

DOUGLAS NEVES GARCIA

COMPORTAMENTOS MECÂNICO E METALÚRGICO  
DE JUNTA SOLDADA EM AÇO ASTM A182 F22  
APLICADO NA INDÚSTRIA OFFSHORE



UNIVERSIDADE FEDERAL DE UBERLÂNDIA  
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA  
2018

DOUGLAS NEVES GARCIA

COMPORTAMENTOS MECÂNICO E METALÚRGICO  
DE JUNTA SOLDADA EM AÇO ASTM A182 F22  
APLICADO NA INDÚSTRIA OFFSHORE

Tese apresentada ao Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Uberlândia, como parte dos requisitos para a obtenção do título de **DOUTOR EM ENGENHARIA MECÂNICA**.

Área de Concentração: Materiais e Processos de Fabricação.

Orientador: Prof. Dr. Valtair Antônio Ferraresi

UBERLÂNDIA – MG

2018

Dados Internacionais de Catalogação na Publicação (CIP)  
Sistema de Bibliotecas da UFU, MG, Brasil.

---

G216c  
2018 Garcia, Douglas Neves, 1982-  
Comportamentos mecânico e metalúrgico de junta soldada em aço  
ASTM A182 F22 aplicado na indústria offshore [recurso eletrônico] /  
Douglas Neves Garcia. - 2018.

Orientador: Valtair Antonio Ferraresi.

Coorientador: Carlos Alberto Mendes da Mota.

Tese (Doutorado) - Universidade Federal de Uberlândia, Programa  
de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica.

Disponível em: <http://dx.doi.org/10.14393/ufu.te.2018.807>

Inclui bibliografia.

Inclui ilustrações.

1. Engenharia mecânica. 2. Aço - Soldagem. 3. Aço - Propriedades  
mecânicas. 4. Aço - Teor de hidrogênio. I. Ferraresi, Valtair Antonio  
(Orient.). II. Mota, Carlos Alberto Mendes da (Coorient.). III. Univer-  
sidade Federal de Uberlândia. Programa de Pós-Graduação em Enge-  
nharia Mecânica. IV. Título.

---

CDU: 621

Maria Salete de Freitas Pinheiro - CRB6/1262

DOUGLAS NEVES GARCIA

COMPORTAMENTOS MECÂNICO E METALÚRGICO DE  
JUNTA SOLDADA EM AÇO ASTM A182 F22 APLICADO NA  
INDÚSTRIA OFFSHORE

Tese \_\_\_\_\_ pelo Programa de Pós-  
Graduação em Engenharia Mecânica da Universidade  
Federal de Uberlândia.

Área de Concentração: Materiais e Processos de  
Fabricação

Banca Examinadora:

---

Prof. Dr. Valtair Antonio Ferraresi – UFU - Orientador

---

Prof. Dr. Carlos Alberto Mendes da Mota – UFPA – Coorientador

---

Prof. Dr. Louriel Oliveira Vilarinho – UFU

---

Prof. Dr. Douglas Bezerra de Araújo – UFU

---

Prof. Dr. Márcio Bacci da Silva – UFU

---

Prof. Dr. Valdemar Silva Leal – IFMA

**Uberlândia, 30 de agosto de 2018.**

*“O único lugar onde o sucesso vem antes do trabalho é no dicionário”*

(Albert Einstein)

## AGRADECIMENTOS

A minha mãe pelo amor incondicional e por seu incentivo nos momentos que fraquejei.

Ao Prof. Valtair Antônio Ferraresi por sua orientação e amizade.

Ao Prof. Carlos Alberto Mendes da Mota por sua contribuição técnica no desenvolvimento deste trabalho, mas principalmente pela amizade e confiança depositada durante esses anos.

À Universidade Federal de Uberlândia e à Faculdade de Engenharia Mecânica pela oportunidade de realizar este Curso.

Aos professores da Pós-graduação da Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Uberlândia, pelos conhecimentos passados ao longo do curso de pós-graduação.

Ao Laboratório de Desenvolvimento de Processos de Soldagem (LAPROSOLDA), coordenado pelo Prof. Dr. Louriel, por disponibilizar a infraestrutura para desenvolvimento das atividades experimentais e materiais consumo.

Ao Grupo de Estudos em Tecnologia de Soldagem (GETSOLDA), Universidade Federal do Pará, coordenado pelo Prof. Dr. Carlos Mota, por disponibilizar a infraestrutura para desenvolvimento de atividades na fase inicial desse trabalho, além do fornecimento de materiais consumo. E ao discente Felipe Teixeira por sua contribuição.

Ao Laboratório de Pesquisa e Tecnologia em Soldagem, Universidade Federal do Ceará, em especial ao Prof. Dr. Hélio Miranda pela disponibilização do equipamento para o ensaio de CTOD, e ao Prof. Willys Aguiar pelo acompanhamento durante a realização do ensaio.

Ao Laboratório de Tecnologia em Atrito e Desgaste, Universidade Federal de Uberlândia, em especial ao Prof. Dr. Sinésio Franco pela disponibilização do equipamento de eletroerosão para o corte dos corpos de prova para o ensaio de CTOD.

Aos meus amigos Edson, Daniel e Gil que tornaram os dias em Uberlândia mais agradáveis e que me ajudaram ao longo dessa caminhada.

Aos colegas da Faculdade de Engenharia Mecânica, Campus Tucuruí, Universidade Federal do Pará, pela compreensão, apoio e liberação parcial para conclusão do doutorado.

A todos aqueles que de alguma forma contribuíram para a realização deste trabalho.

## Resumo

O presente trabalho tem por objetivo estudar a viabilidade técnica e econômica da substituição do metal de adição Inconel 625 utilizado normalmente na soldagem dos aços ASTM A182 F22 e API 5L X80 aplicados na indústria offshore. Foi avaliado os comportamentos mecânico e metalúrgico da junta soldada dos aços ASTM A182 F22 e X80 com diferentes materiais de adição (AWS ERNiCrMo-3, ER 309L-Si, AWS ER 80S-G) aplicados na indústria offshore. Foi analisada a viabilidade da aplicação do método de Higuchi sobre o aço ASTM A182 F22, para deposição da camada de amanteigamento, de modo a eliminar a necessidade do emprego de tratamento térmico de alívio de tensão (TTAT). Foram realizados ensaios de dureza, microdureza, tração e de fratura para avaliar as propriedades mecânicas das interfaces de amanteigamento, avaliando também o efeito do hidrogênio nas propriedades mecânicas das juntas soldadas através do ensaio de tração. A caracterização microestrutural das interfaces de amanteigamento foi realizada utilizando microscopia óptica, microscopia eletrônica de varredura e análises de EDS. A aplicação do método Higuchi levou a redução da dureza na ZAC para valores próximos a 280 HV, no entanto esses valores ficaram acima do valor máximo exigido pela norma NACE MR0175 (<250 HV). Na região da interface dissimilar de amanteigamento houve a formação de zona parcialmente misturada (ZPM). As ZPMs apresentaram pontos de elevada dureza, mesmo com o emprego do TTAT, não sendo possível reverter essas regiões. A interface formada com o metal de solda 80S-G não apresentou a formação de ZPMs. O ensaio de tração das amostras hidrogenadas revelou a redução das propriedades mecânicas do aço F22. As amostras hidrogenadas retiradas das juntas soldadas falharam no metal de base, sendo que a presença do hidrogênio na estrutura do aço F22 mudou o modo de fratura de dúctil para frágil. Os ensaios de fratura não revelaram diferenças de tenacidade entre as interfaces dissimilar (ERNiCrMo-3) e similar (80S-G) e os resultados indicam que o efeito benéfico do TTAT e revenimento da ZAC sobrepôs ao efeito prejudicial de descarbonetação na interface dissimilar.

*Palavras chave: Teste de Higuchi. Aço F22. Soldagem dissimilar. Fragilização por hidrogênio. CTOD.*

## Abstract

The present work evaluated the mechanical and metallurgical behavior of the ASTM A182 F22 and X80 steel weld joints with different filler metals (AWS ERNiCrMo-3, ER 309L-Si, AWS ER 80S-G) applied in the offshore industry. The application of the Higuchi method on ASTM A182 F22 steel deposition in a buttery layer was analyzed in order to eliminate the need to use a heat stress relief treatment (HSRT). Hardness, microhardness, tensile and fracture tests were implemented to evaluate the mechanical properties of the buttery. The hydrogen effect on the mechanical properties in welded joints was also evaluated through the tensile test. The microstructural characterization of buttery interfaces was made by optical microscopy, scanning electron microscopy and EDS analysis. The Higuchi method led to reduction of the hardness values in ZAC close to 280 HV, however these values were over the maximum value required by the NACE standard (<250 HV). In the dissimilar interface of buttery there was a formation of partially mixed zone (PMZ). The PMZs showed high hardness points, even with a HSRT, and was not possible to temper these areas. The interface formed with the 80S-G weld metal did not present the PMZs. The hydrogenated tensile test samples demonstrated a reduction on F22 mechanical properties. The hydrogenated samples taken from the welded joints failed in the base metal indicating that the presence of the hydrogen in the F22 structure change the fracture mode from ductile to brittle. The fracture tests did not show differences of tenacity between dissimilar (ERNiCrMo-3) and similar (80S-G) interfaces and the results indicated that the beneficial effect of HSRT and ZAC tempering overlapped the detrimental effect of decarburizing in dissimilar interface.

