



UNIVERSIDADE FEDERAL FLUMINENSE
CENTRO TECNOLÓGICO
ESCOLA DE ENGENHARIA INDUSTRIAL METALÚRGICA DE VOLTA REDONDA
PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA METALÚRGICA

Tese de Doutorado

“A INFLUÊNCIA DO CAMPO MAGNÉTICO EXTERNO SOBRE O ARCO ELÉTRICO NO PROCESSO TIG AUTÓGENO AFETANDO A MICROESTRUTURA E PROPRIEDADES MECÂNICAS E DE RESISTÊNCIA À CORROSÃO DO AÇO INOXIDÁVEL AISI 304L.”



Aluno: Anderson Vergílio de Queiroz

Orientador: José Adilson de Castro

Coorientador: Carlos Roberto Xavier
Petrobras/UniFOA

2021

ANDERSON VERGÍLIO DE QUEIROZ

“A INFLUÊNCIA DO CAMPO MAGNÉTICO EXTERNO SOBRE O ARCO ELÉTRICO NO PROCESSO TIG AUTÓGENO AFETANDO A MICROESTRUTURA E PROPRIEDADES MECÂNICAS E DE RESISTÊNCIA À CORROSÃO DO AÇO INOXIDÁVEL AISI 304L”

Área de Concentração: Modelamento e Simulação de Processos e Fenômenos
Linha de Pesquisa: Processos Soldagem

Tese apresentada ao curso de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica da Universidade Federal Fluminense, como requisito para obtenção do grau de Doutor em Engenharia Metalúrgica.

Orientador:
Prof. Ph.D. José Adilson de Castro

Coorientador:
Prof. Dr. Carlos Roberto Xavier

Volta Redonda
2021

,

Ficha catalográfica automática - SDC/BEM
Gerada com informações fornecidas pelo autor

Q31 Queiroz, Anderson Vergílio de
A influência do campo magnético externo sobre o arco elétrico no processo TIG autógeno afetando a microestrutura e propriedades mecânicas e de resistência à corrosão do aço inoxidável AISI 304L. / Anderson Vergílio de Queiroz ; José Adilson de Castro, orientador ; Carlos Roberto Xavier, coorientador. Volta Redonda, 2021.
120 f. : il.

Tese (doutorado)-Universidade Federal Fluminense, Volta Redonda, 2021.

DOI: <http://dx.doi.org/10.22409/PPGEM.2021.d.07623289756>

1. Soldagem. 2. Adição do campo magnético externo. 3. TIG autógeno. 4. Produção intelectual. I. Castro, José Adilson de, orientador. II. Xavier, Carlos Roberto, coorientador. III. Universidade Federal Fluminense. Escola de Engenharia Industrial e Metalúrgica de Volta Redonda. IV. Título.

CDD -

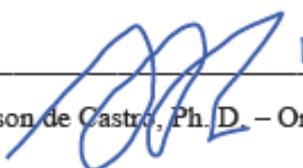
ANDERSON VERGILIO DE QUEIROZ

“A influência do campo magnético externo sobre o arco elétrico no processo TIG autógeno afetando a microestrutura, propriedades mecânicas e de resistência à corrosão do aço inoxidável AISI 304L”

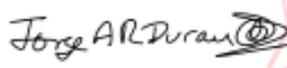
Tese de Doutorado submetida ao curso de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica da Universidade Federal Fluminense como requisito parcial para obtenção do título de Doutor em Engenharia Metalúrgica. Área de Concentração: Modelamento e Simulação de Processos e Fenômenos

Apresentado em 23 de dezembro de 2021

Banca Examinadora:


 José Adilson de Castro, Ph. D. – Orientador (UFF)


 Prof. D. Sc. Elivelton Alves Ferreira, D.Sc. (UFF)


 Digitally signed by JORGE ALBERTO RODRIGUEZ DURAN
 jorge.a.r.duran@gmail.com:05228
 163719
 Date: 2022.01.24 13:15:00 -0300
 Jorge Alberto Rodriguez Duran, D. Sc. (UFF)


 Carlos Roberto Xavier, D. Sc. (Petrobras/UniFOA)


 Rudinelli Demarque, D. Sc. (UFRJ)


 Marília Garcia Diniz, D. Sc. (UERJ)

VOLTA REDONDA

2021

DEDICATÓRIA

A Deus e à Mãe do Céu (Maria Santíssima),
aos meus pais, Jorge Graça de Queiroz e Maria
Aparecida Vergílio de Queiroz, por
proporcionarem a maior das heranças (a
educação).

AGRADECIMENTOS

Agradeço, primeiramente, a Deus e à Mãe do Céu (Maria Santíssima), pelo cuidado, presença em todos os momentos e pela oportunidade concedida, pois sem eles nada haveria sentido e ocorrido.

À minha família, por todo incentivo e suporte necessário para alcançar meus objetivos, em especial aos meus filhos Miguel Baere Soares Vergílio de Queiroz (*in memoriam*) e ao João Vitor Baere Soares Vergílio de Queiroz, por serem sempre a motivação e o norte da minha caminhada.

Aos meus pais, pela sabedoria de ser pai e mãe em todos os momentos da minha vida. Obrigado pela educação, afinal vocês dizem: “A educação é a melhor herança que podemos proporcionar”.

Ao brilhante Professor José Adilson de Castro, por acreditar, apoiar e dedicar-se ao trabalho.

Ao Professor Carlos Roberto Xavier, pelo direcionamento e apoio de sempre.

Aos demais Professores da Universidade Federal Fluminense, por contribuírem com o desenvolvimento e aperfeiçoamento do conhecimento.

Aos técnicos que colaboraram para a realização dos meus experimentos, demonstrando sempre boa vontade, em especial Célio J. Marcelo, que se dedicou com imensa boa vontade, sempre solícito em qualquer demanda.

A todos que colaboraram de alguma forma para o andamento desta tese.

Aos amigos que me acompanharam ao longo de anos de caminhada, Márcio Teodoro Fernandes, Leonardo Martins, Rudineli Demarque e Elizabeth Mendes.

À família do amigo Márcio Teodoro Fernandes, pelo apoio, incentivo e paciência.

Aos amigos Professor Henrique Nuno e Professor Sandro Graziel que, ao longo desses anos, se preocuparam, incentivaram e apoiaram nas mais simples e sinceras palavras.

À CAPES, pela concessão da bolsa de estudos.

A todos os amigos e familiares que mesmo de longe atuaram como incentivo e motivação para esta caminhada.

A ela que é o meu grande AMOR, Jackline Baere Soares Vergílio de Queiroz, sempre ao meu lado dividindo as alegrias e as tristezas, o calor e o frio, o sol e a chuva, o dia e a noite e me mostrando, mesmo sem querer, que sempre há a porta do sucesso.

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

“This study was financed in part by the Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior – Brasil (CAPES) – Finance Code 001

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	20
2	OBJETIVOS	22
2.1	OBJETIVO GERAL	22
2.2	OBJETIVOS ESPECÍFICOS	22
3	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	23
3.1	AÇOS INOXIDÁVEIS AUSTENÍTICOS	23
3.2	SOLDAGEM	25
3.3	METALURGIA DA SOLDAGEM	34
3.4	MODO DE SOLIDIFICAÇÃO	35
3.4.1	Solidificação com ferrita primária e austenita	41
3.4.2	Distribuição dos elementos de liga durante a solidificação da zona fundida	44
3.4.3	Efeito da velocidade de resfriamento no modo de solidificação	45
3.5	ADIÇÃO DO CAMPO MAGNÉTICO NO PROCESSO DE SOLDAGEM	48
3.6	EFEITOS DO CAMPO MAGNÉTICO NA MICROESTRUTURA DA ZONA DE FUSÃO	55
3.7	EFEITOS NA GEOMETRIA DO CORDÃO DE SOLDA	58
3.8	ESTUDO DA CORROSÃO POR TÉCNICAS ELETROQUÍMICAS	59
3.8.1	Influência dos elementos de liga na resistência à corrosão	61
4	MATERIAIS E MÉTODOS	62
4.1	MODELO COM VARIÁVEIS CODIFICADAS	62
4.2	IDENTIFICAÇÃO DO METAL BASE	64
4.3	MÉTODOS	64
4.3.1	Operacionalização do aparato experimental	66
4.3.2	Aquisição de dados	67
4.3.3	Imagens infravermelho	67
4.3.4	Preparação metalográfica	67
4.3.5	Dimensionamento do cordão de solda	69
4.4	ANÁLISE MICROESTRUTURAL	70
4.5	O ESPAÇAMENTO DENDRÍTICO NA JUNTA SOLDADA	71
4.6	AVALIAÇÃO DA RESISTÊNCIA À CORROSÃO	72
4.7	ENSAIO DE TENACIDADE	73
4.8	ENSAIO DE MICRODUREZA	73

5	RESULTADOS E DISCUSSÕES	75
5.1	DISTRIBUIÇÃO DA TEMPERATURA NO CORDÃO DE SOLDA	75
5.2	ANÁLISE MICROESTRUTURAL DA ZONA DE FUSÃO	76
5.3	EXAME MACROSCÓPICO	80
5.3.1	Microestrutura típica da zona de fusão do aço 304L	83
5.4	A DISTRIBUIÇÃO DA DUREZA E MICRODUREZA NAS DIFERENTES ZONAS	89
5.5	AValiação DA DUCTILIDADE NO CORDÃO DE SOLDA	94
5.6	CURVAS DE POLARIZAÇÃO EM 3,5% NaCl NA ZONA DE FUSÃO	98
5.7	AVALIACAO DOS EFEITOS DO CAMPO MAGNÉTICO ATRAVÉS DO DOE	100
6	CONCLUSÃO	107
7	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	110

LISTA DE FIGURAS

- Figura 1** Representação da seção do diagrama de equilíbrio Fe-Cr-Ni a 650°C (Sedriks, 1996) / 24
- Figura 2** Desenho esquemático do processo de soldagem TIG (adaptado de Marques, 2017) / 26
- Figura 3** Microestrutura na zona de fusão com várias composições do gás de proteção do AID UNSS32760; a) Ar, d) 98%Ar-2%N, c) 95%Ar-5%N e d) 90%Ar-10%N (Migiakis, 2009) / 29
- Figura 4** Desenho esquemático das regiões de um arco de soldagem: (a) Zona de queda catódica, (b) coluna do arco e (c) zona de queda anódica. l_a - comprimento do arco (Marques, 2017) / 31
- Figura 5** Isotermas de um arco elétrico típico. $V=12V$, $I=200A$ (Marques, 2017) / 32
- Figura 6** Representação esquemática da formação do jato de plasma (Marques, 2017) / 33
- Figura 7** Técnicas para previsão de microestrutura do metal de solda conforme a) diagrama de Schaeffler e b) diagrama WRC-92 (Modenesi, 2001) / 35
- Figura 8** Seção vertical do sistema Fe-Cr-Ni (Padilha e Guedes, 2004) / 36
- Figura 9** Esquema de um corte vertical do diagrama ternário Fe-Cr-Ni para um teor de ferro constante (Padilha e Rios, 2002) / 37
- Figura 10** Representação esquemática do modo de solidificação (Colpaert, 2008; Suutala, Moisiso, 1979) / 39
- Figura 11** Desenho esquemático dos tipos de morfologias da ferrita- δ na zona fundida dos aços inoxidáveis austeníticos (Modenesi, 2001) / 39
- Figura 12** Microestrutura típica da solidificação do tipo FA (Lippold e Kotechi, 2005) / 40
- Figura 13** Efeito da composição química no modo de solidificação de ligas Fe-Cr-Ni (Suutala et al., 1980) / 41
- Figura 14** Efeito $\%P + \%S$ e da relação Cr_{eq}/Ni_{eq} na ocorrência de trincas na solidificação (Fredriksson, 1972) / 43
- Figura 15** Efeito da taxa de crescimento no modo de solidificação de ligas contendo diferentes relações de Cr_{eq}/Ni_{eq} (Suutala, 1983) / 45
- Figura 16** Efeito da velocidade de resfriamento na quantidade de ferrita delta presente em ligas com diferentes modos de solidificação (Pereira e Beech, 1979) / 46
- Figura 17** Esquemático de distribuição de soluto a partir de um líquido de concentração inicial CO com $KO < 1$ para: (a) resfriamento em equilíbrio; (b) elevada velocidade de solidificação; (c) baixa velocidade de solidificação (Campos e Davies, 1978) / 48
- Figura 18** Regra da mão esquerda de Fleming (Singh et al., 2021) / 49

- Figura 19** Campo magnético gerado em um condutor sólido atravessado por uma corrente elétrica (adaptado de <http://www.geocities.ws>, 2015) / 51
- Figura 20** Força produzida numa carga positiva em um campo magnético (Adaptado de Reis, 2009) / 52
- Figura 21** Diagrama do comportamento do arco sobre a atuação do campo magnético externo (Reis, 2009) / 53
- Figura 22** Comportamento das linhas de campo magnético induzido (Kang & Na 2002) / 54
- Figura 23** Imagem do arco elétrico com e sem deflexão magnética (Kang & Na 2002) / 55
- Figura 24** Micrografias realizadas com diferentes frequências de oscilações (a) 2 Hz (b) 4 Hz (c) 7 Hz e (d) 8 Hz / 55
- Figura 25** Efeito do tecimento mecânico no centro do cordão de solda (a) sem oscilação e (b) com oscilação (Mahajan, S. et al. 2012) / 57
- Figura 26** Geometria do cordão de solda em função da frequência de oscilação (Wolyneec, 2003) / 59
- Figura 27** Representação esquemática da influência dos elementos de liga em uma curva de polarização anódica / 61
- Figura 28** Ciclo de curvas polarizada individual e desconectada / 61
- Figura 29** Fluxograma esquemático da parte experimental do presente estudo / 62
- Figura 30** Suporte para adição do campo magnético externo / 65
- Figura 31** Adição do ímã no suporte. a) soldagem sem ímã $B = 0T$. b) soldagem com $B = 2,5T$, c) com $B = 5,0T$ e d) com $B = 7,5T$ / 66
- Figura 32** Esquema da captação dos dados (adaptado de Almeida, 2014) / 67
- Figura 33** Exemplo de amostras das juntas soldadas após o corte com serra fita / 68
- Figura 34** Análise do EDS na austenita / 69
- Figura 35** (a) Estereomicroscópio ZEISS e (b) esquemático do cordão de solda. Cada imagem foi tratada no Geogebra de acordo com o tamanho de sua espessura, 9 mm / 70
- Figura 36** Análise por espectroscopia da ferrita / 71
- Figura 37** Exemplo do dimensionamento do espaçamento dendrítico / 72
- Figura 38** Reprodutividade dos resultados da microcélula eletroquímica, observando-se as curvas de polarização / 72
- Figura 39** Corpos de provas para Charpy após os experimentos 0T, 2,5T, 5,0T e 7,5T / 73
- Figura 40** Esquemático da vista transversal do material soldado / 74
- Figura 41** Foto da distribuição da temperatura no cordão de solda / 75
- Figura 42** Ciclo de temperatura na soldagem com a variação do campo magnético externo, para 5,0T / 76

- Figura 43** Diagrama dos efeitos do campo magnético externo na microestrutura da raiz da zona fusão para o intervalo 0T a 7,5T / 78
- Figura 44** Análise microestrutural da zona de fusão com diagrama de Schaeffler, Diagrama WRC-92 e o Diagrama Pseudo-binário / 79
- Figura 45** Aspectos em escala macro dos cordões de solda. a) soldagem 0 T, b) soldagem 2,5 T, c) soldagem 5,0 T e d) soldagem 7,5 T, ambos sob o ataque Behara / 81
- Figura 46** Diagrama dos efeitos do campo magnético externo nas dimensões da zona de fusão / 83
- Figura 47** Microestrutura da ZF, a) Transição MB e ZF para $B = 0,0$ T, b) ZF do $B = 0,0$ T, c) ZF do $B = 0,0$ T via MEV / 84
- Figura 48** Microestrutura da ZF, a) Transição MB e ZF para $B = 2,5$ T, b) ZF do $B = 2,5$ T, c) ZF do $B = 2,5$ T via MEV / 84
- Figura 49** Microestrutura da ZF, a) Transição MB e ZF para $B = 5,0$ T, b) ZF do $B = 5,0$ T, c) ZF do $B = 5,0$ T via MEV / 86
- Figura 50** Microestrutura da ZF, a) Transição MB e ZF para $B = 7,5$ T, b) ZF do $B = 7,5$ T, c) ZF do $B = 7,5$ T via MEV / 86
- Figura 51** Micrografia revelando a morfologia granular das zonas. Figura da soldagem com o campo magnético externo de 7,5 T / 87
- Figura 52** Diagrama dos efeitos do campo magnético externo na microestrutura da zona de fusão na variação do espaçamento dendrítico (λ_1 primário e λ_2 secundário), para o intervalo 0 a 7,5 / 88
- Figura 53** A variação decrescente do tamanho de grão com a variação crescente do campo magnético externo, para o intervalo 0 a 7,5 / 89
- Figura 54** O comportamento da dureza (HV) no MB e ZF conforme a variação do campo magnético externo / 90
- Figura 55** Diagrama da variação da interface MB/ZF versus o teor Cr e teor Ni, a) para a soldagem 0,0 T, b) para a soldagem 2,5T, c) para soldagem 7,5 T ao longo da seção transversal do corpo de prova e d) microestrutura da ZF para a soldagem 2,5 T / 91
- Figura 56** A distribuição da microdureza Vickers nas diferentes zonas ao longo da seção transversal / 93
- Figura 57** Diagrama dos efeitos da ruptura na formação dos dimples, demonstrando a variação do campo magnético externo versus o tamanho dos dimples e a variação do campo magnético externo versus a fração volumétrica dos dimples / 94
- Figura 58** Aspecto fotográfico da fratura dúctil após o teste de Charpy. Figura 55 a) sem adição do campo magnético e a Figura 55 b) para $B = 2,5$ T; Figura 55 c) $B = 5,0$ T e Figura 55 d) $B = 7,5$ T / 95
- Figura 59** A distribuição do teor de Cr e Ni na superfície da fratura / 96
- Figura 60** Diagrama dos efeitos da ruptura na formação dos dimples, demonstrando a variação do campo magnético externo *versus* o tamanho dos dimples, e a

variação do campo magnético externo *versus* a fração volumétrica dos dimples/ 96

- Figura 61** Energia absorvida em função da variação do campo magnético externo obtida por ensaio Charpy / 98
- Figura 62** Densidade de corrente *versus* o potencial aplicado para a adição do campo magnético externo / 99
- Figura 63** Variações esperadas da % da ferrita, na raiz ZF, em função do campo magnético externo e da temperatura / 100
- Figura 64** Variações esperadas da largura da ZF em função da temperatura e do campo magnético externo / 101
- Figura 65** Profundidade da ZF em função da temperatura e do campo magnético externo / 102
- Figura 66** Variações esperadas da área da zona de fusão em função do campo magnético externo e da temperatura / 103
- Figura 67** Distribuição da dendrita primária em função do campo magnético externo e da temperatura / 103
- Figura 68** Variações do espaçamento dendrítico secundário em função do campo magnético externo e da temperatura / 104
- Figura 69** Variações esperadas do tamanho de grão em função do campo magnético externo e da temperatura / 105
- Figura 70** Variações esperadas da dureza em função do campo magnético externo e da temperatura / 106

LISTA DE TABELAS

- Tabela 1** Mecanismos e modo de solidificação dos aços inoxidáveis/36
- Tabela 2** Influência da relação C_{req}/Ni_{req} na sequência de solidificação Fe-Cr-Ni /37
- Tabela 3** Valores medidos de campo magnético externo e temperatura no tempo 35 segundos em cada processo de soldagem /63
- Tabela 4** Composição química (% em peso) do metal de base / 64
- Tabela 5** Parâmetros de soldagem / 65
- Tabela 6** Apresenta a composição do ataque Behara / 68
- Tabela 7** A redução do teor de ferrita com a variação do campo magnético /78
- Tabela 8** As propriedades físicas do campo magnético / 80
- Tabela 9** Composição média (pontual) das fases da zona fundida / 88
- Tabela 10** Teor de Cr nos pontos de dureza / 91
- Tabela 11** Parâmetros eletroquímicos obtidos a partir das curvas de polarização / 99

LISTA DE ABREVIATURAS, SIGLAS E SÍMBOLOS

A	Corrente (Ampère)
AISI	American Iron and Steel Institute
Al	Alumínio
ASME	The American Society of Mechanical Engineers
ASTM	American Society for Testing and Materials
AWS	American Welding Society
Ar	Gás Argônio
BSE	Retroespalhamento de elétrons
CCC	Cúbica de Corpo Centrado
CFC	Cúbica de Face Centrada
Cm	Centímetro
Cr	Cromo
Cr_{eq}	Cromo equivalente
Cu	Cobre
E_{cor}	Potencial de corrosão (Volts)
E_{pit}	Potencial de pite (Volts)
E_{trans}	Potencial de transpassivação (Volts)
ECS	Eletrodo de calomelano saturado
EDX	Espectroscopia por difração de raio-x
EPS	Especificação de procedimento de soldagem
F	Força de Lorentz (Newton)
\vec{F}	Módulo força magnética/Força Magnética (Newton)
GMAW	Gas Metal Arc Welding
GTAW	Gas Tungsten Arc Welding
HI	Aporte Térmico
HZ	Dureza Vickers
I	Corrente de soldagem (Volts)
I_{cor}	Corrente de corrosão (Volts)
I_{crit}	Corrente crítica (Volts)
I_{pass}	Corrente de passivação (Volts)
ΔE_{PASS}	Zona de passivação (Volts)

MB	Metal Base
MIG	Metal Inert Gas
MEV	Microscópio Eletrônico de Varredura
mm	Milímetro
MO	Microscópio Óptico
N	Nitrogênio
Ni	Níquel
Ni_{eq}	Níquel equivalente
Nb	Nióbio
O₂	Molécula de Oxigênio
Q	Energia térmica gerada (Joule)
q	Partícula carregada positivamente
R	Raio condutor (milímetro)
r	Distância do centro do condutor (milímetro)
T	Tesla
Ti	Nióbio
TIG	Tungstênio Inert Gás
V	Tensão de soldagem (Volt)
v	Velocidade de soldagem (segundo)
V_c	Queda catódica de tensão
WRC	Welding Research Concil
ZF	Zona de Fusão
°C	Graus Celsius
ΔT	Variação de temperatura (graus Celsius)
δ	Delta
γ	Austenita
α	Ferrita
α'	Martensita
δ	Ferrita delta
χ	Fase qui
η	Fator de rendimento

μ_0	Permeabilidade magnética no vácuo (henry por metro coulomb ao quadrado por newton metro quadrado)
μm	Micrometro
V	Potencial elétrico (Volt por metro)
\vec{A}	Vetor potencial magnético (ampère por metro quadrado)
$\nabla \cdot \vec{j}$	Continuidade de corrente (ampère por metro quadrado)
\vec{j}	Densidade de corrente (ampère por metro quadrado)
\vec{E}	Campo elétrico (volt por metro)
\vec{B}	Indução Magnética (Tesla)
\vec{v}	Vetor velocidade (mm/s)
t	Tempo (s)
ρ	Densidade (coulomb por metro cúbico)
μ	Viscosidade (henry por metro coulomb ao quadrado por newton metro quadrado)
P	Pressão (P)
g	Gravidade (metro por segundo ao quadrado)
T_{ref}	Temperatura referente ao material (°C)
T	Temperatura (°C)
L_f	Calor latente de fusão (caloria por grama)
ϵ_N	A região de emissão do coeficiente de argon (quilograma por decímetro cúbico)
σ	A condutividade elétrica (mhos por metro)
$\nabla \cdot$	Operador divergente (por metro)
$\nabla \times$	Operador rotacional (por metro)
$\frac{\partial}{\partial t}$	Derivada parcial com respeito ao tempo (segundo hertz)

RESUMO

A soldagem é um dos mais importantes e abrangentes processos de fabricação e de manutenção empregados, de maneira geral, pelas indústrias. Os aços inoxidáveis austeníticos têm extensa aplicabilidade no meio industrial devido à sua alta resistência à corrosão e oxidação em diversos meios corrosivos e à boa tenacidade em baixas temperaturas. Buscando uma melhoria contínua da qualidade e desempenho das soldas realizadas em metais e suas ligas, objetivou-se, neste trabalho, obter uma melhor compreensão da influência da aplicação do campo magnético externo sobre as características metalúrgicas, propriedades mecânicas e de resistência à corrosão de soldas realizadas no aço inoxidável austenítico AISI 304L através do processo de soldagem TIG (Tungsten Inert Gas) autógeno. Foi possível observar que, através do campo magnético externo, é possível controlar a solidificação e gerar maior distribuição de soluto nas interações das dendritas, ocasionando maior homogeneidade na microestrutura a partir do maior fluxo convectivo nos líquidos. Há a possibilidade da utilização metodológica simples, barata e de fácil utilização para controlar o procedimento de soldagem. Sendo assim, este trabalho propõe a indução magnética na região de transformação do estado líquido ao estado sólido no resfriamento como inovação. Para este fim, campos magnéticos com valores de intensidade variada 2,5T, 5,0T e 7,5T foram aplicados simultaneamente ao procedimento de soldagem, e as condições de soldagem para esse processo e para o material foram fixados próximas daquelas usuais. Na caracterização microestrutural das soldas obtidas foram realizadas análises metalográficas usando Microscopia Óptica (MO) e Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) e na Zona Fundida (ZF). Para o levantamento das propriedades mecânicas, foram realizados ensaios de dureza e microdureza Vickers e de tenacidade à fratura através do método Charpy e empregado o método de polarização potencioestática no ensaio de corrosão no MB e ZF. Para avaliar a importância da técnica, tornou-se necessário observar os principais resultados e conclusões; sendo assim, na aplicação crescente em intensidade do campo magnético, os resultados apontaram para a redução do espaçamento dendrítico primário e secundário. O aumento da área no cordão de solda tendo adição do campo magnético externo obteve valores maiores do que 100% da ordem em relação à soldagem com ausência do campo magnético externo, e em relação ao comportamento mecânico e ao aumento da intensidade do campo magnético, proporcionou a tendência de queda do valor da microdureza Vickers nas zonas (MB e ZF). Portanto, a utilização do campo influenciou nas propriedades metalúrgicas, reduzindo o tamanho de grão da ZF, a fração volumétrica de ferrita- δ na ZF, o espaçamento dendrítico, alterou a geometria da poça de solda, diminuiu o valor da dureza na ZF, o valor da absorção de energia, o valor do potencial de corrosão e aumentou a intensidade de corrente.

Palavras-chaves: Campo Magnético Externo; Soldagem TIG; Aço inoxidável AISI 304L; Microestrutura; Tenacidade; Dureza; Corrosão.

ABSTRACT

Welding is one of the most important and comprehensive manufacturing and maintenance processes employed by industries in general. Austenitic stainless steels have extensive applicability in the industrial environment due to the high resistance to corrosion and oxidation in various corrosive media, good toughness at low temperatures and high heat resistance. Thus, seeking a continuous improvement in the quality and performance of welds made in metals and their alloys, the objective of this work was to obtain a better understanding of the influence of the application of the external magnetic field on the metallurgical characteristics, mechanical properties and resistance to corrosion of welds made in AISI 304L austenitic stainless steel by the TIG (Tungsten Inert Gas) autogenous welding process. For this, an external magnetic field of variable intensity was applied simultaneously to the welding procedure and the welding conditions, close to the usual ones, were fixed for this process used for this material. In the microstructural characterization of the welds obtained, metallographic analyzes were performed using optical microscopy (OM) and scanning electronics (SEM) and in the fusion zone (FZ). In the survey of mechanical properties, Vickers hardness and microhardness tests and fracture toughness tests were performed using the Charpy method and the potentiostatic polarization method in the corrosion test. With the increased application of the intensity of the magnetic field, the results pointed to a reduction in the grain size, the dendritic spacing (λ_1 e λ_2) and the percentage of delta ferrite in the FZ, while there was an increase in the weld bead area and the depth of the melt pool. Regarding the mechanical behavior and the increase in the intensity of the magnetic field, the tenacity remained high and with its values very close in all the conditions evaluated and the variation of the external magnetic field provided the tendency for the value of the Vickers microhardness to drop. In addition, the corrosion test showed less potential for corrosion in the FZ for the welds when increasing values of the intensity of the external magnetic field were used.

Keywords: External Magnetic Field; TIG Welding; AISI 304L stainless steel; Microstructure; Tenacity; Hardness; Corrosion.

1 INTRODUÇÃO

A solda é um processo importante, no meio industrial, para promover a união com a uniformidade dos materiais. A soldabilidade do material depende de diferentes variáveis, tais como modificações metalúrgicas resultantes da soldagem, mudanças na dureza do material (dentro e ao redor da solda) e a magnitude da inclinação da rachadura na junta (Kumar et al, 2020).

Desta forma, nos últimos anos, a soldagem vem levantando preocupações generalizadas em busca de avanços, como, por exemplo, uma alta densidade de energia para garantir a fusão localizada, boa profundidade da zona de fusão no metal base, boa geometria na zona de fusão e alta eficiência térmica (Khan et al, 2011; Yao et al., 2014; Cao et al., 2017). No entanto, os defeitos (falta de fusão, penetração, mordedura, inclusões de escória, descontinuidades etc.) podem ocorrer durante a soldagem, prejudicando a qualidade da junta soldada, induzindo a falhas em projetos mecânicos e estruturais que podem levar a sérios prejuízos materiais, humanos e ambientais.

A busca por melhorias na produtividade e qualidade motiva investimentos em diversas técnicas que visam alcançar melhores resultados na soldagem. Entre alguns recursos para essa finalidade, o fluxo convectivo induzido por meio da adição de pares de campo magnético externo é uma das alternativas, mas que ainda carece de mais estudos, pois suas consequências ao atuar na zona de fusão não são totalmente conhecidas.

No presente trabalho foi sobreposto o campo magnético externo estático no arco plasmático, intensidade magnética constante no arco plasmático e na zona de fusão. O arco plasmático, no seu interior, induz um campo magnético que interage na chapa e na solda, e o líquido fundido se move perpendicular ao campo magnético, gerando uma corrente elétrica induzida. O campo magnético induzido é alterado quando colocado um campo magnético estático, e a interação do campo estático com a corrente induzida gera a força de Lorentz.

A interação do campo magnético induzido no interior do arco plasmático e no campo magnético estático resulta em um efeito de agitação no interior da zona de fusão. A agitação (fluxo convectivo induzido) pode alterar as orientações cristalográficas da fase, melhorando as propriedades mecânicas e metalúrgicas da solda. O fluxo convectivo induzido é mais relevante na transformação do estado líquido ao estado sólido por resfriamento, mesmo sabendo que nessa região (de transformação Liq+ δ) esse material não é magnético.

Ao induzir o fluxo convectivo pelas forças magnéticas relativo à zona de fusão, foi gerada a nucleação, aumentando os núcleos, produzindo soluto e reduzindo o espaçamento dendrítico. Sendo assim, através dos efeitos da força de Lorentz, ocorrem as gerações das correntes elétrica e de convecção, possibilitando realizarem-se as transformações metalúrgicas na zona de fusão.

Com isso, espera-se dominar a redução do espaçamento dendrítico e provocar a redução do tamanho dos grãos, para além de controlar a redução do teor de ferrita- δ e, em seguida, reduzir o valor de dureza Vickers e o potencial de corrosão. Controlando a geometria da zona de fusão, espera-se aumentar a profundidade, reduzir a largura da zona de fusão e aumentar a área fundida.

2 OBJETIVOS

2.1 OBJETIVO GERAL

O presente trabalho tem como principal finalidade avaliar as transformações metalúrgicas e as propriedades mecânicas, dureza, absorção de energia, e metalúrgicas, tamanho de grão, porcentagem de ferrita δ , espaçamento dendrítico e análise microestrutural, resultantes em soldas do aço inoxidável AISI 304L, utilizando o processo TIG autógeno com campo magnético.

2.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS

- i. Avaliar a distribuição da temperatura no cordão de solda;
- ii. Analisar a influência do campo magnético externo no processo de soldagem TIG autógeno sobre as propriedades da zona de fusão (dimensões da ZF, microestrutura, fração volumétrica de ferrita, dimensionamento do espaçamento dendrítico e do tamanho de grão na zona de fusão);
- iii. Avaliar a influência do campo magnético externo no processo de soldagem TIG autógeno na microdureza Vickers, no ensaio de absorção de energia e no potencial de corrosão na zona de fusão. A indução magnética é responsável pela agitação no metal líquido, quebrando as dendritas, espalhando o teor de Cr na austenita e alterando as propriedade mecânicas e o potencial de corrosão da solda;
- iv. Obter as tendências com a extrapolação a partir da correlação estatística, com *software* aliado ao planejamento experimental.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Este tópico terá o objetivo de avaliar as transformações metalúrgicas e mecânicas na microestrutura resultantes de soldas do aço inoxidável AISI 304L, utilizando o processo TIG autógeno com a sobreposição do campo magnético externo. Assim, será possível adquirir uma ideia concisa do estado atual da soldagem com a adição do campo magnético externo sobre suas lacunas, baseando-se nos seguintes questionamentos: onde atua o Fluxo convectivo? É possível controlar a geometria da zona de fusão, o espaçamento dendrítico, a porcentagem da ferrita, o espaçamento dendrítico? Desse modo, vem-se a apresentar contribuições para a investigação e maiores conhecimentos no que diz respeito à soldagem.

3.1 AÇOS INOXIDÁVEIS AUSTENÍTICOS

A literatura define o aço inoxidável como uma liga que apresenta composição química primária composta pelos elementos de liga ferro (Fe) e cromo (Cr), com, no mínimo, 11% Cr em percentual mássico e adição de diversos outros elementos de liga, entre eles: níquel (Ni), molibdênio (Mo), titânio (Ti), nióbio (Nb), alumínio (Al), cobre (Cu), nitrogênio (N). Os elementos de liga presentes na composição química dos aços inoxidáveis austeníticos fornecem uma excelente resistência à corrosão, especialmente o cromo, uma vez que, em contato com o ar atmosférico, ou outro meio oxidante, eles têm tendência de formar, rapidamente, uma camada de óxido de cromo na superfície destas ligas. Esta camada de óxido se torna uma barreira invisível, contínua, aderente, impermeável e praticamente insolúvel em numerosos reagentes. Ela é chamada de camada passiva e tem a função de proteger a superfície do aço contra processos corrosivos (Marshall, 1984; Roberge, 2000; Sedriks, 1996).

A liga de interesse deste trabalho de doutorado trata-se do aço inoxidável austenítico AISI 304L, que apresenta a composição química de 18%Cr-8%Ni, e o teor de carbono abaixo de 0,015%. As ligas da série 300 são dos aços inoxidáveis auteníticos – aços não magnéticos com estrutura cúbica de face centrada (CFC) (Carbó 2008). Essas ligas apresentam excelentes

propriedades de aplicação (resistência mecânica quente, ductilidade, resistência à corrosão, à oxidação, trabalhabilidade e soldabilidade), fatores que a caracterizam como um aço de fácil fabricação e tornam-as opção para aplicações industriais de temperaturas criogênicas até altas temperaturas.

O sistema Fe-Cr-Ni representa a base dos aços inoxidáveis com matriz predominante austenítica. As ligas pertencentes a este grupo podem apresentar estrutura parcialmente ferrítica ou totalmente austenítica (no estado bruto de solidificação). As fases presentes neste diagrama são a ferrita e a austenita: o campo ferrítico localiza-se próximo às composições ricas em cromo, e o campo austenítico próximo às composições ricas em níquel. Há um campo de coexistência das duas fases em composição intermediárias, onde os limites ampliam-se conforme a temperatura decrescente. O aumento do campo austenítico é diretamente proporcional ao percentual de Ni (elemento austenitizante), sendo que são necessários 8% de Ni em um aço inoxidável com teor de 18% Cr para se garantir uma estrutura final austenítica. Além dos elementos químicos presentes já mencionados (Fe, Cr, Ni e C), os aços inoxidáveis podem conter o molibdênio (Mo), um elemento ferritizante. Na presença desse elemento, é necessário aumentar o percentual de níquel (Ni) a fim de se evitar uma estrutura bifásica. A Figura 1 ilustra o diagrama Fe-Cr-Ni a 650°C (Marshall, 1984; Padilha, 2004; Guedes, 2004; Sedriks, 1996).

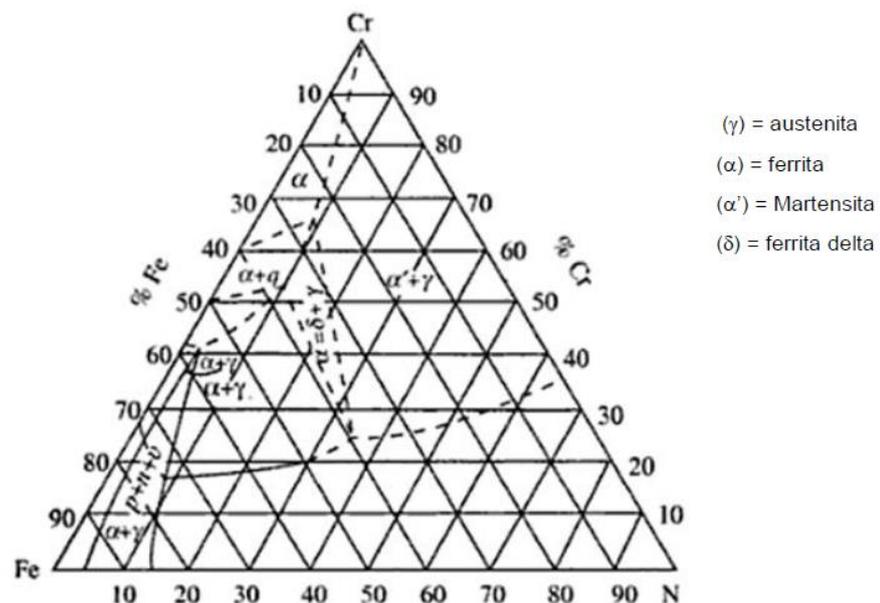


Figura 1. Representação da seção do diagrama de equilíbrio Fe-Cr-Ni a 650°C (Sedriks, 1996).

