

UNIVERSIDADE FEDERAL DE SÃO CARLOS
CENTRO DE CIÊNCIAS EXATAS E DE TECNOLOGIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA

TIAGO DANIEL FERREZIN

**AÇO INOXIDÁVEL DUPLEX DE BAIXA LIGA, S32101:
UMA VISÃO TECNOLÓGICA SOBRE RESISTÊNCIA
MECÂNICA, IMPACTO, CORROSÃO LOCALIZADA E
MICROESTRUTURA**

SÃO CARLOS - SP

2021

TIAGO DANIEL FERREZIN

AÇO INOXIDÁVEL DUPLEX DE BAIXA LIGA, S32101: UMA VISÃO TECNOLÓGICA
SOBRE RESISTÊNCIA MECÂNICA, IMPACTO, CORROSÃO LOCALIZADA E
MICROESTRUTURA

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal de São Carlos para obtenção do título de mestre em Engenharia Mecânica.

Orientador: Prof. Dr. Maurizio Ferrante.

Coorientador: Prof. Dr. Carlos A. Della Rovere.

São Carlos – SP

2021



UNIVERSIDADE FEDERAL DE SÃO CARLOS

Centro de Ciências Exatas e de Tecnologia
Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica

Folha de Aprovação

Defesa de Dissertação de Mestrado do candidato Tiago Daniel Ferezin, realizada em 08/09/2021.

Comissão Julgadora:

Prof. Dr. Maurizio Ferrante (UFSCar)

Prof. Dr. Sergio Henrique Evangelista (UFSCar)

Prof. Dr. Waldek Wladimir Bose Filho (USP)

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

O Relatório de Defesa assinado pelos membros da Comissão Julgadora encontra-se arquivado junto ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica.

Este trabalho é dedicado a todas a pessoas que me ajudaram, apoiaram e incentivaram.

AGRADECIMENTOS

Agradeço a Deus pela realização deste trabalho, que sem a sua presença e orientação de vida não seria possível a conclusão desta árdua tarefa.

Aos docentes orientador Prof. Dr. Maurizo Ferrante e co-orientador Prof. Dr. Carlos Alberto Della Rovere pelas orientações, ensinamentos, dedicação, paciência, confiança e principalmente pela amizade. E também em especial aos professores da banca de defesa do mestrado.

A todos os professores e coordenador do PPGEMec - programa de pós-graduação em engenharia mecânica da UFSCar.

A CAPES por fomentar e financiar o programa de pós-graduação em engenharia mecânica da UFSCar.

A empresa Qualyservice Soluções em Soldagem, Testes e Controle Ltda ME pelos equipamentos utilizados durante a soldagem, pelos preparativos das amostras e por alguns ensaios de laboratórios realizados.

Aos laboratórios de pesquisa da UFSCar.

A todos funcionários da pró-reitoria e da pós-graduação da UFSCar.

A minha esposa Márcia Cristina Luiz Ferezin e aos meus filhos Gustavo Luiz Ferezin e Júlia Luiz Ferezin por todo amor, entendimento, compreensão, paciência e apoio.

Aos meus pais Pedro Luiz Ferezin e Maria Conceição Moré Ferezin, meus irmãos Flávio Samuel Ferezin e Áyla Natália Ferezin e aos demais familiares pelo incentivo e por acreditar nos meus propósitos.

Aos amigos Johnny Pereira, Leonardo Martins Tavares, Bruno Alexandre Roque, Juliana Aparecida Rodrigues e Guilherme dos Santos Vacchi por toda ajuda e apoio durante os testes de campo e ensaios nos laboratórios.

A mente que se abre a uma ideia
jamais volta a ao seu tamanho original
(Albert Einstein)

RESUMO

Aços inoxidáveis duplex são utilizados em nível crescente nas indústrias de papel, alimentos, química e petroquímica. No entanto o seu custo é algo elevado, especialmente devido à presença de Ni e Mo. Recentemente foi desenvolvida a família dos aços inoxidáveis duplex de baixa liga, ou *lean duplex*, em que o Ni e Mo são substituídos total ou parcialmente por N e Mn, ambos fortes estabilizadores de austenita. Como consequência da nova composição algumas propriedades sofreram variação com respeito aos aços duplex mais convencionais, dos quais o S32205 é o mais conhecido, e há interesse em obter mais dados a respeito.

O presente trabalho deseja ser um estudo bem geral do aço de baixa liga S32101, envolvendo microestrutura, resistência mecânica, impacto Charpy e resistência à corrosão em $\text{FeCl}_{3.6}\text{H}_2\text{O}$, de juntas soldadas pelo processo TIG manual produzidas com dois aportes térmicos, 1,3 e 0,9 kJ/mm. Ainda, as taxas de resfriamento da ZTA foram medidas experimentalmente e foi realizado teste de dobramento na região da junta.

Os resultados mostraram que a microestrutura quase não sofreu influência das diferentes taxas de resfriamento. Na ZTA a razão α/γ mostrou predominância de ferrita, e no metal de solda desviou-se ligeiramente para a austenita. Finos precipitados de Cr_2N foram detectados na ferrita da ZTA. A resistência mecânica das juntas soldadas foi maior do que a do aço S32205, com a fratura sempre localizada no metal de solda. A energia de impacto do metal de solda produzido com a energia do arco menos elevada foi igual a 72 J, isto é, cerca de 85% acima do medido na amostra produzida com 1,3 kJ/mm. No entanto, a energia de impacto da ZTA foi muito menor e não guardou relação com os aportes térmicos.

As superfícies de fratura mostram metal de solda com a aparência usual, bordas de cisalhamento e fratura frágil, metal base com delaminações e ZTA com aspecto semelhante a este, sugerindo que a trinca, originalmente localizada na ZTA, tenha se desviado para o metal base. Quanto à resistência à corrosão, pontos localizados foram observados principalmente ao longo da ZTA em ambas as amostras, mas com maior intensidade na AA.

Palavras-chave: S32101, aços duplex, soldagem TIG, resistência mecânica, impacto, corrosão localizada.

ABSTRACT

The applications of duplex stainless steels are growing steadily in fields such as the paper, foodstuff, chemical and petrochemical industries. However, one drawback is cost, mainly due to the presence of Ni and Mo. Recently, by the total or partial replacement of by N and Mn, both strong austenite stabilizers, the so-called lean duplex stainless steel's family was developed. As a consequence of the new composition some properties are changed with respect to the conventional duplex steels, of which the S32205 is the most widely known.

The present work is meant to be a comprehensive study of the S32101 steel, in which microstructure, tensile and impact properties, and corrosion behaviour in $\text{FeCl}_3 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$, were investigated on welded joints produced by the TIG process, in which two different heat inputs, 1.3 and 0.9 kJ/mm, were employed. Additionally, the weld cooling rate was measured in the ZTA and bending tests were performed.

Results showed that the microstructure was almost unaffected by the weld cycle, regardless the cooling rate. In the ZTA the α/γ ratio was larger than one, and in the weld metal was slightly biased towards austenite. A fine precipitation of Cr_2N was detected in the ferritic regions of the ZTA'. Tensile strength of the welded joint was higher than that of the S32205 steel, with the fracture always taking place in the weld metal. The impact energy of the weld metal produced with the higher heat input (sample AA) was equal to 72 J, that is, almost 85% higher than that of sample BA. However, the ZTA impact energy was much lower and was unaffected by the different heat inputs.

The fracture surfaces show weld metal with normal appearance, that is, shear lips and brittle areas, base metal with delaminations, and ZTA with similar features, suggesting that the crack, originally located in the ZTA, may have been deflected towards the base metal. As for the corrosion behaviour, although pits were observed main along the ZTA of both samples, the one with the higher heat input was more affected.

Key-words: S32101, duplex steels, TIG welding, mechanical strength, impact, pitting corrosion.

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

FIGURA 1 - EVOLUÇÃO MUNDIAL DA PRODUÇÃO DE AÇO BRUTO (10^6 T).....	31
FIGURA 2 - DISTRIBUIÇÃO GEOGRÁFICA DA PRODUÇÃO DE AÇO BRUTO PRODUZIDO EM 2018.	32
FIGURA 3 - DISTRIBUIÇÃO GEOGRÁFICA DO USO DE AÇO BRUTO PRODUZIDO EM 2018.	32
FIGURA 4 - DIAGRAMAS DE EQUILÍBRIO: (A) FE-CR E (B) FE-NI.....	36
FIGURA 5 - DIAGRAMA DE FASES DE SCHAEFFLER-DELONG.	37
FIGURA 6 - CORROSÃO LOCALIZADA E SOB TENSÃO: COMPORTAMENTO COMPARATIVO DE UM AÇO DUPLEX TÍPICO 2205 COM OS AUSTENÍTICOS 316 E 316L.....	39
FIGURA 7 - LIMITES DE ESCOAMENTO E TENSÃO MÁXIMA DE ALGUNS AÇOS DUPLEX E AUSTENÍTICOS.	42
FIGURA 8 – MEDIDAS DE DUREZA E ALONGAMENTO DE ALGUNS DUPLEX E AUSTENÍTICOS.	42
FIGURA 9 - DIAGRAMA PSEUDOBINÁRIO FE-CR-NI.....	44
FIGURA 10 - FORMAÇÃO DO DIAGRAMA PSEUDOBINÁRIO FE-CR-NI A PARTIR DOS DIAGRAMAS BINÁRIOS FE-CR E FE-NI, CORTE EM 70% DE FE.....	45
FIGURA 11 – MICROESTRUTURA TÍPICA DE AÇO S32205. A COR CLARA É A FERRITA E A ESCURA A AUSTENITA (ATAQUE: BEHARA II).....	45
FIGURA 12 - EXEMPLOS DE CORROSÃO (A) LOCALIZADA E (B) SOB TENSÃO EM AÇO INOXIDÁVEL 304.....	48
FIGURA 13 - EXEMPLO DE SENSITIZAÇÃO EM AÇO INOXIDÁVEL 304L.	48
FIGURA 14 - ESQUEMA DO PROCESSO DE SOLDAGEM TIG.	50
FIGURA 15 - DIAGRAMA ESQUEMÁTICO DAS ZONAS AFETADAS PELO CALOR ASSOCIADO AO GRADIENTE DE TEMPERATURA ESTABELECIDO NA SOLDAGEM, CORRELACIONADO AINDA COM O DIAGRAMA PSEUDOBINÁRIO FE-CR-NI NA COMPOSIÇÃO DO AÇO DUPLEX.....	51
FIGURA 16 - MICROESTRUTURA DE JUNTA SOLDADA EM AÇO DUPLEX S32304, MOSTRANDO: (A) ZONA DE FUSÃO, (B) ZTA E (C) METAL DE BASE.	52
FIGURA 17 - PROPORÇÃO DE AUSTENITA (%) NO METAL DE SOLDA MEDIANTE O USO DE GÁS AR PURO E EM MISTURA COM N_2 NA RAIZ E NO ENCHIMENTO.	54

FIGURA 18 - CURVA DE RESFRIAMENTO A PARTIR DE UMA FONTE DE CALOR PUNTIFORME.....	54
FIGURA 19 - SISTEMA DE COORDENADAS PARA A MODELAGEM TÉRMICA DO PROCESSO DE SOLDAGEM.	55
FIGURA 20 - TEMPO DE RESFRIAMENTO (S) PARA OS AÇOS DUPLEX NO INTERVALO DE 1200 A 800°C EM FUNÇÃO DA ESPESSURA (MM) E DO APORTE TÉRMICO (KJ/MM).....	57
FIGURA 21 - DIAGRAMA DE EQUILÍBRIO DE FASES PARA O AÇO INOXIDÁVEL DUPLEX S32101.	58
FIGURA 22 - VARIAÇÃO DE DUREZA VICKERS E ENERGIA DE IMPACTO CHARPY EM FUNÇÃO DA PROPORÇÃO DE FASE Σ EM UM AÇO SUPERDUPLEX.	60
FIGURA 23 - AÇO INOXIDÁVEL DUPLEX S32101, TRATADO ISOTERMICAMENTE (700°C / 168 H), EXIBINDO AS FASES α , γ E OS PRECIPITADOS Σ , Cr_2N E Γ_2	60
FIGURA 24 - CURVA TTT PARA TRÊS GRAUS DE AÇOS DUPLEX.....	61
FIGURA 25 - CURVA DE RESFRIAMENTO CONTÍNUO EM AÇO DUPLEX S32205...	62
FIGURA 26 - CINÉTICA DE PRECIPITAÇÃO A 800°C DE DOIS AÇOS DUPLEX DE BAIXA LIGA S32404 E S32101: EM (A) FASE Σ E EM (B) NITRETO Cr_2N	62
FIGURA 27 - VARIAÇÃO DA FRAÇÃO VOLUMÉTRICA DE AUSTENITA NA ZTA DO AÇO 2205, EM FUNÇÃO DA TAXA DE RESFRIAMENTO E DE TRÊS DIFERENTES TEORES DE N_2 NO GÁS DE PROTEÇÃO.	64
FIGURA 28 - VARIAÇÃO DO TAMANHO DE GRÃO E DA PROPORÇÃO DE AUSTENITA EM AÇO S32101, PARA TRÊS TAXAS DE RESFRIAMENTO, EM FUNÇÃO DE: (A) TEMPO DE RESIDÊNCIA A 1360°C; (B) TAMANHO DE GRÃO.....	65
FIGURA 29 - MICROESTRUTURAS DE JUNTAS EM AÇO S32101 SOLDADAS PELO PROCESSO TIG: (A) GÁS DE PROTEÇÃO AR + 2% N_2 ; (B) GÁS DE PROTEÇÃO COM APENAS AR.	65
FIGURA 30 - TENACIDADE EM FUNÇÃO DA TEMPERATURA DE ENSAIO DE JUNTAS SOLDADAS EM AÇOS S32101 E 2202: CURVAS – MESTRE PARA METAL DE BASE (BM) E METADE SOLDA (WM).....	66
FIGURA 31 - FLUXOGRAMA DAS PRINCIPAIS ATIVIDADES REALIZADAS NESTE ESTUDO.	68
FIGURA 32 - CORTE TRANSVERSAL DA JUNTA SOLDADA.....	70
FIGURA 33 - REGIÃO ABAIXO DA RAIZ DO 1º PASSE PROTEGIDA COM GÁS ARGÔNIO.....	70

FIGURA 34 - ESQUEMA DE INSTALAÇÃO DOS DOIS TERMOPARES NOS CORPOS DE PROVA E INDICAÇÃO DO SENTIDO DE LAMINAÇÃO (DL) DA CHAPA.	72
FIGURA 35 – OS PONTOS DE INDENTAÇÃO NA SEÇÃO NA AMOSTRA BA, ONDE (A) LINHA QUE PASSA NO 1º PASSE; (B) 2º PASSE E (C) 3º PASSE.....	73
FIGURA 36 - DIMENSÕES DAS AMOSTRAS DE TRAÇÃO DE ACORDO COM ASME 2019, SEÇÃO IX, QW-150.....	74
FIGURA 37 – DIMENSÕES ANTES DO ENSAIO E ESQUEMA DO CORPO DE PROVA APÓS DOBRAMENTO.....	75
FIGURA 38 - CORPO DE PROVA POSICIONADO NO DISPOSITIVO ANTES DA DOBRA.....	75
FIGURA 39 - ESQUEMAS DO PREPARO E ENTALHES DAS AMOSTRAS CHARPY. 76	
FIGURA 40 - MACROGRAFIA MOSTRANDO O POSICIONAMENTO DO ENTALHE DO CORPO DE PROVA CHARPY, NA INTERFACE METAL DE SOLDA / ZTA. AMOSTRA AA.	77
FIGURA 41 - AMOSTRAS APÓS DECAPAGEM PARA POSTERIOR IMERSÃO EM SOLUÇÃO.....	77
FIGURA 42 - AMOSTRAS EM SOLUÇÃO DE CLORETO FÉRRICO.....	77
FIGURA 43 - CICLOS TÉRMICOS, AMOSTRA AA.	78
FIGURA 44 - CICLOS TÉRMICOS, AMOSTRA BA.	78
FIGURA 45 - MICROESTRUTURAS DAS JUNTAS SOLDADAS COM INDICAÇÃO DA LARGURA DA ZTA: (A) AMOSTRA AA E (B) BA.....	81
FIGURA 46 - EVIDÊNCIAS DE PRECIPITAÇÃO GENERALIZADA DE CR2N NA ZTA, JUNTA AA.....	82
FIGURA 47- EXEMPLOS DE CURVAS DE TENSÃO DEFORMAÇÃO: CORPOS DE PROVA 1 E 2 DA JUNTA AA.....	85
FIGURA 48 - VISTAS LATERAIS DOS CORPOS DE PROVAS DOBRADOS, AMOSTRAS BA (ACIMA) E AA (ABAIXO).	86
FIGURA 49 - MACROGRAFIAS DAS DUAS SEÇÕES TRANSVERSAIS, AMOSTRAS AA.	86
FIGURA 50 - MACROGRAFIAS DAS DUAS SEÇÕES TRANSVERSAIS, AMOSTRAS BA.....	86
FIGURA 51 - MEDIDAS DE MICRODUREZA NAS TRÊS LINHAS TRANSVERSAIS ORIENTADAS SOBRE O PRIMEIRO, SEGUNDO E O TERCEIRO PASSE: (A) AMOSTRA AA E (B) AMOSTRA BA.	87

FIGURA 52 - GRÁFICO DAS ENERGIAS DE FRATURA NAS VÁRIAS REGIÕES DA JUNTA: AMOSTRAS BA E AA.....	88
FIGURA 53 - CORRELAÇÃO ENTRE ENERGIA DE IMPACTO E EXPANSÃO LATERAL. OS PONTOS EM AMARELO SÃO AMOSTRAS AA, EM AZUL BA E VERDE MB.....	90
FIGURA 54 - FOTOS DAS AMOSTRAS AA: (A) METAL DE SOLDA E (B) ZTA.	90
FIGURA 55 - FOTOS DAS AMOSTRAS BA: (A) METAL DE SOLDA E (B) ZTA.	91
FIGURA 56 - FOTOS DO METAL DE BASE.	91
FIGURA 57 - DELIMITAÇÃO DAS ÁREAS POR MAPEAMENTO NAS IMAGENS DE FRATURA DO METAL DE SOLDA - AMOSTRA AA.....	93
FIGURA 58 - CORRELAÇÃO ENTRE ENERGIA DE IMPACTO E ÁREA DÚCTIL. OS PONTOS EM AMARELO SÃO AA, AZUL BA E VERDE MB.....	93
FIGURA 59 – A SUPERFÍCIE DE FRATURA DO METAL BASE (A) MOSTRA A DELAMINAÇÃO A ESQUERDA.	95
FIGURA 60 - MOSTRA A SUPERFÍCIE DE FRATURA DO METAL DE BASE (B) COM REGIÕES ALVEOLARES (AUSTENITA) E PLANOS DE CLIVAGEM (FERRITA).	95
FIGURA 61 – MOSTRA A SUPERFÍCIE DE FRATURA DA ZTA, AMOSTRA AA (A)..	96
FIGURA 62 - MOSTRA A SUPERFÍCIE DE FRATURA DA ZTA, AMOSTRA AA (B) COM INCREMENTO DE REGIÕES DE CLIVAGEM E REDUÇÃO NAS DIMENSÕES DOS ALVÉOLOS.	96
FIGURA 63 - MOSTRA A SUPERFÍCIE DE FRATURA DA ZTA, AMOSTRA AA (C) COM PLANOS DE CLIVAGEM EM DESTAQUE ENTRE ALVÉOLOS DE AUSTENITA.	97
FIGURA 64 - MACROGRAFIAS DE CORROSÃO LOCALIZADA NAS REGIÕES ESTUDAS - AMOSTRA AA.....	99
FIGURA 65 - MACROGRAFIAS DE CORROSÃO LOCALIZADA NAS REGIÕES ESTUDAS - AMOSTRA BA.....	99

LISTA DE QUADROS

TABELA 1 - COMPOSIÇÃO QUÍMICA DOS PRINCIPAIS ELEMENTOS E O PRE DE ALGUNS IMPORTANTES AÇOS INOXIDÁVEIS DUPLEX (% EM MASSA).....	40
TABELA 2 - APLICAÇÕES TÍPICAS DOS AÇOS INOXIDÁVEIS DUPLEX.....	40
TABELA 3 - PROPRIEDADES FÍSICAS DOS AÇOS INOXIDÁVEIS E AÇO CARBONO COMUM.....	43
TABELA 4 - VALORES DE ENERGIA DE IMPACTO CHARPY NO METAL BASE E NA ZTA DO AÇO DUPLEX 2205.	66
TABELA 5 - TEMPERATURAS CRÍTICAS E CONSEQUÊNCIAS.	67
TABELA 6 - NOMENCLATURAS E DIMENSÕES DAS CHAPAS (AMOSTRAS PARA SOLDAGEM).....	69
TABELA 7 - COMPOSIÇÃO QUÍMICA (% EM MASSA) OBTIDA POR ESPECTROMETRIA ÓTICA.....	69
TABELA 8 - PROPRIEDADES MECÂNICAS COM DADOS NOMINAIS DO AÇO UNS S32101, PARA CHAPA LAMINADA À QUENTE.	69
TABELA 9 - COMPOSIÇÃO QUÍMICA (% EM MASSA) DO METAL DE ADIÇÃO.	69
TABELA 10 - TAXAS DE RESFRIAMENTO NA ZTA (°C/S), CALCULADAS E EXPERIMENTAIS.	80
TABELA 11 - PROPORÇÃO (%) DA FASE FERRÍTICA NO METAL BASE E SOLDA: AMOSTRA AA E BA.....	83
TABELA 12 – PROPORÇÃO (%) DAS FASES NAS ZTA`S DE CADA AMOSTRA POR REGIÃO DE TEMPERATURA.	83
TABELA 13 - VALORES DE TENSÃO DE ESCOAMENTO (Σ_Y), TENSÃO MÁXIMA (Σ_U), ALONGAMENTO (%) E LOCAL DA FRATURA DOS CORPOS DE PROVA ENSAIADOS, APORTES TÉRMICOS BA E AA.	85
TABELA 14 - ENERGIAS DE IMPACTO CHARPY PARA O AÇO S32101, NA ZTA E NO METAL DEPOSITADO, AMOSTRAS BA E AA.....	88
TABELA 15 - MÉDIAS DAS EXPANSÕES LATERAIS DAS AMOSTRAS.	89
TABELA 16 - MÉDIA DAS ÁREAS DÚCTEIS E FRÁGEIS PARA CADA CONDIÇÃO DE SOLDAGEM, ENERGIA DE FRATURA E EXPANSÃO LATERAL (EL) DE CORPOS DE PROVA CHARPY.	94
TABELA 17 - PERDA DE MASSA DAS AMOSTRAS APÓS 30 HS (3º DIA).....	98

LISTA DE ABREVIATURAS

AID	Aço Inoxidável Duplex
AIDBL	Aço Inoxidável Duplex Baixa Liga
AISD	Aço Inoxidável Super Duplex
γ	Austenita
γ_2	Austenita Secundária
Cr_{eq}	Cromo Equivalente
CCC	Cúbica de Corpo Centrado
CFC	Cúbica de Face Centrada
χ	Fase Chi
σ	Fase Sigma
α	Ferrita
δ	Ferrita Delta
α'	Fase alpha linha
R	Laves
Ni_{eq}	Níquel Equivalente
Cr_2N	Nitreto de Cromo
TIG	Tungsten Inert Gas
σ_y	Tensão de Escoamento
σ_u	Tensão Máxima
ZTA	Zona Termicamente Afetada
ZF	Zona de Fusão

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	29
1.1	OBJETIVOS	30
2	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	31
2.1	AÇOS.....	31
2.1.1	Aços Carbono e Aços Liga	33
2.1.2	Efeitos dos Elementos de Liga nos Aços	34
2.1.3	Características e Classificações dos Aços Inoxidáveis	34
2.2	AÇOS INOXIDÁVEIS.....	37
2.2.1	Principais Tipos dos Aços Inoxidáveis Duplex e Aplicações	38
2.2.2	Os Modernos Aços Inoxidáveis Duplex de Baixa Liga	41
2.2.3	Propriedades Mecânicas e Físicas	41
2.2.4	Microestrutura e Composição Química	43
2.3	NOÇÕES GERAIS DE CORROSÃO	46
2.4	SOLDAGEM PROCESSO TIG.....	48
2.4.1	Formação das Microestruturas em Metal de Solda e ZTA	50
2.4.2	Variáveis e Parâmetros de Soldagem	52
2.4.2.1	<i>Metal de Adição</i>	52
2.4.2.2	<i>Aporte Térmico</i>	53
2.4.2.3	<i>Temperatura de Entre Passes</i>	53
2.4.2.4	<i>Gases de Proteção</i>	53
2.4.3	Ciclos Térmicos da Soldagem	54
2.5	EFEITOS DA TEMPERATURA E CICLOS TÉRMICOS SOBRE OS AÇOS DUPLEX.....	57
2.5.1	Precipitação dos Aços Inoxidáveis Duplex	58
2.6	SOLDAGEM DE AÇOS DUPLEX, MICROESTRUTURA E PROPRIEDADES	63
2.6.1	Zona Termicamente Afetada em Aços Duplex	63
2.6.2	Aspectos Práticos da Soldagem em Aços Duplex	67
3	MATERIAIS E MÉTODOS	68
3.1	DESCRIÇÃO DOS MATERIAIS UTILIZADOS	68
3.1.1	Metal de Base e Consumíveis	68
3.2	PROCEDIMENTO DE SOLDAGEM.....	69

3.2.1	Preparação das Amostras para Soldagem	69
3.2.2	Soldagem e Ciclos Térmicos	71
3.3	PREPARAÇÃO DAS AMOSTRAS	72
3.3.1	Microscopia Óptica e Microscopia Eletrônica de Varredura	72
3.3.2	Microscopia Quantitativa	73
3.4	ENSAIOS MECÂNICOS	73
3.4.1	Microdureza Vickers	73
3.4.2	Ensaio de Tração	74
3.4.3	Ensaio de Dobramento	74
3.4.4	Impacto Charpy	75
3.5	ENSAIOS DE CORROSÃO POR PITES	77
4	RESULTADOS E DISCUSSÕES	78
4.1	CICLOS TÉRMICOS E TAXA DE RESFRIAMENTO	78
4.1.1	Cálculo da Espessura Crítica h_c	79
4.1.2	Comparação $\Delta T_{T2/T1}$ Calculado e Experimental para ZTA	79
4.2	ESTUDOS MICROESTRUTURAIS	80
4.2.1	Microestrutura Ótica	80
4.2.2	Quantificação de Fases na Microestrutura	82
4.3	RESISTÊNCIA MECÂNICA, ENERGIA DE IMPACTO E MICRODUREZA	84
4.3.1	Propriedades de Tração	84
4.3.2	Ductilidade em Dobramento	85
4.3.3	Medidas de Microdureza Vickers	86
4.3.4	Ensaio de Impacto Charpy	87
4.3.5	Fratografia	94
4.4	CORROSÃO LOCALIZADA	98
5	CONCLUSÕES	100
6	SUGESTÕES PARA ESTUDOS FUTUROS	100
	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	102

1 INTRODUÇÃO

Dos avanços da tecnologia e do conhecimento acadêmico, ambos frutos de pesquisas científicas e tecnológicas, resultou-se num desenvolvimento contínuo de novos materiais metálicos que agregam valor e contribuem para o bem-estar da sociedade.

Os aços inoxidáveis são exemplos marcantes dessa evolução, que está trazendo mensuráveis benefícios ao sistema produtivo. Dentre esta família de materiais tem-se os aços inoxidáveis tipo duplex, uma derivação dos aços austeníticos. Seu uso vem crescendo em resposta ao seu bom comportamento mecânico associado a excelentes propriedades anticorrosivas, em especial em cloretos e sulfetos (OTERO; UTRILLA, 2007). Além disso, apresentam resistência a mudanças bruscas de temperatura, ocorrências típicas em trocadores de calor, tanques e reatores químicos, equipamentos estes comuns nas indústrias de bebidas, celulose e petroquímicas, dentre outras.

Quanto ao seu comportamento químico, os aços duplex exibem boa resistência à corrosão localizada e sob tensão, combinando as vantagens dos inoxidáveis ferríticos e austeníticos. Seu desempenho é otimizado quando a relação ferrita / austenita é igual a um, equilíbrio este obtido pelo controle das variáveis de fabricação, ou em juntas soldadas pela escolha correta de consumíveis e parâmetros de soldagem. A esse respeito é importante observar que os aços duplex são soldáveis, mas logicamente em toda a região submetida ao ciclo térmico que caracteriza o processo, a relação α/γ tende a se alterar dependendo da espessura da chapa, do aporte térmico e da velocidade de resfriamento. Adicionalmente, as condições de resfriamento podem causar precipitação de fases secundárias fragilizantes. Esta precipitação e o estabelecimento de relação α/γ diferente de um afetam tanto as propriedades mecânicas como as anticorrosivas.

Estudos realizados nas últimas décadas para desenvolver e definir novas composições demonstraram que o uso parcial do N e Mn em substituição a Ni e Mo continua mantendo a correta proporção ferrita/austenita, bem como as propriedades mecânicas e resistência à corrosão das composições conhecidas, gerando um produto economicamente mais competitivo se comparado aos duplex convencionais e os austeníticos (CALLIARI et al., 2009). Além disso, esse tipo de aço, conhecido como '*lean*' duplex parece ser menos propenso à precipitação de fases intermetálicas do que os demais duplex convencionais.

Quanto ao Ni, sua substituição favorece aspectos econômicos e logísticos visto tratar-se de elemento estratégico e de alto custo; ainda, a diminuição de seu teor reduz a quantidade de energia durante o processo de fabricação da liga (JOHNSON et al., 2008), sem falar dos danos

as pessoas, pois pode causar alergias e câncer (TURNBULL et al., 2002).

1.1 OBJETIVOS

O presente trabalho está focado sobre a ZTA de uma junta soldada sobre o aço inoxidável duplex UNS S32101. É um estudo bastante amplo, que visa a determinação das propriedades mecânicas (resistência em tração, dobramento e impacto Charpy) e a resistência à corrosão localizada. Será avaliada a influência de dois diferentes ciclos térmicos sobre essas propriedades, relação de fases e dureza.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

O conhecimento necessário para a compreensão e discussão dos resultados do presente trabalho será organizado segundo três linhas principais:

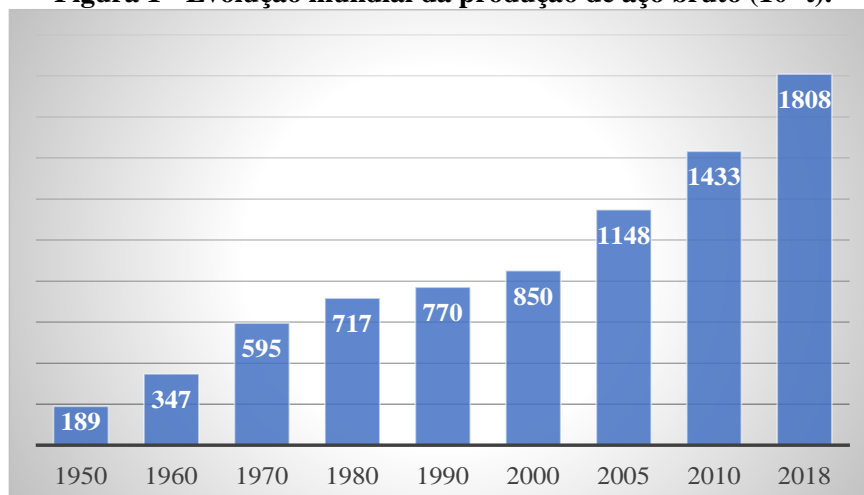
- (i) Revisão dos aços inoxidáveis, em particular os aços duplex;
- (ii) Apresentação sucinta dos fenômenos de corrosão, com ênfase nos modos de corrosão a que os aços duplex são mais suscetíveis;
- (iii) Descrição da técnica de soldagem utilizada na produção das amostras para este trabalho e sua influência sobre as mesmas.

2.1 AÇOS

A produção das ligas ferrosas é maior do que a de qualquer outro tipo de metal ou liga. Isso se deve à existência de grande volume, variedade e facilidade de lavra de minérios que contém Fe. No que diz respeito ao desempenho como material de construção, dentre todos os materiais os aços são os que exibem a melhor combinação resistência mecânica & tenacidade, além de serem imbatíveis em custo.

