JULIO CEZAR BARCELLOS DA SILVA

**Análise do ciclo térmico da soldagem por atrito com pino consumível do aço
inoxidável superduplex ASTM A890 grade 6A**

Tese apresentada à Escola Politécnica da
Universidade de São Paulo para obtenção
do título de Doutor em Ciências

São Paulo

2017

JULIO CEZAR BARCELLOS DA SILVA

**Análise do ciclo térmico da soldagem por atrito com pino consumível do aço
inoxidável superduplex ASTM A890 grade 6A**

Tese apresentada à Escola Politécnica da
Universidade de São Paulo para obtenção
do título de Doutor em Ciências

Área de concentração:

Engenharia Mecânica de Projeto e
Fabricação

Orientador: Prof. Dr. Gilmar Ferreira
Batalha

São Paulo

2017

Este exemplar foi revisado e alterado em relação à versão original, sob responsabilidade única do autor e com anuência de seu orientador.

São Paulo, _____ de _____ de _____

Assinatura do autor: _____

Assinatura do orientador: _____

Catálogo-na-publicação

Silva, Julio Cezar Barcellos da

Análise do ciclo térmico da soldagem por atrito com pino consumível do aço inoxidável superduplex ASTM A890 grade 6A / J. C. B. Silva – São Paulo 2017.

174 p.

Tese (Doutorado) – Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. Departamento de Engenharia Mecatrônica e de Sistemas Mecânicos.

1. Soldagem 2. Atrito 3. Aço inoxidável superduplex 4. FTSW. 5. FHPP

I. Universidade de São Paulo. Escola Politécnica. Departamento de Engenharia Mecatrônica e de Sistemas Mecânicos II.t.

*Dedico esta tese a meu pai Antônio: memória de
honestidade, inteligência e tranquilidade.*

AGRADECIMENTOS

A tese aqui apresentada é fruto de um período longo de trabalho e estudo onde muitas coisas aconteceram, muitas coisas mudaram e muitas coisas tiveram um impacto, em maior ou menor grau, no resultado obtido. Mas durante esse período pude reforçar minha fé em Deus, pois ora em meio a dificuldades, ora em meio a momentos de felicidade, sempre percebi a presença d'Ele. Portanto, meu agradecimento ao Pai Maior.

O meu agradecimento à gestão do Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia de Santa Catarina - IFSC, instituição onde trabalho com orgulho, pela iniciativa e dedicação na consolidação do Doutorado Interinstitucional – DINTER, em parceria com a Universidade de São Paulo - USP. Graças a essa ação, hoje posso afirmar, também com orgulho, ter realizado meu doutoramento em uma instituição de prestígio internacional.

Quero agradecer, com todo o mérito, ao meu orientador, professor Gilmar Ferreira Batalha, por quem tenho grande admiração profissional e pessoal, em especial por sua compreensão e paciência em momentos críticos dessa longa caminhada. Entre os motivos que tornam a Escola Politécnica da USP um centro de referência no ensino de engenharia, está a competência de seus docentes. O professor Gilmar sempre demonstrou isso em cada contato que tivemos.

O meu agradecimento também a um professor que marcou minha trajetória acadêmica, meu orientador de dissertação de mestrado na Universidade Federal de Santa Maria, o professor Luiz Antônio Vidal de Negreiros Gomes. Muito do que ele tentou me ensinar em tempos passados, e que minha imaturidade e ignorância não permitiram perceber por completo, foram, com o passar dos anos, tomando uma importância e clareza cada vez maior.

O meu agradecimento com muito amor a todos da minha família, que sempre consideraram o estudo como uma forma infalível e correta de realizar as mudanças necessárias em nossas vidas. Agradeço ao Marcelo e a Luciane por me acolherem durante o período de realização dos experimentos da tese em Porto Alegre.

Tenho satisfação em agradecer os servidores da Escola Politécnica e os servidores dos campus Chapecó e Xanxerê do IFSC por sempre se mostrarem

prestativos e atenciosos. Nesses locais fui testemunha de muita dedicação ao trabalho.

Gostaria de agradecer à família do Sr. José Luiz Paz por toda confiança depositada em mim e por todo o apoio prestado para que alguns sonhos pudessem se tornar realidade.

Agradeço também aos meus colegas professores, de diversos câmpus, que comigo ingressaram nessa empreitada, chamada DINTER, que ora se encerra. Em especial um agradecimento ao meu amigo professor Alencar Migliavacca, exemplo de dedicação ao estudo. Também agradeço ao excelente grupo de professores da área de Mecânica do campus Xanxerê. É uma honra para mim participar dessa equipe.

Incluo nesse agradecimento o colega politécnico Márcio Wagner Batista dos Santos, sempre disposto a compartilhar dicas e orientações.

A dois colegas em especial devo agradecimentos: muito obrigado ao Henri e a Andressa que acolheram a mim e ao professor Alencar durante vários dias para que pudéssemos cursar as disciplinas obrigatórias em Florianópolis.

Sinto-me no compromisso de agradecer aos integrantes do Laboratório de Metalurgia Física - LAMEF da Universidade Federal do Rio Grande do Sul – UFRGS, que, não só viabilizaram a realização dos experimentos, como também demonstraram simpatia e atenção durante a realização das atividades. Atividades essas que também não aconteceria se não fosse a gentileza do professor Ed Claudio Bordinassi, do Instituto Mauá de Tecnologia, que cedeu o material necessário aos experimentos.

Muito obrigado a todos os meus estudantes, bolsistas, monitores e estagiários, com os quais todos os dias de trabalho aprendo algo novo. Muito obrigado, vocês me mantêm alerta para o novo!

Por fim, quero deixar eternizado o meu agradecimento a duas pessoas que terão sempre o meu amor, duas pessoas que percebo, sempre me dão mais do que recebem: minha amada companheira Inajara de Assis Barcellos e minha amada filha Júlia Paz e Silva. Inspirado em Fernando Pessoa, digo a elas: “- Nossos esforços sempre valerão a pena, porque nossas almas não são pequenas!”.

*(...) O que passou não renego, mas tudo ficou pra trás
Quero o amanhã das lonjuras, a liberdade e a paz
Quero cancha pro meu sonho se tornar realidade
Pra que o sol dos homens livres
Ilumine a humanidade!*

(Machado, A.C.; Alves, F.; Scherer, F.)

RESUMO

Esta tese analisa o ciclo térmico da soldagem por atrito de um aço inoxidável superduplex ASTM A890 - 6A. Esse aço foi unido pelo processo de soldagem com pino consumível em furo cônico não-passante (*Friction Tapered Stud Welding – FTSW*) e a análise teve como objetivo principal a elaboração de um modelo matemático por meio da definição de alguns elementos do ciclo térmico de soldagem em três diferentes pontos das juntas. Os parâmetros analisados foram a rotação, a força axial e o deslocamento do pino. As equações dos ciclos térmicos foram elaboradas pelas relações existentes entre os parâmetros controlados e as temperaturas de saída medidas durante a execução do processo. Para a coleta dessas temperaturas foi fixada uma geometria para as juntas e elaborado um experimento fatorial com três fatores (deslocamento, rotação e força) e dois níveis. As juntas foram avaliadas e atenderam a todos os requisitos pré-estabelecidos. Os ciclos térmicos foram analisados conforme os valores dos seguintes elementos: temperatura de pico – T_p , tempo de aquecimento da junta entre 500°C e 800°C - $\Delta T_{5/8}$, e tempo de resfriamento entre 800°C e 500°C - $\Delta T_{8/5}$. Como resultados do trabalho são apresentadas equações que fazem a relação entre as variáveis de entrada (rotação, força e deslocamento) e as respostas $\Delta T_{5/8}$, T_{pico} e $\Delta T_{8/5}$. As equações permitem avaliar a importância de cada variável de entrada (e de suas interações) em relação à variável de resposta. Os modelos obtidos podem ser utilizados em simulações numéricas de soldagem por atrito do material estudado.

Palavras-chave: Atrito. Soldagem. Superduplex. Aço inoxidável. Ciclo térmico.

ABSTRACT

This work analyzes the thermal cycle of the friction tapered stud welding – FTSW - of a super duplex stainless steel ASTM A890 - 6A. The propose of the analyses was elaborating a mathematical model to define some elements of the welding thermal cycle at three different joint points. The parameters controlled were the rotation, the axial force and the plunge depth of the pin. The thermal cycle equations were elaborated by the relationships between the controlled parameters and the output temperatures measured during the execution of the process. For recording of these temperatures, a joint geometry was fixed, and a factorial design of experiment was developed with three factors (rotation, axial force and plunge depth) and two levels. The joints were evaluated, and they met all established requirements. The thermal cycles were analyzed according to the values of the following elements: peak temperature - T_{peak} , joint heating time between 500 °C and 800 °C - $\Delta T_{5/8}$, and cooling time between 800 °C and 500 °C - $\Delta T_{8/5}$. A list of equations that make the relation between the input variables (rotation, axial force and plunge depth) and the responses $\Delta T_{5/8}$, T_{peak} and $\Delta T_{8/5}$ is presented. These equations allow evaluating the importance of each input variable (and its interactions) in relation to the response variable. The obtained models can be used in numerical simulations of welding by friction of the studied material.

Keywords: Friction. Welding. Superduplex. Stainless steel. Thermal cycle

LISTA DE FIGURAS

Figura 1.0 - Proposta da tese	20
Figura 1.1 – Formação da camada passiva na superfície de aços inoxidáveis.....	23
Figura 1.2 – Taxa de corrosão em função do teor de cromo	24
Figura 1.3 – Gráfico de temperatura <i>versus</i> percentual de Ni, com indicação	26
Figura 1.4 – Tipos de aços inoxidáveis	27
Figura 1.5 – Variação do preço do níquel (em US\$/ton) na	30
Figura 1.6 – Contêineres produzidos em aço inoxidável	31
Figura 1.7 – Reservatório de caminhão-tanque para transporte de leite produzido ..	32
Figura 1.8 – Comparação entre PREN de aços inoxidáveis.....	33
Figura 1.9 – Comparação entre microestruturas de aços inoxidáveis	36
Figura 1.10 – Comparação entre a resistência à corrosão sob tensão fraturante	37
Figura 1.11 – Etapas do processo de refino AOD	38
Figura 1.12 – Efeito do aumento do nitrogênio na liga Fe-Cr-Ni	39
Figura 1.13 – Linha do tempo dos aços inoxidáveis duplex	40
Figura 1.14 – Bomba vertical de aço inoxidável superduplex UNS S32750.....	42
Figura 1.15 – Conexões em T forjadas em aço superduplex UNS S32950	42
Figura 1.16 – Válvula globo produzida com aço superduplex UNS S32750	43
Figura 1.17 – Bomba multiestágios fabricada com aço inoxidável superduplex.....	43
Figura 1.18 – Tubos umbilicais com aço inoxidável superduplex SAF 2507	43
Figura 1.19 – Micrografia do aço inoxidável superduplex ASTM A890 gr6A.	45
Figura 1.20 – Diagrama pseudobinário Cr-Ni-68%Fe com indicação.....	47
Figura 1.21 - Diagrama de Schaeffler	48
Figura 1.22 - Diagrama de Schoefer	49
Figura 1.23 – Precipitações possíveis nos aços inoxidáveis superduplex.....	50
Figura 1.24 – Problemas relacionados à soldagem dos aços inoxidáveis.....	54
Figura 1.25 – Exemplo de aplicação do Diagrama de Schaeffler	54
Figura 2.1 – Patente de processo de soldagem por atrito de cabos	58
Figura 2.2 – Desenho principal da patente britânica concedida	59
Figura 2.3 – Processo <i>Friction Forming</i> patenteado pelo TWI	59
Figura 2.4 – Soldagem por atrito contínua	60
Figura 2.5 – Soldagem por atrito contínua	60
Figura 2.6 – Soldagem por atrito contínua	61
Figura 2.7 – Soldagem por atrito contínua	61
Figura 2.8 - Soldagem por atrito radial	62
Figura 2.9 - Soldagem por atrito com oscilação angular	62
Figura 2.10 - Soldagem por atrito com oscilação linear	63
Figura 2.11 - Soldagem por atrito orbital	63
Figura 2.12 - Soldagem por atrito-mistura	64
Figura 2.13 - Processamento por atrito-mistura	64
Figura 2.14 – Preenchimento de furos por atrito-compressão.....	65
Figura 2.15 - Soldagem por atrito com pino consumível e furo não-passante	65
Figura 2.16 - Soldagem por atrito com pino cônico e furo não-passante	66
Figura 2.17 - Soldagem por atrito com pino cônico e furo cônico passante	66
Figura 2.18 – Processo de soldagem por atrito em costura	68

Figura 2.19 – Algumas relações entre as variáveis da soldagem	70
Figura 2.20 – Comportamento dos parâmetros da soldagem com pino consumível:	71
Figura 2.21 – Fases da soldagem por atrito segundo Meyer (2003):	73
Figura 2.22 – Terminologia dos pinos consumíveis para soldagem por atrito:	74
Figura 2.23 – Terminologia dos furos cônicos para soldagem com pino:	74
Figura 2.24 – Combinações de geometrias dos pinos e blocos	75
Figura 2.25 – Geometrias dos pinos utilizados no experimento de Pires (2007)	76
Figura 2.26 – Geometrias dos furos utilizadas no experimento de Pires (2007)	76
Figura 2.27 – Geometria do conjunto pino-bloco utilizada no experimento de	77
Figura 2.28 – Geometria de pinos e blocos utilizados por Lessa (2011)	78
Figura 2.29 – Geometria do conjunto pino-bloco utilizada	79
Figura 2.30 – Geometria do conjunto peça-pino utilizado por Yeh (2012)	80
Figura 2.31 – Geometria do pino utilizado por Santos (2013)	81
Figura 2.32 – Geometria dos blocos utilizados por Santos (2013)	82
Figura 2.33 – Geometria da peça de retenção utilizada por Santos (2013)	83
Figura 2.34 – Geometria da peça suporte utilizada por Santos (2013)	84
Figura 2.35 – Grupos de geometrias avaliadas por Xu et al. (2015)	85
Figura 2.36 – Simulações geradas por Xu et al. (2015)	86
Figura 2.37 – Geometria do conjunto pino-bloco utilizada	87
Figura 2.38 – Geometria do experimento de Bulbring et al. (2013):	88
Figura 2.39 – Rebarba primária e rebarba secundária	89
Figura 2.40 – Terminologia das regiões da junta do processo atrito-mistura	90
Figura 2.41 – Terminologia da FTSW	90
Figura 3.1 – Representação gráfica de (a) repartição térmica e (b) ciclo térmico	98
Figura 4.1 – Máquina de soldagem por atrito – MSA50	108
Figura 4.2 – Exemplo do conjunto de pino e bloco usado no experimento	109
Figura 4.3 - Geometria do pino de aço superduplex usado no experimento.	109
Figura 4.4 - Geometria do bloco de aço superduplex utilizado no experimento.	110
Figura 4.5 – Usinagem por fresamento de um dos blocos	110
Figura 4.6 – Furos usinados para posicionamento dos termopares	111
Figura 4.7 – Furos usinados para posicionamento dos termopares	111
Figura 4.8 – Posicionamento dos furos dos termopares	112
Figura 4.9 – Fixação dos termopares	112
Figura 4.10 – Equipamento para soldagem capacitiva dos termopares	113
Figura 4.11 – Analisador e conversor analógico/digital	113
Figura 4.12 – Posição da linha de medição das microdurezas	115
Figura 4.13 - Geometria dos blocos utilizados para dobramento e tração.	116
Figura 4.14 – Posicionamento das amostras para dobramento e para tração	117
Figura 4.15 – Dimensões do equipamento utilizado no ensaio de dobramento:	117
Figura 4.16 – Execução do ensaio de dobramento	118
Figura 4.17 – Amostra para ensaio de tração	118
Figura 4.18 – Momento de início do ensaio de tração	119
Figura 5.1 – Teste de preenchimento realizado em aço inoxidável superduplex	120
Figura 5.2 - Registro dos parâmetros de entrada: força axial, rotação	121
Figura 5.3 - Registro dos parâmetros de entrada: força axial, rotação	121
Figura 5.4 - Registro dos parâmetros de entrada: força axial, rotação	122
Figura 5.5 - Registro dos parâmetros de entrada: força axial, rotação	122

Figura 5.6 - Registro dos parâmetros de entrada: força axial, rotação.....	123
Figura 5.7 - Registro dos parâmetros de entrada: força axial, rotação.....	123
Figura 5.8 - Registro dos parâmetros de entrada: força axial, rotação.....	124
Figura 5.9 - Registro dos parâmetros de entrada: força axial, rotação.....	124
Figura 5.10 – Amostras resultantes da matriz de experimentos.....	125
Figura 5.11 – Temperaturas da Amostra 1: 9 mm; 5000 rpm; 20 kN	126
Figura 5.12 – Temperaturas da Amostra 2: 9 mm; 7000 rpm; 20 kN	126
Figura 5.13 – Temperaturas da Amostra 3: 9 mm; 5000 rpm; 35 kN	127
Figura 5.14 – Temperaturas da Amostra 4: 9 mm; 7000 rpm; 35 kN	127
Figura 5.15 – Temperaturas da Amostra 5: 10 mm; 5000 rpm; 20 kN	128
Figura 5.16 – Temperaturas da Amostra 6: 10 mm; 7000 rpm; 20 kN	128
Figura 5.17 – Temperaturas da Amostra 7: 10 mm; 5000 rpm; 35 kN	129
Figura 5.18 – Temperaturas da Amostra 8: 10 mm; 7000 rpm; 35 kN	129
Figura 5.19 – Juntas da matriz do experimento após o corte e o polimento	130
Figura 5.20 – Resultados do ensaio de microdureza para as Amostras 1, 2, 3 e 4	131
Figura 5.21 – Resultados do ensaio de microdureza para as Amostras 5, 6, 7 e 8	131
Figura 5.22 – Amostras do experimento após ensaio de dobramento:	132
Figura 5.23 – Micrografia da região do bloco (metal base).	133
Figura 5.24 – Micrografia da região do pino (metal base).	133
Figura 5.25 - Micrografia da região termo-mecanicamente afetada.	134
Figura 6.1 – Influência dos parâmetros no $\Delta T_{5/8}$ na posição S_{sup}	139
Figura 6.2 – Probabilidade normal dos fatores para $\Delta T_{5/8}$ na posição S_{sup}	140
Figura 6.3 – Probabilidade normal dos resíduos em $\Delta T_{5/8}$ na posição S_{sup}	141
Figura 6.4 – Influência dos parâmetros em T_{pico} na posição S_{sup}	145
Figura 6.5 – Probabilidade normal dos fatores para T_{pico} em S_{sup}	147
Figura 6.6 – Probabilidade normal dos resíduos de $\Delta T_{5/8}$ na posição S_{sup}	147
Figura 6.7 – Influência dos parâmetros em T_{pico} na posição S_{int}	149
Figura 6.8 - Probabilidade normal dos fatores em T_{pico} na posição S_{int}	150
Figura 6.9 – Probabilidade normal dos resíduos de T_{pico} na posição S_{int}	151
Figura 6.10 – Influência dos parâmetros em T_{pico} na posição S_{inf}	152
Figura 6.11 - Probabilidade normal dos fatores em T_{pico} na posição S_{inf}	153
Figura 6.12 - Probabilidade normal dos resíduos de T_{pico} na posição S_{inf}	154
Figura 6.13 – Influência dos parâmetros na T_{pico} na posição S_{bas}	156
Figura 6.14 - Probabilidade normal dos fatores de T_{pico} na posição S_{bas}	157
Figura 6.15 - Probabilidade normal dos resíduos de T_{pico} na posição S_{bas}	158
Figura 6.16 – Influência dos parâmetros em $\Delta T_{8/5}$ em S_{sup}	160
Figura 6.17 - Probabilidade normal dos fatores para $\Delta T_{8/5}$ em S_{sup}	161
Figura 6.18 - Probabilidade normal dos resíduos de $\Delta T_{8/5}$ na posição S_{sup}	162
Figura 6.19 – Resumo das relações encontradas	164

LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS

(1)	valor da variável de resposta da amostra 1
$\Delta T_{5/8}$	tempo de aquecimento entre 500°C e 800°C
$\Delta T_{8/5}$	tempo de resfriamento entre 800°C e 500°C
°C	grau Celsius
Å	Angstrom
A	austenita; valor do efeito do fator 1
a	valor da variável de resposta da amostra 2
A+M	austenita + ferrita
AB	valor do efeito da interação dos fatores 1 e 2
ab	valor da variável de resposta da amostra 4
ABC	valor do efeito da interação dos fatores 1, 2 e 3
abc	valor da variável de resposta da amostra 8
ABNT	Associação Brasileira de Normas Técnicas
AC	valor do efeito da interação dos fatores 1 e 3
ac	valor da variável de resposta da amostra 6
AISD	Aço inoxidável superduplex
AISI	<i>American Institute of Steel and Iron</i>
ANSI	<i>American National Standard Institute</i>
AOD	<i>Argon Oxygen Decarburization</i>
API	<i>American Petroleum Institute</i>
ASTM	<i>American Society of Testing Materials</i>
AWS	<i>American Welding Society</i>
B	valor do efeito do fator 2
b	valor da variável de resposta da amostra 3
BC	valor do efeito da interação dos fatores 2 e 3
bc	valor da variável de resposta 7
BS	<i>British Standard</i>
BSSA	<i>British Stainless-Steel Association</i>
C	carbono; valor do efeito do fator 3

c	valor da variável de resposta 5
C.E.	carbono equivalente
Cl ⁻	íon cloreto
Cr	cromo
Cr ₂ N	nitreto de cromo
Cr _{eq}	cromo equivalente
Cu	cobre
d	espessura do material
DOE	<i>Design of Experiments</i>
EN	<i>European Norms</i>
F	ferrita
FCW	<i>Friction Compression Welding</i>
Fe	ferro
FHPP	<i>Friction Hydro Pillar Processing</i>
FSP	<i>Friction Stir Processing</i>
FSW	<i>Friction Stir Welding</i>
FSWP	<i>Friction Stitch Welding Process</i>
FTPW	<i>Friction Tapered Plug Welding</i>
FTSW	<i>Friction Tapered Stud Welding</i>
G	fase gê
GPa	gigapascal (10 ⁶ Pa)
H	energia de soldagem; dureza na escala Vickers
HD	<i>Heavy Duty</i>
HV _{0,3}	Escala de dureza Vickers com carga de 0,3 kg
Hz	Hertz
I	intensidade da corrente elétrica
IMOA	<i>International Molybdenum Association</i>
ISSF	<i>International Stainless-Steel Forum</i>
ITT	<i>International Telephone & Telegraph</i>
J	Joule
k	coeficiente térmico
K	Kelvin

Kg	quilograma
LA	lado de avanço
LAMEF	Laboratório de Metalurgia Física
LR	lado de retrocesso
LTAD	Laboratório de Tecnologia em Atrito e Desgaste
M	martensita
m	metro
M+F	martensita + ferrita
M ₂₃ C ₆	carboneto
MB	metal base
MIG/MAG	<i>Metal Inert Gas / Metal Active Gas</i>
Mn	manganês
Mo	molibdênio
MPa	megapascal (10 ⁶ Pa)
MSA	Máquina de Soldagem por Atrito
N	nitrogênio
Nb	nióbio
Ni	níquel
Ni _{eq}	níquel equivalente
nm	nanômetro (10 ⁻⁹ m)
P	fósforo; pressão
Pb	chumbo
PREN	<i>Pitting Resistance Equivalent Number</i>
Q	aporte de calor
R	fase R; raio do ombro da ferramenta
r	raio da superfície da peça
S	enxofre
s	segundo
SAE	<i>Society of Automotive Engineers</i>
SAF	<i>Sandvik Austenite Ferrite</i>
S _{bas}	termopar da posição base
Si	silício

S_{inf}	termopar da posição inferior
S_{int}	termopar da posição intermediária
S_{sup}	termopar da posição superior
T.T.	tratamento térmico
t_c	tempo de permanência acima da temperatura crítica
Ti	titânio
TIG	<i>Tungsten Inert Gas</i>
T_p	temperatura de pico
TWI	<i>The Welding Institute</i>
UFRGS	Universidade Federal do Rio Grande do Sul
UPPA	Unidade de Processamento por Atrito
V	tensão elétrica; vanádio
v	velocidade de soldagem
W	tungstênio; Watt
X_n	variável codificada
y	variável de resposta
ZAC	zona afetada pelo calor
ZM	zona misturada
Zr	zircônio
ZTA	zona termicamente afetada
ZTMA	zona termo mecanicamente afetada
α	ferrita alfa
α'	ferrita espinoidal
β	média das respostas
γ	austenita
γ_2	austenita secundária
δ	ferrita delta
ϵ	fase épsilon
η	eficiência térmica do processo
μ	coeficiente de atrito
π	fase pi; constante 3,1416
σ	fase sigma

σ_{UTS}	limite de resistência à tração
Φ	velocidade de resfriamento
χ	fase chi
ω	velocidade de rotação

SUMÁRIO

INTRODUÇÃO	19
1.1 TIPOS DE AÇOS INOXIDÁVEIS.....	28
1.1.1 Aços Inoxidáveis Martensíticos.....	28
1.1.2 Aços Inoxidáveis Ferríticos.....	29
1.1.3 Aços Inoxidáveis Austeníticos	34
1.1.4 Aços Inoxidáveis Duplex.....	35
1.1.4.1 A fase σ	50
1.1.4.2 Fase χ	52
1.1.4.3 Fase α'	52
1.1.4.4 Fase ϵ	52
1.2 SOLDAGEM POR FUSÃO DOS AÇOS INOXIDÁVEIS	53
2 SOLDAGEM POR ATRITO.....	57
2.1 SOLDAGEM COM PINO CÔNICO CONSUMÍVEL EM FURO CÔNICO NÃO-PASSANTE	68
3 CICLOS TÉRMICOS EM PROCESSOS DE SOLDAGEM	98
3.1 FLUXO DE CALOR	99
4 MATERIAIS E MÉTODOS	104
4.1 MATERIAIS	104
4.2 PLANEJAMENTO EXPERIMENTAL	105
4.3 PROCESSO DE SOLDAGEM.....	107
4.4 PARÂMETROS GEOMÉTRICOS.....	108
4.5 REGISTRO DAS VARIÁVEIS DE ENTRADA AO LONGO DO TEMPO DO EXPERIMENTO	111
4.6 REGISTRO DE TEMPERATURAS AO LONGO DO PROCESSO.....	111
4.7 REGISTRO AUDIOVISUAL DO EXPERIMENTO E DAS AMOSTRAS.....	114
4.8 ENSAIO VISUAL PARA DETECÇÃO DE DESCONTINUIDADES.....	114
4.9 ENSAIO DE MICRODUREZA	114
4.10 ENSAIO DE DOBRAMENTO	115

4.11 ENSAIO DE TRAÇÃO	118
5 RESULTADOS.....	120
6 AVALIAÇÃO DOS RESULTADOS.....	135
6.1 ANÁLISE DO CICLO TÉRMICO DOS EXPERIMENTOS	136
6.1.1 <i>Rampas de aquecimento</i>	136
6.1.1.1 Rampa de aquecimento na posição Ssup.....	136
6.1.1.2 Rampa de aquecimento na posição Sint.....	142
6.1.1.3 Temperatura de pico na posição Sinf	142
6.1.1.4 Rampa de aquecimento na posição Sbas.....	143
6.1.2 <i>Temperaturas de pico</i>	143
6.1.2.1 Temperatura de pico na posição Ssup	144
6.1.2.2 Temperatura de pico na posição Sint	148
6.1.2.3 Temperatura de pico na posição Sinf	151
6.1.2.4 Temperatura de pico na posição Sbas	155
6.1.3 <i>Rampas de resfriamento</i>	158
6.1.3.1 Rampa de resfriamento na posição Ssup.....	158
6.1.3.2 Rampa de resfriamento na posição Sint	162
6.1.3.3 Rampa de resfriamento na posição Sinf	162
6.1.3.4 Rampa de resfriamento na posição Sbas.....	163
6.2 RESUMO DAS RELAÇÕES ENTRE ENTRADAS E SAÍDAS	163
7 CONCLUSÃO	165
8 SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS	167
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	168

INTRODUÇÃO

A ideia básica deste trabalho está centrada nas relações entre um processo e um material, ambos de desenvolvimento e aplicação relativamente recentes. O processo em questão é a soldagem por atrito com pino consumível em furo não-passante, uma das variantes do grande grupo de processos de união por atrito. Esse processo, como todos os outros do grupo de soldagens por atrito, opera em uma faixa de temperatura média abaixo da temperatura de fusão do metal base e, por isso, possui uma série de vantagens em relação aos processos de soldagem por fusão.

