GUSTAVO JOSÉ SUTO DE SOUZA

**Efeito do resfriamento no teor de oxigênio na soldagem com
eletrodo revestido E7018 utilizando experimentos fatoriais**

SÃO PAULO

2018

GUSTAVO JOSÉ SUTO DE SOUZA

**Efeito do resfriamento no teor de oxigênio na soldagem com
eletrodo revestido E7018 utilizando experimentos fatoriais**

**Dissertação apresentada à
Escola Politécnica da Universidade de
São Paulo para obtenção do título de
Mestre em Ciências**

**Área de concentração:
Engenharia Metalúrgica e de Materiais**

**Orientador:
Prof. Dr. Sérgio Duarte Brandi**

SÃO PAULO

2018

Autorizo a reprodução e divulgação total ou parcial deste trabalho, por qualquer meio convencional ou eletrônico, para fins de estudo e pesquisa, desde que citada a fonte.

GUSTAVO JOSÉ SUTO DE SOUZA

Este exemplar foi revisado e corrigido em relação à versão original, sob responsabilidade única do autor e com a anuência de seu orientador.	
São Paulo,	<u>28</u> de <u>Agosto</u> de <u>2018</u>
Assinatura do autor:
Assinatura do orientador:

Efeito do resfriamento no teor de oxigênio na soldagem com eletrodo revestido E7018 utilizando experimentos fatoriais

Dissertação apresentada à
Escola Politécnica da Universidade de
São Paulo para obtenção do título de
Mestre em Engenharia de Materiais

Catálogo-na-publicação

Souza, Gustavo José Suto de
Efeito do resfriamento no teor de oxigênio na soldagem com eletrodo revestido E7018 utilizando experimentos fatoriais / G. J. S. Souza – versão corr. – São Paulo, 2018.
132 p.
Orientador:
Dissertação (Mestrado) - Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais.
1.SOLDAGEM A ARCO 2.AÇO DE ALTA RESISTÊNCIA I.Universidade de São Paulo. Escola Politécnica. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais II.t.

Dedicatória

Para meus pais e avós.

Agradecimentos

Os primeiros agradecimentos serão sempre aos meus pais, Marie Suto de Souza e José Heribaldo de Souza, e a minha avó, Erotildes Barreto de Souza. Sem o apoio deles toda a trajetória até essa dissertação escrita seria, no mínimo, improvável.

Sou grato à Deus por, através das infinitas possibilidades, ter fornecido energia suficiente para transpor algumas barreiras de energia possibilitando que este caminho ocorresse e/ou a maior probabilidade de ocorrer, mesmo com mais ou menos *outliers*.

Ao meu professor e orientador Prof. Dr. Sérgio Duarte Brandi por nos guiar pelo exemplo por um caminho de desenvolvimento holístico. Através da estrutura que ele iniciou e de muita força de vontade, possibilitou a nucleação de uma mudança nas relações entre os alunos da pós-graduação do PMT. Aproveito este parágrafo para agradecer a família do professor Brandi por me acolher tão hospitaleiramente diversas vezes para escrever este texto: Muito obrigado, Dona Sônia, Juliana e Maria Fernanda!

Gostaria de agradecer também aos professores que participaram da banca de qualificação: Prof. Dr. Claudio Geraldo Schön e Prof. Dr. Eduardo Franco de Monlevade. Ao Prof. Dr. Eduardo Franco de Monlevade, agradeço também o empréstimo do inversor de frequência.

Agradeço aos membros contemporâneos do GPSJ: Prof. Dr. Jaime Casanova Soeiro Jr., ME. Antonio do Nascimento Silva Alves, Jeferson José de Carvalho, Prof. Dr. Dario Magno Batista Ferreira, Prof. Dr. Evandro Armini de Pauli, Cristiana Maria Marçal Freire, Nicollas Freitas de Arruda, João Pedro Pazian Montes Soldera, Daniel Rodriguez Legati, Arthur Santana de Souza, Cleber do Prado Ferreira Jr., ME. Thiago Ferreira Martins, Suellen N. Ferreira; e um agradecimento especial ao amigo Dr. Rubelmar Maia de Azevedo Cruz Neto por me apresentar ao Museu da Matemática Prandiano e pelas conversas sobre planejamento experimental.

Obrigado aos amigos da sala de pós-graduação por fomentarem um ambiente acolhedor, de trocas de ideias e de ajuda: Dra. Gisele Aparecida Amaral Labat, ME.

Leidy Julieth Hernández Buitrago, ME. Dany Michell Andrade, Dra. Lina Maria Varon Cardona, ME. Vítor Polezi Pesce de Campos, ME. Saul H. Souza, Monica Yamazaki e ME. Éder Baroni da Silveira; e em especial, ME. César Yuji Narita, amigo de longa data.

Aos funcionários do PMT e da Escola, que fazem além dos seus deveres para garantir que a Escola funcione: Vera Lúcia dos Santos, Maria Cristina Biasoli, Clélia Lourdes Lara Menguerditchian, Gilberto Martins, Jefferson dos Santos, Danilo Augusto de Almeida Filho, José Rubens Beserra de Carvalho, Antônio Lívio da Silva Nunes, Regina Aparecida Soares Pereira, Eliana Aparecida Teodoro, Alexandre Rodrigo Navero da Silva, Shirlei Helena de Souza Molina e Gilmara Aparecida dos Santos; especialmente para a Suellen Cristhine Cardozo Alves Nappi, que salva vidas e almas todos os dias.

Aos politécnicos que estão comigo há muito tempo e continuam exemplos de bom caráter, além de esforçarem-se para devolver um pouco do que recebemos da Escola: ME. Hugo Hashimoto, ME. Guilherme Pinho Nery, Valmir Bussola Martins & Fernando Takashi Massucado Rodrigues da Silva e Rafael da Paz Domingos Pinto.

Agradeço à Petrobras, que através do projeto n.º 0050.0086316.13.9, forneceu os equipamentos que forma indispensáveis para este trabalho: Equipamento de soldagem Lincoln Electric Power Wave S500, medidor de microdureza EmcoTest® Durascan 70 e politriz automática Struers.

Agradeço ao Prof. Dr. Marcelo de Breda Mourão, do LabRed, pelo empréstimo da estufa que possibilitou o condicionamento dos eletrodos deste trabalho.

Nesse ponto, reflito: “Como é difícil escrever uma seção de agradecimentos! Não por ser difícil dizer obrigado, mas por ser difícil não ser grato a cada um que não sabe, mas ajudou. E esses são inúmeros”. Muito obrigado mesmo que seu nome não esteja aqui!

Por fim, agradeço a Cíntia Fumi Yamamoto pelo apoio emocional e compreensão, sempre. Bem como sua família, que me acolheu.

"All models are wrong, but some are useful."

G. E. P. Box (1919-2013)

"At first I was afraid, I was petrified."

Gloria Fowles (1949-)

RESUMO

Na manutenção de tubulações e dutos de aços de alta resistência baixa liga (ARBL), os reparos são executados com eletrodo revestido e com o equipamento em operação, com o intuito de reduzir custos com paradas. Nesta aplicação, os gradientes de temperatura são mais elevados quando comparados com soldagens realizadas ao ar, o que pode levar à redução das propriedades mecânicas nessas juntas soldadas e causar maiores impactos financeiros ou mesmo ambientais. No metal depositado resultante do eletrodo revestido AWS E7018-1, usualmente utilizado no reparo de dutos de aços ARBL, as propriedades mecânicas têm forte relação com a ferrita acicular, microestrutura que ocorre intergranularmente, nucleando preferencialmente em inclusões do metal depositado. O objetivo desse trabalho é analisar a influência de diferentes condições de soldagem e de resfriamento sobre o teor de oxigênio e sobre a microdureza do metal depositado resultante do uso de eletrodos revestidos AWS E7018-1, usando técnicas de planejamento experimental como as metodologias Taguchi e experimentos fatoriais. Usando o método Taguchi foi possível observar que os três fatores (fabricante do eletrodo, corrente de soldagem e condição de resfriamento) influenciam no teor de oxigênio e que o fornecedor do eletrodo é o fator com maior efeito sobre a resposta, seguido pela corrente de soldagem. Com relação à etapa de experimentos fatoriais mapas operacionais para o teor de oxigênio e microdureza dos cordões de solda foram construídos. Foi possível observar que a corrente de soldagem tem efeito mais impactante que a taxa de resfriamento sobre o teor de oxigênio e a microdureza.

Palavras-chave: Soldagem a arco; Aço de alta resistência; ARBL; eletrodo revestido; soldagem em serviço.

ABSTRACT

Covered electrodes had been developed at the beginning of the 20th Century and, despite the evolution of several welding processes, the shielded metal arc welding (SMAW) still find widespread application, even within the oil and gas industry, e.g. repairing of high strength low alloy (HSLA) steel pipes. The pipe repairing is carried out during its operation (in order to reduce costs) and, therefore, the temperature gradients in the base metal are higher compared to removing the pipe system from service. This could lead to reducing mechanical properties in these welded joints that could cause higher financial or even environmental impacts. In the low carbon weld metal (e.g. AWS E7018-1 electrode is usually employed in HSLA pipe repair), the mechanical properties have a strong relationship with the acicular ferrite fraction, which occurs intergranularly and nucleating preferentially in inclusions within weld metal. The objective of this work is to analyze the influence of different welding and cooling conditions on the oxygen content and on the mechanical properties of the weld metal from the AWS E7018-1 covered electrodes, using design of experiments techniques as Taguchi's method and response surface methodology (RSM). Using the Taguchi's method, it was possible to observe that three factors (namely electrode supplier, welding current and cooling condition) have influence on the oxygen content and the electrode supplier is the factor with the greatest effect on the response, followed by the welding current. Regarding to the factorial experiment, operational maps for the oxygen content and microhardness of the weld beads were constructed. It was possible to observe that the welding current has a more impactful effect than the cooling rate on the oxygen content and microhardness.

Keywords: Arc welding; high strength steel; HSLA; SMAW; covered electrode; in-service welding.

Lista de figuras

Figura 2.1 – Técnicas de reparo de dutos em serviço com funções estruturais. Fonte: [5].	21
Figura 2.2 – Gráfico do teor de hidrogênio no metal de solda por hidrogênio na atmosfera do arco em soldagem com ER. Fonte: Adaptado de [8].	23
Figura 2.3 – Relação entre a solubilidade do H no ferro com a temperatura nas fases α (CCC), γ (CFC) e δ (CCC) de acordo com a lei de Sieverts. Fonte: Adaptado de [9].	24
Figura 2.4 – Esquema mostrando o mecanismo de absorção de hidrogênio pela poça de fusão e a consequente distribuição do hidrogênio difusível, para um metal de base com maior temperabilidade que o metal de solda. Fonte: Adaptado de [9, 12].	25
Figura 2.5 – Esquema do processo de soldagem com eletrodo revestido. Fonte: [3].	29
Figura 2.6 – Esquema em detalhe da soldagem com eletrodo revestido próximo da ponta do eletrodo. Fonte: Adaptado de [17].	29
Figura 2.7 – Relações aproximadas entre os picos de temperatura, as regiões da ZAC, a distância da zona de ligação e o diagrama de equilíbrio Fe-C. Fonte: Adaptado de [17].	31
Figura 2.8 – Diagrama de resfriamento contínuo hipotético para um aço ferríticos e algumas das estruturas possíveis de serem formadas. Fonte: Adaptado de [23].	33
Figura 2.9 – Efeito da nucleação heterogênea e do tamanho da inclusão na formação da ferrita acicular. Fonte: Adaptado de [23].	34
Figura 2.10 – Efeito do tamanho da inclusão na probabilidade de nucleação de ferrita acicular. Fonte: [26].	34
Figura 2.11 – Variação do teor de oxigênio no metal depositado em relação ao índice de basicidade do fluxo utilizado em soldagem com arco submerso. Fonte: Adaptado de [20, 28].	36
Figura 2.12 – Diagrama esquemático de uma soldagem MIG/MAG indicando as regiões chamadas de partes fria e parte quente da poça de fusão. Fonte: Adaptado de: [27].	38

Figura 2.13 - Diagrama esquemático da vista transversal ao cordão de solda de processo de soldagem com eletrodo revestido indicando as partes fria e quente da poça de fusão, juntamente com o teor de oxigênio final retido no metal de solda. Fonte: Adaptado de: [27].	38
Figura 2.14 – Reações químicas e físico-químicas ocorrendo de acordo com a distância do centro do cordão. Fonte: Adaptado de [20].	40
Figura 2.15 – Reações químicas e físico-químicas ocorrendo de acordo com o resfriamento da poça ao longo do tempo. Fonte: Adaptado de [25].	40
Figura 2.16 – Mapa operacional obtido através dos dados de Rodrigues (2005). Fonte: Adaptado de [39].	47
Figura 4.1 – Esquema das etapas experimentais deste trabalho.	50
Figura 4.2 – Amostra para análise química: em (a) deposição de uma das amostras e em (b) esquema mostrando como deve ser feita a amostra para análise química segundo a AWS A5.1. Fonte: Adaptado de [13].	54
Figura 4.3 – Aparato construído para simular as condições de soldagem em serviço.	58
Figura 4.4 – Fluxograma esquematizado da segunda etapa do trabalho.	60
Figura 4.5 – Aquisição das taxas de resfriamento. Em a, aquecimento com chama oxi-acetilênica. Em b, resfriamento com projeção de água na face oposta ao aquecimento.	62
Figura 4.6 – Exemplo de aquisição de taxa de resfriamento entre 250 e 100 °C.	63
Figura 4.7 – Fluxo esquemático da produção das amostras soldadas.	65
Figura 4.8 – Esquema indicando os cortes executados nos cordões de solda para a produção dos corpos de prova para as análises químicas, metalografia e microdureza.	66
Figura 4.9 – Equipamento AMETEK® SpectroMAX. Em (a), visão geral do equipamento. Em (b) e (c), porta amostra usado para corpos de prova menores.	68
Figura 4.10 – Em (a), cordão de solda separado do metal de base e pronto para espectrometria de emissão óptica por centelhamento. Em (b), amostra após a “queima” no espectrômetro de emissão óptica por centelhamento.	69
Figura 4.11 – Em a, segmento da alma do eletrodo após limpeza com lima e, em b, após a “queima” para análise de espectrometria de emissão óptica por centelhamento.	69

Figura 4.12 – Em (a), LECO® TCH600. Em (b), (c) e (d), sequência de preparo de amostra para análise de oxigênio por fusão em gás inerte.	70
Figura 4.13 – Preparação da amostra para análise de oxigênio. Em a, a amostra limpa com auxílio de uma lima e, em b, a amostra segmentada com auxílio de uma tesoura, em b e d.	71
Figura 4.14 – Esquema de preparação de imagens para quantificação de inclusões com FIJI.....	73
Figura 5.1 – Resultado do Taguchi L4 para o teor de oxigênio no metal de solda. Em (a) tem-se o gráfico das médias para os efeitos principais e, em (b) o gráfico das razões sinal-ruído dos efeitos principais.	76
Figura 5.2 – Diagrama de equilíbrio Fe-O. Fonte: Adaptado de [47]......	79
Figura 5.3 – Secção tridimensional mostrando a movimentação de fluido na poça de fusão da soldagem por arco elétrico simulado por computador [50].	82
Figura 5.4 — Esquema do formato do cordão e do tipo de convecção por efeito Marangoni. Em (A) quando o gradiente de tensão superficial com a temperatura é negativo, gerando uma convecção centrífuga; e em (B) quando o gradiente de tensão superficial com a temperatura é positivo, gerando uma convecção centrípeta. Fonte: Adaptado de [53]......	83
Figura 5.5 – (A) variação da tensão superficial do ferro líquido em função da concentração de oxigênio e da temperatura; (B) variação do gradiente da tensão superficial do ferro líquido em função do teor de oxigênio e da temperatura [54].	84
Figura 5.6 – Teores de oxigênio médio das amostras W71 a W76 e Z71 a Z76 com intervalo de confiança de 95%.	86
Figura 5.7 – Comparação do teor médios de oxigênio entre as duas condições de resfriamento para ambos eletrodos.....	88
Figura 5.8 – Mapas de microdureza das amostras soldadas com eletrodo W70.	90
Figura 5.9 – Mapas de microdureza das amostras soldadas com eletrodo Z70.	91
Figura 5.10 – Valores médios de microdureza para medições até 0,5 mm de profundidade.	93
Figura 5.11 – Comparação do carbono equivalente segundo IIW entre as duas condições de resfriamento para ambos eletrodos.....	95

Figura 5.12 – Teor de oxigênio variando com a taxa de resfriamento e a corrente de soldagem para o eletrodo W70 e Z70, gráficos a esquerda e direita respectivamente.	97
Figura 5.13 – Efeitos padronizados sobre o teor de oxigênio. Tanto nas amostras soldadas com eletrodos W70 como Z70, a corrente de soldagem tem o maior impacto no teor de oxigênio.	98
Figura 5.14 – Microdureza variando com a taxa de resfriamento e a corrente de soldagem para o eletrodo W70 e Z70, gráficos a esquerda e direita respectivamente.	100
Figura 5.15 – Efeitos padronizados sobre a microdureza.	101
Figura 5.16 – Mapa operacional ou gráfico de contornos sobrepostos. A faixa mais clara indica a região de interesse.	102
Figura 5.17 – Difrátograma do revestimento dos eletrodos W70. Os picos identificados correspondem aos picos de maior intensidade dos compostos encontrados em maior proporção mássica.	103
Figura 5.18 – Difrátograma do revestimento dos eletrodos Z70. Os picos identificados correspondem aos picos de maior intensidade dos compostos encontrados em maior proporção mássica.	104
Figura 5.19 – Variação do teor de oxigênio no metal de solda em relação ao índice de basicidade do fluxo utilizado em soldagem com arco submerso. Pontos da legenda referem-se a dados experimentais deste trabalho. Fonte: Adaptado de [20, 28].	106
Figura 5.20 – Diagrama ternário $\text{CaO-CaF}_2\text{-SiO}_2$. Em destaque, composto formado no equilíbrio para a composição do revestimento W70.	107
Figura 5.21 – Diagrama ternário CaO, CaF_2 e SiO_2 com as projeções das linhas <i>liquidus</i> . Fonte: Adaptado de [54].	108
Figura 5.22 – Diagrama ternário CaO, CaF_2 e SiO_2 com as projeções das linhas de nível das viscosidades. Fonte: Adaptado de [54].	109
Figura 5.23 – Esquema ilustrando a ação de cátions de óxidos metálicos na quebra da rede de silicatos. Fonte: Adaptado de [30].	110
Figura 5.24 – Diâmetro médio das inclusões para as amostras soldadas com resfriamento forçado com água e ao ar.	111

Figura 5.25 – Fração de inclusões para as amostras soldadas com resfriamento forçado com água e ao ar.....	111
Figura 5.26 – Esquema de forças atuantes sobre partículas (inclusão e/ou bolha de gás) formada em um líquido com convecção livre na poça de fusão.....	113

Lista de tabelas

Tabela 2.1 – Umidade medida em algumas matérias-primas para revestimento de eletrodo. Fonte: Adaptado de [11].	26
Tabela 2.2 – Teores de oxigênio no metal de solda em relação ao processo de soldagem utilizado. Fonte: Christensen (1985, apud Grong, 1997) [27].	35
Tabela 2.3 – Comparativo entre as principais técnicas de otimização usadas na soldagem. Fonte: Adaptado de [35].	42
Tabela 2.4 – Modelo generalizado de 1ª ordem.	46
Tabela 4.1 – Designação dos eletrodos usados no trabalho.	51
Tabela 4.2 – Valores das propriedades mecânicas especificadas para o metal de solda obtido com eletrodo AWS E7018-1. Fonte: Adaptado de [40].	52
Tabela 4.3 – Limites superiores de composição química do eletrodo AWS E7018 e AWS E7018-1 segundo AWS 5.1. Fonte: Adaptado de [40].	52
Tabela 4.4 – Fatores e níveis do planejamento experimental.	53
Tabela 4.5 – Tabela com o planejamento experimental Taguchi com arranjo L4.	53
Tabela 4.6 – Faixas de correntes indicadas pelos fornecedores. Na última linha, tem-se destacada a faixa de operação aos dois eletrodos usados nessa etapa.	56
Tabela 4.7 – Descrição dos níveis do fator condição de resfriamento.	57
Tabela 4.8 – Designação dos eletrodos utilizados nesta etapa do trabalho.	61
Tabela 4.9 – Designação das amostras construídas para esta etapa do trabalho.	61
Tabela 4.10 – Taxas de resfriamento usadas na etapa de experimentos fatoriais.	63
Tabela 4.11 – Parâmetros de soldagem utilizados na segunda etapa experimental do trabalho.	64
Tabela 4.12 – Descrição das etapas da quantificação de inclusões usando o FIJI.	72
Tabela 5.1 – Resultados do delineamento Taguchi L4. Em destaque, está apresentado o melhor resultado obtido.	76
Tabela 5.2 – Combinação de valores para os fatores testados que maximiza a razão sinal-ruído.	77
Tabela 5.3 – Teores de oxigênio no metal depositado e nas almas dos eletrodos.	80
Tabela 5.4 – Informações de agrupamento das amostras W71 a W76 usando o método de Tukey e confiança de 95%.	87

Tabela 5.5 – Informações de agrupamento das amostras Z71 a Z76 usando o método de Tukey e confiança de 95%.	87
Tabela 5.6 – Informações de agrupamento das amostras soldadas com eletrodo W70 e com resfriamento forçado com água ou soldadas ao ar usando o método de Tukey e confiança de 95%.	88
Tabela 5.7 – Informações de agrupamento das amostras soldadas com eletrodo Z70 e com resfriamento forçado com água ou soldadas ao ar usando o método de Tukey e confiança de 95%.	89
Tabela 5.8 – Comparação do valor de microdureza médio para a região do topo até 4 mm entre amostras soldadas com eletrodo W70 e Z70.	92
Tabela 5.9 – Carbono equivalente conforme IIW (CE_{IIW}) das amostras W70 a W76.	94
Tabela 5.10 – Carbono equivalente conforme IIW (CE_{IIW}) das amostras Z70 a Z76.	94
Tabela 5.11 – Frações mássicas dos compostos contidos no revestimento dos eletrodos W70.	104
Tabela 5.12 – Frações mássicas dos compostos contidos no revestimento dos eletrodos Z70.	105
Tabela 5.13 – Basicidades dos revestimentos W70 e Z70.	105
Tabela 5.14 – Tabelas com as frações mássicas dos compostos presentes no revestimento dos eletrodos W70 e Z70.	107

Abreviaturas

API	American Petroleum Institute
ARBL	Aços alta resistência e baixa liga
AWS	American Welding Society
CE_{IIW}	Carbono Equivalente conforme IIW
IIW	International Institute of Welding
ER	Eletrodo revestido
COD	Crystallography Open Database