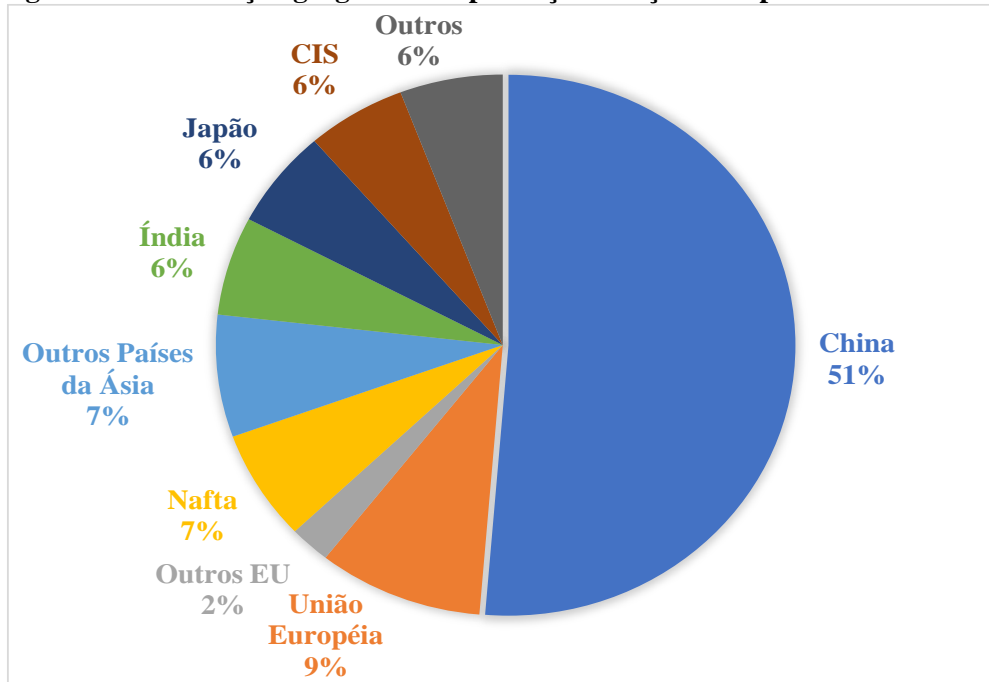
Na Figura 1, observa-se a evolução da produção mundial de aço bruto, que saiu do patamar de 189 milhões de toneladas na década de 50 para 1,8 bilhão em 2018. De forma complementar, para o mesmo ano, a Figura 2 mostra a distribuição geográfica desse mesmo insumo e a Figura 3 contém dados da aplicação final da produção mundial de aço, sendo que a China detém os maiores volumes, tanto de produção como de uso.

Figura 1 - Evolução mundial da produção de aço bruto (10⁶ t).



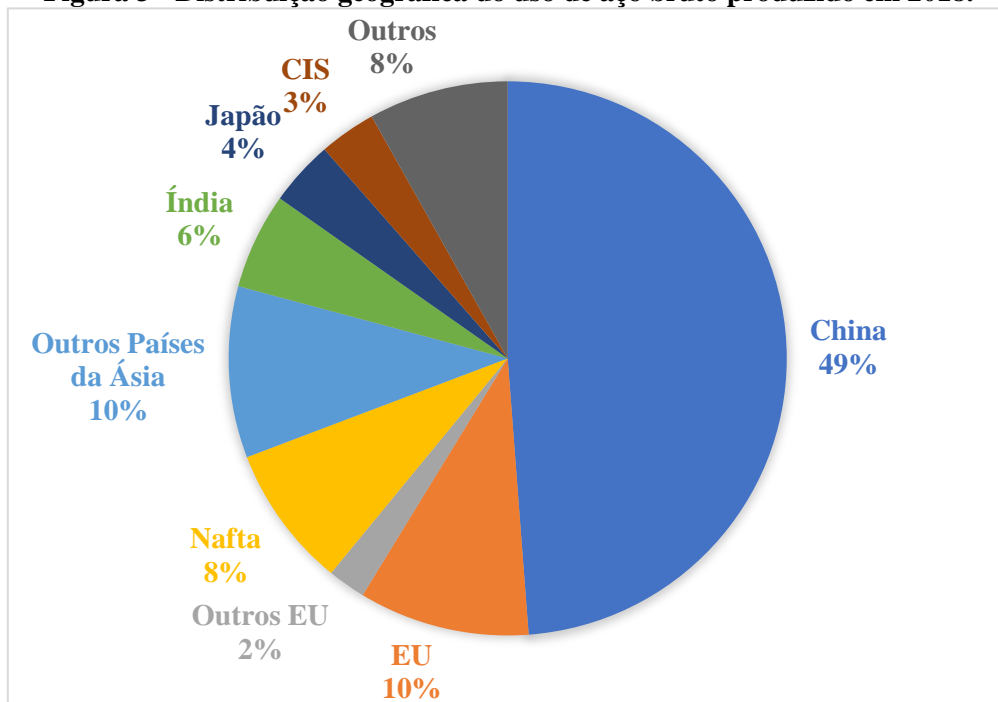
Fonte: Disponível em <<https://www.worldsteel.org/publications/infographics.html>>. Acesso em: 13 de dezembro de 2019. Adaptador pelo autor.

Figura 2 - Distribuição geográfica da produção de aço bruto produzido em 2018.



Fonte: Disponível em <<https://www.worldsteel.org/publications/infographics.html>>. Acesso em: 13 de dezembro de 2019. Adaptado pelo autor.

Figura 3 - Distribuição geográfica do uso de aço bruto produzido em 2018.



Fonte: Disponível em <<https://www.worldsteel.org/publications/infographics.html>>. Acesso em: 13 de dezembro de 2019. Adaptado pelo autor.

2.1.1 Aços Carbono e Aços Liga

O aço é definido como uma liga Fe-C contendo de 0,008% até aproximadamente 2% de C, além de outros elementos, residuais ou incorporados na fabricação. A classificação mais simples possível desses materiais é dividindo-os em aços carbono e aços liga. Os primeiros são compostos essencialmente por C, Mo, Si e impurezas tais como P e S. Apresentam tensão de escoamento de até 350 MPa e são de baixo custo. Algumas composições podem ser tratadas termicamente, alcançando assim cerca de 500 MPa.

Os aços-liga apresentam-se em uma grande variedade de composições e subfamílias, algumas de uso essencialmente estrutural e outras com características especiais. De modo bem geral, reconhecem-se os seguintes tipos de aços-liga:

- *Aços de alta resistência baixa liga (ARBL)*: desenvolvidos a partir dos anos '70, que além dos elementos de liga dos aços-C contém elementos formadores de carbonetos (Nb, V, Mo, Ti, Al), que somados não ultrapassam 2% e que atuam como endurecedores por precipitação e/ou controladores de tamanho de grão. Tensão de escoamento entre 250 e 280 MPa, boa tenacidade e boa soldabilidade;
- *Aços ligados tratáveis termicamente*: materiais estruturais com tensão de escoamento entre 630 e 700 MPa que podem também ser endurecidos por deformação. Existe uma grande variedade: (i) aços livres de intersticiais (IF, ou *Interstitial Free*) com baixíssimos teores de C (0,0014 a 0,0020, por exemplo), muito dúcteis e utilizados em estampagem profunda de partes de carrocerias de automóveis, com alongamento alcançando 50%; (ii) aços endurecíveis pelo calor (*Bake Hardening*), também utilizados em estampagem profunda na indústria automotiva. Tensão de escoamento e alongamento próximos a 400 MPa e 25%;
- *Aços de alta resistência avançados*: esta família é muito numerosa e serão dados aqui apenas alguns exemplos: (i) aços dupla fase (DP – *Dual Phase*), tem matriz ferrítica com 5 a 20% de martensita, tensão de escoamento entre 500 a 800 MPa, grande estampabilidade e uso em automobilística; (ii) aços com plasticidade induzida por deformação (TRIP-*Transformation Induced Plasticity*), com microestrutura composta por ferrita e bainita, e também austenita que se transforma em martensita sob deformação. Tensão de escoamento e alongamento: 600 – 1000 MPa e 60 – 95% e (iii) aços com plasticidade induzida por maclação (TRIP – *Twinning Induced Plasticity*), com teores de Mn que podem chegar a 30%. Alta conformabilidade devido ao fato de a austenita se deformar por maclação.

Os aços acima descritos são essencialmente estruturais. Outros tem objetivos diferentes; por exemplo, os aços ferramenta utilizados em estampas e matrizes, que trabalham ou a frio ou a quente, e os aços inoxidáveis, que são tema do presente trabalho.

2.1.2 Efeitos dos Elementos de Liga nos Aços

Nos aços novas fases podem ser formadas, bem como uma ou outra estrutura pode ter sua estabilidade favorecida, eventos que dependem da adição de elementos de liga e naturalmente da temperatura. Portanto, quando se deseja atuar sobre as propriedades mecânicas desses materiais faz-se recurso a elementos de liga, cujos efeitos de forma geral são:

- a) Aumento da dureza e da resistência mecânica;
- b) Aumento da resistência à corrosão e ao desgaste;
- c) Aumento da temperabilidade, propriedade esta que define a taxa de resfriamento mínimo para, na tempera, se obter a proporção desejada de martensita;
- d) Melhoria da tenacidade.

A presença dos elementos de liga além de influenciar na proporção das fases α e γ traz mudanças nas faixas de temperatura em que ocorrem as transformações; caso típico, a influência do teor de C sobre a reação de decomposição da austenita. Há, portanto, elementos que estabilizam a austenita por diminuir sua temperatura de decomposição, que são Ni, N, C, Mn, Cu e Co, e outros que estabilizam a ferrita: Cr, Si, Mo, Nb, V, W, Ti, Ta e Al (GUNN, 1997).

2.1.3 Características e Classificação dos Aços Inoxidáveis

Os aços inoxidáveis pertencem ao sistema Fe-Cr-Ni-Mo-N e também incorporam outros elementos. Pesquisadores e usuários reconhecem que aços com cerca 5% de Cr já apresentam maior resistência à corrosão do que os aços carbonos comuns; no entanto, por convenção a definição de “aços inoxidáveis” é destinada as ligas Fe-Cr ou Fe-Cr-Ni contendo pelo menos 10 a 12% de Cr (ASM HANDBOOK, 1992).

Deve-se observar que na série eletroquímica dos metais o Cr é um metal menos nobre do que o Fe, enfim, em relação a este é menos resistente à corrosão. No entanto sua ação em meios corrosivos é indireta e se dá pela formação de um filme fino de Cr_2O_3 altamente estável, transparente e resistente. A resistência à corrosão das ligas Fe-Cr é exibida tanto em temperatura ambiente como em altas temperaturas. Com a finalidade de melhorar propriedades importantes,

além dos elementos principais, Fe, C, Cr e Ni, adicionam-se outros em quantidades menores: Si, Mn, Mo e N. Por outro lado, como elementos indesejáveis citam-se: O, P e S (ASM HANDBOOK, 1992; PICKERING, 1976).

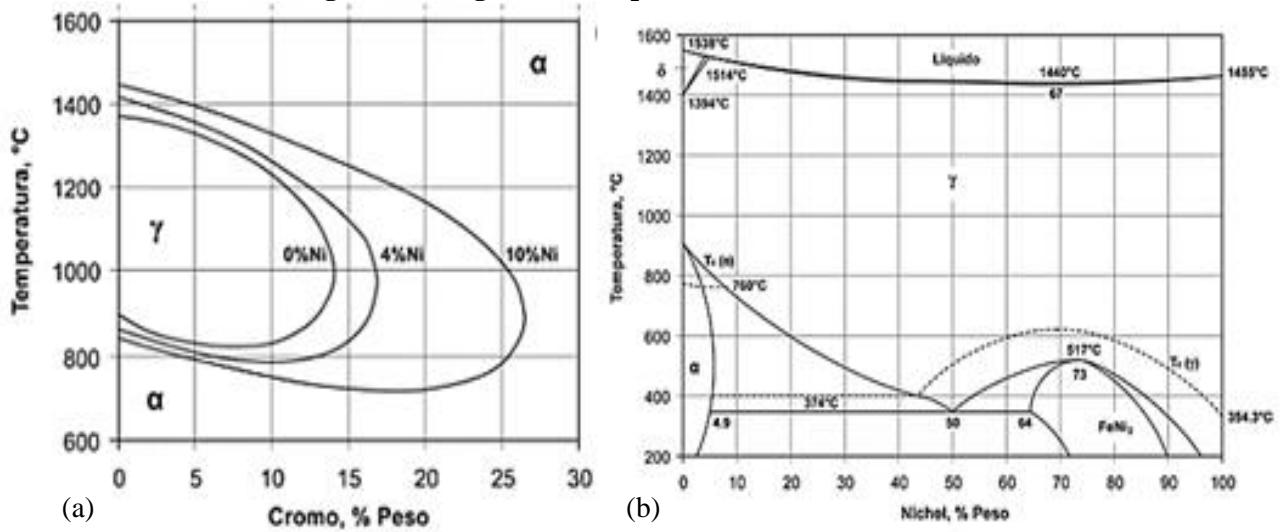
Os aços inoxidáveis podem ser classificados como segue:

a) *Martensíticos*: suscetíveis a processamento semelhante ao dos aços carbonos e aços-liga, ou seja, têmpera e revenimento, porém com a diferença de ter alto percentual de Cr. São ligas Fe-Cr (11 a 18%) com cerca de 0,1% de C, classificando-os como ferro magnéticos, sendo o aço AISI 410 o mais conhecido. Como o nome indica são endurecíveis por têmpera, pois o Cr proporciona elevada temperabilidade, além de aumentar a resistência ao amolecimento no revenimento;

b) *Ferríticos*: ligas com teor de Cr maior que o dos martensíticos e menor teor de C, com custo de produção menor em relação aos austeníticos. São magnéticos, não endurecem por tratamento térmico de têmpera e exibem menor ductilidade e tenacidade quando comparados aos austeníticos. Destacam-se pela elevada resistência à corrosão sob tensão, mas a ausência (total ou parcial) do Ni aumenta a temperatura de transição dúctil-frágil incentivando fratura por clivagem. Por esse motivo não são adequados para trabalhos em baixas temperaturas (LILJAS et al., 2008). Observando alguns cuidados especiais são soldáveis e sua resistência mecânica cresce por trabalho a frio até cerca de 50% (PADILHA; GUEDES, 1994). Como exemplo básico cita-se o aço AISI 430;

c) *Austeníticos*: compõem-se de Fe, Cr (16 a 30%), Ni (de 8 a 35%) e C, este normalmente em teores menores que 0,08%. Os aços austeníticos são os mais comuns dentre os inoxidáveis, caracterizando-se por não magnetizar, ter apreciável tenacidade e serem endurecidos por trabalho à frio (cerca de 4 vezes), além de exibir boa soldabilidade. Como é sabido, com a adição de Ni a estrutura austenítica se mantém estável em temperatura ambiente, mas outros elementos, como o Mn, também acentuam esta estabilidade. Destaca-se ainda que a estrutura austenítica apresenta bom comportamento quando submetida a elevadas temperaturas, em função da resistência ao amolecimento e resistência mecânica à quente, além de não sofrer transição dúctil-frágil, mantendo assim boa tenacidade em aplicações criogênicas. Embora apresentem expressiva resistência à corrosão esses aços são susceptíveis à corrosão sob tensão em meios, por exemplo, contendo cloretos e sulfetos. Alguns exemplos comerciais: AISI 304, 304L, 310, 316 e 316L. A Figura 4 mostra os diagramas de equilíbrio Fe-Cr e Fe-Ni, representativos dos aços ferríticos e austeníticos, respectivamente. Em 4-a observa-se o efeito do Ni na ampliação do “laço” austenítico, portanto, na estabilização da austenita.

Figura 4 - Diagramas de equilíbrio: (a) Fe-Cr e (b) Fe-Ni.



Fonte: DEMO, 1977.

d) *Endurecíveis por precipitação*: apresentam-se como martensíticos, austeníticos e semi-austeníticos. São ligas de Fe, Cr (12-17%), Ni (4-8%), Mo (até 2%) e outros elementos - como Al, Ti e/ou Nb, que proporcionam endurecimento da martensita de baixo C pela precipitação de compostos intermetálicos. Esses aços são tão resistentes à corrosão quanto os austeníticos e mantêm as boas propriedades mecânicas dos martensíticos via tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento;

e) *Ferríticos-austeníticos*: sistemas Fe-Cr-Ni e Fe-Cr-Ni-Mo-N conhecidos como aços inoxidáveis duplex. Exibem propriedades interessantes e se diferenciam das demais classes por sua microestrutura bifásica, composta por ferrita e austenita com relação volumétrica ideal próxima da unidade (PECKNER; BERNSTEIN, 1977). São ligas com composição balanceada de Fe, Cr (18-27%), Ni (4-7%), Mo (1-4%) e outros elementos, especialmente N. Como exemplos tem-se os graus: S32101; S32304; S32205 e S32750 (ASM HANDBOOK, 1992). Maiores detalhes serão dados adiante, na seção 2.2.

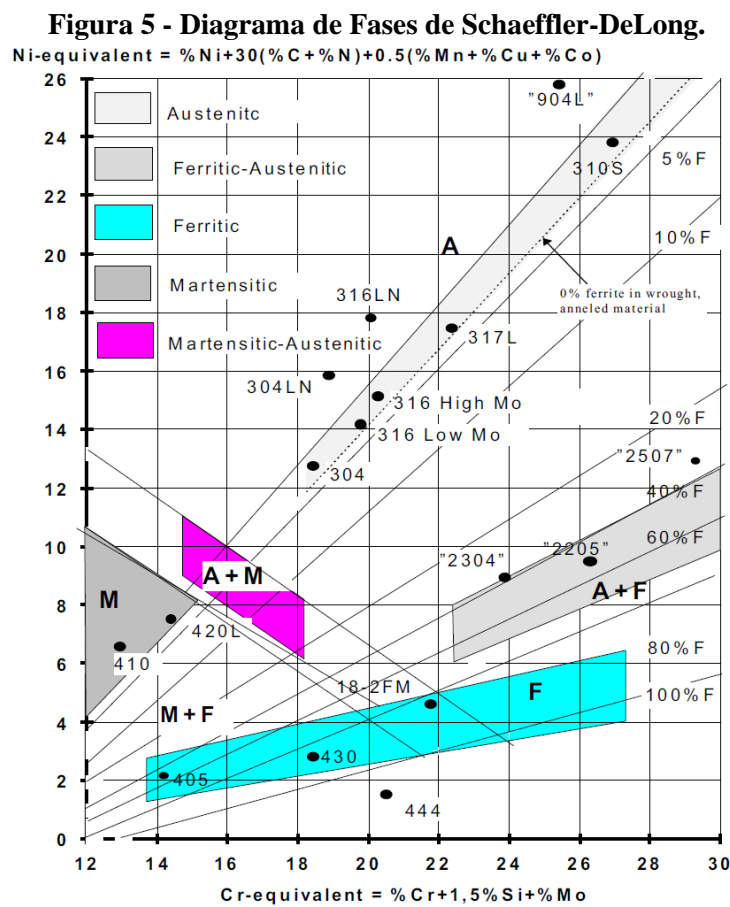
Os efeitos dos elementos Cr, Ni e C são relevantes pela influência direta no comportamento mecânico dos aços inoxidáveis, principalmente nos duplex. Uma das formas de entender sua constituição seria através de “mapas” que representam fases *versus* composição química, como por exemplo o diagrama de Schaeffler-DeLong, ilustrado na Figura 5. Este diagrama corresponde às faixas da composição química aproximada de cada classe dos aços inoxidáveis (SOLOMON; DEVINE, 1982).

No diagrama, os elementos estabilizadores da ferrita são computados como Cr equivalente e os estabilizadores da austenita como Ni equivalente, definidos pelas equações seguintes (MNC HANDBOOK, 1983):

$$\text{Cr equivalente} = \% \text{ Cr} + 1,5 \% \text{ Si} + \% \text{ Mo} \quad (1-a)$$

$$\text{Ni equivalente} = \% \text{ Ni} + 30 (\% \text{ C} + \% \text{ N}) + 0,5 (\% \text{ Mn} + \% \text{ Cu} + \% \text{ Co}) \quad (1-b)$$

É importante assinalar que os coeficientes numéricos podem ser ligeiramente diferentes, ver por exemplo compilação de vários autores em (POHL, 1995). De qualquer modo, pelo diagrama de Schaeffler-DeLong é possível localizar os diversos aços inoxidáveis por suas faixas de composição química, e notar que em certas regiões além da austenita há alguma ferrita presente. Assim, para determinados aços desta classe tem-se a presença da ferrita do tipo δ , mesmo para os que não se classificam estritamente como aços duplex.



Fonte: MNC HANDBOOK, 1983.

2.2 AÇOS INOXIDÁVEIS DUPLEX

Para reduzir o problema da corrosão intergranular dos aços inoxidáveis austeníticos surgiram na França em 1930 os aços inoxidáveis duplex, que passaram a adquirir expressiva importância no início da década de '70, depois que sua produção comercial foi viabilizada pela técnica de fabricação chamada 'descarbonação por sopro combinado de argônio e oxigênio' (OLSSON; SNIS, 2007). Uma ideia de sua composição em termos de Cr e Ni equivalentes é

dada pelo diagrama de Schaeffler-DeLong, mostrado na Figura 5, na qual a região ocupada pelos aços duplex localiza-se no canto direito inferior do diagrama, acima dos inoxidáveis ferríticos.

Além de controlar a relação das fases α/γ , os elementos principais dos aços duplex exercem papel fundamental nas propriedades mecânicas e de resistência à corrosão. Assim, temos:

- *Cromo*: fundamental para a passivação da superfície do aço; é adicionado em teores de até 29%, mas quando próximo ao nível superior afeta negativamente as propriedades mecânicas, a conformabilidade, a soldabilidade e o comportamento em altas temperaturas de operação contínua. A causa desses inconvenientes é a formação de carbonetos e intermetálicos ricos em Cr, especialmente fase sigma;
- *Níquel*: é o principal estabilizador da austenita, fase que aumenta tenacidade e conformabilidade. Promove a repassivação do filme protetor, especialmente em ambientes redutores. Teores entre 8 e 10%, porém, diminuem a resistência à corrosão sob tensão;
- *Molibdênio*: trabalha em conjunto com o Cr para aumentar a estabilidade da ferrita e do filme passivo, especialmente sob a ação de cloretos. Aumenta substancialmente a resistência à corrosão localizada;
- *Carbono*: prejudicial aos aços inoxidáveis, nos quais não há possibilidade de efetuar têmpera e obter martensita. Sua reação com Cr dá origem a carbonetos causadores do fenômeno da sensitização;
- *Nitrogênio*: estabiliza fortemente a austenita, e como tal pode substituir em parte o Ni, que tem alto custo. Mais ainda, reduz a segregação do Cr e Mo na ferrita, e na austenita aumenta a resistência mecânica e à corrosão localizada;
- *Manganês*: recentemente utilizado em substituição ao custoso Ni, com a finalidade de estabilizar a austenita. É a base da nova família de aços duplex baixa liga conhecidos como “lean”.

Comparados aos tradicionais aços austeníticos os duplex, mesmo tendo atributos favoráveis quanto à resistência mecânica e corrosão, ainda têm uso limitado, principalmente por seu alto custo, bem como da pouca disponibilidade no mercado nacional.

2.2.1 Principais Tipos dos Aços Inoxidáveis Duplex e Aplicações

Segue uma breve descrição das principais categorias e graus dos aços duplex utilizados atualmente na indústria:

- a) *lean duplex* S32101: nova geração que apresenta boa resistência à corrosão por pite e por fresta, superior ao austenítico 304L e similar ao 316L;
- b) *lean duplex* S32304: caracteriza-se por ter resistência à corrosão por pite e por fresta ligeiramente superior à dos aços inoxidáveis austeníticos como o 316L;
- c) *duplex* S31803 / 2205: classe bem aceita, que exibe resistência à corrosão por fresta semelhante à classe de alta liga austenítica 904L. É o grau mais utilizado na indústria;
- d) *superduplex* S32705 e outros: classes altamente ligadas, com boa resistência a cloretos e alta resistência mecânica. O índice de resistência equivalente ao pite (PRE) é maior que o dos demais duplex, sendo associado à composição química. Esse índice é obtido pelas equações:

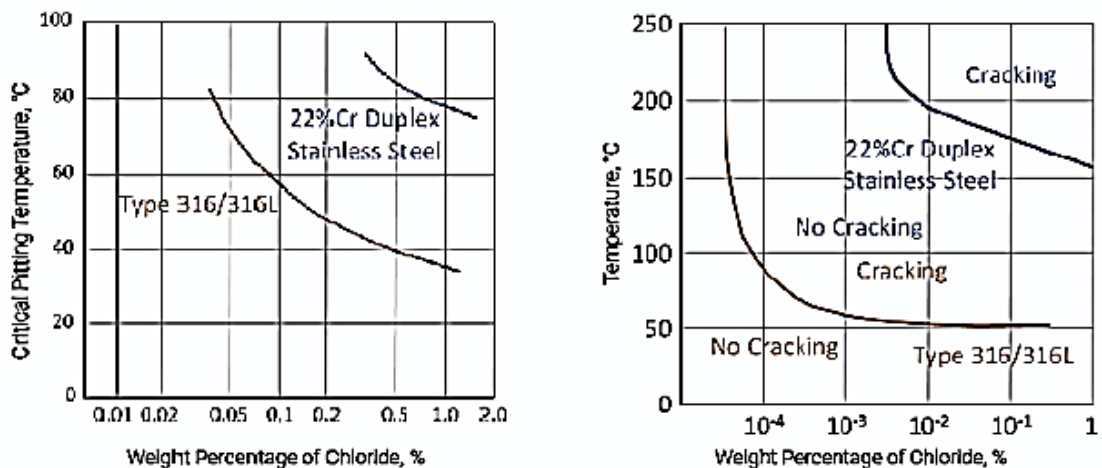
$$\text{Considerando o nitrogênio, } \text{PREN} = \% \text{Cr} + 3,3\% \text{Mo} + 16\% \text{N} \quad (2-a)$$

$$\text{Considerando o tungstênio, } \text{PREW} = \% \text{Cr} + 3,3(\% \text{Mo} + 0,5\% \text{W}) + 16\% \text{N} \quad (2-b)$$

Ainda a respeito da classe hiperduplex, aços que possuem quantidades maiores dos elementos de liga e teores de N até 0,5% são particularmente adequados para uso em ambientes severos, exemplo, águas salinas. A Tabela 1, lista a composição química dos principais aços inoxidáveis duplex comercializáveis, incluindo os pertencentes à nova categoria de duplex baixa liga - o objeto deste trabalho - enquanto a Tabela 2 contém as principais aplicações industriais dos aços duplex, relacionando-as com o PRE.

A Figura 6, ilustra duas características que distinguem os aços duplex (no caso o S32205) da família dos inoxidáveis, 316 e 316L: resistência tanto à corrosão localizada (gráfico a esquerda em termos de CPT – Temperatura Crítica de Pitting) como à corrosão sob tensão, gráfico à direita, em termos da temperatura na qual nucleia a trinca (SIEURIN et al., 2006).

Figura 6 - Corrosão localizada e sob tensão: comportamento comparativo de um aço duplex típico 2205 com os austeníticos 316 e 316L.



Fonte: SIEURIN et al., 2006.

Tabela 1 - Composição química dos principais elementos e o PRE de alguns importantes aços inoxidáveis duplex (% em massa).

UNS	C max	Cr	Ni	Mo	Mn	Cu	N	PRE
S32101	0,04	21-22	1,35-1,7	0,1-0,8	4-6	0,1-0,8	0,2-0,25	25-27
S32304	0,03	21,5-24,5	3-5,5	0,05-0,6	2,5	0,05-0,6	0,05-0,2	25-28
S31803	0,03	21,5-24,5	3-5,5	0,05-0,6	2,5	0,05-0,6	0,05-0,2	25-28
S32205	0,03	22-23	4,5-6,5	3-3,5	2		0,14-0,2	35-36
S32705	0,03	24-26	6-8	3-5	1,2	0,5	0,24-0,32	40-43

Tabela 2 - Aplicações típicas dos aços inoxidáveis duplex.

Setor Econômico	Índice de resistência equivalente ao pite (PRE)			
	25	30 – 36	32– 40	> 40
Petroquímica	Reatores	Dessalinizadores, dessulfuradores	Dessulfuradores, carcaças de bombas	Tubulações para Cl ⁻ e HCl
Química	Tubulações e instrumentação	Bombas, ventiladores, centrífugas, reatores	Agitadores, reatores, vasos de pressão	Tubulações, bombas e sistemas de resfriamento
Papel e celulose	Aquecedores, tanques e digestores	Cilindros e equipamentos em contato com sulfato e sulfitos	Pré-aquecedores, aquecedores e digestores	Plantas de branqueamento
Geração de energia	Aquecedores	Tubulações	-	Trocadores de calor
Petróleo e gás	Resfriadores e tubulações	Estruturas, tubulações, vasos de pressão	Bombas, tubulações, sistemas de injeção	Sistemas de resfriamento, tubulações de incêndio, vasos de pressão, válvulas

2.2.2 Os Modernos Aços Inoxidáveis Duplex de Baixa Liga

Como mencionado aqui, a necessidade de redução de custos levou ao desenvolvimento da nova classe de aços duplex conhecida como de “baixa liga” (AIBL) ou “*lean*”. Foi visto que sua característica principal é a substituição parcial do Ni por N e Mn (também elementos estabilizadores de austenita), naturalmente com teores mais altos que os habituais em aços duplex convencionais (LO; SHEK; LAI, 2009). Tipicamente têm em sua composição cerca de 20-24% de Cr; 1-5% de Ni; 4 – 6% de Mn; 0,1-0,3% de Mo e 0,10-0,22% de N (WESTIN, 2010). Assim, para conseguir competir com o aço 316L foi desenvolvido o *lean* duplex S32304 que apresenta o dobro da tensão de escoamento do austenítico, Figura 7, e maior resistência à corrosão sob tensão.

Além da adição do Mn, a redução do Ni é compensada aumentando o teor de N; porém, enquanto o Mn é prejudicial às propriedades de corrosão, a adição de N pode compensar seus efeitos nocivos.

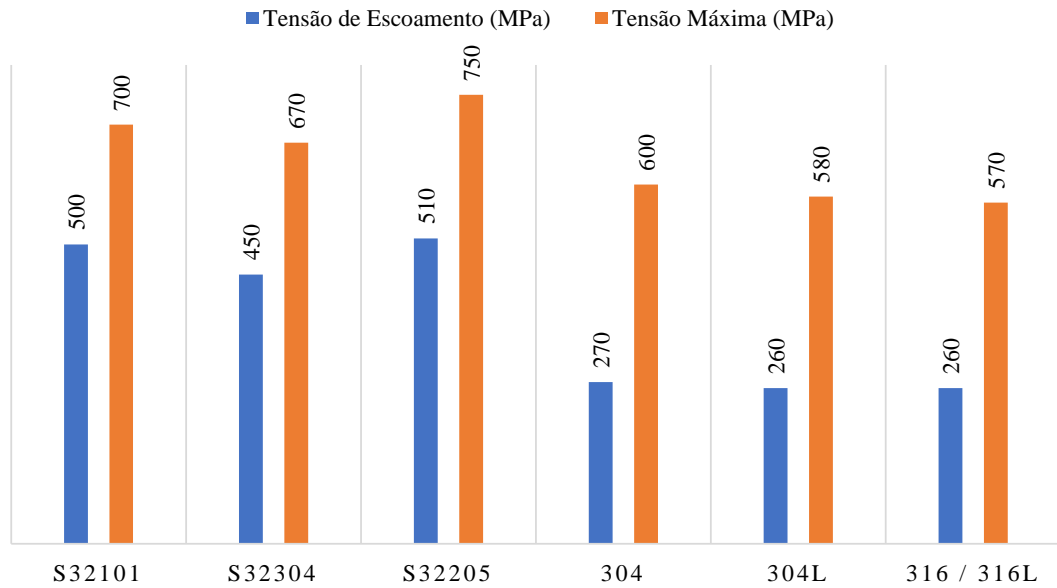
O duplex *lean*, grau S32101, que é o objeto do presente trabalho, tem grande potencial na substituição dos aços austeníticos 304L e 316L e já entrou em uso comercial, principalmente em trocadores de calor, tanques de armazenamento e tubulações, ver Tabela 2. O seu limite de escoamento se assemelha ao do S32304, supera por duas vezes o do 304 e ainda tem melhor resistência à corrosão em ambientes contendo cloretos (JOHANSSON; LILJAS, 2002). Isso permite redução nas dimensões e conseqüentemente no peso dos equipamentos com ele projetados. Outra característica importante é a sua boa usinabilidade e soldabilidade (GARCIA, 2011), considerada superior à dos aços ferríticos (GIRALDO, 2001).

