos maiores e mais rasos com maior tendência à fratura por cisalhamento e impacto do que em S1, é encontrada em V1 uma fratura com microvazios mais rasos, menor plasticidade, e abertos em forma de lágrima, característica de fratura por cisalhamento, do que em S1 e T1, ainda que a Amostra 2, vibrada, apresentou o menor alongamento, 4,39% no ensaio de tração, comprovando a menor plasticidade.

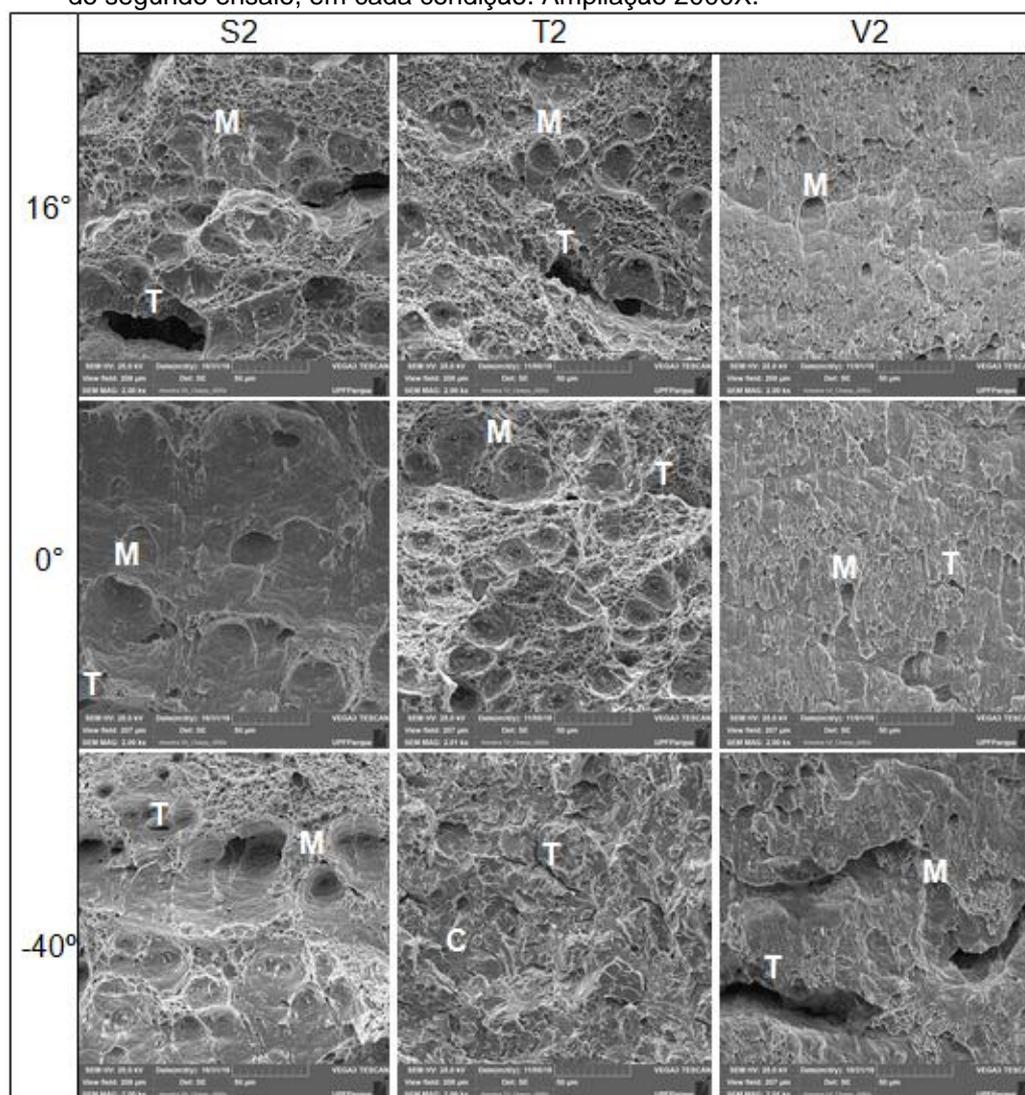
Na temperatura de 0°C S1 e V1 têm aspectos de fratura parecidos com microvazios grandes e rasos, abertos numa das extremidades, as extremidades fechadas apontam para o local do início da fratura, diferente de T1 onde os microvazios são pequenos e equiaxiais tendendo para uma fratura por tração.

A -40°C ocorre o aumento da fragilidade por se tratar de material com estrutura cristalina cúbica de corpo centrado e isto pode ser comprovado pela mudança no aspecto das fraturas, juntamente com o aumento da presença de trincas. Surge, nas três condições ensaiadas, um número maior de cavidades de pequeno diâmetro bem como uma diminuição de sulcos rasos tipo lágrima. O aspecto da fratura em V1 leva a uma avaliação de maior ductilidade que S1 e T1 pela presença de microvazios pequenos em menor número e regiões onde a coalescência das microcavidades cresceu mais do que no S1, como soldado, e no T1. Estas considerações confirmam que a vibração mecânica apresentou maior tenacidade ao impacto ao confrontar as diferenças encontradas no modo como fraturou em relação às outras duas condições examinadas.

Considerando a Figura 146 observou-se a mesma tendência, nas fractografias, com relação aos valores médios de tenacidade ao impacto (gráfico da Figura 146) apresentando maior valor para os corpos de prova vibrados V2 quando

comparados aos corpos de prova soldados S2 e aos aliviados por TTAT T2. Nota-se a existência de sulcos rasos em forma de lágrima no V2 em todas as temperaturas ensaiadas, caracterizando uma fratura por cisalhamento. O V2 a -40°C mostra ruptura na cavidade intergranular resultante da coalescência de microvazios em contorno de grão. Mecanismo semelhante ocorreu para S2 e T2 a 16°C .

Figura 146 - Imagens fractográficas exibindo o modo como fraturou relacionado com a temperatura, do segundo ensaio, em cada condição. Ampliação 2000X.

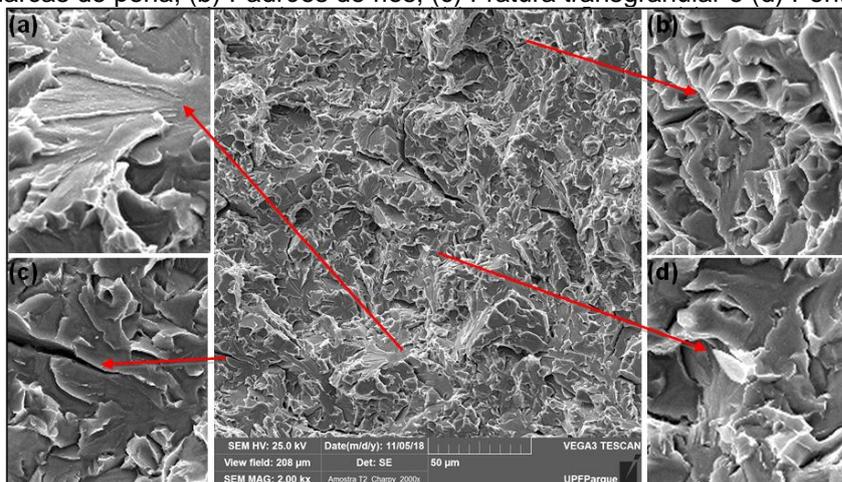


Fonte: Autor.

Uma excessão ocorreu no corpo de prova T2 a -40°C onde a fratura foi totalmente frágil, por clivagem, indicado pela letra “C”, na sua maioria com marcas de pena, em forma de leque de degraus muito finos de clivagem, padrões de rios e pontas de flecha. As trincas existentes são, na maior parte, intergranulares e

algumas transgranulares. O modo como fraturou e suas particularidades, apontadas pelas setas, podem ser vistas na Figura 147.

Figura 147 – Corpo de prova T2 a -40°C detalhando o modo como fraturou e aspectos da fratura: (a) Marcas de pena; (b) Padrões de rios; (c) Fratura transgranular e (d) Pontas de flecha.



Fonte: Autor.