Os aços inoxidáveis que utilizam Cr e Mo para auxiliar na resistência à corrosão estão sujeitos à formação de fases intermetálicas que podem precipitar na matriz e/ou nos contornos

de grão, causando significativos impactos nas propriedades mecânicas e da resistência à corrosão. As principais fases intermetálicas são: fase sigma (σ) fase qui (χ), fases de Laves. A fase σ é o precipitado intermetálico que mais degrada as características do aço inoxidável e é especialmente observada nos austeníticos AISI 304, 304L, 316, 316L, 321 e 347 (Sedriks, 1996).

3.2 SOLDAGEM

Também conhecido por processo GTAW (Gas Tungsten Arc Welding), segundo a AWS (American Welding Society), e conhecido no Brasil por TIG (Tungsten Inert Gas), consiste em um eletrodo de tungstênio que utiliza gás como proteção. É um processo de soldagem a arco elétrico estabelecido entre o eletrodo de tungstênio e as peças a serem soldadas; com o seu aquecimento, ocorrem a fusão dos materiais e a união dessas peças. A proteção gasosa é realizada por um fluxo de gás inerte, geralmente argônio ou mistura de gases. Quando se deseja alguma característica específica, tal como aumentar o potencial de ionização, outro gás inerte é misturado ao argônio (por exemplo, o hélio), melhorando a molhabilidade e reduzindo a tensão superficial da zona de fusão (Silva, 2014).

Segundo Marques (2007), este processo possui um controle independente da fonte de calor e da adição do metal, proporcionando um excelente controle do aquecimento da junta soldada ideal para pequenas espessuras. Além do controle elevado de calor, o processo possui eficiente proteção contra a contaminação, possibilitando a soldagem de materiais com baixa soldabilidade e fornecendo ótimos resultados. Como o eletrodo de Tungstênio não é consumível, este processo pode ser realizado sem a utilização de metal de adição, sendo chamado de Tig autógeno. Neste processo, a Zona Fundida (ZF) é composta apenas pelo Metal Base (MB) fundido.

O processo tem flexibilidade para ser executado em qualquer posição quando manual, porém pode ser mecanizado com certa facilidade a partir da utilização adequada de dispositivos auxiliares (Marques, 2007).

Para realizar a soldagem pelo processo TIG, é preciso uma fonte de energia elétrica para fornecer a diferença de potencial e possibilitar a abertura do arco elétrico com a polarização da peça e do eletrodo. Em uma tocha de soldagem própria para o processo são localizados o suporte e o eletrodo de tungstênio. O dispositivo para a abertura do arco chamado de ignitor é

responsável pela abertura do mesmo, evitando o toque do eletrodo de tungstênio na peça e a contaminação do metal base. Os cabos são responsáveis pela condução da corrente elétrica da fonte para a tocha e para a peça, já o cilindro, ou uma fonte de gás, é responsável por fornecer gás para obter o arco e proteger a zona de fusão. Além desses equipamentos citados, existem outros equipamentos auxiliares que podem ser usados na soldagem manual ou mecanizada, de modo a permitir melhor controle do processo, maior produtividade e facilitar a operação, entre outros. A Figura 2 mostra um esquema do equipamento básico de soldagem TIG (Marques, 2007).

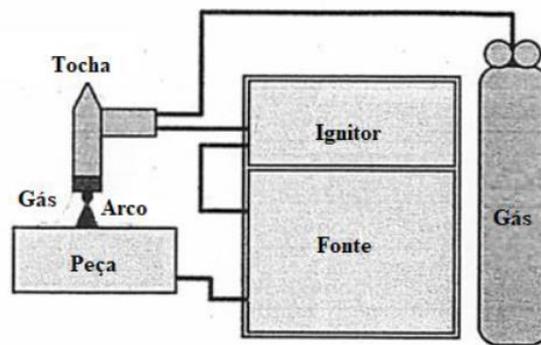


Figura 2. Desenho esquemático do processo de soldagem TIG (adaptado de Marques, 2007)

O processo de soldagem TIG utiliza fontes, do ponto de vista construtivo-operacional, semelhantes às fontes para a soldagem com eletrodos revestidos, porém geralmente o ajuste de corrente na máquina TIG é mais preciso. Esse equipamento pode ser munido com dispositivo de abertura de arco, tal como citado acima, temporizadores e válvulas para corte de fluxo de gás, sistemas para refrigeração da tocha de soldagem, pedais para controle do fluxo de gás, dentre outros acessórios específicos para este processo (Marques, 2007).

A tocha utilizada para a soldagem pelo processo TIG funciona como um suporte para o eletrodo de tungstênio e, ao mesmo tempo, fornece gás para obtenção do arco elétrico e proteção da zona de fusão, de maneira apropriada para obtenção de um metal de solda isento de contaminações. Há modelos de tochas em que o processo de refrigeração ocorre por meio do próprio gás de proteção (com o limite de capacidade de até 150 A) e por água para amperagens superiores (até 500 A). Para processos com amperagem elevada, normalmente o equipamento possui um circuito fechado de refrigeração composto por um reservatório, motor elétrico, bomba e radiador (Marques 2007).

No interior de uma tocha TIG existe uma pinça que tem a função de fixar o eletrodo de tungstênio e conduzir a corrente elétrica. Ela tem suas dimensões de acordo com o diâmetro do

eletrodo de tungstênio utilizado. A tocha também possui um bocal com a função de direcionar o fluxo do gás de proteção, que pode ser de material cerâmico ou metálico e deve ser fornecido em vários diâmetros para se adequar ao procedimento de soldagem realizado. Para a seleção do diâmetro do eletrodo e do bocal a ser utilizado, deve ser considerada a espessura da peça a ser soldada e a corrente a ser usada (Kou, 2002).

No processo de soldagem TIG, os principais consumíveis do processo são a vareta, ou arame do metal de adição, e o gás de proteção. Apesar do eletrodo de tungstênio não ser exatamente um consumível, conforme vai sendo utilizado e devido à alta temperatura, ele vai se desgastando e perdendo o ângulo de afiação. Havendo o desgaste, o eletrodo deve ser afiado novamente para adquirir a angulação ideal para soldagem. Após sucessivos desgastes com o tempo, ele deve ser substituído para não afetar a qualidade da junta soldada. No mesmo entendimento, o bico da tocha e os bocais devem ser substituídos de acordo com o desgaste para não influenciar na qualidade da junta soldada (Marques, 2007). Outras desvantagens são a baixa taxa de deposição, a necessidade de alta habilidade do soldador e o alto custo, se comparado com outros processos de soldagem a arco elétrico (Garcia Jr., 2002).

Como vantagem, o processo de soldagem TIG pode ser realizado em quase todos os metais, com exceção dos metais de baixo ponto de fusão, como o caso do chumbo. O eletrodo, sendo consumível o uso do metal de adição, torna-se independente da corrente utilizada. A adição ocorre com a inserção da vareta do metal de adição na zona de fusão, e a temperatura da mesma é responsável pela fusão. Esse processo fornece juntas limpas e isentas de respingos, livres de resíduos ou escórias e, frequentemente, não requer nenhum tipo de tratamento pós-soldagem devido à sua alta qualidade (Marques, 2007; Garcia Jr, 2002).

Esse processo é utilizado em uma ampla faixa de ligas de alumínio, magnésio, titânio e aço inoxidável. Ele possui características ideais para a obtenção de soldas de alta qualidade, geralmente livre de defeitos e com bom acabamento superficial, adequado para soldagem de alta responsabilidade, como nas indústrias petrolíferas, química, petroquímica, alimentação, geração de energia, nuclear e aeroespacial (Garcia Jr., 2002). Porém, devido à sua baixa taxa de deposição, o custo para realizar esse processo em uma junta de espessura superior a 6 mm seria muito elevado, então geralmente utiliza-se TIG no primeiro passe (passe de raiz) e finaliza-se a soldagem utilizando um processo de alta produtividade (Yousefieh, 2011).

Segundo Garcia Jr. (2002), pode-se utilizar o processo TIG tanto com corrente contínua quanto corrente alternada, a escolha do tipo de corrente e da polaridade é uma função do material a ser soldado.

Soldagem em corrente contínua: Na corrente contínua de polaridade direta (eletrodo negativo) existe um fluxo de elétrons para o metal base e um fluxo de íons para o eletrodo. O choque dos elétrons com a peça ocasiona um maior aquecimento desta do que no eletrodo, ocasionando uma maior penetração no metal base e um perfil estreito da região fundida pelo aquecimento. Já no caso de polaridade inversa (eletrodo positivo), o fluxo de elétrons incide no eletrodo e o fluxo de íons no metal base. Para esta configuração, será necessário um eletrodo com diâmetro maior devido à elevada temperatura que o mesmo alcançará. Alguns autores afirmam que o fluxo dos íons positivos tem efeito de limpeza maior do que o argônio, a penetração na ZF é baixa e a largura do perfil do cordão de solda é maior (Garcia Jr., 2002).

A soldagem TIG utiliza como gás de proteção gases inertes, geralmente argônio, hélio e uma mistura desses. Visando uma junta de qualidade, o teor de umidade deve ser controlado, e os gases de proteção devem apresentar o teor de pureza da ordem de 99,99% para proporcionar a proteção adequada na junta soldada isenta de defeitos ou inclusões que podem surgir pela presença dos elementos contidos no ar atmosférico (Marques, 2007).

A escolha adequada da corrente de soldagem é fundamental para obtenção de uma junta soldada com qualidade, pois ela influencia, de forma diretamente proporcional, a energia de soldagem adicionada na junta soldada descrita pela equação 1.

$$HI = \frac{I \times V \times \eta}{v} \quad (1)$$

Onde: I corrente de soldagem (A), V tensão de soldagem (V), η fator de rendimento devido a perdas térmicas e v velocidade de soldagem (mm/s).

Juntamente à análise da energia de soldagem, tem-se a taxa de resfriamento do material soldado, que é influenciada por diversos parâmetros, tais como: a densidade e espessura do metal, a capacidade térmica do material, o aporte térmico, a configuração da junta a ser soldada, a temperatura de pré-aquecimento e de interpasse. Entretanto, ao considerar fixos os outros parâmetros, pode-se admitir que a taxa de resfriamento de um material soldado varia com o aporte térmico “HI”. Sendo assim, para maiores valores da energia de soldagem, tem-se menores taxas de resfriamento e vice-versa. Além disso, a taxa de resfriamento tem grande importância na solidificação das ligas Fe-Cr-Ni, pois provoca mudanças microestruturais. Entre elas, está a quantidade de ferrita delta formada em um material submetido ao processo de soldagem (Ronquete, 2014).

Com isso, a energia de soldagem também afeta as propriedades das regiões da junta soldada através da forte influência sobre o desenvolvimento microestrutural da Zona

Termicamente Afetada (ZTA). Uma energia de soldagem alta promove grande quantidade de calor na junta soldada e, conseqüentemente, ocasiona uma menor taxa de resfriamento. Essa condição favorece a formação de precipitados e o equilíbrio microestrutural, porém pode haver precipitação de fases prejudiciais às propriedades da junta soldada, chamadas de fases deletérias. Já uma energia de soldagem muito baixa fornece pequenas quantidades de calor à junta, resultando em elevadas velocidades de resfriamento. Neste caso, é dificultada a formação de fases secundárias por precipitação. Entretanto, as frações ideais de ferrita- δ não são atingidas e a microestrutura pode não apresentar as propriedades necessárias para projeto (Fidele, 2001).

Geralmente, para os processos que demandam a utilização de proteção gasosa, é aplicado o argônio, porém pode ser utilizada uma mistura com N₂, He e/ou H₂ como gás de proteção. Entretanto, quando o argônio puro é utilizado como gás de proteção, ocorre uma perda de nitrogênio (N) através da zona de fusão, alterando-se a composição química do metal de solda (ZF), ocasionando, assim, o surgimento de uma maior quantidade de ferrita com uma estrutura de grãos grosseiros no metal de solda, proporcionando a deterioração das propriedades mecânicas e de corrosão no aço inoxidável duplex (Matsunaga, 2005 e Sathiya, 2009).

Para contornar esse problema, a perda de nitrogênio é reduzida adicionando nitrogênio ao gás de proteção nos processos de soldagem: para o processo de soldagem GMAW, 2 a 5% de N, e para o TIG 2 a 10% de N (Cunha, 1994). Como o N é estabilizador de γ , quando a concentração de N no gás de proteção aumenta, a ZF apresenta também um aumento das regiões de γ , conforme pode-se observar na Figura 3 (Salazar, 2007 e Migiakis, 2009).

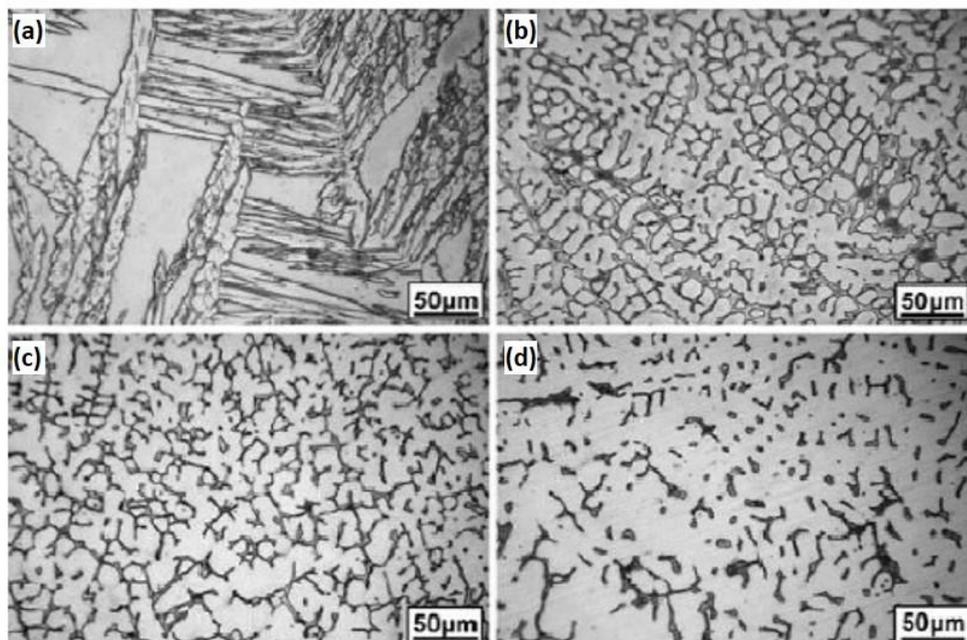


Figura 3. Microestrutura na zona de fusão com várias composições do gás de proteção do AID UNS32760; a) Ar, d) 98% Ar-2% N, c) 95% Ar-5% N e d) 90% Ar-10% N (Migiakis, 2009).

O aumento da concentração de N no gás de proteção ocasiona um aumento na velocidade de soldagem. Esse fenômeno pode ser explicado pelo aumento na energia fornecida pelo arco elétrico através da variação do potencial de entalpia de ionização. Em contrapartida, o aumento do teor de N no gás de proteção ocasiona um desgaste maior no eletrodo de tungstênio. Isso ocorre devido à interação entre o N e o tungstênio, o desgaste aumenta substancialmente a partir de 10% de N (Londoño, 1996). O aumento da concentração de N ocasiona outro problema: em concentrações de N maiores que 4%, o arco elétrico fica instável (Migiakis, 2009).

A coluna do arco é constituída de elétrons livres, íons positivos, íons negativos e uma pequena quantidade de átomos neutros, e ocasiona uma descarga elétrica mantida por um gás ionizado, à alta temperatura, também conhecido como plasma. O plasma pode produzir energia sob a forma de calor o suficiente para ser utilizado no processo e união metálica (solda), realizando fusão localizada das peças a serem unidas. A primeira observação do arco elétrico foi atribuída a Sir Humphrey Davy, no início do século XIX. Foi atribuído ao fenômeno o termo “arco” devido ao formato característico resultante da convecção dos gases quentes gerados pelo mesmo. Não há limite superior pré-estabelecido para a corrente de soldagem, podendo chegar a dezenas ou até mesmo a centenas de milhares de amperes em certos circuitos (Marques, 2007).

Nas soldagens, o arco elétrico ocorre entre um plano (peça), e a extremidade de um cilindro (eletrodo de tungstênio no caso da TIG), cuja área é muito menor do que a do plano. Por esse motivo, a maioria dos arcos tem o formato cônico. Quanto ao ponto de vista elétrico, o arco é caracterizado pela diferença de potencial entre suas extremidades e pela corrente elétrica que por ele circula. Ao longo do arco, é natural ocorrer queda de potencial, queda esta que não ocorre de forma uniforme, mas sim formando três regiões distintas, conforme a Figura 4 (Marques, 2007).

As regiões onde ocorrem as quedas anódica e catódica são caracterizadas por elevados gradientes térmicos e elétricos, em torno de 10^6 °C/mm e de 10^3 a 10^5 V/mm, respectivamente. O somatório das quedas de potencial nessas regiões é aproximadamente constante e independe das condições de operação do arco (Marques, 2007).

A coluna de plasma é constituída pela região visível e brilhante do arco, que apresenta gradientes térmicos e elétricos bem mais baixos que as regiões anteriores, da ordem de 10^3 °C/mm e 1V/mm, respectivamente (Marques, 2007). A diferença de potencial nessa região

varia de maneira quase linear com o comprimento do arco. Assim, para um valor da corrente de soldagem, a ddp entre o eletrodo e a peça é, em aproximação, dada pela equação 2:

$$V = (V_A + V_C) + E_{l_a} \quad (2)$$

O plasma é composto por moléculas, átomos, íons e elétrons. Destes, os dois últimos são os responsáveis pela passagem da corrente elétrica no arco. Assim, a estabilidade do arco está intimamente ligada às condições de produção de elétrons e íons em grande quantidade. Na coluna de plasma são produzidos elétrons e íons, por meio de choques entre os constituintes desta coluna que ocorrem nas elevadas temperaturas existentes nesta. Porém, devido à sua massa inferior, a velocidade do elétron tende a ser muito maior do que a dos outros constituintes: mais de 90% da corrente elétrica do arco de soldagem pode ser transportada pelos elétrons adicionais que precisam ser gerados junto ao eletrodo negativo (cátodo) (Marques, 2007).

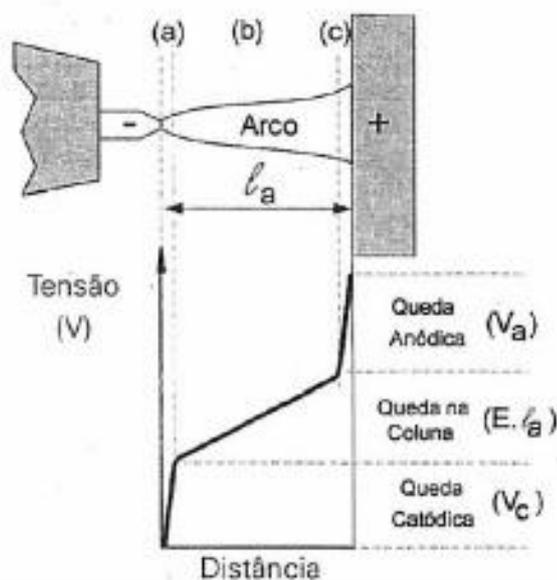


Figura 4. Desenho esquemático das regiões de um arco de soldagem: (a) Zona de queda catódica, (b) coluna do arco e (c) zona de queda anódica. l_a - comprimento do arco (Marques, 2007).

O material do cátodo possui elevado ponto de fusão (com o tungstênio ou carbono), podendo atingir elevadas temperaturas (acima de 3500K), suficientemente altas para que ocorra a emissão termiônica dos elétrons. Uma pequena queda catódica de tensão (V_c), cerca de 5V, caracteriza essa forma de emissão e uma região de contato do arco com o eletrodo (ponto catódico), relativamente difusa e estática (Marques, 2007).

Geralmente, o arco elétrico apresenta elevada eficiência para transformar a energia elétrica em energia térmica e transferi-la para a peça. O arco elétrico gera um calor que pode ser estimado pelos seus parâmetros elétricos, através da equação 3 (Marques, 2007).

$$Q = V \times I \times t \quad (3)$$

Onde Q é a energia térmica gerada, em Joules (J), V é a diferença de potencial no arco, em volts (V), I é a corrente elétrica no arco, em Amperes (A), e t é o tempo de operação em segundos (s) (Marques, 2007).

Garantir a permanência de altas temperaturas no arco é fundamental para que a ionização do plasma e, portanto, a capacidade deste conduzir corrente não sejam perdidas. A Figura 5 mostra o perfil térmico de um arco de soldagem entre um eletrodo de tungstênio e uma peça de cobre refrigerada à água, separadas por 5 mm, utilizando uma atmosfera de argônio. Esta distribuição de temperatura varia com o processo e com as condições de soldagem. Um aumento da corrente de soldagem, por exemplo, ocasiona uma maior geração de energia no arco, leva ao aparecimento de temperaturas mais altas, para além de aumentar as dimensões do arco. Na soldagem com eletrodo consumível, o vapor metálico pode ser incorporado ao arco. Esse vapor geralmente é mais ionizável do que os gases que normalmente formam o arco (como o argônio e o oxigênio), enquanto que a temperatura do arco tende a se reduzir (Marques, 2007).

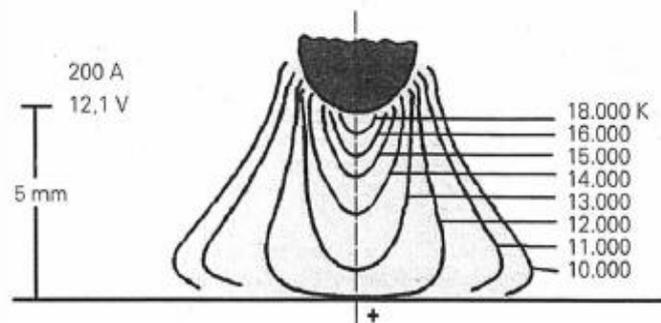


Figura 5. Isotermas de um arco elétrico típico. V=12V, I=200A (Marques, 2007).

O arco elétrico, além de calor, gera radiação eletromagnética de alta intensidade nas faixas do infravermelho, visível e ultravioleta, devendo ser observado com proteção adequada. Nos processos de soldagem a arco elétrico, o arco é um condutor gasoso de corrente elétrica. Comparado a um fio metálico, é mais sensível à influência de campos magnéticos, que são criados pelas cargas elétricas em movimento, ou seja, em torno de qualquer condutor elétrico percorrido por esta corrente (Marques, 2007).

Se um condutor de comprimento L for percorrido por uma corrente i, posicionado em uma região com um campo magnético B (perpendicular a I), o condutor sofrerá uma força F, conhecida como “Força de Lorentz”, que é dada pela equação 4:

$$\vec{F} = \vec{B} \times \vec{L} \times \vec{I} \quad (4)$$

O vetor força \vec{F} é perpendicular a ambos, \vec{B} e \vec{L} , e o seu sentido é obtido através da “Regra do Parafuso”, ou seja, imaginando-se um parafuso convencional que gira no sentido de \vec{L} para \vec{B} . O sentido de \vec{F} é o do avanço do parafuso. As forças de origem magnética aumentam com a corrente elétrica e, portanto, os seus efeitos tendem a se tornar mais intensos na soldagem com corrente elevada. Na soldagem a arco, é de especial importância a força de compressão que o campo magnético induzido pela corrente que passa por um condutor exerce sobre si próprio. Para um condutor cilíndrico, esta força, considerada na forma de pressão (p), é dada pela equação 5 (Marques, 2007).

$$p = p_A + \frac{\mu_0 L^2}{4\pi^2 R^2} \left[1 - \left(\frac{r}{R} \right)^2 \right] \quad (5)$$

Onde p_A é a pressão atmosférica, μ_0 , ($4\pi \cdot 10^{-7}$ H/m) é a permeabilidade magnética do vácuo, R é o raio do condutor e r é a distância ao centro do condutor ($r < R$). Considerando valores comuns de correntes em soldagem, pode-se mostrar que esta pressão é ínfima para causar qualquer efeito importante em um condutor sólido, mas que seus efeitos podem ser consideráveis no arco ou no metal fundido na ponta de um eletrodo durante a soldagem (Marques, 2007).

No arco elétrico, essa pressão proveniente do campo elétrico desempenha um papel importante dado o formato cônico usual do arco. Devido a esse formato, o valor de R é menor no eletrodo e maior na peça, onde, portanto, p é menor. Este gradiente de pressão induz, no arco elétrico, um intenso fluxo de gás do eletrodo para a peça, que independe da polaridade e do tipo de corrente usado é conhecido como “jato de Plasma” (Figura 6) (Marques, 2007).

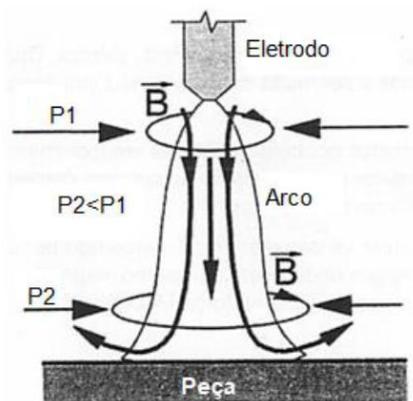


Figura 6. Representação esquemática da formação do jato de plasma (Marques, 2007).

Os gases quentes do arco, durante o processo, são direcionados para a peça através do jato de plasma, sendo este um dos responsáveis pela penetração da solda. Além disso, ele

assegura certa rigidez ao arco (o arco é um jato de gases) e afeta a transferência de metal do eletrodo para a zona de fusão (soldagem com eletrodos consumíveis) (Marques, 2007).

3.3 METALURGIA DA SOLDAGEM

Um dos principais objetivos do estudo da metalurgia da soldagem refere-se a alcançar um maior rendimento sobre os aspectos relacionados à soldabilidade de determinado aço. A soldabilidade é definida pela AWS como a capacidade de um material de ser soldado nas condições de fabricação impostas por uma estrutura específica projetada de forma adequada e de se comportar corretamente em serviço (Guilherme, 2016).

A soldabilidade implica diretamente na escolha de um aço para uso em equipamentos de processo (Telles, 2005). Sendo assim, o conhecimento sobre a soldabilidade do aço AISI 304L é relevante e será explorado nesta revisão bibliográfica.

Lippold (2005) afirma que os aços inoxidáveis austeníticos são conhecidos pela excelente soldabilidade que possuem e ainda destaca algumas características a respeito da soldagem dessas ligas:

- apresenta insensibilidade à fissuração pelo hidrogênio, devido à ausência de transformação martensítica durante a soldagem e da sua boa tenacidade;
- baixa formação de porosidade;
- a zona fundida tem propriedades que se assemelham às do metal base;
- as soldas satisfatórias são obtidas sem pré-aquecimento e tratamento térmico pós-soldagem.

Porém, o mesmo autor ressalta alguns problemas relacionados à soldabilidade dos aços inoxidáveis austeníticos:

- formação de trincas de solidificação (trinca quente);
- sensitização;
- tensão residual e distorção.

A microestrutura do metal de solda dos aços inoxidáveis austeníticos pode ser prevista utilizando-se inúmeras técnicas, sendo estas as mais conhecidas: diagrama de Schaeffler e o diagrama WRC-92, conforme a Figura 7 (AWS, 1999; Folkhard, 1984).

O diagrama de Schaeffler permite prever a microestrutura da zona fundida (ZF) com base na sua composição química e não é restrito aos aços inoxidáveis austeníticos, podendo ser usado também para aços ferríticos e martensíticos. Para utilizá-lo, os equivalentes de Cr e Ni devem ser calculados pela composição química da solda, e a microestrutura é determinada pela leitura direta do diagrama do campo, onde o ponto (Cr_{eq}, Ni_{eq}) se localiza (AWS, 1999; Folkhard, 1984).

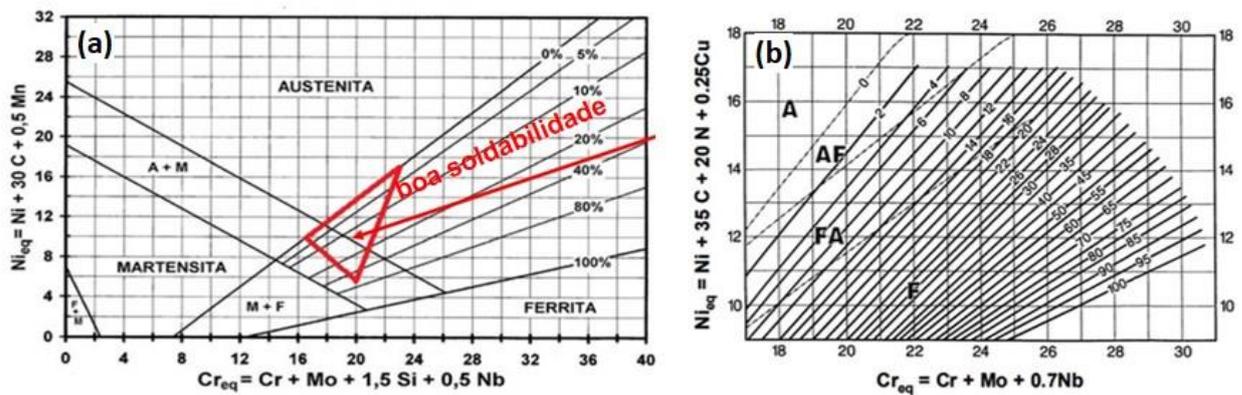


Figura 7. Técnicas para previsão de microestrutura do metal de solda conforme a) diagrama de Schaeffler e b) diagrama WRC-92 (Modenesi, 2001).

O diagrama WRC-92, criado pelo Welding Research Council, trata-se de um método que permite prever a estrutura da poça de solidificação a partir da composição química do metal base. Com o uso deste diagrama, é possível identificar o teor de ferrita delta no metal de solda e o modo de solidificação (AWS, 1999; Folkhard, 1984).

3.4 MODO DE SOLIDIFICAÇÃO

O modo de solidificação da zona fundida (ZF) dos aços inoxidáveis do sistema Fe-Cr-Ni pode iniciar-se com a formação da ferrita e/ou austenita e depende, principalmente, da sua composição química quanto à relação Cr_{eq}, Ni_{eq} , ou seja, do balanceamento entre os elementos de liga que promovem a formação da ferrita e da austenita. A Figura 8 mostra uma seção vertical (pseudobinário) do diagrama ternário Fe-Cr-Ni, onde se observa que a solidificação pode ocorrer com ferrita ou austenita como fase primária à medida que os teores de cromo e níquel aumentam, respectivamente (Padilha e Guedes, 1994).

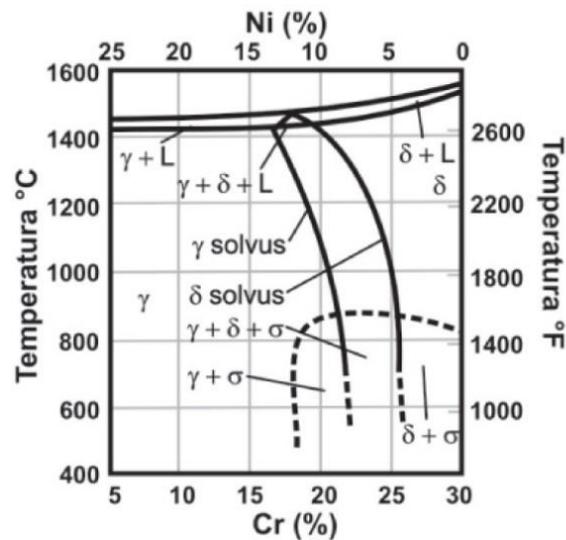


Figura 8. Seção vertical do sistema Fe-Cr-Ni (Padilha e Guedes, 2004).

Diversos estudos apresentam as diferentes condições e parâmetros que afetam o modo de solidificação dos aços inoxidáveis (Pessanha, 2011; Hammar e Svensson, 1979; Fredriksson, 1972; Suutala, Takala e Moisio, 1980; Elmer, Allen e Eagar, 1989). Nestes estudos conclui-se que a composição química e a velocidade de solidificação são as principais variáveis do processo que afeta o modo de solidificação.

Conforme Guilherme (2016), a solidificação pode iniciar com formação da ferrita ou austenita, sendo que o surgimento dessas fases é definido pelo balanceamento dos elementos formadores de cada fase correspondente. São identificados, portanto, quatro modos de solidificação, indicados pela Tabela 1.

Tabela 1. Mecanismos e modo de solidificação dos aços inoxidáveis.

Solidificação	Tipo de solidificação	Mecanismo
Austenítica	I (A)	$Liq \rightarrow Liq + \gamma \rightarrow \gamma$
Austenítica-ferrítica	II (AF)	$Liq \rightarrow Liq + \gamma \rightarrow Liq + \gamma + \delta \rightarrow \gamma + \delta$
Ferrítica-austenítica	III (FA)	$Liq \rightarrow Liq + \delta \rightarrow Liq + \delta + \gamma \rightarrow \delta + \gamma$
Ferrítica	IV (F)	$Liq \rightarrow Liq + \delta \rightarrow \delta$

Fonte: (Hammar, Svensson, 1979; Fredriksson, 1972; Suutala, Takala e Moisio, 1980; Elmer, Allen, Eagar, 1989).

O modo de solidificação da zona fundida dos aços inoxidáveis pode ser previsto com base na relação Cr_{eq}/Ni_{eq} . A partir das fórmulas para o cálculo do Cr e níquel equivalentes, Hammar e Svensson (1979), Nayal e Beech (1986) definiram o critério apresentado na Tabela 2 calculado em função das equações (6) e (7).

$$Ni_{eq} = \%Ni + 22\%C + 14,2\%N + 0,31\%Mn + \%Cu \quad (6)$$

$$Cr_{eq} = \%Cr + 1,37\%Mo + 1,5\%Si + 2\%Nb + 3\%Ti \quad (7)$$

Tabela 2. Influência da relação Cr_{eq}/Ni_{eq} na sequência de solidificação Fe-Cr-Ni.

Relação Cr_{eq}/Ni_{eq}	Tipo de solidificação
< 1,38	I(A)
1,38-1,5	II(AF)
1,5-2,0	III(FA)
>2,0	IV(F)

Fonte: Nayal e Beech (1986).

Para o modo de solidificação “A” com uma relação $Cr_{eq}/Ni_{eq} < 1,38$, o processo de solidificação tem início com a formação das dendritas de austenita completando-se com a formação apenas desta fase. Para o modo “AF” com uma relação $1,38 < Cr_{eq}/Ni_{eq} < 1,50$, com a solidificação da austenita como fase primária.

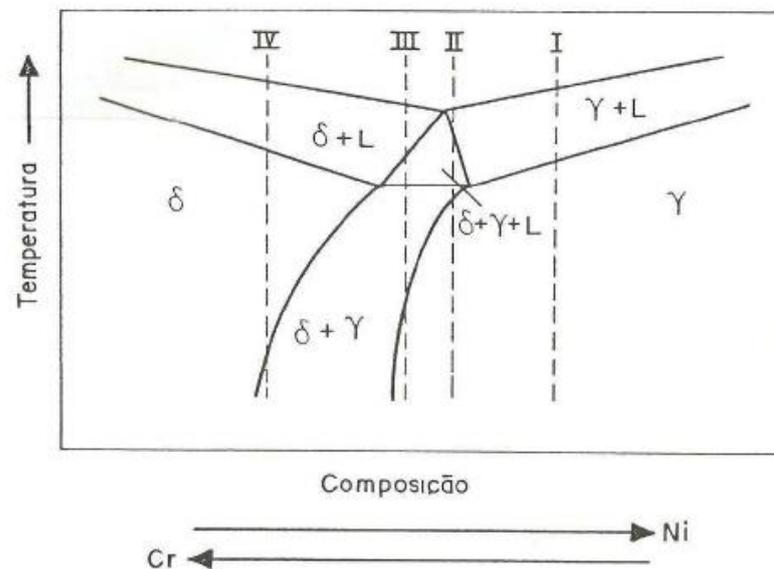


Figura 9. Esquema de um corte vertical do diagrama ternário Fe-Cr-Ni para um teor de ferro constante (Padilha e Rios, 2002).

A solidificação inicia-se com a formação das dendritas austenitas, ocorrendo a formação da ferrita entre os braços das dendritas, por efeito de segregação dos elementos que promovem a formação da ferrita. Para o modo “FA” com uma relação $1,5 < Cr_{eq}/Ni_{eq} < 2,0$, tem-se a solidificação da ferrita na forma de dendritas como fase primária. A austenita se forma

posteriormente na interface ferrita/líquido, por intermédio de uma reação peritética ou, dependendo das condições de solidificação, reação eutética envolvendo três fases (liq+ δ + γ). Após a nucleação, a austenita cresce para a ferrita e para o líquido com a consequente segregação de elementos que promovem esta última tanto para o interior da dendrita como para o líquido, podendo-se, desta forma, estabilizar a ferrita no eixo da dendrita e, ainda, causar a sua formação nos espaços interdendríticos. Para o modo “F” com uma relação $Cr_{eq}/Ni_{eq}>2,0$, a ferrita é a única fase formada na solidificação, tendo-se formação posterior de austenita somente sólida. O modo de solidificação “F” é tipicamente encontrado nos aços inoxidáveis duplex. A Figura 9 apresenta esquematicamente a sequência da solidificação para o sistema Fe-Cr-Ni (Guilherme, 2016).

A sequência de solidificação e as características da transformação subsequente irão determinar o nível de segregação e a distribuição final da ferrita. A ferrita poderá ser dendrítica ou interdendrítica dependendo do modo de solidificação. A Figura 10 representa tal modo de solidificação, indicando em (a) que o metal solidifica-se completamente em austenita, onde nenhuma outra transformação em alta temperatura acontece; em (b), a solidificação inicia-se com a formação das dendritas austenitas, ocorrendo a formação da ferrita entre os braços das dendritas; em (c), a solidificação inicia-se com a formação de dendritas de ferrita, e a austenita é formada posteriormente na interface de ferrita-líquido; o item (d) é igual ao item (c), porém com maior fração volumétrica de ferrita; no item (e), a ferrita é a única fase a se formar durante a solidificação, e a austenita forma-se através da transformação em estado sólido (Guilherme, 2016).