SUMÁRIO

Dedicatória	ii
Agradecimentos	iii
RESUMO.....	vi
ABSTRACT	vii
Lista de figuras	viii
Lista de tabelas	xiii
Abreviaturas	xv
SUMÁRIO.....	xvi
1 Introdução	19
2 Revisão bibliográfica	20
2.1 Soldagem em serviço	20
2.1.1 Fragilização por hidrogênio	22
2.2 Soldagem com eletrodo revestido	28
2.2.1 Classificação de eletrodos revestidos	31
2.2.2 A formação de ferrita acicular no metal de solda	31
2.2.3 Absorção de oxigênio e a formação de óxidos	35
2.3 Planejamento de experimentos	41
2.3.1 Método Taguchi ou projeto robusto de parâmetros	42
2.3.2 Experimentos fatoriais.....	45
2.4 Considerações sobre os métodos de planejamento de experimentos	48
3 Objetivos	49
4 Materiais e Métodos.....	50
4.1 Eletrodos a serem utilizados	51
4.2 Primeira etapa: Resultados preliminares com o método Taguchi	52
4.2.1 Definição dos parâmetros	53

4.2.2	Fatores do planejamento experimental	54
4.2.3	Obtenção da resposta da primeira etapa: Medição do teor de oxigênio	58
4.3	Segunda etapa: Obtenção de um modelo empírico através dos experimentos fatoriais	58
4.3.1	Obtenção das taxas de resfriamento	61
4.3.2	Execução das soldagens	64
4.3.3	Difração de raios X do revestimento e escória.....	67
4.3.4	Espectrometria de emissão óptica por centelhamento da alma do eletrodo revestido e do metal depositado	67
4.3.5	Análise de oxigênio por fusão em gás inerte da alma do eletrodo revestido e do metal depositado	70
4.3.6	Análise de microdureza Vickers do metal depositado.....	71
4.3.7	Análise metalográfica do metal depositado.....	71
4.4	Terceira etapa: Validação do modelo do item anterior	73
5	Resultados e discussão	75
5.1	Primeira etapa: Resultados preliminares com o método Taguchi	75
5.1.1	Resposta: Medição do teor de oxigênio	75
5.2	Segunda etapa: Obtenção de um modelo empírico através dos experimentos fatoriais	77
5.2.1	Análise de oxigênio por fusão em gás inerte da alma do eletrodo revestido e do metal depositado	78
5.2.2	Análise de microdureza Vickers do metal depositado.....	89
5.2.3	Análise química por espectrometria de emissão óptica por centelhamento da alma do eletrodo revestido e do metal depositado	93
5.2.4	Modelo empírico obtido com experimentos fatoriais para o teor de oxigênio, carbono equivalente IIW e mediação de microdureza dos cordões depositados	95
5.3	Origem do oxigênio no metal depositado	102

5.3.1	Difração de raios X do revestimento e escória.....	102
5.3.2	Inclusões no metal depositado.....	110
6	Conclusões	114
	Sugestões de trabalhos futuros.....	115
7	Referências Bibliográficas.....	116
	APÊNDICE A – Parâmetros de soldagem aquisitados durante a segunda etapa experimental.....	121
	APÊNDICE B – Análises químicas das amostras soldadas com eletrodos W70 e Z70	123
	ANEXO A – Informações das análises de difração de raios X	125
	Anexo B.1 – Lista de picos do difratograma do revestimento do eletrodo W70. ...	125
	Anexo B.2 – Lista de picos do difratograma do revestimento do eletrodo Z70. ...	127
	Anexo B.3 – Cartas cristalográficas para os compostos de CaCO_3 , CaF_2 e SiO_2	129

1 Introdução

As primeiras patentes de soldagem a arco elétrico datam do final do século XIX, junto com o desenvolvimento dos primeiros eletrodos ainda nus, o que resultava em soldas de baixa qualidade devido a contaminação com a atmosfera. [1] Os eletrodos revestidos surgiram no início do século XX, sendo o primeiro registro de 1907, na patente de Oscar Kjellberg [2].

Apesar do desenvolvimento de processos mais eficientes, a soldagem com eletrodos revestidos continua sendo largamente empregada devido a sua simplicidade e custo competitivo. Outra vantagem desse processo é alcançar posições e locais com dificuldade de acesso [3, 4]. Uma das aplicações típicas da soldagem com eletrodo revestido é a soldagem em serviço de tubulações de aço carbono usadas para o transporte de óleo e gás. No Brasil, especificamente na Petrobras, a norma que rege os reparos em equipamentos em operação é a N-2163 [5].

Até 2020, há a previsão de aumento de consumo de combustíveis fósseis e, com isso, o aumento do sistema logístico para atender essa demanda. No Brasil, o transporte rodoviário ainda é o modal mais utilizado inclusive nesse setor da economia. Porém, o transporte dutoviário é considerado o mais competitivo no transporte de combustíveis fósseis – na indústria de óleo e gás – alcançando um custo cerca de 50% inferior ao rodoviário por volume transferido [6]. Tendo em vista este cenário, é oportuno um estudo para avaliar os parâmetros ótimos de trabalho para consumíveis usados em soldagem em serviço; ainda mais para aços de alta resistência e baixa liga (ARBL), que são usados na malha dutoviária da indústria de óleo e gás (tubos API 5L Graus X65, X70, X80 e superiores) [7].

2 Revisão bibliográfica

A revisão bibliográfica deste trabalho é sustentada por duas frentes de pesquisa: (1) a absorção do oxigênio pela poça de fusão; e (2) duas metodologias de planejamento de experimentos. O planejamento experimental permitirá a verificação das relações entre os fatores (variáveis de entrada) e as respostas (variáveis de saída), de acordo com as afirmações acerca da absorção de oxigênio pelo metal de solda, formação de inclusões e formação da ferrita acicular. Conforme introduzido anteriormente, a soldagem em serviço é uma aplicação típica de soldagem com eletrodos revestidos e, portanto, será abordada a seguir.

2.1 Soldagem em serviço

A soldagem em serviço é uma operação de reparo por meio da soldagem enquanto a linha (tubulação) está “viva”, ou seja, a linha permanece pressurizada e a passagem do fluido pode ou não ser interrompida [5]. Essa condição leva a um resfriamento acelerado da região que está sendo reparada por soldagem. Quando a soldagem em serviço é realizada em tubulações ou dutos de aço ARBL, dois tipos falhas podem ocorrer:

- 1) Perfuração: Segundo a norma N-2163 [5], essa falha pode ser dividida em dois casos. A primeira chamada *blowout* é definida como “*penetração do arco de solda para dentro da parede metálica pressurizada que é suficiente para reduzir a seção útil resistente*”; e *burnthrough*, definida como “*perfurar a seção útil resistente (...) gerando vazamento*”.
- 2) Trincas induzidas por hidrogênio: também chamadas de trincas a frio e definidas segundo a norma N-2163 [5] como “*trincas que ocorrem nos aços ferríticos a temperaturas abaixo de 100 °C e são devidas a coe-*

xistência de outros três fatores¹, sendo: microestrutura frágil (normalmente martensita), tensões residuais de tração e presença de hidrogênio na região da solda”.

Neste trabalho, somente a segunda falha, a trinca induzida por hidrogênio, será explorada; porém, não como o objeto deste estudo, mas como uma das premissas para a escolha do tipo de eletrodos revestidos a serem estudados.

As técnicas de soldagem em serviço para reparos estruturais são a dupla-calha, elemento de reforço sobreposto, enchimento com solda (ou simples deposição) e o conector mecânico [5]. A Figura 2.1 ilustra essas técnicas. Este trabalho nasceu de um projeto que visa a otimização de eletrodos revestidos para o reparo usando a técnica da dupla-calha, porém o presente texto focar-se-á em depósitos de cordão sobre chapa com a intenção de alimentar o projeto com dados sobre o comportamento de absorção do oxigênio pelo cordão de solda.

Figura 2.1 – Técnicas de reparo de dutos em serviço com funções estruturais. Fonte: [5].

¹ Alguns trabalhos, assim como a norma da Petrobras, indicam como três fatores os causadores da fragilização por hidrogênio. Porém, há trabalhos que indicam um quarto fator: a baixa temperatura (soldagens realizadas com o material de base de -60 a 150 °C), como será indicado na seção 2.1.1.

2.1.1 Fragilização por hidrogênio

Segundo Bailey et al. e Granjon [8, 9], o fenômeno da fragilização por hidrogênio ocorre quando há a junção de quatro fatores: (1) tensão residual de tração, (2) microestrutura susceptível, (3) baixa temperatura (de 150 a -60 °C) e, claro, (4) a presença de hidrogênio. Dos fatores responsáveis pela fragilização por hidrogênio, os eletrodos revestidos usados para o reparo por soldagem de dutos em serviço podem diminuir a ocorrência desse tipo de falha, reduzindo o teor de hidrogênio presente no revestimento. Esta redução advém de processos de ressecagem, armazenamento e manipulação dos eletrodos revestidos relegados ao usuário final. Além disso, a microestrutura susceptível pode ser controlada pela composição química do metal depositado através do cálculo do carbono equivalente do IIW (*International Institute of Welding*). Por exemplo, os quatro fatores responsáveis pela fragilização de hidrogênio encontram-se brevemente descritos abaixo [8]:

A. Tensão residual de tração

As tensões residuais têm origem nas diferentes taxas de expansão e contração do material durante o aquecimento e resfriamento do mesmo na soldagem. Essa diferença está associada a variação do coeficiente de expansão térmica durante a soldagem, onde se tem grandes variações de temperatura, da temperatura *solidus* até a temperatura ambiente. Sua origem reside tanto no projeto da junta quanto ao grau de restrição da junta soldada e quanto aos diferentes coeficientes de dilatação térmica linear, para soldagem dissimilares e heterogêneas.

B. Microestrutura susceptível

A martensita é o microconstituente mais susceptível a fragilização nos aços, seguida dos microconstituintes aciculares. A presença desses microconstituintes aumenta a resistência mecânica e, conseqüentemente a sua ductilidade. Assim, quanto menor a ductilidade do aço e maior a sua resistência mecânica, maior a sua susceptibilidade a fragilização por hidrogênio.

C. Temperatura

Quanto maior a temperatura, maior a difusividade do hidrogênio no aço e, portanto, maior será o volume de hidrogênio difusível que conseguirá escapar para at-

mosfera, como H_2 (gás), em temperaturas acima de $150\text{ }^{\circ}\text{C}$, reduzindo a sua concentração e diminuindo a susceptibilidade à fragilização por hidrogênio. Caso a temperatura fique na faixa de -60 a $150\text{ }^{\circ}\text{C}$, maior a probabilidade de o hidrogênio não difundir para atmosfera, e causar um trincamento por hidrogênio. Este trincamento é retardado, podendo ocorrer até 48 h após a soldagem.

D. Presença de hidrogênio

Durante a soldagem, o hidrogênio presente na atmosfera do arco é absorvido pela poça de fusão. Este hidrogênio tem origem tanto no consumível na forma de umidade ligada ao fluxo e ao armazenamento correto do consumível; quanto no metal de base, também na forma umidade adsorvida na superfície da chapa ou de sujeiras (óleos, graxas, tintas e líquidos desengraxantes), introduzidos no processo de fabricação. Qualquer que seja a origem do hidrogênio, quanto maior seu teor na atmosfera do arco, maior será a sua concentração no metal de solda, segundo Bailey et al. [8] e apresentado na Figura 2.2. Por esse motivo, os eletrodos para uso em manutenções por soldagem de dutos em serviço têm restrições quanto a absorção de hidrogênio e possuem a etapa de ressecagem antes da sua utilização. Atualmente, existe um eletrodo que utiliza como aglomerante material polimérico e, portanto, dispensa a etapa de ressecagem [10].

Figura 2.2 – Gráfico do teor de hidrogênio no metal de solda por hidrogênio na atmosfera do arco em soldagem com ER. Fonte: Adaptado de [8].

O gás hidrogênio presente na atmosfera é dissociado e transformado pela energia do arco em suas diferentes formas (umidade e contaminações) para a sua forma iônica, H^+ , e esta é absorvida pela poça de fusão.

Cada um dos estados físicos e fases do ferro puro (que pode ser extrapolado para aços carbono não ligados ou aços baixa liga) possui uma solubilidade máxima do hidrogênio conforme indicado na Figura 2.3. Portanto, com o avanço do resfriamento, ocorrerá a saturação do hidrogênio absorvido pela poça de fusão alcança seu limite de solubilidade conforme o resfriamento da região avança. Assim, a solidificação e as transformações de fases progridem, tendo cada fase uma solubilidade diferente para o hidrogênio. Conforme o tipo de fase adjacente formada, este tem a possibilidade de difundir para atmosfera, para o metal de solda solidificado e para a ZAC, dependendo da fase em questão. Com a progressão do resfriamento, a difusividade do hidrogênio continua a decair, até que parte fica aprisionada na região da soldagem, conforme mostra o mecanismo proposto por Granjon [9], ilustrado na Figura 2.4. Esse aumento da concentração de hidrogênio pode ocasionar o trincamento por hidrogênio [9, 11].

Figura 2.3 – Relação entre a solubilidade do H no ferro com a temperatura nas fases α (CCC), γ (CFC) e δ (CCC) de acordo com a lei de Sieverts. Fonte: Adaptado de [9].

Com a redução da temperatura da poça de fusão, ocorre a sua solidificação, com uma grande redução da concentração de hidrogênio. Uma parte desse hidrogênio difusível escapa para o meio ambiente na forma de gás hidrogênio e outra parte dissolve no ferro delta. Em seguida ocorre a formação de ferro gama, que irá dissolver parte do hidrogênio, com a transformação de ferro gama para ferro alfa, ocorre uma outra redução de solubilidade do hidrogênio, porém em temperaturas mais baixas. Nesta última transformação, no caso dos aços está perto da transformação da austenita em microconstituintes aciculares ou martensita. Abaixo de 150 °C, o mecanismo de fragilização começa a operar. A Figura 2.4 ilustra o mecanismo proposto por Granjon [9], para um metal de base com maior temperabilidade que o metal de solda.

T_F : temperatura de transformação da austenita em ferrita+ Fe_3C .

T_B : temperatura de transformação da austenita em martensita.

Figura 2.4 – Esquema mostrando o mecanismo de absorção de hidrogênio pela poça de fusão e a consequente distribuição do hidrogênio difusível, para um metal de base com maior temperabilidade que o metal de solda. Fonte: Adaptado de [9, 12].

O hidrogênio presente na atmosfera do arco elétrico tem origem no revestimento e no metal de base, mas sua principal fonte está na água absorvida pelo revestimento e pelos compostos que possuem água de ligação nas suas fórmulas. A Tabela 2.1 mostra o teor médio de umidade encontrada em algumas matérias primas para a produção do revestimento do eletrodo [11].

Tabela 2.1 – Umidade medida em algumas matérias-primas para revestimento de eletrodo. Fonte: Adaptado de [11].

Material	Composto predominante	Umidade (%)
Calcário grosso	CaCO ₃	0,09
Calcário fino		0,09
Greda branca		0,16
Calcita		0,17
Dolomita	CaMg(CO ₃) ₂	0,18
Feldspato	LiAlSi ₃ O ₈ .NaAlSi ₃ O ₈ .CaAl ₂ Si ₂ O ₈	0,44
Feldspato grosso		2,26
Feldspato fino		0,54
Mica	Filossilicatos	3,77
Mica fina		3,34
Sílica	SiO ₂	0,04
Sílica fina		0,12
Rutilo	TiO ₂	0,01
Rutilo fino		0,02
Anatase		0,18
Fluorita	CaF ₂	0,09
Fluorita grossa		0,09
Bentonita	(Na,Ca) _{0,3} .(Al,Mg) ₂ .Si ₄ O ₁₀ (OH) ₂ .nH ₂ O	2,16
Caulim	Al ₂ O ₃ .mSiO ₂ .nH ₂ O	2,64

Claramente o condicionamento correto dos eletrodos é eficiente para a redução da umidade e da água de ligação no revestimento dos eletrodos. Essa prática é recomendada e algumas vezes mandatória em algumas normas [13].

A concentração de hidrogênio no metal de base é dependente dos defeitos cristalinos, os quais denominamos armadilhas quando nos referimos ao seu efeito na difusão do hidrogênio. As armadilhas são barreiras que elevam a energia necessária para iniciar a difusão do hidrogênio além do patamar devido apenas ao gradiente de concentração e do campo de tensão elástica, além da probabilidade de haver uma posição livre próxima. O hidrogênio supersaturado no metal pode ser classificado de duas maneiras de acordo com o tipo de armadilha no qual está ligado, (1) hidrogênio residual e o (2) hidrogênio difusível [11].

- 1) O **hidrogênio residual** encontra-se nas armadilhas do tipo irreversíveis. Estas armadilhas possuem energia de ligação maior ou iguais a 50 kJ/mol e podem ser carbonetos, microcavidades e inclu-

sões. A título de comparação, em um monocristal de ferro, a difusão do hidrogênio tem energia de ativação de 8 kJ/mol e, quando ligada a uma discordância, 25 kJ/mol [14].

- 2) O **hidrogênio difusível**, encontra-se nas armadilhas reversíveis. Estas possuem energia de ligação menores que 30 kJ/mol e podem ser interstícios, discordâncias, contornos de grão entre outros [11].

O hidrogênio não causa a fragilização do aço na temperatura ambiente, pois o hidrogênio permanece ligado à armadilha irreversível, e não difunde para a ponta de uma trinca, por exemplo. Porém, pode gerar o fenômeno de empolamento [8].

Além de classificar as armadilhas como reversíveis ou irreversíveis, elas podem ser classificadas de acordo com sua influência sobre a energia de ativação necessária para ocorrer a fragilização na região de influência da armadilha [15]:

- 1) **Armadilha atrativa**: é definida como uma região no reticulado que exerce uma força atrativa com o átomo de hidrogênio. Essa força pode ser um campo elétrico, campo de tensões elásticas, gradiente de temperatura ou gradiente de potencial químico.
- 2) **Armadilha física**: neste caso, não há uma força atrativa. Nos saltos aleatórios da difusão do hidrogênio, é possível que ele caia neste tipo de armadilha. Exemplos de armadilhas físicas são contornos de grão, interfaces incoerentes entre partícula e matriz, lacunas entre outros.
- 3) **Armadilha mista**: é a mais provável de ocorrer sendo a ação conjunta dos dois mecanismos anteriores.

Além das armadilhas, há defeitos que introduzem um efeito de repelir o átomo de hidrogênio daquela região. São os chamados '*repellers*', que possuem uma ação oposta às armadilhas atrativas, e obstáculos, e que possuem uma ação oposta às armadilhas físicas [16].

2.2 Soldagem com eletrodo revestido

Apesar do desenvolvimento deste processo iniciar-se no começo do século XX, o eletrodo revestido ainda encontra ampla utilização, particularmente em manutenções por soldagem. O processo é ilustrado pela Figura 2.5. Seu funcionamento básico consiste na abertura de um arco elétrico, entre a ponta do eletrodo revestido e a peça, com energia suficiente para a fusão do eletrodo e do metal de base [4]. A *American Welding Society* (AWS), aponta as seguintes vantagens para a soldagem com eletrodo revestido [17]:

- 1) Quando comparado a outros processos, o equipamento é relativamente simples, de baixo custo e portátil;
- 2) O revestimento provê proteção para a alma metálica, antes da soldagem, e para o metal depositado, durante a soldagem através da formação de escória;
- 3) Não necessita de gás de proteção ou fluxo;
- 4) Menos sensível aos ventos do que os processos TIG e MIG/MAG;
- 5) Pode ser usado para a maioria das ligas (não é usado para ligas com baixo ponto de fusão como ligas de chumbo, estanho e zinco; e ligas com elementos químicos muito reativos ao oxigênio e nitrogênio como titânio, zircônio, tântalo e nióbio); e
- 6) É possível utilizá-lo em locais de difícil acesso.

A desvantagem do processo de soldagem com eletrodo revestido é a baixa produtividade e a dificuldade de automatização. Nesse processo, o consumível possui um tamanho limitado (230 a 460 mm) e há a formação de escória, que deve ser removida antes do passe posterior. Enquanto há processos em que não há a formação de escória e cujo consumível é fornecido na forma de um carretel ou vareta, como nos processos TIG, MIG/MAG e arame tubular, o que favorece a automatização e maiores produtividades [4].

Figura 2.5 – Esquema do processo de soldagem com eletrodo revestido. Fonte: [3].

A Figura 2.6 ilustra o eletrodo revestido, que é constituído por uma alma metálica, usualmente um arame, e um revestimento, que consiste de uma mistura de compostos minerais ou orgânicos, aglomerantes e outros compostos. O revestimento pode ser extrudado sob pressão sobre a alma, depositado por imersão em banho ou enrolado sobre a alma; porém, o método mais comum de produção é a extrusão [3].

Figura 2.6 – Esquema em detalhe da soldagem com eletrodo revestido próximo da ponta do eletrodo. Fonte: Adaptado de [17].

Segundo a AWS, o revestimento tem as seguintes funções [4]:

- 1) Fornecer proteção gasosa para o arco para evitar contaminação atmosférica excessiva do metal líquido;
- 2) Prover agentes desoxidantes e fluxantes para refinar a composição e prevenir o crescimento de grão excessivo do metal de solda;
- 3) Estabilizar o arco elétrico;
- 4) Formar uma camada de escória para proteger o metal de solda durante sua solidificação contra a contaminação atmosférica e garantir as propriedades mecânicas, formato do cordão e limpeza da superfície do cordão; e
- 5) Adicionar elementos de liga ao metal depositado para garantir as propriedades do cordão.

Os revestimentos são classificados em quatro grupos: celulósicos, rútilicos, ácidos e básicos. Usualmente, no Brasil, os eletrodos do tipo básico são aplicados para a soldagem em serviço de tubulações de aço carbono ferríticos, conforme determina a norma Petrobras N-2163 [5]. Os revestimentos dos eletrodos AWS E7018 e AWS E7018-1 são básicos e possuem em sua composição carbonato de cálcio ou calcita, fluorita, silicato de potássio e pó de ferro [13].

2.2.1 Classificação de eletrodos revestidos

No Brasil, o conjunto de normas mais utilizado para a classificação de eletrodos revestidos é a AWS [18]. E este trabalho apoiar-se-á na norma AWS A5.1 de eletrodos revestidos para soldagem a arco de aços carbono. A designação, comum a todos os eletrodos desta norma, procede da seguinte forma: os dois primeiros dígitos correspondem ao limite de resistência, em ksi, e os dois últimos dígitos correspondem à posição de soldagem, tipo de revestimento e polaridade. Eletrodos classificados como AWS E7018-1, portanto, possuem um mínimo de 70 ksi (462,6 MPa) de limite de resistência, seu revestimento é básico com pó de ferro, podem ser usados em qualquer posição de soldagem e, por fim, podem utilizar corrente alternada ou corrente contínua [13, 19].