2.2.3 Propriedades Mecânicas e Físicas

Os aços inoxidáveis duplex combinam e refletem as propriedades dos inoxidáveis ferríticos e austeníticos. Seu comportamento em tração é influenciado pelo teor de ferrita e seu limite de escoamento é aumentado por um pequeno tamanho de grão. A Figura 7 resume o comportamento médio em tração de algumas classes de aços duplex e austeníticos, enquanto a Figura 8 mostra medidas de dureza e alongamento destas.

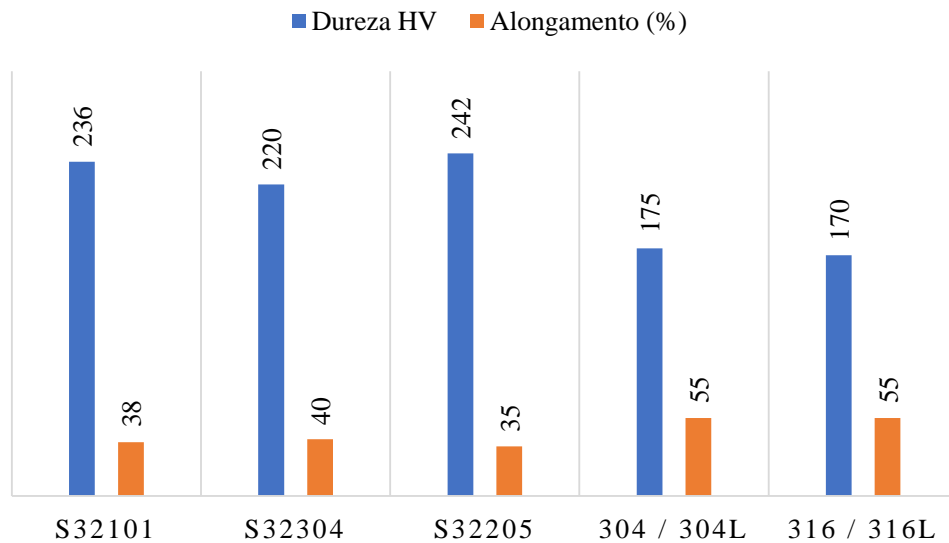
Esses dados mostram que a resistência dos aços duplex é maior do que a dos austeníticos, mas o inverso se dá com o alongamento, portanto, ductilidade, sendo assim de se esperar uma menor tenacidade dos aços duplex quando comparados com os austeníticos.

Figura 7 - Limites de escoamento e tensão máxima de alguns aços duplex e austeníticos.



Fonte: OUTOKUMPU, 2013. Adaptado pelo autor.

Figura 8 – Medidas de dureza e alongamento de alguns duplex e austeníticos.



Fonte: OUTOKUMPU, 2013. Adaptado pelo autor.

No tocante à estabilidade térmica dos aços duplex (DENG et. al, 2010) observaram que após 90 e 168 horas a dureza média de amostras tratadas termicamente a 700°C manteve-se em torno de 247 HV, enquanto que para 300 horas alcançou 280 HV, sugerindo precipitação de Cr₂N, mas somente para tempos longos.

(WESTIN, 2010) relata ainda que esses materiais apresentam tenacidade menor que os austeníticos da série AISI 300 devido ao menor teor de Ni na matriz ferrítica, tendo ainda uma transição frágil-dúctil numa faixa de temperatura similar à dos aços ferríticos. Portanto, as ligas duplex têm tenacidade situada entre os austeníticos e os ferríticos.

Além disso, quando submetidos a baixas temperaturas exibem apenas tenacidade moderada, mas normalmente suficiente para condições de serviços até -40°C . No outro extremo a propensão à fragilização após envelhecimento limita a 316°C a temperatura máxima de serviço de componentes soldados (WESTIN, 2010).

A Tabela 3 reúne as principais propriedades físicas de quatro famílias dos aços inoxidáveis comparadas com as do aço carbono comum. Em termos de condutividade térmica os duplex são similares aos austeníticos e tem valores bem inferiores aos demais, principalmente aos aços carbono comum, decorrente do incremento em elementos de liga. Com relação ao coeficiente de expansão térmica se comportam de forma mediana aos demais, e isso é vantajoso, pois limita as tensões térmicas advindas de variação de temperatura e ciclos térmicos.

Tabela 3 - Propriedades físicas dos aços inoxidáveis e aço carbono comum.

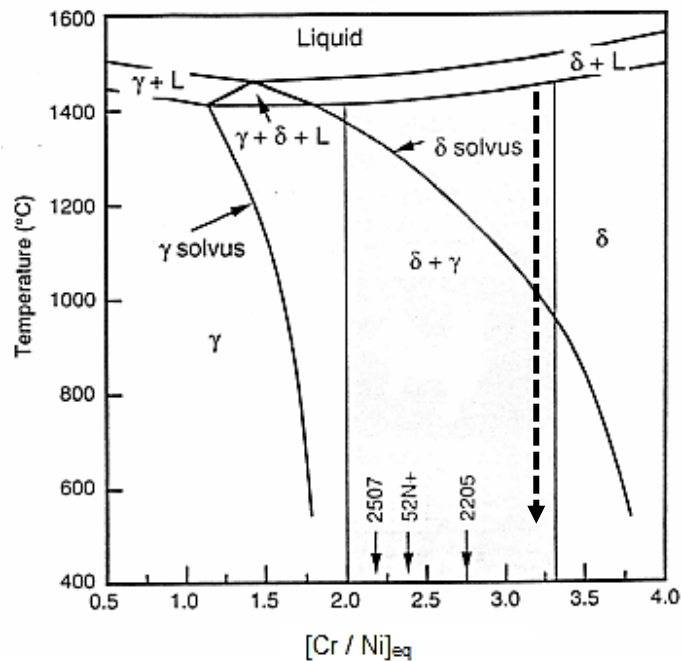
Tipo	Densidade (g / cm ³)	Condutividade Térmica (20 °C) (W / cm °C)	Expansão Térmica (200- 400 °C) x 10 ⁻⁶ / °C
Carbono comum	7,8	0,4	11
Martensíticos	7,7	0,3	12
Ferríticos	7,7	0,3	11
Austeníticos	7,9 – 8,1	0,15	17-18
Duplex	7,8	0,12 - 0,15	15

Fonte: OUTOKUMPU, 2013. Adaptado pelo autor, 2020.

2.2.4 Microestrutura e Composição Química

A maneira tradicional de estudar a solidificação e a constituição das fases de qualquer liga é o diagrama de equilíbrio. Os aços duplex são classificados como ligas Fe-Cr-Ni, portanto requerem o conhecimento dos seus diagramas ternários ou quaternários. A Figura 9 mostra o diagrama pseudobinário Fe-Cr-Ni, para teor de Fe constante em 70% e diferentes relações equivalentes de Cr/Ni (LIPPOLD et al, 1994).

Figura 9 - Diagrama pseudobinário Fe-Cr-Ni.



Fonte: LIPPOLD et al,1994. Adaptado pelo autor, 2020.

Este diagrama, Figura 9, é ligeiramente diferente dos normalmente apresentados, pois está dado em termos da relação Cr_{eq} / Ni_{eq} , mas essencialmente equivale ao apresentado para $\%Cr + \%Ni = 30$. A posição do aço S32101 está indicada no diagrama por uma seta pontilhada acrescentada ao diagrama original, assumindo que os teores de Ni (1,5%) e Mn (5%) possam ser somados, pois ambos são estabilizadores de austenita; desse modo, tem-se $Ni_{eq} = 6,5$. Utilizando as equações 1-a e 1-b e a Tabela 1, a relação Cr_{eq}/Ni_{eq} para o aço S32101 é igual a 3,2. Portanto, ele solidifica como ferrita delta e a formação da austenita inicia em temperatura mais baixa ($\approx 1050^{\circ}C$), do que por exemplo para o aço S32205, que é em torno de $1200^{\circ}C$.

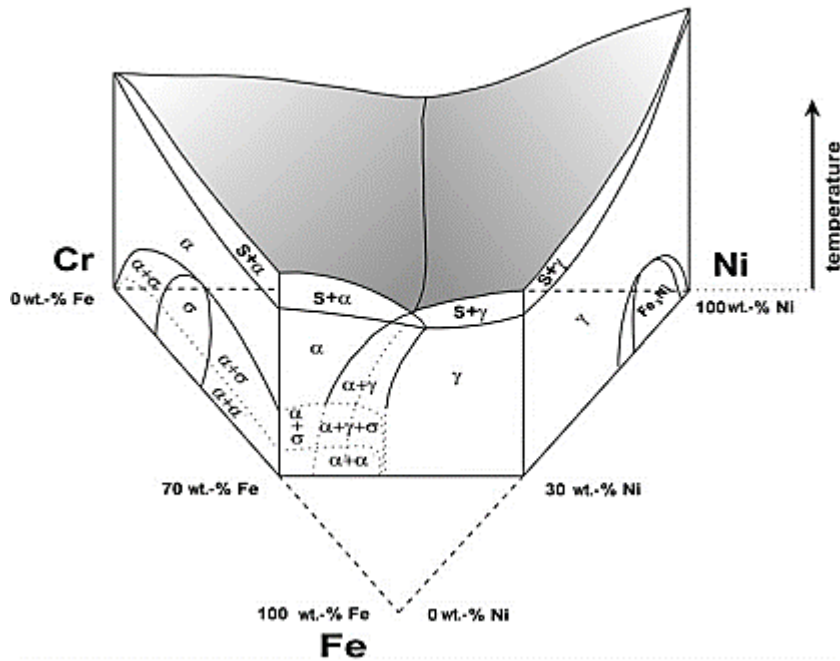
A Figura 10 explica a origem do diagrama pseudobinário, formado pela combinação dos diagramas Cr-Fe e Fe-Ni, com corte em 70% de Fe (KNYAZEVA, POHL, 2013).

Pelo diagrama da Figura 9 fica claro que dependendo da relação Cr/Ni esses aços solidificam como ferrita e ao alcançar o intervalo $1000-1200^{\circ}C$ inicia a precipitação da fase austenita, formando-se assim, a típica microestrutura duplex exemplificada na Figura 11. A austenita apresenta-se como grãos alongados devido a laminação a quente da chapa numa matriz ferrítica.

Uma segunda possibilidade é a chamada solidificação “*flip-flop*”, que tem lugar quando a composição se encontra próxima ao triângulo que limita as fases δ , γ e líquido. Com resfriamento lento, isto é, mantendo o equilíbrio, a primeira fase a solidificar é a ferrita. Com isso, o líquido remanescente é empobrecido dos elementos de liga formadores desta fase: Cr e

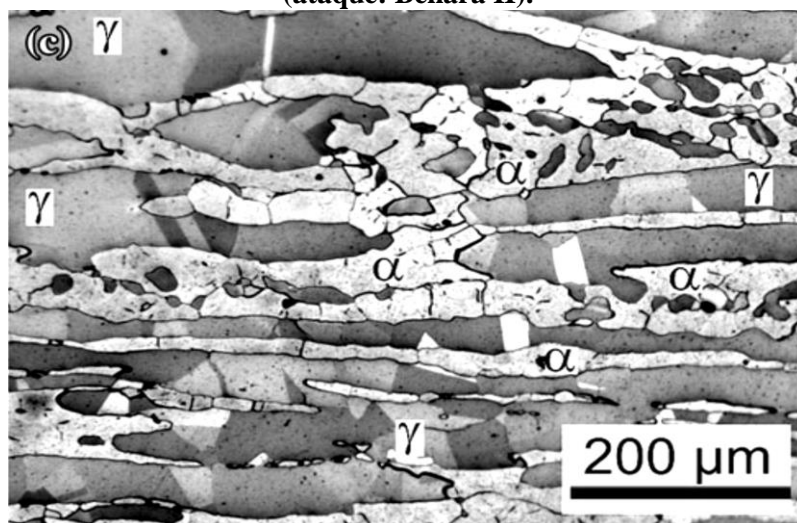
Mo. Conseqüentemente, aumenta o teor dos formadores de austenita, Ni e Mn e verifica-se a reação: $L \rightarrow \gamma$. Com o empobrecimento de Ni e Mn, a situação se inverte ocorrendo: $L \rightarrow \alpha$, e assim, por diante. Dessa forma, as duas fases se formam e crescem simultaneamente.

Figura 10 - Formação do diagrama pseudobinário Fe-Cr-Ni a partir dos diagramas binários Fe-Cr e Fe-Ni, corte em 70% de Fe.



Fonte: KNYAZEVA; POHL, 2013.

Figura 11 – Microestrutura típica de aço S32205. A cor clara é a ferrita e a escura a austenita (ataque: Behara II).



Fonte: KNYAZEVA, POHL, 2013.

A obtenção do equilíbrio da microestrutura bifásica otimizada, que a Figura 11 mostra, depende do ajuste de, além do Cr e Ni, dos elementos Mo e N, bem como do controle do

histórico térmico durante o processamento. Os quatro elementos aqui citados, além de atuarem na estabilidade das fases principais do aço, favorecem a resistência à corrosão; adicionalmente o N, como soluto intersticial, também tem efeito de endurecimento por solução sólida. Ainda, após tratamentos térmicos em chapas ou componentes e/ou na ZTA de juntas soldadas, o N pode formar nitretos de Cr nos contornos de grãos, contornos esses tanto do tipo α/α , como α/γ , o que resulta em sensitização. Por fim, é importante citar que o efeito do N é bastante marcado; por exemplo, (OGAWA; KOSEKI, 1989) citam que em juntas soldadas sua presença no metal de adição aumenta a fração de austenita, elevando a temperatura de transformação de α para γ em 80 °C.

2.3 NOÇÕES GERAIS DE CORROSÃO

A corrosão dos metais pode ser entendida como “metalurgia extrativa ao contrário”, isto porque o estado natural de praticamente todos os metais é o estado oxidado. É uma inevitabilidade termodinâmica, irreversível, que tem alto custo para a indústria. Assim, foi estimado que nos países industrializados o custo por degradação de equipamentos está entre 1 a 5% do PIB. Por exemplo, no Brasil em 2019 essas percas foram da ordem de R\$ 290 bilhões e estima-se que 30% desse valor podia ter sido economizado tomando medidas preventivas, por exemplo, a correta seleção dos materiais (NOTÍCIAS DE MINERAÇÃO BRASIL, 2020).

O modo mais frequente de degradação dos metais e ligas é a corrosão; desta os modos mais afins aos aços duplex - corrosão intergranular, localizada e sob tensão - são brevemente descritos a seguir:

- *Intergranular*: ocorre quando há um caminho preferencial da corrosão na região dos contornos de grãos, devido as diferenças de composição química entre estes e a região central do grão. Especificamente, a corrosão neste caso se dá pelo fenômeno da “sensitização” (SEDRIKS, 1986), que será tratado adiante;

- *Localizada*: corrosão de difícil diagnóstico por não evidenciar claramente a perda de espessura. Ocorre em pontos específicos da superfície devido à presença de elementos halogênios que desestabilizam a camada de óxido. Se trata de uma reação autocatalítica que a partir de um defeito ou uma inclusão na superfície potencializa a nucleação de pites. O processo é acelerado por hidrólise, gerando hidróxidos com o metal dissolvido e liberação de H^+ e Cl^- na solução. Nos aços inoxidáveis, se a camada passiva for danificada pode se regenerar com nova oxidação do metal subjacente, caso contrário ocorre corrosão do tipo geral ou localizada. Um exemplo típico é a desagregação da camada passiva provocada por íons de cloreto,

causando com mais frequência a corrosão localizada (SASTRI, 2011);

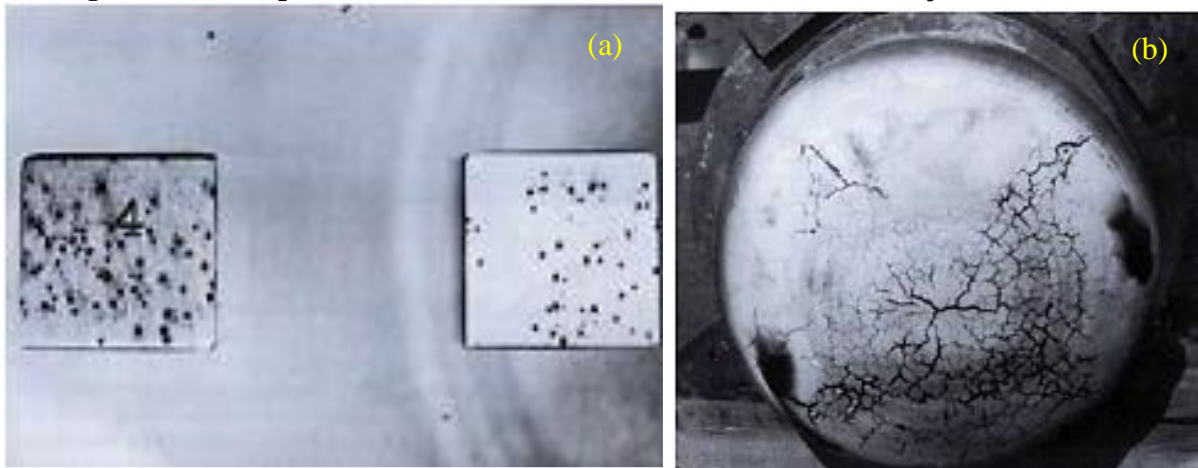
▪ *Sob tensão*: corrosão que ocorre na presença de tensões de tração (aplicadas ou residuais) e ambiente corrosivo, surgindo trincas intergranulares ou transgranulares. Este tipo de corrosão pode originar-se de uma dobra, risco profundo na superfície, mordeduras nas soldas, ou em núcleos formados após início da corrosão por pites ou intergranular. Aços sem ou com baixo teor de ferrita terão passivação reduzida e menor resistência à corrosão sob tensão, como é o caso dos austeníticos (PAULI, 2017). Nestas condições a propagação da trinca geralmente é lenta até atingir o tamanho crítico de ruptura brusca. Os eventos até a ruptura ocorrem em três estágios, sendo:

- Início da trinca e propagação;
- Crescimento da trinca em regime estacionário;
- Propagação instável da trinca até a ruptura.

Os aços inoxidáveis constituem uma vasta família de materiais resistentes à corrosão, especialmente em meios contendo ácidos como o sulfúrico, clorídrico, nítrico e fosfórico. No tocante a seus modos de falha (ROBERGE, 2012) relata que na indústria os principais são a corrosão sob tensão (37%), a localizada (25%), a uniforme (18%) e a intergranular (11%). A Figura 12 mostra exemplos de corrosão localizada em (a) coupons de aço inoxidável 304 e (b) corrosão sob tensão em autoclave do mesmo material (CHALES; FARIA, 2008).

O fenômeno da sensitização, mencionado pouco acima no contexto da corrosão intergranular é típico dos aços normalmente contendo altos teores de Cr, associado a um teor mais elevado de C e N. Resulta da precipitação de carbonetos ou nitretos de Cr nos contornos de grão, sob influência de tratamentos e ciclos térmicos que se concluem com baixas taxas de resfriamento. Com isso, em ambos os lados do contorno de grão decorado com os carbonetos vai existir uma faixa empobrecida em Cr, o que limita a formação da camada protetiva. A minimização do problema implica em manter baixos os teores de C e N, ou acrescentar elementos formadores de carbonetos como Nb ou Ti, evitando assim percas de Cr (TAVARES, 1997).

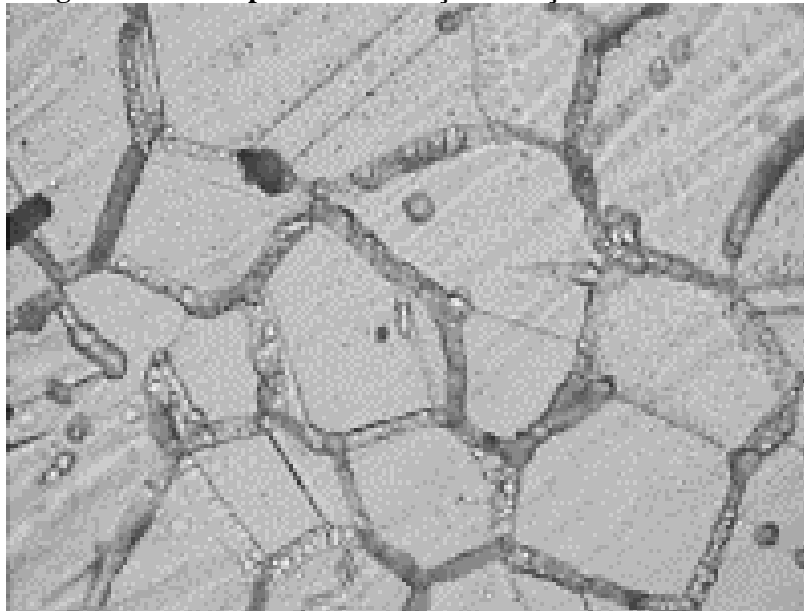
Figura 12 - Exemplos de corrosão (a) localizada e (b) sob tensão em aço inoxidável 304.



Fonte: CHALES; FARIA, 2008.

Outra forma de reduzir a sensitização seria manter descontínuos os contornos ferrita/ferrita, isto é, ferrita isolada no interior da austenita. Isto por que, a sensitização ocorre principalmente nos contornos α/α . A Figura 13 mostra um exemplo desse fenômeno sobre aço 304L exposto a 500°C durante 96 hs (COSTA, 2005). Juntas soldadas sob alto aporte de calor são suscetíveis à sensitização na ZTA resultante das baixas taxas de resfriamento.

Figura 13 - Exemplo de sensitização em aço inoxidável 304L.



Fonte: COSTA, 2005.

2.4 SOLDAGEM PELO PROCESSO TIG

Entre os processos de união de metais a soldagem é um dos mais importantes, sendo que essa técnica pode complementar alguns processos industriais de fabricação e competir com

outros. Na prática os aços duplex são bem aceitos pela sua excelente soldabilidade e muitos equipamentos construídos com esse material passaram por algum processo de soldagem.

Autores como (KAÇAR; ACARER, 2003) ressaltam que processos de soldagem por fusão são perfeitamente adequados para aços inoxidáveis duplex, pois aproximam as propriedades mecânicas e de resistência à corrosão da junta às propriedades do metal base.

No presente trabalho será utilizado o processo TIG (*Tungsten Inert Gas*) manual, na prática empregado em passes de raiz, filetes de enchimento ou até mesmo no acabamento de juntas de tubos, conexões, perfis ou chapas, com requisitos de grandes solicitações operacionais e qualidade. Normalmente, os cordões de solda realizados por esse processo requerem pouca ou nenhuma limpeza ou reparo. O processo TIG tem como particularidade utilizar gás inerte para proteção da poça de fusão, sendo argônio o mais conveniente e aplicável na prática. Pode haver adições a esse gás, como por exemplo 2% de N₂, o que aumenta o teor de austenita no metal de solda (WESTIN et al., 2008).

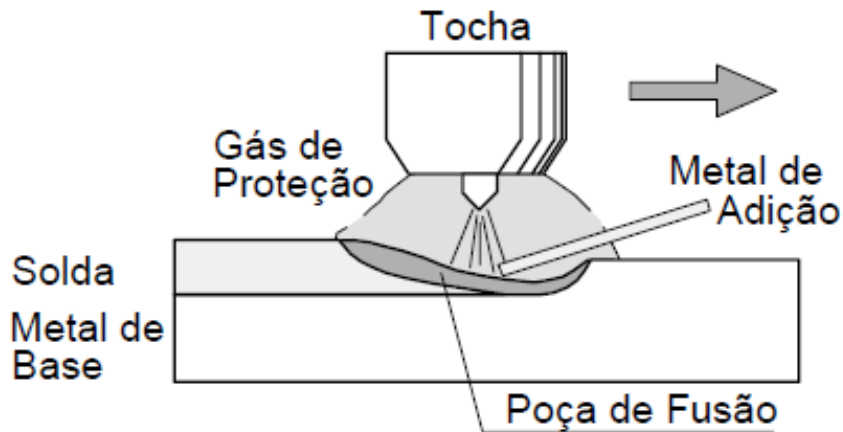
Os equipamentos para realizar soldas TIG são:

- a) Fonte de energia;
- b) Suprimento de gás protetor com manômetro, regulador de vazão e redutor de pressão do gás;
- c) Tocha composta por porta-eletrodo com passagem de gás e bico para direcioná-lo ao redor do arco, com mecanismo de garra para energizar e conter o eletrodo de W.

A Figura 14 esquematiza o processo TIG, assim como o arco elétrico formado entre o eletrodo não consumível, gás de proteção, metal de adição e metal de base.

Quando se fala em soldas multipasses, os passes já depositados são submetidos a ciclos térmicos múltiplos, resultando em uma microestrutura complexa devido à influência de cada passe sobre a zona fundida e a termicamente afetada produzidas nos passes anteriores.

Figura 14 - Esquema do processo de soldagem TIG.



Fonte: MODENESI et al., 2006.

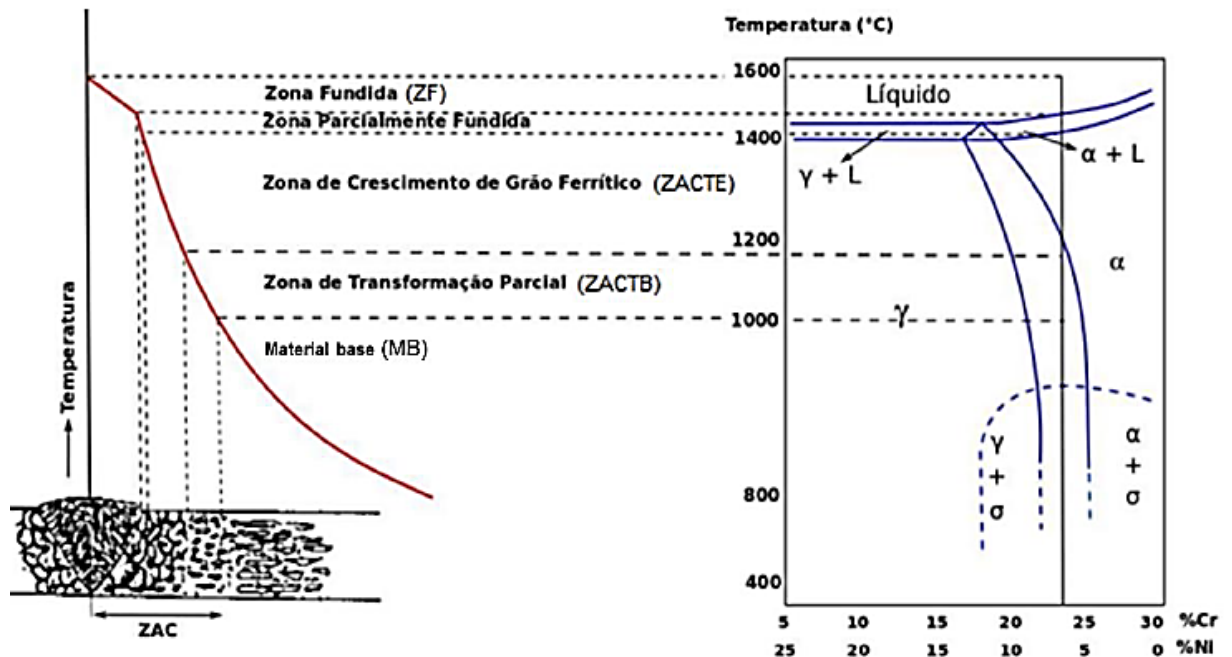
2.4.1 Formação das Microestruturas em Metal de Solda e ZTA

Como mencionado, uma junta soldada compõe-se de cordão de solda, ou metal depositado, e ZTA. A primeira região reproduz em pequena escala o fenômeno da solidificação e a segunda sofre aquecimento seguido de resfriamento. Na junta, a taxa de resfriamento depende de vários fatores: aporte térmico, espessura da chapa, natureza do gás de proteção e condutividade térmica do metal de base, dentre outros.

A correlação ciclo térmico *versus* alterações microestruturais pode ser visualizada pela justaposição da curva de resfriamento da junta com o diagrama de equilíbrio do metal base. Para a presente situação utiliza-se o diagrama pseudobinário Cr-Ni na composição correspondente aos aços duplex, como mostra a Figura 15, que correlaciona o ciclo térmico com as alterações nas várias regiões da junta: fusão (metal de solda), transformação $\alpha \rightarrow \gamma$, mais crescimento de grão ferrítico (ZTA de alta temperatura), alteração da relação α / γ original (ZTA de alta e de baixa temperatura) e simples aquecimento (metal base).

Em soldas multipasses repetem-se os reaquecimentos da camada recém-depositada, intercalados por etapas de resfriamento até a temperatura de interpasse. É fácil entender que microestruturas extremamente complexas são assim obtidas.

Figura 15 - Diagrama esquemático das zonas afetadas pelo calor associado ao gradiente de temperatura estabelecido na soldagem, correlacionado ainda com o diagrama pseudobinário Fe-Cr-Ni na composição do aço duplex.



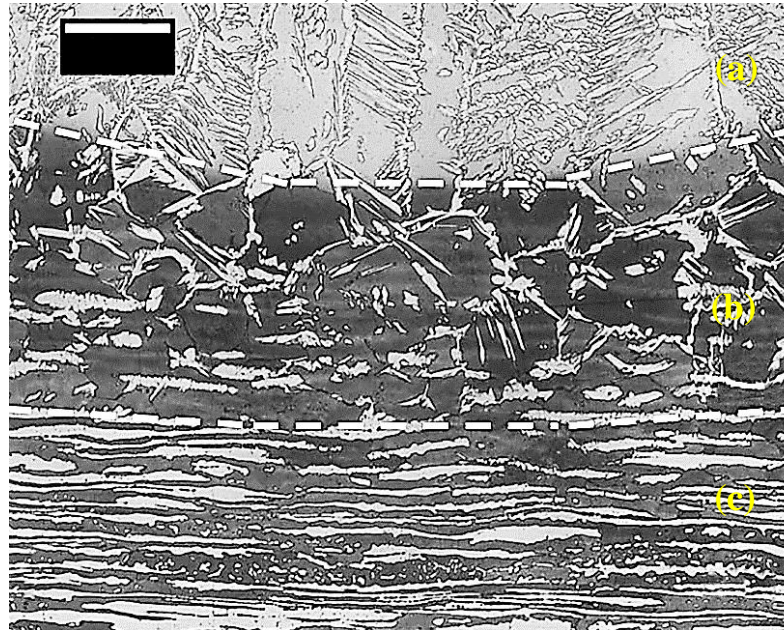
Fonte: ATAMERT; KING, 1992. Adaptado por PAULI, 2017.

Além disso e dependendo da taxa de resfriamento (que controla o tempo de residência em alta temperatura), pode ocorrer a precipitação de carbonetos e nitretos de Cr, bem como de outras fases intermetálicas.

A Figura 16 mostra uma típica microestrutura em aço duplex S32304, estando ali assinaladas as diferentes regiões da junta (SANTOS et al., 2020), a saber:

- *Metal depositado* (a), vendo-se austenita *Widmanstätten* sobre um fundo de ferrita, com a morfologia colunar de solidificação oriunda de nucleação epitaxial sobre os grãos da ZTA;
- *ZTA* (b), com austenita precipitada preferencialmente nos contornos dos grãos ferríticos e alguma precipitação intragranular. Os grãos ferríticos passaram por acentuado crescimento e tem forma aproximadamente poligonal;
- *Metal de base* (c), chapa laminada com as fases α e γ fortemente alongadas na direção da deformação.

Figura 16 - Microestrutura de junta soldada em aço duplex S32304, mostrando: (a) zona de fusão, (b) ZTA e (c) metal de base.



Fonte: SANTOS et al., 2020.

