

UNIVERSIDADE FEDERAL DO ESPÍRITO SANTO
CENTRO TECNOLÓGICO
PROGRAMA DE PÓS GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA

LUCAS MIRANDOLA COELHO

**APLICAÇÃO DE ENSAIOS NÃO DESTRUTIVOS MAGNÉTICOS PARA
CARACTERIZAÇÃO DA JUNTA SOLDADA DE AÇO INOXIDÁVEL DUPLEX UNS
S31803**

VITÓRIA - ES
2022

LUCAS MIRANDOLA COELHO

**APLICAÇÃO DE ENSAIOS NÃO DESTRUTIVOS MAGNÉTICOS PARA
CARACTERIZAÇÃO DA JUNTA SOLDADA DE AÇO INOXIDÁVEL DUPLEX UNS
S31803**

Dissertação apresentada ao Programa de Pós Graduação em Engenharia Mecânica do Centro Tecnológico da Universidade Federal do Espírito Santo, como requisito para a obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica na área de concentração de Ciência e Engenharia de Materiais.

Orientador: Marcelo Camargo Severo de Macêdo

VITÓRIA – ES

2022

Ficha catalográfica disponibilizada pelo Sistema Integrado de Bibliotecas - SIBI/UFES e elaborada pelo autor

a , Lucas Mirandola Coelho, 1994-
Aplicação de ensaios não destrutivos magnéticos para caracterização da junta soldada de aço inoxidável duplex UNS S31803 / Lucas Mirandola Coelho . - 2022.
160 f. : il.

Orientador: Marcelo Camargo Severo de Macêdo .
Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Universidade Federal do Espírito Santo, Centro Tecnológico.

1. Aço Inoxidável Duplex UNS S31803. 2. Soldagem GTAW. 3. Barkhausen. 4. Tensão Residual. 5. Corrente Parasita. 6. Dureza. I. , Marcelo Camargo Severo de Macêdo. II. Universidade Federal do Espírito Santo. Centro Tecnológico. III. Título.

CDU: 621



PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA
CENTRO TECNOLÓGICO
UNIVERSIDADE FEDERAL DO ESPÍRITO SANTO

APLICAÇÃO DE ENSAIOS NÃO DESTRUTIVOS MAGNÉTICOS PARA CARACTERIZAÇÃO DA JUNTA SOLDADA DE AÇO INOXIDÁVEL DUPLEX UNS S31803

LUCAS MIRANDOLA COELHO

COMISSÃO EXAMINADORA

Prof. Dr. Marcelo Camargo Severo de Macêdo
Orientador (PPGEM/UFES)

Prof. Dr. Juan Manuel Pardo
Examinador Externo (UFF)

Prof.ª Dr.ª Olga Liskevych
Examinadora Externa – DEM/UFES

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal do Espírito Santo como parte dos requisitos necessários à obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica.

Vitória (ES), 28 de julho de 2022.



UNIVERSIDADE FEDERAL DO ESPÍRITO SANTO

PROTOCOLO DE ASSINATURA



O documento acima foi assinado digitalmente com senha eletrônica através do Protocolo Web, conforme Portaria UFES nº 1.269 de 30/08/2018, por
MARCELO CAMARGO SEVERO DE MACEDO - SIAPE 1220615
Departamento de Engenharia Mecânica - DEM/CT
Em 28/07/2022 às 13:44

Para verificar as assinaturas e visualizar o documento original acesse o link:
<https://api.lepisma.ufes.br/arquivos-assinados/525584?tipoArquivo=O>



UNIVERSIDADE FEDERAL DO ESPÍRITO SANTO

PROTOCOLO DE ASSINATURA



O documento acima foi assinado digitalmente com senha eletrônica através do Protocolo Web, conforme Portaria UFES nº 1.269 de 30/08/2018, por
OLGA LISKEYYCH - SIAPE 2259606
Departamento de Engenharia Mecânica - DEM/CT
Em 28/07/2022 às 14:25

Para verificar as assinaturas e visualizar o documento original acesse o link:
<https://api.lepisma.ufes.br/arquivos-assinados/525641?tipoArquivo=O>

AGRADECIMENTOS

À Deus pelos dons, principalmente o da vida.

Aos meus pais, Osmar e Rosimárcia, por todo o apoio necessário para essa conquista.

À minha irmã, Érica, pelo companheirismo.

Aos meus amigos, em especial a Juliana e o Matheus pelo companheirismo nessa caminhada.

Ao professor Dr. Temístocles de Sousa Luz que me proporcionou a primeira oportunidade para entrar na área de pesquisa científica.

Ao professor Dr. Marcelo Camargo Severo de Macedo pela orientação nesse trabalho.

Aos membros do laboratório de soldagem Cleyton, Marcelo, Marcos, Otávio e Francisco.

Aos colaboradores do laboratório de Tribologia, Corrosão e Materiais – Tricorrmat – Ufes, em especial ao Carlos, que tornou esse e outros trabalhos possíveis.

Ao Laboratório de Ensaio não Destrutivos Multidisciplinar (Labendem), situado no Centro de Pesquisa, Inovação e Desenvolvimento (CPID).

O presente trabalho foi realizado com apoio da Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior – Brasil (CAPES) – Código de Financiamento 001.

RESUMO

A avaliação do percentual de fases, dureza e tensão residual do cordão de solda e das zonas termicamente afetadas do aço inoxidável duplex UNS S31803 (SAF 2205) através de técnicas magnéticas não destrutivas é o principal objetivo desse trabalho. Para isso, quatro chapas do aço inoxidável duplex UNS S31803 (SAF 2205) com espessura de 1,8 mm foram soldadas, pelo processo GTAW (TIG), com quatro diferentes níveis de energia para avaliação da zona termicamente afetada distante 5 mm do cordão de solda e da zona termicamente afetadas distante 10 mm do cordão de solda. Os resultados relevaram aumento do teor de ferrita e diminuição da dureza no cordão de solda com o aumento da energia de soldagem, além de maiores níveis de tensão residual no cordão de solda em comparação com as zonas termicamente afetadas pelo calor. Em relação ao ruído magnético de Barkhausen, notou-se aumento do valor RMS, na zona fundida, com o aumento da energia de soldagem, que está acompanhado do aumento do teor de ferrita e diminuição da dureza. Além disso, o sinal RMS apresentou maiores valores para a direção longitudinal, ou seja, paralela à direção de soldagem, acompanhando os maiores valores de tensão residual, que também foram calculados na direção longitudinal. Por fim, em relação à técnica de correntes parasitas, notou-se que, em geral, os maiores valores para o ângulo de fase foram calculados para a zona fundida, onde os percentuais de ferrita e os níveis de tensão residual apresentaram maiores valores e os níveis de dureza foram menores.

Palavras chave: Aço Inoxidável Duplex UNS S31803; Soldagem GTAW, Barkhausen; Tensão Residual; Dureza; RMS; Corrente Parasita.

ABSTRACT

The evaluation of the percentage of phases, hardness and residual stress of the weld bead and of the thermally affected zones of the duplex stainless steel UNS S31803 (SAF 2205) through non-destructive magnetic techniques is the main objective of this work. For this, four sheets of duplex stainless steel UNS S31803 (SAF 2205) with a thickness of 1.8 mm were welded, by the GTAW (TIG) process, with four different energy levels to evaluate the thermally affected zone 5 mm away from the bead. weld and heat-affected zone 10 mm away from the weld bead. The results revealed an increase in ferrite content and a decrease in weld bead hardness with increasing welding energy, in addition to higher levels of residual stress in the weld bead compared to the heat-affected zones. Regarding the Barkhausen magnetic noise, an increase in the RMS value was observed in the molten zone with the increase in welding energy, which is accompanied by an increase in the ferrite content and a decrease in hardness. In addition, the RMS signal presented higher values for the longitudinal direction, that is, parallel to the welding direction, following the highest residual stress values, which were also calculated in the longitudinal direction. Finally, in relation to the eddy current technique, it was noted that, in general, the highest values for the phase angle were calculated for the molten zone, where the percentages of ferrite and the residual voltage levels presented higher values and the hardness levels were lower.

Keywords: UNS S31803 Duplex Stainless Steel; GTAW Welding, Barkhausen; Residual Stress; Hardness; RMS; Eddy Current.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Ilustração com cortes de um tubo da linha flexível, mostrando todas as camadas que o compõe. A região mais interna do tubo é a região de interesse desse estudo.	26
Figura 2 - Micrografia do aço inoxidável duplex UNS S31803 (SAF 2205) laminado na condição como recebido (CR) com aumento de 20x.....	29
Figura 3 - Diagrama TTT ilustrando a precipitação de fases típicas de ligas de aços inoxidáveis duplex.	32
Figura 4 - Ilustração do mecanismo cooperativo de formação da austenita secundária a partir de regiões adjacentes aos nitretos de cromo.....	36
Figura 5 - Ilustração do processo de soldagem GTAW ou TIG.....	37
Figura 6 - Representação de um sinal de corrente pulsada.....	39
Figura 7 - (a) Ciclos térmicos de soldagem experimentados por diferentes pontos de uma junta soldada e (b) repartição térmica em um junta soldada.....	40
Figura 8 - Região de elevada temperatura do diagrama de fase pseudobinário para aços inoxidáveis duplex.	41
Figura 9 - Ciclo térmico na zona termicamente afetada pelo calor próxima à linha de fusão de um aço inoxidável duplex com alto $Creq/Nieq$. Região I, a austenita se transforma em ferrita e ocorre dissolução dos precipitados; região II, estrutura totalmente ferrítica e crescimento de grãos; região III, reformação de austenita e reações de precipitação.	42
Figura 10 - Ilustração dos três diferentes tipos de tensão residual encontradas em materiais bifásicos.....	43
Figura 11 - (a) Deformação heterogênea na laminação de chapa fina; (b) representação esquemática da distribuição resultante da tensão residual longitudinal ao longo da espessura de chapa.	45

Figura 12 - Representação da formação de tensões residuais durante a soldagem em chapa.	46
Figura 13 - Representação da formação das tensões transversal e longitudinal na soldagem de (a) chapas sem restrição mecânica e (b) chapas com restrição mecânica.	48
Figura 14 - Modelo de 5 Barras para explicar a formação da geração de tensões térmicas no sentido longitudinal de uma solda: em (a) durante o aquecimento (com fusão no centro da chapa “A” e não fusão no centro das chapas “B”), enquanto em (b) após o resfriamento.....	49
Figura 15 - Esquema de determinação de forças de reação em função da posição e distribuição das forças aplicadas (a solução é o equilíbrio entre as forças aplicadas, sendo que as setas na horizontal representam escala de comparação entre as forças).	50
Figura 16 - Diagrama ilustrativo da determinação da intensidade da tensão térmica gerada em um cordão de soldagem.....	51
Figura 17 - Modelo de 1 Barra para explicar a formação da geração de tensões térmicas no sentido transversal de uma solda: em (a) durante o aquecimento (com fusão no centro da chapa “A” e aquecimento decrescente na vizinhança do centro), enquanto em (b) após o resfriamento.	53
Figura 18 - Representação de um dipolo magnético e o momento magnético associado a ele pela aplicação de um campo magnético externo.....	54
Figura 19 - (a) momento magnético associado à órbita do elétron e (b) ao giro do mesmo sobre seu próprio eixo.	58
Figura 20 - (a) momentos magnéticos agrupados em domínios junto com (b) detalhe do giro dos domínios nas paredes.	59
Figura 21 - Configuração dos domínios durante várias etapas da magnetização.	60
Figura 22 - Representação das curvas de magnetização em relação à facilidade com que a saturação do campo magnético induzido pode ser alcançada.....	61

Figura 23 - Representação esquemática do laço de histerese durante o processo de magnetização.....	63
Figura 24 - Comparação entre os laços de histerese de um material duro e outro macio.....	63
Figura 25 - (a) experimento original de Barkhausen mostrando os (b) saltos registrados pela bobina devido a um (c) processo de indução descontínuo.....	64
Figura 26 - (a) equipamento para ensaios RMS junto com os (b) sinais de resposta típicos.....	65
Figura 27 - RMB no laço de histerese magnética.....	65
Figura 28 - Esquematisação do processo de indução das correntes parasitas em um material. Em (a) a bobina está longe o suficiente do corpo de prova para não gerar correntes parasitas, mas há a presença do campo magnético primário (linhas azuis); em (b) correntes parasitas induzem um campo magnético no material (linhas verdes) em (c) campo magnético secundário (em amarelo) gerado pelas correntes parasitas.	68
Figura 29 - Esquematisação retratando o efeito da frequência, condutividade e permeabilidade na profundidade de penetração das correntes parasitas.....	70
Figura 30 - Representação esquemática do vetor de impedância obtido através de um ensaio de correntes parasitas.	70
Figura 31 - Esquematisação da configuração do método ESPI.	72
Figura 32 - Geometria de um furo e as tensões associadas.	73
Figura 33 - Seção transversal de um furo perfurado em um material com tensões residuais variando com a profundidade.....	74
Figura 34 - Interpretação física da matriz G_{ij} utilizada no método de furo instrumentado.....	75
Figura 35 - Padrão Speckle no interior de um furo feito pelo método de furo instrumentado.....	75

Figura 36 - Representação com as dimensões dos corpos de prova usados nesse estudo.	76
Figura 37 - Representação mostrando os pontos de aquisição de temperaturas, do sinal RMB, dureza, microdureza e da corrente parasita. Os termopares foram fixados na face oposta à face soldada.....	78
Figura 38 - Ferritoscópio HELMUT FMP30 da fabricante FISCHER e os padrões de calibração utilizados nesse estudo.....	79
Figura 39 - Curva de calibração do ferritoscópio.....	79
Figura 40 - Esquematisação da sonda de Barkhausen utilizada nesse estudo. A bobina possui dimensões de 1,5 mm x 3,0 mm.....	81
Figura 41 - Corpos de prova após o corte e embutimento.	81
Figura 42 - Representação das quatro regiões estudadas nesse trabalho.	82
Figura 43 - Representação da evolução do percentual de ferrita com a variação da energia de soldagem.....	87
Figura 44 - Representação da evolução do percentual de ferrita em cada região das amostras soldadas com diferentes energias.	88
Figura 45 - Perfis de temperatura obtidos através de termopares fixados na face oposta à face soldada para amostra (a) E 1,31, (b) E 1,87, (c) E 2,15 e (d) E 2,43.	89
Figura 46 - Curvas de resfriamento obtidas através de termopares fixados na face oposta da face soldada, logo abaixo da zona fundida (ZF).....	90
Figura 47 - Microscopia mostrando as fases ferrita (δ) e austenita (γ) do material na condição como recebido (CR) com ampliação de 20x.	92
Figura 48 - Microscopia da zona fundida (ZF) das amostras soldadas (a) E 1,31, (b) E 1,87, (c) E 2,15 e (d) E 2,43 com ampliação de 50x.....	93
Figura 49 - Microscopia da zona fundida (ZF) das amostras soldadas (a) E 1,31, (b) E 1,87, (c) E 2,15 e (d) E 2,43 com ampliação de 20x.....	94

Figura 50 - Perfis de dureza das amostras soldadas (a) E 1,31, (b) E 1,87, (c) E 2,15 e (d) E 2,43.	94
Figura 51 - Representação em barras do comportamento da dureza em função da energia de soldagem e da região em que a medição foi efetuada.	97
Figura 52 - Relação entre a dureza e o tamanho médio de grão para (a) zona fundida (ZF) e (b) zona termicamente afetada próxima ao cordão de solda (ZTA_PC).	98
Figura 53 - Microdureza Vickers (HV0,01) de cada fase das amostras soldadas (a) E 1,31, (b) E 1,87, (c) E 2,15 e (d) E 2,43.	99
Figura 54 - Representação em barras da microdureza de cada fase das amostras soldadas. (a) fase ferrita e (b) fase austenita.	101
Figura 55 - Níveis de tensão residual da amostra como recebida (CR) das direções longitudinal e transversal à direção de laminação.	102
Figura 56 - Níveis de tensões residuais nas direções longitudinal e transversal da zona fundida (ZF) das amostras (a) E 1,87, (b) E 2,15 e (c) E 2,43 em função da profundidade de furo.	103
Figura 57 - Níveis de tensões residuais nas direções longitudinal e transversal da ZTA_5 mm das amostras (a) E 1,87, (b) E 2,15 e (c) E 2,43 em função da profundidade de furo.	104
Figura 58 - Níveis de tensões residuais nas direções longitudinal e transversal da ZTA_10 mm das amostras (a) E 1,87, (b) E 2,15 e (c) E 2,43 em função da profundidade de furo.	105
Figura 59 - Níveis de tensões residuais da amostra E 1,87 na direção (a) longitudinal e (b) transversal ao cordão de solda.	106
Figura 60 - Níveis de tensão residual da amostra E 2,15 na direção (a) longitudinal e (b) transversal ao cordão de solda.	107
Figura 61 - Níveis de tensão residual da amostra E 2,43 na direção (a) longitudinal e (b) transversal ao cordão de solda.	107

Figura 62 - Perfil de tensões residuais em duas dimensões na direção longitudinal para a amostra (a) E 1,87, (b) E 2,15 e (c) E 2,43 em função da profundidade do furo.	108
Figura 63 - Gráfico em coordenadas polares representando a anisotropia magnética da amostra na condição como recebida (CR).	110
Figura 64 - Comportamento do valor RMS em função do percentual de ferrita nas direções longitudinal e transversal para amostras (a) E 1,31, (b) E 1,87, (c) E 2,15 e (d) E 2,43.	111
Figura 65 - Representação do comportamento da área do gráfico de coordenadas polares em função do percentual de ferrita das amostras (a) E 1,31, (b) E 1,87, (c) E 2,15 e (d) E 2,43.	112
Figura 66 - Laço de histerese magnética para cada amostra mostrando a perda de energia em cada região para as amostras (a) E 1,31, (b) E 1,87, (c) E 2,15 e (d) E 2,43.	113
Figura 67 - (a) relação entre RMS na direção longitudinal e dureza Vickers da zona fundida (ZF) nas amostras soldadas, (b) relação entre os laços de histerese da zona fundida (ZF) das amostras soldadas e (c) relação entre RMS e tamanho médio de grão da zona fundida (ZF).	115
Figura 68 - Representação da relação entre dureza e área do gráfico de coordenadas polares para as amostras soldadas (a) E 1,31, (b) E 1,87, (c) E 2,15 e (d) E 2,43. ...	116
Figura 69 - Representação em coordenadas polares do sinal RMS para as amostras (a) E 1,31, (b) E 1,87, (c) E 2,15 e (d) E 2,43.	119
Figura 70 - Perfil 2D do sinal RMS em cada amostra, indicando que o RMS apresenta comportamento similar ao da tensão residual na direção longitudinal.	119
Figura 71 - Representação em coordenadas polares do sinal RMS em cada região (a) ZF, (b) ZTA_5 mm e (c) ZTA_10 mm.	120
Figura 72 - Distribuição da altura do pulso nas direções longitudinal e transversal da zona fundida (ZF) das amostras (a) E 1,31, (b) E 1,87, (c) E 2,15 e (d) E 2,43.	121

Figura 73 - Distribuição da altura do pulso na direção longitudinal para cada região das amostras (a) E 1,31, (b) E 1,87, (c) E 2,15 e (d) E 2,43.....	122
Figura 74 - Distribuição da amplitude do pulso na direção longitudinal para (a) zona fundida (ZF), (b) ZTA_5 mm, (c) ZTA_10 mm.....	123
Figura 75 - Comportamento do sinal RMS em função das tensões residuais nas direções (a) longitudinal e (b) transversal para amostra E1,87.....	124
Figura 76 - Comportamento do sinal RMS em função das tensões residuais nas direções (a) longitudinal e (b) transversal para amostra E2,15.....	124
Figura 77 - Comportamento do sinal RMS em função das tensões residuais nas direções (a) longitudinal e (b) transversal para amostra E2,43.....	125
Figura 78 - Plano de impedância obtidos com frequência de magnetização de 100 kHz para as amostras (a) E 1,31, (b) E 1,87, (c) E 2,15 e (d) E 2,43.	126
Figura 79 - Plano de impedância obtidos com frequência de magnetização de 150 kHz para as amostras (a) E 1,31, (b) E 1,87, (c) E 2,15 e (d) E 2,43.	127
Figura 80 - Plano de impedância obtidos com frequência de magnetização de 200 kHz para as amostras (a) E 1,31, (b) E 1,87, (c) E 2,15 e (d) E 2,43.	128
Figura 81 - Plano de impedância obtidos com frequência de magnetização de 250 kHz para as amostras (a) E 1,31, (b) E 1,87, (c) E 2,15 e (d) E 2,43.	129
Figura 82 - Representação do comportamento do patamar do ângulo de fase em função da frequência de magnetização para as amostras soldadas (a) E 1,31, (b) E 1,87, (c) E 2,15 e (d) E 2,43.	130
Figura 83 - Representação do comportamento do patamar da impedância em função da frequência de magnetização para as amostras soldadas (a) E 1,31, (b) E 1,87, (c) E 2,15 e (d) E 2,43.....	131
Figura 84 - Representação da relação entre o percentual de ferrita e o ângulo de fase para cada região da amostra E1,31 em diferentes frequências de magnetização. O	

intervalo dos valores do percentual de ferrita (34 a 52) foi igual para todas as figuras, mas diferente para o ângulo de fase.	132
Figura 85 - Representação da relação entre o percentual de ferrita e o ângulo de fase para cada região da amostra <i>E1,87</i> em diferentes frequências de magnetização. O intervalo dos valores do percentual de ferrita (35 a 60) foi igual para todas as figuras, mas diferente para o ângulo de fase.	133
Figura 86 - Representação da relação entre o percentual de ferrita e o ângulo de fase para cada região da amostra <i>E2,15</i> em diferentes frequências de magnetização. O intervalo dos valores do percentual de ferrita (35 a 60) foi igual para todas as figuras, mas diferente para o ângulo de fase.	134
Figura 87 - Representação da relação entre o percentual de ferrita e o ângulo de fase para cada região da amostra <i>E2,43</i> em diferentes frequências de magnetização. O intervalo dos valores do percentual de ferrita (30 a 60) foi igual para todas as figuras, mas diferente para o ângulo de fase.	135
Figura 88 - Representação da relação entre o percentual de ferrita e a impedância na zona fundida (ZF) para diferentes frequências de magnetização.....	136
Figura 89 - Representação da relação entre o percentual de ferrita e o ângulo de fase na zona fundida (ZF) para diferentes frequências de magnetização.....	136
Figura 90 - Representação da relação entre a dureza e o ângulo de fase para cada região da amostra <i>E1,31</i> em diferentes frequências de magnetização. O intervalo dos valores de dureza (220 a 280) foi igual para todas as figuras, mas diferente para o ângulo de fase.....	137
Figura 91 - Representação da relação entre o percentual de ferrita e o ângulo de fase para cada região da amostra <i>E1,87</i> em diferentes frequências de magnetização. O intervalo dos valores de dureza (220 a 280) foi igual para todas as figuras, mas diferente para o ângulo de fase.....	138
Figura 92 - Representação da relação entre o percentual de ferrita e o ângulo de fase para cada região da amostra <i>E2,15</i> em diferentes frequências de magnetização. O	

intervalo dos valores de dureza (230 a 280) foi igual para todas as figuras, mas diferente para o ângulo de fase.....	139
Figura 93 - Representação da relação entre o percentual de ferrita e o ângulo de fase para cada região da amostra <i>E2,43</i> em diferentes frequências de magnetização. O intervalo dos valores de dureza (225 a 265) foi igual para todas as figuras, mas diferente para o ângulo de fase.....	140
Figura 94 - Representação do comportamento da impedância com a variação da dureza na zona fundida (ZF) para diferentes frequências de magnetização.....	140
Figura 95 - Representação do comportamento do ângulo de fase com a variação da dureza na zona fundida para diferentes frequências de magnetização.	141
Figura 96 - Representação do comportamento do ângulo de fase com a tensão residual em cada região da amostra <i>E1,87</i> para frequência de magnetização de (a) 100 kHz, (b) 150 kHz, (c) 200 kHz e (d) 250 kHz. Em todas as figuras, a tensão residual foi medida na direção longitudinal ao cordão de solda. O intervalo dos valores de tensão residual (-100 a 200) foi igual para todas as figuras, mas diferente para o ângulo de fase.....	142
Figura 97 - Representação do comportamento do ângulo de fase com a tensão residual em cada região da amostra <i>E1,87</i> para frequência de magnetização de (a) 100 kHz, (b) 150 kHz, (c) 200 kHz e (d) 250 kHz. Em todas as figuras, a tensão residual foi medida na direção transversal ao cordão de solda. O intervalo dos valores de tensão residual (-100 a 200) foi igual para todas as figuras, mas diferente para o ângulo de fase.....	143
Figura 98 - Representação do comportamento do ângulo de fase com a tensão residual em cada região da amostra <i>E2,15</i> para frequência de magnetização de (a) 100 kHz, (b) 150 kHz, (c) 200 kHz e (d) 250 kHz. Em todas as figuras, a tensão residual foi medida na direção longitudinal ao cordão de solda. O intervalo dos valores de tensão residual (-150 a 150) foi igual para todas as figuras, mas diferente para o ângulo de fase.....	144
Figura 99 - Representação do comportamento do ângulo de fase com a tensão residual em cada região da amostra <i>E2,15</i> para frequência de magnetização de (a)	

100 kHz, (b) 150 kHz, (c) 200 kHz e (d) 250 kHz. Em todas as figuras, a tensão residual foi medida na direção transversal ao cordão de solda. O intervalo dos valores de tensão residual (-80 a 80) foi igual para todas as figuras, mas diferente para o ângulo de fase. 145

Figura 100 - Representação do comportamento do ângulo de fase com a tensão residual em cada região da amostra *E2,15* para frequência de magnetização de (a) 100 kHz, (b) 150 kHz, (c) 200 kHz e (d) 250 kHz. Em todas as figuras, a tensão residual foi medida na direção longitudinal ao cordão de solda. O intervalo dos valores de tensão residual (-50 a 250) foi igual para todas as figuras, mas diferente para o ângulo de fase. 146

Figura 101 - Representação do comportamento do ângulo de fase com a tensão residual em cada região da amostra *E2,43* para frequência de magnetização de (a) 100 kHz, (b) 150 kHz, (c) 200 kHz e (d) 250 kHz. Em todas as figuras, a tensão residual foi medida na direção transversal ao cordão de solda. O intervalo dos valores de tensão residual (-100 a 150) foi igual para todas as figuras, mas diferente para o ângulo de fase..... 147

Figura 102 - Representação do comportamento do ângulo de fase com a variação dos níveis de tensão residual na zona fundida, avaliada sob diferentes frequências de magnetização. A tensão residual foi medida nas direções (a) longitudinal e (b) transversal ao cordão de solda. 148

Figura 103 - Representação do comportamento do ângulo de fase em função da energia de soldagem para (a) ZF, (b) ZTA_5 mm, (c) ZTA_10 mm e (d) ZTA_15 mm. 149

Figura 104 - Perfil 2D mostrando o comportamento do ângulo de fase em função da distância ao cordão de solda..... 150

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Composições dos aços inoxidáveis duplex (% peso).....	31
Tabela 2 - Principais precipitados encontrados nos aços inoxidáveis duplex.	33
Tabela 3 - Composição química do aço inoxidável duplex UNS S31803 na condição como recebido.....	76
Tabela 4 - Parâmetros de soldagem utilizados nos corpos de prova desse estudo..	77
Tabela 5 - Resultados da calibração do ferritoscópio.....	80
Tabela 6 - Percentual de ferrita das amostras soldadas e da amostra como recebida (CR) obtidos através da análise com ferritoscópio.	85
Tabela 7 - Largura dos cordões de solda e valores de $\Delta T_{8/5}$ na zona fundida (ZF) para todas as amostras soldadas.....	91
Tabela 8 - Macro dureza média em cada amostra desse estudo.....	96
Tabela 9 - Tamanho médio de grão de ferrita na zona fundida (ZF) e zona termicamente afetada próxima ao cordão de solda (ZTA_PC).....	96
Tabela 10 - Micro dureza média em cada amostra desse estudo.....	100
Tabela 11 - Tabela com os valores do ângulo de fase encontrados para cada região de cada amostra.....	130

LISTA DE ABREVIATURAS

AID`s – Aços Inoxidáveis Duplex;

PREN – Pitting Resistance Equivalent Number;

UNS - *Unified Numbering System*;

GTAW – Gas Tungsten Arc Welding;

TIG – Tungsten Inert Gas;

ZAC – Zona Afetada Pelo Calor;

AVC – Arc Voltage Control;

ZF – Zona fundida;

ZTA_PC – Zona termicamente afetada próxima ao cordão de solda;

ZTA_5mm – Zona termicamente afetada distante 5 mm do cordão de solda na direção transversal à direção de soldagem;

ZTA_10mm – Zona termicamente afetada distante 10 mm do cordão de solda na direção transversal à direção de soldagem;

Tricorrmat – Laboratório de Tribologia, Corrosão e Materiais;

CPID – Centro de Pesquisa, Inovação e Desenvolvimento;

Labendem – Laboratório de Ensaios não Destrutivos Multidisciplinar;

ACG – Austenita de Contorno de Grão;

AI – Austenita Intragranular;

W – Austenita Widmanstätten;

LISTA DE SÍMBOLOS

δ – Ferrita delta;

γ - Austenita;

σ – Fase sigma;

χ – Fase Chi;

Cr_2N – Fase nitreto de cromo;

$M_7C_3, M_{23}C_6$ – Carbetos;

γ_2 – Austenita secundária;

ϵ – Fase Epsilon;

α' – Fase alfa linha;

R – Fase de Laves;

μ - Permeabilidade magnética;

X_m – Susceptibilidade magnética;

δ : Profundidade de penetração;

μ_0 : Permeabilidade magnética do vácuo;

μ_r : Permeabilidade relativa do material;

M_s : Magnetização de saturação;

T_c : Temperatura de Curie;

B_s : Indução de saturação;

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	25
2	OBJETIVO	28
3	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	29
3.1	AÇOS INOXIDÁVEIS DUPLEX.....	29
3.1.1	Efeito do tratamento térmico nos aços inoxidáveis duplex.....	31
3.1.2	Precipitação de fases deletérias	32
3.2	SOLDAGEM GTAW (TIG).....	37
3.3	TRANSFERÊNCIA DE CALOR NA SOLDAGEM.....	39
3.4	EVOLUÇÃO MICROESTRUTURAL DO AÇO DUPLEX DURANTE A SOLDAGEM.....	40
3.5	TENSÃO RESIDUAL.....	42
3.6	TENSÃO RESIDUAL NA SOLDAGEM.....	45
3.7	MAGNETISMO	54
3.7.1	Definição de magnetismo.....	54
3.7.2	Variáveis magnéticas	55
3.7.3	Suscetibilidade magnética e permeabilidade magnética.....	55
3.7.4	Materiais magnéticos	56
3.7.5	Estrutura magnética dos materiais ferromagnéticos	57
3.7.6	Momentos magnéticos	57
3.7.7	Domínios magnéticos.....	59
3.7.8	Processo de magnetização.....	59
3.8	BARKHAUSEN.....	64
3.9	CORRENTE PARASITA (EDDY CURRENT).....	66
3.10	FURO INSTRUMENTADO (HOLE DRILLING) E INTERFEROMETRIA DE PADRÃO SPECKLE	71
4	MATERIAIS E MÉTODOS	76

4.1	MATERIAL DE ESTUDO.....	76
4.2	SOLDAGEM.....	76
4.3	PERCENTUAL DE FERRITA.....	78
4.4	RUÍDO MAGNÉTICO DE BARKHAUSEN.....	80
4.5	CORRENTE PARASITA.....	81
4.6	CARACTERIZAÇÃO DAS AMOSTRAS.....	81
4.7	DUREZA VICKERS.....	83
4.8	MICRODUREZA VICKERS.....	83
4.9	FURO INSTRUMENTANDO (HOLE DRILLING) COM ESPI (ELECTRONIC SPECKLE PATTERN INTERFEROMETRY).....	83
5	RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	85
5.1	PERCENTUAL DE FERRITA.....	85
5.2	MICROSCOPIA.....	91
5.2.1	Amostra de aço inoxidável duplex UNS S31803 na condição como recebido.....	91
5.2.2	Amostras soldadas.....	92
5.3	DUREZA.....	94
5.4	MICRODUREZA.....	98
5.5	TENSÃO RESIDUAL.....	101
5.5.1	Amostra Como Recebida (CR).....	101
5.5.2	Amostras soldadas.....	103
5.6	RUÍDO MAGNÉTICO DE BARKHAUSEN.....	108
5.6.1	Amostra como recebida (CR).....	108
5.6.2	Ruído magnético de Barkhausen x percentual de ferrita.....	110
5.6.3	Ruído magnético de Barkhausen x dureza.....	113
5.6.4	Ruído magnético de Barkhausen x tensão residual.....	116
5.7	CORRENTE PARASITA.....	125
5.7.1	Corrente parasita x percentual de ferrita.....	131

5.7.2	Corrente parasita x dureza.....	137
5.7.3	Corrente parasita x tensão residual	141
6	CONCLUSÃO	151
7	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	154

1 INTRODUÇÃO

Os aços inoxidáveis duplex são caracterizados por possuírem uma microestrutura bifásica composta por frações volumétricas similares de ferrita e austenita, o que confere elevada resistência à corrosão e excelentes propriedades mecânicas [1-3]. No entanto, o processo de soldagem, em virtude do elevado aporte térmico localizado associado à altas taxas de resfriamento, resulta em níveis mais expressivos de ferrita no cordão de solda e perda das propriedades outrora desejadas [1, 4, 5]. Além disso, a precipitação de fases deletérias, como sigma (σ), chi (χ) e nitretos de cromo (Cr_2N e CrN) apresenta-se como um fator importante para perda das propriedades mecânicas e de corrosão desses aços.

Em virtude da boa combinação de propriedades mecânicas e elevada resistência à corrosão, os aços duplex encontram uso difundido na indústria, em especial na petrolífera. Um exemplo é a sua aplicação na linha de tubos flexíveis (figura 1). Essas linhas são formadas por dutos que conduzem os fluidos produzidos pelo poço para unidades de produção. Podem também ser utilizados para interligação de uma unidade a outra, para injeção ou descarte de fluidos em reservatórios ou para a exportação da produção em terra. Esses tubos apresentam formato tubular e são constituídos de diversas camadas de materiais metálicos e não metálicos [6]. A parte metálica de interesse nesse estudo é a mais interna da figura 1, que consiste em chapas de aço duplex de fina espessura soldadas normalmente pelo processo TIG autógeno.

A grande quantidade de entrada de calor não uniforme inerente à maioria das formas de soldagem gera distribuições características de tensões residuais que tendem a ter efeitos mecânicos particularmente adversos. Isso torna a soldagem uma causa frequente de problemas de tensão residual na prática de engenharia, em especial quando trata-se das propriedades de fadiga [2 – 5, 7]. Portanto, a avaliação das tensões residuais é um importante método de controle de qualidade. Devido à relevância dos problemas decorrentes das tensões residuais, várias técnicas têm sido desenvolvidas para sua medição, como a difração de raios – x [8, 9], elementos finitos [10, 11], corrente parasita [12, 13], furo instrumentado (hole drilling) [14, 15] e o ruído magnético de Barkhausen [2, 16].

Figura 1 - Ilustração com cortes de um tubo da linha flexível, mostrando todas as camadas que o compõe. A região mais interna do tubo é a região de interesse desse estudo.



Fonte: TecPetro [6].

O ruído magnético de Barkhausen tem sido estudado como um método com potencial para medir qualitativamente e quantitativamente o perfil e o nível de tensão residual em materiais soldados. Esse é um método vantajoso, por possuir elevada velocidade de aquisição de dados, com maquinário portátil para ser usado em campo, dispensa uma preparação refinada da superfície da amostra e é um método não destrutivo. Por conta disso, nesse estudo, utilizou-se o ruído magnético de Barkhausen com o intuito de avaliar sua relação com o perfil de tensão residual obtido por outros autores e pelo método de furo instrumentado (hole drilling).

O ruído magnético de Barkhausen é um método sensível a mudanças microestruturais, variações de tensão de residual, dureza e microdureza. A deformação plástica diminui a distância entre discordâncias e aumenta a sua densidade e esse comportamento afeta as propriedades magnéticas do material, diminuindo, por exemplo, a mobilidade dos domínios magnéticos. Por isso, o RMB foi usado nesse estudo para avaliar também a sua relação com a dureza do material.

Além disso, o RMB é sensível à fração de fases ferromagnéticas e, no contexto dos aços duplex, a fase ferromagnética é a fase ferrita. Por isso, como as variáveis envolvidas no processo de soldagem afetam o balanço de fases, o RMB foi usado

nesse estudo para se avaliar também o seu comportamento com o percentual de ferrita.

Outro método com potencial para ser usado na caracterização dos aços duplex é o de correntes parasitas, que apresenta como vantagens a capacidade de diagnóstico mesmo na presença de camadas de tinta ou proteção, dispensa acoplamentos e zonas mortas, facilidade de uso e boa relação custo-benefício em comparação com outros métodos [12]. Por isso, se estudou o comportamento desse método com a dureza, o percentual de ferrita e a tensão residual.

Além disso, os níveis de tensão residual foram medidos usando o método de furo instrumentado (hole drilling) com ESPI (Electronic Speckle Pattern Interferometry), que se apresenta como uma das técnicas mais utilizadas para o cálculo de tensões residuais.

2 OBJETIVO

Com o objetivo geral de se estudar a junta soldada através de métodos magnéticos não destrutivos, os objetivos específicos desse trabalho são:

1. Avaliar o comportamento do ruído magnético de Barkhausen com a variação do percentual de ferrita;
2. Avaliar o comportamento do ruído magnético de Barkhausen com o perfil de tensões residuais proposto por modelos teóricos, experimentais de outros autores e com os valores obtidos através da técnica de furo instrumentado com ESPI.
3. Avaliar o comportamento do ruído magnético de Barkhausen com as variações dos níveis de dureza;
4. Avaliar o comportamento da corrente parasita com a variação do percentual de ferrita;
5. Avaliar o comportamento da corrente parasita com os níveis de dureza;
6. Avaliar o comportamento da técnica de correntes parasitas com o perfil de tensões residuais proposto por modelos teóricos, experimentais de outros autores e com os valores obtidos através da técnica de furo instrumentado com ESPI.

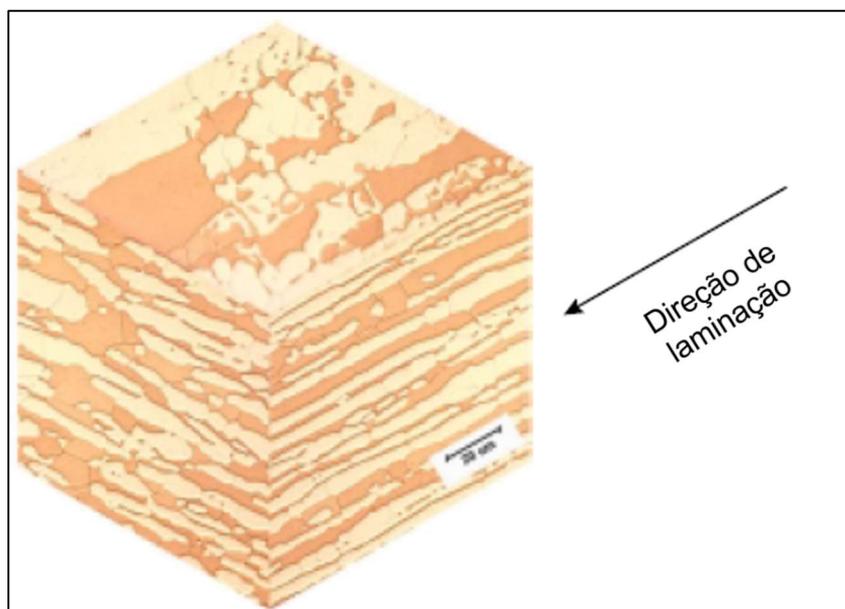
3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 AÇOS INOXIDÁVEIS DUPLEX

Os aços inoxidáveis foram desenvolvidos durante as primeiras décadas do século XX no Reino Unido e na Alemanha. As primeiras ligas foram de aços Fe – Cr martensíticos e ferríticos, mas logo os aços Fe – Cr – Ni austeníticos se tornaram o maior grupo [1]. Já os aços inoxidáveis duplex (AID's) surgiram na década de 30 e adquiriram uma certa importância comercial na década de 40. Desde então, estas ligas sofreram inúmeras modificações, que vão desde a sua composição química até as tecnologias usadas na sua produção [17].

Assim como os aços austeníticos, os aços inoxidáveis duplex são materiais baseados no sistema Fe – Cr – Ni. Em razão de sua composição química e das etapas do seu processo de fabricação, os AID's comerciais apresentam uma microestrutura bifásica com proporções similares de ferrita e austenita [1]. Quando o processo de fabricação envolve a laminação, a microestrutura do AID é formada por lamelas alternadas de austenita na matriz ferrítica, como observado na figura 2.

Figura 2 - Micrografia do aço inoxidável duplex UNS S31803 (SAF 2205) laminado na condição como recebido (CR) com aumento de 20x.



Fonte: Ramirez [17].

Tipicamente, os AID's possuem entre 20 e 30% de cromo e 5 a 10% de níquel, com teores muito pequenos de carbono (menores do que 0,03%) e com adições de

nitrogênio (N), molibidênio (Mo), tungstênio (W) e cobre (Cu) [2]. A diferença na composição química dos aços duplex permite sua classificação em três grupos [18]:

- a) Aços inoxidáveis duplex de baixa liga: estes aços possuem baixo teor de Molibdênio e poucos elementos de liga. Com isso, eles são mais econômicos e podem substituir os aços inoxidáveis austeníticos. Um exemplo desse tipo de material é o UNS S32304 (SAF 2304);
- b) Aços inoxidáveis duplex de média liga: apresentam maior teor de nitrogênio e com isso apresentam maior resistência à corrosão por pites em ambientes agressivos. Um exemplo dessa família de aços duplex é o UNS S31803 (SAF 2205);
- c) Aços inoxidáveis duplex de alta liga: comumente designados como superduplex, os aços dessa família apresentam elevada resistência à corrosão por possuírem maior teor de Cr, N e Mo. Assim, são utilizados em ambientes extremamente agressivos. Um exemplo dessa família é o aço UNS S32750 (SAF 2507).

O teor de liga e a microestrutura são variáveis importantes na determinação da resistência à corrosão por pites dos aços inoxidáveis duplex. Em geral, elementos como carbono, fósforo, enxofre e inclusões não metálicas apresentam efeito negativo na resistência por pites, enquanto elementos como cromo, molibdênio, nitrogênio, silício e tungstênio são benéficos contra corrosão por pites.

Uma forma comum de classificar a susceptibilidade à corrosão por pites em aços inoxidáveis é pelo uso do número de resistência equivalente ao pite (PREN). O PREN está vinculado à concentração dos três elementos mais importantes (Cr, Mo, N), cada um deles com um peso, de acordo com sua influência na corrosão por pites [19], conforme mostrado na equação 1, que segue a norma ASTM A890/A890M [20]. Essa fórmula empírica fornece um número que é usado para classificar o aço. Os aços inoxidáveis superduplex, por exemplo, possuem PREN superior a 40 [21] e os duplex, inferior de 40.

$$PREN = \%Cr + 3,3\%Mo + 16\%N \quad (1)$$

A tabela 1 mostra nomenclatura, composição química e PREN de alguns aços inoxidáveis duplex e superduplex.

Tabela 1 - Composições dos aços inoxidáveis duplex (% peso).

Tipo	Liga	ASTM/EM	Cr	Ni	Mo	Cu	N	Outros	PREN
Baixa Liga	2101	S32101/1.4162	21,5	1,5	0,3	0,3	0,22	5Mn	26
	2202	S32202	22	2	0,3	-	0,2		26
	2304	S32304/1.4362	24	4	0,3	-	0,1		27
Padrão	2RE60	/1.4424	19	5	2,7	-	0,1	1,7Si	30
	329	S32900/1.4460	25	5	1,5	-	0,1		32
	2003	S32003	22	3,5	1,5	-	0,16		30
	2205	S31803/1.4462	22	5	3	-	0,17		35
	255	S32550	25	5	3	2	2		37
Superduplex	2507	S32750/1.4410	25	7	4	-	0,28		43
	Z100	S32760/1.4501	25	7	3,5	0,7	0,24	0,7W	42
	52N+	S32520/1.4507	25	7	3,6	1	0,25		41
	2906	S32906	29	6	2	-	0,35		41

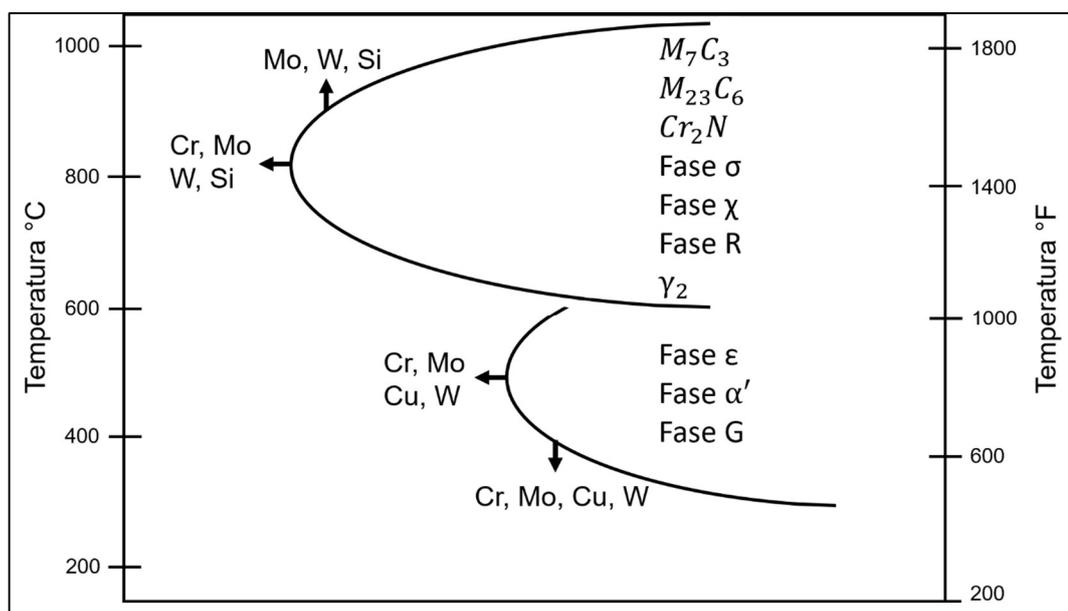
Fonte: Alvarez *et al.* [18].

3.1.1 Efeito do tratamento térmico nos aços inoxidáveis duplex

Mudanças estruturais podem ocorrer nos aços inoxidáveis duplex durante tratamentos térmicos isotérmicos ou anisotérmicos. A maioria dessas transformações está relacionada à ferrita, já que as taxas de difusão dos elementos são aproximadamente cem vezes mais rápidas do que na austenita. Isso, principalmente, em razão da rede menos compacta da estrutura cristalina CCC. Além disso, a ferrita é enriquecida em Cr, que pode segregar-se da matriz ferrítica na forma de precipitados prejudiciais para as propriedades mecânicas e de corrosão dos AID's [1]. A figura 3 mostra esquematicamente as fases e tipos de precipitados que podem ocorrer nos aços duplex através de um diagrama TTT.

Dentre as fases intermetálicas mostradas na figura 3, destacam-se os nitretos de cromo, devido à vasta e comum presença nas soldas dos AID's; a fase sigma (σ), pelos efeitos deletérios na tenacidade e na resistência à corrosão desses metais; e a austenita secundária intergranular (γ_2), que precipita durante o reaquecimento de regiões da zona fundida e zona termicamente afetada pelo calor com elevados teores de ferrita [17].

Figura 3 - Diagrama TTT ilustrando a precipitação de fases típicas de ligas de aços inoxidáveis duplex.



Fonte: Adaptado de Lippold *et al.* [22].

No contexto da soldagem de chapas finas de aços inoxidáveis duplex, o metal soldado pode experimentar taxas de resfriamento elevadas o suficiente para que o desbalanço de fases e a precipitação de nitretos de cromo (Cr_2N) prejudique as propriedades mecânicas e de corrosão, sendo, então, importante estudar formas de mitigar seus efeitos.

3.1.2 Precipitação de fases deletérias

Por causa da complexidade das ligas de aço duplex, uma série de reações de precipitação podem ocorrer em uma faixa de temperaturas abaixo de aproximadamente $1000^{\circ}C$. Todas essas reações de precipitação são dependentes do tempo e da temperatura, como indicado esquematicamente no diagrama TTT da figura 3. Muitos desses precipitados fragilizam as ligas duplex e devem ser evitados. Entre eles, destacam-se a fase sigma (σ), chi (χ) e alfa linha (α'), bem como nitreto de cromo (Cr_2N) [22].

Além disso, deve-se observar que a adição ou aumento dos níveis de Cr, Mo e W tendem a acelerar a formação desses precipitados, principalmente as fases sigma (σ) e chi (χ) [21, 23]. Esta aceleração tem implicações potenciais com respeito à fragilização durante o tratamento térmico pós-soldagem ou soldagem multipasse. As reações de precipitação em temperatura mais baixas limitam efetivamente o uso das ligas duplex a temperaturas abaixo de $280^{\circ}C$ [22].

A tabela 2 mostra os principais precipitados encontrados nos aços inoxidáveis duplex e a faixa de temperatura em que são formados.

Tabela 2 - Principais precipitados encontrados nos aços inoxidáveis duplex.

Precipitado	Fórmula química	Estrutura cristalina	Faixa de temperatura de precipitação (°C)
Sigma (σ)	Fe – Cr – Mo	Tetragonal de corpo centrado	600 – 100
Nitreto de cromo	Cr ₂ N	Hexagonal	700 – 950
Nitreto de cromo	CrN	Cúbica	700 – 950
Chi (χ)	Fe ₃₆ Cr ₁₂ Mo ₁₀	Cúbica de corpo centrado	700 – 900
Carboneto	M ₂₃ C ₆	Cúbica de face centrada	600 – 950
Carboneto	M ₇ C ₃		950 – 1050
Alfa linha (α')		Cúbica de corpo centrado	350 – 750
Austenita secundária (γ_2)		Cúbica de face centrada	650 – 950
R ou Laves	Fe – Cr – Mo	Romboédrica ou Hexagonal	550 – 650
Pi	Fe ₇ Mo ₁₃ N ₄	Cúbica	550 – 600

Fonte: Pardal [24].

3.1.2.1 Alfa linha (α')

A fase intermetálica alfa linha forma-se entre as temperaturas de 300 e 600°C e sua precipitação leva a um endurecimento progressivo e a redução da tenacidade do material. Essa precipitação ocorre por decomposição espinoidal, um mecanismo pelo qual a ferrita se decompõe em uma fase rica em cromo (α') e uma fase rica em Fe. Como essa reação ocorre mais rapidamente a 475°C, esse processo também é conhecido como “fragilização à 475°C”. No entanto, essa separação de fases também pode ocorrer em temperaturas tão baixas quanto 300°C quando o material é exposto por milhares de horas ou a 600°C em exposições que duram poucos minutos, dependendo da composição química do aço [25].

3.1.2.2 Sigma (σ)

A fase sigma é a fase intermetálica mais estudada nos aços inoxidáveis duplex, por ser uma fase com maior fração volumétrica e mais deletéria. Através de uma análise química, nota-se que a fase sigma é enriquecida em Cr, Mo e Si, com Cr em maior quantidade. Por ser uma fase enriquecida por esses elementos, a precipitação dessa fase causa empobrecimento dos mesmos nas regiões adjacentes, diminuindo assim a resistência à corrosão dos aços duplex. Além disso, apresenta-se como uma fase intermetálica dura, frágil e que mesmo em pequenas quantidades provoca efeitos adversos na ductilidade do aço duplex [26 – 29].

A fase sigma apresenta estrutura tetragonal e é não magnética. Por conta disso, métodos magnéticos como o ruído magnético de Barkhausen e as técnicas de correntes parasita podem ser utilizados para detecção dessa fase deletéria.

A fase sigma pode precipitar em temperaturas entre 650 e 1000°C. No pico de temperatura de cerca de 900°C, a decomposição da ferrita em sigma pode levar apenas dois minutos em ligas superduplex [1]. Segundo Magnabosco [30], nos aços inoxidáveis duplex, a precipitação da fase sigma pode ser completa em poucas horas, consumindo toda a ferrita da microestrutura. O mecanismo de precipitação da fase sigma é a transformação eutetoide da ferrita em sigma e austenita secundária [31], como mostrado na equação 2.

Nos aços inoxidáveis duplex, a ferrita é termodinamicamente metaestável na faixa de temperatura de precipitação da fase sigma. Além disso, a ferrita também possui um teor mais elevado dos elementos formadores de fase sigma (por exemplo Cr e Mo). Dessa maneira, a precipitação de fase sigma ocorre principalmente pela decomposição da ferrita. Essa decomposição geralmente ocorre através de uma reação eutetoide, como dito, formando sigma e austenita secundária, com este último possuindo teores mais baixos de Cr e Mo. Não é a difusão o fator que controla a precipitação da fase sigma, mas sim o rearranjo atômico em pequena escala para formar a complexa estrutura dessa fase. O local preferencial para a nucleação da fase sigma nos AID's são as interfaces α/γ [17].



A fase sigma pode precipitar de forma contínua ou descontínua a partir da ferrita, conforme mostrado na equação 3.

$$\alpha = \alpha_2 + \sigma \quad (3)$$

Dos Santos [32] expõe um mecanismo de formação da fase sigma a partir da austenita, conforme mostrado na equação 4.

$$\gamma = \gamma_2 + \sigma \quad (4)$$

Todos esses mecanismos geram fases deletérias e regiões depletadas de cromo que diminuem a tenacidade e a resistência à corrosão dos aços duplex.

3.1.2.3 Austenita secundária (γ_2)

A austenita secundária pode se formar com relativa rapidez e por diferentes mecanismos, dependendo da temperatura [1]. Abaixo da temperatura solidus, os aços inoxidáveis duplex são totalmente ferríticos. Assim, durante o resfriamento a partir do campo ferrítico, parte dessa fase transforma-se em austenita primária (γ_1). Caso esse resfriamento seja muito rápido, a formação de γ_1 pode ser prejudicada, obtendo-se uma microestrutura metaestável com elevados teores de ferrita. Dessa forma, durante o reaquecimento, seja por tratamento isotérmico ou por reaquecimento devido ao processo de soldagem, a austenita secundária (γ_2) precipita a partir da ferrita [17].