2.2.2 A formação de ferrita acicular no metal de solda

A Figura 2.7 ilustra uma junta soldada com as diversas regiões que se formam devido ao ciclo térmico ao qual a junta foi exposta. Na figura, a região 1 da ZAC é a região de grão grosseiro. A região 2 é a região de refino de grão. A região 3 é a região intercrítica e a região 4 a região subcrítica. Neste trabalho, o metal de solda é a região de interesse, ou seja, dentro da zona fundida.

Figura 2.7 – Relações aproximadas entre os picos de temperatura, as regiões da ZAC, a distância da zona de ligação e o diagrama de equilíbrio Fe-C. Fonte: Adaptado de [17].

Metais de solda de aços ferríticos como depositados, ou seja, sem tratamento térmico posterior a soldagem, possuem as seguintes microestruturas, segundo a nomenclatura do *International Institute of Welding* (IIW) [3, 20]:

- 1) Ferrita primária (PF);
- 2) Ferrita acicular (AF);
- 3) Ferrita com fase secundária alinhada ou não alinhada (FS);
- 4) Agregado ferrita/carboneto (FC); e
- 5) Martensita (M).

Farrar e Harrison e Abson [21, 22], sugerem que o limite de resistência e a tenacidade ao entalhe Charpy-V aumentam com a fração volumétrica da ferrita acicular. Farrar e Harrison [21] apontam que essas propriedades encontram seus maiores valores para frações volumétricas de ferrita acicular a partir de 65%.

A nucleação da ferrita acicular inicia-se em temperaturas abaixo da formação da ferrita de Widmānstaten; porém, caso haja a ausência de inclusões é possível que não haja a formação de ferrita acicular, mas sim a formação de bainita [23]. A Figura 2.8 ilustra uma curva de resfriamento contínuo do metal de solda de aço ferríticos destacando-se a formação de algumas microestruturas presentes.

Figura 2.8 – Diagrama de resfriamento contínuo hipotético para um aço ferrítico e algumas das estruturas possíveis de serem formadas. Fonte: Adaptado de [23].

Segundo Grong, Klugen e Matlock [20, 24, 25], o teor de ferrita acicular, depende de quatro fatores: (1) composição do metal de solda, (2) tamanho de grão da austenita anterior, (3) velocidade de resfriamento e (4) efeito de inclusões e outros sítios para nucleação [3].

As inclusões fornecem substrato para a nucleação heterogênea da ferrita acicular [23, 26]. Conforme mostra a Figura 2.9, há uma redução gradativa dessa barreira em relação ao aumento do tamanho médio da inclusão, dentro de um intervalo menor que 10 μm . Além desse, diversos trabalhos [20, 23, 24] propõem outros três mecanismos para a nucleação de ferrita acicular nas inclusões ou próximas delas: relações cristalográficas satisfatórias, variação da composição química e criação de campos de tensões de tração devido às diferenças de coeficiente de expansão térmica entre a matriz e a inclusão. Lee et al. [26] mostraram em seu trabalho que quanto maior o tamanho das inclusões maior o potencial para nucleação de ferrita acicular, como mostrado na Figura 2.10, e sugerem que este seja o efeito de maior

importância na nucleação de ferrita acicular. Para consumíveis de aços baixo carbono, as inclusões presentes majoritariamente são óxidos.

Figura 2.9 – Efeito da nucleação heterogênea e do tamanho da inclusão na formação da ferrita acicular. Fonte: Adaptado de [23].

Figura 2.10 – Efeito do tamanho da inclusão na probabilidade de nucleação de ferrita acicular. Fonte: [26].

2.2.3 Absorção de oxigênio e a formação de óxidos

Segundo Christensen (apud Grong) [27], a faixa de teor de oxigênio esperado no metal de solda resultante de um eletrodo com revestimento básico é de 250 a 440 ppm, como se pode observar na Tabela 2.2.

Tabela 2.2 – Teores de oxigênio no metal de solda em relação ao processo de soldagem utilizado. Fonte: Christensen (1985, apud Grong, 1997) [27].

Processo de soldagem	Material	Teor de oxigênio (ppm)
ER (revestimento básico)	Aço baixa liga	250 a 440
ER (revestimento rútilico)	Aço baixa liga	500 a 1300
ER (revestimento ácido)	Aço baixa liga	700 a 1400
TIG (Argônio ou Hélio puro)	Aço baixa liga	50 a 100
MAG (mistura Argônio-O ₂)	Aço baixa liga	200 a 1300*
MAG (CO ₂)	Aço baixa liga	500 a 800
AT	Aço baixa liga	130 a 200
AS (fluxo de silicato de cálcio)	Aço baixa liga	450 a 2600
AS (fluxo de silicato de manganês)	Aço baixa liga	400 a 750
AS (fluxo básico)	Aço baixa liga	180 a 350

**depende do potencial de oxigênio no gás de proteção.*

Analisando-se a Tabela 2.2 nota-se que, entre os processos de soldagem com eletrodo revestido, o revestimento básico apresentou o menor valor de oxigênio dissolvido. Esse fato corrobora com a tendência observada por Eagar [28], conforme mostra a Figura 2.11. Nela pode-se observar que menores teores de oxigênio foram obtidos no metal de solda quando o fluxo utilizado era básico (maiores índices de basicidade), em relação aos fluxos ácidos (menores índices de basicidade). Eagar [28] sugere que o índice de basicidade pode ser usado como uma medida indireta para estimar o teor de oxigênio no metal de solda; porém, no mesmo trabalho, Eagar sugere que, para revestimentos básicos, a correlação entre atividade do SiO₂ e do FeO na escória apresenta melhor correlação com o teor de oxigênio resultante no metal de solda.

Figura 2.11 – Variação do teor de oxigênio no metal depositado em relação ao índice de basicidade do fluxo utilizado em soldagem com arco submerso. Fonte: Adaptado de [20, 28].

Existem diversas equações para o cálculo de basicidade. Uma das primeiras relações para basicidade usada industrialmente é a razão Vee ou basicidade binária, conforme mostra a equação (2.1), que possui correlação com a remoção de enxofre e fósforo na produção de aço [29, 30]. Em 1969, Tuliani et al. (apud Data e Parekh, apud Eagar) [28, 29], propôs a equação (2.2), que é a indicada pelo IIW para o cálculo de basicidades de fluxos. Eagar [28] propôs em seu trabalho, que o composto CaF_2 é neutro devido à reação com a umidade e propôs a equação (2.3).

$$IB_{Binária} = \frac{CaO}{SiO_2} \quad (2.1)$$

$$IB_{IIW} = \frac{CaF_2 + CaO + MgO + BaO + SrO + Na_2O + K_2O + Li_2O + 0,5 \times (MnO + FeO)}{SiO_2 + 0,5 \times (Al_2O_3 + TiO_2 + ZrO_2)} \quad (2.2) \quad [28]$$

$$IB_{Eagar} = \frac{CaO + MgO + BaO + SrO + Na_2O + K_2O + Li_2O + 0,5 \times (MnO + FeO)}{SiO_2 + 0,5 \times (Al_2O_3 + TiO_2 + ZrO_2)} \quad (2.3) \quad [28]$$

Sendo que todos os valores dos compostos simbolizados nas equações (2.1), (2.2) e (2.3) estão em frações mássicas.

A Figura 2.12 mostra esquematicamente a localização das partes fria e quente da poça de fusão para o processo de soldagem MIG/MAG [27]. Para a soldagem com eletrodo revestido, o esquema é similar com exceção do gás de proteção e, consequentemente, do bocal e da alimentação do arame, conforme pode ser visto na Figura 2.13. Conforme é mostrado em conjunto com a Figura 2.14 e Figura 2.15 [27]:

- 1) Na parte quente da poça de fusão: as reações aproximam-se de um estado de pseudo-equilíbrio local, ou seja, onde ocorre principalmente a absorção de gases da atmosfera do arco e iniciam-se as reações de desoxidação; e
- 2) Na parte fria da poça de fusão, onde, devido a solidificação, há o ajuste da composição local através da rejeição de elementos de liga para o líquido restante e, logo, a precipitação e coalescimento de inclusões.

Figura 2.12 – Diagrama esquemático de uma soldagem MIG/MAG indicando as regiões chamadas de partes fria e parte quente da poça de fusão. Fonte: Adaptado de: [27].

Figura 2.13 - Diagrama esquemático da vista transversal ao cordão de solda de processo de soldagem com eletrodo revestido indicando as partes fria e quente da poça de fusão, juntamente com o teor de oxigênio final retido no metal de solda. Fonte: Adaptado de: [27].

Na soldagem com eletrodo revestido, a principal fonte de oxigênio são os óxidos como o FeO, SiO₂, e MnO presentes no revestimento. Na Figura 2.14, a área hachurada representa a região em relação ao cordão de solda em que ocorre a absorção de oxigênio e, conseqüentemente, nesta região ocorrerão as reações de desoxidação, seguida da precipitação de inclusões e o crescimento destas [20, 27]. A Figura 2.15 detalha a região que absorveu o oxigênio, porém em relação ao tempo. Nesse modelo proposto por Kluken e Grong [25], a poça de fusão é dividida em duas partes, denominadas parte “quente” e parte “fria” da poça de fusão. Na parte quente, em primeiro lugar, ocorrem as reações de oxidação na interface metal-escória; em seguida, como resultado da supersaturação durante o resfriamento da poça, ocorre a desoxidação e, conseqüentemente, a formação das inclusões.

Na parte fria, a desoxidação e a formação de inclusões continua até cerca de 1550 °C pelo mecanismo de desoxidação controlada por difusão. E a partir de dessa temperatura o mecanismo que passa a atuar é o coalescimento [25, 31].

Osio, Liu e Olson [31] observaram que maiores tempo de solidificação levam a maiores tamanhos médios e dispersão dessa distribuição.

Figura 2.14 – Reações químicas e físico-químicas ocorrendo de acordo com a distância do centro do cordão. Fonte: Adaptado de [20].

Figura 2.15 – Reações químicas e físico-químicas ocorrendo de acordo com o resfriamento da poça ao longo do tempo. Fonte: Adaptado de [25].

2.3 Planejamento de experimentos

As técnicas de planejamento de experimentos ou planejamento experimental nasceram por volta de 1920 na formalização dos trabalhos de Sir Ronald A. Fisher na obra *“Statistical Methods for Research Workers”*. Posteriormente, seu (na época, futuro) genro, George E. P. Box criaria a metodologia de superfície de resposta juntamente com K. B. Wilson [32, 33].

As diversas técnicas de planejamento experimental permitem encontrar relações entre os fatores (Xs) e uma determinada resposta (Y) ou conjunto de respostas, obtendo um modelo matemático empírico do fenômeno que está sendo observado mesmo sem um aprofundamento inicial nas relações causa-efeito de seus supostos fatores. Além disso, alguns métodos permitem avaliar o impacto de cada fator na resposta, podendo reduzir o número de experimentos a serem realizados em comparação com a abordagem clássica. Enquanto que na abordagem clássica varia-se apenas um fator de cada vez, usando técnicas de planejamento experimental como o método Taguchi, experimentos fatoriais e superfície de resposta, pode-se variar mais de um fator ao mesmo tempo [34]. Ou seja, o uso dessas técnicas possui as seguintes vantagens em relação à abordagem clássica:

- Redução do custo do estudo, pois reduz o número de ensaios em comparação com a abordagem clássica;
- Alguns métodos possibilitam a análise da interação entre fatores; e
- Por fim, a obtenção dos fatores que otimizam a resposta desejada.

Benyounis e Olabi [35] realizaram uma pesquisa bibliográfica sobre os principais métodos de otimização usados no campo da soldagem; são eles: redes neurais artificiais, algoritmos genéticos, superfície de resposta, Taguchi e experimentos fatoriais. A Tabela 2.3 mostra a comparação feita nesse trabalho. Outro resultado relevante no trabalho de Benyounis e Olabi, foi que o uso combinado de duas técnicas pode apresentar bons modelos empíricos. No texto, os autores usaram o termo modelo preditivo, mas ao longo deste texto, usar-se-á o termo modelo empírico conforme definição adotada por Barros Neto et al [34].

Tabela 2.3 – Comparativo entre as principais técnicas de otimização usadas na soldagem. Fonte: Adaptado de [35].

Comparação	Técnica				
	Redes neurais artificiais	Algoritmos genéticos	Superfície de resposta	Taguchi	Experimentos fatoriais
Domínio experimental	Indiferente	Indiferente	Regular	Indiferente	Regular
Desenvolvimento de modelo	Sim ^a	Não	Sim	Não	Sim ^b
Possibilidade de otimização	Pelo modelo	Direta	Pelo modelo	Direta	Pelo modelo
Acurácia da otimização	Alta	Alta	Muito alta	Normal	Muito alta
Aplicação	Frequente	Rara	Frequente	Rara	Frequente

a: não possibilita a verificação de interação entre os fatores.

b: prevê apenas interações lineares entre os fatores.

O presente trabalho está dividido em duas etapas:

- 1) Na primeira etapa, o método Taguchi será utilizado com o intuito de verificar a seguinte hipótese: “o fabricante do eletrodo revestido, a corrente de soldagem e as taxas de resfriamento impactam no teor de oxigênio do metal de solda?”
- 2) Na segunda etapa, a técnica de experimentos fatoriais será usada com o objetivo de obter um modelo empírico e mapas operacionais; sendo escolhidas como respostas o teor de oxigênio no metal de solda (Y1) e a microdureza (Y2).

2.3.1 Método Taguchi ou projeto robusto de parâmetros

O método Taguchi tem origem no Japão pós-segunda guerra mundial, criado pelo engenheiro Genichi Taguchi com o intuito de criar processos com menor variabilidade (robustez) em um ambiente com condições desfavoráveis para uma produção industrial de qualidade, por exemplo matéria-prima com alta variabilidade de propriedades, ativos obsoletos e falta de mão-de-obra qualificada [34]. Na realidade, o que chamamos de método Taguchi foi batizado originalmente de controle de qualidade *off-line* por seus criadores, Taguchi e Wu, e faz parte de um grupo de técnicas classificadas como projeto robusto de parâmetro [36].

Taguchi considera três estágios no desenvolvimento de produtos ou processos: (1º) projeto do sistema, (2º) projeto do parâmetro e (3º) projeto da tolerância. No primeiro estágio, são definidas características básicas do sistema, ou seja, componentes do sistema, o que será medido e como será medido. No segundo estágio, são definidos os valores dos parâmetros do sistema. No último estágio, são definidas as tolerâncias para os valores dos parâmetros obtidos no estágio anterior. [33] Este trabalho, situa-se no 2º estágio da metodologia, o projeto do parâmetro.

A principal característica da filosofia introduzida pelo método Taguchi é o conceito de redução da variabilidade da resposta, que é entendida como uma função de perda de qualidade (*quality loss function*) representada na equação (2.4). [33]

$$L(y) = k(y - T)^2 \quad (2.4)$$

Sendo:

L : perda de qualidade;

k : constante de proporcionalidade dependente do objetivo do delineamento (minimizar, maximizar ou atingir um determinado valor da resposta, como será detalhado a seguir);

y : valor medido da característica; e

T : valor alvo da característica.

2.3.1.1 Razões sinal-ruído

A partir da função de perda de qualidade, equação (2.4), são derivadas as três razões sinal-ruído mais comuns: Melhor nominal (SN_T), quanto maior melhor (SN_L) e quanto menor melhor (SN_S) [33, 37].

1) Melhor nominal (SN_T)

Esta razão sinal-ruído é usada quando queremos reduzir a variação ao redor de um valor alvo e é representada na equação.

$$SN_T = 10 \log \frac{\bar{y}^2}{n} \quad (2.5)$$

Sendo:

$\bar{y}$: média dos valores da resposta obtidos; e

n : número de valores obtidos.

2) Quanto maior melhor (SN_L)

Esta razão sinal-ruído é usada quando queremos maximizar o valor da resposta e é representada na equação.

$$SN_L = -10 \log \sum_{i=1}^n \frac{1/y_i^2}{n} \quad (2.6)$$

Sendo:

y_i : i-ésimo valor da característica.

3) Quanto menor melhor (SN_S)

Esta razão sinal-ruído é usada quando queremos minimizar o valor da resposta e é representada na equação.

$$SN_S = -10 \log \sum_{i=1}^n \frac{y_i^2}{n} \quad (2.7)$$

Por fim, a escolha da combinação ótima de fatores, para as condições testadas, é realizada simplesmente escolhendo-se o maior valor de razão sinal-ruído e, em seguida, escolhendo-se o valor médio da resposta que satisfaça o objetivo do delineamento (maximizar, minimizar ou atingir um alvo) [33].

Segundo Montgomery [33], Taguchi defende que o uso das razões sinal-ruído remove a necessidade de estudar as interações entre fatores; porém, ainda em Montgomery, é mostrado um exemplo que o uso de técnicas que analisam as interações entre fatores pode levar a um resultado diferente do apontado pelo método Taguchi. Outra ressalva é que métodos que possibilitem a verificação de interações entre fatores levam a uma maior compreensão do fenômeno.

2.3.1.2 Considerações ao método Taguchi

É importante salientar duas críticas que, segundo Box, Bisgaard e Fung [38] e Montgomery [33], tornam a metodologia advogada por Taguchi ineficiente em alguns casos:

- 1) Não há ferramentas para analisar as interações entre fatores. O que reduz o entendimento do fenômeno observado e pode levar a resultados não otimizados; e
- 2) Os arranjos experimentais propostos por Taguchi podem levar a um número de corridas extremamente elevado em comparação com outras metodologias.

A metodologia de Taguchi tem seus méritos e há resultados satisfatórios da aplicação deste método, porém, existem métodos mais eficazes e simples [33, 38], como os experimentos fatoriais e a superfície de resposta.

2.3.2 Experimentos fatoriais

A técnica de experimentos fatoriais permite o desenvolvimento de um modelo matemático empírico de natureza polinomial de primeiro grau. A Tabela 2.4 ilustra o modelo genérico de 1ª ordem para uma determinada resposta ($\hat{Y}$) com dois fatores (x_1 e x_2) com as possíveis interações entre seus fatores [34].

Tabela 2.4 – Modelo generalizado de 1ª ordem.

<p>Polinômio de 1ª ordem generalizado:</p> <p>Pode ser obtido por meio de experimentos fatoriais e por RSM.</p> $\hat{Y}(x_1, x_2) = b_0 + b_1 \cdot x_1 + b_2 \cdot x_2 + b_{12} \cdot x_1 \cdot x_2$
<p>Sendo:</p> <p>$\hat{Y}$: Resposta (característica a ser estudada / observada);</p> <p>x_i: Fator (variável de influência); e</p> <p>b_i: Estimador de parâmetro populacional.</p>

A partir dos modelos generalizados, o método determina a quantidade de experimentos e quais valores de fatores linearmente independentes que devem ser testados, baseados numa faixa de valores indicadas pelo pesquisador. O produto desta etapa é denominado planejamento, que será o roteiro de experimentos a serem seguidos. A partir dos resultados dos experimentos executados, é resolvido um sistema de equações que possui como incógnitas os estimadores de parâmetro populacionais (b_i). Por fim, de posse do modelo, podemos maximizar, minimizar ou tentar atingir um valor a partir do polinômio resultante.

2.3.2.1 Otimização de resposta e obtenção de mapas operacionais

Como a técnica permite obter modelos matemáticos, é possível maximizar, minimizar ou atingir um valor a mesmo que a este não seja o resultado de um dos experimentos, ou seja, que ele esteja dentro do intervalo testado. Cada resposta desejada conduz ao desenvolvimento de um modelo diferente. No entanto, é possível a sobreposição dos planos geométricos resultantes de cada característica para a obtenção de uma região que otimize todas as características ao mesmo tempo. Neste trabalho, essa região denominar-se-á gráfico de contornos sobrepostos (em muitos trabalhos é chamado também como “mapa operacional”).

Rodrigues (2005) [39], usou a metodologia de superfície de resposta, que é uma evolução dos experimentos fatoriais, para obter mapas operacionais em um

processo de soldagem com arame tubular para cinco respostas (penetração, taxa de deposição, índice de convexidade, diluição e rendimento) em relação a três fatores (tensão de soldagem, velocidade de soldagem e distância bico-peça). Antes de obter as superfícies de resposta, Rodrigues (2005) usou experimentos fatoriais com arranjos fracionários que reduziram número de fatores do modelo final de cinco para três. Por meio dos dados de Rodrigues, obteve-se o mapa operacional da Figura 2.16. Nele, a região branca indica a área em que se deve operar, obviamente, usando o mesmo processo que o do trabalho original.

Figura 2.16 – Mapa operacional obtido através dos dados de Rodrigues (2005). Fonte: Adaptado de [39].

2.4 Considerações sobre os métodos de planejamento de experimentos

A revisão bibliográfica possibilitou observar que ambos possuem seus nichos de aplicação: o método Taguchi, para cenários industriais em que o interesse é encontrar a melhor combinação de fatores; e as técnicas de experimentos fatoriais e de superfície de respostas, para processos nos quais deseja-se encontrar um modelo matemático preliminar para o fenômeno que está sendo observado.

O cenário foi a escolha dos conjuntos de parâmetros para a soldagem em serviço de aços carbono utilizando o eletrodo AWS E7018-1. Com os mapas operacionais, poder-se-á verificar as relações entre teor de oxigênio, fração volumétrica de inclusões, carbono equivalente e a microdureza citadas na revisão deste trabalho. E obter as condições de soldagem para o eletrodo que otimizem essas características.

3 Objetivos

O principal objetivo deste trabalho é relacionar os parâmetros de soldagem e condições simuladas de soldagem em serviço (resfriamento forçado) com o teor de oxigênio e a microdureza do metal depositado usando metodologias de planejamento experimental como o método Taguchi e experimentos fatoriais. O método Taguchi será usado para uma análise preliminar dos efeitos dos fatores sobre o teor de oxigênio (resposta). O método de experimentos fatoriais será usado para obtenção de mapas operacionais que otimizem a soldagem.

4 Materiais e Métodos

Conforme descrito nos objetivos deste texto, este trabalho visa relacionar os parâmetros de soldagem e as condições simuladas de soldagem em serviço (resfriamento forçado) com o teor de oxigênio e a microdureza do metal de solda. Para isso, o trabalho foi dividido em três etapas conforme segue e ilustrado pela Figura 4.1:

- 1) Verificar se diferentes fornecedores do eletrodo, correntes de soldagem e condições de resfriamento impactam no teor de oxigênio do metal de solda usando o método Taguchi;
- 2) Usando a técnica de experimentos fatoriais obter mapas operacionais, que otimizem a soldagem com eletrodo revestido dentro dos valores de parâmetros testados; e
- 3) Validação dos mapas operacionais obtidos.