2.4.2 Variáveis e Parâmetros de Soldagem

Segundo a norma ASME 2019 seção IX, as variáveis necessárias para se qualificar um procedimento de soldagem são: (i) composições do metal-base e metal de adição; (ii) preaquecimento; (iii) tipo de gás de proteção; (iv) tipo de junta; (v) posições de soldagem e (vi) características elétricas e (vii) técnicas do processo. A especificação correta dos parâmetros de processo e do metal de adição são essenciais no estabelecimento das propriedades mecânicas e da resistência à corrosão da junta.

2.4.2.1 Metal de Adição

Os metais de adição utilizados na soldagem dos aços duplex devem ser semelhantes em composição química ao metal de base, mas devem conter uma quantidade maior de Ni, cerca de 2 a 4% a mais, para garantir a proporção adequada de austenita na junta final. Tal medida é necessária, pois dependendo da taxa de resfriamento a quantidade de ferrita nas zonas fundida e ZTA aumenta, reduzindo a tenacidade e a resistência à corrosão. Deve ser lembrado que a composição do cordão de solda resulta da mistura do metal de adição com elementos de liga do metal base, provenientes da região fundida pelo arco. Isto se chama ‘diluição’, que embora possa ser aproximadamente prevista para cada processo de soldagem, varia grandemente com os parâmetros operacionais. Portanto, o controle da diluição é importante para evitar exageros,

além do controle de intermetálicos que possam surgir na zona de fusão (PEREIRA, 2009).

2.4.2.2 Aporte Térmico

A energia térmica que a peça recebe adota comumente o nome de ‘aporte térmico’ (H_L); é um parâmetro obtido pelo produto da voltagem (V) com a corrente (A) de soldagem, dividido pela velocidade de avanço da tocha (v). No entanto, perdas térmicas para o ambiente, para o gás de proteção, para o metal base, etc., obrigam o uso de um fator de eficiência (η) que trata da razão entre a quantidade de energia efetivamente transferida à peça e a produzida no arco, portanto:

$$H_L = \frac{V \times A}{v} \eta \quad (3)$$

A eficiência é função do processo de soldagem; por exemplo, para arco submerso η vai de 0,8 a 1,0; para TIG de 0,5 a 0,8 operando em corrente contínua e 0,2 a 0,5 em corrente alternada (MESSLER JR, 1999).

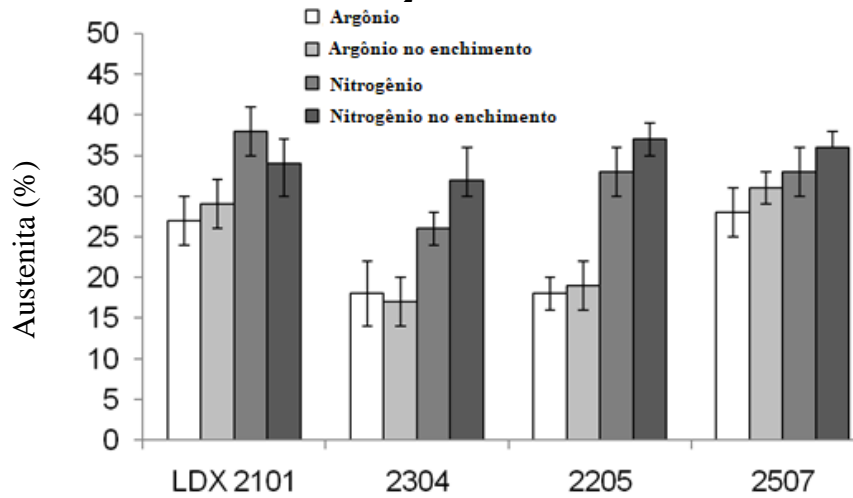
2.4.2.3 Temperatura Entre Passes

Para os aços inoxidáveis duplex a prática recomenda temperatura de interpasse entre 150 e 180°C, ou seja, a mais baixa possível a fim de evitar a precipitação de fases intermetálicas. Conforme a norma Petrobrás (N-133, rev. K, 2012), para chapas de até 12 mm a temperatura de interpasse não deve ser superior a 150°C e acima desta espessura 180°C no máximo.

2.4.2.4 Gases de Proteção

O gás argônio (Ar) é o gás de proteção mais utilizado; outros como o He, N₂ ou CO₂ podem ser misturados melhorando as condições de soldagem. Em soldagem TIG (WESTIN et al., 2008) adicionaram 2% em volume de N₂ ao Ar e mediante purga com 90% de N₂ + 10% de H₂ observaram uma fração maior de austenita no metal de solda. Outro aspecto relevante em relação ao elemento N é o aumento do potencial de ionização, que promove estabilização do arco elétrico. Para diferentes aços duplex, a **Figura 17** mostra a influência da composição do gás de proteção na proporção de austenita no metal de solda. A vantagem de introduzir N₂ é evidente, lembrando que a proporção ideal da fase γ é 50%.

Figura 17 - Proporção de austenita (%) no metal de solda mediante o uso de gás Ar puro e em mistura com N₂ na raiz e no enchimento.



Fonte: WESTIN et al., 2008.

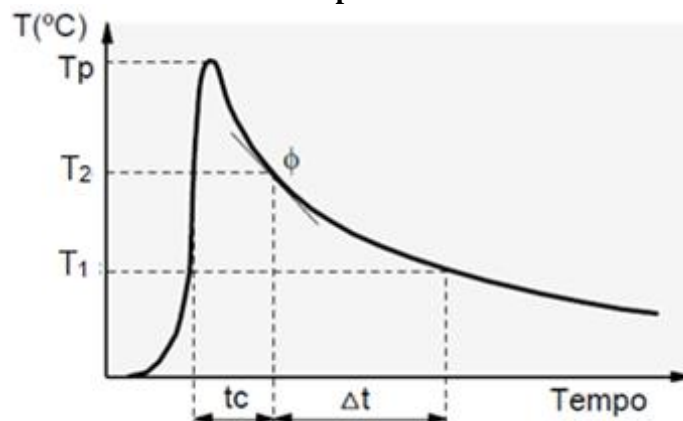
2.4.3 Ciclos Térmicos da Soldagem

A Figura 18 esquematiza a curva de resfriamento de uma junta soldada; os parâmetros que caracterizam o ciclo térmico são os seguintes:

- Temperatura de pico ou temperatura máxima alcançada (T_p);
- Tempo de permanência em intervalos específicos de temperatura ($\Delta t^{T_2/T_1}$);
- Taxa de resfriamento (Φ).

Na literatura normalmente encontra-se o intervalo T_2 / T_1 como 800 / 500, em graus Celsius, e isto porque é nesse intervalo que se dá a transformação de decomposição da austenita em aços carbono e aços liga. Naturalmente, para outros tipos de aço podem ser escolhidos os intervalos de temperatura adequados ao objetivo procurado.

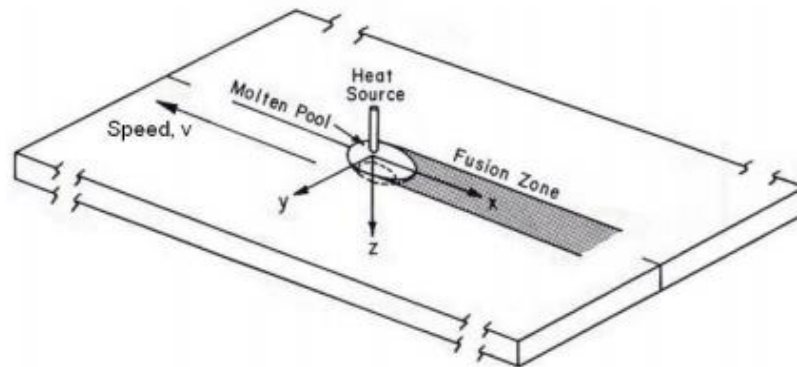
Figura 18 - Curva de resfriamento a partir de uma fonte de calor puntiforme.



Fonte: MODENESI et al., 2006.

O modelo mais conhecido para descrição de um ciclo térmico de soldagem foi desenvolvido nos anos 40 por Rosenthal (ROSENTHAL, 1946). Ele assumiu uma fonte térmica puntiforme para escoamento de calor em 3 dimensões (chapa “grossa” – 3-D) e uma fonte linear para escoamento de calor em 2 dimensões (chapa “fina” – 2-D). A Figura 19 mostra o sistema de coordenadas adotado.

Figura 19 - Sistema de coordenadas para a modelagem térmica do processo de soldagem.



Fonte: ROSENTHAL, 1946.

(MARQUES; MODENESI, 2014) resumiram o modelo de Rosenthal, consubstanciado nas seguintes equações:

(i) Equações para determinar a dimensionalidade do fluxo de calor, se 2-D ou 3-D, o que vai determinar a escolha das equações para T_p e $\Delta t^{T_2/T_1}$. A equação 4-a determina a espessura crítica (AWS, 2001) dada pela taxa de resfriamento, enquanto a 4-b faz o mesmo utilizando o tempo de resfriamento entre duas temperaturas (MACHADO, 2000):

$$h_c = \sqrt{\frac{H_L}{\rho C (T - T_o)}} \quad (4-a)$$

$$(h_c)_{T_2/T_1} = \sqrt{\frac{H_L}{2 \rho C} \left(\frac{1}{T_2 - T_o} + \frac{1}{T_1 - T_o} \right)} \quad (4-b)$$

(ii) Equação para determinar a temperatura de pico em um ponto da junta durante a deposição do cordão, podendo esta estimar a extensão da ZTA e aplicar para chapa 2-D (ADAMS, 1958):

$$\frac{1}{T_p - T_o} = \frac{0,0413 \rho C h y}{H_L} + \frac{1}{T_f - T_o} \quad (5)$$

(iii) Equações alternativas para determinar a temperatura de pico para aços considerando o tipo de escoamento, se 2-D ou 3-D, e para chapas grossas (subscrito ‘g’) e chapas finas (‘f’):

$$(T_p)_f = T_o + \left(\frac{2}{\pi e}\right)^{\frac{1}{2}} \frac{H_L}{2 \rho C h y} \quad (6-a)$$

$$(T_p)_g = T_o + \left(\frac{2}{\pi e}\right) \frac{H_C}{\rho C r_x^2} \quad (6-b)$$

(iv) Equações para determinar o tempo (Δt) entre duas temperaturas, geralmente $T_1 = 500^\circ\text{C}$ e $T_2 = 800^\circ\text{C}$ ($\Delta t_{8/5}$) para os aços carbonos e $T_1 = 800^\circ\text{C}$ e $T_2 = 1200^\circ\text{C}$ ($\Delta t_{12/8}$), para aços inoxidáveis. (AWS, 2001) recomenda que para $h/h_c > 0,9$, a equação (7-a) e para $h/h_c < 0,6$ se adote a equação de resfriamento (7-b):

$$(\Delta t_{8/5})_g = \frac{H_L}{2 \pi k} \left[\frac{1}{500 - T_o} - \frac{1}{800 - T_o} \right] \quad (7-a)$$

$$(\Delta t_{8/5})_f = \frac{H_L^2}{2 \pi k \rho C h^2} \left[\frac{1}{(500 - T_o)^2} - \frac{1}{(800 - T_o)^2} \right] \quad (7-b)$$

Onde, as variáveis são descritas como sendo:

H_L = energia líquida de soldagem, em J/cm;

k = condutividade térmica do material, em J/(cm.s.°C);

ρ = densidade do material, em g/cm³;

C = calor específico do material, em J/g °C;

h = espessura da chapa, em mm;

T e T_o = temperaturas nas quais, a primeira se quer estimar a velocidade e/ou taxa, bem como o tempo de resfriamento e a segunda, temperatura inicial ou de interpasso, em °C;

T_f = temperatura de fusão do metal de solda, em °C;

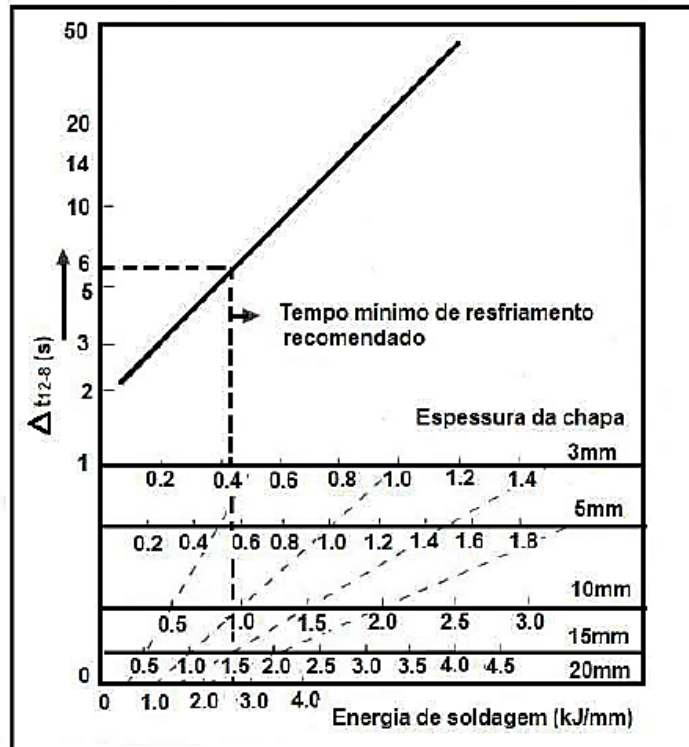
e = número de Euler $\approx 2,718$;

y e r_x = distância da região de interesse à linha de fusão, ou seja, em relação ao centro da solda, mm.

A Figura 20 mostra um ábaco (HONEYCOMB; GOOCH, 1985), considerando o

intervalo de temperatura 1200-800°C, a partir do qual o tempo de resfriamento em segundos (s) é estimado em função da energia de soldagem e da espessura da chapa. Esta proposta deve ser empregada com restrições, pois os autores não levaram em consideração o regime de escoamento do calor na chapa.

Figura 20 - Tempo de resfriamento (s) para os aços duplex no intervalo de 1200 a 800°C em função da espessura (mm) e do aporte térmico (KJ/mm).



Fonte: HONEYCOMB; GOOCH, 1985.

2.5 EFEITOS DA TEMPERATURA E CICLOS TÉRMICOS SOBRE OS AÇOS DUPLEX

Várias situações implicam em efeitos térmicos, que podem ser muito acentuados e com fortes reflexos sobre propriedades mecânicas e de corrosão. Efeitos térmicos são causados por operações em médias e altas temperaturas originadas por procedimentos de soldagem e tratamentos térmicos (CHAN; TJONG, 2014 & PEREIRA, 2009). Assim, tem-se:

- Operação em serviço: a Norma ASME VIII, divisão 1, diz que não se deve ultrapassar os 316°C, mas também adverte que fragilidade pode ocorrer a partir de 260°C;

- Soldagem: neste caso fala-se em ‘ciclo térmico’ entendendo-se com isso, um rápido aumento de temperatura e conseqüente resfriamento, cuja taxa depende dos parâmetros de soldagem e dos fatores detalhados no item 2.4.3;

- Tratamentos isotérmicos: embora na prática não sejam prescritos para aços duplex, podem ocasionalmente serem necessários em reparo, conformação à quente e alívio de tensão.

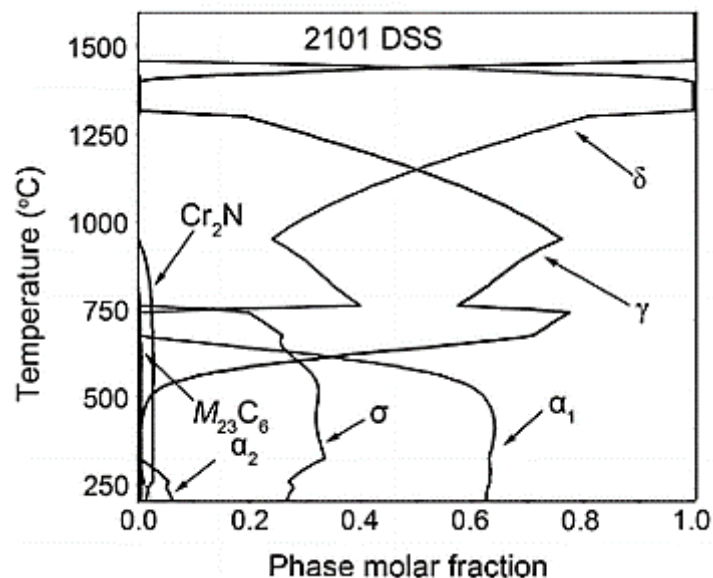
2.5.1 Precipitação em Aços Inoxidáveis Duplex

Os aços duplex são altamente ligados com elementos reativos entre si, portanto, são termicamente instáveis com precipitados e alterações microestruturais resultando disso. As principais fases formadas na precipitação são as seguintes: carbonetos (M_7C_6 , $M_{23}C_6$), nitretos (Cr_2N , CrN), sigma (σ), chi (χ) e Laves (R), todas causando fragilização. Além disso, ciclos térmicos de aquecimento e resfriamento levam ao aparecimento de austenita secundária (γ_2) e Fe-alfa linha (α').

(PARK; YOON, 1995) relatam que a fragilização dos duplex depende da faixa de temperatura de serviço, sendo que a fragilização de baixa temperatura, conhecida como ‘fragilização 475°C’, se dá entre 300 e 500°C e a fragilização de alta temperatura, típica em situações de soldagem ou tratamentos térmicos, ocorre entre 600 a 1000°C.

A Figura 21 reproduz o diagrama de equilíbrio de todas as fases termodinamicamente possíveis no aço duplex S32101 (BREDA et al., 2015), calculado pelo software Thermo-Calc (KAUFMAN; BERNSTEIN, 1970). Além da fase σ o diagrama prevê a presença de Cr_2N e de uma pequena quantidade de $M_{23}C_6$.

Figura 21 - Diagrama de equilíbrio de fases para o aço inoxidável duplex S32101.



Fonte: BREDA et al., 2015.

Fragilização de baixa temperatura (475°C): resulta da reação espinodal, que é uma reação de decomposição que consiste na transformação de uma fase em duas regiões com concentrações de soluto bem diferentes. No caso dos aços duplex, ocorre uma reação do tipo $\alpha \rightarrow \alpha(\text{Cr}) + \alpha'(\text{Ni})$, isto é, decomposição da ferrita em regiões ricas em Cr ao lado de regiões ricas em Ni. Além de prejudicar as propriedades mecânicas, a decomposição espinodal diminui a resistência à corrosão, devido ao empobrecimento de Cr ao redor das regiões ricas desse elemento (PARK; YOON, 1995). Como qualquer processo controlado por difusão a decomposição espinodal é incentivada por resfriamento lento.

Fragilização de alta temperatura: dentre as fases intermetálicas acima citadas e suscetíveis de precipitação serão descritas apenas as mais afins às condições experimentais do presente trabalho, quais sejam a fase σ , carbonetos, nitretos e austenita secundária.

- *Fase sigma - σ* : a mais importante, pois pode alcançar altas frações volumétricas, com acentuado prejuízo na tenacidade e resistência à corrosão (CHEN; YANG, 2001). Aparece entre 600 e 1000°C, nucleando nos contornos de grão e cresce para dentro da ferrita. Quanto mais ligado o aço, maior a suscetibilidade à precipitação de sigma. Sua composição no S32205, assim como, determinada pelo software Thermo-Calc é: 38,8Cr-2,6Ni-5,5Mo-1,6Mn (%-massa). A Figura 22 mostra o efeito de quantidades crescentes de σ sobre a dureza e a energia de impacto Charpy de um aço superduplex, que por ser altamente ligado em Cr e Mo é bastante instável termodinamicamente (NILSSON et al., 2000). As medidas mostram que a dureza aumenta apenas para frações volumétricas do intermetálico acima de 25%, enquanto a fragilização é imediata. Resulta daí que medidas de dureza são inadequadas para seguir a evolução da fase σ ;

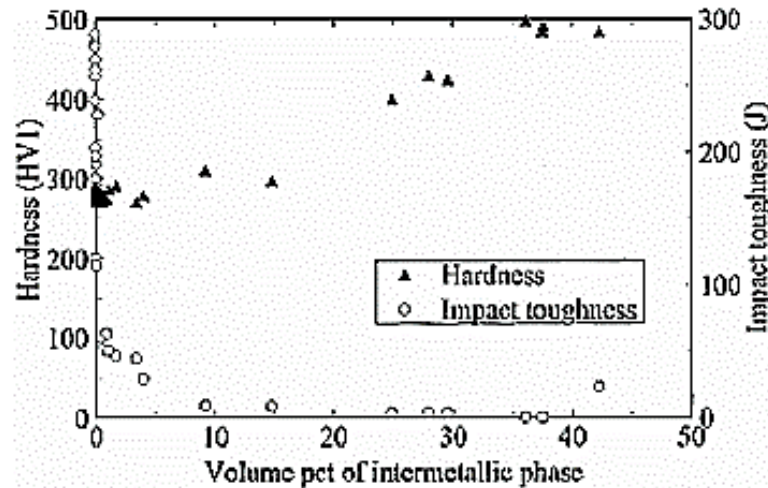
- *Nitretos de cromo - Cr_2N* : precipitam entre 700 e 900°C durante resfriamento rápido ou tratamento isotérmico. Resfriamento lento dificulta sua formação pois mais austenita é formada e o N tem maior solubilidade nesta fase do que na ferrita. Sua precipitação aumenta a corrosão local devido ao empobrecimento do Cr e do N (SATHIRACHINDA et al, 2010);

- *Carbonetos de cromo - M_{23}C_6 ou M_7C_3* : formam-se nos contornos de grão, portanto antes das outras fases e atuam como substrato de nucleação para austenita secundária e fase σ ; eventualmente podem causar sensitização. No entanto, nos modernos aços duplex que tem baixo teor de C essa precipitação é improvável;

- *Austenita secundária - γ_2* : tem composição diferente da austenita primária já que a composição de equilíbrio é função da temperatura. Assim, γ_2 tem um teor de Ni mais elevado

e menores porcentagens de Cr e Mo, portanto é suscetível à corrosão localizada. A austenita secundária é produto de tratamentos térmicos e procedimentos de soldagem (NILSSON, 1992).

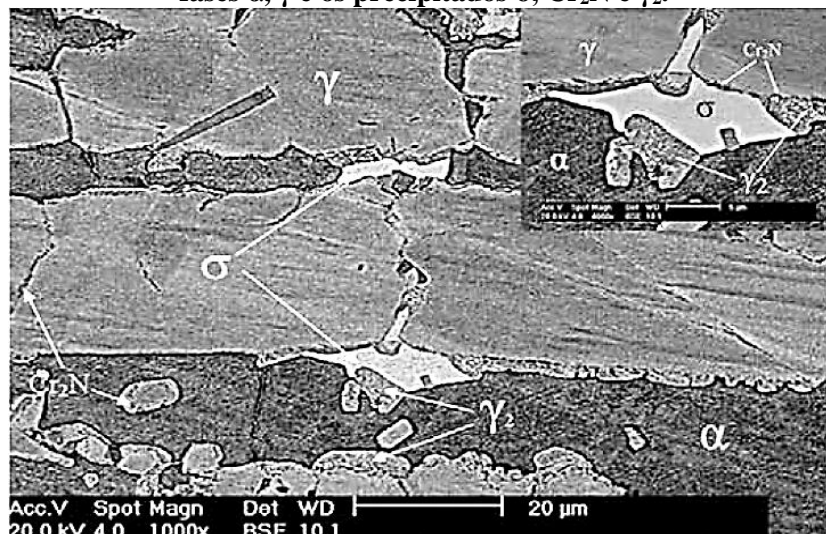
Figura 22 - Variação de dureza Vickers e energia de impacto Charpy em função da proporção de fase σ em um aço superduplex.



Fonte: NILSSON et al., 2000.

A Figura 23 é uma microestrutura de aço duplex S32101, tratado a 700°C por 168 h (DENG et al., 2010). Todas as fases estão presentes, α , γ , σ , Cr_2N e austenita secundária γ_2 , faltando apenas as fases χ , Laves e M_xC_y , (esta improvável pelo baixo teor de carbono deste aço), e aparentemente a fase α' . A nucleação de sigma nas interfaces α/γ e seu posterior crescimento para dentro da ferrita é evidente. A austenita secundária também nucleia sobre substratos pré-existentes.

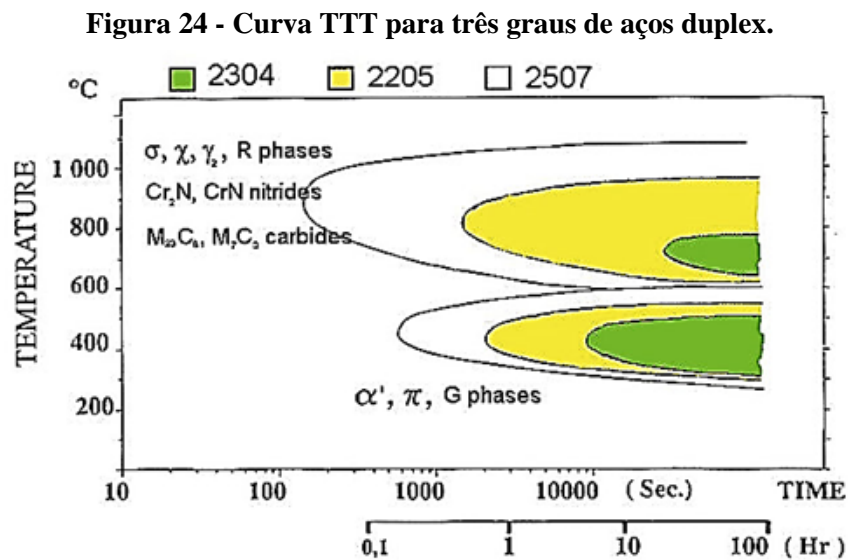
Figura 23 - Aço inoxidável duplex S32101, tratado isotermicamente (700°C / 168 h), exibindo as fases α , γ e os precipitados σ , Cr_2N e γ_2 .



Fonte: DENG et al., 2010.

É importante assinalar que a precipitação de intermetálicos e nitretos é fundamentalmente função da temperatura e do tempo de permanência, e assim será útil apresentar dois gráficos que resumem esta dependência: um diagrama Tempo Transformação Temperatura (TTT) e um diagrama de resfriamento contínuo (CCT), ambos obtidos sobre aços duplex.

A Figura 24 é uma curva TTT esquemática para três tipos de aços duplex com estabilidade térmica decrescendo na seguinte ordem: 2304 – 2205 – 2507 (IACOVIELLO et al., 2017). Está também mostrado que as fases precipitadas se ordenam em dois grupos: as de alta temperatura (σ , χ , γ_2 , R e carbonetos / nitretos), e as de baixa temperatura, com cinética um pouco mais lenta (α' , π e G).



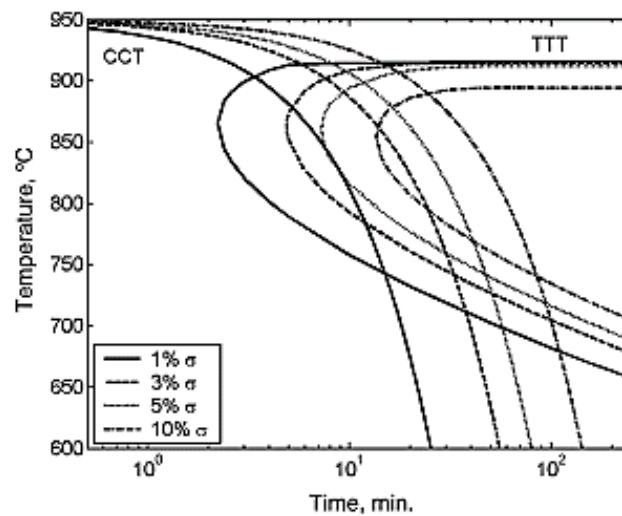
Fonte: IACOVIELLO et. al., 2017.

As curvas CCT permitem relacionar taxas de resfriamento com a microestrutura e/ou precipitados formados, e são especialmente úteis em estudos sobre soldagem. A Figura 25 é um exemplo desenvolvido para estimar a taxa de formação da fase σ (SIEURIN; SANDSTROM, 2007). Da figura vê-se que as taxas de resfriamento médias vão de 2,4 a 13°C/min e as linhas de igual fração volumétrica de σ indicam 1, 3, 5 e 10%. Observa-se que mesmo a taxa de resfriamento mais rápida não conseguiu evitar a formação de 1% de σ . Na taxa de resfriamento mais lenta este intermetálico começa a nuclear em cerca de 200 min, pouco acima dos 900°C, enquanto ~ 870°C é a temperatura crítica para máxima velocidade de nucleação: pouco mais de 2 min. No trabalho acima citado os autores relacionaram a variação da fração volumétrica final de fase σ (medida na temperatura ambiente) com a taxa de resfriamento, o que foi aproximado

pela simples expressão: $\sigma = 0,33 C^{-1,05}$, onde C é a taxa de resfriamento. Esta relação foi validada pelas medidas experimentais.

De curvas TTT e CCT pode-se deduzir a estabilidade térmica de um aço, isto é sua tendência a formar fases, que como mostrado na Figura 22 influenciam negativamente as propriedades. A Figura 26 mostra a cinética de crescimento das fases sigma e Cr_2N em dois aços do tipo *lean*, o S32404 e S32101 submetidos a tratamento isotérmico a 800°C (BREDA et al. 2015).

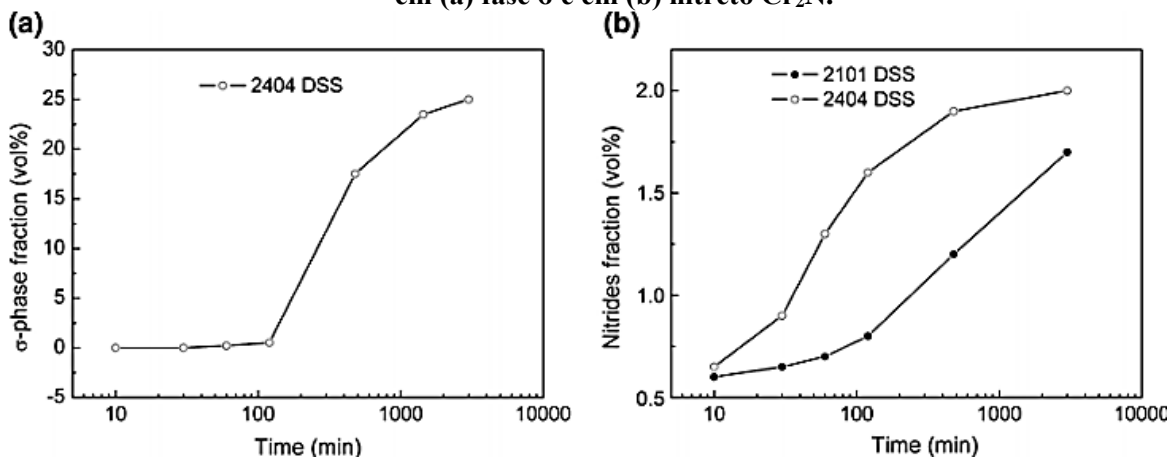
Figura 25 - Curva de resfriamento contínuo em aço duplex S32205.



Fonte: SIEURIM; SANDSTROM, 2007.

Observar que só há precipitação da fase sigma no aço 2404, que tem maior concentração de Cr e Mo do que o 2101. O nitreto de Cr está presente em ambos os materiais, o que certamente se deve ao alto teor de N.

Figura 26 - Cinética de precipitação a 800°C de dois aços duplex de baixa liga S32404 e S32101: em (a) fase σ e em (b) nitreto Cr_2N .



Fonte: BREDA et al., 2015.

2.6 SOLDAGEM DE AÇOS DUPLEX, MICROESTRUTURA E PROPRIEDADES

A soldagem foi abordada em termos bem gerais na seção 2.4; aqui será apresentada mais especificamente no contexto dos aços duplex. Dois são os grandes problemas na soldagem desses aços, que prejudicam propriedades mecânicas e resistência à corrosão:

- Alteração da relação α/γ otimizada;
- Precipitação de carbonetos e intermetálicos.

Como o presente trabalho é mais voltado à ZTA, algumas generalidades sobre esta região serão abordadas a seguir.