No estado sólido ocorre a transformação $\delta \rightarrow \gamma_s + \delta_s$, ou seja, a austenita cresce para a ferrita remanescente do processo de solidificação, ocorrendo, assim, a estabilização da ferrita devido à segregação de elementos ferritizantes para esta fase durante a transformação no estado sólido (Padilha e Guedes, 1994).

A fase ferrítica pode decompor-se no resfriamento através de uma reação do tipo eutetoide, em austenita e carbonetos ($\delta \rightarrow \gamma + \text{carbonetos}$); outra possibilidade seria a decomposição da ferrita em austenita e fase sigma ($\delta \rightarrow \gamma + \sigma$), conforme mostra a Figura 10 (Hsieh e Wu, 2012).

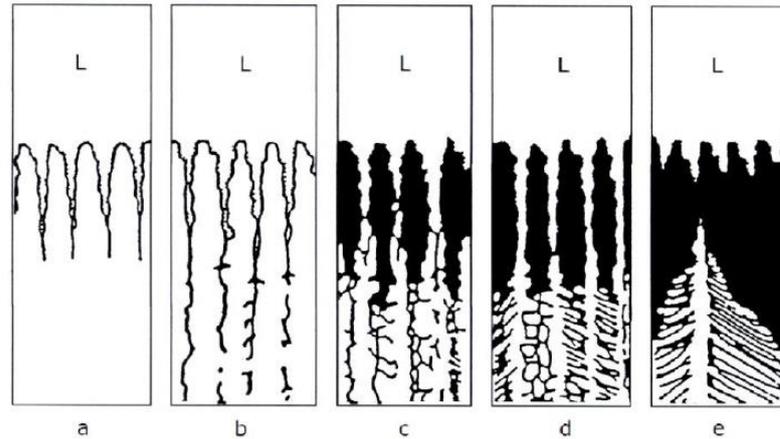


Figura 10. Representação esquemática do modo de solidificação (Colpaert, 2008; Suutala, Moio, 1979).

Destaca-se que a soldagem caracteriza-se por um rápido resfriamento e, desse modo, a transformação completa da ferrita em austenita não ocorre: parte da ferrita- δ formada durante a solidificação permanece até a temperatura ambiente (Padilha e Rios, 2002; Hsieh e Wu, 2012). A Figura 11 ilustra as principais microestruturas encontradas para juntas soldadas de aços inoxidáveis austeníticos

Folkhard (1984) afirma que a estrutura de solidificação define diversas características das soldas dos aços inoxidáveis austeníticos. As boas características da solda das ligas austeníticas são complementadas quando, na solidificação, tem-se presente a ferrita- δ em teores não muito elevados, pois com ela é reduzida a tendência à fissuração na solidificação da ZF (trincamento a quente).

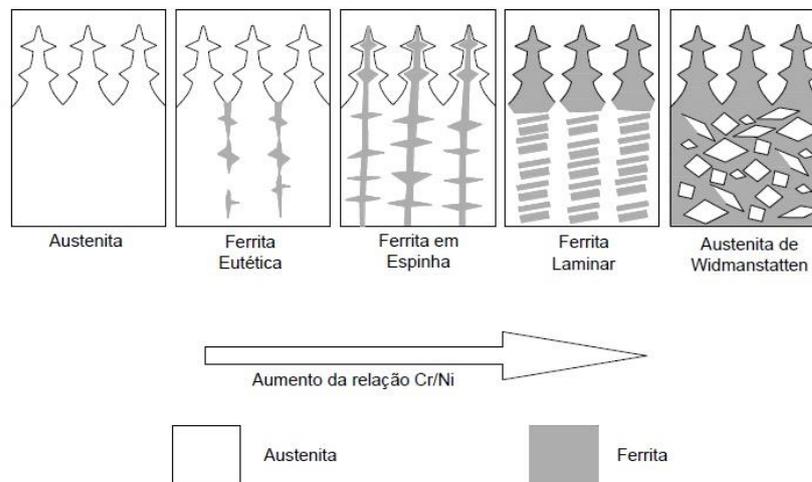


Figura 11. Desenho esquemático dos tipos de morfologias da ferrita- δ na zona fundida dos aços inoxidáveis austeníticos (Modenesi, 2001).

A Figura 12 apresenta a solidificação do tipo FA (típica do aço 304L): nesse modo de solidificação ocorre a formação da ferrita primária, com a formação da austenita (Apolinário, 2017). A austenita é formada por uma reação peritética-eutética ($\delta+L\rightarrow\gamma/L\rightarrow\delta+\gamma$) e ocorre no final da solidificação, na fronteira de solidificação (Lippold e Kotechi, 2005).

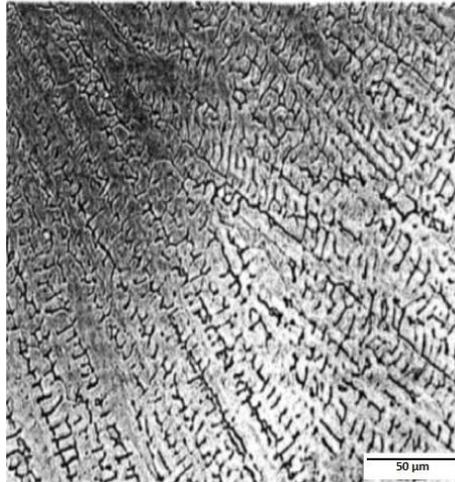


Figura 12. Microestrutura típica da solidificação do tipo FA (Lippold e Kotechi, 2005).

Por outro lado, existe a necessidade de se controlar a quantidade de ferrita- δ nas zonas de fusão para aplicações onde se necessita de uma ótima resistência à corrosão, uma alta tenacidade da solda a baixas temperaturas e quando a peça não puder apresentar qualquer magnetismo residual. Para as ZF cuja composição química se localiza na região de coexistência da ferrita e austenita, é possível calcular a quantidade de ferrita na zona de fusão, tal qual a equação 8 (Folkhard, 1984; Modenesi, 2001).

$$\% \delta = 3 \cdot (C_{r_{eq}} - 0,93Ni_{eq} - 6,7) \quad (8)$$

Destaca-se ainda que uma dada liga não se solidifica necessariamente de acordo com apenas uma dessas sequências apresentadas pela Tabela 1, podendo ocorrer a nucleação simultânea de ferrita e austenita em diferentes regiões da massa líquida devido a flutuações da composição química durante a solidificação, ou por variações na velocidade de resfriamento (Suutala e Moisio, 1979). Ou seja, o modo de solidificação depende essencialmente da composição química e da velocidade de solidificação (variáveis de processo). Na soldagem, o aporte térmico e a velocidade de resfriamento estão diretamente relacionados à velocidade de solidificação, sendo assim, com significativa influência no modo de solidificação da ZF dos aços inoxidável austenítico (Passos e Otubo, 2010).

Suutala et al. (1980) relacionaram a sequência da solidificação com a composição química através do Cr_{eq} e Ni_{eq} sob diferentes condições experimentais, com variação da velocidade de resfriamento, tais como as obtidas em experiências realizadas empregando-se análise térmica, soldagem, corpos de prova de pequenas dimensões solidificados direcionalmente e peças fundidas. Um resumo desses resultados é apresentado na Figura 13.

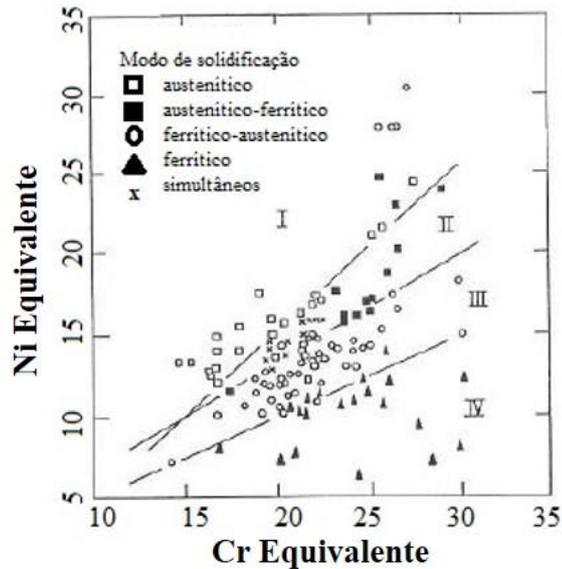


Figura 13. Efeito da composição química no modo de solidificação de ligas Fe-Cr-Ni (Suutala et al., 1980).

3.4.1 Solidificação com ferrita primária e austenita

O modo de solidificação tipo III (FA), característico por ocorrer com a transição da ferrita para a austenita durante a solidificação, trata-se do modo que exige maior atenção em função da maior complexidade e, também, da sua maior importância, uma vez que as ligas que iniciam a solidificação com a formação da ferrita possuem comportamentos menos susceptíveis à presença de trincas a quente na solidificação – trincas estas provenientes dos processos de soldagem ou fundição (Pesanha, 2011).

A transformação da ferrita para austenita nessas ligas ocorre, durante a solidificação, através de uma reação envolvendo três fases: ferrita, austenita e líquido. Esta reação caracterizou-se como eutética em estudos direcionados a processos de soldagem. Ainda, estudos complementares mostraram, através de interrupções em solidificação direcional em aços inoxidáveis AISI 304L e 316, que a austenita se forma entre os braços das dendritas primárias de ferrita por uma reação peritética, conforme a equação (9) (Pesanha, 2011).



Este mecanismo foi organizado em três etapas distintas:

- i. Inicialmente, ocorreria a formação da fase sólida secundária na interface sólido primário/líquido;
- ii. Transformação do sólido secundário na interface entre essas duas fases;
- iii. Difusão, através da fase sólida secundária, como crescimento da fase sólida secundária para a fase sólida primária.

Para as ligas de ferro, a fase sólida primária é a ferrita, e a fase sólida secundária é a austenita, sendo a reação descrita pela equação (10):



De acordo com Padilha e Guedes (1994), no início da reação peritética, a austenita nucleia-se na interface líquido/ferrita, crescendo ao redor da ferrita. Esta etapa ocorre rapidamente e é controlada por difusão na fase líquida.

De acordo com os mesmos autores, a etapa seguinte consiste no total envolvimento da ferrita pela austenita em direção à ferrita e ao líquido, ao que se denomina transformação peritética. Deve ocorrer difusão através da austenita para a continuidade da transformação, pois essa fase possui composição química intermediária entre a ferrita (fase primária) e o líquido. Porém, a difusão em sólido é mais lenta do que nos líquidos, o que provoca redução na velocidade da transformação. Assim, depende das condições de resfriamento, ao final da solidificação, na presença de ferrita e austenita.

Existem muitas evidências de que, em certas regiões, as dendritas de ferrita e o líquido mantêm-se em contato, não havendo o envolvimento completo da dendrita de ferrita, o que permitiria que a reação ocorresse mais rapidamente quando comparada à transformação, situação em que a ferrita permanece isolada do líquido. Porém, mesmo que a ferrita tenha contato com o líquido, a reação peritética tende a se tornar cada vez mais lenta à medida em que prossegue (Fredriksson, 1972; Padilha e Guedes, 1994).

A austenita, uma vez nucleada, passa a crescer em direção ao líquido e à ferrita primária. Durante o seu crescimento, a austenita causa a segregação, para o líquido e para o interior das dendritas de ferrita, dos elementos estabilizadores de ferrita (Folkhard, 1984).

Esta segregação pode supersaturar o líquido com elementos ferritizantes, promovendo a nucleação de ferrita. Assim, ocorreria a nucleação simultânea, a partir do líquido, de ferrita e austenita e, ao mesmo tempo, a austenita cresceria para a ferrita (Padilha e Guedes, 1994).

A susceptibilidade à formação de trinca a quente na solidificação trata-se de um importante aspecto metalúrgico relacionado ao modo de solidificação. A tendência à formação de trincas deve-se à segregação para o líquido de P, S e outros elementos que promovem a formação de fases com baixo ponto de fusão, visto que a solubilidade desses elementos é maior na ferrita do que na austenita, fazendo com que haja menor segregação interdendrítica, reduzindo a tendência à formação de trincas. A Figura 14 apresenta o efeito da concentração de P, S e a relação Cr_{eq}/Ni_{eq} na formação de trincas durante a solidificação (Lippold e Kotecki, 2005).

Observa-se que as composições com a relação Cr_{eq}/Ni_{eq} maiores que 1,5 ou com P+S menores que 0,01% não são susceptíveis à formação de trincas (possuem a ferrita como fase primária). Contudo, para ligas com relação Cr_{eq}/Ni_{eq} menores do que 1,5, os teores de P e S devem ser rigidamente controlados.

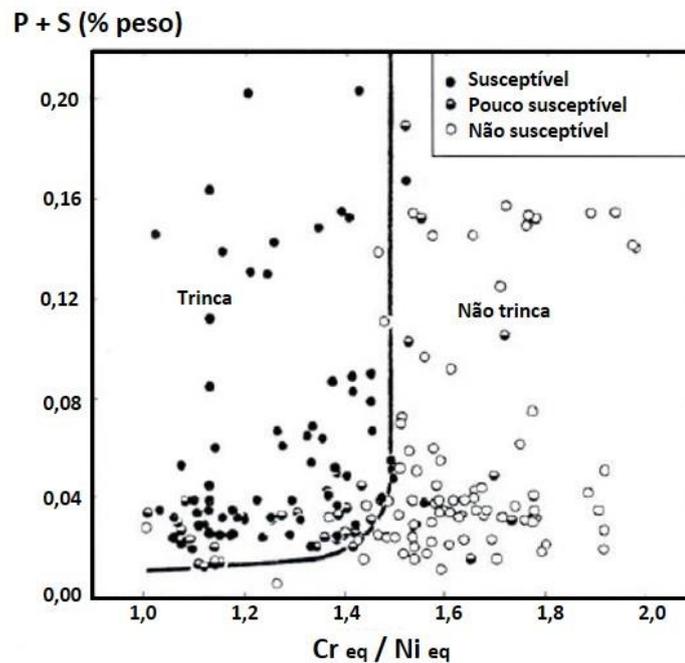


Figura 14. Efeito %P + %S e da relação Cr_{eq}/Ni_{eq} na ocorrência de trincas na solidificação (Fredriksson, 1972).

3.4.2 Distribuição dos elementos de liga durante a solidificação da zona fundida

O modo de solidificação e a velocidade de resfriamento (na solidificação e no estado sólido) da zona fundida têm significativa influência na distribuição dos elementos de liga nos aços inoxidáveis do sistema Fe-Cr-Ni (Padilha e Guedes, 1994).

Os modos de solidificação do tipo I e II representam as ligas com solidificação com austenita primária, e essas ligas são caracterizadas por possuírem elevadas relações Cr_{eq}/Ni_{eq} , na qual a solidificação inicia e termina com a formação de austenita (Guilherme, 2016).

De acordo com Padilha e Guedes (1994), tanto o cromo como o níquel tendem a se concentrar no líquido durante o processo de solidificação quando este se inicia com a formação de dendritas primárias de austenita e, também, para ligas que apresentam maiores concentrações de elementos ferritizantes e/ou menor presença em sua composição de elementos austenitizantes, com solidificação ainda iniciando com a formação de austenita, a segregação de cromo e níquel para o líquido nos estágios finais de solidificação. Com a formação de outra fase sólida, no caso a ferrita, haveria uma partição dos elementos concentrados no líquido interdendríticos entre a fase primária (austenita) e a fase sólida interdendrítica (ferrita).

Segundo os mesmos autores, a condução de um estudo de solidificação direcional relativo à microsegregação de Cr, Ni e Mo em aços inoxidáveis AISI 304 e 316, que iniciam sua solidificação com formação austenita, demonstrou que os elementos ferritizantes Cr e Mo segregavam para o líquido, enquanto o níquel apresentava coeficiente de partição maior que a unidade, ou seja, as regiões interdendríticas permaneceram enriquecidas em Cr e Mo e empobrecidas em Ni. Essa distribuição explica a ocorrência de ferrita nas regiões interdendríticas de ligas que iniciam a solidificação com formação de austenita e a sua estabilização à temperatura ambiente.

Para as ligas com solidificação da ferrita como fase primária, observa-se que a ferrita pode apresentar-se, após a solidificação, no eixo das dendritas ou em posições interdendríticas. No início da solidificação, quando esta ocorre com a formação de ferrita, o níquel segrega-se para o líquido mais intensamente que o cromo. Em determinado estágio de solidificação, alcança-se uma concentração de níquel no líquido suficiente para que seja possível a nucleação de austenita, dando início à reação peritética. Assim, a nucleação da austenita ocorre na interface ferrita/líquido, crescendo a austenita para ambas as fases (Padilha e Guedes, 1994).

Durante o crescimento da austenita para o líquido, o comportamento, quanto à distribuição dos elementos de liga, é semelhante ao das ligas que iniciam a solidificação com a formação desta fase, ocorrendo a segregação de Cr, Ni, Mo e outros elementos para o líquido, possibilitando, assim, a formação de ferrita nas últimas regiões a solidificar. Com o crescimento da austenita para a ferrita primária, ocorre a segregação de cromo e outros elementos ferritizantes para o interior da dendrita primária de ferrita e o enriquecimento da austenita em níquel. Assim, a ferrita é estabilizada pela segregação, principalmente de cromo, para o interior das dendritas durante a reação peritética (Padilha e Guedes, 1994; Folkhard, 1984).

3.4.3 Efeito da velocidade de resfriamento no modo de solidificação

Como citado anteriormente, a velocidade de resfriamento no estado sólido e a velocidade de crescimento na solidificação das ligas Fe-Cr-Ni influenciam na microestrutura da zona fundida e lingotes (baixo gradiente térmico). Esta transição se daria para relações de Cr_{eq}/Ni_{eq} entre 1,43 e 1,50, em lingotamento contínuo (médio gradiente térmico), para relações Cr_{eq}/Ni_{eq} próximas 1,50, e para alta velocidade de solidificação (alto gradiente térmico) como soldagem a arco para a relação Cr_{eq}/Ni_{eq} entre 1,50 e 1,55 (Fredriksson, 1972). A Figura 15 apresenta resultados que evidenciam, para maiores velocidades de solidificação, a tendência à formação de austenita como fase primária, destacando-se que na região hachurada foi observada a formação simultânea de ferrita e austenita (Suutala, 1983). Por outro lado, Fredriksson (1972) concluiu que o aumento na velocidade de resfriamento de 100 K/s para 103 K/s favorece a formação de ferrita primária.

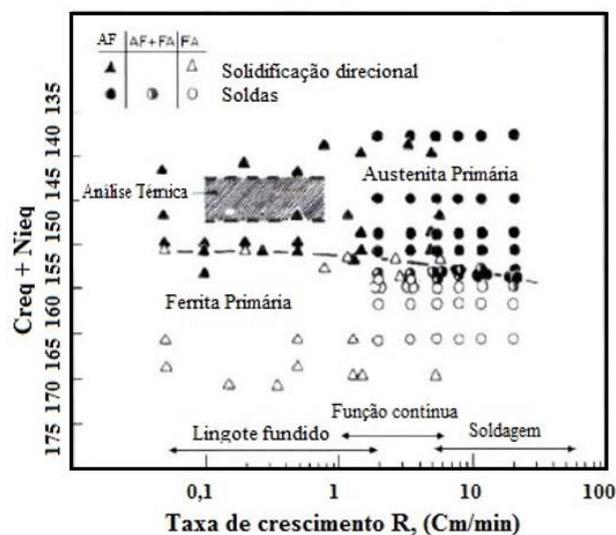


Figura 15. Efeito da taxa de crescimento no modo de solidificação de ligas contendo diferentes relações de Cr_{eq}/Ni_{eq} (Suutala, 1983).

Estudos foram conduzidos sobre os efeitos da composição química e da velocidade de resfriamento na ocorrência de ferrita em aços inoxidáveis no estado bruto de fundição através da variação das dimensões do molde, material de moldagem e por solidificação direcional (Pereira e Beech, 1979). Segundo esses autores, o aumento da velocidade de resfriamento poderia aumentar a quantidade de ferrita presente, desde o resfriamento até a temperatura ambiente, caso a fase primária na solidificação fosse ferrita, ou reduzi-la, se a solidificação tiver início com a formação de austenita, conforme a Figura 16.

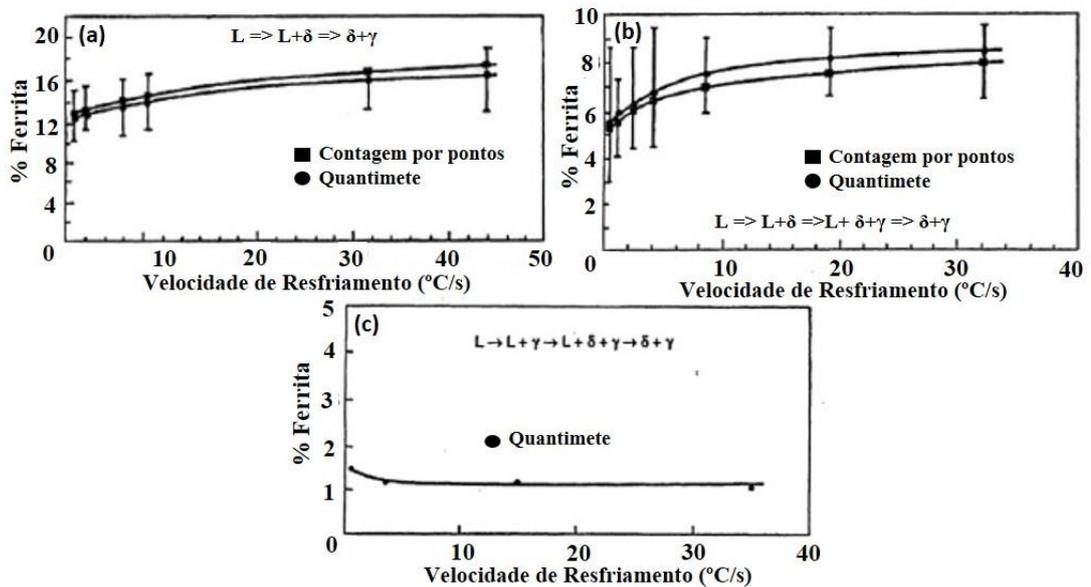


Figura 16. Efeito da velocidade de resfriamento na quantidade de ferrita delta presente em ligas com diferentes modos de solidificação (Pereira e Beech, 1979).

No início da solidificação com a formação de dendritas de austenita (Figura 17), a ferrita, quando presente, situa-se nas regiões interdendríticas, como consequência da segregação de elementos promovedores de ferrita para essas regiões. Com isso, menores velocidades de crescimento da austenita causam segregação mais intensa desses elementos, aumentando, assim, tanto a tendência à formação como também a quantidade de ferrita presente na estrutura. Entretanto, se aumentar a velocidade, não haveria tempo para a partição desses elementos entre as fases líquida e sólida e, assim, a austenita permaneceria mais empobrecida em níquel e enriquecida em cromo, ocorrendo o inverso na fase líquida, nas condições próximas à de equilíbrio. Desse modo, ocorreria uma redução na relação Cr_{eq}/Ni_{eq} no líquido e, portanto, uma menor tendência à formação de ferrita (Pereira e Beech, 1979).

Nas ligas em que a solidificação se inicia com a formação de ferrita, a transição para austenita pode ocorrer durante a solidificação, através de uma reação peritética ou, ainda, por uma transformação no estado sólido. Em ambos os casos, as transformações dependem de difusão no estado sólido, o que as torna relativamente lentas. Nessas ligas foram observadas maiores quantidades de ferrita presente na microestrutura após o resfriamento até a temperatura ambiente para maiores velocidade de resfriamento, conforme demonstrado nas Figuras 17 (a) e 17 (b). Esse comportamento se deve a tempos mais curtos para a difusão e, portanto, de menor tendência para que a transformação peritética se completasse e para que ocorresse a transformação da ferrita em austenita no estado sólido (Pereira e Beech, 1979).

Para ocorrência da reação peritética, devem coexistir líquido e fase primária (pró-peritética). Quanto maior a quantidade de interface dessa fase para uma determinada fração volumétrica solidificada, maior a tendência da reação peritética se completar, visto que a etapa de transformação, envolvendo difusão no estado sólido, apresentará menor duração (Padilha e Guedes, 1994).

A nucleação da fase primária depende da velocidade de resfriamento: quanto maior ela for, mais refinada será a estrutura. Entretanto, velocidades de resfriamento muito elevadas podem provocar a supressão da fase primária, formando-se, nesses casos, a fase sólida secundária, com composição metaestável (Padilha e Rios, 2002).

Assim, é favorecida a obtenção de estruturas com menores quantidades de ferrita- δ ao empregar-se altas velocidades de resfriamento no campo, onde coexistem a fase pró-peritética e o líquido, e baixas velocidades de resfriamento quando se tem a presença de duas fases sólidas (Fredricksson, 1972).

De acordo com Campos e Davies (1978), a distribuição do soluto é influenciada diretamente pela taxa de resfriamento e pela velocidade de solidificação da liga. Esta abordagem, sob a perspectiva da soldagem, implica na condição de que o aporte térmico de soldagem é inversamente proporcional à taxa de resfriamento e à velocidade de solidificação. Desse modo, a característica operacional do processo influencia na distribuição e segregação de elementos de liga. A Figura 17 apresenta esquematicamente as diferenças entre os perfis obtidos por resfriamento em equilíbrio e um perfil com elevada e outro com baixa taxa de solidificação.

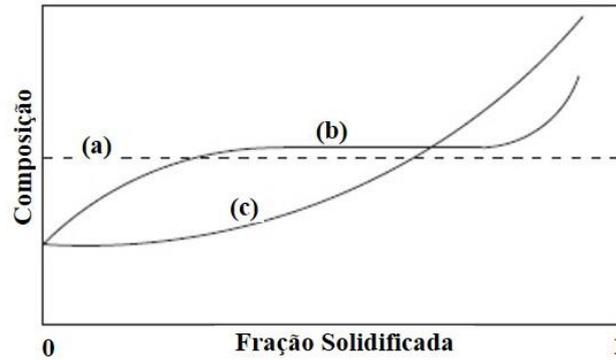


Figura 17. Esquemático de distribuição de soluto a partir de um líquido de concentração inicial CO com $KO < 1$ para: (a) resfriamento em equilíbrio; (b) elevada velocidade de solidificação; (c) baixa velocidade de solidificação (Campos e Davies, 1978).

3.5 ADIÇÃO DO CAMPO MAGNÉTICO NO PROCESSO DE SOLDAGEM

A resistência ao impacto de um material e a capacidade de suportar cargas de choques são propriedades importantes para qualquer material estrutural, e o campo magnético externo paralelo pode ser utilizado para melhorar essas propriedades (Agrawal et al., 2020).

A força de Lorentz produzida por um campo magnético externo exibe diferentes direções em variadas áreas do arco. O campo elétrico axial acelera os elétrons para baixo, enquanto o campo elétrico radial facilita o movimento dos elétrons na parte superior do arco para o lado interno e promove o movimento dos elétrons na parte inferior em direção ao lado externo do arco. Quando um campo magnético é aplicado, no semiciclo positivo, o movimento descendente dos elétrons é impedido pela força axial de Lorentz, enquanto na força externa o movimento dos elétrons é promovido pela força radial de Lorentz, e os elétrons emitidos pelo eletrodo de tungstênio alcançam a superfície da peça de trabalho do arco (Wu et al., 2021).

O campo magnético externo desvia o arco para se espalhar para uma área de superfície maior. A direção da corrente é ao longo da direção do eletrodo. Se a corrente alternativa for usada para a operação de soldagem, a direção da corrente muda continuamente de cima para baixo e de baixo para cima do eletrodo (Khan, 2007). De acordo com a regra da mão esquerda de Fleming, conforme mostrado na Figura 18, a direção do campo magnético será normal ao comprimento do eletrodo, e a direção do empuxo será perpendicular ao campo e à corrente (Gridharan et al., 2008). Isso dispersará o material do eletrodo fundido em uma área maior da superfície. Da mesma maneira, se o campo magnético externo for aplicado ao longo da direção

do cordão de solda, o material do arco fundido será disperso em uma área maior ao redor do cordão de solda (Benyounis et al., 2008).

Durante a soldagem, o líquido fundido se move perpendicularmente ao campo magnético, devido à barreira da placa de aço, e uma corrente elétrica é gerada. Com base na regra da mão esquerda, a interação do campo magnético externo aplicado com a corrente induzida gera a força Lorentz (Li et al., 2021).

A interação entre o campo magnético internamente induzido e o campo magnético externo resulta em um efeito de agitação na zona de fusão (Chen et al., 2017). A agitação contribui para modificar a orientação cristalográfica da fase (Chen et al., 2018) e a quebra das dendritas em formação durante a solidificação, resultando em mais centros de nucleação (Tewari et al., 1994), proporcionando o refinamento do grão e a melhoria nas propriedades mecânicas da solda (Li et al., 2021). O fluxo intenso do metal líquido contribui para a diminuição do tamanho das dendritas colunares e para a quebra dos braços dendríticos (Mou et al., 2021).



Figura 18. Regra da mão esquerda de Fleming (Singh et al., 2021).

A indução do campo magnético cria as correntes de Foucault $\vec{j}_e = -\frac{\partial \vec{A}}{\partial t}$. A equação da corrente contínua é obtida através da lei de Gauss ($\nabla \cdot \vec{j} = 0$) e formulada em função do potencial elétrico V e potencial magnético \vec{A} do seguinte modo na equação 11 (Traidia e Roger, 2010):

$$\nabla \left(\sigma \nabla V + \sigma \frac{\partial \vec{A}}{\partial t} \right) = 0 \quad (11)$$

Conforme Traidia e Roger (2010), há dois métodos para calcular a indução magnética:

- lei de Ampere;
- equação do potencial magnético.

O primeiro método é comumente usado porque permite obter diretamente a indução magnética azimutal através da integração da densidade de corrente da seguinte forma: equação 7 (Traidia e Roger, 2010):

$$B_{\theta} = \int_0^r \frac{\mu_0}{r} j_z(r) r dr \quad (12)$$

O segundo método determina o vetor potencial magnético \vec{A} (equação 13) (Traidia e Roger, 2010):

$$\sigma \frac{\partial \vec{A}}{\partial t} + \nabla \times \left(\frac{1}{\mu_0} \nabla \times \mu_0 \right) + \sigma \nabla V = \vec{0} \quad (13)$$

Em seguida, o campo magnético induzido é calculado pela equação 14 (Traidia e Roger, 2010):

$$\vec{B} = (\nabla \times \vec{A}) \quad (14)$$

Os dois métodos dão resultados próximos em termos da temperatura do arco, mas apresentam diferenças em relação à velocidade do gás: o cálculo da lei de Ampere leva aos valores mais altos de velocidade do que a formulação com o vetor potencial magnético. De fato, a indução magnética é pouco modificada (30 mT para um argônio de 200 A no arco). Conforme Traidia e Roger (2010), mesmo que os dois métodos representem a mesma física, os métodos utilizados nas formulações matemáticas e numéricas são diferentes, e mais particularmente na singularidade perto do eixo de simetria $r = 0$, na lei de Ampere, leva a modificar a indução magnética e, conseqüentemente, as forças de Lorentz. Além disso, a lei de Ampere assume que $B_z = B_r = 0$.

O fluxo convectivo induzido e a temperatura do fluido em todo o domínio são descritos pelas equações clássicas de conservação. Com base nas suposições acima, as equações de conservação podem ser expressas de uma forma dependente do tempo, pelas equações (15), (16) e (17) (Traidia e Roger, 2010).

a) Conservação de massa:

$$\frac{\partial \rho}{\partial t} + \nabla \cdot (\rho \vec{v}) = 0 \quad (15)$$

b) Conservação de momentum:

$$\rho \left(\frac{\partial \vec{v}}{\partial t} + \vec{v} \cdot \nabla \vec{v} \right) = -\nabla p + \mu \nabla \cdot (\nabla \vec{v} + \nabla \vec{v}) + \vec{j} \times \vec{B} \quad (16)$$

$$+ \rho_0 \vec{g} + w_p + \rho_0 \beta (T - T_{ref}) \vec{g}$$

Onde w_p é uma variável que é igual a 1 na zona de fusão e 0 nos demais lugares. \vec{v} é o vetor velocidade, t é o tempo, ρ é a densidade, μ é a viscosidade, p é o campo pressão, g é a gravidade e T_{ref} é a temperatura referente ao material. Na coluna do arco, as forças volumétricas são a soma da força de Lorentz com as forças de gravidade, sendo utilizadas, no âmbito da força de Buorancy (aproximação de Boussinesq), na poça de solda (Traidia e Roger, 2011).

c) Conservação de energia.

$$\rho C_p^{eq} \left(\frac{\partial T}{\partial t} + \vec{v} \cdot \nabla T \right) = \nabla \cdot (\lambda \nabla T) + \vec{j} \cdot \vec{E} + \frac{5k_b}{2e} \vec{j} \cdot \nabla T - (1 - w_p) \cdot 4\pi \epsilon_N \quad (17)$$

Quando uma corrente elétrica atravessa um condutor, gera-se um campo magnético ao redor deste, conforme observado por Orsted e esquematizado na Figura 19.

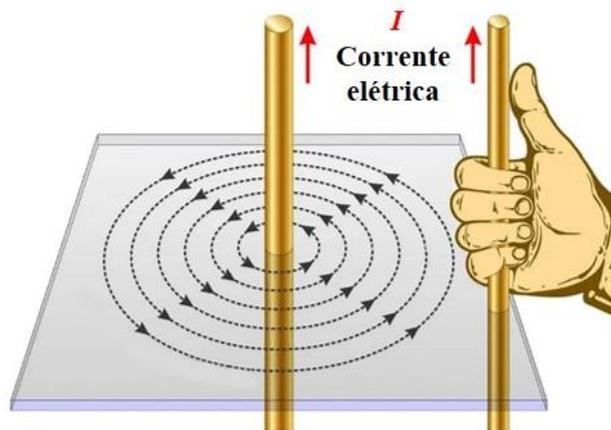


Figura 19. Campo magnético gerado em um condutor sólido atravessado por uma corrente elétrica (adaptado de <http://www.geocities.ws>, 2015)

Quando uma partícula, eletricamente carregada, viaja através de um campo magnético, ela é submetida a uma força com direção e sentido perpendicular ao campo magnético, conforme mostra a Figura 20:

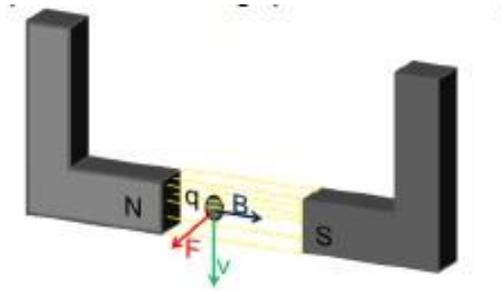


Figura 20. Força produzida numa carga positiva em um campo magnético (Adaptado de Reis, 2009).

A força Lorentz produzida por um campo magnético externo exhibe diferentes direções nas áreas do arco (Wu et al, 2021). O módulo da força magnética (\vec{F}) é dado pela expressão, proposta por Lorentz na equação (18).

$$\vec{F} = q \cdot (\vec{v} \times \vec{B}) \quad (18)$$

Onde q é a partícula carregada positivamente, \vec{B} é o vetor campo magnético, \vec{F} é o vetor força magnética e \vec{v} é o vetor velocidade da partícula.

A partir dos conceitos vistos, pode-se visualizar como acontece o desvio do arco de solda a partir do diagrama escrito por Reis (2009) na Figura 21. O diagrama proposto exemplifica, de maneira visual, o desvio do arco partindo da premissa de que, ao existir um fluxo de corrente (i) em um condutor elétrico (a), surge um campo magnético \vec{B} concêntrico ao condutor: neste caso, o arco elétrico (b). O campo magnético externo ao arco é representado por \vec{B}_E e está perpendicular ao campo magnético gerado pelo arco (b). Surge da interação dos campos magnéticos um campo magnético resultante \vec{B}_R (c) e, no sentido perpendicular a este campo, surgem forças magnéticas representadas por \vec{F}_a , \vec{F}_b e \vec{F}_c (d). Do somatório destas forças, surge a força resultante \vec{F}_R (e), que atua no arco elétrico e é responsável pelo desvio do arco elétrico (f) (Passos, 2016).

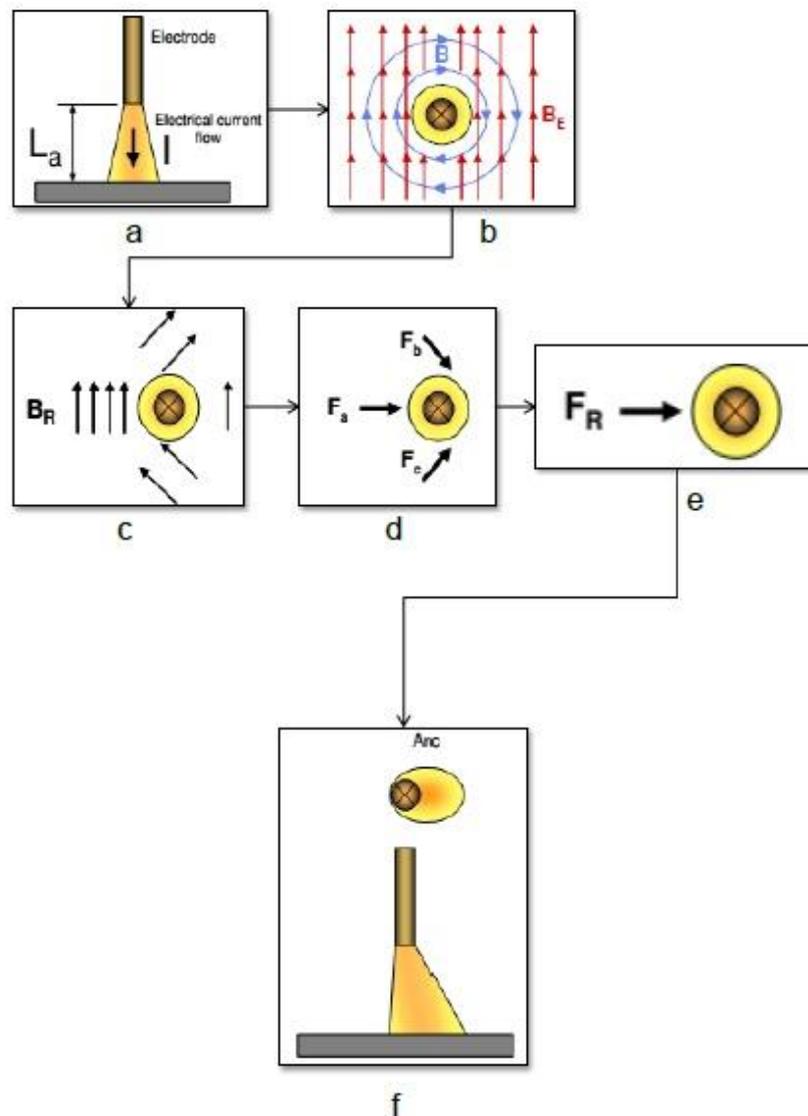


Figura 21. Diagrama do comportamento do arco sobre a atuação do campo magnético externo (Reis, 2009).