Figura 4.1 – Esquema das etapas experimentais deste trabalho.

O planejamento experimental e as análises dos dados foram realizadas usando-se o *software* MINITAB® 18. As etapas dos experimentos deste trabalho estão descritas nas seções subsequentes.

Todas as soldagens foram executadas manualmente usando o equipamento de soldagem multiprocesso Lincoln Power Wave S500 na configuração de processo

“soft stick 7018”². Os dados de corrente e tensão de soldagem foram registrados através de um sistema de aquisição de dados.

4.1 Eletrodos a serem utilizados

Foram utilizados 3 eletrodos diferentes neste trabalho conforme Tabela 4.1, sendo que na primeira etapa, foram usados o Y70 e o W70 e, na segunda etapa, foram usados o W70 e o Z70. Essa escolha deve-se a disponibilidade de material.

Tabela 4.1 – Designação dos eletrodos usados no trabalho.

Designação usada no trabalho	Fabricante	Classe	Norma	Etapa do trabalho
Y70	Y	E7018-1	AWS 5.1	1
W70	W			1 e 2
Z70	Z			2

Os eletrodos classificados como AWS E7018 e o AWS E7018-1, conforme AWS A5.1 e [40], têm como diferença entre si o teor de Mn, que está no limite superior da norma no eletrodo AWS E7018-1. Esse teor mais elevado de Mn promove um aumento na energia absorvida no ensaio de tenacidade ao entalhe Charpy-V de 27 J a -30 °C, no AWS E7018, para 27 J a -45 °C, no AWS E7018-1. As propriedades mecânicas referentes aos eletrodos mencionados estão sumarizadas na Tabela 4.2. A especificação de composição química segundo a AWS 5.1 é mostrada na Tabela 4.3. Na seção 4.2.1, encontra-se a instrução da norma para a construção das amostras.

² Soft Stick 7018: operação indicada pelo fornecedor para reduzir respingos.

Tabela 4.2 – Valores das propriedades mecânicas especificadas para o metal de solda obtido com eletrodo AWS E7018-1. Fonte: Adaptado de [40].

Ensaio	Critério
Ensaio de tração	Limite de escoamento ≥ 400 MPa.
	Limite de escoamento ≥ 490 MPa.
	Alongamento em ≥ 22 % em 4 vezes o diâmetro da amostra.
Ensaio de tenacidade ao entalhe Charpy-V	Energia absorvida E7018 ≥ 27 J a -30 °C.
	Energia absorvida E7018-1 ≥ 27 J a -45 °C.

Tabela 4.3 – Limites superiores de composição química do eletrodo AWS E7018 e AWS E7018-1 segundo AWS 5.1. Fonte: Adaptado de [40].

	C	Mn	Si	P	S	Ni	Cr	Mo	V	Mn + Ni + Cr + Mo + V
E7018	0,15	1,60	0,75	0,04	0,04	0,30	0,20	0,30	0,08	1,75
E7018-1										

Outros ensaios que são requisitados na norma AWS A5.1 para o AWS E7018 e AWS E7018-1 são: radiografia da junta, teste da junta em ângulo e o teor de hidrogênio difusível. Estes testes não serão executados neste trabalho, pois não fazem parte do escopo.

4.2 Primeira etapa: Resultados preliminares com o método Taguchi

Nesta primeira etapa, o objetivo é verificar a seguinte hipótese: “o fabricante do eletrodo revestido, a energia de soldagem (representada aqui pela corrente de soldagem³) e as taxas de resfriamento impactam no teor de oxigênio do metal de solda?” Ou seja, nesta etapa, há somente uma resposta: o teor de oxigênio no metal de solda. Tendo em vista que a comparação inicial é qualitativa, a metodologia Taguchi mostrou-se como uma opção adequada pois ela entrega de maneira rápida a melhor combinação de fatores dentro das alternativas testadas para uma determinada resposta, além disso, aponta qualitativamente o impacto de cada fator em relação aos outros na resposta desejada.

³ A tensão do arco e a velocidade de soldagem foram mantidas constantes.

4.2.1 Definição dos parâmetros

Com base na hipótese inicial, foram escolhidos três fatores (fornecedor do eletrodo, corrente de soldagem e condição de resfriamento) com dois níveis cada e, com o intuito de reduzir o custo dos ensaios, foi usado um planejamento experimental fracionário de quatro experimentos, denotado como arranjo L4. A Tabela 4.4 mostra os fatores e seus respectivos níveis; e a Tabela 4.5 mostra o planejamento experimental resultante da combinação dos dois níveis de cada fator.

Tabela 4.4 – Fatores e níveis do planejamento experimental.

	Níveis	
	-1	+1
Fornecedor	Y	W
Condição de resfriamento	Resfriado	Ar
Corrente de soldagem	82 A	98 A

Tabela 4.5 – Tabela com o planejamento experimental Taguchi com arranjo L4.

#	Nome da amostra	Fornecedor	Corrente de soldagem	Condição de resfriamento
1	WLC	W	82	Resfriado
2	WHA	W	98	Ar
3	YHC	Y	98	Resfriado
4	YLA	Y	82	Ar

A fabricação das amostras para a análise de oxigênio seguiu a instrução para análise química da norma AWS A5.1. Usou-se como metal de base chapas de aço carbono ASTM A516 Gr.70 com as dimensões 12,7 x 150 x 195 mm.

Em cada uma das 4 combinações de fatores, foram depositados 14 cordões de solda de cerca de 100 mm de comprimento. Para cada cordão, foi usado apenas um eletrodo e seu restante segregado. Os cordões foram depositados em cinco camadas, sendo quatro cordões na primeira camada; quatro, na segunda; três, na terceira; dois, na quarta; e um, na quinta camada. A escória de cada passe foi removi-

da e a superfície de cada cordão foi limpo com escova própria para aço carbono. A Figura 4.2 (a) ilustra esse depósito e destaca a altura obtida de 12 mm, lembrando que a AWS A5.1 exige que a análise química seja realizada a uma altura mínima de 6,4 mm, conforme Figura 4.2 (b). Nessa norma, não há valores mínimos de comprimento ou largura, elas devem ser suficientes para atender o método de análise química escolhido.

Figura 4.2 – Amostra para análise química: em (a) deposição de uma das amostras e em (b) esquema mostrando como deve ser feita a amostra para análise química segundo a AWS A5.1. Fonte: Adaptado de [13].

Antes de iniciar o depósito de cada uma das quatro amostras, foram tomadas as temperaturas ambiente e umidade do ar usando um termo-higrômetro. E, antes de executar cada cordão, a temperatura da região em que o novo cordão seria depositado foi medida em três pontos ao longo dessa região com um termômetro de contato.

4.2.2 Fatores do planejamento experimental

1) Eletrodos

Os dois eletrodos selecionados são amplamente encontrados no mercado e, por isso, foram escolhidos para esta etapa do trabalho. No texto, os eletrodos serão denominados W70 e Y70.

A composição química dos eletrodos utilizados encontra-se nas Tabela 4.3. A norma aponta que o eletrodo AWS E7018-1-1 é indicado para operações que ne-

cessitem de temperatura de transição dúctil-frágil mais baixa (ensaio de impacto Charpy-V: 27J a -46 °C para o AWS E7018-1-1 e 27J a -29 °C para o AWS E7018-1), o que leva o AWS E7018-1-1 ter seu teor de Mn na extremidade superior da faixa do AWS E7018-1, não há indicação quanto aos outros elementos de liga presentes no metal depositado.

2) Corrente de soldagem

Inicialmente, ao invés do uso da corrente de soldagem, seria usado como fator a energia de soldagem. Porém, como será discutido a seguir, a energia de soldagem depende de outros fatores, que tornariam seu controle, no mínimo trabalhoso, e além do escopo deste trabalho.

A energia de soldagem é calculada conforme a equação (4.1). Sendo que a corrente nominal é configurada no equipamento, a tensão de soldagem é uma resposta do equipamento ao valor da corrente de soldagem e do comprimento do arco elétrico. Quanto à eficiência de transferência de calor do processo de soldagem, este é um fator que não se encontrou ainda uma forma confiável de ser obtida, por isso assumiu-se a eficiência igual a 1 (um). É importante salientar que existem trabalhos que irão preencher a lacuna de métodos mais confiáveis para obtenção da eficiência de transferência energia na forma de calor do processo de soldagem, como a tese de Cruz Neto (em andamento).

$$E_s = \eta \times \frac{V \times I}{v_s} \quad (4.1)$$

Sendo:

E_s : energia de soldagem;

η : eficiência de transferência de energia na forma de calor do processo de soldagem;

V : tensão do arco elétrico;

I : corrente de soldagem; e

v_s : velocidade de soldagem.

As correntes de soldagem foram escolhidas de forma que estivessem dentro da amplitude indicada por cada fornecedor; a Tabela 4.6 mostra a faixa de operação para cada um. Com a faixa de operação comum, atribuiu-se duas correntes de soldagem: 82 A e 98 A.

Tabela 4.6 – Faixas de correntes indicadas pelos fornecedores. Na última linha, tem-se destacada a faixa de operação aos dois eletrodos usados nessa etapa.

	Corrente de soldagem (A)	
	Mínima	Máxima
Y70	65	105
W70	70	110
Faixa de operação comum aos dois	70	105

Após a escolha das correntes, foi escolhida a velocidade de soldagem, v_s . Como se trata de um processo manual, tentou-se reduzir a variabilidade usando aproximadamente a mesma velocidade de soldagem para todas os cordões nesta etapa. Para isso, foi usado um deslocamento fixo de cerca de 10 cm e a uma velocidade média de soldagem de 107 ± 13 (1 desvio padrão) mm/min.

3) Condição de resfriamento

Duas condições de resfriamento foram escolhidas, e estão descritas na Tabela 4.7. É importante enfatizar que, em todas as condições, foram tomados os valores das condições ambientes: temperatura ambiente, umidade ambiente e temperatura inicial da chapa antes da soldagem.

Tabela 4.7 – Descrição dos níveis do fator condição de resfriamento.

Nível	Condição	Detalhes
-1	Resfriamento	Resfriamento realizado por jato de água na face oposta à soldagem.
+1	Ar	Resfriamento realizado ao ar (sem convecção forçada).

Na condição “Ar”, nível +1 do delineamento, nenhum cordão foi iniciado enquanto a temperatura da região não chegasse a valores inferiores a 60 °C. Essa instrução foi tomada apenas a título de procedimento. A norma AWS 5.1 não estabelece temperatura de interpasse para a fabricação de amostras para análise química.

Na condição “resfriamento”, nível -1 do delineamento, foi usado um aparato construído para simular as condições de soldagem em serviço, ele está representado na Figura 4.3. Conforme pode ser visto na Figura 4.3 (b), o metal de base é resfriado através da face inferior, enquanto a soldagem é conduzida na face superior.

Figura 4.3 – Aparato construído para simular as condições de soldagem em serviço.

4.2.3 Obtenção da resposta da primeira etapa: Medição do teor de oxigênio

O teor de oxigênio é a resposta de interesse nessa primeira etapa do trabalho. Esse valor foi medido através da técnica de fusão de gás inerte no equipamento LECO® ON736 *Oxygen/Nitrogen Elemental Analyzer*. Para essa análise é necessário cerca de 1 g de material.

Para evitar a influência da composição do metal de base e a influência da oxidação superficial do cordão, as amostras foram retiradas acima de 6,4 mm em relação ao metal de base e a sua camada superficial removida com auxílio de uma máquina de corte. Os cortes foram executados imediatamente antes da quantificação de oxigênio.

4.3 Segunda etapa: Obtenção de um modelo empírico através dos experimentos fatoriais

Nesta etapa, o objetivo será a obtenção das regiões ótimas de operação para cada característica desejada e dos mapas operacionais (gráficos de contornos sobrepostos). Os fatores nesta etapa serão: a corrente de soldagem e a condição de resfriamento, para cada um dos eletrodos utilizados. Nesta etapa, devido a disponibilidade de material houve a alteração de um dos eletrodos; ao invés do Y70, usou-se o Z70. Ambos eletrodos amplamente encontrados no mercado nacional.

A Figura 4.4 mostra esquematicamente, o experimento conduzido nesta etapa e, além disso, a designação das amostras construídas. A designação dos eletrodos revestidos utilizados é descrita na Tabela 4.8; enquanto que a designação das amostras é indicada na Tabela 4.9, assim como suas respectivas condições de soldagem. É importante salientar que nesta etapa do trabalho, duas abordagens experimentais foram tomadas:

- 1) Planejamento experimental: as amostras E71, E72, E73, E74, B71, B72, B73 e B74 são resultado de um planejamento de experimentos fatoriais;
- 2) Abordagem clássica: os experimentos E75, E76, B75 e B76 foram soldados alterando-se apenas a corrente nominal de soldagem e, em todos, o resfriamento foi realizado ao ar, com o intuito de comparar com o resfriamento forçado com água.

Figura 4.4 – Fluxograma esquematizado da segunda etapa do trabalho.

Tabela 4.8 – Designação dos eletrodos utilizados nesta etapa do trabalho.

Designação na 2ª etapa do trabalho	Fabricante	Classe	Norma
W70	W	E7018-1	AWS 5.1
Z70	Z		

Tabela 4.9 – Designação das amostras construídas para esta etapa do trabalho.

Eletrodo	Amostra	Abordagem experimental	Corrente de soldagem (A)	Meio de resfriamento	Taxa de resfriamento de 250 a 100 °C (°C/s)
W70	W71	Experimento fatorial	98 (+)	Água	38,8 a 45,6 (+)
	W72		86 (-)		38,8 a 45,6 (+)
	W73		98 (+)		30,8 a 33,8 (-)
	W74		86 (-)		30,8 a 33,8 (-)
	W75	Clássica	98 (+)	Ar	Aproximadamente 1
	W76		86 (-)		Aproximadamente 1
Z70	Z71	Experimento fatorial	98 (+)	Água	40,1 a 40,3 (+)
	Z72		86 (-)		40,1 a 40,3 (+)
	Z73		98 (+)		28,4 a 34,0 (-)
	Z74		86 (-)		28,4 a 34,0 (-)
	Z75	Clássica	98 (+)	Ar	Aproximadamente 1
	Z76		86 (-)		Aproximadamente 1

Obs.: 1. (+) e (-) são símbolos tipicamente usados em planeamento experimental para indicar os níveis superior e inferior de cada fator.

Obs. 2: A designação clássica para abordagem experimental é usada quando no experimento altera-se apenas uma variável. No caso, nos pares de amostras E75/E76 e B75/B76, alterou-se apenas a corrente de soldagem.

4.3.1 Obtenção das taxas de resfriamento

Para obtermos as taxas de resfriamento, foi utilizado o método *heat sink capacity* do *Edison Welding Institute* (EWI), que é um teste de campo simples. O método consiste no aquecimento de uma região limitada por um círculo de 50 mm de diâmetro até que esta região alcance de 300 a 325 °C. A partir desta temperatura, o aquecimento é cessado e seu resfriamento é acompanhado e o tempo de resfriamento entre as temperaturas de 250 e 100 °C são medidos seis vezes. Por fim, a média aritmética é usada como o valor de tempo de resfriamento [41].

Neste trabalho, as taxas de resfriamento foram tomadas com o auxílio de um sistema de aquisição de dados e termopares tipo K, conforme ilustrado pela Figura 4.5. A Figura 4.6 mostra a aquisição de uma das tomadas do tempo de resfriamento. As chapas usadas para a aquisição das taxas de resfriamento não seguiram para a soldagem para evitar qualquer influência dos ciclos de aquecimento e resfriamento.

Figura 4.5 – Aquisição das taxas de resfriamento. Em a, aquecimento com chama oxi-acetilênica. Em b, resfriamento com projeção de água na face oposta ao aquecimento.

Figura 4.6 – Exemplo de aquisição de taxa de resfriamento entre 250 e 100 °C.

As taxas de resfriamento para as condições do planejamento experimental estão indicadas na Tabela 4.10.

Tabela 4.10 – Taxas de resfriamento usadas na etapa de experimentos fatoriais.

Amostra	Nível	Mínima	Máxima	Média
W71	(+)	38,8	45,6	42,2
W72	(+)	38,8	45,6	42,2
W74	(-)	30,8	33,8	32,3
W73	(-)	30,8	33,8	32,3
Z71	(+)	40,1	40,3	40,2
Z72	(+)	40,1	40,3	40,2
Z73	(-)	28,4	34,0	31,2
Z74	(-)	28,4	34,0	31,2

4.3.2 Execução das soldagens

Assim como as soldagens da primeira etapa, nesta etapa as soldagens foram realizadas manualmente utilizando o equipamento de soldagem multiprocesso Lincoln® S500 na configuração de processo “*soft stick 7018*”⁴. Os dados de corrente e tensão de soldagem foram registrados por um sistema de aquisição de dados. Esses dados, em conjunto com a potência de arco, são apresentados pela Tabela 4.11. A oscilação nos valores das médias e desvios padrões devem-se a característica manual do processo.

Tabela 4.11 – Parâmetros de soldagem utilizados na segunda etapa experimental do trabalho.

Amostra	Cordão	V _s (mm/min)	L _c (mm)	T _s (s)	I _s (A)	U _s (V)	P _{im} (W)
W71	1	107	87	49	98,7 ± 7,0	30,6 ± 5,2	2995 ± 418
W71	2	112	88	47	96,6 ± 6,9	32,2 ± 4,6	3086 ± 328
W71	3	102	88	52	99,6 ± 6,2	30,2 ± 5,1	2987 ± 422
W72	1	96	83	52	81,4 ± 5,6	28,7 ± 5,2	2319 ± 363
W72	2	96	83	52	81,3 ± 5,5	29,1 ± 5,0	2351 ± 355
W72	3	94	80	51	82,4 ± 5,3	29,1 ± 5,1	2381 ± 364
W73	1	93	90	58	87,8 ± 7,1	33,0 ± 4,8	2875 ± 289
W73	2	100	80	48	87,9 ± 7,8	33,6 ± 4,4	2932 ± 333
W73	3	103	81	47	89 ± 6,9	32,6 ± 4,7	2881 ± 302
W74	1	97	87	54	79,9 ± 5,3	28,3 ± 5,2	2244 ± 365
W74	2	98	83	51	80,8 ± 5,3	28,4 ± 5,2	2284 ± 364
W74	3	101	84	50	80,9 ± 5,0	29,2 ± 5,0	2350 ± 353
Z71	1	98	85	52	91,7 ± 6,2	29,9 ± 5,5	2725 ± 428
Z71	2	95	82	52	90,3 ± 6,7	31,1 ± 5,2	2786 ± 377
Z71	3	104	83	48	89,8 ± 7	31,5 ± 5,3	2802 ± 373
Z72	1	98	85	52	75,1 ± 23,0	29,8 ± 8,8	2061 ± 724
Z72	2	94	86	55	81,3 ± 5,3	28,6 ± 5,3	2311 ± 378
Z72	3	100	85	51	81,6 ± 5,0	28,2 ± 5,3	2283 ± 390
Z73	1	99	86	52	94,1 ± 5,9	29,3 ± 5,4	2740 ± 445
Z73	2	96	85	53	90,6 ± 7,4	31,5 ± 5,5	2828 ± 377
Z73	3	100	85	51	92,5 ± 6,6	30,4 ± 5,5	2784 ± 420
Z74	1	93	87	56	83,7 ± 5,0	25,8 ± 5,1	2152 ± 405
Z74	2	100	87	52	82,4 ± 5,1	28,3 ± 5,3	2316 ± 388
Z74	3	100	87	52	83,1 ± 4,9	27,4 ± 5,2	2263 ± 398

⁴ Soft Stick 7018: operação indicada pelo fornecedor para reduzir respingos.

Sendo V_s = velocidade de soldagem; L_c = comprimento do cordão; T_s = tempo de soldagem; I_s = corrente de soldagem; U_s = tensão de soldagem; P_{im} = potência instantânea média.

A Figura 4.7 ilustra uma das soldagens conduzidas nesta segunda etapa. Outros dados estão disponíveis no APÊNDICE A – Parâmetros de soldagem adquiridos.

Figura 4.7 – Fluxo esquemático da produção das amostras soldadas.

Seguindo o fluxo da Figura 4.7, tem-se:

- As ações 1, 4, 7, 9 e 12, “Medição de massa...”, foram conduzidas numa balança semi-analítica Marte® A200C. Para cada ação de medição de massa, foram tomadas três medições e o valor utilizado é a média aritmética de cada ação.
- Para as ações 2, 5 e 8, “Depósito do cordão”, foi usado um eletrodo. Sendo que todos os eletrodos usados foram ressecados a 350 °C em forno tipo mufla por 2 h e armazenados em estufa a 100 °C por um pe-

ríodo máximo de 105 h (aproximadamente 4 dias). Nenhum eletrodo ficou mais do que 15 minutos fora da estufa antes de seu uso.

- As ações 3 e 6, “Remoção de escória e limpeza do cordão” e “Limpeza do cordão”, foram realizadas com um martelo picador e uma escova de aço.
- A ação 10, “Coleta da escória” do terceiro cordão, foi realizada sobre uma folha de papel sulfite limpa e a escória armazenada em um vidro dessecador até a análise de difração de raios X.

Após a ação 12, “Medição de massa do metal de base com cordão”, as amostras foram segmentadas em três partes conforme indicado abaixo e esquematicamente pela Figura 4.8:

1. Trecho inicial do cordão, destinado às análises químicas (espectroscopia de emissão óptica por centelhamento e análise de oxigênio);
2. Um trecho central de 10 mm espessura, destinado a metalografia e medição de microdureza; e
3. Trecho final, reservado como amostra testemunho e usada para estimar a temperatura *solidus*.

Figura 4.8 – Esquema indicando os cortes executados nos cordões de solda para a produção dos corpos de prova para as análises químicas, metalografia e microdure-

za.

4.3.3 Difração de raios X do revestimento e escória

A análise das microestruturas presentes no revestimento e na escória foi conduzida por difração de raios X. O equipamento usado foi o Philips® X'Pert PRO PW 3040/00 sob as seguintes condições:

- Fonte emissora: Cu ($K_{\alpha} = 1,540598 \text{ \AA}$);
- Tensão de operação: 45 kV;
- Corrente de operação: 40 mA^{-1} ;
- Varredura 2θ : 10 a 90 °;
- Passo angular: 0,02 °; e
- Tempo por passo: 100 s.

Antes da coleta do difratograma, o revestimento e a escória passaram por uma etapa de cominuição em almofariz de ágata. É importante salientar que tanto o revestimento como as escórias foram armazenadas em vidro dessecador (ambiente com baixa umidade).