2.6.1 Zona Termicamente Afetada em Aços Duplex

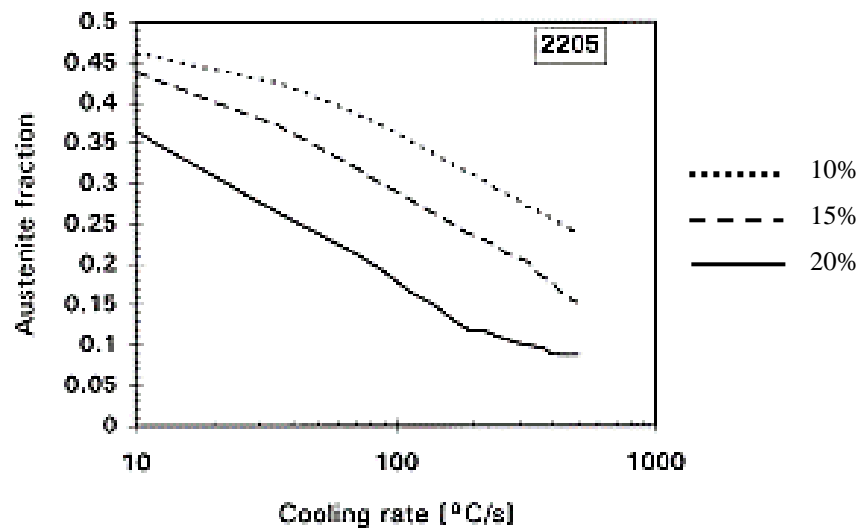
Os aços duplex exibem ZTA's mais estreitas do que as dos aços inoxidáveis comuns, devido aos requisitos de menor aporte térmico na soldagem e boa condutividade térmica dos mesmos. Se a ZTA de um aço austenítico tem largura da ordem de 500-1000 μm , a dos duplex pode ser 10 vezes menor, o que torna difícil a localização de entalhe para ensaios de impacto e tenacidade. A dosagem do aporte térmico é crítica, pois se baixo demais vai resultar em predominância de ferrita (ferritização). Esse inconveniente pode ser obviado com a ação do N no metal de base, ou até de N_2 no gás de proteção em soldas TIG e MIG-MAG. Por exemplo, (HERTZMAN; SYMNIOTIS, 1991) estudaram três composições diferentes, 2304, 2205 e 2507, com três níveis de N_2 no gás: 0,12; 0,18 e 0,29%, respectivamente. Um resultado representativo desse trabalho é o gráfico da Figura 27, mostrando a variação do teor de austenita na ZTA do aço 2205, com o teor de N_2 e a taxa de resfriamento. As curvas, vistas de baixo para cima correspondem a 0,10, 0,15 e 0,20% de N_2 no gás de proteção, valores esses calculados por Thermo-Cal, supondo equilíbrio (HERTZMAN; SYMNIOTIS, 1991). O efeito do gás é claramente demonstrado por essas curvas. No mesmo trabalho os autores mostraram que a reformação da austenita é facilitada por um pequeno tamanho no grão ferrítico, consequência esta do fato de a transformação $\alpha \rightarrow \gamma$ iniciar nos contornos de grão.

A influência conjunta da taxa de resfriamento e tamanho de grão é muito complexa, pois se resfriamento lento favorece a reformação da austenita, ao mesmo tempo aumenta o tamanho de grão ferrítico, o que atua no sentido oposto.

A esse respeito (WESTIN et al., 2008) simulando ZTA em aço S32101, com temperatura de pico igual a 1360°C e variação nas taxas de resfriamento, observaram que a

fração de austenita e o tamanho de grão da austenita se mostraram maiores na taxa mais lenta (20°C/s), ver Figura 28-a. Por outro lado, variando o tamanho de grão e mantendo constante a taxa de resfriamento não encontraram grandes variações na proporção de austenita, ver Figura 28-b.

Figura 27 - Variação da fração volumétrica de austenita na ZTA do aço 2205, em função da taxa de resfriamento e de três diferentes teores de N_2 no gás de proteção.

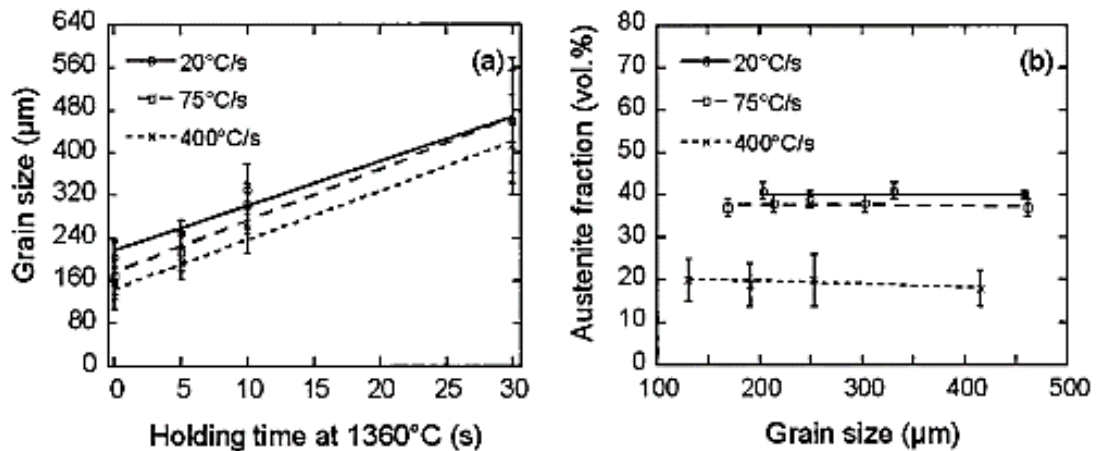


Fonte: HERTZMAN; SYMNIOTIS, 1991.

A presença de N_2 também aumenta a resistência à corrosão do metal de solda e da ZTA (OGAWA; KOSEKI, 1989), por favorecer a formação de austenita evitando assim nitretos de Cr e crescimento de grão da ferrita. Observações semelhantes foram feitas sobre soldas TIG de 2101, com gás de proteção enriquecido com 2% de N_2 (WESTIN, 2010), o que ainda proporcionou refinamento estrutural, ver Figura 29.

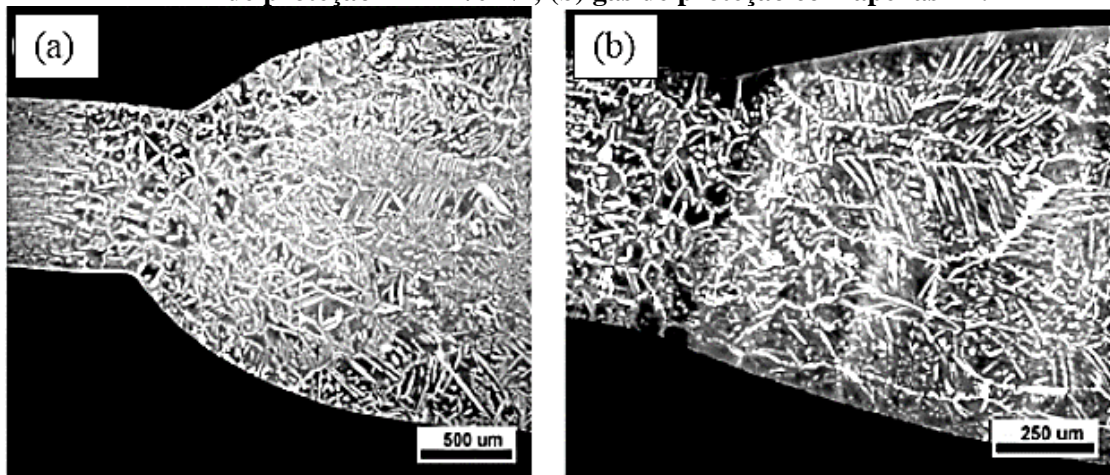
Quanto à tenacidade (OTERO; UTRILLA, 2007) estudando soldagem de aços duplex observaram perda de resistência ao impacto em soldas, o que atribuíram à ferritização, provocada por alta taxa de resfriamento.

Figura 28 - Variação do tamanho de grão e da proporção de austenita em aço S32101, para três taxas de resfriamento, em função de: (a) tempo de residência a 1360°C; (b) tamanho de grão.



Fonte: WESTIN et al., 2008.

Figura 29 - Microestruturas de juntas em aço S32101 soldadas pelo processo TIG: (a) gás de proteção Ar + 2% N₂; (b) gás de proteção com apenas Ar.



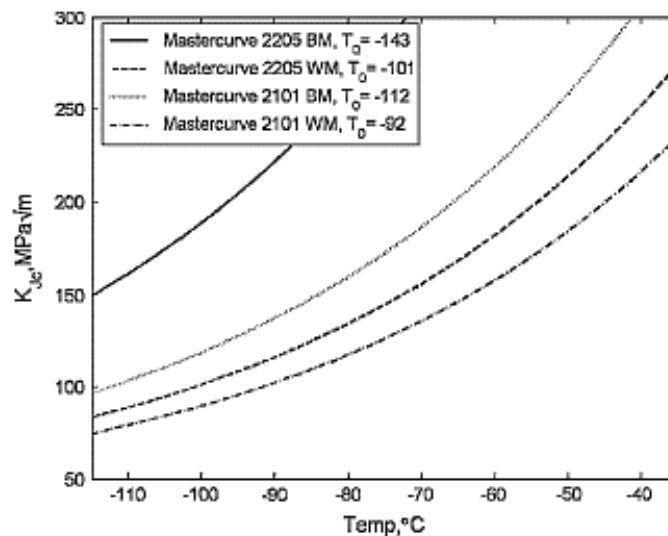
Fonte: WESTIN, 2010.

De particular importância para o presente trabalho é a comparação da tenacidade de aços duplex convencionais e aços *lean*. A Figura 30, (SIEURIN et al, 2006) apresenta valores de K_{Jc} em função da temperatura para metal base e metal de solda dos aços 2205 e 2101. As linhas são curvas-mestre obtidas por uma técnica de ensaio de acordo com a norma ASTM E1921-97. Para o aço 2101, assumindo $100 \text{ MPa m}^{1/2}$ como o valor que marca o início da fratura frágil, a temperatura correspondente é -112°C para o metal base e -92°C para o metal depositado. Esses valores para o aço 2205 são melhores: -143°C e -101°C , mas os autores consideram que o aço 2101 é ainda satisfatório para aplicação em baixas temperaturas.

É importante notar que a literatura contém dados de tenacidade ou impacto Charpy obtidos diretamente sobre metal base e metal depositado, mas com respeito à ZTA as medidas têm sido realizadas majoritariamente sobre simulações dessa região, quase sempre em

equipamento GLEEBLE. A esse respeito, foi encontrado um trabalho sobre ZTA real (JANA, 1992) realizado sobre diversos aços, com o 2205 entre eles, sobre amostras produzidas por TIG variando aporte térmico (H_L). Alguns resultados do ensaio Charpy estão reproduzidos na Tabela 4, mas não são imediatamente comparáveis com os de outros pesquisadores pois obtidos sobre amostras reduzidas (55 x 5,5 x 5,5 mm).

Figura 30 - Tenacidade em função da temperatura de ensaio de juntas soldadas em aços S32101 e 2202: curvas – mestre para metal de base (BM) e metade solda (WM).



Fonte: SIEURIN et al, 2006.

Tabela 4 - Valores de energia de impacto Charpy no metal base e na ZTA do aço duplex 2205.

Amostras / H_L (kJ/mm)	Energia a 25°C (J)	Energia a -20°C (J)
Metal base	51	51
ZTA / 0,4	41	37
ZTA / 0,8	48	49
ZTA / 1,6	35	36

Fonte: JANA, 1992.

Assim, as ZTA's apresentaram valores de impacto menores em relação ao metal base; quase nenhuma variação com aporte térmico, mas leve superioridade para a solda realizada com aporte térmico de 0,8 kJ/mm. Surpreende o fato de as diferentes temperaturas do ensaio não causarem diferenças significativas nas energias de impacto, possivelmente por que as amostras a -25°C ainda se encontram no patamar dúctil. De fato, observações fractográficas mostraram sempre fratura fibrosa com micro vazios e alvéolos.

2.6.2 Aspectos Práticos da Soldagem de Aços Duplex

As seguintes recomendações foram extraídas da experiência deste autor e da publicação da IMOA - International Molybdenum Association – página 218, 2019.

- *Metal de adição*: a composição ideal deve ser próxima àquela do metal base, mas com cerca de 2 a 4% a mais de Ni para evitar ferritização excessiva no metal de solda. O teor de N é geralmente menor do que no aço. Sabe-se também que arames de adição com a composição altamente ligados são adequados para soldar aços duplex menos ligados, e também estes a aços inoxidáveis comuns, a aços carbono e a aços-liga;
- *Pré-aquecimento*: não é recomendado, exceto em casos onde umidade está presente; neste caso a chapa deve ser aquecida uniformemente a 100°C, apenas após concluídas as operações de limpeza;
- *Aporte térmico e temperaturas de interpasso*: a questão do ponto ótimo do aporte térmico foi suficientemente comentada neste trabalho; quanto a de interpasses, 150°C e 180°C são as recomendadas para superduplex e duplex de baixa liga, respectivamente. Outra particularidade ligada à severidade do ciclo térmico é a pouca suscetibilidade a desenvolver tensões residuais, portanto menor distorção e/ou trincas de solidificação. Isso por terem similar condutividade térmica e menor coeficiente de expansão térmica quando comparados, por exemplo, aos inoxidáveis austeníticos;
- *Tratamentos térmicos*: não são necessários, tanto pela razão acima apresentada, como pela possibilidade de causar precipitação de fases indesejáveis.

A Tabela 5 resume as temperaturas críticas em aços duplex e seus efeitos.

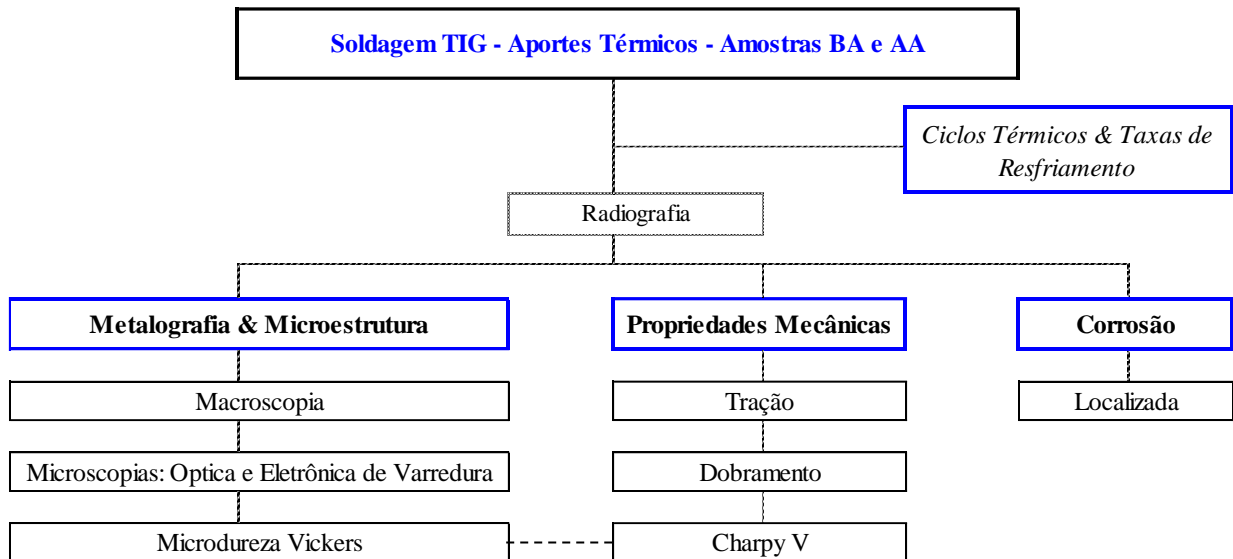
Tabela 5 - Temperaturas críticas e consequências.

Temperaturas (°C)	Fenômenos / significância
1445 - 185	Intervalo de solidificação / planejamento de tratamento térmico de solubilização
316	Máxima temperatura de operação de serviço
1000	Formação de carepa ao ar
700 – 975	Formação de fase sigma e outros precipitados
450 - 800	Precipitação de carbonetos / nitretos
300 – 500	Fragilização ‘475’

3 MATERIAIS E MÉTODOS

Neste capítulo são descritos os materiais e os procedimentos experimentais para: (i) registro dos ciclos térmicos de soldagem e taxas de resfriamento; (ii) caracterização microestrutural; (iii) determinação das propriedades mecânicas e (iv) determinação da resistência à corrosão localizada. Essas atividades têm como foco central as ZTA's das juntas soldadas de um aço inoxidável duplex tipo *lean*, realizadas pelo processo TIG manual e executadas por soldador qualificado segundo a ASME 2019, seção IX. O fluxograma da Figura 31, representa esquematicamente o trabalho experimental realizado para o desenvolvimento do estudo.

Figura 31 - Fluxograma das principais atividades realizadas neste estudo.



3.1 DESCRIÇÃO DOS MATERIAIS UTILIZADOS

3.1.1 Metal de Base e Consumíveis

O metal de base empregado neste estudo é uma chapa de aço inoxidável *lean* duplex UNS S32101, cuja classificação, dimensões e espessura são apresentadas na Tabela 6. A composição química está na Tabela 7 e as propriedades mecânicas na Tabela 8. A análise química da chapa original foi obtida pela técnica de espectroscopia de emissão ótica, no equipamento Spectromax do laboratório da empresa Qualyservice.

Tabela 6 - Nomenclaturas e dimensões das chapas (amostras para soldagem).

Normalização Internacional				Dimensões	Espessura
UNS	ASTM	ENS	SAF	mm	mm
S32101	A240	1.4162	SAF2101	200 x 200	6

Tabela 7 - Composição química (% em massa) obtida por espectrometria ótica.

C	Cr	Ni	Mn	Mo	N	V	Nb	Si	Fe
0,02	21,59	1,60	4,53	0,26	0,23	0,07	0,004	0,69	70,5
Cu	S	Al	Ca	P	Co	Ti	W	Pb	Sn
0,343	0,0021	0,0144	0,0017	0,023	0,0372	0,0074	0,0166	0,0020	0,00

Tabela 8 - Propriedades mecânicas com dados nominais do aço UNS S32101, para chapa laminada à quente.

Limite de Escoamento _{0,2} (MPa)	Tensão Máxima (MPa)	Dureza (HV)	Alongamento (%)	Resistência ao Impacto (J)
450	680	227	38	60 ASTM A923

Fonte: Outokumpu Handbook of Stainless Steel, 2013. Groth, 2010.

O metal de adição enriquecido com Ni utilizado durante a soldagem TIG foi uma vareta com diâmetro de 3,25 mm, especificação AWS A-5.9 ER2209, produto comercial MJV G MIX 2209, corrida número 1408513 e composição química descrita na Tabela 9 obtida do certificado de qualidade do fabricante - MJV Comércio Ltda. O gás de proteção adotado foi Ar com 99,98% de pureza.

Tabela 9 - Composição química (% em massa) do metal de adição.

C	Cr	Ni	Mn	Mo	N	Cu	S	P	Si
0,014	23,05	8,77	1,60	3,10	0,14	0,08	0,02	0,025	0,46

Fonte: MJV Comercio Ltda.

3.2 PROCEDIMENTO DE SOLDAGEM

3.2.1 Preparação das Amostras para Soldagem

A soldagem foi feita em chapas do *lean duplex*, com dimensões 200 x 200 x 6 mm. A geometria escolhida para as juntas é a mostrada na Figura 32, tendo optado por chanfro de meio

V num dos lados com dimensões do ângulo de bisel de 30° , face de raiz f de 1,5 mm, abertura da raiz de 3 mm e reto no outro. Em função desta abertura de raiz, durante o primeiro passe foi feita injeção de gás de proteção no lado oposto da raiz para evitar contaminação atmosférica, ver Figura 33. À esquerda desta figura mostra a “caixa” de proteção contra entrada de ar na região da raiz da solda, provendo uma atmosfera saturada de Ar. À direita o arranjo do corpo de prova a ser soldado com o 1º passe. A opção do chanfro reto, oposto ao meio V, tinha como objetivo realizar medições de temperatura por dois termopares instalados a 10 mm do centro da solda, além de facilitar a localização dos entalhes dos corpos de prova Charpy localizando-os na ZTA, metal de solda e no metal de base.

As chapas foram preparadas e ajustadas na vertical mantendo a junta na posição horizontal, normalizada como 2G, conforme especifica a ASME IX. No caso, para cada aporte térmico produziu-se três corpos de prova, totalizando seis soldas com três passes em cada. A direção de laminação (DL) foi determinada por microscopia ótica e a soldagem realizada em direção perpendicular a esta, ver Figura 34.

Figura 32 - Corte transversal da junta soldada.

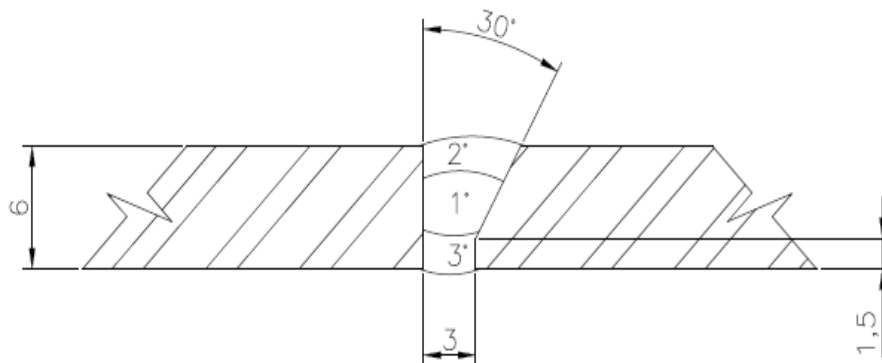


Figura 33 - Região abaixo da raiz do 1º passe protegida com gás argônio.



3.2.2 Soldagem e Ciclos Térmicos

As chapas foram soldadas utilizando uma retificadora trifásica, modelo TRR-2600S com ajuste da amperagem de até 450A. Conforme mostrado na Figura 32 foram realizados três passes para preencher toda a seção transversal da junta, e durante a soldagem de cada filete as tensões e correntes foram aferidas utilizando dois alicates amperímetros digitais.

Foram utilizadas duas energias de soldagem: 0,9 kJ/mm (BA) e 1,3 kJ/mm (AA); os valores médios da amperagem, voltagem e velocidade de soldagem foram registrados durante as soldagens. Para cada aporte térmico esses valores foram mantidos constantes tanto quanto possível. A eficiência térmica adotada foi de 75%.

O primeiro passe foi realizado próximo à raiz da solda com as chapas na temperatura ambiente e os outros dois filetes, respeitando a temperatura de interpasse máxima de 150°C, na sequência 1 – 2 – 3 mostrada na Figura 32.

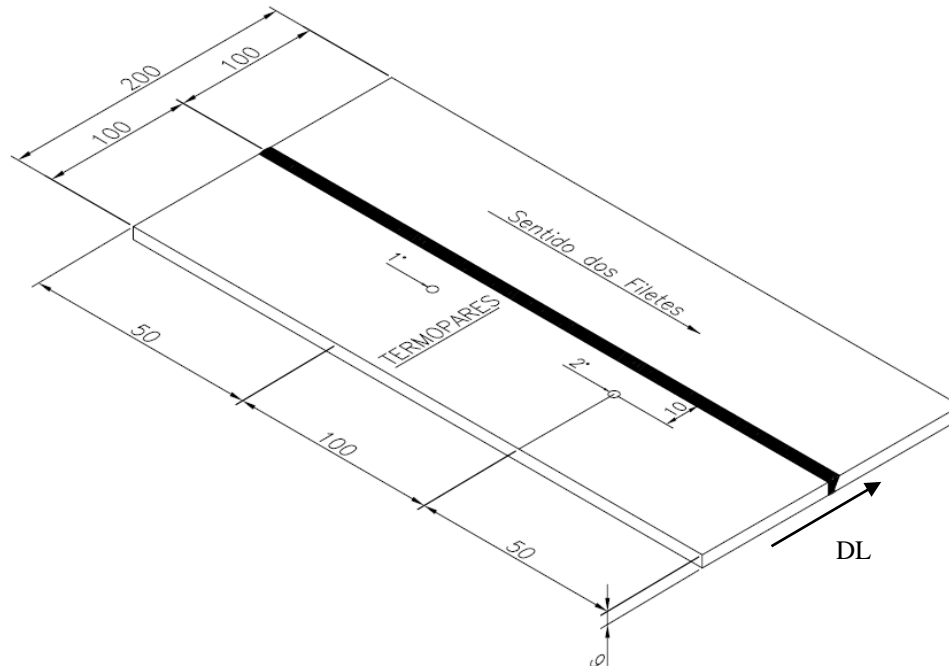
Concluídas as soldas, os corpos de prova foram submetidos a ensaios radiográficos conforme norma ASME 2019, seção IX. Na sequência, estando aprovados, as chapas sofreram cortes nas dimensões correspondentes a cada tipo de ensaio, utilizando processos básicos como eletroerosão, serra de fita, discos diamantados e usinagem para acabamento final das amostras.

Para cada aporte de calor as temperaturas próximas à ZTA foram registradas durante a soldagem por dois termopares do tipo K posicionados na face oposta ao chanfro da junta, alinhados perpendicularmente e espaçados do centro do cordão de solda por cerca de 10 mm.

Esses termopares foram fixados por solda capacitiva, permitindo assim adquirir os ciclos térmicos nos três passes em cada junta e em cada aporte empregado, ver esquema de instalação Figura 34. Os sinais obtidos foram processados pelo software *Contemp Connect*, obtendo-se assim, os perfis de temperaturas durante os três passes.

As soldas foram feitas em temperatura ambiente cerca de 25°C, sobre abrigo de ar. A chapa utilizada é oriunda do processo de laminação, não tendo informações da rugosidade da superfície onde foi instalado os termopares para aferição das temperaturas nas ZTA's.

Figura 34 - Esquema de instalação dos dois termopares nos corpos de prova e indicação do sentido de laminação (DL) da chapa.



3.3 PREPARAÇÃO DAS AMOSTRAS:

Amostras metalográficas foram obtidas após corte de pequenas seções transversais à direção da solda nas dimensões 20 x 10 x 6 mm, posteriormente embutidas em baquelite e devidamente identificadas. Foi preparada apenas uma das metades da junta, pois a outra se comporta como espelho.

Para microscopia óptica quantitativa das fases as superfícies transversais do cordão de solda foram lixadas com lixas de SiC (120 a 1000 mesh), polidas com Al_2O_3 , 0,3 μm , seguindo-se ataque eletrolítico com ácido oxálico (90 ml H_2O + 10 g $C_2O_4H_2O$), sob 6 V CC, por 10 s.

3.3.1 Microscopia Óptica e Microscopia Eletrônica de Varredura

Após preparo as amostras foram observadas em um microscópio Nikon, modelo 58797, obtendo-se micrografias com aumentos de 100x, 200x e 500x.

Imagens das superfícies de fratura dos corpos de prova Charpy foram obtidas utilizando microscópio eletrônico de varredura XL30 FEG do Laboratório de Caracterização Estrutural (LCE) do Departamento de Engenharia de Materiais (DEMa) da UFSCar. Cada foto cobriu uma região diferente, sempre nas vizinhanças do centro da superfície de fratura.

3.3.2 Microscopia Quantitativa

Duas técnicas foram utilizadas:

(i) Medida da relação de fases por indução magnética obtendo os percentuais de ferrita e austenita no metal de base e no metal de fusão. Foi utilizado um ferritoscópio, equipamento que por meio de uma ponta móvel de medição contabiliza a parte magnética da região que está sendo observada. Foram feitas cinco medidas para cada região, calculando-se médias e desvios. Claramente, com este método não é possível realizar medidas restritas à ZTA dada a pequena espessura dessa região;

(ii) Microscopia óptica tratando as fotos obtidas com o software de análise de imagens, “Analysis” obtendo-se quantitativamente a relação de fases α/γ na ZTA. Ataque químico eletrolítico com ácido oxálico (90 ml H₂O + 10 g C₂O₄H₂O), sob 6 V CC, por 10 s.

3.4 ENSAIOS MECÂNICOS

3.4.1 Microdureza Vickers

A macrografia da Figura 35, mostra as três linhas ao longo das quais foram feitas as indentações, utilizando microdurômetro Shimadzu, modelo HMW-2. A carga, tempo de carregamento e espaçamento das medidas foram 300 g (HV^{0,3}), 15 s e 0,5 mm, totalizando 40 pontos por linha.

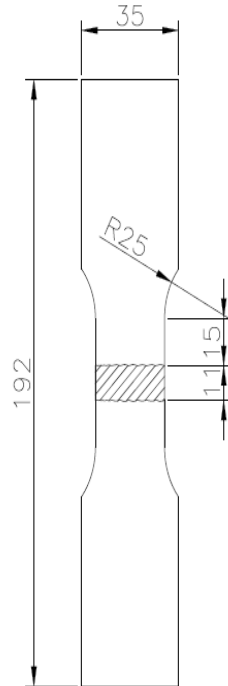
Figura 35 – Os pontos de indentação na seção na amostra BA, onde (a) linha que passa no 1º passe; (b) 2º passe e (c) 3º passe.



3.4.2 Ensaio de Tração

Realizado em máquina de tração INSTRON 200 sobre corpos de prova com comprimento útil de 41 mm e espessura 5 mm, retirados perpendicularmente à direção do cordão de solda. Os ensaios foram realizados em temperatura ambiente com taxa de deformação de 2 mm min^{-1} . As dimensões dos corpos de prova estão na Figura 36 e seguiram as orientações do QW-150, especificamente a figura QW-462.1(a) da norma ASME 2019, seção IX. Foi utilizado extensômetro ótico para registro dos dados, obtendo-se curvas tensão (MPa) – deformação (%). Foram ensaiados dois corpos de prova para cada aporte térmico.

Figura 36 - Dimensões das amostras de tração de acordo com ASME 2019, seção IX, QW-150.



3.4.3 Ensaio de Dobramento

Os corpos de prova foram usinados transversalmente ao cordão de solda nas dimensões $200 \times 30 \times 5 \text{ mm}$, de acordo com o parágrafo QW-160, especificamente a figura QW-462.3-a da norma ASME 2019 seção IX, ver esquema na Figura 37.

O dobramento foi de 180° , realizado na região da solda em equipamento modelo MARCOM MPH-15 da empresa Qualyservice, com capacidade de 15 toneladas, provido de um cutelo com diâmetro de 40 mm e distância entre os apoios girantes de 63 mm. Sua parte

principal está mostrada na Figura 38. A análise visual das soldas visou detectar trincas e vazios. Foram ensaiadas duas amostras para cada aporte térmico.

Figura 37 – Dimensões antes do ensaio e esquema do corpo de prova após dobramento.

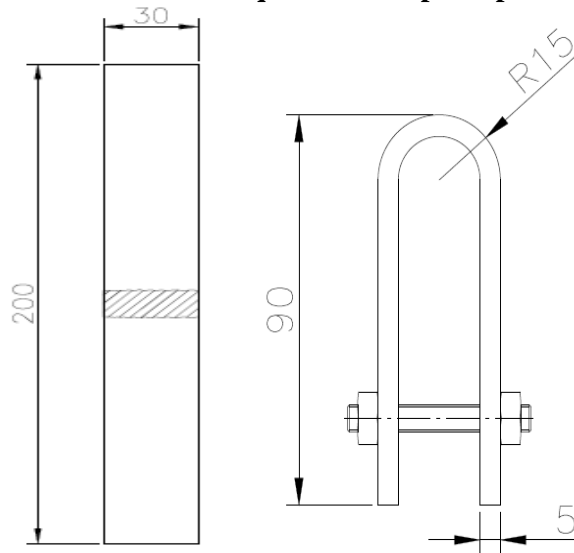


Figura 38 - Corpo de prova posicionado no dispositivo antes da dobra.



3.4.4 Impacto Charpy

O ensaio foi realizado de acordo com as normas ASTM E23, Edição 2003 e ASTM 370, Edição 2016 sobre corpos de prova reduzidos (55 x 10 x 5 mm), que seguiram o parágrafo 23.2.2.1 da ASTM 370. Os chanfros foram localizados no metal base, metal de solda e ZTA.

A Figura 39 mostra a dimensão e localização dos entalhes nos corpos de prova, realizados após ataque metalográfico com NaOH (40 g) + H₂O (100 ml) que realçou e

identificou cada uma das regiões da junta. Na ZTA, o posicionamento do entalhe foi verificado em microscópio ótico a nível macrográfico, ver Figura 40.