*Key words: Higuchi test. F22 Steel. Dissimilar welding. Hydrogen Fragilization. CTOD.*

## LISTA DE FIGURAS

FIGURA 1.1 - MACROGRAFIA DE UMA SEÇÃO TRANSVERSAL DA UNIÃO DISSIMILAR 8630 – INCONEL 625 (DODGE, 2014).....	2
FIGURA 2.1 - TÉCNICA DE AMANTEIGAMENTO. (A) MEMBRO PREPARADO PARA REVESTIR. (B) FACE DO AMANTEIGADA. (C) FACE AMANTEIGADA PREPARADA PARA A SOLDAGEM. (D) CONJUNTO ALINHADO PARA A SOLDAGEM. (E) JUNTA SOLDADA COM METAL DE ENCHIMENTO DE AÇO INOXIDÁVEL (DAVIS, 2006) .....	7
FIGURA 2.2 - MACROGRAFIA DA SEÇÃO TRANSVERSAL DE JUNTA SOLDADA FORMADA PELO AÇO AISI 8630 E COM ARAME ELETRODO DE INCONEL 625 (OLDEN ET AL., 2003).....	8
FIGURA 2.3 - MICROESTRUTURA DA ZONA AFETADA PELO CALOR E DO METAL DE SOLDA, CONSEQUÊNCIA DO PROCESSO DE SOLDAGEM (FENSKE, 2010).....	11
FIGURA 2.4 - MICROESTRUTURAS DE DIFERENTES REGIÕES DO AÇO 2.25Cr-1Mo SOBREPOSTAS NO DIAGRAMA TRC (PARAMESWARAN ET AL., 2004).....	12
FIGURA 2.5 - REFINO DE GRÃO EM SOLDAGEM DE VÁRIOS CICLOS TÉRMICOS, A) PASSE ÚNICO DE SOLDA; B) MICROESTRUTURA DE SOLDA MULTIPASSE (EVANS, 1980; KOU, 2003);.....	13
FIGURA 2.6 - ILUSTRAÇÃO DOS MODOS DE SOLIDIFICAÇÃO: A) FATORES QUE CONTROLAM O MODO DE CRESCIMENTO DURANTE A SOLIDIFICAÇÃO DE METAIS LÍQUIDOS; B) SOLIDIFICAÇÃO PLANAR DE TETRABROMETO DE CARBONO; C) SOLIDIFICAÇÃO CELULAR DE TETRABROMETO DE CARBONO COM UMA PEQUENA QUANTIDADE DE IMPUREZA; D) SOLIDIFICAÇÃO COLUNAR DENDRÍTICA DE TETRABROMETO DE CARBONO COM VÁRIOS POR CENTO DE IMPUREZA; E) SOLIDIFICAÇÃO EQUIAXIAL DENDRÍTICA DE CICLOHEXANOL COM IMPUREZA (LANCASTER, 1999; KOU, 2003) .....	14
FIGURA 2.7 - REPRESENTAÇÃO ESQUEMÁTICA DO CRESCIMENTO EPITAXIAL E DO CRESCIMENTO COMPETITIVO DE METAL DE SOLDA PRÓXIMO DA LINHA DE FUSÃO (KOU, 2003; WAINER ET AL. 2004).....	15
FIGURA 2.8 - EFEITO DO SUPER-RESFRIAMENTO CONSTITUCIONAL NO MODO DE SOLIDIFICAÇÃO: (A) PLANAR, (B) COLUNAR, (C) COLUNAR DENDRÍTICA, (D) EQUIAXIAL DENDRÍTICA (ONDE: S, L E M DENOTAM SÓLIDO, LÍQUIDO E ZONA PASTOSA, RESPECTIVAMENTE) (KOU, 2003) .....	16
FIGURA 2.9 - ENSAIO DE MICRODUREZA NA ZPM (SILVA, 2010).....	18
FIGURA 2.10 - TRINCA E MICRODUREZA PRÓXIMO À LINHA DE FUSÃO, METAL DE ENCHIMENTO 309L (ROWE ET AL., 1999).....	18

FIGURA 2.11 - ZONA NÃO MISTURADA EM AÇO INOXIDÁVEL 304 SOLDADO COM METAL DE ADIÇÃO 310 (ESQUERDA). RESPECTIVO PERFIL DE COMPOSIÇÃO QUÍMICA (DIREITA) (BAESLACK ET AL., 1979).....	19
FIGURA 2.12 - MORFOLOGIAS DAS MACROSEGREGAÇÕES DO TIPO PRAIA, PENÍNSULA E ILHA (MOUGO, 2012).....	20
FIGURA 2.13 - DIAGRAMAS DE FASE ESQUEMÁTICOS QUE MOSTRAM A INFLUENCIAM DA VARIAÇÃO DA COMPOSIÇÃO QUÍMICA DO METAL DE ENCHIMENTO NA TEMPERATURA LÍQUIDUS DO METAL DE SOLDA: A) METAL DE ADIÇÃO QUE FAZ $TLW < TLB$ ; B) METAL DE ADIÇÃO QUE FAZ $TLW > TLB$ (KOU; YANG, 2007B).....	21
FIGURA 2.14 - ILUSTRAÇÃO DA FORMAÇÃO DE MACROSEGREGAÇÃO NO LIMITE DE FUSÃO (ZONA PARCIALMENTE MISTURADA) QUANDO O METAL DE ADIÇÃO FAZ $TLW < TLB$ : A) PRAIA; B) PRAIA, PENÍNSULA E ILHA (YANG; KOU, 2007B; AGUIAR, 2010) .....	22
FIGURA 2.15 - DIAGRAMA DE SCHAEFLER (MODENESI, 2001) .....	23
FIGURA 2.16 - INTERFACE DA JUNTA AMANTEIGADA, REVESTIMENTO DE INCONEL 625 SOBRE UM SUBSTRATO DE AÇO 8630. ZONAS ASSOCIADAS COM A LINHA DE FUSÃO: 1A ZACGG, COMO SOLDADO (MARTENSITA E BAINITA); 2 CRESCIMENTO PLANAR; 3 CRESCIMENTO CELULAR; 4 COLUNAR DENDRÍTICO; 5 PENETRAÇÃO DO METAL DE SOLDA NA FRONTEIRA DOS GRÃOS; 1B ZACGG APÓS TTAT (FERRITA E MARTENSITA REVENIDA), 6B DEDOS (ALEXANDROV ET AL., 2013).....	25
FIGURA 2.17 - REPRESENTAÇÃO DOS REDEMOINHOS FORMADOS NO METAL DE SOLDA, A) REGIÃO PLANAR NA ZONA PRÓXIMA AO METAL DE BASE E ENTORNO DO REDEMOINHO, B) MAIOR AMPLIAÇÃO DA ÁREA MOSTRANDO PADRÃO DE CRESCIMENTO DENDRÍTICA DENTRO DO REDEMOINHO (ALEXANDROV ET AL., 2013) .....	26
FIGURA 2.18 - DESCARBONETAÇÃO E FORMAÇÃO DE FERRITA GROSSEIRA NA INTERFACE DE UMA JUNTA DISSIMILAR DEVIDO AO TTAT (OLDEN ET AL., 2003) .....	27
FIGURA 2.19 - MICROESTRUTURA DA INTERFACE 8630-INCONEL 625 APÓS TTAT. A) IMAGEM NO MEV DE FOLHA FINA PARA MET QUE MOSTRA A ZONA DE FUSÃO, LIMITE DE FUSÃO INDICADO PELA LINHA PONTILHADA VERMELHA; B) $M_7C_3$ PRECIPITA ENCONTRADO DENTRO DA REGIÃO DE SOLIDIFICAÇÃO PLANAR; C) IMAGEM ESCURA DE $M_{23}C_6$ CARBONETO ENCONTRADO DENTRO DA BASE DE METAL (TONG ET AL., 2012) .....	27
FIGURA 2.20 - REPARO SEM TTPS PELA TÉCNICA DA DUPLA CAMADA (BUENO, 1999).....	29
FIGURA 2.21 - REPRESENTAÇÃO ILUSTRATIVA DA TÉCNICA DA DUPLA CAMADA, (F) PENETRAÇÃO DA SEGUNDA CAMADA, (A) PENETRAÇÃO DA PRIMEIRA CAMADA, (R)	