Para a identificação das fases presentes no revestimento foi utilizado o método Hanawalt [42] com auxílio do *software* HighScore Plus 3.0e da PANalytical® e a base de dados cristalográfica da *Crystallography Open Database* (COD) de outubro de 2014. As massas foram calculadas semi-quantitativamente com auxílio do mesmo *software*, que usa o método de Razão das Intensidades de Referência (*Reference Intensity Ratios, RIR*) [43].

Os difratogramas dos revestimento e escórias encontram-se na seção 5.3.1. A lista de picos e as principais cartas cristalográficas estão no ANEXO A – Informações das análises de difração de raios X.

4.3.4 Espectrometria de emissão óptica por centelhamento da alma do eletrodo revestido e do metal depositado

A espectrometria de emissão óptica da alma do eletrodo e do metal depositado foi realizada no equipamento AMETEK® SpectroMAX. A Figura 4.9 (a) mostra o

equipamento e a Figura 4.9 (b) e (c) detalha o porta-amostra utilizado para corpos de prova com menores dimensões.

Figura 4.9 – Equipamento AMETEK® SpectroMAX. Em (a), visão geral do equipamento. Em (b) e (c), porta amostra usado para corpos de prova menores.

Conforme explanado no final do item 4.3.2, os corpos de prova soldados foram seccionados em três partes com o auxílio de um *cut-off* com líquido refrigerante. O trecho inicial do cordão, que se estende até o centro, teve o metal depositado separado do metal de base com o auxílio de um equipamento de corte de precisão Isomet® 4000, conforme indicado pela Figura 4.10. O cordão separado foi limpo imediatamente antes da análise com uma lima e a porção superior do cordão foi submetida à análise.

Figura 4.10 – Em (a), cordão de solda separado do metal de base e pronto para espectrometria de emissão óptica por centelhamento. Em (b), amostra após a “queima” no espectrômetro de emissão óptica por centelhamento.

As almas dos revestimentos dos eletrodos W70 e Z70 foram separados do revestimento, sua superfície foi limpa com o auxílio de uma lima e cortados com uma tesoura para se adequarem ao porta-amostra do AMETEK® SpectroMAX. Por fim, todas as amostras passaram por uma etapa de remoção de oxidação da superfície com uma lima e três análises foram executadas por amostra.

Figura 4.11 – Em a, segmento da alma do eletrodo após limpeza com lima e, em b, após a “queima” para análise de espectrometria de emissão óptica por centelhamento.

De posse das análises químicas, foram calculados os valores de carbono equivalente segundo fórmula do IIW (CE_{IIW}), conforme apresentado na equação (4.2):

$$CE_{IIW} = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr + Mo + V}{5} + \frac{Ni + Cu}{15} \quad (4.2)$$

4.3.5 Análise de oxigênio por fusão em gás inerte da alma do eletrodo revestido e do metal depositado

O equipamento utilizado para a análise de oxigênio foi o LECO® TCH600, ilustrado pela Figura 4.12 (a), e a análise foi conduzida seguindo a norma ASTM E1019-11 [44].

Após a análise de espectrometria de emissão óptica por centelhamento, as amostras soldadas foram limpas com o auxílio de uma lima e cortadas com um arco de serra em pedaços de cerca de 1g conforme ilustrado pela sequência (b), (c) e (d) da Figura 4.12.

Figura 4.12 – Em (a), LECO® TCH600. Em (b), (c) e (d), sequência de preparo de amostra para análise de oxigênio por fusão em gás inerte.

As almas dos eletrodos W70 e Z70 foram separados do revestimento, sua superfície foi limpa com o auxílio de uma lima, e cortados com uma tesoura em pedaços de cerca de 1g para a análise de oxigênio conforme ilustra a Figura 4.13.

Figura 4.13 – Preparação da amostra para análise de oxigênio. Em a, a amostra limpa com auxílio de uma lima e, em b, a amostra segmentada com auxílio de uma tesoura, em b e d.

4.3.6 Análise de microdureza Vickers do metal depositado

A análise de microdureza Vickers foi executada em equipamento EmcoTest® Durascan 70. A carga utilizada foi de 500 gF (4,90 N), HV0,5, com uma distância de 0,3 mm tanto na vertical quanto na horizontal entre as impressões de microdureza, de acordo com a recomendação da norma ASTM E92-17.

Conforme descrito no final do item 4.3.2, os trechos centrais de 10mm de cada amostra foram embutidas e passaram por preparação metalográfica convencional até o polimento com abrasivo de 3 μm . Por fim, uma malha contendo a seção do cordão de solda e parte do metal de base foi determinada no *software ecosWorkflow®* do equipamento, resultando em mapas de cerca de 1000 impressões de microdureza.

4.3.7 Análise metalográfica do metal depositado

As metades das amostras soldadas que não seguiram para a análise química foram cortadas no comprimento de 10 mm, embutidas e passaram por preparação

metalográfica convencional até o polimento com abrasivo de 1 μm . A partir dessa preparação em comum, duas análises metalográficas foram realizadas: (1) quantificação de inclusões segundo a norma ASTM E1245; e (2) metalografia qualitativa para identificação de ferrita acicular em microscópio óptico e microscópio eletrônico de varredura. Para as microscopias, as amostras foram atacadas por cerca de 10 s em reagente Nital 2 %.

4.3.7.1 Quantificação de inclusões

Para auxiliar na quantificação de inclusões, foi usado o *software* FIJI, que é uma distribuição do *software* de domínio público ImageJ 1.51s. A sequência e descrição das etapas encontram-se na Tabela 4.12 e esquematizado na Figura 4.14.

Tabela 4.12 – Descrição das etapas da quantificação de inclusões usando o FIJI.

Etapa	Quadro na Figura 4.14	Descrição
1	(a)	Micrografias das amostras polidas e sem ataque; tiradas em microscópio óptico Olympus BX-60M com aumento que garanta a identificação das inclusões.
2	(b)	Remoção do <i>background</i> da imagem tais como a diferença de iluminação para garantir maior área de análise.
3	(c)	Transformação do conjunto de cores da fotografia de escalas de cinza 8 bits para binário.
4	(d)	Uso da ferramenta <i>Threshold</i> para identificação das estruturas de interesse; neste caso, as inclusões.
5	(e)	Análise de partículas das estruturas de interesse. São obtidas as informações de contagem de partículas, área de partícula e diâmetro de <i>Feret</i> ⁵ .
6	(f)	Os dados gerados foram analisados com o software Mini-tab® 18.

⁵ Diâmetro de *Feret*: maior distância entre as fronteiras de uma partícula.

Figura 4.14 – Esquema de preparação de imagens para quantificação de inclusões com FIJI.

4.4 Terceira etapa: Validação do modelo do item anterior

Esta etapa consiste na validação dos modelos empíricos obtidos na segunda etapa. Foram executadas duas soldagens com valores dentro do domínio avaliado no planejamento experimental para a corrente e taxa de resfriamento. Essas novas

amostras foram submetidas à análise de oxigênio, espectrometria de emissão óptica por centelhamento e análise de microdureza.

As duas novas amostras foram soldadas com eletrodos do mesmo fornecedor, mesma taxa de resfriamento, mas com duas correntes de soldagem diferentes. Os níveis utilizados na soldagem dessas duas amostras estão detalhados na tabela. Por fim, seus resultados foram comparados com o previsto pelo modelo empírico.

5 Resultados e discussão

Esta seção será dividida em três partes principais:

- 1) Na seção 5.1, serão expostos os resultados dos experimentos planejados com o método Taguchi;
- 2) Na seção 5.2, serão apresentados os resultados das análises de oxigênio e microdureza juntamente com o modelo empírico obtido com os experimentos fatoriais.
- 3) Na seção 5.3, serão apresentados os resultados das análises dos revestimentos e quantificação de inclusões juntamente com a discussão sobre a origem do oxigênio do metal de solda.

5.1 Primeira etapa: Resultados preliminares com o método Taguchi

Conforme apontado no trabalho de Grong e Matlock [20], e Liu e Olson [45], o teor de ferrita acicular está relacionado com teores mais elevados de oxigênio no metal de solda. Logo, para as análises das razões sinal-ruído foi escolhida o caso “quanto maior melhor”, ou seja, a razão sinal-ruído foi calculada usando a equação (2.6).

5.1.1 Resposta: Medição do teor de oxigênio

A resposta da primeira etapa deste trabalho, a medição do teor de oxigênio e o cálculo das razões sinal-ruído “quanto maior melhor” encontram-se sintetizadas na Tabela 5.1.

Tabela 5.1 – Resultados do delineamento Taguchi L4. Em destaque, está apresentado o melhor resultado obtido.

Nome da amostra	Fornecedor	Corrente de soldagem	Condição de resfriamento	Teor de Oxigênio (ppm)	Razão sinal-ruído (dB)
WHA	W	98	Ar	240	-32,4
WLC	W	82	Resfriado	220	-33,1
YHC	Y	98	Resfriado	178	-35,0
YLA	Y	82	Ar	121	-38,4

O resultado do delineamento Taguchi L4, é usualmente apresentado na forma dos gráficos (a) de médias dos efeitos principais e (b) de razões sinal-ruído dos efeitos principais, ambos estão representados na Figura 5.1.

Figura 5.1 – Resultado do Taguchi L4 para o teor de oxigênio no metal de solda. Em (a) tem-se o gráfico das médias para os efeitos principais e, em (b) o gráfico das razões sinal-ruído dos efeitos principais.

O princípio desta metodologia é a redução da variabilidade do processo. Portanto, tem-se que primeiro, encontrar qual conjunto de fatores obteve a maior razão sinal-ruído e, depois, encontrar o maior valor para a característica desejado, resposta (que neste caso é o teor de oxigênio). A combinação que maximiza a razão sinal-ruído dos experimentos realizados é apresentada na Tabela 5.2.

Tabela 5.2 – Combinação de valores para os fatores testados que maximiza a razão sinal-ruído.

Fator	Nível	Valor
Fornecedor	-1	W
Corrente de soldagem	+1	98A
Condição de resfriamento	+1	Ar

Ainda com o auxílio da Figura 5.1, é possível inferir que, para as condições testadas, o fator que possui maior impacto no teor de oxigênio é o fornecedor do eletrodo, seguido da corrente de soldagem e, por fim, a condição de resfriamento.

Apesar dos dois eletrodos serem classificados dentro da mesma classe pela norma AWS5.1, o eletrodo do fornecedor W apresentou um teor médio de oxigênio cerca de 54% superior ao eletrodo do fornecedor Y. E, conforme citado em alguns trabalhos, esse maior teor de oxigênio pode levar a um maior teor de ferrita acicular e, conseqüentemente, aumentar o limite de escoamento e a energia absorvida no ensaio de tenacidade ao entalhe Charpy-V [20–22, 45], dependendo da fração volumétrica de ferrita acicular [20].

Tendo em vista que há diferença significativa no teor de oxigênio para cada condição testada, a hipótese inicial foi validada. A próxima seção apresentará a obtenção do modelo empírico que rege esse fenômeno.

5.2 Segunda etapa: Obtenção de um modelo empírico através dos experimentos fatoriais

Nas seções 5.2.1 e 5.2.2, são apresentados os teores de oxigênio e mapas de microdurezas, respectivamente. Na seção 5.2.4, o modelo empírico para o teor de oxigênio e mapas de microdureza é apresentado. E, por fim, na seção 5.3 apresentam-se os resultados das análises dos revestimentos e discute-se a influência destes nos valores de oxigênio no metal de solda.

5.2.1 Análise de oxigênio por fusão em gás inerte da alma do eletrodo revestido e do metal depositado

A transferência de gotas metálicas na soldagem de eletrodos revestidos ocorre em três etapas [46]:

- 1) Gota na ponta do consumível;
- 2) Gota destacada; e
- 3) Depósito da solda.

Em cada etapa, mecanismos diferentes são responsáveis pelas reações químicas, e elas podem ter natureza termodinâmica ou eletroquímica. As figuras 2.12 e 2.13 mostram as condições para alteração da composição química do metal de adição líquido.

Swisher e Turkdogan [47] calcularam com auxílio de dados termodinâmicos e experimentais de trabalhos anteriores o diagrama de equilíbrio Fe-O, conforme mostra a Figura 5.2. É possível observar que os limites de solubilidade do oxigênio no ferro são:

- Em Fe- α : 2 ppm;
- Em Fe- γ : 28 ppm; e
- Em Fe- δ : 87 ppm.

Essa diferença de solubilidade do oxigênio no ferro para as diferentes estruturas cristalinas do ferro nas temperaturas, onde estes reticulados são estáveis, favorecem a formação de inclusões de óxidos. É importante salientar na figura 5.2 que, até 1370°C, ainda coexistem austenita sólida e óxido de ferro líquido. Somente abaixo desta temperatura que toda a zona fundida está sólida. Em outras palavras, quando ocorre a solidificação da zona fundida, existe uma quantidade mínima de equilíbrio de oxigênio disponível para formar inclusões no metal depositado da or-

dem de 60 ppm. O restante do oxigênio pode ir para a escória do processo de soldagem, dependendo da condição de resfriamento. Quanto maior a velocidade de resfriamento, maior a concentração de oxigênio no metal de solda. Nos parâmetros estudados neste trabalho a menor corrente e ao resfriamento com água favorecem uma maior concentração de oxigênio no metal depositado, e, conseqüentemente, uma maior fração volumétrica de inclusões de óxidos. As inclusões formadas acima de 1370 °C são originadas no metal de solda ainda com líquido. A quantidade de oxigênio em solução sólida pode precipitar no estado sólido. É evidente que a composição química da zona fundida não contém somente os elementos Fe e O. Existem presentes o carbono, que pode reduzir o óxido de ferro, assim como elementos de liga que são desoxidantes e tem uma maior afinidade pelo oxigênio que o ferro. É o caso de elementos de liga como manganês, silício, cromo, molibdênio e vanádio, conforme a especificação do consumível apresentado na tabela 4.3, sem contar as especificações de carbono, enxofre e fósforo. Nesta seção, será analisado o teor de oxigênio do metal depositado e, na seção 5.3.2, a fração volumétrica das inclusões presentes no metal depositado.

Figura 5.2 – Diagrama de equilíbrio Fe-O. Fonte: Adaptado de [47].

Os resultados da análise de oxigênio do metal depositado serão apresentados da seguinte maneira:

- 1) Tabela 5.3 serão mostrados todos os resultados na forma de média aritmética e seu respectivo desvio padrão; Os teores de oxigênio das amostras W70 e Z70 são os valores médios de oxigênio das almas dos eletrodos.
- 2) A Figura 5.6 mostra graficamente as médias das amostras soldadas juntamente com um intervalo de confiança de 95% e, em conjunto com a Tabela 5.4 e a Tabela 5.5, apontam agrupamentos baseados em testes de Tukey para a média; e
- 3) A Figura 5.7 apresenta a média dos valores medidos de oxigênio para as duas condições de resfriamento, tanto para o eletrodo W70 como para o eletrodo Z70.

Tabela 5.3 – Teores de oxigênio no metal depositado e nas almas dos eletrodos.

Eletrodo	Amostra	Corrente de soldagem (A)	Meio de resfriamento	Teor de oxigênio (ppm)*
W70	W70	-	Não se aplica	86 ± 4
	W71	98 (+)	Resfriamento forçado com água	371 ± 10
	W72	86 (-)		363 ± 21
	W73	98 (+)		397 ± 8
	W74	86 (-)		338 ± 10
	W75	98 (+)	Ao ar	315 ± 8
	W76	86 (-)		321 ± 10
Z70	Z70	-	Não se aplica	145 ± 10
	Z71	98 (+)	Resfriamento forçado com água	511 ± 26
	Z72	86 (-)		383 ± 23
	Z73	98 (+)		499 ± 19
	Z74	86 (-)		408 ± 14
	Z75	98 (+)	Ao ar	438 ± 23
	Z76	86 (-)		368 ± 8

**Valores da média e do desvio padrão.*

A tabela 5.3, juntamente com a Figura 5.6, mostram que, nas condições de resfriamento forçado com água, o teor médio de oxigênio é maior em correntes de soldagem nominal de 98 A, do que nas condições com corrente de soldagem nominal de 86 A. Este fato está associado ao tempo de residência da poça de fusão líquida, que é proporcional a energia de soldagem. Quanto menor o tempo de resi-

dência, maior a quantidade de microinclusões que ficam aprisionadas no metal de solda e, conseqüentemente, uma maior concentração de oxigênio. Assim, os teores de oxigênio das amostras Z75 e Z76, soldadas ao ar, apresentaram este comportamento: o maior valor de corrente de soldagem nominal apresentou o maior teor de oxigênio.

Esse efeito tem origem, também, nas reações químicas e eletroquímicas presentes no arco elétrico, bem como na velocidade de circulação da poça de fusão líquida e nos mecanismos de incorporação das inclusões na escória do processo de soldagem com eletrodo revestido. A maior corrente, implica em uma densidade de cargas por unidade de volume maior na ponta do eletrodo e na poça de fusão, culminando no maior teor de oxigênio [48, 49], através de reações eletroquímicas nessa região.

A velocidade média de circulação da poça de fusão é proporcional ao quadrado da corrente de soldagem [49, 50, 51]. Utilizando-se este conceito pode-se dizer que a velocidade de circulação média da poça de fusão na corrente de 86 A é cerca de 23% menor que a velocidade de circulação média da poça de fusão na corrente de 98 A, tomando-se em consideração somente o efeito da corrente de soldagem. Esse aumento na velocidade de circulação, aumenta o tempo para que as microinclusões de escória sejam incorporadas na escória líquida durante a soldagem com eletrodo revestido. Desta maneira, existe um efeito do aprisionamento de inclusões de óxidos no metal depositado sólido, com o aumento da corrente de soldagem, gerando assim um aumento na concentração de oxigênio dissolvido, somente levando-se em conta o efeito do aumento da corrente de soldagem. Não foram considerados o efeito do teor de oxigênio na fluidez da poça de fusão líquida e o volume da poça de fusão em função da corrente de soldagem. Além disso existem diversos vórtices na poça de fusão, horários e anti-horários, que podem influir na flotação das inclusões de óxidos, influenciando na concentração de oxigênio no metal depositado sólido [w], conforme mostra a figura A. Na figura as escalas de cores representam a temperatura na poça de fusão em K. Os dois vórtices perto da superfície superior da chapa são ocasionados pelo Efeito Marangoni e os dois vórtices no fundo da poça são devidas a convecção induzida pelas forças eletromagnéticas que atuam na poça de fusão líquida.

Figura 5.3 – Secção tridimensional mostrando a movimentação de fluido na poça de fusão da soldagem por arco elétrico simulado por computador [50].

A poça de fusão tem uma agitação que pode ser, quando vista de topo, centrífuga ou centrípeta. Esta agitação depende de forças de origem eletromagnética, do empuxo e da diferença de tensão superficial (efeito Marangoni), que é o efeito predominante na movimentação da poça de fusão. A Figura 5.4 mostra, esquematicamente, a movimentação da poça de fusão, com a alteração da tensão superficial com o gradiente de temperatura na poça de fusão. Na figura 5.4(A) é representada a convecção centrífuga na poça de fusão, quando a tensão superficial da poça de fusão diminui com o aumento da temperatura. Já a figura 5.4(B) apresenta a convecção centrípeta na poça de fusão, quando a tensão superficial da poça de fusão aumenta com o aumento da temperatura. É importante observar o formato do cordão obtido para cada uma destas condições. Em 5.4(A) a poça de fusão alarga muito mais do que penetra. Por outro lado, a figura 5.4(B) mostra que a poça de fusão penetra mais que alarga. No primeiro caso o líquido superaquecido da poção de fusão é direcionado para a margem do cordão. Já no segundo caso, o líquido superaquecido é direcionado para o fundo da poça de fusão.

Figura 5.4 — Esquema do formato do cordão e do tipo de convecção por efeito Marangoni. Em (A) quando o gradiente de tensão superficial com a temperatura é negativo, gerando uma convecção centrífuga; e em (B) quando o gradiente de tensão superficial com a temperatura é positivo, gerando uma convecção centrípeta. Fonte: Adaptado de [53].

A Figura 5.5 mostra a variação da tensão superficial e do gradiente de tensão superficial com a concentração de oxigênio no ferro líquido e com a temperatura.

Figura 5.5 – (A) variação da tensão superficial do ferro líquido em função da concentração de oxigênio e da temperatura; (B) variação do gradiente da tensão superficial do ferro líquido em função do teor de oxigênio e da temperatura [54].

A figura 5.5(A) mostra a variação da tensão superficial em função da quantidade de oxigênio dissolvido no ferro líquido e da temperatura. A linha tracejada vermelha indica a fronteira definida pelo gradiente de tensão superficial em função da temperatura igual a zero, ou seja, onde não existe convecção induzida por diferença de concentração de oxigênio. Na parte superior do gráfico, delimitada pela curva

vermelha tracejada, o gradiente de tensão superficial em função da temperatura é positivo e a movimentação da poça é centrípeta. Na região abaixo da linha tracejada, a movimentação da poça é centrífuga, porque o gradiente de tensão superficial em função da temperatura é negativo.

O gradiente de tensão superficial com a temperatura está apresentado na figura 5.5(B), para diferentes concentrações de oxigênio no ferro líquido. Nesta figura foi desenhado um retângulo preto, que representa a região de temperatura média da poça de fusão em função da quantidade de oxigênio dissolvido na poça de fusão líquida. Nele, o gradiente da tensão superficial do ferro líquido em função do teor de oxigênio e da temperatura é negativo. Isto significa que a convecção da poça de fusão é centrífuga, mostrando que as microinclusões de escória, quando da poça de fusão líquida, são empurradas na direção do deslocamento da frente de solidificação da poça de fusão, ajudando na retenção de microinclusões de escória na poça de fusão solidificada, alterando a concentração de oxigênio no metal depositado.

Os teores médios de oxigênio das amostras W75 e W76 apresentaram valores estaticamente iguais, para um índice de significância de 95%. Nesta condição de resfriamento e quando comparado com o eletrodo Z70. Neste caso, a corrente de soldagem não apresentou nenhuma influência na concentração do oxigênio do metal de solda do eletrodo W70 (W76 = 321 ppm contra W75 = 315 ppm). Esse comportamento pode estar ligado a variações durante a soldagem, uma vez que o processo utilizado foi manual e pode haver variação na potência disponibilizada do arco elétrico. Outra causa é a concentração de oxigênio na alma, que é bem próxima da máxima solubilidade no ferro no estado líquido.

Figura 5.6 – Teores de oxigênio médio das amostras W71 a W76 e Z71 a Z76 com intervalo de confiança de 95%.