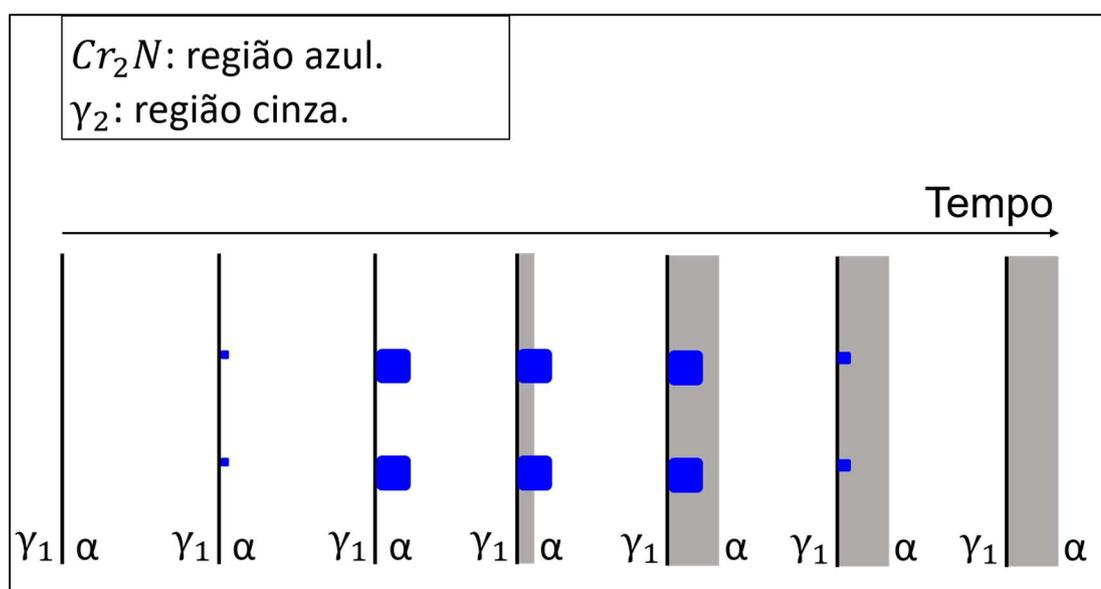
Segundo Nilsson *et al.* [33], no metal de solda de um AID, são distinguidos dois tipos de γ_2 . Uma delas é formada na interface interfásica α/γ , na faixa de temperatura de 800 a 900°C, não sendo outra coisa mais do que o crescimento das partículas preexistentes de γ , porém com diferente composição química. O outro tipo é formado no interior da ferrita, na forma de finas partículas aciculares, na faixa de temperatura de 800 a 1000°C. Segundo este autor, o processo de nucleação e crescimento desta austenita acicular mostra uma cinética de curva em C, indicando que a transformação é controlada pela difusão. A nucleação intragranular ocorre nas discordâncias e inclusões [17].

Há ainda um sistema de classificação morfológica da austenita secundária proposta por Dubé *apud* Aaronson [34], que apresenta essa fase intermetálica com nomenclaturas como Alotrimórfica de contorno de grão, placas laterais de Widmanstätten, Widmanstätten intergranulares, Widmanstätten serrilhadas,

idiomórficas e estrutura massiva. No caso dos AID's, são reportadas usualmente as três primeiras morfologias citadas [17].

Ramirez [17] descreve um mecanismo cooperativo de formação da austenita. A austenita pode nuclear nos contornos de fase ou no interior dos grãos ferríticos a partir dos nitretos de cromo. De acordo com esse mecanismo, o nitreto de cromo nucleia na interface interfásica ou no interior do grão ferrítico, resultando em uma depleção local dos elementos formadores de ferrita, Cr e Mo. Essa depleção local leva a nucleação de austenita na interface e subsequente crescimento. Ocorre então migração do nitrogênio do nitreto para a austenita por um processo de difusão. O nitreto então se dissolve, resultando na forma de austenita mostrada na figura 4.

Figura 4 - Ilustração do mecanismo cooperativo de formação da austenita secundária a partir de regiões adjacentes aos nitretos de cromo.



Fonte: Adaptado de Lippold *et al.* [22].

3.1.2.4 Nitretos de cromo (Cr₂N e CrN)

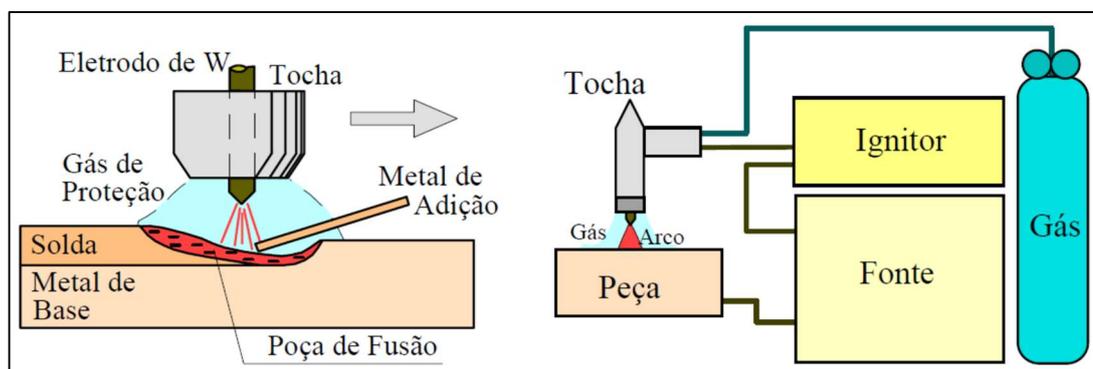
O nitrogênio é adicionado às ligas duplex para estabilizar a austenita e para melhorar a resistência à corrosão. A solubilidade do nitrogênio é consideravelmente maior na austenita do que na ferrita. Em altas temperaturas, a solubilidade do nitrogênio na ferrita é alta, mas com o resfriamento a solubilidade cai e a ferrita se torna supersaturada em nitrogênio, levando à precipitação intragranular de Cr₂N em forma de agulha. A soldagem favorece a formação de outro nitreto na zona termicamente afetada: o CrN cúbico [1]. Ambos os precipitados são ricos em cromo e,

por isso, as regiões adjacentes a eles ficam depletadas desse elemento. Como o cromo é o principal elemento formador da camada passiva, que diminui consideravelmente as taxas de corrosão dos aços duplex, as regiões depletadas de cromo ficam susceptíveis a corrosão intergranular e por pites.

3.2 SOLDAGEM GTAW (TIG)

A soldagem a arco com eletrodo de tungstênio e proteção gasosa (Gas Tungsten Arc Welding) é um processo no qual a união de peças metálicas é produzida pelo aquecimento e fusão desta através de um arco elétrico estabelecido entre um eletrodo de tungstênio, não consumível, e as peças a unir. A proteção da poça de fusão e do arco contra a contaminação pela atmosfera é feita por uma nuvem de gás inerte ou mistura de gases inertes. A soldagem pode ou não ser feita com metal de adição e, quando usada, é feita diretamente na poça de fusão. A figura 5 ilustra o processo, que também é conhecido pela sigla TIG (Tungsten Inert Gas) [35].

Figura 5 - Ilustração do processo de soldagem GTAW ou TIG.



Fonte: Marques *et al.* [35].

O processo de soldagem GTAW utiliza eletrodo de tungstênio não consumível, o que possibilita a soldagem autógena (sem metal de adição), o que é interessante para a soldagem de chapas finas [35].

Na soldagem, é importante que a poça de fusão seja protegida contra a oxidação e contaminação atmosféricas [36].

No caso do aço inoxidável duplex, durante o processo de soldagem, a obtenção do equilíbrio de fases entre austenita/ferrita está relacionada ao controle da taxa de resfriamento da solda e ao gás de proteção utilizado [37]. Wang *et al.* [38] estudaram o efeito das taxas de resfriamento na soldagem do aço inoxidável duplex UNS S31803 e verificaram que menores taxas de resfriamento favorecem a permanência do metal

por maior tempo na faixa de temperatura de formação da austenita, conferindo um balanço de fase que mais se aproxima do sugerido pela literatura e pelos trabalhos de outros autores.

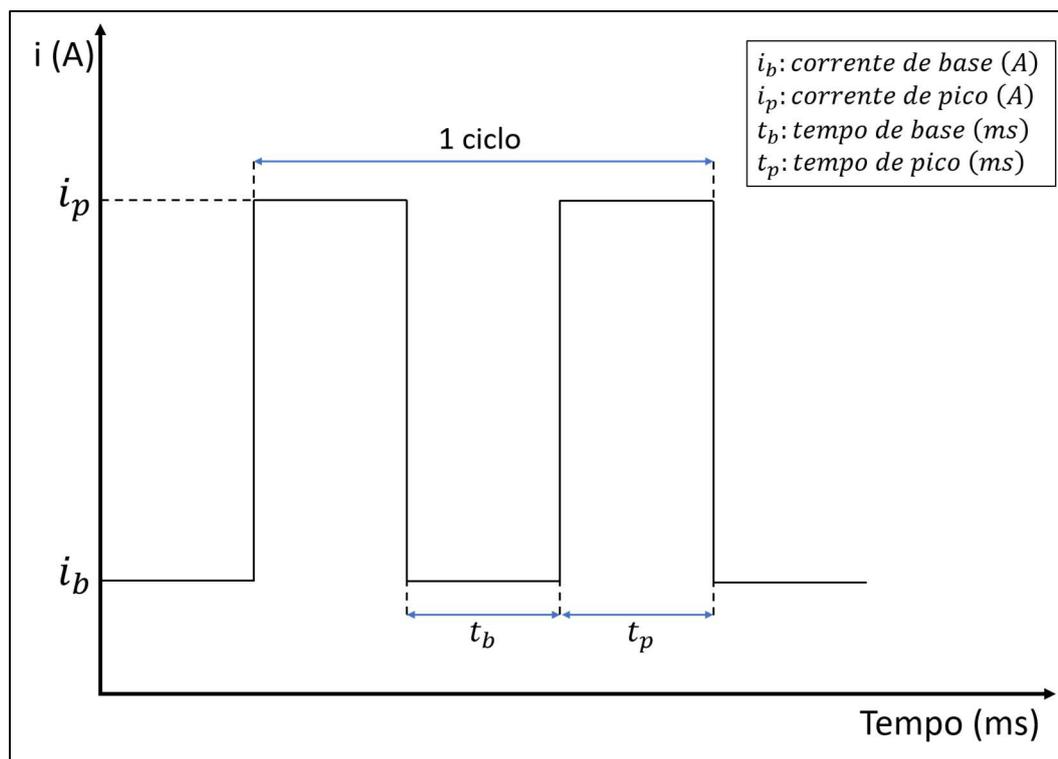
A soldagem a arco de gás tungstênio de corrente pulsada, desenvolvida na década de 1950, é uma variação da soldagem a arco de gás tungstênio de corrente constante que envolve o ciclo da corrente de soldagem de um nível alto para um nível baixo em uma frequência regular selecionada. O nível alto da corrente de pulso é geralmente selecionado para fornecer penetração e contorno do cordão adequados, enquanto o nível baixo da corrente de fundo é definido em um nível suficiente para manter um arco estável. Isso permite que a energia do arco seja usada de forma eficiente para fundir um ponto de dimensões controladas em um curto período de tempo, o que limita o desperdício de calor por condução para o material original adjacente como na soldagem de corrente constante normal.

Em contraste com a soldagem de corrente constante, o fato de que a energia térmica necessária para derreter o material de base é fornecida apenas durante pulsos de corrente de pico por breves intervalos de tempo permite que o calor se dissipe no material de base, levando a uma zona afetada pelo calor mais estreita.

Essa técnica garantiu um nicho para si mesma em aplicações específicas, como na soldagem de passes de raiz de tubos e na soldagem de chapas finas, onde é necessário um controle preciso da penetração e do aporte de calor.

A técnica com corrente pulsada apresenta diversas vantagens específicas em comparação com a técnica de corrente constante, como estabilidade de arco aprimorada, profundidade de solda aumentada para proporção de largura, tamanho de grão refinado, porosidade reduzida, baixa distorção, redução na zona afetada pelo calor e melhor controle de entrada de calor. Em geral, o processo GTAW de corrente pulsada é adequado para unir materiais de espessura fina e média, por exemplo chapas de aço inoxidável e para aplicações onde o controle metalúrgico do metal de solda é crítico. Todas essas vantagens ajudarão a melhorar as propriedades mecânicas e de corrosão [39]. As definições dos modos de corrente de pico, corrente de base e duração de tempo são ilustrados esquematicamente na figura 6.

Figura 6 - Representação de um sinal de corrente pulsada.



Fonte: Adaptado de Yousefieh *et al.* [39].

3.3 TRANSFERÊNCIA DE CALOR NA SOLDAGEM

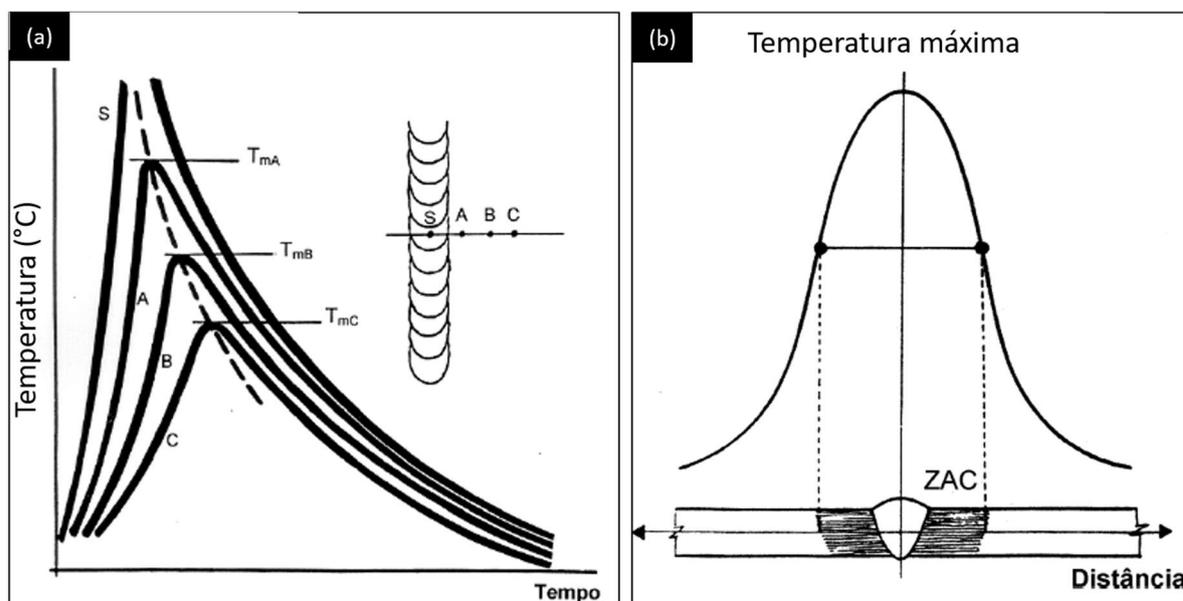
Nem toda energia gerada pelo arco elétrico é transmitida para o metal de base. Uma parte é dissipada por radiação e por convecção para o meio circundante. Por esse motivo, define-se a eficiência térmica do processo de soldagem (η) como a razão entre a energia efetivamente transmitida para o metal de base (E_a) e a energia gerada pelo arco elétrico (E_t). Para o processo GTAW, a eficiência está entre 0,4 e 0,8. Essa dispersão de valores pode estar relacionada às diferenças nos arranjos e técnicas experimentais utilizadas.

Alguns autores reportam que a eficiência diminui com o aumento da corrente de soldagem. Este efeito pode ser explicado por uma perda maior da energia através da superfície da peça soldada. Por outro lado, uma diminuição no comprimento do arco acarreta em um aumento de η . De qualquer maneira, a influência dos parâmetros de soldagem do processo GTAW levam a variações sempre ao redor de 0,6 para a eficiência térmica [17].

A história térmica de uma junta soldada é composta por uma repartição térmica e infinitos ciclos térmicos de soldagem. Esta é determinada pelas propriedades físicas do material, pela temperatura inicial do metal de base, pela geometria da junta, pela

energia de soldagem e pelo formato da fonte de calor. O ciclo térmico representa a variação da temperatura com o tempo, para um dado ponto da junta soldada. Ele está relacionado com a microestrutura nas diferentes regiões da junta soldada. A figura 7 apresenta esquematicamente diversos ciclos térmicos. Percebe-se que, o ciclo térmico experimentado por um determinado ponto da junta soldada, depende, entre outras coisas, da sua posição relativa à fonte de calor [17]. O grau de exposição da região à fonte de calor, a sua temperatura de pico e a geometria do metal soldado afetam a taxa de resfriamento do material e conseqüentemente a cinética de precipitação de fases intermetálicas e o balanço entre as fases ferrita e austenita.

Figura 7 - (a) Ciclos térmicos de soldagem experimentados por diferentes pontos de uma junta soldada e (b) repartição térmica em um junta soldada.

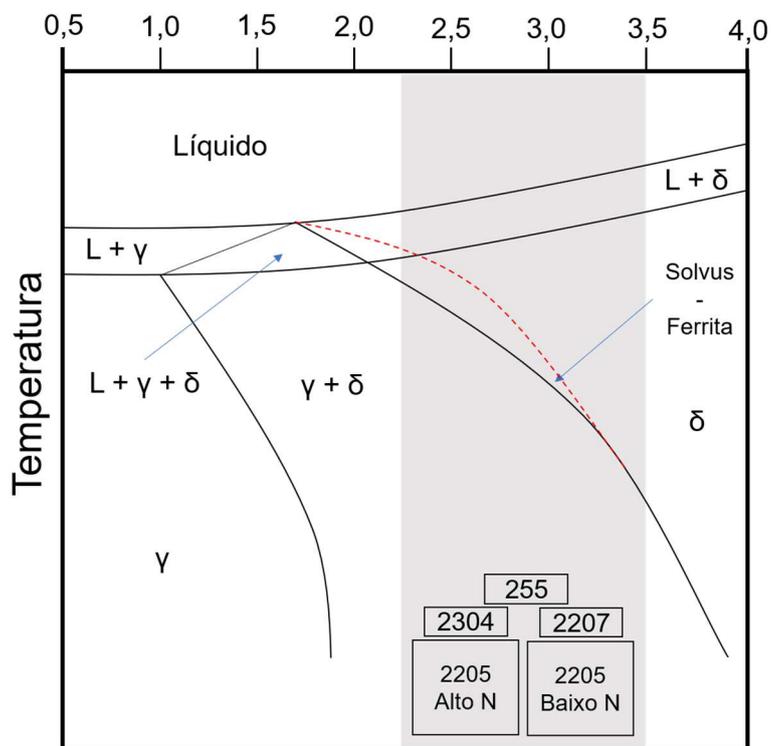


Fonte: Ramirez [17].

3.4 EVOLUÇÃO MICROESTRUTURAL DO AÇO DUPLEX DURANTE A SOLDAGEM

Durante o processo de soldagem, ocorre fusão localizada e formação de uma estreita região que recebe o nome de poça de fusão ou zona fundida. Já durante o resfriamento dessa região nos aços duplex, ocorre solidificação com uma microestrutura totalmente ferrítica. Dependendo da composição, a ferrita é estável em alguma faixa de temperatura elevada antes de cair abaixo da temperatura solvus (figura 8) e a transformação em austenita começa [22, 40].

Figura 8 - Região de elevada temperatura do diagrama de fase pseudobinário para aços inoxidáveis duplex.



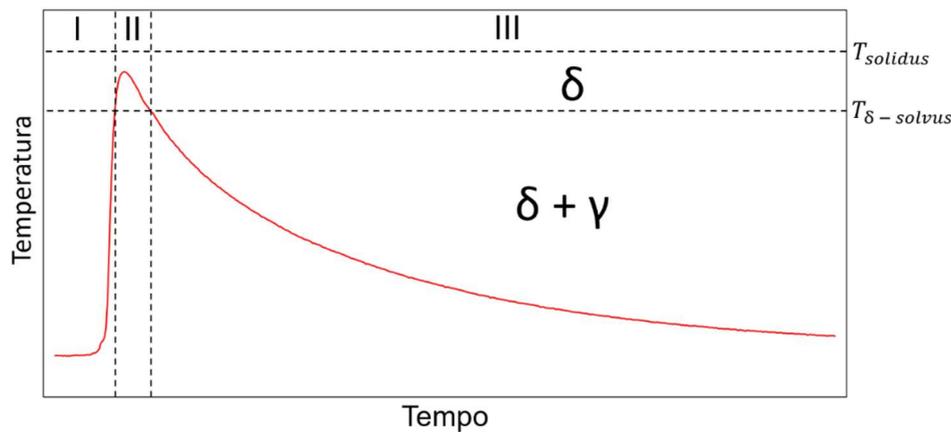
Fonte: Adaptado de Lippold *et al.* e Muthupandi *et al.* [22, 40].

O ciclo térmico da ZTA na área adjacente ao limite de fusão pode ser dividido em três regiões de tempo distintas, no que diz respeito ao ciclo de temperatura. A figura 9 representa um aço inoxidável duplex que é totalmente ferrítico em temperatura elevada, como a liga UNS S31803 (SAF 2205). Na região de tempo I, o metal de base é aquecido a temperaturas próximas linha solvus da ferrita. Nessa faixa de temperatura, a austenita começa a se transformar em ferrita através de um processo de crescimento controlado por difusão, até que eventualmente toda a estrutura seja ferrítica. Na mesma faixa de temperatura, a maioria dos precipitados presentes na estrutura, devido ao processamento termomecânico anterior, também começará a se dissolver [22].

Na região de tempo II, acima da linha solvus da ferrita, ocorre o crescimento dos grãos de ferrita, pois não há segunda fase (austenita) ou precipitado para inibir o crescimento. Isso é semelhante ao rápido crescimento de grão observado em aços inoxidáveis ferríticos. Quanto menor a linha solvus da ferrita, mais pronunciado será o crescimento de grãos. O crescimento de grão é proporcional ao tempo em que o material fica exposto a temperaturas acima dessa linha [22].

Após o resfriamento abaixo a linha solvus da ferrita, na região de tempo III, a austenita irá nuclear e crescer e os precipitados irão se reformar. A transformação de ferrita em austenita é controlada pela taxa de resfriamento, com taxas mais elevadas retardando a transformação e resultando em maiores teores de ferrita na ZTA. A taxa de resfriamento entre 1200 °C e 800 °C é frequentemente usada para quantificar o efeito da taxa de resfriamento no teor de ferrita. O grau de precipitação também é uma função da taxa de resfriamento. Em taxas mais elevadas, que promovem a retenção de ferrita, a precipitação de carbonetos e nitretos na fase ferrita é mais pronunciada. Tanto o metal de solda quanto o tamanho de grão na ZTA aumentam em função da entrada de calor [22].

Figura 9 - Ciclo térmico na zona termicamente afetada pelo calor próxima à linha de fusão de um aço inoxidável duplex com alto Cr_{eq}/Ni_{eq} . Região I, a austenita se transforma em ferrita e ocorre dissolução dos precipitados; região II, estrutura totalmente ferrítica e crescimento de grãos; região III, reformação de austenita e reações de precipitação.



Fonte: adaptado de Lippold *et al.* [22].

3.5 TENSÃO RESIDUAL

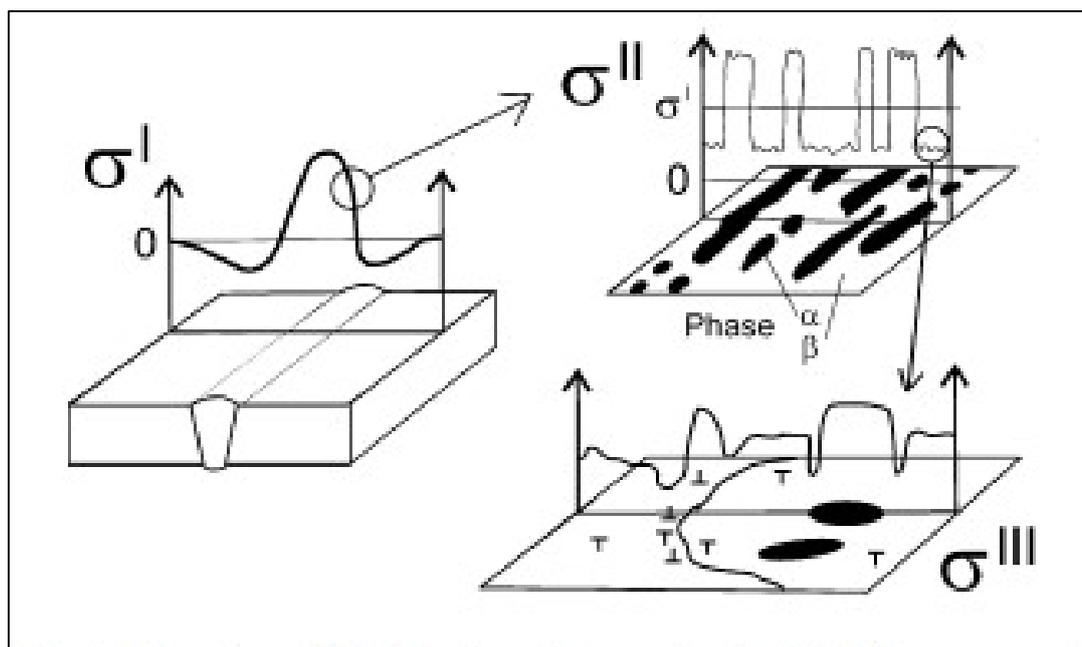
As tensões residuais em macro escala, que se equilibram internamente sobre um componente ou conjunto, são onipresentes na vida cotidiana. Elas evitam que os prendedores comuns, como pregos e parafusos, deslizem livremente, exercendo uma força de contato na interface dos diferentes componentes [7] e melhoram as propriedades mecânicas dos aços inoxidáveis duplex sujeitos ao jateamento superficial (shot peening) [41]. No entanto, distribuições adversas de tensões residuais em componentes de engenharia (especificamente tensões de alta tração em áreas sujeitas à fratura ou fadiga), podem levar a falha inesperada [7].

Em termos gerais, as tensões residuais podem ser categorizadas em três grupos com base na escala. As tensões do tipo I, denominadas tensões macroscópicas, são as mais frequentemente de preocupação para os engenheiros, equilibram-se e estendem-se por pelo menos vários grãos do material [2, 7, 42].

Em materiais policristalinos, as tensões do tipo II, em escala intergranular, são geradas por incompatibilidade mecânica entre cristais, cobrem a distância de um grão ou parte de um grão e comumente aparecem entre fases devido a mudanças de temperatura ou deformação. Elas podem ser formadas também entre grãos de orientação diferente (microestrutura intergranular) ou inclusões [2, 7, 42].

As tensões do tipo III, na escala Inter atômica, resultam de defeitos cristalográficos, como falhas de empilhamento e por conta das discordâncias [2, 7]. A figura 10 ilustra os diferentes tipos de tensões residuais presentes em um material bifásico, como o aço inoxidável duplex.

Figura 10 - Ilustração dos três diferentes tipos de tensão residual encontradas em materiais bifásicos.



Fonte: Lindgren *et al.* [2].

As tensões residuais podem ser consideradas como tensões aprisionadas, que estão presentes numa parte não submetida a uma força externa. Aqui serão consideradas apenas as macrotensões, as quais atuam sobre regiões que são grandes quando comparadas com o tamanho de grão. Elas podem ser medidas por métodos de raios X, furo instrumentado, elementos finitos, Barkhausen, corrente

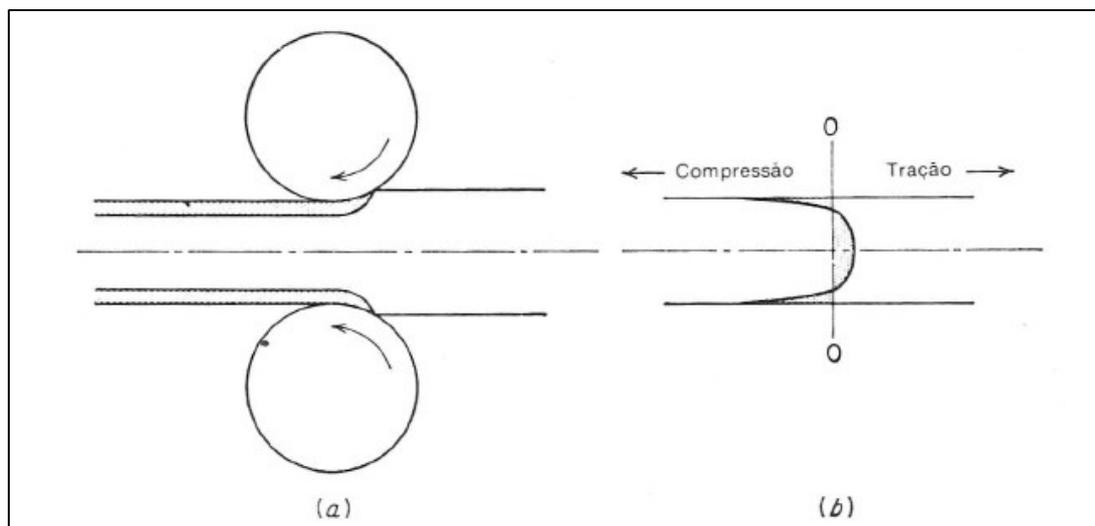
parasita ou pelo registro de variações dimensionais que ocorrem quando uma camada fina de material é removida da superfície.

O método geral pelo qual as tensões residuais são produzidas em um processo de conformação está mostrado na figura 11. Neste exemplo as condições de laminação são tais que o escoamento plástico somente ocorre próximo às superfícies da chapa. Os grãos da superfície da chapa são deformados e tendem a se alongar, enquanto que os grãos do centro da chapa permanecem sem serem afetados. Como a chapa deve se manter contínua como um todo, suas regiões superficial e central devem se sujeitar a uma acomodação de deformações. As fibras centrais tendem a impedir as fibras superficiais de se alongarem, enquanto as fibras superficiais procuram esticar aquelas localizadas na parte central da chapa. Como resultado, obtém-se uma distribuição de tensões residuais na chapa, que consiste em elevadas tensões compressivas na superfície e tensões trativas no centro (figura 11 (b)). Em geral, o sinal da tensão residual que é produzida por deformação não-homogênea será oposto ao sinal da deformação plástica que produziu a tensão residual. Para o caso da chapa laminada, as fibras superficiais que foram alongadas na direção longitudinal pela laminação permanecem em um estado de tensões residuais compressivas quando a carga externa de laminação é removida [43].

O sistema de tensões residuais existente em um corpo deve estar em equilíbrio estático. Assim, a força total que atua em qualquer plano do corpo e o momento total das forças em qualquer plano devem ser zero. Na figura 11 (b), a área sob a curva para as tensões residuais compressivas deve se equilibrar com a área sob a curva para as tensões residuais trativas, para este caso de tensões residuais longitudinais apresentado [43].

Entretanto, deve-se lembrar que a situação real se torna complexa devido à presença de um estado de tensões residuais tridimensional. Como as tensões residuais são apenas elásticas, o valor máximo que podem atingir é a tensão limite de escoamento do material. Para fins de análise, as tensões residuais podem ser consideradas como sendo tensões aplicadas ordinárias. Assim, uma tensão residual compressiva na realidade se subtrai à tensão trativa aplicada e uma tensão residual trativa se soma a uma tensão aplicada em tração [43].

Figura 11 - (a) Deformação heterogênea na laminação de chapa fina; (b) representação esquemática da distribuição resultante da tensão residual longitudinal ao longo da espessura de chapa.



Fonte: Dieter [43].

3.6 TENSÃO RESIDUAL NA SOLDAGEM

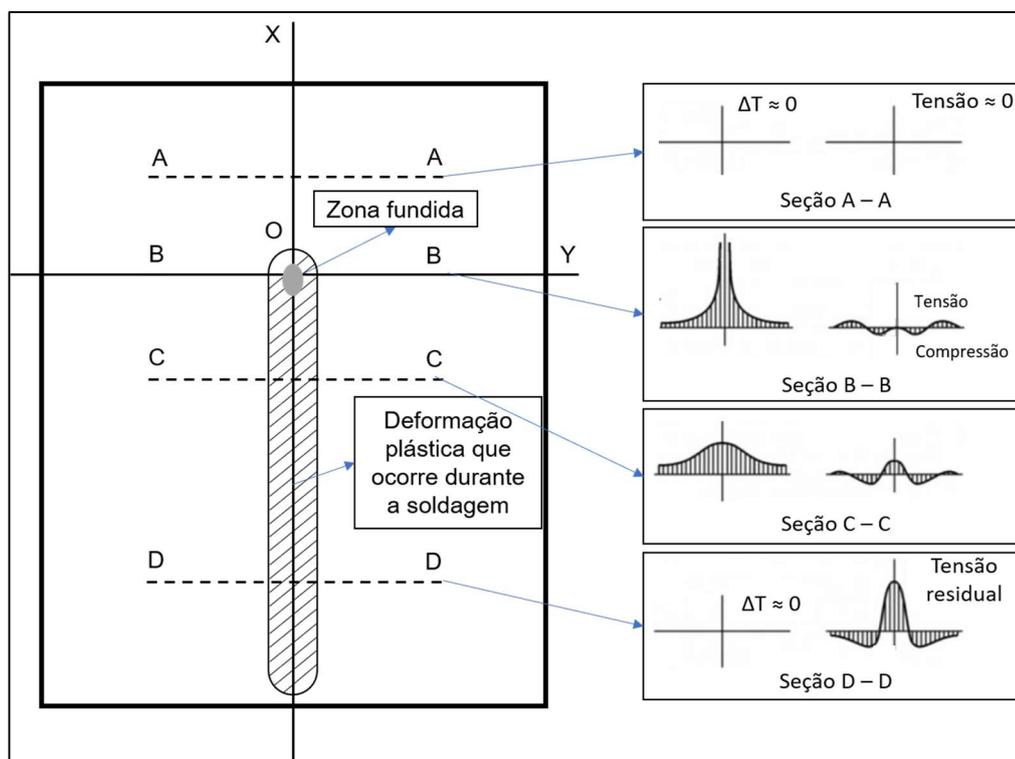
Todo processo de soldagem usa, em maior ou menor escala, calor. Como este calor é distribuído de forma desigual ao longo das partes a unir, criam-se tensões térmicas. O resultado dessas tensões térmicas pode se manifestar de três maneiras, isoladas ou em conjunto, a saber: como deformações; como tensões armazenadas (tensões residuais); ou como falha [44]. Deve-se atentar para a diferenciação entre os termos “Tensão térmica” e “Tensão residual”. Segundo a norma AWS A3.0M/A3.0:2010 [45], as tensões residuais são classificadas como aquelas que estão presentes numa junta soldada e/ou material de base que estão livres de esforços externos e gradientes térmicos, ou seja, que permanecem depois da soldagem finalizar e a peça resfriar. Já as tensões térmicas são aquelas geradas durante todo o ciclo térmico que passa cada região do material a ser soldado, tanto no aquecimento, quanto no resfriamento até a temperatura ambiente (um eventual pré aquecimento ou pós aquecimento fariam parte do ciclo térmico). A importância desta diferenciação é devido ao fato de que parte das tensões térmicas podem se manifestar antes de se transformar em tensões residuais, na forma de deformações ou colapso [46], como citado anteriormente.

Devido à sua ocorrência generalizada e efeitos notórios, as tensões induzidas por soldagem são o exemplo prototípico de tensão residual prejudicial em materiais estruturais. A formação de tensões residuais durante a soldagem ocorre porque

diferentes partes de um objeto soldado experimentam diferentes ciclos de expansão e contração térmica. A tensão térmica resultante causa uma distribuição não uniforme de deformação irreversível no material, e parte dessa deformação permanece após o material ter resfriado, resultando em um campo de tensões interno e totalmente auto equilibrado [7].

Coules [7] em seu trabalho propõe um modelo para geração do perfil de tensões residuais encontrados na soldagem. A maioria das formas de soldagem requer uma grande quantidade de entrada de calor localizada na interface da junta para alcançar a ligação do material, que ocorre pela mistura em um estado líquido ou parcialmente fundido. Inevitavelmente, esta temperatura elevada causa dilatação térmica do material, acompanhada por uma diminuição gradual na resistência ao escoamento e, eventualmente, no caso da soldagem por fusão, derretimento. Em contraste, o material remoto da costura de solda permanece a uma temperatura relativamente baixa durante a soldagem (seção A – A na figura 12).

Figura 12 - Representação da formação de tensões residuais durante a soldagem em chapa.



Fonte: Adaptado de Coules [7].

O material aquecido na interface começa a esfriar e qualquer metal líquido se solidifica. O material então esfria e se contrai como um sólido, mas é mecanicamente restringido pelo material frio circundante (seção C – C). Isso resulta em uma

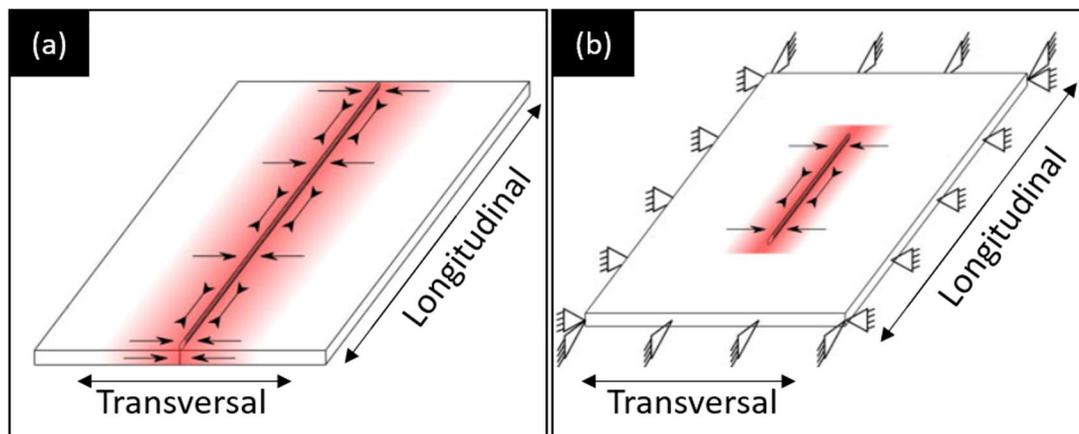
distribuição característica de tensões residuais, com tensões de tração muito grandes na região da junta (onde o material é impedido de contrair tanto quanto faria) que são equilibradas por tensões de compressão em outros lugares [7].

A magnitude e orientação exatas das tensões residuais resultantes dependem da direção dos maiores gradientes térmicos encontrados conforme o material resfria e da restrição mecânica aplicada ao metal de solda em resfriamento. Um exemplo simples é mostrado na figura 13 (a) em uma solda linear sem restrições mecânicas, o maior gradiente térmico normalmente ocorre na direção transversal. O material pode, portanto, se contrair livremente nesta direção, uma vez que a contração é aproximadamente uniforme ao longo do comprimento da solda. Correspondentemente, na direção fora do plano, o metal de solda é irrestrito e, portanto, livre para se contrair. No entanto, na direção longitudinal, a contração é impedida pelo material frio circundante. Conseqüentemente, o maior componente de tração da tensão residual em uma solda desse tipo é quase sempre orientado na direção longitudinal [7].

Em outras situações, por exemplo, para soldas em material mais espesso e em objetos de maior complexidade, outras distribuições de tensões residuais podem surgir, mas elas são sempre determinadas pelo padrão de contração térmica e restrição mecânica. A figura 13 (b) mostra um exemplo de uma solda mais fortemente restrita. Nesse caso, as condições de contorno mecânicas mais rígidas impostas ao metal de solda em contração significam que grandes tensões residuais de tração podem surgir na direção transversal, bem como na longitudinal [7].

O pico de tensão residual de tração observada no centro de uma solda por fusão pode se aproximar do limite de escoamento do material original não afetado, ou mesmo excedê-lo onde houver endurecimento do material de solda devido à mudança de composição ou microestrutural. No entanto, a real magnitude depende do campo térmico e das propriedades do material, especificamente suas relações tensão – temperatura e deformação – temperatura. Em soldas por fusão, o tamanho total da região de tração é normalmente maior do que a extensão da zona fundida, correspondendo, em vez disso, à extensão da deformação plástica induzida pela tensão térmica. Conseqüentemente, a soldagem com uma maior entrada de calor geralmente resulta em uma região de tração mais ampla [7].

Figura 13 - Representação da formação das tensões transversal e longitudinal na soldagem de (a) chapas sem restrição mecânica e (b) chapas com restrição mecânica.

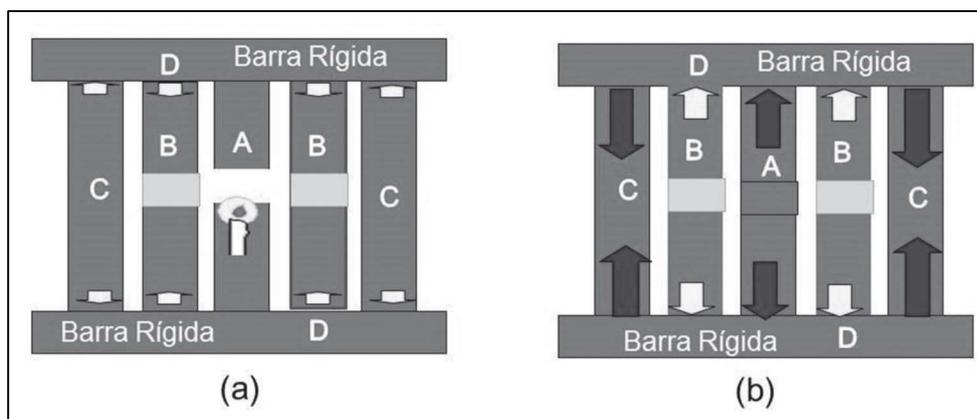


Fonte: Coules [7].

Além do modelo de formação de tensões residuais durante a soldagem apresentado por Coules [7], há também o modelo de cinco barras (para formação da tensão longitudinal) e de uma barra (para formação da tensão transversal) proposto por Scotti [44].

O primeiro explica um mecanismo macroscópico para formação de tensões residuais geradas no sentido longitudinal ao cordão de solda, como mostrado na figura 14. Nessa proposta, considera-se que as barras **A**, **B** e **C** estão unidas à barra **D**. Durante o aquecimento, a barra **A** tem sua temperatura aumentada por uma fonte de calor até alcançar o ponto de fusão, não impondo, então, nenhum tipo de força nas barras **D**. As barras **B**, por sua vez, recebe calor da barra **A** por difusão de calor, alcança uma temperatura menor do que a da barra **A** e dilata-se. Por conta disso, as barras **B** impõem uma força nas barras **D**, que, pelo mecanismo de ação – reação, impõe uma força, nas barras **B**, de igual magnitude e com sentido oposto ao inicial. Por fim, as barras **D** exercem uma força que puxa as barras **C** (temperatura ambiente) em sua direção. Então, durante o aquecimento, a barra **A** não estará sob ação de qualquer força, as barras **B** estão sob a ação de uma pequena força de compressão (igual à do limite de escoamento do material da região central das barras **B**) e as barras **C** ficarão sob ação de uma força de tração, com o mesmo módulo de força aplicada sobre as barras **B** [44].

Figura 14 - Modelo de 5 Barras para explicar a formação da geração de tensões térmicas no sentido longitudinal de uma solda: em (a) durante o aquecimento (com fusão no centro da chapa “A” e não fusão no centro das chapas “B”), enquanto em (b) após o resfriamento.



Fonte: Scotti [44].

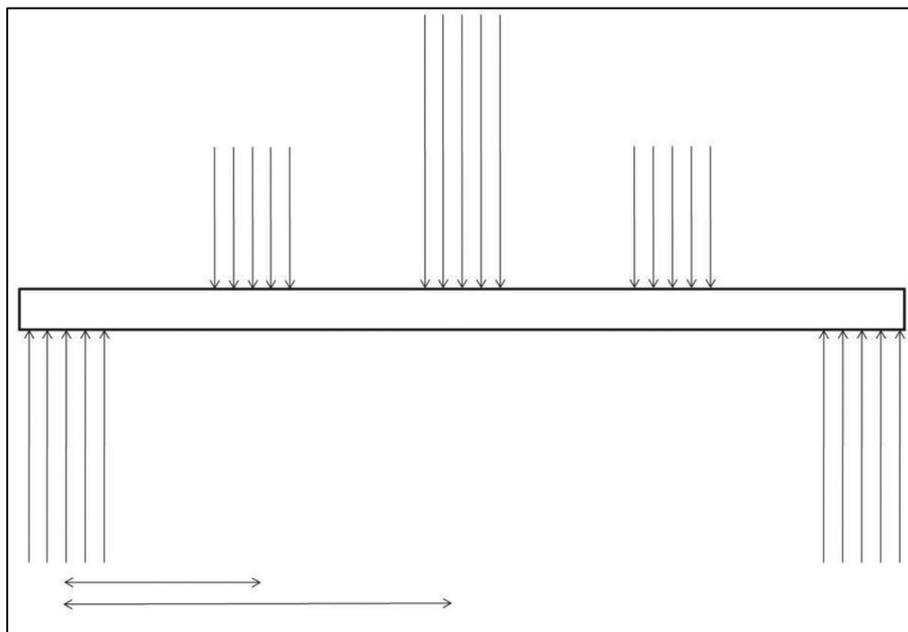
Já durante o resfriamento, tanto a barra **A** quanto as barras **B** começam a se contrair e puxar as barras **D**. Mas, neste caso, ao mesmo tempo em que as barras **B** puxam as barras **D**, elas são comprimidas pelas próprias barras **D**, que estão sendo puxadas com maior força pela barra **A** (maior variação de temperatura, maior contração). Ao final do resfriamento, tanto a barra **A** como as barras **B** ficarão sob a ação de tração, enquanto as barras **C** vão ficar sob ação de esforços de compressão. Entretanto, o valor da força de tração na barra central vai ser maior, enquanto as forças agindo sobre as barras **B** têm suas forças finais calculadas pela diferença entre as forças de compressão impostas pela barra **A** e as forças de tração reativa resultantes das próprias barras **B**. O esforço compressivo resultante sobre as barras **C** será proporcional à intensidade e distribuição dos esforços trativos impostos sobre as barras **D** pelas barras **A** e **B** [44], como sugere a figura 15.

A forma de interligar o Modelo de 5 Barras a uma união soldada é a de considerar a barra **A** como a Zona Fundida (ZF), as barras **B** como as zonas termicamente afetadas pelo calor (ZTA) e as barras **C** como metal de base (MB) não aquecido. Entre estes três elementos há uma continuidade, não havendo transições bruscas entre eles, como sugere a figura 14, em que eles estão representados paralelamente numa seção transversal da junta.

Desta forma, o ponto de tensão zero (transição de tração para compressão) seria aquele em que o metal não mudou de temperatura devido ao processo de soldagem (na verdade, pode ter aquecido, mas não o suficiente para que a força atuante chegasse ao limite de escoamento do material naquela região, já que caso o

material fique apenas no regime elástico, não se criariam tensões no resfriamento) [44].

Figura 15 - Esquema de determinação de forças de reação em função da posição e distribuição das forças aplicadas (a solução é o equilíbrio entre as forças aplicadas, sendo que as setas na horizontal representam escala de comparação entre as forças).



Fonte: Scotti [44].

A amplitude e o tamanho da região exposta a ação das tensões residuais dependem, então, do limite do escoamento do material, que varia entre as regiões do metal soldado. A zona fundida e a zona termicamente afetada pelo calor apresentam limites de escoamento diferentes, por exemplo, e esse limite apresenta valores diferentes até mesmo dentro da ZTA. Isso porque quanto mais longe da zona fundida, menor é a ação da energia de soldagem sobre o a ZTA.

Há de se considerar também o efeito da energia de soldagem na amplitude e tamanho da região exposta a tensão residual. Isso porque quanto maior a energia de soldagem, mais larga será a ZTA. Por fim, a capacidade de difusão de calor do material também exerce sua influência, sendo que quanto maior, menor será a ZTA.

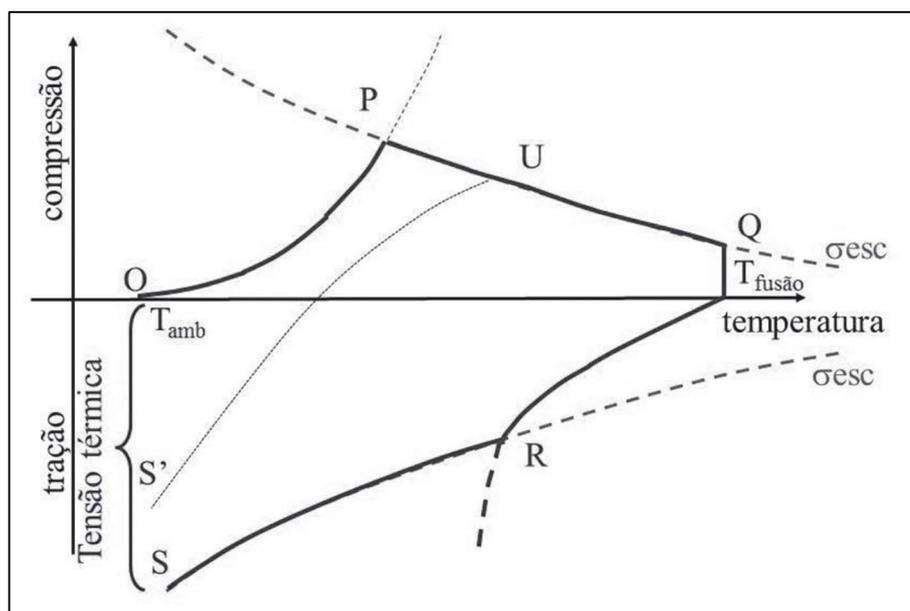
No entanto, o emprego dessas regras ou variáveis não é trivial e, portanto, devem ser vistas com ressalvas.

Uma vez entendido como as tensões térmicas são geradas, deve-se entender qual valor ela alcança. Como se pode notar na figura 16, a parte de cima do diagrama representa o aquecimento. Vai-se criando uma tensão de compressão sobre o

material até que se atinja o seu limite de escoamento (linha O – P), que por sua vez torna-se menor em módulo com o aumento da temperatura (linha σ_{esc}). Assim, mesmo o material tentando se dilatar com o aumento de temperatura, a força de compressão sobre ele se reduz, devido a sua deformação plástica (ou seja, o esforço compressivo toma o valor do limite de escoamento, linha P – Q). No ponto Q o material torna-se líquido, fazendo com que a reação (consequentemente os esforços) seja nula.

A parte de baixo do diagrama mostra o que ocorre durante o resfriamento. De forma similar, o material ao se solidificar passa a sofrer esforços de tração, crescente até que se atinja o seu limite de escoamento (linha $T_{fusão} - R$). Como o limite de escoamento volta a crescer com a redução da temperatura, também cresce o esforço trativo agindo sobre o material. Na temperatura ambiente, se estabelece o valor final da tensão térmica, que é igual ao valor do limite de escoamento (ponto S) [44].

Figura 16 - Diagrama ilustrativo da determinação da intensidade da tensão térmica gerada em um cordão de soldagem.



Fonte: Scotti [44].

O valor da tensão térmica pode até se tornar menor do que o limite de escoamento (ponto S'), como no caso de uma parte do material que se aqueceu apenas até o ponto U. Mas o máximo que vai atingir será o valor da tensão do limite de escoamento. A região do material que se aqueceu apenas entre o ponto O e P não ficará sob tensão ao esfriar, pois a carga tanto no aquecimento (carregamento) quanto

no resfriamento (descarregamento) segue a linha O – P ou P – O, respectivamente [44].

Entretanto, numa soldagem, cada região da ZF e da ZTA pode se comportar de forma diferente, ou seja, ter limites de escoamento diferentes. Isto acontece independentemente se a soldagem é com ou sem material de adição. O valor da tensão térmica final vai ser no máximo o valor mais alto de limite de escoamento de todo sistema, mas sempre decrescente do centro para fora. É importante mencionar que uma vez atingido este valor máximo, pode acontecer do mesmo ser superior ao limite de escoamento de uma outra região do material, provocando sua deformação plástica localmente (acomodação) e reduzindo o valor máximo da tensão térmica resultante (tensão residual). O caso extremo de acomodação das tensões é a distorção, que faz aliviar as tensões térmicas geradas pela deformação plástica macroscópica do material [44].

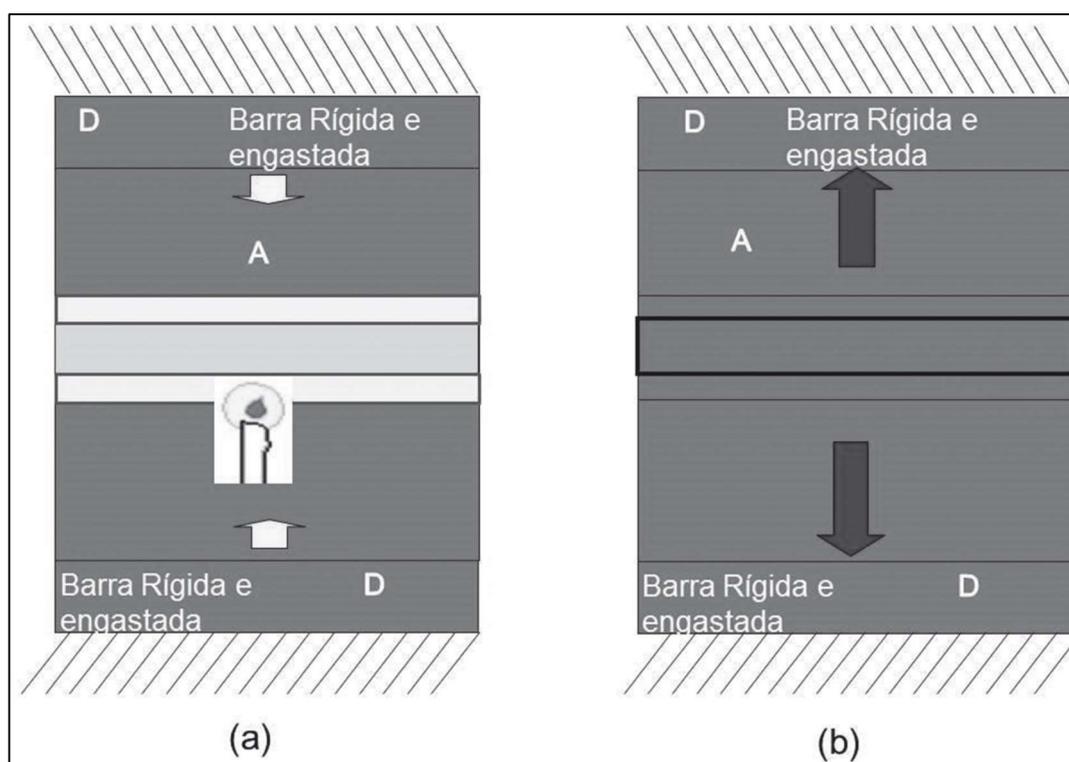
Apresentado um modelo para formação de tensões residuais na direção longitudinal ao cordão de solda, se faz necessário explicar também como surgem as tensões residuais na direção transversal ao cordão. Scotti [44] apresenta também um modelo de uma barra para explicar esse mecanismo.