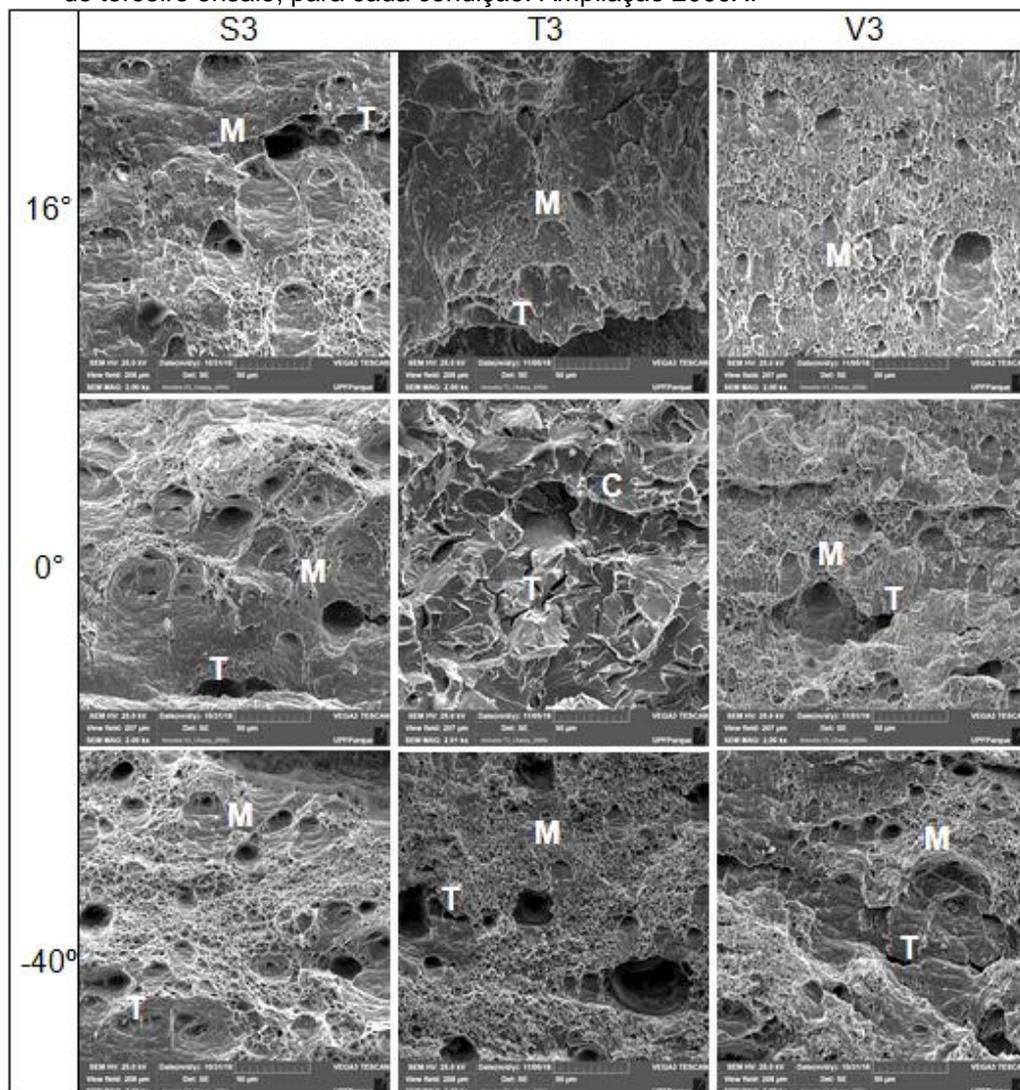
Os corpos de prova da Figura 148, soldados e vibrados, mantiverem a tendência inicial em relação aos padrões da fratura e valores de tenacidade ao impacto, os maiores valores são do tratamento por VMR. Para os tratados termicamente, o aspecto da fratura foi diferente nas temperaturas ensaiadas.

O T3 a 16°C mostra uma fratura com coalescimento de microvazios rasos de grandes diâmetros significando que nesta região houve pouca presença de inclusões e partículas de segunda fase, também existe na parte inferior a formação de uma superfície de fratura contínua que condiz com o modo dúctil de fraturar.

O T3 a -40°C mostrou um tipo de fratura diferente dos demais, sendo a maior área observada formada por microvazios de pequeno diâmetro, alguns equiaxiais e outros com a borda aberta. Outra diferença é a existência de microvazios equiaxiais grandes, côncavos e profundos apresentando uma borda lisa e de aparência frágil, com trincas na superfície que se rompem próximas da região de maior concavidade.

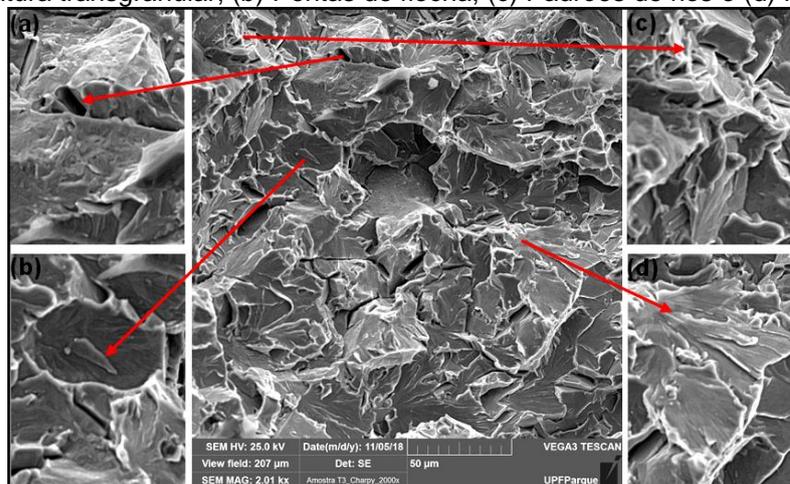
Para o corpo de prova T3 a 0°C a fratura foi por clivagem caracterizada pela presença de padrões de rios, marcas de penas e pontas de flecha, confirmando a baixa absorção de energia (8J) deste corpo de prova, além da presença de trincas intergranulares e, em menor número, transgranulares, de acordo com o apresentado na Figura 149 que detalha, nas ampliações indicadas pelas setas, as formas que caracterizam a fratura por clivagem do corpo de prova T3 a 0°C .

Figura 148 - Imagens fractográficas exibindo o modo como fraturou relacionado com a temperatura, do terceiro ensaio, para cada condição. Ampliação 2000X.



Fonte: Autor.

Figura 149 - Corpo de prova T3 a 0°C detalhando o modo como fraturou e aspectos da fratura: (a) Fratura transgranular; (b) Pontas de flecha; (c) Padrões de rios e (d) Marcas de pena.



Fonte: Autor.

De maneira geral, para Anderson (2005), os mecanismos das fraturas acompanham os modos de carregamento I, II e III. Com base em ASTM HANDBOOK (1987), os 3 modos de carregamento normalmente estão presentes, com maior ou menor intensidade, mudando a forma com a qual elas se apresentam conforme o percentual de um ou de outro modo de carregamento aumentam ou diminuem, além da fragilidade ou ductilidade na região de ruptura.

Estas afirmativas convergem para os modos como as fraturas ocorreram no ensaio de tenacidade ao impacto, onde foi possível confirmar que o alívio de tensões por vibração, analisando sob o aspecto da fratura, foi superior em absorção de energia quando comparado com o alívio de tensões por tratamento térmico.

As regiões da ZAC avaliadas suportaram desempenho superior ao do material como recebido, na temperatura de -40°C , de acordo com os dados obtidos da High Strength Plates & Profiles Inc (2018), 27 J para -40°C , e em todas as temperaturas ensaiadas conforme os testes realizados, exceção ao corpo de prova T2. Os resultados dos ensaios foram mostrados na Tabela 7, material como recebido, e na Tabela 23, após a soldagem e os procedimentos de alívio de tensões.

5.5 ANÁLISE DO ENSAIO DE TENACIDADE À FRATURA – CTOD

A Tabela 33 mostra a média dos valores calculados a partir dos resultados dos ensaios de CTOD onde o material vibrado apresentou valor médio superior em relação aos demais, em torno de 37%, quando relacionada às amostras tratadas termicamente e, perto de 306%, para as amostras como soldadas. Logo, se verificou maior resistência à propagação da trinca nas amostras aliviadas por VMR.

Tabela 33 – Valor médio dos ensaios de CTOD nas condições avaliadas.

Região	Condição	CTOD Médio (mm)	
ZAC	Soldado	0,098	 0,098
	TTAT	0,219	 0,219
	Vibrado	0,300	 0,300
		0	0,1 0,2 0,3 0,4

A Tabela 34 compara o tipo das curvas de Força (N) X COD (mm) relacionando a força máxima, a abertura do extensômetro-Vp e o valor do CTOD para cada condição e corpo de prova ensaiado.

Tabela 34 – Relação entre a força máxima, Vp e valor de CTOD nas 3 condições de ensaio.

Condição	Corpo de Prova	Força máxima (N)	Vp (mm)	CTOD (mm)	Desvio Padrão
Soldado	S1	5201,24	0,792	0,177	0,079
	S5	2898,94	0,052	0,019	
TTAT	T1	5439,03	1,457	0,309	0,074
	T2	5987,02	0,625	0,157	
	T3	6407,67	0,511	0,160	
	T4	5454,11	0,530	0,155	
	T5	5221,64	1,191	0,316	
VMR	V2	5922,84	1,012	0,314	0,034
	V3	4490,47	0,986	0,244	
	V4	5032,53	1,030	0,289	
	V5	4661,01	1,361	0,353	

Nos corpos de prova como soldado S2, S3 não foi possível tratar os dados, logo não calculado o valor de CTOD, o S4 não gerou nem a pré-trinca de fadiga. O corpo de prova V1 não foi validado pois a variação da medida da trinca a_0 ficou em 23,69%, acima dos 20% permitidos de acordo com a norma BS 7448 Parte 2 (1997). A análise fractográfica e a análise metalográfica após o ensaio de CTOD, para o material somente soldado, tratado por TTAT e por VMR confirmam estes resultados.

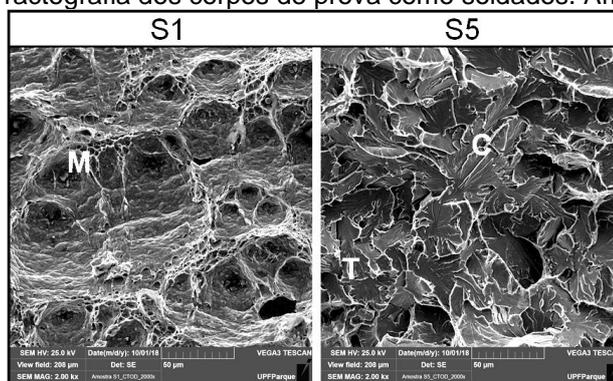
A condição como soldado não produziu uma amostragem significativa e, portanto, não é representativa. A condição de tratado termicamente se apresentou mais dispersa do que a condição de VMR. Essa diferença nos valores de CTOD, Tabela 33, quando comparados os dois métodos de alívio de tensões residuais, está inicialmente relacionada à região de abertura da trinca identificada na análise micrográfica e o tipo de fratura identificado na análise fractográfica. Sabe-se que a ZTA é formada por regiões muito próximas uma da outra que podem ter variações significativas na tenacidade à fratura. A proximidade dessas regiões dificulta que a usinagem do entalhe para gerar a pré-trinca ocorra sempre no mesmo ponto.