PROFUNDIDADE REFINADA PELA SEGUNDA CAMADA, (H) ALTURA MÉDIA DA PRIMEIRA CAMADA (LANT ET AL., 2001) .....	29
FIGURA 2.22 - DIAGRAMA DE HIGUCHI PARA AÇO DE BAIXO CARBONO (AGUIAR, 2001).....	30
FIGURA 2.23 - IDENTIFICAÇÃO DAS ZONAS DURA E MACIA PELO ENSAIO DE MICRODUREZA (AGUIAR, 2001) .....	31
FIGURA 2.24 - REPRESENTAÇÃO ESQUEMÁTICA DOS CRITÉRIOS UTILIZADOS NO TESTE DE HIGUCHI (AGUIAR, 2001) .....	31
FIGURA 2.25 - REPRESENTAÇÃO ESQUEMÁTICA DOS CRITÉRIOS UTILIZADOS NO TESTE DE HIGUCHI MODIFICADO (OLIVEIRA, 2013) .....	33
FIGURA 2.26 - CURVAS CARACTERÍSTICAS DURANTE O ENSAIO CTOD (BS 7848, 1997) .....	36
FIGURA 2.27 - REPRESENTAÇÃO DO ENSAIO DE TRÊS PONTOS QUE DEMONSTRA A CONDIÇÃO DE CARGA E A POSIÇÃO DE ENTALHE EM RELAÇÃO À INTERFACE DA SOLDA (FENSKE, 2010).....	37
FIGURA 2.28 - DIFUSÃO DE HIDROGÊNIO DO METAL DE SOLDA PARA A ZAC DURANTE A SOLDAGEM (GRANJON, 1972; KOU, 2003) .....	38
FIGURA 2.29 - COEFICIENTE DE DIFUSÃO DE HIDROGÊNIO EM MATERIAIS FERRÍTICOS E AUSTENÍTICOS EM FUNÇÃO DA TEMPERATURA (COE, 1973; KOU, 2003).....	39
FIGURA 2.30 - VARIAÇÃO DO VOLUME MÉDIO POR ÁTOMO DOS CRISTAIS DE FERRO COM A TEMPERATURA (BHADESHIA; HONEYCOMBE, 2006) .....	40
FIGURA 2.31 - RESISTÊNCIA À TRAÇÃO DO AÇO (0,22% C, 0,6% MN, 3,4% NI, 1% CR, 0,3% MO) EM FUNÇÃO DA TEMPERATURA E DA TAXA DE DESLOCAMENTO (GRAVILLE ET AL, 1967; CHEAITANI; PARGETER, 2011).....	40
FIGURA 2.32 - TRINCAS DE HIDROGÊNIO ORIGINÁRIAS NA ZAC E NO METAL DE SOLDA (LUCAS; MATHERS; ABSON, 2000) .....	41
FIGURA 2.33 - TIPOS DE APRISIONADORES DE HIDROGÊNIO (PUNDT; KIRCHHEIM, 2006)....	42
FIGURA 2.34 - MODELO PROPOSTO POR TROIANO, A) MIGRAÇÃO DO HIDROGÊNIO PARA REGIÕES DE ALTA TRIAXIALIDADE DE TENSÃO, B) PROPAGAÇÃO DA TRINCA COM EFEITO DA REDUÇÃO DE FORÇA ATÔMICA DA REGIÃO (TROIANO, 1960).....	44
FIGURA 3.1 - DIAGRAMA DE TRANSFORMAÇÃO DO AÇO ASTM A182 F22 (SOUZA, 1996 APUD SIQUARA, 2006) .....	47
FIGURA 3.2 - MICROESTRUTURA DO AÇO F22, CONDIÇÃO COMO RECEBIDO .....	48
FIGURA 3.3 - SOLDAGEM SIMPLES DEPOSIÇÃO COM EMPREGO DO TECIMENTO. A) ARGÔNIO PURO, B) AR-25%HE .....	50
FIGURA 3.4 - BANCADA DE SOLDAGEM UTILIZADA.....	50

FIGURA 3.5 - ESQUEMA DE MONTAGEM PARA CALIBRAÇÃO DA MESA DE SOLDAGEM (GARCIA, 2011).....	52
FIGURA 3.6 - CURVA DE CALIBRAÇÃO DA MESA DE SOLDAGEM.....	52
FIGURA 3.7 - REPRESENTAÇÃO ESQUEMÁTICA DA DEPOSIÇÃO DA CAMADA ÚNICA DE SOLDA DE REVESTIMENTO.....	54
FIGURA 3.8 - DESENHO ESQUEMÁTICO DA SOBREPOSIÇÃO DA DUPLA CAMADA DISSIMILAR, A) 1ª CAM. INCONEL 625/2ª CAM. 309L-SI E B) 1ª CAM. HASTELLOY C-726/2ª CAM. 309L-SI.....	55
FIGURA 3.9 - FLUXOGRAMA DAS ATIVIDADES DESENVOLVIDAS NO TESTE DE HIGUCHI.....	56
FIGURA 3.10 - REGIÃO DAS IMPRESSÕES DE MICRODUREZA VICKERS PERPENDICULAR AO CORDÃO DE SOLDA .....	57
FIGURA 3.11 - SEÇÃO TRANSVERSAL DO CORDÃO DE SOLDA EM SIMPLES DEPOSIÇÃO .....	58
FIGURA 3.12 - FLUXOGRAMA DAS ATIVIDADES DESENVOLVIDAS DURANTE A SOLDAGEM DAS JUNTAS E AS ANÁLISES MICROESTRUTURAL E MECÂNICA REALIZADAS NAS JUNTAS SOLDADAS	60
FIGURA 3.13 - DESENHO ESQUEMÁTICO DA SEÇÃO TRANSVERSAL DA JUNTA .....	60
FIGURA 3.14 - REPRESENTAÇÃO ESQUEMÁTICA DA JUNTA SOLDADA E DETALHAMENTO DAS REGIÕES DE RETIRADA DOS CORPOS DE PROVA PARA ANÁLISE DAS CARACTERÍSTICAS METALÚRGICA E MECÂNICA.....	61
FIGURA 3.15 - DESENHO ESQUEMÁTICO DA LOCALIZAÇÃO DAS IMPRESSÕES DE DUREZA NAS JUNTAS SOLDADAS.....	62
FIGURA 3.16 - GEOMETRIA E DIMENSÕES DOS CORPOS DE PROVA PARA O ENSAIO DE FRATURA, A) POSICIONAMENTO DO ENTALHE TIPO NQ, B) DIMENSÕES DO CORPO DE PROVA. UNIDADES EM MILÍMETROS .....	64
FIGURA 3.17 - CORPOS DE PROVA PARA O ENSAIO DE FRATURA, A) APÓS O ATAQUE COM NITAL 2% PARA DESTACAR A INTERFACE DE AMANTEIGAMENTO, B) DETALHE DO ENTALHE NA REGIÃO ZACGG PRÓXIMO À INTERFACE.....	64
FIGURA 3.18 - MONTAGEM DO CORPO DE PROVA NO EQUIPAMENTO PARA REALIZAÇÃO DE ENSAIO DE FRATURA .....	65
FIGURA 3.19 - ESQUEMA DE CORPO DE PROVA DE TRAÇÃO PELA NORMA ASTM E8. UNIDADES EM MILÍMETROS .....	66
FIGURA 3.20 - CUBA DE HIDROGENAÇÃO.....	66
FIGURA 4.1 - MACROGRAFIA DA SEÇÃO TRANSVERSAL DA CAMADA DE REVESTIMENTO COM O MATERIAL DE ENCHIMENTO HASTELLOY C-276 SOBRE O AÇO ASTM A182 F22. ATAQUE NITAL 10%.....	68

FIGURA 4.2 - FOTOMICROGRAFIAS DA SEÇÃO TRANSVERSAL DAS SOLDAS DE REVESTIMENTO NA REGIÃO DA INTERFACE SEM TTAT, A) F22/INCONEL 625, B) F22/HASTELLOY C-276, C) F22/309L-SI E D) F22/80S-G. ATAQUE NITAL 2%.....	70
FIGURA 4.3 - FOTOMICROGRAFIAS DA SEÇÃO TRANSVERSAL DAS SOLDAS DE REVESTIMENTOS NA REGIÃO DA INTERFACE COM TTAT, A) F22/INCONEL 625, B) F22/HASTELLOY C-276, C) F22/309L-SI E D) F22/80S-G. ATAQUE NITAL 2%.....	71
FIGURA 4.4 - INTERFACE DA SOLDA DE REVESTIMENTO AÇO F22/INCONEL 625 REVELANDO AS DIFERENTES MACROSEGREGAÇÕES ENCONTRADAS, A) SEM TTAT, B) COM TTAT.....	72
FIGURA 4.5 - INTERFACE DA SOLDA DE REVESTIMENTO AÇO F22/HASTELLOY C- 276 REVELANDO AS DIFERENTES MACROSEGREGAÇÕES ENCONTRADAS, A) SEM TTAT, B) COM TTAT .....	73
FIGURA 4.6 - INTERFACE DA SOLDA DE REVESTIMENTO AÇO F22/309L-SI REVELANDO AS DIFERENTES MACROSEGREGAÇÕES ENCONTRADAS, A) SEM TTAT, B) COM TTAT.....	73
FIGURA 4.7 - FOTOMICROGRAFIA DA ESTRUTURA EM FORMA DE RIPAS FORMADA NA INTERFACE DA SOLDA DE REVESTIMENTO AÇO F22/309L-SI, A) SEM TTAT, B) COM TTAT.....	73
FIGURA 4.8 - PERFIL DE COMPOSIÇÃO QUÍMICA EDS ATRAVÉS DA INTERFACE F22/INCONEL 625, SEM TTAT.....	75
FIGURA 4.9 - PERFIL DE COMPOSIÇÃO QUÍMICA EDS ATRAVÉS DA INTERFACE F22/HASTELLOY C-276, SEM TTAT .....	75
FIGURA 4.10 - PERFIL DE COMPOSIÇÃO QUÍMICA EDS ATRAVÉS DA INTERFACE F22/309L-SI, SEM TTAT.....	76
FIGURA 4.11 - PERFIL DE COMPOSIÇÃO QUÍMICA EDS ATRAVÉS DA INTERFACE F22/80S-G, SEM TTAT .....	76
FIGURA 4.12 - O DIAGRAMA DE SCHAEFFLER, COM LINHAS SOBREPOSTAS PARA A FAIXA DE COMPOSIÇÃO DAS SOLDAS DE REVESTIMENTO (MODENESI, 2001) .....	77
FIGURA 4.13 - PERFIL DE MICRODUREZA DAS INTERFACES NÃO SUBMETIDAS AO TTAT, A) F22/INC 625, B) F22/HASTELLOY C-276, C) F22/309L-SI E D) F22/80S-G.....	79
FIGURA 4.14 - PERFIL DE MICRODUREZA DAS INTERFACES SUBMETIDAS AO TTAT, A) F22/INC 625, B) F22/HASTELLOY C-276, C) F22/309L-SI E D) F22/80S-G.....	80
FIGURA 4.15 - DESENHO ESQUEMÁTICO DA SOBREPOSIÇÃO DA DUPLA CAMADA DISSIMILAR, A) 1ª CAM. INCONEL 625/2ª CAM. 309L-SI E B) 1ª CAM. HASTELLOY C-726/2ª CAM. 309L-SI .....	82
FIGURA 4.16 - DUPLA CAMADA DISSIMILAR INCONEL 625/309L-SI, (A) SEÇÃO TRANSVERSAL E (B) VISTA SUPERIOR DOS CORDÕES DEPOSITADOS .....	82