O Modelo de uma Barra apresentado na figura 17 se diferencia do modelo de cinco barras, aplicáveis para tensões térmicas geradas no sentido longitudinal ao do cordão, devido às restrições. No sentido longitudinal, sempre vai haver uma região da chapa (paralelamente ao longo do cordão, representada pelas barras **C** nos citados modelos) que contrabalança os esforços da dilatação e contração da zona fundida. Por isso, nessa região se criam tensões compressivas, de igual módulo às tensões trativas das regiões que se contraem durante o resfriamento (representadas pelas letras **A** e **B** nos modelos). Já no sentido transversal, ao longo de toda a seção da chapa onde houver a deposição de um cordão haverá a contração durante o resfriamento [44].

Então, caso não haja restrição ao movimento e haja a possibilidade de a chapa fletir ou deformar plasticamente (o que não acontece em placas rígidas), não haveria geração de tensões. Somente quando há restrição (chapa engastada) e comportamento rígido da região não aquecida da placa da solda que se configurarão as condições para haver tensões transversais térmicas. Vamos considerar que a barra **A** esteja solidária ao longo das barras **D** (barras estas rígidas e engastadas, ou seja, não podem se mover, nem fletir ou deformar plasticamente) e que a região central da

barra **A** possa ser aquecida (recebendo calor de uma fonte externa), difundindo calor para sua vizinhança, mas não ao restante da barra **A**. Ao se aquecer o centro da barra **A**, ela tentará se dilatar. Progressivamente se aquecendo, esta tendência à dilatação faria com que a barra **A** empurrasse as barras **D**, que por serem rígidas e engastadas comprimiriam a barra **A**. Assim, a barra **A** ficaria sob ação de compressão [44].

Figura 17 - Modelo de 1 Barra para explicar a formação da geração de tensões térmicas no sentido transversal de uma solda: em (a) durante o aquecimento (com fusão no centro da chapa "A" e aquecimento decrescente na vizinhança do centro), enquanto em (b) após o resfriamento.



Fonte: Scotti [44].

Analogamente ao caso da análise da geração de tensões longitudinais, a região central da barra **A** ao ser continuamente aquecida passa a ter seu limite de escoamento progressivamente reduzido (a força aplicada faz apenas o material se deformar, sem aumentar sua força de reação). Assim, a força exercida sobre a barra **D** devido à dilatação vai paulatinamente se tornando menor. Quando a parte central da barra **A** alcança a temperatura de fusão, esta dilatação se torna nula (o líquido dilatando é compressível, além de compensar o crescimento pelas laterais sem resistência), independentemente da dilatação da região vizinha à sua região central. Assim, também se tornam nulos os esforços sobre a barra **A**. Mas, durante o

resfriamento, a região central (e vizinhança) da barra **A**, após a solidificação, vai progressivamente tendo seu limite de escoamento aumentado [44].

E a contração que agora toma lugar nessa região passa a puxar as barras **D**, que, por sua vez, tracionam a barra **A**. Desta forma, no sentido transversal, quando há restrição ao movimento e não há deformação plástica do material, não há tensões compressivas, tão somente trativas, com intensidades iguais a do limite de escoamento da região com maior resistência.

3.7 MAGNETISMO

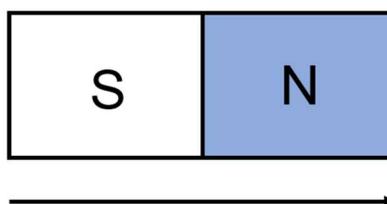
3.7.1 Definição de magnetismo

O magnetismo é um fenômeno comumente relacionado com os minerais que são capazes de atrair outros objetos, que podem ser chamados de ímãs. Eles atraem e repelem outros ímãs, além de ter a capacidade de magnetizar outros objetos que contêm ferro na sua composição química [47, 48].

Quando um ímã é mergulhado em pedaços de ferro, eles se agarram a ele, especialmente em certos lugares chamados polos, que geralmente estão localizados perto das extremidades do ímã. Esses polos sempre ocorrem aos pares e, em um ímã usado como agulha de bússola, o polo que aponta para o norte é o polo que busca o norte, ou simplesmente o polo norte, e o outro, o polo sul [48].

Quando um ímã é dividido em dois, são obtidos dois ímãs. Se a divisão continuasse sucessivamente, o limite de divisão seria o dipolo magnético, que constitui a mínima unidade magnética possível. Os dipolos magnéticos de um material são influenciados na presença de um campo magnético externo, já que a força do mesmo exerce um torque que tende a orientá-los na direção do campo. O momento magnético associado é indicado por uma seta (figura 18) [48].

Figura 18 - Representação de um dipolo magnético e o momento magnético associado a ele pela aplicação de um campo magnético externo.



Fonte: Adaptado de Morgan [48].

3.7.2 Variáveis magnéticas

A intensidade do campo magnético é geralmente representada por H . H será reservada para campos que resultam exclusivamente de correntes livres, como uma corrente elétrica fluindo em um fio. O momento magnético por unidade de volume de um material magnético é medido por M , a magnetização (ou polarização). M resulta dos dois movimentos atômicos: o movimento orbital e o movimento de rotação do elétron, mencionados acima. Estes são frequentemente vistos macroscopicamente como correntes equivalentes são descritas pela indução magnética, B [49, 50]. Essas três quantidades estão ligadas na equação de campo (equação 5).

$$B = H + 4\pi M \text{ (cgs)} \quad (5)$$

3.7.3 Suscetibilidade magnética e permeabilidade magnética

Os diferentes tipos de materiais magnéticos são geralmente classificados com base em sua suscetibilidade ou permeabilidade. Portanto, deve-se definir essas propriedades relacionadas com precisão antes de continuar a descrever as diferenças entre materiais ferromagnéticos, paramagnéticos e diamagnéticos [51].

A suscetibilidade magnética é a constante de proporcionalidade entre a magnetização M de um material e o campo magnetizante aplicado e é definida pela equação 6 [48, 50, 51].

$$X_m = \frac{M}{H} \quad (6)$$

A suscetibilidade magnética apresenta um limite estabelecido pela máxima magnetização possível, a magnetização de saturação (M_s), a qual representa o ponto no qual todos os momentos magnéticos do material encontram-se alinhados com o campo magnetizante aplicado [48].

A constante de proporcionalidade entre a indução total B no material e o campo utilizado para produzi-la é denominada permeabilidade magnética e é definida conforme a equação 7.

$$\mu = \frac{B}{H} \quad (7)$$

No caso da aplicação do campo magnético no vácuo, tem-se:

$$\mu_0 = 4\pi \times 10^{-7} \left(\frac{Wb}{A \cdot m} \right) \quad (8)$$

Habitualmente é usada a permeabilidade magnética do material em relação à permeabilidade magnética do vácuo. A proporção é denominada permeabilidade relativa e é dada por:

$$\mu_r = \mu / \mu_0 \quad (9)$$

A permeabilidade magnética por ser definida como uma medida da facilidade com a qual um campo B pode ser induzido na presença de um campo magnético externo H . Assim, há uma outra forma de relacionar B , H e M , conforme mostrado na equação 10.

$$B = \mu_0(H + M) \quad (10)$$

3.7.4 Materiais magnéticos

A natureza da interação com um campo magnético permite classificar os fenômenos magnéticos em três categorias principais: ferromagnéticos, paramagnéticos e diamagnéticos.

Os materiais que apresentam propriedades magnéticas semelhantes ao ferro (por exemplo, níquel, cobalto e suas ligas) são ferromagnéticos. Esses materiais apresentam forte interação atrativa para o polo magnético e também apresentam permeabilidade de magnitude considerável que varia com o campo, exibem histerese e perdem essas propriedades abruptamente quando aquecidos a uma temperatura chamada de temperatura de Curie [49, 50], que é definida como a temperatura sobre a qual a excitação térmica é grande o suficiente para eliminar a organização espontânea [47]. Em outras palavras, todos os materiais quando aquecidos a temperaturas suficientemente altas, tornam-se paramagnéticos e a temperatura de

transição do comportamento ferromagnético para o paramagnético é a temperatura de Curie [51].

Em outra classe de materiais, mais numerosa, as permeabilidades são apenas ligeiramente maiores do que 1, geralmente entre 1 e 1,001. Nestes materiais, a interação é fraca em direção a um polo magnético e não apresentam histerese. A permeabilidade é geralmente independente da intensidade do campo e, como regra, é independente da temperatura ou diminui com o aumento da temperatura. Esses materiais são conhecidos como paramagnéticos. Entre as substâncias paramagnéticas que não são ferromagnéticas estão muitos dos sais das famílias do ferro e dos metais paládio e platina, os elementos sódio, potássio e oxigênio, e os materiais ferromagnéticos acima do ponto de Curie. Eles podem ser sólidos, líquidos ou gases [49, 50].

Em substâncias diamagnéticas, a magnetização é dirigida de forma oposta ao campo, isto é, elas têm permeabilidades um pouco menores do que 1. Eles são, portanto, repelidos dos polos de um eletroímã e se movem em direção a um campo mais fraco. Muitos dos metais e a maioria dos não metais são diamagnéticos. A grande maioria das substâncias são diamagnéticas, incluindo a água, SiO_2 , madeira, plásticos, NaCl, $CaCO_3$ e a maioria dos materiais orgânicos e biológicos [49, 50].

3.7.5 *Estrutura magnética dos materiais ferromagnéticos*

Como discutido anteriormente, há diferenças entre os comportamentos magnéticos dos materiais ferromagnéticos, paramagnéticos e diamagnéticos. No caso da primeira classe de materiais, a sua estrutura consiste em pequenas regiões de volume em que os momentos magnéticos se alinham na mesma direção. Isso leva a comportamentos particulares, principalmente relacionados a histerese e a anisotropia magnética.

3.7.6 *Momentos magnéticos*

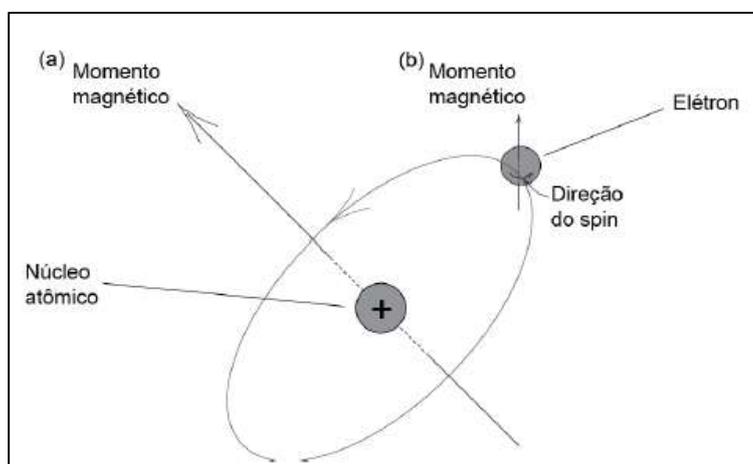
Analisando o magnetismo a partir da origem atômica, é bem sabido que a matéria é de natureza eletrônica. Isto é, todos os átomos são feitos de cargas positivas e negativas (prótons e elétrons) fortemente unidas pela força eletrostática (Coulomb). Do ponto de vista atômico da matéria, existem dois movimentos eletrônicos: o movimento orbital do elétron e o movimento de rotação do elétron. Exceto por alguns

efeitos magnéticos nucleares, que são muito menores, esses dois movimentos de elétrons são a fonte de fenômenos magnéticos macroscópicos nos materiais [50].

Os momentos magnéticos estão associados com elétrons individuais na estrutura atômica do material. No modelo atômico simplificado, um elétron de carga negativa, orbita o núcleo atômico com carga positiva ao mesmo tempo em que gira ao redor do seu próprio eixo. No primeiro caso, ilustrado na figura 19 (a), o elétron pode ser considerado como uma carga elétrica circulando em um solenoide de uma volta, gerando um campo magnético no processo. A figura 19 (b) ilustra o segundo caso, no qual o elétron gera um pequeno campo magnético devido à sua rotação ou spin, ao longo do eixo de giro. A aplicação de um campo magnetizante faz com que os elétrons recebam um torque, tendo que alinhar o seu campo magnético próprio com a magnetização aplicada [48].

Em cada orbital atômico cabe um par de elétron. Os elétrons, organizados em pares, sempre possuem direções de spin opostas, desta maneira, o campo magnético produzido por cada um se cancela. Como resultado, os materiais cuja estrutura atômica possui orbitais completos, têm uma resposta fraca a um campo magnético aplicado, que persiste somente enquanto o campo externo está presente. Este é o caso dos materiais diamagnéticos. Os materiais com orbitais incompletos possuem um momento magnético diferente de zero, como no caso dos materiais paramagnéticos e ferromagnéticos. Os materiais ferromagnéticos caracterizam-se por possuir seus momentos magnéticos orientados em uma direção definida, formando as regiões conhecidas como “domínios magnéticos” [48].

Figura 19 - (a) momento magnético associado à orbita do elétron e (b) ao giro do mesmo sobre seu próprio eixo.

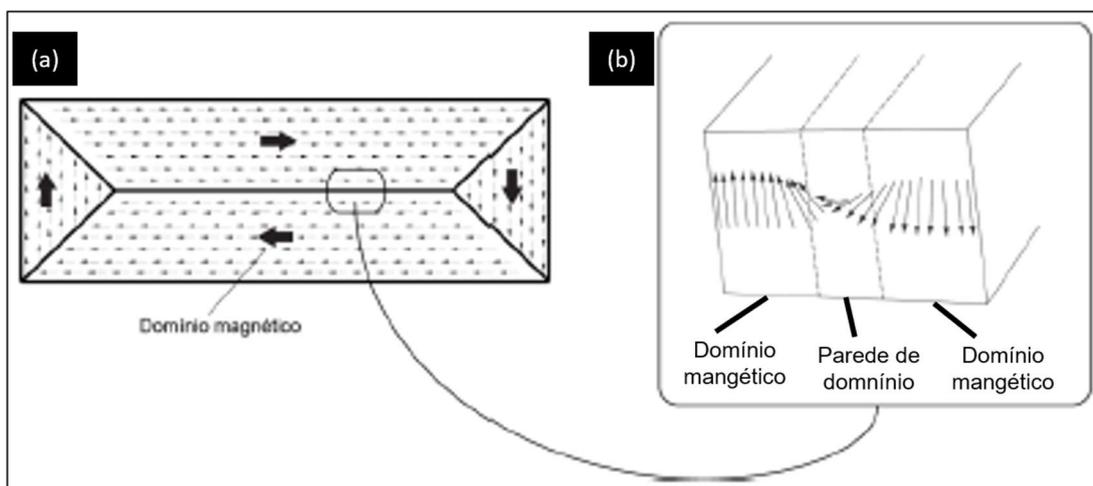


Fonte: Morgan [48].

3.7.7 Domínios magnéticos

Os domínios magnéticos são estruturas microscópicas que agrupam um conjunto de momentos magnéticos magnetizados até M_s (magnetização de saturação), a qual é função da temperatura. Em cada domínio, os momentos estão orientados em uma mesma direção (direção de fácil magnetização) de forma espontânea. Essa orientação é função da temperatura de Curie (T_c), a qual está definida como a temperatura sobre a qual a excitação térmica é grande o suficiente para eliminar a organização espontânea. No caso de não existir uma magnetização externa ou residual, os domínios estão orientados aleatoriamente, de maneira tal que a soma de todos os momentos magnéticos é zero. Entre domínios opostos existem regiões de transição denominadas “paredes de domínio”, nas quais os momentos giram de acordo com a direção do domínio magnético adjacente. Como indicado na figura 20, os domínios classificam-se de acordo à orientação relativa dos domínios vizinhos, com paredes de 180° e paredes de 90° [48].

Figura 20 - (a) momentos magnéticos agrupados em domínios junto com (b) detalhe do giro dos domínios nas paredes.



Fonte: Morgan [48].

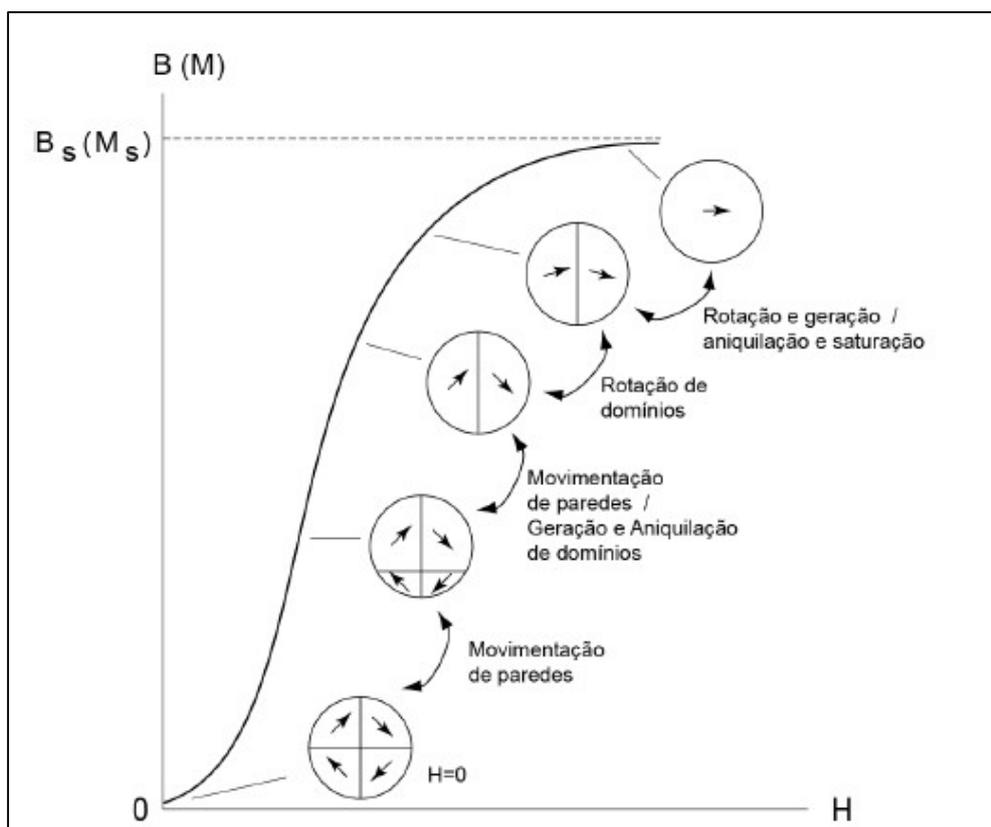
3.7.8 Processo de magnetização

Durante o processo de magnetização de um material ferromagnético, como ilustrado na figura 21, a indução B não tem um comportamento linear em relação ao campo aplicado H . As paredes de domínio orientadas aleatoriamente se deslocam como consequência do crescimento dos domínios orientados de forma favorável ao campo aplicado. Dessa maneira, novos domínios são originados enquanto outros,

com direções de magnetização não favoráveis, são aniquilados. Posteriormente, os domínios giram para se alinhar com a direção do campo aplicado e quando chegam à parte final da curva, os poucos domínios restantes são aniquilados e o material se converte em um único domínio, que gira até alcançar um alinhamento completo com a direção do campo aplicado [48].

A curva apresentada na figura 21 é conhecida como curva de magnetização inicial. Ela descreve o processo desde a magnetização zero até a magnetização de saturação, a qual tem uma indução de saturação (B_s) associada. Tanto o processo de magnetização quanto a movimentação de paredes associada são afetadas pela presença de tensões e defeitos na estrutura cristalina do material, tais como vacâncias, inclusões, partículas de segunda fase, discordâncias, defeitos pontuais e contornos de grão. Os defeitos, que atuam como barreiras na movimentação das paredes de domínio, são conhecidos como pontos de ancoragem [48].

Figura 21 - Configuração dos domínios durante várias etapas da magnetização.



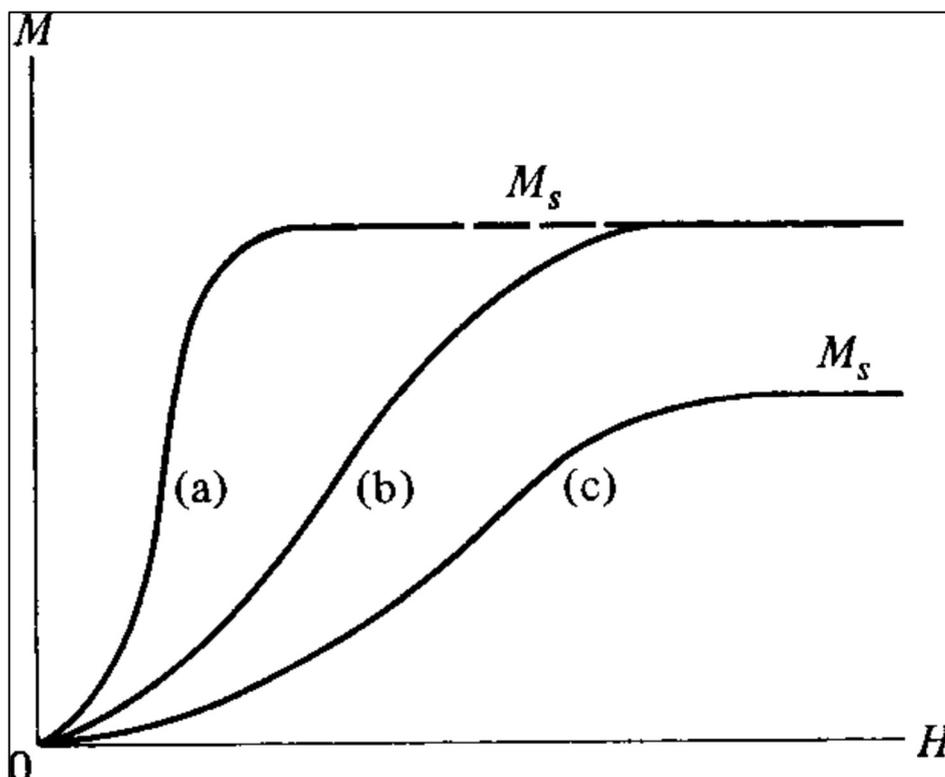
Fonte: Morgan [48].

Quando uma parede de domínio encontra um ponto de ancoragem no processo de magnetização, a energia requerida para se movimentar e ultrapassá-la cresce. O

processo continua até a parede encontrar um novo ponto de ancoragem na sua trajetória. Uma vez que a magnetização é retirada, inevitavelmente, os domínios não conseguem retornar a sua configuração original, fazendo com que a movimentação das paredes seja irreversível. Conseqüentemente, o processo de magnetização é descontínuo e irreversível. Esse processo está composto por pequenos saltos produzidos quando as paredes de domínio superam os pontos de ancoragem. Esses saltos de magnetização são conhecidos como efeito Barkhausen.

Os materiais podem diferir quanto à facilidade com que podem ser magnetizados. Se um pequeno campo aplicado é suficiente para produzir saturação, o material é chamado de magneticamente macio, como mostrado na figura 22 (a). A saturação de algum outro material, que em geral terá um valor diferente de M_s , pode exigir campos muito grandes, como mostrado pela figura 22 (c). Esse material é magneticamente duro. Às vezes, o mesmo material pode ser magneticamente macio ou duro, dependendo da sua condição física. Assim, a curva (a) da figura 22 pode estar relacionada a um material recozido e a curva (b) ao estado fortemente trabalhado a frio [47].

Figura 22 - Representação das curvas de magnetização em relação à facilidade com que a saturação do campo magnético induzido pode ser alcançada.



Fonte: Cullity [47].

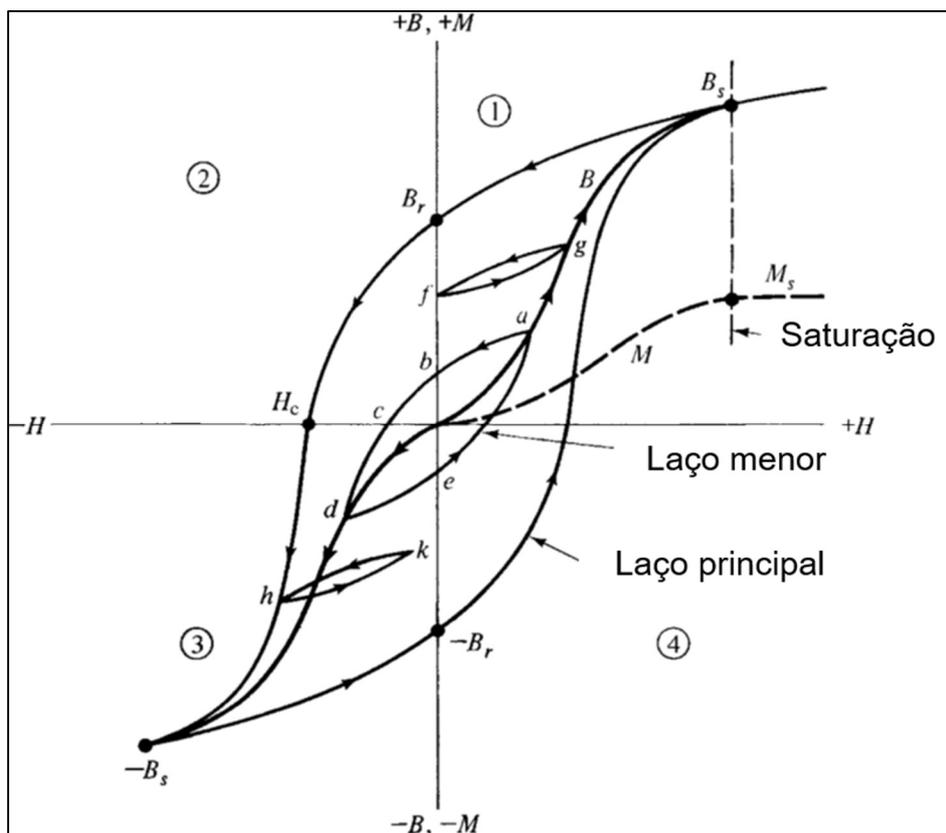
Cabe agora discutir propriedades importantes da curva de histerese. A figura 23 mostra as curvas de magnetização em termos de B_s (linha completa desde a origem no primeiro quadrante) e M (linha tracejada). O processo de magnetização se inicia com a aplicação de um campo externo (H) que leva ao aumento do campo magnético induzido (B) até o valor de saturação (B_s). A curva $B \times H$ do estado desmagnetizado até a saturação é chamada de curva de magnetização normal ou curva de indução normal [47].

Quando o campo magnético externo for reduzido a zero após a saturação ter sido alcançada no primeiro quadrante, a indução na amostra diminuirá de B_s até o ponto de remanência (B_r). Nesse ponto, nem todos os domínios magnéticos são capazes de voltar ao seu alinhamento inicial e, conseqüentemente, o material permanece com algum nível de magnetismo residual. Se o campo magnético for invertido, a indução diminuirá até chegar a zero no ponto H_c , que recebe o nome de ponto coercivo. Esse é o campo reverso necessário para impedir que o material volte ao estado de indução zero. Nesse ponto, a magnetização (M) ainda é positiva e o campo reverso para levá-lo a zero é chamado de coercividade intrínseca. A diferença entre as duas coercividades citadas é insignificante para materiais magnéticos macios [47].

Se o campo for aumentado ainda mais na direção reversa, a saturação será alcançada em $-B_s$, outro ponto coercivo será alcançado para um campo magnético aplicado positivamente até que o ponto de saturação do primeiro quadrante (B_s) seja novamente alcançado. Esse loop completo recebe o nome de loop (ou laço) de histerese principal, quando ambas as pontas apresentam saturação. Se o processo de magnetização inicial for interrompido em algum ponto intermediário como a e o campo correspondente for revertido e então reaplicado, a indução viajará em torno do ciclo de histerese menor a – b – c – d – e – a [47 – 51].

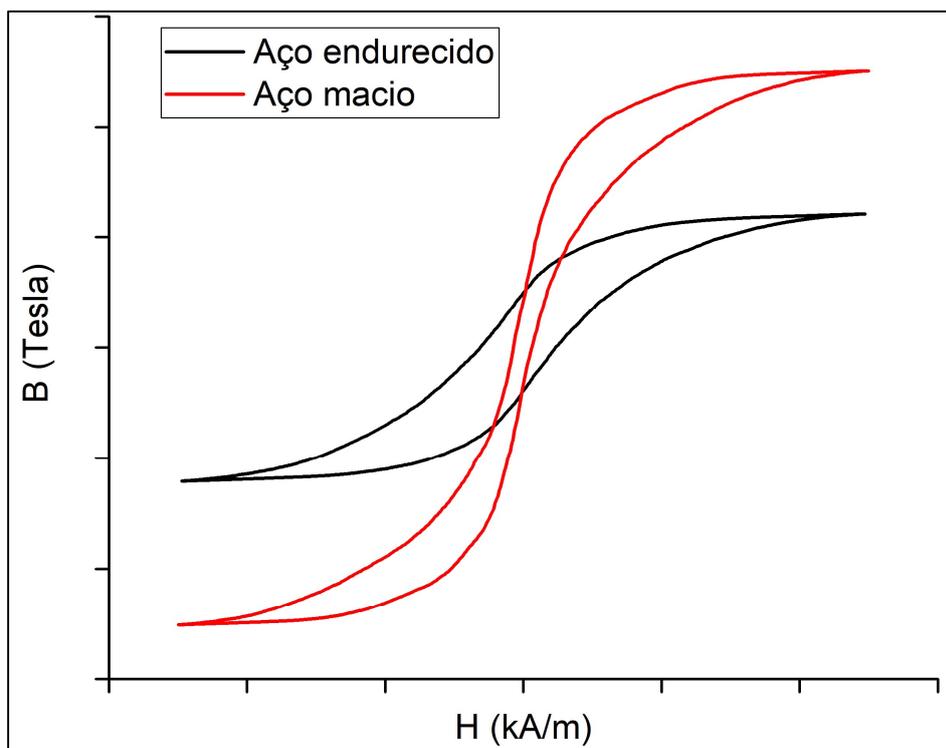
Além disso, quando um corpo de prova é submetido à trabalho a frio, a perda de histerese e a coercividade aumentam (figura 24). Além disso, a adição de outros elementos não magnéticos ao ferro, como carbono, aumenta a perda de histerese e a coercitividade [51].

Figura 23 - Representação esquemática do laço de histerese durante o processo de magnetização.



Fonte: Adaptado de Cullity [47].

Figura 24 - Comparação entre os laços de histerese de um material duro e outro macio.



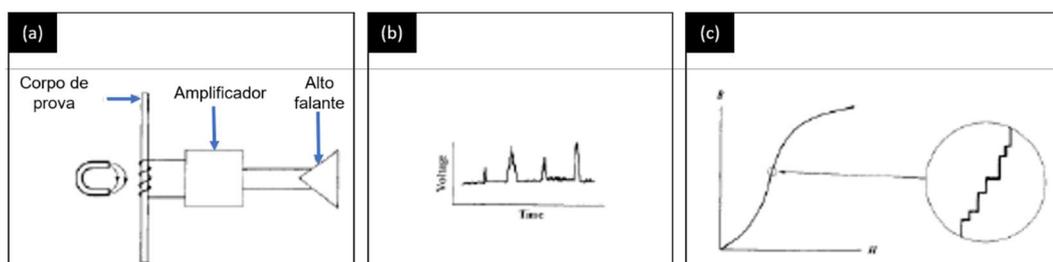
Fonte: Adaptado de Jiles [51].

3.8 BARKHAUSEN

Em 1919, H. Barkhausen descobriu o efeito conhecido pelo seu nome e interpretou-o como uma demonstração de que a magnetização do ferro ocorre por etapas e não de forma contínua. Esse efeito pode ser demonstrado na figura 25.

O experimento original de Barkhausen é ilustrado na figura 25. Nesse experimento, ao aproximar um ímã permanente a uma barra de ferro os saltos de voltagem induzidos na bobina enrolada ao redor da barra são amplificados através de um alto falante, como mostrado na figura 25 (b). Se fosse possível ampliar uma parte da curva de magnetização inicial da barra, poderia se observar a natureza descontínua de B [48], como mostrado na figura 25 (c).

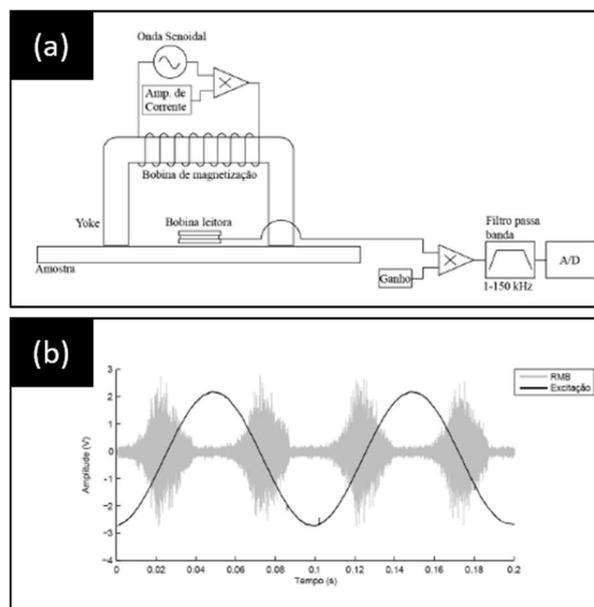
Figura 25 - (a) experimento original de Barkhausen mostrando os (b) saltos registrados pela bobina devido a um (c) processo de indução descontínuo.



Fonte: Adaptado de Morgan [48].

A figura 26 (a) ilustra a disposição experimental clássica para medição do RMB (ruído magnético de Barkhausen), composta por um eletroímã para excitação magnética e uma bobina leitora. A magnetização do eletroímã, localizado na superfície de uma amostra ferromagnética, é gerada utilizando uma onda senoidal que passa através de um amplificador de corrente. A corrente amplificada circula por meio da bobina de magnetização, enrolada no seu núcleo. A magnetização alternante gera mudanças na estrutura magnética do material que acontecem na escala atômica, gerando transientes magnéticos em frequências superiores a 1 kHz, os quais são captados na superfície por uma bobina leitora. A figura 26 (b) ilustra um sinal RMB filtrado, o qual é posteriormente amplificado [48].

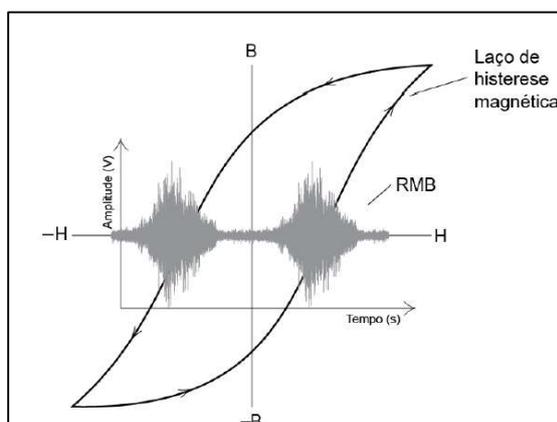
Figura 26 - (a) equipamento para ensaios RMS junto com os (b) sinais de resposta típicos.



Fonte: Adaptado de Morgan [48].

A variação na amplitude do RMB no laço de histerese durante um ciclo de excitação magnética é ilustrada na figura 27. Durante o processo, a maior parte dos saltos é produzida pela movimentação irreversível das paredes de domínios de 180° , na medida em que elas se deslocam, ultrapassando pontos de ancoragem. O RMS é mais pronunciado na parte mais inclinada e diminui de maneira drástica ao alcançar a saturação magnética, pois nesse ponto a movimentação de paredes desaparece. Durante o ciclo de histerese magnética, as mudanças na indução no material ocorrem de maneira discreta, sem importar a frequência de magnetização. A localização do máximo de pulsos que compõem o RMS encontra-se pouco antes do campo coercivo [48].

Figura 27 - RMB no laço de histerese magnética.



Fonte: Morgan [48].

A raiz quadrada do valor quadrático médio, conhecido pelas iniciais do termo em inglês “Root Mean Square”, é um parâmetro estatístico usado para caracterizar a potência de um sinal AC. Esse parâmetro escalar é útil para quantificar o sinal RMB em volts. Para cada sinal observado no domínio do tempo, o valor RMS é dado pela expressão 11.

$$RMS = \sqrt{\frac{\sum_{i=1}^n (v_i - v_m)^2}{n - 1}} \quad (11)$$

Onde:

v_i : valor da voltagem medida para i – ésima observação;

v_m : valor médio do sinal;

n : número de observações ou pontos (tempo) do sinal.

Como o sinal RMB é centrado em amplitude, ou seja, tem média zero, o valor RMS é equivalente ao desvio padrão e, portanto, representa uma medida do tamanho médio das flutuações ao redor da média [48].

A frequência de magnetização é um dos parâmetros importantes que alteram o valor RMS do Barkhausen. Isso ocorre porque essa frequência é inversamente proporcional a profundidade de penetração que é dada pela equação 12.

$$\delta = \frac{1}{\sqrt{\pi * f * c * \mu_0 * \mu_r}} \quad (12)$$

Onde:

δ : Profundidade de penetração;

f : Frequência de magnetização;

c : Condutividade elétrica do material;

μ_0 : Permeabilidade magnética do vácuo;

μ_r : Permeabilidade relativa do material.

3.9 CORRENTE PARASITA (EDDY CURRENT)

Um outro método não destrutivo para caracterização de ligas ferrosas e não ferrosas é o de Corrente Parasita (Eddy Current). Esse método é capaz de

diagnosticar a tensão residual mesmo na presença de camadas de tinta ou de proteção, sem a necessidade de acoplamentos, sem zona mortas como nos testes ultrassônicos. Além disso, é de fácil utilização e apresenta boa relação custo-benefício em comparação com outros métodos. [12].

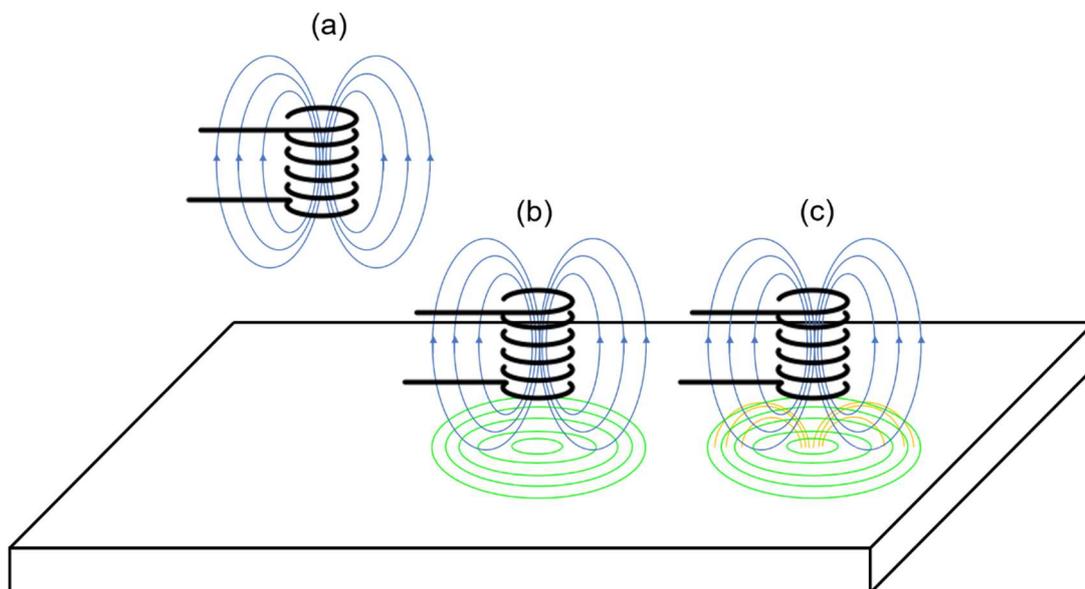
No entanto, apesar das vantagens citadas, com o método de correntes parasitas é possível efetuar medições apenas em pequenas profundidades, o que limita esse método à inspeção apenas da superfície dos componentes. Além disso, a condutividade observada nos testes de corrente parasita é influenciada por uma série de variáveis, como a rugosidade da superfície, microestrutura, permeabilidade magnética, trabalho a frio, etc. [12, 52].

Durante o ensaio de corrente parasita, uma corrente alternada flui através de uma bobina que gera um campo magnético. Esse campo é perpendicular à superfície da amostra, denominado campo indutor ou campo primário. Quando a bobina é posta nas proximidades da superfície do material condutor elétrico, o campo indutor induz correntes elétricas na superfície e no interior da amostra, chamadas de correntes parasitas. Essas correntes elétricas fluem em planos paralelos às espiras da bobina de ensaio e produzem um campo magnético alternado, chamado de campo magnético induzido ou secundário, cuja direção é a mesma do campo indutor, porém em sentido oposto [13, 53, 54] (figura 28). Esse processo gera um campo magnético líquido, que altera a impedância da bobina.

Na figura 28 (a), a bobina está longe o suficiente do corpo de prova para que nenhum campo seja induzido no material, mas existe um campo magnético fluindo (linhas azuis) através da bobina por conta da excitação por uma corrente alternada. Na figura 28 (b), a bobina já está próxima o suficiente do corpo de prova para que um campo magnético seja induzido, representado pelas linhas verdes. Por fim, na figura 28 (c), há o aparecimento de um campo magnético paralelo ao campo primário, chamado de campo magnético induzido ou secundário, representado pelas linhas amarelas, com mesma direção do campo primário, mas com sentido oposto.

Os resultados obtidos a partir dessa técnica são sensíveis a alterações de resistividade elétrica, permeabilidade magnética, condutividade elétrica, tensão residual, trabalho a frio, microestrutura, composição química, etc, dos materiais. Assim, exibe uma medida indireta das propriedades físicas e químicas gerais [53, 54].

Figura 28 - Esquemática do processo de indução das correntes parasitas em um material. Em (a) a bobina está longe o suficiente do corpo de prova para não gerar correntes parasitas, mas há a presença do campo magnético primário (linhas azuis); em (b) correntes parasitas induzem um campo magnético no material (linhas verdes) em (c) campo magnético secundário (em amarelo) gerado pelas correntes parasitas.



Fonte: adaptado de Marques [53].

Quando o material é exposto a algum processo mecânico ou térmico, tensões residuais trativas ou compressivas podem surgir e essa mudança no estado de tensão altera a condutividade do material. Esse efeito recebe o nome de efeito piezoresistivo ou efeito eletro-elástico. Em outras palavras, a presença de tensões elásticas (τ) leva a uma mudança no tensor de condutividade σ [12, 13, 52], como mostrado na matriz abaixo (13).

$$\begin{bmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \sigma_3 \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \sigma_0 & 0 & 0 \\ 0 & \sigma_0 & 0 \\ 0 & 0 & \sigma_0 \end{bmatrix} + \begin{bmatrix} K_{||} & K_{\perp} & K_{\perp} \\ K_{\perp} & K_{||} & K_{\perp} \\ K_{\perp} & K_{\perp} & K_{||} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \tau_1 \\ \tau_2 \\ \tau_3 \end{bmatrix} \quad (13)$$

Sob a aplicação de uma tensão uniaxial ($\tau_1 = \tau, \tau_2 = \tau_3 = 0$) e o chamando fator de calibre (γ) é definido como mostrado na equação 14.

$$\gamma = \frac{1}{\varepsilon} \frac{\delta R}{R_0} \approx (1 + 2\nu) - \frac{1}{\varepsilon} \frac{\delta \sigma}{\sigma_0} = (1 + 2\nu) - K_{||} \frac{E}{\sigma_0} \quad (14)$$

Onde $\delta\sigma$ é a diferença na condutividade elétrica, ν é o coeficiente de Poisson, E é o módulo de Young, $\delta R/R_0$ é a razão da mudança de resistência relativa e ε é a deformação axial. Após algumas considerações, no caso de a condutividade elétrica média σ_0 ser medida por uma sonda de corrente parasita circular unidirecional, sob tensão uniaxial, o coeficiente eletro-elástico efetivo K_0 será igual à média algébrica dos coeficientes eletro-elásticos paralelos e normais [12, 13, 52], como mostrado na equação 15.

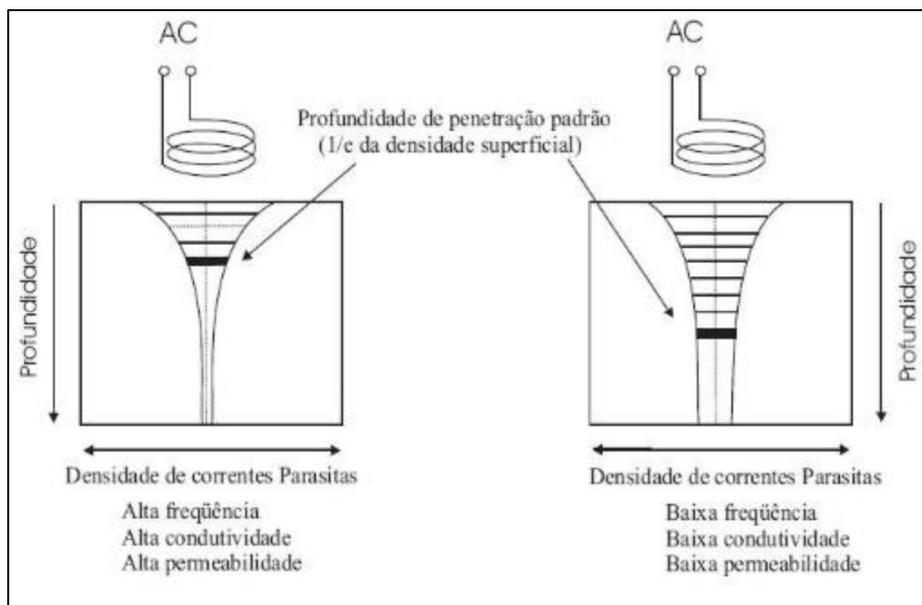
$$\frac{\delta\sigma_0}{\tau_1} = K_0 = \frac{1}{2}(K_{||} + K_{\perp}) \quad (15)$$

Assim, a partir da análise da equação 15, nota-se que a tensão do componente pode ser avaliada medindo as mudanças de condutividade criadas devido à tensão usando uma sonda de corrente parasita circular.

Mesmo sem tocar o corpo de prova condutor, um campo magnético pode ser induzido quando a bobina é aproximada a uma certa distância que pode variar com a frequência de análise. A variação do espaçamento entre a bobina e o material a ser ensaiado é chamado de *lift-off*. Uma bobina quando energizada e mantida no ar, longe de qualquer material condutor, apresenta um determinado valor de impedância. Se a bobina é levada para perto de algum material condutor, o valor inicial da impedância da bobina começa a mudar assim que o campo magnético indutor intercepta o material. Essa variação e impedância continua até que a bobina se apoia inteiramente sobre o material [53].

Assim como nos ensaios de Barkhausen, a profundidade de penetração da corrente parasita depende da frequência devido ao efeito de pele. Altas frequências tendem a manter correntes parasitas circulares perto da superfície da amostra. A diminuição da frequência faz com que os fluxos de correntes parasitas penetrem em profundidades maiores [13], como mostrado na figura 29. Além disso, a condutividade e a permeabilidade magnética do material também exercem influência nos resultados.

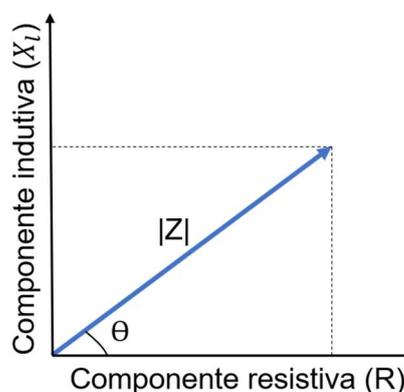
Figura 29 - Esquemática retratando o efeito da frequência, condutividade e permeabilidade na profundidade de penetração das correntes parasitas.



Fonte: Marques [53].

A impedância elétrica (Z) pode ser definida como a oposição total que um circuito pode oferecer a passagem de uma corrente. A impedância pode ser representada na forma vetorial, como um vetor partindo da origem que apresenta duas componentes, uma indutiva (eixo das abscissas) e uma resistiva (eixo das ordenadas), como mostrado na figura 30. Essas duas componentes não se encontram em fase, então há um ângulo de fase entre elas, que é calculada como mostrado na equação 16.

Figura 30 - Representação esquemática do vetor de impedância obtido através de um ensaio de correntes parasitas.



Fonte: Adaptado de Marques [53].

$$\hat{\text{Ângulo de fase}} = \theta = \tan^{-1} \left(\frac{\text{Componente indutiva}}{\text{Componente resistiva}} \right) = \tan^{-1} \left(\frac{X_L}{R} \right) \quad (16)$$

A partir da representação da figura 30, a impedância pode ser calculada a partir da equação 17.

$$Z = \sqrt{R^2 + X_L^2} \quad (17)$$

3.10 FURO INSTRUMENTADO (HOLE DRILLING) E INTERFEROMETRIA DE PADRÃO SPECKLE

O método de perfuração é uma das técnicas mais amplamente utilizadas para medir tensões residuais. Essa técnica consiste na remoção localizada do material tensionado e na medição do campo de deformações decorrentes das tensões aliviadas. O método de perfuração usando rosetas de extensômetro é uma abordagem consolidada para determinação de tensão [55] e segue o padrão de teste ASTM E837-8 [56].

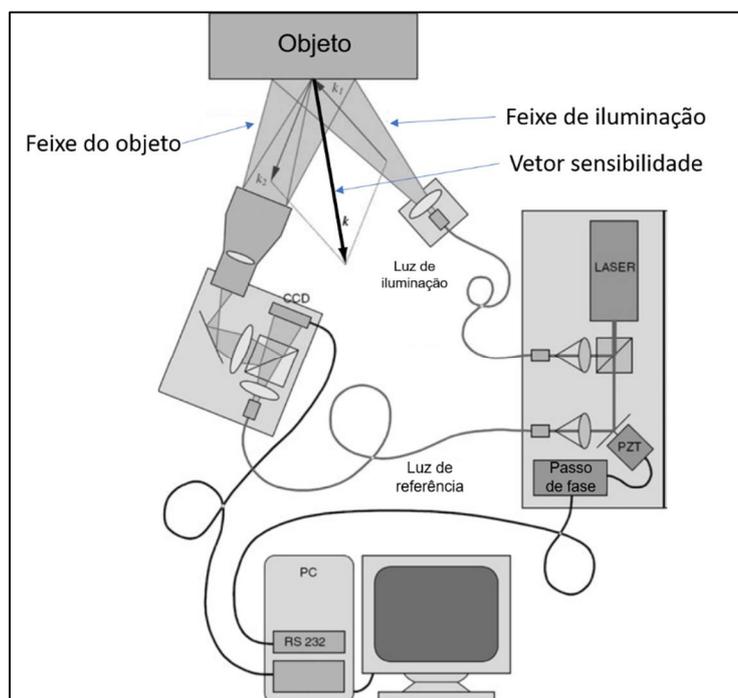
Mesmo que extensômetros sejam normalmente usados para medir esses deslocamentos, eles apresentam algumas desvantagens: a superfície da amostra deve ser plana e lisa para que as rosetas possam ser fixadas, a superfície do material deve ser preparada com precisão, o orifício deve ser perfurado exatamente no centro da roseta para evitar erros de excentricidade, e o tempo e os custos associados à instalação das rosetas são consistentes. Além disso, a quantidade de dados disponíveis é limitada: para cada medição, apenas três leituras discretas estão disponíveis [55].

Na busca por uma técnica de aquisição de dados mais vantajosa, surge a interferometria de padrão Speckle (ESPI), que fornece oportunidades adicionais para medir os deslocamentos da superfície no método de furo instrumentado. A natureza sem contato da técnica evita o tempo significativo gasto para instalar medidores de tensão, fixação associada e revestimentos de superfície. Além disso, a ESPI fornece um conjunto de dados de campo completo muito mais rico do que o disponível em extensômetros [14] e a única preparação da amostra é através da aplicação de uma fina camada de tinta spray que elimina a refletividade de uma superfície metálica e aumenta a quantidade de reflexão da luz difusa que carrega a informação desejada [15].

Por conta disso, uma abordagem muito explorada consiste em combinar o ESPI com a perfuração incremental do método de furo instrumentado, onde é adotado o mesmo procedimento descrito na ASTM E837-8 [56], mas substituindo os dados obtidos pela roseta por dados obtidos pelo padrão de manchas [55].

A figura 31 mostra esquematicamente uma combinação ESPI típica. A luz de uma fonte de laser é dividida usando um espelho meio prateado. Uma parte passa por um atuador piezoelétrico para fornecer uma luz de referência em fases para uma câmera CCD. A outra parte da luz do laser (feixe de iluminação) é usada para iluminar o espécime, que é visualizado (feixe do objeto) por meio de uma lente de zoom no CCD. O feixe do objeto interfere na luz de referência para produzir um padrão granuloso no CCD, cuja fase local varia com o deslocamento da superfície do espécime. Ao obter uma série de imagens em fases antes e depois da deformação da superfície, é possível avaliar o tamanho e o sinal da deformação em cada pixel na imagem CCD. Os dados em cada pixel correspondem ao componente da deformação tridimensional da superfície na direção do vetor sensibilidade. Esse vetor divide as direções dos feixes de iluminação e objeto [14, 15, 55, 57, 58].