A região de abertura da trinca na ZAC determinou as diferenças na comparação dos valores de CTOD entre o método VMR e TTAT. Importa observar que o comportamento mais homogêneo foi causado pelo método VMR porque, embora a pré-trinca esteja localizada em distintas regiões, as diferenças encontradas foram menos significativas do que no TTAT, com base nos valores do desvio padrão, que foi de 0,034 para VMR e 0,074 para TTAT.

5.5.1 Análise fractográfica da superfície da fratura

A Figura 150 mostra a fractografia dos corpos de prova S1 e S5, na condição como soldados, nos quais foi possível calcular o valor do CTOD, onde o S1 apresentou fratura por coalescência de microvazios e o S5 fratura por clivagem. Estas características de fratura convergem para os resultados do ensaio relacionados na Tabela 34. Os microvazios, as trincas e a fratura por clivagem estão indicados, nas Figuras 150, 151 e 152, pelas letras “M”, “T” e “C”, respectivamente.

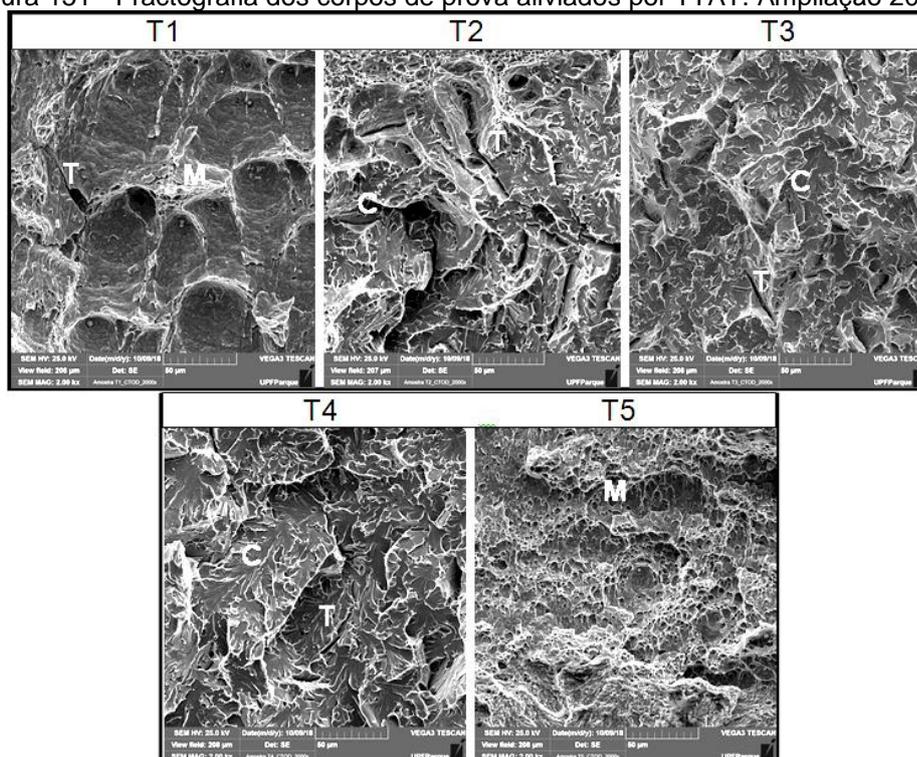
Figura 150 – Fractografia dos corpos de prova como soldados. Ampliação 2000X.



Fonte: Autor.

Ao comparar as fractografias da Figura 150 com as da Figura 151, relativa aos corpos de prova T1, T2, T3, T4, T5, fabricados a partir da Amostra 7, aliviados por TTAT, nota-se que o T1 e o T5 apresentaram fratura dúctil com um valor de CTOD bem superior ao S1. A fratura nos corpos de prova T2, T3 e T4 foi por clivagem, de aspecto frágil, semelhante ao S5, porém com valores de CTOD muito superiores e quando comparados ao S1, todos os valores de CTOD, VP e força máxima foram superior, Tabela 34.

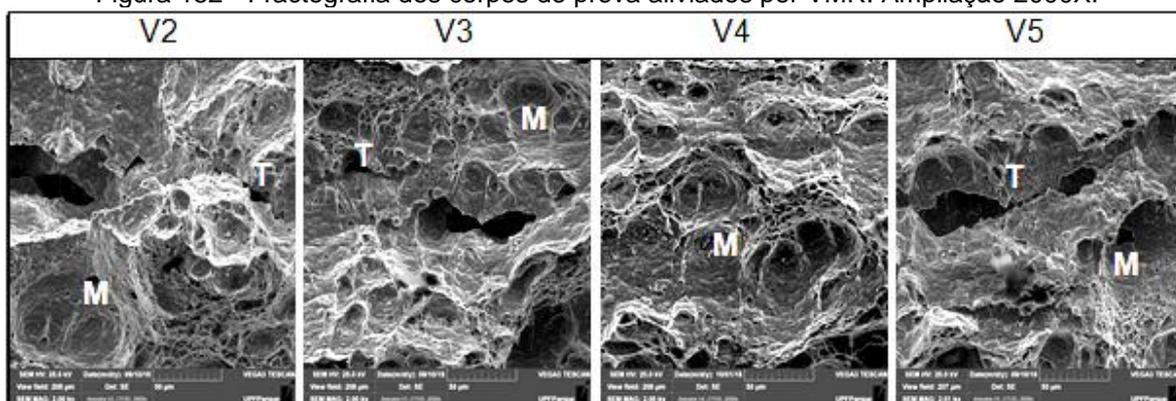
Figura 151 - Fractografia dos corpos de prova aliviados por TTAT. Ampliação 2000X.



Fonte: Autor.

As imagens fractográficas exibidas na Figura 152 se referem à Amostra 0, aliviada por VMR, e os corpos de prova validados no ensaio de tenacidade à fratura (V2, V3, V4 e V5) apresentaram fratura dúctil por coalescência de microvazios,

Figura 152 - Fractografia dos corpos de prova aliviados por VMR. Ampliação 2000X.



Fonte: Autor.

Ao fazer a comparação entre os materiais somente soldados, Figura 150, aliviados por TTAT, Figura 151, e aliviados por VMR, Figura 152, e com os dados da Tabela 33, pode-se afirmar que, embora a força máxima média aplicada durante o

ensaio de tenacidade à fratura tenha sido menor na ZAC do material vibrado, a abertura do extensômetro, V_p , na média foi maior.

Para calcular o valor de CTOD são considerados, entre outros parâmetros, a força máxima e o tamanho da trinca resultante da aplicação desta força. Neste caso, a relação Força X COD foi mais relevante para o material vibrado, resultando um valor de CTOD maior, na média, Tabela 33, para a região da ZAC aliviada por VMR, quando comparado com o material como soldado e o aliviado por TTAT.

Para uma análise mais precisa em relação à região da ZAC na qual o ensaio de tenacidade à fratura iniciou, pois, de acordo com Marques et al. (2011), na ZAC existem várias sub-regiões que, em função das diferentes microestruturas geradas durante a soldagem, apresentam propriedades mecânicas diferentes. Na seção que segue foram analisadas a macrografia, para identificar o início da abertura da trinca, a micrografia que identificou a microestrutura na região onde iniciou da trinca e a fractografia relacionando os diferentes aspectos da fratura com a microestrutura.

5.5.2 Análise metalográfica após o ensaio CTOD

As Figuras 153 até a 159 e as Figura 160 até a 163 correlacionam os aspectos micrográficos com os fractográficos, para as 3 condições estudadas, avaliando os resultados dos ensaios de tenacidade à fratura, comparando com a micrografia e com a caracterização da fratura.

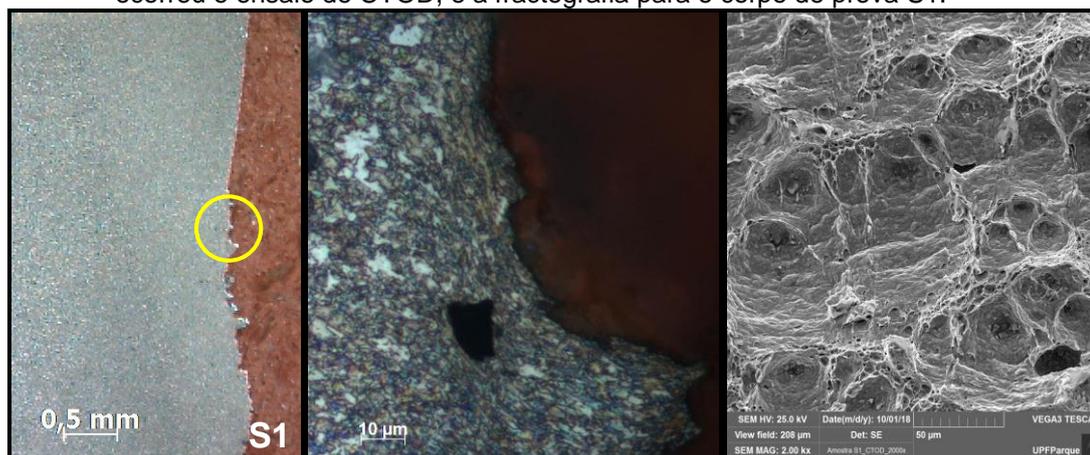
Relacionando os resultados com a região da ZAC, onde o ensaio foi conduzido, com o tipo de fratura resultante e com o método de alívio de tensões utilizado, forneceram uma orientação quanto à eficácia da utilização da VMR quando comparada com o TTAT e/ou com o material na condição como soldado.