Os ensaios foram realizados a $-46 \pm 1^\circ\text{C}$, e a técnica de colocação nessa temperatura seguiu as instruções descritas nos parágrafos 8.2.4 e 8.3 da ASTM E23. As amostras foram imersas em N_2 líquido e metanol e estabilizadas a -46°C por 5 min. Foi obedecido o tempo máximo de 5 s estabelecido pela norma entre retirada do banho e colocação no equipamento de teste.

Como complemento foi medida a expansão lateral na região de ruptura das amostras conforme o item 9.2 da norma E23. Foram também obtidas macrografias das superfícies de fratura, seguindo-se seu mapeamento e posterior tratamento de imagens utilizando o software AutoCad. Com isso foi definida a relação de áreas dúctil / frágil de pelo menos uma das faces rompidas de cada amostra fraturada.

Figura 39 - Esquemas do preparo e entalhes das amostras Charpy.

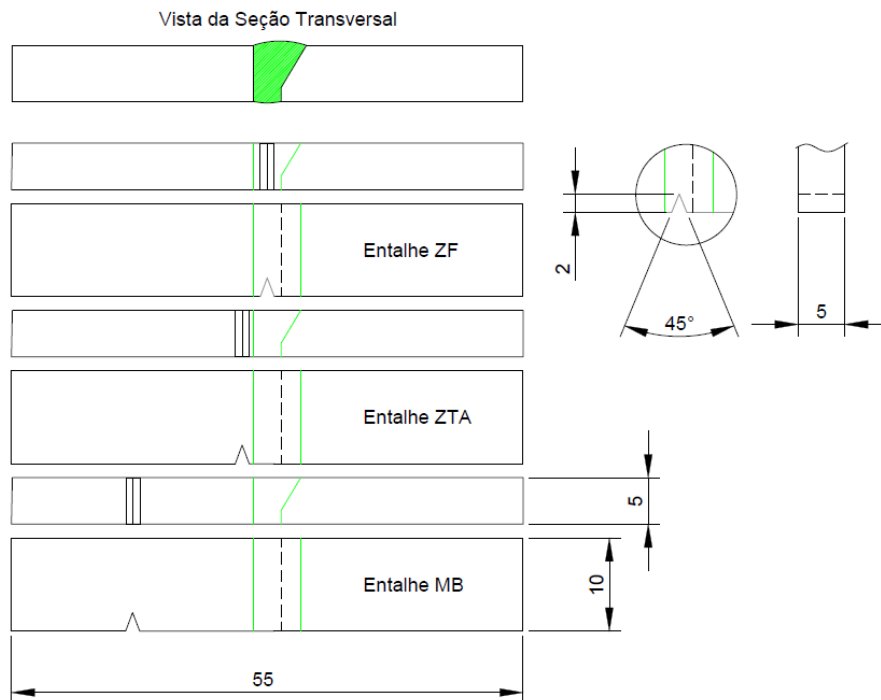
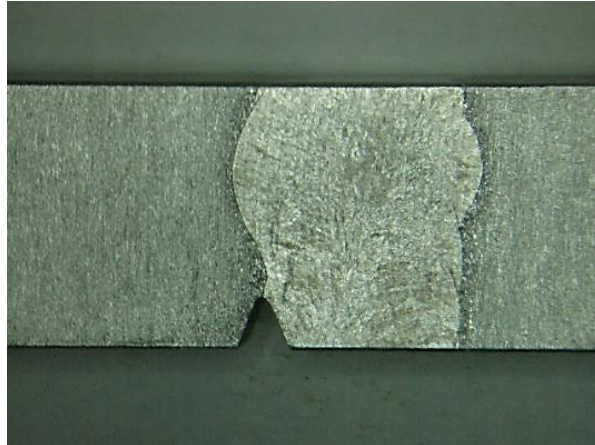


Figura 40 - Macrografia mostrando o posicionamento do entalhe do corpo de prova Charpy, na interface metal de solda / ZTA. Amostra AA.



3.5 ENSAIO DE CORROSÃO POR PITES

Duas amostras de cada aporte, com 25 x 25 mm, Figura 41, após lixadas e decapadas em 90 ml H₂O + 10 g HNO₃ foram mantidas em 900 ml H₂O + 100 g FeCl₃.6H₂O, Figura 42, por 6 hs no 1º e 2º dias de ensaio, e por 18 hs no 3º dia em temperatura ambiente. As amostras foram pesadas após 3, 6 e 18 hs de imersão, conforme normas ASTM G48 – 11, Edição 2015 e ASTM 1084-15a, Edição 2015. As áreas consideradas foram as geométricas. Utilizando estéreo-microscópio Olympus SZ61 obteve-se imagens fotográficas dos pites, com aumentos de 0,67x e 4,5x.

Figura 41 - Amostras após decapagem para posterior imersão em solução.

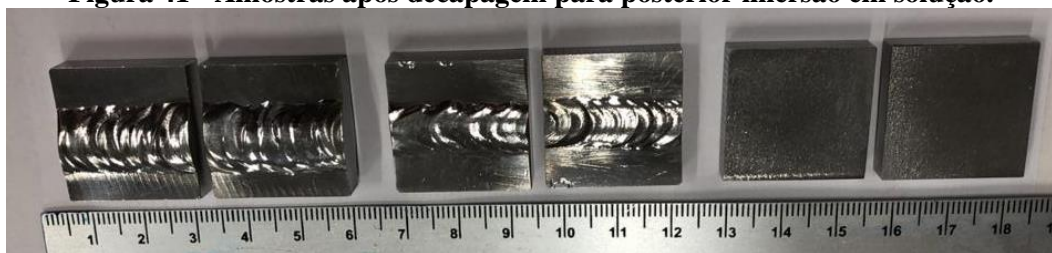


Figura 42 - Amostras em solução de cloreto férrico.



4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1 CICLOS TÉRMICO E TAXA DE RESFRIAMENTO

As Figura 43 e 44 mostram as curvas temperatura *versus* tempo para as juntas AA e BA, respectivamente. Os dados provêm de dois termopares, localizados como mostrado na Figura 34, e cada um dos três ciclos corresponde aos passes.

Figura 43 - Ciclos térmicos, amostra AA.

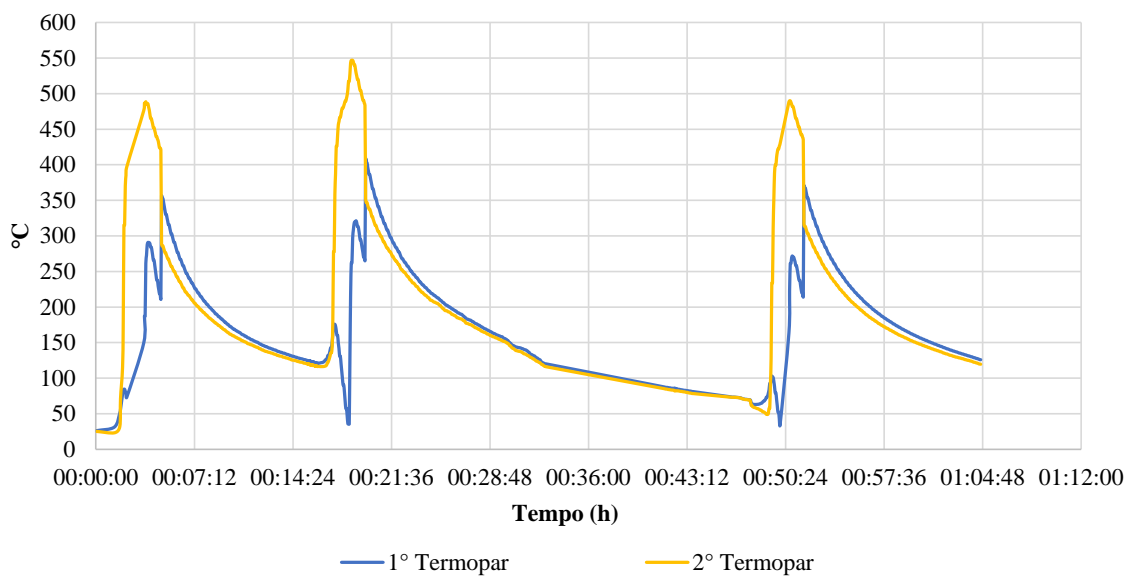
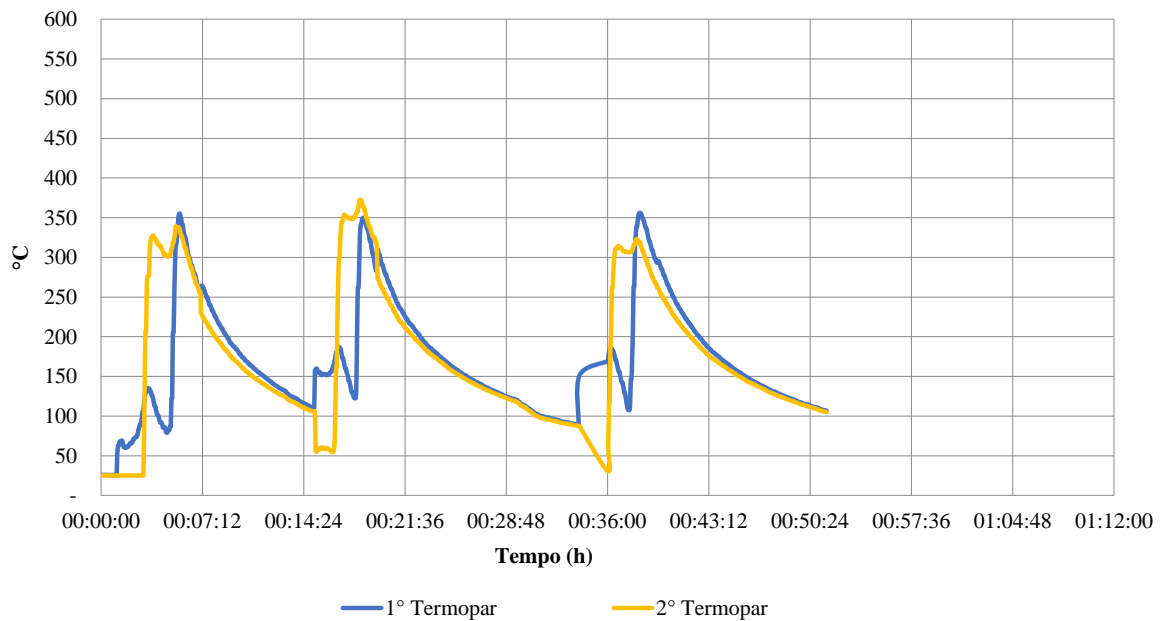


Figura 44 - Ciclos térmicos, amostra BA.



As temperaturas médias de pico nos três ciclos correspondem a:

- Amostra AA: 500°C;
- Amostra BA: 340°C.

4.1.1. Cálculo da Espessura Crítica h_c

Do diagrama pseudobinário, Figura 9, escolhe-se o intervalo de temperatura de interesse para a reação $\alpha \rightarrow \gamma$, logo: $T_2 = 1000^\circ\text{C}$ e $T_1 = 600^\circ\text{C}$;

(i) Fluxo de calor e cálculo espessura crítica h_c :

Utilizando a equação (4-a) do item 2.4.3 e H_L de 1,3 KJ/mm (13000 J/cm - AA) e 0,9 KJ/mm (9000 J/cm - BA); $\rho = 7,8 \text{ g/cm}^3$; $C = 0,5 \text{ J/g} \cdot ^\circ\text{C}$; T_{AA} e $T_{BA} = 1000^\circ\text{C}$ e $T_0 = 25^\circ\text{C}$.

Obtem-se:

$$h_{cAA} = 1,85 \text{ cm};$$

$$h_{cBA} = 1,54 \text{ cm}.$$

Estabelecendo a relação proposta pela (AWS, 2000) para determinação do fluxo de calor, onde h_{real} é 0,6 cm (espessura da chapa = 6 mm), tem-se para $h_{\text{real}}/h_{\text{calculado}}$:

$$h_{0,6} / h_{cAA} = 0,32;$$

$$h_{0,6} / h_{cBA} = 0,39.$$

Portanto, $h_{\text{real}}/h_{\text{calculado}} < 0,6$, fluxo térmico 2-D, assim linear e utiliza-se para este tratamento para chapa fina, dessa forma, equação (7-b) para o cálculo do tempo de resfriamento (Δt) entre T_2 e T_1 .

4.1.2 Comparação $\Delta T_{T_2/T_1}$ Calculado e Experimental para ZTA

Considerando temperatura de pico igual para cada aporte, sendo T_{AA} e $T_{BA} = 340^\circ\text{C}$, $T_1 = 150^\circ\text{C}$, $T_0 = 25^\circ\text{C}$ e $k = 0,15 \text{ J/cm} \cdot \text{s} \cdot ^\circ\text{C}$, pela mesma equação (7-b), os tempos seriam:

$$\Delta t_{3,4/1,5AA} = 6887 \text{ s ou } \sim 0,03^\circ\text{C s}^{-1};$$

$$\Delta t_{3,4/1,5BA} = 3301 \text{ s ou } \sim 0,06^\circ\text{C s}^{-1}$$

No caso, observa-se com os resultados acima, um tempo maior naturalmente para a condição AA, ou seja, resfriamento mais lento favorecendo a formação da fase austenita na ZTA. Os resultados obtidos nesta secção estão na Tabela 10.

Tabela 10 - Taxas de resfriamento na ZTA (°C/s), calculadas e experimentais.

Amostras	$\Delta T_{T_2/T_1}$ calculado (s)	$\Delta T_{T_2/T_1}$ experimental (s)
		T ₂ = 340°C T ₁ = 150°C
AA	0,03 °C/s (6887)	0,27 °C/s (548)
BA	0,06 °C/s (3301)	0,41 °C/s (363)

Neste caso, pelas taxas calculadas e experimentais, se confirma uma velocidade de resfriamento menor para a condição AA e o tempo de resfriamento maior.

Em suma, observa-se uma diferença razoável entre as velocidades de resfriamento reais e as calculadas para ambos aportes térmicos. Quanto à influência do aporte térmico as taxas de resfriamento encontradas e registradas mantém uma correlação lógica com o aporte térmico, tendo taxas menores e tempos maiores de resfriamento para o de maior aporte obtidas pelas fórmulas de Rosenthal.

Essa diferença entre o real e o calculado pode começar a ser entendida lembrando que as equações de Rosenthal simplificam bastante o problema do fluxo de calor. Por exemplo, sua principal premissa é considerar uma fonte de calor pontual, o que não é verdadeiro na prática. Existe a possibilidade de o fluxo de Ar causar uma maior taxa de resfriamento no sistema. Desenvolvimentos mais recentes (HASHEMDAZEH, 2013) modelaram a fonte de calor com diferentes formatos, não-pontuais.

4.2 ESTUDOS MICROESTRUTURAIIS

4.2.1 Microestrutura Ótica

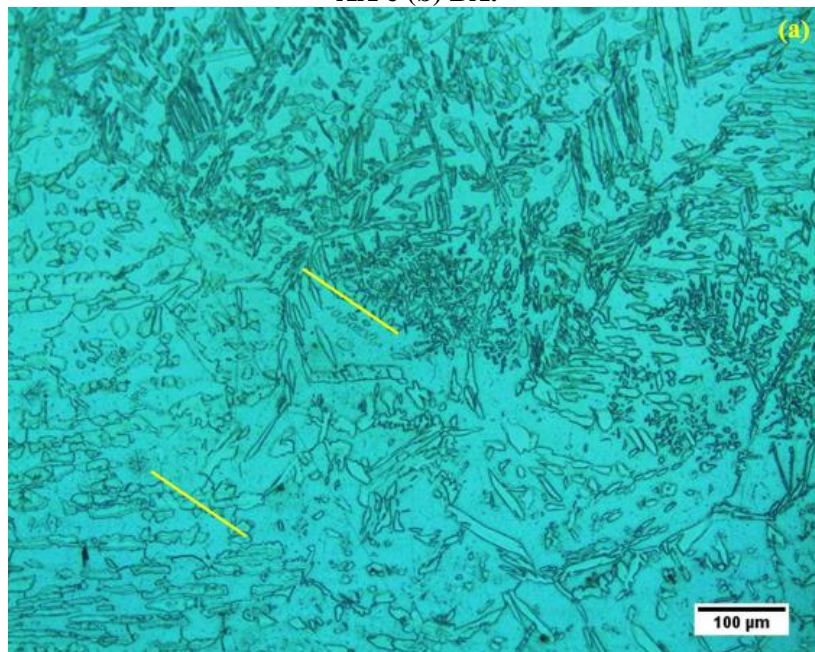
A ZTA sempre apresenta alterações decorrentes do ciclo térmico da soldagem. As Figura 45-a e 45-b mostram a microestrutura das amostras AA e BA; observa-se que a largura da ZTA é bastante fina; ainda, a amostra AA apresenta-se com microestrutura bem mais grosseira, com as lamelas de austenita em fase de esferoidização o que também ocorre na amostra BA.

Deve-se notar que aços duplex exibem ZTA's mais estreitas do que as dos aços inoxidáveis comuns, devido a requisitos de menor aporte térmico na soldagem e sua boa condutividade térmica.

Se a ZTA de um aço austenítico tem largura da ordem de 1000 μm , observada através de diversos experimentos, a dos duplex pode ser dez vezes menor, o que dificulta a localização de entalhe para ensaios de impacto e de tenacidade e diferenciar sua dureza nas regiões adjacentes. É exatamente o que se observa aqui, com cerca de 350 μm para a AA, Figura 45-a e 200 μm para a junta BA, Figura 45-b. Observa-se que a ZTA da primeira amostra é bem mais definida do que a ZTA da segunda.

Na ZTA de juntas soldadas é frequente o aparecimento de austenita secundária (γ_2), segundo a reação $\alpha + \gamma \rightarrow \alpha + \gamma + \gamma_2$, que ocorre em reaquecimentos abaixo da linha que divide a região α da região $\alpha + \gamma$ no diagrama pseudobinário Cr-Ni-Mo (URANUS 45N, 1991). Normalmente a fração volumétrica de γ_2 passa a ser substancial quando a ZTA é submetida a reaquecimentos por algumas dezenas de segundos, por exemplo entre 1000 e 1200°C, assim como ocorre em soldas multipasses (NOWACKI; LUCKOJC, 2006).

Figura 45 - Microestruturas das juntas soldadas com indicação da largura da ZTA: (a) amostra AA e (b) BA.



Outra observação é a formação de Cr_2N na ferrita da ZTA, e um exemplo está na Figura 46, amostra AA. O resfriamento comparativamente lento incentivou precipitação generalizada, especialmente em regiões margeadas por grãos de austenita, portanto, com acentuada rejeição de Cr. Tal precipitação foi também observada na amostra BA, embora em quantidade menor.

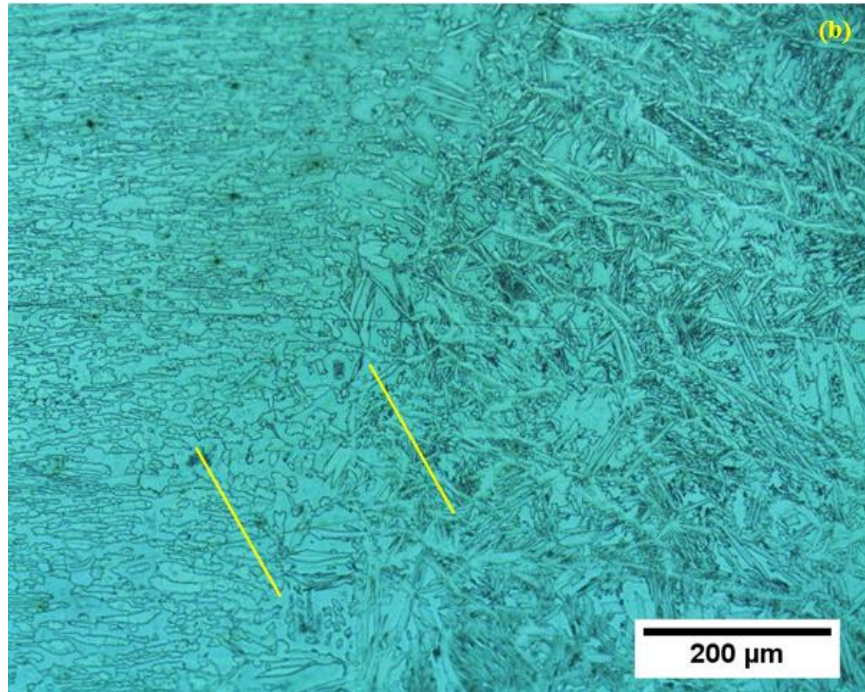
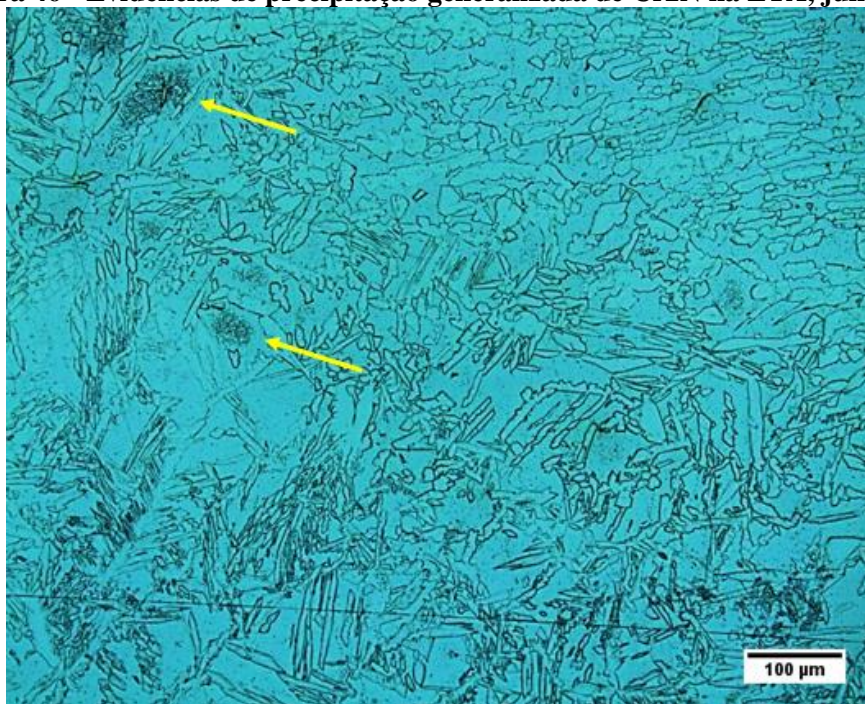


Figura 46 - Evidências de precipitação generalizada de Cr₂N na ZTA, junta AA.



4.2.2 Quantificação de Fases na Microestrutura

A Tabela 11 mostra as medidas quantitativas de ferrita em %, realizadas pela técnica da indução magnética. Essas medidas foram realizadas apenas no metal de base e metal de solda devido à estreita largura das ZTA's, ver Figura 45. Nestas regiões a proporção de ferrita é

razoável, ou seja, acima de 40% para ambos os aportes, porém ainda abaixo do ideal que é 50%. Essa maior proporção de austenita explica a energia de impacto aqui observada, que alcançou níveis acima do requerido pela Norma Petrobrás.

A pequena diferença na proporção das fases das amostras AA e BA confirma as observações de (WESTIN et al. 2008), consubstanciadas na Figura 28-b, que mostrou pouca diferença na proporção de austenita produzida com taxas de resfriamento tão diferentes como 20 e 75°C s⁻¹.

Face à impossibilidade de medição da relação de fases na ZTA pela técnica magnética, foi utilizado o software *Analysis* de edição e análise de imagens sobre micrografias ópticas, cinco para cada amostra, limitadas às regiões da ZTA das amostras AA e BA. Os valores médios obtidos estão resumidos na Tabela 12.

Tabela 11 - Proporção (%) da fase ferrítica no metal base e solda: amostra AA e BA.

<i>Amostra AA</i>	M1	M2	M3	M4	M5	Média	Desvio Padrão (±)
Metal de Solda	45	43,6	42,1	43,3	42,9	43,38	1,07
Metal de Base	40,9	41,3	39,5	41,4	40,1	40,64	0,82
<i>Amostra BA</i>							
Metal de Solda	45	44,4	41,2	43	44,8	43,68	1,59
Metal de Base	44,7	45	43	41,2	43,4	43,46	1,52

Tabela 12 – Proporção (%) das fases nas ZTA`s de cada amostra por região de temperatura.

Amostras / Fases	BA			AA		
	Região de baixa T	Região de alta T	Média	Região de baixa T	Região de alta T	Média
Ferrita (%)	63,4	67,2	65,3	60,5	63,8	62,1
Austenita (%)	36,6	32,8	34,7	39,5	36,2	37,9

Mesmo na ZTA as diferentes taxas de resfriamento influenciaram muito pouco a relação de fases, prevalecendo sempre a ferrita, o que deverá ter influência nas propriedades mecânicas e de corrosão.

4.3 RESISTÊNCIA MECÂNICA, ENERGIA DE IMPACTO E MICRODUREZA

4.3.1 Propriedades de Tração

A Figura 47 é um exemplo de duas curvas tração-deformação obtidas sobre corpos de prova 1 e 2 retirados da solda AA. As seguintes observações podem ser extraídas da forma das curvas e valores da Tabela 13:

(i) a razão de σ_U / σ_Y para ambas as condições de soldagem é 1,3, implicando em razoável endurecimento por deformação. Os resultados obtidos das curvas tensão-deformação são extremamente homogêneos no âmbito de cada condição, como mostra claramente a Figura 47 onde ambas as curvas são praticamente coincidentes. Quase todo o alongamento deu-se no modo uniforme, com tensão máxima muito próxima da tensão de ruptura, significando um razoável expoente de encruamento, já que o aço tem boa proporção de ferrita que pouco endurece por deformação. Todas as amostras fraturaram no metal de solda, mesmo com o corpo de prova nº 1 da junta BA mostrando em observação visual defeitos no metal depositado. Portanto, o comportamento em tração é controlado pelo metal de solda e a descontinuidade observada no referido corpo de prova pode explicar o baixo valor do alongamento.

Em suma, não há diferença significativa de resistência mecânica ($\sim 2\%$ e $2,4\%$ para σ_y e σ_u , respectivamente) e ductilidade (20%) entre as juntas AA e BA. Desconsiderando o corpo de prova com defeito, o nº 1 da junta BA essa diferença na ductilidade desaparece.

(ii) esses valores devem ser comparados com os do aço S32205, um dos mais utilizados na indústria química e petroquímica, cujo comportamento em tração é: $\sigma_Y = 510$ MPa, $\sigma_U = 750$ MPa e alongamento 35% (Outokumpu, 2013).

Observa-se que com exceção do alongamento os dados de σ_Y e σ_U para as juntas do presente estudo são sempre superiores aos do aço S32205. Mais relevante é a comparação com os dados de literatura do próprio S32101: $\sigma_Y = 450$ MPa; $\sigma_U = 650$ MPa; $A = 38\%$ (Outokumpu, 2013), portanto, já que a fratura sempre ocorreu no metal de solda, a resistência deste é superior à do metal base, mas seu alongamento é cerca de 30 a 50% menor. Por esses resultados concluiu-se que a resistência da chapa aqui estudada é superior aos valores publicados, visto que a resistência à tração para ambos aportes o limite de escoamento no metal de solda se apresentou maior que os dados nominais.

Figura 47- Exemplos de curvas de tensão deformação: corpos de prova 1 e 2 da junta AA.

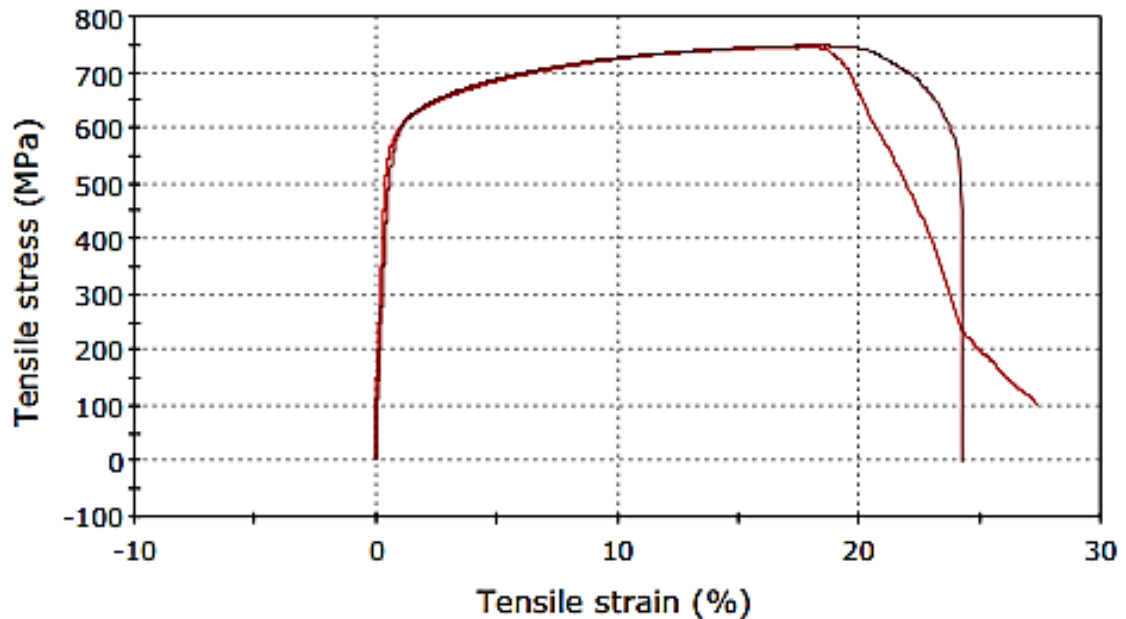


Tabela 13 - Valores de tensão de escoamento (σ_Y), tensão máxima (σ_U), alongamento (%) e local da fratura dos corpos de prova ensaiados, aportes térmicos BA e AA.

Amostras	σ_Y (MPa)	σ_U (MPa)	A (%)	Local da Fratura	
BA	1° CP	580	711	13	MS
	2° CP	540	745	27	MS
	Médias	560	728	20	-
AA	1° CP	570	745	27	MS
	2° CP	574	747	24	MS
	Médias	572	746	26	-

4.3.2 Ductilidade em Dobramento

A Figura 48, mostra os corpos de prova após dobramento. As Figura 49 e Figura 50 mostram discontinuidades, visíveis tanto na junta AA como na BA, não atendendo assim aos critérios estabelecidos pela norma de avaliação do ensaio em questão. Os defeitos ocorrem na interface do metal de solda com o metal base, com o típico aspecto de falta de fusão, e localizam-se na altura do 1° passe. Devido a essa ocorrência negativa essas amostras foram descartadas, pois seriam submetidas aos ensaios de corrosão sob tensão previstos neste estudo.

De qualquer modo, não houve trincas na face externa, a mais solicitada, sugerindo boa ductilidade do metal de solda.

Figura 48 - Vistas laterais dos corpos de provas dobrados, amostras BA (acima) e AA (abaixo).



Figura 49 - Macrografias das duas seções transversais, amostras AA.

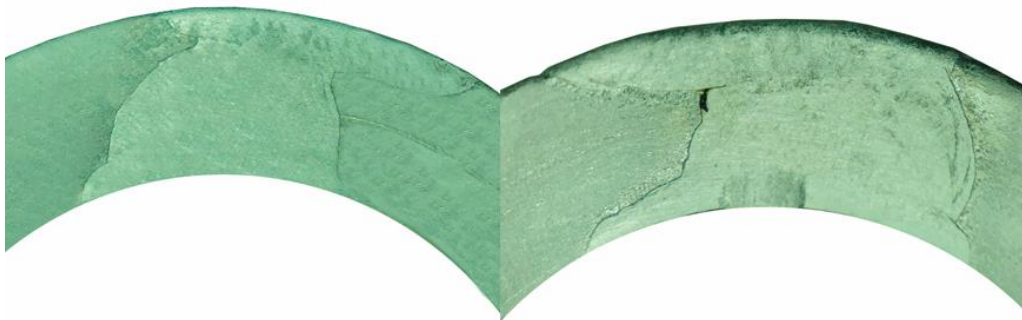
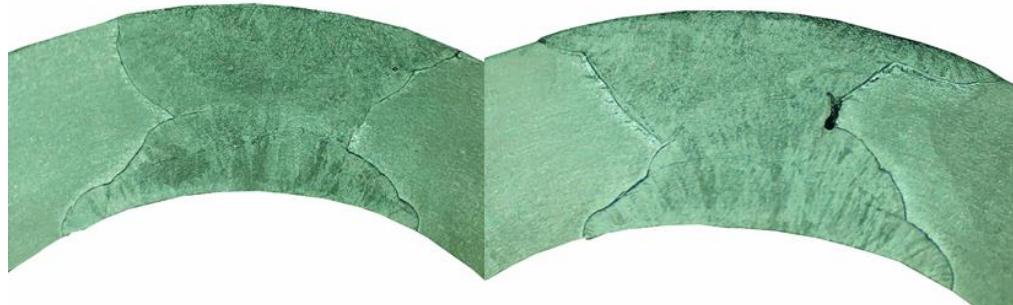


Figura 50 - Macrografias das duas seções transversais, amostras BA.