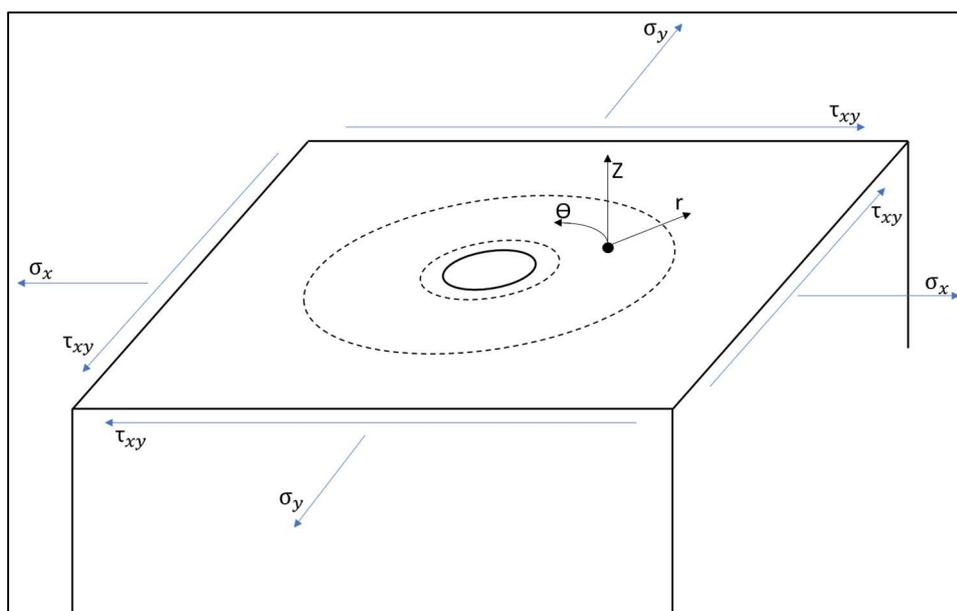
Figura 31 - Esquemática da configuração do método ESPI.



Fonte: Schajer [58].

A figura 32 mostra esquematicamente um furo circular. Como resultado da perfuração, a superfície da amostra em torno do orifício deforma-se em três dimensões. Para cada ponta da superfície, existem componentes de deslocamento axial, radial e circunferencial [14].

Figura 32 - Geometria de um furo e as tensões associadas.



Fonte: Schajer et al. [14].

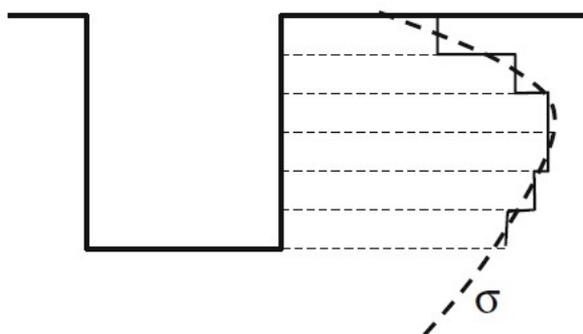
Existem vários métodos matemáticos utilizados para medição da tensão residual através do furo instrumentado associado ao ESPI. Um deles propõe melhorar a qualidade dos dados medidos e ajudar a estabilizar o método de cálculo da tensão residual. Na prática atual, os dados de deformação medidos em cada etapa durante o processo de remoção de material incremental são referenciados à condição não cortada inicial. O procedimento proposto é alterar a abordagem computacional de modo que as tensões sejam avaliadas em termos da mudança de deformação durante cada etapa de remoção de material. Essa mudança reduz o intervalo de tempo entre pares de conjuntos de imagens, reduzindo o desvio, melhorando a correlação óptica e melhorando a qualidade da imagem [58].

Esse método matemático foi extraído do trabalho de Schajer *et al.* [58] e está presente no manual do equipamento utilizado nesse estudo.

A figura 33 mostra a seção transversal e um furo feito de um material contendo tensões residuais no plano. Essas tensões variam suavemente com a profundidade da superfície da amostra, conforme mostrado pela linha tracejada. Ao usar o método

integral, presume-se que as tensões variam da maneira mostrada em etapas. As etapas de profundidade para as tensões correspondem às etapas de profundidade do furo usadas para as medições de perfuração incremental. O método de medição ESPI envolve a obtenção de um conjunto de referência de imagens escalonadas da superfície da amostra em torno do orifício antes do início da perfuração e, em seguida, conjuntos de imagens após cada aumento incremental na profundidade do furo [58].

Figura 33 - Seção transversal de um furo perfurado em um material com tensões residuais variando com a profundidade.



Fonte: Schajer [58].

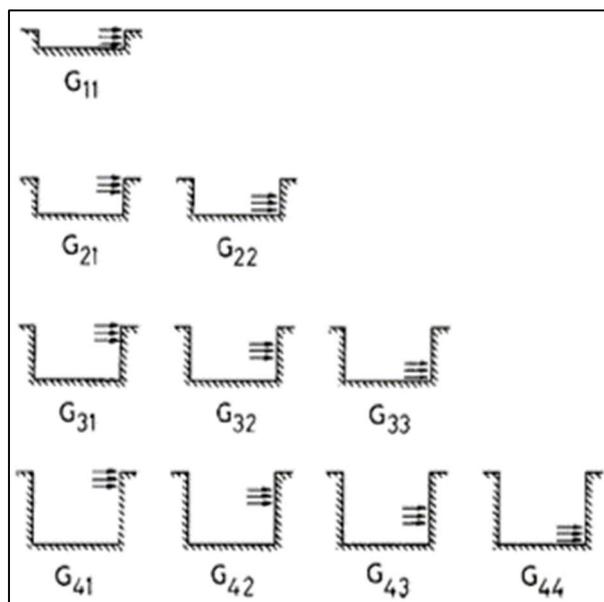
Na técnica convencional, as imagens medidas após cada incremento na profundidade do furo são correlacionadas com o conjunto inicial, a partir do qual a deformação total da superfície do corpo de prova ao redor do furo é determinada. A relação entre a deformação medida f após cada etapa e as tensões σ dentro de cada etapa pode ser expressa como uma equação matricial, como a matriz \mathbf{G} (18).

$$\mathbf{G} = \begin{matrix} G_{11} & & & & \\ G_{21} & G_{22} & & & \\ G_{31} & G_{32} & G_{33} & & \\ G_{41} & G_{42} & G_{43} & G_{44} & \end{matrix} \quad (18)$$

Cada elemento G_{ij} representa a deformação total da superfície medida após o incremento de profundidade i causado por uma unidade de tensão dentro do incremento j . A figura 34 ilustra essa representação. A equação 19 mostra como a deformação total medida após determinado incremento de profundidade i é a soma dos efeitos das tensões em todos os incrementos dentro do furo [58].

$$\mathbf{G} \sigma = \mathbf{f} \quad (19)$$

Figura 34 - Interpretação física da matriz G_{ij} utilizada no método de furo instrumentado.



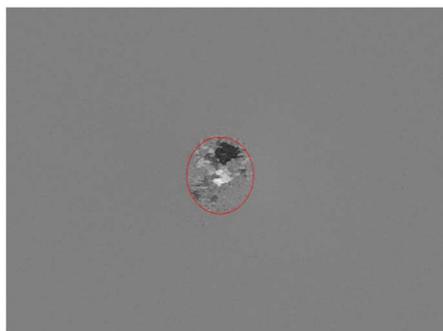
Fonte: Schajer [58].

Para medições ESPI, cada elemento do vetor de deformação medido \mathbf{f} representa os n pixels medidos em torno do furo perfurado, onde n é um grande número, normalmente muitos milhares ou até milhões de pixels. Este excesso de dados faz com que a equação (19) seja sobredeterminada. A forma triangular inferior de \mathbf{G} é em blocos, cada bloco compreendendo n filas. Nesse caso, a equação pode ser resolvida no sentido de mínimos quadrados usando.

É importante salientar que esse método é indicado para medições de tensões residuais em materiais isotrópicos.

A figura 35 mostra o padrão speckle granulado característico desse método.

Figura 35 - Padrão Speckle no interior de um furo feito pelo método de furo instrumentado.



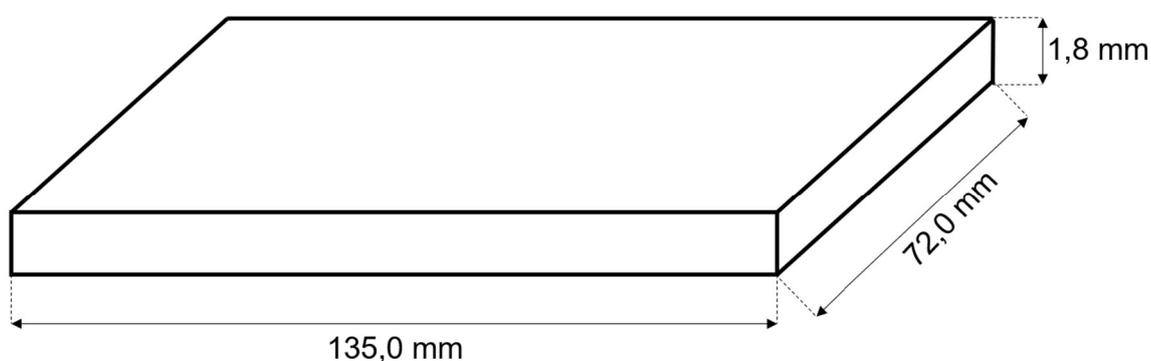
Fonte: autor.

4 MATERIAIS E MÉTODOS

4.1 MATERIAL DE ESTUDO

Nesse trabalho, utilizou-se chapas de aço inoxidável duplex UNS S31803 (SAF 2205), conhecido comercialmente como aço inoxidável duplex 2205. O material foi recebido na forma de tiras provenientes de bobinas com espessura de 1,8 mm e largura de 72,0 mm. A partir dessa condição, as tiras foram cortadas para obtenção dos corpos de prova que apresentaram dimensões finais de 1,8 mm x 72,0 mm x 135,0 mm (figura 36).

Figura 36 - Representação com as dimensões dos corpos de prova usados nesse estudo.



Fonte: autor.

O material foi fabricado pelo processo de laminação a quente, seguido de tratamento térmico e resfriamento ao ar. A composição química do aço na condição como recebido é apresentado na tabela 3.

Tabela 3 - Composição química do aço inoxidável duplex UNS S31803 na condição como recebido.

Cr (%)	Mo (%)	Ni (%)	N PPM	Mn (%)	Cu (%)	Si (%)	P (%)	S (%)	Co (%)	C (%)	PREN
22,51	3,023	5,56	1528	1,86	0,2151	0,29	0,028	0,001	0,085	0,014	34,938

4.2 SOLDAGEM

Os corpos de prova com as dimensões da figura 36 foram soldados na direção paralela à direção de laminação utilizando o processo GTAW autógeno, com polaridade direta e corrente pulsada. Afim de avaliar o efeito da energia de soldagem nas propriedades do material, foram estabelecidos quatro diferentes níveis de energia,

conforme mostrado na tabela 4. A soldagem foi realizada no laboratório de soldagem (Labsolda) da Universidade Federal do Espírito Santo – Ufes.

Tabela 4 - Parâmetros de soldagem utilizados nos corpos de prova desse estudo.

	I_p (A)	I_b (A)	t_p (ms)	t_b (ms)	Tensão (V)	Velocidade (cm/min)	Energia (kJ/mm)
Amostra $E_{1,31}$	90,0	50,0	8,0	8,0	12,5	40,0	1,31
Amostra $E_{1,87}$	110,0	60,0	8,0	8,0	12,5	40,0	1,87
Amostra $E_{2,15}$	130,0	70,0	8,0	8,0	12,5	40,0	2,15
Amostra $E_{2,43}$	150,0	80,0	8,0	8,0	12,5	40,0	2,43
Amostra como recebida (CR)	Amostra não soldada						

Fonte: autor.

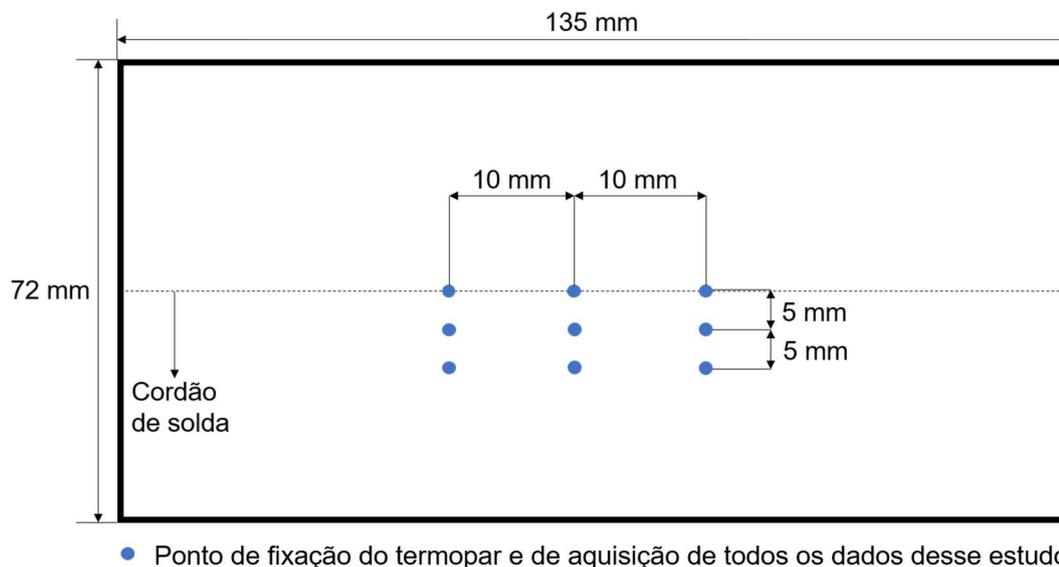
As energias foram calculadas pela expressão 20, onde I_m é a corrente média, U é a tensão, v_s é a velocidade de soldagem e η é o rendimento do processo de soldagem, que nesse estudo foi considerado como igual a 60%. A soldagem foi realizada na posição plana, com ângulo de 90° entre a tocha e a chapa. Utilizou-se um eletrodo de tungstênio com 2% de tório e afiação da ponta igual a 60°. Como gás de proteção, utilizou-se uma mistura de Argônio (98% em volume) e Nitrogênio (2% em volume) com vazão de 12 l/min. Para excluir a influência de erros decorrentes de processos manuais, utilizou-se uma fonte de soldagem ligada a um sistema automatizado de movimentação de tocha que controla também a tensão do arco, conhecido como AVC (Arc Voltage Control).

As temperaturas foram aferidas por termopares tipo K, feitos de Cromel (Ni – Cr) e Alumel (Ni – Al) posicionados conforme ilustrado na figura 37. Esses termopares foram fixados na superfície da face oposta a face soldada. Para captar e armazenar as temperaturas em tempo real, utilizou-se um sistema construído com Arduíno MEGA 2560 Rev3 com seis módulos de aquisição de temperatura.

$$E = \frac{I_m * U}{v_s} \eta \quad (20)$$

As amostras foram fixadas na bancada de ensaios a partir de seus quatro vértices, configurando, portanto, uma soldagem com restrição mecânica. Após análise visual, notou-se que as amostras soldadas não apresentaram deformação aparente.

Figura 37 - Representação mostrando os pontos de aquisição de temperaturas, do sinal RMB, dureza, microdureza e da corrente parasita. Os termopares foram fixados na face oposta à face soldada.



Fonte: autor.

4.3 PERCENTUAL DE FERRITA

Com o objetivo de obter o percentual de ferrita do material na condição como recebido (não soldado) e das demais amostras, utilizou-se um ferritoscópio HELMUT FMP30 da fabricante FISCHER (figura 38), localizado no laboratório de ensaios não destrutivos (Labendem) do Centro de Pesquisa, Inovação e Desenvolvimento (CPID).

Para garantir a confiabilidade e repetibilidade dos resultados, a calibração do ferritoscópio foi aferida através de quatro padrões, com diferentes teores de ferro, fornecidos pelo próprio fabricante. Foram efetuadas cinco medidas em cada padrão, calculadas a média, o desvio padrão e o erro relativo ao padrão.

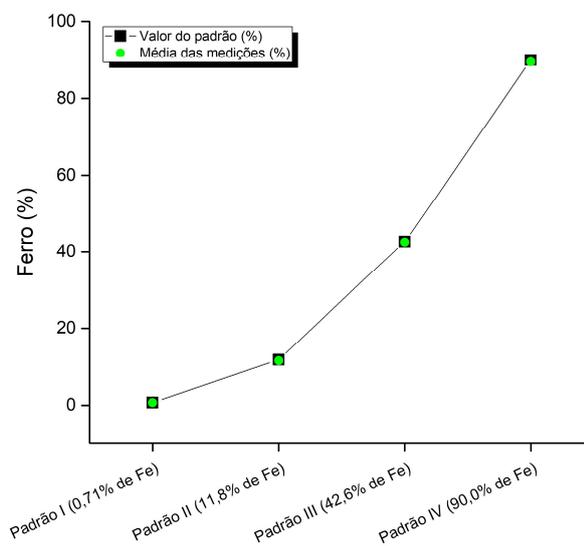
A partir dos resultados mostrados na tabela 5 e figura 39, nota-se que a média das medições do padrão I (0,71% de Fe) apresentou maior erro relativo (7,30%) e esse comportamento pode ser explicado pelo baixo teor de ferro no padrão, que exige maior sensibilidade do instrumento. Já as demais médias apresentaram erro relativo menores ou iguais a 2%, o que mostra elevada confiabilidade nas medições para teores de ferro acima dos 11,8%, como especificado para o padrão II.

Figura 38 - Ferritoscópio HELMUT FMP30 da fabricante FISCHER e os padrões de calibração utilizados nesse estudo.



Fonte: autor.

Figura 39 - Curva de calibração do ferritoscópio.



Fonte: autor.

Tabela 5 - Resultados da calibração do ferritoscópio.

	Média	Desvio padrão	Erro (%)
Padrão I (0,71% de Fe)	0,66	0,01	7,30
Padrão II (11,8% de Fe)	11,56	0,05	2,00
Padrão III (42,6% de Fe)	42,48	0,08	0,28
Padrão IV (90% de Fe)	89,50	0,50	0,55

Fonte: autor.

Finalizada a calibração, foram feitas três medições para cada ponto mostrado na figura 32, totalizando nove medições na zona fundida (ZF), nove na zona termicamente afetada distante 5 mm do cordão de solda na direção transversal (ZTA_5 mm) e nove na zona termicamente afetada distante 10 mm do cordão de solda na direção transversal (ZTA_10 mm). Por fim, calculou-se as médias e o desvios padrão.

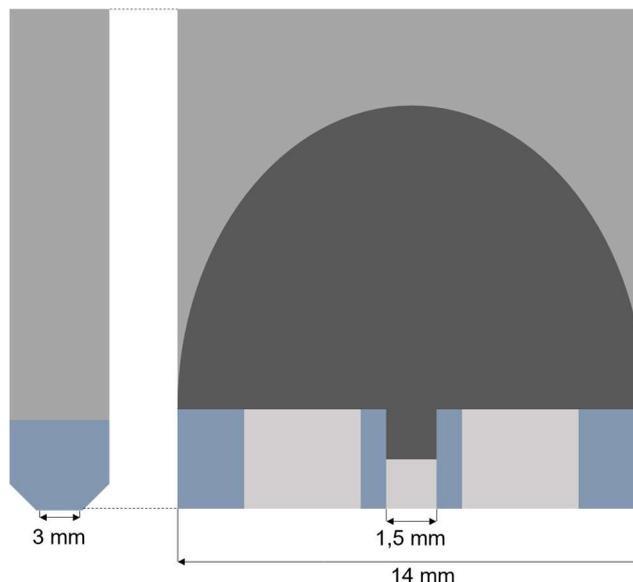
4.4 RUÍDO MAGNÉTICO DE BARKHAUSEN

Para aquisição do sinal RMB, foi utilizado o equipamento da Stresstech Rollscan 350 Barkhausen Noise Analyzer com frequência de magnetização igual a 75 Hz e tensão de 5 V localizado no laboratório de ensaios não destrutivos multidisciplinar (Labendem) do Centro de Pesquisa, Inovação e Desenvolvimento (CPID). Esses valores de frequência e tensão foram escolhidos após o teste de calibração proposto pelo manual do equipamento. Aferiu-se os sinais RMB na mesma malha mostrada na figura 37. Para cada ponto, fez-se três medições e calculou-se as médias e os desvios padrão.

Com o objetivo de avaliar a anisotropia magnética, as medições foram feitas de forma rotacional, partindo do ângulo de 0° (direção paralela ao cordão de solda) com incremento de 30° até o valor de 360° .

A sonda utilizada nesse estudo é do tipo S1-14-13-21 com bobina de dimensões 1,5 mm x 3,0 mm, como mostrado na figura 40.

Figura 40 - Esquematização da sonda de Barkhausen utilizada nesse estudo. A bobina possui dimensões de 1,5 mm x 3,0 mm.



Fonte: autor.

4.5 CORRENTE PARASITA

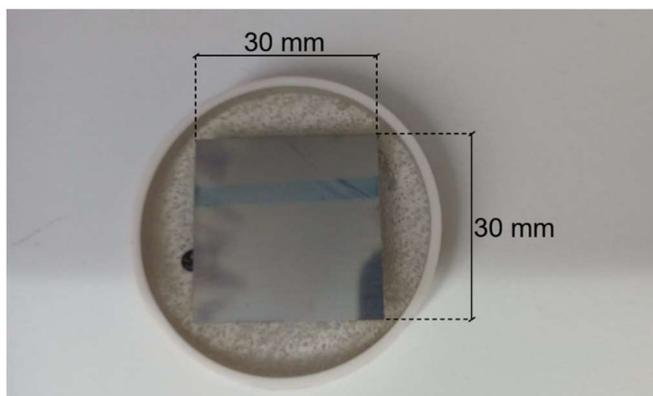
O estudo da corrente parasita foi feito com o equipamento 102M2180 Mentor EM Manual da GE (General Eletronic) localizado no Centro de Desenvolvimento, Inovação e Pesquisa (CPID). Utilizou-se o sensor absoluto 632-134-000 de indutância 81,6 μH e resistência 1,83 Ω , com diâmetro da bobina igual a 5,25 mm. Os ensaios foram feitos com quatro valores de frequência (100 kHz, 150 kHz, 200 kHz e 250 kHz) e foram feitas seis medidas em cada ponto da malha mostrada na figura 37.

4.6 CARACTERIZAÇÃO DAS AMOSTRAS

Após a finalização da aquisição dos sinais de Barkhausen, corrente parasita e dos percentuais de ferrita, as amostras foram cortadas em quadrados de lados iguais a 30,0 mm e embutidas a frio, conforme mostra a figura 41.

Posteriormente, as amostras foram lixadas seguindo a ordem 80 – 220 – 320 – 400 – 600 e 1200 e polidas com alumina. Finalizada essa etapa de preparação, as amostras foram expostas ao reagente Behara modificado (400 ml de água, 200 ml de HCl e 2g de metabissulfito de potássio) para revelação da fase austenita.

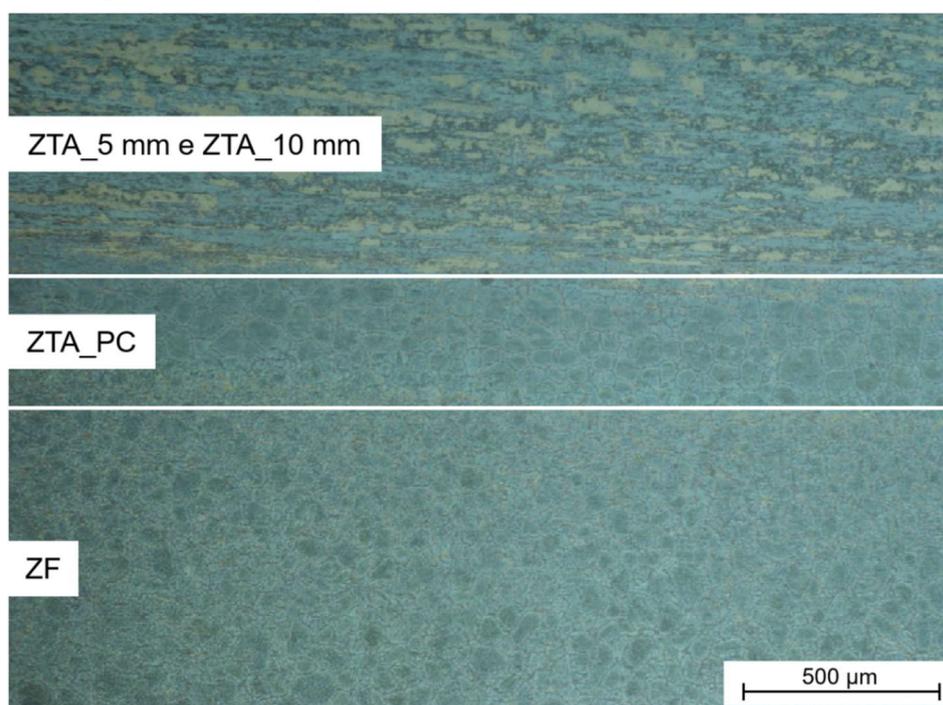
Figura 41 - Corpos de prova após o corte e embutimento.



Fonte: autor.

Nesse estudo, definiu-se como zona termicamente afetada próxima ao cordão de solda (ZTA_PC) a região imediatamente adjacente à região em que se nota a textura de laminação característica do metal de base, com grãos de ferrita e austenita alongados na direção da laminação. Ou seja, é uma região entre a zona fundida (ZF) e uma zona termicamente afetada ainda com textura de laminação, como observado na figura 42. Já as medições na zona fundida foram feitas no centro do cordão de solda. Por fim, as medições na ZTA_5 mm e TA_10 mm foram feitas a 5 mm e 10 mm distantes do centro do cordão de solda, respectivamente, na direção transversal à direção de soldagem e laminação.

Figura 42 - Representação das quatro regiões estudadas nesse trabalho.



Fonte: autor.

4.7 DUREZA VICKERS

O ensaio de dureza foi realizado seguindo a norma ASTM E92 – 17 para dureza do tipo Vickers. A carga utilizada foi de 15 Kg com tempo de aplicação de 12 segundos. Foram realizadas seis indentações na amostra como recebida (CR). Para as amostras soldadas, foram realizadas seis indentações na zona fundida (ZF), seis indentações na zona termicamente afetada próxima ao cordão de solda (ZTA_PC), seis indentações na zona termicamente afetada distante 5 mm do cordão de solda (ZTA_5mm), seis indentações na zona termicamente afetada distante 10 mm do cordão de solda (ZTA_10mm). Por fim, calculou-se a média e o desvio padrão. Os ensaios foram realizados no laboratório de Tribologia, Corrosão e Materiais (Tricorrmat) localizado na Universidade Federal do Espírito Santo – Ufes.

Quantificou-se também o tamanho de grão na zona fundida (ZF) e zona termicamente afetada próxima ao cordão de solda (ZTA_PC). Para isso, uma malha com dez linhas horizontais foi sobreposta às micrografias e contabilizado o número de intersecções de cada linha com os grãos de ferrita. Posteriormente, dividiu-se o tamanho da linha pelo número de intersecções, obtendo-se o tamanho médio de grãos de ferrita que tocam a linha. Por fim, foram calculadas a média e o desvio padrão.

4.8 MICRODUREZA VICKERS

O ensaio de microdureza foi realizado seguindo a norma ASTM E92 – 17 para microdureza do tipo Vickers. A carga utilizada foi de 10 g com tempo de aplicação de 10 segundos. Foram realizadas dez indentações na fase ferrita e dez na fase austenita da amostra como recebida (CR). Para as amostras soldadas, foram realizadas dez indentações na fase ferrita e dez na fase austenita das mesmas regiões do teste de dureza macro. Por fim, calculou-se a média e o desvio padrão. Os ensaios foram realizados no laboratório de Tribologia, Corrosão e Materiais (Tricorrmat) localizado na Universidade Federal do Espírito Santo – Ufes.

4.9 FURO INSTRUMENTANDO (HOLE DRILLING) COM ESPI (ELECTRONIC SPECKLE PATTERN INTERFEROMETRY)

Para a aquisição dos valores de tensões residuais, utilizou-se o equipamento Prism da Stresstech com uma fresa de topo MS2MSD0080 de diâmetro igual a 0,8 mm. As amostras foram pintadas com tinta spray branca e foram feitos três furos na

zona fundida (ZF), zona termicamente afetada distante 5 mm do cordão de solda (ZTA_5 mm) e zona termicamente afetada distante 10 mm do cordão de solda (ZTA_10 mm), além de três furos no material na condição como recebido (CR).

O ensaio foi realizado com incrementos de profundidade nos furos. O primeiro e o segundo passo foram de 0,025 mm, totalizando um furo de 0,05 mm. A partir daí, aplicou-se incrementos de 0,05 mm, até chegar na profundidade total de 0,4 mm. Por apresentarem desvio padrão muito elevado, os dois primeiros e os dois últimos incrementos na profundidade do furo não foram considerados nos resultados.

A amostra soldada com menor energia ($E_{1,31}$) não foi utilizada no estudo de tensões residuais por possuir cordão de solda muito estreito em comparação com o diâmetro da fresa.

Os resultados obtidos através dessa técnica apresentaram relevante dispersão de dados, o que gerou médias com desvio padrão elevado, o que pode ser explicado pelo fato de essa técnica ser indicada para materiais isotrópicos, que não é o caso dos aços inoxidáveis duplex UNS S31803. Por isso, em alguns pontos, a média foi feita considerando dois valores e, em outros pontos, três valores. No caso das médias com apenas dois valores, a escolha foi baseada nos valores que se apresentavam mais próximos entre si e mais coerentes com o comportamento esperado.

Os ensaios foram feitos no Centro de Desenvolvimento, Inovação e Pesquisa (CPID).

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1 PERCENTUAL DE FERRITA

A tabela 6 mostra o percentual médio de ferrita em cada região das amostras soldadas, bem como o percentual médio de ferrita da amostra como recebida (CR). Todos esses valores foram obtidos através da curva de calibração da figura 39.

Tabela 6 - Percentual de ferrita das amostras soldadas e da amostra como recebida (CR) obtidos através da análise com ferritoscópio.

	$E_{1,31}$	$E_{1,87}$	$E_{2,15}$	$E_{2,43}$	CR
ZF	$50,8 \pm 0,8$	$56,8 \pm 0,9$	$56,3 \pm 0,3$	$58,8 \pm 1,3$	
ZTA_5mm	$37,6 \pm 0,8$	$35,5 \pm 0,7$	$36,5 \pm 0,6$	$36,7 \pm 0,3$	$41,2 \pm 0,8$
ZTA_10mm	$35,7 \pm 0,5$	$37,0 \pm 0,7$	$36,4 \pm 0,5$	$34,4 \pm 0,8$	

Fonte: autor.

* ZF: zona fundida;

* ZTA_5mm: zona termicamente afetada distante 5 mm do centro do cordão de solda na direção transversal à linha de fusão;

* ZTA_10mm: zona termicamente afetada distante 10 mm do centro do cordão de solda na direção transversal à linha de fusão;

* CR: amostra na condição como recebida do fabricante.

Durante o processo de soldagem, ocorre fusão localizada e formação de uma estreita região que recebe o nome de poça de fusão ou zona fundida. Já durante o resfriamento dessa região nos aços duplex, ocorre solidificação com uma microestrutura totalmente ferrítica. Dependendo da composição, a ferrita é estável em alguma faixa de temperatura elevada antes de cair abaixo da temperatura solvus (figura 8) e a transformação em austenita começa [22, 40].

O teor de austenita presente no aço duplex após o processo de soldagem é influenciado pela composição química do metal de adição, composição química do metal de base, gás de proteção, taxa de resfriamento e outros fatores. Para soldagem autógena, será desconsiderado o primeiro fator, já que nesse tipo de soldagem não há metal de adição. Nesse estudo, utilizou-se uma mistura gasosa com 98% de argônio e 2% de nitrogênio em volume. O nitrogênio é um elemento austenitizante, ou seja, favorece a formação da austenita, o que melhora a resistência à corrosão e a resistência mecânica dos aços duplex.

Além disso, a adição desse elemento no gás de proteção desloca a linha solvus (linha vermelha tracejada da figura 8) para temperaturas mais elevadas, o que

promove a transformação da austenita tanto termodinamicamente quando cineticamente [40]. Bhatt *et al.* [59] estudaram a variação fração volumétrica de ferrita e austenita em um aço inoxidável duplex soldado com três diferentes gases de proteção: 100% de argônio; 98% de argônio e 2% de nitrogênio; 90% de argônio e 10% de nitrogênio. Nesse estudo, verificou-se que o aumento de nitrogênio no gás de proteção elevou o teor de austenita de 57% na primeira condição, passando por 65% na condição intermediária, para 71% na última condição, corroborando com outros trabalhos experimentais que verificaram o papel do nitrogênio no balanço de fases do aço duplex. Sales *et al.* [60], por exemplo, estudaram o efeito da variação do percentual de nitrogênio no gás de proteção e verificaram um comportamento similar, com aumento do teor de austenita com o incremento do teor de nitrogênio no gás de proteção.

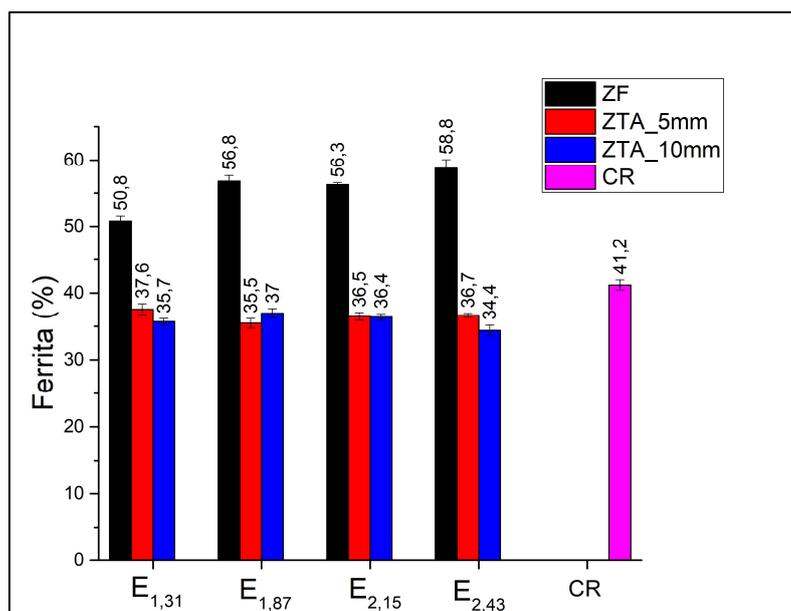
O aporte térmico durante o processo de soldagem apresenta-se como um parâmetro importante para o balanço de fases já que elevadas energias de soldagem podem diminuir as taxas de resfriamento [61]. Wang *et al.*, Muthupandi *et al.* [38, 40] verificaram em seus estudos que as taxas de resfriamento exercem influência no balanço final das fases. Notou-se que menores taxas de resfriamento levam à permanência do material por maior tempo na região de formação da austenita em um diagrama TTT, proporcionando um balanço de fases mais favorável na ZTA e manutenção das propriedades desejadas dos aços duplex. A razão para o elevado teor de ferrita na ZTA é que todos os aços inoxidáveis duplex se solidificam como ferrita – delta (δ) e a microestrutura austenítica bifásica evolui durante a transformação de fase no estado sólido. Durante o resfriamento, em estado sólido, após a soldagem, a transformação da fase ferrita em austenita é impulsionada pela nucleação de austenita nos contornos de grão e difusão de nitrogênio da ferrita supersaturada para austenita. Uma taxa de resfriamento mais lenta (maior energia de soldagem) permite maior tempo para difusão e adsorção de nitrogênio na fase austenita, levando a uma fração volumétrica maior de austenita na ZTA [62].

A figura 43 mostra os mesmos resultados da tabela 6, mas de forma gráfica. Observa-se mais claramente que após a soldagem, a zona fundida (ZF) de todas as amostras apresentaram maior teor de ferrita em relação às demais regiões estudadas (ZTA_5 mm e ZTA_10 mm). Já a figura 44 mostra o efeito da energia de soldagem no balanço de fases por região. Nessa representação, nota-se uma leve tendência para

o aumento do teor de ferrita na zona fundida (ZF) com o aumento da energia de soldagem.

Ainda nas figuras 43 e 44, observa-se que a variação da energia de soldagem na apresentou efeito expressivo para variação do percentual de ferrita nas zonas termicamente afetadas mais distantes do cordão de solda (ZTA_5 mm e ZTA_10 mm).

Figura 43 - Representação da evolução do percentual de ferrita com a variação da energia de soldagem.



Fonte: autor.

* ZF: zona fundida;

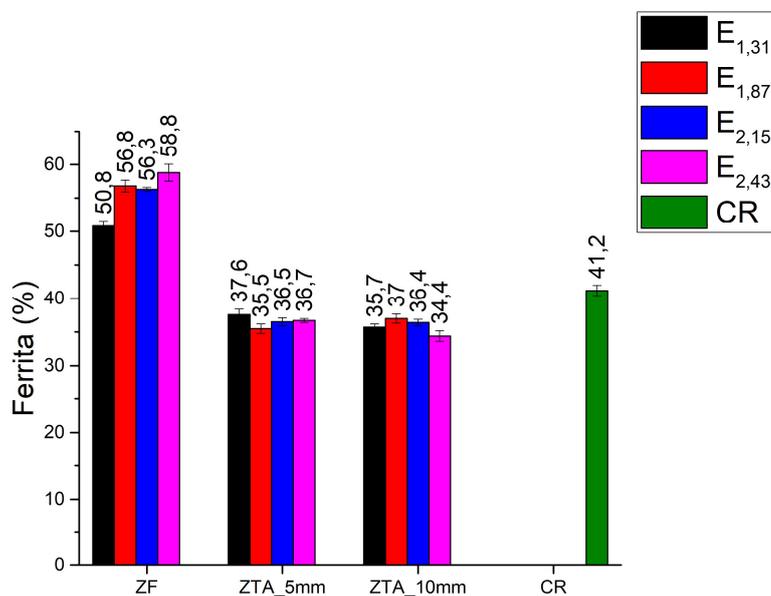
* ZTA_5mm: zona termicamente afetada distante 5 mm do centro do cordão de solda na direção transversal à linha de fusão;

* ZTA_10mm: zona termicamente afetada distante 10 mm do centro do cordão de solda na direção transversal à linha de fusão;

* CR: amostra na condição como recebida do fabricante.

O aporte térmico inerente aos processos de soldagem à arco gera temperaturas elevadas na poça de fusão e com níveis suficientes para promover desbalanceamento de fases e precipitação na zona fundida e zona termicamente afetada pelo calor, o que deteriora as propriedades desejadas nos aços inoxidáveis duplex. Por isso, a análise do campo de temperaturas é importante no estudo da soldagem desses aços.

Figura 44 - Representação da evolução do percentual de ferrita em cada região das amostras soldadas com diferentes energias.



Fonte: autor.

* ZF: zona fundida; ;

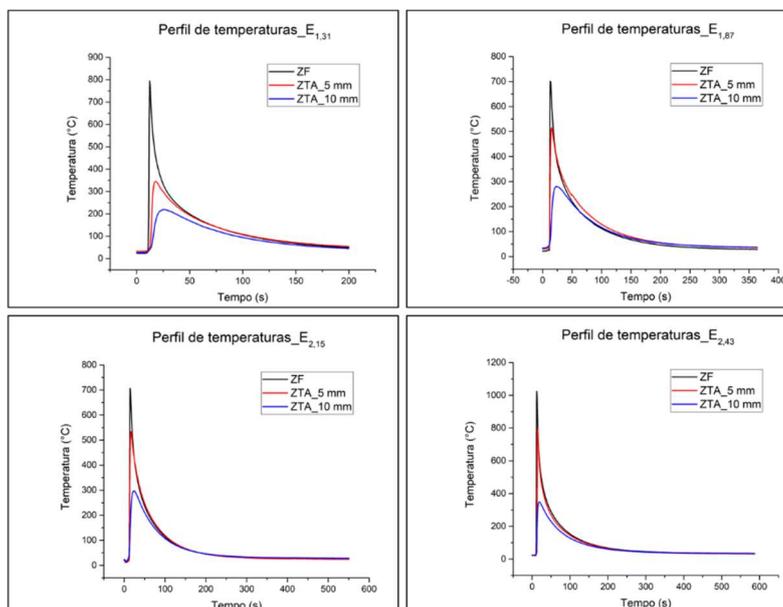
* ZTA_5mm: zona termicamente afetada distante 5 mm do centro do cordão de solda na direção transversal à linha de fusão;

* ZTA_10mm: zona termicamente afetada distante 10 mm do centro do cordão de solda na direção transversal à linha de fusão;

* CR: amostra na condição como recebida do fabricante.

A figura 45 mostra o perfil de temperaturas em cada região (ZF, ZTA_5 mm e ZTA_10 mm) de cada amostra soldada. Nota-se, em todas as figuras, que a temperatura de pico foi mais elevada na zona fundida (ZF), intermediária na ZTA_5 mm e menor na ZTA_10 mm. Esse comportamento é esperado, já que o arco está localizado na poça de fusão e as zonas termicamente afetadas recebem calor por condução térmica ao mesmo tempo em que uma quantidade de calor é perdida pela peça por radiação e convecção. Assim, quanto mais distante do cordão de solda, menor será a temperatura de pico observada.

Figura 45 - Perfis de temperatura obtidos através de termopares fixados na face oposta à face soldada para amostra (a) E_{1,31}, (b) E_{1,87}, (c) E_{2,15} e (d) E_{2,43}.



Fonte: autor.

* ZF: zona fundida;

* ZTA_5mm: zona termicamente afetada distante 5 mm do centro do cordão de solda na direção transversal à linha de fusão;

* ZTA_10mm: zona termicamente afetada distante 10 mm do centro do cordão de solda na direção transversal à linha de fusão;

Para quantificar a transformação de fase ferrita em austenita nos aços duplex, o tempo de resfriamento entre 1200 °C e 800 °C deve ser considerado, pois a transformação da ferrita em austenita ocorre nessa faixa de temperatura, de acordo com o diagrama pseudobinário cromo – níquel [62]. Durante o processo de soldagem, a poça de fusão pode perder nitrogênio e essa depleção é mais expressiva conforme se aumenta a largura da poça de fusão e o tempo de resfriamento entre as temperaturas de 1200 °C e 800 °C ($\Delta T_{12/8}$).

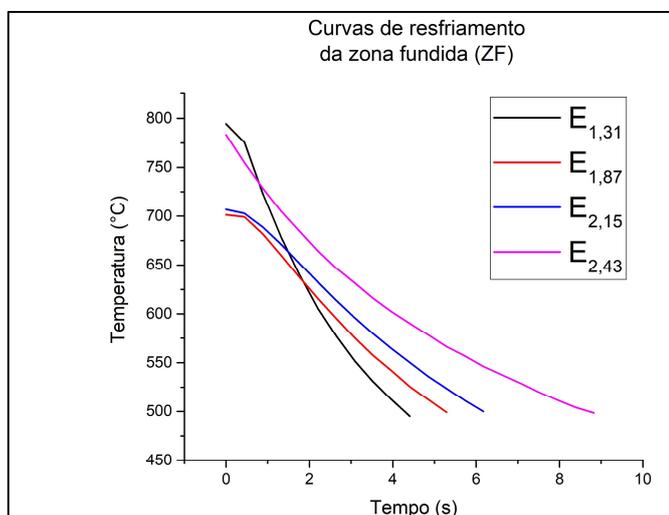
Varbai *et al.* [62] estudaram a relação entre $\Delta T_{12/8}$ e a fração volumétrica de austenita para seis diferentes níveis de energia de soldagem TIG autógena e verificaram que o aumento da energia de soldagem causou aumento de $\Delta T_{12/8}$ e diminuição do teor de austenita na zona fundida. A razão para esse efeito é a perda significativa de nitrogênio na poça de fusão. Além disso, a maior energia do arco resultou em um maior volume e área exposta da poça de fusão. Assim, níveis mais elevados de nitrogênio atômico inicialmente dissolvido no metal poderiam deixar a poça de fusão via difusão e dessorção.

A tendência oposta foi observada na ZTA, pois como a transformação de ferrita em austenita é governada pela difusão do nitrogênio no estado sólido, os tempos de resfriamento ($\Delta T_{12/8}$) mais longos permitirão maior tempo de difusão. Esse mecanismo faz com que um maior teor de austenita se desenvolva na ZTA [62]. Hosseini *et al.* [63] estudaram um modelo matemático para quantificação da perda de nitrogênio na poça de fusão e verificaram que houve diminuição do teor de nitrogênio nessa região com o aumento da energia de soldagem. Conseqüentemente, houve diminuição da fração volumétrica de austenita e aumento do tamanho médio dos grãos de ferrita, como verificado na seção de dureza a seguir.

É importante ressaltar, entretanto, que os resultados encontrados por Hosseini *et al.* [63] foram para soldagem com argônio puro no gás de proteção. No presente estudo, a soldagem ocorreu com 98% de argônio e 2% de nitrogênio no gás de proteção, fornecendo, então, uma porção de nitrogênio que pode compensar a depleção desse elemento na zona fundida (ZF).

A figura 46 mostra as curvas de resfriamento da zona fundida (ZF) de cada amostra, onde nota-se que a taxa de resfriamento diminuiu conforme aumentou-se a energia de soldagem. É importante lembrar, que os termopares usados para captar essas temperaturas foram fixados na parte oposta à face soldada. Logo, as temperaturas mostradas nesse trabalho apresentam-se menores do que as temperaturas reais na poça de fusão. No entanto, elas podem ser usadas para avaliar o comportamento do campo de temperaturas.

Figura 46 - Curvas de resfriamento obtidas através de termopares fixados na face oposta da face soldada, logo abaixo da zona fundida (ZF).



Fonte: autor.

Na tabela 7, nota-se que a largura do cordão de solda aumentou com o incremento da energia de soldagem. Além disso, uma maior energia de arco tende a resultar em maiores volumes e áreas expostas, o que tende a aumentar a perda de nitrogênio atômico na poça de fusão por difusão e dessorção.

Então, de posse dos resultados das figuras 44, 46 e tabela 7, nota-se que o aumento na energia de soldagem levou à diminuição das taxas de resfriamento e diminuição do teor de austenita na zona fundida (ZF), indo ao encontro dos resultados observados por Varbai *et al.* [62] e Hosseini *et al.* [63]. Essa ocorrência pode estar relacionada a depleção de nitrogênio em virtude do aumento do tempo de exposição do material a temperaturas elevadas, na faixa entre 800 °C e 1200 °C. Observa-se, também, que o percentual de nitrogênio igual a 2% utilizado nesse estudo no gás de proteção pode ser sido insuficiente para repor o nitrogênio perdido pela poça de fusão durante o processo de soldagem, resultando em diminuição do teor de austenita no cordão de solda com o aumento da energia de soldagem

Tabela 7 - Largura dos cordões de solda e valores de $\Delta T_{8/5}$ na zona fundida (ZF) para todas as amostras soldadas.

	E_{1,31}	E_{1,87}	E_{2,15}	E_{2,43}
Largura do cordão (mm)	2,0	3,8	4,0	5,0

Fonte: autor.

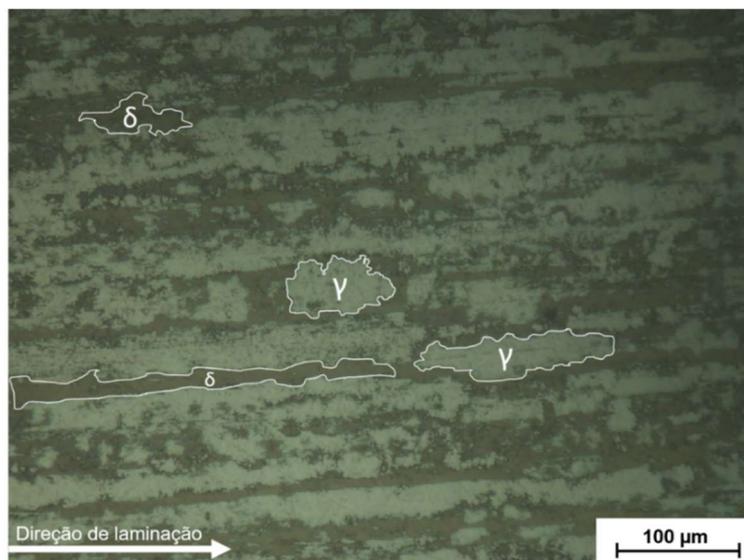
No entanto, apesar da diminuição da taxa de resfriamento com o aumento da energia de soldagem, houve diminuição do teor de austenita na zona fundida (ZF) com o incremento na energia de soldagem, indo de encontro aos resultados de Hosseini *et al.* e Varbai *et al.* [62, 63]. Esses resultados podem ser decorrentes do aumento na depleção de nitrogênio na zona fundida (ZF) com o aumento da largura do cordão de solda e da insuficiência na reposição de nitrogênio presente no gás de proteção.

5.2 MICROSCOPIA

5.2.1 Amostra de aço inoxidável duplex UNS S31803 na condição como recebido

A figura 47 mostra a microscopia do aço inoxidável UNS S31803 (SAF 2205) na condição como recebido, onde notam-se as ilhas de austenita (regiões claras) alongadas na matriz de ferrita (regiões escuras) em virtude do processo de laminação.

Figura 47 - Microscopia mostrando as fases ferrita (δ) e austenita (γ) do material na condição como recebido (CR) com ampliação de 20x.



Fonte: autor.

* δ : ferrita;

* γ : austenita.

5.2.2 Amostras soldadas

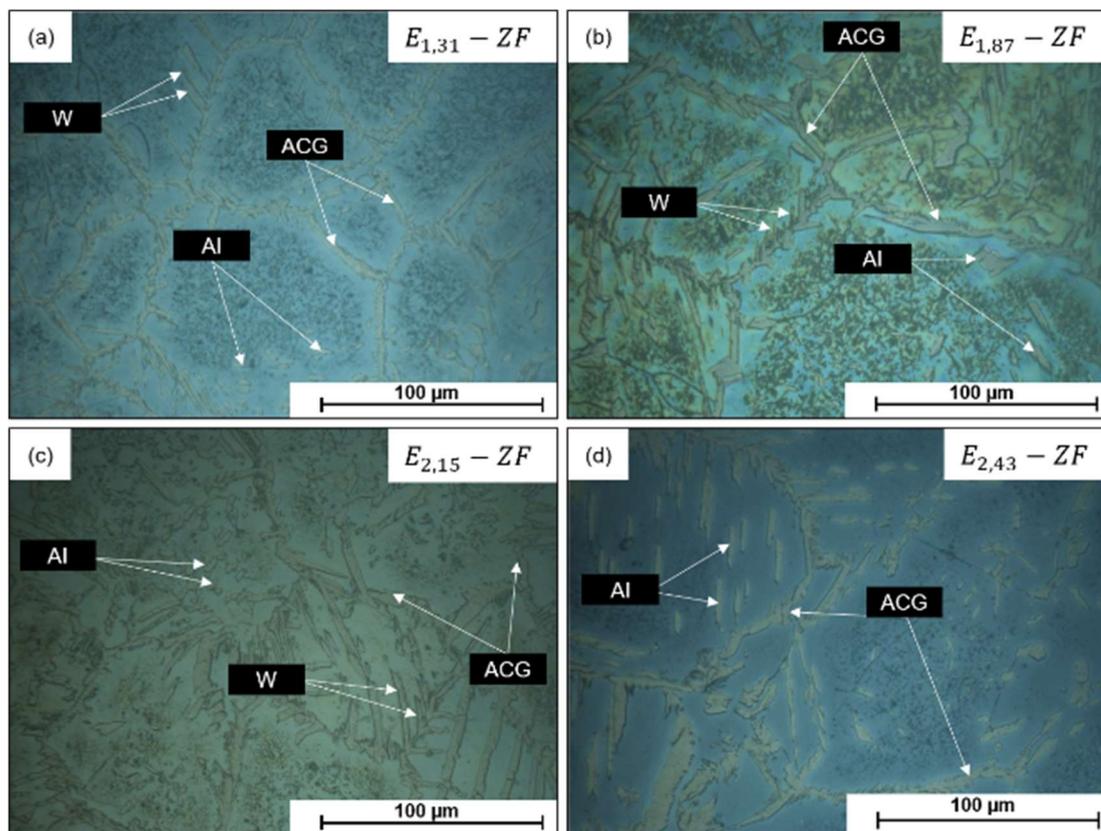
A figura 48 mostra a microestrutura da zona fundida (ZF) de cada uma das quatro amostras soldadas. Em todas as imagens, nota-se a presença das morfologias características da austenita nos aços inoxidáveis duplex. A microestrutura da zona fundida (ZF) da amostra $E_{1,31}$ consiste principalmente em uma matriz ferrítica com austenita de contorno de grão (ACG), pequenas regiões de austenita intergranular (AI) e pequenos grãos de austenita Widmanstatten (W). Nas amostras de maior energia, nota-se aumento da espessura dos grãos de austenita intragranular (IA), em virtude do processo de difusão e coalescimento e maior crescimento da austenita Widmanstatten em direção ao centro do grão ferrítico.

Em função da maior taxa de resfriamento de $E_{1,31}$, como discutido na seção anterior, há mais zonas de nitrogênio supersaturado dentro da ferrita (δ), o que promove a nucleação da austenita intragranular (AI). Enquanto isso, o crescimento desses mesmos grãos é restrito e o tamanho do grão ferrítico é refinado. Com o aumento do aporte de calor, a taxa de resfriamento é amenizada e o tempo de residência em alta temperatura é prolongado, o que é benéfico para a nucleação e crescimento da austenita Widmanstatten (W), em função da saturação dos sítios de

nucleação da austenita de contorno de grão (ACG). Além disso, o nitrogênio dentro da ferrita (δ) é absorvido pela austenita Widmanstätten (W), de modo que a nucleação da austenita intragranular é reduzida.