O material empregado nesse estudo possui, por sua vez, características peculiares, por tratar-se de um aço inoxidável superduplex, constituído basicamente de uma matriz ferrítica com ilhas de austenita e caracterizado pelo elevado teor de nitrogênio. Esse aço, apresenta um equilíbrio entre essas duas fases, o que lhe confere as boas propriedades dos aços inoxidáveis ferríticos (a dureza, o elevado limite de resistência à tração), combinadas com as boas propriedades dos aços inoxidáveis austeníticos (a elevada tenacidade e a elevada resistência à corrosão). Destacam-se nos aços inoxidáveis superduplex - AISD, a elevada resistência mecânica, maior tenacidade a baixas temperaturas, boa resistência à corrosão em diversos meios (principalmente em ambientes com presença de cloretos) e excelente resistência à corrosão *sob tensão fraturante*. Os AISD possuem valores de resistência à corrosão por pites muito acima dos valores encontrados para os aços inoxidáveis austeníticos. Uma das formas de se comparar essa resistência é por meio do número equivalente de resistência à corrosão por pites, conhecido como PREN, da sigla em inglês *Pitting Reference Equivalent Number*. Os AISD possuem PREN maiores do que 40 e nos aços inoxidáveis austeníticos os valores dificilmente passam de 20. Além destas características os AISD apresentam um custo relativamente menor quando comparados a outros materiais de alto desempenho, como, por exemplo, aços inoxidáveis superausteníticos e ligas de níquel (SOUZA, 2006).

Nos setores de petróleo, gás, papel e tratamento de poluição industrial, os AISD têm importantes aplicações, sendo, portanto, materiais utilizados em situações de elevados níveis de solicitação mecânica e em ambientes de elevada agressividade.

Este trabalho trata sobre alguns dos aspectos da soldagem por atrito dos AISD. Especificamente aborda a soldagem entre um pino consumível de ponta cônica e uma peça com um furo não-passante também cônico. Esse processo é conhecido pela sigla *FTSW*, da expressão em inglês: *Friction Tapered Stud Welding*.

O objetivo principal desta pesquisa foi construir um modelo para relacionar as variáveis de entrada – força axial, rotação e deslocamento axial – com os respectivos ciclos de aquecimento e resfriamento das juntas, tendo como referência as informações provenientes de uma série de experimentos que resultaram em juntas isentas de discontinuidades. A Figura 1.0 apresenta de forma esquemática a proposta desta tese.

Figura 1.0 - Proposta da tese

Fonte: o autor

A presente pesquisa também tratou com os seguintes objetivos secundários:

- Encontrar uma janela de parâmetros relacionados ao equipamento FTSW que resultasse em juntas isentas de descontinuidades;
- Verificar a adequação da geometria selecionada para a obtenção de juntas isentas de descontinuidades.

Para uma melhor compreensão das análises e resultados presentes neste trabalho, o mesmo foi dividido em sete capítulos.

O capítulo 1 permite ao leitor uma visão geral sobre os aços inoxidáveis e, em especial sobre o grupo de aços inoxidáveis austeno-ferríticos, onde se encontra o aço ASTM A890 Gr6A, objeto de estudo nos experimentos desta tese. Uma breve revisão da soldagem dos aços inoxidáveis por meio de processos de fusão também é apresentada numa das seções desse capítulo.

O capítulo 2 trata sobre os processos de soldagem por atrito de uma forma geral e apresenta as particularidades da soldagem por atrito dos aços inoxidáveis duplex e superduplex com ênfase nas operações com pino consumível.

No capítulo 3 é apresentada uma revisão sobre ciclos térmicos de soldagem com destaque para os elementos que serão objetos de estudo no experimento da tese.

No capítulo 4 encontra-se a descrição do trabalho experimental que fundamenta esta tese. Os materiais e métodos utilizados são descritos detalhadamente, de forma a garantir a reprodutibilidade dos experimentos.

O capítulo 5 apresenta os resultados obtidos após a execução do experimento e dos ensaios com as amostras resultantes.

No capítulo 6 é realizada a análise dos resultados obtidos tendo como referência os objetivos da tese e a revisão realizada nos capítulos 1, 2 e 3.

As conclusões formam o capítulo 7 e o texto da tese encerra com as sugestões de trabalhos futuros apresentadas no capítulo 8 seguidas da apresentação da bibliografia utilizada.

1 AÇOS INOXIDÁVEIS

Aço inoxidável é um termo utilizado para nomear as ligas formadas por ferro, carbono e cromo, nas quais o teor de cromo está acima de 10,5%, segundo Lippold e Kotecki (2005). Essas ligas são reconhecidas geralmente pelos valores de resistência à corrosão superiores aos das ligas formadas apenas por ferro e carbono. Em alguns casos pode haver a presença significativa de níquel, elemento que confere maior resistência às altas temperaturas, melhor soldabilidade e maior ductilidade. Como em todos os aços, há presença dos elementos residuais provenientes do processo siderúrgico. Assim podem ser encontrados valores reduzidos de silício, manganês, fósforo e enxofre.

Embora a primeira patente para a obtenção de um aço com elevado teor de cromo tenha sido concedida em 1865, apenas no início do século XX, com a disseminação dos fornos a arco elétrico¹, foi possível a produção em larga escala de ligas ferro-carbono-cromo.

Um dos primeiros aços inoxidáveis, semelhante aos que conhecemos hoje, foi produzido por Harry Brearly, funcionário de uma empresa de aços em Sheffield na Inglaterra (PADILHA e GUEDES, 2004). Em 1912 Harry tentava desenvolver ligas com maior resistência ao desgaste para o uso no interior de canos de armas de fogo, quando percebeu que um dos materiais resultantes se mantinha inerte ao ataque do ácido nítrico, uma solução utilizada como reagente na ocasião. Como esse material não foi nem mesmo manchado pelo reagente empregado, a nova liga foi denominada *stainless steel* que em português significa *aço sem manchas*. Na verdade, a resistência ao ataque pela solução de ácido nítrico ocorreu devido à principal característica da nova classe de aços que ali surgia: a elevada resistência à corrosão. Hoje o material descoberto por Brearly seria classificado como um aço inoxidável martensítico.

A resistência à corrosão dos aços inoxidáveis se deve ao teor elevado de cromo, o que propicia o desenvolvimento de um fenômeno denominado “passivação”.

¹ O primeiro forno a arco elétrico foi desenvolvido pelo francês Paul Héroult em 1899 (FRUEHAN, 1999).

A passivação, em ligas ferro-carbono-cromo, surge quando o cromo do material se combina com o oxigênio do ambiente formando uma fina camada composta de óxi-hidróxido de ferro e cromo, conforme descrito na Figura 1.1. O óxido predomina na região mais próxima do metal enquanto que o hidróxido predomina na região da camada mais próxima ao meio ambiente.

Figura 1.1 – Formação da camada passiva na superfície de aços inoxidáveis

Fonte: adaptado de ISSF (2007)

A camada passiva dos aços inoxidáveis é impermeável, aderente e auto reparável. Ela tem entre 3 e 5 nm de espessura e interrompe o contato do material com o ambiente, encerrando assim o processo de corrosão. Para que ocorra a passivação é necessário que o cromo esteja presente na liga em teores acima de 10,5%, conforme ilustrado na Figura 1.2. Nessa situação a camada pode regenerar-se de forma praticamente instantânea, pois sua formação acontece em cerca de 0,01 s. Sendo assim, a expressão em português “*aços inoxidáveis*”, utilizada para nomear essa categoria de ligas, não retrata exatamente a dinâmica do fenômeno de passivação, pois esses aços na verdade não são totalmente imunes à corrosão. O que realmente caracteriza essas ligas é uma capacidade elevada de autoproteção por meio da formação da camada passiva.

A camada passiva confere resistência à corrosão atmosférica às ligas Fe-C-Cr somente em temperaturas moderadas. Para que a proteção continue existindo em altas temperaturas, é necessário que o teor de cromo na liga seja maior do que 24%, segundo Padilha e Guedes (2004).

Figura 1.2 – Taxa de corrosão em função do teor de cromo em ligas Fe-C-Cr

Fonte: adaptado de ISSF (2007)

O carbono nos aços inoxidáveis, por sua vez, deve ter um teor limitado, pois esse componente se liga facilmente ao cromo, ocasionando o surgimento de carbonetos de cromo e, por consequência, diminuindo a resistência à corrosão das ligas.

Desde o início do século XX aços inoxidáveis têm sido utilizados em aplicações relacionadas a ambientes propícios ao surgimento e desenvolvimento da corrosão, tais como em ambientes marinhos ou em ambientes industriais que trabalham com substâncias corrosivas.

Os aços inoxidáveis também encontram muitas aplicações onde suas elevadas capacidades de limpeza e desinfecção são atributos necessários e indispensáveis. Isso torna essa categoria de aços uma das matérias-primas mais importantes da indústria de equipamentos para processamento de alimentos e da indústria de instrumentos cirúrgicos.

Os aços inoxidáveis são materiais que solidificam de diferentes modos, sendo que cada modo determinará o tipo de aço inoxidável resultante. Para que se saiba o modo de solidificação de uma determinada liga é necessário saber o percentual de cada componente presente na mesma. No caso dos aços inoxidáveis, os

componentes podem ser classificados em componentes principais – ferro, carbono e cromo; componentes adicionados e componentes residuais.

Os elementos dos aços inoxidáveis também podem ser classificados conforme a influência que exercem na estabilização da ferrita ou da austenita. Assim, tem-se o grupo de elementos estabilizadores da ferrita (Cr, Mo, Si, Ti e Nb) e o grupo de elementos estabilizadores da austenita (Ni, N, C, Mn e Cu). A influência de cada um desses grupos de elementos no modo de solidificação pode ser prevista por meio da determinação dos valores de *cromo equivalente*, Cr_{eq} , e *níquel equivalente*, Ni_{eq} . O cromo equivalente representa a influência proporcional de cada um dos elementos estabilizadores da ferrita, enquanto que o níquel equivalente representa a influência proporcional de cada um dos elementos estabilizadores da austenita. Com eq.(1.1) e eq.(1.2) podem ser obtidas as estimativas, em percentuais de peso, do Cr_{eq} e Ni_{eq} , respectivamente.

$$Cr_{eq} = Cr + 1,37Mo + 1,5Si + 2Nb + 3Ti \quad (1.1)$$

$$Ni_{eq} = Ni + 0,3Mn + 22C + 14,2N + Cu \quad (1.2)$$

A Figura 1.3, elaborada por Plaut et al. (2007), demonstra os modos de solidificação, tendo como exemplo um aço inoxidável com 19% de cromo. Os modos indicados na figura são os seguintes:

- modo A (ou modo ferrítico): líquido → líquido + ferrita δ → ferrita δ ;
- modo B (ou modo ferrítico-austenítico): líquido → líquido + ferrita δ → líquido + ferrita δ + austenita → austenita + ferrita δ ;
- modo C (ou modo austenítico-ferrítico): líquido → líquido + austenita → líquido + austenita + ferrita δ → austenita + ferrita δ ;
- modo D (ou modo austenítico): líquido → líquido + austenita → austenita.

Figura 1.3 – Gráfico de temperatura *versus* percentual de Ni, com indicação dos modos de solidificação para um aço inoxidável contendo 19% de cromo

Fonte: adaptado de Plaut et al. (2007)

A combinação da composição química e do modo de resfriamento dá origem aos diferentes tipos de aços inoxidáveis. Suas denominações estão relacionadas às microestruturas predominantes na liga. Dessa forma, os aços inoxidáveis dividem-se em aços inoxidáveis martensíticos, aços inoxidáveis ferríticos, aços inoxidáveis duplex e aços inoxidáveis austeníticos. A Figura 1.4, apresenta uma visão geral sobre essa classificação dos aços inoxidáveis e traz também informações sobre algumas das características gerais de cada grupo. A seguir será apresentada uma descrição específica de cada um dos grupos dessa categoria de aços.

Figura 1.4 – Tipos de aços inoxidáveis

Fonte: adaptado de IMO A (2017)

1.1 TIPOS DE AÇOS INOXIDÁVEIS

1.1.1 Aços Inoxidáveis Martensíticos

Os aços inoxidáveis martensíticos são aços temperáveis e magnéticos, compostos essencialmente por uma liga Fe-C-Cr. Caracterizam-se pelo baixo teor de carbono e por percentuais de cromo variando de 12% a 15%. Em alguns tipos pode haver pequenos teores de níquel e molibdênio, como no caso dos supermartensíticos, nos quais o teor de carbono é reduzido. Possuem alta resistência e alta dureza, combinadas com baixo custo, quando comparados aos aços inoxidáveis austeníticos.

O *American Institute of Steel and Iron - AISI* reúne os diversos aços inoxidáveis martensíticos em uma série denominada série 400. Assim, por exemplo, tem-se os aços inoxidáveis martensíticos AISI 420, AISI 410, AISI 440A e 440C. Além da denominação da AISI, também é bastante difundida a norma europeia EN 10027 para denominação de aços inoxidáveis. Nesta norma, os aços inoxidáveis martensíticos seguem a denominação EN 1.40xx e 1.41xx. Também é utilizada a denominação EN 1.45xx para o subgrupo dos aços inoxidáveis endurecíveis por precipitação. Neste sistema de nomenclatura tem-se, por exemplo, os aços EN 1.4021, EN 1.4057 e EN 1.4542.

Aços inoxidáveis martensíticos possuem uma estrutura originalmente ferrítica que aquecida a altas temperaturas transforma-se em uma microestrutura austenítica. Se esta microestrutura austenítica for resfriada rapidamente haverá formação de microestrutura martensítica, ou seja, a microestrutura cúbica de face centrada torna-se uma microestrutura tetragonal. Assim a dureza e a resistência dos aços inoxidáveis martensíticos pode ser aumentada por tratamento térmico de têmpera e revenido.

Os aços inoxidáveis martensíticos podem ser divididos em três subgrupos:

- aços inoxidáveis C-Cr: como por exemplo, o aço EN1.4021/AISI420 com 13% de cromo e 0,2% de carbono;
- aços inoxidáveis C-Cr-Ni: como por exemplo, o aço EN 1.4057/AISI431 com 16% de cromo, 2% de níquel e 0,2% de carbono;
- aços inoxidáveis endurecíveis por precipitação: como por exemplo, o aço EN 1.4542/AISI630 com 17% de cromo, 4% de níquel e 4% de cobre.

O subgrupo dos aços inoxidáveis endurecíveis por precipitação é formado por ligas Fe-C-Cr-Ni-Mo, com microestrutura martensítica endurecida pela precipitação de compostos intermetálicos. Esta precipitação é provocada pela adição de elementos tais como: alumínio, cobre, titânio ou nióbio. Possuem resistência à corrosão equivalente a dos aços inoxidáveis austeníticos e resistência mecânica equivalente aos aços inoxidáveis martensíticos.

O endurecimento por precipitação é obtido pela solubilização seguida de envelhecimento. Assim os compostos intermetálicos são inicialmente dissolvidos na matriz austenítica e logo em seguida sofrem resfriamento rápido em intensidade suficiente para manter a solução sólida supersaturada metaestável (martensítica ou austenítica). Posteriormente ocorre o envelhecimento (em temperatura mais baixa que a solubilização) onde haverá a precipitação controlada (com controle de tempo e temperatura), com consequente aumento de dureza sem distorções ou trincas.

1.1.2 Aços Inoxidáveis Ferríticos

Aços inoxidáveis ferríticos possuem basicamente cromo ligado ao ferro e ao carbono. São magnéticos. Possuem um custo relativamente menor que os aços inoxidáveis austeníticos devido à ausência de níquel.

No período de 1999 a 2007, um crescimento do preço do níquel destacou a importância dos aços inoxidáveis ferríticos. Na Figura 1.5, que descreve a variação do preço desse metal nos últimos vinte anos, pode-se identificar um pico máximo de preço entre os anos de 2006 e 2007.

Figura 1.5 – Variação do preço do níquel (em US\$/tonelada) na London Metals Exchange de 1999 a 2007

Fonte: Indexmundi (2017)

Os aços inoxidáveis ferríticos podem ser divididos em cinco famílias conforme a classificação do *International Stainless Steel Forum* (ISSF, 2007). São três famílias de aços inoxidáveis ferríticos padrão e duas de aços inoxidáveis ferríticos especiais, apresentados nas Tabelas 1.1 e 1.2, respectivamente.

Tabela 1.1 – Famílias de aços inoxidáveis ferríticos padrão

	Grupo 1	Grupo 2	Grupo 3
Percentual de cromo	10% - 14%	14% - 18%	14% - 18% estabilizado
Tipos	409; 410; 420	430	430Ti; 439; 441 (incluem elementos estabilizadores como titânio e nióbio)

Fonte: adaptado de ISSF (2007)

Tabela 1.2 – Famílias de aços inoxidáveis ferríticos especiais

	Grupo 4	Grupo 5
Percentual de cromo	-	18% - 30%
Percentual de molibdênio	>0,5%	-
Tipos	434; 436; 444	Todos que não pertençam a outros grupos

Fonte: ISSF (2007)

Os ferríticos do grupo 1 apresentam uma vida útil maior do que o aço carbono. São adequados a ambientes levemente corrosivos como, por exemplo, o interior de residências ou processos industriais não agressivos. Como exemplos desse grupo citam-se os aços inoxidáveis AISI 409L e AISI 410L. A Figura 1.6 traz um exemplo de aplicação destes aços em contêineres para transporte de cargas.

Figura 1.6 – Contêineres produzidos em aço inoxidável AISI 409L e AISI 410L

Fonte: ISSF (2007)

Os ferríticos do grupo 2 são aplicados em situações de contato intermitente com água. A Figura 1.7 apresenta um caminhão para transporte de leite, onde se observa o reservatório do semirreboque produzido em aço inoxidável AISI 430. Esse aço é um a liga típica do grupo 2.

Figura 1.7 – Reservatório de caminhão-tanque para transporte de leite produzido em aço inoxidável AISI 430

Fonte: ISSF (2007)

Os ferríticos do grupo 3 possuem características semelhantes ao grupo 2 com a vantagem de serem mais facilmente soldados, por possuírem elementos estabilizadores como titânio e nióbio. O aço AISI 430Ti é um dos representantes desse grupo 3.

Os aços inoxidáveis ferríticos possuem moderada resistência à corrosão, tendo aplicação em situações em que rotinas de limpeza e manutenção possam ser executadas. Apenas a família de aços inoxidáveis ferríticos especiais – G4 – possui resistência à corrosão superior ao aço inoxidável austenítico AISI 304.

Uma das formas de se avaliar comparativamente a resistência à corrosão entre aços inoxidáveis é por meio do *número de resistência equivalente à corrosão por pites*, conhecido pela sigla PREN da expressão em inglês *Pitting Resistance Equivalent Number*. Esse número indica um valor de resistência à corrosão associado à

composição química do aço, pois alguns elementos podem aumentar consideravelmente a resistência do material a esse tipo de corrosão.

Adições de nitrogênio, molibdênio e cromo, exercem forte influência na resistência à corrosão por pites em aços inoxidáveis. A participação de cada um dos elementos citados pode ser percebida na eq. (1.3) utilizada para cálculo do PREN, conforme ISSF (2007). Também pode ser usada a eq. (1.4) para o cálculo do PREN, extraída de IMO A (2012), na qual se considera a influência do tungstênio.

$$\text{PREN} = \text{Cr} + 3,3\text{Mo} + 16\text{N} \quad (1.3)$$

$$\text{PREN} = \text{Cr} + 3,3 (\text{Mo} + 0,5\text{W}) + 16\text{N} \quad (1.4)$$

Em eq.(1.3) e eq.(1.4), Cr é o percentual em peso de cromo; Mo é o percentual em peso de molibdênio, N é o percentual em peso de nitrogênio e W o percentual em peso do tungstênio.

A Figura 1.8 apresenta os valores de PREN comparativos entre as famílias de aços inoxidáveis ferríticos e os aços inoxidáveis austeníticos AISI 304 e AISI 316.

Figura 1.8 – Comparação entre PREN de aços inoxidáveis ferríticos e austeníticos

Fonte: adaptado de ISSF (2007)

1.1.3 Aços Inoxidáveis Austeníticos

Os aços inoxidáveis austeníticos são ligas ferro-carbono-cromo-níquel que possuem elevada resistência à corrosão. São materiais não-magnéticos e que possuem microestrutura cúbica de face centrada à temperatura ambiente. Essa microestrutura é provocada pelo elevado teor de níquel, pois esse elemento é estabilizador da fase austenita.

Além de estabilizar a austenita, o níquel em teores elevados permite a elevação dos valores de resistência à corrosão.

Conforme a nomenclatura AISI os aços inoxidáveis austeníticos pertencem à série 300. Desta forma são designados pela denominação AISI 3xx. Também há os austeníticos com adição de manganês, identificados pela série 200. O aço AISI 201 é um exemplo desta série. No sistema europeu as denominações dos aços inoxidáveis austeníticos seguem a seguinte lógica:

- EN 1.43xx: para aços inoxidáveis austeníticos sem molibdênio;
- EN 1.44xx: para aços inoxidáveis austeníticos com molibdênio;
- EN 1.45xx: para aços inoxidáveis austeníticos com adições especiais;
- EN 1.48xx: para aços austeníticos resistentes ao calor.

Existem dois grupos de aços inoxidáveis austeníticos: as grades formadas por Cr-Ni e as grades formadas por Cr-Mn.

Os aços inoxidáveis austeníticos Cr-Ni dividem-se em dois subgrupos: um subgrupo onde os elementos relevantes são apenas o cromo e o níquel e outro subgrupo onde, além do cromo e do níquel, há presença significativa de molibdênio. Como exemplo do subgrupo Cr-Ni tem-se o aço AISI 304; como exemplo do subgrupo Cr-Ni-Mo tem-se o aço AISI 316. Os aços austeníticos Cr-Ni de ambos os subgrupos possuem muito boa resistência à corrosão sendo que esta propriedade aumenta à medida que os teores dos componentes aumentam. Possuem alta ductilidade e resistência ao impacto em todas as faixas de temperatura. A resistência mecânica destes aços pode ser aumentada por trabalho à frio, todavia não são endurecíveis por tratamento térmico. Apresentam boa resistência a altas temperaturas, mas podem ser susceptíveis a trincas por corrosão sob tensão.

As grades formadas por Cr-Mn, apesar de apresentarem maiores valores de resistência, são mais baratas que o grupo Cr-Ni. Elas possuem menor resistência à corrosão e são mais susceptíveis à formação de trincas por corrosão sob tensão. São mais difíceis para conformar, usinar e soldar. Um aço típico deste grupo é o EN 4372/AISI 201.

1.1.4 Aços Inoxidáveis Duplex

Os aços inoxidáveis duplex² diferem-se significativamente dos aços inoxidáveis austeníticos nos seguintes aspectos (BSSA, 2015):

- composição química;
- propriedades mecânicas;
- conformabilidade;
- soldabilidade;
- usinabilidade.

O grupo dos aços inoxidáveis duplex é formado por um conjunto de ligas bifásicas (ferrita + austenita) que tem como principal característica o equilíbrio entre essas fases, como pode ser visualizado na Figura 1.9. São ligas que começaram a ser desenvolvidas nos anos 30 do século XX, tendo como elementos principais o cromo, o níquel e o molibdênio. Esta primeira geração dos aços inoxidáveis duplex surgiu com o objetivo de atender demandas da indústria de papel com o propósito de reduzir os valores de corrosão intergranular (provocada pela formação de carbonetos de cromo nos contornos de grão) dos aços inoxidáveis austeníticos de alto carbono (IMOA, 2009). Os primeiros aços inoxidáveis duplex foram produzidos na Suécia em 1930. Nesse mesmo ano foram produzidos aços inoxidáveis duplex fundidos na Finlândia.

² Também conhecidos como aços inoxidáveis austeno-ferríticos ou aços inoxidáveis ferrítico-austeníticos.

Figura 1.9 – Comparação entre microestruturas de aços inoxidáveis

Fonte: IMOA (2012)

Em 1936 foi concedida uma patente na França para o aço que viria a ser conhecido como Urano 50.

Após a 2ª Guerra Mundial, o tipo AISI329 se consolidou como matéria-prima para a fabricação de tubulações de trocadores de calor para uso com ácido nítrico.