Com o auxílio das Tabela 5.4 e a Tabela 5.5, que mostram informações de agrupamento de amostras em relação ao teor de oxigênio usando o método de Tukey com confiança de 95%, nota-se que as amostras soldadas com eletrodos Z70, com 145 ppm de oxigênio na alma (Z70) apresentaram uma diferença mais significativa entre as correntes de soldagem para cada condição de resfriamento; além de um teor de oxigênio superior às amostras soldadas com W70, que apresentaram 86 ppm de oxigênio na alma do eletrodo, conforme Tabela 5.4 e Tabela 5.5. Os agrupamentos nas tabelas agrupam as faixas de concentração de oxigênio e, letras iguais, agrupam resultados iguais, porém diferentes para cada eletrodo. Por exemplo, comparando-se nas tabelas as amostras Z71(89 A) e Z72 (86 A) com W71 (96 A) e W72 (86 A), observa-se que nos agrupamentos das amostras Z71 corresponde a

letra A e Z72 a letra C, indicando uma diferença nas faixas de concentração de oxigênio nos metais depositados, para um tipo de resfriamento. Já no caso das amostras W71 e W72, a primeira corresponde a letra A e a segunda a letra B, mostrando que os resultados de concentração de oxigênio são iguais estatisticamente.

Tabela 5.4 – Informações de agrupamento das amostras W71 a W76 usando o método de Tukey e confiança de 95%.

Amostra	Corrente de soldagem (A)	Condição de resfriamento	Teor médio de oxigênio (ppm)	Agrupamento *			
W71	98	Resfriamento forçado com água	371	A	B		
W72	86		363		B	C	
W73	98		397	A			
W74	86		338			C	D
W75	98	Ao ar	315				D
W76	86		321				D

* Médias que não compartilham uma letra são significativamente diferentes.

Tabela 5.5 – Informações de agrupamento das amostras Z71 a Z76 usando o método de Tukey e confiança de 95%.

Amostra	Corrente de soldagem (A)	Condição de resfriamento	Teor médio de oxigênio (ppm)	Agrupamento *			
Z71	98	Resfriamento forçado com água	511	A			
Z72	86		383				C
Z73	98		499	A			
Z74	86		408		B		C
Z75	98	Ao ar	438		B		
Z76	86		368				C

* Médias que não compartilham uma letra são significativamente diferentes.

Comparando as amostras soldadas nas duas condições de resfriamento, na Figura 5.7, vê-se que o valor médio do teor de oxigênio das amostras soldadas com resfriamento forçado com água é maior que as soldadas ao ar; mesmo que para as amostras soldadas com eletrodos Z70, a diferença não seja significativa como indicado pela Tabela 5.7. O menor teor de oxigênio nas amostras soldadas ao ar está relacionado ao maior tempo de solidificação. Quanto maior o tempo de solidificação, mais óxidos serão absorvidos pela escória, reduzindo o teor de oxigênio no cordão.

Figura 5.7 – Comparação do teor médios de oxigênio entre as duas condições de resfriamento para ambos eletrodos.

Tabela 5.6 – Informações de agrupamento das amostras soldadas com eletrodo W70 e com resfriamento forçado com água ou soldadas ao ar usando o método de Tukey e confiança de 95%.

Condição de resfriamento	Teor médio de oxigênio (ppm)	Agrupamento *	
Resfriamento forçado	367	A	
Ao ar	318		B

Tabela 5.7 – Informações de agrupamento das amostras soldadas com eletrodo Z70 e com resfriamento forçado com água ou soldadas ao ar usando o método de Tukey e confiança de 95%.

Condição de resfriamento	Teor médio de oxigênio (ppm)	Agrupamento *
Resfriamento forçado	450	A
Ao ar	403	A

5.2.2 Análise de microdureza Vickers do metal depositado

Os resultados de microdureza Vickers (HV0,5) serão apresentados inicialmente na forma de mapas de microdureza dos metais depositados com os eletrodos W70 e Z70, representados na Figura 5.8 e na Figura 5.9, respectivamente. Comparando-se os mapas de microdurezas, constatou-se que, independente da condição de soldagem, as amostras soldadas com o eletrodo W70 possuem uma dureza média maior que as soldadas com o eletrodo Z70. A Tabela 5.8 apresenta uma comparação para medidas tomadas do topo até 4 mm de profundidade do metal depositado, entre condições semelhantes de soldagem. Observa-se que a dureza média é de 6 % a 23 % maior, para o eletrodo W. Essa maior dureza das amostras soldadas com eletrodos W70 pode ser devido ao maior valor de carbono equivalente (CE_{IIW}), cerca de 38% maior que nas amostras soldadas com Z70, conforme pode ser constatado nas Tabela 5.9 e Tabela 5.10, apresentadas no próximo sub-item. Quanto maior o valor do CE_{IIW} , maior o aumento da dureza do material devido a mecanismos de endurecimento por solução sólida, por transformação de fase (martensita e ferrita acicular) e pela presença de inclusões e precipitados no metal de adição depositado.

Figura 5.8 – Mapas de microdureza das amostras soldadas com eletrodo W70.

Figura 5.9 – Mapas de microdureza das amostras soldadas com eletrodo Z70.

Tabela 5.8 – Comparação do valor de microdureza médio para a região do topo até 4 mm entre amostras soldadas com eletrodo W70 e Z70.

Amostras	Corrente de soldagem (A)	Condição de resfriamento	Valor médio (HV0,5)	Diferença (%)
W71	98	Resfriamento forçado com água	281	23%
Z71			228	
W72	86		277	12%
Z72			247	
W73	98		285	22%
Z73			234	
W74	86		283	20%
Z74			236	
W75	98	Ao ar	205	6%
Z75			193	
W76	86		221	11%
Z76			199	

A Figura 5.10 ilustra a diferença apresentada na dureza entre as condições de resfriamento. Os dois conjuntos de amostras soldadas com resfriamento forçado com água possuem valores médios de dureza cerca de 29 e 25 % maiores que o conjunto das amostras soldadas ao ar; para os eletrodos W70 e Z70, respectivamente. A maior dureza para as amostras soldadas com resfriamento forçado pode ter origem no mecanismo de endurecimento por encruamento. Durante o resfriamento, o aço do cordão contrai a uma taxa diferente das inclusões não metálicas, gerando discordâncias que aumentam a dureza. No resfriamento ao ar, há um tempo maior de resfriamento que, consequentemente, aumenta o tempo que o material do cordão permanece na etapa de recuperação e reduz a densidade de discordâncias presentes, diminuindo o valor da dureza. Enquanto, nas amostras soldadas com resfriamento forçado, o gradiente de temperaturas é mais rigoroso, e leva ao aumento da dureza devido a diferença de temperabilidade expressa pelo CE_{IIW} .

Figura 5.10 – Valores médios de microdureza para medições até 0,5 mm de profundidade.

5.2.3 Análise química por espectrometria de emissão óptica por centelhamento da alma do eletrodo revestido e do metal depositado

A Tabela 5.9 e Tabela 5.10 apresentam o CE_{IIW} para as amostras soldadas com eletrodo W70 e Z70, respectivamente. Para o cálculo do CE_{IIW} foi utilizada a equação (4.2) e as análises químicas das amostras estão no APÊNDICE B – Análises químicas das amostras soldadas com eletrodos W70 e Z70.

As amostras soldadas com o eletrodo W70 apresentam CE_{IIW} cerca de 38 % maior que as amostras soldadas com eletrodo Z70. Esse maior teor de elementos de liga leva ao aumento da dureza devido aos mecanismos de endurecimento por transformação de fase e solução sólida.

Tabela 5.9 – Carbono equivalente conforme IIW (CE_{IIW}) das amostras W70 a W76.

Amostra	Corrente de soldagem (A)	Condição de resfriamento	Carbono equivalente IIW (%)
W70	-	-	0,1746
W71	98	Resfriamento forçado com água	0,2943
W72	86		0,3312
W73	98		0,3044
W74	86		0,3234
W75	98	Ao ar	0,3639
W76	86		0,3413

Tabela 5.10 – Carbono equivalente conforme IIW (CE_{IIW}) das amostras Z70 a Z76.

Amostra	Corrente de soldagem (A)	Condição de resfriamento	Carbono equivalente IIW (%)
Z70	-	-	0,1707
Z71	98	Resfriamento forçado com água	0,2152
Z72	86		0,2369
Z73	98		0,2169
Z74	86		0,2526
Z75	98	Ao ar	0,2446
Z76	86		0,2549

Quando comparadas as condições de resfriamento, observa-se que as amostras soldadas ao ar possuem um CE_{IIW} menor que as soldadas com resfriamento forçado com água. A diferença foi de 13 % para as amostras soldadas com eletrodo W70 e 8 % para o conjunto do eletrodo Z70. A Figura 5.11 mostra os resultados das comparações dos CE_{IIW} para os dois eletrodos e para as duas condições de resfriamento.

Figura 5.11 – Comparação do carbono equivalente segundo IIW entre as duas condições de resfriamento para ambos eletrodos.

5.2.4 Modelo empírico obtido com experimentos fatoriais para o teor de oxigênio, carbono equivalente IIW e mediação de microdureza dos cordões depositados

Com o planejamento experimental utilizado, experimento fatorial completo 2^2 , obtivemos modelos lineares que relacionam os fatores (corrente nominal de soldagem e taxa de resfriamento) com as respostas (o teor de oxigênio do metal depositado e a microdureza). Os resultados serão dispostos da seguinte maneira:

- 1) Na seção 5.2.4.1, são apresentados os modelos empíricos para o teor de oxigênio;
- 2) Na seção 5.2.4.2, são apresentados os modelos empíricos para a microdureza;
- 3) E, finalmente, na seção 5.2.4.3, gráficos de contornos sobrepostos são apresentados para exemplos de faixa de operação.

5.2.4.1 Modelos empíricos para o teor de oxigênio

Os modelos empíricos obtidos para o teor de oxigênio para cada fornecedor de eletrodo estão representados pelas equações (5.1) e (5.2), amostras soldadas com eletrodos W70 e Z70, respectivamente.

$$[\%O]_{W70} = -1373 + 18,93 \times I + 39,7 \times \dot{T} - 0,432 \times I \times \dot{T} \quad (5.1)$$

Sendo,

$[\%O]_{W70}$: Teor de oxigênio no metal depositado proveniente dos eletrodos W70 em % mássica;

I : Corrente nominal de soldagem em A; e

$\dot{T}$: Taxa de resfriamento em °C/s.

$$[\%O]_{Z70} = 761,0 + 3,08 \times I - 32,3 \times \dot{T} + 0,343 \times I \times \dot{T} \quad (5.2)$$

Sendo,

$[\%O]_{Z70}$: Teor de oxigênio no metal depositado proveniente dos eletrodos Z70 em % mássica;

I : Corrente nominal de soldagem em A; e

$\dot{T}$: Taxa de resfriamento em °C/s.

A Figura 5.12 representa graficamente os dois modelos, equações (5.1) e (5.2), e podemos visualmente avaliar a interação entre fatores sobre o teor de oxigênio.

Figura 5.12 – Teor de oxigênio variando com a taxa de resfriamento e a corrente de soldagem para o eletrodo W70 e Z70, gráficos a esquerda e direita respectivamente.

A Figura 5.13 evidencia o maior impacto da corrente de soldagem nominal sobre o teor de oxigênio quando comparado à taxa de resfriamento e a combinação dos fatores ($I \times \dot{T}$). Nos dois casos, eletrodo W70 e Z70, a corrente de soldagem possui uma influência significativa sobre o teor de oxigênio. A combinação dos fatores ($I \times \dot{T}$) ainda possui um impacto nas amostras soldadas com W70; porém, no caso do eletrodo Z70, apenas a corrente de soldagem apresenta esta influência.

Figura 5.13 – Efeitos padronizados sobre o teor de oxigênio. Tanto nas amostras soldadas com eletrodos W70 como Z70, a corrente de soldagem tem o maior impacto no teor de oxigênio.

5.2.4.2 Modelos empíricos para os valores de microdureza

Para a obtenção de modelos empíricos para a microdureza, os valores usados foram selecionados do mapa de microdureza a partir da superfície até 0,6 mm de profundidade. Os modelos empíricos para a microdureza para cada fornecedor de eletrodo estão representados pelas equações (5.3) e (5.4), amostras soldadas com eletrodos W70 e Z70, respectivamente.

$$H_{W70} = 76 + 2,38 \times I + 6,21 \times \dot{T} - 0,073 \times I \times \dot{T} \quad (5.3)$$

Sendo,

H_{W70} : microdureza calculada para o cordão depositado com eletrodo W70, unidade em HV0,5;

I : Corrente nominal de soldagem em A; e

$\dot{T}$: Taxa de resfriamento em °C/s.

$$H_{Z70} = -252,0 + 5,41 \times I - 15,10 \times \dot{T} - 0,1636 \times I \times \dot{T} \quad (5.4)$$

Sendo,

H_{Z70} : microdureza calculada para o cordão depositado com eletrodo W70, unidade em HV0,5;

I : Corrente nominal de soldagem em A; e

$\dot{T}$: Taxa de resfriamento em °C/s.

Figura 5.14 – Microdureza variando com a taxa de resfriamento e a corrente de soldagem para o eletrodo W70 e Z70, gráficos a esquerda e direita respectivamente.

Na Figura 5.14 observa-se que houve a hegemonia da corrente de soldagem como fator mais influente; para a microdureza do metal depositado, porém o comportamento foi diverso para cada conjunto de eletrodos. Para o caso das amostras soldadas com o eletrodo W70 não houve fatores que influenciassem significativamente, porém, o mais impactante dos fatores foi a taxa de resfriamento. Esse fato indica a necessidade de reduzir possíveis erros aleatórios que possam estar atuando sobre essa medição ou produção das amostras. Uma alternativa é a produção de amostras com um sistema automatizado de soldagem ou, se permanecer com o processo manual, produzir mais repetições dos testes. Já no caso das amostras soldadas com eletrodo Z70, a combinação dos fatores ($I \times \dot{T}$) teve a maior influência, seguida pela corrente de soldagem. Ambos os fatores possuem influência sobre a dureza do cordão. No caso da taxa de resfriamento, quanto mais severa, maior a dureza dos microconstituintes formados. No caso da corrente, quanto menor ela for, menor o tempo de resfriamento e, portanto, maior a probabilidade de formar microcons-

tituintes com dureza mais elevada. A Figura 5.15 mostra os Gráficos de Pareto para os dois eletrodos estudados.

Figura 5.15 – Efeitos padronizados sobre a microdureza.

5.2.4.3 Mapa de contornos sobrepostos

Uma vez que não foi possível encontrar fatores significativos para a microdureza no conjunto de amostras soldadas com os eletrodos W70, optou-se por seguir apenas com o conjunto soldado com os eletrodos Z70.

De posse dos modelos empíricos gerados, pode-se estipular faixas alvo para as características desejadas e obter um mapa operacional que indique, para intervalos de taxas de resfriamento, qual o intervalo de corrente de soldagem deve-se utilizar. Como exemplo, foi produzida a Figura 5.16, onde a região destacada (cinza mais claro) indica as faixas de corrente de soldagem e taxas de resfriamento que se

deve operar para obter valores de microdureza entre 240 e 260 HV_{0,5} e teores de oxigênio entre 425 e 475 ppm.

Figura 5.16 – Mapa operacional ou gráfico de contornos sobrepostos. A faixa mais clara indica a região de interesse.

5.3 Origem do oxigênio no metal depositado

Como se pôde observar na Tabela 5.3, o teor de oxigênio da alma do eletrodo é no mínimo 60 % do valor encontrado no metal depositado. As outras fontes de oxigênio são a decomposição dos óxidos do revestimento e a própria atmosfera do arco elétrico, como apontou Eagar [28] e Mitra e Eagar [51]. Tendo em vista a importância do revestimento, segue uma breve análise do revestimento com base na identificação semi-quantitativa das estruturas presentes nele.

5.3.1 Difração de raios X do revestimento e escória

Os difratogramas dos revestimentos dos eletrodos W70 e Z70 estão representados na Figura 5.17 e Figura 5.18 juntamente com os picos de maior intensidade identificados dos compostos encontrados em maior proporção mássica: CaCO₃, CaF₂ e SiO₂. As tabelas de picos desses compostos e tabela de picos encontrados

para cada revestimento encontram-se no ANEXO A – Informações das análises de difração de raios X. A Tabela 5.11 e a Tabela 5.12 apresentam as frações mássicas dos compostos que foram possíveis de se identificar, utilizando o método de Hanawalt [42].

Figura 5.17 – Difratoograma do revestimento dos eletrodos W70. Os picos identificados correspondem aos picos de maior intensidade dos compostos encontrados em maior proporção mássica.

Figura 5.18 – Difratoograma do revestimento dos eletrodos Z70. Os picos identificados correspondem aos picos de maior intensidade dos compostos encontrados em maior proporção mássica.

Tabela 5.11 – Frações mássicas dos compostos contidos no revestimento dos eletrodos W70.

Composto	Fórmula química	Código de referência	Fração mássica (%)
Calcita	$\text{Ca}_{6.00} \text{C}_{6.00} \text{O}_{18.00}$	96-901-6707	53
Coesito	$\text{Si}_{16.00} \text{O}_{32.00}$	96-900-7170	22
Fluorita	$\text{Ca}_{4.00} \text{F}_{8.00}$	96-100-0044	16
Rutilo	$\text{Ti}_{2.00} \text{O}_{4.00}$	96-901-5663	4
Ferro	$\text{Fe}_{2.00}$	96-900-0658	1
Linzhiite *	$\text{Fe}_{1.00} \text{Si}_{2.00}$	96-901-6135	1
Periclase	$\text{Mg}_{4.00} \text{O}_{4.00}$	96-900-6469	1
9008655 **	$\text{K}_{4.00} \text{O}_{4.00}$	96-900-8656	1
9008600 **	$\text{Ba}_{4.00} \text{S}_{4.00}$	96-900-8601	1

* Nome foi mantido sem tradução.

** Códigos de referência usados pelo COD (Crystallography Open Database).

Tabela 5.12 – Frações mássicas dos compostos contidos no revestimento dos eletrodos Z70.

Composto	Fórmula química	Código de referência	Fração mássica (%)
Calcita	Ca _{6.00} C _{6.00} O _{18.00}	96-901-6707	48
Fluorita	Ca _{4.00} F _{8.00}	96-100-0044	23
Quartzo	Si _{3.00} O _{6.00}	96-500-0036	12
Zircon	Zr _{4.00} Si _{4.00} O _{16.00}	96-900-0685	5
Rutilo	Ti _{2.00} O _{4.00}	96-900-7433	5
Periclase	Mg _{4.00} O _{4.00}	96-901-3200	4
Hercynite *	Fe _{8.00} Al _{16.00} O _{32.00}	96-900-1971	2
Linzhiite *	Fe _{1.00} Si _{2.00}	96-901-6135	1

* Nome foi mantido sem tradução.

De posse das frações mássicas, foram calculadas as basicidades segundo a fórmula de basicidade binária, do IIW e proposta por Eagar [28], equações (2.1), (2.2) e (2.3) encontradas na seção 2.2.3, respectivamente. A Tabela 5.13 apresenta o resultado dessas equações.

Tabela 5.13 – Basicidades dos revestimentos W70 e Z70.

Método	Revestimento	
	W70	Z70
Basicidade binária	1,320	1,908
IIW	2,004	2,892
Eagar	1,351	1,678

Inserindo os dados experimentais de basicidade calculada no presente trabalho no gráfico do trabalho do Eagar [28], obtém-se a Figura 5.19. Nela pode-se observar que, para os revestimentos dos dois eletrodos, a basicidade proposta por Eagar teve menor erro quadrático em relação às basicidades binária e conforme IIW.

Figura 5.19 – Variação do teor de oxigênio no metal de solda em relação ao índice de basicidade do fluxo utilizado em soldagem com arco submerso. Pontos da legenda referem-se a dados experimentais deste trabalho. Fonte: Adaptado de [20, 28].

O CaCO_3 é o composto em maior proporção nos dois revestimentos. Isto se deve ao fato dele ser o principal composto a gerar gases para a proteção da poça de fusão através da reação química descrita na equação (5.5). Uma vez que essa decomposição do CaCO_3 é extremamente favorável [52, 53], é comum presumir que para a formação da escória deve-se levar em conta a fração mássica de CaO . Portanto para estimar os pontos de equilíbrio nos diagramas ternários a seguir, levou-se em conta a massa resultante de CaO proveniente da decomposição do CaCO_3 .

Os compostos presentes em maior proporção mássica (CaO , CaF_2 e SiO_2) formam escórias com diferentes características. Para identificar a fase que se formará no equilíbrio, traçam-se retas paralelas a cada lado do diagrama ternário CaO , CaF_2 e SiO_2 . Essas retas paralelas têm origem nos valores referentes às frações mássicas de cada composto, indicado na Tabela 5.14. No cruzamento das três retas, encontra-se o ponto previsto no equilíbrio termodinâmico, conforme mostra a Figura 5.20.

Figura 5.21 – Diagrama ternário CaO , CaF_2 e SiO_2 com as projeções das linhas *liquidus*. Fonte: Adaptado de [54].

Figura 5.22 – Diagrama ternário CaO, CaF₂ e SiO₂ com as projeções das linhas de nível das viscosidades. Fonte: Adaptado de [54].

Conforme as Figura 5.21 e Figura 5.22, os revestimentos dos eletrodos W70 e Z70 apresentaram temperatura *liquidus* de 1350 e 1280 °C e viscosidades de 1,0 e 0,7 cP, respectivamente. Esses resultados podem estar associados a maior concentração de SiO₂ no revestimento W70, uma vez que a sílica forma uma rede de tetraedros de SiO₄⁴⁻, que possuem baixa mobilidade e, consequentemente, abaixam a fluidez da escória (aumentam a viscosidade). À medida que óxidos metálicos básicos (FeO, CaO, MgO entre outros) são adicionados, há a quebra da rede de silicatos, aumentando a fluidez da escória [30], conforme ilustrado pela Figura 5.23. Resumindo, o aumento da fração mássica de óxidos básicos aumenta a fluidez (reduz a viscosidade) da escória do eletrodo revestido empregado.

Figura 5.23 – Esquema ilustrando a ação de cátions de óxidos metálicos na quebra da rede de silicatos. Fonte: Adaptado de [30].

5.3.2 Inclusões no metal depositado

A Figura 5.24 mostra que o diâmetro médio da inclusão foi maior nas amostras soldadas ao ar (Eletrodo W70 = 0,74 μm ; Eletrodo Z70 = 0,73 μm) que nas amostras submetidas ao resfriamento forçado com água (Eletrodo W70 = 0,65 μm ; Eletrodo Z70 = 0,66 μm). Este maior diâmetro médio deve-se provavelmente ao maior tempo de resfriamento do cordão, o que leva a um maior tempo no estágio de coalescimento das inclusões.