FIGURA 4.17 - MICROESTRUTURA INTERFACE INCONEL 625/309L-SI, REVELANDO A ESTRUTURA AUSTENÍTICA. ATAQUE COM ÁCIDO CRÔMICO 10% .....	83
FIGURA 4.18 - MICROESTRUTURA INTERFACE HASTELLOY/309L-SI, REVELANDO A ESTRUTURA AUSTENÍTICA. ATAQUE COM ÁCIDO CRÔMICO 10% .....	84
FIGURA 4.19 - FORMAÇÃO DE ZPMs NA INTERFACE HASTELLOY/309L-SI, REVELANDO A ESTRUTURA AUSTENÍTICA. ATAQUE COM ÁCIDO CRÔMICO 10%.....	84
FIGURA 5.1 - DIAGRAMA DE HIGUCHI PARA AÇO DE BAIXO CARBONO (AGUIAR, 2001).....	88
FIGURA 5.2 - CORDÃO DE SOLDA REALIZADO COM O ELETRODO ERNiCrMo-3, COM A CONDIÇÃO N1, (A) SEÇÃO TRANSVERSAL E (B) VISTA SUPERIOR DO CORDÃO DEPOSITADO .....	91
FIGURA 5.3 - PERFIS DE MICRODUREZA DA SEÇÃO TRANSVERSAL DOS CORDÕES DEPOSITADOS COM DIFERENTES NÍVEIS DE ENERGIA SOBRE O AÇO F22 UTILIZANDO O ARAME INCONEL 625...	92
FIGURA 5.4 - PERFIS DE MICRODUREZA DA SEÇÃO TRANSVERSAL DOS CORDÕES DEPOSITADOS COM DIFERENTES NÍVEIS DE ENERGIA SOBRE O AÇO F22 UTILIZANDO O ARAME 309L-SI .....	93
FIGURA 5.5 - PERFIS DE MICRODUREZA DA SEÇÃO TRANSVERSAL DOS CORDÕES DEPOSITADOS COM DIFERENTES NÍVEIS DE ENERGIA SOBRE O AÇO F22 UTILIZANDO O ARAME 80S-G .....	94
FIGURA 5.6 - EXTENSÕES DAS VÁRIAS REGIÕES DO METAL DE SOLDA E ZAC EM FUNÇÃO DAS DIFERENTES CONDIÇÕES DE SOLDAGEM, ENERGIA DE SOLDAGEM, PARA CORDÕES DEPOSITADOS COM ELETRODO INCONEL 625.....	96
FIGURA 5.7 - EXTENSÕES DAS VÁRIAS REGIÕES DO METAL DE SOLDA E ZAC EM FUNÇÃO DAS DIFERENTES CONDIÇÕES DE SOLDAGEM, ENERGIA DE SOLDAGEM, PARA CORDÕES DEPOSITADOS COM ELETRODO ER 309L-SI.....	97
FIGURA 5.8 - EXTENSÕES DAS VÁRIAS REGIÕES DO METAL DE SOLDA E ZAC EM FUNÇÃO DAS DIFERENTES CONDIÇÕES DE SOLDAGEM, ENERGIA DE SOLDAGEM, PARA CORDÕES DEPOSITADOS COM ELETRODO ER 80S-G .....	97
FIGURA 5.9 -DIAGRAMA DE HIGUCHI MODIFICADO COM AS DIMENSÕES DAS VÁRIAS REGIÕES DO METAL DE SOLDA E ZAC PARA CORDÕES DEPOSITADOS COM ELETRODO INCONEL 625NAS DIFERENTES CONDIÇÕES DE SOLDAGEM.....	99
FIGURA 5.10 - DIAGRAMA DE HIGUCHI MODIFICADO COM AS DIMENSÕES DAS VÁRIAS REGIÕES DO METAL DE SOLDA E ZAC PARA CORDÕES DEPOSITADOS COM ELETRODO 309L-SI NAS DIFERENTES CONDIÇÕES DE SOLDAGEM.....	99
FIGURA 5.11 - DIAGRAMA DE HIGUCHI MODIFICADO COM AS DIMENSÕES DAS VÁRIAS REGIÕES DO METAL DE SOLDA E ZAC PARA CORDÕES DEPOSITADOS COM ELETRODO 80S-G NAS DIFERENTES CONDIÇÕES DE SOLDAGEM.....	100

FIGURA 5.12 - DIAGRAMAS DE DECISÃO PARA AS CONDIÇÕES COM O ARAME ER80S-G NA PRIMEIRA CAMADA .....	103
FIGURA 5.13 - DIAGRAMAS DE DECISÃO PARA AS CONDIÇÕES COM O ARAME INCONEL 625 NA PRIMEIRA CAMADA .....	104
FIGURA 5.14 - DIAGRAMAS DE DECISÃO PARA AS CONDIÇÕES COM O ARAME ER309L-SI NA PRIMEIRA CAMADA .....	105
FIGURA 5.15 - O EFEITO DO CICLO TÉRMICO DE SOLDAGEM SOBRE OS CORDÕES LATERAIS NA CAMADA ÚNICA COM APORTE TÉRMICO 828 J/MM, CONDIÇÃO C1. ATAQUE NITAL 10%.....	106
FIGURA 5.16 - PERFIS DE MICRODUREZA EM CAMADA ÚNICA E CORDÃO ISOLADO COM APORTE TÉRMICO DE 828 J/MM, PARA CORDÕES DEPOSITADOS COM ELETRODO ER 80S-G COM A CONDIÇÃO C1 .....	107
FIGURA 5.17 - PERFIS DE MICRODUREZA EM CAMADA ÚNICA E CORDÃO ISOLADO COM APORTE TÉRMICO DE 1440 J/MM, PARA CORDÕES DEPOSITADOS COM ELETRODO ER 80S-G COM A CONDIÇÃO C5 .....	107
FIGURA 5.18 - SOLDAGEM EM DUPLA CAMADA, USANDO O ARAME INCONEL 625 CONDIÇÃO N5 (576 J/MM) NA PRIMEIRA CAMADA E O ARAME 309L-SI, CONDIÇÃO I2(680J/MM), NA SEGUNDA CAMADA, A) ASPECTO SUPERFICIAL, B) MACROGRAFIA DO DEPÓSITO DE SOLDA EM DUPLA CAMADA COM A RELAÇÃO N5/I2. ATAQUE NITAL 10%.....	109
FIGURA 5.19 - PERFIL DE MICRODUREZA RESULTANTE DO CICLO TÉRMICO DA SEGUNDA CAMADA SOBRE A ZAC DA PRIMEIRA CAMADA NO METAL DE BASE, A PRIMEIRA CAMADA FOI DEPOSITADA COM O ARAME INCONEL 625 (CONDIÇÃO N5) E A SEGUNDA CAMADA FOI DEPOSITADA COM O ARAME 309L-SI (CONDIÇÃO I2) .....	110
FIGURA 5.20 - PERFIL DE MICRODUREZA RESULTANTE DO CICLO TÉRMICO DA SEGUNDA CAMADA SOBRE A ZAC DA PRIMEIRA CAMADA NO METAL DE BASE, AS DUAS CAMADAS FORAM DEPOSITADAS COM O ARAME 80S-G, PRIMEIRA CAMADA COM A CONDIÇÃO C1 E A SEGUNDA CAMADA COM A CONDIÇÃO C6 .....	110
FIGURA 5.21 - MICROESTRUTURA DA ZACGG, A) ZACGG DA PRIMEIRA CAMADA NO METAL DE BASE SOLDADO COM A RELAÇÃO N5/I2 (DUPLA CAMADA), B) ZACGG DO CORDÃO ISOLADO SOLDADO COM A CONDIÇÃO N5. ATAQUE NITAL 2% .....	111
FIGURA 5.22 - PERFIL DE MICRODUREZA DO CORPO DE PROVA DUPLA CAMADA, SOLDADO COM A RELAÇÃO N5 (576 J/MM)/I2 (680J/MM), COM E SEM TTAT .....	112
FIGURA 5.23 - PERFIL DE MICRODUREZA DO CORPO DE PROVA DUPLA CAMADA, SOLDADO COM A RELAÇÃO C1 (828 J/MM)/C6 (960J/MM), COM E SEM TTAT.....	112