Quando há corrente elétrica passando em um condutor, surge um campo magnético. No arco elétrico, este campo é radial e concêntrico ao jato. Quando um campo magnético externo atua externamente ao jato de plasma, este sofre um desvio do caminho natural dos elétrons devido à força resultante da interação dos campos magnéticos (Passos, 2016).

Outra descrição para o desvio do arco elétrico foi realizada por Reis, Souza & Scotti (2011). Estes autores afirmam que há um desvio das partículas carregadas do caminho pretendido na coluna de plasma, e este é ocasionado por uma força resultante de um campo magnético que desequilibra o entorno do arco.

As oscilações magnéticas (fluxo convectivo induzido) do arco ocorrem quando o campo magnético aplicado externamente inverte o sentido periodicamente em determinadas

frequências. Por exemplo, quando uma bobina é acoplada num eletroímã, a corrente que é imposta na bobina induzirá um campo magnético, que terá um sentido determinado a depender do sentido da corrente; ou seja, quando o sentido da corrente que passa pelo eletroímã é alterado, o campo por ela induzido também o será. A Figura 22 ilustra o sentido do campo para uma bobina acoplada em um eletroímã vale lembrar que as linhas de campo saem do polo norte do eletroímã e entram no polo sul (Passos, 2016).

Quando a tensão aplicada no eletroímã é positiva, as linhas de campo magnético induzido da bobina saem no plano folha (22a). Quando a tensão aplicada no eletroímã é negativa, as linhas de campo magnético entram do plano da folha (22b) e invertem o sentido do campo magnético, invertendo, também, o sentido das linhas do campo magnético no eletroímã (Passos, 2016).

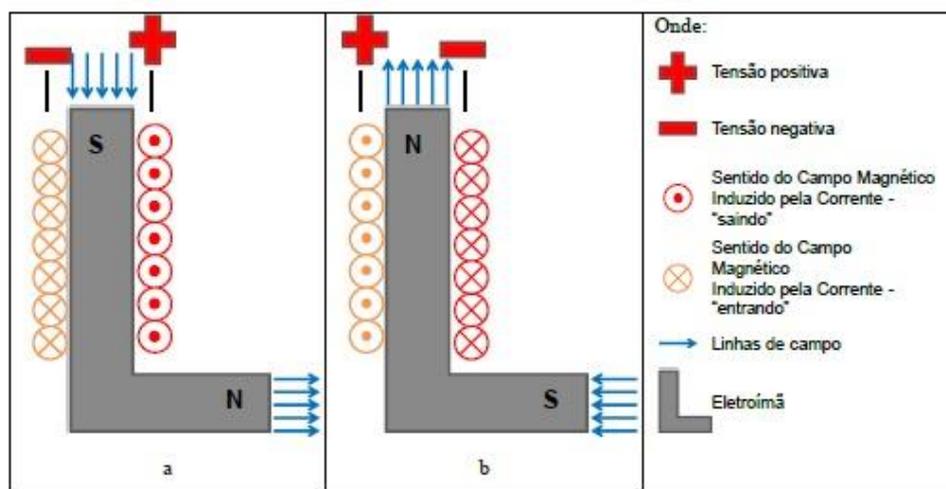


Figura 22. Comportamento das linhas de campo magnético induzido.

Desta forma, as partículas carregadas eletricamente que estiverem viajando nas linhas de campo do eletroímã estarão submetidas às forças eletromagnéticas e podem ser desviadas do seu caminho natural (Passos, 2016).

O quanto o arco é afastado do eixo do eletrodo pode ser chamado de amplitude da deflexão medida no estudo de Kang & Na (2002). Juliani et al. (2021) observaram que a frequência da oscilação do campo magnético aplicado influencia significativamente no deslocamento lateral da zona de fusão. A Figura 23 (a) apresenta o arco sem deflexão, e o arco apresentado na Figura 23 (b) está defletido por um campo magnético aplicado de forma externa.

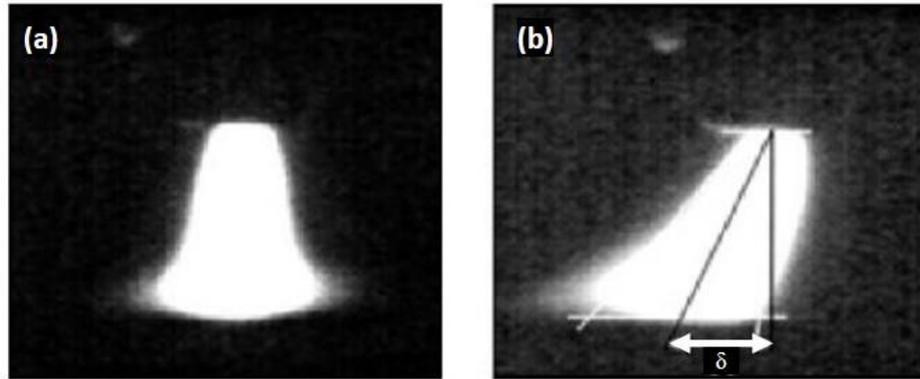


Figura 23. Imagem do arco elétrico com e sem deflexão magnética (Kang & Na 2002).

Os mesmos autores afirmam que quanto maior a corrente de soldagem, menor é a amplitude de deflexão do arco em virtude da rigidez nele apresentada. A distância da ponta do eletrodo até a peça a ser soldada também contribui para a amplitude da deflexão do arco: quanto maior a distância, maior será a amplitude de deflexão.

3.6 EFEITOS DO CAMPO MAGNÉTICO NA MICROESTRUTURA DA ZONA DE FUSÃO

Lin et al. (2010), na soldagem TIG autógeno de uma liga de níquel, utilizaram campos magnéticos externos promovendo movimentos circulares do arco elétrico. As frequências foram de 2 Hz, 4 Hz, 7 Hz e 8 Hz. Os autores observaram o refinamento do grão para a frequência de oscilação de 7 Hz, conforme a Figura 24. As micrografias apresentadas foram realizadas no topo do cordão com diferentes frequências de oscilação (a) 2 Hz, (b) 4 Hz, (c) 7 Hz e (d) 8 Hz. A microestrutura da solda com 7 Hz (c) consiste de grãos equiaxiais, enquanto nas demais frequências, marcadas por setas, são visíveis grãos colunares.

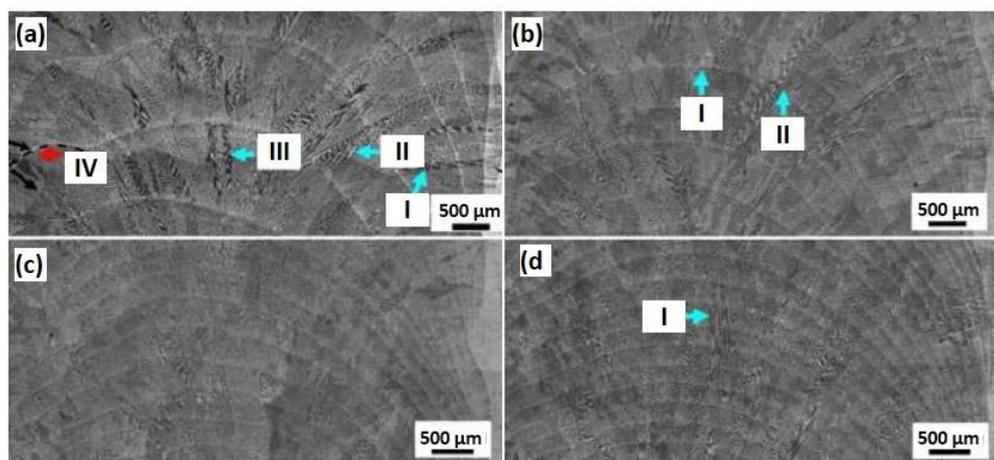


Figura 24. Micrografias realizadas com diferentes frequências de oscilações (a) 2 Hz (b) 4 Hz (c) 7 Hz e (d) 8 Hz.

Wu et al. (2021), após realizarem as soldagens com diferentes frequências do campo magnético, estudaram os centros das microestruturas das soldas. Os tamanhos médios dos grãos a 20 Hz e 40 Hz são quase os mesmos (tamanho médio do grão diâmetro, $d = 83,7 \mu\text{m}$), embora sejam maiores do que o observado na ausência do campo magnético (diâmetro médio de grão, $d = 71,8 \mu\text{m}$). Por outro lado, os tamanhos médios dos grãos a 60 Hz ($d = 67,0 \mu\text{m}$), 80 Hz ($d = 55,8 \mu\text{m}$) e 100 Hz ($d = 52,9 \mu\text{m}$) são menores do que os observados na ausência de um campo magnético, e os melhores grãos são os obtidos em 80 Hz. Considera-se que a oscilação da zona de fusão resultante da mudança das formas do arco em alternância do campo magnético causa o aumento da taxa de nucleação, da taxa do fluxo de fusão do metal fundido e contribui para o refinamento do grão. Quanto maior a frequência do campo magnético, mais rápida será a oscilação na zona de fusão, maior será a taxa de nucleação e do índice de fluidez. No entanto, nas frequências de 20 Hz e 40 Hz, com o aumento da área da seção transversal do arco, a dissipação de calor do arco também aumenta, o que leva à diminuição da temperatura no centro do arco e do grau de subresfriamento do metal fundido. Portanto, os grãos na zona de solda são mais grossos. Quando a frequência é 80 Hz, a área do arco da seção transversal é menor, o subresfriamento do metal fundido é maior e o tamanho de grão da zona de solda é menor. Com o aumento da corrente de excitação, o tamanho do grão aumenta primeiro e depois diminui. Quando as correntes de excitação são 2 A (diâmetro de tamanho de grão médio, $d = 52,9 \mu\text{m}$) e 3 A ($d = 59,1 \mu\text{m}$), os grãos são menores do que os obtidos sem campo magnético. Por outro lado, quando a corrente de excitação é 1 A ($d = 74,4 \mu\text{m}$), o tamanho do grão é semelhante ao observado na ausência de um campo magnético. Portanto, o tamanho do grão pode ser alterado aplicando um campo magnético. Quando a frequência de excitação é baixa ($\leq 40 \text{ Hz}$), os grãos ficam mais grossos, e quando a frequência de excitação é aumentada ($\geq 60 \text{ Hz}$), os grãos são refinados. Os parâmetros do campo magnético correspondentes para o menor tamanho de grão são uma corrente de excitação de 2 A e uma frequência de excitação de 80 Hz.

Os autores Villafuerte & Kerr (1990) utilizaram-se da técnica de movimentação circular do arco, porém em aços inoxidáveis ferrítico (seis ligas diferentes) e austeníticos (304 e 321), e seus resultados relataram que não houve efeitos significativos na microestrutura quando aplicado o campo magnético longitudinal e transversal aos cordões.

Mousavi et al. (2003), também utilizando TIG autógeno, porém soldado em liga de alumínio AA7020, com frequência de 2 Hz, observaram o refinamento do grão e reiteraram que este refino deve-se ao destacamento dos grãos do metal base.

Fasching et al. (1997), que utilizaram também uma liga de alumínio, concluíram que a flexão do arco perturba o perfil de solidificação da zona de fusão e, assim, refina o grão da zona de fusão.

Mahajan et al. (2012), usando a técnica de tecimento mecânico soldando o aço médio carbono (ASTM A-36), encontraram refino de grão para os parâmetros de 180 A de corrente, 3,6 mm/s de velocidade de soldagem, com frequência de oscilação de 0,7 Hz, e amplitude de 1,5 mm (Figura 25).

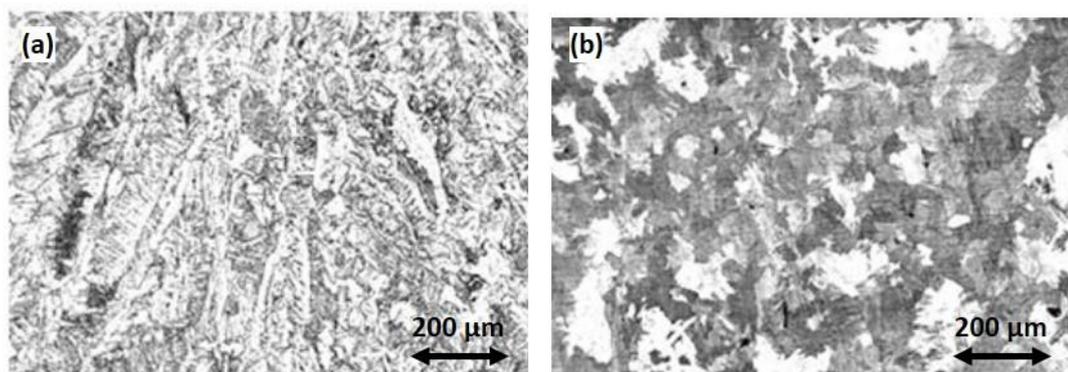


Figura 25. Efeito do tecimento mecânico no centro do cordão de solda (a) sem oscilação e (b) com oscilação (Mahajan, S. et al. 2012).

Ao utilizar a deflexão magnética do arco no processo arco submerso, Senapati e Mohanty (2014) verificaram que a oscilação longitudinal à direção de soldagem aumentou a dureza do material.

Ao realizar a soldagem TIG em ligas de Titânio, também com deflexão magnética, Sundaresan e Ram (1999) obtiveram o refino de grão. As soldas com amplitude de oscilações de 0,6 mm e frequência de 2,5 HZ tiveram o melhor resultado para refinamento de grão.

Durante o processo de soldagem, o campo magnético tem um efeito positivo em toda a zona de fusão. Não são apenas os grãos da ZF que são refinados, mas também a morfologia do grão e o tamanho da ZTA são afetados. Grãos colunares grosseiros e não uniformes foram formados na ZTA, sendo que eles cresceram em uma direção perpendicular à interface entre ZF e o MB. Quando o campo magnético foi adicionado para auxiliar a soldagem, a orientação dos grãos da ZF mudou significativamente após soldagem assistida por campo magnético. Enquanto isso, os grãos da ZTA da junta soldada foram refinados através do efeito da agitação, que também diversifica o gradiente de temperatura. Contudo, os grãos grosseiros evoluem gradualmente em grãos equiaxiais no processo de recuperação, recristalização e crescimento de grãos (Li et al., 2021).

3.7 EFEITOS NA GEOMETRIA DO CORDÃO DE SOLDA

Wu et al. (2021) observaram que o arco não gira sob a ação de uma alternância no campo magnético, mas é extrudado em uma seção elíptica, com plano sob a ação da força de Lorentz. Quando a direção da corrente de excitação muda de positivo para negativo, com a diminuição da corrente de excitação, a intensidade magnética e a força de Lorentz diminuem e o arco restaura gradualmente a sua forma de seção transversal circular. Quando a corrente de excitação entra no semiciclo negativo, as direções da força de Lorentz agem sobre os elétrons no arco e a direção da extrusão do arco muda. Com o aumento na corrente de excitação, a força de Lorentz aumenta, e o arco é comprimido em uma seção transversal elíptica. Com o aumento da corrente de excitação, o eixo longo da seção elíptica torna-se mais longo e o eixo curto mais curto.

Sendo assim, a geometria do cordão de solda é alterada quando são aplicados campo magnéticos externos no arco. Senapati & Mohanty (2014) observaram que campos magnéticos longitudinais ao cordão de solda afetam a largura do cordão e tendem a diminuí-la, para além de relatarem que as propriedades mecânicas também são afetadas.

Shama et al. (2014), no estudo sobre a eficácia do campo magnético na junta soldada, concluiu que soldas realizadas sob influência de campos magnéticos externos afetam a qualidade e a geometria da junta. Esses autores relataram que o campo magnético, aplicado transversalmente à direção de soldagem, aumenta a largura do cordão, bem como a intensidade do campo magnético. Porém com o aumento da intensidade do campo, a penetração é diminuída, assim como a altura do reforço.

Utilizando o processo GMAW, Corradi et al, (2015) depositaram arame ER308LSi sobre a chapa AISI 316 e afirmaram que, para as variações da frequência de oscilação do arco elétrico de 0 até 100 Hz, não ocorrem modificações da microestrutura e do perfil de dureza, porém há mudança na geometria do cordão e na diluição, conforme demonstra a Figura 26. Ainda sobre as propriedades mecânicas, Mahajan et al. (2012) afirmaram que as oscilações magnéticas aumentaram o limite de escoamento, o limite de ruptura e o alongamento do material, porém tiveram pouco efeito no perfil de dureza do cordão.

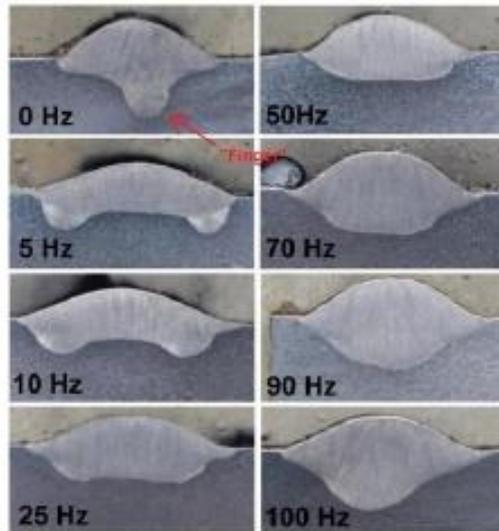


Figura 26. Geometria do cordão de solda em função da frequência de oscilação (Corradi et al. 2015).

3.8 ESTUDO DA CORROSÃO POR TÉCNICAS ELETROQUÍMICAS

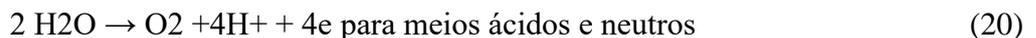
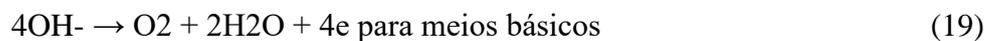
Os ensaios eletroquímicos de corrosão são métodos amplamente utilizados para avaliação quantitativa e qualitativa da capacidade de um material em resistir à corrosão quando exposto a certo meio. Dentre inúmeras técnicas eletroquímicas para o estudo de corrosão, destaca-se a técnica de polarização, utilizada neste estudo. A curva obtida após a varredura de potencial fornece uma indicação sobre a resistência do material à passagem de corrente. Quanto mais alto for o potencial, medido em relação a um eletrodo de referência (correspondente ao aparecimento de uma corrente elétrica), ou quanto menor a densidade de corrente no potencial ao redor do valor do potencial medido em circuito aberto, melhor será o sistema (Bard e Faulkner, 2001; Kelly et al., 2003; Wolyneć, 2003; Magnabosco, 2001).

De acordo com Kelly et al. (2003), a obtenção da curva de polarização (Figura 27) pelo uso de um potenciostato é um método eletroquímico desenvolvido para se medir a velocidade de corrosão. O potenciostato pode ser utilizado potenciodinamicamente (onde o potencial é aumentado continuamente e a corrente é registrada simultaneamente), ou potencioestaticamente (quando a corrente em função do potencial é denominada curva de polarização, potenciodinâmica ou potencioestática).

Segundo Wolyneć (2003), para os aços inoxidáveis, analisa-se a curva de polarização com base nas regiões de comportamento catódico e do comportamento anódico. A região anódica é composta por: região ativa, passiva e transpassiva. Na região catódica, ou nos

potenciais abaixo do potencial de corrosão (E^*), a taxa de dissolução de metal é baixa devido à predominância de reações catódicas, como a de evolução de hidrogênio ($2H^+ + 2e = H_2$). Ao aumentar o potencial, ocorre a reversão de corrente, marcando o início do trecho anódico da curva. Este, subdividido em três partes – ativa, passiva e transpassiva –, representa a faixa de potencial (na qual pode ocorrer a corrosão do metal), ou reações de interface metal/solução, (podendo haver redução ou oxidação de compostos da solução utilizada) (Sedriks, 1996).

Na região anódica ativa, a densidade de corrente cresce com o aumento de potencial, caracterizando uma faixa onde há ocorrência de corrosão. Quando alguns metais atingem um máximo valor de corrente, devido à formação de películas aderentes ou à estabilização de um equilíbrio, ocorre uma redução da densidade de corrente. Este ponto marca o início da região anódica passiva – a qual, no caso dos aços inoxidáveis, ocorre a partir do potencial indicado por E_{pp} – e é caracterizado por baixa corrente e, portanto, baixa ou praticamente nenhuma taxa de corrosão. Tal efeito só é possível pela formação da película passiva. Quando ocorre a quebra desta película, expondo o metal base à solução, haverá a formação de íons metálicos, principalmente na base de cromo, que tende a formar compostos intermediários do tipo MOH^+ ; este tipo de composto é “capturado” por moléculas de água e se liga ao filme em forma de gel, havendo liberação de íons H^+ , marcando a regeneração da película passiva. Quando ocorre a quebra da película passiva e a consequente passagem para a região anódica transpassiva (E_{trans}), há um aumento na densidade de corrente causado pela desestabilização do equilíbrio ou da película passiva, iniciando, assim, o processo corrosivo Sedriks (1996). Nos aços inoxidáveis, as películas formadas predominantemente por Cr_2O_3 podem se dissolver na forma de íons cromato CrO_4^{2-} . Pode-se, ainda, ocorrer a reação de evolução do oxigênio, de acordo com as reações (19) e (20) (Folkhard, 1988).



Sedriks (1996) ainda afirma que uma das causas da quebra da película passiva é a presença de íons cloreto, os quais podem substituir as moléculas da água nas regiões não recobertas (pontes $H_2O-M-OH_2$), criando complexos cloreto/metálico. Esses complexos são solúveis e facilmente removidos da película, expondo mais uma vez o metal base ao meio corrosivo e liberando íons cloreto. É um processo autocatalítico e formado por corrosão que origina, por exemplo, os pites.

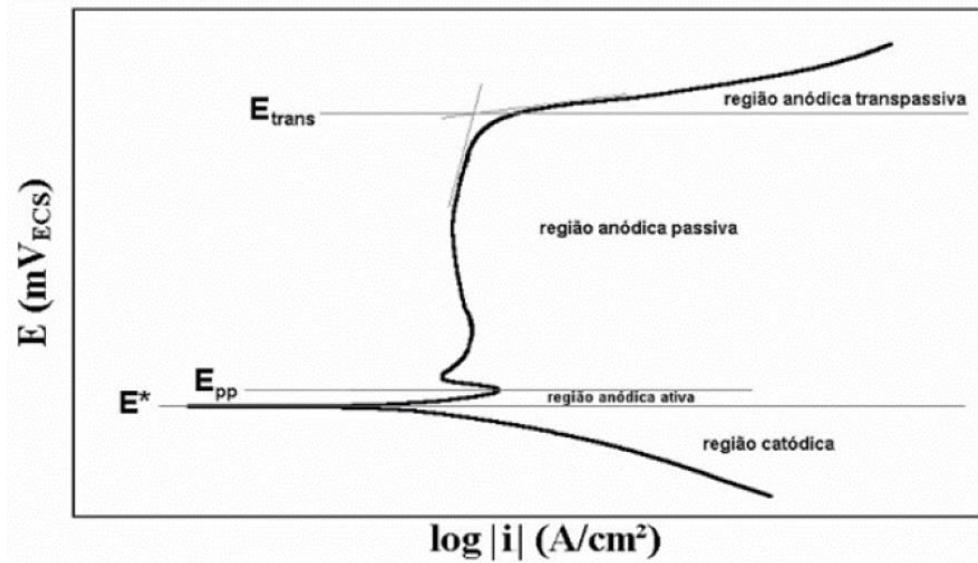


Figura 27. Curvas de polarização potenciodinâmica (Wolyneç, 2003).

3.8.1 Influência dos elementos de liga na resistência à corrosão

A resistência à corrosão de uma liga metálica está diretamente relacionada à sua composição química e, para os aços inoxidáveis, a Figura 28 esquematiza o efeito dos elementos de liga em uma curva de polarização anódica (Sedriks, 1996; Roberge, 2000; Guedes, 2004). Dong et al. (2022) apresentam as curvas de ciclo, onde visualiza-se os locais do EPIT para a determinação dos seus valores.

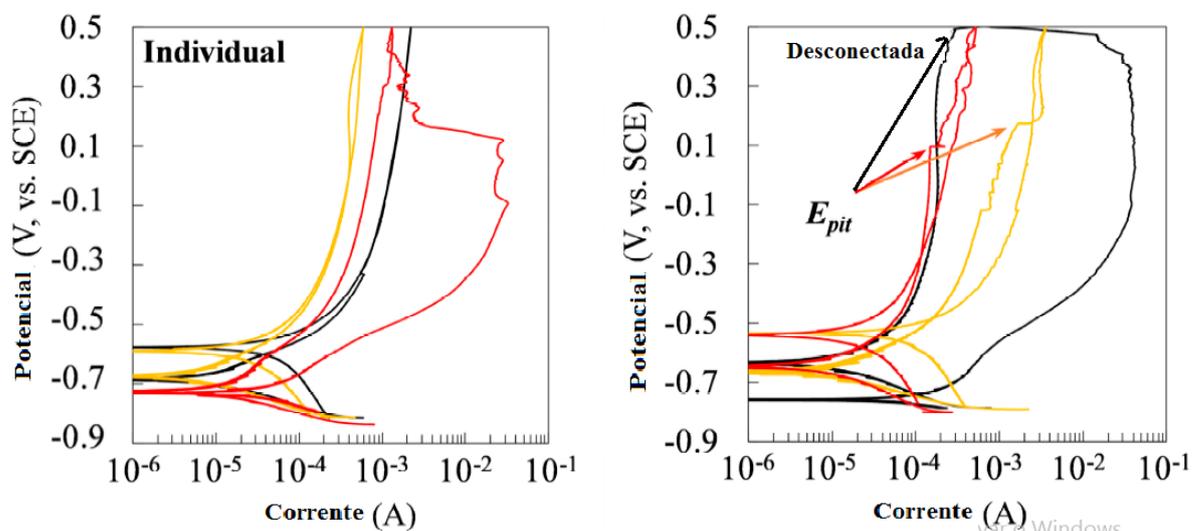


Figura 28. Ciclo de curvas polarizada individual e desconectada (Dong et al., 2022).

4 MATERIAIS E MÉTODOS

A Figura 29 mostra o fluxograma esquemático das etapas realizadas na parte experimental do presente estudo. As zonas analisadas foram MB e ZF.

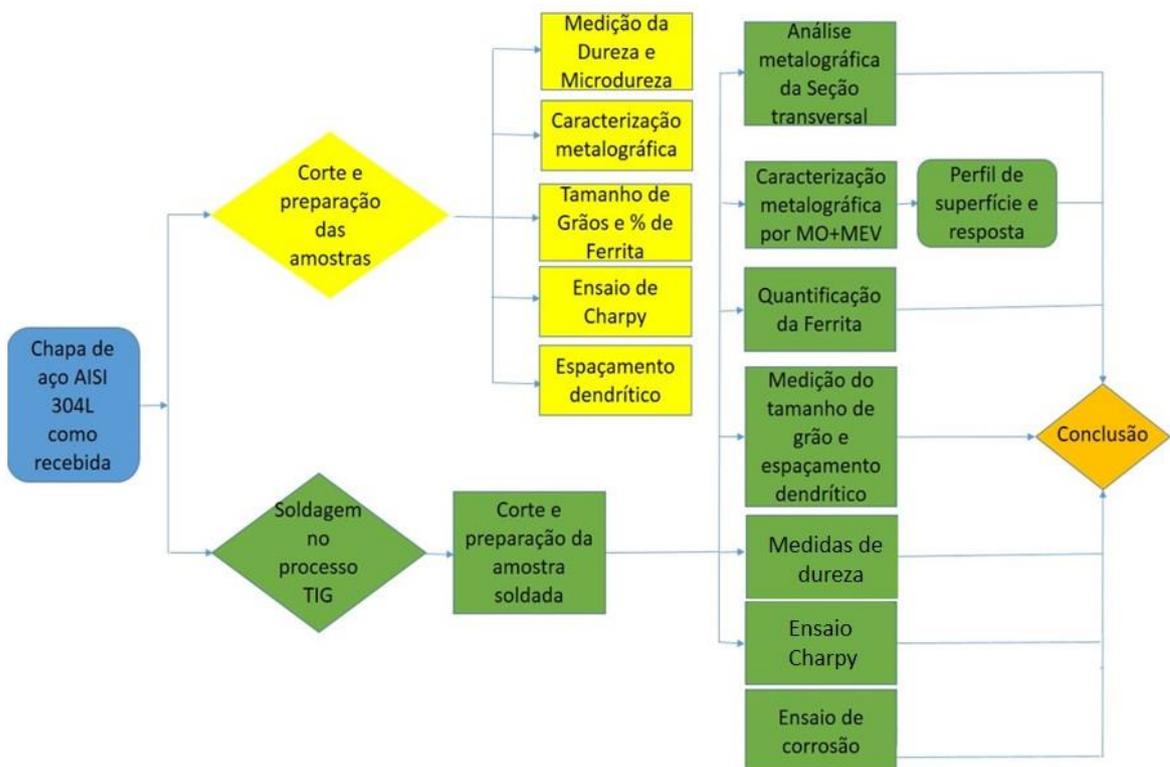


Figura 29. Fluxograma esquemático da parte experimental do presente estudo.

4.1 MODELO COM VARIÁVEIS CODIFICADAS

Através do planejamento experimental, foi possível determinar os coeficientes de regressão e avaliar todos os parâmetros do modelo, o que tornará possível a elaboração de um modelo com as variáveis codificadas (Calegare, 2009). Após a aplicação do modelo, com duas variáveis independentes, o campo magnético externo e a temperatura no tempo de 35 segundos

do processo de soldagem, foi possível avaliar as respostas de cada ensaio, como a geometria da ZF, o espaçamento dendrítico primário e o secundário, % de ferrita delta, tamanho de grãos e dureza na região da ZF, conforme demonstrado na Tabela 3.

Tabela 3. Valores medidos de campo magnético externo e temperatura no tempo 35 segundos em cada processo de soldagem.

B (T)	Temperatura (°C)	Área (mm ²)	Largura (mm)	Profundidade (mm)	λ_1 (μm)	λ_2 (μm)	Ferrita (%)	Tamanho de grão (μm)	Dureza (HV)
0	35,04	13,13	7,99	1,77	12,82	10,03	6,5	14,0	330
1,2	35,09	19,33	7,54	2,80	6,05	4,00	5,3	13,5	320
2,5	35,14	25,53	7,09	3,83	12,13	8,00	4,2	13,0	310
3,7	36,82	27,22	6,38	4,41	11,78	6,81	4,6	12,7	300
4,4	37,66	28,07	6,02	4,70	11,61	6,21	4,8	12,6	295
5,0	38,50	28,92	5,67	5,00	11,44	5,62	5,0	12,5	290
5,6	44,52	27,65	5,82	5,05	10,70	4,73	5,6	11,2	285
6,2	47,53	26,97	5,89	5,07	10,33	4,29	6,2	10,6	282
6,8	49,04	26,65	5,93	5,08	10,14	4,07	6,8	10,3	281
7,5	50,55	26,33	5,97	5,10	9,96	3,85	7,5	10	280

Neste estudo foi utilizado o *software* STATISTIC, possibilitando plotar gráficos a partir de dados de condições iniciais de soldagem (campo magnético externo e temperatura) e das análises realizadas através de resultados experimentais (denominados dados de entrada). Esses gráficos possibilitaram realizar simulações das condições que não foram executadas experimentalmente. Exemplificando: tem-se o espaçamento dendrítico, temperatura, variação geométrica, considerando temperatura e campo magnético externo.

O *software* Statistic é um programa integrado para gerenciar Análise Estatística e Bases de Dados, caracterizando uma ampla seleção do processo analítico ao avançado, para as mais diversas áreas.

As extrapolações possibilitaram a obtenção de tendências de resultados inéditos utilizando apenas valores experimentais pontuais, pré-estabelecidos pelo perfil de planejamento e resposta e pelo *software* STATISTIC. A realização do procedimento de soldagem, com parâmetros determinados pelo planejamento experimental, possibilitou a previsão de resultados antes da realização do procedimento experimental. Sendo estes resultados interessantes, o procedimento pode ser efetivamente realizado, resultando em maximização do controle dos resultados obtidos, economia de tempo, valor humano e recursos financeiros.

4.2 IDENTIFICAÇÃO DO METAL BASE

Como metal de base, utilizou-se o aço inoxidável AISI 304L com espessura de 9 mm, comprimento de 120 mm e largura de 60 mm. A Tabela 4 apresenta a composição química do metal base. A segunda linha da tabela apresenta a composição química do material após análise por Espectrometria por Absorção Atômica. O ensaio foi feito do espectrômetro de absorção atômica VARIAN AA240FS-MR347 acoplado a um gerador de hidretos ou de chama.

Tabela 4. Composição química (% em peso) do metal de base.

AISI	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni
Obtido	0,03	1,105	0,339	0,035	0,002	18,86	8,71

4.3 MÉTODOS

No processo de soldagem foram realizadas 4 soldagens com pares de campo magnético externo B1 = 0T, B2 = 2,5T, B3 = 5,0T e B4 = 7,5T em repulsão, e para cada soldagem foram utilizados dois imãs (pares) com a mesma intensidade de campo magnético.

As chapas foram soldadas sendo inseridas dois termopares tipo K, em diferentes posições da chapa, para o registro das temperaturas durante o processo de soldagem. O formato do arco plasmático foi obtido através de imagem utilizando termografia de infravermelho (Térmovisor FLIR C3). Posterior à soldagem, ao resfriamento, ao lixamento, ao polimento e ao ataque Behara nas amostras, foram obtidas as imagens das microestruturas através do microscópio óptico (NIKON LV150).

Tal como a Figura 30, o processo de soldagem é apresentado esquematicamente e foi assim montado: Os imãs de neodímio (1) foram fixados ao suporte (2). A tocha de soldagem (3) forma 90° com a peça soldada (5) e distante a 35 mm dos imãs de neodímio. O suporte permite o deslocamento dos imãs junto à tocha de soldagem e controla a distância entre os mesmos (imã e a tocha) (4).

Foi utilizado o argônio como gás de proteção, eletrodo de tungstênio, não consumível, com ângulo na extremidade de 65°. Após inseridos os parâmetros (corrente média, diâmetro do arame, tipo de material a ser soldado e composição do gás), a máquina (Sinérgico) ajusta

automaticamente o valor de tensão média. Na Tabela 5 são apresentados os parâmetros de soldagem com a variação do campo magnético externo.

Além dos parâmetros iniciais relacionados à máquina, citados acima, há outros parâmetros estabelecidos inicialmente:

- Stick-out: É ajustado manualmente fixo de 1,9 mm;
- Vazão do gás: É ajustado através de válvula de cilindro fixo 16 l/min;
- Velocidade de soldagem: É ajustada pela velocidade do carro através da correção da frequência do motor do carro no inversor de frequência (neste estudo foi de 1,82 mm/s).

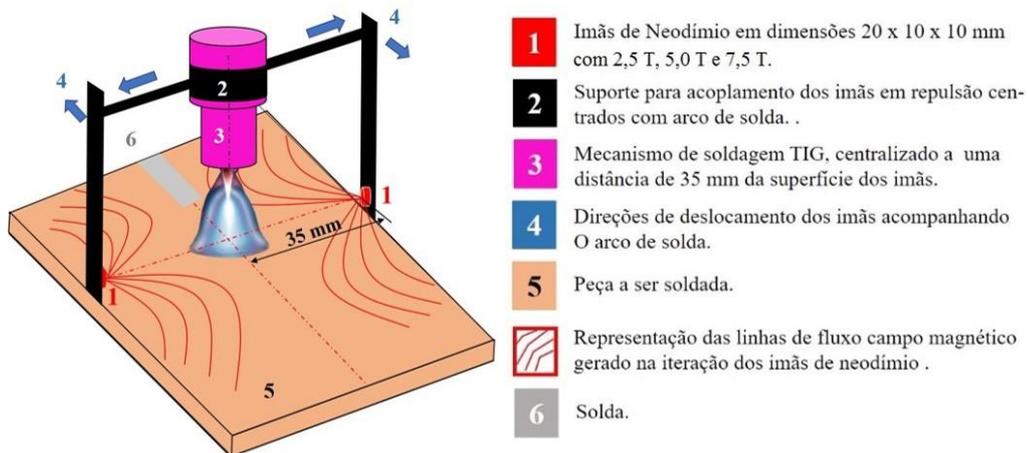


Figura 30. Suporte para adição do campo magnético externo.

Tabela 5. Parâmetros de soldagem.

Campo (T)	Corrente (A)	Tensão (V)	Velocidade (mm/s)	Aporte térmico HI* (kJ/mm)
0	239	15,2-15,9	1,82	1,07
2,5	239	15,2-15,7	1,82	1,06
5,0	239	15,8-16,2	1,82	1,1
7,5	239	15,5-16	1,82	1,08

A fim de controlar com maior rigidez a velocidade de soldagem, foi acoplada a tocha de soldagem a um arco, que, por sua vez, estava acoplado a um carro móvel.