Porém, quando se analisa a fração volumétrica de inclusões, vê-se uma inversão nessa relação. As amostras soldadas ao ar apresentaram uma fração volumétrica inferior (Eletrodo W70 = 0,73 %, Eletrodo Z70 = 0,73 %) de inclusões em relação as amostras resfriadas ao ar (Eletrodo W70 = 0,77 %, Eletrodo Z70 = 0,80 %). Isso se deve também ao maior tempo de resfriamento, que propicia um maior tempo para que haja o coalescimento das microinclusões de escória na escória gerada pelos eletrodos.

Figura 5.24 – Diâmetro médio das inclusões para as amostras soldadas com resfriamento forçado com água e ao ar.

Figura 5.25 – Fração de inclusões para as amostras soldadas com resfriamento forçado com água e ao ar.

Segundo artigo de revisão de Reis, Bielefeldt e Vilela [55], a remoção das inclusões pela escória, no caso da etapa de refino na elaboração de aço, é dividida em três etapas:

- 1) Flotação da inclusão no aço líquido;
- 2) Separação do aço líquido; e
- 3) Coalescimento (dissolução) da inclusão de escória na escória do processo.

Na etapa 1, a flotação das inclusões é afetada pela interação entre a inclusão e o metal líquido (lei de Stokes), em regime laminar de convecção, no caso de fabricação do aço. Na soldagem, a convecção do metal é em regime turbulento, tornando a lei de Stokes uma aproximação, quando aplicada à soldagem. Essa equação também é influenciada pelo gradiente de tensões superficiais (efeito Marangoni), pela convecção induzida pela corrente de soldagem (força de Lorenz) e pela pressão do plasma do arco, sendo que esta última é desprezível para correntes inferiores a 200 A [12, 56]. Supondo que em condições semelhantes as de soldagem, o efeito Marangoni e a força de Lorenz sejam similares e, portanto, a resultante seja reduzida ao equilíbrio de forças representado na Figura 5.26, a lei de Stokes poderia descrever a velocidade terminal das microinclusões líquidas de escória, de maneira qualitativa. Seguindo essas proposições, a equação (5.6) que descreve a lei de Stokes aplicada a uma bolha de gás em aço líquido para um regime laminar de escoamento [27], poderia representar o comportamento das inclusões formadas na poça de fusão:

$$u_g = \frac{d_g^2}{18 \times \mu} \times g_c \times (\rho_l - \rho_g) \quad (5.6)$$

Sendo:

u_g : velocidade terminal da partícula;

d_g : diâmetro da bolha;

μ : viscosidade do líquido;

g_c : aceleração da gravidade;

ρ_l : densidade do líquido; e

ρ_g : densidade da partícula.

Figura 5.26 – Esquema de forças atuantes sobre partículas (inclusão e/ou bolha de gás) formada em um líquido com convecção livre na poça de fusão.

Com a equação (5.6), pode-se observar que, supondo inclusões similares na composição química, ou seja, densidades iguais, quanto maior for o diâmetro, d_g , maior a velocidade terminal da microinclusão. Esse fenômeno é observado na Figura 5.24 e Figura 5.25, onde as microinclusões formadas nos corpos de prova soldados ao ar têm diâmetros médios maiores e, conseqüentemente, possuem maior velocidade terminal; resultando em menor fração volumétrica. É importante salientar que, para que exista uma microinclusão no metal depositado sólido, a velocidade da frente de solidificação tem que ser maior que a velocidade terminal da microinclusão. A velocidade da frente de solidificação é diretamente afetada pelo gradiente de temperatura no sólido, que pode ser aumentado ou pela redução do corrente de soldagem ou pela modificação da condição de extração de calor, com resfriamento ao ar ou resfriamento forçado.

6 Conclusões

Com base nos materiais e técnicas empregadas pode-se concluir que:

- Existe uma diferença entre a origem do eletrodo revestido, a corrente de soldagem e a taxa de resfriamento no teor de oxigênio e os valores de microdureza do metal depositado, usando o método Taguchi;
- Foi possível obter modelos empíricos capazes de prever o teor de oxigênio e a microdureza, seja separadamente ou em conjunto, utilizando-se do gráfico de contornos sobrepostos;
- Não foi possível encontrar uma relação entre o teor de oxigênio com o teor de inclusões, e o teor de oxigênio com a microdureza. Ou seja, essas respostas podem estar relacionadas entre si, mas sem levar em conta as condições de soldagem, não é possível obter um modelo para previsão de inclusões e microdureza baseados no teor de oxigênio, ou vice-versa.
- O resfriamento forçado com água, produziu valores de oxigênio maiores que os soldados ao ar, pois o maior tempo de solidificação das amostras soldadas ao ar possibilita uma maior remoção de óxidos do cordão.

Sugestões de trabalhos futuros

- Uma vez que a tecnologia dos aços usados nos dutos avança para graus mais elevados (X80, X90, X100...), seriam oportunos trabalhos usando consumíveis de outras classificações AWS;
- O comportamento de tipos de revestimento (rutílicos, básico, ligado...) quanto a variação do oxigênio;
- Estudar outras definições de basicidade e suas relações com o teor de oxigênio;
- Identificar os efeitos dos componentes da escória nas suas propriedades físicas como densidade, viscosidade, temperatura *liquidus* e suas consequências na qualidade do cordão;
- Utilizar a metodologia de superfície de respostas, aumentando o domínio dos fatores, uma vez que há indícios que algumas características não tiveram muita aderência com o modelo linear;
- Trabalhar com níveis de taxas de resfriamento mais elevadas (reduzindo a temperatura do fluido).

7 Referências Bibliográficas

1. FORTES, C.; VAZ, C. T. **Eletrodos Revestidos**. [s.l.: s.n.].
2. KJELLBERG, O. **Electric welding, brazing, or soldering**. EUA United States Patent Office, , 1910. Disponível em: <<https://www.google.com.br/patents/US948764>>
3. WAINER, E.; BRANDI, S. D.; MELLO, F. D. H. DE. **Soldagem: processos e metalurgia**. 1ª ed. São Paulo, Brasil: Edgar Blucher Ltda., 1992.
4. AMERICAN WELDING SOCIETY. **Welding handbook volume 2 welding processes**. 8. ed. Miami, FL: AWS, 1998.
5. N-2163. Soldagem e Trepanação em Equipamentos , Tubulações Industriais e Dutos em Operação N-2163. 2011.
6. RODRIGUES, C.; WERNECK, M. **Transporte de combustíveis no Brasil Investimentos para o abastecimento até 2020**. Disponível em: <<http://www.tecnologistica.com.br/portal/artigos/70764/transporte-de-combustiveis-no-brasil-investimentos-para-o-abastecimento-ate-2020/>>. Acesso em: 4 out. 2016.
7. CASANOVA, J. et al. Uma breve revisão histórica do desenvolvimento da soldagem dos aços API para tubulações. **Soldagem & Inspeção**, v. 18, n. 2, p. 176–195, jun. 2013.
8. BAILEY, N. et al. **Welding Steels Without Hydrogen Cracking**. 2. ed. Abington: Woodhead Publishing Limited, 2004.
9. GRANJON, H. **Fundamentals of welding metallurgy**. Abington: Woodhead Publishing Limited, 1991.
10. VAZ, C. T. et al. Impermeable low hydrogen covered electrodes: Weld metal, slag, and fumes evaluation. **Journal of Materials Research and Technology**, v. 1, n. 2, p. 64–70, 2012.
11. PADHY, G. K.; KOMIZO, Y. Diffusible Hydrogen in Steel Weldments. **Transactions of JWRI**, v. 42, n. 1, p. 39–62, 2013.
12. KOU, S. **Welding Metallurgy**. [s.l.] WILEY INTERSCIENCE, 2003. v. 2nd

13. AMERICAN WELDING SOCIETY. **AWS A5.1-91 Specification for carbon steel electrodes for shielded metal arc welding** Norma, 1991.
14. SHEWMON, P. **Diffusion in solids**. 2^a ed. [s.l.] Wiley-TMS, 1991.
15. PRESSOUYRE, G. M. A classification of hydrogen traps in steel. **Metallurgical Transactions A**, v. 10, n. 10, p. 1571–1573, 1979.
16. PRESSOUYRE, G. M. Hydrogen traps, repellers, and obstacles in steel; Consequences on hydrogen diffusion, solubility, and embrittlement. **Metallurgical Transactions A**, v. 14, n. 10, p. 2189–2193, 1983.
17. AMERICAN WELDING SOCIETY. Welding handbook volume 1 welding technology. In: CONNOR, L. P. (Ed.). . 8. ed. Miami, FL: AWS, 1998. v. 1.
18. MODENESI, P. J.; MARQUES, P. V.; BRACARENSE, A. Q. **Soldagem - fundamentos e tecnologia**. 3^a ed. Belo Horizonte: Editora UFMG, 2005.
19. MORGAN, D. W. Classification and use of mild steel covered electrodes. **Welding Journal**, v. 55, n. 12, p. 1035–1038, 1976.
20. GRONG, O.; MATLOCK, D. K. Microstructural development in mild and low-alloy steel weld metals. **International Metals Reviews**, v. 31, n. 1, p. 27–48, 1986.
21. FARRAR, R. A.; HARRISON, P. L. Acicular ferrite in carbon-manganese weld metals: An overview. **Journal of Materials Science**, v. 22, n. 11, p. 3812–3820, 1987.
22. ABSON, D. J.; PARGETER, R. J. Factors influencing as-deposited strength, microstructure, and toughness of manual metal arc welds suitable for C-Mn steel fabrications. **International Materials Reviews**, v. 31, n. 1, p. 141–196, 1986.
23. BABU, S. S. The mechanism of acicular ferrite in weld deposits. **Current Opinion in Solid State and Materials Science**, v. 8, n. 3, p. 267–278, 2004.
24. GRONG, Ø. et al. Catalyst effects in heterogeneous nucleation of acicular ferrite. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 26, n. 3, p. 525–534, mar. 1995.
25. KLUKEN, A. O.; GRONG, O. Mechanisms of inclusion formation in Al-Ti-

Si-Mn deoxidized steel weld metals. **Metallurgical Transactions A**, v. 20, n. 8, p. 1335–1349, ago. 1989.

26. LEE, T.-K. et al. Effect of Inclusion Size on the Nucleation of Acicular Ferrite in Welds. **ISI International**, v. 40, n. 12, p. 1260–1268, 2000.

27. GRONG, O. **Metallurgical Modelling of Welding**. 2ª ed. [s.l.] The Institute of Materials, 1997.

28. EAGAR, T. W. Sources of weld metal oxygen contamination during submerged arc welding. **Welding research supplement**, v. 2, n. 57, p. 76–s–80–s, 1978.

29. PAREKH, M. Filler Metal Flux Basicity Determination Using the Optical Basicity Index. n. February, p. 68–76, 1989.

30. TURKDOGAN, E. T. Fundamentals of steelmaking. **Materials Characterization**, v. 37, n. 4, p. 237, 1996.

31. SÁNCHEZ OSIO, A.; LIU, S.; OLSON, D. L. The effect of solidification on the formation and growth of inclusions in low carbon steel welds. **Materials Science and Engineering: A**, v. 221, n. 1, p. 122–133, 1996.

32. SALSBURG, D. S. **Uma senhora toma chá... como a estatística revolucionou a ciência no século XX**. [s.l.] Zahar, 2009.

33. MONTGOMERY, D. C. **Design and Analysis of Experiments**. [s.l.: s.n.]. v. 2

34. BARROS NETO, B.; SCARMINIO, I. S.; BRUNS, R. E. **Como fazer experimentos: Pesquisa e desenvolvimento na ciência e na indústria**. [s.l.: s.n.].

35. BENYOUNIS, K. Y. Y.; OLABI, A. G. G. Optimization of different welding processes using statistical and numerical approaches – A reference guide. **Advances in Engineering Software**, v. 39, n. 6, p. 483–496, jun. 2008.

36. MYERS, R. H.; MONTGOMERY, D. C.; ANDERSON-COOK, C. M. **Response surface methodology**. 3ª ed. Hoboken, New Jersey, New Jersey: John Wiley & Sons, Inc., 2009.

37. GENICHI TAGUCHI, SUBIR CHOWDHURY, Y. W. **Taguchi's Quality**

Engineering Handbook. [s.l: s.n.].

38. BOX, G.; BISGAARD, S.; FUNG, C. An explanation and critique of taguchi's contributions to quality engineering. **Quality and Reliability Engineering International**, v. 4, n. 2, p. 123–131, 1988.

39. RODRIGUES, L. DE O. **Análise e otimização de parâmetros na soldagem com arame tubular.** [s.l.] Universidade Federal de Itajubá, 2005.

40. AMERICAN SOCIETY OF MECHANICAL ENGINEERS. **ASME Boiler and pressure vessel code**New YorkAmerican Society of Mechanical Engineers, , 2017.

41. BRUCE, W. A. QUALIFICATION OF PROCEDURES FOR WELDING ONTO IN-SERVICE PIPELINES. 2002.

42. CULLITY, B. D.; STOCK, S. R. **Elements of X-ray diffraction, 3rd edition.** 3ª ed. Edinburgh Gate: Pearson Education Limited, 2014.

43. PANALYTICAL. **The HighScore suite: from phase identification to Rietveld analysis.** [s.l: s.n.].

44. ASTM. **ASTM E1019-11 Standard test methods for determination of carbon, sulfur, nitrogen, and oxygen in steel and in iron, nickel, and cobalt alloys by various combustion and fusion techniques,** 2003.

45. OLSON, D. L.; LIU, S. The Role of Inclusions in Controlling HSLA Steel Weld Microstructures. **Welding Journal Research Supplement**, n. June, p. 139s–149s, 1986.

46. FEDELE, R. A.; BRANDI, S. D.; DAMASCENO, J. DE M. Influência dos parâmetros de soldagem por eletrodo revestido na transferência de elementos químicos. **Soldagem & Inspeção**2, v. 7, n. 2, p. 39–46, 2002.

47. SWISHER, J. H.; TURKDOGAN, E. T. Solubility, Permeability, and Diffusivity of Oxygen in Solid Iron. **Transactions of the Metallurgical Society of AIME**, v. 239, n. 4, p. 426–431, 1967.

48. KIM, J. H.; FROST, R. H.; OLSON, D. L. Electrochemical oxygen transfer during direct current arc welding. **Welding Journal**, v. 77, n. 12, p. 488S–494S,

1998.

49. FROST, R. H.; OLSON, D. L.; BLANDER, M. Effect of electrochemical reactions on submerged arc weld metal compositions. **Welding research supplement**, n. December, p. 446–453, 1990.

50. DEBROY, T. **Research Group of Welding and Additive Manufacturing Modeling in Penn State**. Disponível em: <<http://www.matse.psu.edu/modeling/animations.html>>. Acesso em: 12 fev. 2018.

51. MITRA, U.; EAGAR, T. W. Slag-Metal Reactions during Welding: Part II. Theory. v. 22, n. February, p. 73–81, 1991.

52. ROSENQVIST, T. **Principles of extractive metallurgy**. [s.l.] Tapir Academic Press, 2004.

53. GASKELL, D. R. **Introduction to the thermodynamics of materials**. 4^a ed. New York: Taylor & Francis, 2003.

54. VEREIN DEUTSCHER EISENHÜTTENLEUTE. **Schlackenatlas**. 1^a ed. Düsseldorf: Verlag Stahleisen, 1981.

55. REIS, B. H.; BIELEFELDT, W. V.; VILELA, A. C. F. Absorption of non-metallic inclusions by steelmaking slags - A review. **Journal of Materials Research and Technology**, v. 3, n. 2, p. 179–185, 2014.

56. LIN, M.; EAGAR, T. W. Influence of Arc Pressure on Weld Pool Geometry. **Welding Journal**, p. 163–169, 1985.

APÊNDICE A – Parâmetros de soldagem adquiridos durante a segunda etapa experimental

Amostra	Cordão	Vs (mm/min)	Vs (mm/s)	Lc (medido)	Tempo de arco aberto (s)	Tempo de aquisição (s)	Potência Instântanea média (W)	Heat input (kJ/mm)	Corrente média	Desvio padrão da corrente	Tensão média	Desvio padrão da tensão	Potência instântanea média	Desvio padrão da potência instântanea
W71	Cordão 1	107	1,8	87	49	40,0	2995,2	1,69	98,72	7,07	30,64	5,29	2995,2	418,5
W71	Cordão 2	112	1,9	88	47	40,0	3086,7	1,65	96,63	6,98	32,23	4,69	3086,7	328,4
W71	Cordão 3	102	1,7	88	52	40,0	2987,1	1,77	99,63	6,25	30,23	5,16	2987,1	422,7
W72	Cordão 1	96	1,6	83	52	40,0	2319,2	1,45	81,49	5,63	28,72	5,23	2319,2	363,5
W72	Cordão 2	96	1,6	83	52	40,0	2351,4	1,47	81,30	5,52	29,18	5,09	2351,4	355,6
W72	Cordão 3	94	1,6	80	51	40,0	2381,5	1,52	82,46	5,39	29,13	5,12	2381,5	364,4
W74	Cordão 1	97	1,6	87	54	40,0	2244,9	1,39	79,98	5,30	28,31	5,22	2244,9	365,0
W74	Cordão 2	98	1,6	83	51	40,0	2284,1	1,40	80,88	5,37	28,49	5,25	2284,1	364,8
W74	Cordão 3	101	1,7	84	50	40,0	2350,0	1,40	80,96	5,05	29,26	5,09	2350,0	353,6
W73	Cordão 1	93	1,6	90	58	40,0	2875,3	1,85	87,86	7,15	33,06	4,80	2875,3	289,2
W73	Cordão 2	100	1,7	80	48	40,0	2932,4	1,76	87,95	7,86	33,61	4,49	2932,4	333,2
W73	Cordão 3	103	1,7	81	47	40,0	2881,7	1,67	89,00	6,92	32,69	4,75	2881,7	302,0

Amostra	Cordão	Vs (mm/min)	Vs (mm/s)	Lc (medido)	Tempo de arco aberto (s)	Tempo de aquisição (s)	Potência Instântanea média (W)	Heat input (kJ/mm)	Corrente média	Desvio padrão da corrente	Tensão média	Desvio padrão da tensão	Potência instântanea média	Desvio padrão da potência instântanea
Z71	Cordão 1	98	1,6	85	52	40,0	2725,0	1,67	91,76	6,23	29,98	5,50	2725,0	428,5
Z71	Cordão 2	95	1,6	82	52	40,0	2786,4	1,77	90,31	6,70	31,17	5,29	2786,4	377,4
Z71	Cordão 3	104	1,7	83	48	40,0	2802,9	1,62	89,83	7,00	31,54	5,36	2802,9	373,0
Z72	Cordão 1	98	1,6	85	52	40,0	2061,4	1,26	75,13	23,05	29,81	8,84	2061,4	724,6
Z72	Cordão 2	94	1,6	86	55	40,0	2311,7	1,48	81,39	5,33	28,66	5,35	2311,7	378,0
Z72	Cordão 3	100	1,7	85	51	40,0	2283,4	1,37	81,61	5,04	28,22	5,35	2283,4	390,3
Z73	Cordão 1	99	1,7	86	52	40,0	2740,7	1,66	94,16	5,95	29,36	5,45	2740,7	445,4
Z73	Cordão 2	96	1,6	85	53	40,0	2828,6	1,76	90,66	7,41	31,58	5,54	2828,6	377,9
Z73	Cordão 3	100	1,7	85	51	40,0	2784,0	1,67	92,55	6,63	30,40	5,54	2784,0	420,0
Z74	Cordão 1	93	1,6	87	56	40,0	2152,6	1,39	83,79	5,01	25,88	5,12	2152,6	405,3
Z74	Cordão 2	100	1,7	87	52	40,0	2316,3	1,38	82,48	5,17	28,33	5,34	2316,3	388,3
Z74	Cordão 3	100	1,7	87	52	40,0	2263,7	1,35	83,19	4,98	27,43	5,29	2263,7	398,7

APÊNDICE B – Análises químicas das amostras soldadas com eletrodos W70 e Z70

Amostra	(% mássica)																		
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Al	Co	Cu	Nb	Ti	V	W	B	Zn	Fe	Ceq
W70	0,087	0,021	0,484	0,020	0,012	0,022	0,012	0,017	0,003 < 0,0010	0,013	0,003	0,001	0,001	0,001 < 0,0010	0,001 < 0,0050	0,001 < 0,0010	99,200	0,1763	
W70	0,085	0,025	0,487	0,021	0,012	0,021	0,012	0,018	0,003 < 0,0010	0,014	0,002	0,002	0,002	0,001 < 0,0050	0,001 < 0,0050	0,001 < 0,0010	99,200	0,1747	
W70	0,083	0,021	0,486	0,021	0,011	0,021	0,011	0,017	0,003 < 0,0010	0,013	0,002	0,002	0,001	0,001 < 0,0050	0,001 < 0,0050	0,001 < 0,0010	99,200	0,1728	
W71	0,0732	0,366	1,22	0,025	0,0106	0,0773	0,0097	0,0184	0,0012	0,0023	0,0342	0,0048	0,0054	0,0086 < 0,0050	0,00076 < 0,0010		98,1	0,2992	
W71	0,0798	0,364	1,16	0,0253	0,0114	0,072	0,0104	0,0193	0,0012	0,0026	0,0348	0,0044	0,0057	0,0084 < 0,0050	0,0011 < 0,0010		98,1	0,2949	
W71	0,0737	0,333	1,16	0,0248	0,0104	0,0722	0,0103	0,0183	0,0012	0,0022	0,0346	0,0045	0,0047	0,0086 < 0,0050	0,00082 < 0,0010		98,1	0,2888	
W72	0,152	0,49	1,34	0,0305	0,035	0,0885	0,0103	0,0195	0,0029 < 0,0010	0,036	0,0073	0,0096	0,0096	0,0104 < 0,0050	0,00077	0,0015	97,7	0,4009	
W72	0,0963	0,448	1,31	0,0279	0,0117	0,074	0,0109	0,0195	0,0013	0,0029	0,0359	0,0059	0,0059	0,009 < 0,0050	0,0013 < 0,0010		97,8	0,3371	
W72	0,0895	0,428	1,31	0,0275	0,0123	0,0729	0,0116	0,0204	0,0014	0,0028	0,0353	0,0058	0,0058	0,0092 < 0,0050	0,001 < 0,0010		97,9	0,3303	
W73	0,0966	0,346	1,18	0,0303	0,0197	0,0715	0,0116	0,0205	0,0017	0,0037	0,0356	0,0052	0,0066	0,0085 < 0,0050	0,001 < 0,0010		98,1	0,3153	
W73	0,0836	0,308	1,09	0,026	0,0121	0,119	0,0157	0,0625	0,0013	0,0052	0,0342	0,0039	0,0057	0,0081 < 0,0050	0,0012 < 0,0010		98,1	0,3003	
W73	0,0811	0,322	1,17	0,0276	0,0127	0,07	0,0108	0,0195	0,0012	0,0034	0,0346	0,0041	0,0056	0,0081 < 0,0050	0,001 < 0,0010		98,1	0,2975	
W74	0,0982	0,387	1,24	0,0311	0,02	0,0745	0,0102	0,0179	0,0012	0,0016	0,0356	0,0054	0,0053	0,0089 < 0,0050	0,00037 < 0,0010		98	0,3272	
W74	0,0835	0,442	1,33	0,0262	0,0114	0,0727	0,0106	0,0189	0,0011	0,0038	0,035	0,0055	0,0057	0,0086 < 0,0050	0,0012 < 0,0010		97,9	0,3271	
W74	0,0881	0,384	1,23	0,0281	0,0126	0,0738	0,0126	0,0209	0,0012	0,0041	0,036	0,0054	0,0061	0,0089 < 0,0050	0,0011 < 0,0010		98	0,3160	
W75	0,125	0,478	1,370	0,017	0,013	0,063	0,007	0,018	0,002	0,002	0,036	0,005	0,006	0,006 < 0,0050	< 0,00020 < 0,0010		97,800	0,3721	
W75	0,119	0,462	1,330	0,019	0,010	0,064	0,008	0,022	0,002	0,004	0,038	0,005	0,007	0,006 < 0,0050	0,001 < 0,0010		97,800	0,3604	
W75	0,112	0,479	1,370	0,016	0,010	0,063	0,006	0,017	0,002	0,003	0,036	0,005	0,007	0,006 < 0,0050	0,000	0,002	97,800	0,3590	
W76	0,098	0,506	1,370	0,020	0,010	0,064	0,008	0,020	0,002	0,005	0,036	0,005	0,012	0,007 < 0,0050	0,001 < 0,0010		97,800	0,3455	
W76	0,096	0,460	1,350	0,017	0,009	0,062	0,008	0,021	0,001	0,005	0,037	0,005	0,006	0,006	0,014	0,001 < 0,0010	97,800	0,3398	
W76	0,098	0,473	1,330	0,018	0,009	0,061	0,008	0,022	0,001	0,006	0,037	0,005	0,006	0,006	0,015	0,002 < 0,0010	97,800	0,3385	