FIGURA 5.24 - MACROGRAFIA DA SEÇÃO TRANSVERSAL DO CORDÃO DE SOLDA ISOLADO, CONDIÇÃO N1. ATAQUE NITAL 10% .....	113
FIGURA 5.25 - MICROESTRUTURA DA REGIÃO CORRESPONDENTE A ZONA DURA (ZACGG), CORDÃO DE SOLDA ISOLADO, CONDIÇÃO N1. ATAQUE NITAL 2% .....	114
FIGURA 5.26 - MICROESTRUTURA DA REGIÃO CORRESPONDENTE A ZONA MACIA (ZACGF); COM A PRESENÇA DAS FASES (A-Fe) E BT. ATAQUE NITAL 2% .....	115
FIGURA 5.27 - MICROESTRUTURA DA REGIÃO CORRESPONDENTE A ZACSC; A) A IMAGEM OBTIDA NO MICROSCÓPIO ÓPTICO INDICA A PRESENÇA DE (A-Fe) NÃO TRANSFORMADA E T <sub>Γ</sub> , B) MICROESTRUTURA COM MAIOR AMPLIAÇÃO INDICA A ESTRUTURA T <sub>Γ</sub> NAS ÁREAS DOS CONTORNOS DE GRÃO DA FERRITA (A-Fe). ATAQUE NITAL 2% .....	116
FIGURA 5.28 - MICROESTRUTURA AÇO 2,5Cr-1Mo; A) A IMAGEM OBTIDA NO MICROSCÓPIO ÓPTICO REVELA A MATRIZ (A-Fe), B) MICROESTRUTURA COM MAIOR AMPLIAÇÃO INDICA A PRECIPITAÇÃO DE CARBONETOS NO INTERIOR E NOS CONTORNOS DE GRÃO DA FERRITA (A-Fe). ATAQUE NITAL 2%.....	117
FIGURA 6.1 - REPRESENTAÇÃO ESQUEMÁTICA DA DEPOSIÇÃO DAS CAMADAS DE AMANTEIGAMENTO DA JUNTA F22/INCONEL 625/309L-SI .....	120
FIGURA 6.2 - MICROESTRUTURA DA INTERFACE DISSIMILAR F22/INCONEL 625 SEM TTAT, A) ZPM CONTÍNUA APRESENTANDO A REGIÃO AUSTENÍTICA PLANAR E B) ZPM DESCONTÍNUA, MOSTRANDO UMA PENÍNSULA, PARTE DO METAL DE BASE INSERIDO NO METAL DE SOLDA.....	122
FIGURA 6.3 - DIFERENTES DESCONTINUIDADES PRESENTES NA INTERFACE F22/INCONEL 625 SEM TTAT, A) PRESENÇA DE DEDO, B) ILHA .....	123
FIGURA 6.4 - ILHA DE METAL DE BASE. (A) TRECHO DA SEÇÃO LONGITUDINAL DE UM REVESTIMENTO MOSTRANDO A DIREÇÃO DE CORTE A-A. (B) SEÇÃO TRANSVERSAL ESQUEMÁTICA RESULTANTE DO CORTE A-A (AGUIAR, 2010) .....	123
FIGURA 6.5 - MICROGRAFIA ÓTICA DA INTERFACE DISSIMILAR F22/INCONEL 625, A) SEM TTAT, B) COM TTAT.....	125
FIGURA 6.6 - IMAGEM DE MEV DA ESTRUTURA MARTENSÍTICA PRESENTE NA INTERFACE DO AMANTEIGAMENTO F22/INCONEL 625 SUBMETIDA AO TTAT .....	126
FIGURA 6.7 - MICROGRAFIA DA INTERFACE DISSIMILAR F22/INCONEL 625 TRATADA TERMICAMENTE .....	127
FIGURA 6.8 - PERFIL DE COMPOSIÇÃO QUÍMICA AO LONGO DA INTERFACE F22/INCONEL 625 .	127

FIGURA 6.9 - MICROESTRUTURA DO METAL DE SOLDA INCONEL 625, A) MICROESTRUTURA AUSTENÍTICA COM CRESCIMENTO COLUNAR DENDRÍTICA, B) PRESENÇA DE PRECIPITADOS ENTRE OS BRAÇOS DENDRÍTICOS.....	129
FIGURA 6.10 - MICROESTRUTURA DO METAL DE SOLDA 309L-SI. MICROESTRUTURA AUSTENÍTICA COM PRESENÇA DE FERRITA DELTA .....	129
FIGURA 6.11 - MICROESTRUTURA DA INTERFACE INCONEL 625/309L-SI, A) MUDANÇA NO MODO DE SOLIDIFICAÇÃO DE COLUNAR PARA CELULAR DENDRÍTICO, B) FORMAÇÃO DE ZPMs E TRINCAS DE SOLIDIFICAÇÃO NA INTERFACE DISSIMILAR .....	130
FIGURA 6.12 - TRINCA DE SOLIDIFICAÇÃO, A) OBSERVADA NO METAL DE SOLDA 309L-SI, B) TRINCA PROPAGADA A PARTIR DA ZPM.....	131
FIGURA 6.13 - MICROGRAFIA ÓPTICA DA INTERFACE DE AMANTEIGAMENTO F22/80S-G SEM TTAT .....	133
FIGURA 6.14 - MICROGRAFIA ÓPTICA DA INTERFACE DE AMANTEIGAMENTO F22/80S-G COM TTAT .....	133
FIGURA 6.15 - PERFIL DE COMPOSIÇÃO QUÍMICA AO LONGO DA INTERFACE F22/80S-G COM TTAT .....	134
FIGURA 6.16 - MICROESTRUTURA DA REGIÃO DA ZACGG APÓS TTAT, A) MICROSCOPIA ÓTICA, B) MEV .....	135
FIGURA 6.17 - MICROESTRUTURA DA REGIÃO DA ZACGF APÓS TTAT, A) MICROSCOPIA ÓTICA, B) MEV .....	135
FIGURA 6.18 - MICROESTRUTURA DA REGIÃO FINAL DA ZAC APÓS TTAT, A) MICROSCOPIA ÓTICA, B) MEV.....	136
FIGURA 6.19 - DIFRATOGRAMA DA ZAC DO AÇO F22 OBTIDO NO ENSAIO DE DRX .....	136
FIGURA 6.20 - ESPECTRO DE EDS CORRESPONDENTE COMPOSIÇÃO QUÍMICA DOS PRECIPITADOS PRESENTES NA ZAC DO AÇO F22.....	137
FIGURA 7.1 - MACROGRAFIA DA SEÇÃO TRANSVERSAL DA JUNTA SOLDADA COM O MATERIAL DE ENCHIMENTO INCONEL 625, COM IDENTIFICAÇÃO DA REGIÃO DO LEVANTAMENTO DO PERFIL DE DUREZA. ATAQUE NITAL 10% E ÁCIDO CRÔMICO 10%.....	140
FIGURA 7.2 - PERFIS DE DUREZA LEVANTADOS NAS INTERFACES DOS AMANTEIGAMENTOS DAS JUNTAS SOLDADAS E SUBMETIDAS AO TTAT, A) PARTE SUPERIOR DA JUNTA, B) MEIO DA JUNTA .....	141
FIGURA 7.3 - PERFIS DE MICRODUREZA LEVANTADOS NAS INTERFACES DOS AMANTEIGAMENTOS DAS JUNTAS SOLDADAS COM TTAT, A) PARTE SUPERIOR DA JUNTA, B) MEIO DA JUNTA.....	142

FIGURA 7.4 - VALORES DE MICRODUREZAS DAS INTERFACES DE AMANTEIGAMENTO, A) F22/INC625, B) F22/INC625/309L-SI, C) F22/80S-G.....	143
FIGURA 7.5 - REPRESENTAÇÃO ESQUEMÁTICA DA REGIÃO DE RETIRADA DOS CORPOS DE PROVA DE TRAÇÃO DAS JUNTAS SOLDADAS.....	146
FIGURA 7.6 - CORPO DE PROVA ENSAIADO RETIRADO DA JUNTA 80S-G/F22, CP 03, A) IMAGEM LONGITUDINAL DO CORPO DE PROVA FRATURADO, B) IMAGEM TRANSVERSAL DO CORPO DE PROVA FRATURADO (CONE), C) MICROCAVIDADES PRESENTES NA SUPERFÍCIE DE FRATURA....	148
FIGURA 7.7 - CORPO DE PROVA ENSAIADO RETIRADO DA JUNTA 309L/INC 625/F22, CP 08, A) IMAGEM LONGITUDINAL DO CORPO DE PROVA FRATURADO, B) IMAGEM DA SUPERFÍCIE DE FRATURA, C) TRINCA PRESENTE NA SUPERFÍCIE DE FRATURA.....	149
FIGURA 7.8 - CORPO DE PROVA ENSAIADO RETIRADO DA JUNTA INC 625/F22, CP 05, A) IMAGEM LONGITUDINAL DO CORPO DE PROVA FRATURADO, B) IMAGEM TRANSVERSAL DO CORPO DE PROVA FRATURADO (CONE), C) MICROCAVIDADES PRESENTES NA SUPERFÍCIE DE FRATURA .....	150
FIGURA 7.9 - CURVAS TENSÃO VERSUS DEFORMAÇÃO DOS CORPOS DE PROVAS DAS JUNTAS SOLDADAS E DO AÇO F22, HIDROGENADOS.....	152
FIGURA 7.10 - CURVAS TENSÃO X DEFORMAÇÃO DO AÇO F22 HIDROGENADO E NÃO HIDROGENADO.....	152
FIGURA 7.11 - MICROGRAFIA ELETRÔNICA DE VARREDURA DA AMOSTRA HIDROGENADA FRATURADA RETIRADA DO AÇO F22, A) TRINCAS E CRATERAS NA SUPERFÍCIE DA FRATURA, B) PRESENÇA DE TRINCAS TRANSVERSAIS NA LATERAL DO CORPO DE PROVA FRATURADO, C) FRATURA QUASE-CLIVAGEM E TRINCA PRINCIPAL, D) FACETAS DA FRATURA FRÁGIL E A TRINCAS SECUNDÁRIAS .....	155
FIGURA 7.12 - SUPERFÍCIE DO CORPO PROVA FRATURADO NO ENSAIO DE CTOD, A) DIFERENTES REGIÕES DA SUPERFÍCIE DE FRATURADA, B) MÉTODO PARA MEDIÇÃO DO COMPRIMENTO DO ENTALHE.....	157
FIGURA 7.13 - GRÁFICOS DE FORÇA VS ABERTURA DO ENTALHE PARA AS AMOSTRAS RETIRADAS DA JUNTA SOLDADA INC625/F22.....	158
FIGURA 7.14 - GRÁFICOS DE FORÇA VS ABERTURA DO ENTALHE PARA AS AMOSTRAS RETIRADAS DA JUNTA SOLDADA 309L/INC625/F22 .....	158
FIGURA 7.15 - GRÁFICOS DE FORÇA VS ABERTURA DO ENTALHE PARA AS AMOSTRAS RETIRADAS DA JUNTA SOLDADA 80S-G/F22 .....	159