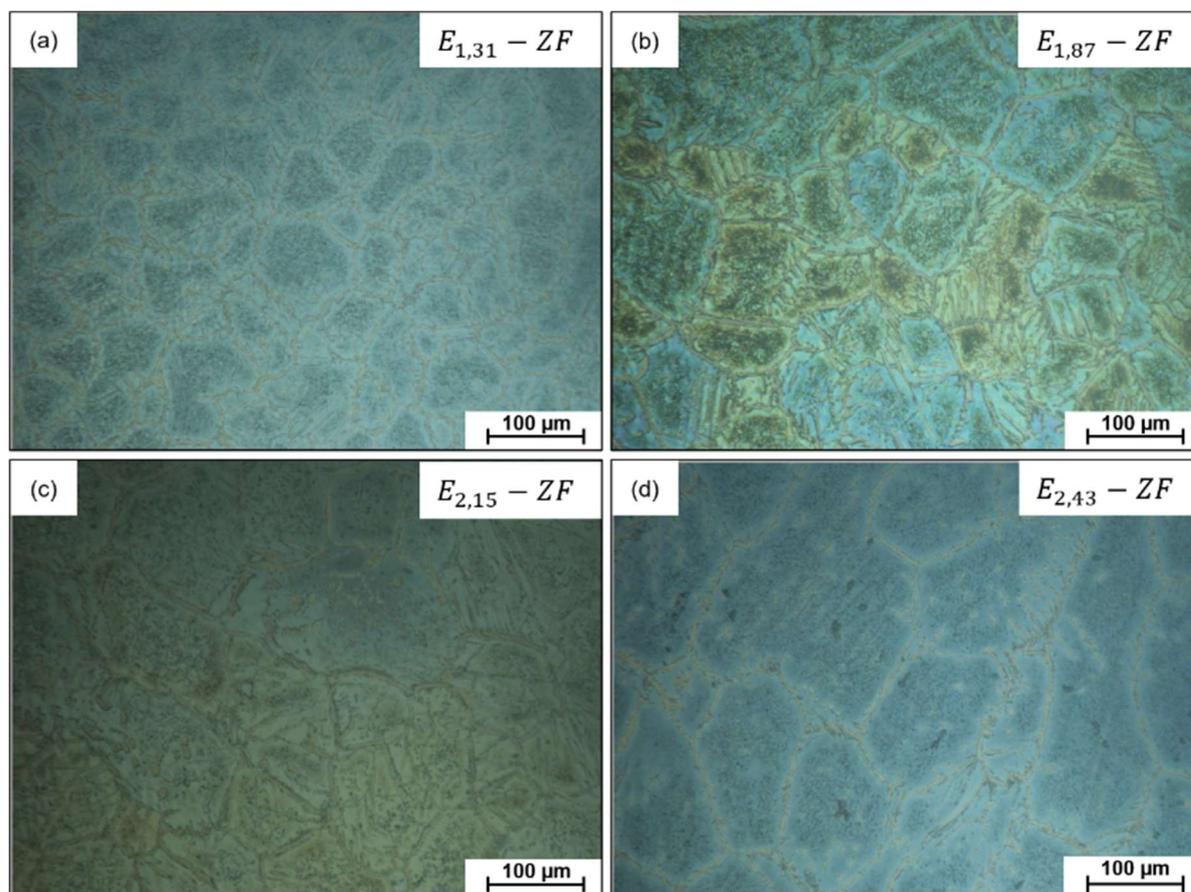
Wang *et al.* [38] verificaram em seu trabalho que a taxa de resfriamento mais elevada promove uma microestrutura com grãos menores, como observado na figura 49, onde nota-se o efeito do aumento da energia de soldagem no aumento do tamanho dos grãos. Esse comportamento foi estudado nesse trabalho e será discutido a seguir na discussão sobre dureza.

Figura 48 - Microscopia da zona fundida (ZF) das amostras soldadas (a) $E_{1,31}$, (b) $E_{1,87}$, (c) $E_{2,15}$ e (d) $E_{2,43}$ com ampliação de 50x.



Fonte: autor.

Figura 49 - Microscopia da zona fundida (ZF) das amostras soldadas (a) $E_{1,31}$, (b) $E_{1,87}$, (c) $E_{2,15}$ e (d) $E_{2,43}$ com ampliação de 20x.

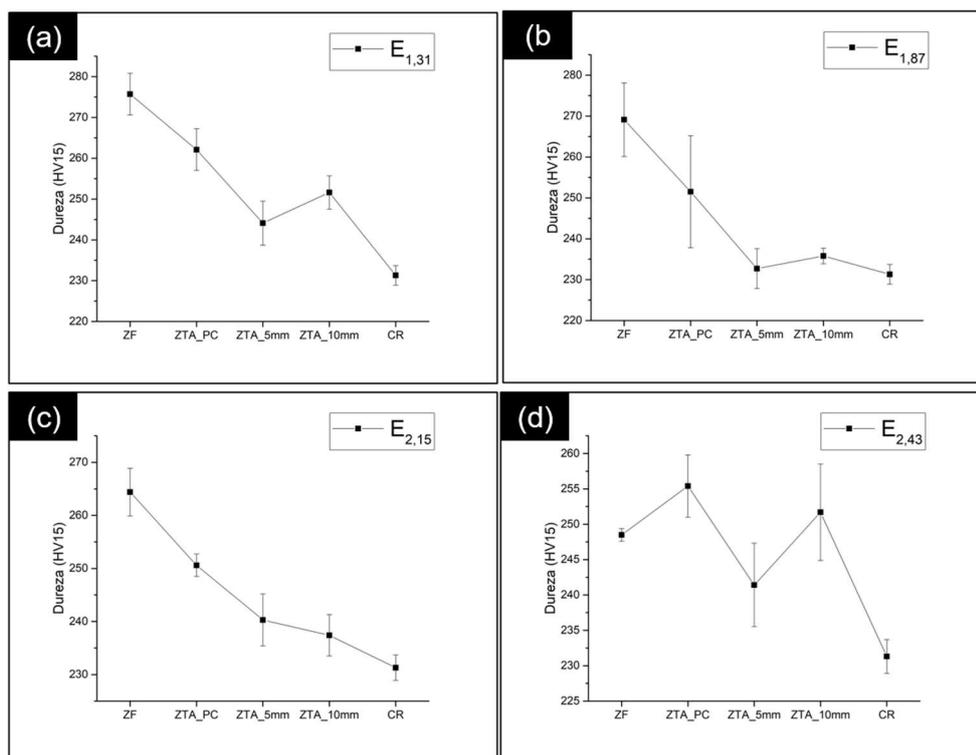


Fonte: autor.

5.3 DUREZA

A figura 50 e a tabela 8 mostram a macrodureza Vickers em quatro regiões das amostras soldadas em comparação com a dureza medida no material como recebida (CR). Nas figuras 50 (a) e (b) observa-se que a dureza apresentou maior valor na zona fundida (ZF) e diminuiu até a ZTA_5 mm, voltando a subir na ZTA_10 mm. Na figura 50 (c), nota-se uma diminuição contínua da dureza conforme afasta-se da zona fundida (ZF). Na figura 50 (d), nota-se um comportamento sem a tendência encontrada nas amostras soldadas com energias inferiores, com aumento da dureza na ZTA próxima ao cordão de solda (ZTA_PC), revelando um perfil em “M” para a amostra de maior energia.

Figura 50 - Perfis de dureza das amostras soldadas (a) $E_{1,31}$, (b) $E_{1,87}$, (c) $E_{2,15}$ e (d) $E_{2,43}$.



Fonte: autor.

- * ZF: zona fundida;
- * ZTA_PC: zona termicamente afetada mais próxima ao cordão de solda;
- * ZTA_5mm: zona termicamente afetada distante 5 mm do centro do cordão de solda na direção transversal à linha de fusão;
- * ZTA_10mm: zona termicamente afetada distante 10 mm do centro do cordão de solda na direção transversal à linha de fusão;
- * CR: amostra na condição como recebida do fabricante.

A figura 51 mostra uma análise comparativa por regiões, onde nota-se que a dureza diminuiu com o aumento da energia de soldagem na região da zona fundida (ZF). Esse comportamento pode ser justificado pelo aumento do tamanho médio dos grãos de ferrita, como mostrado na figura 52 (a) e tabela 9, onde observa-se que o tamanho médio de grão aumentou com o incremento da energia de soldagem na zona fundida (ZF). Esse comportamento pode ser observado também pela análise microscópica das figuras 48 e 49.

Tabela 8 - Macro dureza média em cada amostra desse estudo.

		Macro dureza Vickers (HV15)	Desvio padrão absoluto	Desvio padrão (%)
$E_{1,31}$	ZF	275,7	5,1	1,8
	ZTA_PC	262,1	5,1	1,9
	ZTA_5 mm	244,1	5,4	2,2
	ZTA_10 mm	251,6	4,1	1,6
$E_{1,87}$	ZF	269,1	9,0	3,3
	ZTA_PC	251,5	13,7	5,4
	ZTA_5 mm	232,7	4,9	2,1
	ZTA_10 mm	235,8	1,9	0,8
$E_{2,15}$	ZF	264,4	4,5	1,7
	ZTA_PC	250,6	2,1	0,8
	ZTA_5 mm	240,3	4,9	2,0
	ZTA_10 mm	237,4	4,0	1,6
$E_{2,43}$	ZF	248,5	0,9	0,3
	ZTA_PC	255,4	4,4	1,7
	ZTA_5 mm	241,4	6,0	2,4
	ZTA_10 mm	251,7	6,8	2,7
CR		231,3	2,47	1,0

Fonte: autor.

Tabela 9 - Tamanho médio de grão de ferrita na zona fundida (ZF) e zona termicamente afetada próxima ao cordão de solda (ZTA_PC).

		Tamanho médio de grão (μm)	Desvio padrão absoluto	Desvio padrão (%)
$E_{1,31}$	ZF	50,4	5,4	10,7
	ZTA_PC	49,4	4,7	9,5
$E_{1,87}$	ZF	68,6	6,4	9,3
	ZTA_PC	64,1	5,0	7,8
$E_{2,15}$	ZF	79,3	5,8	7,4
	ZTA_PC	82,5	5,1	6,2
$E_{2,43}$	ZF	94,2	7,8	8,3
	ZTA_PC	67,4	7,9	11,7

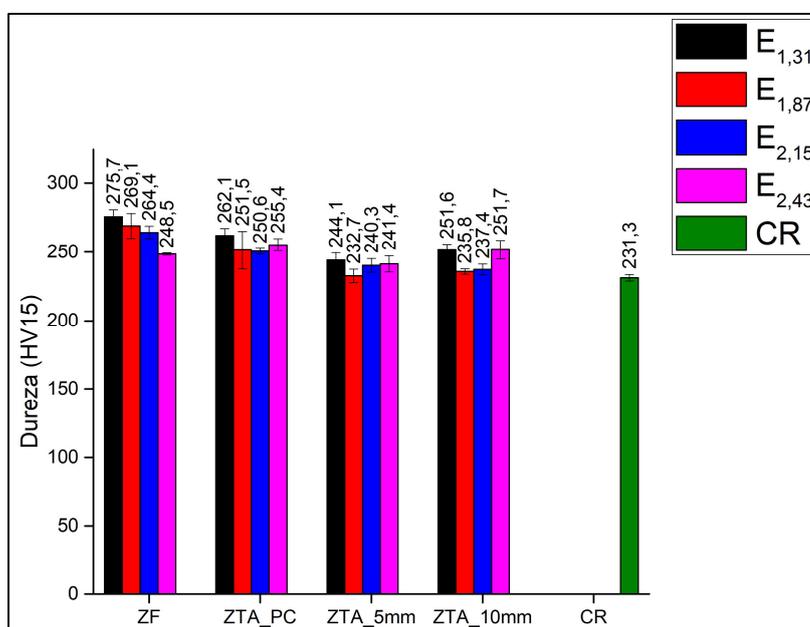
Fonte: autor.

A temperatura de arco muito elevada aumenta a temperatura de pico da poça de fusão e da ZTA adjacente, causando diminuição da taxa de resfriamento. Essa taxa de resfriamento mais lenta causa grãos mais grossos na zona fundida e zonas

termicamente afetadas pelo calor [64], diminuindo a dureza localizada. Além disso, Lakshminarayanan *et al.* [64] relatam também que a maior taxa de resfriamento proveniente do menor aporte térmico causa espaçamento dendrítico relativamente mais estreito na zona fundida e essas microestruturas geralmente oferecem maior resistência à indentação. A figura 52 (b) mostra o comportamento da dureza em função do tamanho de grão para a zona termicamente afetada próxima ao cordão de solda (ZTA_PC), onde nota-se que a dureza diminuiu com o aumento do tamanho médio de grão da amostra $E_{1,31}$ até a amostra $E_{2,15}$. Para a amostra $E_{2,43}$, observa-se uma diminuição do tamanho médio de grão e um aumento de dureza.

Elevadas taxas de resfriamento em uma matriz de ferrita supersaturada em nitrogênio pode levar a relevante precipitação de nitretos de cromo (Cr_2N) e este é um dos principais precipitados encontrados na zona fundida e zona termicamente afetada dos aços duplex. Essa fase intermetálica pode precipitar na interface interfásica ferrita/ferrita ou no interior dos grãos de ferrita, sendo então chamados de Cr_2N intergranular e intragranular, respectivamente.

Figura 51 - Representação em barras do comportamento da dureza em função da energia de soldagem e da região em que a medição foi efetuada.



Fonte: autor.

* ZF: zona fundida;

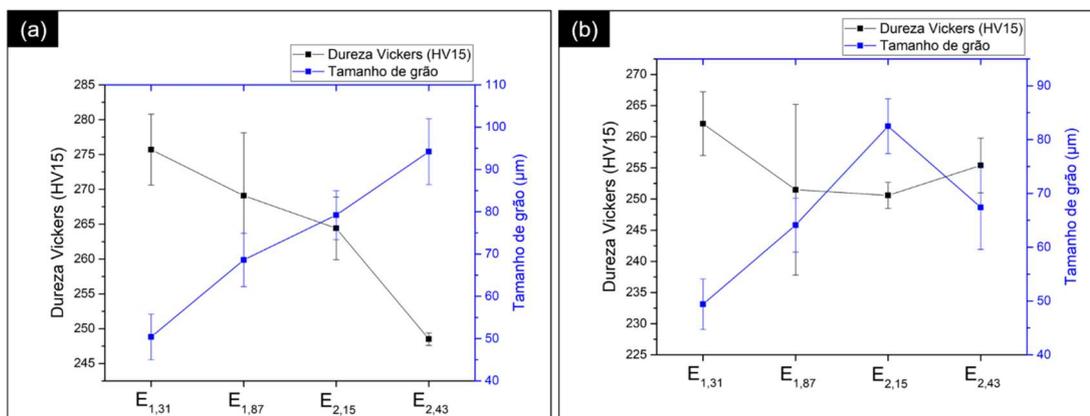
* ZTA_PC: zona termicamente afetada mais próxima ao cordão de solda;

* ZTA_5mm: zona termicamente afetada distante 5 mm do centro do cordão de solda na direção transversal à linha de fusão;

* ZTA_10mm: zona termicamente afetada distante 10 mm do centro do cordão de solda na direção transversal à linha de fusão;

* CR: amostra na condição como recebida do fabricante.

Figura 52 - Relação entre a dureza e o tamanho médio de grão para (a) zona fundida (ZF) e (b) zona termicamente afetada próxima ao cordão de solda (ZTA_PC).



Fonte: autor.

Esses precipitados, além de diminuir a resistência à corrosão pela quebra localizada da camada passiva, são cercados por discordâncias agregativas. Além disso, discordâncias podem ser fixadas por Cr_2N duro, o que leva à concentração de tensões. Consequentemente, a tenacidade e a resistência à corrosão podem ser deterioradas, enquanto a dureza pode ser aumentada [65]. Na figura 52 (a) e (b), observa-se que a dureza foi maior na amostra $E_{1,31}$ e diminui com o aumento da energia. Como já discutido, o aumento da energia leva a diminuição da taxa de resfriamento. Então, pode ter ocorrido precipitação mais intensa de nitretos de cromo (Cr_2N) na amostra de menor energia e essa precipitação pode ter diminuído conforme aumentou-se a energia de soldagem.

Há de se considerar também o efeito do balanço de fases. Como a austenita apresenta dureza superior à da ferrita, espera-se que a amostra com maior teor de austenita apresente maior dureza. A amostra de menor energia ($E_{1,31}$) apresenta maior teor de austenita e maior dureza na zona fundida (ZF). Já a amostra de maior energia ($E_{2,43}$) apresenta menor teor de austenita e menor dureza.

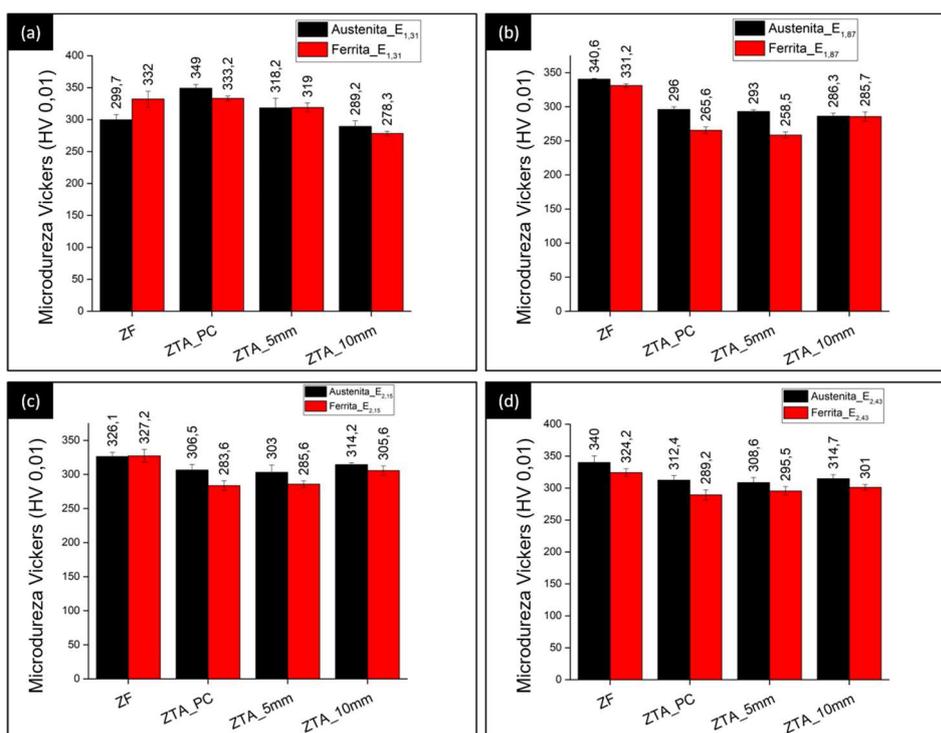
5.4 MICRODUREZA

A determinação da microdureza das fases fornece uma visão qualitativa das mudanças microestruturais devido à processos de precipitação, interações discordância/partícula e discordância/discordância [66]. A figura 53 e a tabela 10 mostram a microdureza em cada fase de todas as amostras soldadas. Observa-se que, de modo geral, a dureza na fase austenita apresentou-se maior do que na fase

ferrita. Na zona fundida (ZF) e na zona termicamente afetada pelo calor próxima ao cordão de solda (ZTA_PC), os maiores níveis de dureza encontrados austenita podem estar relacionados ao endurecimento por solução sólida pela difusão dos átomos de nitrogênio para o interior dos grãos austeníticos.

Segundo Horvarth *et al.* [66], a austenita pode dissolver cerca de cinco vezes mais nitrogênio do que a ferrita. Com isso, diante de uma taxa de resfriamento elevada o suficiente, pode ocorrer supersaturação de nitrogênio na ferrita e tempo insuficiente para que esse elemento forme uma solução sólida com a austenita, levando a sua precipitação na forma de nitreto de cromo (Cr_2N) na matriz ferrítica. Assim, o aumento de dureza na ferrita está associado à precipitação de nitretos e interações do tipo discordância/partícula ou discordância/discordância.

Figura 53 - Microdureza Vickers (HV0,01) de cada fase das amostras soldadas (a) E_{1,31}, (b) E_{1,87}, (c) E_{2,15} e (d) E_{2,43}.



Fonte: autor.

* ZF: zona fundida;

* ZTA_PC: zona termicamente afetada mais próxima ao cordão de solda;

* ZTA_5mm: zona termicamente afetada distante 5 mm do centro do cordão de solda na direção transversal à linha de fusão;

* ZTA_10mm: zona termicamente afetada distante 10 mm do centro do cordão de solda na direção transversal à linha de fusão.

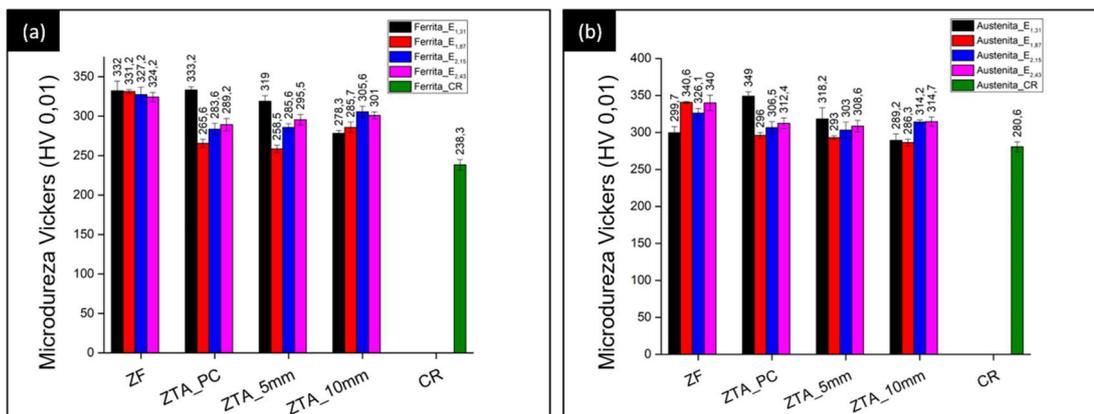
Tabela 10 - Microdureza média em cada amostra desse estudo.

		Microdureza Vickers		Desvio padrão		Desvio padrão	
		(HV15)		absoluto		(%)	
		Ferrita	Austenita	Ferrita	Austenita	Ferrita	Austenita
E _{1,31}	ZF	332,0	299,7	12,5	8,4	3,7	2,8
	ZTA_PC	333,2	349,0	3,9	6,1	1,1	1,7
	ZTA_5 mm	319,0	318,2	7,0	14,9	2,1	4,7
	ZTA_10 mm	278,3	289,2	3,5	8,6	1,2	3,0
E _{1,87}	ZF	331,2	340,6	2,6	1,1	0,8	0,3
	ZTA_PC	265,6	296,0	4,9	4,0	1,8	1,3
	ZTA_5 mm	258,5	293,0	4,6	2,6	1,8	0,9
	ZTA_10 mm	285,7	286,3	6,8	4,5	2,4	1,5
E _{2,15}	ZF	327,2	326,1	9,5	6,4	2,9	1,9
	ZTA_PC	283,6	306,5	7,2	8,2	2,5	2,6
	ZTA_5 mm	285,6	303,0	5,0	11,0	1,7	3,6
	ZTA_10 mm	305,6	314,2	7,0	2,8	2,3	0,9
E _{2,43}	ZF	324,2	340,0	6,0	10,5	1,8	3,1
	ZTA_PC	289,2	312,4	8,0	7,3	2,7	2,3
	ZTA_5 mm	295,5	308,6	6,8	8,0	2,32	2,58
	ZTA_10 mm	301,0	314,7	4,5	6,3	2,0	1,5
	CR	238,3	280,6	6,5	6,7	2,8	2,4

Fonte: autor.

A figura 54 (a) mostra que não houve efeito expressivo da energia de soldagem na dureza da ferrita da zona fundida (ZF), mas sim nas demais regiões. Já na figura 54 (b), nota-se maior diferença entre as durezas da austenita na zona fundida (ZF) e zona termicamente afetada pelo calor próxima ao cordão de solda (ZTA_PC). Além disso, observa-se que a microdureza em todas as regiões das amostras soldadas apresentou-se maior do que a microdureza encontrada no material na condição como recebido (CR).

Figura 54 - Representação em barras da microdureza de cada fase das amostras soldadas. (a) fase ferrita e (b) fase austenita.



Fonte: autor.

5.5 TENSÃO RESIDUAL

5.5.1 Amostra Como Recebida (CR)

É importante ressaltar que o aço inoxidável duplex UNS S31803 apresentam microestrutura bifásica, composta pelas fases ferrita e austenita. Johansson *et al.* [8] discute em seu trabalho que a distribuição de tensões em um material bifásico é não uniforme, mas varia de ponto a ponto dentro do material, o que dá origem a macro e microtensões.

As macrotensões são, por definição, as mesmas em ambas as fases de um material bifásico, e podem ser causadas por uma carga externa aplicada ou surgir da deformação diferencial de uma região de um material em relação a outra. Essas tensões variam lentamente em uma escala grande em comparação com a microestrutura do material [8].

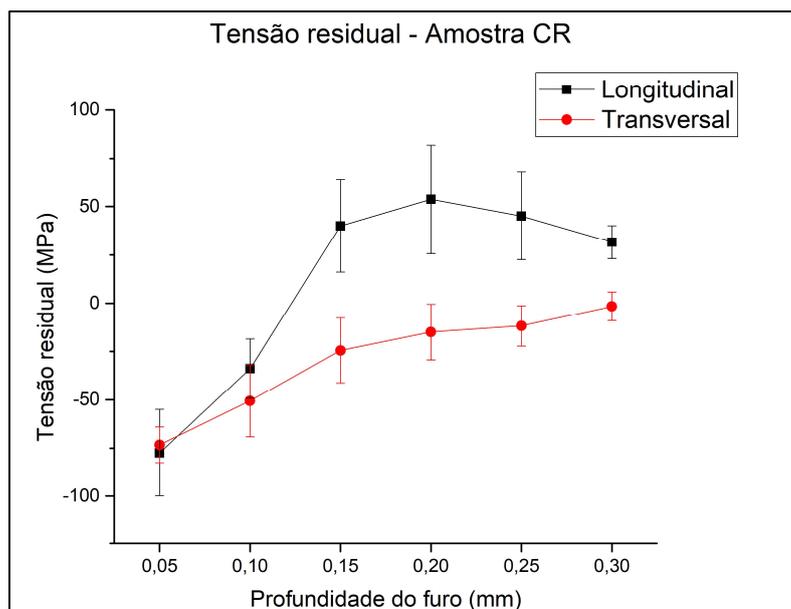
Já as microtensões, variam na escala da microestrutura do material e devem se equilibrar entre as fases. As microtensões podem surgir de várias maneiras diferentes, como na deformação de um material bifásico com diferentes pontos de escoamento ou diferenças na expansão térmica [8].

O furo instrumentado (hole drilling) oferece como resposta a tensão total média, considerando as macrotensões do material e as microtensões das fases ferrita e austenita. Como a ferrita apresenta comportamento compressivo e a austenita apresenta comportamento trativo, o balanço dá origem a uma tensão total média menor do que a encontrada para a austenita separadamente e, talvez, maior do que

a encontrada para a ferrita separadamente. Isso considerando as tensões calculadas pela difração de raios-x, por exemplo.

A figura 55 mostra a tensão residual nas direções longitudinal e transversal da amostra como recebida (CR) em função da profundidade do furo.

Figura 55 - Níveis de tensão residual da amostra como recebida (CR) das direções longitudinal e transversal à direção de laminação.



Fonte: autor.

As chapas utilizadas nesse estudo passaram pelo processo de laminação. Com isso, os grãos da superfície se deformam e tendem a se alongar, como observado nas figuras 2 e 47, e os grãos do centro da chapa são afetados em maior ou menor escala dependendo da espessura da chapa e das forças utilizadas durante esse processo de conformação.

Como a chapa deve se manter contínua como um todo, suas regiões superficial e central devem se sujeitar a uma acomodação de deformações. As fibras centrais tendem a impedir as fibras superficiais de se alongarem, enquanto as fibras superficiais procuram esticar aquelas localizadas na parte central da chapa. Como resultado, obtém-se uma distribuição de tensões residuais na chapa, com elevadas tensões compressivas na superfície e tensões trativas no centro [43].

A figura 55 apresenta um comportamento coerente com o discutido por Dieter [43], onde observa-se, na direção longitudinal, tensões compressivas para profundidades de furo de até 0,125 mm, aproximadamente, e tensões trativas para maiores profundidades de furo. Ou seja, tensões compressivas foram impostas na

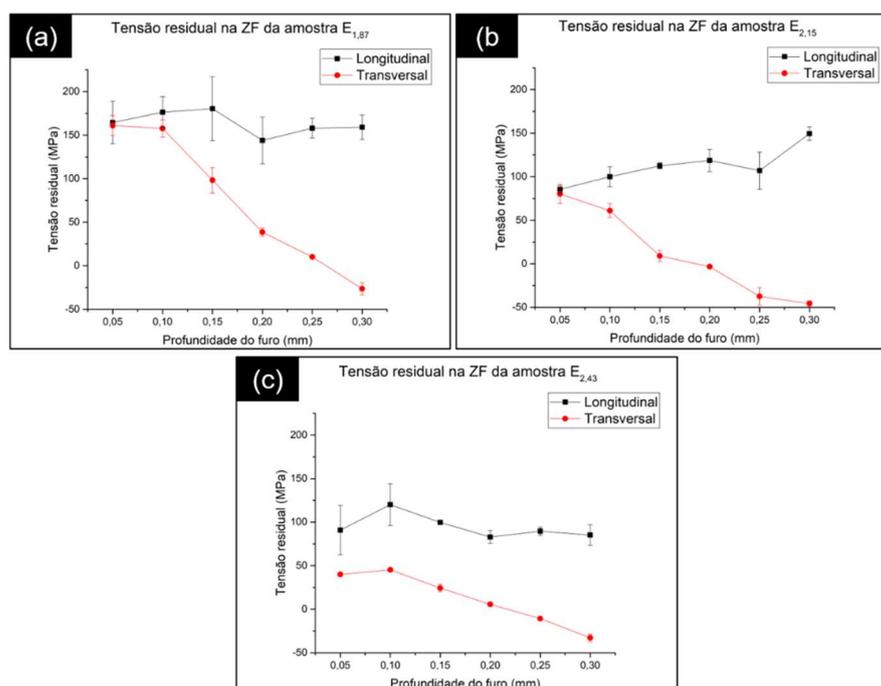
superfície em decorrência do processo de laminação e, para balanceá-las, tensões trativas surgiram em regiões mais próximas ao centro da chapa. Na direção transversal, não se observou tensões trativas para profundidades de até 0,3 mm, mas é possível notar uma tendência de diminuição das tensões compressivas conforme aproxima-se do centro da chapa na direção da espessura.

5.5.2 Amostras soldadas

A figura 56 mostra o comportamento das tensões residuais, nas direções longitudinal e transversal ao cordão de solda, na zona fundida (ZF) das amostras soldadas.

Coules e Scotti [7, 44] descrevem em seus trabalhos discussões e modelos para o comportamento das tensões residuais durante a soldagem, concluindo que, na zona fundida (ZF), tensões trativas de maior valor são geradas na direção longitudinal ao cordão em comparação às tensões geradas na direção transversal ao cordão de solda. Wan *et al.* [67] verificaram esse comportamento em seu estudo, com tensões maiores na direção longitudinal em comparação à direção transversal em todos os pontos de profundidade.

Figura 56 - Níveis de tensões residuais nas direções longitudinal e transversal da zona fundida (ZF) das amostras (a) $E_{1,87}$, (b) $E_{2,15}$ e (c) $E_{2,43}$ em função da profundidade de furo.

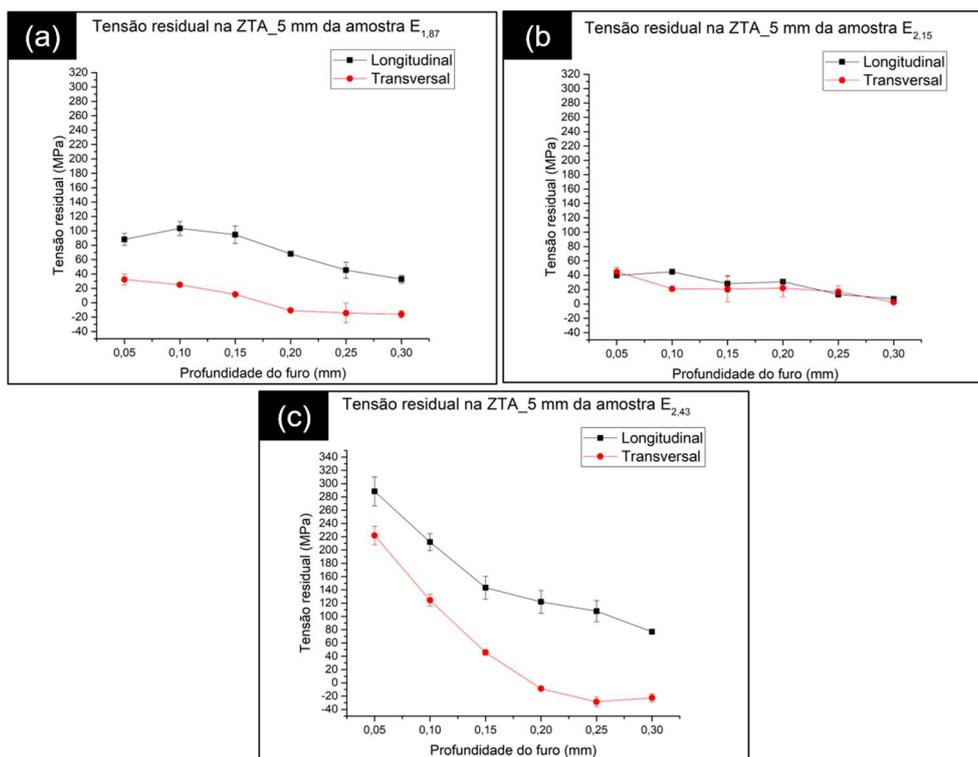


Fonte: autor.

A figura 57 mostra o comportamento das tensões residuais, nas direções longitudinal e transversal, da zona termicamente afeta distantes 5 mm do cordão de solda. Nas figuras 57 (a) e (c), para amostras $E_{1,87}$ e $E_{2,43}$, respectivamente, nota-se que as tensões residuais na direção longitudinal se apresentaram maiores do que as encontradas na direção transversal para todas as profundidades de furo. Além disso, é possível notar níveis mais elevados de tensões trativas nas regiões mais próximas da superfície, encontrando até tensões compressivas para regiões mais próximas ao centro da chapa na direção da espessura.

Já na figura 57 (b), para a amostra $E_{2,15}$, observa-se maior dispersão nos dados, com alguns pontos de elevado desvio padrão para as tensões residuais na direção transversal, mas ainda assim, as tensões residuais na direção longitudinal apresentaram-se maiores no geral.

Figura 57 - Níveis de tensões residuais nas direções longitudinal e transversal da ZTA_5 mm das amostras (a) $E_{1,87}$, (b) $E_{2,15}$ e (c) $E_{2,43}$ em função da profundidade de furo.



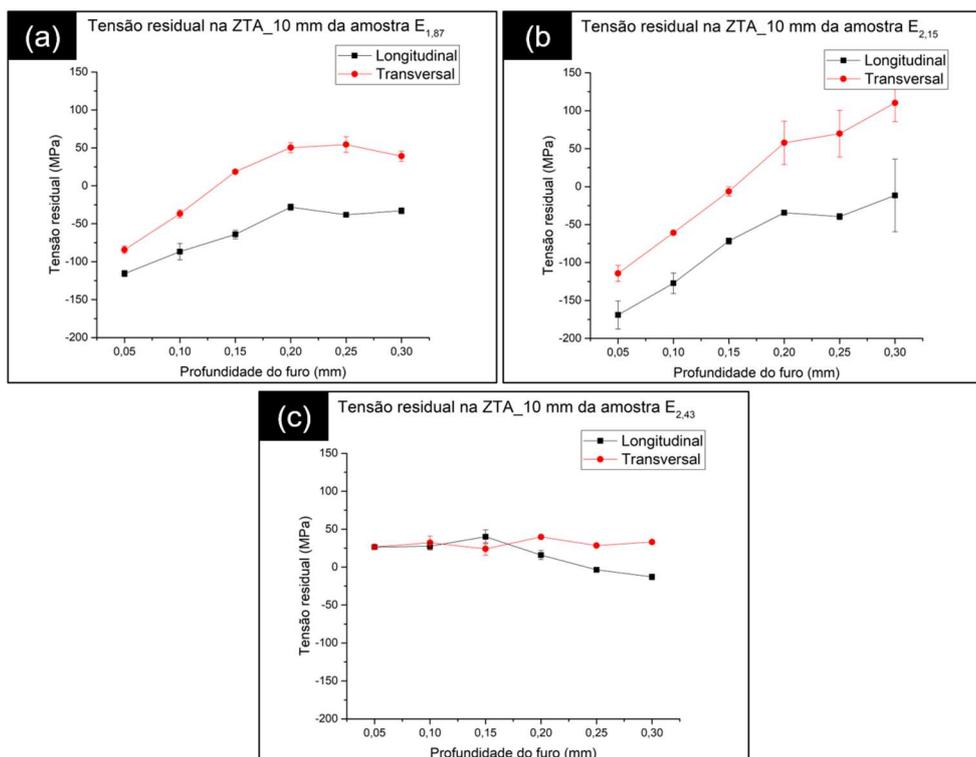
Fonte: autor.

A figura 58 mostra o comportamento das tensões residuais, nas direções longitudinal e transversal, da zona termicamente afeta distantes 10 mm do cordão de solda. Nas figuras 58 (a) e (b), para as amostras $E_{1,87}$ e $E_{2,15}$, respectivamente, observa-se que as tensões residuais na direção transversal apresentaram valores

superiores aos encontrados para direção longitudinal em todas as profundidades de furo. Além disso, nota-se uma tendência para aumento as tensões trativas conforme se aproxima do centro da chapa na direção da espessura. Esse comportamento é similar ao encontrado para a amostra na condição como recebida (CR) e é coerente, até certo ponto, já que essa é a região mais afastada do centro do cordão de solda e, portanto, sofre menor efeito das tensões geradas pela soldagem.

Na figura 58 (c), as tensões residuais apresentaram maiores valores na direção transversal, com exceção da profundidade de furo de 0,15 mm. No entanto, as tensões residuais na direção transversal não apresentaram comportamento claro de aumento com a aproximação do centro da chapa e, na direção longitudinal, os valores de tensão residual diminuíram com o distanciamento da superfície, diferindo do comportamento das amostras $E_{1,87}$ e $E_{2,15}$.

Figura 58 - Níveis de tensões residuais nas direções longitudinal e transversal da ZTA_10 mm das amostras (a) $E_{1,87}$, (b) $E_{2,15}$ e (c) $E_{2,43}$ em função da profundidade de furo.



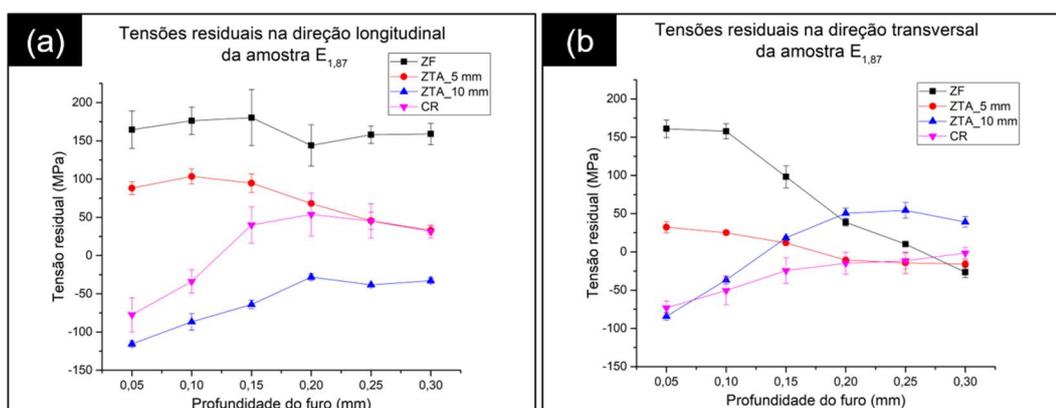
Fonte: autor.

A figura 59 mostra os níveis de tensões residuais nas direções longitudinal e transversal em cada região da amostra $E_{1,87}$ em comparação com a amostra na condição como recebida (CR). Na figura 59 (a), para tensões na direção longitudinal, nota-se que os maiores níveis de tensões residuais trativas se encontram na zona

fundida (ZF) e diminuem conforme afasta-se do cordão de solda, até que tensões compressivas são encontradas na ZTA_10 mm. Além disso, em virtude do processo de soldagem, a ZTA_10 mm apresentou tensões mais compressivas do que a amostra como recebida (CR).

Na figura 59 (b), para tensões na direção transversal, observa-se que para pequenas profundidades, o comportamento é o mesmo encontrado na direção longitudinal, com tensões trativas maiores na zona fundida (ZF) e diminuição conforme afasta-se do cordão de solda. No entanto, para maiores profundidades, esse comportamento muda.

Figura 59 - Níveis de tensões residuais da amostra $E_{1,87}$ na direção (a) longitudinal e (b) transversal ao cordão de solda.

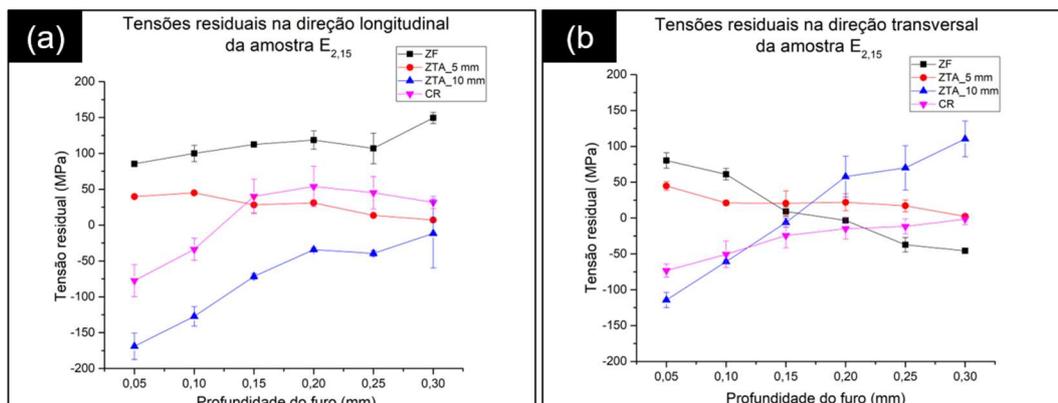


Fonte: autor.

A figura 60 mostra os níveis de tensões residuais nas direções longitudinal e transversal em cada região da amostra $E_{2,15}$ em comparação com a amostra na condição como recebida (CR). Na figura 60 (a), para tensões na direção longitudinal, nota-se que os maiores níveis de tensões residuais trativas se encontram na zona fundida (ZF) e diminuem conforme afasta-se do cordão de solda, até que tensões compressivas são encontradas na ZTA_10 mm. Além disso, em virtude do processo de soldagem, a ZTA_10 mm apresentou tensões mais compressivas do que a amostra como recebida (CR).

Na figura 60 (b), para tensões na direção transversal, observa-se que para pequenas profundidades, o comportamento é o mesmo encontrado na direção longitudinal, com tensões trativas maiores na zona fundida (ZF) e diminuição conforme afasta-se do cordão de solda. No entanto, para maiores profundidades, esse comportamento muda.

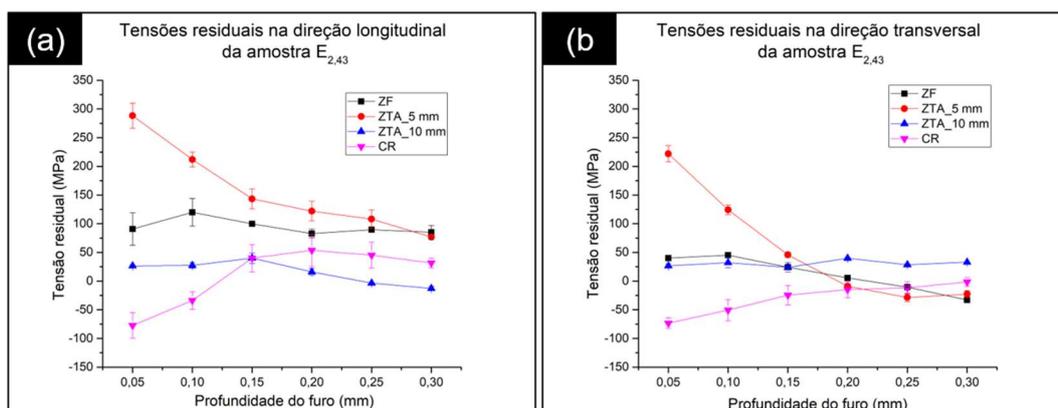
Figura 60 - Níveis de tensão residual da amostra $E_{2,15}$ na direção (a) longitudinal e (b) transversal ao cordão de solda.



Fonte: autor.

A figura 61 mostra os níveis de tensões residuais nas direções longitudinal e transversal em cada região da amostra $E_{2,43}$ em comparação com a amostra na condição como recebida (CR). Na figura 61 (a), para tensões na direção longitudinal, nota-se que os maiores níveis de tensões residuais, foram encontrados para ZTA_5 mm, em seguida para ZF e por fim, para ZTA_10 mm, que apresentou tensões compressivas para as duas maiores profundidades de furo. Um comportamento similar foi encontrado na direção transversal para pequenas profundidades, como mostrado na figura 61 (b).

Figura 61 - Níveis de tensão residual da amostra $E_{2,43}$ na direção (a) longitudinal e (b) transversal ao cordão de solda.

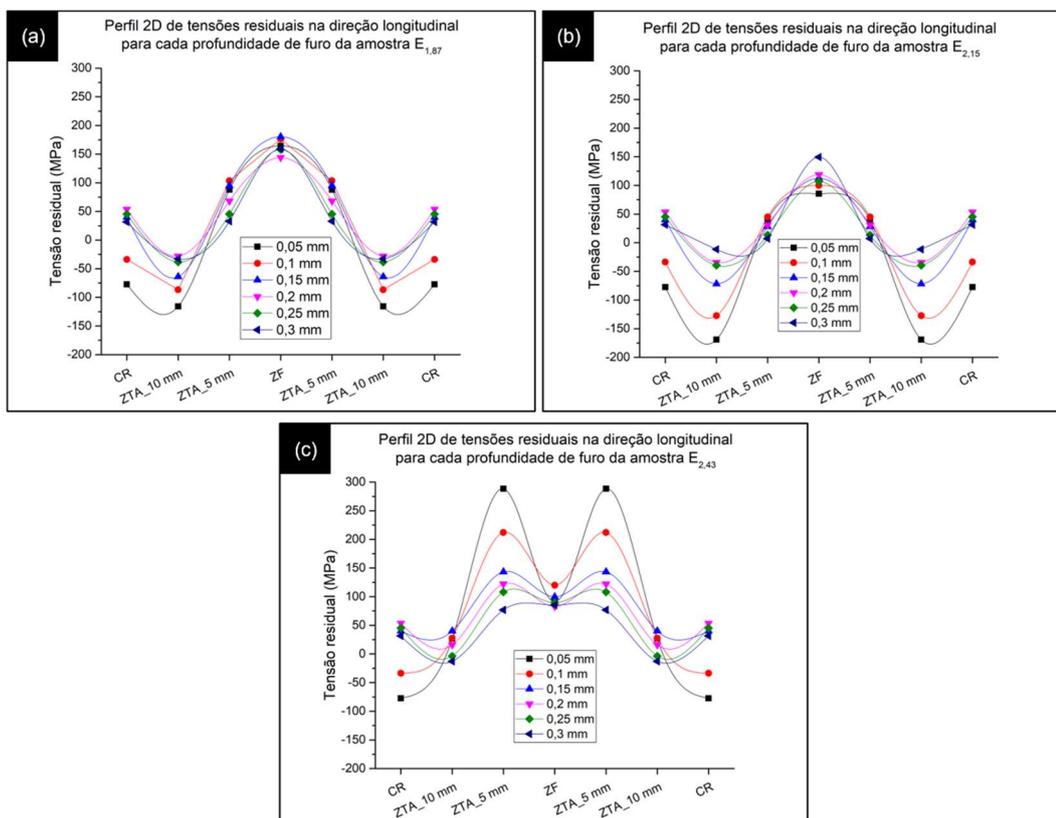


Fonte: autor.

A figura 62 mostra o perfil em duas dimensões para as tensões residuais na direção longitudinal em função da posição relativa ao cordão de solda. Nas figuras 62 (a) e (b), nota-se o mesmo comportamento, com tensões residuais trativas maiores na zona fundida (ZF) e diminuição conforme afasta-se do cordão de solda. Esse

comportamento foi observado por Lindgren *et al.* [2], em seu trabalho e sugerido por Scotti [44] em seu estudo sobre tensões residuais. No entanto, na figura 62 (c), nota-se um perfil em “M” que difere dos perfis encontrados nas figuras 62 (a) e (b).

Figura 62 - Perfil de tensões residuais em duas dimensões na direção longitudinal para a amostra (a) $E_{1,87}$, (b) $E_{2,15}$ e (c) $E_{2,43}$ em função da profundidade do furo.



Fonte: autor.

5.6 RÚIDO MAGNÉTICO DE BARKHAUSEN

5.6.1 Amostra como recebida (CR)

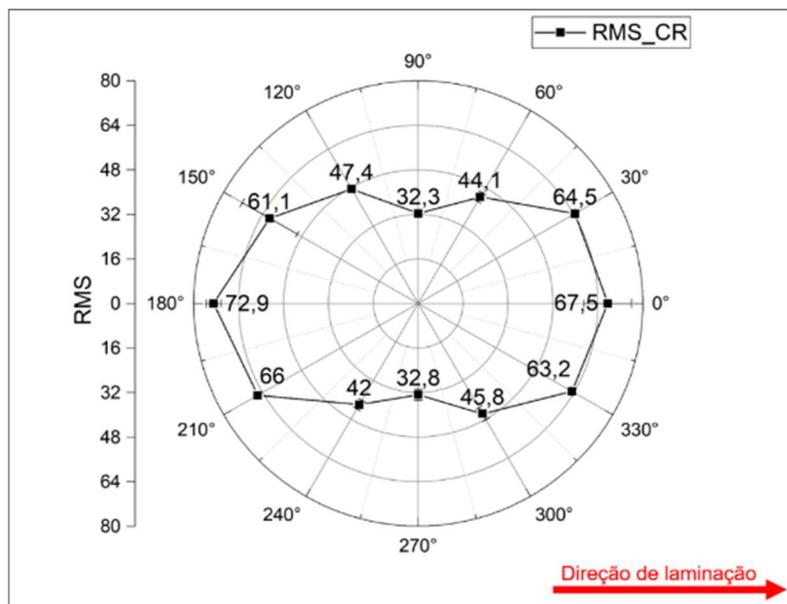
A figura 63 mostra o gráfico, em coordenadas polares, do valor RMS para a amostra na condição como recebida. Nessa representação, os valores RMS aumentam conforme aumenta-se o raio das circunferências do gráfico, partindo do valor zero no centro da figura. Cada raio equivale, numericamente, ao valor correspondente no eixo ordenado. Na figura 63, por exemplo, o primeiro raio apresenta medida 16, o segundo apresenta medida 32 e assim sucessivamente até que o maior raio apresente medida igual a 80 unidades arbitrárias. Dessa forma, sobre uma mesma circunferência todos os pontos tem o mesmo valor, que aumenta conforme incrementa-se o tamanho do raio da circunferência.

Na figura 63, observa-se que os maiores valores RMS correspondem às medições na direção longitudinal (0° e 180°), ou seja, paralela à direção de laminação. Em contrapartida, os menores valores foram observados na direção transversal (90° e 270°) à direção de laminação. Segundo Lindgren *et al.* [2] esse comportamento ocorre porque a microestrutura do aço duplex é composta por ilhas de austenita paramagnética alongadas na matriz ferrítica na mesma direção da laminação. Essas ilhas de austenita provocam um campo de desmagnetização na direção transversal à direção alongada e esse campo, por sua vez, provoca a criação de domínios de fechamento para minimizar a energia magnetostática. Com isso, as ilhas de austenita tornam-se fortes pontos de ancoragem para o movimento das paredes de domínio e conseqüentemente, há diminuição do sinal RMS na direção transversal [2].

Quando o domínio se move na direção de laminação, seu caminho livre máximo é limitado pelo tamanho dos grãos ferríticos e algumas vezes estes grãos apresentam contornos de baixo ângulo, o que facilita a passagem das paredes de domínio para outro grão, aumentando ainda mais o seu caminho livre nesta direção e possibilitando maior quantidade de eventos de Barkhausen e conseqüentemente um sinal RMS maior [2].

Uma vez que o ruído magnético de Barkhausen resulta diretamente do movimento das paredes de domínio, a configuração do domínio original apresenta uma influência significativa na geração do sinal RMB. Na realidade, os sólidos são magneticamente anisotrópicos. A magnetização varia com a direção dependendo da configuração do domínio. Essa anisotropia é influenciada pela textura cristalina, pela tensão residual, recozimento magnético e deformação plástica não uniforme. Isso dá origem a uma direção de fácil magnetização. No entanto, a produção de planos de deslizamento durante a laminação pode induzir a anisotropia magnética a se formar, o que contribui para criação de uma direção de fácil magnetização paralela à direção de laminação [68].

Figura 63 - Gráfico em coordenadas polares representando a anisotropia magnética da amostra na condição como recebida (CR).



Fonte: autor.

* CR: amostra na condição como recebida do fabricante.