Os dados da Tabela 35 se referem aos corpos de prova S1, Figura 153, e S5, Figura 154, e auxiliaram na análise dos resultados do ensaio de tenacidade à fratura que se apresentou dentro de certa normalidade, pois conforme Zampieri Júnior (2014), a região do metal de adição possui menor tenacidade, produzindo, neste caso, uma fratura frágil e, em consequência, um baixo valor de CTOD, considerando que estes dois corpos de prova não tiveram suas tensões residuais aliviadas.

Tabela 35 - Relação entre o valor de CTOD, microestrutura e tipo de fratura para as amostras soldadas e sem tratamento de alívio de tensões.

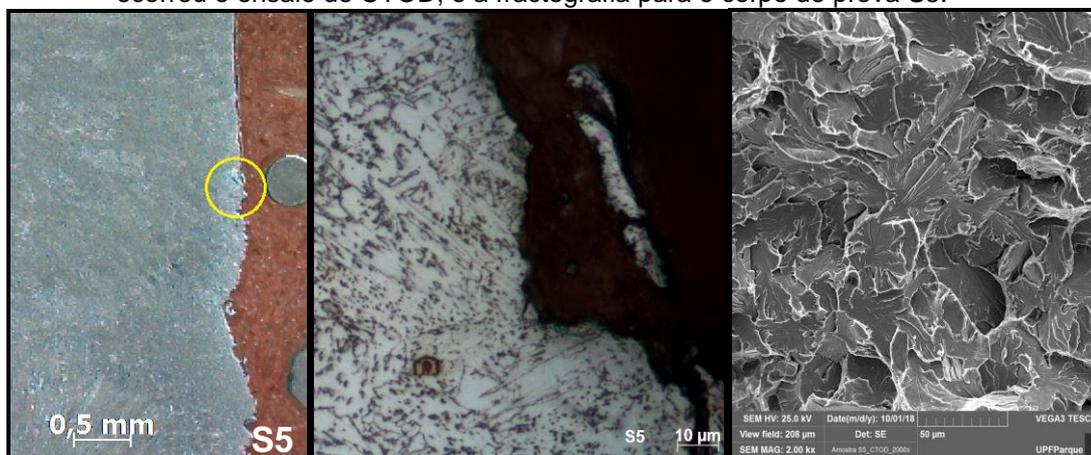
Corpo de Prova	CTOD (mm)	Região abertura da trinca	Tipo de fratura
S1	0,177	Grãos finos	Coalescência de microvazios
S5	0,019	Metal de adição	Clivagem

Figura 153 – Identificação do início da abertura da trinca e a relação entre a microestrutura, onde ocorreu o ensaio de CTOD, e a fractografia para o corpo de prova S1.



Fonte: Autor.

Figura 154 – Identificação do início da abertura da trinca e a relação entre a microestrutura, onde ocorreu o ensaio de CTOD, e a fractografia para o corpo de prova S5.



Fonte: Autor.

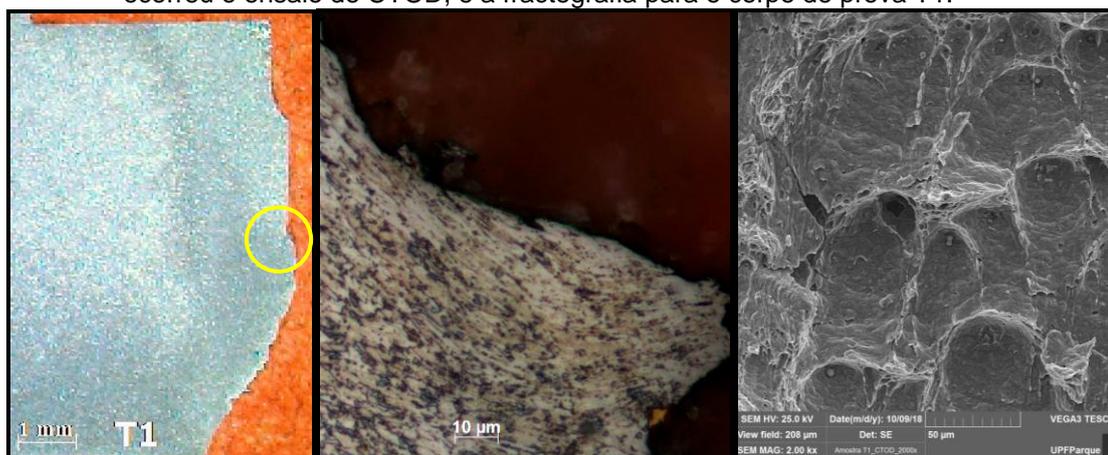
A Tabela 36 exibe os resultados da análise dos corpos de prova T1, T2, T3, T4 e T5 referente às Figuras 155 a 159, nesta ordem, relacionando o valor do CTOD com a microestrutura na região da trinca e o tipo de fratura para o alívio por TTAT.

Tabela 36 – Relação entre o valor de CTOD, microestrutura e tipo de fratura para as amostras com as tensões residuais aliviadas por TTAT.

Corpo de Prova	CTOD (mm)	Região abertura da trinca	Tipo de fratura
T1	0,309	Grãos finos	Coalescência de microvazios
T2	0,157	Grãos grosseiros	Clivagem
T3	0,160	Grãos grosseiros	Clivagem
T4	0,155	Metal de adição	Clivagem
T5	0,316	Metal de adição	Coalescência de microvazios

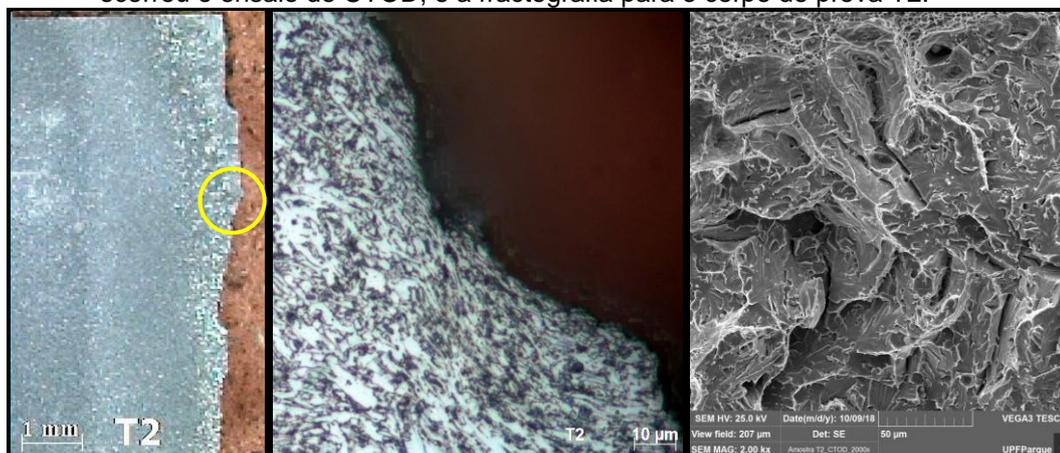
Para a condição onde a amostra foi aliviada por TTAT os resultados do ensaio de tenacidade à fratura foram superiores à amostra como soldada e sem alívio, quando a região onde ocorreu a abertura da trinca foi a de grãos finos, com fratura por coalescência de microvazios e, também, quando a abertura da trinca foi na região de do metal de adição com fratura por clivagem.

Figura 155 – Identificação do início da abertura da trinca e a relação entre a microestrutura, onde ocorreu o ensaio de CTOD, e a fractografia para o corpo de prova T1.



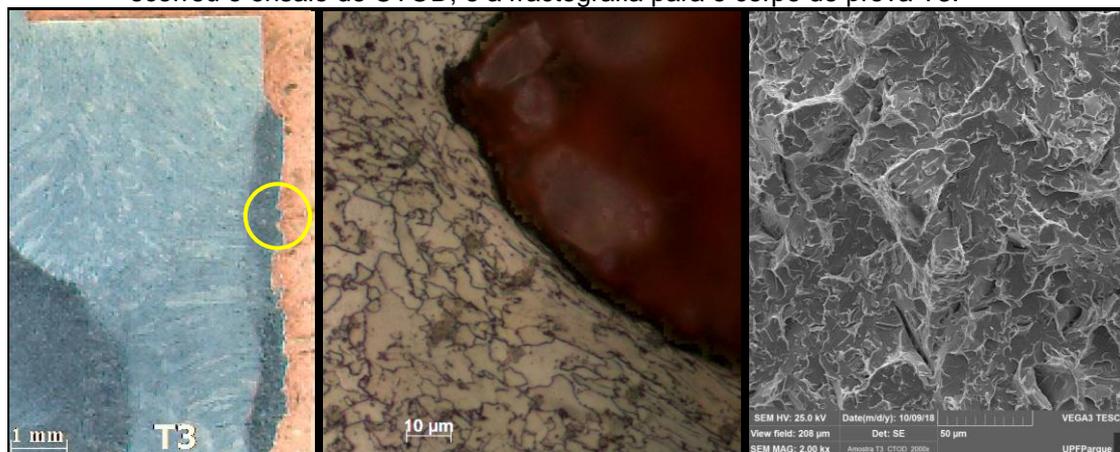
Fonte: Autor.

Figura 156 – Identificação do início da abertura da trinca e a relação entre a microestrutura, onde ocorreu o ensaio de CTOD, e a fractografia para o corpo de prova T2.