O aço inoxidável duplex 3RE60 foi o primeiro desenvolvido com o objetivo de oferecer uma maior resistência à corrosão sob tensão em presença de cloretos. Este aço continua sendo produzido atualmente conforme informações disponíveis em Sandvik (2015).

Na Figura 1.10 é apresentada uma comparação entre as curvas de resistência à corrosão sob tensão do aço 3RE60 e os aços AISI 304L e 316 L.

Figura 1.10 – Comparação entre a resistência à corrosão sob tensão fraturante do aço inoxidável 3RE60 e os aços inoxidáveis AISI 304L e AISI 316 L

Fonte: adaptado de Sandvik (2015)

As limitações na condição pós-soldagem motivaram o desenvolvimento de uma segunda geração de aços inoxidáveis duplex. Até então, na primeira geração, a zona afetada pelo calor das soldas tinha baixa tenacidade devido ao excesso de ferrita, apresentando também uma resistência à corrosão menor que a do metal base. Com o desenvolvimento do processo de refino *Argon Oxygen Decarburization* – AOD, passou a ser possível a adição deliberada de nitrogênio e, por consequência, um melhor controle da proporção entre austenita e ferrita. A Figura 1.11 ilustra os três passos do processo de refino AOD e apresenta uma breve descrição de cada um desses passos.

Figura 1.11 – Etapas do processo de refino AOD

Etapa	Principais aspectos
<p>1 – Descarburização</p>	<ul style="list-style-type: none"> Controlada pela proporção entre o oxigênio e o argônio ou o nitrogênio, usados para remover o carbono do material. Gases geralmente soprados por uma lança superior (apenas oxigênio) ou por tubos nos lados ou fundo do forno (oxigênio misturado a um gás inerte). Carbono removido pela formação do monóxido de carbono O uso do argônio ou do nitrogênio provoca a redução da pressão parcial do CO facilitando a formação desse gás. $4\text{Cr (líquido)} + 3\text{O}_2 \rightarrow 2\text{Cr}_2\text{O}_3 \text{ (escória)}$ $\text{Cr}_2\text{O}_3 \text{ (escória)} + 3\text{C (líquido)} \rightarrow 3\text{CO (gás)} + 2\text{Cr (líquido)}$ <ul style="list-style-type: none"> A queima do carbono aumenta a temperatura do banho líquido. No final do processo cerca de 97% do cromo permanece retido no aço.
<p>2 – Redução</p>	<ul style="list-style-type: none"> Os elementos oxidados são retirados da escória. Nessa etapa são usados elementos com uma maior afinidade pelo oxigênio (ligas de silício ou alumínio acrescidas de óxido de cálcio e fluoreto de cálcio).
<p>3 – Dessulfurização</p>	<ul style="list-style-type: none"> Esse passo é atingido com uma alta concentração de óxido de cálcio na escória e uma baixa atividade do oxigênio no metal líquido. $\text{S (líquido)} + \text{CaO (escória)} \rightarrow \text{CaS (escória)} + \text{O (líquido)}$ <ul style="list-style-type: none"> A escória é então removida quando os níveis desejados de enxofre são atingidos. Se necessário, outros elementos de liga são adicionados e o líquido está pronto para o vazamento.

Fonte: o autor

A adição de nitrogênio foi a principal característica dos aços duplex de segunda geração, pois além de colaborar com a formação de austenita, o conteúdo de nitrogênio também colabora no sentido de evitar a formação de fases indesejáveis, como, por exemplo, a fase sigma. Na Figura 1.12 está demonstrada a forma como o nitrogênio amplia a zona de formação da austenita.

A elevada resistência à corrosão dos aços duplex da segunda geração permitiu inúmeras aplicações em plataformas de extração de petróleo e tubulações. Essas novas ligas permitiram a redução da espessura dos materiais de diversos equipamentos, o que acabou por propiciar a diminuição do peso das plataformas.

Figura 1.12 – Efeito do aumento do nitrogênio na liga Fe-Cr-Ni

Fonte: IMOA (2009)

A Figura 1.13 apresenta de forma resumida os principais acontecimentos da linha do tempo do desenvolvimento dos aços inoxidáveis duplex.

Figura 1.13 – Linha do tempo dos aços inoxidáveis duplex

Fonte: o autor

Uma das características peculiares dos aços inoxidáveis duplex é a transição dúctil-frágil que acontece a cerca de -50°C , devido à presença de ferrita. Isso faz com que aplicações que exigem certa tenacidade fiquem limitadas à temperatura mínima de -50°C .

Os aços inoxidáveis duplex tem sido aplicados na manufatura dos seguintes produtos:

- tanques para líquidos corrosivos aquecidos;
- tanques digestores para a indústria de papel;
- aquecedores domésticos para água;

- tambores de máquinas de lavar;
- postes de iluminação para ruas;
- reservatórios para acúmulo de chorume;
- componentes absorvedores de energia mecânica em veículos;
- elementos estruturais aplicados a construção civil³.

Comercialmente, os aços inoxidáveis duplex podem ser divididos em cinco grupos:

- lean duplex: não possuem adição deliberada de molibdênio. Exemplo: aço inoxidável SAF 2304.
- duplex padrão: exemplo: SAF 2205.
- duplex 25Cr: possuem PREN inferior a 40. Exemplo: liga 255.
- Superduplex: possuem PREN entre 40 e 45, cromo entre 25 e 26%, maiores teores de molibdênio e nitrogênio (comparados aos duplex 25Cr). Exemplo: SAF 2507, ASTM A890 gr6A.
- hiperduplex: possuem PREN acima de 45. Exemplo: SAF 2707 HD.

Os aços inoxidáveis superduplex têm sido aplicados em componentes que estejam sujeitos a meios contendo íons da família halogênio, em específico íon cloreto (Cl^-). Eles têm substituído as ligas Cu-Ni que apresentam propriedades mecânicas inferiores, segundo Martins e Castelleti (2005). Hoje em dia são encontrados em elementos estruturais e componentes rotativos de plataformas de extração de petróleo em mar aberto. Como exemplo podem ser citadas as bombas centrífugas, as válvulas reguladoras de fluxo e os tubos sem costura, que trabalham pressurizados (280 bar), transportando água do mar em temperaturas acima de 40°C e com concentração de íons cloreto de até 120.000 ppm. As bombas centrífugas produzidas em aço inoxidável superduplex têm por função enviar água do mar para o lençol petrolífero, aumentando assim a pressão do mesmo e forçando o óleo e o gás a subirem para a plataforma.

³ Como exemplo desse tipo de aplicação tem-se a estrutura do elevador do *Grande Arche de La Défense*, monumento construído em Paris no ano de 1989, segundo o projeto do arquiteto Otto von Spreckelsen. Além desse, pode ser citado também a Ponte Helix na Marina Bay em Singapura, obra que utilizou cerca de 650 toneladas de aço inoxidável duplex.

As Figuras 1.14, 1.15, 1.16, 1.17 e 1.18 apresentam alguns exemplos de aplicações comerciais de diferentes tipos de aços inoxidáveis superduplex.

Figura 1.14 – Bomba vertical de dessalinização de água do mar com 53 toneladas produzida com aço inoxidável superduplex UNS S32750

Fonte: NSSC (2017)

Figura 1.15 – Conexões em T forjadas em aço inoxidável superduplex UNS S32950

Fonte: Citizen Metals (2017)

Figura 1.16 – Válvula globo produzida com aço inoxidável superduplex UNS S32750

Fonte: Citizen Metals (2017)

Figura 1.17 – Bomba multiestágios de alta pressão fabricada com aço inoxidável superduplex

Fonte: ITT (2017)

Figura 1.18 – Tubos umbilicais produzidos com aço inoxidável superduplex SAF 2507

Fonte: IMO A (2009).

A categoria de aços inoxidáveis superduplex apresenta excelentes propriedades mecânicas quando comparada a outras categorias de aços inoxidáveis. O limite de escoamento é superior a 480 MPa, o limite de resistência está acima de 650 MPa e o alongamento pode atingir cerca de 25% (MARTINS, 2006). A Tabela 1.3 apresenta algumas características comparativas entre alguns dos diversos tipos de aços inoxidáveis. Nessa tabela também estão inseridas, para efeito de comparação, características de um aço carbono ASTM A516.

Tabela 1.3 – Propriedades físicas de alguns tipos de aços

Tipo de aço	Exemplo	Faixa de temperatura [°C]	Módulo de Young [GPa]	Coefficiente de expansão térmica [$10^{-6}K^{-1}$]	Calor específico [$J.kg^{-1}K^{-1}$]	Condutividade térmica [$W.m^{-1}K^{-1}$]
Aço carbono	A 516	20	205	12,5	450	60
Aço inoxidável ferrítico	S43000	20	205	10	480	22
	S44700	20	205	10	480	21
Aço inoxidável austenítico	S30400	20	205	16	520	16
	N08904	20	205	16	544	15
Aço inoxidável duplex	S31803	20	200	-	470	14
		100	190	13	500	15
		200	180	14	530	17
		300	170	14,5	560	18
	S32304	20	200	13	470	16
Aço inoxidável superduplex	S32750	20	200	13	470	14
	S32760	20	190	12,8	482	12,9
	S32520	20	205	13,5	450	17
		100	195	14	500	18
		200	185	14,5	530	19
	ASTM A890gr6A	20	230	13	440	

Fonte: adaptado de Gunn (1997)

A proporção entre as fases ferrita e austenita dos aços inoxidáveis superduplex é determinada pela composição química e pela história térmica da liga. Essa proporção deve estar entre 60% e 40% de ferrita em volume. A Figura 1. 19 apresenta a micrografia do aço inoxidável superduplex ASTM A890 gr6A, objeto de estudo desta tese, onde pode-se observar as ilhas de austenita em uma matriz ferrítica.

Figura 1.19 – Micrografia do aço inoxidável superduplex ASTM A890 gr6A. Ampliação: 100X.
Reagente: Behara

Fonte: o autor

Quando uma quantidade de ferrita excessiva ocorrer, a resistência mecânica do material aumentará, porém, a precipitação de fase de ferrita será facilitada. A composição química típica do aço inoxidável superduplex ASTM A890 gr6A está descrita na Tabela 1.4. O material apresentado nessa tabela foi utilizado por Martins e Casteletti (2005) em uma investigação sobre a influência da temperatura do tratamento térmico na microestrutura de um aço dessa categoria.

Tabela 1.4 – Composição típica do aço superduplex
ASTM A890gr6A

Elemento	%	Elemento	%
C	0,02	W	0,79
Cr	24,8	N	0,24
Ni	7,49	Nb	<0,001
Mn	0,65	Al	<0,001
Si	0,8	Co	0,044
Mo	3,37	V	0,03
S	0,006	Ti	0,006
P	0,025	Pb	0,0009
Cu	0,8	Sn	0,082
Zr	0,059	Fe	Rest.

Fonte: Martins e Casteletti (2005)

O aço ASTM A890 gr6A (equivalente ao UNS J93380) possui aproximadamente 70% de ferro, de maneira que a Figura 1.20 apresenta um diagrama pseudobinário muito próximo do diagrama desse aço específico. Por esse diagrama, percebe-se que uma liga com 25% de cromo irá solidificar na fase ferrita δ e, prosseguindo o resfriamento, chegará a uma região do gráfico onde há indicação de ferrita delta combinada com austenita.

Figura 1.20 – Diagrama pseudobinário Cr-Ni-68%Fe com indicação da influência do nitrogênio

Fonte: Charles (1991)

Para se ter uma previsão sobre a proporção de cada fase do material em estudo pode-se utilizar o diagrama de Schaeffler, exposto na Figura 1.21, uma vez que em diagramas pseudobinário a regra da alavanca não pode ser aplicada.

Para o uso do diagrama de Schaeffler é necessário o cálculo dos valores do “cromo equivalente” e do “níquel equivalente”, conforme fórmulas descritas nos eixos ordenados do próprio gráfico. Na Figura 1.21 estão em destaque a região do gráfico onde se posicionam os aços inoxidáveis superduplex e o ponto de localização do aço inoxidável superduplex ASTM A890 gr6A, objeto de estudo desta tese.

Figura 1.21 - Diagrama de Schaeffler

Fonte: adaptado de Colpaert (2008)

Para o estudo de materiais fundidos, Lippold e Kotecki (2005) sugerem o uso do Diagrama de Schoefer, para visualização da função entre a relação Cr_{eq}/Ni_{eq} e o percentual de ferrita. A Figura 1.22 apresenta esse outro gráfico com as indicações em destaque para o aço inoxidável superduplex ASTM A890 gr6A.

Figura 1.22 - Diagrama de Schoefer

Fonte: adaptado de Lippold e Kotecki (2005)

Diversas fases deletérias podem se formar nos aços inoxidáveis superduplex, tais como: fase σ , fase χ , nitretos, carbonetos, fase α' . Essas fases podem causar alterações nas propriedades mecânicas, metalúrgicas, magnéticas ou físicas dos aços superduplex

A Figura 1.23 apresenta um diagrama em que as fases deletérias estão dispostas conforme o tempo necessário para sua formação e também a região de temperatura em que elas se formam.

Figura 1.23 – Precipitações possíveis nos aços inoxidáveis superduplex

Fonte: Adaptado de Charles (1991)

1.1.4.1 A fase σ

A fase σ é um composto intermetálico⁴ formado basicamente pelos elementos ferro, cromo e molibdênio. A precipitação desta fase geralmente ocorre na faixa entre 600°C e 1000°C, dependendo do tipo de liga na qual se forma, por meio de um mecanismo de nucleação controlada e subsequente crescimento. A fase sigma apresenta uma estrutura tetragonal de corpo centrado, contendo 32 átomos por célula unitária. Possui como parâmetros de rede $a = 0,87-0,92$ nm e $c = 0,4554-0,48$ nm (PLAUT et al. 2007). É uma fase não-magnética na temperatura ambiente, porém apresenta ferromagnetismo em temperaturas muito baixas.

Biezma et al. (2013) afirmam que, para os aços inoxidáveis duplex, a fase sigma (σ) é a mais importante fase secundária, pois sua larga fração em volume produz perda de tenacidade, ductilidade e resistência à corrosão. A precipitação da fase σ em

⁴ Um composto intermetálico é formado por dois ou mais elementos metálicos que produzem uma fase com composição, estrutura cristalina e propriedades próprias. Os compostos intermetálicos são quase sempre muito duros e frágeis. Os intermetálicos ou compostos intermetálicos são similares a materiais cerâmicos em termos de propriedades mecânicas, entretanto, eles são formados por apenas elementos químicos metálicos (ASKELAND e PHULÉ, 2014).

altas concentrações - o que pode ocorrer na interface ferrita/austenita - provoca durezas elevadas nessa categoria de aços. A transformação se dá pela difusão de elementos de liga para determinadas regiões que ficam então enriquecidas com estes elementos, propiciando então a formação de fases intermetálicas.

Como comprovação da influência que a fase σ provoca nas propriedades dos aços inoxidáveis duplex, Biezma et al. (2013) avaliaram o efeito do percentual de fase σ na energia de impacto em um aço inoxidável duplex UNS S32205. A Tabela 1.5 mostra o decréscimo da energia de impacto em relação ao crescimento da fase σ para amostras que permaneceram por diferentes períodos de tempo na faixa de temperatura de 850°C e, em seguida, temperadas em água.

Tabela 1.5 - Relações entre tempo, percentual de fase sigma precipitada e energia de impacto em um aço inoxidável duplex UNS S32205

Tempo de permanência a 850°C [minutos]	0	5	15	45	135
Fase σ [%]	0	1,9	14,5	18,9	31,1
Energia de impacto [kJ/m ²]	1925	1832	769	195	139

Fonte: Biezma et al. (2013)

Biezma et al. (2013) também apresentaram a relação entre o tipo de fratura encontrado no aço UNS S32205 em diferentes percentuais de fase σ . Os resultados desta comparação estão apresentados na Tabela 1.6.

A formação da fase σ está associada a longos períodos de tempo a temperaturas entre 650°C e 950°C. A formação também está associada ao resfriamento pós-soldagem a partir de altas temperaturas.

Tabela 1.6 - Relações entre o percentual de fase σ precipitado e o tipo de fratura predominante em um aço inoxidável duplex SAF 2205

Fase σ [%]	Tipo de fratura
1,9	Transgranular pela coalescência de microvazios
14,5	Transgranular mista: coalescência de microvazios (predominante) e <i>quasi</i> -clivagem
18,9	Mista: Transgranular por <i>quasi</i> -clivagem (predominante) e intergranular
31,1	Intergranular

Fonte: Biezma et al. (2013)

1.1.4.2 Fase χ

A fase χ possui uma estrutura cúbica de face centrada com 25% de ferro, 2% de cromo, 15% de níquel, 20% de molibdênio e 1% de manganês. É uma fase frágil e compromete a tenacidade e a resistência à corrosão.

1.1.4.3 Fase α'

A fase α' pode precipitar em temperaturas entre 300°C e 550 °C e ocasionar uma diminuição da resistência à corrosão e tenacidade do material. Ela é uma decomposição espinoidal da ferrita. Altos teores de cromo facilitam a formação dessa fase. Ela ocasiona aumento do limite de resistência do material.

1.1.4.4 Fase ϵ

A fase ϵ é um composto intermetálico fino rico em cobre. Ela diminui a ductilidade a quente do aço inoxidável.

1.2 Soldagem por fusão dos aços inoxidáveis

Os aços inoxidáveis podem ser soldados por todos os processos convencionais de soldagem a arco elétrico. Deve-se apenas observar cuidados especiais que dizem respeito às propriedades específicas dessas ligas, as quais devem ser mantidas após o ciclo de soldagem.

Cada um dos tipos de aços inoxidáveis apresenta problemas específicos em relação ao ciclo de aquecimento e resfriamento provocado pelos processos de soldagem. A Figura 1.24 apresenta uma representação do Diagrama de Schaeffler onde se observa a indicação de quatro regiões com problemas característicos. Segundo Modenesi (2011), os problemas típicos de cada área são os seguintes:

- Área 1: Formação de trincas de solidificação e perda de ductilidade acima de 1250 °C.
- Área 2: Formação de fases intermetálicas após aquecimento entre 450°C e 900 °C e consequente fragilização.
- Área 3: Grande crescimento de grão na ZAC e na zona fundida – ZF, com consequente fragilização.
- Área 4: Formação de martensita na ZAC e na ZF causando fragilização e formação de trincas por hidrogênio.

No caso de soldagem com material de adição de composição química diferente do metal base (ou metal base composto por peças de materiais dissimilares) o ponto representativo da junta soldada, estará em algum local da semirreta de ligação entre os pontos representativos de cada material. No caso de processos que envolvam fusão, a localização exata do ponto resultante dependerá da diluição do metal de adição na zona fundida. Já no caso de processos que não envolvam fusão, nos quais não faz sentido a definição de diluição, os pontos resultantes podem assumir qualquer local sobre a semirreta. A Figura 1.25 apresenta um exemplo de como pode ser localizado o ponto representativo da zona fundida em um processo de soldagem por fusão.

Figura 1.24 – Problemas relacionados à soldagem dos aços inoxidáveis

Fonte: Modenesi (2011)

Figura 1.25 – Exemplo de aplicação do Diagrama de Schaeffler

Fonte: Modenesi (2011)

Percebe-se nos problemas de soldagem dos aços inoxidáveis a presença do termo *sensitização*. Esse fenômeno nada mais é do que o empobrecimento do teor de cromo nos contornos de grão do aço inoxidável devido à formação de carbonetos de cromo. A redução do teor de cromo provoca, por sua vez, uma diminuição na passivação, permitindo a ocorrência de corrosão nesta região. Essa corrosão, que ocorre de forma intergranular, pode se manifestar por meio de uma configuração conhecida como *knife line corrosion* (COLPAERT, 2008). Existem duas maneiras de evitar o surgimento desse problema: por meio da presença na liga de elementos estabilizadores, como por exemplo, titânio e nióbio; e por meio da máxima redução possível do teor de carbono da liga. Os elementos estabilizadores formam carbonetos mais estáveis que os carbonetos de cromo, e a redução do carbono diminui a possibilidade de formação de qualquer tipo de carboneto.

No grupo dos aços inoxidáveis martensíticos um problema frequente na soldagem a arco elétrico é a formação de trincas à frio. A ocorrência deste tipo de trinca é característica em aços temperáveis, pois está associada à formação de martensita. Ela surge certo tempo após a soldagem, na zona afetada pelo calor - ZAC (ou também na zona fundida de aços de maior resistência mecânica) e, segundo Marques et al. (2009), o seu desenvolvimento pode levar até dois dias. Ainda segundo esses autores, o aparecimento das trincas a frio está associado a quatro importantes fatores:

- presença de hidrogênio;
- microestrutura sensível;
- elevada sollicitação mecânica; e
- temperatura.

O hidrogênio provém de material orgânico ou umidade presentes nos consumíveis ou nas superfícies das juntas e é absorvido na poça de fusão.

O aparecimento de trincas a frio é facilitado tanto quanto a microestrutura do material tiver baixa tenacidade e elevada dureza. Velocidades elevadas de resfriamento propiciam este tipo de microestrutura. Portanto a combinação de juntas de grande espessura e o uso de baixas energias de soldagem podem levar à formação de trincas a frio. Quanto maior a temperabilidade de um aço, maior será a possibilidade de formação de trincas dessa natureza. Assim, torna-se comum o uso

do carbono equivalente para estimar essa *temperabilidade* e, por consequência, avaliar a possibilidade de formação de trincas a frio. Marques, Modenesi e Bracarense (2009) sugerem o uso da eq.(1.5) para o cálculo do carbono equivalente – CE, onde se considera o teor em peso dos elementos citados.

$$CE = \%C + \frac{\%Mn}{6} + \frac{\%Mo}{4} + \frac{\%Cr}{5} + \frac{\%Ni}{15} + \frac{\%Cu}{15} + \frac{\%P}{3} \quad (1.5)$$

Marques; Modenesi e Bracarense (2009) afirmam que se $CE < 0,40$, o material pode ser considerado pouco sensível à formação de trincas à frio. Se $CE > 0,60$, o material pode ser considerado altamente sensível a esse tipo de fissuração. A aplicação, por exemplo, da eq.(1.5) aos percentuais da composição do aço inoxidável superduplex ASTM A890 gr.6A listados na Tabela 1.4, resulta em um carbono equivalente de aproximadamente 6,01. Esse valor indica uma alta sensibilidade à formação de trincas à frio nesse material. O surgimento de trincas a frio é facilitado por qualquer fator que aumente a solicitação mecânica atuante no material. Dessa forma, quanto mais facilmente acomodadas forem as solicitações mecânicas, menor será a possibilidade de surgimento de trincas. Em relação à temperatura, Marques; Modenesi e Bracarense (2009) esclarecem que a formação de trincas por hidrogênio ocorre na faixa de temperatura entre -100°C e 200°C . Se, por exemplo, o material logo após soldado, for mantido a uma temperatura acima dessa faixa, o hidrogênio será difundido para fora da junta.

Os aços inoxidáveis martensíticos geralmente são soldados pelos processos TIG e MIG/MAG e requerem tratamento térmico pós-soldagem. Os aços inoxidáveis austeníticos são facilmente soldáveis pelos processos TIG e MIG.

Os ferríticos do grupo 3 possuem características semelhantes ao grupo 2 com a vantagem de serem mais facilmente soldados, por possuírem elementos estabilizadores como titânio e nióbio. Nos aços inoxidáveis ferríticos pode haver ocorrência de fragilização a 475°C , fragilização por fase σ , crescimento de grãos, sensitização e fragilização devido a elementos intersticiais.

2 SOLDAGEM POR ATRITO

A Associação Americana de Soldagem – AWS, define soldagem por atrito como

um processo em estado sólido, que produz juntas através do movimento relativo de duas peças sob a ação de forças compressivas. Por conseguinte, calor é gerado mediante a superação das forças de atrito, e um deslocamento plástico de material nas superfícies em contato é obtido. Desse modo, é formado uma união metalúrgica entre as peças (AWS, 2007).

A patente mais antiga relacionada à soldagem por atrito, citada nos trabalhos de Crossland (1971) e Meyer (2003), foi concedida a James H. Bevington, em Chicago, nos Estados Unidos, no ano de 1891, sob a denominação 463134 A (BEVINGTON, 1891) Essa patente descreve um artefato inventado por Bevington para a soldagem de fios e varetas metálicas. A Figura 2.1 apresenta um desenho extraído da patente citada.

No ano de 1945, Hans Klopstock e Abram Rupert Neelands, obtiveram, no Reino Unido, a patente de um método para a soldagem de chapas com o aproveitamento do calor gerado por um elemento rotativo em contato com os chanfros das chapas (KLOPSTOCK e NEELANDS, 1941). Hans e Abram também são apresentados como inventores desse processo em uma patente concedida nos Estados Unidos (KLOPSTOCK e NEELANDS, 1946). A Figura 2.2 apresenta um desenho extraído da patente britânica onde se percebe uma proximidade grande com o processo atual de soldagem por atrito-mistura.

Em 1956 na antiga União Soviética foi concedida ao mecânico Chudikov uma patente que tratava sobre soldagem por atrito. A invenção de Chudikov foi desenvolvida e aplicada pelo Instituto da União para Pesquisa Científica, Planejamento, Projeto e Tecnologia de Equipamentos Elétricos de Soldagem (DZHABAROV et al., 1994).

Em 1995 foi publicada nos Estados Unidos uma patente concedida ao instituto britânico *The Welding Institute* – TWI na qual foi reivindicado um processo denominado *Friction Forming*. Observa-se que esse processo se assemelha muito ao que hoje se denomina soldagem por atrito com pino consumível em furo não passante. A Figura 2.3 apresenta um dos desenhos utilizados na descrição do processo patenteado.

Figura 2.1 – Patente de processo de soldagem por atrito de cabos e varetas metálicas

Fonte: Bevington (1891)

Figura 2.2 – Desenho principal da patente britânica concedida a Klopstock e Neelands em 1945

Fonte: Klopstock e Neelands (1941)

Desde o início do século XX têm sido desenvolvidos diferentes processos de união que utilizam o atrito como princípio fundamental.

Figura 2.3 – Processo *Friction Forming* patenteado pelo TWI

Fonte: adaptado de Thomas et al. (1995)

Grande parte dos processos que utilizam atrito como fonte de energia formam um grupo que se configura pela execução de juntas de topo em barras ou tubos de perfil circular. Nesse grupo encontram-se os seguintes processos:

- soldagem por atrito contínua;
- soldagem por atrito contínua com rotação oposta;
- soldagem por atrito contínua na configuração *centre drive*;
- soldagem por atrito contínua na configuração *twin welds*;
- soldagem por atrito radial;
- soldagem por atrito com oscilação angular;
- soldagem por atrito com oscilação linear;
- soldagem por atrito orbital.