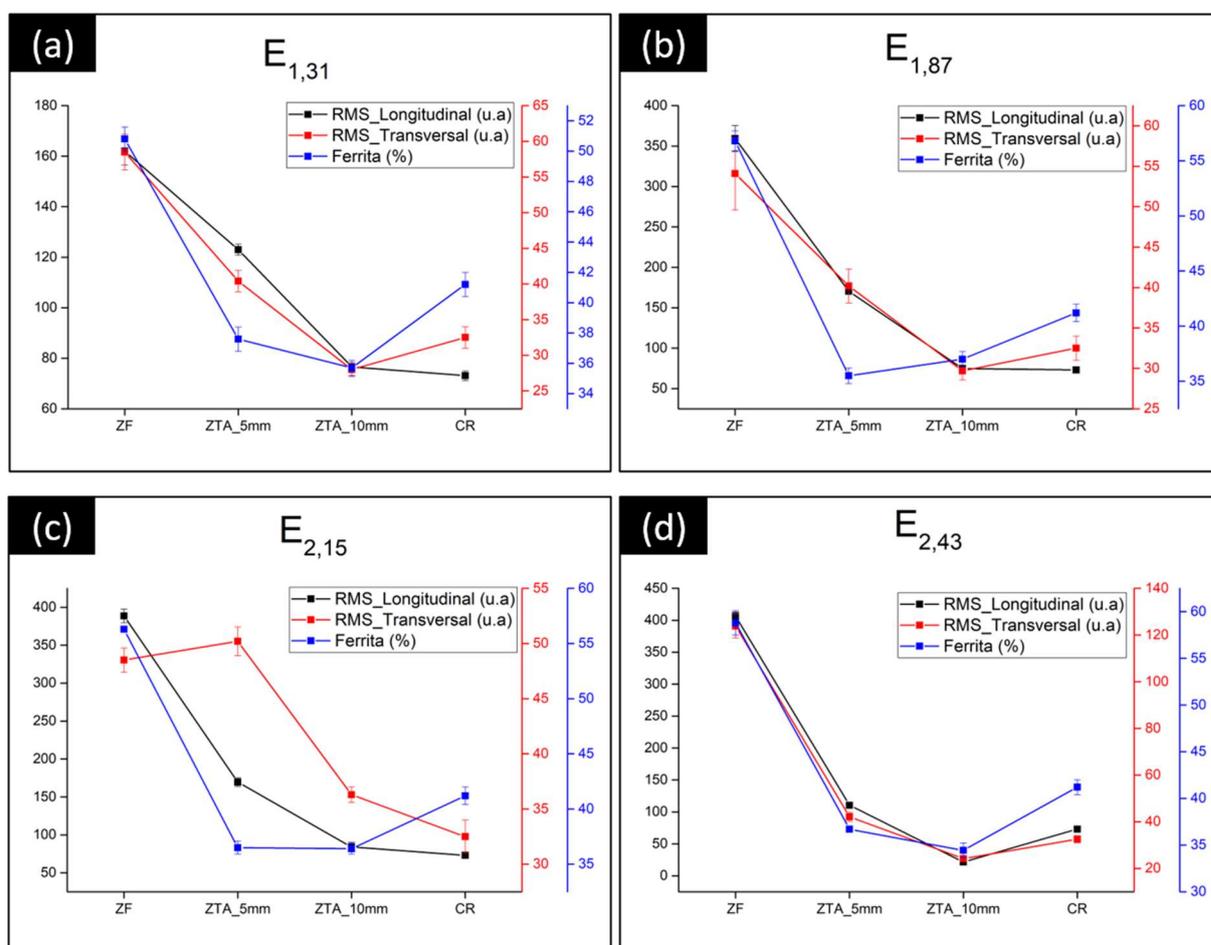
5.6.2 Ruído magnético de Barkhausen x percentual de ferrita

A figura 64 mostra o comportamento do valor RMS do ruído magnético de Barkhausen em função da variação do percentual de ferrita para as direções longitudinal e transversal.

Nessas representações (figura 64) observa-se que os valores dos sinais RMS foram maiores na zona fundida, com exceção da amostra $E_{2,15}$ na direção transversal, quando comparado com os valores das demais regiões e esse comportamento apresenta relação com o percentual da fase ferrita. Sabe-se que o ruído magnético de Barkhausen é um método sensível à quantidade de fases ferromagnéticas presentes no material, de forma que o valor do RMS aumenta com o incremento do percentual dessas fases. No caso do aço inoxidável duplex, a ferrita se apresenta como a fase ferromagnética e, portanto, o aumento do seu teor leva ao aumento do valor do sinal RMS, como mostrado na figura 64. Esse comportamento é corroborado por Dobránszky *et al.* [69] quando se observou que a diminuição do teor de ferrita – δ leva à diminuição do valor do sinal RMS. Resultados similares foram obtidos por Huallpa *et al.* [70] e Normando *et al.* [54] ao estudar o efeito da transformação de ferrita em sigma e seu efeito no valor do RMS.

Uma outra forma de se relacionar o RMB com o percentual de ferrita é através da área interna da figura formada pelo gráfico de coordenadas polares, como o da figura 61. Obtém-se, então, as representações da figura 65, onde é possível observar que a maior área foi obtida para a zona fundida (ZF) de cada amostra e essa área diminui conforme afastou-se do cordão de solda. Nas figuras 65 (a) e (d), nota-se que esse comportamento seguiu a diminuição do percentual de ferrita em todas as regiões analisadas. Nas figuras 65 (b) e (c), observa-se a diminuição da área do gráfico, mas um aumento do teor de ferrita da ZTA_5 mm para ZTA_10 mm. Os gráficos mostrando a anisotropia magnética de cada amostra foram plotados na seção 5.6.4 que trata da relação entre RMB e tensão residual.

Figura 64 - Comportamento do valor RMS em função do percentual de ferrita nas direções longitudinal e transversal para amostras (a) $E_{1,31}$, (b) $E_{1,87}$, (c) $E_{2,15}$ e (d) $E_{2,43}$.



Fonte: autor.

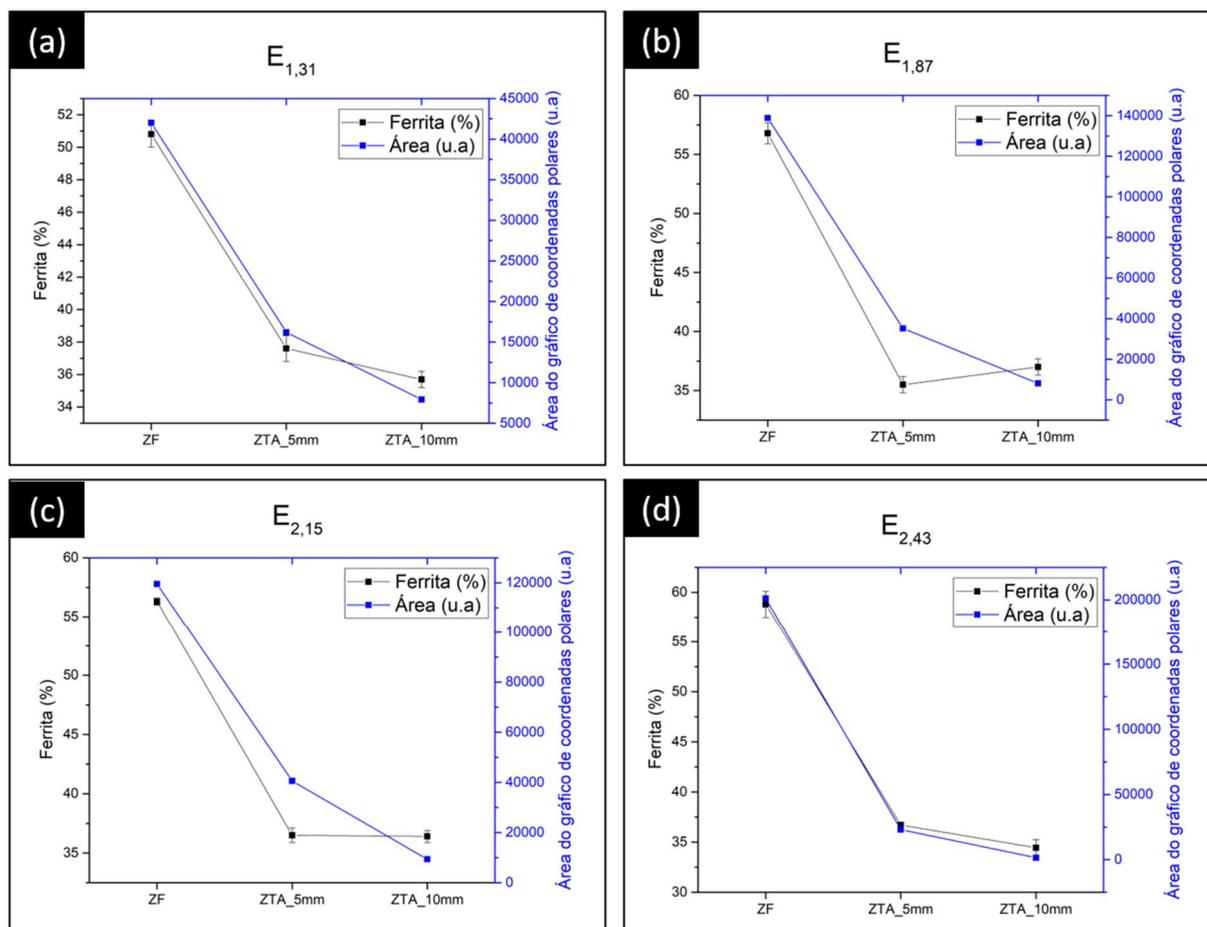
* ZF: zona fundida;

* ZTA_5mm: zona termicamente afetada distante 5 mm do centro do cordão de solda na direção transversal à linha de fusão;

* ZTA_10mm: zona termicamente afetada distante 10 mm do centro do cordão de solda na direção transversal à linha de fusão;

* CR: amostra na condição como recebida do fabricante.

Figura 65 - Representação do comportamento da área do gráfico de coordenadas polares em função do percentual de ferrita das amostras (a) $E_{1,31}$, (b) $E_{1,87}$, (c) $E_{2,15}$ e (d) $E_{2,43}$.



Fonte: autor.

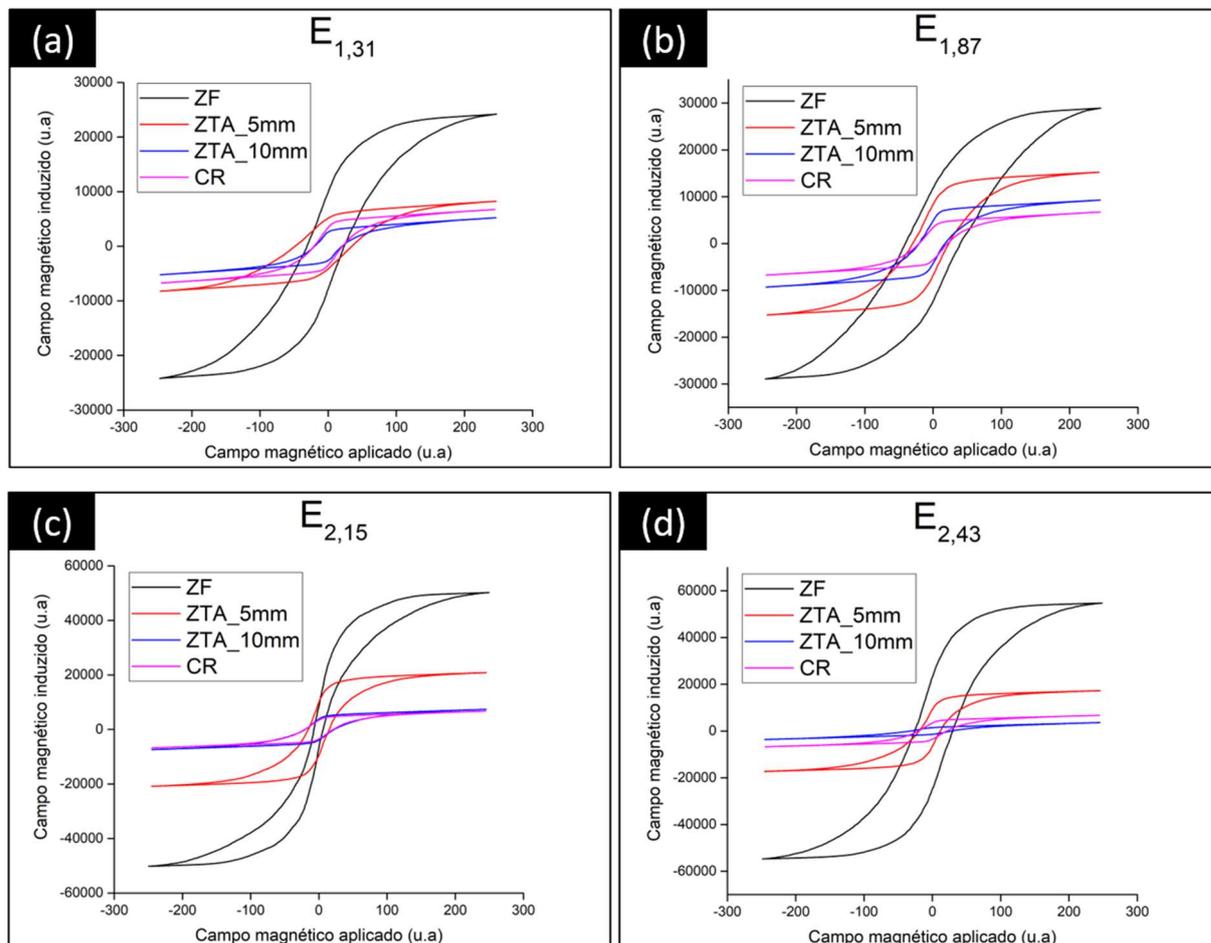
* ZF: zona fundida;

* ZTA_5mm: zona termicamente afetada distante 5 mm do centro do cordão de solda na direção transversal à linha de fusão;

* ZTA_10mm: zona termicamente afetada distante 10 mm do centro do cordão de solda na direção transversal à linha de fusão;

A natureza irreversível do processo de magnetização observa-se melhor analisando resposta do campo magnético induzido em função da intensidade do campo magnético aplicado. A curva resultante é denominada laço de histerese, como mostrado na figura 66. A forma da curva é sensível à parâmetros como microestrutura do material, dureza e tensão residual. A área dentro do laço de histerese magnética representa uma perda de energia.

Figura 66 - Laço de histerese magnética para cada amostra mostrando a perda de energia em cada região para as amostras (a) $E_{1,31}$, (b) $E_{1,87}$, (c) $E_{2,15}$ e (d) $E_{2,43}$.



Fonte: autor.

* ZF: zona fundida;

* ZTA_5mm: zona termicamente afetada distante 5 mm do centro do cordão de solda na direção transversal à linha de fusão;

* ZTA_10mm: zona termicamente afetada distante 10 mm do centro do cordão de solda na direção transversal à linha de fusão;

* CR: amostra na condição como recebida do fabricante.

Apesar da boa relação observada entre percentual de ferrita e o RMS, esse parâmetro não é o único responsável pela sensibilidade do RMB, já que esse método é sensível aos níveis de dureza e tensões residuais a que o material está exposto.

5.6.3 Ruído magnético de Barkhausen x dureza

A analogia entre o duro e o macio (tanto no comportamento mecânico quanto no magnético) se deve aos defeitos cristalinos. Os mesmos defeitos que normalmente produzem a fixação das discordâncias – e aumentam a dureza – também produzem a fixação das paredes do domínio. No entanto, as discordâncias são defeitos lineares

(1D — unidimensional), e as paredes de domínio são de fato defeitos 3D (tridimensionais). Assim, por exemplo, um defeito de pontual como vacância pode fixar uma discordância, mas não pode fixar uma parede de domínio. Mas muitos defeitos, como contornos de grão, interfaces, inclusões e discordâncias, podem parar tanto as discordâncias quanto as paredes de domínio, e esse fenômeno aumenta a dureza magnética e mecânica [71].

A figura 67 (a) mostra o comportamento do sinal RMS, medido na direção longitudinal, em função da dureza na zona fundida das amostras soldadas. Nota-se que o sinal RMS aumentou com a diminuição da dureza. Esse comportamento foi observado nos trabalhos de Franco *et al.* [71], Siirainen *et al.* [72], Saquet *et al.* [73], Moorthy *et al.* [74], entre outros. Esse comportamento ocorre porque a deformação plástica torna a magnetização mais difícil, deixando a curva de histerese mais “baixa”. Com isso, o a curva de histerese “gira” no sentido horário, torna-se mais larga (maior coercitividade) e tem uma área maior (maior perda de histerese) para o mesmo valor máximo de M (ou B). A resistência mecânica e a dureza também aumentam [46].

Jiles [51] sugere que imperfeições, como discordâncias e elementos de impureza no metal causam aumento da energia perdida durante o processo de magnetização, na forma de atrito interno e são essas imperfeições que dão origem à histerese. Conseqüentemente, espera-se que o aumento dessas imperfeições leve ao aumento da perda por histerese.

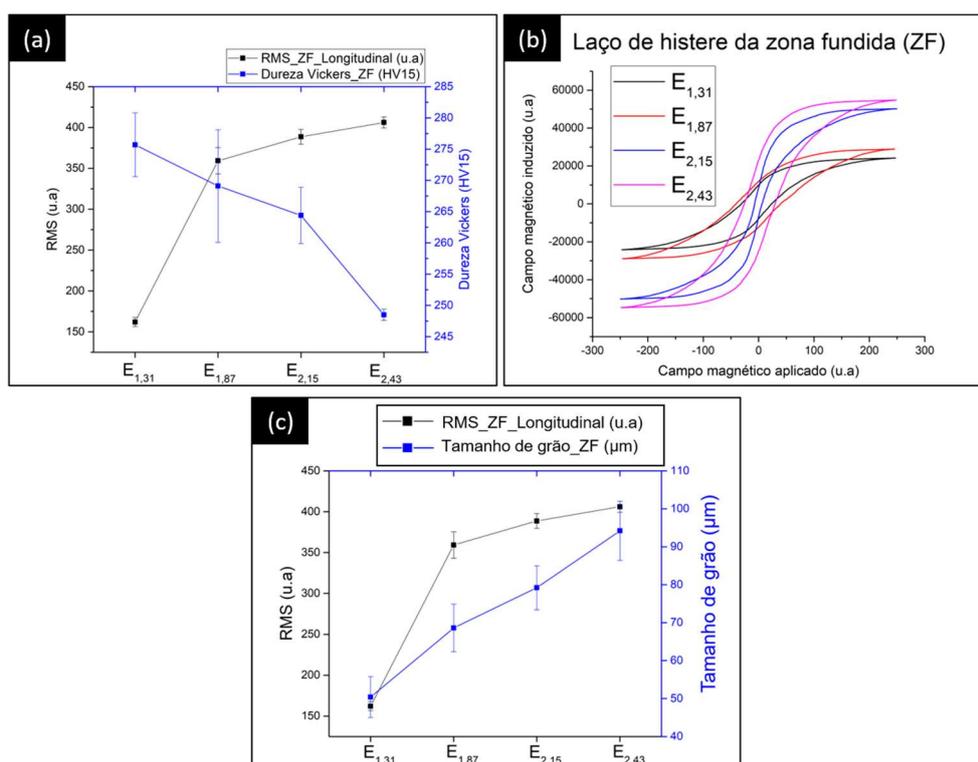
A figura 67 (b) mostra esse comportamento para a zona fundida (ZF) das quatro amostras soldadas. Essas mudanças são causadas pelo aumento do número de discordâncias e outros defeitos de rede. Em materiais policristalinos, a deformação plástica severa multiplica a densidade de discordâncias, diminuindo a distância entre elas e aumentando as forças de interação [75], e as microtensões resultantes impedem tanto o movimento da parede do domínio quanto a rotação do domínio, aumentando a dureza magnética. Também impede o movimento das próprias discordâncias e a geração de novas discordâncias, aumentando assim a dureza mecânica [47].

A maior dureza encontrada na amostra $E_{1,31}$ pode estar relacionada à maior taxa de resfriamento que esse corpo de prova experimentou por apresentar menor energia de soldagem. Com isso, o tempo para acomodação das discordâncias pode ter sido insuficiente, resultando em uma zona fundida (ZF) de elevada dureza. Conforme aumentou-se a energia de soldagem, a dureza na zona fundida diminuiu,

podendo estar relacionada à diminuição das taxas de resfriamento, que permitem maior tempo para acomodação das discordâncias em temperaturas mais elevadas.

Além disso, elevadas taxas de resfriamento aumentam a susceptibilidade de precipitação de nitretos de cromo, que são precipitados que aumentam a dureza mecânica. Tanto as discordâncias quanto o nitretos de cromo funcionam como barreiras para movimentação e rotação dos domínios magnéticos e, portanto, tendem a diminuir o sinal RMS do RMB, como mostrado na figura 67 (a). Além disso, a diminuição do tamanho de grão leva ao aumento da área de contorno de grão, ou seja, aumenta-se o número e a extensão de barreiras para a movimentação de discordâncias, podendo levar a diminuição do sinal RMS, como observado na figura 67 (c).

Figura 67 - (a) relação entre RMS na direção longitudinal e dureza Vickers da zona fundida (ZF) nas amostras soldadas, (b) relação entre os laços de histerese da zona fundida (ZF) das amostras soldadas e (c) relação entre RMS e tamanho médio de grão da zona fundida (ZF).

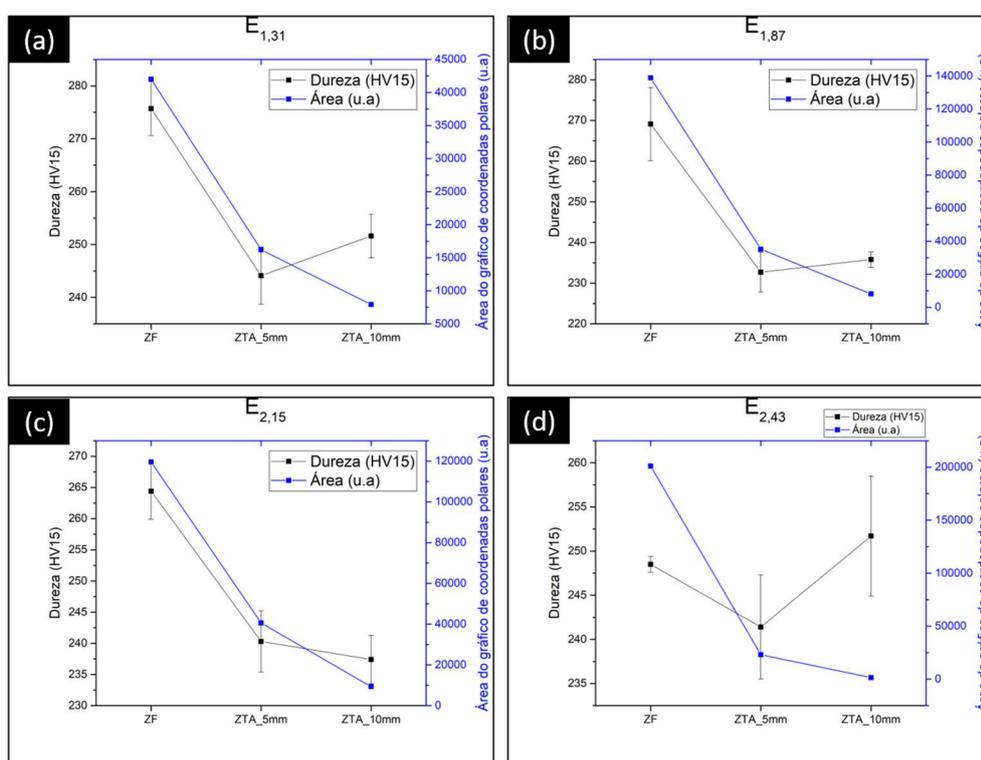


Fonte: autor.

A figura 68 mostra a relação entre a dureza e a área do gráfico de coordenadas polares para cada amostra soldada. Em todas as representações, nota-se que o maior valor encontrado para área foi na zona fundida (ZF) e diminuiu conforme afastou-se dessa região. Já a dureza foi maior na zona fundida (ZF), intermediária na ZTA₁₀

mm e menor na ZTA_5 mm para as amostras $E_{1,31}$, $E_{1,87}$ e $E_{2,43}$ (figuras 68 (a), (b) e (d)), diferindo da amostra $E_{2,15}$ que mostrou comportamento decrescente para dureza com o afastamento do cordão de solda (figura 68 (c)).

Figura 68 - Representação da relação entre dureza e área do gráfico de coordenadas polares para as amostras soldadas (a) $E_{1,31}$, (b) $E_{1,87}$, (c) $E_{2,15}$ e (d) $E_{2,43}$.



Fonte: autor.

* ZF: zona fundida;

* ZTA_5mm: zona termicamente afetada distante 5 mm do centro do cordão de solda na direção transversal à linha de fusão;

* ZTA_10mm: zona termicamente afetada distante 10 mm do centro do cordão de solda na direção transversal à linha de fusão.

O percentual de fases ferromagnéticas e a dureza não são as únicas variáveis responsáveis pelo comportamento do ruído magnético de Barkhausen. Sabe-se, da literatura e dos trabalhos de outros autores, como Lindgren *et al.* [2], Gauthier *et al.* [68], Jiles [51], entre outros, que a tensão residual exerce forte influência no valor RMS do RMB. Portanto, a sua influência no comportamento do RMB será discutida a seguir.

5.6.4 Ruído magnético de Barkhausen x tensão residual

A partir do estudo e dos resultados encontrados para tensão residual na soldagem de chapas finas [7, 44], espera-se que a zona fundida apresente maiores níveis de tensões residuais de tração quando comparada às regiões termicamente

afetadas e metal de base, que podem apresentar também tensões compressivas. O modelo de cinco barras proposto por Scotti [44] expõe um mecanismo teórico para exemplificar e explicar o comportamento da tensão residual na zona fundida, zona termicamente afetada e metal de base durante a soldagem por fusão.

Nessa teoria, concluiu-se que os maiores valores de tensão residual de tração encontram-se na zona fundida para direção paralela à direção de soldagem. Gauthier *et al.* [68] concluiu que como resultado de sua sensibilidade às configurações de domínio, a medição de RMB pode ser usada para avaliar tensão residual. As medições do sinal RMB sob condições de tensão aplicada indicaram que o sinal RMS aumenta sob tensão de tração e diminui sob tensão de compressão. Esse comportamento tem sido associado a um aumento na população de paredes de domínio de 180° na direção da tensão de tração aplicada e uma diminuição sob tensão de compressão [68].

Na figura 69, observa-se que o comportamento do sinal RMS apresenta-se condizente com o comportamento esperado para tensão residual, mostrando que o RMB é sensível a mudanças na tensão residual, como proposto pela teoria magneto – elástica. Nessa figura, a anisotropia magnética mostra que os maiores valores RMS foram encontrados na zona fundida (ZF) para direção longitudinal, e os menores valores foram encontrados na direção transversal à direção de soldagem. Além disso, a figura 70 mostra o comportamento do sinal RMS na longitudinal para cada uma das amostras, sugerindo que a tensão residual aumentou com o aumento da energia de soldagem.

A figura 71 mostra comparações entre as mesmas regiões das diferentes amostras, onde pode-se analisar o efeito da energia de soldagem no valor RMS medido. Na figura 71 (a), para zona fundida (ZF), nota-se que o valor RMS na direção longitudinal aumentou com o incremento da energia de soldagem, já na direção transversal, observa-se o valor RMS apresentou valores similares para todas as amostras, com exceção da amostra de maior energia ($E_{2,43}$).

Na figura 71 (b), para ZTA_5 mm, nota-se a tendência para o mesmo comportamento observado na figura 69 (a). No entanto, o valor RMS na direção longitudinal da amostra de maior energia ($E_{2,43}$) apresentou valor inferior ao medido para as amostras $E_{1,87}$ e $E_{2,15}$.

Na figura 71 (c), para ZTA_10 mm, nota-se o mesmo comportamento observado na figura 71 (b), mas com a amostra de maior energia ($E_{2,43}$) apresentando

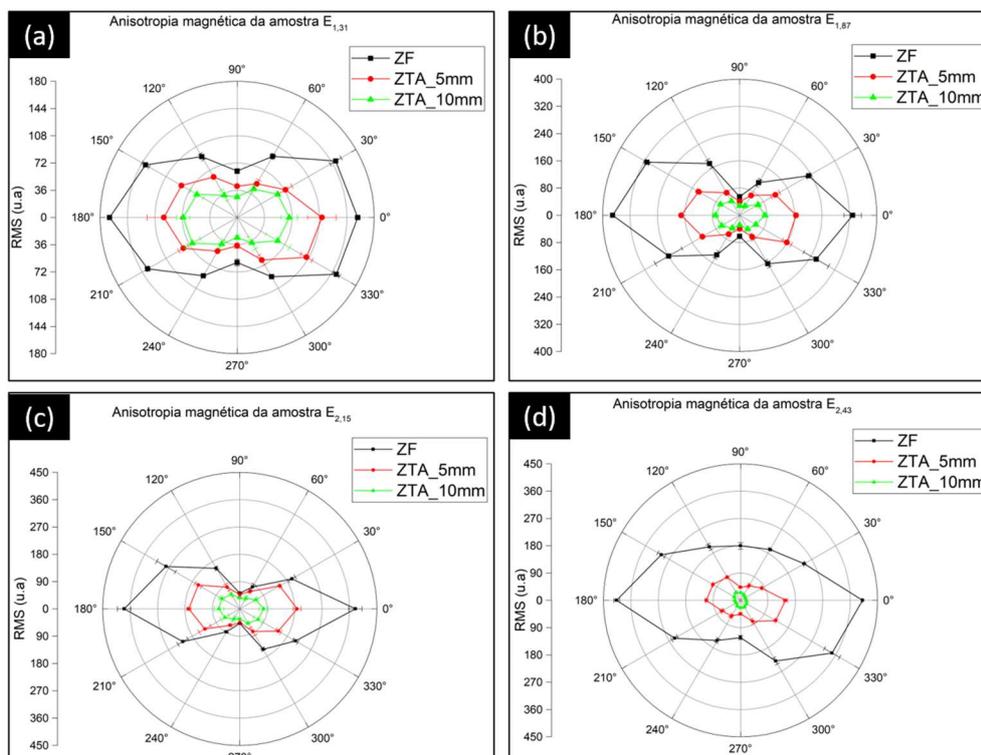
os menores valores RMS em todas as direções. Observa-se também que o comportamento das amostras $E_{1,31}$, $E_{1,87}$ e $E_{2,15}$, em especial a amostra de menor energia, se apresenta muito similar ao comportamento da amostra como recebida (CR), indicando que a ação das tensões residuais foi pouco expressiva nessa região afastada 10 mm do cordão de solda.

Lindgren *et al.* [2] verificaram em seu trabalho que o valor RMS aumenta com o incremento da tensão residual, de forma que na soldagem os maiores valores RMS são esperados na zona fundida e menores conforme afasta-se dessa região, formando curvas com comportamento característico da figura 70. Vashista *et al.* [76] também encontraram em seu trabalho um comportamento diretamente proporcional entre o RMS e a tensão residual.

A magnitude e orientação exatas das tensões residuais na soldagem dependem da direção dos maiores gradientes térmicos encontrados conforme o material resfria e da restrição mecânica aplicada ao metal de solda em resfriamento. Em uma solda linear sem restrição mecânica, o maior gradiente térmico normalmente ocorre na direção transversal. O material pode, portanto, se contrair livremente nessa direção, uma vez que a contração é aproximadamente uniforme ao longo do comprimento de solda. Correspondentemente, na direção fora do plano, o metal de solda é irrestrito e, portanto, livre para se contrair. No entanto, na direção longitudinal, a contração é impedida pelo material frio circundante. Consequentemente, o maior componente de tração da tensão residual é quase sempre orientado na direção longitudinal [7].

Nas figuras 69 e 71, nota-se que os maiores valores RMS encontram justamente na direção longitudinal, sinalizando que há relação entre o ruído magnético de Barkhausen e a tensão residual, conforme a teoria magneto – elástica.

Figura 69 - Representação em coordenadas polares do sinal RMS para as amostras (a) $E_{1,31}$, (b) $E_{1,87}$, (c) $E_{2,15}$ e (d) $E_{2,43}$.



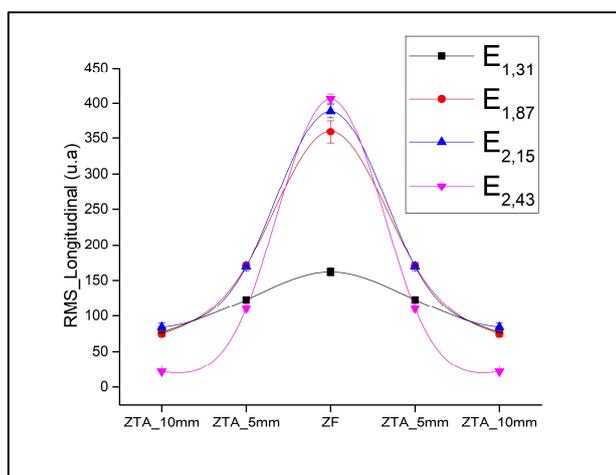
Fonte: autor.

* ZF: zona fundida;

* ZTA_5mm: zona termicamente afetada distante 5 mm do centro do cordão de solda na direção transversal à linha de fusão;

* ZTA_10mm: zona termicamente afetada distante 10 mm do centro do cordão de solda na direção transversal à linha de fusão;

Figura 70 - Perfil 2D do sinal RMS em cada amostra, indicando que o RMS apresenta comportamento similar ao da tensão residual na direção longitudinal.



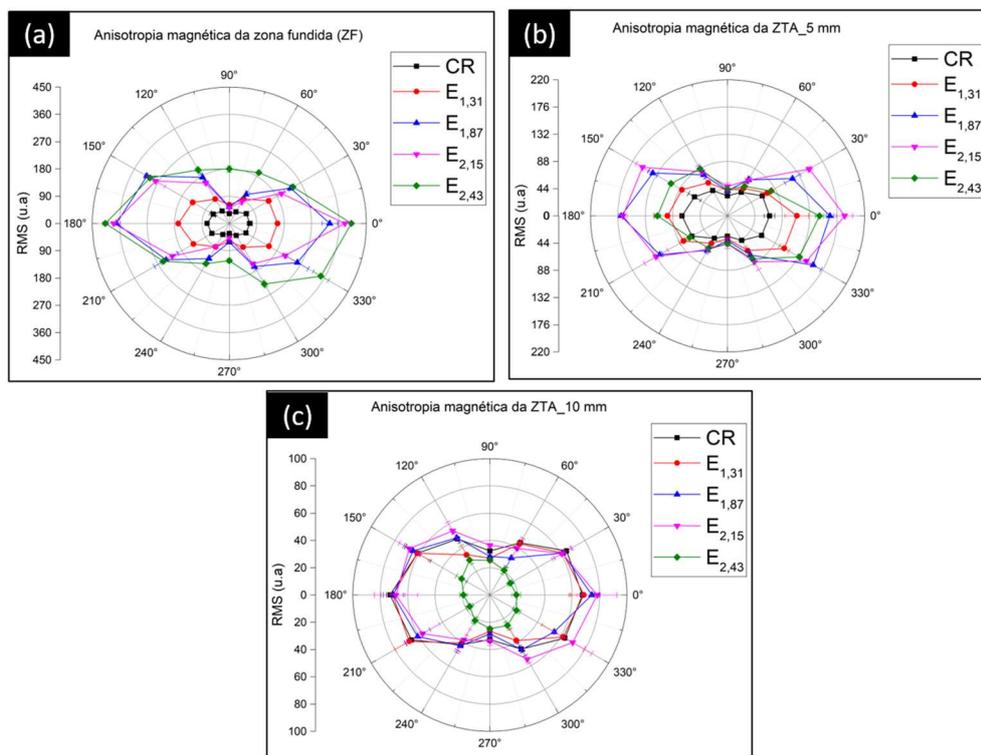
Fonte: autor.

* ZF: zona fundida;

* ZTA_5mm: zona termicamente afetada distante 5 mm do centro do cordão de solda na direção transversal à linha de fusão;

* ZTA_10mm: zona termicamente afetada distante 10 mm do centro do cordão de solda na direção transversal à linha de fusão.

Figura 71 - Representação em coordenadas polares do sinal RMS em cada região (a) ZF, (b) ZTA_5 mm e (c) ZTA_10 mm.



Fonte: autor.

* ZF: zona fundida;

* ZTA_5mm: zona termicamente afetada distante 5 mm do centro do cordão de solda na direção transversal à linha de fusão;

* ZTA_10mm: zona termicamente afetada distante 10 mm do centro do cordão de solda na direção transversal à linha de fusão

Além disso, Lindgren *et al.* [2] verificaram que a tensão residual influencia a amplitude do pulso do ruído magnético de Barkhausen. A tensão pode modificar o número de eventos de Barkhausen ou pode alterar a distribuição da altura do pulso, que simultaneamente influenciam no valor do RMS. Lindgren *et al.* [2] verificou ainda que embora o número de pulsos de Barkhausen tenha aumentado com a tensão de tração, o principal fator contribuinte foi a mudança da distribuição da altura do pulso para pulsos maiores devido à tensão de tração. Essa observação está de acordo com os resultados de Jagadish *et al.* [77].

Por outro lado, atribuiu-se a modificação do RMB do material sob tensão a uma mudança da população das paredes de domínio de 180° [78]. Relatou-se também que a tensão de tração aumenta o número de paredes de domínio de 180° e elimina domínios de fechamento, isto é, reduz o número de paredes de domínio de 90° menos móveis [79, 80]. Consequentemente, espera-se que os maiores valores RMS sejam

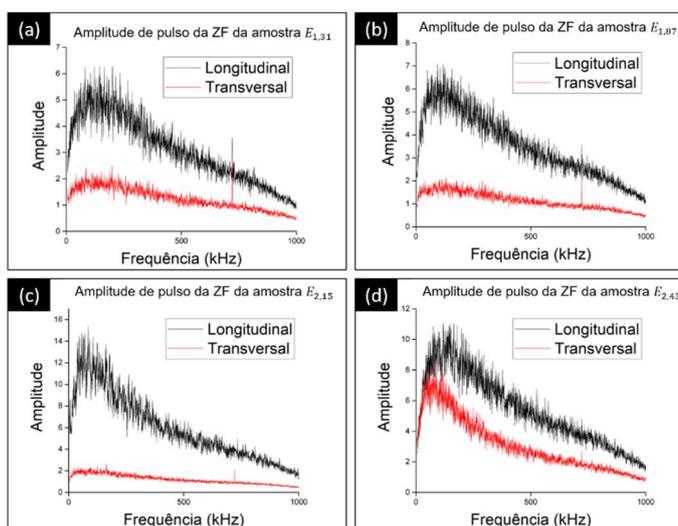
encontrados na zona fundida (ZF) para a direção longitudinal ao cordão de solda, o que pode ser observado na figura 69, 70 e 71.

Foi possível observar a partir dos resultados de Jagadish *et al.* [77] que a tensão influencia não apenas o número de pulsos, mas também a distribuição da altura do pulso. Na presença de tensão de tração a tendência é para eventos de maior amplitude enquanto a compressão incentiva eventos de RMB com menor amplitude. O comportamento do sinal RMS no RMB em resposta à tensão e compressão é geralmente interpretado em termos do efeito magneto - elástico, isto é, para materiais com magnetostrição positiva, a aplicação de uma tensão de tração encorajará a reorientação de domínio de modo que suas direções de magnetização estejam alinhadas ao longo do eixo da tensão.

O RMS, que geralmente está associado ao movimento de paredes de domínio de 180° será, portanto, intensificado quando o campo magnético estiver na mesma direção que a tensão aplicada, principalmente porque há mais paredes de 180° disponíveis para mover e eliminação de paredes de domínios de 90° menos móveis. O resultado oposto é esperado para compressão aplicada, uma vez que os domínios tendem a se alinhar perpendicularmente ao eixo da tensão.

A figura 72 mostra a distribuição da amplitude do pulso na zona fundida para direção longitudinal e transversal à direção de soldagem. Nota-se que a amplitude foi maior na direção longitudinal, levando a maiores valores de RMS nessa direção, como observado na figura 69.

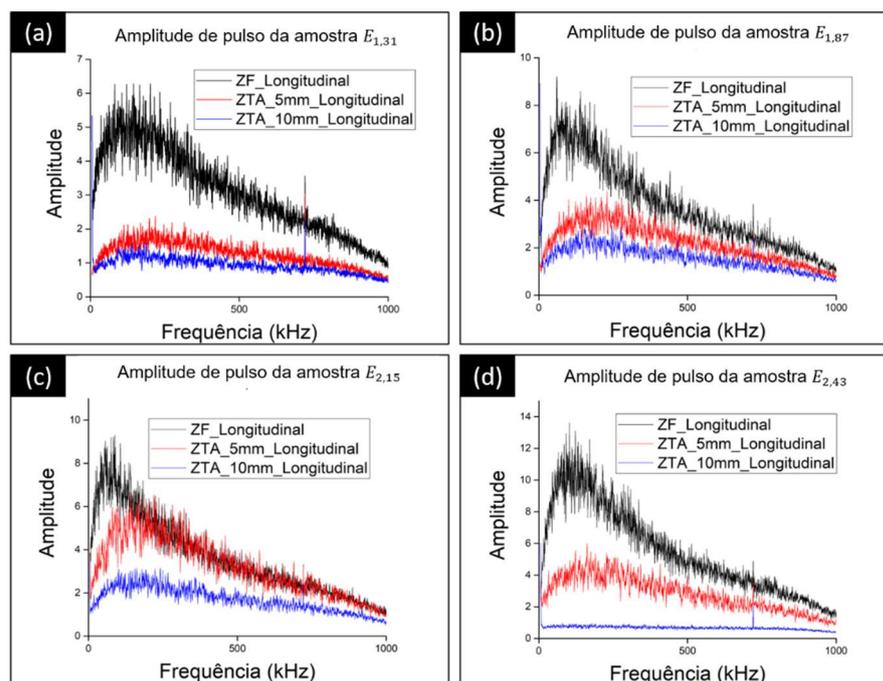
Figura 72 - Distribuição da altura do pulso nas direções longitudinal e transversal da zona fundida (ZF) das amostras (a) $E_{1,31}$, (b) $E_{1,87}$, (c) $E_{2,15}$ e (d) $E_{2,43}$.



Fonte: autor.

A figura 73 mostra as amplitudes de pulso em cada amostra soldada sob uma visão da variação da distribuição da amplitude de pulso em função da região analisada, medidas na direção longitudinal ao cordão de solda. Nota-se que as amplitudes de pulso foram maiores na zona fundida e diminuíram progressivamente com o afastamento dessa região.

Figura 73 - Distribuição da altura do pulso na direção longitudinal para cada região das amostras (a) $E_{1,31}$, (b) $E_{1,87}$, (c) $E_{2,15}$ e (d) $E_{2,43}$.



Fonte: autor.

* ZF: zona fundida;

* ZTA_5mm: zona termicamente afetada distante 5 mm do centro do cordão de solda na direção transversal à linha de fusão;

* ZTA_10mm: zona termicamente afetada distante 10 mm do centro do cordão de solda na direção transversal à linha de fusão

Lindgren *et al.* [2] discutiram que o RMB deve apresentar maior sensibilidade à tensão na direção longitudinal, pois a tensão pode fazer as paredes de domínio passarem pelos pontos de ancoragem. Ao contrário, na direção transversal, a tensão não ajuda na liberação das ilhas de austenita, de modo que a sensibilidade à tensão permanece mais baixa. Portanto, infere-se que a tensão de tração aumentou a força motriz de modo que as paredes de domínio móveis podem superar os pontos de ancoragem mais fracos. Isso aumentou o caminho livre médio das paredes de domínio que, por sua vez, gerou pulsos RMB maiores e, conseqüentemente, mudou a distribuição da altura dos pulsos para pulsos maiores em amplitude [2]. De acordo

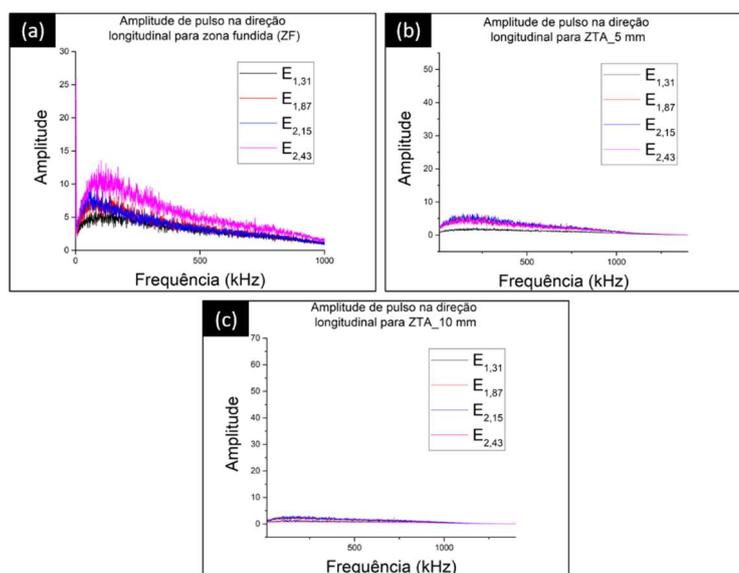
com os resultados de Lindgren *et al.* [2] e Coules [7] os maiores valores da tensão de tração encontram-se na direção longitudinal da zona fundida (ZF). No presente estudo, verificou-se que os maiores níveis de tensão residual se encontram realmente na zona fundida (ZF) para direção longitudinal e que os valores RMS seguem essa mesma tendência.

A figura 74 mostra o comportamento da amplitude de pulso, na direção longitudinal ao cordão de solda, para cada região, observando-se a variação da energia de soldagem. Na figura 74 (a), nota-se que a amplitude de pulso na zona fundida (ZF) aumentou com o incremento da energia de soldagem, indicando maior nível de tensão residual para amostras de maior energia.

Na figura 74 (b), para ZTA_5 mm, observa-se que as menores amplitudes de pulso foram encontradas para a amostra de menor energia ($E_{1,31}$). Para as demais amostras, nota-se que o comportamento do sinal se apresentou similar, mas é possível notar que a amostra $E_{2,15}$ apresentou uma amplitude de pulso levemente maior, sendo precedida pela amostra $E_{1,87}$. A amostra de maior energia ($E_{2,43}$) apresentou amplitude de pulso maior apenas que a amostra $E_{1,31}$.

Por fim, a figura 74 (c) mostra que a amplitude de pulso de todas as amostras na ZTA_10 mm apresentou valores muito próximos, indicando que os níveis de tensão residual nessa região são pouco influenciados pela energia de soldagem.

Figura 74 - Distribuição da amplitude do pulso na direção longitudinal para (a) zona fundida (ZF), (b) ZTA_5 mm, (c) ZTA_10 mm.



Fonte: autor.

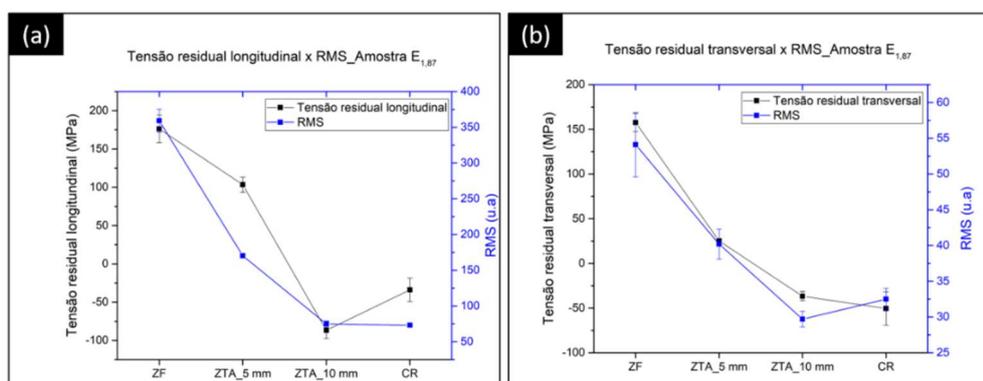
* ZF: zona fundida;

* ZTA_5mm: zona termicamente afetada distante 5 mm do centro do cordão de solda na direção transversal à linha de fusão;

* ZTA_10mm: zona termicamente afetada distante 10 mm do centro do cordão de solda na direção transversal à linha de fusão.

A figura 75 mostra o comportamento do sinal RMS em função das tensões residuais encontradas na amostra $E_{1,87}$. Nas figuras 75 (a) e (b), para tensões residuais longitudinais e transversais, nota-se que o sinal RMS diminuiu com a diminuição da tensão trativa da ZF até a ZTA_10 mm.

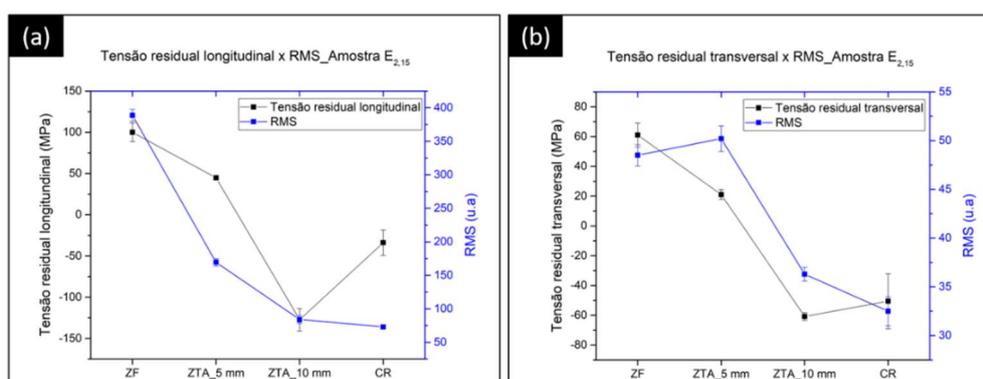
Figura 75 - Comportamento do sinal RMS em função das tensões residuais nas direções (a) longitudinal e (b) transversal para amostra $E_{1,87}$



Fonte: autor.

A figura 76 mostra o comportamento do sinal RMS em função das tensões residuais encontradas na amostra $E_{2,15}$. Na figura 76 (a), nota-se o mesmo comportamento observado na figura 75, com diminuição dos valores RMS com a diminuição das tensões trativas na direção longitudinal. Já na figura 76 (b), para tensões residuais na direção transversal, observa-se um aumento do RMS na ZTA_5 mm mesmo com a diminuição da tensão residual nessa região.

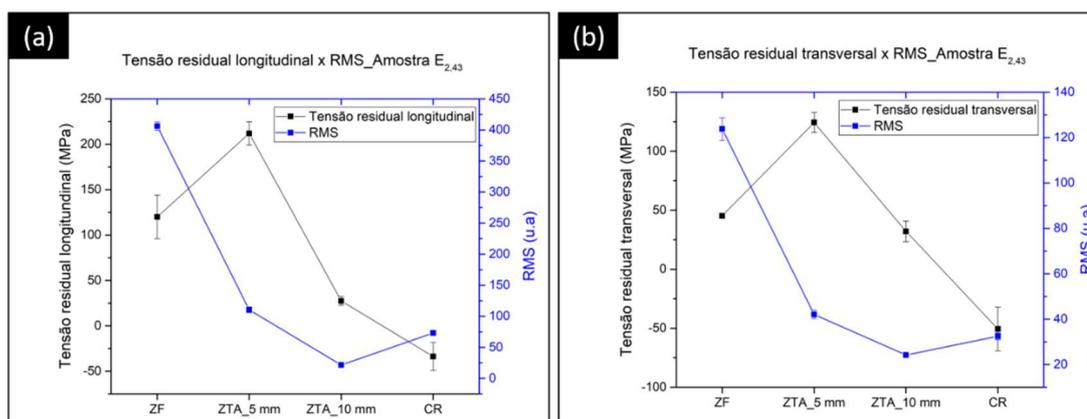
Figura 76 - Comportamento do sinal RMS em função das tensões residuais nas direções (a) longitudinal e (b) transversal para amostra $E_{2,15}$.



Fonte: autor.

A figura 77 mostra o comportamento do sinal RMS em função das tensões residuais encontradas na amostra $E_{2,43}$. Na figura 77 (a), para tensão residual na direção longitudinal, nota-se que o sinal RMS apresentou comportamento decrescente em toda a amostra soldada. No entanto, a tensão residual apresentou maior valor na região ZTA_5 mm. Na figura 77 (b), observa-se o mesmo comportamento.

Figura 77 - Comportamento do sinal RMS em função das tensões residuais nas direções (a) longitudinal e (b) transversal para amostra $E_{2,43}$.



Fonte: autor.

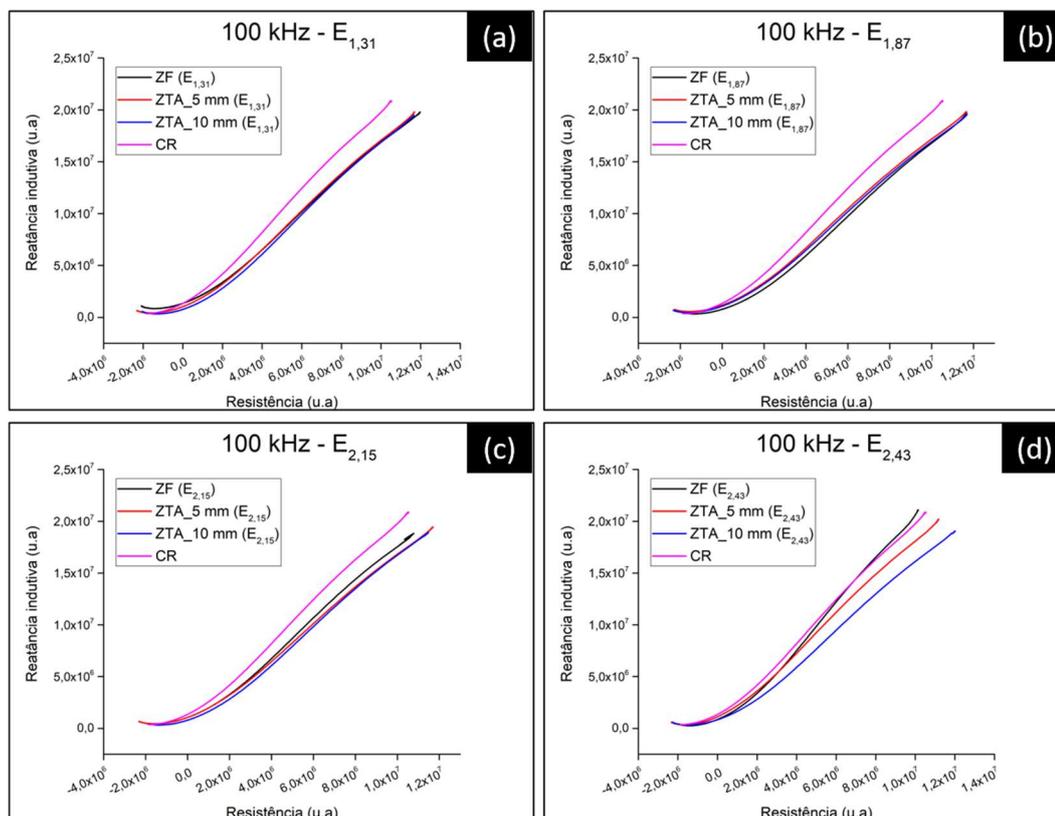
5.7 CORRENTE PARASITA

O ensaio com correntes parasitas fornece como resposta um plano de impedância com a reatância indutiva e a resistência como eixos coordenados. As figuras 78, 79, 80 e 81 mostram os planos de impedância para todas as amostras ensaiadas nas frequências de 100 kHz, 150 kHz, 200 kHz e 250 kHz, respectivamente. Planos de impedância similares foram encontrados por Rebello *et al.* [81, 82] em seus trabalhos sobre corrente parasita em aços inoxidáveis duplex. A tabela 11 mostra os valores encontrados para os ângulos de fase em cada situação.