Amostra	(% mássica)																		
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Al	Co	Cu	Nb	Ti	V	W	B	Zn	Fe	Ceq
Z70	0,085	0,015	0,472	0,021	0,012	0,023	0,003	0,010	0,007	< 0,0010	0,022	0,001	0,001	0,001	< 0,0050	0,001	< 0,0010	99,200	0,1712
Z70	0,085	0,014	0,474	0,021	0,012	0,022	0,003	0,010	0,006	< 0,0010	0,022	0,002	0,001	0,001	< 0,0050	0,000	< 0,0010	99,200	0,1711
Z70	0,083	0,013	0,476	0,019	0,011	0,022	0,003	0,010	0,006	< 0,0010	0,022	0,002	0,001	0,001	< 0,0050	0,000	< 0,0010	99,200	0,1699
Z71	0,062	0,331	0,884	0,0245	0,0118	0,0341	0,0053	0,0114	0,0023	0,0027	0,0207	0,0035	0,0055	0,0056	< 0,0050	0,00098	< 0,0010	98,5	0,2205
Z71	0,0601	0,331	0,856	0,0263	0,0152	0,0329	0,0054	0,0126	0,0021	0,0027	0,0218	0,0032	0,005	0,0056	< 0,0050	0,0012	0,0016	98,5	0,2138
Z71	0,0566	0,304	0,863	0,0252	0,0116	0,032	0,0057	0,0138	0,002	0,0024	0,0212	0,0029	0,0048	0,0054	< 0,0050	0,0013	< 0,0010	98,6	0,2114
Z72	0,0613	0,411	1	0,0277	0,0145	0,0362	0,0059	0,0125	0,0024	0,0033	0,0217	0,0043	0,0051	0,0064	< 0,0050	0,0011	< 0,0010	98,3	0,2399
Z72	0,0597	0,368	1	0,0279	0,0132	0,0359	0,0055	0,013	0,0024	0,0025	0,0224	0,0036	0,0047	0,0063	< 0,0050	0,00074	< 0,0010	98,3	0,2383
Z72	0,0595	0,35	0,966	0,0265	0,0132	0,0358	0,0059	0,0144	0,0021	0,0034	0,0219	0,0035	0,004	0,0061	< 0,0050	0,0011	< 0,0010	98,4	0,2325
Z73	0,0834	0,277	0,772	0,0281	0,0244	0,0357	0,0057	0,013	0,0025	0,0023	0,0208	0,0031	0,0056	0,0054	< 0,0050	0,0012	0,0014	98,6	0,2237
Z73	0,0589	0,307	0,864	0,0271	0,0127	0,0375	0,0068	0,0147	0,0019	< 0,0010	0,0213	0,0029	0,0044	0,0057	< 0,0050	0,00079	< 0,0010	98,6	0,2153
Z74	0,0628	0,425	1,08	0,0277	0,012	0,0355	0,0054	0,012	0,0027	0,0022	0,0216	0,004	0,0054	0,0065	< 0,0050	0,001	< 0,0010	98,2	0,2545
Z74	0,06	0,443	1,09	0,0268	0,0115	0,0351	0,005	0,0111	0,0026	0,0027	0,0211	0,0034	0,0056	0,0063	< 0,0050	0,0011	< 0,0010	98,2	0,2531
Z74	0,0599	0,469	1,07	0,0269	0,0118	0,0364	0,006	0,0127	0,0028	0,0033	0,0211	0,0042	0,006	0,0066	< 0,0050	0,0016	< 0,0010	98,2	0,2503
Z75	0,072	0,451	0,976	0,020	0,011	0,032	0,003	0,014	0,003	0,004	0,024	0,003	0,007	0,003	0,013	0,001	< 0,0010	98,300	0,2453
Z75	0,072	0,422	0,974	0,018	0,011	0,033	0,002	0,011	0,004	0,005	0,022	0,003	0,007	0,003	< 0,0050	0,001	< 0,0010	98,300	0,2442
Z75	0,075	0,392	0,953	0,020	0,011	0,035	0,003	0,013	0,003	0,004	0,023	0,003	0,006	0,004	< 0,0050	0,001	< 0,0010	98,400	0,2442
Z76	0,070	0,481	1,090	0,020	0,010	0,032	0,001	0,011	0,003	0,003	0,023	0,003	0,005	0,004	< 0,0050	0,000	< 0,0010	98,200	0,2611
Z76	0,071	0,442	1,030	0,020	0,010	0,033	0,002	0,012	0,003	0,004	0,023	0,003	0,005	0,004	< 0,0050	0,001	< 0,0010	98,300	0,2527
Z76	0,072	0,440	1,010	0,020	0,011	0,036	0,002	0,012	0,003	0,004	0,023	0,003	0,006	0,004	< 0,0050	0,001	< 0,0010	98,300	0,2508

ANEXO A – Informações das análises de difração de raios X

Anexo B.1 – Lista de picos do difratograma do revestimento do eletrodo W70.

2 θ (°)	d [Å]	Intensidade relativa [%]	Combinado com:
29,4451	3,03353	100,00	96-901-6707; 96-900-7170
47,0326	1,93053	49,79	96-901-6707; 96-100-0044; 96-900-8601; 96-900-7170
28,3082	3,15272	49,04	96-100-0044
47,1654	1,93018	31,85	Não combinou com nenhuma carta cristalográfica da base de dados.
47,5267	1,9116	15,59	96-901-6707
48,5449	1,87386	15,24	96-901-6707
55,7711	1,64697	14,02	96-100-0044
43,2057	2,09396	13,30	96-901-6707
39,4484	2,28431	11,78	96-901-6707; 96-900-7170
27,4688	3,24713	9,74	96-901-5663
48,6827	1,87352	9,52	Não combinou com nenhuma carta cristalográfica da base de dados.
36,1129	2,48727	9,37	96-901-6707; 96-901-5663; 96-900-6469
87,3475	1,11548	9,33	96-100-0044; 96-901-5663; 96-900-7170
44,7232	2,02638	8,32	96-900-0658
55,9353	1,6466	8,06	Não combinou com nenhuma carta cristalográfica da base de dados.
68,6595	1,36589	6,24	96-100-0044; 96-900-7170
57,4354	1,60314	5,30	96-901-6707; 96-900-7170
87,6302	1,11538	4,99	Não combinou com nenhuma carta cristalográfica da base de dados.
64,6962	1,43965	4,58	96-901-6707; 96-901-6135
75,8169	1,25374	4,58	96-100-0044
23,1144	3,84802	4,51	96-901-6707
68,8749	1,36553	4,32	Não combinou com nenhuma carta cristalográfica da base de dados.
60,6959	1,52459	4,04	96-901-6707; 96-901-6135; 96-900-6469; 96-900-7170
69,0268	1,35951	3,88	96-901-5663; 96-900-7170
54,3371	1,687	3,82	96-901-5663; 96-900-7170
56,6231	1,62419	3,81	96-901-6707; 96-901-5663; 96-900-7170
82,3342	1,17021	3,57	96-901-6707; 96-901-5663; 96-900-0658; 96-901-6135; 96-900-7170
41,2537	2,18842	3,35	96-901-5663
49,0343	1,85629	2,88	96-901-6135
69,2165	1,35962	2,76	Não combinou com nenhuma carta cristalográfica da base de dados.
26,6973	3,33919	2,67	96-900-8656; 96-900-7170
65,6051	1,42188	2,58	96-901-6707; 96-901-5663
83,7738	1,15373	2,58	96-901-6707; 96-900-7170
45,2094	2,00571	2,49	96-900-7170
76,0736	1,25325	2,23	Não combinou com nenhuma carta cristalográfica da base de dados.
45,6077	1,98912	2,10	96-900-7170
72,9163	1,29629	2,09	96-901-6707; 96-901-6135; 96-900-7170

81,5178	1,17985	1,87	96-901-6707; 96-900-8656
46,1006	1,96899	1,71	<i>Não combinou com nenhuma carta cristalográfica da base de dados.</i>
31,4876	2,84126	1,67	96-901-6707
61,4714	1,5072	1,67	96-901-6707; 96-900-7170
30,9777	2,88686	1,57	96-900-8656
77,164	1,23518	1,55	96-901-6707
49,8324	1,82842	1,49	<i>Não combinou com nenhuma carta cristalográfica da base de dados.</i>
63,0907	1,47236	1,38	96-901-6707; 96-900-7170
89,5181	1,09398	1,34	96-901-5663; 96-900-7170
84,7845	1,14253	1,18	96-901-6707; 96-900-7170
39,9917	2,25452	1,10	96-900-8601; 96-900-7170
70,3121	1,33778	1,03	96-901-6707; 96-900-7170
17,3151	5,12154	0,99	96-901-6135
37,7652	2,38215	0,99	96-901-6135
80,0252	1,19806	0,89	96-901-6135; 96-900-7170
72,4469	1,30352	0,87	96-901-5663; 96-900-8601; 96-900-7170
41,8884	2,15672	0,74	96-900-6469; 96-900-7170
25,6762	3,46961	0,70	<i>Não combinou com nenhuma carta cristalográfica da base de dados.</i>
21,0624	4,21805	0,36	<i>Não combinou com nenhuma carta cristalográfica da base de dados.</i>

Anexo B.2 – Lista de picos do difratograma do revestimento do eletrodo Z70.

2 θ (°)	d [Å]	Intensidade relativa [%]	Combinado com:
29,4703	3,03099	100,00	96-901-6707
28,311	3,15241	83,49	96-100-0044
47,0288	1,93067	58,44	96-100-0044
47,1599	1,9304	36,61	<i>Não combinou com nenhuma carta cristalográfica da base de dados.</i>
26,6802	3,34129	28,22	96-500-0036
55,7692	1,64702	20,35	96-100-0044; 96-900-0685
47,5437	1,91096	16,02	96-901-6707; 96-900-0685
39,5017	2,28135	14,97	96-901-6707; 96-500-0036
27,0052	3,3018	14,67	96-900-0685
87,3503	1,11546	13,05	96-100-0044; 96-500-0036; 96-900-7433
48,5579	1,87339	11,88	96-901-6707; 96-900-1971
36,0934	2,48857	11,75	96-901-6707; 96-900-7433
43,2148	2,09354	11,44	96-901-6707
53,4705	1,71228	11,23	96-900-0685; 96-901-6135
55,9276	1,64681	10,49	<i>Não combinou com nenhuma carta cristalográfica da base de dados.</i>
27,4741	3,24651	9,79	96-900-7433
68,6545	1,36597	9,60	96-100-0044
75,8316	1,25353	8,15	96-100-0044; 96-500-0036
35,6096	2,52126	7,88	96-900-0685
43,8001	2,06521	7,84	96-900-0685
87,6215	1,11547	7,64	<i>Não combinou com nenhuma carta cristalográfica da base de dados.</i>
54,3437	1,68681	6,98	96-900-7433
44,6957	2,02588	6,92	96-901-3200
67,756	1,38189	5,57	96-500-0036; 96-900-0685
50,1597	1,81725	5,54	96-500-0036
53,6185	1,71214	5,32	<i>Não combinou com nenhuma carta cristalográfica da base de dados.</i>
57,4706	1,60224	5,27	96-901-6707
56,6334	1,62392	4,90	96-901-6707; 96-900-7433
76,0716	1,25017	4,68	96-900-0685
20,9082	4,2488	4,54	96-500-0036
68,326	1,37174	4,47	96-500-0036
64,7258	1,43906	4,32	96-901-6707; 96-901-6135; 96-900-1971
43,9244	2,06477	4,20	<i>Não combinou com nenhuma carta cristalográfica da base de dados.</i>
59,9712	1,54127	4,04	96-500-0036
23,1357	3,84454	4,02	96-901-6707
68,1645	1,37459	4,01	96-500-0036; 96-900-1971
60,7175	1,5241	3,99	96-901-6707; 96-901-6135
45,2286	2,00325	3,73	<i>Não combinou com nenhuma carta cristalográfica da base de dados.</i>
32,6597	2,74192	3,54	96-100-0044
83,8134	1,15328	3,53	96-901-6707; 96-500-0036

62,8226	1,478	3,45	96-900-0685; 96-900-7433
38,488	2,33907	3,35	96-900-0685; 96-901-3200
82,3052	1,17055	3,29	96-901-6707; 96-900-7433; 96-901-3200; 96-901-6135
65,6803	1,42044	3,20	96-901-6707; 96-500-0036
31,0372	2,88145	3,18	96-900-1971
36,5734	2,457	3,08	96-500-0036; 96-900-1971
20,0687	4,4246	2,54	96-900-0685
88,7556	1,10139	2,48	96-900-0685
31,509	2,83938	2,32	96-901-6707
49,8053	1,82935	2,30	<i>Não combinou com nenhuma carta cristalográfica da base de dados.</i>
52,146	1,75261	2,14	96-900-0685
60,1537	1,54085	2,13	<i>Não combinou com nenhuma carta cristalográfica da base de dados.</i>
73,0646	1,29402	2,07	96-901-6707
79,9407	1,19911	2,04	96-500-0036; 96-900-0685; 96-900-7433; 96-901-6135
42,478	2,12814	2,02	96-500-0036
41,287	2,18673	1,97	96-900-7433
77,2619	1,23386	1,97	96-901-6707
80,7267	1,18941	1,95	96-900-0685; 96-901-6135
84,9242	1,14101	1,92	96-901-6707; 96-500-0036; 96-900-1971
64,0748	1,4521	1,87	96-500-0036; 96-900-7433
40,3116	2,23736	1,86	96-500-0036
37,7442	2,38343	1,81	96-901-6135
45,8671	1,97683	1,68	96-500-0036
78,1913	1,2215	1,68	96-100-0044; 96-901-3200
70,3664	1,33688	1,60	96-901-6707
17,3195	5,12025	1,49	96-901-6135
33,842	2,64879	1,27	96-900-0685

Anexo B.3 – Cartas cristalográficas para os compostos de CaCO_3 , CaF_2 e SiO_2 .

Composto: CaCO_3

Nome: Calcita

Código de referência: 96-901-6707

Intensidade relativa [%]	d [Å]	2 θ (°)	HKL	Pico identificado
100	3,03183	29,437	1 0 4	Sim
18,4	1,8731	48,566	1 1 6	Sim
17,6	2,28189	39,458	1 1 3	Sim
17,1	1,91	47,569	0 1 8	Sim
14,1	2,49186	36,013	1 1 0	Sim
13,5	2,09193	43,212	2 0 2	Sim
10,8	3,85053	23,08	0 1 2	Sim
7,7	1,60235	57,466	1 2 2	Sim
6,1	1,92504	47,175	0 2 4	Sim
4,7	1,52353	60,743	2 1 4	Sim
2,8	1,1525	83,883	1 3 4	Sim
2,7	1,41988	65,709	0 0 12	Sim
2,6	1,43871	64,744	0 3 0	Sim
2,5	1,62395	56,632	2 1 1	Sim
2,2	1,29508	72,995	1 2 8	Sim
2,1	1,51591	61,08	2 0 8	Sim
2	1,50741	61,462	1 1 9	Sim
1,9	2,83951	31,481	0 0 6	Sim
1,6	1,33725	70,344	0 2 10	Sim
1,5	1,23364	77,278	1 1 12	Sim
1,5	1,17837	81,642	2 1 10	Sim
1,4	1,4714	63,137	1 2 5	Sim
1,4	1,14103	84,923	2 2 6	Sim
0,9	1,58483	58,162	1 0 10	Não
0,8	1,35517	69,28	2 1 7	Sim
0,8	1,24603	76,37	2 2 0	Sim
0,4	1,18544	81,053	3 1 2	Sim
0,2	1,28341	73,768	0 3 6	Sim
0,2	1,17129	82,242	0 1 14	Sim
0,2	1,12327	86,592	1 2 11	Não
0	1,21706	78,532	2 2 3	Não
0	1,19417	80,339	1 3 1	Não
0	1,12946	86,001	3 1 5	Não

Composto: CaF_2

Nome: Fluorita

Código de referência: 96-100-0044

Intensidade relativa [%]	d [Å]	2 θ (°)	HKL	Pico identificado
100,0	1,9312	47,016	0 2 2	Sim
88,0	3,1532	28,280	1 1 1	Sim
31,5	1,6468	55,777	1 1 3	Sim
21,3	1,1149	87,401	2 2 4	Sim
12,0	1,3655	68,685	0 0 4	Sim
10,8	1,2531	75,864	1 3 3	Sim
0,7	1,2213	78,205	0 2 4	Sim
0,4	2,7311	32,765	0 0 2	Sim
0,3	1,5768	58,489	2 2 2	Não

Composto: SiO_2

Nome: Quartzo

Código de referência: 96-500-0036

Intensidade relativa [%]	d [Å]	2 θ (°)	HKL	Pico identificado
100,0	3,3423	26,649	0 1 1	Sim
18,7	1,8174	50,155	1 1 2	Sim
14,3	4,2534	20,868	0 1 0	Sim
10,4	2,4560	36,557	1 1 0	Sim
9,0	2,2809	39,475	1 0 2	Sim
8,2	1,3746	68,164	2 0 3	Sim
7,6	1,5410	59,982	1 2 1	Sim
6,4	1,3817	67,767	1 2 2	Sim
6,4	1,3715	68,339	0 3 1	Sim
4,7	2,2358	40,306	1 1 1	Sim
4,7	1,6713	54,889	0 2 2	Sim
3,9	2,1270	42,466	0 2 0	Sim
3,8	1,1995	79,909	2 1 3	Sim
3,8	1,1837	81,195	1 1 4	Sim
3,2	1,9792	45,809	2 0 1	Sim
2,9	1,2556	75,686	3 0 2	Sim
2,8	1,2877	73,485	1 0 4	Sim
2,6	1,4525	64,056	1 1 3	Sim
2,4	1,6588	55,339	0 1 3	Sim
2,3	1,2280	77,699	2 2 0	Não

2,2	1,1798	81,521	1 3 0	Sim
2,2	1,1527	83,868	1 3 1	Sim
1,3	1,1975	80,071	2 2 1	Sim
0,4	1,8014	50,631	0 0 3	Não
0,4	1,1404	84,981	2 0 4	Sim
0,4	1,1142	87,476	3 0 3	Sim
0,3	1,4179	65,812	0 3 0	Sim
0,2	1,6079	57,251	1 2 0	Sim
0,1	1,1180	87,104	2 2 2	Sim

Composto: SiO₂

Nome: Coesita

Código de referência: 96-900-7170

Observação: Os picos com intensidade relativa menor que 5% foram suprimidos.

Intensidade relativa [%]	d [Å]	2θ (°)	HKL	Pico encontrado?
100,0	3,0476	29,281	0 4 0	Sim
93,4	3,0510	29,248	2 0 0	Sim
79,6	3,0162	29,593	2 2 -1	Sim
76,2	3,0437	29,320	0 0 2	Sim
69,8	3,3314	26,738	1 1 -2	Sim
30,4	3,3581	26,522	1 3 -1	Sim
26,0	2,6358	33,985	1 3 -2	Não
18,7	2,9811	29,950	2 0 -2	Sim
16,6	1,6206	56,761	4 2 -1	Sim
14,9	1,7728	51,509	2 0 2	Não
14,0	1,3266	70,991	1 1 4	Não
13,7	3,3823	26,328	1 3 0	Não
13,0	1,6610	55,260	1 1 -4	Não
12,9	2,2902	39,309	2 4 -1	Sim
12,9	1,7536	52,114	2 6 -1	Não
12,1	1,7853	51,120	3 3 -3	Não
11,8	1,9937	45,458	1 5 -2	Sim
11,0	2,6715	33,518	1 3 1	Não
10,4	1,8188	50,113	3 3 0	Não
9,6	1,2654	74,999	1 9 1	Não
9,3	2,6780	33,433	2 2 -2	Não
9,3	2,2401	40,226	1 1 -3	Não
8,5	2,2765	39,555	1 1 2	Sim
8,5	1,3197	71,422	4 6 -2	Não
7,5	1,6790	54,616	2 6 -2	Não

7,3	1,3209	71,349	1 9 -1	Não
7,3	1,2952	72,989	4 6 -1	Sim
7,3	1,2731	74,463	4 2 -5	Não
7,2	6,0952	14,521	0 2 0	Não
7,2	3,4041	26,157	1 1 1	Não
7,2	1,3058	72,300	4 2 1	Sim
6,8	2,2243	40,524	3 1 -2	Não
6,5	1,5056	61,544	2 4 -4	Sim
6,1	1,3028	72,494	5 3 -3	Sim
6,0	1,2594	75,414	5 3 -1	Não
5,3	1,3229	71,223	3 7 0	Não
5,2	2,1564	41,859	2 4 0	Sim
5,1	1,3180	71,528	2 6 -4	Não
5,0	1,5324	60,356	2 4 2	Não