Os processos desse grupo possuem uma configuração muito próxima, diferenciando-se apenas pelo sentido de rotação das barras ou pelo uso de uma peça intermediária. Assim, em relação à variação da barra, existem dois processos: a soldagem por atrito contínua e a soldagem por atrito contínua com rotação oposta, conforme apresentado nas Figuras 2.4 e 2.5.

Figura 2.4 – Soldagem por atrito contínua

Fonte: AWS (1991)

Figura 2.5 – Soldagem por atrito contínua com rotação oposta

Fonte: AWS (1991)

A presença do elemento intermediário nos processos de soldagem por atrito dá origem às configurações *centre drive* e *twin welds*, apresentadas nas Figuras 2.6 e 2.7.

Figura 2.6 – Soldagem por atrito contínua na configuração *centre drive*

Fonte: AWS (1991)

Figura 2.7 – Soldagem por atrito contínua na configuração *twin welds*

Fonte: AWS (1991)

Quando um terceiro componente na forma de anel externo rotativo é usado na junta, tem-se a soldagem por atrito radial. A Figura 2.8 apresenta esse conceito. Um exemplo de aplicação atual desse conceito é a soldagem de tubos por atrito desenvolvida pelo Laboratório de Metalurgia Física da UFRGS.

Figura 2.8 - Soldagem por atrito radial

Fonte: Kanan (2016)

A soldagem por atrito entre barras com junta de topo também pode se dar com o movimento relativo entre as peças acontecendo de forma oscilante. Essa oscilação pode ser angular ou linear. A Figura 2.9 apresenta a soldagem por atrito com oscilação angular e a Figura 2.10 a soldagem por atrito com oscilação linear. Quando as peças possuem uma combinação de movimento de rotação em torno do próprio eixo com movimento relativo entre os eixos longitudinais, ocorre a chamada soldagem por atrito orbital, apresentada na Figura 2.11.

Figura 2.9 - Soldagem por atrito com oscilação angular

Fonte: AWS (1991)

Figura 2.10 - Soldagem por atrito com oscilação linear

Fonte: Lebedev e Chernenko (1992)

Figura 2.11 - Soldagem por atrito orbital

Fonte: Lebedev e Chernenko (1992)

Um processo já em acentuado desenvolvimento é o denominado de soldagem por atrito-mistura, também conhecido pela sigla *FSW* da expressão em inglês *Friction Stir Welding*. Nesse processo um pino não-consumível com movimento giratório se desloca ao longo da junta, provocando dois efeitos: a plastificação do material pelo efeito do calor gerado por atrito e a movimentação do material que provoca a mistura das partes a serem soldadas. A Figura 2.12 apresenta esquematicamente esse processo e a terminologia atualmente adotada. Quando esse processo é aplicado sem o objetivo de soldar, mas com a intenção de apenas alterar as propriedades do material movimentado, tem-se o denominado processamento por atrito-mistura, ilustrado na Figura 2.13, também conhecido pela sigla *FSP*, da expressão em inglês *Friction Stir Processing*.

Figura 2.12 - Soldagem por atrito-mistura
Friction Stir Welding – FSW

Fonte: Saccon (2010)

Figura 2.13 - Processamento por atrito-mistura

Fonte: adaptado de McNelley et al. (2008)

Recentemente Nakajima e Sato (2015) apresentaram um processo por atrito para preenchimento de furos em chapas finas de alumínio usando uma ferramenta consumível. Esse processo se diferencia dos demais aqui apresentados por trabalhar com um pino (ferramenta) de diâmetro maior do que o furo a ser preenchido. Os resultados apresentados por esses pesquisadores demonstram a viabilidade desse processo ser empregado, pois não foram detectadas descontinuidades no local do preenchimento. A Figura 2.14 apresenta esquematicamente o processo denominado por Nakajima e Sato (2015) de *friction compression welding* – FCW.

Figura 2.14 – Preenchimento de furos por atrito-compressão

Fonte: Nakajima e Sato (2015)

Na literatura em língua inglesa a soldagem por atrito com furo não-passante e ferramenta consumível recebe a denominação de *Friction Hydro Pillar Processing* - FHPP - e está associada ao uso de furos e pinos de formato cilíndrico, conforme descrito na Figura 2.15. Quando se faz uso de pinos e furos de formatos cônicos é utilizada a expressão, já citada, *Friction Tapered Stud Welding* – FTSW – se o furo não é passante, como na Figura 2.16, ou *Friction Tapered Plug Welding* - FTPW, no caso de furo passante, como na Figura 2.17.

O processo *FTPW* é adequado para fins tais como: - preenchimento de furos incorretos ou em locais não previstos, - recuperação de trincas, - correção de defeitos em chapas e dutos, e - recuperação de trincas por fadiga em cordões de solda em estruturas *offshore* em condições subaquáticas.

Figura 2.15 - Soldagem por atrito com pino cilíndrico consumível e furo não-passante cilíndrico
Friction Hydro Pillar Processing – FHP

Fonte: o autor

Figura 2.16 - Soldagem por atrito com pino cônico consumível e furo não-passante cônico
Friction Tapered Stud Welding – FTSW

Fonte: o autor

Figura 2.17 - Soldagem por atrito com pino cônico consumível e furo cônico passante
Friction Tapered Plug Welding – FTPW

Fonte: o autor

A soldagem por atrito com pino consumível e furo cônico não-passante consiste na união entre um pino consumível e a superfície cônica de um furo não-passante. Nesse processo o pino gira enquanto é pressionado contra o furo. No contato entre a superfície em movimento do pino e a superfície em repouso da peça, parte do trabalho da força de atrito se converte em calor. A região de união entre esses elementos estará então sujeita a elevados valores de pressão e temperatura. Embora envolva altas temperaturas, esse processo ocorre em temperaturas médias inferiores à temperatura de fusão do material. O processo pode ser tratado como um processo que ocorre no estado sólido. Há, portanto, um menor risco de surgimento de fenômenos próprios dos processos que envolvem fusão, tais como: crescimento de grãos, fragilização por hidrogênio, porosidade, segregação e inclusão de escória.

A opção pelo formato cônico do pino e do furo permite a aplicação do processo em materiais de extrusão mais difícil ou de elevadas temperaturas de trabalho, como, por exemplo, os aços inoxidáveis. Embora exista essa relação, percebe-se, na literatura, o uso de geometria cônica em experimentos com outros tipos de aços, como por exemplo, nos trabalhos de Pires (2007) com aço carbono ABNT 1010 e aço ASTM A36, Chludzinski et al. (2011) com aço SAE 1020 e aço SAE 8620, Lessa (2011) com aço BS EN 10025 e aço BS 970-3, Gontijo (2012) com aço ABNT 1010 e aço ASTM A36, Yeh et al. (2013) com aço ASTM A36 e aço SAE 8620 e Bulbring et al. (2013) com aço 10CrMo910.

Na geometria cônica o ângulo do pino é, geralmente, mais agudo que o ângulo do furo. Isso garante, durante todo o processo, a existência de um espaço entre pino e furo localizado sempre acima do material plastificado. A Tabela 2.1 apresenta os valores de ângulos de ponta de pino e respectivos ângulos de furo cônicos utilizados em algumas pesquisas com soldagem por atrito com pino consumível, onde se nota a frequência do uso dos valores 15° e 20° para os ângulos do pino e furo, respectivamente.

Tabela 2.1 - Ângulo de pino e ângulo de furo cônico de FTSW

Autor	Ângulo do pino	Ângulo do furo cônico
Pires (2007)	15°	20°
Chludzinski (2011)	35°	45°
Gontijo (2012)	15°	20°
Yeh (2012)	15°	20°
Chludzinski (2013)	20°	30°
Bulbring et al. (2013)	15°	20°

Fonte: o autor

Na literatura também são encontrados relatos sobre as denominadas “costuras por atrito” que nada mais são do que sequências de operações singulares de soldagem por atrito. Essas sequências são realizadas ao longo de uma linha onde a operação subsequente sobrepõe-se, em parte, à operação anterior. Esse processo permite recuperar descontinuidades que ultrapassam os limites dimensionais de operação com apenas um pino ou para realização de uniões de juntas sobrepostas ou de topo. A costura por atrito é conhecida no idioma inglês pela expressão *Friction Stitch Welding Process – FSWP*. A Figura 2.18 traz um esquema desse processo de costura.

Figura 2.18 – Processo de soldagem por atrito em costura

Fonte: Meyer (2003)

2.1 Soldagem com pino cônico consumível em furo cônico não-passante

A pesquisa descrita neste trabalho está limitada ao processo de soldagem por atrito com pinos consumíveis em furos cônicos não-passantes, também conhecida pela expressão em inglês *Friction Tapered Stud Welding - FTSW*. Esse processo se dá pela rotação de um pino de ponta cônica que está posicionado coaxialmente em um furo cônico usinado previamente. Uma camada de material no estado plástico é formada na região de contato entre a extremidade do pino e a base do furo devido à aplicação da carga axial e devido à rotação do pino. Essa camada, formada por uma série infinita de superfícies adiabáticas de cisalhamento, movimenta-se e avança entre a superfície lateral do pino e a superfície interna do furo. Durante a continuidade do processo, a velocidade de avanço do material plástico supera a velocidade de avanço do pino no sentido oposto. Assim forma-se, em torno do pino, um depósito de material recristalizado dinamicamente.

Enquanto perdura a rotação, o material plástico é mantido numa condição de suficiente viscosidade por forças hidrostáticas axiais e radiais, até que ocorra uma união metalúrgica. Em algumas situações, a carga axial atua por alguns instantes mesmo após a parada da rotação.

Para que o processo de geração de calor ocorra na junta unida pelo processo FTSW é necessário que parte da superfície do pino deslize sobre parte da superfície do furo. Isto é obtido pelo movimento relativo entre essas partes. Isso permite inferir que a velocidade do movimento relativo entre as partes seja um importante parâmetro do processo. Como operacionalmente o pino possui uma geometria definida e reduzida, ele geralmente é a parte que se move. Esse movimento é de rotação e acontece em relação ao eixo longitudinal do pino. Assim tem-se um dos principais parâmetros do processo: a velocidade de rotação do pino, denominada na maioria dos casos, apenas como rotação.

A geração de calor e o processo de difusão também dependem da intensidade com que as superfícies das partes são pressionadas uma contra a outra. Essa intensidade no processo FTSW é resultante da carga aplicada sobre o pino na direção do furo. Esse parâmetro é conhecido como a força axial do processo, em referência ao eixo imaginário longitudinal que perpassa as partes. Na literatura a força axial é tratada como um dos principais parâmetros por diversos autores. Além da função principal de manter as superfícies do pino e do bloco em contato, ela também propicia que partículas indesejadas sejam retiradas da interface pino-bloco, além de provocar o rompimento do filme de óxidos.

Haverá na região da junta FTSW uma movimentação do material do pino e do furo em função do movimento relativo entre as partes. Essa movimentação torna-se mais intensa pelo fato de que os materiais em contato têm seus estados alterados devido ao aumento de temperatura, tornando-se mais plásticos. O nível de efeitos dessa movimentação é determinado principalmente pelo deslocamento do pino em direção ao furo a partir da posição onde ocorre o contato inicial entre as partes. Esse parâmetro tem sido definido na literatura como profundidade de mergulho, mergulho, comprimento de queima ou consumo. Neste trabalho optou-se pelo termo “deslocamento” por se entender mais adequado à descrição do movimento do pino

em direção ao furo e para deixar em destaque que não há fusão envolvida nesse processo.

Força axial, rotação e deslocamento são parâmetros aplicados simultaneamente no processo FTSW. Em determinadas situações, no entanto, há necessidade da continuação da aplicação da força axial mesmo após cessada a rotação do pino. Nestes casos, a força axial passa a se chamar força de recalque e o seu tempo de aplicação passa a ser também mais um dos parâmetros do processo.

Além dos parâmetros já citados, a junta produzida pelo processo FTSW pode ser influenciada também pelo tipo de material a ser unido, pela geometria da junta (geometria do pino e geometria do furo) e pelas taxas de aplicação das cargas e dos movimentos. Cada parâmetro influenciará de uma forma ou de outra a qualidade das juntas resultantes (PIRES, 2007). Algumas relações entre esses parâmetros foram apresentadas por Gontijo (2012), conforme apresentado na Figura 2.19.

Figura 2.19 – Algumas relações entre as variáveis da soldagem por atrito com pino consumível

Fonte: Adaptado de Gontijo (2012)

A Figura 2.20 exemplifica esquematicamente o comportamento dos parâmetros principais ao longo do tempo. Estão representadas duas situações possíveis decorrentes da aplicação de força. Na primeira situação, figura 2.20-a, o valor da força axial aumenta após a parada da rotação (a partir deste momento a força axial passa a ser denominada de força de recalque). Na segunda situação, figura 2.20-b, o valor da força é o mesmo antes e depois da parada da rotação. Diz-se neste caso que a força de recalque é igual à força axial.

Figura 2.20 – Comportamento dos parâmetros da soldagem por atrito com pino consumível:
(a) Força de recalque maior que a força axial; (b) Força de recalque igual à força axial

Fonte: o autor

Uma melhor compreensão da dinâmica do processo de soldagem por atrito entre pino e furo pode ser obtida pela observação do trabalho realizado por Lebedev e Chernenko (1992). Eles demonstraram o comportamento simultâneo da rotação, da força axial, do torque, da potência, do deslocamento axial e da temperatura, por meio

da divisão do processo de soldagem por atrito em seis fases distintas. As principais características destas fases estão descritas a seguir:

Fase 1: caracterizada por uma elevada tensão entre as saliências das superfícies, baixa área de contato e expulsão dos contaminantes e dos resíduos por hidroextração⁵. O torque diminui à medida que a velocidade de rotação aumenta. As maiores velocidades relativas presentes nas regiões externas fazem com que a resistência mecânica destas regiões fique reduzida.

Fase 2: Ocorre aumento abrupto da temperatura devido à elevação no número de interações entre as saliências. O limite de escoamento e a resistência mecânica são fortemente reduzidos. Ocorre o crescimento da componente adesiva do atrito⁶. O torque eleva-se abruptamente chegando ao seu valor máximo no final desta fase.

Fase 3: A temperatura passa a subir com taxas menores que a fase anterior. A combinação de elevada temperatura com intensa deformação plástica pode formar um filme viscoplástico de baixa resistência ao cisalhamento que reduz o coeficiente de atrito. O torque resistivo decresce e então a temperatura se estabiliza da mesma forma que o consumo e o torque.

Fase 4: Formação das condições ideais para a união metalúrgica. Regime permanente da temperatura, da geração de calor do torque e do consumo. Uniformização da deformação plástica.

Fase 5: Há um pico na curva de torque devido ao processo de desaceleração que ocasiona redução na velocidade de rotação e aumento do coeficiente de atrito. Ocorre formação intensificada de uniões metalúrgicas

Fase 6: Conhecida como forjamento. Ocorre a aplicação de um esforço normal de compressão por alguns segundos. Este esforço tem por objetivo elevar os valores de resistência e dureza. Esta fase conclui o processo de soldagem.

⁵ Devido ao movimento de rotação, a ação da força centrífuga faz com que o material plástico se desloque radialmente, fazendo com que óxidos e outros contaminantes sejam direcionados para fora da junta soldada, formando a rebarba.

⁶ A componente adesiva do atrito eleva-se conforme o aumento da ductilidade dos materiais em contato (HUTCHINGS, 1992).

Além desse trabalho anterior (Lebedev e Chernenko (1992)), outra contribuição na compreensão da dinâmica do processo de soldagem por atrito pode ser encontrada na pesquisa conduzida por Meyer (2003). Nessa pesquisa, esse autor sugere que a soldagem por atrito com pino consumível seja analisada como um processo composto pelas quatro fases indicadas na Figura 2.21.

Figura 2.21 – Fases da soldagem por atrito segundo Meyer (2003): I – atrito; II – aquecimento; III – desaceleração; IV - união

Fonte: adaptado de Meyer (2003)

A soldagem por atrito com furo cônico foi dividida por Hattingh et al. (2011) em três fases principais: - fase dominada pelo aquecimento; - fase de transição calor-cisalhamento; e - fase dominada pelo cisalhamento. Na fase dominada pelo aquecimento o torque aumenta até um valor máximo quando então começa a diminuir com quedas periódicas durante a fase de transição calor-cisalhamento até alcançar um estado mais estável chamado de fase dominada pelo cisalhamento. Nessa última fase, o torque diminui gradativamente até que a união esteja finalizada.

A terminologia usual nos experimentos envolvendo soldagem por atrito com pinos consumíveis está descrita nas Figuras 2.22 e 2.23. Essa terminologia será adotada ao longo de todo este trabalho.

Figura 2.22 – Terminologia dos pinos consumíveis para soldagem por atrito:
 D – Diâmetro do pino; A – ângulo da ponta do pino; d – diâmetro da ponta do pino;
 R – Raio de arredondamento da ponta do pino

Fonte: o autor

Figura 2.23 – Terminologia dos furos cônicos para soldagem por atrito com pino consumível:
 D – Diâmetro do furo; P – profundidade do furo; A – ângulo do cone; d – diâmetro do fundo do furo;
 R – Raio de arredondamento do fundo do furo

Fonte: o autor

Diferentes variações dessa geometria básica têm sido objeto de estudo na área de soldagem por atrito. Por exemplo, na soldagem por atrito com pinos consumíveis e furos cilíndricos e cônicos não passantes, Meyer (2003) avaliou uma série de combinações de geometrias de pinos e blocos. A Figura 2.24 apresenta um exemplo das combinações testadas por Meyer (2003) em pinos de oito milímetros de diâmetro e furos com dez milímetros de diâmetro.

Figura 2.24 – Combinações de geometrias dos pinos e blocos utilizados no experimento de Meyer (2003)

Fonte: Adaptado de Meyer (2003)

Ambroziak e Gul (2007) utilizaram pinos com doze milímetros de diâmetro em seus experimentos com soldagem por atrito com pino consumível e furo não passante cilíndrico em condições subaquáticas. Esses autores não descreveram outros detalhes da geometria utilizada.

A pesquisa de Pires (2007) avaliou a combinação entre um grupo de cinco geometrias para pinos com um grupo equivalente de cinco geometrias para furos, descritas nas Figuras 2.25 e 2.26, respectivamente. Nessa pesquisa o autor conclui que as geometrias do tipo A, tanto para pinos como para furos, foram as mais adequadas ao processo proposto.

Figura 2.25 – Geometrias dos pinos utilizados no experimento de Pires (2007)
Unidade [mm]

Fonte: adaptado de Pires (2007)

Figura 2.26 – Geometrias dos furos utilizadas no experimento de Pires (2007)
Unidade [mm]

Fonte: adaptado de Pires (2007)

A geometria proposta por Chludzinski et al. (2011) diferenciou-se das demais por especificar valores maiores para o ângulo do pino e o ângulo do furo cônico, além de apresentar uma ponta de pino totalmente arredondada, conforme pode ser observado na Figura 2.27.

Figura 2.27 – Geometria do conjunto pino-bloco utilizada no experimento de Chludzinski et al. (2011)
Unidade [mm]

Fonte: adaptado de Chludzinski et al. (2011)

Lessa (2011) no estudo das transformações de fase em aços C-Mn, sujeitos à FHPP, utilizou pinos de ponta reta e 20° de conicidade, conforme exposto na Figura 2.28.

Figura 2.28 – Geometria de pinos e blocos utilizados por Lessa (2011)
Unidade [mm]

Fonte: Lessa (2011)

A pesquisa de Gontijo (2012) foi realizada com uma geometria de pino combinada com três geometrias de blocos em concordância com o seu objetivo de avaliar a influência da espessura da chapa na qualidade do reparo realizado com soldagem por atrito. A geometria do pino e as geometrias dos blocos utilizadas nesse experimento estão apresentadas na Figura 2.29.

Figura 2.29 – Geometria do conjunto pino-bloco utilizada no experimento de Gontijo (2012)
Unidade [mm]

Fonte: Gontijo (2012)

Yeh (2012) utilizou a geometria descrita na Figura 2.30 para investigar, por meio de ultrassom e micrografia, descontinuidades no reparo por FHPP em placas de aço.

Figura 2.30 – Geometria do conjunto peça-pino utilizado por Yeh (2012)
Unidade [mm]

Fonte: Yeh (2012)

Santos (2013) realizou experimento com o processo de soldagem por atrito com pino consumível e furo passante. Para isso, empregou um conjunto formado por pino, bloco, peça de retenção e peça suporte. As geometrias destes componentes estão descritas nas Figuras 2.31, 2.32, 2.33 e 2.34, respectivamente.

Figura 2.31 – Geometria do pino utilizado por Santos (2013)
Unidade [mm]

Fonte: Santos (2013)

Figura 2.32 – Geometria dos blocos utilizados por Santos (2013)
Unidade [mm]

Fonte: Santos (2013)

Figura 2.33 – Geometria da peça de retenção utilizada por Santos (2013)
Unidade [mm]

Fonte: Santos (2013)

Figura 2.34 – Geometria da peça suporte utilizada por Santos (2013)
Unidade [mm]

Fonte: Santos (2013)

A Figura 2.35 apresenta os cinco grupos de geometrias testados por Xu et al. (2015) em uma pesquisa que teve por objetivo avaliar a relação entre geometria e defeitos na soldagem. Nesse trabalho os autores destacaram que os defeitos de soldagem foram mais fortemente influenciados pelo formato do furo do que pelo formato do pino, e que um fundo de furo com cantos arredondados foi um requisito essencial para a produção de soldagens isentas de defeitos, conforme pode ser visualizado na Figura 2.36 onde se observa o resultado da simulação que corrobora essa afirmação.

Figura 2.35 – Grupos de geometrias avaliadas por Xu et al. (2015)
Unidade [mm]

Fonte: adaptado de Xu et al. (2015)

Figura 2.36 – Simulações geradas por Xu et al. (2015)

Fonte: adaptado de Xu et al. (2015)

Chludzinski (2013) utilizou um conjunto pino/bloco com a geometria apresentada na Figura 2.37 em sua pesquisa de resistência à fratura por fadiga de juntas obtidas por meio de soldagem por atrito.

Figura 2.37 – Geometria do conjunto pino-bloco utilizada no experimento de Chludzinski (2013)
Unidade [mm]

Fonte: adaptado de Chludzinski (2013)

A Figura 2.38 apresenta a geometria do conjunto pino/bloco utilizada por Bulbring et al. (2013) e também o posicionamento dos furos para fixação dos termopares empregados na coleta de temperaturas do processo.

Figura 2.38 – Geometria do experimento de Bulbring et al. (2013):
 (a) geometria de pino e bloco. (b) posicionamento dos furos para termopares
 Unidade [mm]

Fonte: adaptado de Bulbring et al. (2013)

Além dos elementos da geometria básica, existem outros elementos envolvidos na soldagem por atrito com pino consumível. A rebarba, por exemplo, é um deles. Ela surge após a execução do processo, e para fins de estudo e avaliação, é dividida em rebarba primária e secundária, conforme nomenclatura sugerida por Bulbring et al. (2013), exposta na Figura 2.39. A rebarba primária é aquela que está próxima do pino, enquanto que a rebarba secundária forma-se junto do furo.

Figura 2.39 – Rebarba primária e rebarba secundária formadas na soldagem por atrito com pino consumível

Fonte: adaptado de Bulbring et al. (2013)

Bulbring et al. (2013) relacionaram as falhas da rebarba secundária com falhas de preenchimento. Além disso, esses autores afirmam que o crescimento da rebarba secundária está relacionado com o grau de contato entre o material plastificado do pino e a parede do furo cônico.

Outros elementos de importância no estudo e análise dos processos de soldagem com pinos consumíveis são as regiões formadas após a execução da junta. As observações macro e micrográficas tornam necessária a padronização dessas regiões. Por analogia aos processos de soldagem por fusão, onde as juntas possuem três regiões – metal base, zona afetada pelo calor e zona de fusão -, a terminologia da soldagem por atrito segue essa mesma nomenclatura, observando-se determinadas particularidades, como por exemplo, a existência da zona de mistura e da zona termo mecanicamente afetada, inicialmente citadas nas pesquisas referentes ao processo de soldagem por atrito-mistura, como por exemplo na pesquisa de Santos (2013). Esse autor utiliza a nomenclatura exposta na Figura 2.40 para se referir às regiões da junta formada pelo processo atrito-mistura. De forma semelhante as pesquisas relacionadas aos processos por fusão, há um uso equivalente entre os termos zona termicamente afetada e zona afetada pelo calor. No desenvolvimento desta tese, optou-se pelo termo zona afetada pelo calor.

Figura 2.40 – Terminologia das regiões da junta do processo atrito-mistura

Fonte: Santos (2013)

Buzzatti et al. (2015) utilizam a nomenclatura apresentada na Fig. 2.41 para identificar as regiões do processo FTSW.

Figura 2.41 – Terminologia da FTSW

Fonte: adaptado de Buzzatti et al.(2015)

A soldagem por atrito com pinos consumíveis apresenta uma série de vantagens em relação aos demais processos convencionais de soldagem por fusão. Algumas dessas vantagens são as seguintes:

- O processo por atrito tende a expulsar as impurezas para fora da interface de união. As impurezas ficam retidas na rebarba (*flash* ou colar). Este é o motivo pelo qual este processo dispensa a proteção gasosa, pois pontos de oxidação pré-existent ou que eventualmente surjam na junta durante a soldagem são direcionados para a rebarba, preservando as partes internas da união. As intensas forças radiais promovem o deslocamento de partículas isoladas para fora da zona de contato por meio da *hidroextração*;
- É uma prática que oferece menores riscos à saúde do operador quando comparada à soldagem por arco elétrico, pois a geração de fagulhas é relativamente menor, a peça não necessita de contato elétrico com o equipamento e não há geração de fumos;
- Os operadores não precisam de habilidades manuais específicas para execução deste processo de soldagem. Apenas é necessário um posicionamento adequado das partes a serem unidas e uma aplicação correta dos parâmetros;
- O próprio pino serve como material de adição, dispensando o uso de materiais adicionais para o preenchimento da junta;
- O processo pode ser automatizado e o equipamento poder ser operado a longas distâncias, o que o torna adequado para aplicação em áreas de difícil acesso ao operador;
- O baixo aporte térmico e o curto ciclo de soldagem permitem que o processo seja implementado para o uso em atmosferas explosivas, sendo atrativo na indústria de petróleo e gás, pois apresenta a possibilidade de realização de reparos sem que haja necessidade de paradas na linha de produção;
- É possível a execução subaquática, sendo que Buzzati et al. (2015), destacaram que o processo realizado nestas condições apresenta menores picos de temperatura e maiores taxas de extração de calor;

- É um processo que resulta em soldas de alta qualidade e boas propriedades metalúrgicas, conseguidas tanto em aço-carbono quanto em combinações de diversos metais cuja soldagem seria limitada ou impossível de ser feita por outros processos;
- A zona afetada pelo calor – ZAC - é relativamente menor do que as dimensões encontradas nos processos por fusão.
- As presenças de tensões residuais compressivas dentro da união soldada estão relacionadas com o bom desempenho na recuperação de trincas em membros que falharam por fadiga (BLAKEMORE, 1995).