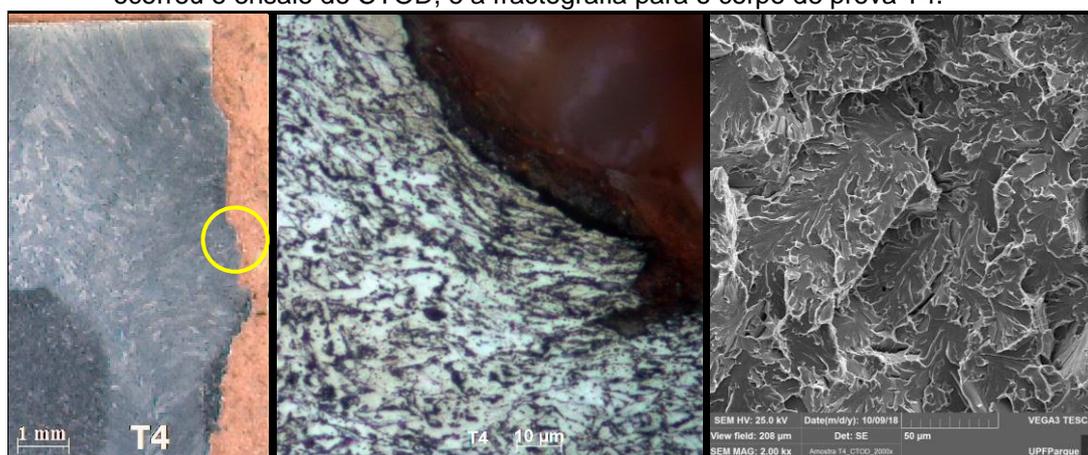
Fonte: Autor.

Figura 157 – Identificação do início da abertura da trinca e a relação entre a microestrutura, onde ocorreu o ensaio de CTOD, e a fractografia para o corpo de prova T3.



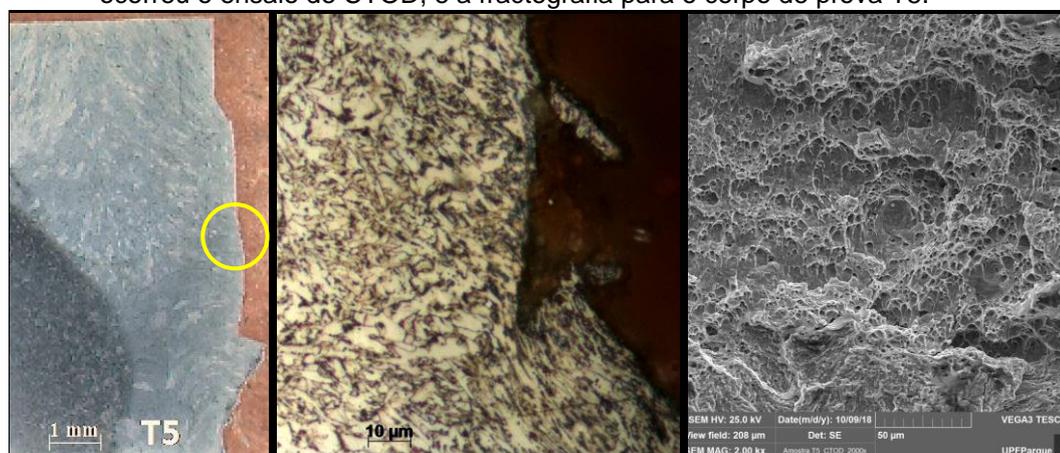
Fonte: Autor.

Figura 158 – Identificação do início da abertura da trinca e a relação entre a microestrutura, onde ocorreu o ensaio de CTOD, e a fractografia para o corpo de prova T4.



Fonte: Autor.

Figura 159 – Identificação do início da abertura da trinca e a relação entre a microestrutura, onde ocorreu o ensaio de CTOD, e a fractografia para o corpo de prova T5.



Fonte: Autor.

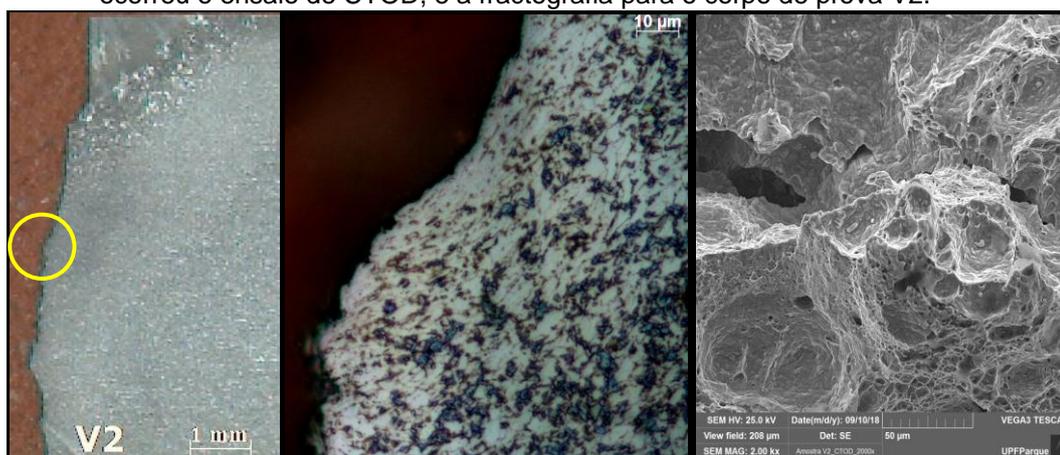
A Tabela 37 apresenta os resultados da análise dos corpos de prova V2, V3, V4 e V5 referente às Figuras 160 a 163, respectivamente, onde relaciona o valor do CTOD com a microestrutura na região da abertura da trinca e o tipo de fratura para o alívio de tensões por VMR.

Tabela 37 - Relação entre o valor de CTOD, microestrutura e tipo de fratura para as amostras com as tensões residuais aliviadas por VMR.

Corpo de Prova	CTOD (mm)	Região abertura da trinca	Tipo de fratura
V2	0,314	Grãos finos	Coalescência de microvazios
V3	0,244	Grãos finos	Coalescência de microvazios
V4	0,289	Grãos finos	Coalescência de microvazios
V5	0,353	Grãos grosseiros	Coalescência de microvazios

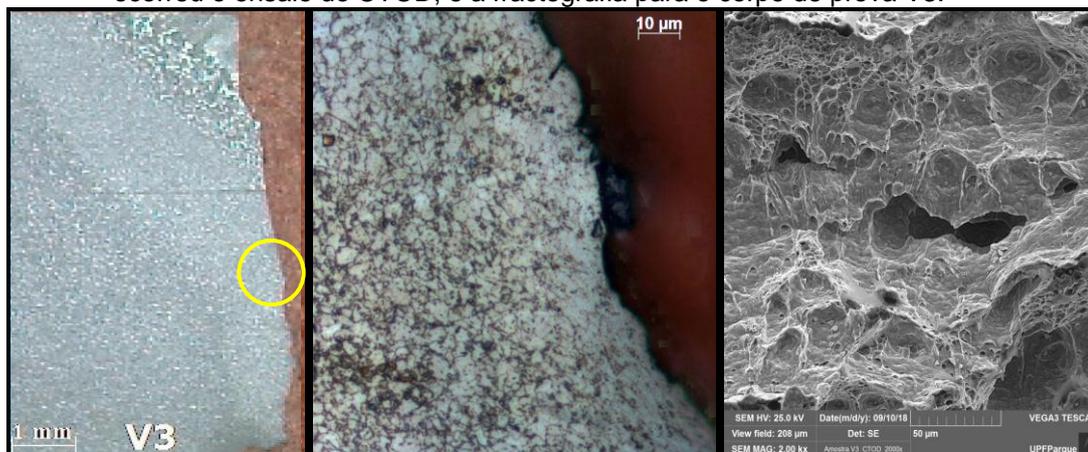
Para a amostra aliviada por VMR os resultados do ensaio de tenacidade à fratura foram superiores à amostra somente soldada e soldada com alívio por TTAT, na região onde ocorreu a abertura da trinca, sejam elas de grãos finos ou grãos grosseiros. A fratura na VMR, independente da região, foi por coalescência de microvazios, porém no corpo de prova como soldado, S5, a fratura foi por clivagem. A amostra aliviada por TTAT apresentou fratura por coalescência de microvazios (corpos de prova T1, T3, T4) e por clivagem (corpos de prova T2 e T5).

Figura 160 – Identificação do início da abertura da trinca e a relação entre a microestrutura, onde ocorreu o ensaio de CTOD, e a fractografia para o corpo de prova V2.



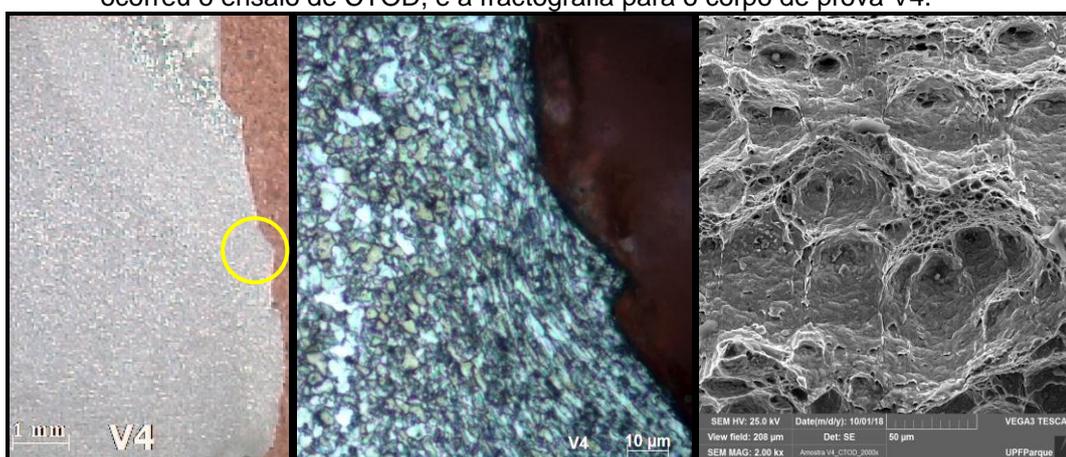
Fonte: Autor.