FIGURA 7.16 - GRÁFICOS DE CARGA X ABERTURA DO ENTALHE DURANTE O ENSAIO DE FRATURA DO CORPO DE PROVA CP 4 .....	161
FIGURA 7.17 - CAMINHO DE PROPAGAÇÃO DA TRINCA NO CP 3 .....	163
FIGURA 7.18 - CAMINHO DE PROPAGAÇÃO DA TRINCA NO CP 6 .....	163
FIGURA 7.19 - CAMINHO DE PROPAGAÇÃO DA TRINCA NO CP 9 .....	164
FIGURA 7.20 - SUPERFÍCIE DA AMOSTRA CP 03 APÓS O ENSAIO DE FRATURA.....	165

## LISTA DE TABELAS

TABELA 2.1 - PROPRIEDADES MECÂNICAS DO AÇO ASTM A182 F22.....	9
TABELA 3.1 - COMPOSIÇÃO QUÍMICA NOMINAL DOS AÇOS ASTM A182-F22 E API 5L X80 ....	46
TABELA 3.2 - PROPRIEDADES MECÂNICAS DO AÇO ASTM A182 F22.....	48
TABELA 3.3 - COMPOSIÇÃO QUÍMICA NOMINAL DOS ARAMES ELETRODOS .....	49
TABELA 3.4 - TRATAMENTO TÉRMICO REALIZADO NO SUBSTRATO ASTM A182 F22 .....	53
TABELA 3.5 - PARÂMETROS UTILIZADOS NO TTAT .....	53
TABELA 3.6 - PARÂMETROS DE SOLDAGEM UTILIZADOS NA DEPOSIÇÃO DA CAMADA ÚNICA DE SOLDA.....	54
TABELA 3.7 - CONDIÇÕES DE SOLDAGEM UTILIZADAS NOS TESTES DE HIGUCHI.....	57
TABELA 3.8 - CONDIÇÕES DE SOLDAGEM UTILIZADAS NOS TESTES DE HIGUCHI.....	58
TABELA 3.9 - SEQUÊNCIA DA DEPOSIÇÃO DAS CAMADAS DE SOLDAS PARA OS AMANTEIGAMENTOS .....	59
TABELA 3.10 - PARÂMETROS DE SOLDAGEM UTILIZADOS NOS AMANTEIGAMENTOS E NO ENCHIMENTO DAS JUNTAS SOLDADAS.....	59
TABELA 4.1 - PARÂMETROS DE SOLDAGEM UTILIZADOS NA DEPOSIÇÃO DOS REVESTIMENTOS..	69
TABELA 5.1 - PARÂMETROS DE SOLDAGEM DAS DIFERENTES CONDIÇÕES EMPREGADAS NO TESTE DE HIGUCHI .....	90
TABELA 5.2 - VALORES DE EXTENSÃO DAS ZONAS DURA (ZD) E MACIA (ZM) PARA AS CONDIÇÕES EMPREGADAS NO TESTE DE HIGUCHI .....	95
TABELA 5.3 - VALORES DOS PARÂMETROS GEOMÉTRICOS PARA AS CONDIÇÕES EMPREGADAS NO TESTE DE HIGUCHI .....	96
TABELA 5.4 - EXTENSÃO DAS ZONAS DE GRÃOS GROSSEIROS E GRÃOS FINOS DA ZAC.....	98
TABELA 6.1 - PARÂMETROS DE SOLDAGEM UTILIZADOS NOS AMANTEIGAMENTOS E NO ENCHIMENTO DAS JUNTAS SOLDADAS .....	120
TABELA 7.1 - VALORES DE DUREZA DAS DIFERENTES REGIÕES DOS AMANTEIGAMENTOS DAS JUNTAS SOLDADAS.....	140
TABELA 7.2 - VALORES DE MICRODUREZAS LEVANTADOS NAS INTERFACES DOS AMANTEIGAMENTOS .....	144
TABELA 7.3 - PROPRIEDADE MECÂNICAS DOS ARAMES ELETRODOS E DO METAL DE BASE F22	146

TABELA 7.4 - VALORES DAS PROPRIEDADES MECÂNICA DAS AMOSTRAS RETIRADAS DAS JUNTAS SOLDADAS E DO AÇO F22.....	147
TABELA 7.5 - VALORES DAS PROPRIEDADES MECÂNICA OBTIDAS NO ENSAIO DE TRAÇÃO REFERENTES AS JUNTAS SOLDADAS E O AÇO 2,25Cr-1Mo NA CONDIÇÃO HIDROGENADA .....	151
TABELA 7.6 - DIMENSÕES DOS CORPOS DE PROVA E SEUS VALORES DE K.....	160
TABELA 7.7 - RESULTADOS DE CTOD DAS JUNTAS SOLDADAS .....	161

## LISTA DE SÍMBOLOS

$\alpha$  = Ferrita

**AISI:** American Iron and Steel Institute

**API:** American Petroleum Institute

**ARBL:** Aço alta resistência e baixa liga

**ASTM:** American Society for Testing Materials

**AWS:** American Welding Society

**B** = Bainita

**CP:** Corpo(s) de Prova

**CTOD:** Crack Tip Opening Displacement

**DBCP:** Distância Bico-Contato-Peça

**Es:** Energia de Soldagem

**GMAW:** Gas Metal Arc Welding

**HRC:** Dureza Rocwell C

**HV:** Dureza Vickers

**Im:** Corrente Média

**ISO:** International Organization for Standardization

**K:** Fator de Intensidade de Tensão

**mm:** Milímetro

**NACE:** National Association of Corrosion Engineers

**PC:** Proteção Catódica

**TTAT:** Tratamento Térmico de Alívio de Tensão

**Um:** Tensão Média

**Va:** Velocidade de Alimentação

**Vs:** Velocidade de Soldagem

**ZAC:** Zona Afetada pelo Calor

**ZACGG:** Grãos Grosseiros da Zona Afetada pelo Calor

**ZACGF:** Grãos Finos da Zona Afetada pelo Calor

**ZD:** Zona Dura

**ZM:** Zona Macia

**ZPM:** Zona Parcialmente Misturada

$\gamma$  = Austenita

## SUMÁRIO

CAPÍTULO I.....	1
INTRODUÇÃO.....	1
1.1 Objetivos.....	3
1.1.1 Objetivo geral .....	3
1.1.2 Objetivos específicos.....	3
CAPÍTULO II.....	5
REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	5
2.1 Soldagem dissimilar .....	5
2.1.1 Amanteigamento.....	6
2.2 Aços Cr-Mo .....	8
2.3 Microestrutura da solda .....	9
2.3.1 Microestrutura da Zona Afetada pelo Calor (ZAC) .....	10
2.3.2 Microestrutura do metal de solda .....	13
2.3.3 Segregação em soldagem dissimilar.....	17
2.3.3.1 Zona Parcialmente Misturada.....	17
2.4 Diluição em solda dissimilar .....	22
2.4.1 Soldagem dissimilar com ligas de níquel .....	24
2.5 Tratamento Térmico Pós Soldagem .....	26
2.6 Técnica de reparo da ZAC sem tratamento térmico pós-soldagem.....	28
2.6.1 Técnica da Dupla Camada.....	28
2.6.2 Testes de Higuchi e Higuchi modificado .....	30
2.7 Mecânica da fratura .....	33
2.8 Fragilização por hidrogênio.....	37
2.8.1 Entrada de hidrogênio durante a soldagem.....	37
2.8.2 Aprisionadores de hidrogênio.....	41

2.8.3 Mecanismos de fragilização por hidrogênio.....	42
CAPÍTULO III .....	46
MATERIAIS, EQUIPAMENTOS E MÉTODOS .....	46
3.1 Materiais .....	46
3.1.1 Metais de Base.....	46
3.1.2 Consumíveis de soldagem .....	48
3.2 Equipamentos .....	50
3.2.1 Fonte de soldagem.....	51
3.2.2 Alimentador de Arame-Eletrodo .....	51
3.2.3 Mesa de Soldagem.....	51
3.2.4 Sistema de Aquisição de Dados.....	52
3.3 Metodologia.....	53
3.3.1. Etapa inicial .....	53
3.3.2. Teste de Higuchi e Higuchi modificado .....	55
3.3.3. Soldagem das juntas amanteigadas do aço ASTM A 182 F22.....	59
3.3.4 Caracterização microestrutural .....	61
3.3.5 Difração de Raios X .....	62
3.3.6 Ensaio de dureza e microdureza.....	62
3.3.7 Ensaio de Fratura .....	63
3.3.8 Ensaio de tração.....	65
3.3.9 Hidrogenação.....	66
CAPÍTULO IV .....	67
TESTES PRELIMINARES.....	67
4.1 Introdução.....	67
4.2 Deposição de camada única.....	68
4.2.1 Análises microestrutural e química das interfaces .....	69