No processo de soldagem TIG foi utilizado um aço inoxidável, gás de proteção composto de argônio e um eletrodo de tungstênio com ângulo de 65° e com diâmetro de 0,12 mm. As soldagens em todas as chapas foram realizadas em único passe, resultando no cordão de solda com 160 mm de extensão.

A partir das imagens do MO e do MEV, foram realizadas comparações entre as microestruturas, as dimensões das zonas (MB e ZF), a quantificação da ferrita delta e da estrutura bruta de fusão. Sendo assim, foi feita uma descrição detalhada de todo processo realizado nos tópicos a seguir.

4.3.1 Operacionalização do sistema experimental

Para este trabalho, foi necessário adicionar pares de ímãs de neodímio em repulsão, com diferentes campos magnéticos $B_1 = 0\text{ T}$, $B_2 = 2,5\text{ T}$, $B_3 = 5,0\text{ T}$ e $B_4 = 7,5\text{ T}$, posicionados em paralelos em relação ao bocal da tocha, com a distância do campo magnético e da peça soldada regulável, de forma que o arco plasmático fique entre os ímãs. A intensidade do campo magnético é medida conforme a sua geometria. Desta forma, os campos magnéticos externos, adicionados através do suporte, ficaram a uma distância de 5 mm da peça soldada, considerando a distância constante para todos os campos magnéticos utilizados na soldagem.

Foi escolhido o aporte térmico de 1,0 kJ/mm por ter apresentado uma boa imagem de formação do arco plasmático. Sendo assim, são repetidos os processos de soldagens adicionando a chapa e os ímãs de ferrite, e posteriormente será realizada a comparação das imagens de infravermelho. Na sequência, foi realizado o processo de soldagem com o suporte, mencionado no parágrafo anterior, com a variação do campo magnético externo $B_1 = 0\text{ T}$, $B_2 = 2,5\text{ T}$, $B_4 = 5,0\text{ T}$ e $B_5 = 7,5\text{ T}$ (Ímã de Neodímio), fotografado a partir da variação do campo magnético no suporte, conforme a Figura 31.

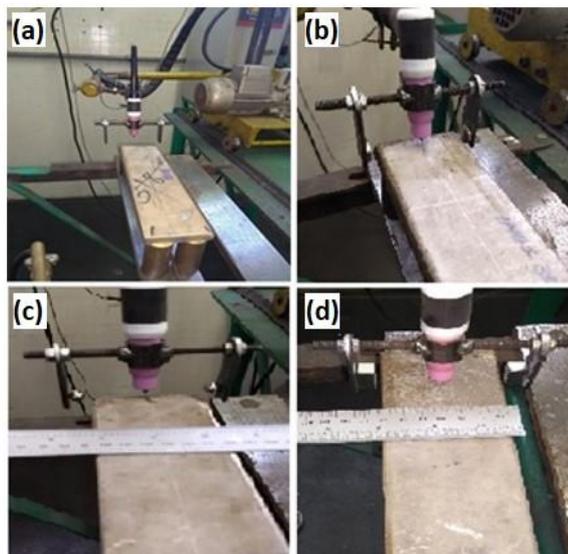


Figura 31. Adição do ímã no suporte. a) soldagem sem ímã $B = 0\text{ T}$. b) soldagem com $B = 2,5\text{ T}$, c) com $B = 5,0\text{ T}$ e d) com $B = 7,5\text{ T}$.

4.3.2 Aquisição de dados

Durante o processo de soldagem, foram coletados os dados da temperatura. Considerando o equipamento de aquisição de dados (Módulo DAQ HBM Spider 8), foi obtido o histórico de temperaturas através de dois termopares tipo K na parte inferior de cada uma das chapas. A Figura 32 demonstra o esquema do processo de soldagem e a captação dos dados de temperatura.

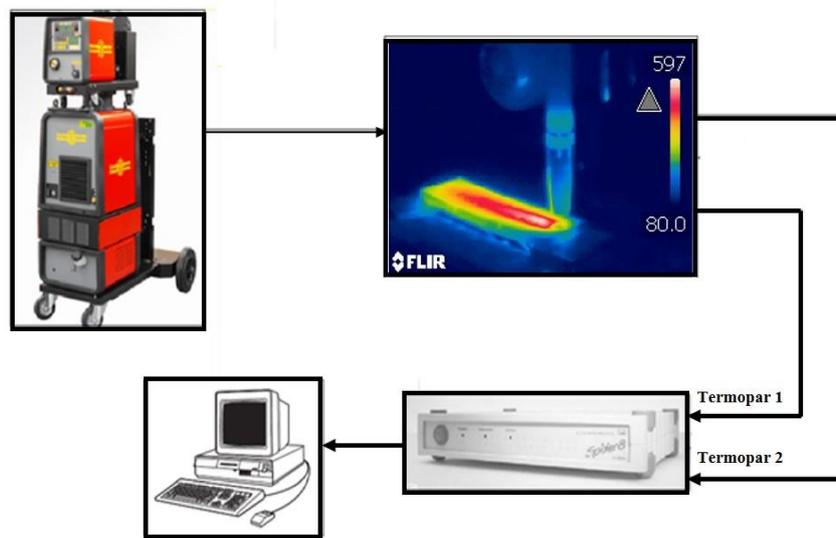


Figura 32. Esquema da captação dos dados (adaptado de Almeida, 2014).

4.3.3 Imagens infravermelho

Para o processo de soldagem, foram realizadas imagens em infravermelho através da câmera termográfica Flir T300, com o intuito de observar a variação de temperatura no arco plasmático e na chapa de soldagem. Foi possível observar, através dessas imagens, o formato do arco plasmático em forma de sino, o diâmetro do arco da região ionizada, faixas de temperatura no plasma e na peça.

4.3.4 Preparação de amostras

Após o processo de soldagem, foi realizado o corte das amostras e, em seguida, estas foram lixadas através de lixas metalográficas usadas nas lixadeiras manuais com as seguintes granulometrias: 100, 220, 320, 400, 600, 800, 1200 e 2500 *mesh*. Em seguida, foi realizado o

polimento mecânico de cinco amostras, para cada chapa soldada, em politrizes manuais, utilizando-se como abrasivo pastas de diamantes de granulometria 3 e 1 μm . Assim, as amostras foram atacadas por imersão durante 15 segundos, e as melhores soluções e proporções encontradas na literatura e para este material são apresentadas na Tabela 6, onde o aço AISI 304L foi atacado no reagente Behara. Portanto, a utilização do referido ataque tornou-se necessária por revelar fases austenita e ferrita neste material.

Tabela 6. Apresenta a composição do ataque Behara

Ataque Behara	Quantidade (ml)
Água destilada	80
Ácido Clorídrico (HCL) 37%	25
Metabissulfito de Potássio	0,5

Após a preparação metalográfica, foram coletadas 5 amostras de cada chapa soldada, conforme a variação do campo (B1, B2, B3 e B4), para a realização da caracterização microestrutural e macroestrutural, como o dimensionamento da ZF, o crescimento de grãos, além dos ensaios mecânicos. O corte das amostras da Figura 33 é realizado por meio da serra tipo fita.



Figura 33. Exemplo de amostras das juntas soldadas após o corte com serra fita.

Após o lixamento, polimento e ataque das amostras dos aços, a caracterização microestrutural foi realizada através de imagens obtidas pelo microscópio óptico Nikon, Eclipse, LV 150, com o objetivo de caracterizar as fases e constituintes presentes no MB e ZF, bem como de analisar a interface MB/ZF das amostras soldadas. As capturas das micrografias foram realizadas através de uma câmera acoplada ao microscópio, assim como pelo

Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV) EVO MA10 da Zeiss, com voltagem de aceleração de 100kV, modo baixo vácuo e com detector de EDS acoplado, magnificação 3000x a 1200000x, resolução de ponto de 0,23mm, resolução de linha de 0,14 nm, tendo como objetivo realizar a observação mais detalhada da microestrutura na ZF.

Em seguida, foi realizada a análise por Espectroscopia de Energia Dispersiva (EDS) (Figura 34), objetivando obter a composição química aproximada e analisar o comportamento dos elementos químicos nas regiões de transição (como MB/ZF).

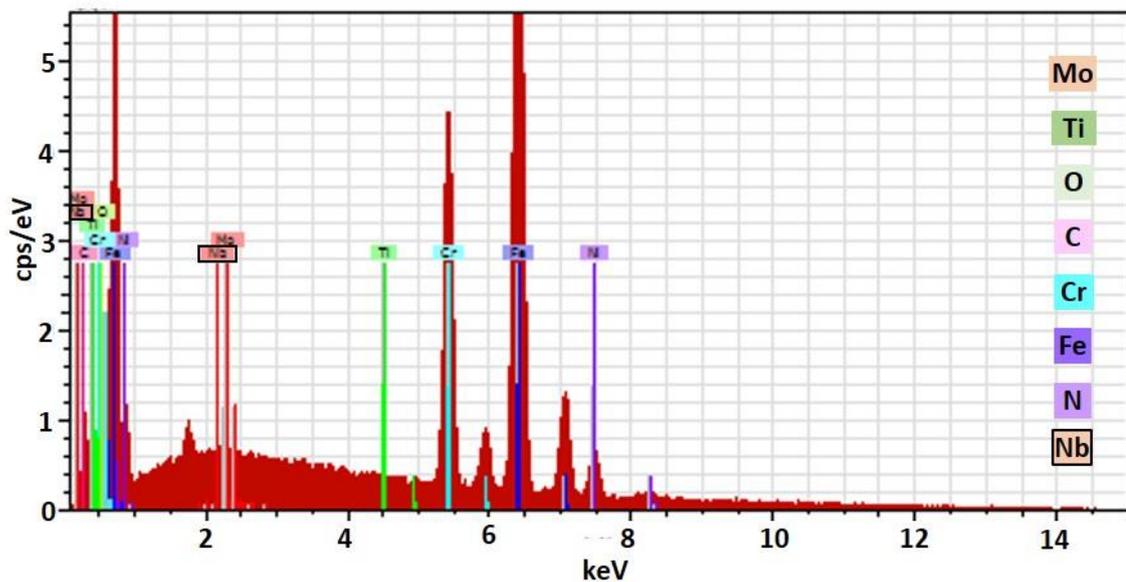


Figura 34. Análise do EDS na austenita.

4.3.5 Dimensionamento do cordão de solda

Após o processo de preparação metalográfica, ataque e análise por microscopia óptica, as 5 amostras foram levadas ao Estereomicroscópio ZEISS Stemi DV4 (mostrado na Figura 35), sendo possível obter as dimensões da geometria do cordão de solda das macrografias da seção transversal das juntas soldadas. Em seguida, com o auxílio do *software* Geogebra, desenvolvido por Markus Hohenwarter e com distribuição livre, foi realizado o dimensionamento da área da ZF de cada junta soldada, sendo posteriormente realizada a medida das dimensões do comprimento e largura desta zona.

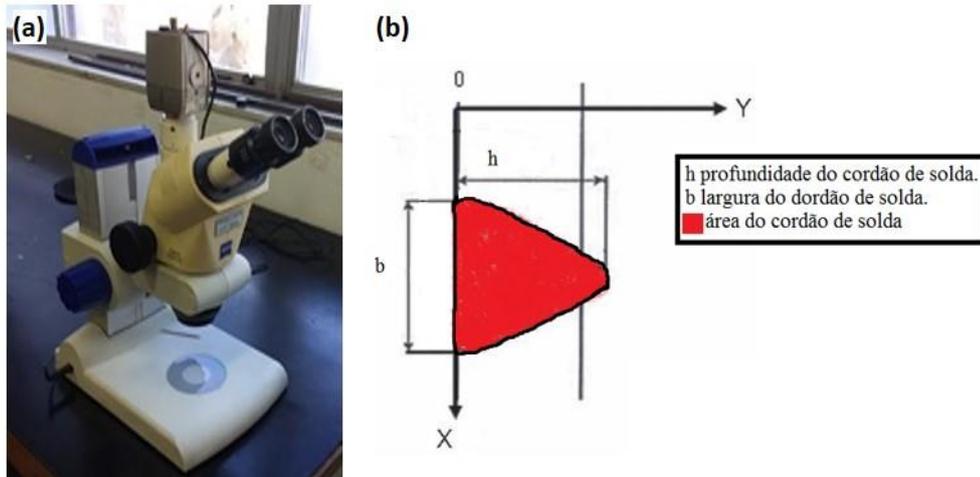


Figura 35. (a) Estereomicroscópio ZEISS e (b) esquemático do cordão de solda. Cada imagem foi tratada no Geogebra de acordo com o tamanho de sua espessura, 9 mm.

4.4 ANÁLISE MICROESTRUTURAL

Nesta etapa do trabalho, as amostras foram submetidas, inicialmente, à análise por microscopia óptica (Nikon Eclipse, LV150, Magnificação 100x, tensão de aceleração 0,5 a 30 kV), com o objetivo de caracterizar as fases e constituintes presentes no MB e ZF, assim como o de analisar a interface MB/ZF das amostras soldadas.

A medição da fração volumétrica da ferrita- δ foi realizada na raiz da solda e através de um ferritoscópio digital Fischer com grau de confiança de 90%. Foram realizados testes para aferir se o volume do equipamento estava dentro do limite inferior de 0,1 de α e o mesmo foi calibrado conforme o padrão de calibração. Foram realizadas três medidas em cada corpo de prova. Após a quantificação da ferrita, na ZF, com o auxílio do software ImageJ, foi possível calcular a fração volumétrica média do AISI 304L.

Dando continuidade ao processo, foi realizada a análise por Espectroscopia de Energia Dispersiva (EDS), objetivando obter a composição química aproximada de duas maneiras distintas. A primeira análise foi pontual e realizada em pontos específicos na microestrutura e, em seguida, foi realizada análise por EDS ao longo de uma linha traçada em determinada região selecionada (Figura 36). O objetivo foi analisar o comportamento dos principais elementos químicos que constituem os metais ao longo dessa linha, principalmente em regiões de transição como o MB/ZF.

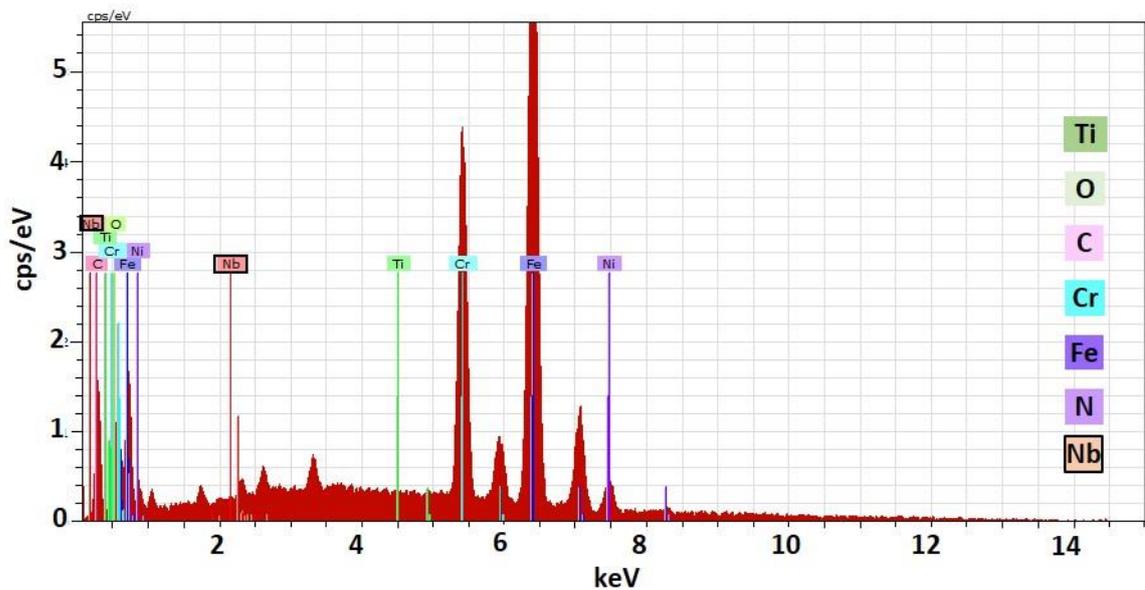


Figura 36. Análise por espectroscopia da ferrita.

Conforme Ferreira et al. (2016), foi realizada a avaliação do Tamanho de Grão (TG), pelo método do intercepto Método Linear, a partir das micrografias resultantes do ataque. Foram utilizadas 5 imagens fotográficas para cada experimento, com aumento de 100 vezes no microscópio NIKON LV 150 após o ataque químico, processadas no programa Image J. Para a contagem dos interceptos entre a linha referência e os contornos de grão, foram inseridas 10 linhas perpendiculares à horizontal e 8 linhas perpendiculares à vertical. Em seguida, foi realizada a média, o desvio padrão e o erro para plotar o gráfico do tamanho de grão.

4.5 O ESPAÇAMENTO DENDRÍTICO NA JUNTA SOLDADA

Como análise complementar, foram realizadas medidas dos espaços entre as dendritas, em micrografias de regiões distintas, através do Image J e MEV (Demarque, 2018). Através dos equipamentos (MEV e Image J), foi possível traçar linhas de uma dendrita a outra e, assim, determinar o espaçamento entre elas. Na Figura 37 é possível observar o dimensionamento do espaçamento dendrítico: na linha vermelha está o λ_1 e na linha azul o λ_2 .

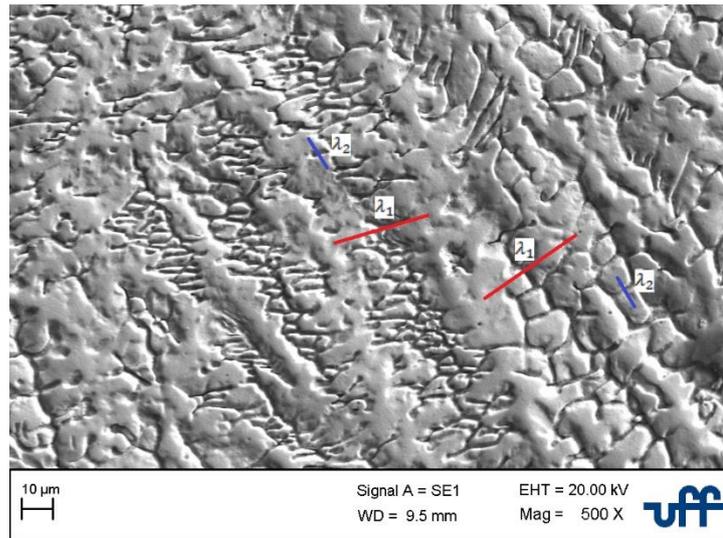


Figura 37. Exemplo do dimensionamento do espaçamento dendrítico.

4.6 AVALIAÇÃO DA RESISTÊNCIA À CORROSÃO

Foram avaliados os resultados da microcélula eletroquímica, atribuídos à reprodutibilidade de seus parâmetros, em uma área geométrica de 1 cm^2 (longitudinal) na zona de fusão, sendo utilizados um contraeletrodo de platina e um eletrodo de referência de prata/cloreto de prata. Utilizou-se 4 corpos de provas para estabelecer um padrão de referência ao comportamento eletroquímico do material e, antes de cada ensaio, os eletrodos de trabalho ficaram imersos em uma solução de NaCl 3,5% para a obtenção do Potencial de Circuito Aberto (OCP) e da curva de polarização. Os ensaios estiveram de acordo com a norma ASTM G5-94 e foram realizados no Laboratório Eletroquímico no ECEX-UFF. A Figura 38 apresenta um conjunto de curvas de polarização potenciodinâmica.

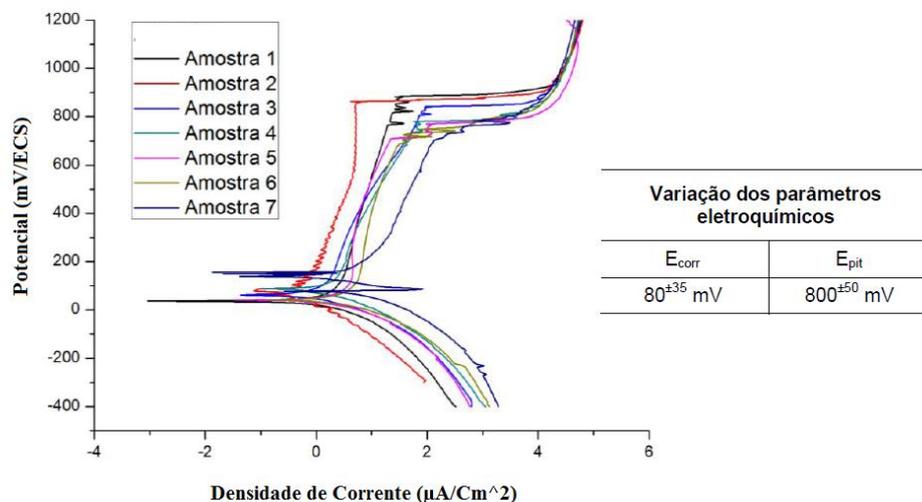


Figura 38. Reprodutibilidade dos resultados da microcélula eletroquímica, observando-se as curvas de polarização.

4.7 ENSAIO DE TENACIDADE

As dimensões de todos os 4 corpos de prova (para cada soldagem) para o ensaio de impacto foram 10x10x55 mm, com entalhe em “V”, segundo a norma ASTM E 23-02A, posteriormente foi resfriado na temperatura (-20 °C), com utilização de um freezer. Essa temperatura foi escolhida para avaliar a influência da precipitação de fases frágeis na tenacidade. Nesses corpos de prova foi realizado o Charpy e verificada a energia absorvida na ZF. O ensaio serviu para analisar a influência da variação do campo magnético externo no processo de soldagem na energia absorvida durante o impacto.

A Figura 39 apresenta as posições dos corpos de prova, retirados das chapas soldadas, para a realização do ensaio de Charpy e a posição do entalhe V na posição central do cordão de solda. Posteriormente, foram realizadas as análises macroscópica e microscópica via MEV na região da fratura.



Figura 39. Corpos de provas para Charpy após os experimentos 0T, 2,5T, 5,0T e 7,5T.

4.8 ENSAIO DE MICRODUREZA

A microdureza nas amostras foram calculadas através da realização de medidas em regiões distintas (pontos) e, posteriormente, foi feita a média aritmética simples dessas medidas para calcular a microdureza média (conforme a NBR 6672). A distância entre cada ponto, onde

foi medida a microdureza do material, foi de aproximadamente 1,0 mm do ponto seguinte. Sendo assim, foi formada uma linha através da seção transversal do material, e esse procedimento foi realizado a 0,2 mm e 0,35 mm da superfície de cada amostra (Figura 40). Posteriormente, essas medidas foram plotadas em gráficos de perfis de Microdureza Vickers ao longo da seção transversal do cordão de solda.

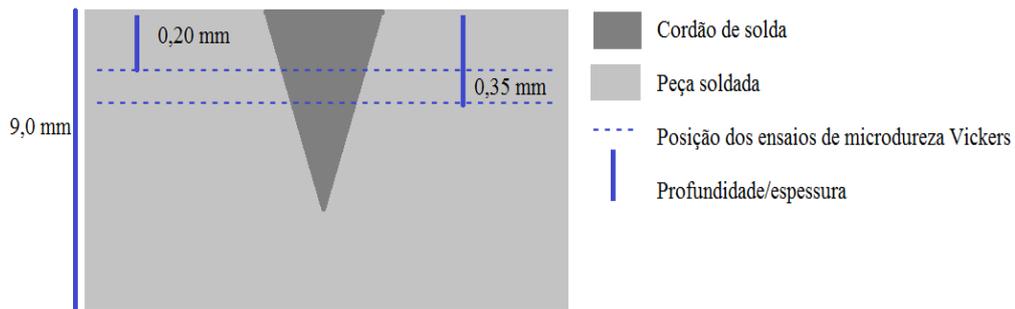


Figura 40. Esquemático da vista transversal do material soldado.

As medidas de microdureza nas regiões do Metal Base (MB) e na zona de fusão (ZF), foram realizadas em microdurômetro da Shimadzu modelo HVM-2T. Para cada uma das amostras, foi aplicada uma carga de 200 gf durante um período de 20 segundos e, através desse mesmo equipamento, será realizada a indentação, com auxílio de um indentador. Posteriormente, foi realizada a medição na superfície da amostra e, através das diagonais, foram calculados os valores da Microdureza Vickers utilizando a equação 21. Foram realizados ensaios de microdureza Vickers em 5 corpos de prova para cada soldagem realizada.

$$HV=1,8544 \frac{F}{d^2} \quad (21)$$

Onde F é a carga aplicada (no caso, 200 gF) e d é a média aritmética das duas diagonais da indentação. O valor da microdureza das amostras, conforme recebidas, foi calculado para comparação com o valor da microdureza do MB e ZF.

5 RESULTADOS E DISCUSSÕES

Nesse tópico são apresentados e discutidos os resultados obtidos e analisados, de forma que sejam respondidos os objetivos desta tese. Além de se apresentar as observações, foram interpretados os resultados a partir da adição do campo magnético externo no processo.

5.1 DISTRIBUIÇÃO DA TEMPERATURA NO CORDÃO DE SOLDA

Durante o processo de soldagem foram realizadas imagens termográficas para avaliar a distribuição da temperatura no cordão de solda e na sua extremidade. Tal como Ngueyen et al. (2019), a Figura 41 mostra os ciclos de temperatura na chapa durante o processo de soldagem e apresenta a zona de fusão através da imagem termográfica (máquina Flir) no tempo de soldagem 6,9 s, com a distribuição da temperatura. A maior temperatura (superior a 1.114 °C) está localizada no centro do cordão de solda (na direção longitudinal X) e atrás do buraco da fechadura ou Keyhole. Como pode ser observado, a zona de alta temperatura encontra-se dos lados laterais externos para o centro do cordão de solda.

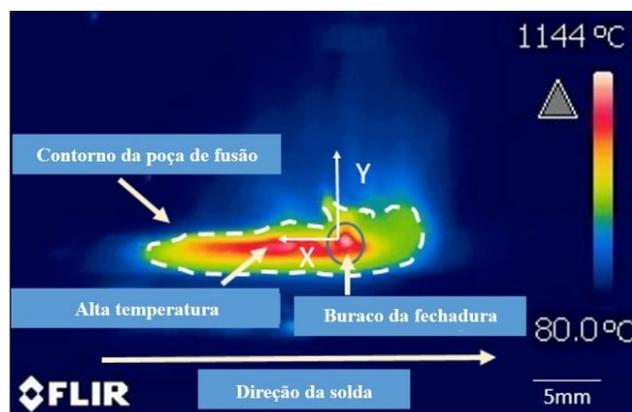


Figura 41. Foto da distribuição da temperatura no cordão de solda.

A Figura 42 apresenta a curva de temperatura em função do tempo e, tal como era esperado, o efeito joule, produzido pelo campo magnético, pode ser influenciado no aumento da temperatura durante o processo de soldagem. Os termopares estiveram na mesma posição em todos processos de soldagens e, assim sendo, possivelmente não influenciaram na variação da temperatura. Caso os termopares estivessem em posições diferentes nos diversos processos de soldagem, poderiam influenciar comportamento da curva. A densidade de corrente induzida na superfície da peça é elevada e diminui com o aumento da profundidade (Skin Effect) (Clement, 2014). Portanto, é através da profundidade de penetração que grande parte da energia total é induzida na região soldada, podendo influenciar nos resultados da temperatura.

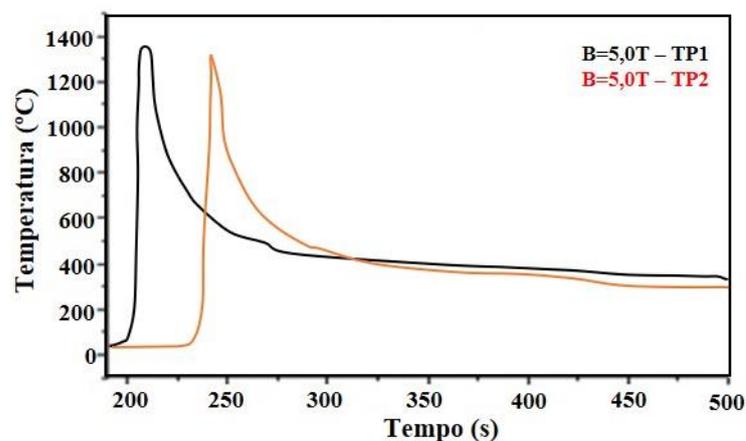


Figura 42. Ciclo de temperatura na soldagem com a variação do campo magnético externo, para 5,0T.

5.2 ANÁLISE MICROESTRUTURAL DA ZONA DE FUSÃO

O processo de soldagem TIG autógeno e suas configurações (a tensão do arco, a corrente de soldagem, a velocidade de avanço e o gás de proteção) exercem influência sobre as propriedades metalúrgicas, como, por exemplo, no tamanho de grãos, no espaçamento dendrítico, no teor de ferrita δ e, também, nos valores de dureza, na absorção de energia e na resistência à corrosão dos aços inoxidáveis. Com essa perspectiva, foi adicionado o campo magnético externo observando-se os parâmetros de soldagem durante o processo, com a finalidade de se avaliar a influência do campo magnético externo na região de transformação do estado líquido ao estado sólido no resfriamento. O campo magnético externo estático no arco plasmático induz a corrente, e o potencial magnético é o responsável por induzir o fluxo convectivo e o aumento da temperatura na zona de fusão (na transformação do estado líquido ao estado sólido). Como observado ao longo da revisão bibliográfica, o campo magnético

externo apresenta significativa influência na microestrutura resultante a partir da interação da Força de Lorentz e da corrente induzida.

A zona fundida de um aço inoxidável austenítico caracteriza-se por ser comumente composta por uma estrutura bifásica formada pelos microconstituintes ferrita- δ e austenita. A presença da ferrita- δ é necessária em determinado nível para que seja prevenida a ocorrência de trinca a quente durante a solidificação do metal de solda, descontinuidade que ocorre para uma microestrutura totalmente austenítica (Pessanha, 2011).

Observa-se que composições com relação Cr_{eq}/Ni_{eq} maiores que 1,5 ou com P+S menores que 0,01%, não são susceptíveis à formação de trincas. Portanto, para corridas com relação Cr_{eq}/Ni_{eq} maiores que 1,5, o problema de trincas a quente não é crítico. Todavia, para corridas com relação Cr_{eq}/Ni_{eq} menores do que 1,5, os teores de P e S devem ser rigidamente controlados (Pessanha, 2011).

Quando o argônio puro é utilizado como gás de proteção, ele ocasiona o surgimento da maior quantidade de ferrita- δ e a estrutura de grãos grosseiros no metal de solda (Marques, 2007).

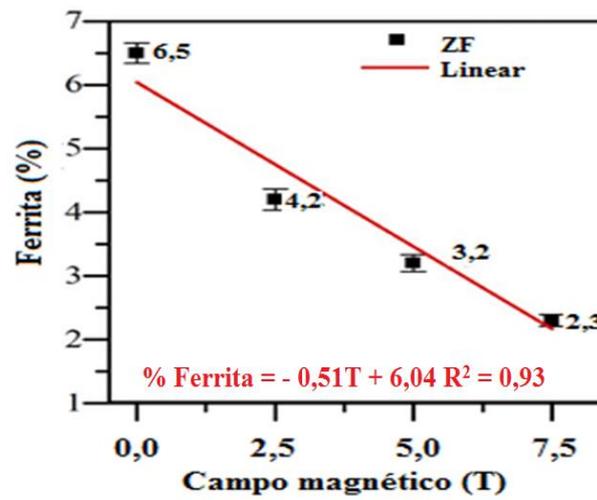
Em oposição à afirmação anterior, Li et al. (2011) e Jeng et al. (2018) observaram que as frações de ferrita delta diminuíram com a variação do campo magnético externo. O campo magnético, induzido na zona de fusão, provoca o fluxo convectivo e o aumento de calor, reduzindo a porcentagem de ferrita. Desta forma, o fluxo convectivo e o aumento da temperatura desfazem a estrutura das ferritas esqueléticas (quebra) e alteram os espaçamentos dendríticos.

Para a construção da Figura 43 foram calculadas as médias, o desvio padrão e o erro para cada processo. A medição da fração volumétrica da ferrita- δ foi realizada através de um ferritoscópio digital Fischer com grau de confiança de 90% e limite inferior de detecção de 0,1% de α , calibrado com o auxílio dos padrões de calibração. Essa medição foi realizada na raiz da solda para as amostras de cada um dos processos de soldagens (0 T, 2,5 T, 5,0 T e 7,5 T).

A Tabela 7 apresenta as diferenças na porcentagem entre 0 T e 2,5 T, 2,5 T e 5,0 T e 5,0 T e 7,5 T. Causadas pela agitação magnética na região de transformação do estado líquido ao estado sólido, isso contribuiu para a redução do teor de ferrita- δ na microestrutura da solda no aço AISI 304L soldado. Porém, a redução da ferrita- δ provoca queda no potencial de corrosão e pode influenciar no início da corrosão da zona de fusão.

Tabela 7. A redução do teor de ferrita com a variação do campo magnético.

Diferenças	Valor	%
0 T – 2,5 T	2,3	35,4
2,5 T – 5,0 T	1,0	23,8
7,5 T – 5,0 T	0,9	28,12

**Figura 43.** Diagrama dos efeitos do campo magnético externo na microestrutura da raiz da zona fusão para o intervalo 0T a 7,5T.

O teor de ferrita está limitado à raiz da solda na zona de fusão. Na Figura 43 e na Tabela 7 foram registrados apenas três valores em cada processo, devido à geometria da zona de fusão ser pequena para o experimento; na Figura 45, é possível observar o quanto é limitada a geometria da zona de fusão para o experimento.

Após o processo de soldagem, a microestrutura da zona de fusão foi examinada com base na técnica do diagrama pseudobinário, do diagrama de Schaeffler e do diagrama WRC-92, na Figura 44. A partir dessas técnicas, foram calculados os valores do Cr e Ni equivalentes e, unidos aos valores de diluição da solda, foi possível prever a fração volumétrica da ferrita- δ e as condições metalúrgicas da zona de fusão.

A relação Cr_{eq}/Ni_{eq} , na Figura 44, apresentou, em todos os processos de soldagem, a solidificação do tipo III ($1,5 < Cr_{eq}/Ni_{eq} < 2,0$), solidificação ferrita-austenita (FA), onde a fase primária na solidificação é a ferrita na forma de dendrita, sendo que a austenita se forma posteriormente, na interface ferrita/líquido. Destaca-se que, na solidificação do tipo III, a austenita, posterior à nucleação como secundária, cresce em direção à ferrita e para o líquido – com a consequente segregação dos elementos que promovem a ferrita tanto para o interior da

dendrita como ao líquido. Dessa forma, a ferrita pode estabilizar-se no eixo da dendrita e causar a formação de ferrita nos espaços interdendríticos.

O teor da ferrita- δ , através do diagrama WRC-92, demonstrou o número de ferrita- δ igual a 10 ($\approx 10\%$) considerando a composição química do metal base. A Figura 44 apresenta o diagrama pseudo-binário, diagrama de Schaeffler e o diagrama WRC-92.

O diagrama pseudo-binário expressa que a solidificação do aço AISI 304L ocorreu de acordo com a seguinte reação líquida: $Liq \rightarrow Liq + \delta \rightarrow \delta + \gamma$. Portanto, a microestrutura do aço investigado à temperatura ambiente consiste em uma matriz austenítica e dendritas de ferrita- δ . Considerando que o aço permaneceu no campo monofásico da ferrita- δ por um certo tempo, quanto menor a taxa de resfriamento, mais tempo o aço permanece nesse campo e, conseqüentemente, maior a fração de ferrita- δ na matriz austenítica. Na região de transformação $Liq + \delta$ ocorreu a indução magnética responsável pelas transformações metalúrgicas induzidas na zona de fusão.

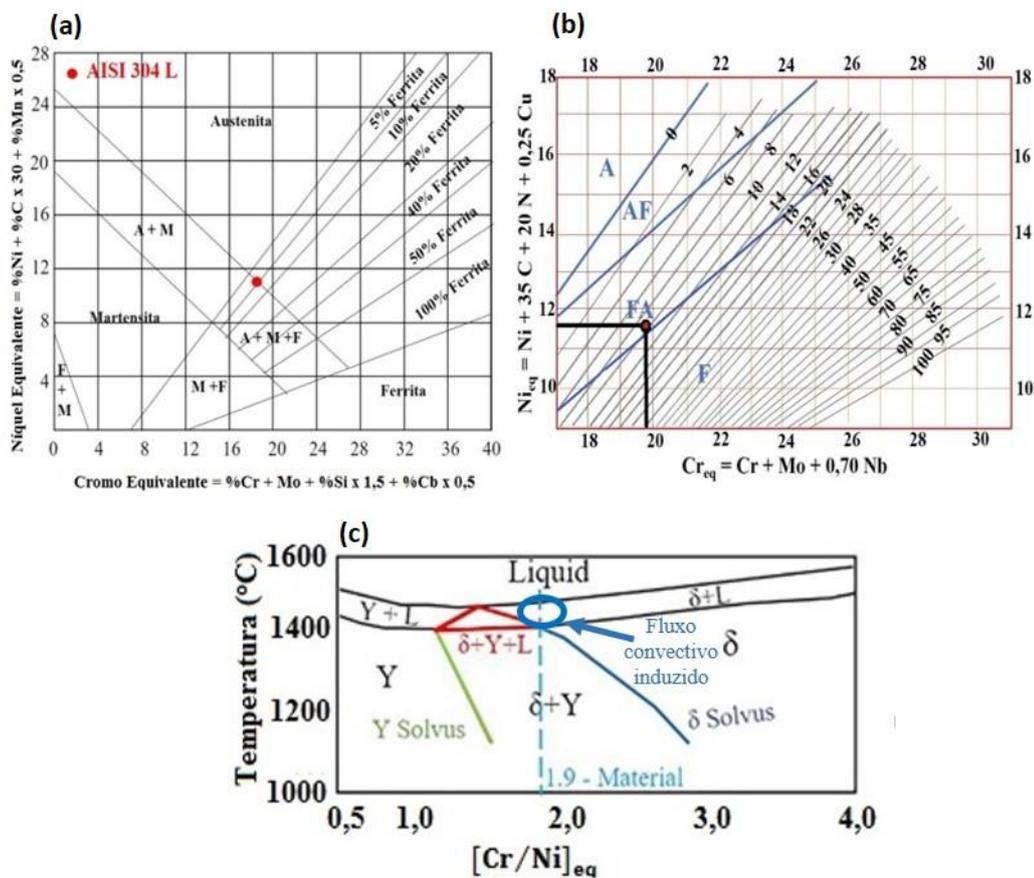


Figura 44. Análise microestrutural da zona de fusão com diagrama de Schaeffler (a), Diagrama WRC-92(b) e o Diagrama Pseudo-binário(c).