Já as limitações do processo de soldagem por atrito com pinos consumíveis foram listadas por Santos (2013) e são as seguintes:

- Pelo menos uma das peças deve girar sobre o eixo do plano de soldagem;
- Pelo menos um dos materiais a ser soldado deve se deformar plasticamente;
- A preparação e o alinhamento das peças podem ser um ponto crítico para o desenvolvimento uniforme da deformação plástica e o aquecimento da superfície de atrito;
- O processo é normalmente limitado para fazer juntas de topo planas ou angulares (cônicas);
- O custo inicial de equipamentos e ferramentas é elevado;
- O processo de recuperação por meio da soldagem por atrito não pode ser aplicado a materiais não-forjáveis (como, por exemplo, ferro fundido ou cerâmica) e nem em materiais autolubrificantes.

Geometrias e/ou parâmetros de soldagem inadequados podem gerar, no processo FTSW, descontinuidades tais como: falta de preenchimento, inclusões e microtrincas. Isso afetará diretamente as propriedades mecânicas e metalúrgicas da junta, como demonstrado por Yeh (2012) com o uso de ensaios de ultrassonografia validados por análises micrográficas.

Os processos de soldagem por atrito ainda possuem aplicações comerciais muito incipientes e têm sido estudados por diversos pesquisadores em diferentes centros de pesquisa. Um dos trabalhos de maior relevância e com diversas citações em pesquisas sobre FHPP foi o realizado por Meyer (2003) no qual esse autor descreve o mecanismo de união por meio de uma análise sistemática dos fenômenos térmico e mecânicos envolvidos no processo. Nesse trabalho foi analisado o efeito dos parâmetros do processo e das configurações da junta na microestrutura e nas propriedades mecânicas dos materiais estudados. Meyer (2003) realizou seus experimentos no então centro de pesquisas GKSS da Alemanha, com os aços HSLA API 5L X65, St460T e S235. Essa pesquisa também incluiu a análise do processo de soldagem por atrito por costura.

O comportamento do aço de construção de baixa liga S355, quando soldado por atrito por meio da FHPP, foi objeto do estudo realizado por Ambroziak e Gul (2007) no Instituto de Engenharia de Produção e Automação da Universidade de Tecnologia da Breslândia. Foi determinado nessa pesquisa o máximo diâmetro do pino a ser usado na FHPP, bem como foi realizada a otimização de alguns dos parâmetros do processo.

No desenvolvimento de pesquisas sobre soldagem por atrito, destacam-se também as atividades conduzidas no Laboratório de Tecnologia em Atrito e Desgaste – LTAD - da Universidade Federal de Uberlândia. Nesse laboratório, Pires (2007) realizou a otimização dos parâmetros do processo de recuperação por atrito. Sua atenção foi direcionada aos efeitos da geometria do pino e do furo, aos efeitos da força axial e a influência da rotação do pino na qualidade do reparo. Essas análises foram realizadas com os aços ABNT 1010 e ASTM A36.

No LTAD, Gontijo (2012) investigou os efeitos da espessura da chapa na qualidade do reparo por atrito nos aços ABNT 1010 e ASTM A 36. E com esses mesmos materiais Santos (2013) desenvolveu um processo de reparo por atrito para trincas passantes.

No Laboratório de Metalurgia Física – LAMEF da Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Chludzinski et al. (2011) pesquisaram o efeito da aplicação de diferentes cargas axiais nas propriedades de soldas por atrito em aços SAE 1020 e SAE 8620. O efeito foi avaliado por meio de análises visuais, perfis de microdureza e ensaios de dobramento. Nesse mesmo laboratório também foi investigado por

Chludzinski (2013) a resposta em relação à tenacidade à fratura que os aços BS EN 10025, AISI 316L, SAF 2205 e ASTM F138 apresentam quando soldados por atrito com pino consumível. Lessa (2011), pesquisador também ligado ao LAMEF, realizou estudos tendo como objeto de atenção o processo FHP. Ele observou o resultado da variação dos parâmetros do processo na microestrutura e na qualidade das uniões. Esse pesquisador relacionou também a aplicação de maiores cargas com a obtenção e estruturas mais refinadas. Em pesquisa com pinos de aço BS 970-3 150M19 e pinos de aço BS EN 150, o autor citado constatou que forças maiores evitam a formação heterogênea de fases (tais como Widmanstätten, bainita e agregados de carbonetos) e possibilitam uma formação predominantemente martensítica. Por fim, estudos com FHP foram realizados na estação de tecnologia da Agência de Inovação Tecnológica da Universidade Metropolitana Nelson Mandela na África do Sul. Como exemplo, a pesquisa conduzida por Bulbring et al. (2013) com o aço 10Cr-Mo910. Pesquisadores desse centro avaliaram os parâmetros do processo com especial atenção para os efeitos da força axial em relação aos defeitos de soldagem e as propriedades mecânicas do material.

Os materiais analisados nos estudos citados, em sua maioria, têm aplicações ligadas a plataformas e equipamentos empregados na indústria de óleo e gás. Entre as exceções destaca-se o aço ASTM F138 aplicado em implantes ortopédicos, utilizado no estudo de Chludzinski (2013).

A respeito da força axial, Bulbring et al. (2013) explicam que o uso de uma força axial maior aumenta a taxa de aporte de energia – eq. (2.1), mas diminui o aporte total de energia – eq. (2.2) - devido aos tempos de soldagem mais curtos, conforme segue:

$$Tx_{en} = \frac{E_{total}}{t_{total}} \quad (2.1)$$

Na eq. (2.1), Tx_{en} é a taxa do aporte de energia em watt, E_{total} é o aporte total de energia em joule e t_{total} é o tempo total do processo em segundos.

$$E = Pot \times \Delta t = \frac{2\pi NT}{60} \times \Delta t \quad (2.2)$$

Na eq. (2.2), P_{ot} é a potência em Watts, Δt é o intervalo de tempo em segundos, N é o número de rotações por minuto [rpm] e T é o torque no pino em Newton.metro. O torque, segundo Mattei (2012), pode ser calculado pela eq. (2.3).

$$T = 2\pi\mu Pr^3 \quad (2.3)$$

Onde μ é o coeficiente de atrito, P a pressão aplicada em MPa e r é o raio de superfície da peça em metros. A pressão aplicada pode ser encontrada dividindo-se a força axial no pino pela área de atrito entre o pino e o bloco.

A relação entre força axial e tempo de preenchimento também foi constatada por Pires (2007). Segundo esse autor, quanto maior a força, menor será o tempo de processamento. Ele explica também que apesar das altas forças contribuírem para o aumento da potência requerida no processo, as mesmas propiciam a diminuição na energia total de soldagem, em decorrência dos curtos tempos de processamento. Gontijo (2012) também cita vantagens da aplicação de cargas maiores no sentido de reduzir os tempos de soldagem.

Em relação à influência da rotação do pino, Meyer (2003) destaca que ela é relativamente menor na FHPP do que na soldagem por atrito convencional (aqui entendido como o processo de união por atrito de barras topo a topo). A Tabela 2.2 reúne informações sobre como esse parâmetro do processo foi aplicado por diferentes pesquisadores.

Nas geometrias investigadas por Pires (2007), foi observado que o aumento na velocidade de rotação, combinado com a redução da força axial, favorece a propagação da ZAC. O parâmetro rotação não tem, segundo Santos (2013), grande influência na qualidade da solda, sendo que existem rotações ótimas para cada par de materiais. Se a rotação ultrapassar o valor ótimo, a aspereza diminui, porém, o tempo de aquecimento e o volume do material aquecido também aumentam, acompanhados de uma redução na velocidade de resfriamento e de uma redução na ZAC. Com o aumento da rotação, o limite de resistência à tração da união e a dureza têm seus valores reduzidos. Ambroziak e Gul (2007) afirmam que o valor máximo para a rotação é o limite do sistema de acionamento e que o valor mínimo depende do material, da geometria e da força axial.

Tabela 2.2 – Velocidades de rotação e velocidades tangenciais utilizadas em diferentes experimentos

Autor	Material	Faixas de rotação	Diâmetros dos pinos	Velocidades tangenciais
		[rpm]	[mm]	[m/s]
Ambroziak e Gul (2007)	Aço S355	5000	10,00	2,62
		5000	12,00	3,14
		6000	10,00	3,14
		6000	12,00	3,77
Gontijo (2012)	Aço ABNT 1010	1400	31,75	2,33
		1700	31,75	2,83
Hattingh et al. (2011)	Aço AISI 4140	2500	19,70	2,58
		4250	19,70	4,38
		6000	19,70	6,19
Santos (2013)	Aço ABNT 1010	1700	31,75	2,83
Pires (2007)	Aço ABNT 1010	1ª etapa:	1ª etapa:	1ª etapa:
		5000	18,00	4,71
		6000	18,00	5,65
		7000	18,00	6,60
		2ª etapa:	2ª etapa:	2ª etapa:
		4000	18,00	3,77
		7000	18,00	6,60
Bulbring et al. (2013)	Aço 10Cr-Mo910	5000	15,58	4,08

Fonte: o autor

Um outro importante parâmetro utilizado nos processos de soldagem por atrito com pino consumível é o deslocamento axial do pino⁷, ou seja, a medida longitudinal da fração do pino consumida durante a soldagem. O deslocamento axial é relacionado ao material do pino que plastifica e que se desloca para o espaço existente entre o pino original e o furo. Alguns equipamentos utilizam o deslocamento axial para definir o início e o final da soldagem, como é o caso do equipamento MSA 50 da Universidade Federal do Rio Grande do Sul e do equipamento UPPA da Universidade Federal de Uberlândia.

⁷ Muitos pesquisadores tratam o deslocamento axial do pino como “consumo”. Outros usam o termo “comprimento de queima” equivalente ao termo em inglês “burn-off”. Também há pesquisadores que preferem o termo profundidade de mergulho, equivalente ao “tool plunge depth” empregado por Hattingh et al. (2011), por entenderem que o processo ocorre em temperaturas abaixo da temperatura de fusão do material. Ao longo desta pesquisa esta variável será tratada como deslocamento axial.

Deslocamentos axiais maiores significam maiores quantidades de materiais processados, tratando-se do mesmo material, da mesma geometria, mesma rotação e mesma carga. Gontijo (2012) conseguiu bons resultados usando um deslocamento do pino definido a partir da proporção de 12,5 / 9,8 entre volume do pino e volume do furo, ou seja, o volume da fração inserida do pino tinha cerca de 1,30 vezes o volume do furo.

A força aplicada após a parada da rotação do pino também é outro parâmetro importante da soldagem por atrito de pinos consumíveis. Esta força é chamada de força de forjamento, força de recalque ou simplesmente recalque. Segundo Ambroziak e Gul (2007), esta força tem três efeitos benéficos. Ela quebra inclusões grosseiras (reorientadas durante o processo), refina a austenita por meio de trabalho à quente, e reduz, nos aços ao carbono, a tendência de formação de estruturas de Widmanstätten (que podem afetar a taxa de resfriamento). O aumento da força de forjamento, ainda segundo Ambroziak e Gul (2007), causa um aumento do limite de resistência à tração e um aumento na dureza. Relacionado a esse parâmetro está o tempo de forjamento, parâmetro que indica o tempo durante o qual a força de forjamento atua no pino.

Além dos parâmetros descritos também são citados na literatura o tempo de aquecimento e o tempo requerido para desaceleração do pino (PIRES, 2007). O tempo de aquecimento é definido como o tempo entre o contato inicial das superfícies e o instante em que a velocidade do pino se anula.

3 CICLOS TÉRMICOS EM PROCESSOS DE SOLDAGEM

A análise térmica dos processos de soldagem envolve o conhecimento de dois elementos fundamentais para a compreensão da dinâmica do fluxo de calor e das consequentes alterações provocadas no material. Esses dois elementos são: o ciclo térmico e a repartição térmica.

O ciclo térmico consiste na sequência de temperaturas atingidas por determinado ponto do material ao longo do tempo de processo. Já a repartição térmica identifica as máximas temperaturas atingidas em diferentes pontos do metal base de forma a permitir a identificação de diferentes regiões da junta em função dos efeitos causados pelo fluxo de calor.

A Figura 3.1 apresenta as representações gráficas da repartição térmica (Fig.3.1 – a) e do ciclo térmico (Fig. 3.1- b) de uma junta produzida pelo processo MIG/MAG aplicado à soldagem em um tubo de aço API – 5L X70.

Figura 3.1 – Representação gráfica de (a) repartição térmica e (b) ciclo térmico

Fonte: Pereira et al. (2013)

3.1 Fluxo de Calor

Para que ocorra o ciclo térmico e a repartição térmica, é necessária uma fonte de fornecimento de calor à junta. Nos processos a arco elétrico o calor provém do próprio arco que se forma entre o eletrodo e a peça. A energia fornecida por esse arco é denominada de *energia de soldagem*, e pode ser mensurada a partir de parâmetros elétricos da fonte e de características operacionais do processo. A eq. (3.1), citada por Marques; Modenesi e Bracarense (2009), descreve como pode ser encontrado o valor dessa energia fornecida por unidade de comprimento da junta.

$$H = \frac{nVI}{v} \quad (3.1)$$

Na eq. (3.1), H é a energia de soldagem em J/mm , n é um adimensional que representa a eficiência térmica do processo, V é a tensão no arco em *Volt*, I é a corrente de soldagem em *Ampere*, e v é a velocidade de soldagem em mm/s .

Em processos convencionais de soldagem a arco elétrico, a análise do fluxo de calor provocado pela energia de soldagem pode ser separada em duas etapas. Uma etapa de fornecimento de calor à junta e uma outra etapa de dissipação do calor na peça.

Como características importantes do ciclo térmico, Marques; Modenesi e Bracarense (2009) destacam:

- temperatura de pico (T_p);
- tempo de permanência (t_c) acima de uma temperatura crítica;
- velocidade de resfriamento (ϕ).

A temperatura de pico é a máxima temperatura atingida pelo ciclo térmico. Ela tem importância na definição de ocorrência, ou não, de mudanças microestruturais devido à ação do calor na junta. Essa temperatura separa o ciclo térmico em região de aquecimento e região de resfriamento.

O tempo de permanência acima de uma temperatura crítica delimita o tempo em que o material da junta ficou sujeito a valores de temperatura em que mudanças microestruturais significativas podem ocorrer. Muitas transformações de materiais dependem da variável - tempo - para que se consolidem, o que torna essa característica importante no estudo do ciclo térmico de soldagem.

A velocidade de resfriamento é representada graficamente pela tangente à curva da região de resfriamento em uma temperatura específica. Também é comum caracterizar a velocidade de resfriamento por meio do tempo que a junta leva para resfriar entre dois patamares definidos de temperatura. Geralmente, quando se trata de aços, as análises são realizadas com as temperaturas de 800°C e 500°C. Essa definição dá origem ao termo $\Delta T_{T1/T2}$ utilizado para se especificar a velocidade de resfriamento.

De forma semelhante a qualquer um dos processos convencionais de soldagem por fusão, os processos por atrito também apresentam um ciclo térmico, ou seja, um ciclo de aquecimento e resfriamento característico e que define alguns dos valores das propriedades mecânicas e metalúrgicas das juntas resultantes. Nesse caso, o calor gerado tem como fonte o atrito resultante do contato entre as partes da junta. Esse calor irá alimentar o aquecimento dos materiais e será definido pela interação entre os parâmetros do processo. Já o resfriamento estará fortemente relacionado às características dos materiais da junta e poderá sofrer alguma influência do meio onde a junta se encontra.

Em relação à temperatura de pico no ciclo térmico da FSW, Saied, et al. (2008) demonstraram que, na soldagem por atrito-mistura de um aço duplex SAF 2205, essa característica decresce com o aumento da velocidade de soldagem para uma rotação constante. Este resultado é similar ao encontrado por Fuji et al. (2006) para um aço carbono e similar também ao encontrado por Reynolds (2003) para o aço inoxidável austenítico 304L.

Saied et al. (2008), a partir das relações entre temperatura de pico e outros parâmetros da FSW construídas por Mishra (2005) e Ren et al. (2007), e a partir dos dados experimentais coletados com o aço SAF 2205, formularam a relação entre a velocidade de soldagem - v - e a temperatura de pico - T_p - exposta na eq.(3.2).

$$T_p = 4569,8 \times \left(\frac{1}{v}\right)^{0,419} \quad (3.2)$$

Pela eq. (3.2) percebe-se que a temperatura de pico, medida em graus Celsius, e a velocidade de soldagem, em mm/min, são inversamente proporcionais. Esse perfil está relacionado à quantidade de calor gerada pelo processo, que no caso da FSW, segundo Frigaard; Grong e Midling (2000), pode ser encontrada pela eq.(3.3).

$$Q = \frac{4}{3} \times \pi^2 \times \left(\frac{\eta \mu P \omega R^3}{v}\right) \quad (3.3)$$

Na eq. (3.3) ω é o número de rotações por minuto, Q é o aporte de calor, em J/mm , η é a eficiência térmica μ é o coeficiente de atrito, P a pressão devido à força axial, em kN/mm^2 e R o raio do ombro da ferramenta, em mm .

Para situações em que a temperatura de pico ultrapassa os $800^\circ C$, o que permite a identificação da taxa de resfriamento – $\Delta t_{8/5}$, Liou; Hsieh e Tsai (2002) sugerem o uso da eq. (3.4).

$$\frac{Q}{d} = k \times (\Delta t_{8/5})^{1/2} \quad (3.4)$$

Na eq. (3.4), d é a espessura do material em mm e k o coeficiente térmico em $J/mm^2 s^{1/2}$.

No estudo da FSW aplicada ao aço SAF 2205, Saied et al. (2008) obtiveram os resultados contidos na Tabela 3.1.

Tabela 3.1 – Valores de aporte de calor calculados para diferentes velocidades de soldagem

U (mm/min)	T _p (°C)	C _r (°C/s)	$\Delta t_{8/5}$ (s)	Q (J/mm)
50	849	85,96	3,45	94,8
100	724	-	-	47,4
150	562	-	-	31,6
200	474	-	-	23,7

Fonte: Saied et al. (2008)

⁸ Para o aço inoxidável duplex SAF 2205, $k = 25,52 J/mm^2 s^{1/2}$, segundo SANDVIK (2017).

A microestrutura obtida por Saied et al. (2008) revela que o processo FSW produz no aço SAF 2205 uma estrutura microduplex sem o risco de crescimento de grão, um problema sério nos processos de soldagem por fusão desse material.

Conforme descrito por Sato et al. (2005) quando o material é formado por duas fases e passa pelo processo FSW, ocorre recristalização dinâmica descontínua da austenita e recristalização dinâmica na zona de mistura.

No estudo de Saied et al. (2008) as temperaturas de pico ficaram entre 849 °C e 474 °C, o que presume que os processos ocorreram sem que houvesse a mudança para uma microestrutura totalmente ferrítica. Isso provavelmente permitiu o refino dos grãos na zona de mistura por meio dos mecanismos descritos por esses autores.

Para o processo FSW, os resultados do trabalho de Saied et al. (2008) para o aço SAF 2205, indicam que a temperatura de pico do ciclo térmico é o fator dominante na determinação do tamanho do grão recristalizado. Essa relação também parece existir para os aços-carbono, segundo Fuji (2006) e para algumas ligas de alumínio, conforme Ma (2002) e Cavalieri (2008).

Também foi confirmado por Saied et al. (2008), por meio de metalografia quantitativa, que a relação entre fases α/γ na zona de mistura das juntas FSW permaneceu aproximadamente a mesma que a relação existente no metal base. Isto significa que as temperaturas de pico não ultrapassaram a linha de transformação de γ para α . Caso isto tivesse acontecido, o rápido resfriamento faria com que uma parte adicional de ferrita permanecesse na microestrutura da solda. Este é um problema recorrente quando ocorre a soldagem por processos de fusão em aços inoxidáveis duplex e que pode causar a perda de tenacidade em baixas temperaturas e perda da resistência à corrosão.

Saied et al. (2008) avaliaram amostras de juntas FSW por meio de difração de raio x, e não detectaram a presença de fase σ ⁹. Esses pesquisadores também analisaram amostras por meio de metalografia eletrolítica com KOH e não detectaram a presença de fase σ . A ausência dessa fase é coerente com a taxa de resfriamento para o mais alto aporte de calor verificado nos experimentos, cujo valor atingiu cerca

⁹ O limite mínimo de detecção de uma fase na difração por raio x é de 6% (CULLITY, 2014).

de 87 Ks^{-1} , pois estudos anteriores (CHEN e YANG, 2002; SIEURIN e SANDSTROM, 2007) mostraram que taxas de resfriamento maiores do que $0,25 \text{ Ks}^{-1}$ evitam a formação da fase σ .

Outras das relações verificadas por Saied et al. (2008) foram as existentes entre a velocidade de soldagem da FSW e os limites de resistência à tração e a dureza da zona de mistura. As eq.(3.5) e eq.(3.6) descrevem essas relações.

$$\sigma_{UTS} = 14,56 \times v + 880 \quad (3.5)$$

$$H = 13,2 \times v + 284,7 \quad (3.6)$$

Nas eq. (3.5) e eq. (3.6) σ_{UTS} é o limite de resistência à tração em MPa e H é a dureza na escala Vickers. Segundo esse autor, estas relações são válidas para a faixa de experimentos estudada ($50 \text{ mm/min} \leq v \leq 200 \text{ mm/min}$). Essa faixa produziu juntas isentas de descontinuidades.

4 MATERIAIS E MÉTODOS

Os experimentos realizados nesta pesquisa tiveram como objetivo a coleta de dados para a construção de um modelo de relação entre as variáveis de entrada e o ciclo térmico do processo.

As atividades experimentais foram orientadas pelas regras gerais do *Design of Experiments* – DOE apresentadas em Montgomery (2012).

O experimento teve como dados de saída diretos: as temperaturas em quatro pontos distintos de cada uma das juntas analisadas. Esses dados de temperatura foram então utilizados para a análise dos ciclos térmicos nesses pontos.

A análise do ciclo térmico dos experimentos foi realizada por meio de três elementos comuns a todos os processos de soldagem: a rampa de aquecimento, a temperatura de pico e a rampa de resfriamento.

Para caracterizar as rampas de aquecimento e resfriamento foram considerados os tempos entre duas temperaturas de referência.

Para o aquecimento foi utilizado o tempo para a temperatura de junta subir de 500°C para 800°C. Nesta tese esse tempo foi identificado pelo símbolo $\Delta T_{5/8}$.

Para o resfriamento, de maneira análoga, foi utilizado o tempo para a junta resfriar de 800°C para 500°C. Nesta tese o símbolo utilizado para essa variável foi $\Delta T_{8/5}$. A temperatura de pico foi indicada pelo símbolo T_{pico} .

Foram obtidas equações que correlacionam as variáveis de entrada – rotação, força axial e deslocamento – com $\Delta T_{5/8}$, T_{pico} e $\Delta T_{8/5}$.

4.1 Materiais

O experimento foi realizado com o aço inoxidável superduplex ASTM A890 Grade 6A. A composição deste material está descrita na Tabela 4.1.

Tabela 4.1 - Composição química do AISD ASTM A890 Grade 6A

Elemento	%	Elemento	%
C	0,02	W	0,79
Cr	24,8	N	0,24
Ni	7,49	Nb	<0,001
Mn	0,65	Al	<0,001
Si	0,8	Co	0,044
Mo	3,37	V	0,03
S	0,006	Ti	0,006
P	0,025	Pb	0,0009
Cu	0,8	Sn	0,082
Zr	0,059	Fe	Rest.

Fonte: Bordinassi (2006)

4.2 Planejamento experimental

As variáveis adotadas no planejamento experimental desta tese (rotação do pino, força axial e deslocamento) foram adotadas tendo como referência o trabalho de Hattingh et al. (2011) no estudo dos parâmetros de processo para FTSW de um aço AISI 4140. Com esse número de variáveis (ou “fatores”, conforme a nomenclatura própria do planejamento de experimentos), e com dois níveis de avaliação, foram planejados e realizados 2^3 ensaios.

Uma vez definidas as variáveis, procedeu-se a definição dos valores de teste para cada nível.

Para a definição da velocidade de rotação do pino foram considerados dois aspectos:

1 – a faixa de velocidade tangencial encontrada nos experimentos de soldagem por atrito relatados na revisão de literatura; e

2 – o limite de rotação do equipamento disponível para o experimento.

Para os valores de força foram consideradas as informações de experimentos já realizados e os limites possíveis para o equipamento disponível.

Os valores de deslocamento foram definidos a partir da geometria escolhida com base em situações similares da literatura. Como o volume do furo utilizado no experimento foi de 2.721,03 mm³, o volume ser consumido do pino deveria ser 30% maior que este valor, ou seja, 3.537,34 mm³. Isso significa que o valor do nível baixo estabelecido para o deslocamento do pino, 9 mm, seria suficiente para preencher um volume de 3523,95 mm³, estando, portanto, muito próximo do limite mínimo para o parâmetro. Assim, o valor do nível alto para o deslocamento do pino, estabelecido em 10 mm, permitiria preencher um volume de 3742,58 mm³, ficando acima do valor mínimo necessário.

O valor da força de forjamento foi mantido com o mesmo valor da força axial para que a execução do experimento fosse de execução mais simples. O tempo de atuação dessa força foi estipulado de acordo com valores utilizados em experimentos similares.

Assim foi definida a matriz do experimento apresentada na Tabela 4.2.