4.2.2 Teste de microdureza das interfaces .....	77
4.3 Dupla camada dissimilar .....	81
4.4 Considerações Finais .....	85
CAPÍTULO V .....	87
SOLDAGEM SEM TRATAMENTO TÉRMICO DE ALÍVIO DE TENSÃO (TTAT) UTILIZANDO A TÉCNICA DE HIGUCHI .....	87
5.1 Teste de Higuchi e Higuchi modificado .....	88
5.1.1 Análises macrográficas dos cordões de soldas .....	90
5.1.2 Perfis de microdureza .....	91
5.1.3 Gráficos de Higuchi.....	95
5.2 Diagramas de decisão .....	100
5.3 Ensaio com única camada .....	106
5.4 Ensaio de dupla camada .....	108
5.5 Caracterização microestrutural da ZAC do aço F22 do cordão isolado .....	112
5.6 Considerações Finais .....	117
CAPÍTULO VI .....	119
CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL DAS JUNTAS SOLDADAS ANTES E APÓS O TTAT .....	119
6.1 Introdução.....	119
6.2 Análises microestrutural e química das interfaces no amanteigamento .....	121
6.2.1 Interface dissimilar F22/Inconel 625 .....	121
6.2.2 Interface dissimilar Inconel 625/309L-Si .....	128
6.2.3 Interface de amanteigamento F22/80S-G .....	132
6.3 Evolução microestrutural do aço F22 .....	134
6.4 Considerações Finais .....	137
CAPÍTULO VII.....	139
PROPRIEDADES MECÂNICAS DAS JUNTAS SOLDADAS.....	139

7.1 Introdução .....	139
7.2 Ensaio de Dureza .....	139
7.3 Ensaio de microdureza.....	141
7.4 Propriedades mecânicas de tração .....	145
7.4.1 O efeito do hidrogênio nas propriedades mecânicas das juntas soldadas.....	150
7.5 Ensaio de mecânica da fratura .....	155
7.5.1 Determinação do CTOD das juntas soldadas .....	156
7.6 Considerações finais .....	165
CAPÍTULO VIII .....	167
CONCLUSÕES .....	167
CAPÍTULO IX .....	170
TRABALHOS FUTUROS .....	170
CAPÍTULO X .....	172
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS .....	172

# CAPÍTULO I

## INTRODUÇÃO

Técnicas para o melhoramento da soldagem dissimilar tem sido explorada por diferentes segmentos das indústrias química, geração de energia e petroquímica. A grande vantagem da técnica de soldagem dissimilar é combinação das propriedades dos materiais envolvidos tais como a de aproveitar as propriedades mecânicas e de resistência à corrosão da liga mais nobre usada como metal de adição resultando numa união de baixo custo, sem prejuízos à vida útil do componente. Neste caso, destacam-se os aços alta resistência e baixa liga (ARBL), os inoxidáveis e as ligas de níquel como os principais metais de adição mais utilizados na forma de vareta ou arame eletrodo. A indústria de petróleo e gás utiliza regularmente as soldas dissimilares, seja para aplicações no revestimento de componente estrutural, no amanteigamento do bisel ou na união de membros.

A descoberta da reserva petrolífera da camada do pré-sal intensificou nos últimos anos as atividades industriais ligadas a esse segmento em águas profundas, fomentando o desenvolvimento de infraestruturas nos setores de óleo e gás no Brasil. Esse ambiente subaquático em conjunto com a composição química do petróleo brasileiro tem exigido a utilização de materiais cada vez mais resistentes às severas condições de operação.

Para aplicações em ambientes subaquáticos é comum o emprego dos ARBL, por exemplo, na fabricação de válvulas e coletores submetidos às altas solicitações mecânicas em baixas temperaturas no ambiente marinho. Esses materiais devem oferecer uma boa relação entre a resistência mecânica e a tenacidade, característica especificada pela norma NACE MR0175. Atualmente, dois ARBL são bastante empregados na fabricação de componentes estruturais destinados ao setor de extração e refino de petróleo em ambiente submarino: os aços AISI 8630M e ASTM A182 F22. Estes materiais são empregados na confecção de flanges, conectores, válvulas e reguladores de fluxo.

Devido à alta temperabilidade dos componentes produzidos com os aços ARBL (F22, 8630M) a simples soldagem de união destes com uma tubulação de aço manganês poderia, por exemplo, formar zonas frágeis além de tensões residuais devido à diferença entre os seus coeficientes de expansão térmica. Dessa maneira, para minimizar tais problemas a engenharia da soldagem utiliza um procedimento de soldagem padrão dividido em duas etapas, associadas a um tratamento térmico de alívio de tensão (TTAT). Na primeira etapa, o membro de um aço ARBL é amanteigado usando um metal de adição à base de níquel, ERNiCrMo-3 (Inconel 625), por exemplo. Posteriormente, o membro amanteigado é submetido a um TTAT para o revenimento da martensita formada na interface, de modo a controlar a dureza na zona afetada pelo calor (ZAC) a um valor máximo admissível de 22 HRC (248 HV) estabelecido pela norma NACE MR0175, minimizando assim a possibilidade de fragilização por hidrogênio. Após o TTAT, o membro amanteigado é usinado nas dimensões pretendidas e, em seguida, a união ao tubo de baixa temperabilidade (por exemplo, X80 ou F-65) pode ser realizada. Deve-se atentar para que a ZAC da união seja completamente acomodada no bisel, conforme ilustrado na Fig. 1, de camadas austeníticas, de modo a eliminar a necessidade de outro TTAT.

Por outro lado, essa união dissimilar pode ainda formar zonas de fragilização também devido à presença de martensita na interface pelo lado do metal de solda, devido a difusão de carbono do metal de base durante o tratamento térmico de alívio de tensão, tornando a região susceptível a trincas induzidas por hidrogênio (OLDEN et al., 2003; DODGE et al., 2013).

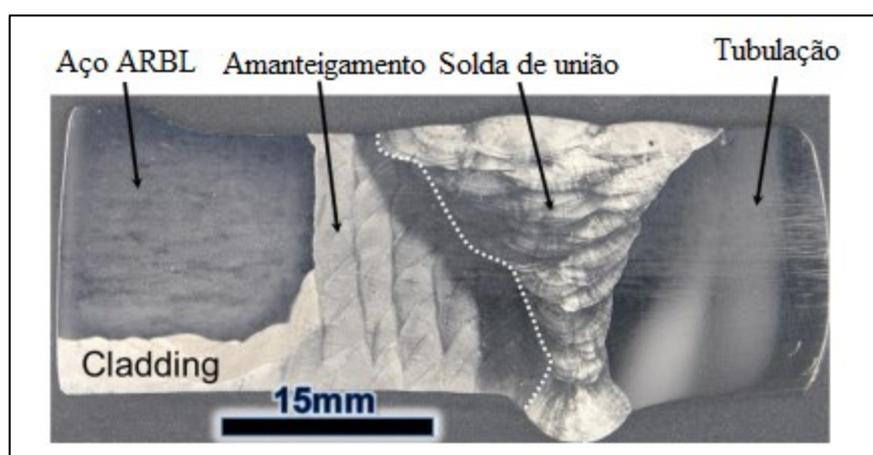


Figura 1.1 - Macrografia de uma seção transversal da união dissimilar 8630 – Inconel 625 (DODGE, 2014)

A proteção de estruturas que trabalham na exploração de petróleo em ambientes subaquáticos é feita com sistemas de proteção catódica (PC), utilizando ânodos de sacrifício de alumínio montados na estrutura. Embora, a proteção catódica tenha sido utilizada com sucesso, falhas estruturais são contabilizadas ao longo da interface de uniões dissimilares de aços ARBL com o Inconel 625. Tal comportamento é devido à liberação de íons de hidrogênio da PC, que podem segregar em regiões martensíticas formadas na interface após o TTAT, favorecendo a perda de ductilidade e a ocorrência de falha prematura em componentes soldados devido ao aparecimento de trincas induzidas pelo hidrogênio.

Dentre as ligas de níquel utilizadas como metal de adição destaca-se a liga ERNiCrMo-3 (Inconel 625) como uma das mais empregadas no amanteigamento dos componentes de aços ARBL, como também na união desses componentes amanteigados a tubulações de aço manganês em aplicações submarinas. Embora ainda existam escassas informações na literatura a respeito dos critérios de escolha dessa configuração de junta, sabe-se daqueles relativos às resistências mecânica e a corrosão, características essas que poderiam ser fornecidas por um aço inoxidável. Sem mencionar que as ligas a base de níquel apresentam um elevado custo onerando toda operação de montagem dos oleodutos.

## **1.1 Objetivos**

### *1.1.1 Objetivo geral*

Analisar a viabilidade da substituição do metal de adição AWS ERNiCrMo-3 (INCONEL 625) pelos metais de enchimento ER 80S-G e 309L-Si na soldagem do aço ASTM A182 F22 com TTAT, através dos comportamentos metalúrgico e mecânico das soldas de amanteigamento.

### *1.1.2 Objetivos específicos*

- Analisar a viabilidade da aplicação da técnica de Higuchi na deposição das camadas de amanteigamento do aço ASTM A182 F22, de modo a eliminar a região de alta dureza da ZACGG e evitar a necessidade de TTAT;
- Avaliar as características metalúrgica e mecânica (microdureza) na ZAC e interface das juntas amanteigadas, com e sem TTAT;
- Determinar as propriedades mecânicas das juntas soldadas e do aço ASTM A182 F22,

- Analisar o efeito do hidrogênio nas propriedades mecânicas das juntas soldadas e do ASTM A182 F22 através do ensaio de tração;
- Determinar os valores do fator de intensidade de tensão (K) e CTOD para a ZAC das juntas soldadas;
- Verificar o caminho preferencial para a propagação das trincas durante o ensaio de fratura.