A Tabela 8 apresenta a força magnética induzida no momento da transformação Liq + δ no resfriamento. O modelo formado pela equação 11 permite calcular o potencial magnético, enquanto que a equação 12 permite obter diretamente a indução magnética, a equação 13 determinar o potencial magnético e a equação 14 calcular a força magnética induzida. Com as equações 15, 16 e 17, foi possível calcular a variação da temperatura, sendo que o campo elétrico é calculado a partir da lei de Gaus. Dessa forma, com o modelo mencionado, é possível determinar a corrente induzida, a força magnética e a variação de temperatura considerando a profundidade da ZF. Um dos efeitos da indução magnética foi a variação crescente da temperatura e a redução do teor de ferrita, tal como visto anteriormente. Sendo assim, o campo magnético induzido na zona de fusão provoca o fluxo convectivo, o aumento de calor e produz a quebra da estrutura das ferritas esqueléticas, transformando-as em ferritas- δ .

Tabela 8. As propriedades físicas do campo magnético

B (T)	B no arco (T)	Campo elétrico (Volt)	J (A)	F (FM)	ΔT ($^{\circ}C$)
0	2,5E-9	1,15E-10	8,89E-5	8,5 E-16	---
2,5	2,5E-9	0,00021	162,55	1,5 E-3	0,05
5,0	2,5E-9	0,0004	325,11	1,8 E-1	0,21
7,5	2,5E-9	0,00063	487,66	3,7 E-1	0,49

Na Tabela 8 é apresentado o valor da variação da temperatura ΔT na zona de fusão proporcional ao $\vec{J} \cdot \vec{E}$ para 1 g de massa a cada segundo. Sendo assim, foi observado que o campo magnético externo apresentou aumento da temperatura proporcional ao escalar ($\vec{J} \cdot \vec{E}$) na zona de fusão.

5.3 EXAME MACROSCÓPICO

Conforme os estudos de Nguyen et al. (2019), com a variação do campo magnético externo, tornou-se necessário avaliar a aparência da ZF. Na Figura 45, (a) apresenta a geometria do cordão de solda com 0 T, (b) a geometria do cordão de solda com 2,5 T, (c) a geometria do cordão de solda com 5,0 T e (d) a geometria do cordão de solda com 7,5 T.

Na Figura 45 (d), pode-se observar que a profundidade do cordão de solda é um pouco inclinada ao comparar com as demais figuras (Figura 45 (a), Figura 45 (b) e Figura 45 (c)). A inclinação pode ter ocorrido devido ao sopro magnético, que é comum na adição do campo magnético externo, alguma vibração durante o processo ou até mesmo algum movimento inesperado no carrinho durante o processo.

Dessa forma, na Figura 45, a alteração da geometria ocorre devido ao campo da força estar comprimindo e alongando o arco plasmático, refletindo essas alterações na zona de fusão. Sendo assim, a zona de fusão é influenciada diretamente pelas forças magnéticas induzidas, passando a ter menor largura e maior profundidade. O aumento da área da zona de fusão, com a adição do campo magnético externo, foi consequência da variação da temperatura na poça e da força de Lorentz, que espalha o metal líquido em todas as direções. A variação da temperatura ocorre proporcional ao escalar os vetores corrente e campo elétrico ($\vec{j} \cdot \vec{E}$).

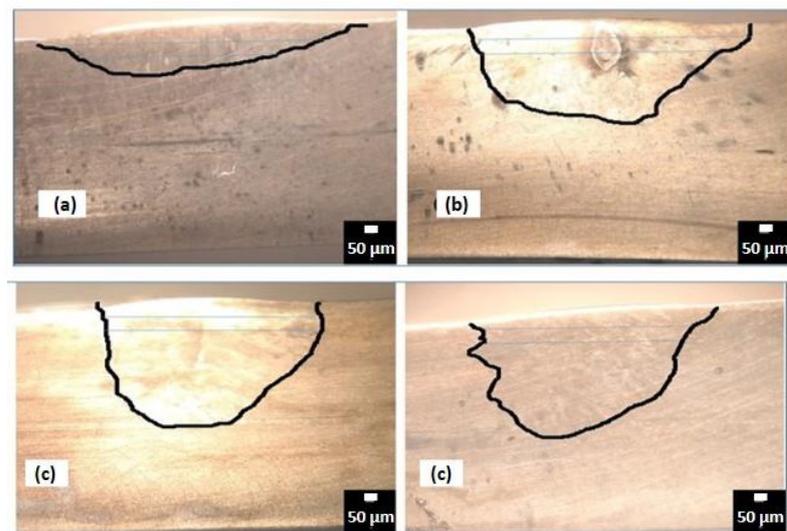


Figura 45. Aspectos em escala macro dos cordões de solda. a) soldagem 0 T, b) soldagem 2,5 T, c) soldagem 5,0 T e d) soldagem 7,5 T, ambos sob o ataque Behara.

Segundo Li et al. (2011), o aumento em quantidade de área proporciona o maior preenchimento do material de solda na região soldada. A Figura 44 apresenta o aumento da área, a diminuição da largura e o aumento da profundidade, possibilitando a formação das soldas profundas em relação à soldagem com adição do campo magnético externo, em comparação com a soldagem sem adição do campo magnético externo (Li et al., 2011; Natividad et al., 2017). Portanto, a soldagem com adição do campo magnético externo favoreceu a penetração da solda. As referidas alterações podem ter ocorrido porque o campo magnético externo produz forças magnéticas no entorno do arco plasmático e essas podem alterar a geometria (largura e profundidade) do cordão de solda.

O aumento da área da região soldada com adição do campo magnético externo ocorreu devido à corrente induzida que produz o efeito joule, aumenta a temperatura e, em seguida, a área da solda. Portanto, o aumento da área nas soldas com adição do campo magnético de 5,0 T é maior que 100% da ordem em relação à soldagem com ausência do campo magnético

externo e, ao observar-se o erro, a área da soldagem 2,5 T sobrepõe a da soldagem 7,5T, e ambas com 26,00 mm² podem ser vistas na Figura 44. Observa-se que, ao se comparar as soldagens com adição do campo magnético, pode não ter ocorrido diferenças nos valores das áreas. Porém, o aumento ocorre ao comparar as soldagens com adição do campo magnético externo com o processo sem adição do campo magnético externo

Por outro lado, a largura da zona de fusão, na Figura 44, tornou-se 25% mais estreita que a geometria da soldagem sem adição do campo magnético externo. Ao observar a barra do erro, fica claro a sobreposição das larguras nas soldagens com 5,0 T e 7,5 T com áreas podendo ser iguais a 5,8 mm. Sendo assim, é possível observar que houve o estreitamento da largura da soldagem ao se adicionar o campo magnético externo em função das forças magnéticas radiais.

A geometria da zona de fusão da soldagem com a adição do campo magnético externo tornou-se 3,0 mm mais profunda do que a geometria da soldagem com ausência do campo magnético externo. Ao se comparar as barras de erro, é possível notar que há sobreposição nos valores da profundidade da soldagem com 5,0T e 7,5T e, assim, pode haver valores iguais a 5,10 mm.

A penetração da solda se dá pela força de Lorentz. Sendo assim, ao adicionar do campo magnético externo no processo de soldagem a arco, é possível tornar a zona de fusão mais profunda. Portanto, as forças magnéticas radiais (força de Lorentz) irão comprimir e alongar o arco plasmático, alterando a sua geometria e refletindo na zona de fusão. Porém, a inclinação observada no cordão de solda, na soldagem 7,5 T, pode ter influenciado nos valores da geometria do cordão de solda em comparação com a soldagem para 5,0 T.

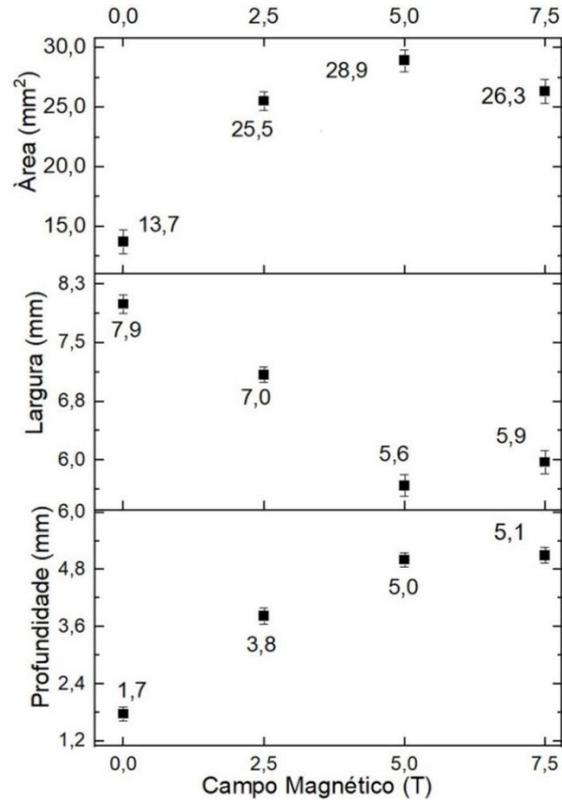


Figura 46. Diagrama dos efeitos do campo magnético externo nas dimensões da zona de fusão.

5.3.1 Microestrutura típica da zona de fusão do aço 304L

A caracterização dos microconstituintes da zona de fusão foi realizada com o uso do MEV e do MO, possibilitando-se identificar o microconstituente austenita e o microconstituente ferrita- δ , solidificado na forma de dendrita. Essa identificação é típica de uma microestrutura da solidificação da classe dos aços inoxidáveis austeníticos que foram soldados no modo autógeno. As microestruturas são visíveis na Figura 45 (Padilha e Rios, 2002; Hsieh e Wu, 2012).

A transformação parcial da ferrita em austenita, cuja nucleação ocorre ao longo dos contornos de grão de ferrita é um fator limitante para o crescimento dos grãos, resultando num tamanho de grão de ferrita aproximadamente igual aos grãos equiaxiais ferrítico do metal base (Andrade et al., 2015).

Observou-se que a zona de fusão apresentou a relação Cr_{eq}/Ni_{eq} na faixa de 1,9, resultando na solidificação em ferrita primária com formação de austenita tanto nas etapas iniciais como no estado sólido.

Outras consequências do campo magnético externo podem ser observadas a seguir, Figura 47, Figura 48, Figura 49 e Figura 50, são imagens da raiz do cordão de solda.

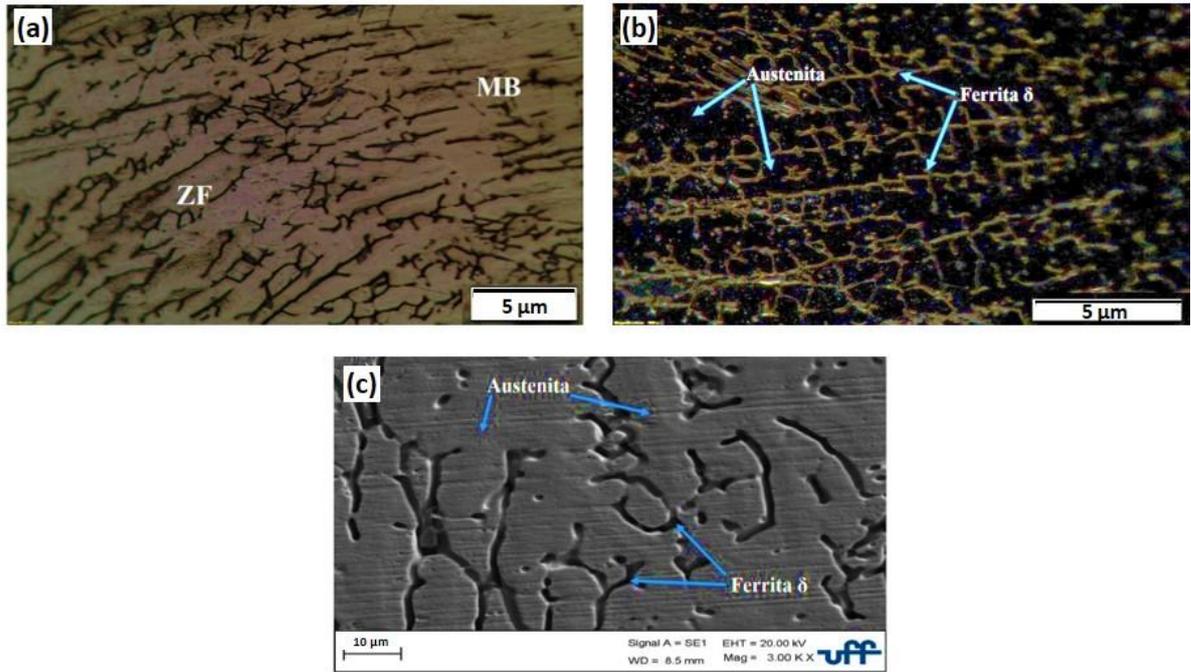


Figura 47. Microestrutura da ZF, a) Transição MB e ZF para $B = 0,0$ T, b) ZF do $B = 0,0$ T, c) ZF do $B = 0,0$ T via MEV.

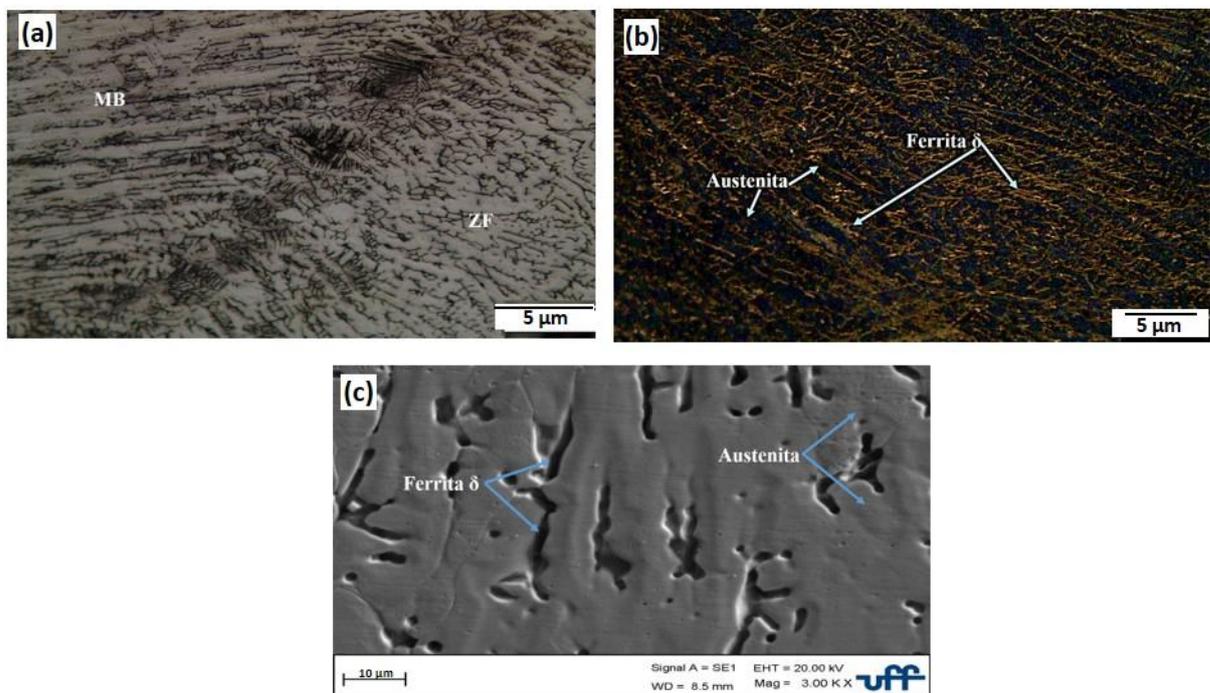


Figura 48. Microestrutura da ZF, a) Transição MB e ZF para $B = 2,5$ T, b) ZF do $B = 2,5$ T, c) ZF do $B = 2,5$ T via MEV.

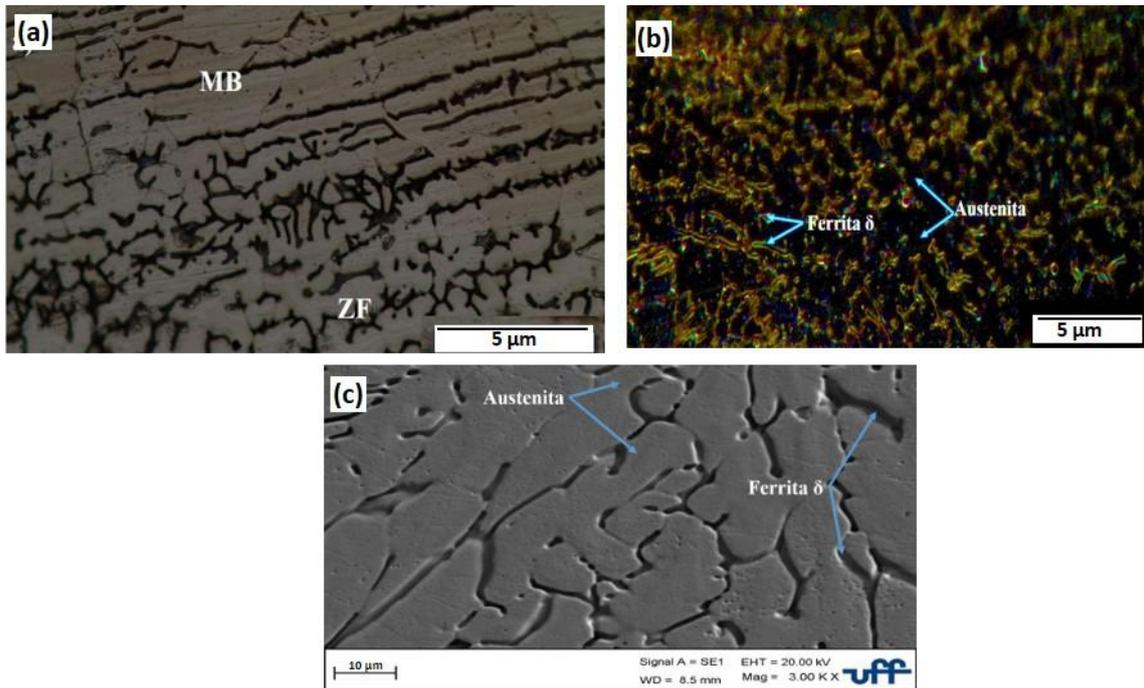


Figura 49. Microestrutura da ZF, a) Transição MB e ZF para B = 5,0 T, b) ZF do B = 5,0 T, c) ZF do B = 5,0 T via MEV.

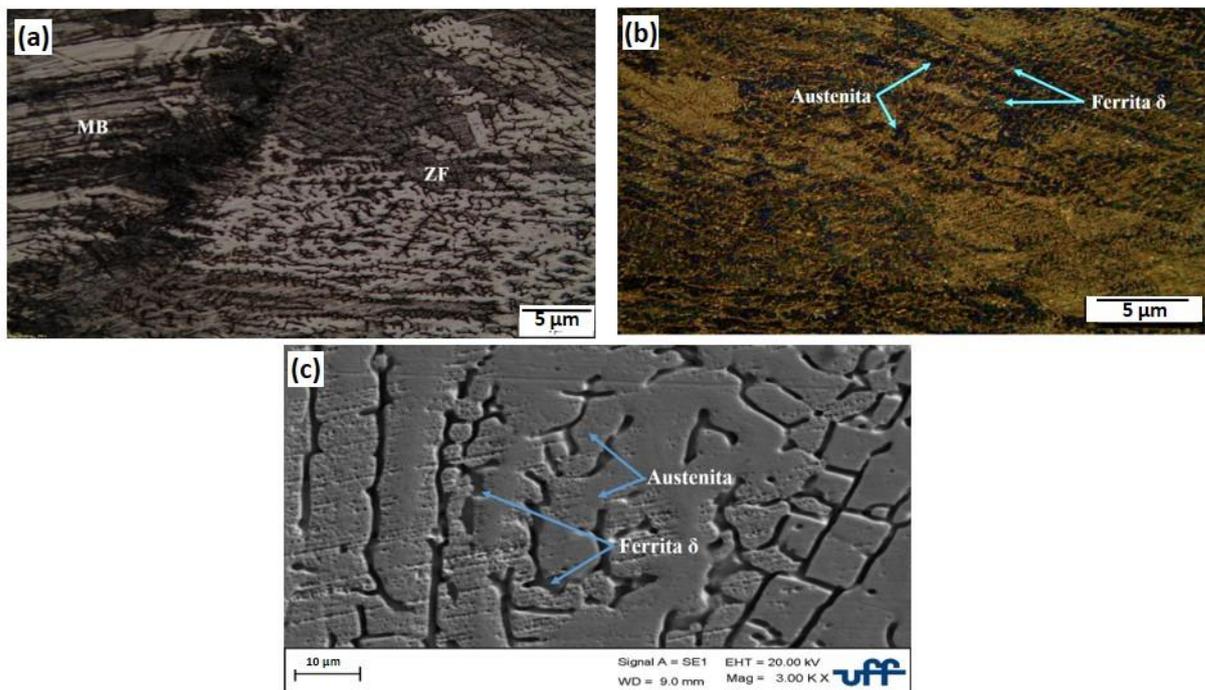


Figura 50. Microestrutura da ZF, a) Transição MB e ZF para B = 7,5 T, b) ZF do B = 7,5 T, c) ZF do B = 7,5 T via MEV.

Sendo assim, a ZF do aço 304L foi caracterizada como uma estrutura bifásica formada por microconstituente ferrita- δ e austenita. Essa caracterização é importante para a resistência mecânica, dureza do material, resistência ao impacto e na corrosão da solda.

Ainda, a microanálise química (EDS) determinou a composição química de cada fase da zona fundida, cujos resultados encontram-se na Tabela 9.

Tabela 9. Composição média (pontual) das fases da zona fundida.

Fase / 0 T	Cr (%peso)	Ni(%peso)	Mn(%peso)	Si(%peso)
γ	16,7	10,06	3,03	1,28
δ	16,5	8,5	3,49	1,37
Fase / 2,5 T	Cr	Ni	Mn	Si
γ	17,14	9,23	2,79	1,14
δ	16,91	8,25	2,68	1,08
Fase / 5,0 T	Cr	Ni	Mn	Si
γ	16,92	9,64	2,91	1,21
δ	16,7	8,37	3,08	1,22
Fase / 7,5 T	Cr	Ni	Mn	Si
γ	16,96	17,3	2,91	1,36
δ	18,11	7,26	2,98	1,19

O conhecimento e controle do espaçamento dendrítico, do tamanho de grão, da dureza, da tenacidade, da resistência à corrosão e outros são primordiais para a obtenção das propriedades mecânicas desejadas: o MEV com tensão de aceleração do feixe de 20kV com um spot size de 520 e uma distância de 10mm, com uso do detector de elétrons secundários. Sendo assim, observa-se que tanto a fase austenita quanto a fase da ferrita quase não apresentam diferença no teor de Cr. Porém, na fase austenita fica claro o maior teor de Ni em comparação com a fase ferrita, sendo que esse efeito pode ser justificado pela presença do fluxo convectivo.

Na Figura 51, foi realizada na raiz do cordão de solda da soldagem B = 7,5 T, foi possível realizar uma observação conforme Kose et al. (2018), onde a morfologia da zona de fusão é composta de ferrita- δ delta na matriz austenita. Adicionalmente, em conformidade com Jiang et al. (2019), observa-se que a microestrutura da ZF apresenta dendritas colunares possivelmente pela interação do campo magnético induzido e pela corrente induzida no metal líquido. O crescimento das dendritas colunares ocorre para a região central da zona de fusão, partindo da raiz da solda para o interior da zona.



Figura 51. Micrografia revelando a dendrita colunar na ZF. Figura da soldagem com o campo magnético externo de 7,5 T.

Para o gráfico da Figura 52, foram realizadas 15 medidas do espaçamento dendrítico na raiz do cordão de solda; para cada sobreposição do campo magnético externo (2,5 T, 5,0T e 7,5T), foi feita a média, o cálculo do desvio padrão e, posteriormente, o erro que permitiu observar a variação do espaçamento dendrítico. Como foi feito o gráfico e, em seguida, determinada a lei que descreve a alteração do espaçamento dendrítico, veio a ser necessário omitir os valores do erro no gráfico. Baseado no trabalho de Cao et al. (2017), torna-se claro que, através do campo magnético externo, é possível controlar o espaçamento dendrítico no processo de soldagem. Sendo assim, os valores do espaçamento dendrítico diminuem com o aumento do fluxo convectivo induzido pelas forças magnéticas na zona de fusão. O fluxo convectivo quebra as pontas das dendritas no momento de transformação do estado líquido para o estado sólido, durante o resfriamento e reduzindo os valores dos espaçamentos dendríticos. Os valores dos espaçamentos dendríticos primários das soldas 2,5 T, 5,0 T e 7,5 T foram de 12,13 μm , 11,44 μm e 9,90 μm , respectivamente. Os valores dos espaçamentos dendríticos secundários apresentaram maior tendência ao refinamento ao apresentarem os seguintes valores 8,00 μm , 5,61 μm e 3,81 μm , respectivamente.

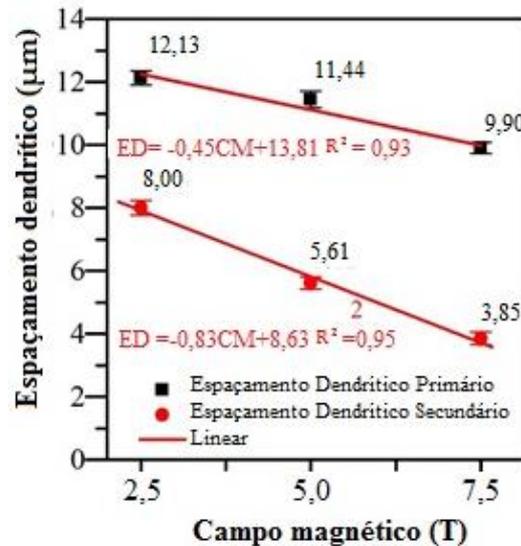


Figura 52. Diagrama dos efeitos do campo magnético externo na microestrutura da zona de fusão na variação do espaçamento dendrítico (λ_1 primário e λ_2 secundário), para o intervalo 0 a 7,5.

Para a Figura 53, foi necessário calcular a média, o desvio padrão e o erro e, também, dimensionar o tamanho de grão médio. É possível identificar a tendência já esperada de se obter valores menores do tamanho de grão. A redução pode ser justificada pelo maior fluxo convectivo, o menor espaçamento dendrítico e o aumento do calor. No processo de soldagem com adição do campo magnético, a soldagem com maior intensidade magnética (7,5 T) apresentou o menor valor do tamanho de grão. Sendo assim, o efeito do campo magnético induzido e o aumento da velocidade do fluxo oriundo da força de Lorentz no estado líquido/sólido são responsáveis por reduzir o tamanho de grão na microestrutura da ZF.

O fluxo convectivo é responsável pela transferência de calor e pelo espalhamento do líquido fundido, produzindo, assim, a homogeneização das propriedades do cordão de solda, reduzindo os espaçamentos dendríticos, diminuindo o tamanho dos grãos, formando grãos não colunares na zona de fusão e podendo vir a trazer benefícios para as propriedades mecânicas e de corrosão da zona de fusão.

Portanto, como visto na revisão bibliográfica, a interação entre o campo magnético internamente induzido e o campo magnético externo resulta na agitação da zona de fusão (Li, 2010). Este efeito contribuiu para modificar a orientação cristalográfica comumente associada às poças de fusão sem a presença da convenção forçada, promovendo a “quebra” das dentritas em formação. Este processo convectivo resultou no maior número de sítios de nucleação de grãos, proporcionando o refinamento dos mesmos na região da solda, de acordo com Sundaesan e Ram (1999).

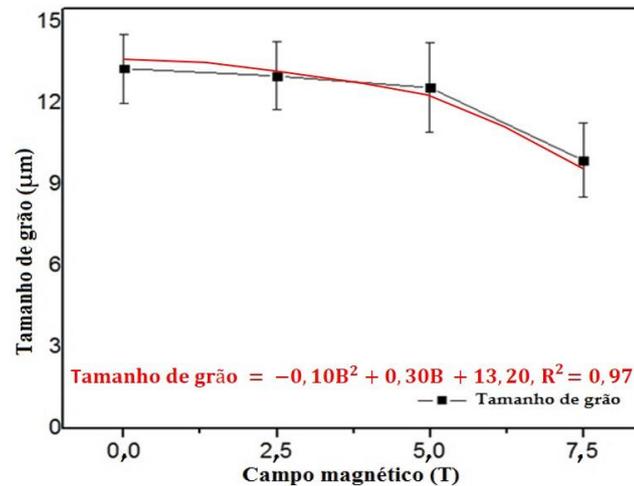


Figura 53. A variação decrescente do tamanho de grão com a variação crescente do campo magnético externo, para o intervalo 0 a 7,5.

5.4 A DISTRIBUIÇÃO DA DUREZA E MICRODUREZA NAS DIFERENTES ZONAS

A distribuição da dureza pelo método Vickers (HV) nas zonas MB e ZF é apresentada na Figura 54.

Na soldagem 2,5 T, o valor dos pontos de dureza na ZF é quase o mesmo valor ao longo zona. Isso significa que a distribuição da microestrutura tornou-se uniforme nas amostras com campo magnético externo, concomitante os estudos de Chen e colaboradores (2017).

Portanto, como visto na revisão bibliográfica, a interação entre o campo magnético internamente induzido e o campo magnético externo resulta na agitação da zona de fusão. O efeito contribui para modificar a orientação cristalográfica e a quebra das dentritas em formação. Tal efeito resulta no maior número de nucleação, proporcionando o refinamento do grão, e na melhoria nas propriedades mecânicas da ZF. O refinamento dos grãos traz benefícios à soldagem porque diminui a probabilidade do surgimento de trincas. O tamanho de grão do MB poderá ter o tamanho diferente ao da ZF, uma vez que dificilmente ter-se-á a igualdade nos tamanhos do grãos nas diferentes zonas. Sendo assim, é ideal que a solda tenha grãos homogêneos buscando melhorar as suas propriedades.

A redução no valor da dureza da ZF pode ter ocorrido no presente trabalho devido ao fluxo convectivo induzido e à redução da % de ferrita na soldagem com adição do campo magnético externo.

Ao se comparar os resultados das médias das durezas do MB com a ZF, pode-se observar que houve redução no valor da média da dureza na ZF, que pode ter ocorrido devido à diminuição do teor do Cr, tal como demonstrado na Tabela 9.

Portanto, a ZF, para as soldagens com variação do campo magnético externo, apresentou o valor da dureza (HV) em média igual a 281 HV, enquanto a média para a soldagem sem adição do campo magnético externo é igual a 324,6 HV. O MB apresentou o mesmo valor em média igual a 378,5 HV.

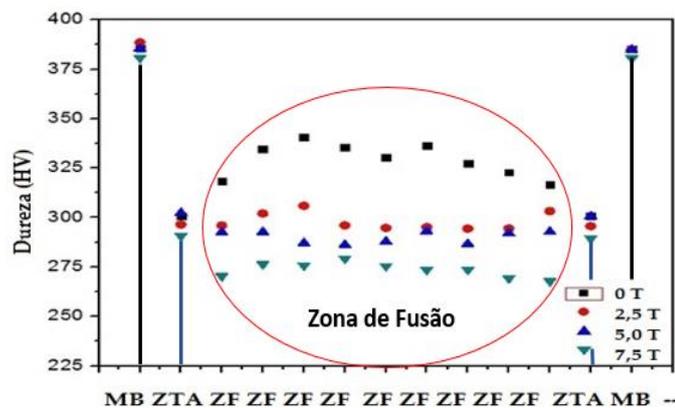


Figura 54. O comportamento da dureza (HV) no MB, ZTA e ZF conforme a variação do campo magnético externo.

Semelhante aos estudos de Itoi et al. (2016), nos pontos onde obteve-se os valores de dureza (HV) foram quantificados os teores de Cr e Ni por meio da espectroscopia de raio X por dispersão de energia (EDS), para observar os teores de Cr e Ni. Na Figura 55 é apresentado o comportamento desses elementos na ZF nos pontos de dureza. Sendo assim, com a variação do campo magnético externo, o Cr foi distribuído na microestrutura da ZF e foi possível perceber a subtração da % do teor de Cr. O Cr influencia diretamente na dureza do material e tende a tornar o mesmo mais duro conforme o aumento do seu teor. Portanto, a distribuição de Cr e Ni pode ter influenciado diretamente no teor de dureza da geometria da solda (MB, ZF, e MB).

Para o teor de Ni com a presença e a variação do campo magnético externo no processo de soldagem, ocorreu o aumento da % do teor de Ni. Esse comportamento pode ter ocorrido pela quebra das dendritas de ferrita no contorno da austenita.

Esses resultados da microestrutura da ZF podem ser observados na Figura 55. Foi obtida a média da % do teor do Cr para cada processo de soldagem nas diferentes regiões MB e ZF e, assim, apresenta-se os seguintes resultados na Tabela 10. Como pode ser observado, o campo magnético induzido proporcionou uma pequena redução de Cr na ZF em relação ao MB.

Tabela 10. Teor de Cr nos pontos de dureza.

Intensidade/Zonas	MB Cr (% em peso)	ZF Cr (% em peso)
0 T	72,34	67,12
2,5 T	71,99	67,90
5,0 T	72,77	68,55
7,5 T	72,70	68,81
Média	72,52	68,09

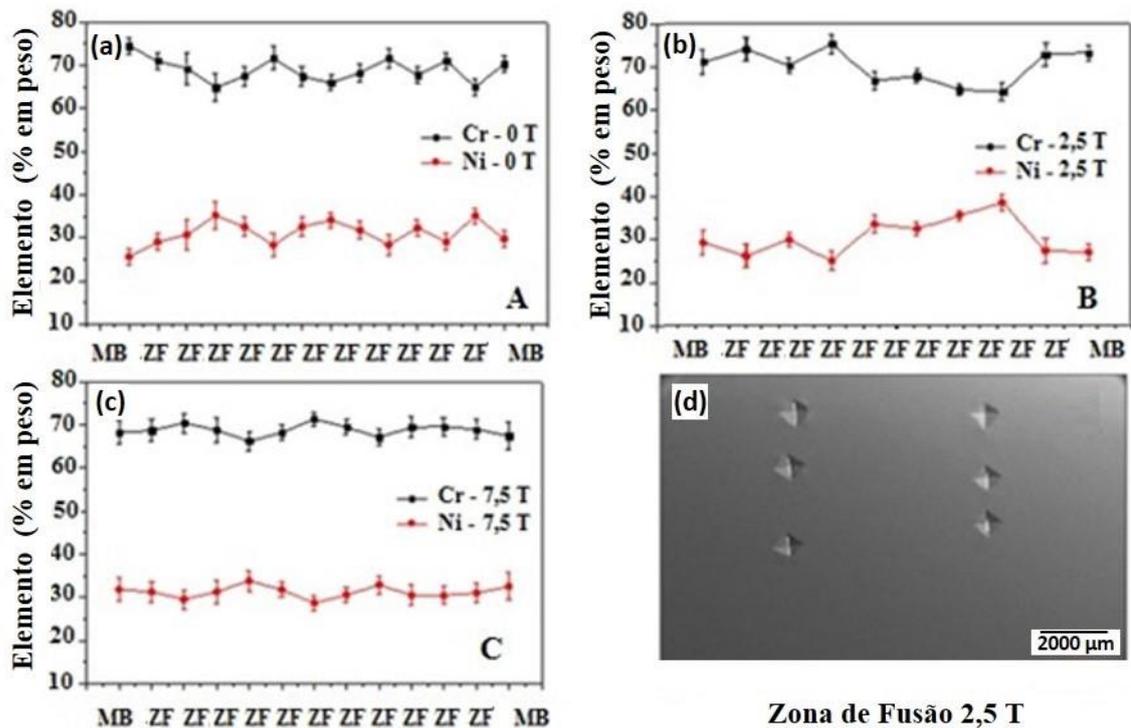


Figura 55. Diagrama da variação da interface MB/ZF versus o teor Cr e teor Ni, a) para a soldagem 0,0 T, b) para a soldagem 2,5T, c) para soldagem 7,5 T ao longo da seção transversal do corpo de prova e d) microestrutura da ZF para a soldagem 2,5 T.

A microdureza Vickers na ZF sob o campo magnético externo foi menor do que na soldagem com ausência do campo magnético, devido à uniformidade da microestrutura (Chen et al., 2017; Rong et al., 2017; Rentería et al., 2017).

A dureza de um aço soldado pode ser resultante do teor de ferrita e do tamanho de grão. Como foi visto anteriormente, para maiores campos magnéticos, menores foram os valores das durezas e, portanto, menores foram os teores de ferrita e o tamanho de grãos.

Para o teste da microdureza Vickers, cada amostra recebeu carga de 200 gf por 20 s. Na Figura 56 foi apresentada a distribuição da dureza nas diferentes zonas, sendo que na soldagem com ausência do campo magnético externo (0 T) e na profundidade de 0,20 mm obteve-se o

valor de microdureza Vickers igual a 330 HV. Logo, na profundidade de 0,35mm, o valor é igual a 284 HV.