Tabela 4.2 – Matriz do experimento

Ensaio	Rotação do pino [rpm]		Força axial [kN]		Deslocamento do pino [mm]		Tempo de Forjamento [s]
1	Baixa	5000	Baixa	20	Baixa	9	3
2	Alta	7000	Baixa	20	Baixa	9	3
3	Baixa	5000	Alta	35	Baixa	9	3
4	Alta	7000	Alta	35	Baixa	9	3
5	Baixa	5000	Baixa	20	Alta	10	3
6	Alta	7000	Baixa	20	Alta	10	3
7	Baixa	5000	Alta	35	Alta	10	3
8	Alta	7000	Alta	35	Alta	10	3

Fonte: o autor

4.3 Processo de soldagem

Em todo o experimento foi utilizado o processo de soldagem por atrito com pino consumível em furo não passante – FTSW.

Para realização do experimento foi utilizado o equipamento apresentado na Figura 4.1, pertencente ao Laboratório de Metalurgia Física da Universidade Federal do Rio Grande do Sul. Trata-se da Máquina de Soldagem por Atrito, denominada *MSA 50*. A Tabela 4.3 contém as características técnicas principais desse equipamento.

Tabela 4.3 – Características técnicas da MSA 50

Característica	Valor nominal
Força Axial a 160 bar	50 kN
Deslocamento axial	220 mm
Velocidade de rotação	0 a 8100 rpm
Torque a 200 bar	50 N.m
Dimensões	1560X790x600 mm

Fonte: o autor

Uma característica importante do equipamento MSA 50 é que o final do processo de soldagem é determinado pelo deslocamento do pino. Quando o deslocamento previamente especificado é atingido, a rotação do pino cessa e passa a atuar a força de recalque com valor e tempo também previamente definidos.

O equipamento MSA 50 possui acionamento hidráulico e um sistema de monitoramento que permite a coleta dos seguintes parâmetros em função do tempo:

- velocidade de rotação do pino,
- força axial aplicada e
- deslocamento axial do pino.

Figura 4.1 – Máquina de soldagem por atrito – MSA50 – projetada e construída pela equipe do LAMEF/UFRGS

Fonte: o autor

4.4 Parâmetros geométricos

Os pinos e os blocos utilizados no experimento, exemplificados na Figura 4.2, tem as formas propostas e avaliadas por Pires (2007). As Figuras 4.3 e 4.4 apresentam as dimensões do pino e do bloco, respectivamente. Todas as amostras utilizadas foram usinadas nos laboratórios de Mecânica do campus Xanxerê do IFSC. A Figura 4.5 apresenta o momento de usinagem de um dos blocos utilizados.

Figura 4.2 – Exemplo do conjunto de pino e bloco usado no experimento

Fonte: o autor

Figura 4.3 - Geometria do pino de aço inoxidável superduplex usado no experimento.
Unidade: [mm]

Fonte: o autor

Figura 4.4 - Geometria do bloco de aço inoxidável superduplex utilizado no experimento.
Unidade [mm]

Fonte: o autor

Figura 4.5 – Usinagem por fresamento de um dos blocos utilizados no experimento

Fonte: o autor

4.5 Registro das variáveis de entrada ao longo do tempo do experimento

Durante a execução da matriz dos experimentos, a aplicação das variáveis de entrada (rotação, força axial e deslocamento) foram monitoradas e registradas ao longo do tempo por meio do sistema de controle da máquina de soldagem. Nesta tese, os dados das variáveis de entrada foram selecionados em intervalos de 0,1 s.

4.6 Registro de temperaturas ao longo do processo

A aquisição de temperatura foi realizada por meio de quatro termopares do tipo K inseridos em furos de 3 mm de diâmetro, usinados nos blocos do experimento. As Figuras 4.6 e 4.7 ilustram a configuração dos furos usinados para esse fim. A profundidade dos furos foi definida de forma tal que a extremidade do termopar inserido ficasse a aproximadamente 2 mm da linha de união pino/bloco.

Figura 4.6 – Furos usinados para posicionamento dos termopares - Vista anterior-

Fonte: o autor

Figura 4.7 – Furos usinados para posicionamento dos termopares - Vista posterior -

Fonte: o autor

A Figura 4.8 traz o posicionamento e a nomenclatura aplicada aos furos usinados.

Figura 4.8 – Posicionamento dos furos dos termopares.

Fonte: o autor

A fixação dos termopares é apresentada na Figura 4.9, foi realizada por soldagem capacitiva, com uso do equipamento TKG, exposto na Figura 4.10.

Figura 4.9 – Fixação dos termopares

Fonte: o autor

Figura 4.10 – Equipamento para soldagem capacitiva dos termopares

Fonte: o autor

Os termopares foram ligados a um amplificador e conversor analógico/digital marca LINXS modelo ADS 500 apresentado na Figura 4.11. O amplificador, por sua vez, foi conectado a um computador pessoal onde foi realizada a aquisição de dados em uma frequência de 10 Hz com filtro passa-baixa de 20 Hz.

Figura 4.11– Analisador e conversor analógico/digital

Fonte: o autor

4.7 Registro audiovisual do experimento e das amostras

Todos os ensaios do experimento foram registrados em vídeo e as amostras geradas foram identificadas e fotografadas.

4.8 Ensaio visual para detecção de descontinuidades

As amostras foram inspecionadas visualmente com o objetivo de detectar a presença de possíveis descontinuidades, tais como: poros, trincas, inclusões macroscópicas e falhas de preenchimento. Como não há uma referência específica para padrões de aceitação em juntas produzidas por soldagem por atrito, foram utilizados os padrões propostos pela norma AWS D1.1 que trata sobre estruturas soldadas de aço carbono e baixa liga (AWS, 2010).

A norma AWS D1.1 propõe os seguintes padrões de aceitação:

- ausência de trincas de qualquer dimensão ou tipo;
- preenchimento completo entre metal base e metal de solda;
- a frequência da porosidade em soldas de filete não deve exceder uma em cada 4 polegadas (100 mm) de comprimento de solda e com máximo diâmetro de $3/32$ de polegada (2,54 mm). Exceção: para juntas de filete em reforços conectados à parte principal, a soma dos diâmetros da porosidade não deve exceder a $3/8$ de polegada (10 mm) em qualquer polegada linear de solda e não deve exceder $3/4$ de polegada (20 mm) em qualquer trecho de 12 polegadas (300 mm) de comprimento de solda.

4.9 Ensaio de microdureza

Em todas as amostras foi realizado o ensaio de microdureza Vickers com carga de 3N e 0,5 mm de intervalo entre os pontos de medição. As indentações foram realizadas em uma linha paralela à superfície do metal base, distantes 8 mm da superfície do mesmo. Essa distância foi escolhida por representar um plano localizado no ponto médio da profundidade original do furo cônico. Os valores de microdureza

foram registrados a partir de um ponto equivalente ao eixo longitudinal de simetria do pino e seguiram no sentido do material do bloco. A norma EN 1043 (BRITISH STANDARD, 1997) especifica uma localização para as indentações apenas para os processos de soldagem por fusão, esclarecendo que para processos não listados no corpo da norma a posição escolhida deve ser aquela que melhor atenda aos propósitos da medição. A Figura 4.12 descreve o posicionamento das indentações.

Figura 4.12– Posição da linha de medição das microdurezas.

Fonte: o autor

4.10 Ensaio de dobramento

O ensaio de dobramento da junta soldada por atrito foi realizado em duas amostras extraídas de duas juntas produzidas com rotação de 7000 rpm, força axial de 20 kN e deslocamento de 10 mm. Nessas amostras, a geometria do pino foi mantida a mesma do experimento principal e a geometria do bloco seguiu as dimensões apresentadas na Figura 4.13.

Figura 4.13 - Geometria dos blocos em aço inoxidável superduplex utilizados para extração de amostras de dobramento e de tração.

Unidade: [mm]

Fonte: o autor

O ensaio de dobramento foi realizado conforme orientações da norma ANSI/AWS B 4.0:2007 (AMERICAN WELDING SOCIETY, 2007) e teve como objetivo avaliar a habilidade da junta em resistir ao rompimento e também verificar a possível existência de descontinuidades na superfície tracionada. A localização do local de extração da amostra para o ensaio de dobramento está apresentada na Figura 4.14.

Figura 4.14 – Posicionamento do local de extração das amostras para dobramento e para tração

Fonte: o autor

A Figura 4.15 demonstra esquematicamente as dimensões principais obrigatórias para o equipamento utilizado na realização do ensaio de dobramento. Conforme a norma utilizada, o dobramento propriamente dito foi realizado na faixa de tempo adequada, ou seja, entre 15 e 120 s. Durante a realização do ensaio a amostra encontrava-se a temperatura ambiente.

Na Figura 4.16 pode ser visualizado o momento de início do ensaio, onde se observa o aparato construído especificamente para esse fim.

Figura 4.15 – Dimensões principais do equipamento utilizado no ensaio de dobramento: A- raio da punção (15 mm); T – espessura da amostra (10 mm)

Fonte: adaptado de American Welding Society (2007)

Figura 4.16 – Execução do ensaio de dobramento

Fonte: o autor

4.11 Ensaio de tração

Foi realizado o ensaio de tração conforme a norma ASTM E8M- 09 (AMERICAN SOCIETY OF TESTING MATERIALS, 2009) em um equipamento de ensaio universal. A Figura 4.17 apresenta amostra obtida para o ensaio de tração, onde se observa a região da junta soldada. As amostras foram extraídas de uma junta produzida com rotação de 7000 rpm, força axial de 20 kN e deslocamento de 10 mm. Foi utilizado o padrão *subsize specimen* para a geometria da amostra. A Figura 4.18 registra o momento de início do ensaio de tração.

O objetivo do ensaio de tração foi o de verificar em que região da junta ocorreria o rompimento e qual seria a tensão de tração máxima.

Figura 4.17 – Amostra para ensaio de tração ASTM E8M- 09
Unidade: [mm]

Fonte: adaptado de AMERICAN SOCIETY OF TESTING MATERIALS (2009)

Figura 4.18 – Momento de início do ensaio de tração

Fonte: o autor

5 RESULTADOS

Antes da execução da matriz do experimento foi realizado um ensaio-teste com um conjunto pino e bloco de aço inoxidável ASTM A890. Foi obtido um preenchimento completo e sem falhas no conjunto conforme imagem apresentada na Figuras 5.1.

Figura 5.1 – Teste de preenchimento realizado em aço inoxidável superduplex

Fonte: o autor

Da Figura 5.2 a Figura 5.9 estão descritos os perfis de aplicação das variáveis de entrada registrados pelo sistema de monitoramento da máquina de soldagem.

Figura 5.2 - Registro dos parâmetros de entrada: força axial, rotação e deslocamento da Amostra 1

Fonte: o autor

Figura 5.3 - Registro dos parâmetros de entrada: força axial, rotação e deslocamento da Amostra 2

Fonte: o autor

Figura 5.4 - Registro dos parâmetros de entrada: força axial, rotação e deslocamento da amostra 3

Fonte: o autor

Figura 5.5 - Registro dos parâmetros de entrada: força axial, rotação e deslocamento da amostra 4

Fonte: o autor

Figura 5.6 - Registro dos parâmetros de entrada: força axial, rotação e deslocamento da amostra 5

Figura 5.7 - Registro dos parâmetros de entrada: força axial, rotação e deslocamento da amostra 6

Figura 5.8 - Registro dos parâmetros de entrada: força axial, rotação e deslocamento da amostra 7

Fonte: o autor

Figura 5.9 - Registro dos parâmetros de entrada: força axial, rotação e deslocamento da amostra 8

Fonte: o autor

A execução da matriz dos experimentos gerou as amostras apresentadas na Figura 5.10. Em todas as amostras houve formação completa das rebarbas primária e secundária, indicando que houve preenchimento completo nas juntas.

Figura 5.10 – Amostras resultantes da matriz de experimentos

Amostra 1	Amostra 2	Amostra 3

Amostra 4	Amostra 5	Amostra 6

Amostra 7	Amostra 8	<div>Matriz do experimento</div> <table><tr><th>Ensaio</th><th colspan="2">Rotação do pino [rpm]</th><th colspan="2">Força axial [kN]</th><th colspan="2">Deslocamento [mm]</th><th>Tempo de Forjamento [s]</th></tr><tr><td>1</td><td>Baixa</td><td>5000</td><td>Baixa</td><td>20</td><td>Baixa</td><td>9</td><td>3</td></tr><tr><td>2</td><td>Alta</td><td>7000</td><td>Baixa</td><td>20</td><td>Baixa</td><td>9</td><td>3</td></tr><tr><td>3</td><td>Baixa</td><td>5000</td><td>Alta</td><td>35</td><td>Baixa</td><td>9</td><td>3</td></tr><tr><td>4</td><td>Alta</td><td>7000</td><td>Alta</td><td>35</td><td>Baixa</td><td>9</td><td>3</td></tr><tr><td>5</td><td>Baixa</td><td>5000</td><td>Baixa</td><td>20</td><td>Alta</td><td>10</td><td>3</td></tr><tr><td>6</td><td>Alta</td><td>7000</td><td>Baixa</td><td>20</td><td>Alta</td><td>10</td><td>3</td></tr><tr><td>7</td><td>Baixa</td><td>5000</td><td>Alta</td><td>35</td><td>Alta</td><td>10</td><td>3</td></tr><tr><td>8</td><td>Alta</td><td>7000</td><td>Alta</td><td>35</td><td>Alta</td><td>10</td><td>3</td></tr></table>	Ensaio	Rotação do pino [rpm]		Força axial [kN]		Deslocamento [mm]		Tempo de Forjamento [s]	1	Baixa	5000	Baixa	20	Baixa	9	3	2	Alta	7000	Baixa	20	Baixa	9	3	3	Baixa	5000	Alta	35	Baixa	9	3	4	Alta	7000	Alta	35	Baixa	9	3	5	Baixa	5000	Baixa	20	Alta	10	3	6	Alta	7000	Baixa	20	Alta	10	3	7	Baixa	5000	Alta	35	Alta	10	3	8	Alta	7000	Alta	35	Alta	10	3
Ensaio	Rotação do pino [rpm]		Força axial [kN]		Deslocamento [mm]		Tempo de Forjamento [s]																																																																			
1	Baixa	5000	Baixa	20	Baixa	9	3																																																																			
2	Alta	7000	Baixa	20	Baixa	9	3																																																																			
3	Baixa	5000	Alta	35	Baixa	9	3																																																																			
4	Alta	7000	Alta	35	Baixa	9	3																																																																			
5	Baixa	5000	Baixa	20	Alta	10	3																																																																			
6	Alta	7000	Baixa	20	Alta	10	3																																																																			
7	Baixa	5000	Alta	35	Alta	10	3																																																																			
8	Alta	7000	Alta	35	Alta	10	3

Fonte: o autor

Os perfis de temperatura para cada uma das posições analisadas nas amostras podem ser visualizados da Figura 5.11 à Figura 5.18.

Figura 5.11 – Temperaturas da Amostra 1: 9 mm; 5000 rpm; 20 kN

Fonte: o autor

Figura 5.12 – Temperaturas da Amostra 2: 9 mm; 7000 rpm; 20 kN

Fonte: o autor

Figura 5.13 – Temperaturas da Amostra 3: 9 mm; 5000 rpm; 35 kN

Fonte: o autor

Figura 5.14 – Temperaturas da Amostra 4: 9 mm; 7000 rpm; 35 kN

Fonte: o autor

Figura 5.15 – Temperaturas da Amostra 5: 10 mm; 5000 rpm; 20 kN

Fonte: o autor

Figura 5.16 – Temperaturas da Amostra 6: 10 mm; 7000 rpm; 20 kN

Fonte: o autor

Figura 5.17 – Temperaturas da Amostra 7: 10 mm; 5000 rpm; 35 kN

Fonte: o autor

Figura 5.18 – Temperaturas da Amostra 8: 10 mm; 7000 rpm; 35 kN

Fonte: o autor

Após obtidas as juntas da matriz do experimento, as mesmas foram cortadas pelo processo de eletroerosão a fio ao longo de um plano contendo o eixo longitudinal do pino. As juntas cortadas foram então lixadas e polidas. A figura 5.19 exibe as juntas após o polimento. Na sequência, as juntas foram inspecionadas visualmente conforme a norma AWS D1.1 (seção 4.8).

Figura 5.19 – Juntas da matriz do experimento após o corte e o polimento

Fonte: o autor

As juntas da matriz do experimento tiveram os seus perfis de microdureza avaliados. Os resultados desse ensaio de microdureza estão expostos nas Figuras 5.20 e 5.21. Nessas Figuras está representada a linha média do espaço (0,5 mm) entre a borda do pino original e a borda do furo original medida sobre a linha de medição das microdurezas. Em todas as amostras essa linha média encontra-se, portanto, na região que, durante o processo, foi preenchida com material do pino e do bloco (nesse caso, a 5,41 mm do eixo longitudinal de simetria do pino).

Figura 5.20 – Resultados do ensaio de microdureza para as Amostras 1, 2, 3 e 4

Fonte: o autor

Figura 5.21 – Resultados do ensaio de microdureza para as Amostras 5, 6, 7 e 8

Fonte: o autor

Na análise visual das amostras sujeitas ao ensaio de dobramento não foram detectadas descontinuidades que ultrapassassem os padrões de aceitação definidos na seção 4.8. A Figura 5.22 apresenta as duas amostras após o ensaio de dobramento.

Figura 5.22 – Amostras do experimento após ensaio de dobramento: 7000 rpm; 20 kN; 10 mm

Fonte: o autor

O ensaio de tração realizado para complementação de análises apresentou uma tensão máxima de ruptura de 1183 MPa para a amostra produzida para esse fim.

Como análise complementar foram realizadas micrografias da Amostra 8. Os resultados obtidos estão apresentados nas Figura 5.23, 5.24 e 5.25.

Figura 5.23 – Micrografia da região do bloco (metal base). Ampliação: 50X. Reagente: Behara.

Fonte: o autor

Figura 5.24 – Micrografia da região do pino (metal base). Ampliação: 50X. Reagente: Behara

Fonte: o autor

Figura 5.25 - Micrografia da região termomecanicamente afetada. Ampliação: 50X. Reagente: Behara.

Fonte: o autor

6 AVALIAÇÃO DOS RESULTADOS

Em todas as amostras do experimento de soldagem por atrito FTSW com o aço superduplex ASTM A890 grau 6A desta tese, houve formação completa de rebarba secundária, o que é um indicativo de que não ocorreram falhas de preenchimento. Essa informação endossa a relação de 1,30 entre o volume da cavidade e o volume a ser fornecido pelo pino como uma referência adequada para determinação de valores de deslocamento axial do pino.

O corte das amostras evidenciou que efetivamente não houve falhas de preenchimento em nenhuma das amostras, indicando que a janela de parâmetros testada se mostrou adequada para a soldagem por atrito do aço inoxidável superduplex, material objeto de estudo desta tese.

Os ensaios de microdureza evidenciaram que não houve variação significativa de dureza ao longo da linha avaliada. Os valores encontrados concentraram-se em uma faixa de $300\text{ HV}_{0,3}$ a $340\text{ HV}_{0,3}$ tanto para as amostras produzidas com deslocamento de 9 mm quanto para as amostras produzidas com deslocamento de 10 mm. Foi detectada apenas uma suave variação entre as distâncias de 4 e 8 mm medidas a partir da linha de centro. Isso evidencia que a dureza tende a aumentar na região de transição entre o pino e o bloco. O parâmetro de processo que poderia afetar diretamente o valor da dureza, segundo Ambroziak (2007) seria a força de recalque. Como neste experimento essa força foi mantida sempre com o valor igual ao da força axial aplicada e seu tempo de aplicação foi sempre o mesmo, confirma-se a expectativa de uma faixa de dureza sem alterações significativas.

O corpo de prova do ensaio de tração rompeu em uma tensão de 1183 MPa, sendo que a tensão de ruptura padrão esperada nessas condições para o aço inoxidável superduplex A890 grau 6A tem valor mínimo de 650 MPa, conforme Martins (2006). Esse valor elevado de resistência à tração indica que o processo não provocou mudanças prejudiciais nas propriedades mecânicas do metal de base. A ruptura ocorreu no metal de base em uma região pertencente ao bloco e afastada da zona afetada pelo calor e também afastada da zona termomecanicamente afetada.

6.1 Análise do ciclo térmico dos experimentos

6.1.1 Rampas de aquecimento

Em todas as amostras da matriz de experimentos, o momento de início da rampa de aquecimento - $\Delta T_{5/8}$ - foi considerado como sendo o momento de início do deslocamento. Antes do início do deslocamento, há um momento de aproximação e também de início de giro. O deslocamento somente tem início após atingida a rotação especificada para a amostra. O final da rampa de aquecimento foi estabelecido como o momento em que a amostra atingiu a temperatura de pico – T_{pico} - do ciclo.

6.1.1.1 Rampa de aquecimento na posição S_{sup}

Para efeitos de comparação entre curvas foi tomado o tempo para que a temperatura na posição S_{sup} passasse de 500°C para 800°C. A Tabela 6.1 apresenta os valores desses intervalos de tempo para as amostras do experimento. Essa tabela também apresenta a nomenclatura a ser utilizada nas fórmulas de definição dos parâmetros de influência.

Tabela 6.1 – Tempos de aquecimento entre 500°C e 800°C - $\Delta T_{5/8}$

	Amostra 1	Amostra 2	Amostra 3	Amostra 4	Amostra 5	Amostra 6	Amostra 7	Amostra 8
$\Delta T_{5/8}$ [s]	2,4	2,9	1,7	2,5	2,5	3	2,9	1,4
Simbologia DOE	(1)	a	b	ab	c	Ac	bc	abc

Fonte: o autor

Seguindo a metodologia do experimento fatorial, descrita por Montgomery (2012), os parâmetros de influência foram determinados por meio das equações apresentadas na Tabela 6.2, e os resultados encontrados estão na Tabela 6.3. Nesse

conjunto de equações foi utilizada a simbologia relacionada na Tabela 6.1 e o termo n representa o número de réplicas, que, nesse caso, assume o valor 1.

Tabela 6.2 – Significado dos parâmetros de Influência do experimento

Parâmetro	Significado	Equação
A	Influência do fator <i>rotação</i> isoladamente	$A = \frac{1}{4n} \times [a - (1) + ab - b + ac - c + abc - bc]$
B	Influência do fator <i>força axial</i> isoladamente	$B = \frac{1}{4n} \times [b + ab + bc + abc - (1) - a - c - ac]$
C	Influência do fator <i>deslocamento</i> isoladamente	$C = \frac{1}{4n} \times [c + ac + bc + abc - (1) - a - b - ab]$
AB	Influência da interação entre <i>rotação e força axial</i>	$AB = \frac{1}{4n} \times [ab - a - b + (1) + abc - bc - ac + c]$
AC	Influência da interação entre <i>rotação e deslocamento</i>	$AC = \frac{1}{4n} \times [(1) - a + b - ab - c + ac - bc + abc]$
BC	Influência da interação entre <i>força axial e deslocamento</i>	$BC = \frac{1}{4n} \times [(1) + a - b - ab - c - ac + bc + abc]$
ABC	Influência da interação entre <i>rotação, força axial e deslocamento</i>	$ABC = \frac{1}{4n} \times [abc - bc - ac + c - ab + b + a - (1)]$

Fonte: o autor

Tabela 6.3 – Parâmetros de influência em $\Delta T_{5/8}$ na posição S_{up}

Parâmetros	A	B	C	AB	AC	BC	ABC
Valor	0,075	-0,575	0,075	-0,425	-0,575	-0,025	-0,575

Fonte: o autor

Para obtenção da correlação entre $\Delta T_{5/8}$ e as variáveis de entrada, foi utilizada a eq.(6.1).

$$y = \beta + (A/2)X_1 + (B/2)X_2 + (C/2)X_3 + (AB)X_1X_2 + (AC)X_1X_3 + (BC)X_2X_3 + (ABC)X_1X_2X_3 \quad (6.1)$$

Na eq. (6.1), os termos têm os significados descritos na Tabela 6.4.

Tabela 6.4 – Significados e valores da eq.(6.1) para $\Delta T_{5/8}$ em S_{sup}

Termo	Significado	Valor
y	Variável dependente - $\Delta T_{5/8}$	-
β	Média de todos os valores do experimento	2,41 s
A, B, C, AB, AC, BC, ABC	Parâmetros de influência	Valores da Tabela 6.3
X_1	Variável codificada para o fator rotação	-1 para nível baixo +1 para nível alto
X_2	Variável codificada para o fator força axial	-1 para nível baixo +1 para nível alto
X_3	Variável codificada para o fator deslocamento	-1 para nível baixo +1 para nível alto

Fonte: o autor

Assim, a relação procurada foi definida e está exposta na eq.(6.2).

$$y = 2,41 + 0,038X_1 - 0,288X_2 + 0,038X_3 - 0,425X_1X_2 - 0,575X_1X_3 - 0,025X_2X_3 - 0,575X_1X_2X_3 \quad (6.2)$$

A equação encontrada apresenta todos os termos de parâmetros de influência. Percebe-se entre alguns deles variações significativas de valores. A Figura 6.1 mostra de forma ordenada, e em módulo, quais os parâmetros e interações que possuem maior influência no resultado final.

Figura 6.1 – Influência dos parâmetros no $\Delta T_{5/8}$ na posição S_{sup}

Fonte: o autor

Pelo exposto, os termos de maior influência são B, AC e ABC. O termo B corresponde à força axial, o termo AC corresponde à interação entre rotação e deslocamento e o termo ABC a interação entre as três variáveis de entrada do experimento (rotação, força axial e deslocamento). Assim, no caso do tempo de aquecimento entre as temperaturas de 500°C e 800°C, a força axial é a variável de maior importância e sua ação é inversamente proporcional ao resultado obtido, ou seja, quanto maior a força axial, menor será $\Delta T_{5/8}$. Essa constatação encontra respaldo nas conclusões de Bulbring et al. (2013), Pires (2007) e Gontijo (2012), autores esses que destacam ser os tempos de soldagem mais curtos à medida que a força axial seja aumentada. No caso específico deste experimento, a redução do tempo de soldagem já acontece na fase de aquecimento da junta. Presume-se então que uma força axial maior na fase de aquecimento, aumenta a taxa de aporte de energia, mas, devido ao tempo mais curto, diminui o aporte total de energia nessa fase.

Deve-se considerar também o efeito das interações entre as três variáveis e entre a rotação e o deslocamento. Isoladamente, as variáveis rotação (A) e deslocamento (C) e a interação entre força e deslocamento (BC) possuem efeitos pouco significativos em $\Delta T_{5/8}$.