Figura 161 – Identificação do início da abertura da trinca e a relação entre a microestrutura, onde ocorreu o ensaio de CTOD, e a fractografia para o corpo de prova V3.



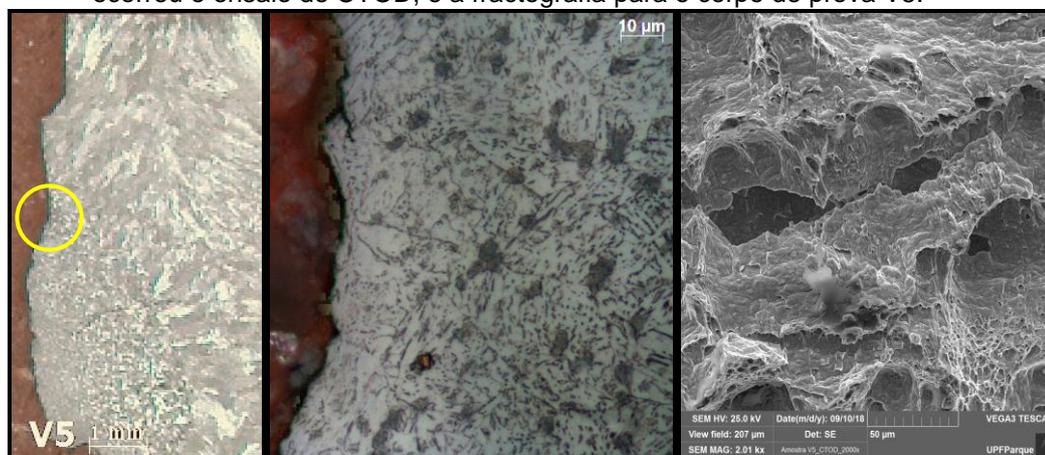
Fonte: Autor.

Figura 162 – Identificação do início da abertura da trinca e a relação entre a microestrutura, onde ocorreu o ensaio de CTOD, e a fractografia para o corpo de prova V4.



Fonte: Autor.

Figura 163 – Identificação do início da abertura da trinca e a relação entre a microestrutura, onde ocorreu o ensaio de CTOD, e a fractografia para o corpo de prova V5.



Fonte: Autor.

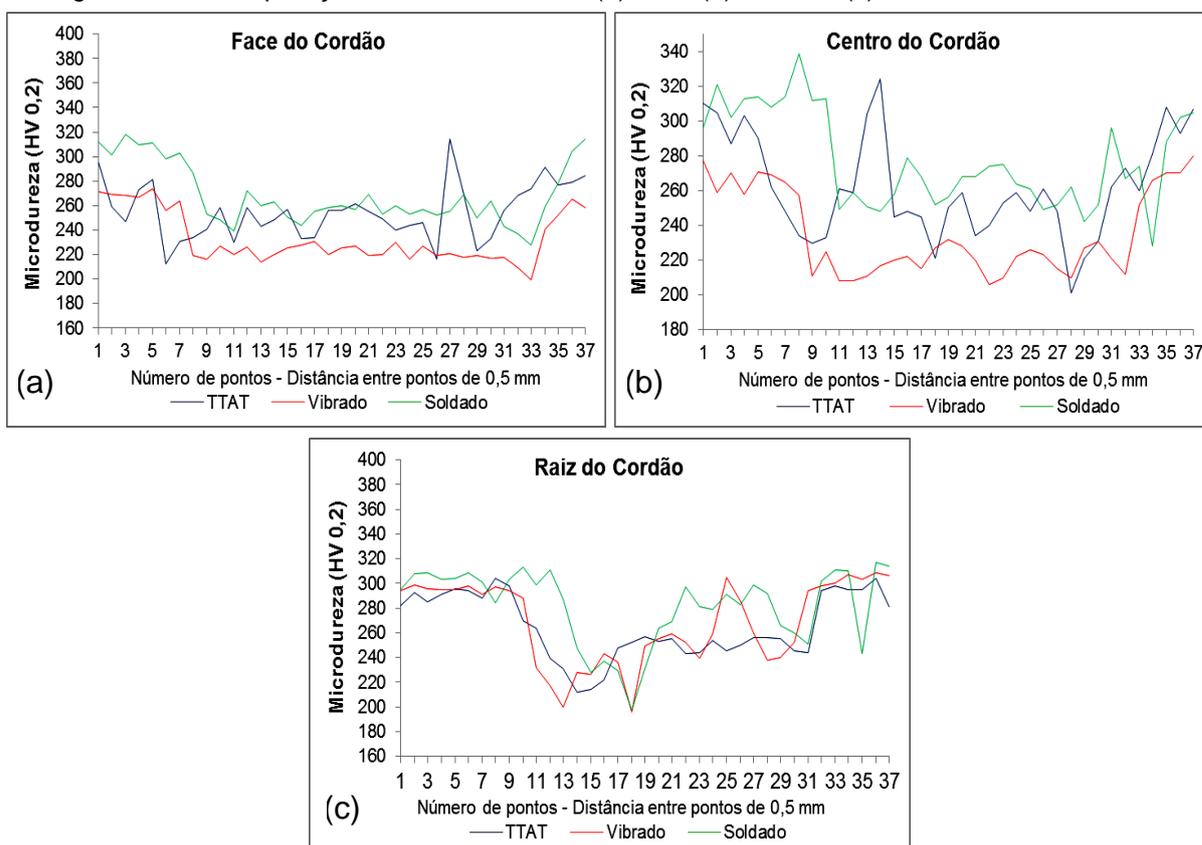
Nas amostras aliviadas pela VMR a fratura ocorreu por coalescência de microvazios, independente de a região ser de grãos finos ou grosseiros. Para as amostras T1 e T5, aliviadas por TTAT, a fratura também foi por coalescência de microvazios, justificando a pequena diferença nos valores de CTOD quando comparadas com as amostras vibradas.

Comparando V5 com T2 e T3, Tabela 33, onde a abertura da trinca foi na região de granulação grosseira, há uma fratura por coalescência de microvazes em V5 e uma fratura por clivagem em T2 e T3. O local onde ocorreu a abertura da trinca pode justificar a diferença maior que 100% no CTOD para as amostras aliviadas por VMR.

5.6 ANÁLISE DO ENSAIO DE MICRODUREZA VICKERS

A Figura 164(a) compara o perfil das microdurezas medidas na face, a Figura 164(b) compara as microdurezas medidas no centro do cordão e a Figura 164(c) compara o perfil das microdurezas medidas na raiz do cordão de solda.

Figura 164 – Comparação das microdurezas: (a) face, (b) centro e (c) raiz do cordão de solda.



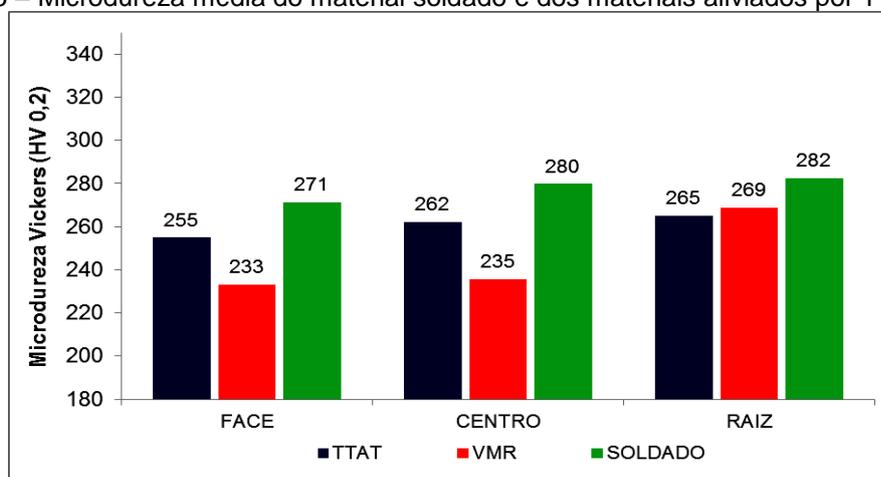
Fonte: Autor.

Analisando as 3 imagens da Figura 164, é possível identificar, pelo perfil de microdureza, que os valores medidos na face e no cordão de solda para o material aliviado por VMR apresentaram maior redução quando comparados com o material aliviado por TTAT e com o material somente soldado.

O perfil de microdureza para a raiz do cordão de solda não apresentou diferenças relevantes entre os dois tratamentos de alívio de tensões enquanto que o material somente soldado apresentou níveis maiores de dureza entre as três condições analisadas. Os resultados mostraram uma tendência de comportamento onde o maior valor da dureza foi no metal base e o menor valor no metal de adição.

Quando se compara a média da dureza na face e no centro do cordão para o material aliviado por TTAT e VMR e para o material como soldado, Figura 165, o menor valor médio de dureza é do material vibrado seguido pelo material tratado termicamente e a maior média foi do material como soldado. Na raiz do cordão a dureza praticamente não variou para as três condições avaliadas. Os valores médios de dureza acompanharam o perfil plotado nos gráficos da Figura 165.