Nas figuras 78 (a) e (b), nota-se que as impedâncias e os ângulos de fase de todas as regiões da amostra $E_{1,31}$ e $E_{1,87}$ apresentaram valores muito próximos entre si e menores do que a amostra como recebida (CR) para frequência de magnetização de 100 kHz. Na figura 78 (c), observa-se que a linha que representa a impedância da zona fundida (ZF) se afasta das demais, aproximando-se mais da linha que representa a impedância da amostra como recebida (CR). Uma diferença mais expressiva entre os ângulos de fase surge na amostra soldada com maior energia ($E_{2,43}$), onde o ângulo

de fase da zona fundida apresentou maior do que as demais, inclusive da amostra como recebida (CR).

Figura 78 - Plano de impedância obtidos com frequência de magnetização de 100 kHz para as amostras (a) $E_{1,31}$, (b) $E_{1,87}$, (c) $E_{2,15}$ e (d) $E_{2,43}$.



Fonte: autor.

* ZF: zona fundida;

* ZTA_5mm: zona termicamente afetada distante 5 mm do centro do cordão de solda na direção transversal à linha de fusão;

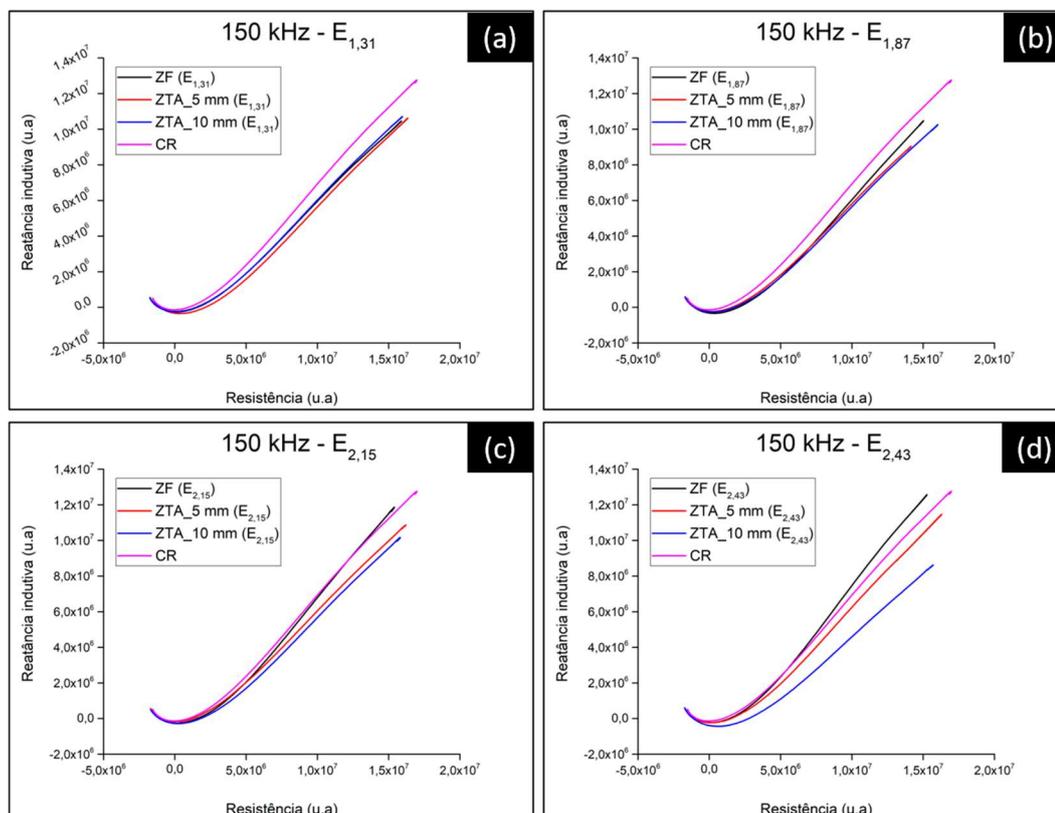
* ZTA_10mm: zona termicamente afetada distante 10 mm do centro do cordão de solda na direção transversal à linha de fusão;

* CR: amostra na condição como recebida do fabricante.

Na figura 79 (a), nota-se que os ângulos de fase e impedância da amostra soldada com menor energia ($E_{1,31}$) apresentaram comportamentos similares entre si e valores menores do que a do material como recebido (CR) para frequência de magnetização de 150 kHz. Na figura 79 (b), a ZTA_5 mm da amostra $E_{1,87}$ apresentou impedância total menor do que as demais regiões e observa-se que o ângulo de fase da zona fundida (ZF) começa a se aproximar do ângulo de fase da amostra como recebida (CR). Na figura 79 (c) e (d), para as duas amostras de maior energia, observa-se que o ângulo de fase da zona fundida (ZF) aumentou mais

consideravelmente e se distanciou mais das demais regiões, apresentando valor maior do que a do material como recebido (CR).

Figura 79 - Plano de impedância obtidos com frequência de magnetização de 150 kHz para as amostras (a) $E_{1,31}$, (b) $E_{1,87}$, (c) $E_{2,15}$ e (d) $E_{2,43}$.



Fonte: autor.

* ZF: zona fundida;

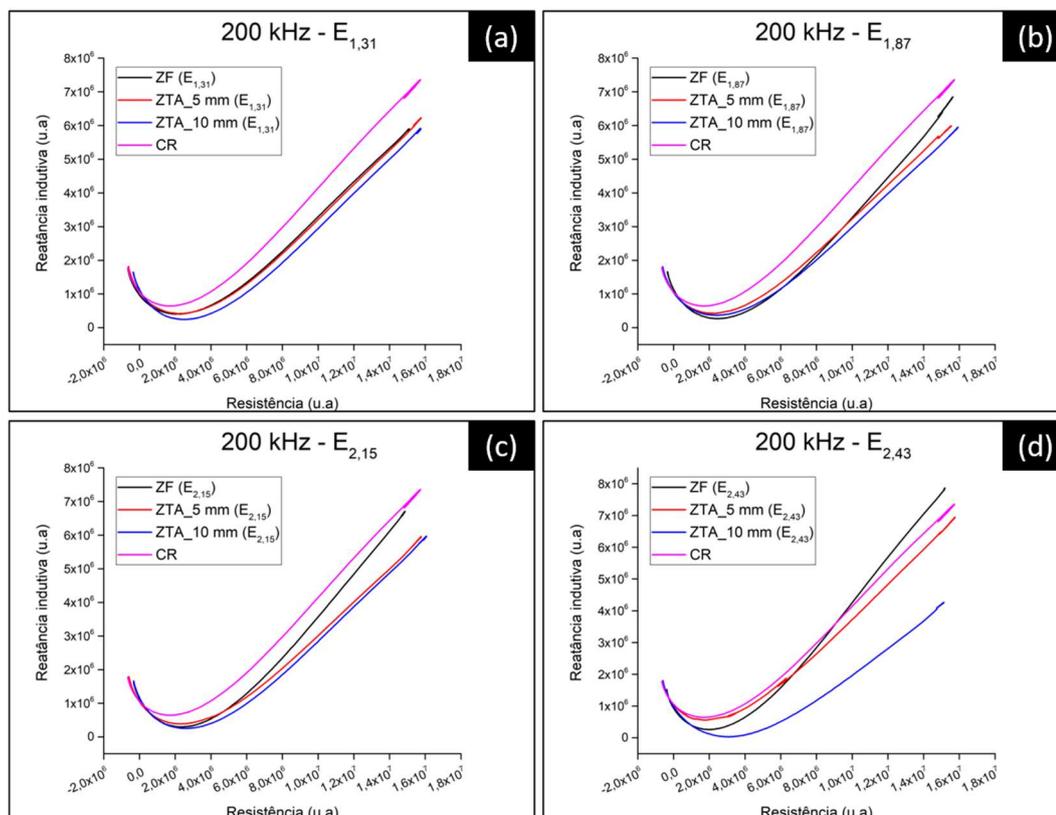
* ZTA_5mm: zona termicamente afetada distante 5 mm do centro do cordão de solda na direção transversal à linha de fusão;

* ZTA_10mm: zona termicamente afetada distante 10 mm do centro do cordão de solda na direção transversal à linha de fusão;

* CR: amostra na condição como recebida do fabricante.

Na figura 80 (a) observa-se que as três regiões da amostra soldada com menor energia ($E_{1,31}$) apresentam comportamento semelhante em relação ao ângulo de fase para frequência de magnetização de 200 kHz. Diferenças mais expressivas entre a zona fundida e as demais regiões começam a aparecer conforme aumenta-se a energia de soldagem, como observado nas figuras 80 (b), (c) e (d).

Figura 80 - Plano de impedância obtidos com frequência de magnetização de 200 kHz para as amostras (a) $E_{1,31}$, (b) $E_{1,87}$, (c) $E_{2,15}$ e (d) $E_{2,43}$.



Fonte: autor.

* ZF: zona fundida;

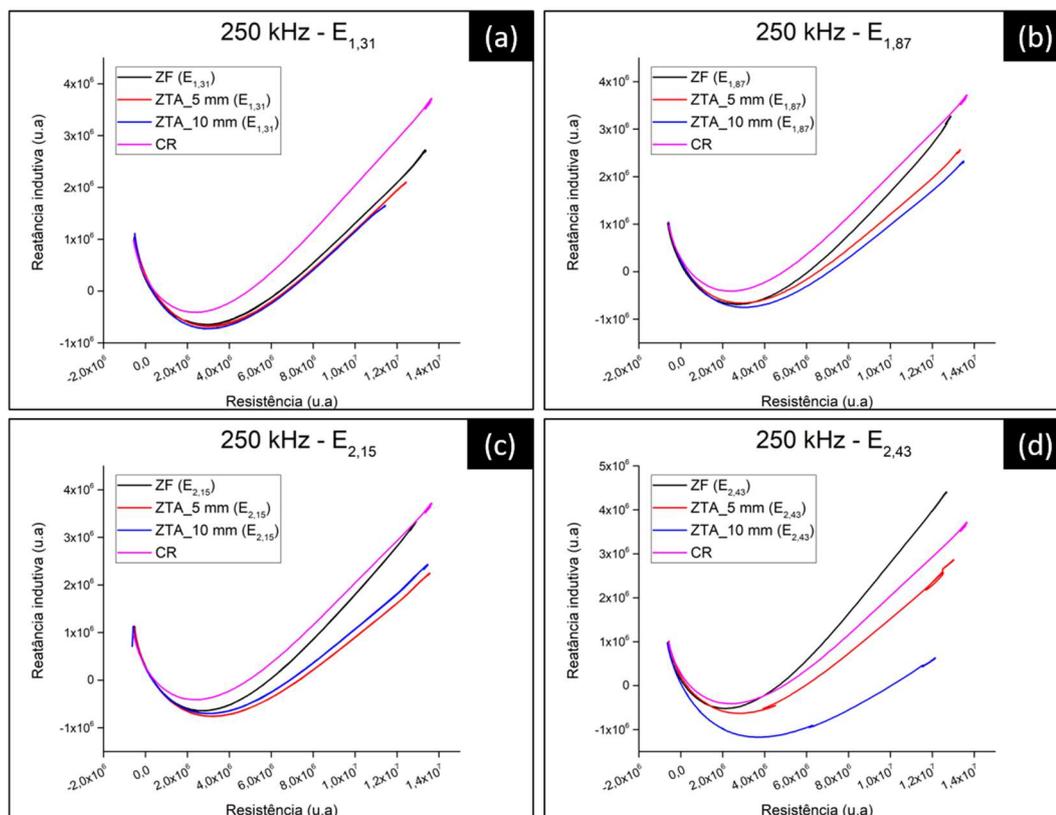
* ZTA_5mm: zona termicamente afetada distante 5 mm do centro do cordão de solda na direção transversal à linha de fusão;

* ZTA_10mm: zona termicamente afetada distante 10 mm do centro do cordão de solda na direção transversal à linha de fusão;

* CR: amostra na condição como recebida do fabricante.

Na figura 81 (a) observa-se que o ângulo de fase apresentou maior valor para amostra como recebida (CR) na frequência de magnetização de 250 kHz. Na amostra soldada com menor energia ($E_{1,31}$), figura 81 (a), o valor da impedância e do ângulo de fase diminuiu conforme afastou-se do cordão de solda. Como nas análises com frequências menores, uma diferença mais expressiva entre os campos de impedância foi observada para amostra soldada com maior energia ($E_{2,43}$), como mostrado nas figuras 81 (b), (c) e (d).

Figura 81 - Plano de impedância obtidos com frequência de magnetização de 250 kHz para as amostras (a) $E_{1,31}$, (b) $E_{1,87}$, (c) $E_{2,15}$ e (d) $E_{2,43}$.



Fonte: autor.

* ZF: zona fundida;

* ZTA_5mm: zona termicamente afetada distante 5 mm do centro do cordão de solda na direção transversal à linha de fusão;

* ZTA_10mm: zona termicamente afetada distante 10 mm do centro do cordão de solda na direção transversal à linha de fusão;

* CR: amostra na condição como recebida do fabricante.

Como mostrado na figura 29, a frequência utilizada no ensaio altera os valores encontrados. Isso porque frequências menores permitem obter resultados com profundidades maiores. Então, o estudo com frequência de 250 kHz permite a obtenção de resultados de regiões mais próximas à superfície da amostra. Em contrapartida, a utilização da frequência de magnetização de 100 kHz permite o estudo em maiores profundidades.

A figura 82 mostra o comportamento do patamar do ângulo de fase em função da frequência de magnetização. Nota-se que o patamar do ângulo de fase é sensível a variações na frequência de magnetização, apresentando uma relação inversamente proporcional. Ou seja, maiores ângulos de fase são encontrados para menores frequência de magnetização.

Tabela 11 - Tabela com os valores do ângulo de fase encontrados para cada região de cada amostra.

	Frequência	Ângulo de fase			
		ZF	ZTA_5 mm	ZTA_10 mm	CR
$E_{1,31}$	100 kHz	58,01 ± 0,62	58,7 ± 0,53	59,39 ± 0,45	63,45 ± 0,58
	150 kHz	32,8 ± 0,82	32,70 ± 0,52	33,65 ± 0,31	37,82 ± 0,74
	200 kHz	20,57 ± 0,83	20,79 ± 0,87	20,83 ± 2,05	67,93 ± 3,8
	250 kHz	11,08 ± 0,90	10,6 ± 0,98	10,28 ± 1,56	15,71 ± 0,46
$E_{1,87}$	100 kHz	59,66 ± 0,64	59,12 ± 0,33	58,94 ± 0,46	63,45 ± 0,58
	150 kHz	35,66 ± 0,41	33,10 ± 0,50	32,89 ± 0,44	37,82 ± 0,74
	200 kHz	23,69 ± 0,66	20,89 ± 0,56	13,86 ± 0,11	67,93 ± 3,8
	250 kHz	14,20 ± 0,37	10,40 ± 0,50	9,82 ± 0,60	15,71 ± 0,46
$E_{2,15}$	100 kHz	60,20 ± 0,70	59,02 ± 0,67	58,39 ± 0,41	63,45 ± 0,58
	150 kHz	36,49 ± 1,03	31,96 ± 0,39	33,27 ± 0,69	37,82 ± 0,74
	200 kHz	24,39 ± 1,70	20,55 ± 1,11	11,77 ± 0,84	67,93 ± 3,8
	250 kHz	14,65 ± 1,25	10,24 ± 0,65	9,63 ± 0,95	15,71 ± 0,46
$E_{2,43}$	100 kHz	63,49 ± 0,94	60,55 ± 0,46	56,21 ± 0,31	63,45 ± 0,58
	150 kHz	39,77 ± 0,90	34,49 ± 0,52	29,35 ± 1,70	37,82 ± 0,74
	200 kHz	22,41 ± 1,18	22,73 ± 2,44	15,83 ± 3,31	67,93 ± 3,8
	250 kHz	19,27 ± 1,13	12,21 ± 0,42	8,11 ± 0,04	15,71 ± 0,46

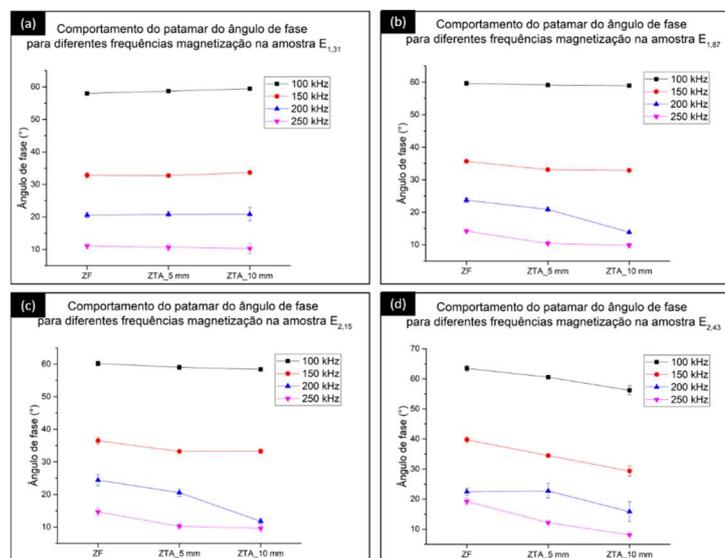
Fonte: autor.

* ZF: zona fundida;

* ZTA_5mm: zona termicamente afetada distante 5 mm do centro do cordão de solda na direção transversal à linha de fusão;

* ZTA_10mm: zona termicamente afetada distante 10 mm do centro do cordão de solda na direção transversal à linha de fusão;

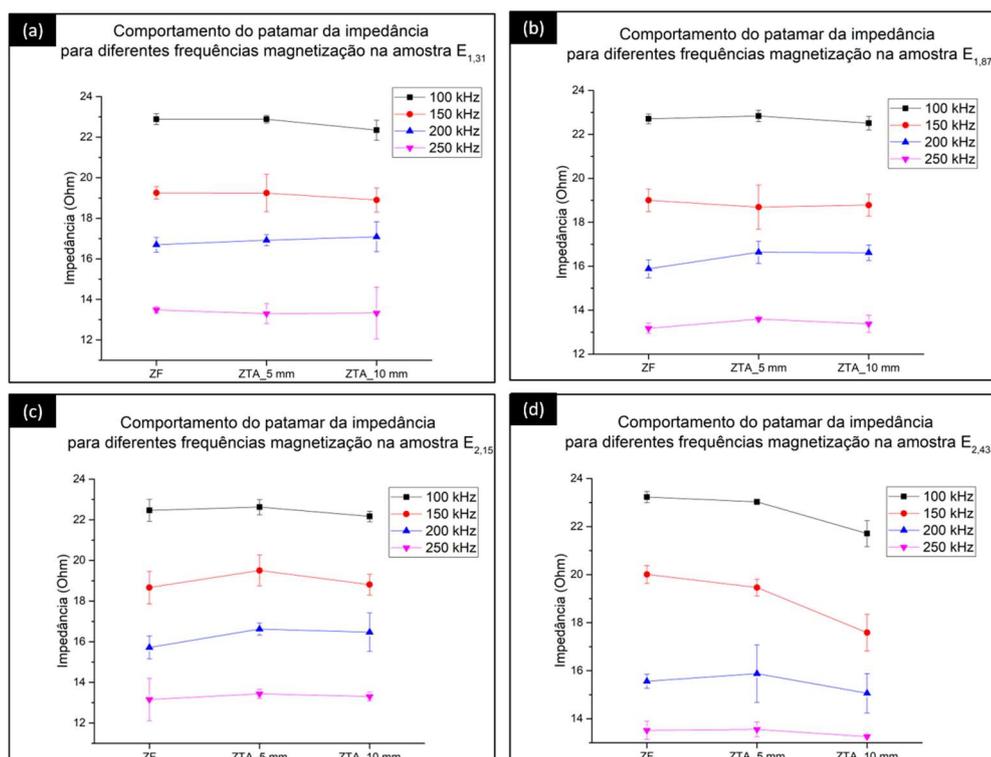
* CR: amostra na condição como recebida do fabricante.

Figura 82 - Representação do comportamento do patamar do ângulo de fase em função da frequência de magnetização para as amostras soldadas (a) $E_{1,31}$, (b) $E_{1,87}$, (c) $E_{2,15}$ e (d) $E_{2,43}$.

Fonte: autor.

A figura 83 mostra o comportamento do patamar de impedância em função da frequência de magnetização. Nota-se que o patamar de impedância é sensível a variações na frequência de magnetização, apresentando uma relação inversamente proporcional. Ou seja, quanto mais próximo da superfície (maior frequência de magnetização), menor é a impedância medida.

Figura 83 - Representação do comportamento do patamar da impedância em função da frequência de magnetização para as amostras soldadas (a) $E_{1,31}$, (b) $E_{1,87}$, (c) $E_{2,15}$ e (d) $E_{2,43}$.



Fonte: autor.

5.7.1 Corrente parasita x percentual de ferrita

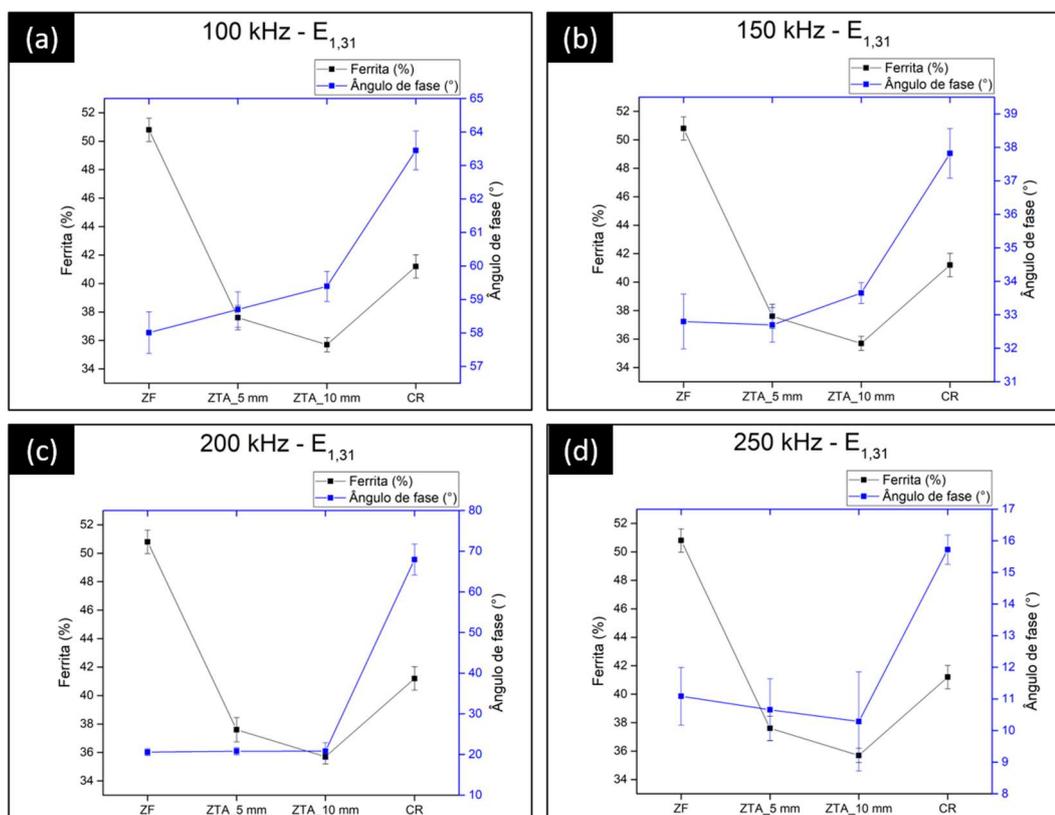
A figura 84 mostra o comportamento do ângulo de fase em cada região da amostra soldada com menor energia ($E_{1,31}$). As análises foram feitas com quatro diferentes níveis de frequência (100 kHz, 150 kHz, 200 kHz e 250 kHz). Na figura 84 (a) e (b) nota-se um aumento do ângulo de fase, para frequências de 100 kHz e 150 kHz respectivamente, com o afastamento da zona fundida (ZF) e com a diminuição do teor de ferrita. Valores maiores para o ângulo de fase voltam a ser encontrados para amostra na condição como recebida (CR).

Na figura 84 (c), para frequência de 200 kHz, nota-se um aumento discreto do ângulo de fase com o afastamento da zona fundida (ZF) e com a diminuição do

percentual de ferrita. Assim como no caso anterior, o ângulo de fase volta a apresentar valor maior na amostra como recebida (CR).

Por fim, na figura 84 (d), para frequência de 250 kHz, nota-se um comportamento diferente, com diminuição do ângulo de fase com o afastamento da zona fundida (ZF) e com a diminuição do teor de ferrita. Como observado para as frequências menores, o ângulo de fase apresentou-se maior no material como recebido (CR).

Figura 84 - Representação da relação entre o percentual de ferrita e o ângulo de fase para cada região da amostra $E_{1,31}$ em diferentes frequências de magnetização. O intervalo dos valores do percentual de ferrita (34 a 52) foi igual para todas as figuras, mas diferente para o ângulo de fase.



Fonte: autor.

* ZF: zona fundida;

* ZTA_5mm: zona termicamente afetada distante 5 mm do centro do cordão de solda na direção transversal à linha de fusão;

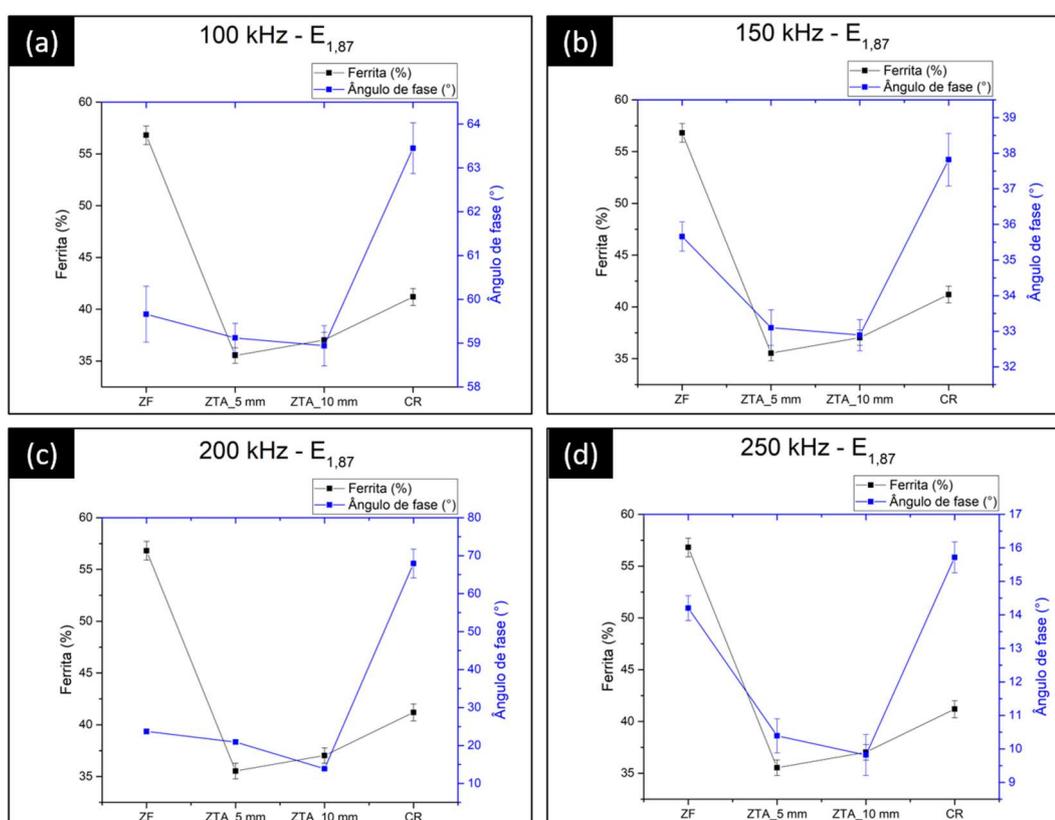
* ZTA_10mm: zona termicamente afetada distante 10 mm do centro do cordão de solda na direção transversal à linha de fusão;

* CR: amostra na condição como recebida do fabricante.

A figura 85 mostra o comportamento do ângulo de fase em cada região da amostra $E_{1,87}$. As análises foram feitas com quatro diferentes níveis de frequência (100 kHz, 150 kHz, 200 kHz e 250 kHz).

Na figura 85, de modo geral, nota-se que o ângulo de fase apresentou comportamento decrescente, enquanto o percentual de ferrita também diminuiu da ZF para ZTA_5 mm. No entanto, da ZTA_5 mm para ZTA_10 mm, o percentual de ferrita aumentou, enquanto o ângulo de fase continuou com comportamento decrescente. Na amostra como recebida (CR), houve aumento do percentual de ferrita e do ângulo de fase em comparação com a ZTA_5 mm e ZTA_10 mm.

Figura 85 - Representação da relação entre o percentual de ferrita e o ângulo de fase para cada região da amostra $E_{1,87}$ em diferentes frequências de magnetização. O intervalo dos valores do percentual de ferrita (35 a 60) foi igual para todas as figuras, mas diferente para o ângulo de fase.



Fonte: autor.

* ZF: zona fundida;

* ZTA_5mm: zona termicamente afetada distante 5 mm do centro do cordão de solda na direção transversal à linha de fusão;

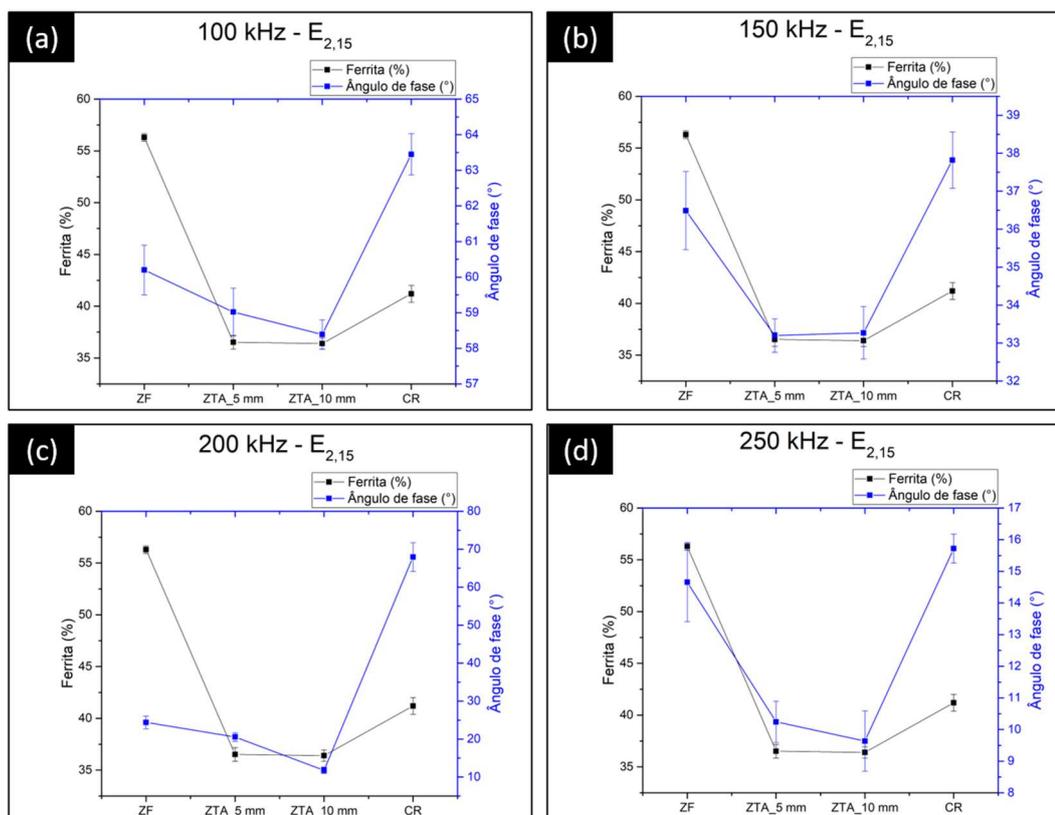
* ZTA_10mm: zona termicamente afetada distante 10 mm do centro do cordão de solda na direção transversal à linha de fusão;

* CR: amostra na condição como recebida do fabricante.

A figura 86 mostra o comportamento do ângulo de fase em cada região da amostra $E_{2,15}$. As análises foram feitas com quatro diferentes níveis de frequência (100 kHz, 150 kHz, 200 kHz e 250 kHz).

Nas figuras 86 (a), (c) e (d), nota-se um comportamento decrescente para o ângulo de fase da ZF até a ZTA_10 mm, com aumento na amostra como recebida (CR). O teor de ferrita apresentou maior valor na ZF e patamar semelhante para ZTA_5 mm e ZTA_10 mm, que apresentaram valores menores do que a amostra como recebida (CR).

Figura 86 - Representação da relação entre o percentual de ferrita e o ângulo de fase para cada região da amostra $E_{2,15}$ em diferentes frequências de magnetização. O intervalo dos valores do percentual de ferrita (35 a 60) foi igual para todas as figuras, mas diferente para o ângulo de fase.



Fonte: autor.

* ZF: zona fundida;

* ZTA_5mm: zona termicamente afetada distante 5 mm do centro do cordão de solda na direção transversal à linha de fusão;

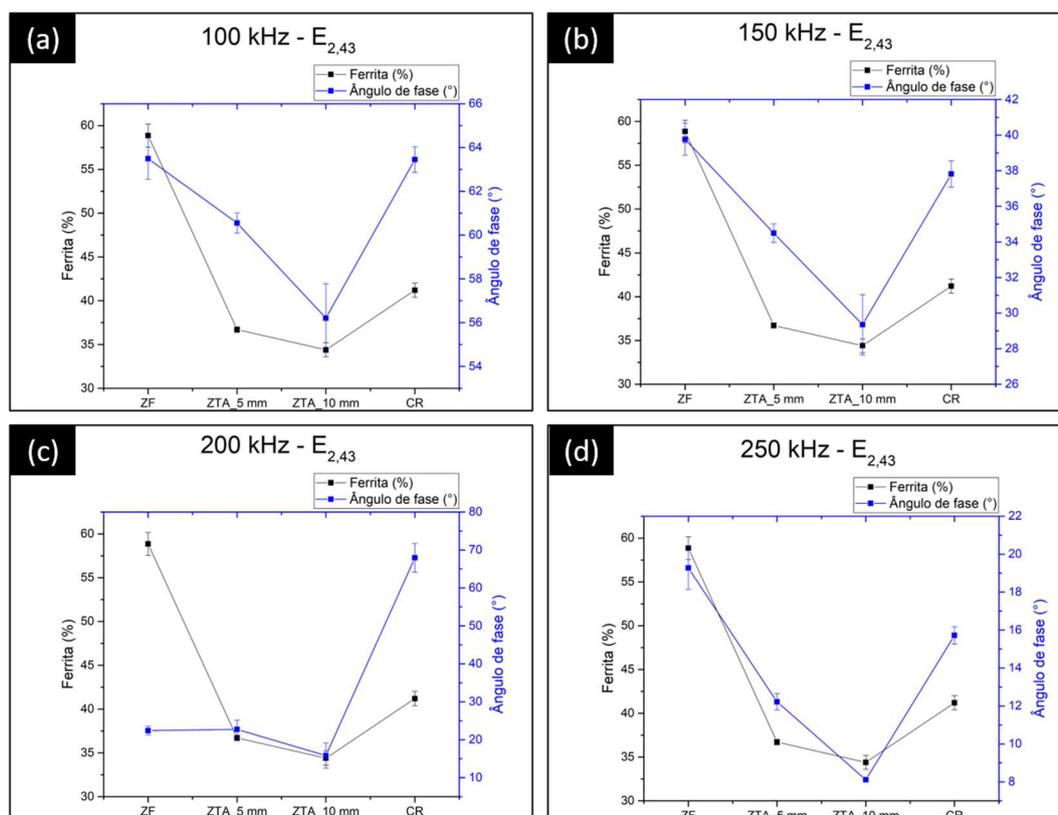
* ZTA_10mm: zona termicamente afetada distante 10 mm do centro do cordão de solda na direção transversal à linha de fusão;

* CR: amostra na condição como recebida do fabricante.

A figura 87 mostra o comportamento do ângulo de fase em cada região da amostra $E_{2,43}$. As análises foram feitas com quatro diferentes níveis de frequência (100 kHz, 150 kHz, 200 kHz e 250 kHz). As figuras 87 (a), (b) e (d) mostraram comportamento similar para o ângulo de fase, com diminuição conforme afasta-se da zona fundida (ZF), enquanto nota-se também a diminuição do teor de ferrita. Para análise na frequência de 200 kHz (figura 87 (c)) nota-se que o ângulo de fase da zona

fundida (ZF) apresentou-se menor do que para ZTA_5 mm, diferindo dos resultados para as demais frequências. Já a amostra como recebida (CR) apresentou maior teor de ferrita em comparação com a ZTA_5 mm e ZTA_10 mm e também maior ângulo de fase.

Figura 87 - Representação da relação entre o percentual de ferrita e o ângulo de fase para cada região da amostra $E_{2,43}$ em diferentes frequências de magnetização. O intervalo dos valores do percentual de ferrita (30 a 60) foi igual para todas as figuras, mas diferente para o ângulo de fase.



Fonte: autor.

* ZF: zona fundida;

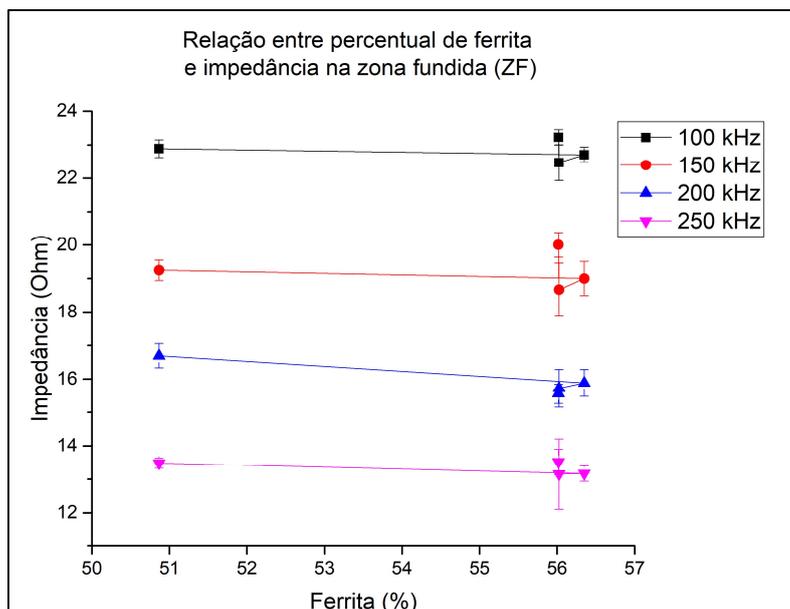
* ZTA_5mm: zona termicamente afetada distante 5 mm do centro do cordão de solda na direção transversal à linha de fusão;

* ZTA_10mm: zona termicamente afetada distante 10 mm do centro do cordão de solda na direção transversal à linha de fusão;

* CR: amostra na condição como recebida do fabricante.

A figura 88 mostra o comportamento da impedância com a variação do percentual de ferrita na zona fundida (ZF) para diferentes frequências.

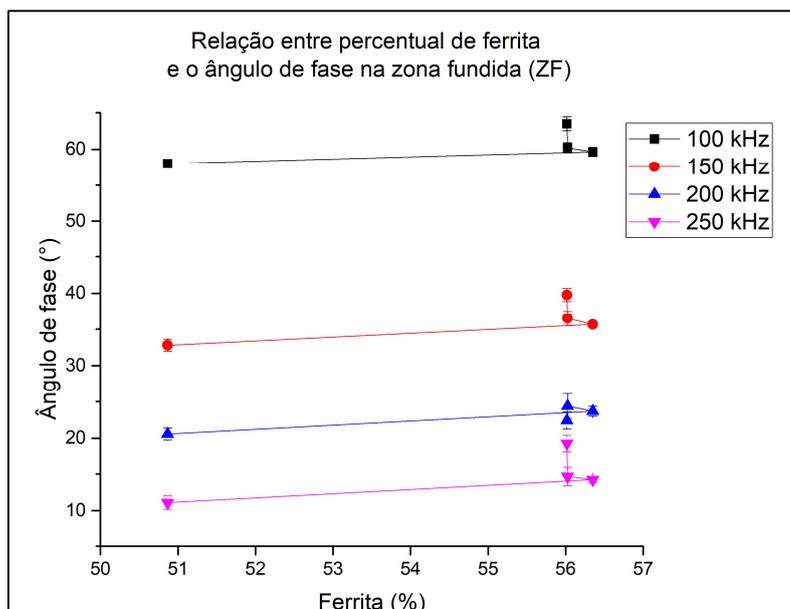
Figura 88 - Representação da relação entre o percentual de ferrita e a impedância na zona fundida (ZF) para diferentes frequências de magnetização.



Fonte: autor.

A figura 89 mostra o comportamento do ângulo de fase com a variação do percentual de ferrita na zona fundida (ZF) para diferentes frequências.

Figura 89 - Representação da relação entre o percentual de ferrita e o ângulo de fase na zona fundida (ZF) para diferentes frequências de magnetização.



Fonte: autor.

5.7.2 Corrente parasita x dureza

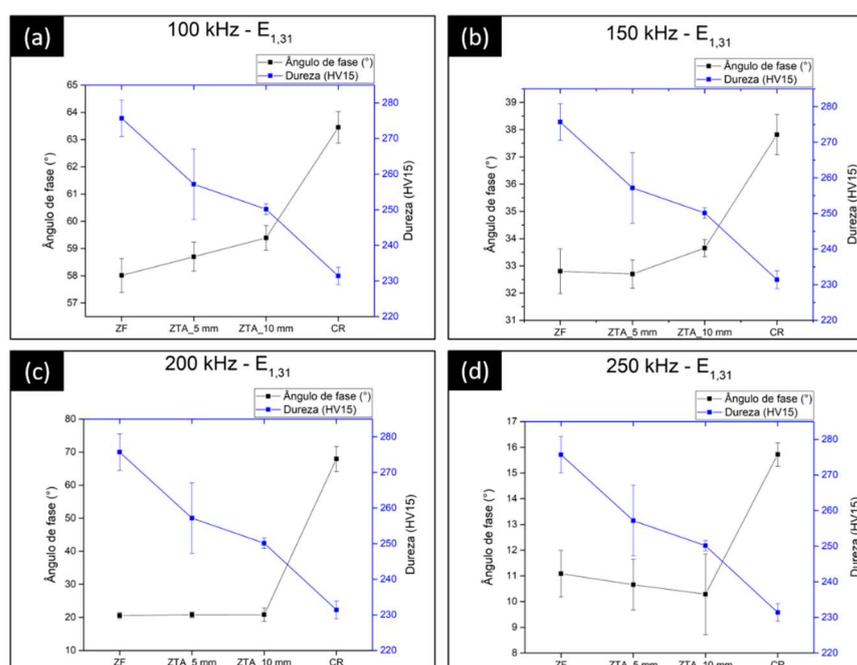
A figura 90 mostra o comportamento do ângulo de fase em relação a macrodureza cada região da amostra soldada com menor energia ($E_{1,31}$). As análises foram feitas com quatro diferentes níveis de frequência (100 kHz, 150 kHz, 200 kHz e 250 kHz).

Na figura 90 (a) e (b) nota-se um aumento do ângulo de fase, para frequências de 100 kHz e 150 kHz respectivamente, com o afastamento da zona fundida (ZF) e com a diminuição da dureza. Valores maiores para o ângulo de fase voltam a ser observados para amostra na condição como recebida (CR), que apresenta menor dureza.

Na figura 90 (c), para frequência de 200 kHz, observa-se um aumento discreto nos valores do ângulo de fase conforme se afasta da zona fundida (ZF).

Por fim, na figura 90 (d), para frequência de 250 kHz, nota-se um comportamento diferente do ângulo de fase com o afastamento da zona fundida (ZF) e com a diminuição da dureza, observando-se uma diminuição do ângulo de fase, que volta a apresentar valor elevado apenas quando se analisa a amostra como recebida (CR).

Figura 90 - Representação da relação entre a dureza e o ângulo de fase para cada região da amostra $E_{1,31}$ em diferentes frequências de magnetização. O intervalo dos valores de dureza (220 a 280) foi igual para todas as figuras, mas diferente para o ângulo de fase.

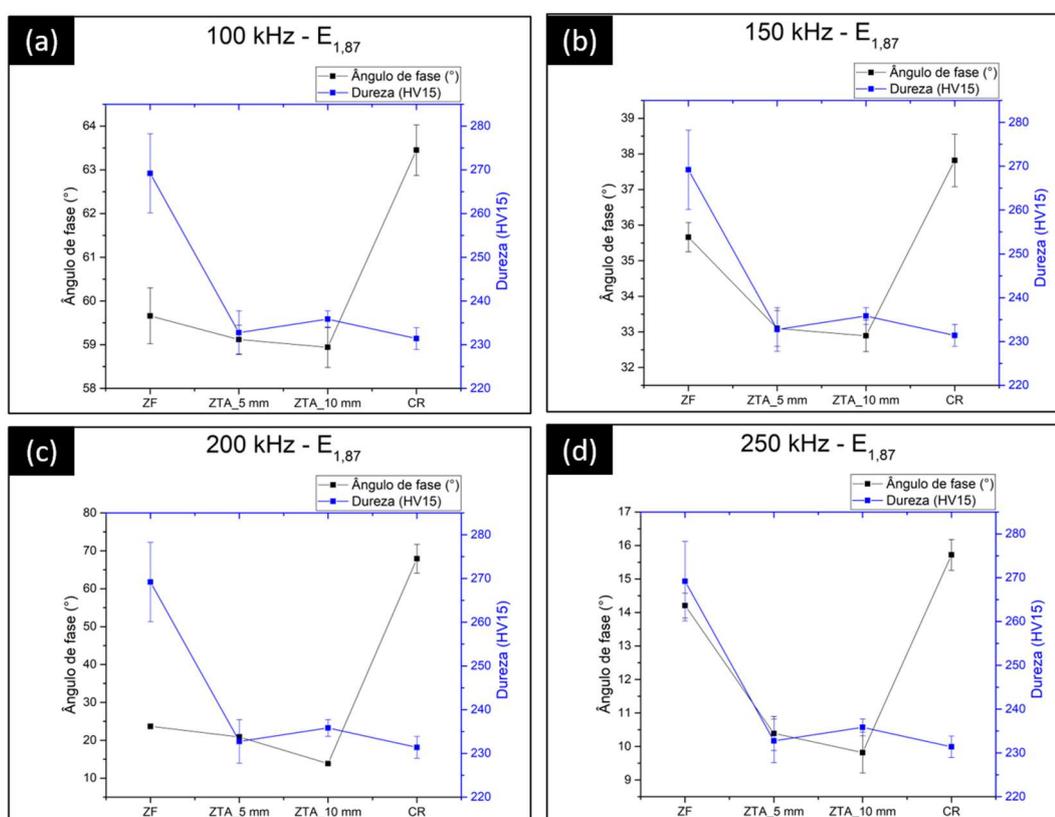


Fonte: autor.

A figura 91 mostra o comportamento do ângulo de fase em cada região da amostra $E_{1,87}$. As análises foram feitas com quatro diferentes níveis de frequência (100 kHz, 150 kHz, 200 kHz e 250 kHz).

Nas figuras 91 (a), (b), (c) e (d), nota-se o mesmo comportamento para o ângulo de fase com a variação da dureza. Houve diminuição do ângulo de fase com o afastamento da zona fundida (ZF), mesmo com aumento ou diminuição da dureza.

Figura 91 - Representação da relação entre o percentual de ferrita e o ângulo de fase para cada região da amostra $E_{1,87}$ em diferentes frequências de magnetização. O intervalo dos valores de dureza (220 a 280) foi igual para todas as figuras, mas diferente para o ângulo de fase.

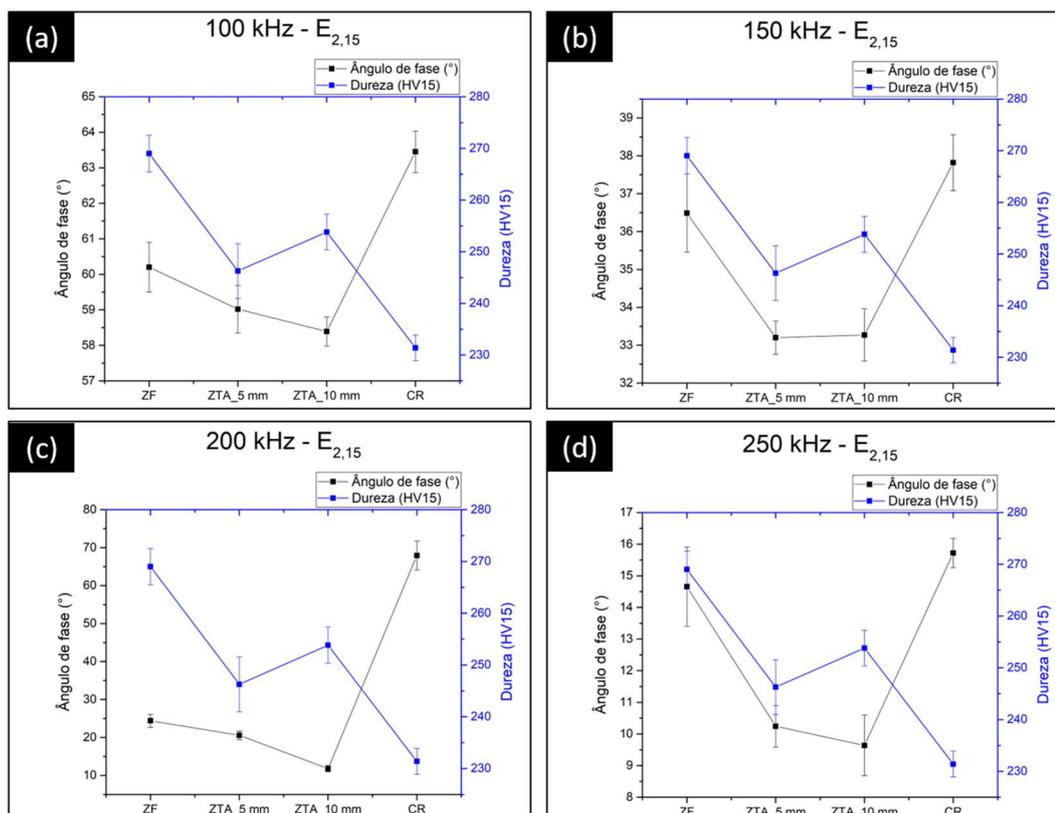


Fonte: autor.

A figura 92 mostra o comportamento do ângulo de fase em cada região da amostra $E_{2,15}$. As análises foram feitas com quatro diferentes níveis de frequência (100 kHz, 150 kHz, 200 kHz e 250 kHz).

Nas figuras 92 (a), (c) e (d) nota-se a diminuição do ângulo de fase conforme afasta-se do cordão de solda, esmo com diminuição ou aumento da dureza. Na figura 92 (b), para frequência de 150 kHz, o ângulo de fase se manteve em um patamar similar na ZTA_5 mm e ZTA_10 mm.

Figura 92 - Representação da relação entre o percentual de ferrita e o ângulo de fase para cada região da amostra $E_{2,15}$ em diferentes frequências de magnetização. O intervalo dos valores de dureza (230 a 280) foi igual para todas as figuras, mas diferente para o ângulo de fase.



Fonte: autor.

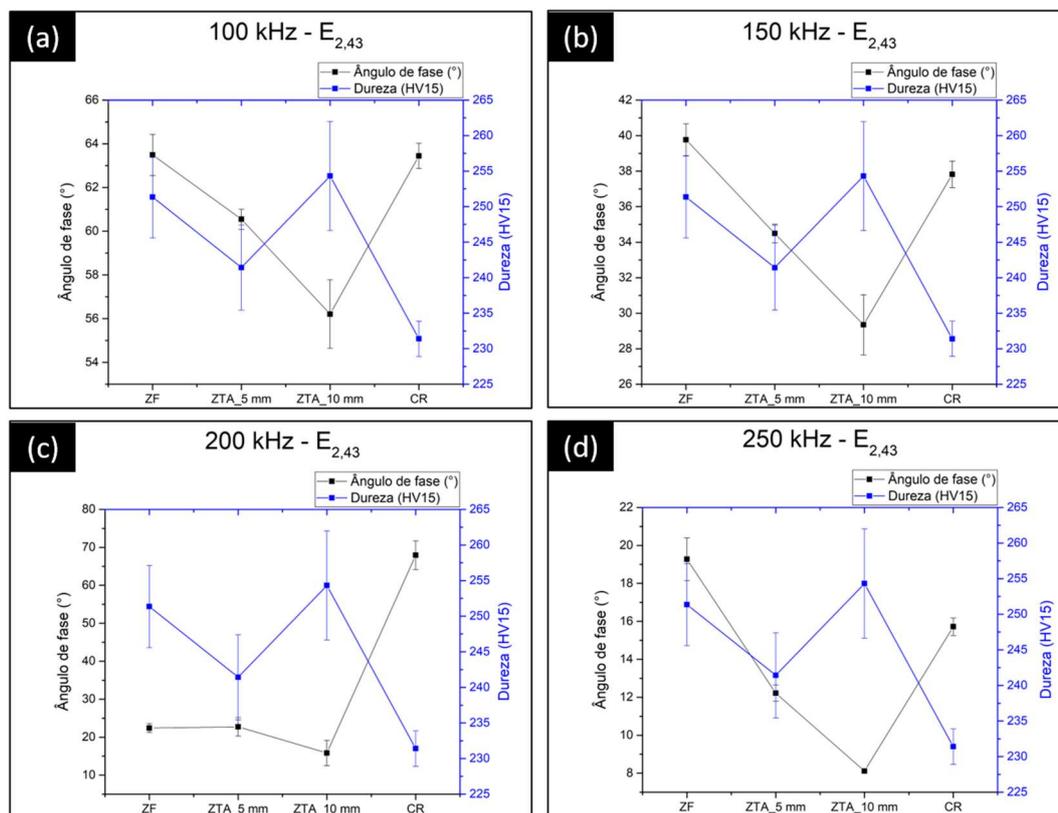
A figura 93 mostra o comportamento do ângulo de fase em cada região da amostra $E_{2,43}$ em função do nível de dureza. As análises foram feitas com quatro diferentes níveis de frequência (100 kHz, 150 kHz, 200 kHz e 250 kHz).