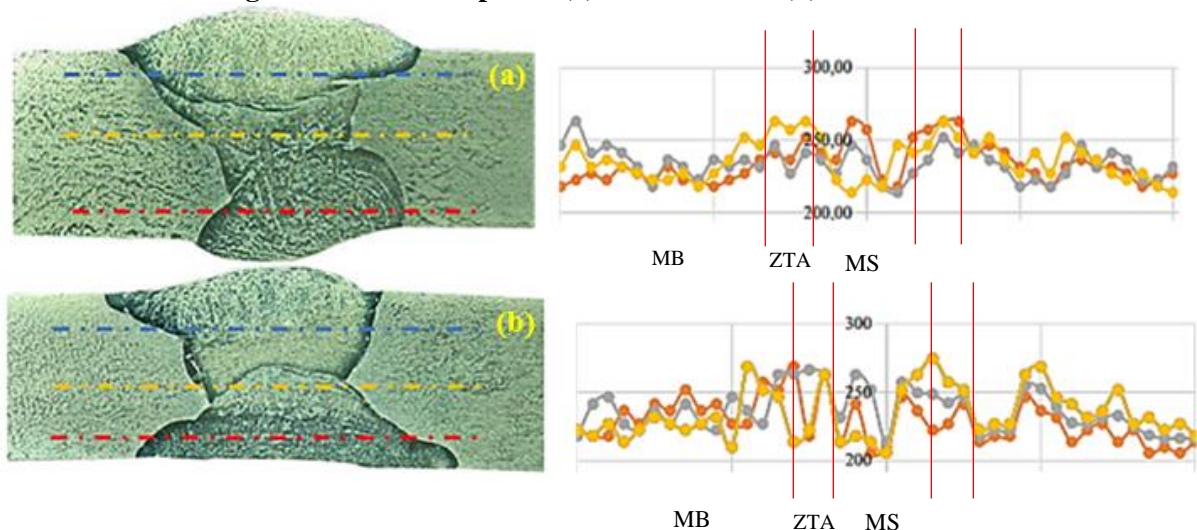
4.3.3 Medidas de Microdureza Vickers:

A Figura 51 mostra a posição das medidas de microdureza, lado a lado das fotos das amostras AA e BA. Os números nos eixos verticais dos gráficos são os valores da dureza

Vickers e cada divisão horizontal representa 5 mm contados a partir do centro do cordão de solda.

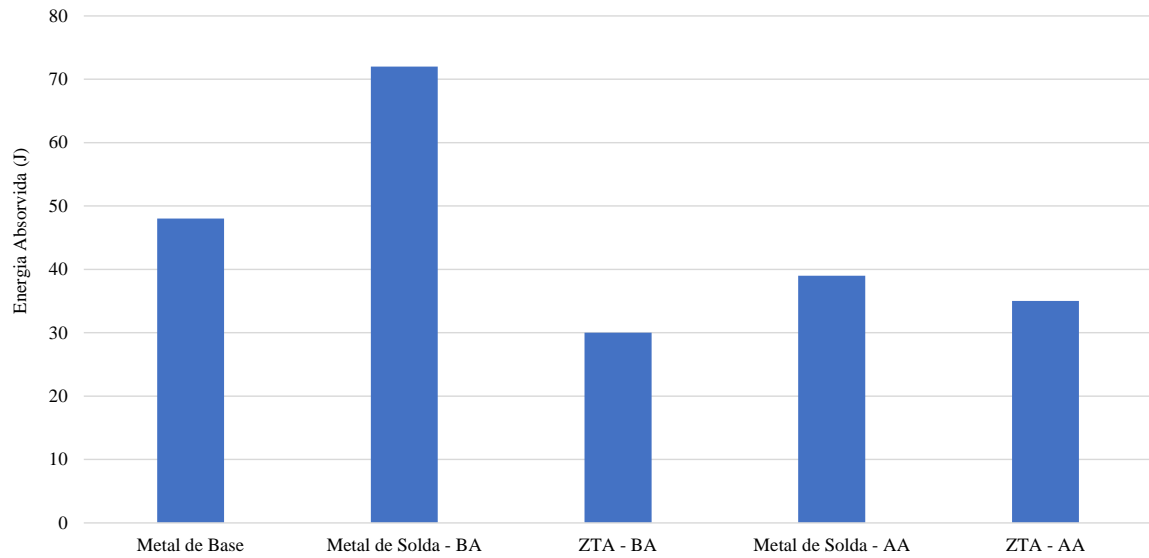
A região da junta mostra um leve aumento de dureza com respeito ao metal base, mas acentuadamente apenas na região das ZTA's, enquanto o metal de solda tem dureza menor que o próprio metal base. Não há diferenças significativas entre as amostras AA e BA, e o mesmo ocorre para as durezas ao longo das três linhas transversais traçadas sobre cada um dos passes, embora na junta BA o passe inicial (centro) parece ter dureza ligeiramente mais alta que a dos outros passes. A maior dureza na ZTA deve-se à maior proporção de ferrita, ver Tabela 12, e precipitação de Cr_2N , ver Figura 46, mas não é possível avaliar a contribuição de cada fator.

Figura 51 - Medidas de microdureza nas três linhas transversais orientadas sobre o primeiro, segundo e o terceiro passe: (a) amostra AA e (b) amostra BA.



4.3.4 Ensaio de Impacto Charpy

A Figura 52 reúne os valores das energias de impacto Charpy para as duas condições de soldagem estudadas, em termos de metal base, ZTA e metal de solda. A ZTA apresenta os menores resultados em ambas as condições de aporte térmico, e isto está de acordo com os valores de dureza, ver Figura 51. A menor dureza do metal de solda em ambas as juntas permitiria esperar altos valores de energia de impacto, o que se verifica apenas na amostra BA. A diferença de comportamento do metal de solda, pode ser explicada pelo fato de a amostra AA, com menor energia de impacto, apresentar resistência mecânica maior, tensão máxima de 746 MPa. Valores individuais da energia de impacto estão na Tabela 14.

Figura 52 - Gráfico das energias de fratura nas várias regiões da junta: amostras BA e AA.**Tabela 14 - Energias de impacto Charpy para o aço S32101, na ZTA e no metal depositado, amostras BA e AA.**

Amostras	(J)	DP	MS (J)	DP	ZTA (J)	DP						
<i>Metal de Base</i>	42	50	42	± 4,6	-	-	-	-				
Média	45	-	-	-	-	-	-	-				
<i>BA</i>	-	-	-	-	34*	98	84	± 34	32	30	28	± 2,0
Médias	-	-	-	-	72	-	-	-	30	-	-	
<i>AA</i>	-	-	-	-	48	30	40	± 9	32	38	36	± 3,1
Médias	-	-	-	-	39	-	-	-	35	-	-	

DP = Desvio Padrão;

(*) ver observação adiante.

O ensaio de impacto foi executado sobre amostras reduzidas, portando, os resultados não são imediatamente comparáveis com a maioria dos valores publicados. Apesar de haver vários métodos para converter valores de energia de impacto Charpy obtidos com amostras reduzidas para o correspondente valor obtido sobre corpos de prova padrão (CURLL, 1961), a análise desses métodos mostra que a simples razão das áreas transversais de um e outro corpo de prova não se afasta muito dos valores obtidos pela via mais apurada.

No entanto, é mais prático adotar 0,67 como constante de correlação entre o corpo de prova padrão (seção 10 x 10 mm) e o reduzido aqui utilizado (PETROBRAS, 2017).

Comparação com uma curva Charpy completa do aço S32205 (ERICSSON et al., 2003) mostra que na mesma temperatura de ensaio (- 46°C) o metal base e o metal de solda alcançaram 250 e 55 J, respectivamente, que corrigidos para amostra reduzida resultam em $250 \times 0,67 = 168$ J e $55 \times 0,67 = 37$ J. Portanto, o MB e o MS do duplex aqui estudado tem energias de impacto bem menores que a do S32205. Para o metal de solda a relação se inverte, mas as condições de soldagem e o metal de adição não são conhecidos, invalidando assim a comparação. Nesse contexto a vantagem do aço S32205 sobre o S32101 está coerente com sua menor resistência mecânica, ver item 4.3.1. Em outro trabalho, também sobre S32205, o aporte térmico foi variado de 0,4 a 1,5 kJ/mm², e a energia de impacto no metal de solda, obtida a - 20°C, variou entre 60 e 88 J, novamente sem manter correlação com os valores do aporte térmico (JANA, 1992).

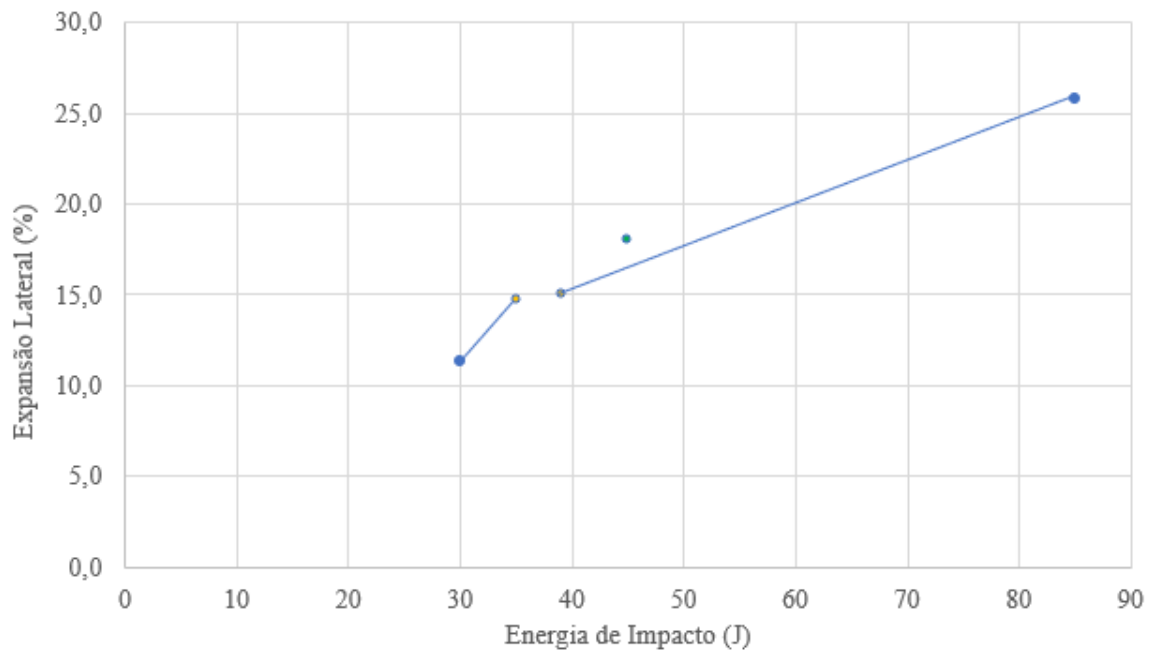
Estes dados mostram como é difícil comparar investigações envolvendo soldagem e energias de impacto devido a diferenças de metal de adição, parâmetros de soldagem e temperaturas de ensaio. De qualquer modo, é importante sublinhar que os valores aqui obtidos para o metal de solda e ZTA do S32101 são superiores ao 27 J especificado como mínimo pela Petrobrás.

Como complemento deste ensaio a Tabela 15 mostra a expansão lateral (EL) dos corpos de prova Charpy, medida no lado oposto ao entalhe para metal de solda e ZTA. Verifica-se que para o menor aporte térmico o metal de solda se comporta de forma dúctil, acompanhando a maior energia de impacto absorvida, e que nas demais regiões, a expansão lateral foi menor do que a do metal de base, de acordo com a menor tenacidade, ver Tabela 14. A Figura 53 mostra ainda a boa correlação entre energia de impacto e expansão lateral. O menor valor de cada par de amostras é sempre o da ZTA.

Tabela 15 - Médias das expansões laterais das amostras.

Amostras	Expansão Lateral (%)
MB	18
BA – ZTA	11,3
BA – Metal de Solda	25,8
AA – ZTA	14,7
AA – Metal de Solda	15

Figura 53 - Correlação entre energia de impacto e expansão lateral. Os pontos em amarelo são amostras AA, em azul BA e verde MB.



A Figura 54 mostra fotos das seções rompidas do metal de solda e ZTA da junta AA, enquanto nas Figura 55 e Figura 56 estão as mesmas regiões da junta BA e o metal de base, respectivamente.

Figura 54 - Fotos das amostras AA: (a) metal de solda e (b) ZTA.

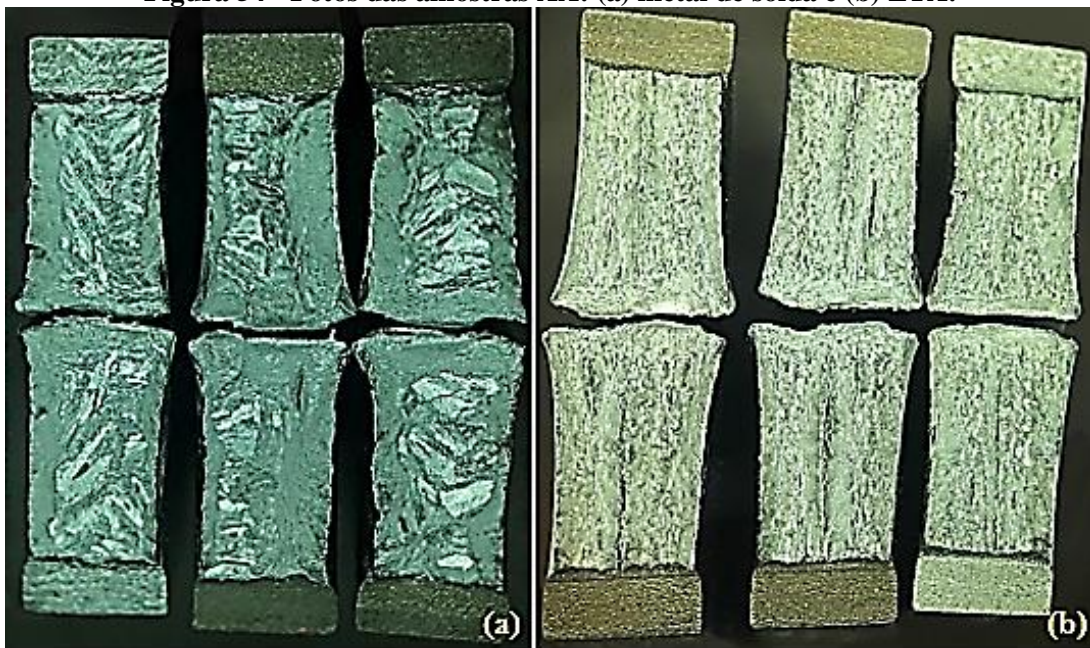


Figura 55 - Fotos das amostras BA: (a) metal de solda e (b) ZTA.

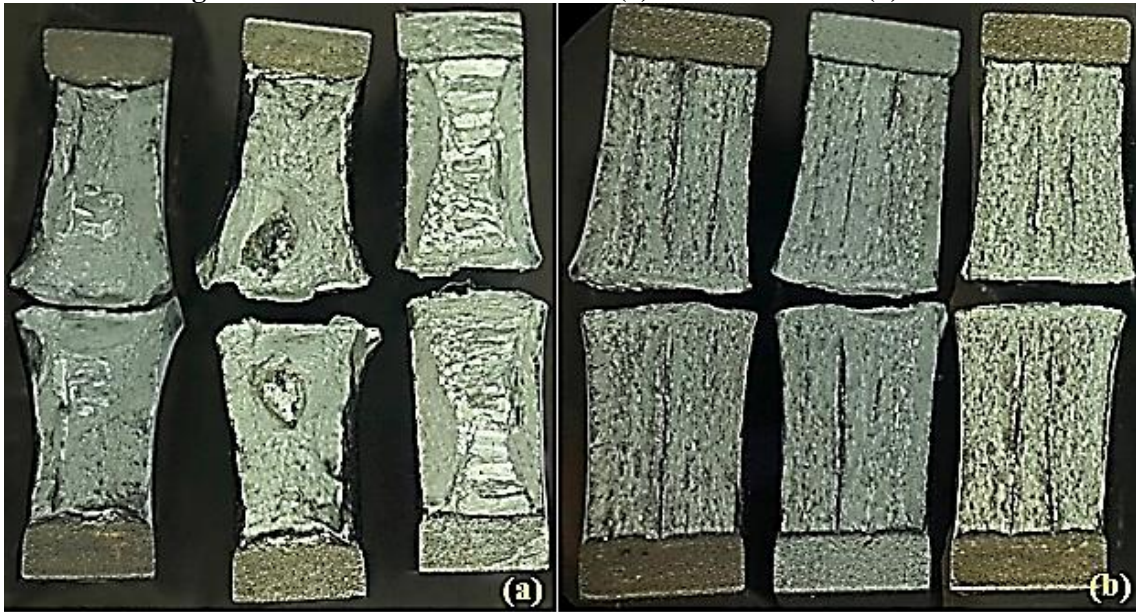
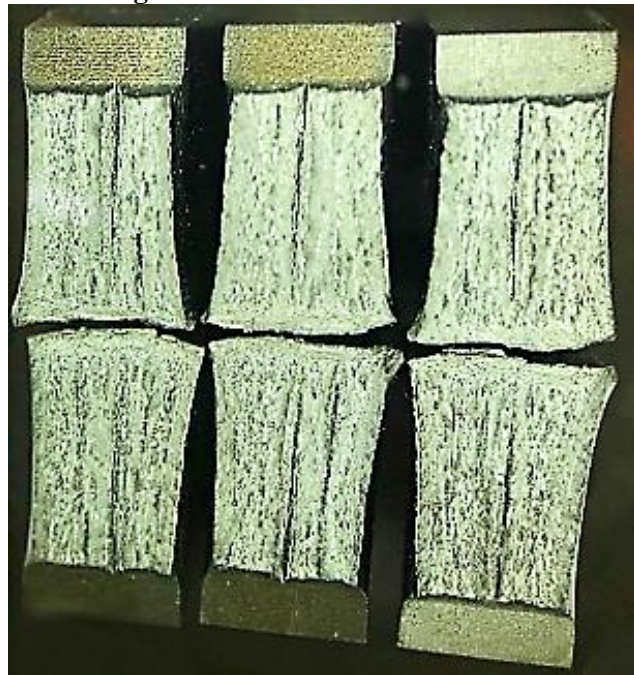


Figura 56 - Fotos do metal de base.



As Figuras 54, 55 e 56 mostram o seguinte:

- (i) O metal de solda de ambas as juntas tem o aspecto típico, com regiões que sofreram deformação plástica e regiões com fratura do tipo clivagem;
- (ii) A Figura 56 mostra que o metal base apresenta o fenômeno conhecido como delaminação, caracterizado por trincas que se abrem perpendicularmente à superfície de fratura. Essas trincas secundárias estão dispostas paralelamente à superfície da chapa, portanto seguem o alinhamento de α e γ estabelecido no processo de laminação;

(iii) As Figuras 54-b e 55-b mostram que a ZTA também exibe delaminação, embora ligeiramente menos acentuada do que no metal base, especialmente a amostra AA, na qual é menos perceptível.

O comentário (iii) permite supor que durante o impacto a trinca foi desviada para o metal base, passando através da ZTA de baixa temperatura justamente por esta ter maior proporção de ferrita, portanto o observado não representa exatamente o modo de fratura que teria a ZTA real.

A diferença de energia de fratura entre essas regiões, metal base e ZTA é razoável, assim como a dureza. Dessa forma, vejamos:

Energias de impacto:

Metal base: 45 J;

ZTA: amostra AA com energia de 35 J, amostra BA 30 J (respectivamente 25 e 35% menor que metal base).

Microdureza médias das amostras:

Metal base: 225 HV;

ZTA: amostra AA 265 HV; amostra BA 263 HV (ambas ~15% maior que metal base).

Portanto, a menor energia de impacto da ZTA deve-se à sua maior dureza, e maior proporção de ferrita, comparar Tabelas 11 e 12. Também deve ter influenciado a precipitação de Cr_2N , observada na microestrutura da ZTA, amostra AA, ilustrada pela Figura 46, embora seja difícil estabelecer em que proporção.

Das Figura 54, Figura 55 e Figura 56 a relação de áreas dúcteis e frágeis no metal de solda foi obtida por mapeamento realizado com o software AutoCad, e a Figura 57 exemplifica este procedimento delimitando as áreas cisalhadas nas extremidades e as frágeis mais ao centro da amostra. A Figura 58 mostra que com uma exceção (amostra AA), as demais apresentaram proporção de área dúctil acima de 70%. Embora haja poucos dados, a correlação área dúctil / energia de impacto segue a lógica esperada.

Os resultados dessas medidas estão na Tabela 16, junto com os valores da energia de fratura, e mostram que o metal de solda da amostra BA tem maior área dúctil do que da AA, e que os resultados de ensaio Charpy estão coerentes. É fato conhecido que os aços duplex estão, por assim dizer, a meio caminho entre os austeníticos e ferríticos e exibem propriedades que refletem essa constituição. Assim, os ferríticos tem menor tenacidade que os austeníticos, pois esta fase é CFC, mais dúctil que o CCC da ferrita.

A amostra AA, com mais tempo para a reação $\alpha \rightarrow \gamma$ teria maior proporção de austenita, e o inverso é válido para a amostra BA. Assim, os resultados da Tabela 16 estariam dentro do

esperado, exceto que a metalografia quantitativa mostrou que a proporção de fases é razoavelmente igual, ver Tabela 11. Portanto, a diferença de modo de fratura do metal no metal de solda de AA e BA deve ter outra causa que não a relação de fases.

Figura 57 - Delimitação das áreas por mapeamento nas imagens de fratura do metal de solda - amostra AA.

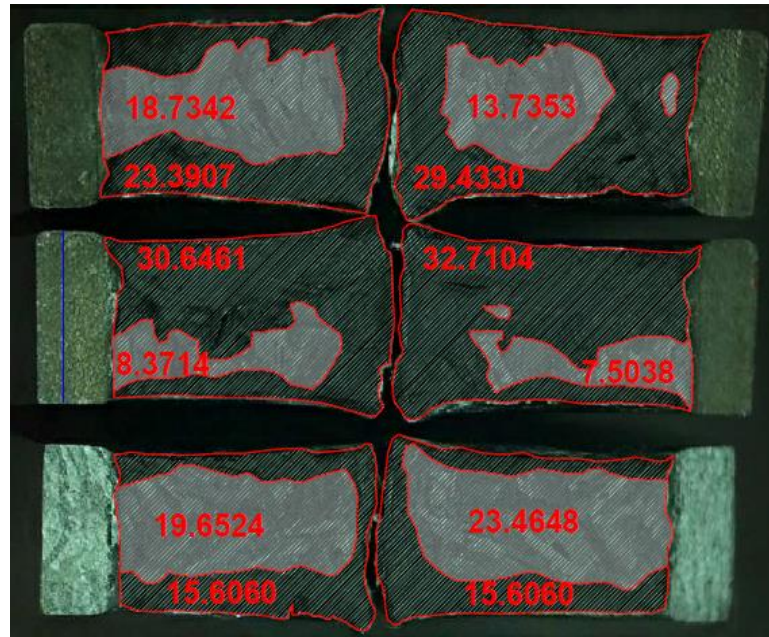


Figura 58 - Correlação entre energia de impacto e área dúctil. Os pontos em amarelo são AA, azul BA e verde MB.

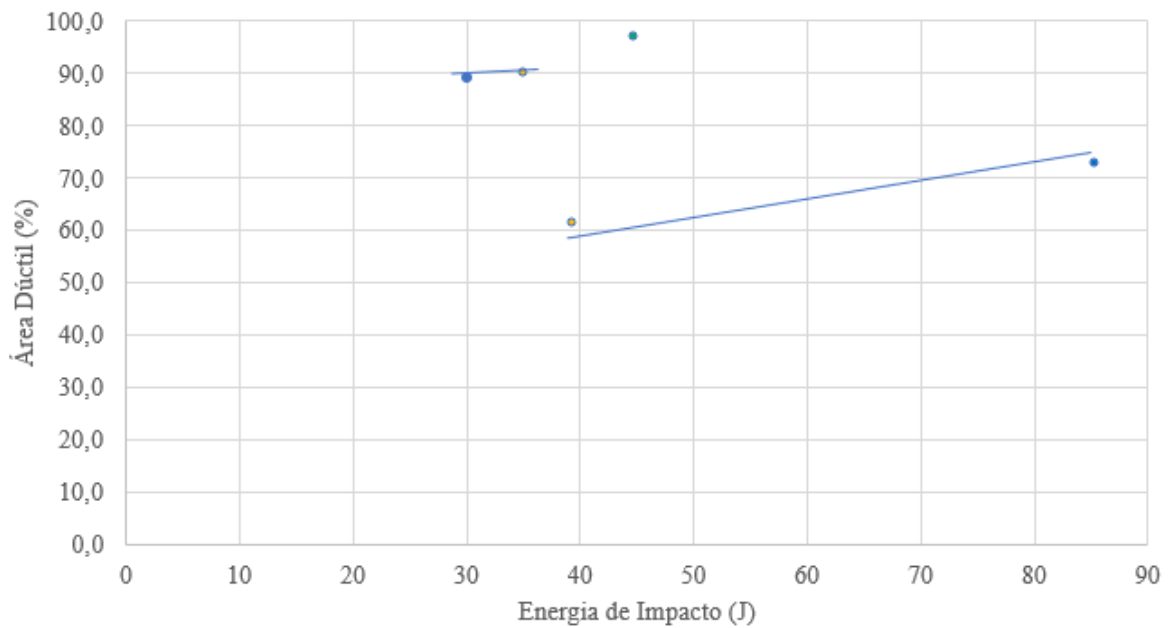


Tabela 16 - Média das áreas dúcteis e frágeis para cada condição de soldagem, energia de fratura e expansão lateral (EL) de corpos de prova Charpy.

Amostras	Dúctil (%)	Frágil (%)	Impacto	
			(J)	EL (%)
BA - Metal de Solda	73	27	91*	26
AA - Metal de Solda	61	38	35	15
BA - ZTA	89	11	30	11
AA - ZTA	90	10	35	15
MB	97	3	45	18

*Eliminando o corpo de prova com evidente vazio (Figura 12-a)

4.3.5 Fractografia

Imagens por microscopia eletrônica de varredura do metal base e da ZTA da amostra AA são vistas nas Figura 59 e Figura 61, respectivamente, e mostram claramente a existência dos detalhes conhecidos como delaminações ou trincas secundárias. As micrografias foram obtidas visando aproximadamente o centro da região fraturada, com o chanfro na extremidade superior das micrografias. Foi tomado o cuidado de observar as regiões entre as delaminações, que são as que ocupam a maior parte das superfícies de fratura, portanto são mais representativas do mecanismo de fratura. Estão mostradas apenas as micrografias da ZTA da amostra AA, pois foi verificado não haver diferenças entre esta e a ZTA da amostra BA, apesar das diferentes taxas de resfriamento. Além do mais, como mostrado na Tabela 11, na relação de fases α/γ para o metal de solda prevalece ligeiramente a fase austenita.

Figura 59 – A superfície de fratura do metal base (a) mostra a delaminação a esquerda.

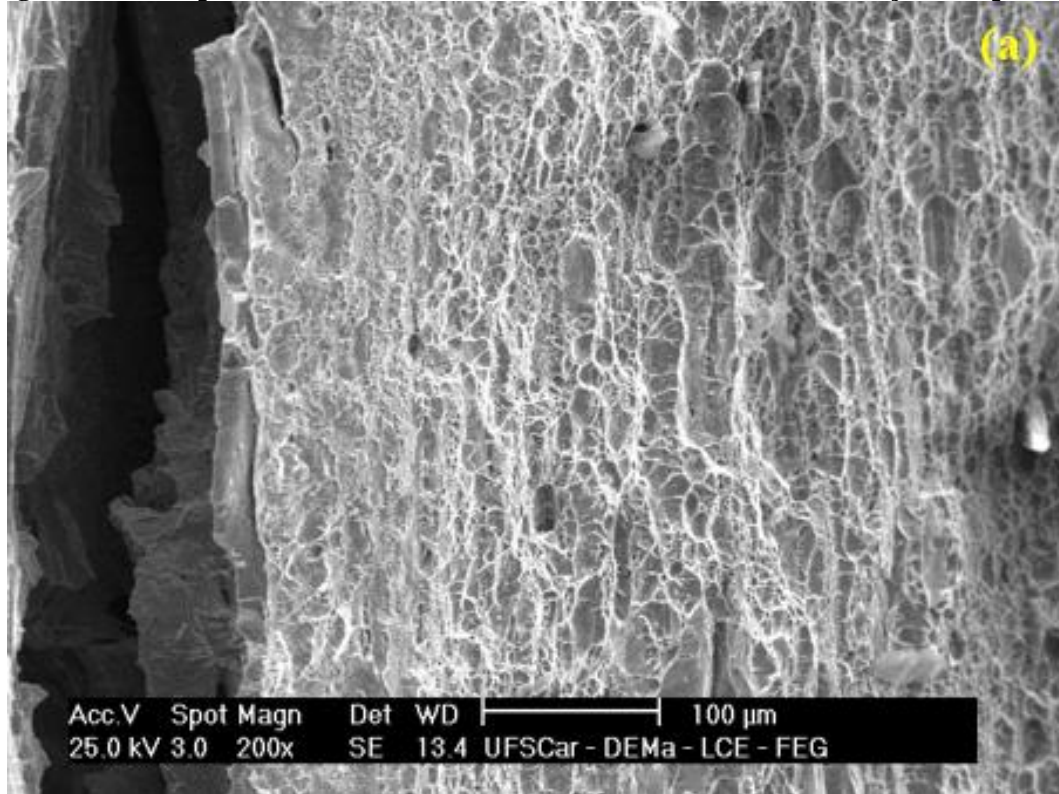


Figura 60 - Mostra a superfície de fratura do metal de base (b) com regiões alveolares (austenita) e planos de clivagem (ferrita).

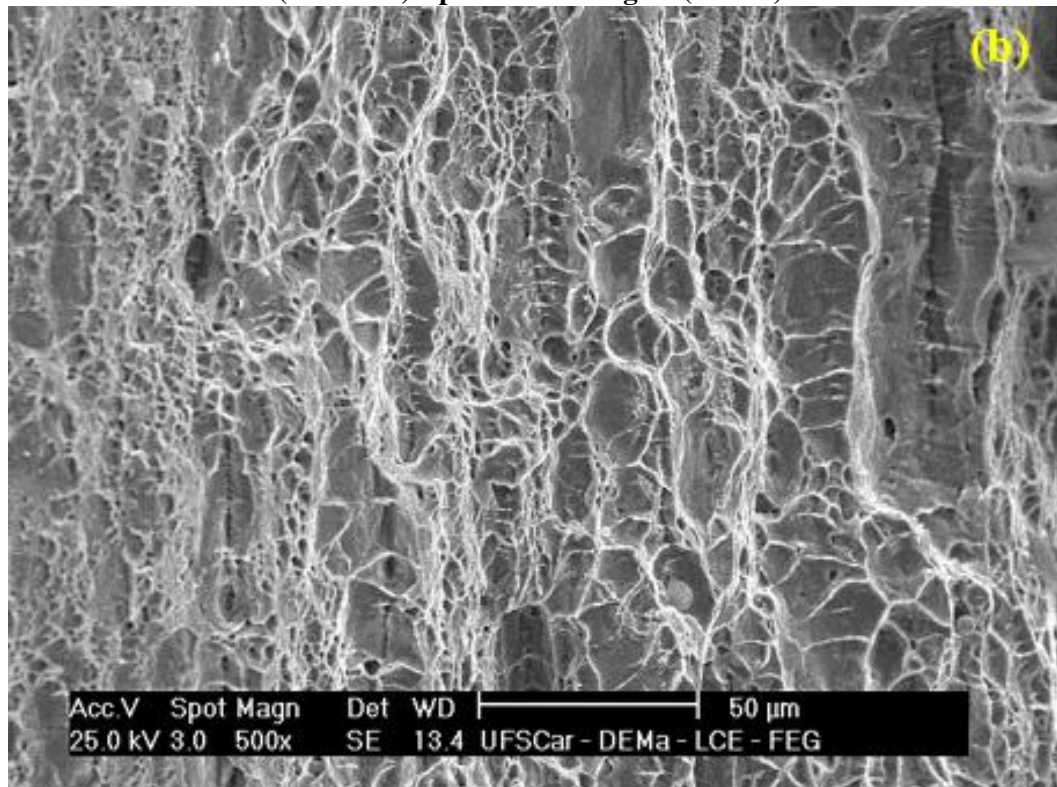


Figura 61 – Mostra a superfície de fratura da ZTA, amostra AA (a).