Na profundidade de 0,20 mm apresentada na Figura 56, foi possível observar que a soldagem com campo magnético externo com intensidade de 2,5 T obteve o valor da microdureza Vickers igual a 223 HV. Para a aplicação de 5,0 T, o valor da microdureza Vickers foi igual a 314 HV. Para a aplicação de 7,5 T, igual a 185 HV.

Logo, na profundidade de 0,35 mm, a soldagem com campo magnético externo na intensidade de 2,5 T obteve valor da microdureza Vickers igual a 206 HV. Para a intensidade de 5,0 T, o valor igual a 201 HV, e na intensidade de 7,5 T, igual a 164 HV.

Sendo assim, foi possível verificar que a solda sem campo magnético externo apresenta os maiores valores da microdureza Vickers em diferentes profundidades (Rong et al., 2017; Rentería et al., 2017).

Para a Figura 56, tornou-se necessário coletar os resultados após o ensaio de microdureza Vickers e plotar em função das zonas (MB, ZF e MB). Posteriormente, foi necessário determinar a zona de fusão no gráfico, com um retângulo vermelho para facilitar a leitura.

Na Figura 56 (a), é possível observar que, na profundidade de 0,20 mm da superfície, a ZF apresenta maior valor da microdureza Vickers em relação aos valores do MB para as soldagens 0 T e 5,0 T. Da mesma forma, a Figura 56 (b) apresenta o mesmo comportamento da figura anterior para a soldagem 0 T.

Sendo assim, com a variação do campo magnético externo, a ZF, nas demais soldagens, apresenta valores menores para a microdureza Vickers quando comparada aos valores do MB. Esses resultados apresentarão a diminuição no teor de cromo na soldagem com adição do campo magnético externo. Desta forma, pode-se concluir que houve a diminuição nos valores da microdureza Vickers, na ZF, na soldagem com indução magnética.

A microdureza Vickers, na distância 0,35 mm para a soldagem com 2,5 T no metal base, é igual a 246 HV; na zona de fusão, é igual a 213 HV; na soldagem com 5,0 T no metal base, é igual a 246 HV; na zona de fusão, é igual a 210 HV; na soldagem com 7,5 T no metal base, é igual a 246 HV; na zona de fusão, é igual a 176 HV.

Todavia, comparando a Figura 56 (a) e Figura 56 (b), observa-se que somente a soldagem com 7,5 T apresenta diferença considerável no valor da microdureza, ou seja, na

distância de 0,35 mm, a ZF apresentou maior valor da microdureza Vickers em relação à distância de 0,20 mm da superfície. Repara-se que, nessas condições de soldagem, a Força de Lorentz é maior na distância de 0,20 mm da superfície, possibilitando maior espalhamento do teor de Cr na microestrutura.

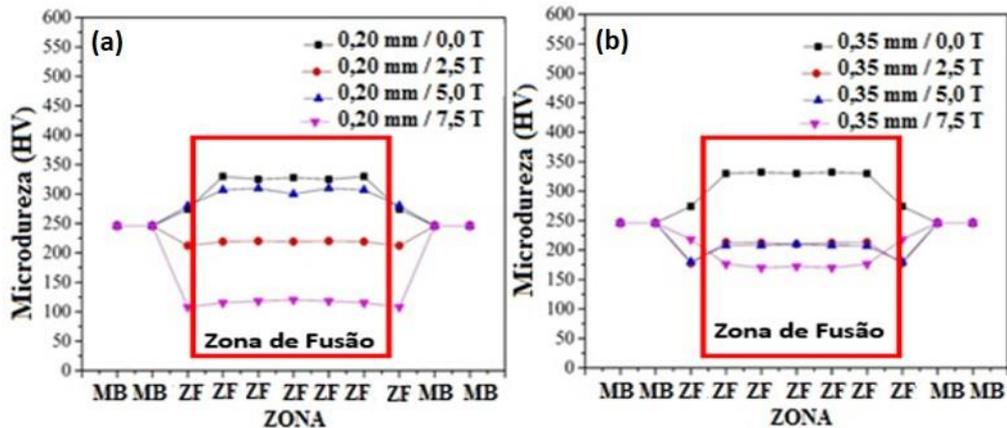


Figura 56. A distribuição da microdureza Vickers nas diferentes zonas ao longo da seção transversal.

O material da região de solda elimina o efeito de endurecimento a frio. Além disso, a formação de uma estrutura mais macia composta de austenita e ferrita- δ também leva à diminuição da microdureza (Li et al., 2018). Sendo assim, conforme visto anteriormente, a redução do teor de ferrita pode ter alterado a microdureza da ZF da solda com indução magnética em relação à solda sem a indução.

Na Figura 57, tornou-se necessário delimitar com elipse de diferentes cores a ZF, de modo a facilitar a leitura dessa zona. Nesta figura são apresentados os valores de microdureza Vickers da ZF sob cada campo magnético nas profundidades de 0,20 mm e 0,35 mm a partir da superfície do cordão de solda. Na soldagem com 0,0 T, os valores da microdureza Vickers nas profundidades de 0,20 mm e 0,35 mm foram 328 HV e 332 HV respectivamente (Figura 57 (a)). No processo com 2,5 T, os valores foram 220 HV e 213 HV, respectivamente, nas profundidades de 0,20 mm e 0,35 mm (Figura 57 (c)). No processo com 5,0 T, os valores foram 315 HV e 210 HV, respectivamente, nas profundidades de 0,20 mm e 0,35 mm (Figura 57 (b)). Na soldagem com 7,5 T, os valores foram 120 HV e 172 HV, respectivamente, nas profundidades de 0,20 mm e 0,35 mm (Figura 57 (d)).

Além da tendência de queda nos valores de microdureza de Vickers, com o campo magnético externo aplicado, a flutuação na dureza na zona de fusão foi menor, o que pode indicar microestruturas mais uniformes e grãos mais finos (Li et al., 2011).

Portanto, pode-se inferir que, sob o campo magnético externo, a ZF apresentou menores valores da microdureza Vickers (Chelah et al., 2020). Como já era previsto, a indução magnética produziu menor quantidade de ferrita- δ na ZF, e possivelmente essa subtração proporcionou valores menores de microdureza Vickers na ZF.

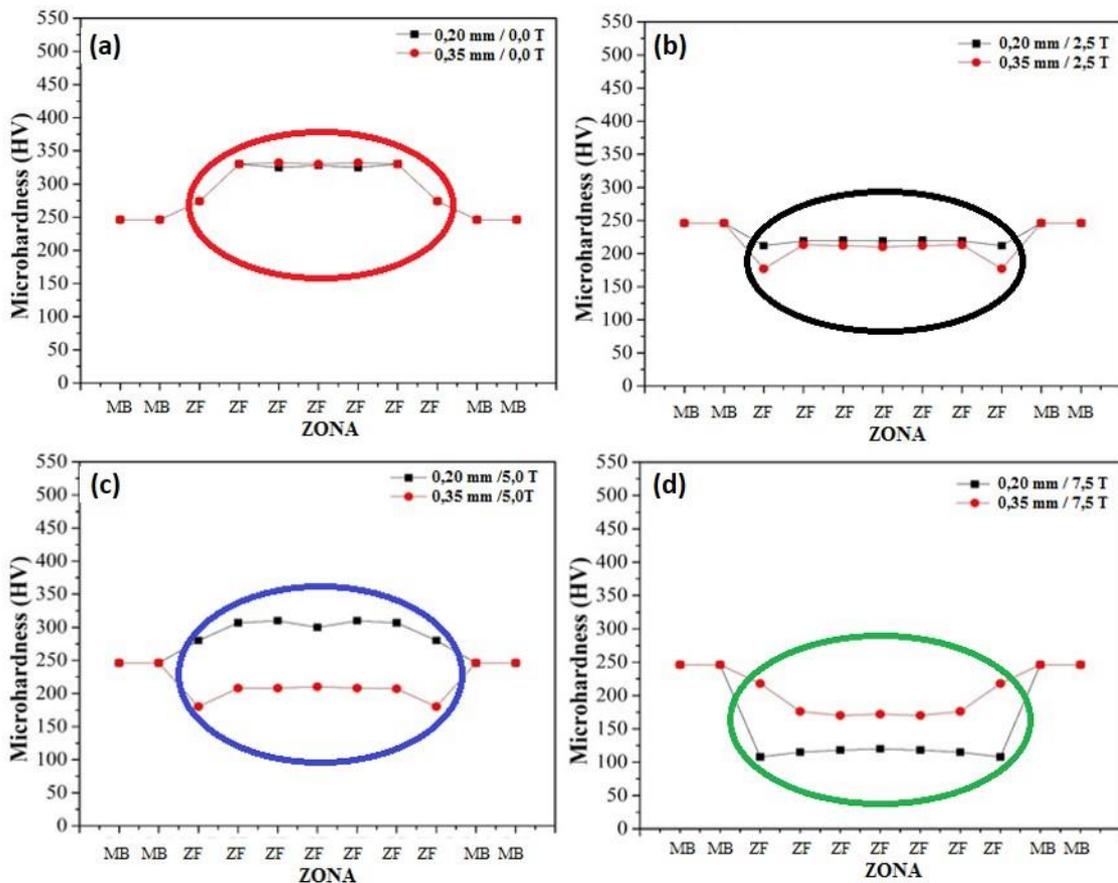


Figura 57. a) microdureza Vickers para $B = 0,0$ T, c) microdureza Vickers para $B = 2,5$ T, b) microdureza Vickers para $B = 5,0$ T e d) microdureza Vickers para $B = 7,5$ T.

5.5 AVALIAÇÃO DA DUCTILIDADE DA SOLDA

Foi escolhido o ensaio de Charpy na temperatura -20 °C porque, ao ocorrer o choque nessa temperatura, a resistência do material pode sofrer alterações conforme a norma ASTM E23-03a. Fernandes et. al (2005) realizaram ensaio de Charpy no AISI 304 nas temperaturas -50 °C e -10 °C e observaram que houve redução drástica na energia absorvida de impacto, afirmando que a redução pode ser atribuída à ferrita que é formada durante o processo de soldagem. Entre outras palavras, o menor teor de ferrita proporciona a redução no valor da energia absorvida. A Figura 58 (a) apresenta uma microestrutura da superfície da fratura por

Charpy da soldagem sem adição do campo magnético externo, permitindo observar as características: superfície plana, dimple e vazio. Assim, a Figura 58 (b), (c), (d) apresentará as mesmas características, como, novamente, a superfície plana, dimple e vazio. Essas características indicam a existência da fratura dúctil na ZF.

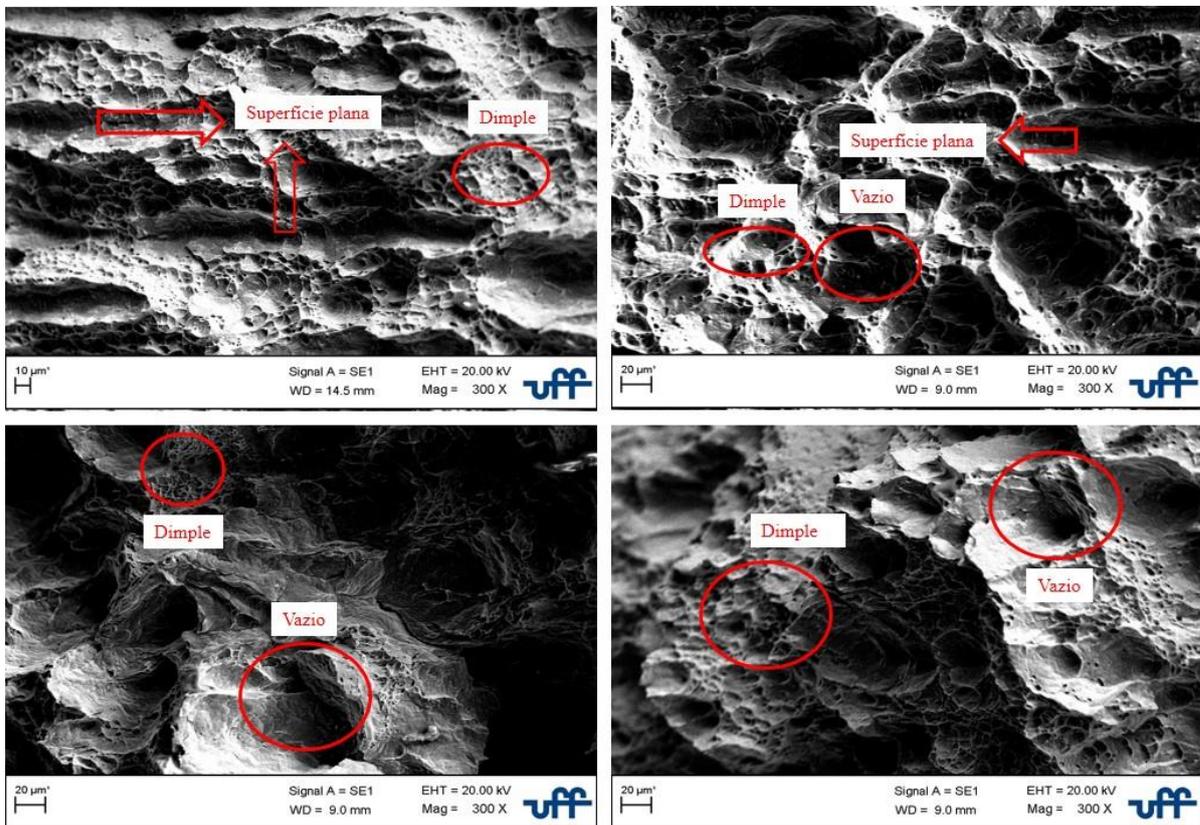


Figura 58. Aspecto fotográfico da fratura dúctil após o teste de Charpy. Figura 55 a) sem adição do campo magnético e a Figura 55 b) para $B = 2,5$ T; Figura 55 c) $B = 5,0$ T e Figura 55 d) $B = 7,5$ T.

Tornou-se necessário estudar o teor do Cr e Ni na microestrutura da fratura porque esses elementos podem influenciá-la, uma vez que a indução magnética altera a microestrutura induzida. Como visto, o campo magnético induzido reduz o teor de Cr. Logo, o teor de ferrita δ sofrerá alteração, podendo influenciar na energia absorvida na ZF.

Através do EDS na microestrutura da fratura, foi possível determinar o teor de Cr e Ni em função do campo magnético e vide Figura 59.

Na Figura 59, foi possível observar que, nas soldagens com maiores valores do campo magnético externo, há leve diminuição da % do teor do Cr no campo magnético externo de 7,5 T, e ocorre um leve aumento na % do teor de Ni no campo magnético 7,5 T.

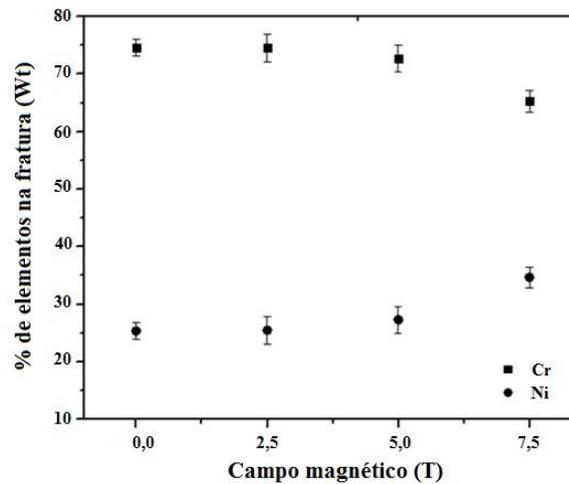


Figura 59. A distribuição do teor de Cr e Ni na superfície da fratura.

Através do programa denominado Imagem J, na Figura 60, foram registradas cinco regiões para cada amostra e calculadas as frações volumétricas e o diâmetro dos dimples; para os resultados, foram calculados as médias, desvio padrão e erro para cada processo (Hernandez et al., 2018).

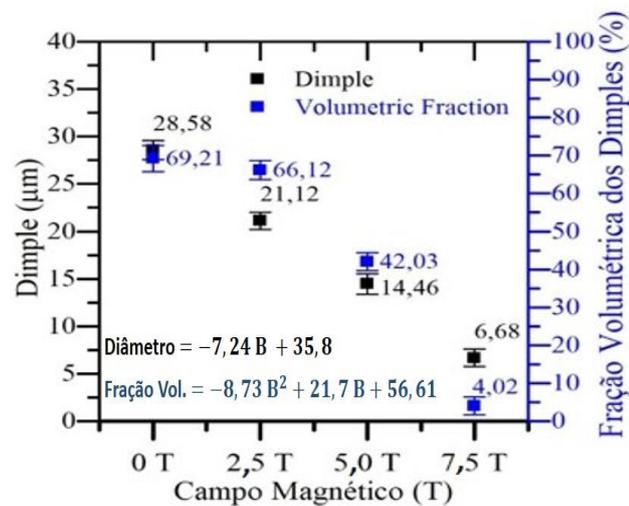


Figura 60. Diagrama dos efeitos da ruptura na formação dos dimples, demonstrando a variação do campo magnético externo *versus* o tamanho dos dimples, e a variação do campo magnético externo *versus* a fração volumétrica dos dimples.

A Figura 60 mostra que a solda sem campo magnético externo (0 T) possui 28,50 μm de diâmetro e 69,21% de fração do volume do dimple. A solda com campo magnético na intensidade de 7,5 T possui 6,68 μm de diâmetro e 4,02% da fração do volume de dimples. Esses valores revelaram a redução de 76,63% no diâmetro e 94,2% na fração volumétrica do dimple, da fratura na ZF, da solda com aplicação do campo magnético externo.

Como observado na Figura 61, o diâmetro do dimple decresce com o aumento da intensidade do campo magnético, e tal comportamento não causou diferença significativa na energia absorvida.

Para a Figura 61, veio a ser necessário coletar os valores de absorção de energia durante os ensaios de Charpy e, a seguir, realizar a média, o desvio padrão e calcular o erro. Posteriormente, foi possível confeccionar o gráfico da energia absorvida em função do campo magnético externo.

Nesse mesmo sentido, na Figura 61 pode-se observar que houve pequena variação de energia nas soldagens com diferentes intensidades, como: as variações de 0 T para 2,5 T, 2,5 T para 5,0 T e 5,0 T para 7,5 T foram respectivamente de 2 J, 6 J e 9 J. Na Figura 61 pode-se observar que houve alteração no valor de absorção de energia conforme a diferença das amostras 0 T- 7,5 T = 17 J, e esta pequena diferença está relacionada ao o aço inoxidável austenítico de alta ductilidade. Outro efeito relacionado à ductilidade do material está no valor da energia absorvida para 5,0T e 2,5T, que possui os mesmos 244 J.

Além dessa diferença, ao atentar para a Figura 61 (erro), um ponto se sobrepõe ao outro e dá a impressão de uma suave queda nos valores da absorção de energia com a variação do campo magnético externo. Esse comportamento da curva permite observar que o material mantém a tenacidade, sendo assim, a zona de fusão poderá suportar a deformação em um ensaio de tração, por exemplo.

Para as soldagens 2,5 T e 7,5 T a razão da fração volumétrica dos dimples e o diâmetro dos dimples é 3, observado a Figura 60. Esse valor constante nesses processos pode ter influenciado no valor constante de absorção de energia (244 J) nos mesmos processos de soldagem

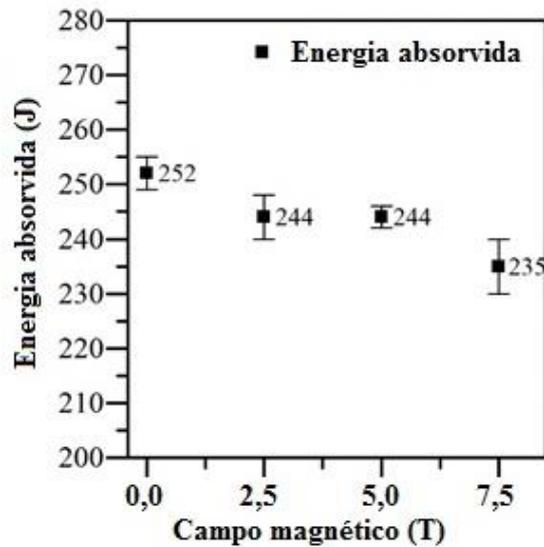


Figura 61. Energia absorvida em função da variação do campo magnético externo obtida por ensaio Charpy.

5.6 CURVAS DE POLARIZAÇÃO EM 3,5% NaCl NA ZONA DE FUSÃO

Utilizou-se uma minicélula do tipo Tait com diâmetro de 1,2 mm para determinar os valores de potencial de corrosão (E_{corr}) e potencial de pites (E_{pit}) na região da zona de fusão, e tais parâmetros serviram como padrão referência para a análise comparativa do desempenho da corrosão nas diferentes soldagens.

Na Figura 62 são mostradas as curvas de polarização das diferentes amostras soldadas em diferentes intensidades de campo magnético aplicado. Pode ser observado que os valores de potenciais de corrosão foram aproximadamente -100 mV para as amostras soldadas sem a presença e com a presença de 2,5 e 5,0 T de intensidade do campo magnético aplicado. Por outro lado, a amostra soldada em 7,5 T apresentou valor de E_{corr} menor que os das outras amostras (~ -300 mV).

A fim de determinar se o aumento das densidades de corrente acima de 1,0 V estavam associadas à transpassivação do aço, ou à corrosão localizada, a varredura de potencial foi invertida. A inversão potencial pode fornecer informações sobre a viabilidade de reparo do filme danificado. Valores de densidade de corrente superiores aos obtidos na varredura direta (antes de inverter a varredura) indicam que o filme passivo danificado não foi reparado e/ou iniciou corrosão localizada (Sedriks, 1996).

As amostras soldadas sem e com a presença de 2,5 e 7,5 T de intensidade do campo magnético não apresentaram diferenças significativas de E_{pit} com valores próximos a 1200

mV. A amostra soldada em 5,0 T foi menos resistente à corrosão por pites apresentando um valor de E_{pit} de aproximadamente 300 mV. Possivelmente a presença de algum tipo de inclusão, menos resistente à corrosão em relação às outras regiões da solda, pode ter proporcionado um menor potencial de pite para esta amostra.

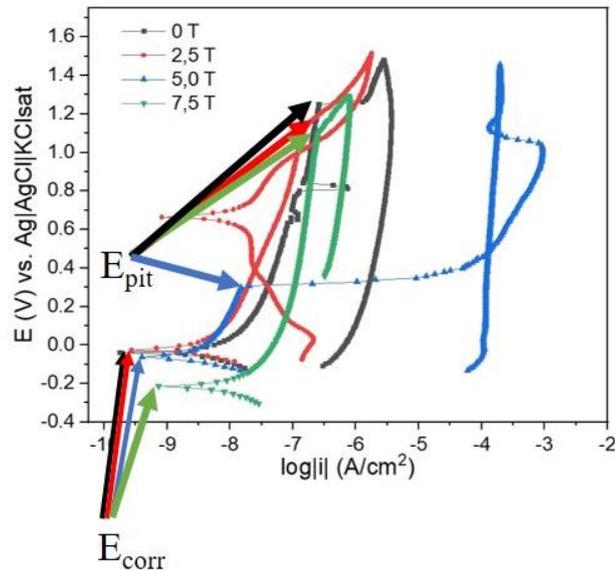


Figura 62. Densidade de corrente *versus* o potencial aplicado para a adição do campo magnético externo.

A ocorrência de pites depende da diferença $E_{pit} - E_{corr}$ (Sedriks, 1996). Na tabela xx pode ser observado que a amostra soldada em 7,5 T apresentou maior diferença (1,31 V), portanto uma maior resistência à corrosão por pites. Curiel et al. (2011) realizando estudos do efeito do campo magnético aplicado durante a soldagem a arco na presença de gás inerte na resistência à corrosão localizada da zona termicamente afetada em aço inoxidável AISI 304 também observaram uma diminuição do potencial de corrosão em função da intensidade do campo elétrico aplicado, proporcionando uma maior diferença entre $E_{pit} - E_{corr}$.

Tabela 11. Parâmetros eletroquímicos obtidos a partir das curvas de polarização.

Campo Magnético (T)	E_{CORR} (V)	E_{PIT} (V)	$ \Delta E_{PASS} $ (V)
0	-0,01	1,2	1,21
2,5	-0,05	1,18	1,23
5,0	-0,1	0,3	0,4
7,5	-0,21	1,10	1,31

Na soldagem 2,5 T foi observado que o valor do E_{pit} é menor em relação as outras soldagens. Possivelmente, nessa amostra houve pite com menor diâmetro, porém em maior quantidade. Outro fator que poderá ter influenciado pode ser o surgimento de algum precipitado

alterando a resistência a corrosão e favorecendo a formação por pites. Portanto, teria que ter realizado o MEV, após o ensaio, para a verificação. Já as demais amostras podem ter apresentadas poucos pites, porém diâmetros maiores. Isso pode estar relacionado a morfologia da amostra, com possíveis sítios ativos, onde poderá formar mais facilmente um pite

5.7 AVALIACAO DOS EFEITOS DO CAMPO MAGNÉTICO ATRAVÉS DO DOE (*Design Of Experiments*)

Posteriormente às análises micro e macro do cordão de solda, os resultados obtidos se juntaram aos pré-estabelecidos na aplicação apresentado nos perfis dos gráficos de superfície. Como resultados, foram obtidas as variações dos parâmetros analisados em função das duas variáveis independentes: campo magnético externo e temperatura de processo no termopar 2 para o tempo de 35 segundos conforme item 4.3.2 .

As tendências obtidas com a correlação estatística estão presentes na Figura 63. A precisão do modelo para o perfil de cada tendência é medida pelo R^2 . As micrografias das juntas soldadas forneceram dados como a % da Ferrita para as condições ensaiadas (campo magnético externo e temperatura).

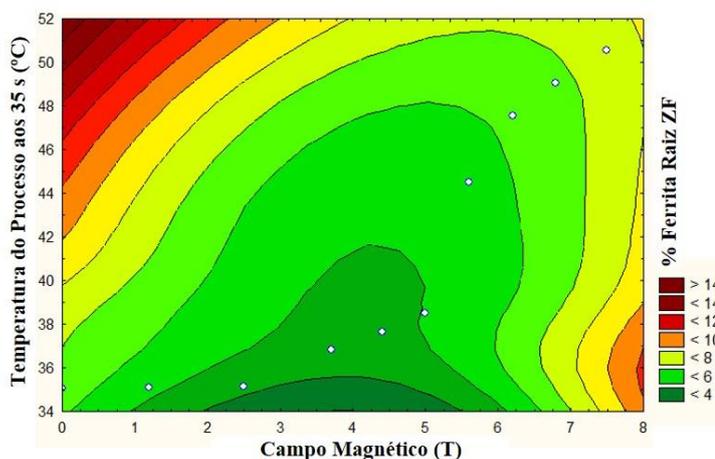


Figura 63. Variações esperadas da % da ferrita, na raiz ZF, em função do campo magnético externo e da temperatura.

Na Figura 63, é apresentada a tendência indicada na relação da % de ferrita da solda para situações fora das condições dos ensaios, obtidas com o software STATISTIC. Sendo assim, o esperado era que, com o aumento do campo magnético externo e da temperatura, a % da ferrita diminuísse no processo de soldagem Tig com adição do campo magnético externo. Observando as coordenadas (campo magnético externo, Temperatura, Ferrita), fica claro que a

ferrita diminui. Portanto, comparando-se os seguintes pontos (0T, 34°C, % ferrita<6%) e (7,5T, 51°C,6%<%ferrita<8%): quando o campo magnético é 0T, a % de ferrita é menor que 6%, e quando o campo magnético externo é 7,5T, a % de ferrita é maior que 6 e menor que 8.

As tendências obtidas com a correlação estatística estão presentes na Figura 64. A precisão do modelo para o perfil de cada tendência é medida pelo R^2 . As macrografias das juntas soldadas forneceram dados como a largura da poça de fusão nas condições ensaiadas (campo magnético externo e temperatura).

Na Figura 64, é apresentada a tendência indicada na largura da zona de fusão da solda para situações fora das condições dos ensaios, obtidas com o software STATISTIC. Sendo assim, o esperado era que o aumento do campo magnético externo e da temperatura a largura diminuíssem no processo de soldagem Tig com adição do campo magnético externo. Observando as coordenadas (campo magnético externo, Temperatura, largura), fica claro que a largura aumenta e, portanto, comparando-se os seguintes pontos (0T, 35°C, 8mm<largura) e (7,5T, 51°C, 6mm<largura<8mm): quando o campo magnético é 0T, a área é maior que 8, e quando o campo magnético externo é 7,5T, a área é maior que 6mm e menor que 8mm.

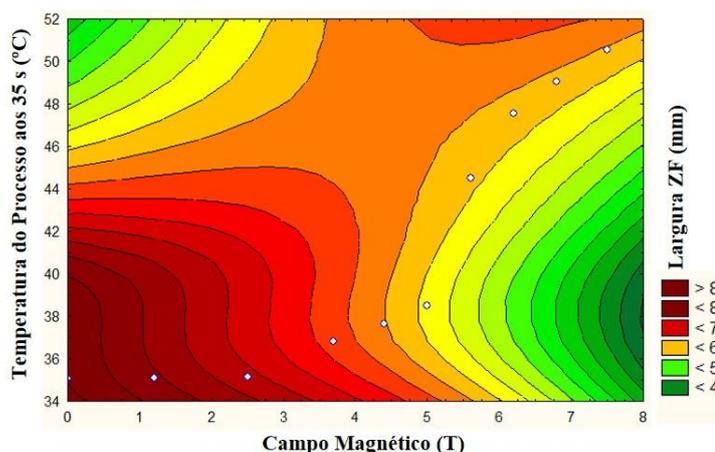


Figura 64. Variações esperadas da largura da ZF em função da temperatura e do campo magnético externo.

As tendências obtidas com a correlação estatística estão presentes na Figura 65. A precisão do modelo para o perfil de cada tendência é medida pelo R^2 . As macrografias das juntas soldadas forneceram dados como a profundidade para as condições ensaiadas (campo magnético externo e temperatura). Na Figura 65, é apresentada a tendência indicada na relação da profundidade da solda para situações fora das condições dos ensaios, obtidas com o software STATISTIC.

Sendo assim, o esperado era que o aumento do campo magnético externo e da temperatura da profundidade aumentasse mais no processo de soldagem Tig com adição do campo magnético externo. Observando as coordenadas (campo magnético externo, Temperatura, Profundidade), fica claro que a profundidade aumenta e, portanto, comparando os seguintes pontos (0T, 35 °C, profundidade<2mm) e (7,5T, 51°C, profundidade>5mm): quando o campo magnético é 0T, a profundidade é menor que 2mm (rasa), e quando o campo magnético externo é 7,5T, a profundidade é maior que 5mm.

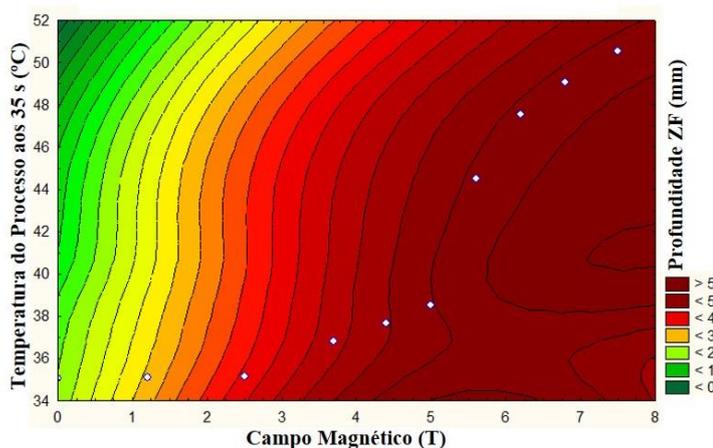


Figura 65. Profundidade da ZF em função da temperatura e do campo magnético externo.

As tendências obtidas com a correlação estatística estão presentes na Figura 66. A precisão do modelo para o perfil de cada tendência é medida pelo R^2 . As macrografias das juntas soldadas forneceram dados como a área para as condições ensaiadas (campo magnético externo e temperatura). Na Figuras 66, é apresentada a tendência indicada na relação da área da solda para situações fora das condições dos ensaios, obtidas com o software STATISTIC.

Sendo assim, o esperado era que o aumento do campo magnético externo e da temperatura a área aumentasse mais no processo de soldagem Tig com adição do campo magnético externo. Observando as coordenadas (campo magnético externo, Temperatura, área), fica claro que a área aumenta e, portanto, comparando-se os seguintes pontos (0T, 35 °C, área<20mm²) e (7,5T, 50 °C, área>30mm²): quando o campo magnético é 0T, a área é menor que 20mm², e quando o campo magnético externo é 7,5T, a profundidade é maior que 30mm².

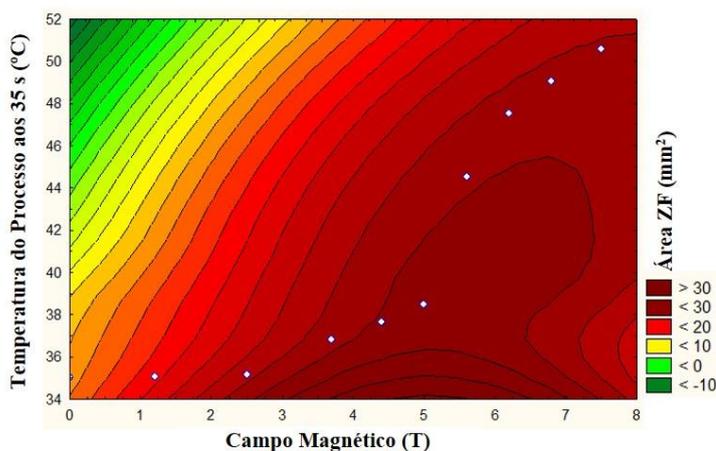


Figura 66. Variações esperadas da área da zona de fusão em função do campo magnético externo e da temperatura.

As tendências obtidas com a correlação estatística estão presentes na Figura 67. A precisão do modelo para o perfil de cada tendência é medida pelo R^2 . As micrografias das juntas soldadas forneceram dados como da λ_1 para as condições ensaiadas (campo magnético externo e temperatura). Na Figura 67, é apresentada a tendência indicada na relação ao λ_1 da solda para situações fora das condições dos ensaios, obtidas com o software STATISTIC.

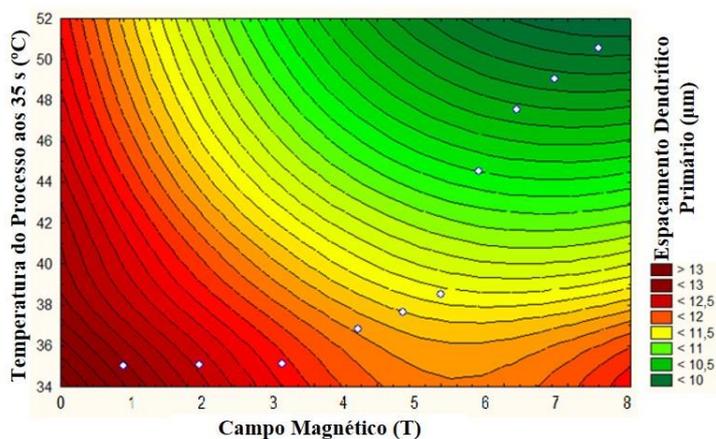


Figura 67. Distribuição da dendrita primária em função do campo magnético externo e da temperatura.

Sendo assim, o esperado era que o aumento do campo magnético externo e da temperatura o λ_1 diminuísse no processo de soldagem Tig com adição do campo magnético externo. Observando as coordenadas (campo magnético externo, Temperatura, λ_1), fica claro que o λ_1 diminui e, portanto, comparando-se os seguintes pontos (1T, 35 °C, $\lambda_1 > 13\mu\text{m}$) e (7,5T,

51 °C, $\lambda_1 < 10\mu\text{m}$): quando o campo magnético é 0T, o λ_1 é maior que 13 μm , e quando o campo magnético externo é 7,5T, o λ_1 é menor que 10 μm .

As tendências obtidas com a correlação estatística estão presentes na Figura 68. A precisão do modelo para o perfil de cada tendência é medida pelo R^2 . As micrografias das juntas soldadas forneceram dados como da λ_2 para as condições ensaiadas (campo magnético externo e temperatura). Na Figuras 68, é apresentada a tendência indicada na relação ao λ_2 da solda para situações fora das condições dos ensaios, obtidas com o software STATISTIC.

Sendo assim, o esperado era que o aumento do campo magnético externo e da temperatura o λ_1 diminuísse no processo de soldagem Tig com adição do campo magnético externo. Observando as coordenadas (campo magnético externo, Temperatura, λ_2), fica claro que o λ_2 diminui, portanto, comparando os seguintes pontos (0,2T, 35 °C, $\lambda_2 > 10\mu\text{m}$) e (7,5T, 51 °C, $\lambda_2 < 5\mu\text{m}$): quando o campo magnético é 0T, o λ_2 é maior que 10 μm , e quando o campo magnético externo é 7,5T, o λ_2 é menor que 5 μm .

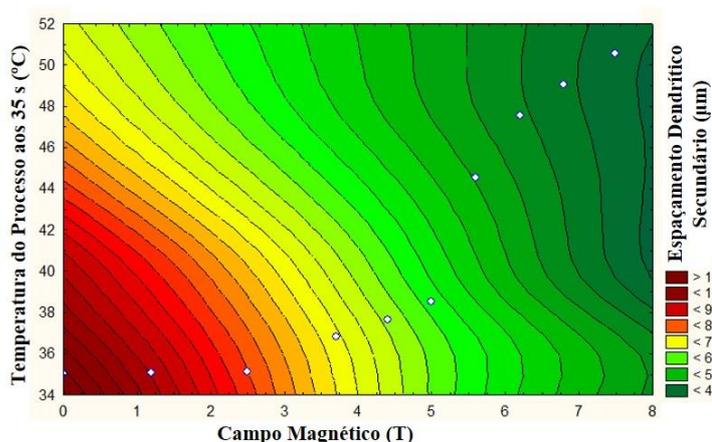


Figura 68. Variações do espaçamento dendrítico secundário em função do campo magnético externo e da temperatura.