Nas figuras 93 (a), (b) e (d), nota-se a diminuição do ângulo de fase conforme afasta-se do cordão de solda. Na figura 93 (c), o ângulo de fase aumenta da zona fundida (ZF) para ZTA_5 mm e volta a diminuir na ZTA_10 mm.

A figura 94 mostra o comportamento da impedância com a variação da dureza medida na zona fundida (ZF) das amostras soldadas. Para frequências iguais a 100 kHz, 150 kHz e 250 kHz, nota-se que os gráficos apresentaram o mesmo comportamento, com valores de impedância maiores para menor dureza (amostra $E_{2,43}$), seguido de uma diminuição na impedância para dureza igual a 264,4 (amostra $E_{2,15}$) e um aumento progressivo para durezas iguais a 269,2 (amostra $E_{1,87}$) e 275,7

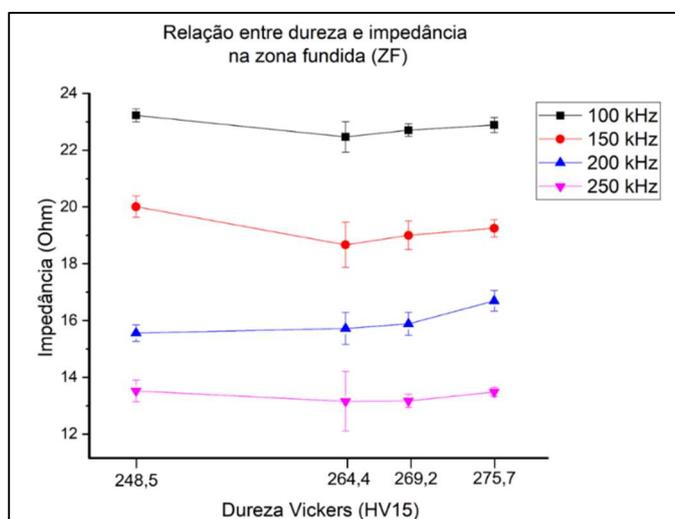
(amostra (amostra $E_{1,31}$). Para frequência de 200 kHz, o comportamento foi crescente em toda faixa de valores de dureza analisada.

Figura 93 - Representação da relação entre o percentual de ferrita e o ângulo de fase para cada região da amostra $E_{2,43}$ em diferentes frequências de magnetização. O intervalo dos valores de dureza (225 a 265) foi igual para todas as figuras, mas diferente para o ângulo de fase.



Fonte: autor.

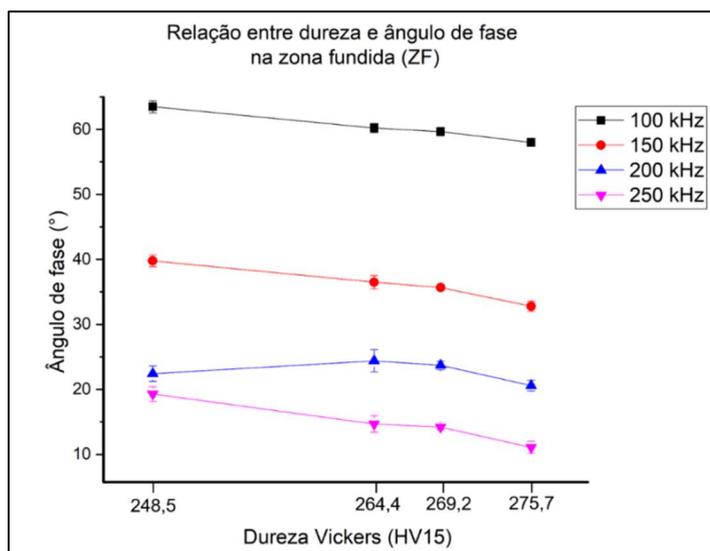
Figura 94 - Representação do comportamento da impedância com a variação da dureza na zona fundida (ZF) para diferentes frequências de magnetização.



Fonte: autor.

A figura 95 mostra o comportamento do ângulo de fase com a variação da dureza medida na zona fundida das amostras soldadas. Para frequências iguais a 100 kHz, 150 kHz e 250 kHz, nota-se que os gráficos apresentaram o mesmo comportamento, com a diminuição do ângulo de fase com a diminuição da dureza. O gráfico de frequência igual a 200 kHz apresentou comportamento diferente, com aumento do valor do ângulo de fase da menor dureza de 248,5 para dureza de 264,4.

Figura 95 - Representação do comportamento do ângulo de fase com a variação da dureza na zona fundida para diferentes frequências de magnetização.

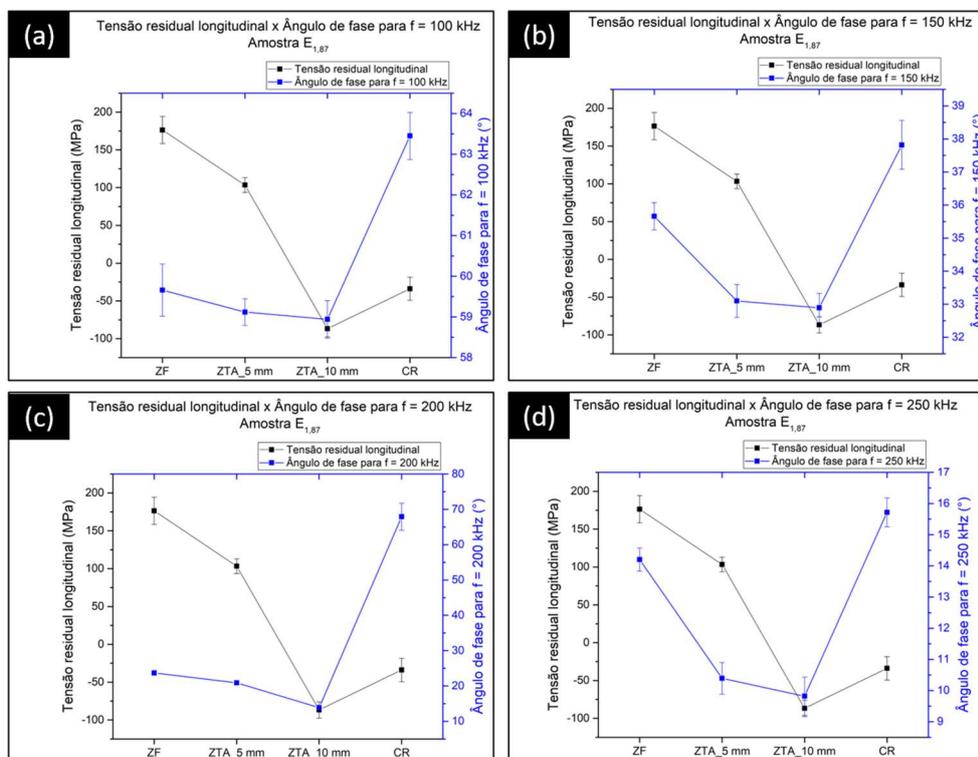


Fonte: autor.

5.7.3 Corrente parasita x tensão residual

A figura 96 mostra o comportamento do ângulo de fase em cada região da amostra $E_{1,87}$, mostrando a sua relação com a tensão residual medida na direção longitudinal para diferentes frequências de magnetização. Para a amostra soldada, nota-se a diminuição do ângulo de fase com a diminuição da tensão residual trativa. Na amostra como recebida (CR), nota-se um aumento da tensão residual e aumento do ângulo de fase.

Figura 96 - Representação do comportamento do ângulo de fase com a tensão residual em cada região da amostra $E_{1,87}$ para frequência de magnetização de (a) 100 kHz, (b) 150 kHz, (c) 200 kHz e (d) 250 kHz. Em todas as figuras, a tensão residual foi medida na direção longitudinal ao cordão de solda. O intervalo dos valores de tensão residual (-100 a 200) foi igual para todas as figuras, mas diferente para o ângulo de fase.

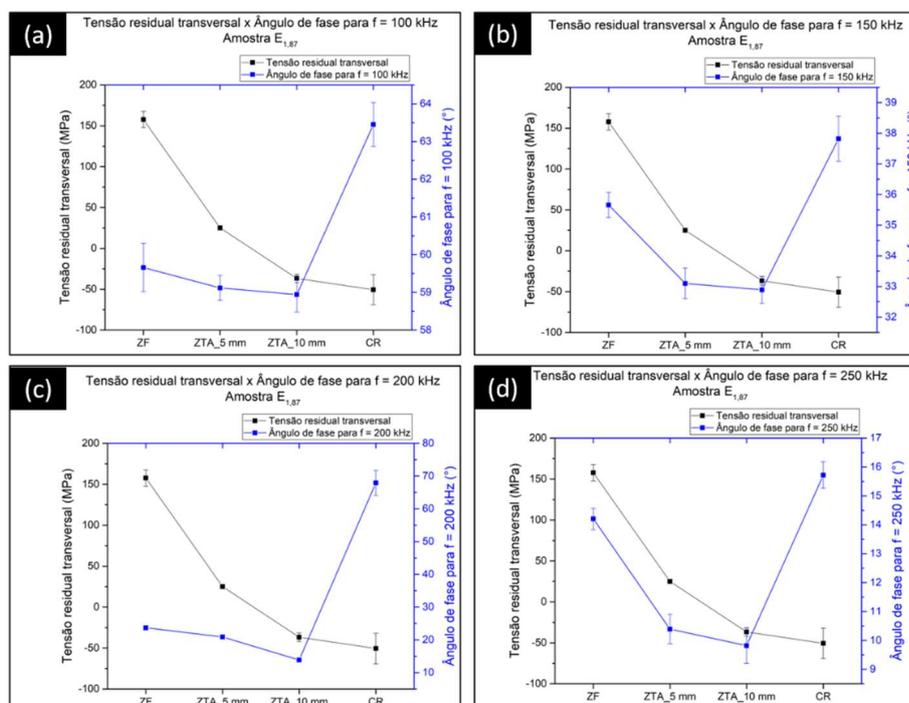


Fonte: autor.

A figura 97 mostra o comportamento do ângulo de fase em cada região da amostra $E_{1,87}$, mostrando a sua relação com a tensão residual medida na direção transversal para diferentes frequências de magnetização. Para a amostra soldada, nota-se a diminuição do ângulo de fase com a diminuição da tensão residual trativa. Na amostra como recebida (CR), nota-se um aumento da tensão residual e aumento do ângulo de fase.

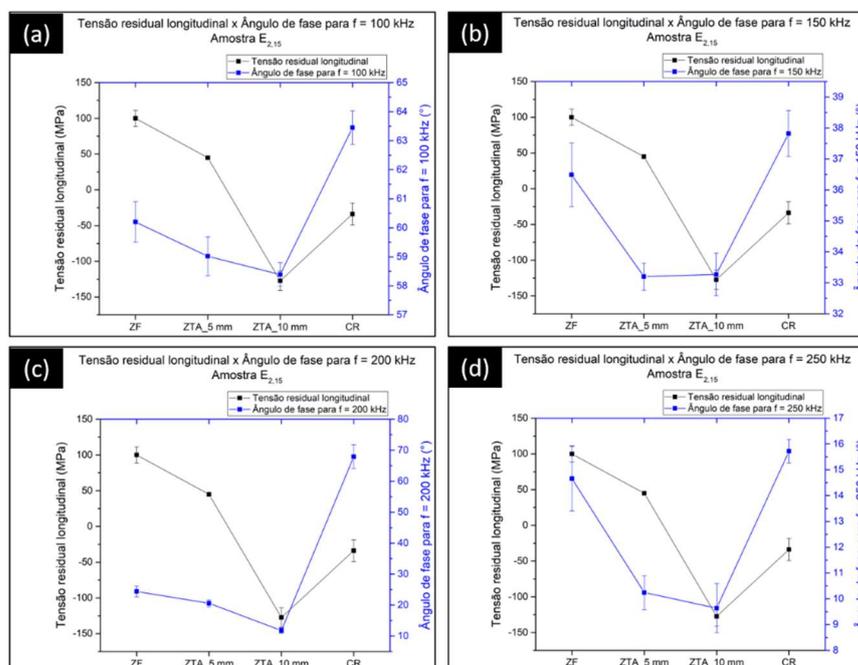
A figura 98 mostra o comportamento do ângulo de fase em cada região da amostra $E_{2,15}$, mostrando a sua relação com a tensão residual medida na direção longitudinal para diferentes frequências de magnetização. Para a amostra soldada, nota-se a diminuição do ângulo de fase com a diminuição da tensão residual trativa. Na amostra como recebida (CR), nota-se um aumento da tensão residual e aumento do ângulo de fase.

Figura 97 - Representação do comportamento do ângulo de fase com a tensão residual em cada região da amostra $E_{1,87}$ para frequência de magnetização de (a) 100 kHz, (b) 150 kHz, (c) 200 kHz e (d) 250 kHz. Em todas as figuras, a tensão residual foi medida na direção transversal ao cordão de solda. O intervalo dos valores de tensão residual (-100 a 200) foi igual para todas as figuras, mas diferente para o ângulo de fase.



Fonte: autor.

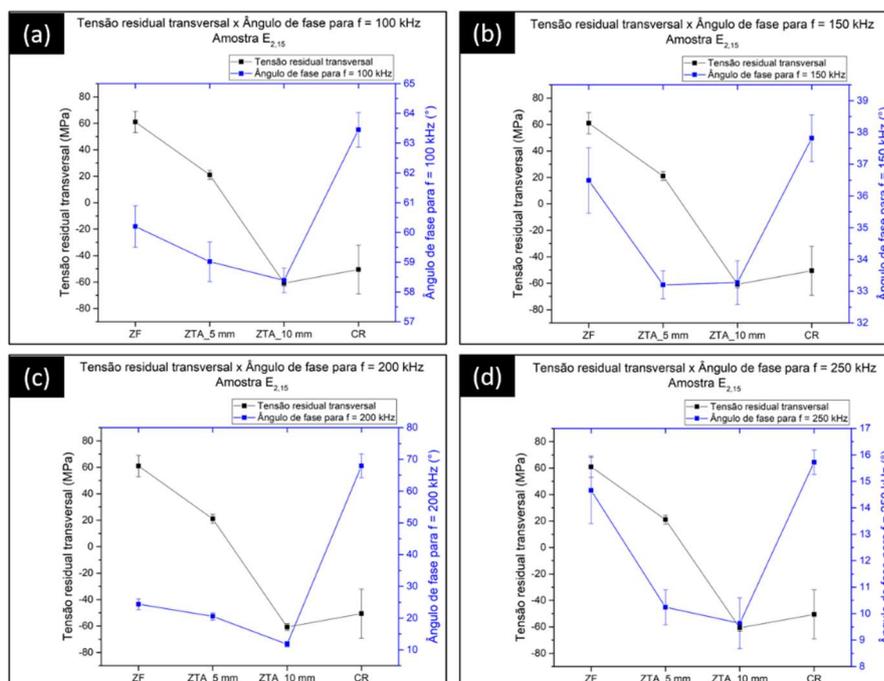
Figura 98 - Representação do comportamento do ângulo de fase com a tensão residual em cada região da amostra $E_{2,15}$ para frequência de magnetização de (a) 100 kHz, (b) 150 kHz, (c) 200 kHz e (d) 250 kHz. Em todas as figuras, a tensão residual foi medida na direção longitudinal ao cordão de solda. O intervalo dos valores de tensão residual (-150 a 150) foi igual para todas as figuras, mas diferente para o ângulo de fase.



Fonte: autor.

A figura 99 mostra o comportamento do ângulo de fase em cada região da amostra $E_{2,15}$, mostrando a sua relação com a tensão residual medida na direção transversal para diferentes frequências de magnetização. Nas figuras 99 (a), (c) e (d), nota-se a diminuição do ângulo de fase com a diminuição da tensão residual tratativa. Na figura 99 (b), os valores do ângulo de fase para as regiões ZTA_5 mm e ZTA_10 mm permaneceram em um patamar semelhante. Na amostra como recebida, nota-se aumento da tensão residual e do ângulo de fase para todas as frequências de magnetização.

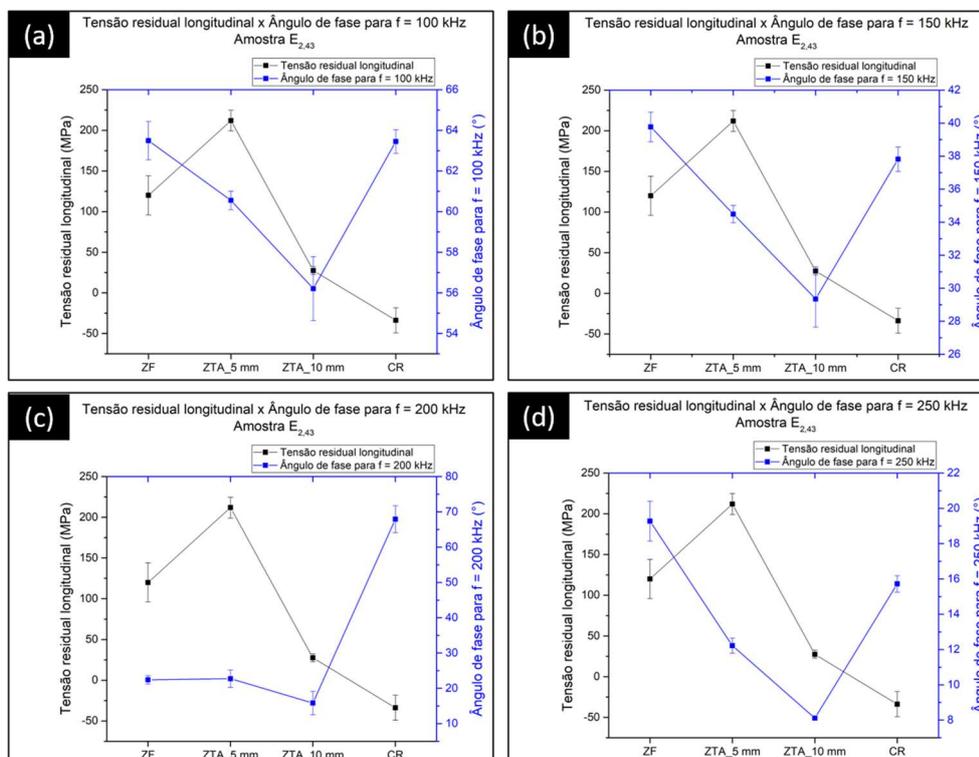
Figura 99 - Representação do comportamento do ângulo de fase com a tensão residual em cada região da amostra $E_{2,15}$ para frequência de magnetização de (a) 100 kHz, (b) 150 kHz, (c) 200 kHz e (d) 250 kHz. Em todas as figuras, a tensão residual foi medida na direção transversal ao cordão de solda. O intervalo dos valores de tensão residual (-80 a 80) foi igual para todas as figuras, mas diferente para o ângulo de fase.



Fonte: autor.

A figura 100 mostra o comportamento do ângulo de fase em cada região da amostra $E_{2,4,3}$, mostrando a sua relação com a tensão residual medida na direção longitudinal para diferentes frequências de magnetização. Nas figuras 100 (a), (b) e (d), nota-se que a tensão residual apresentou maior valor na ZTA_5 mm e o ângulo de fase apresentou comportamento decrescente em toda a amostra soldada. Na figura 100 (c), os valores do ângulo de fase permaneceram em um patamar semelhante para a ZF e ZTA_5 mm.

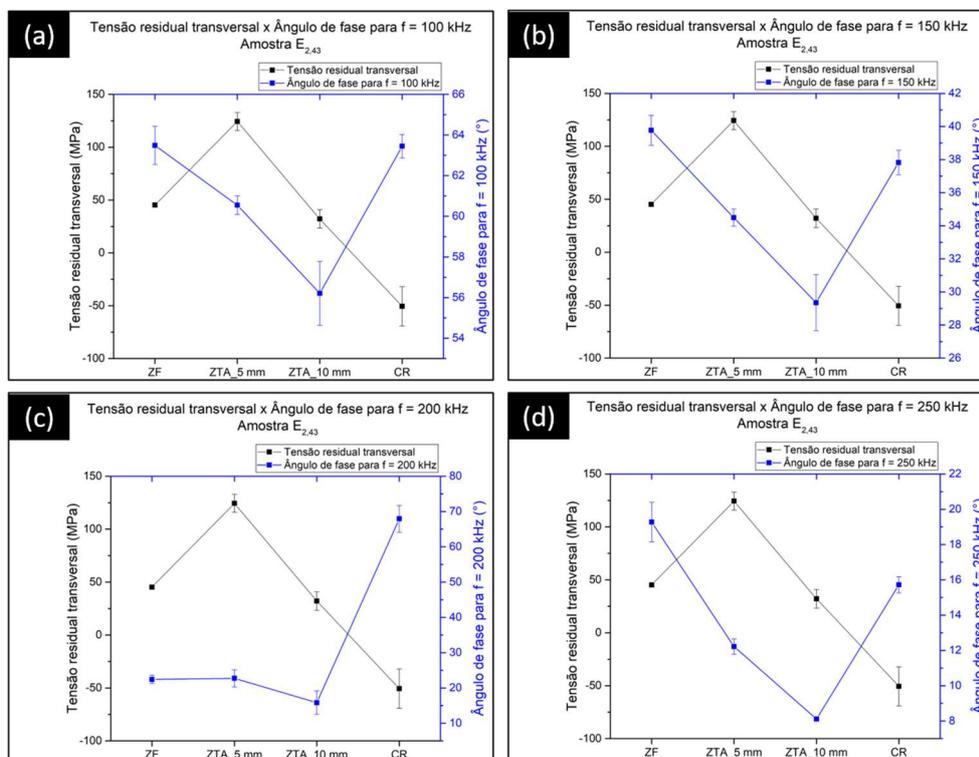
Figura 100 - Representação do comportamento do ângulo de fase com a tensão residual em cada região da amostra $E_{2,15}$ para frequência de magnetização de (a) 100 kHz, (b) 150 kHz, (c) 200 kHz e (d) 250 kHz. Em todas as figuras, a tensão residual foi medida na direção longitudinal ao cordão de solda. O intervalo dos valores de tensão residual (-50 a 250) foi igual para todas as figuras, mas diferente para o ângulo de fase.



Fonte: autor.

A figura 101 mostra o comportamento do ângulo de fase em cada região da amostra $E_{2,43}$, mostrando a sua relação com a tensão residual medida na direção transversal para diferentes frequências de magnetização. Nas figuras 101 (a), (b) e (d), nota-se que a tensão residual apresentou maior valor na ZTA_5 mm e o ângulo de fase apresentou comportamento decrescente em toda a amostra soldada. Na figura 101 (c), os valores do ângulo de fase permaneceram em um patamar semelhante para a ZF e ZTA_5 mm.

Figura 101 - Representação do comportamento do ângulo de fase com a tensão residual em cada região da amostra $E_{2,43}$ para frequência de magnetização de (a) 100 kHz, (b) 150 kHz, (c) 200 kHz e (d) 250 kHz. Em todas as figuras, a tensão residual foi medida na direção transversal ao cordão de solda. O intervalo dos valores de tensão residual (-100 a 150) foi igual para todas as figuras, mas diferente para o ângulo de fase.

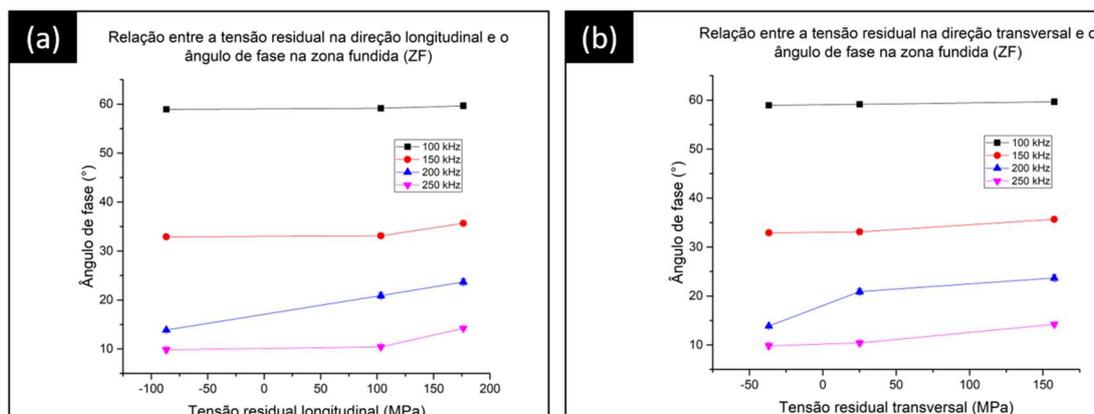


Fonte: autor.

A figura 102 mostra o comportamento do ângulo de fase em função do nível de tensão residual nas direções longitudinal e transversal para zona fundida (ZF), medidos com diferentes frequências de magnetização. Na figura 102 (a), para tensão residual longitudinal, nota-se um comportamento crescente para o ângulo de fase com o aumento nos níveis de tensão residual para frequências de magnetização de 150 kHz, 200 kHz e 250 kHz. Para frequência de 100 kHz, o aumento se mostrou discreto.

Na figura 102 (b), para tensão residual transversal, observa-se o mesmo comportamento, com aumento do ângulo de fase com o aumento da tensão residual para as frequências de 150 kHz, 200 kHz e 250 kHz. Para a frequência de 100 kHz, o aumento se mostrou discreto.

Figura 102 - Representação do comportamento do ângulo de fase com a variação dos níveis de tensão residual na zona fundida, avaliada sob diferentes frequências de magnetização. A tensão residual foi medida nas direções (a) longitudinal e (b) transversal ao cordão de solda.



Fonte: autor.

5.7.4 Corrente parasita x energia de soldagem

A figura 103 mostra o comportamento do ângulo de fase em função da energia de soldagem para diferentes frequências magnetização.

Na figura 103 (a), para zona fundida (ZF), nota-se que o ângulo de fase apresentou um comportamento crescente com o aumento da energia de soldagem, para as frequências de magnetização de 100 kHz, 150 kHz e 250 kHz. A única exceção ocorreu para frequência de magnetização de 200 kHz, onde se observou diminuição do ângulo de fase na transição da energia de 2,15 kJ/mm para energia de 2,43 kJ/mm.

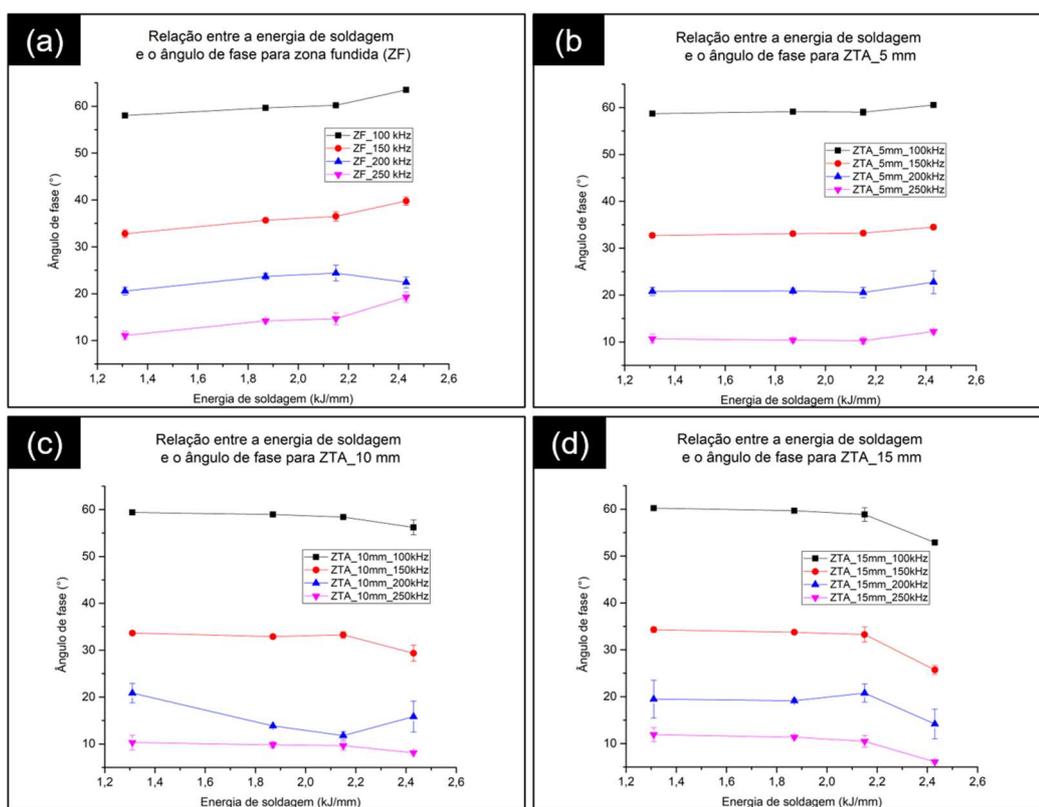
Na figura 103 (b), para ZTA_5 mm, se observa pouca variação no ângulo de fase para as três primeiras energias de soldagem. Já para maior energia, observa-se um aumento mais considerável no ângulo de fase.

Na figura 103 (c), para ZTA_10 mm, nota-se uma tendência para um comportamento decrescente do ângulo de fase com o aumento da energia de soldagem, para as frequências de magnetização de 100 kHz, 150 kHz e 250 kHz. A única exceção é observada para frequência de magnetização de 200 kHz, onde nota-se um aumento do ângulo de fase na transição para maior energia de soldagem.

Nessa análise entre o ângulo de fase e a energia de soldagem, adicionou-se um ponto amostral, a zona termicamente afetada distante 15 mm do centro do cordão de solda, que recebe a nomenclatura de ZTA_15 mm nesse estudo. A figura 103 (d) mostra o comportamento do ângulo de fase, nessa região, em função da energia de

soldagem. Assim como na figura 103 (c), se observa uma tendência para diminuição do ângulo de fase com o aumento da energia de soldagem, com uma diminuição mais brusca do ângulo de fase na maior energia de soldagem. Esse comportamento foi observado para todas as frequências de magnetização, com exceção da frequência de 200 kHz.

Figura 103 - Representação do comportamento do ângulo de fase em função da energia de soldagem para (a) ZF, (b) ZTA_5 mm, (c) ZTA_10 mm e (d) ZTA_15 mm.

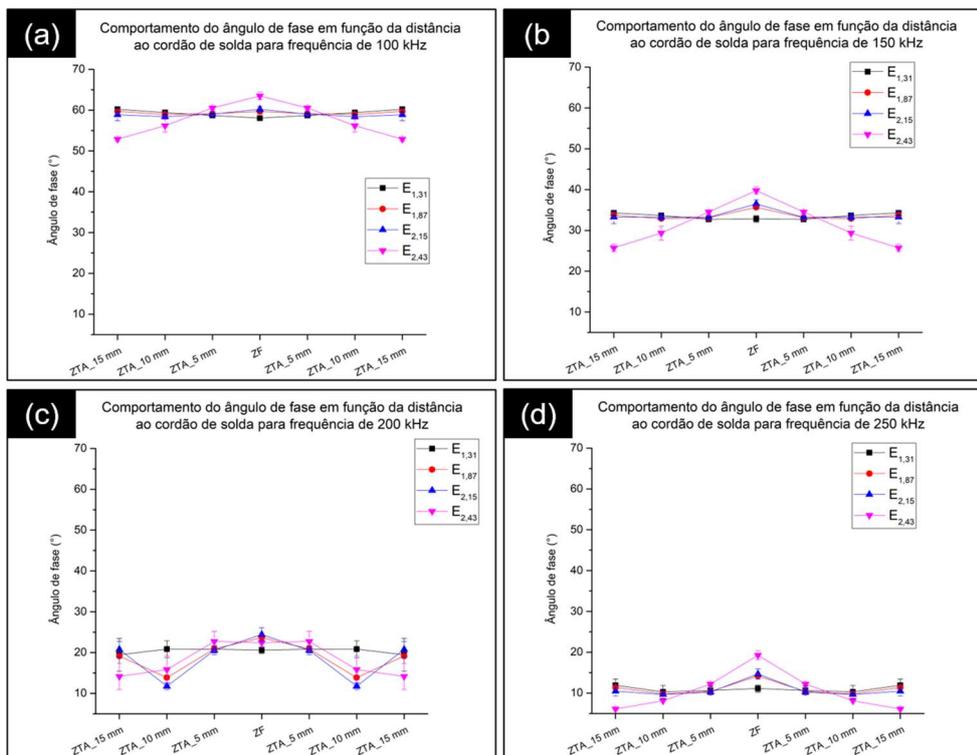


Fonte: autor.

5.7.5 Perfil 2D do ângulo de fase

A figura 104 mostra o perfil em duas dimensões para o ângulo de fase em função da distância ao cordão de solda.

Figura 104 - Perfil 2D mostrando o comportamento do ângulo de fase em função da distância ao cordão de solda.



Fonte: autor.

6 CONCLUSÕES

De modo geral, notou-se que as técnicas não destrutivas estudadas nesse trabalho podem ser aplicáveis para a caracterização de zonas fundidas e termicamente afetadas pelo calor de metais soldados;

Os maiores percentuais de ferrita foram encontrados na zona fundida (ZF) de todas as amostras soldadas;

O percentual de austenita na zona fundida (ZF) diminuiu com o aumento da energia de soldagem;

O aumento na energia de soldagem levou a diminuição na taxa de resfriamento na zona fundida (ZF) e no aumento da largura do cordão de solda;

O aumento na energia de soldagem levou ao aumento do tamanho médio dos grãos de ferrita na zona fundida (ZF);

Nas amostras $E_{1,31}$, $E_{1,87}$ e $E_{2,15}$, os maiores níveis de dureza foram encontrados na zona fundida (ZF);

Observou-se a diminuição da dureza na zona fundida (ZF) com o aumento da energia de soldagem;

A dureza macro diminuiu com o aumento do tamanho médio dos grãos de ferrita na zona fundida (ZF);

No geral, os valores de microdureza da austenita apresentam maiores valores do que os encontrados na ferrita;

No geral, os maiores valores de microdureza da ferrita foram encontrados na zona fundida de todas as amostras, com exceção da amostra $E_{1,31}$;

Na amostra como recebida (CR) e na zona fundida de todas as amostras soldadas estudadas, as tensões residuais longitudinais apresentaram maiores valores do que as tensões residuais transversais;

As tensões residuais longitudinais apresentaram maiores valores do que as tensões residuais transversais para a ZTA_5 mm;

Nas amostras $E_{1,87}$ e $E_{2,15}$ as tensões residuais longitudinais apresentaram maiores valores na zona fundida (ZF), intermediário na ZTA_5 mm e menor na ZTA_10 mm para todas as profundidades de furo;

A análise com ruído magnético de Barkhausen rotacional revelou maiores valores RMS na direção longitudinal e menores na direção transversal de todas as amostras;

O ruído magnético de Barkhausen mostrou sensibilidade à fração volumétrica de ferrita, aumentando o valor RMS com o aumento dessa fase ferromagnética;

O ruído magnético de Barkhausen mostrou sensibilidade aos níveis de dureza do material, com o aumento do sinal RMS com a diminuição da dureza macro na zona fundida (ZF);

O ruído magnético de Barkhausen aumentou com o aumento do tamanho médio dos grãos de ferrita;

O ruído magnético de Barkhausen apresentou sensibilidade aos níveis de tensão residual. O sinal RMS aumentou com o aumento das tensões trativas;

Observou-se uma relação entre o ângulo de fase e os níveis de tensão residual das amostras. Houve, no geral, diminuição dos ângulos de fase com a diminuição da tensão residual.

7 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Avaliar a relação entre o RMB, corrente parasita e teor de nitretos na zona fundida e termicamente afetada pelo calor;

Estudar o efeito do lift off nos ensaios de corrente parasita;

Correlacionar os resultados obtidos através do furo instrumentado + efeito Speckle com outros métodos de medição de tensão residual, como o de elementos finitos, difração de raios-x e/ou furo instrumentado com strain gage;

Estudar o efeito da frequência de magnetização na profundidade de penetração das correntes parasitas com o objetivo de correlacionar os resultados do campo de impedância com os resultados de tensão residual, para as mesmas profundidades de inspeção.

8 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] GUNN, Robert (Ed.). Duplex stainless steels: microstructure, properties and applications. Woodhead Publishing, 1997.
- [2] LINDGREN, M.; LEPISTÖ, T. Relation between residual stress and Barkhausen noise in a duplex steel. *NDT & E International*, v. 36, n. 5, p. 279-288, 2003.
- [3] ZHANG, Z., JING, H., XU, L., HAN, Y., ZHAO, L., & ZHOU, C. "Effects of nitrogen in shielding gas on microstructure evolution and localized corrosion behavior of duplex stainless steel welding joint". *Applied Surface Science*, v. 404, p. 110-128, 2017.
- [4] BONNEFOIS, B, J. Charles, F. Dupoiron, P. Soullignac, Proceedings of the Conference on Duplex Stainless Steels '91, Beaune, France, vol. 1, 1991, pp. 347–361.
- [5] HONEYCOMBE, J; T.G. Gooch, The Welding Institute Research Report, vol. 286, 1985.
- [6] Equipamentos submarinos. **TechPetro**,. Disponível em: <<https://tecpetro.com.br/2014/05/11/equipamentos-submarinos/>>. Acesso em: 22 de fevereiro de 2022.
- [7] COULES, Harry E. Contemporary approaches to reducing weld induced residual stress. **Materials Science and Technology**, v. 29, n. 1, p. 4-18, 2013.
- [8] JOHANSSON, J.; ODÉN, M.; ZENG, X.-H. Evolution of the residual stress state in a duplex stainless steel during loading. **Acta materialia**, v. 47, n. 9, p. 2669-2684, 1999.
- [9] MONIN, Vladimir Ivanovitch et al. X-Ray diffraction technique applied to study of residual stresses after welding of duplex stainless steel plates. **Materials Research**, v. 17, p. 64-69, 2014.
- [10] DEL COZ DIAZ, J. J. et al. Comparative analysis of TIG welding distortions between austenitic and duplex stainless steels by FEM. **Applied Thermal Engineering**, v. 30, n. 16, p. 2448-2459, 2010.
- [11] ZHANG, Weiya et al. Effect of tensile overload on fatigue crack behavior of 2205 duplex stainless steel: Experiment and finite element simulation. **International Journal of Fatigue**, v. 128, p. 105199, 2019.

- [12] HABIBALAH, Abbas; HABIBALAH, Masoumeh; SAMADIAN, Kaveh. Pulsed eddy current applied to measure residual stress in welding. **Journal of Testing and Evaluation**, v. 46, n. 6, p. 2623-2629, 2018.
- [13] HABIBALAH, Abbas; SAFIZADEH, M. S. Application of Pulsed Eddy Current Technique in Stress and Residual Stress Measurement. 2014.
- [14] SCHAJER, Gary S.; STEINZIG, Michael. Full-field calculation of hole drilling residual stresses from electronic speckle pattern interferometry data. **Experimental Mechanics**, v. 45, n. 6, p. 526-532, 2005.
- [15] RICKERT, Theo. Residual stress measurement by ESPI hole-drilling. **Procedia Cirp**, v. 45, p. 203-206, 2016.
- [16] KRAUSE, Thomas W. et al. Investigation of the stress-dependent magnetic easy axis in steel using magnetic Barkhausen noise. **Journal of Applied Physics**, v. 79, n. 8, p. 4242-4252, 1996.
- [17] RAMÍREZ LONDOÑO, Antonio José. **Precipitação de fases intermetálicas e austenita secundária na ZAC de soldagens multipasse de aços inoxidáveis duplex**. 2001. Tese de Doutorado. Universidade de São Paulo.
- [18] ALVAREZ-ARMAS, I.; DEGALLAIXMOREUIL, S. Duplex stainless steels. 1st edition. [S. l.]: Wiley-ISTE, 2009.
- [19] GARFIAS-MESIAS, L. F.; SYKES, J. M.; TUCK, C. D. S. The effect of phase compositions on the pitting corrosion of 25 Cr duplex stainless steel in chloride solutions. **Corrosion science**, v. 38, n. 8, p. 1319-1330, 1996.
- [20] AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM A 890 – A 890M**: Standard Specification for Castings, Iron – Chromium – Nickel - Molybdenum Corrosion - Resistant, Duplex (Austenitic/Ferritic) for General Application.
- [21] TAN, Hua et al. Effect of annealing temperature on the pitting corrosion resistance of super duplex stainless steel UNS S32750. **Materials Characterization**, v. 60, n. 9, p. 1049-1054, 2009.
- [22] LIPPOLD, John C.; KOTECKI, Damian J. **Welding metallurgy and weldability of stainless steels**. 2005.

- [23] CHARLES, Jacques. Duplex stainless steels, a review after DSS'07 in Grado. **Metallurgical Research & Technology**, v. 105, n. 3, p. 155-171, 2008.
- [24] PARDAL, Juan Manuel. Efeitos dos tratamentos térmicos nas propriedades mecânicas, magnéticas e na resistência à corrosão de aços inoxidáveis superduplex. **Niterói: Universidade Federal Fluminense**, 2009.
- [25] TAVARES, S. S. M. et al. 475 C embrittlement in a duplex stainless steel UNS S31803. **Materials Research**, v. 4, p. 237-240, 2001.
- [26] HUANG, Chi-Shang; SHIH, Chia-Chang. Effects of nitrogen and high temperature aging on σ phase precipitation of duplex stainless steel. **Materials Science and Engineering: A**, v. 402, n. 1-2, p. 66-75, 2005.
- [27] SATHIRACHINDA, Namurata; PETTERSSON, Rachel; PAN, Jinshan. Depletion effects at phase boundaries in 2205 duplex stainless steel characterized with SKPFM and TEM/EDS. **Corrosion Science**, v. 51, n. 8, p. 1850-1860, 2009.
- [28] HUANG, Chi-Shang; SHIH, Chia-Chang. Effects of nitrogen and high temperature aging on σ phase precipitation of duplex stainless steel. **Materials Science and Engineering: A**, v. 402, n. 1-2, p. 66-75, 2005.
- [29] SHEK, C. H.; WONG, K. W.; LAI, J. K. L. Review of temperature indicators and the use of duplex stainless steels for life assessment. **Materials Science and Engineering: R: Reports**, v. 19, n. 5-6, p. 153-200, 1997.
- [30] MAGNABOSCO, Rodrigo. Kinetics of sigma phase formation in a duplex stainless steel. **Materials Research**, v. 12, n. 3, p. 321-327, 2009.
- [31] LOUREIRO, Jessica Pisano. Caracterização do aço inoxidável duplex UNS S31803 pela técnica não destrutiva de correntes parasitas pulsadas. **Projeto de Graduação para obtenção do título de Engenheira. Rio de Janeiro: UFRJ/Escola Politécnica**, 2010.
- [32] DOS SANTOS, Daniella Caluscio; MAGNABOSCO, Rodrigo. Kinetic study to predict sigma phase formation in duplex stainless steels. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 47, n. 4, p. 1554-1565, 2016.
- [33] NILSSON, J.-O. et al. Structural stability of super duplex stainless weld metals and its dependence on tungsten and copper. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 27, n. 8, p. 2196-2208, 1996.

- [34] AARONSON, H. I. The proeutectoid ferrite and the proeutectoid cementite reactions. **Decomposition of Austenite by Diffusional Process**, v. 167, 1962.
- [35] MARQUES, P. V.; MODENESI, P. J.; BRACARENSE, A. Q. **Soldagem. Fundamentos e tecnologia**. 3^a. ed. Belo Horizonte: Editora UFMG, 2011.
- [36] IMO. Orientações práticas para processamento dos aços inoxidáveis Duplex. International Molybdenum Association, Londres, 2012.
- [37] WIKTOROWICZ, R.; CROUCH, J. Shielding gas developments for TIG welding of duplex and super duplex stainless steels. 1994.
- [38] WANG, Shing-Hoa et al. Gamma (γ) phase transformation in pulsed GTAW weld metal of duplex stainless steel. **Materials Science and Engineering: A**, v. 420, n. 1-2, p. 26-33, 2006.
- [39] YOUSEFIEH, M.; SHAMANIAN, M.; SAATCHI, A. Optimization of the pulsed current gas tungsten arc welding (PCGTAW) parameters for corrosion resistance of super duplex stainless steel (UNS S32760) welds using the Taguchi method. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 509, n. 3, p. 782-788, 2011.
- [40] MUTHUPANDI, V. et al. Effect of nickel and nitrogen addition on the microstructure and mechanical properties of power beam processed duplex stainless steel (UNS 31803) weld metals. **Materials Letters**, v. 59, n. 18, p. 2305-2309, 2005.
- [41] CHEN, Ming et al. Residual stress and microstructure evolutions of SAF 2507 duplex stainless steel after shot peening. **Applied Surface Science**, v. 459, p. 155-163, 2018.
- [42] LU, Jian (Ed.). **Handbook of measurement of residual stresses**. Fairmont Press, 1996.
- [43] DIETER, George E. **Metalurgia Mecânica**. Guanabara Dois. Rio de Janeiro, 1981.
- [44] SCOTTI, Américo. Modelos de cinco barras e de uma barra para geração de tensões térmicas na ZF, ZAC e MB durante soldagem a arco. **Soldagem & Inspeção**, v. 19, n. 1, p. 82-90, 2014.
- [45] AMERICAN WELDING SOCIETY. AWS A3. 0M/A3. 0: 2010: standard welding terms and definition. 2010.

- [46] MISHCHENKO, Andrii; SCOTTI, Américo. Tensões residuais em soldagem a arco: uma visão holística. **Soldagem & Inspeção**, v. 23, p. 93-112, 2018.
- [47] CULLITY, Bernard Dennis; GRAHAM, Chad D. **Introduction to magnetic materials**. John Wiley & Sons, 2011.
- [48] CALDAS MORGAN, Manuel Alfredo. **Ruído magnético de Barkhausen contínuo rotacional**. 2013. Tese de Doutorado. Universidade de São Paulo.
- [49] BOZORTH, Richard M. Magnetism. **Reviews of Modern Physics**, v. 19, n. 1, p. 29, 1947.
- [50] KLABUNDE, Kenneth J.; RICHARDS, Ryan M. (Ed.). **Nanoscale materials in chemistry**. John Wiley & Sons, 2009.
- [51] JILES, David. **Introduction to magnetism and magnetic materials**. 1991.
- [52] BLODGETT, Mark P.; NAGY, Peter B. Eddy current assessment of near-surface residual stress in shot-peened nickel-base superalloys. **Journal of nondestructive evaluation**, v. 23, n. 3, p. 107-123, 2004.
- [53] MARQUES, Beatriz Schuwartz Borba. **Aplicação da técnica de correntes parasitas para detecção de defeitos em aço dúplex 2205 com diferentes tratamentos térmicos**. 2017. Tese de Doutorado. Universidade Federal do Rio de Janeiro.
- [54] NORMANDO, Paulo G. et al. Ultrasound, eddy current and magnetic Barkhausen noise as tools for sigma phase detection on a UNS S31803 duplex stainless steel. **Materials Science and Engineering: A**, v. 527, n. 12, p. 2886-2891, 2010.
- [55] PAPPALETTERE, C. A short survey on residual stress measurements by HDM and ESPI. In: **Advancement of Optical Methods in Experimental Mechanics, Volume 3**. Springer, Cham, 2018. p. 105-110.
- [56] AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E837 – 8: Standard Test Method for Determining Residual Stresses by the Hole-Drilling Strain-Gage Method**.
- [57] BARILE, C. et al. Drilling speed effects on accuracy of HD residual stress measurements. In: **Residual Stress, Thermomechanics & Infrared Imaging**,

Hybrid Techniques and Inverse Problems, Volume 8. Springer, Cham, 2014. p. 119-125.

[58] SCHAJER, Gary S.; RICKERT, Theo J. Incremental computation technique for residual stress calculations using the integral method. *Experimental mechanics*, v. 51, n. 7, p. 1217-1222, 2011.

[59] BHATT, R. B. et al. Influence of nitrogen in the shielding gas on corrosion resistance of duplex stainless-steel welds. **Journal of materials engineering and performance**, v. 8, n. 5, p. 591-597, 1999.

[60] SALES, A. M.; WESTIN, E. M.; JARVIS, B. L. Effect of nitrogen in shielding gas of keyhole GTAW on properties of duplex and superduplex welds. **Welding in the World**, v. 61, n. 6, p. 1133-1140, 2017.

[61] MUTHUPANDI, V. et al. Effect of weld metal chemistry and heat input on the structure and properties of duplex stainless steel welds. **Materials Science and Engineering: A**, v. 358, n. 1-2, p. 9-16, 2003.

[62] VARBAI, Balázs; PICKLE, Timothy; MÁJLINGER, Kornél. Effect of heat input and role of nitrogen on the phase evolution of 2205 duplex stainless steel weldment. **International Journal of Pressure Vessels and Piping**, v. 176, p. 103952, 2019.

[63] HOSSEINI, Vahid A. et al. Nitrogen loss and effects on microstructure in multipass TIG welding of a super duplex stainless steel. **Materials & design**, v. 98, p. 88-97, 2016.

[64] LAKSHMINARAYANAN, A. K.; SHANMUGAM, K.; BALASUBRAMANIAN, V. Effect of welding processes on tensile and impact properties, hardness and microstructure of AISI 409M ferritic stainless joints fabricated by duplex stainless steel filler metal. **Journal of Iron and Steel research, international**, v. 16, n. 5, p. 66-72, 2009.

[65] HAN, Laihui et al. Influence of heat input on microstructure, hardness and pitting corrosion of weld metal in duplex stainless steel welded by keyhole-TIG. **Materials Characterization**, v. 175, p. 111052, 2021.

- [66] HORVATH, W. et al. Microhardness and microstructure of austenite and ferrite in nitrogen alloyed duplex steels between 20 and 500 C. **Materials Science and Engineering: A**, v. 256, n. 1-2, p. 227-236, 1998.
- [67] WAN, Yu et al. Distribution and formation mechanism of residual stress in duplex stainless steel weld joint by neutron diffraction and electron backscatter diffraction. *Materials & Design*, v. 181, p. 108086, 2019.
- [68] GAUTHIER, J.; KRAUSE, T. W.; ATHERTON, D. L. Measurement of residual stress in steel using the magnetic Barkhausen noise technique. **Ndt & E International**, v. 31, n. 1, p. 23-31, 1998.
- [69] DOBRÁNSZKY, János; MÉSZÁROS, István; NAGY, Gyula. Mechanical and thermal induced phase transformations in superduplex stainless steel. 2000.
- [70] HUALLPA, Edgar Apaza et al. Use of magnetic Barkhausen noise (MBN) to follow up the formation of sigma phase in Saf2205 (UNS S31803) duplex stainless steel. **Materials Research**, v. 19, p. 1008-1016, 2016.
- [71] FRANCO, Freddy A. et al. Relation between magnetic Barkhausen noise and hardness for Jominy quench tests in SAE 4140 and 6150 steels. **Journal of Nondestructive Evaluation**, v. 32, n. 1, p. 93-103, 2013.
- [72] SIIRIÄINEN, Juha et al. Barkhausen Noise and its use for quality control of the production of transmission gears. In: **Advanced Materials Research**. Trans Tech Publications Ltd, 2008. p. 407-419.
- [73] SAQUET, O.; CHICOIS, J.; VINCENT, A. Barkhausen noise from plain carbon steels: analysis of the influence of microstructure. **Materials Science and Engineering: A**, v. 269, n. 1-2, p. 73-82, 1999.
- [74] MOORTHY, V.; SHAW, B. A.; EVANS, J. T. Evaluation of tempering induced changes in the hardness profile of case-carburised EN36 steel using magnetic Barkhausen noise analysis. **Ndt & E International**, v. 36, n. 1, p. 43-49, 2003.
- [75] ROSKOSZ, Maciej; FRYCZOWSKI, Krzysztof; SCHABOWICZ, Krzysztof. Evaluation of ferromagnetic steel hardness based on an analysis of the Barkhausen noise number of events. **Materials**, v. 13, n. 9, p. 2059, 2020.
- [76] VASHISTA, M.; PAUL, S. Novel processing of Barkhausen noise signal for assessment of residual stress in surface ground components exhibiting poor magnetic

response. **Journal of Magnetism and Magnetic Materials**, v. 323, n. 21, p. 2579-2584, 2011.

[77] JAGADISH, Chennupati; CLAPHAM, Lynann; ATHERTON, DAVID L. Influence of uniaxial elastic stress on power spectrum and pulse height distribution of surface Barkhausen noise in pipeline steel. **IEEE transactions on magnetics**, v. 26, n. 3, p. 1160-1163, 1990.

[78] KRAUSE, T. W. et al. Magnetic Barkhausen noise: stress-dependent mechanisms in steel. **IEEE Transactions on Magnetism**, v. 32, n. 5, p. 4764-4766, 1996.

[79] SHILLING, J. W. Domain Structure During Magnetization of Grain-Oriented 3% Si-Fe as a Function of Applied Tensile Stress. **Journal of Applied Physics**, v. 42, n. 4, p. 1787-1789, 1971.

[80] HOUZE JR, G. L. Effect of Longitudinal Tensile Stress on the Static and 60 Hz Domain Structures of Grain-Oriented Silicon Steel. **Journal of Applied Physics**, v. 40, n. 3, p. 1090-1091, 1969.

[81] REBELLO, João et al. Quantification of sigma phase precipitation by magnetic nondestructive testing. In: **Electromagnetic Nondestructive Evaluation (XIV)**. IOS Press, 2011. p. 311-321.

[82] REBELLO, Joao MA et al. Saturated low frequency eddy current technique applied to microstructure phase quantification in duplex stainless steel. In: **2013 Far East Forum on Nondestructive Evaluation/Testing: New Technology and Application**. IEEE, 2013. p. 1-7.