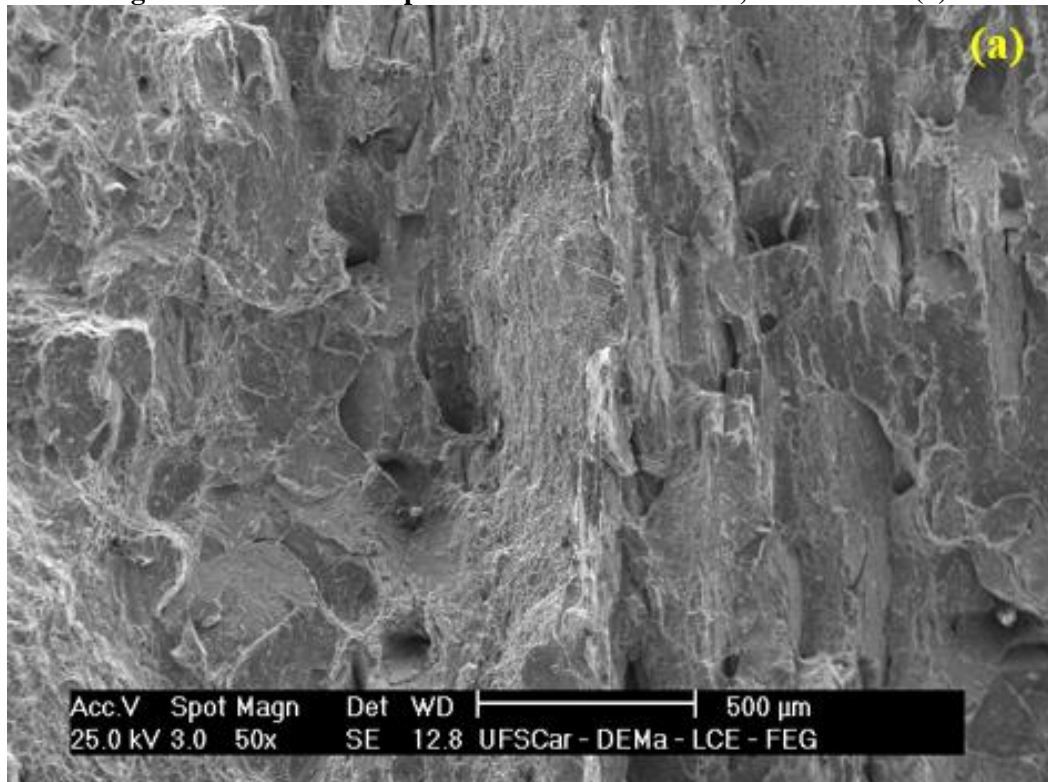


Figura 62 - Mostra a superfície de fratura da ZTA, amostra AA (b) com incremento de regiões de clivagem e redução nas dimensões dos alvéolos.

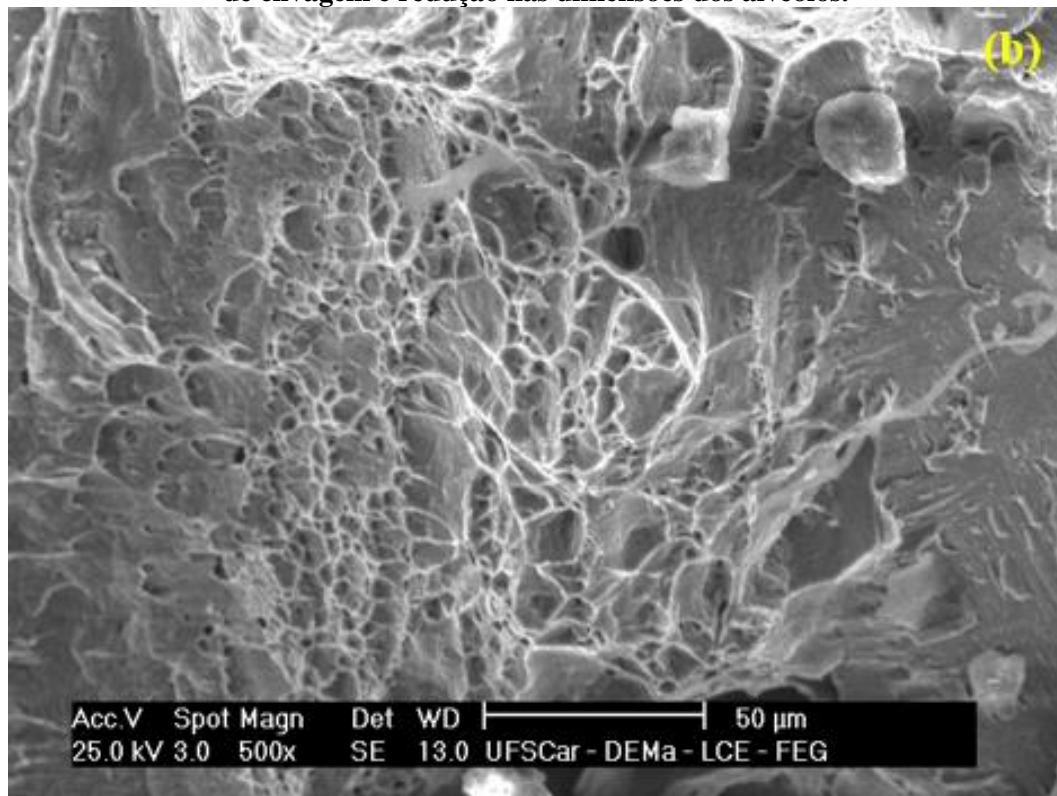
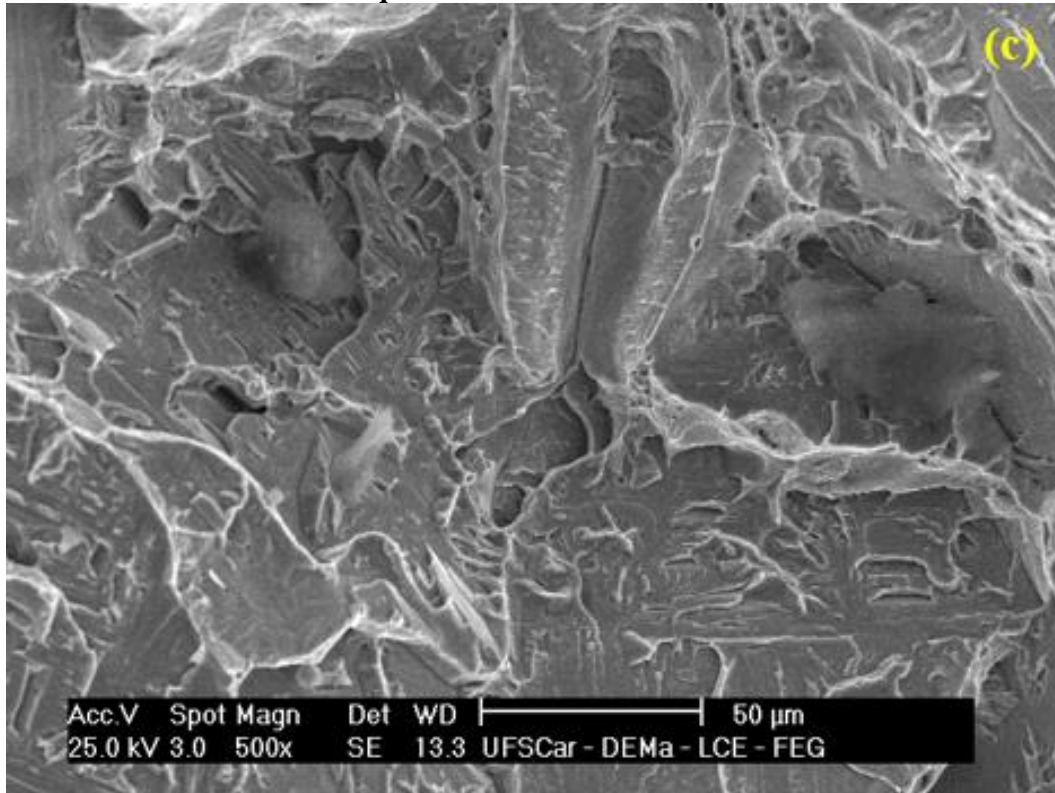


Figura 63 - Mostra a superfície de fratura da ZTA, amostra AA (c) com planos de clivagem em destaque entre alvéolos de austenita.



As regiões observadas tem o seguinte aspecto:

(i) *Metal base*: as Figura 59-a e 59-b mostram os típicos alvéolos do modo de fratura dúctil, que ocupam os espaços entre as delaminações, uma das quais é exemplificada no lado esquerdo da Figura 59-a, propagando-se perpendicularmente à superfície de fratura. Os alvéolos se alinham lado a lado com as regiões de clivagem, refletindo o alinhamento das fases causado pela laminação da chapa e variam em dimensão, os menores indicando boa ductilidade. A Figura 59-b mostra regiões dúcteis lado a lado de regiões planas ou de clivagem. Lembrando que a austenita é mais dúctil que a ferrita, onde conclui-se que a fratura da austenita corresponde às regiões alveolares e a ferrita às de clivagem. Uma trinca perpendicular ao plano de fratura aparece do lado direito da Figura 59-b;

(ii) *ZTA – amostra AA*: a superfície de fratura da ZTA também mostra o alinhamento que reflete a microestrutura original, e isto é bem evidente na Figura 62. No entanto, a região dúctil reduziu-se acentuadamente, além da dimensão média dos alvéolos ser bem maior do que a observada no metal base, indicando menor ductilidade. Aparecem grandes áreas de clivagem e também algumas trincas secundárias alinhadas com as regiões dúcteis, Figura 62 e Figura 63.

4.4 CORROSÃO LOCALIZADA

Para avaliar a influência dos diferentes aportes térmicos na resistência à corrosão foi realizado a ASTM G48, método A. A Tabela 17, mostra os dados obtidos a partir do ensaio de imersão em cloreto férrico. Nota-se que o metal de base apresentou os menores valores para perda de massa ($219,1 \pm 49$ mdd) em relação as amostras soldadas, indicando um melhor comportamento de resistência à corrosão localizada.

Entre as amostras soldadas, a junta soldada com maior aporte térmico (AA) apresentou uma perda de massa ligeiramente maior em comparação com a de menor aporte térmico (BA). Isso sugere que a utilização de um aporte térmico menor resulta em uma menor degradação da resistência à corrosão localizada do aço S32101 soldado, pois promove uma menor precipitação de Cr_2N na ZTA, Figura 46.

As Figura 64 e Figura 65 apresentam aspectos superficiais das amostras soldadas após o ensaio de imersão em temperatura ambiente, nas quais é possível notar uma nucleação preferencial dos pites na interface solda / metal de base, região que coincide com a ZTA. Pelas figuras, também se observa que o ataque corrosivo foi mais pronunciado nas amostras soldadas com maior aporte térmico, fato que corrobora com os valores médios de perda de massa apresentados na Tabela 17.

Tabela 17 - Perda de massa das amostras após 30 hs (3º dia).

Amostras	dm ²	Massa (mg) - 0 hs	Massa (mg) - 30hs - 3º dia	mdd (mg/dm ² .dia)	Média	Desvio Padrão
MB-1	0,173	23.722	23.667	254	219,1	± 49
MB-2	0,173	23.677	23.637	184		
BA-1	0,183	29.163	29.019	631	505,6	± 177,6
BA-2	0,185	29.772	29.684	380		
AA-1	0,184	32.930	32.804	551	591,6	± 57,6
AA-2	0,185	33.404	33.258	632		

Figura 64 - Macrografias de corrosão localizada nas regiões estudadas - amostra AA.

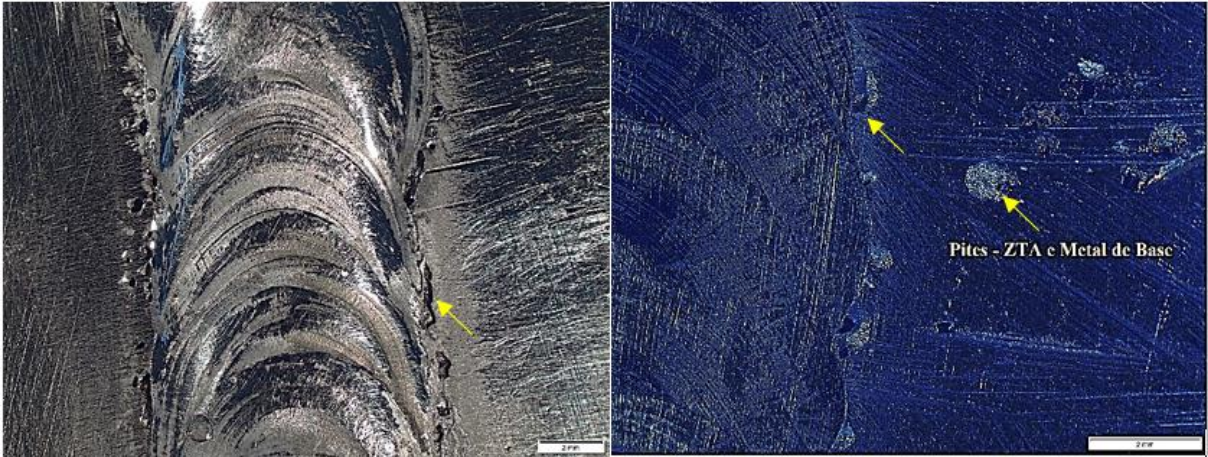
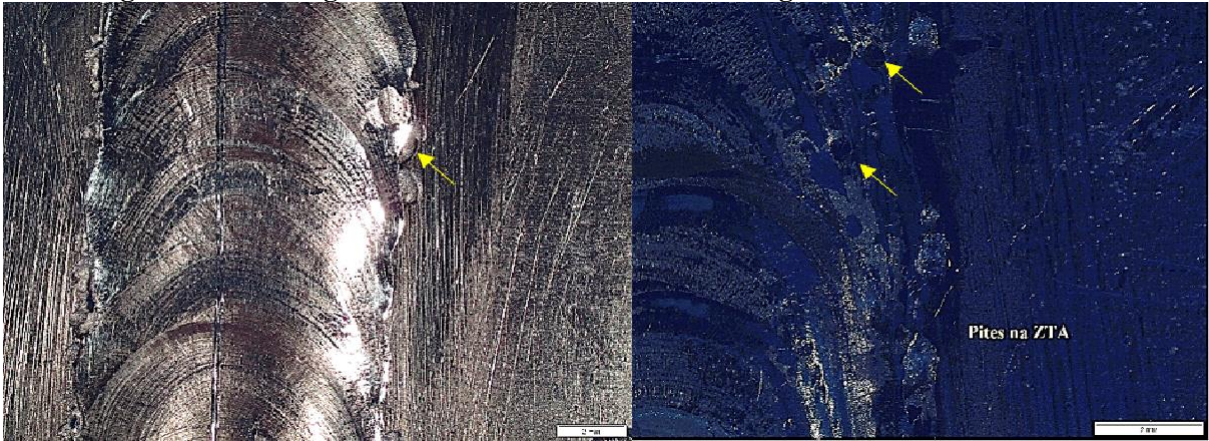


Figura 65 - Macrografias de corrosão localizada nas regiões estudadas - amostra BA.



5 CONCLUSÕES

(i) Os registros das curvas de resfriamento da ZTA mostram que a taxa de resfriamento é inversamente proporcional ao valor do aporte térmico, mas cálculos utilizando o método de Rosenthal deram valores cerca de meia ordem de grandeza menores do que os experimentais;

(ii) Micrografias da ZTA mostram que esta região é muito estreita, cerca de 350 μm na amostra AA e 200 μm na BA. Medidas da relação de fases por indução magnética mostraram no metal depositado e metal de base relação α/γ da ordem de 40%, em ambas as amostras. Na ZTA a proporção de ferrita na amostra BA é ligeiramente maior. Foi detectada razoável quantidade de precipitados Cr_2N na ferrita da ZTA, principalmente na amostra AA;

(iii) Os ensaios de tração mostraram razoável endurecimento por deformação com alongamento uniforme. Todos os corpos de prova se romperam no metal de solda. Os valores de σ_y e σ_U foram maiores que os do S32205 e os do próprio S32101, enquanto o alongamento foi 30 a 40% menor que o do metal base. O alongamento médio da amostra que experimentou maior taxa de resfriamento (BA) foi de 20% *versus* 26% da AA, mas de modo geral, o parâmetro ‘taxa de resfriamento’ teve pouca influência no comportamento em tração;

(iv) O ensaio de dobramento foi completado sem trincas aparentes na face externa no metal de solda, mas exibiu defeitos visíveis de falta de penetração na altura do 1º passe;

(v) O ensaio Charpy a -46°C mostrou que a ZTA exhibe a menor energia de fratura das regiões da junta. A amostra BA apresentou metal de solda com mais de 70 J, mas inexplicavelmente a amostra AA alcançou apenas 39 J. Os resultados numéricos do ensaio estão de acordo com as medidas da expansão lateral e com a proporção de áreas de fratura frágil dos corpos de prova;

(vi) As juntas mostraram corrosão localizada ao longo das ZTA`s em ambas as amostras, mas com maior intensidade na AA;

(vii) Em linhas gerais o presente estudo mostrou comportamento aceitável das juntas soldadas em S32101, principalmente as amostras AA. Em todas as condições as amostras exibiram valores de impacto Charpy superiores aos estabelecidos pela norma Petrobras.

6 SUGESTÕES PARA ESTUDOS FUTUROS

Trabalhos futuros focando o aço S32101 deverão ser realizadas sobre soldas de um só passe, por exemplo GTAW (Gás Tungsten Arc Welding) com dupla fusão, muito utilizado durante a construção de tanques de armazenamento. Será útil aplicar um intervalo maior de

energias de arco, com pelo menos três valores diferentes e utilizar uma técnica mais apurada para medição de taxas de resfriamento do metal de solda e ZTA. Também realizar estudos específicos nessa região: microestrutura, precipitação (medidas quantitativas), propriedades mecânicas (sobre amostras simuladas em equipamento GLEEBLE) e corrosão sob tensão. É de especial interesse a comparação da estabilidade térmica do S32101 com a do aço S32205 em diversas condições de tratamento isotérmico.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ADAMS Jr., C. M. Cooling rates and peak temperatures in fusion welding. **Welding Journal**. v. 37, n° 5, p. 210s-215s, 1958.

ASM – AMERICAN SOCIETY FOR METALS. **Metals Handbook**. v. 4. Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials. ASM International, 9ª. Ed., Metals Park – Ohio, p. 3470, 1992.

AWS – AMERICAN WELDING SOCIETY. **Welding Handbook**. v. L. Welding Technology. 9ª. Ed., Miami, 2001.

ATAMERT, S., KING, J. E. Super duplex stainless steel. Part I. heat affected zone microstructure. **Materials Science and Technology**. v. 8, n° 10, p. 896-911, 1992.

BREDA, M., PELLIZZARI, M., FRIGO, M. σ -phase in lean stainless steel duplex steel sheets. **Acta Metall Sinica**, v. 28 (3), p. 331-337, 2015.

CALLIARI, I., BRUNELLI, K., ZANELATO, M. *et al.* Microstructural modification during isothermal ageing of a low nickel duplex stainless steel. **Journal of Materials Science**. v. 44, p. 3764–3769, 2009.

CHALES, J., FARIA, R. A. Aços Inoxidáveis, especificações e aplicações. ARCELORMITTAL. **Catálogo**. Janeiro, 2008.

CHAN, K.W., TJONG, S.C. Effect of secondary phase precipitation on the corrosion behavior of duplex stainless steels. **Materials**. v. 7, p. 5268-5304, 2014.

CHEN T. H., YANG J. R. Effects of solution treatment and continuous cooling on σ -phase precipitation in a 2205 duplex stainless steel. **Mater. Sci. Eng. A**. v. 311, p. 28-41, 2001.

CORROSÃO PROVA PERDAS DE 30% DA PRODUÇÃO MUNDIAL DE FERRO E AÇO. Notícias de Mineração Brasil. 2020. **Negócios**. Empresas. Disponível em: <<https://www.noticiasmidminerao.com/empresas/news/1395724/corrosão-provoca-perdas-de-30-da-produção-mundial-de-ferro-e-aço>>. Acesso em: 15 jan. 2021.

COSTA, R.C.S. 3º Congresso Brasileiro de P&D em Petróleo e Gás. **Anais**. Salvador, 2005.

CURLL, C. H. Subsize Charpy Correlation with Standard Charpy. **Materials Research and Standards**, 1, 91-94, 1961.

DEMO J.J. Structure and constitution of wrought stainless steels. In: **Handbook of Stainless Steels**. McGraw Hill, N.Y., 1977.

DENG, B.; JIANG, Y.; XU, J.; SUN, T.; GAO, J.; ZHANG, L.; ZHANG, W.; LI, J. Application of the modified electrochemical potentiodynamic reactivation method to detect susceptibility to intergranular corrosion of a newly developed lean duplex stainless steel LDX 2101. **Corrosion Science**, v. 52, p. 969-977, 2010.

ERICSSON C., SANDSTRÖM R., SIEURIN H., LAGERQVIST O. EISELE U., SCIEDERMAIER J., RUIZ R. L., Background document 3.5. **EcoPress**. European research 5th framework. 2003.

GARCIA, E. R. V. **Efeito da corrente de soldagem do processo TIG pulsado autógeno na microestrutura na zona fundida dos aços inoxidável duplex UNS S32304 e UNS S32101**. São Paulo, 2011. 180 p. Dissertação (Mestrado) – Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Escola Politécnica, Universidade de São Paulo. São Paulo, 2011.

GIRALDO, C. P. S.: **Precipitação de fases intermetálicas na zona afetada pelo calor de baixa temperatura (ZACTB) na soldagem multipasses de aços inoxidáveis duplex**. São Paulo, 2001. 144p. Dissertação (Mestrado) – Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Escola Politécnica, Universidade de São Paulo. São Paulo, 2001.

GUNN, R. Duplex Stainless Steels: Microstructure, Properties and Application. 1ª Ed. **Woodhead Publishing**, 1997.

HASHEMDAZEH, M. **Comparison Between Different Heat Sources Types in Thin-Plate Welding Simulation**". Developments in Maritime Transportation and Exploitation of Sea Resources. London, UK: Francis & Taylor Group, 2013.

HERTZMAN, S., SYMNIOTIS, E. Influence of Nitrogen Content and Welding Procedure on Microstructure and Pitting Corrosion Resistance of 22Cr Duplex Stainless Steel. **Stainless Steels**. Int. Conf. on Stainless Steels, Nippon Convention Centre, Chiba, Japan, p. 1085-1093, 1991.

HONEYCOMB, J.; GOOCH, T. G. **Arc welding ferritic-austenitic stainless steels: prediction of weld area microstructure**. Weld. Inst. Res. Report. p 286, 1985.

IACOVIELLO, F.; DI COCCO, V. E.; NATALI, S. **High temperature embrittled duplex stainless steels: influence of the chemical composition on the fatigue crack propagation**. Procedia Structural Integrity. v.3, p 308-315, 2017.

JANA, S. Effect of heat input on HAZ properties of two duplex stainless steels. **Journal of Materials Processing Technology**. v. 33, p. 247-261, 1992.

JOHNSON, J.; RECK, B. K.; WANG, T.; GRAEDEL, T. E. The energy benefit of stainless steel recycling. **Energy policy**. v. 36, n. 1, p. 181–192, 2008.

JOHANSSON, P.; LILJAS, M. Avestapolarit Corrosion Management and Application Engineering. 24:17, 2002.

JOHANSSON, P.; LILJAS, M. Fracture toughness of the lean duplex stainless steel LDX 2101. in Proc. 4th European Stainless Steel Science and Market Congress, Association Technique de la Siderurgie Francaise (ATS), Paris, France, pp. 1–26, 2002.

KAÇAR, R.; ACARER, M. Microstructure – property relationship in explosively welded duplex stainless steel – steel. **Materials Science & Engineering**, v. 363, p. 290–296, 2003.

KAUFMAN, L., BERNASTEIN, H. Computer Calculation of Phase Diagrams. **Academic Press**, New York, 1970.

KNYAZEVA, M.; POHL, M. Duplex Steels: Part I: Genesis, Formation, Structure. *Metallography*, **Microstructure and Analysis**, v. 2, n. 2, p. 113–121, 2013.

LILJAS, M.; JOHANSSON, P. H.-P. LIU, OLSSON, C. -O. A. Development of a lean duplex stainless steel. **Steel Research International**. n. 6, p. 466–473, 2008.

LIPPOLD, J. C., LIN, W., BRANDI, S., VAROL, I., BAESLACK, W. A. Heat-affected zone microstructure and properties in commercial duplex stainless steels. **Duplex Stainless Steels**. Glasgow, Scotland, 1994.

LO, K. H.; SHEK, C. H.; LAI, J. K. L. Recent developments in stainless steels. **Materials Science & Engineering**. v. 65, p. 39– 04, 2009.

MACHADO, I. G. *Condução de Calor na Soldagem - Fundamentos e Aplicações*. 1ª Ed. Porto Alegre. p. 119, 2000.

MARQUES, P. V.; MODENESI, P. J. Algumas Equações Úteis em Soldagem. **Soldagem & Inspeção**. São Paulo. v. 19, n. 1, p.91-102. 2014.

MESSLER, R.W. *Principles of welding: processs, physics, chemistry and metallurgy*. **New York: Wiley Interscience**. 2004.

MNC Handbook. nr 4, Rostfria stål Metallnormcentralen. Suécia, 1983.

MODENESI, P. J; MARQUES, P. V.; SANTOS, D. B. *Introdução à Metalurgia de Soldagem*. Belo Horizonte: Universidade Federal de Minas Gerais - Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, 2006.

NILSSON, J.-O. Super duplex stainless steels. *Mater. Sci. Tech.*, v. 8, p. 685-700, 1992.

NILSSON, J.O., KANGAS, P., KARLSSON, T., WILSON, A., Mechanical Properties, Microstructural Stability and Kinetics of s-Phase Formation in 29Cr-6Ni-2Mo-0.38N Superduplex Stainless Steel. **Metall Mat Trans**. v. 31A, p. 35-45, 2000.

NOWACKI, J., LUCKOJC, A. Microstructural transformations of heat affected zone in duplex stainless steel weld joints. **Materials Characterization**. v. 56 (4 – 5), p. 436-441. 2006.

OLSSON, J.; SNIS, M. Duplex – A new generation of stainless steels for desalination plants. **Desalination**. v. 205, p. 104–113, 2007.

OGAWA, T.; KOSEKI, T., Effect of composition profiles on metallurgy and corrosion behavior of duplex stainless steel welds metals. **Welding Journal**. v. 68, p. 181-191, 1989.

OTERO, E.; UTRILLA, M. V. Weldability of a 2205 duplex stainless steel using plasma arc welding. **Materials Processing Technology**. v. 182, p. 624–631, 2007.

OUTOKUMPU Handbook Stainless Steel. **Avest Research Centre**. Suécia. 2013.

PADILHA, A. F., GUEDES, L. C. Aços Inoxidáveis Austeníticos - Microestrutura e Propriedades. Hemus Ed. Ltda. p. 63-75, 1994.

PARK, J. S., YOON, Y. K., Evaluation of thermal aging and embrittlement of duplex stainless steel by electrochemical methods. **Scripta Metallurgica et Materialia**. v. 32, p. 1163–1174, 1995.

PAULI, E. A. **Estudo da soldabilidade do aço inoxidável lean duplex UNS S82441 utilizando o processo MIG/MAG com diferentes energias de soldagem**. Tese (Doutorado) – Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Escola Politécnica, Universidade de São Paulo. São Paulo, 2017.

Practical Guidelines for the Fabrication of Duplex Stainless Steel. **IMOA**. 3ª Ed. Disponível em: <https://www.imoa.info/download_files/stainless-steel/Duplex_Stainless_Steel_3rd_Edition.pdf>. Acesso em: 10 dez. 2019.

PECKNER, D.; BERNSTEIN, I.M. **Handbook of Stainless Steels**. McGraw-Hill, 1977.

PEREIRA, P. A. S. **Efeito da energia de soldagem na microestrutura de um aço inoxidável duplex e super duplex**. Tese (Doutorado). Universidade Estadual do Norte Fluminense Darcy Ribeiro, Rio de Janeiro, 2009.

PICKERING, F. B. Physical metallurgy of stainless steel developments. **International Metals Reviews**, n.21, p. 227-268, 1976.

POHL, M. The ferrite / austenite ratio of duplex stainless steels. **Zeitschrift für Metallkunde, München**. v. 86, n. 2, p. 97–102, 1995.

ROBERGE, P. **Handbook of Corrosion Engineering**. 2ª Ed. McGraw-Hill Education, LLC. 2012.

ROSENTHAL, D. Mathematical theory of heat distribution during welding and cutting. **The Welding Journal**. v. 20, p. 220s-234s, 1941.

ROSENTHAL, D. The theory of moving sources of heat and its application to metal treatment. **Transactions of the ASME**, v. 68, p. 849-866, 1946.

SANTOS, N. F.; ESTEVES, L.; GARCIA, J. H. N.; JUNIOR, R. C.; MODENESI, P. J.; SILVA, B. P.; AOKI, I. V.; CAMPOS, R. C. Microstructural and corrosion resistance of lean duplex stainless steel UNS S32304 welded by saw with cold wire addition. **Corrosion**, v. 76, 2020.

SASTRI, V. S. Green corrosion inhibitors: theory and practice. Wiley, Hoboken, 2011.

SATHIRACHINDA, N. PETERSON, R., PAN, J. Study of mobility of chromium nitrides in isothermally aged duplex stainless steels by using SKPFM and SEM/EDS. **Corrosion Science**. v. 52, p. 179-186, 2010.

SEDRIKS, A. J. Effects of alloy composition and microstructure on the passivity of stainless steel. **Corrosion**. n. 7, v. 42, p. 376-89, 1986.

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

SIEURIN, H., SANDSTRON, R., Austenite reformation in the HAZ of a DSS 2205. **Material Science Engineering A**, v. 418, p. 250-256, 2006.

SIEURIN, H.; SANDSTROM, R.; WESTIN E. L. Fracture toughness of the lean duplex stainless steel LDX 2101. **Metall Mat Trans A**. v. 37, p. 2975–2981, 2006.

SOLOMON, H. D.; DEVINE, T. M. Duplex stainless steels: a tale of two phases. Conference of the Duplex Stainless Steels. **ASM**, Ohio, p. 693–756, 1982.

TAVARES, S.S.M. O maravilhoso mundo dos aços inoxidáveis. **Apostila do departamento de engenharia mecânica**. UFF. 1997.

TURNBULL, A.; FRANCIS P. E.; RYAN, M. P.; ORKNEY, L. A.; GRIFFITHIS, A. J.; HAWKINS, B. A novel approach to characterizing the corrosion resistance of super duplex stainless steel welds. **Corrosion**, v. 58, p. 1039-1048, 2002.

Uranus 45N – Forming and Welding Procedures. **Catalogue of Creusot-Loire Industrie**. 1997.

WESTIN, E. M. **Microstructure and properties of welds in the lean duplex stainless steel LDX 2101**. Tese (doutorado) - Department of Materials Science and Engineering. Royal Institute of Technology. School of Industrial Engineering and Management, Suécia, 2010.

WESTIN, E. M.; BROLUND, B.; HERTZMAN, S. Weldability aspects of a newly developed duplex stainless steel LDX 2101. **Research International**, v. 79, p. 473 – 481, 2008.