As tendências obtidas com a correlação estatística estão presentes na Figura 69. A precisão do modelo para o perfil de cada tendência é medida pelo R^2 . As micrografias das juntas soldadas forneceram dados como o tamanho de grão para as condições ensaiadas (campo magnético externo e temperatura). Na Figura 69, é apresentada a tendência indicada na relação ao tamanho do grão da solda para situações fora das condições dos ensaios, obtidas com o software STATISTIC.

Sendo assim, o esperado era que o aumento do campo magnético externo e da temperatura o tamanho de grão diminuísse no processo de soldagem Tig com adição do campo

magnético externo. Observando as coordenadas (campo magnético externo, Temperatura, tamanho de grão), fica claro que o tamanho de grão diminui e, portanto, comparando-se os seguintes pontos (0,2T, 35 °C, tamanho de grão >15 μ m) e (7,5T, 51 °C, tamanho de grão <10 μ m): quando o campo magnético é 0T, o tamanho de grão é maior que 15 μ m, e quando o campo magnético externo é 7,5T, o tamanho de grão é menor que 10 μ m.

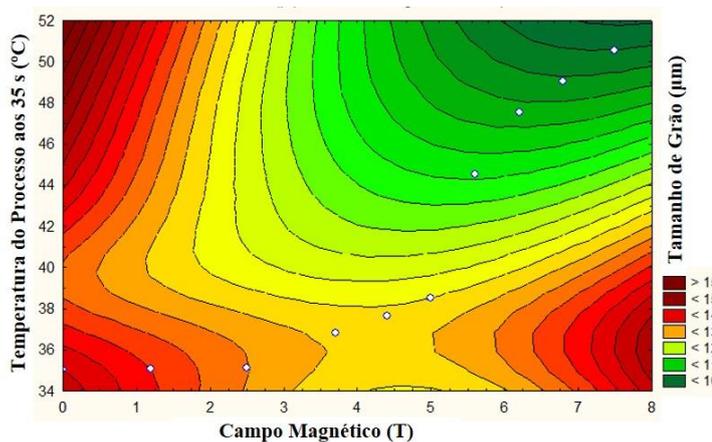


Figura 69. Variações esperadas do tamanho de grão em função do campo magnético externo e da temperatura.

As tendências obtidas com a correlação estatística estão presentes na Figura 70. A precisão do modelo para o perfil de cada tendência é medida pelo R^2 . As micrografias das juntas soldadas forneceram dados como valores da dureza para as condições ensaiadas (campo magnético externo e temperatura). Na Figura 70, é apresentada a tendência indicada na relação aos valores da dureza da solda para situações fora das condições dos ensaios, obtidas com o software STATISTIC.

Sendo assim, o esperado era que o aumento do campo magnético externo e da temperatura os valores da dureza diminuísse no processo de soldagem Tig com adição do campo magnético externo. Observando as coordenadas (campo magnético externo, Temperatura, Dureza), fica claro que o tamanho de grão diminui e, portanto, comparando-se os seguintes pontos (0,2T, 35 °C, dureza >330HV) e (7,5T, 51 °C, dureza <280HV): quando o campo magnético é 0T, o valor da dureza é maior que 330HV, e quando o campo magnético externo é 7,5T, o valor da dureza é menor que 280HV.

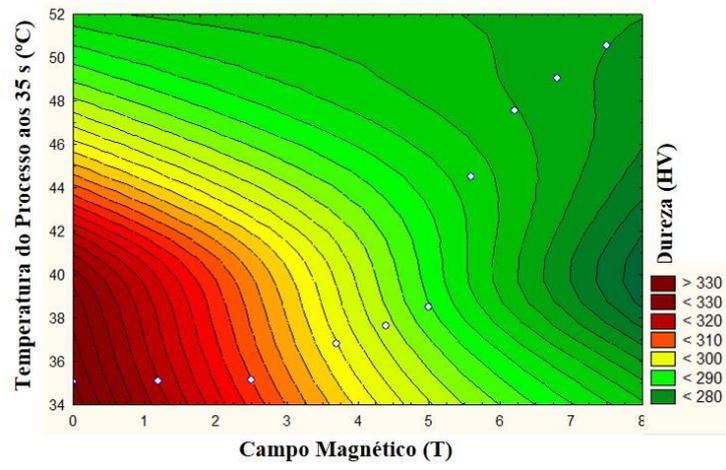


Figura 70. Variações esperadas da dureza em função do campo magnético externo e da temperatura.

6 CONCLUSÃO

No presente trabalho, foi utilizado o processo Tig autógeno, porque é um processo que apresenta um bom acabamento e, também, permite uma boa qualidade nas propriedades mecânicas da solda, não necessita do metal de adição, a soldagem em qualquer posição, controlar os parâmetros de soldagem e variar o campo magnético externo.

Com o objetivo de avaliar a influência do campo magnético externo no processo de soldagem, foi estudada a geometria do cordão de solda, a variação da % de ferrita, o espaçamento dendrítico, a Microdureza Vickers, o ensaio de absorção de energia, o ensaio de corrosão e a distribuição da temperatura no cordão de solda. Da mesma forma, foi analisada a microestrutura da soldagem nas diferentes zonas (MB e ZF), dimensionado o tamanho de grão, apresentados os valores da dureza (HV) no MB e ZF, determinada a variação do Cr e Ni na ZF, revelada a microestrutura da fratura por Charpy, demonstrada a variação do Cr e Ni através do EDS da fratura na ZF para a soldagem com a adição e variação do campo magnético externo. Assim, as conclusões obtidas são apresentadas abaixo:

- i. **Tamanhos de grãos:** Observou-se que o tamanho de grão na ZF diminuiu com o campo magnético externo na ordem de 10 μm para o maior campo magnético. A diminuição ocorreu conforme a função: tamanho de grão = $-0,10B^2 + 0,30B + 13,20$, sendo observado experimentalmente no devido cordão de solda, para o intervalo 0 a 7,5.
- ii. **A geometria do cordão de solda:** O aumento da área no cordão de solda tendo adição do campo magnético externo obteve valores maiores que 100% da ordem em relação à soldagem com ausência do campo magnético externo. A largura da zona de fusão obteve valor de ordem 25% mais estreita que a geometria da soldagem sem adição do campo magnético externo. A geometria da zona de fusão da soldagem com adição do campo magnético externo, no valor de 7,5 T, obteve valores de maior profundidade na ordem de 3,0 mm em relação à soldagem com ausência do campo magnético externo.

- iii. **Microdureza Vickers:** A variação do campo magnético externo proporcionou a tendência de queda do valor da microdureza Vickers, apresentando um valor da ordem de 250 Hv menor do que a soldagem sem adição do campo magnético externo.
- iv. **Porcentagem de ferrita:** Com o aumento do campo magnético externo, observou-se a diminuição da % de ferrita. A diminuição da % ferrita ocorreu conforme a: % de ferrita = $-0,51 B + 6,04$, para o intervalo 0 a 7,5, sendo observado experimentalmente.
- v. **O espaçamento dendrítico:** A variação do campo magnético externo proporcionou a redução do espaçamento dendrítico primário e secundário. A redução do espaçamento dendrítico primário ocorreu conforme a função: $\lambda_1 = -0,45 B + 13,81$, e a redução do espaçamento dendrítico secundário conforme a função: $\lambda_2 = -0,83 B + 8,63$, para o intervalo 0 a 7,5, sendo observado experimentalmente.
- vi. **Absorção de energia:** A variação do campo magnético externo proporcionou a redução nos valores do diâmetro e da fração volumétrica dos dimples. A redução do diâmetro dos dimples ocorreu conforme a função: diâmetro dos dimples = $-7,24 B + 35,80$, para o intervalo 0 a 7,5. A redução da fração volumétrica dos dimples ocorreu conforme a função: fração volumétrica dos dimples = $-8,73 B^2 + 21,70 B + 56,61$, para o intervalo 0 a 7,5, sendo observado experimentalmente. A redução dos tamanhos dos dimples é benéfica a soldagem porque aproxima a homogeneidade da solda, o que é uma característica da boa solda.
- vii. **Ensaio de Corrosão:** Conforme o aumento do campo magnético externo, foi observada a diminuição do potencial de corrosão na ZF. O campo magnético externo, tendo o valor de 7,5 T, apresentou o menor potencial de corrosão na ordem de - 0,2 V.
- viii. **Perfil da largura e profundidade da zona de fusão:** Para todos os valores de temperatura e para o baixo valor do campo magnético externo, o gráfico de perfil apresentou maior largura da zona de fusão. Os valores da temperatura superior a 1380°C e do campo magnético externo 7,5 T a profundidade da zona de fusão são maiores.
- ix. **Perfil do espaçamento dendrítico λ_1 e λ_2 :** O campo magnético externo até 3,0 T apresentou o maior λ_1 , e o campo magnético até 3,0 T até o valor de temperatura de

1220°C apresentou o maior λ_2 . Foi observada que a soldagem com 2,5 T será a melhor indicação para o processo de soldagem Tig autôgeno: O processo de soldagem com adição do campo magnético externo de 2,5 T tornou-se o mais indicado, por apresentar homogeneidade no valor da dureza HV, os valores dos dimples o mais próximo ao do metal base, e a % de ferrita delta (4,2%) mais próxima do 10%, que é a % desejada para o metal base.

Sugestões de trabalhos futuros: Simulação da adição do campo magnético variando entre 2,5T, 5,0T e 7,5T externo via Volumes Finitos no processo Tig Autôgeno no aço AISI 304L. O efeito do campo magnético externo 2,5T, 5,0T, 7,5T, 10T e 12T nas propriedades mecânicas e metalúrgicas no processo de soldagem Tig Autôgeno no aço AISI 304L. O efeito do campo magnético externo 7,5T, 10T e 12T nas propriedades de corrosão no processo de soldagem Tig Autôgeno no aço AISI 304L.

7 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ABNT NBR ISO 148-1: 2013. Disponível em:

<https://www.abntcatalogo.com.br/norma.aspx?ID=305709>. Acesso em 2019.

ASTM Designation: **E 23-02a Standard Test Methods for Notched Bar impact testing of Metallic Materials**. Disponível em: <https://pdfcoffee.com/qdownload/astm-e23-02a-notched-bar-impact-testing-of-metallic-materialspdf-pdf-free.html>. Acesso em 2022.

ABNT NBR 6672. Materiais Metálicos-determinação da dureza. Disponível em:

<https://pt.scribd.com/doc/207840953/Abnt-Nbr-6672-Materiais-Metalicos-Determinacao-Da-Dureza>. Acesso em 2022.

AGRAWAL, M. K.; SINHGH, R. P. Effect of External Magnetic Field on Impact Strength and Hardness of Weld of Shielded Metal Arc Welding Process. **Materials Today: Proceedings**, v. 6, pp. 1-4, 2020.

ALMEIDA, S. S. **Avaliação experimental e numérica da soldabilidade dos aços inoxidáveis duplex 2205 e superduplex 2507**. 2014. 147 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Industrial) – Escola de Engenharia Industrial Metalúrgica, Universidade Federal Fluminense, Volta Redonda, 2014.

APERAM South America. Disponível em: <<https://brasil.aperam.com/>>. Acesso em 2018.

APOLINÁRIO, L. H. R. **Modos de solidificação predominantes em revestimentos de aço inoxidável austenítico 316L sobre substrato de aços inoxidáveis 304 depositados por laser cladding**. 2017. 80 f. Trabalho de Conclusão de Curso (Bacharelado em Engenharia Mecânica) – Centro de Tecnologia e Geociências/Departamento de Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Pernambuco.

ASTM E23-O3a. **Standard test methods and definitions for mechanical testing of steel products**.

AWS – American Welding Society, Materials and Applications. In: **Welding Handbook**, 8 ed., v. 4, 1998.

BALDAN, E. L.; MELATO, M. C. **Avaliação dos parâmetros na soldagem a arco submerso**. 2007. 44 f. Projeto Final (Bacharelado em Engenharia Mecânica) – Centro Tecnológico/Departamento de Engenharia Mecânica, Universidade Federal do Espírito Santo, 2007.

BARD, A. J.; FAULKNER, L. R. **Electrochemical Methods: fundamentals and applications**. 2 ed. New York: John Wiley, 2001.

BECKER, D. W.; ADAMS Jr, C. M. The Role of Pulsed GTA Welding Variables in Solidification and Grain Refinement. **Welding Journal**, v. 58, pp. 143-s-152-5, 1979.

BENYOUNIS, K.Y.; OLABI, A.G. Optimization of Diferent Welding Processes Using Statistical and Numerical Approaches, a Reference. **Guide, Adv. Eng. Softw**, v. 39, pp. 483-496, 2008.

CAMPOS FILHO, M. P.; DAVIES, G. J. **Solidificação e fundição de metais e suas ligas**. São Paulo: Editora da Universidade de São Paulo, 1978.

CAO, L.; YANG, Y.; JIANG, P.; ZHOU, Q.; Mi, G.; GAO, Z.; RONG, Y.; WANG, C. Optimization of processing parameters of AISI 316L laser welding influenced by external magnetic field combining RBFNN and GA. **Results in Physics**, 7:1329 to 1338, 2017.

CARBO, H. M. **Aços inoxidáveis: aplicações específicas**. Belo Horizonte: ArcelorMital Inox Brasil, 2008.

CHELAH, N.; HUSSIN, M. H. Magnetic Field Effectson 4G Positions in Shielded Metal Arc Welding Process. **International Journal of Engineering and Advanced Technology**, v. 9, n. 3: 1 to 10, 2020.

CHEN R, Jiang P., SHAO, X. Y; MI, G. Y.; WANG, C. M. **Effect of magnetic field applied during laser-arc hybrid welding in improving the pitting resistance of the welded zone in austenitic stainless steel**. Corrosion Sci, 2017.

RONG, C.; PING, J., XINYU, S., et al. Effect of magnetic field on crystallographic orientation for stainless steel 316L laser-MIG hybrid welds and its strengthening mechanism on fatigue resistance [J]. **International Journal of fatigue**, 2018, 112: 308-317.

CHEN, R.; JIANG, P.; SHAO, X.; MI, G.; WANG, C. H. Effect of magnetic field applied during laser-arc hybrid welding in improving the pitting resistance of the welded zone in austenitic stainless steel [J]. **Corrosion Science**, 2017, 126.

COLPAERT, H. **Metalografia dos Produtos Siderúrgicos Comuns**. São Paulo: Edgar Bluncher, 2008.

CORRADI, D. R. et al. Influência da oscilação eletromagnética do arco elétrico na soldagem GMAW do aço inoxidável austenítico AISI 316L. In: **Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação**, 8º, 2015, Salvador, Bahia. Brasil, 2015.

CUNHA, J. A.; BRANDI, S. D. Aços inoxidáveis duplex: considerações sobre sua soldagem e processos empregados. In: **Seminário Brasileiro do Aço Inoxidável**, São Paulo-Brasil, 1994.

Cunha, T. B. **O efeito do H nas propriedades mecânicas de juntas soldadas de aços inoxidáveis austeníticos e superausteníticos**, Curitiba, Dissertação de Mestrado, UFPR, 2003.

DE SALAZAR, J. M. G.; SORIA, A.; BARRENA, M. I. The effect of N₂ addition upon the MIG welding Process of Duplex Steels. **Jounal of Materials Science**, v. 42, pp. 4892-4898, 2007.

DEMARQUE, R.; SILVA, R. S.; SANTOS, E. P.; CASTRO, J. A. Avaliação de Parâmetros de Soldagem nas Características de Juntas Dissimilares Inconel 718 – Inox 316L Soldadas pelo Processo Tig Autógeno. **Soldagem & Inspeção**, v. 23 (3), pp. 380-392, 2018.

DEMARQUE, R.; ELLEM, P. S.; QUEIROZ, A. V.; SILVA, L. M.; CASTRO, J.A.; XAVIER, C. R.; SILVA, R. S. **Avaliação do efeitos da variação do aporte térmico sobre a morfologia da estrutura macro-micro do metal de solda utilizando o process GMAW autógeno do aço AISI 304**. 72, Congresso Anual da ABM, ABM WEEK, 2017.

ELMER, J. W.; ALLEN, S. M.; EAGAR, T. W. Microstructural Development During Solidification of Stainless Steel Alloys. **Metallurgical Transactions**, A. v. 20, pp. 2117-2131, 1989.

FASCHING, A. A.; EDWARDS, G. R.; DAVID, S. A. Grain Refinement and Hydrogen embrittlement in iron Aluminide Alloy FA 129. **Science and Technology of Welding and Joining**. v. 2, n. 4, p. 167-173, jan. 1997.

FERNANDES, M. A.; SILVA, M. C. **Avaliação da tenacidade ao impacto de juntas soldadas de aço inoxidável AISI 304 utilizando ensaios de Charpy**. Faculdade politécnica de Jundiaí, 2005.

FIDELE, R. A. **Influência da Energia de Soldagem no Desempenho da Zona Fundida de Soldas Multipasse de Aços Inoxidáveis Duplex**. Dissertação (Mestrado). Departamento de Eng. Metalurgica e de Materiais da Escola Politécnica da USP, São Paulo, Brasil, 179, p. 2001.

FOLKHARD, E. **Welding Metallurgy of Stainles Steels**, New York. Springer-Verlag Wien, 1988.

FOLKHARD, E. **Welding Metallurgy of Stainless Steel**. New York: Springer-Vertag, 1984.

FREDRIKSSON, H. The Solidification Sequence in 18-8 Stainless Steel, Investigated by Directional Solidification, **Metallurgical Transactions**, vol. 3, pp .2989-2997, 1972.

GARCIA Jr., M. G. **Retificador com elevado Fator de potência para Tocha de Plasma**. Dissertação (Mestrado em Engenharia Elétrica) – Universidade de São Paulo, 2002.

GRIDHARAN, N. Optimization of Pulsed GTA Welding Process Parameters for the Welding of AISI 304L Stainless Steel Sheets, **Int.J.Adv.Manuf Technol**, v. 40, pp. 483-489, 2008.

GUILHERME, L. H. **Influência da fase sigma na corrosão em microrregiões de juntas soldadas por processo mig do aço inoxidável AISI 316L**. 196 p. Tese (Doutorado). Escola de Engenharia de São Paulo, Universidade de São Paulo, 2016.

HAMMAR, O.; SVENSSON, U. Influence of Steel Composition on Segregation and Microstructure During Solidification of Austenitic Stainless Steel. In: **Solidification and Casting of Metals**. London: The Metals Society. P. 401-410, 1979.

HERNANDEZ, S. L.; GARCIA, M. L.; GARCIA, R.; Ruiz, A. **Effect of Electromagnetic Field on the Microstructure and Mechanical Properties of the Dissimilar 2205/316L**, 2018.

HSIEH, C. C.; WU, W. Discussing the Precipitation Behavior of Sigma Phase Using Diffusion Equation and Thermodynamic Simulation in Dissimilar Stainless Steels. **Journal of alloy and Compounds**, v. 506, pp. 820-825, 2010.

HU, H.; CHANG, Y.; GUAN, Z.; BABI, A.; LEE, B. Arc Shape and Microstructural Analysis of TIG Welding with an Alternating Cusp-Chaped Magnetic Field. **Journal of Materials Processing Tech**, v. 289, p. 1-9, 2021.

ITOI, T.; MOHAMAD, A.B.; SUZUKI, R.; OKAGAWA, K. Microstructure evolution of a dissimilar junction interface between an Al sheet and a Ni-coated Cu sheet joined by magnetic pulse welding. **Materials Characterization**, 118 142 to 148, 2016.

JENG, S. L.; SU, D. P.; LEE, J. T.; HUANG, J. Y. Effects of Electromagnetic Stirring on the Cast Austenitic Stainless Steel Weldments by Gas Tungsten Arc Welding. **Metals**, v. 8; 1 to 17, 2018.

JIANG, H.; QIN, G.; FENG, C.; MENG, X. High-Speed Tandem Pulsed GTAW of Thin Stainless Steel Plate. **WELDING JOURNAL**, v. 98, 215 to 226, 2019.

JULIANI, L.; BRACARENSE, A. Q; MODENESI, P. J. Aplicação da oscilação magnética controlada ao arco GMAW seguindo padrões de lissajous como forma de tecimento do cordão para promover distribuição orientada de calor e massa durante o processo de soldagem, **Soldagem & Inspeção**, pp. 1-13, 2020.

KANG, Y. H.; NA, S. J. A Study on the Modeling of Magnetic Arc Deflection and Dynamic Analysis of Arc Sensor. **Welding Journal**, p. 8s-13s, 2002.

KELLY, R. G. et al. **Electrochemical Techniques in Corrosion Science and Engineering**. New York. Marcel Dekker, 2003.

KHAN, M. I. **Welding Science and Technology**, New International (P) Limited Publishers, New Delhi, 2007.

KHAN, M. M. A.; ROMOLI, L.; FIASCHI, M.; DINI, G. F. **Experimental design approach to the process parameter optimization for laser welding of martensitic stainless steels in a constrained overlap configuration**. Opt. Laser Technol, 43(1):158 to 172, 2011.

KOSE, C.; KAÇAR R.; ZORBA A. P.; BAĞIROVA, M, ALLAHVERDIYEV, A. M. The effect of CO₂ laser beamwelded AISI 316L austenitic stainless steel on the viability of fibroblast cells, in vitro. **Materials Science and Engineering C**, 60; 211 to 218, 2018.

KOU, S. **Welding Metallurgy**, John Wiley & Sons, 2^{ed.}, n. 4, p. 13-16, 2002.

KUMAR, P.; KUMAR, R.; ARIF, A.; VEERABABU, M. Investigation of Numerical Modelling of TIG Welding of austenitic stainless steel (304L). **Materials Today: Proceedings**, v. 27, pp. 1636-1640, 2020.

LAGO, F.; GONZALEZ, J. J.; FRETON, A.; GLEIZES, A. A **Numerical Modelling of na Electric Arc and its Interaction With the Anode: Part I, the two-dimensional model**, J, Phys, D: Appl, Phys, v. 37, pp. 883-897, 2004.

LI, R.; YUAN, X.; ZHANG, H.; YANG, J.; WU, K.; LI, T.; WANG, G.; TAO, S. Effect of Axial Field on Tig Welding-brazing of AA6061 Aluminun Alloy to HSLA350 Steel. **Journal os Materials Search and Technology**, 12, pp. 882-893, 2021.

Li, Y. B.; Shen, Q; Lin, Z. Q.; HU, S. J. Quality Improvement in Resustance Spot Weld of Advanced High Strength Steel Using External Magnetic Field. **Science and Technology of Welding & Joining**, v. 6, pp. 465-469, 2011.

LIN, Y. C. et al. Effect of Magnetic Stirring on Grain structure Refinement Part 1 – Autogenous Nickel alloys Welds. **Science and Tchnology of Welding and Joining**, v. 15, pp. 583-589, 2010.

LIPPOLD, J. C.; KOTECKI, D. J. **Welding metallury and Weldability of Stainless Steels**. Nova Jersey: John Wiley, 2005.

LONDOÑO, A. J. R.; BRANDI, S. D. Efeito da adição de nitrogênio no gás de proteção na soldagem de aço inoxidável duplex UNS S 31803. In: **XXII Encontro Nacional de Tecnologia da Soldagem, Blumenau –Brasil**, 1996. Proceedings. São Paulo-Brasil, Associação Brasileira de Soldagem, 1996.

LORENTZ, H. A. **A força de Lorentz**. Disponível em: <http://.if.ufrgs.br/tex/fis142/mod08/m-s01.html>. Acesso em 2015.

MAGNABOSCO, R. **Influência da microestrutura no comportamento eletroquímico do aço inoxidável UNS S31803 (SAF 2205)**. 181 p. Tese (Doutorado) – Escola Politécnica (Poli), deparartamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Universidade de São Paulo (USP), 2001.

MAHAJAN, S. et al. Effect of Mechanical Arc Oscillation on the Gran Structure of Mild Steel Weld Metal. **Transations of Indian Institute of Metal**, v. 65, n. 2, pp. 171-177, 2012.

MARQUES, P. V.; MODENESI, P. J.; BRACARENSE, A. Q. **Fundamentos e tecnologia da soldagem**. 4 ed. Rio de Janeiro: Elsevier, 2007.

MARSHALL, P. **Austenitic Stainless Steels: microstructure and mechanical properties**. England: Elsevier, 1984.

MATSUNAGA, H.; SATO, Y. S.; KOKAWANA, T. Effect os Nitrogen on Corrosion of Duplex Satainless Steel Weld Metal. **Science and Technology of Welding and Joining**, v. 3, pp. 225-232, 2005.

MIGIAKIS, K.; PAPADIMITRIOU, G. D. Effect of Nitrogen and Nickel on the microstructure and mechanical Properties of Plasma Welded UNS S32760 Super-Duplex Stainless Steels. **Journal of Materials Science**, v. 44, pp. 6372-6383, 2009.

MODENESI, P. J. **Soldabilidade dos aços inoxidáveis**. São Paulo: Senai, 2001.

MOU, G.; HUA, X.; WANG, M.; HUANG, M.; LI, F.; HUANG, W. Effect of Axial Magnetic Field on Cold Metal Transfer arc-Brazing of Ti6Al4V to 304L Steel. **Journal of Material Processing \Tech**, 275, pp. 1-10, 2020.

MOUSAVI, M. G. et al. Grain Refinement due to Grain Detachment in Eletromagnetically Stirred AA7020 welds. **Science and Technology of Welding and Joining**, v. 8, n. 4, pp. 309-312, 2003.

NATIVIDAD, C.; GARCÍA, R.; LÓPEZ, V. H.; CONTRERAS, A.; SALAZAR, M. Metallurgical Characterization of API X65 Steel Joint Welded by MIG Welding Process with Axial Magnetic Field. **Materials Research**, 20(5): 1174 to 1178, 2017.

NAYAL, G. E. I.; BEECH, J. Relationship Between Composition, Impurity Content, Cooling rate and Solidification in Austenitic Stainless Steels. **Materials Science and Technology**, v. 2, p. 603-610, 1986.

NAYAL, G. E.; BEECH, J. Relationship between Composition, impurity content, cooling rate and solidification in austenitic stainless steels. **Materials Science and Technology**, v. 2, p. 603-610.

NGUYEN, A. V.; WU, D., TASHIRO, TANAKA, M. Undercut Formation Mechanism in Keyhole Plasma Arc Welding. **Welding Research**, v. 98, p. 204-212, 2019.

ORSTED, H. C. **Orsted**. Disponível em: <http://brasilecola.uol.com.br/Qfisica/experimento-orsted.htm>. Acesso em 2015.

PADILHA, A. F.; GUEDES, L. C. **Aços inoxidáveis austeníticos: microestrutura e propriedades**. Curitiba: Hemus, 2004.

PADILHA, A. F.; RIOS, P. R. Decompositions of austenite in austenitic stainless Steels. **ISIJ International (Iron and Steel institute of Japan)**, v. 42, n. 4, pp. 325-337, 2002.

PASSOS, D. O.; OTUBO, J. A influência da ferrita delta em aços inoxidáveis austeníticos forjados. **Revista Escola de Minas**, Ouro Preto, v. 63, n. 1, p. 57-63, jan./mar. 2010.

PASSOS, T. A. **Efeito da oscilação magnética do arco na microestrutura e na geometria do cordão de revestimento de aço inoxidável depositados por Soldagem TIG**. Dissertação (Mestrado). Universidade Federal do Rio Grande, 2016.

PEREIRA, O. J.; BEECH, J. Factors Influencing the Delta Ferrite Contento Cast Austenitic Stainless Steels. In: **Solidification and Casting of Metals**, London, The Metals Society. p. 315-321, 1979.

PESSANHA, E. C. **Quantificação da ferrita delta e avaliação da relação microestrutural/propriedades de uma aço inoxidável austenítico 347 Soldado**. Dissertação (Mestrado) – Centro de Ciência e Tecnologia, Universidade Estadual do Norte Fluminense, Campos dos Goytacazes, 2011.

QUEIROZ, A. V.; FERNANDES, M. T.; SILVA, L. M.; DEMARQUE, R.; OLIVEIRA, E. M.; ELLEM, P. S.; LIMA, I. R.; BARBOSA, G. C.; TEIXEIRA, P. S.; CASTRO, J. A. Study of the Microstructure of AISI Steel 304L in WZ, Haz and Bm After Welding in the GMAW Process. **American Journal of Engineering Research**, v. 6, pp. 433-438, 2017.

RAMAKRISHNAN, A.; RAMESHKUMAR, T.; RAJAMURUGAN, G.; SUNDARRAJU, G.; SELVAMTHUKUMARAN, D. Experimental Investigation on Mechanical Properties of TIG Welded Dissimilar AISI 304 and 316 Stainless Steel Using 308 Filler rod. **Materials Today: Proceeding**, v. 45, Part 1, p 1-5, 2021.

RAO, T. E.; KRISHNA, G. R.; KUMAR, M. V. Investigation of Microstructural and Mechanical Properties of MIG Welded Mild Steels Plates. **Annales de chimie- Science des Materiaux**, v. 43; n. 4: 1 to 7, 2019.

REIS, R. P. **Assessment of low Current Tandem GMAW Processes with Waveform Control and with aid of Laser Beam**. Tese (Doutorado) – Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia, 2009.

REIS, R. P.; SOUZA, D.; SCOTTI, A. Models to Describe Plasma Jet, Arc Trajectory and Arc blow Formation in Arc Welding. **Welding in the World**, v. 55, p. 24-32, 2011.

RENTERÍA, M. A. G.; MORELOS, V. H. L.; SÁNCHEZ, J. G.; HERNÁNDEZ, R. G.; PÉREZ, L. D.; LÓPEZ F. F. C. Effect of electromagnetic interaction during fusion welding of AISI 2205 duplex stainless steel on the corrosion resistance. **Applied Surface Science**, 396: 1187 to 1200, 2017.

ROBERGE, P. R. **Handbook of Corrosion Engineering**. New York: McGraw-Hill, 2000.

RONG, Y.; XU, J.; CAO, H.; ZHENG, H.; HUANG, Y.; ZHANG, G. Influence of steady magnetic field on dynamic behavior mechanism in full penetration laser beam welding. **Journal of Manufacturing Processes**, 26: 399 to 406, 2017.

RONQUETI, L. A. **Efeito do modo de transferência metálica sobre o comportamento térmico e as transformações metalúrgicas na soldagem GMAW dos aços austeníticos AISI 304 e 316 utilizados em projetos de instalações nucleares**. Dissertação (Mestrado), Escola Engenharia Industrial Metalúrgica de Volta Redonda, PPGEM, UFF, pp. 1-163, 2014.

SATHIYA, P.; ARAVINDAN, S.; SOUNDARARAJAN, R.; HAQ, A. N. Effect of Shielding gases on Mechanical and Metallurgical Properties of Duplex Stainless-Steel Welds. **Journal of Materials Science**, v. 44, p. 114-121, 2009.

SEDRIKS, A. J. **Corrosion of Stainless Steel**. 2thed. New York: John Wiley, 1996.

SENAPATI, A.; MOHANTY, S. B. Effects of External Magnetic Field on Mechanical properties of a welded M.S metal through Metal Shield Arc Welding, **International Journal of Engineering Trends and Technology (IJETT)**, v. 10, n. 6 , p. 297-303, 2014.

SHARMA, S. S.; KUMAR, M.; OJHA, P. K. Effect of Magnetic Field on Weld-Quality and Weld Geometry. **Advances in Applied Physical and Chemical Sciences-A Sustainable Approach**, p. 53-58, 2014.

SILVA, C.C. et al. Minimização dos defeitos em revestimentos de superligas de níquel pelo processo TIG com alimentação do arame frio. **Revista Soldagem & Inspeção**, v. 19, p. 323-332, 2014.

SILVA, C. G.; CASTRO, J. A.; CALDEIRA, L.; JUNIOR, M. L. L. Avaliação microestrutural e resistência à corrosão de uma junta dissimilar entre um aço de alta resistência e baixa liga e aço um inoxidável duplex. **Soldagem & Inspeção**, p. 1-13, 2019.

SINGH, R. P.; RAGHUVANSHI, D.; PAL, A. Effect of External Magnetic Field on Weld Width and Reinforcement Height of Shielded Metal Arc Welded Joints. **Materials Today: Proceedings**, v. 38, p. 112-115, 2021.

SOUZA, J. F. P. **Propriedades mecânicas de aços inoxidáveis austeníticos nitretados submetidos à hidrogenação catódica**. Dissertação (Mestrado em Física), Universidade Federal do Paraná, 2006.

SUNDARESAN, S.; RAM, G. D. J. Use of Magnetic arc Oscillation for Grain Refinement of Gas tungsten in α - β titanium alloys. **Science and technology of Welding and Joining**, v. 4, n. 3, pp. 151-160, 1999.

SUUTALA, N.; MOISIO, T. The relationship between Solidification and Microstructure in Austenitic and Austenitic-Ferritic Stainless Steel Welds. **Metallurgical Transactions A**, v. 10, p. 512-514, 1979.

SUUTALA, N.; TAKALO, T.; MOISIO, T. Ferritic-Austenitic Solidification Mode in Austenitic Stainless Steel Welds. **Metallurgical transactions A**, v. 11, p. 717-725, 1980.

SUUTALA, N.; MOISIO, T. Use of Chromium and Nickel Equivalents in Considering Solidification Phenomena in Austenitic Stainless Steels. **Solidification Technology in The Foundry and Cast House**. London: Metals Society. pp. 310-314, 1983.

TELLES, P. C. S. T. **Tubulações Industriais: materiais, projeto e desenho**. 10 ed. Rio de Janeiro: LTC, 2012.

TELLES, P. C. S. T. **Vasos de pressão**. 2 ed. Rio de Janeiro: LTC, 2005.

TEWARI, S. N.; SHAH, R.; SONG, H. **Effect of magnetic-field on the microstructure and macrosegregation in directionally solidified Pb-Sn alloys**. Metall Mater Trans A 1994; 25:1535e44.

TRAIDIA, A.; ROGER, F.; GUYOT, E. Optimal parameters for pulsed gas tungsten arc welding in partially and fully penetrated weld pool, **International Journal of Thermal Sciences**, v. 49, pp. 1197-1208, 2010.

TRAIDIA, A.; ROGER, F. Numerical and Experimental Study of Arc and Weld Pool Behaviour for Pulsed Current GTA Welding. **International Journal of Heat and Mass Transfer**. v. 54, pp. 2163-2179, 2011.

VILLAFUERTE, J. C.; KERR, H. W. Electromagnetic stirring and grainrefinement in stainless-steel GTA welds. **Welding Research Supplement**, 69(1):S1-S13, 1990.

WOLYNEC, S. **Técnicas Eletroquímicas em Corrosão**. São Paulo: Edusp, 2003.

WU, C. S.; ZHENG, W.; WU, L. Modelling the Transiente Behavior of Pulsed Current Tungsten-Inert-Gás Weld Pools, Modell, Simul. **Mater, Sci, Eng**, v. 7, p. 15-23, 2012.

WU, H.; CHANG, Y.; GUAN, Z.; BABKIN, A.; LEE, B. Arc Shape and Microstructural Analysis of TIG Welding With an Alternating Cusp-Shaped Magnetic Field. **Journal os Materials Processing Tech**, p. 1-9, 2021.

XU, Z.; LI, Z.; MA, L.; CAO, Z.; YANG, J.; YAN, J. Dynamic Behavior of Solder Filling during Ultrasonic Soldering. **Supplement to the Welding Journal**, 98: 194-5 to 203-s, 2019.

YAO, Q.; LUO, Z.; LI, Y.; YAN, F. Y.; DUAN, R. Effect of electromagnetic stirring on the microstructures and mechanical properties of magnesium alloy resistance spot weld, **Mater Des**, 63: 200 to 207, 2014.

YOUSEFIEHM, M.; SHAMANIAN, A.; SAATCHI, A. Optimization of the Pulsed Current Gas Tungsten Arc Welding Using the Taguch Meethod. **Journal of Alloys**, v. 509, p. 782-786, 2011.

FERREIRA, R. F. O.; DALMOLIN, E.; VOJCIECHOVSKI JR., J.; LIMA, D. R. **Aplicação do método de interceptação linear na determinação de tamanho de grão de uma liga de magnésio AZ61 forjada a quente**. Semana da Ciência e Tecnologia, Instituto, Federal Catarinense, 2016.

CLEMENT, C. **Skin Effect in Electrical Conductors: Any Commercially Viable Solution?** Universidade of Aberdeen, 2014.

SOUZA, D. D. B. D.; VILARINHO, L. O.; HUBNER, H. B. Análise quantitativa das fases presentes no aço inoxidável duplex UNS S31803 Soldado pelo processo MIG/MAG curto-circuito convencional. **Soldagem & Inspeção**, v. 25 e 2528, p. 1-10, 2020.

ARTURO, G. R. M.; RAFAEL, G. H. Egbert; B. B; ANTONIO, G. S. J. Electrochemical Characterization of AISI 2205 duplex stainless steel welded joints with electromagnetic interaction. **Procedia Materials Science**; p. 8:950-968, 2015.

DONG, Z., FU, C., POURSAEE, A. Galvanic corrosion study between tensile-stressed and non-stresses carbon steels in simulated concrete. **Metals**, 12, 98, p. 1-13, 2022.

ANDRADE, T., C., MIRANDA, H., C., SILVA, C., MORRA, M.,F. Microestrutural de uma solda dissimilar ente o Aço Inoxidável Ferrítico AISI 410S e o Aço Inoxidável Austenítico AISI 304L soldado pelo Processo FSW. **Soldagem & Inspeção**, 20 (4), p. 467-478, 2015.

CURIEL F.,F., GARCIA, R., LÓPEZ, V.,H., GONZÁLEZ-SÁNCHEZ, J. Effect of magnetic field applied during gas metal arc welding on the resistance to localised corrosion of the heat

affected zone in AISI 304 stainless steel. **Corrosion Science**, 53, doi:10.1016/j.corsci, p. 2393–2399, 2011.