A ausência da rotação como variável de efeito no resultado final demonstra que o FTSW aplicado ao aço inoxidável superduplex segue a mesma dinâmica do FHPP avaliado por Meyer (2003). Esse autor destacou que a velocidade de rotação tem menor importância no FHPP do que na soldagem por atrito de barras nas

configurações topo-a-topo. Segundo Pires (2007), a rotação pode ter algum efeito significativo quando a variável de saída for a dureza do material. Porém, neste trabalho, a correlação direta entre rotação e dureza não foi objeto de avaliação.

Pelos resultados obtidos e considerando as relações apresentadas por Santos (2013) entre aumento de rotação e redução do tamanho da ZAC, percebe-se que o efeito pouco significativo da rotação se limita à variável de saída específica do experimento realizado. Novos experimentos devem ser realizados para que seja confirmada, ou não, essa relação forte da rotação com a redução da ZAC para o FTSW no aço inoxidável superduplex.

A Figura 6.2 apresenta o gráfico de probabilidade normal de efeitos do experimento para $\Delta T_{5/8}$. O gráfico permite constatar que os fatores B, AC e ABC (força axial, interação entre rotação e deslocamento, e interação entre rotação, força e deslocamento) são os elementos de maior impacto na variável de resposta, pois não se encontram próximos da reta que une os elementos normalmente distribuídos.

Figura 6.2 – Probabilidade normal dos fatores para $\Delta T_{5/8}$ na posição S_{sup}

Fonte: o autor

Considerando-se o impacto dos efeitos no resultado final, a eq.(6.2) pode ser reescrita na forma da eq.(6.3).

$$y = 2,41 - 0,288X_2 - 0,425X_1X_2 - 0,575X_1X_3 - 0,575X_1X_2X_3 \quad (6.3)$$

A Tabela 6.5 apresenta os valores experimentais obtidos - y , os valores calculados com a eq. (6.3) - $\hat{y}$ e os valores residuais decorrentes da comparação entre o encontrado e o calculado.

Tabela 6.5 – Resultados para $\Delta T_{5/8}$ em S_{sup}

	Amostra 1	Amostra 2	Amostra 3	Amostra 4	Amostra 5	Amostra 6	Amostra 7	Amostra 8
$y : \Delta T_{5/8}$ encontrado [s]	2,4	2,9	1,7	2,5	2,5	3,0	2,9	1,4
$\hat{y} : \Delta T_{5/8}$ calculado [s]	2,3	3,1	1,4	2,9	2,3	3,1	3,7	0,5
erro	0,1	-0,2	0,3	-0,4	0,2	-0,1	-0,8	0,9

Fonte: o autor

A Figura 6.3 apresenta a descrição do perfil dos erros encontrados (resíduos entre y e $\hat{y}$). Consta dessa figura o gráfico da probabilidade normal dos resíduos do experimento para determinação de $\Delta T_{5/8}$, onde se observa o coeficiente de correlação elevado ($R^2 = 0,9333$) indicando assim uma distribuição normal dos erros.

Figura 6.3 – Probabilidade normal dos resíduos em $\Delta T_{5/8}$ na posição S_{sup}

Fonte: o autor

6.1.1.2 Rampa de aquecimento na posição S_{int}

Algumas das amostras apresentaram, na posição S_{int} , temperaturas de pico inferiores ao valor de 800°C, conforme descrito na Tabela 6.6. Portanto, não foi realizada a construção da equação para a rampa de aquecimento para essa posição.

Tabela 6.6 – Temperaturas máximas e $\Delta T_{5/8}$ para a posição S_{int}

	Amostra 1	Amostra 2	Amostra 3	Amostra 4	Amostra 5	Amostra 6	Amostra 7	Amostra 8
Temperatura de pico [°C]	924,62	847,68	709,4	737,60	907,60	831,91	789,60	858,19
$\Delta T_{5/8}$ [°C]	5,2	14,7	-	-	12,9	21,9	-	10,2

Fonte: o autor

6.1.1.3 Rampa de aquecimento na posição S_{inf}

Todas as amostras apresentaram, na posição S_{inf} , temperaturas de pico inferiores ao valor de 800°C, conforme descrito na Tabela 6.7. Portanto, não foi construída a equação para a rampa de aquecimento nessa posição.

Tabela 6.7 – Temperaturas de pico - T_{pico} para a posição S_{inf}

	Amostra 1	Amostra 2	Amostra 3	Amostra 4	Amostra 5	Amostra 6	Amostra 7	Amostra 8
Temperatura de pico [°C]	744,27	716,47	587,37	736,21	645,43	750,01	756,08	686,50
$\Delta T_{5/8}$ [°C]	-	-	-	-	-	-	-	-

Fonte: o autor

6.1.1.4 Rampa de aquecimento na posição S_{bas}

Algumas das amostras apresentaram, na posição S_{bas} , temperaturas de pico inferiores ao valor de 800°C , conforme descrito na Tabela 6.8. Portanto, não foi realizada a construção da equação da rampa de aquecimento para essa posição.

Tabela 6.8 – Temperaturas de pico – T_{pico} e tempo de aquecimento - $\Delta T_{5/8}$ para a posição S_{bas}

	Amostra 1	Amostra 2	Amostra 3	Amostra 4	Amostra 5	Amostra 6	Amostra 7	Amostra 8
Temperatura de pico [$^{\circ}\text{C}$]	897,28	812,66	753,04	758,17	730,26	939,20	966,43	709,45
$\Delta T_{5/8}$ [$^{\circ}\text{C}$]	3,4	8,0	-	-	-	1,6	3,8	-

Fonte: o autor

6.1.2 Temperaturas de pico

Foi observado que as maiores temperaturas de pico do ciclo térmico ocorreram na posição S_{sup} conforme exposto na Tabela 6.9. Isso se deve basicamente a dois fatores: o raio do pino e a direção do fluxo de calor. Quanto maior o raio do pino, maior a geração de calor. Como foi utilizado um pino de ponta cônica, o maior diâmetro do cone encontrava-se próximo à posição S_{sup} . Quanto ao fluxo de calor, presume-se que o mesmo, ao longo do processo, se desloque da ponta do pino em direção ao corpo, fazendo com que a posição S_{sup} esteja sujeita, por um tempo maior, a influência do fluxo.

Durante a execução da matriz de experimentos ocorreu uma única exceção à constatação descrita no parágrafo anterior. Ela aconteceu na Amostra 7 (5000 rpm; 35 kN; 10 mm), onde a maior temperatura de pico foi registrada na posição S_{bas} . Nesse caso, especificamente, os dados coletados demonstram que houve alguma anomalia na aplicação dos parâmetros de entrada, pois a força axial e o deslocamento apresentaram perfis muito diversos de outras amostras. Nesse caso a anomalia parece estar mais relacionada a questões do equipamento de soldagem do que propriamente a características intrínsecas do processo.

Tabela 6.9 – Temperaturas de pico - T_{pico} registradas no experimento [°C]

Posição do termopar	Amostra 1	Amostra 2	Amostra 3	Amostra 4	Amostra 5	Amostra 6	Amostra 7	Amostra 8
	5000 rpm	7000 rpm	5000 rpm	7000 rpm	5000 rpm	7000 rpm	5000 rpm	7000 rpm
	20 kN	20 kN	35 kN	35 kN	20 kN	20 kN	35 kN	35 kN
	9 mm	9 mm	9 mm	9 mm	10 mm	10 mm	10 mm	10 mm
S_{bas}	897,28	812,66	753,04	758,17	730,26	939,2	966,43	709,45
S_{inf}	744,27	716,47	587,37	736,21	645,43	750,01	756,08	686,5
S_{int}	924,62	847,68	709,37	737,64	907,6	831,91	789,63	858,19
S_{sup}	1074,63	1110,19	1111,5	900,68	1248,63	1095,81	898,44	1046,13

Fonte: o autor

6.1.2.1 Temperatura de pico na posição S_{sup}

Os parâmetros de influência foram determinados por meio das equações já apresentadas na Tabela 6.2. e os resultados obtidos estão apresentados na Tabela 6.10.

Tabela 6.10 – Parâmetros de influência na T_{pico} em S_{sup}

Parâmetros	A	B	C	AB	AC	BC	ABC
Valor	-45,10	-143,13	23,00	13,53	42,53	-56,81	136,72

Fonte: o auto

Para obtenção da correlação entre a temperatura de pico e as variáveis de entrada, também foi utilizada a eq. (6.1). Nesse caso, os termos assumem agora os significados e valores expostos na Tabela 6.11.

Tabela 6.11 – Significados e valores da eq (6.1) para T_{pico} em S_{sup}

Termo	Significado	Valor
y	Variável dependente – T_{pico}	-
β	Média de todos os valores do experimento	1.060,75°C
A, B, C, AB, AC, BC, ABC	Parâmetros de influência	Valores da Tabela 6.10
X_1	Variável codificada para o fator rotação	-1 para nível baixo +1 para nível alto
X_2	Variável codificada para o fator força axial	-1 para nível baixo +1 para nível alto
X_3	Variável codificada para o fator deslocamento	-1 para nível baixo +1 para nível alto

Fonte: o autor

Assim, a relação procurada foi definida e está exposta na eq. (6.4).

$$y = 1060,75 - 22,55X_1 - 71,56X_2 + 11,50X_3 + 13,53X_1X_2 + 42,53X_1X_3 - 56,81X_2X_3 + 136,72X_1X_2X_3 \quad (6.4)$$

A eq. (6.4) apresenta todos os termos de parâmetros de influência. Nessa equação também há variações significativas de valores entre os parâmetros presentes. A Figura 6.4 mostra de forma ordenada e em módulo, quais os parâmetros e interações que possuem maior efeito no resultado final.

Figura 6.4 – Influência dos parâmetros em T_{pico} na posição S_{sup}

Fonte: o autor

Constata-se que B e ABC são os termos de maior influência na temperatura de pico. Os termos BC, A e AC também exercem influência, porém em menor magnitude. E por fim, os termos C e AB exercem fraca influência no resultado final. Portanto, a variável que tem o maior impacto no resultado final é a força axial (B), seguida da interação entre as três variáveis estudadas – rotação, força axial e deslocamento (ABC). Entre os parâmetros pouco significativos está o deslocamento (C). A rotação e a força axial têm efeitos negativos no resultado final, ou seja, o aumento de qualquer uma dessas variáveis tende a causar uma diminuição na temperatura de pico.

Aqui nesse caso, a influência preponderante da força axial se faz presente, confirmando a afirmação de Bulbring et al. (2013), de que um aumento nessa variável aumenta a taxa de aporte de energia e reduz o tempo de processo. Como a temperatura de pico é um efeito do aporte de calor, constata-se neste experimento que maiores valores de força correspondem a menores valores de aporte de calor.

Desconsiderando os dois efeitos menos significativos, a eq. (6.4) pode ser reescrita na forma da eq. (6.5).

$$y = 1060,75 - 22,55X_1 - 71,56X_2 + 42,53X_1X_3 - 56,81X_2X_3 + 136,72X_1X_2X_3 \quad (6.5)$$

A Tabela 6.12 apresenta os valores experimentais obtidos - y, os valores calculados com a eq. (6.5) - $\hat{y}$ e os valores residuais provenientes da comparação entre os resultados obtidos e os calculados.

Tabela 6.12 – Resultados para T_{pico} na posição S_{sup}

	Amostra 1	Amostra 2	Amostra 3	Amostra 4	Amostra 5	Amostra 6	Amostra 7	Amostra 8
Temperatura de pico do experimento [°C]	1074,63	1110,19	1111,5	900,68	1248,63	1095,81	898,44	1046,13
Temperatura de pico calculada [°C]	1003,90	1147,10	1247,80	844,20	1305,90	1072,40	775,70	1089,10
erro	70,73	-36,91	-136,3	56,48	-57,27	23,41	122,74	-42,97

Fonte: o autor

A Figura 6.5 apresenta o gráfico de probabilidade normal de efeitos do experimento para T_{pico} em S_{sup} . O gráfico permite constatar que os fatores B, AC e ABC (força axial, interação entre rotação e deslocamento, e interação entre rotação, força e deslocamento) são os elementos de maior impacto na variável de resposta, pois não se encontram próximos da reta que une os elementos normalmente distribuídos.

Figura 6.5 – Probabilidade normal dos fatores para T_{pico} em S_{sup}

Fonte: o autor

A Figura 6.6 apresenta a descrição do perfil dos erros encontrados (resíduos entre y e $\hat{y}$). Consta dessa figura o gráfico da probabilidade normal dos resíduos do experimento para determinação de $\Delta T_{5/8}$, onde se observa o coeficiente de correlação elevado ($R^2 = 0,9333$) o que indica a distribuição normal dos erros.

Figura 6.6 – Probabilidade normal dos resíduos de $\Delta T_{5/8}$ na posição S_{sup}

Fonte: o autor

6.1.2.2 Temperatura de pico na posição S_{int}

Os parâmetros de influência na temperatura de pico na posição S_{int} foram determinados por meio das equações já apresentadas na Tabela 6.2. Os resultados obtidos com as equações estão apresentados na Tabela 6.13.

Tabela 6.13 – Parâmetros de influência na T_{pico} em S_{int}

Parâmetros	A	B	C	AB	AC	BC	ABC
Valor	-13,95	-104,25	42,01	62,37	10,39	58,40	9,76

Fonte: o autor

Para obtenção da correlação entre a temperatura de pico e as variáveis de entrada, também foi utilizada a eq. (6.1). Nesse caso, os termos assumem os significados e valores apresentados na Tabela 6.14.

Tabela 6.14 – Significados e valores da eq (6.1) para T_{pico} em S_{int}

Termo	Significado	Valor
y	Variável dependente: T_{pico} [°C]	-
β	Média de todos os valores do experimento	825,83°C
A, B, C, AB, AC, BC, ABC	Parâmetros de influência	Valores da Tabela 6.13
X1	Variável codificada para o fator rotação	-1 para nível baixo +1 para nível alto
X2	Variável codificada para o fator força axial	-1 para nível baixo +1 para nível alto
X3	Variável codificada para o fator deslocamento	-1 para nível baixo +1 para nível alto

Fonte: o autor

Assim, a relação procurada foi definida e está exposta na eq.(6.6).

$$y = 825,830 - 6,98X_1 - 52,12X_2 + 21,00X_3 + 62,37X_1X_2 + 10,39X_1X_3 + 58,40X_2X_3 + 9,76X_1X_2X_3 \quad (6.6)$$

Na eq. (6.6) confirma-se também variações significativas de valores entre os parâmetros presentes de influência.

A Figura 6.7 mostra de forma ordenada e em módulo, quais os parâmetros e interações que possuem maior efeito no resultado final.

Figura 6.7 – Influência dos parâmetros em T_{pico} na posição S_{int}

Fonte: o autor

Na posição S_{int} , a força axial, representada pelo fator B, apresenta também forte influência negativa na temperatura de pico. Assim, quanto maior a força axial, menor será a temperatura de pico nessa posição. As duas interações de maior influência também têm a participação da força axial. Um destaque no gráfico da Figura 6.7 é a influência do deslocamento, que nesse caso, possui um valor maior que o valor da influência da rotação. Fica claro neste gráfico a pouca influência da interação em conjunto das três variáveis de entrada.

A Figura 6.8 apresenta o gráfico de probabilidade normal de efeitos do experimento para T_{pico} em S_{int} . O gráfico permite constatar que os fatores B, AB e BC (rotação, interação força/rotação e interação força/deslocamento) são os elementos

de maior impacto na variável de resposta, pois não se encontram próximos da reta que une os elementos normalmente distribuídos.

Figura 6.8 - Probabilidade normal dos fatores em T_{pico} na posição S_{int}

Fonte: o autor

Desconsiderando os dois efeitos menos significativos, a eq.(6.6) pode ser reescrita na forma da eq.(6.7).

$$y = 825,830 - 52,12X_2 + 21,00X_3 + 62,37X_1X_2 + 58,40X_2X_3 \quad (6.7)$$

A Tabela 6.15 apresenta os valores experimentais obtidos -y, os valores calculados - $\hat{y}$ com a eq. (6.7) e os valores residuais provenientes da comparação entre os valores obtidos e os calculados.

Tabela 6.15 – Resultados para T_{pico} em S_{int}

	Amostra 1	Amostra 2	Amostra 3	Amostra 4	Amostra 5	Amostra 6	Amostra 7	Amostra 8
T_{pico} do experimento [°C]	924,62	847,68	709,37	737,64	907,60	831,91	789,63	858,19
T_{pico} calculada [°C]	977,70	853,00	631,90	756,70	902,9	778,20	790,70	915,50
erro	-53,08	-5,32	77,47	-19,06	4,7	53,71	-1,07	-57,31

Fonte: o autor

Na Figura 6.9 é apresentado o gráfico da probabilidade normal dos resíduos do experimento para determinação de T_{pico} em S_{int} , onde se observa o coeficiente de correlação elevado ($R^2 = 0,9319$) indicando uma distribuição normal dos erros.

Figura 6.9 – Probabilidade normal dos resíduos de T_{pico} na posição S_{int}

Fonte: o autor

6.1.2.3 Temperatura de pico na posição S_{inf}

Os parâmetros de influência foram determinados por meio das equações já apresentadas na Tabela 6.2. Os resultados obtidos estão apresentados na Tabela 6.16.

Tabela 6.16 – Parâmetros de influência na T_{pico} em S_{inf}

Parâmetros	A	B	C	AB	AC	BC	ABC
Valor	39,01	-22,51	13,43	0,62	-21,51	46,08	-87,70

Fonte: o autor

Para obtenção da correlação entre a temperatura de pico e as variáveis de entrada também foi utilizada a eq. (6.1). Nesse caso, os termos assumem os significados e valores da Tabela 6.17.

Tabela 6.17 – Significados e valores da eq (6.1) para T_{pico} em S_{inf}

Termo	Significado	Valor
y	Variável dependente: T_{pico} [°C]	-
β	Média de todos os valores do experimento	702,79°C
A, B, C, AB, AC, BC, ABC	Parâmetros de influência	Valores da Tabela 6.16
X1	Variável codificada para o fator rotação	-1 para nível baixo +1 para nível alto
X2	Variável codificada para o fator força axial	-1 para nível baixo +1 para nível alto
X3	Variável codificada para o fator deslocamento	-1 para nível baixo +1 para nível alto

Fonte: o autor

Assim, a relação procurada foi definida e está exposta na eq.(6.8).

$$y = 702,79 + 19,51X_1 - 11,25X_2 + 6,71X_3 + 0,62X_1X_2 - 21,51X_1X_3 + 46,08X_2X_3 - 87,70X_1X_2X_3 \quad (6.8)$$

A observação dos termos na eq. (6.8) permite constatar as grandes variações entre os parâmetros de influência. A Figura 6.10 mostra, de forma ordenada e em módulo, quais os parâmetros e interações que possuem maior efeito no resultado final.

Fonte: o autor

A análise da posição S_{inf} mostra que para esse ponto, que está próximo da base do furo, local onde o processo tem início, a influência maior de forma isolada é exercida pela rotação do pino. A influência da rotação é positiva. Portanto quanto maior a rotação, maior será a temperatura. No entanto a interação entre as três variáveis e a interação entre força e deslocamento tem os maiores valores de influência. A interação entre as três variáveis é negativa, o que significa que ela tende a reduzir os valores de temperatura. Essa influência é forte e maior que a influência positiva exercida pela interação entre força axial e deslocamento.

A Figura 6.11 apresenta o gráfico de probabilidade normal de efeitos do experimento para T_{pico} em S_{inf} . O gráfico permite constatar que os fatores ABC, BC e A (interação rotação/força/deslocamento, interação força/deslocamento e rotação) são os elementos de maior impacto na variável de resposta, pois não se encontram próximos da reta que une os elementos normalmente distribuídos.

Figura 6.11 - Probabilidade normal dos fatores em T_{pico} na posição S_{inf}

Fonte: o autor

Desconsiderando o efeito exercido pela interação entre rotação e força axial, a eq. (6.8) pode ser reescrita na forma da eq.(6.9).

$$y = 702,79 + 19,51X_1 - 11,25X_2 + 6,71X_3 - 21,51X_1X_3 + 46,08X_2X_3 - 87,70X_1X_2X_3 \quad (6.9)$$

A Tabela 6.18 apresenta os valores experimentais obtidos - y , os valores calculados com a eq. (6.9) - $\hat{y}$ e os valores residuais provenientes da comparação entre os valores obtidos e os calculados.

Tabela 6.18 – Resultados para a T_{pico} em S_{inf}

	Amostra 1	Amostra 2	Amostra 3	Amostra 4	Amostra 5	Amostra 6	Amostra 7	Amostra 8
Temperatura de pico do experimento [°C]	744,27	716,47	587,37	736,21	645,43	750,01	756,08	686,50
Temperatura de pico calculada [°C]	800,01	706,70	510,00	767,50	589,00	760,4	834,00	654,6
erro	-55,74	9,77	77,37	-31,29	56,43	-10,39	-77,92	31,9

Fonte: o autor

Na Figura 6.12 é apresentado o gráfico da probabilidade normal dos resíduos do experimento para determinação de T_{pico} em S_{inf} , onde se observa o coeficiente de correlação elevado ($R^2 = 0,9996$) indicando uma distribuição normal dos erros.

Figura 6.12 - Probabilidade normal dos resíduos de T_{pico} na posição S_{inf}

Fonte: o autor

6.1.2.4 Temperatura de pico na posição S_{bas}

Os parâmetros de influência foram determinados por meio das equações já apresentadas na Tabela 6.2. Os resultados obtidos estão apresentados na Tabela 6.19.

Tabela 6.19 – Parâmetros de influência na T_{pico} em S_{bas}

Parâmetros	A	B	C	AB	AC	BC	ABC
Valor	-31,88	-48,08	31,05	-94,04	7,86	51,29	-138,92

Fonte: o autor

Para obtenção da correlação entre a temperatura de pico e as variáveis de entrada, também foi utilizada a eq. (6.1). Nesse caso, os termos assumem os significados e valores expostos na Tabela 6.20.

Tabela 6.20 – Significados e valores da eq (6.1) para T_{pico} em S_{bas}

Termo	Significado	Valor
y	Variável dependente: T_{pico} [°C]	-
β	Média de todos os valores do experimento	820,81°C
A, B, C, AB, AC, BC, ABC	Parâmetros de influência	Valores da Tabela 6.19
X1	Variável codificada para o fator rotação	-1 para nível baixo +1 para nível alto
X2	Variável codificada para o fator força axial	-1 para nível baixo +1 para nível alto
X3	Variável codificada para o fator deslocamento	-1 para nível baixo +1 para nível alto

Fonte: o autor

Assim, a relação procurada foi definida e está exposta na eq.(6.10).

$$y = 820,81 - 15,94X_1 - 24,04X_2 + 15,52X_3 - 94,04X_1X_2 + 7,86X_1X_3 + 51,29X_2X_3 - 138,92X_1X_2X_3 \quad (6.10)$$

A eq. (6.10) apresenta todos os termos de parâmetros de influência. Nessa equação ficam evidentes as variações significativas de valores entre os parâmetros. A Figura 6.13 mostra de forma ordenada e em módulo quais os parâmetros e interações que possuem maior efeito no resultado final.

A análise da posição S_{bas} confirma que para as posições próximas da base do furo, as interações entre as variáveis têm valores de influência maiores do que as influências isoladas de cada variável. Nessa posição apenas a interação entre rotação e deslocamento apresentou valor pouco significativo. O termo ABC, que representa a interação entre as três variáveis de entrada apresentou o maior valor de influência essa influência é negativa. Assim, o seu crescimento tende a reduzir o valor da temperatura de pico em T_{bas} .

A Figura 6.14 apresenta o gráfico de probabilidade normal de efeitos do experimento para T_{pico} em S_{bas} . O gráfico permite constatar que os fatores ABC e AB (interação rotação/força/deslocamento, interação rotação/força) são os elementos de maior impacto na variável de resposta, pois não se encontram próximos da reta que une os elementos normalmente distribuídos.

Figura 6.14 - Probabilidade normal dos fatores de T_{pico} na posição S_{bas}

Fonte: o autor

A eq. (6.10) pode ser reescrita desconsiderando-se o termo AC. Tem-se então a eq. (6.11).

$$y = 820,81 - 15,94X_1 - 24,04X_2 + 15,52X_3 - 94,04X_1X_2 + 51,29X_2X_3 - 138,92X_1X_2X_3 \quad (6.11)$$

A Tabela 6.21 apresenta os valores experimentais obtidos - y , os valores calculados com a eq. (6.11) - $\hat{y}$ e os valores residuais provenientes da comparação entre os valores obtidos e os calculados.

Tabela 6.21 – Resultados para a Temperatura de pico - T_{pico} em S_{bas}

	Amostra 1	Amostra 2	Amostra 3	Amostra 4	Amostra 5	Amostra 6	Amostra 7	Amostra 8
T_{pico} [°C] experimento	897,28	812,66	753,04	758,17	730,26	939,20	966,43	709,45
T_{pico} [°C] calculada	941,40	819,80	701,00	758,90	1026,10	1026,10	1112,50	614,70
Erro	-44,12	-7,14	52,04	-0,73	138,16	-86,90	-146,10	94,75

Fonte: o autor

Na Figura 6.15 é apresentado o gráfico da probabilidade normal dos resíduos do experimento para determinação de T_{pico} em S_{bas} , onde se observa o coeficiente de correlação elevado ($R^2 = 0,984$) indicando uma distribuição normal dos erros.

Figura 6.15 - Probabilidade normal dos resíduos de T_{pico} na posição S_{bas}

Fonte: o autor

6.1.3 Rampas de resfriamento

Nesta tese o momento de início de cada rampa de resfriamento foi considerado como sendo o momento seguinte ao instante em que a temperatura de pico foi atingida.

6.1.3.1 Rampa de resfriamento na posição S_{sup}

A Tabela 6.22 apresenta os valores desses intervalos de tempo para as amostras estudadas.

Tabela 6.22 – Tempos de resfriamento - $\Delta T_{8/5}$ na posição S_{sup}

	Amostra 1	Amostra 2	Amostra 3	Amostra 4	Amostra 5	Amostra 6	Amostra 7	Amostra 8
$\Delta T_{8/5}$ [s]	21,4	19,1	14,6	14,1	22,5	25,7	16,8	17
Simbologia	(1)	a	b	ab	c	ac	bc	abc

Fonte: o autor.

Os parâmetros de influência foram determinados por meio das equações já apresentadas na Tabela 6.2. Os resultados obtidos constam na Tabela 6.23.