Figura 165 – Microdureza média do material soldado e dos materiais aliviados por TTAT e VMR.



Fonte: Autor.

Segundo Bocciarelli e Maier (2006), se a natureza das tensões residuais na superfície forem trativas, o ensaio apresentará um valor menor para a dureza superficial, caso contrário, se as tensões residuais superficiais forem compressivas a penetração será mais difícil e o resultado do ensaio apresentará valores maiores para a dureza superficial. Esta afirmativa concorda com os resultados de dureza encontrados, pois, conforme a Figura 139, as tensões residuais após a VMR ficaram, na média, mais trativas do que as tensões residuais após o TTAT.

6 CONCLUSÕES

O estudo quantificou o alívio das tensões residuais medidas por Difração de Raios-X e a sua relação com a tenacidade à fratura elasto-plástica na Zona Afetada pelo Calor nas juntas soldadas do aço Domex 700 MC[®], comparando a eficácia do alívio de tensões por vibração mecânica ressonante com a do alívio de tensões por tratamento térmico, concluindo que:

- a) Os valores da L.M.A do pico de difração para as amostras aliviadas por TTAT variaram significativamente, indicando que esse processo leva a uma distorção expressiva. A L.M.A, para amostras aliviadas por VMR, foi relativamente constante em todo o perfil avaliado, indicando que menos distorção foi induzida, apesar do alívio não uniforme da tensão observado no perfil de tensão residual.
- b) Com referência a avaliação dos resultados pertinentes aos ensaios mecânicos é possível afirmar que:
 - Para o ensaio de tração, o limite de escoamento do material vibrado foi, em média, 10% superior ao aliviado por TTAT, assinalando maior eficácia para o alívio de tensão por VMR.
 - No ensaio de dobramento o material aliviado por VMR qualificou os três corpos de prova, enquanto que para o aliviado por TTAT e para o material como soldado, apenas dois foram qualificados.
 - Em relação ao ensaio de tenacidade ao impacto o material vibrado absorveu mais energia que o material tratado termicamente para todas as temperaturas ensaiadas.
 - As análises fractográficas do ensaio de tenacidade ao impacto caracterizaram a maior ductilidade das fraturas para o material aliviado por VMR em relação às encontradas no TTAT.
 - A microdureza média considerando a face do cordão, a ZAC e o metal de adição, foi menor para o material aliviado por vibração, seguido pelo tratado termicamente e a maior dureza média foi para o material como soldado.

- c) Os testes de tenacidade à fratura apresentaram resultados mais significativos para o alívio de tensões residuais pelo método da VMR em comparação com o alívio por TTAT.
- d) Os ensaios metalográficos confirmaram que, de maneira geral, os métodos de alívio por VMR e por TTAT não alteram as características microestruturais do material.
- e) As tensões residuais medidas por DRX mostraram comportamentos diferentes em relação aos dois tratamentos: no alívio por TTAT a redução foi em toda a extensão medida e no VMR as reduções foram mais expressivas em pontos específicos da ZAC que suportaram maior nível de deformação durante a vibração.

Finalmente, foi possível concluir que a vibração mecânica ressonante produziu melhores resultados para as propriedades mecânicas analisadas quando comparadas com os resultados do tratamento térmico para alívio de tensões considerando a região da ZAC, principalmente para o ensaio de CTOD, pois até o momento, não haviam sido estabelecidos dados para avaliar o método de alívio de tensões residuais por vibração mecânica ressonante para esta propriedade.

7 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Para dar prosseguimento a esta pesquisa são recomendadas as seguintes análises:

- a) Testar amostra com massa e forma diferentes;
- b) Comparar com outros métodos de alívio de tensões;
- c) Avaliar o comportamento das tensões residuais em toda a espessura da amostra.
- d) Comparar os valores do CTOD do material base com os valores encontrados na ZAC para o TTAT e VMR.

8 REFERÊNCIAS

ADAMS, C. M.; KLAUBA, B. B.; BARRY, J. T. Vibratory Stress Relief: Methods used to monitor and document effective treatment, a survey of users and directions for further research. **American Society of Materials**, Ohio, p 601-606, Aug. 2006.

AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE. **API Specification 5L**. Specification for Line Pipe. Washington: API Publishing Services, 2012. 45^a Ed.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E3-95**. Standard practice for preparation of metallographic specimens. West Conshohocken, 2011.

_____. **ASTM E8 M – 00b**. Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials. West Conshohocken, 2001.

_____. **ASTM E23 - 12c**: Standard Test Methods for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials. West Conshohocken, 2013.

_____. **ASTM E190 - 92**: Standard test method for guided bend test for ductility of welds. West Conshohocken, 2003.

_____. **ASTM E384 - 07**: Standard test method for microindentation hardness of materials. West Conshohocken, 2007.

_____. **ASTM E399 – 12E2**: Standard Test Method for Linear-Elastic Plane-Strain Fracture Toughness K_{Ic} of Metallic Materials. West Conshohocken, 2013

_____. **ASTM E1426 - 98**: Standard Test Method for Determining the Effective Elastic Parameter for X-Ray Diffraction Measurements of Residuals Stress. West Conshohocken, 2003.

_____. **ASTM E1820 – 13e1**: Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness. West Conshohocken, 2014.

_____. **ASTM E1876 - 97**: Standard test method for dynamic Young's modulus, shear modulus, and Poisson's ratio by impulse excitation of vibration. West Conshohocken, 2001.

AMERICAN WELDING SOCIETY. **AWS D 1.1M**: Structural Welding Code – Steel. Miami, 2010. 569 p.

_____. **AWS A5.28/A5.28M:2005**: Specification for Low-Alloy Steel Electrodes and Rods for Gas Shielded Arc Welding. Miami, 2005. 7 p.

ANDERSON, T. L. **Fracture Mechanics: Fundamentals and Applications**. 3rd ed. New York: CRC Press, 2005. 610 p.

AOKI, S. *et al.* Reduction method for residuals stress of welded joint using harmonic vibrational load. **Journal of Nuclear Engineering and Design**, v.237, p. 206-212, 2007.

ASM HANDBOOK. **Welding, Brazing and Soldering: Residuals Stresses and Distortion**. ASM International. v 6, 1993.

_____. **Fractography**. ASM International. v 12, 1987.

BANAZWSKI, B. J. **Using X-ray diffraction to assess residual stresses in laser peened and welded aluminum**. 2011. 109 f. Thesis (Master of science in mechanical engineering). Naval Postgraduate School. Monterey, Califórnia. 2011.

BAQAR, S. A. R.; JAIN, Y. R.; KHANNA, P. Vibratory Stress Relief Techniques: A Review of Present Trends and Future Prospects. **International Journal of Emerging Technology and Advanced Engineering**, v 4, n. 11, p. 141-144, Nov. 2014.

BIALOBRZESKA, B.; KONAT, L.; JASINSKI, R. The Influence of Austenite Grain Size on the Mechanical Properties of Low-Alloy Steel with Boron. **Metals**. v 7. Wrocław, Poland, 2017. Disponível em: <<http://www.mdpi.com/2075-4701/7/1/26/htm>> Acessado em março de 2018.

BIELEFELDT, R. S. C.; DIEHL, I. L.; CLARKE, T. G. R. Análise do alívio térmico de tensões residuais do aço sae 4140 por difração de raios-x *fast in-situ*. In: CONGRESSO ANUAL DA ABM, 72, 2017. São Paulo. **Anais do Congresso Anual da ABM**. 2010. p. 2808 – 2821.

BOCCIARELLI, M.; MAIER, G. “Indentation and imprint mapping method for identification of residual stresses”. Department of Structural Engineering, Technical University of Milan, Piazza L. da Vinci 32, 20133 Milan, Italy, 2006.

BRAGA, E. M. A. Vibração como elemento de alívio de tensões residuais em cordões de solda. In: WORKSHOP DE VIBRAÇÕES E ACÚSTICA, 1, 2011. Tucuruí. **Anais do I Workshop de Vibrações e Acústica da Região Norte**. Belém, PA: UFPA. GCAM. ITEC, 2011.

BRITISH STANDARD. **BS 7448 Part 1 1991**. Method for determination of K_{Ic} , critical CTOD and critical J values of metallic materials, 1991.

_____. **BS 7448 Part 2 1997**. Method for determination of K_{Ic} , critical CTOD and critical J values of welds in metallic materials, 1997.

CALDEIRA, E. A. **Processamento de um aço ARBL no laminador de tiras a quente da CST visando atender a Norma API 5L, Grau X70**. Dissertação (Mestrado). Universidade Federal de Minas Gerais. Escola de Engenharia. Programa Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas. Belo Horizonte. 2006.

CALLISTER JR, W. D.; RETHWISCH, D. G. **Ciência e Engenharia de Materiais: uma introdução**. 9 ed. Rio de Janeiro. Editora LTC, 2016. 882 p. Tradução: Sérgio Murilo Stamile Soares.

CHLUDZINSKI, M. **Avaliação da tenacidade à fratura em juntas soldadas por fricção com pino consumível**. 2013. 164 f. Tese (Doutorado) – Universidade Federal do Rio Grande do Sul. Escola de Engenharia. Programa de Pós Graduação em Engenharia de Minas, Metalurgia e de Materiais. Porto Alegre, 2013.

CHUVAS, T. C. **Estudo da influência dos parâmetros de tratamento de alívio das tensões residuais por vibração mecânica em juntas soldadas a plasma**. 2012. 103 f. Dissertação (Mestrado) – Universidade Federal Fluminense. Escola de Engenharia. Programa Francisco Eduardo Mourão Saboya de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica. Niterói, 2012.