Tabela 6.23 – Parâmetros de influência em $\Delta T_{8/5}$ na posição S_{sup}

Parâmetros	A	B	C	AB	AC	BC	ABC
Valor	0,15	-6,55	3,20	-0,30	1,55	-0,65	-1,20

Fonte: o autor

A eq. (6.1) foi utilizada para a obtenção da correlação entre $\Delta T_{8/5}$ e as variáveis de entrada. Nesse caso, os termos assumem os significados e valores apresentados na Tabela 6.24.

Tabela 6.24 - Significados e valores da eq (6.1) para $\Delta T_{8/5}$ em S_{sup}

Termo	Significado	Valor
y	Variável dependente: $\Delta T_{8/5}$ [°C]	-
β	Média de todos os valores do experimento	18,9 s
A, B, C, AB, AC, BC, ABC	Parâmetros de influência	Valores da Tabela 6.23
X1	Variável codificada para o fator rotação	-1 para nível baixo +1 para nível alto
X2	Variável codificada para o fator força axial	-1 para nível baixo +1 para nível alto
X3	Variável codificada para o fator deslocamento	-1 para nível baixo +1 para nível alto

Fonte: o autor

Assim, a relação procurada foi definida e está exposta na eq. (6.12).

$$y = 18,9 + 0,07X_1 - 3,28X_2 + 1,60X_3 - 0,30X_1X_2 + 1,55X_1X_3 - 0,65X_2X_3 - 1,20X_1X_2X_3 \quad (6.12)$$

A eq. (6.12) apresenta todos os termos de parâmetros de influência. A Figura 6.16 mostra, de forma ordenada e em módulo, quais os parâmetros e interações que possuem maior efeito no resultado final do tempo de resfriamento.

Fonte: o autor

O termo de maior influência em $\Delta T_{8/5}$ é a força axial (B). O segundo mais influente termo no resfriamento é o deslocamento (C), mas, nesse caso, com aproximadamente a metade do valor de influência da força axial. As interações vêm em seguida com valores entre 1,50 e 0,30. A rotação não representa ter efeito significativo no tempo de resfriamento.

Nesse caso, percebe-se uma situação semelhante ao já exposto para o aquecimento. A força axial tem efeito significativo e inversamente proporcional no tempo de resfriamento. Isso permite afirmar que na FTSW com aço inoxidável superduplex, a força axial será limitada pelo valor de velocidade de resfriamento que se queira obter ($\Delta T_{8/5}$). Isso se torna importante na medida em que maiores velocidades de resfriamento implicam diretamente em alterações microestruturais, conforme descrito por Marques, Modenesi e Bracarense (2009).

A Figura 6.17 apresenta o gráfico de probabilidade normal de efeitos do experimento para $\Delta T_{8/5}$ em S_{sup} . O gráfico permite constatar que os fatores B (força axial) e C (deslocamento) são os elementos de maior impacto na variável de resposta, pois não se encontram próximos da reta que une os elementos normalmente distribuídos.

Figura 6.17 - Probabilidade normal dos fatores para $\Delta T_{8/5}$ em S_{sup}

Fonte: o autor

Desconsiderando os três efeitos menos significativos, a eq.(6.12) pode ser reescrita na forma da eq.(6.13).

$$y = 18,9 - 3,28X_2 + 1,60X_3 + 1,55X_1X_3 - 1,20X_1X_2X_3 \quad (6.13)$$

A Tabela 6.25 apresenta os valores experimentais obtidos - y , os valores calculados com a eq. (6.13) - $\hat{y}$ e os valores residuais provenientes da comparação entre os dados obtidos e os calculados.

Tabela 6.25 – Resultados para $\Delta T_{8/5}$ na posição S_{sup}

	Amostra 1	Amostra 2	Amostra 3	Amostra 4	Amostra 5	Amostra 6	Amostra 7	Amostra 8
$\Delta T_{8/5}$ experimental [s]	21,4	19,1	14,6	14,1	22,5	25,7	16,8	17,0
$\Delta T_{8/5}$ calculado [s]	24,6	19,70	16,30	15,00	19,10	25,20	15,60	15,70
erro	-3,2	-0,6	-1,7	-0,9	3,4	0,5	1,2	1,3

Fonte: o autor

Na Figura 6.18 é apresentado o gráfico da probabilidade normal dos resíduos do experimento para determinação de $\Delta T_{8/5}$ na posição S_{sup} , onde se observa o coeficiente de correlação elevado ($R^2 = 0,958$) indicando uma distribuição normal dos erros.

Figura 6.18 - Probabilidade normal dos resíduos de $\Delta T_{8/5}$ na posição S_{sup}

Fonte: o autor

6.1.3.2 Rampa de resfriamento na posição S_{int}

Algumas das amostras apresentaram, na posição S_{int} , temperaturas de pico inferiores ao valor de 800°C, conforme descrito na Tabela 6.26. Portanto, não foi realizada a análise dos fatores de influência no resfriamento para essa posição.

Tabela 6.26 – Temperaturas de pico - T_{pico} e $\Delta T_{8/5}$ para a posição S_{int}

	Amostra 1	Amostra 2	Amostra 3	Amostra 4	Amostra 5	Amostra 6	Amostra 7	Amostra 8
T_{pico} [°C]	924,62	847,68	709,4	737,60	907,60	831,91	789,60	858,19
$\Delta T_{8/5}$ [°C]	20,4	18,9	-	-	22,1	24,7	-	14,6

Fonte: o autor

6.1.3.3 Rampa de resfriamento na posição S_{inf}

Todas as amostras apresentaram, na posição S_{inf} , temperaturas de pico inferiores ao valor de 800°C, conforme descrito na Tabela 6.27. Portanto, não foi realizada a análise dos fatores para essa posição.

Tabela 6.27 – Temperaturas de pico T_{pico} e $\Delta T_{8/5}$ para a posição S_{inf}

	Amostra 1	Amostra 2	Amostra 3	Amostra 4	Amostra 5	Amostra 6	Amostra 7	Amostra 8
T_{pico} [°C]	744,27	716,47	587,37	736,21	645,43	750,01	756,08	686,50
$\Delta T_{8/5}$ [°C]	-	-	-	-	-	-	-	-

Fonte: o autor

6.1.3.4 Rampa de resfriamento na posição S_{bas}

Algumas das amostras apresentaram, na posição S_{bas} , temperaturas de pico inferiores ao valor de 800 °C, conforme descrito na Tabela 6.28. Portanto, não foi realizada a análise dos fatores para essa posição.

Tabela 6.28 – Temperaturas de pico e $\Delta T_{8/5}$ para a posição S_{bas}

	Amostra 1	Amostra 2	Amostra 3	Amostra 4	Amostra 5	Amostra 6	Amostra 7	Amostra 8
T_{pico} [°C]	897,28	812,66	753,04	758,17	730,26	939,20	966,43	709,45
$\Delta T_{8/5}$ [°C]	31,7	33,2	-	-	-	37,8	22,9	-

Fonte: o autor

6.2 Resumo das relações entre entradas e saídas

A Figura 6.19 apresenta um resumo das relações encontradas para cada posição avaliada.

Figura 6.19 – Resumo das relações encontradas

Variável Codificada	Variável Real	Valor Real	Valor Codificado
X_1	Rotação	Baixa: 5000 rpm Alta: 7000 rpm	$X_1 = -1$ $X_1 = +1$
X_2	Força Axial	Baixa: 20 kN Alta: 35 kN	$X_2 = -1$ $X_2 = +1$
X_3	Deslocamento	Baixa: 9 mm Alta: 10 mm	$X_3 = -1$ $X_3 = +1$

Fonte: o autor.

7 CONCLUSÕES

Após a análise dos resultados do experimento, tendo como base a revisão de literatura, pode-se afirmar que:

- os valores testados para as variáveis de entrada da matriz do experimento apresentam-se como janelas de valores que produzem juntas isentas de descontinuidades, dentro dos seguintes limites:

- força axial: 20 KN a 35 KN;
- rotação: 5000 rpm a 7000 rpm;
- deslocamento: 9 mm a 10 mm;

- os limites apresentados são valores válidos para soldagem por atrito de pinos consumíveis cônicos (FTSW) de aço inoxidável superduplex ASTM A890 grade 6A em blocos compostos por esse mesmo material;

- os conjuntos soldados se apresentam com preenchimento completo das juntas e isentos de poros, trincas ou inclusões macroscópicas;

- as janelas de parâmetros confirmadas com esta tese são de extrema utilidade para o desenvolvimento da soldagem por atrito em aços inoxidáveis superduplex na faixa de operação específica do equipamento MSA 50, equipamento disponível no Laboratório de Metalurgia Física da UFRGS;

- as características do ciclo térmico (tempo de aquecimento entre 500 °C e 800 °C, temperatura de pico e tempo de resfriamento entre 800°C e 500°C) sofrem influências das variáveis de entrada do processo (força axial, rotação e deslocamento). Essas influências se dão conforme as relações apresentadas a seguir:

- Rampa de aquecimento na posição S_{sup}

$$\Delta t_{5/8} = 2,41 - 0,288X_2 - 0,425X_1X_2 - 0,575X_1X_3 - 0,575X_1X_2X_3$$

- Temperatura de pico na posição S_{sup}

$$T_{PICO} = 1060,75 - 22,55X_1 - 71,56X_2 + 42,53X_1X_3 - 56,81X_2X_3 + 136,72X_1X_2X_3.$$

- Rampa de resfriamento na posição S_{sup}

$$\Delta t_{8/5} = 18,90 + 0,07X_1 - 3,28X_2 + 1,60X_3 - 0,30X_1X_2 + 1,55X_1X_3 - 0,65X_2X_3 - 1,20.X_1X_2X_3$$

- Temperatura de pico na posição S_{int}

$$T_{PICO} = 825,83 - 52,12.X_2 + 21,00X_3 + 62,37X_1X_2 + 58,40X_2X_3$$

- Temperatura de pico na posição S_{inf}

$$T_{PICO} = 702,79 + 19,51X_1 - 11,25X_2 + 6,71X_3 - 21,51X_1X_3 + 46,08X_2X_3 - 87,70X_1X_2X_3$$

- Temperatura de pico na posição S_{bas}

$$T_{PICO} = 820,81 - 15,94X_1 - 24,04X_2 + 15,52X_3 - 94,04X_1X_2 + 51,29X_2X_3 - 138,92X_1X_2X_3$$

- as relações apresentadas podem ser utilizadas em experimentos futuros sob a forma numérica, sem a necessidade de execução de novos ensaios nas mesmas condições;

- as relações demonstram a importância direta de um controle acentuado sobre a força axial quando da execução de soldagens por FTSW, pois essa variável especificamente teve efeito significativo em todas as análises realizadas. Em especial destaca-se o efeito da força axial no tempo de resfriamento, pela relação direta que esse tempo possui nas possíveis transformações microestruturais dos materiais metálicos.

8 SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS

A revisão de literatura, a execução do experimento e a análise dos resultados desta tese oferecem uma gama de caminhos para novas investigações relacionadas ao processo de soldagem por atrito com pinos consumíveis e relacionadas aos aços inoxidáveis superduplex. Alguns desses caminhos são os seguintes:

- Investigação do impacto da variação da força de recalque na qualidade da junta e/ou no ciclo térmico do processo;
- Investigação do impacto do tempo de aplicação da força de recalque na qualidade da junta e/ou no ciclo térmico do processo;
- Investigação sobre valores de diâmetros mínimos viáveis para pinos e furos, visando a realização de microsoldagens;
- Elaboração de um processo robusto para a qualificação de processos de soldagem por atrito com pinos consumíveis;
- Estudo da superplasticidade dos aços inoxidáveis duplex sujeitos à soldagem por atrito devido ao reduzido tamanho de grão da microestrutura resultante.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

AMBROZIAK, A.; GUL, B. Investigations of underwater FHP for welding steel joints. **Archives of Civil and Mechanical Engineering**. V. VII, n.2. p. 67-76. 2007.

AMERICAN SOCIETY OF TESTING MATERIALS. **ASTM E190-92(2008) – Standard test method for guided bend test for ductility of welds**. West Conshohocken: ASTM, 2008.

AMERICAN SOCIETY OF TESTING MATERIALS. **ASTM E8M-09 - Standard test method for tension testing for metallic materials**. West Conshohocken: ASTM, 2009.

AMERICAN WELDING SOCIETY. **ANSI/AWS B 4.0:2007 – Standard methods for mechanical testing of welds**. Miami: AWS, 2007.

AMERICAN WELDING SOCIETY. **ANSI/AWS D1.1/D1.1M:2010 – Structural Welding Code**. Miami: AWS, 2010.

AMERICAN WELDING SOCIETY. **Welding handbook – welding processes**. V.3. Part 2. 9TH ed. Miami: AWS, 2007.

ASKELAND, D. R.; PHULÉ, P. P. **Ciência e engenharia dos materiais**. São Paulo: Cengage Learning, 2014.

BEVINGTON, J. H. **Mode of welding the ends of wire, rods, etc**. N. 463.134 A. EUA. Nov. 1891.

BIEZMA, M. V.; BERLANGA, C.; ARGANDONA, G. Relationship between microstructure and fracture types in a UNS S32205 duplex stainless steel. **Materials Research**, 16(5), p. 965-969, 2013.

BLAKEMORE, G. R. Friction welding on live pipelines. **Pipeline Technology – Proceedings**, vol.1, p 559-569, 1995.

BORDINASSI, E. **Contribuição ao estudo da integridade superficial de um aço inoxidável superduplex após usinagem**. 2006. 201 f. Tese (Doutorado em Engenharia) Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica – PGEM. Universidade de São Paulo, São Paulo, 2006.

BRITISH STANDARD. **BS EN 1043-2: Destructive tests on welds in metallic materials – hardness test**. Part 2. Micro hardness testing on welded joints. London, 1997.

BSSA. **Fabricating duplex stainless steel**. Disponível em: <http://www.bssa.org.uk/topics.php?article=647>. Acessado em: 01/07/2015.

BULBRING, D. et al. Friction Hydro Pillar Process as an alternative repair technology for creep evaluation sites on thick-walled 10CrMo910 creep-resistant steel structures. **The Journal of the Southern African Institute of Mining and Metallurgy**, n. 113, p.129-136, 2013.

BUZZATTI, D.T. et al. Friction hydro pillar processing characteristics and applications. **Soldagem e Inspeção**, 20 (3), p. 287-299, 2015.

CAVALIERI, P.; SQUILLACE, A.; PANELLA, F. Effect of welding parameters on mechanical and microstructural properties of AA6082 joints produced by friction stir welding. **Journal of Materials Processing Technology**, n. 200, p. 364-372, 2008.

CHARLES, J. Superduplex stainless steel: structure and properties. In: **Conference Duplex Stainless Steel'91**. Anais. Beaune Bourgogne. França, p. 3-48, 1991.

CHEN, T. H.; YANG, J. R. Microstructural characterization of simulated heat affected zone in a nitrogen-containing 2205 duplex stainless steel. **Materials Science and Engineering A**, n.338, p. 166-181, 2002.

CHLUDZINSKI, M.; MATTEI, F.; STROHAECKER, R. Influência da força aplicada na soldagem por atrito com pino consumível em aço. **Revista Latinoamericana de Metalurgia e Materiais**, 31 (2), p. 122-127, 2011.

CHLUDZINSKI, M. et al. Fracture toughness of friction hydro-pillar processing welding in C-Mn steel. **Materials and Design**, n.33, p. 340-344, 2012.

CHLUDZINSKI, M. **Avaliação da tenacidade à fratura em juntas soldadas por atrito com pino consumível**. 2013. 141 f. Tese (Doutorado em Engenharia) Programa de Pós-graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais – PGE3M. Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2013.

CITIZEN METALS. **Super Duplex steel products**. Disponível em: <http://www.citizenmetals.com/super-duplex-steel-products.html>. Acessado em: 01/11/2017.

CULLITY, B. D. **Elements of x-ray diffraction**. 3. ed. Londres: Pearson, 2014.

COLPAERT, H. **Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns**. 4. ed. São Paulo: Edgard Blucher, 2008.

CROSSLAND, B. Friction Welding - Recommended Practices for Friction Welding. **Contemporary Physics**, 12(6), p. 559-574, 1971.

DZHABAROV, R. D. et al. Application of friction welding in petroleum and chemical engineering. **Chemical and Petroleum Engineering**, v.30, p.9-10, 1994.

FRIGAARD, O.; GRONG, O.; MIDLING, O. T. A process model for friction stir welding of age hardening aluminum alloys. **Metallurgical and Materials Transactions A**, 32, p. 1189-1200, 2000.

FRUEHAN, R. J. **The making, shaping and treating of steel (steel making and refining)**. 11. ed. Pittsburgh: The AISE Steel Foundation, 1999.

FUJI, H.; CUI, L.; TSUJI, N. Friction stir welding of carbon steels. **Materials Science and Engineering A**, 429, p 50-57, 2006.

GONTIJO, M. **O efeito da espessura da chapa sobre a qualidade do reparo por atrito**. 2012. 112 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica). Programa de Pós-graduação em Engenharia. Universidade Federal de Uberlândia, Brasil, 2012.

GUNN, R. N. **Duplex stainless steels: microstructure, properties and applications**. Cambridge: Abington Publishing, 1997.

HATTINGH, D.G. et al. Process parameter influence on performance of friction taper stud welds in AISI 4140. **Materials and Design**, vol. 32, p. 3421–3430, 2011.

HUTCHINGS, I. M. **Tribology: friction and wear of engineering materials**. Londres: Edward Arnold, 1992.

IMOA. **Stainless steel training – Module 4: What are the stainless steel?** Disponível em: http://www.imoa.info/download_files/stainless-steel/issf/educational. Acessado em 11/11/2017.

IMOA. **Orientações práticas para o processamento dos aços inoxidáveis duplex**. 2. ed. Londres: Associação Internacional do Molibdênio, 2009.

INDEXMUNDI. **Níquel Preço Mensal – Dólares por tonelada métrica**. Disponível em <http://www.indexmundi.com/pt/>. Acessado em 30/10/2017.

ISSF. **A Solução Ferrítica - Propriedades, Vantagens Aplicações: Guia Essencial para o Aço Inoxidável Ferrítico**. Bruxelas: International Stainless Steel Forum, 2007.

ITT. **Gould's pumps**. Disponível em: <http://www.totalequipment.com/wp-content/uploads/2015/11/ITT-Goulds-Multistage-Pumps-3393-bulletin.pdf>. Acessado em 01/11/2017.

KANAN, L. F. **Simulação numérica do processo de soldagem de tubos por atrito com anel rotativo**. 2016. 71 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia). Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Materiais e Metalúrgica. UFRGS, Brasil, 2016.

KLOPSTOCK, H.; NEELANDS, A. **An improved method of joining or welding metals**. N.572789 A. Reino Unido. Out. 1941.

KLOPSTOCK, H.; NEELANDS, A. **Method of welding plates**. N. 2399356 A. EUA. Abr. 1946.

LEBEDEV, V. K.; CHERNENKO, I. A. Friction Welding. **Sov. Tech. Ver.**, 1992. v. 4. p. 59-168.

LESSA, C. L. R. **Soldagem FHP – Processo e metalurgia nas transformações das fases de um aço C-Mn**. 2001. 100 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia) – Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, 2011.

LIU, H. Y.; HSIEH, R. I.; TSAI, W. T. Microstructure and stress corrosion cracking in simulated heat-affected zones of duplex stainless steels. **Corrosion Science**, 44, p. 2841-2856, (2002).

LIPPOLD, J. C.; KOTECKI, D. J. **Welding metallurgy and weldability of stainless steel**. Hoboken. EUA: John Wiley & Sons, 2005.

MA, Z. Y.; MISHRA, R. S.; MAHONEY, M. W. Superplastic deformation behaviour of friction stir processed 7075Al alloy. **Acta Materialia**, 50, p. 4419-4430, 2002.

MARQUES, P. V.; MODENESI, P. J.; BRACARENSE, A. Q. **Soldagem: fundamentos e tecnologia**. 3. ed. Belo Horizonte: Ed. da UFMG, 2009.

MARTINS, M. **Caracterização microestrutural - mecânica e resistência à corrosão do aço inoxidável super duplex ASTM A 890 / A 890 M Grau 6A**. 2006. 242 p. Tese (Doutorado em Ciência e Engenharia de Materiais) – Interunidades Ciência e Engenharia de Materiais, Universidade de São Paulo, 2006.

MARTINS, M.; CASTELETTI, L. C. Heat treatment temperature influence on ASTM A890 GR 6A superduplex stainless steel microstructure. **Materials Characterization**, vol. 55, p. 225 – 233, 2005.

MCNELLEY, T. R.; SWANINATHAN, S.; SU, J.Q. Recrystallization mechanisms during friction stir welding/processing of aluminum alloys. **Scripta Materialia**, vol. 58, p 349–354, 2008.

MEYER, A. **Friction Hydro Pillar Processing – Bonding Mechanism and Properties**. 2003. 132 f. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) Universidade Técnica Carolo-Wilhelmina, Alemanha, 2003.

MISHRA, R. S.; MA, Z. Y. Friction stir welding. **Materials Science and Engineering R**, 50, p. 1-78, 2005.

MODENESI, P. J. **Soldabilidade de algumas ligas metálicas**. Belo Horizonte: UFMG, 2011. 26 p. Apostila. Disponível em <http://demet.eng.ufmg.br/wp-content/uploads/2012/10/soldabilidade.pdf>. Acessado em 12/11/2017.

MONTGOMERY, D. **Design and analysis of experiments**. 8. ed. New Jersey: John Wiley and Sons, 2012.

NAKAJIMA, T.; SATO, A. A New Hole-Filling Technique onto Thin Aluminum Alloy Sheets Using a Rotational Consumable Tool. **Materials Transactions**, vol. 56, n. 12, p. 2092-2094, 2015.

NSSC. **Duplex stainless steel vertical pump**. Disponível em: <https://nssc.nssmc.com/en/product/awards/pump.php>. Acessado em 01/11/2017.

PADILHA, A. F.; GUEDES, L.C. **Aços inoxidáveis austeníticos – microestrutura e propriedades**. 3. ed. Curitiba: Editora Hemus, 2004.

PARDAL, J. M. et al. Caracterização e avaliação da resistência à corrosão na soldagem de tubulação de aço inoxidável duplex UNS S31803 pelo processo a arco submerso. **Soldagem e Inspeção**, São Paulo, v. 16, n. 4, p. 310-321, dez. 2011.

PEREIRA, A. S.; BUSCHINELLI, A. J. A.; KEJELIN, N. Z. Avaliação da perfuração na soldagem em operação pelo processo MIG/MAG de dutos de alta resistência e baixa espessura. **Soldagem e Inspeção**. [online], vol.18, n.3, p.235-244, 2013.

PIRES, R. R. **Efeitos da geometria, da força axial e da rotação no reparo por atrito**. 2007. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Universidade Federal de Uberlândia: 2007.

PLAUT, R.; HERRERA, C.; ESCRIBA, D.; RIOS, P.; PADILHA, A. A short review on wrought austenitic stainless steels at high temperatures: processing, microstructure, properties and performance. **Materials Research**, vol. 10, n. 4, p. 453-460, 2007.

REN, S. R.; MA, Z. Y.; CHEN, L. Q. Effect of welding parameters on tensile properties and fracture behavior of friction stir welded Al–Mg–Si alloy. **Scripta Materialia**, 56, p. 69-72, 2007.

REYNOLDS, A. P.; TANG, W.; HEROLD, T.G.; PRASK, H. Structure, properties, and residual stress of 304L stainless steel friction stir welds. **Scripta Materialia**, 48, p. 1289-1294, 2003.

SACCON, V. T. et al. Caracterização microestrutural e comportamento mecânico das ligas de alumínio AA2139 T3 e T8 soldadas por atrito rotativa com mistura. **Soldagem e Inspeção** (impresso), São Paulo, v. 15, n. 4, p. 289-297, dez. 2010.

SAIED, T.; ABDOLLAH-ZADEH, A.; ASSADI, H.; MALEK GHAINI, F. Effect of friction stir welding speed on the microstructure and mechanical properties of a duplex stainless steel. **Materials Science and Engineering A**, vol. 496, p. 262-268, 2008.

SANDVIK. **Sandvik SAF 2205** - tube and pipe, seamless. Datasheet. Disponível em: <https://www.materials.sandvik/en/materials-center/material-datasheets/tube-and-pipe-seamless/sandvik-saf-2205>. Acessado em 03/11/2017.

SANDVIK. **Sandvik 3RE60** - tube and pipe, seamless. Datasheet. Disponível em: <https://www.materials.sandvik/en/materials-center/material-datasheets/tube-and-ipe-seamless/sandvik-3re60>. Acessado em 12/07/2015.

SANTOS, E. J. **Desenvolvimento de um processo de reparo por atrito para peças com trincas passantes**. 2013. 125 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia, 2013.

SATO, Y. S.; NELSON, T. W.; STERLING, C. J.; STEEL, R. J. Microstructure and mechanical properties of friction stir welded SAF 2507 super duplex stainless steel. **Materials Science and Engineering A**, 397, p. 376-384, 2005.

SIEURIN, H.; SANDSTROM, R. Sigma phase precipitation in duplex stainless steel 2205. **Materials Science and Engineering A**, 444, p. 271-276, 2007.

SOUZA, R. J. **Desenvolvimento, projeto e construção de um equipamento de reparo de trincas por atrito**. 2006. 86 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia, 2006.

THOMAS, W.; NICHOLAS, D.; JONES, S.; LILLEY, R.; DAWES, C.; DOLBY, R. **Friction forming**, N. 5469617 A. EUA. 1995.

XU, Y. C.; JING, H. Y.; HAN, Y. D.; XU, L. Y. Numerical simulation of the effects of various stud and hole configurations on friction hydro-pillar processing. **International Journal of Mechanical Sciences**, 90, p. 44-52, 2015.

YEH, F. W. T. **Avaliação de descontinuidades no reparo em placas de aço por “friction hydro pillar processing” (FHP) via ultrassom e micrografia**. 2012. 71 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia) Programa de Pós-graduação de Minas, Metalúrgica e de Materiais – PGE3M. Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2012.

YEH, F. W. T.; CUNHA, P. H. C. P.; LESSA, C. R. L.; CLARKE, T.; STROHAECKER, T. Evaluation of discontinuities in A36 steel repairs with friction hydro pillar processing using different axial forces. **ISIJ International**, vol. 53, n. 12, p. 2269-2271, 2013.