CLAXTON, R. Vibratory Stress Relief – An Authoritative Overview. **Material Australia**. Melbourne, jan/feb 1998. Disponível em: <<http://documents.mx/documents/vibratory-stress-relief-.html#>>. Acesso em 20 jun. 2016.

CRANE BRASIL. Nova família de aços especiais. Disponível em: <<http://cranebrasil.com.br/nova-familia-de-acos-especiais/>>. Acesso em 04 abril 2018.

CRISI, G. S.; MENDONÇA, D. P. Stress relief of welds by heat treatment and vibration: a comparison between the two methods. **Vibratory Stress Relief Online Library**, Philadelphia, 2006. Disponível em: <<http://www.vsrtechnology.net/stress-relief-of-welds/>>. Acesso em 28 abril 2016.

DAWSON, R.; MOFFAT, D. G. Vibratory Stress Relief: A Fundamental Study of Its Effectiveness. **Journal of Engineering Materials and Technology**. v. 102, n. 2, p. 169-176, Apr. 1980. Disponível em: <<http://materialstechnology.asmedigitalcollection.asme.org/article.aspx?articleid=1422784>>. Acesso em 21 jul. 2016.

DET NORSKE VERITAS. **DNV-OS-F101**: Submarine pipeline systems, 2013.

DREYFUS GLOBAL TRADE. **SRE Tech Guide. "FORMULA 62" Vibratory Stress Relief Equipment**. Disponível em: <<http://dreyfusglobal.com/products/sre/index.html>>. Acesso em 31 mar. 2018.

EASTERLING, K. **Introduction to the Physical Metallurgy of Welding**. 2nd ed. Great Britain: Editora Butterworth-Heinemann Ltd, 1992. 265 p. ISBN 0-7506-0394-1.

EUROPEAN STANDARD. **BS EN 10149-2**: Hot rolled flat products made of high yield strength steels for cold forming. Part 2: Technical delivery conditions for thermomechanically rolled steels. Brussels. 2013.

_____. **BS EN ISO 15653**: Metallic materials. Method of test for the determination of quasistatic fracture toughness of welds, 2010.

Fitzpatrick, M.E. *et al.* **Measurement Good Practice Guide No. 52.** Determination of Residuals Stresses by X-ray Diffraction – Issue 2. UK, 2005, 77p.

FERNANDES, J. R. *et al.* Efeito do tratamento térmico de alívio de tensões na microestrutura e propriedades de um tubo API 5L X65MS. Disponível em: <<http://www.tecnologiammm.com.br/doi/10.4322/2176-1523.1125>>. Acesso em: 25 janeiro 2018.

GAO, H. *et al.* Stress relaxation due to ultrasonic impact treatment on multi-pass welds. **Science and Technology of Welding and Joining**. London, v.19, n. 6, p. 504-513. 2014.

HAUK, V. **Structural and Residual Stress Analysis by Nondestructive Methods**. 1st ed. Elsevier Science, 1997. 640 p. ISBN: 9780444824769.

HIGH STRENGTH PLATES & PROFILES INC. Domex 700 MC Hot rolled, extra high strength, cold forming steel. Disponível em: <www.highstrengthplates.com/images/pdfs/Domex_700_MC.pdf>. Acesso em 04 abril 2018.

HULKA, K. Characteristic Features of Titanium, Vanadium and Niobium as Microalloy Additions to Steel. 4 ed. CBMM: São Paulo. 1998.

JAVADI, Y. *et al.* Residual stress measurement round robin on an electron beam welded joint between austenitic stainless steel 316L(N) and ferritic steel P91. **International Journal of Pressure Vessels and Piping**, v. 154, p. 41-57, 2017.

KWOFIE, S. Plasticity model for simulation, description and evaluation of vibratory stress relief. **Materials Science and Engineering A**, v. 516, n. 1-2, p. 154–161, Mar. 2009.

LEGGAT, R.H. Residuals stresses in welded structures **International Journal of Pressure Vessels and Piping**, v. 85, p. 144–151, 2008.

LINDQVIST, S.; HOLMGREN, J. **Alternative Methods for Heat Stress Relief**. 2007. 84 f. Thesis (Master) - Luleå University of Technology. Department of Applied Physics and Mechanical Engineering. Division of Manufacturing Systems Engineering. Luleå .2007.

LUH, G. C.; HWANG, R. M. Evaluating the Effectiveness of Vibratory Stress Relief by a Modified Hole-Drilling Method. **International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 14, p. 815 – 823, 1998.

LU, J. **Handbook of measurements of residuals stress**. Bethel: Society for Experimental Mechanics, 2005.

M.C. SUN, Y.H. SUN, R.K. WANG. The vibratory stress relief of a marine shafting of 35# bar steel. **Materials letters**, v. 58, p. 299–303, 2004.

MARQUES, P. V.; MODENESI, P. J.; BRACARENSE, A. Q. **Soldagem, Fundamentos e Tecnologia**. 3 ed. Belo Horizonte: Editora UFMG, 2011. 363 p. ISBN: 9788570417480

MARTINS, C. A. P. *et al.* Alívio de tensões por vibrações sub-ressonantes. UNISANTA - **Science and Technology**, v. 1, n. 2, p. 69 - 75, 2012.

NUNES, R. M. **Estudo de distorção de barras cilíndricas de aço ABNT 1045 em uma rota de fabricação envolvendo trefilação combinada e têmpera por indução**. 2012. 219 f. Tese (Doutorado) – Universidade Federal do Rio Grande do Sul. Escola de Engenharia. Programa de Pós Graduação em Engenharia de Minas, Metalurgia e de Materiais. Porto Alegre, 2012.

PORTER, D. A.; EASTERLING, K. E.; SHERIF, M. **Phase Transformations in Metals and Alloys**. 3 ed. Londres: CRC Press. 2009. 536 p. ISBN: 9781439883570

PREVÉY, P. S. X-ray Diffraction Residuals Stress Techniques. **Metals Handbook**. 10. Metals Park: American Society for Metals, p. 380-392, 1986.

RAO, D. *et al.* The effectiveness evaluation of 314L stainless steel vibratory stress relief by dynamic stress. **International Journal of Fatigue**, v. 29, p. 192–196, 2007.

RAO, S. S. **Vibrações Mecânicas**. 4 ed. 6 rev. São Paulo: Pearson Education do Brasil, 2014. 424 p.

ROSA, E. **Apostila Análise de resistência mecânica de peças e componentes estruturais**. Florianópolis: UFSC, 2002.

ROSSINI, N.S. *et al.* Methods of measuring residuals stresses in components. **Materials and Design**, v. 35, p. 572–588, 2012.

SHANKAR, S. **Vibratory stress relief of mild steel weldments**. 1982. 129 f. Dissertation (Doctor of Philosophy) Faculty of the Oregon Graduate Center, 1982

SHIGERU, A.; TADASHI, N.; TETSUMARO, H. Reduction method for residuals stress of welded joint using random vibration. **Nuclear Engineering and Design**, Toquio, v. 235, p.1441–1445, 2005.

_____. Reduction method for residuals stress of welded joint using harmonic vibrational load. **Nuclear Engineering and Design**, v. 237, p. 206-212, 2007.

STROHAECKER, T. R. **Apostila de Mecânica da Fratura**. Porto Alegre: UFRGS, 2001.

SILVA, M. C. **Determinação experimental da tenacidade à fratura da zona termicamente afetada de junta soldada de aço API 5L X80**. 2009. 114 f. Tese (Doutorado) – Universidade de São Paulo. Escola Politécnica. Programa de Pós Graduação em Engenharia Naval e Oceânica. São Paulo, 2009.

SSAB. **Welding of Domex.** Disponível em: <https://www.ssab.com.br/products/brands/strenx/products/strenx-700-mc?accordion=order_and_delivery>. Acesso em 17 junho 2018.

SUN, M.C.; SUN, Y.H.; WANG, R.K. Vibratory stress relieving of welded sheet steels of low alloy high strength steel. **Materials letters**, v. 58, Issues 7–8, p. 1396–1399, Mar. 2004.

SURTEE, I. e NOBRE, J.P. Residual Stress Redistribution due to Removal of Material Layers by Electrolytic Polishing. Residual Stresses: ICRS-10 **Materials Research**, <http://dx.doi.org/10.21741/9781945291173-100>, p.593-598, 2016.

TOTTEN, G. HOWES, M. INOUE. T. **Handbook of residuals stress and deformation of steel**. 1st ed. Materials Park. ASM International. 2002 478 p.

ZAMPIERI JÚNIOR, C. R. **Determinação da tenacidade à fratura da região da solda de um tubo de aço ferrítico ASTM A 335 Gr.P22 através do Deslocamento da Abertura da Ponta da Trinca (CTOD)**. 2014. Dissertação (Mestrado em Desenvolvimento, Caracterização e Aplicação de Materiais) - Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, São Carlos, 2014.

WALKER, C. A.; WADDELL, A. J.; JOHNSTON, D. J. Vibratory stress relief – an investigation of the underlying processes. **The Vibratory Stress Relief Library**, Glasgow, Aug. 1995.

WANG, C.; JIANG, C.; JI, V. Thermal stability of residual stresses and work hardening of shot peened tungsten cemented carbide. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 240, p. 98-103, 2017.

WITHERS, P.J.; BHADSHIA H.K.D.H. Residuals stress. Part 1– Measurement techniques, **Materials Science and Technology**, v. 17:4, p. 355-365, 2001.

XU, J.; CHEN, L.; NI, C. Effect of vibratory weld conditioning on the residuals stresses and distortion in multipass girth-butt welded pipes. **International Journal of Pressure Vessels and Piping**, v. 84, p. 298–303, 2007.