## CAPÍTULO II

### REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

#### 2.1 Soldagem dissimilar

Diferentes partes de um sistema mecânico podem operar sob diferentes condições de serviço o que, na concepção do projeto do sistema, exige a necessidade da seleção dos diferentes tipos de ligas metálicas a serem utilizados. Neste contexto, encontram-se as soldas de materiais dissimilares, caracterizadas por sua composição química intermediária entre os metais de base e de adição, que potencializam alterações microestruturais significativas próximo à linha fusão com efeitos sobre as propriedades químicas, físicas e mecânicas da junta soldada. Segundo Davis (2006) dentre os principais fatores responsáveis pelo surgimento de trincas numa união dissimilar, se incluem os seguintes:

- I. Problemas gerais de liga (formação de fase frágil e solubilidade limitada)
- II. Diferentes pontos de fusão
- III. As diferenças nos coeficientes de expansão térmica
- IV. Diferenças na condutividade térmica
- V. Problemas de corrosão, tais como a corrosão galvânica, a oxidação, trincas induzidas por hidrogênio e sensitização.

A indústria de petróleo e gás rotineiramente utiliza soldas dissimilares devido à natureza corrosiva dos ambientes onde os componentes operam, mas também devido à grande variedade de peças auxiliares que precisam ser conectadas ao sistema, onde as conexões com flanges são impraticáveis. As aplicações típicas de uma solda dissimilar incluem o

revestimento de componentes ferríticos, para melhorar a resistência à corrosão ou juntas de transição entre linhas de fluxo, válvulas e coletores etc.

Nesse sentido, um fator de grande importância é a seleção do procedimento de soldagem com vistas a viabilizar o cumprimento de requisitos econômicos, de engenharia, de segurança e meio ambiente, necessários ao bom funcionamento e desempenho dos diversos componentes do sistema utilizado.

A soldagem de materiais dissimilares começou a ser utilizada na década de 1940, inicialmente na fabricação de caldeiras, tendo como metal de adição o aço inoxidável austenítico (LUNDIN, 1982). Entretanto, vários problemas foram encontrados nas juntas soldadas devido às aplicações em altas temperaturas. Do ponto de vista metalúrgico, os metais de adição austeníticos eram problemáticos devido a sua alta susceptibilidade à trinca de solidificação. Além disso, as juntas soldadas apresentavam resistência à fluência inferior ao esperado. Verificou-se que haviam duas principais razões para esse comportamento. A primeira foi a existência de tensões termicamente induzidas devido à significativa diferença no coeficiente de expansão térmica dos materiais dissimilares envolvidos. A segunda foi relacionada com a formação de uma zona de descarbonetação na região da ZAC, devido à migração de carbono a partir do metal de base para o metal de solda, função do gradiente de carbono (LUNDIN, 1982).

King et al. (1977) e Lundin (1982), passaram a utilizar consumíveis a base de ligas de níquel, tais como o Inconel, como uma alternativa para contornar os problemas encontrados em soldas dissimilares depositadas com adição de aço inoxidável austenítico. Os principais benefícios da aplicação de metais de adição à base de Ni em uniões dissimilares são o coeficiente de expansão térmica intermediário, entre os valores dos aços inoxidáveis austenítico e dos aços carbono, além da baixa solubilidade do carbono, haja vista que o Ni atua como uma barreira à difusão do carbono e portanto, neste caso, a descarbonetação do aço carbono em juntas soldadas dissimilares é reduzida consideravelmente.

### *2.1.1 Amanteigamento*

A soldagem de amanteigamento é uma técnica utilizada para a deposição de camadas de solda de um metal dissimilar sobre a face do bisel de uma junta a ser soldada, Fig. 2.1. O uso do bisel amanteigado na união de metais dissimilares se justifica, principalmente, por este atuar como uma barreira de transição da composição química, do coeficiente de expansão térmica e da temperatura de fusão, de maneira a absorver melhor as tensões inerentes à

operação de soldagem. Um exemplo, seria a solda de amanteigamento realizada com materiais mais dúcteis com os objetivos de minimizar as tensões residuais e a formação de trincas. A camada de amanteigamento também atua como uma barreira física para retardar a difusão de elementos indesejáveis, a partir do metal de base em direção ao metal de solda, durante o tratamento térmico ou em serviço, a temperaturas elevadas (DAVIS, 2006; FRATARI et al., 2010).

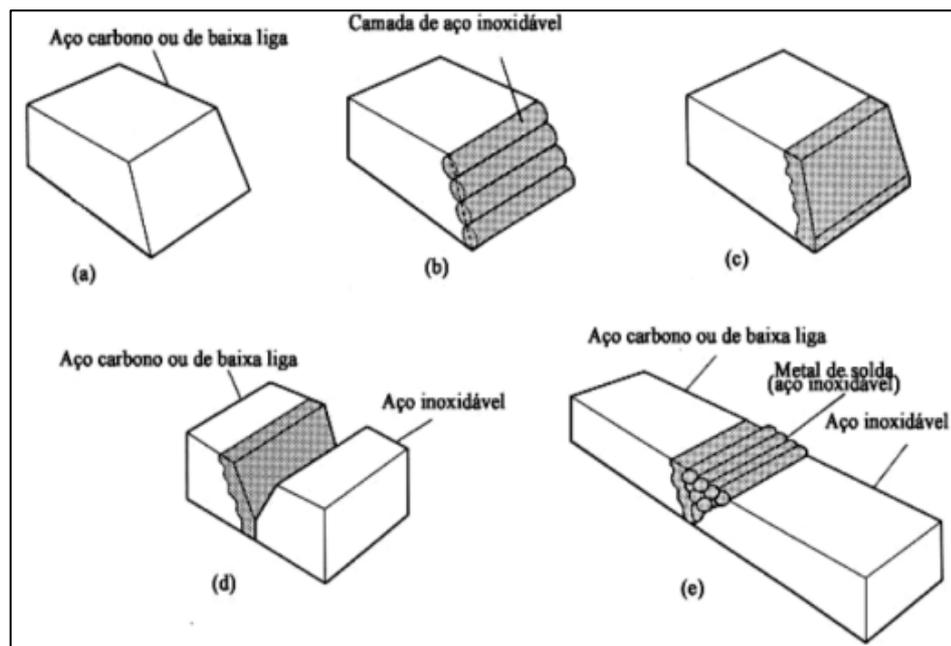


Figura 2.1 - Técnica de amanteigamento. (a) membro preparado para revestir. (b) face do amanteigada. (c) face amanteigada preparada para a soldagem. (d) conjunto alinhado para a soldagem. (e) junta soldada com metal de enchimento de aço inoxidável (DAVIS, 2006)

Segundo Fratari et al. (2010), a deposição da camada de solda pela técnica de amanteigamento deve apresentar algumas particularidades em relação ao metal de base:

- I. Compatibilidade química entre o metal de adição e o metal de base
- II. Composição que combinada com a do metal de base não resulte em soldas que propicie a formação de trincas
- III. Boa ductilidade
- IV. Baixa diluição
- V. ZAC formada não seja susceptível à trinca.

A indústria de petróleo submarino utiliza uma união padrão onde os coletores de aço baixa liga (8630M ou ASTM A 182 F22) são amanteigados com uma liga de níquel (Inconel 625), que posteriormente é submetida ao tratamento térmico de alívio de tensão (TTAT), para reverter a martensita formada na ZAC e assim reduzir a dureza, recuperar a ductilidade e a tenacidade dessa região. Após o TTAT, o componente amanteigado é unido a um tubo de aço microligado (por exemplo, X80) utilizando o próprio Inconel 625. Deve-se garantir, no entanto, que a ZAC da união fique alojada nas camadas de soldas austeníticas, Fig. 2.2, de maneira a evitar um novo TTAT.

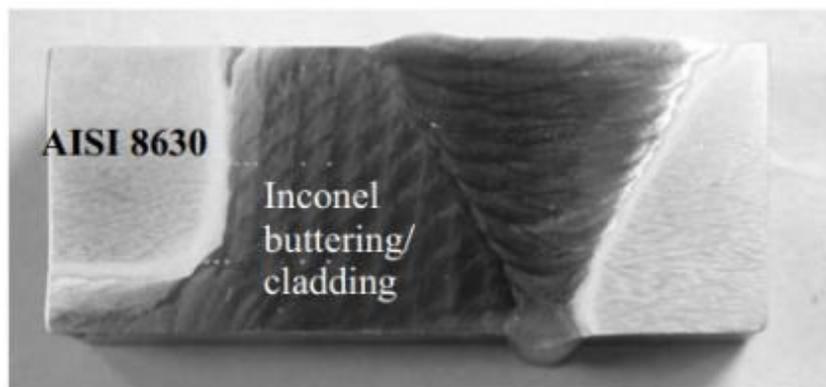


Figura 2.2 - Macrografia da seção transversal de junta soldada formada pelo aço AISI 8630 e com arame eletrodo de Inconel 625 (OLDEN et al., 2003)

## 2.2 Aços Cr-Mo

Um aço alta resistência e baixa liga da classe Cr-Mo, grau 22, é um aço frequentemente utilizado na condição forjado (F22) para componentes de poços de petróleo submarino. A adição dos elementos Cr e Mo tem por finalidade formar uma liga tenaz com boa resistência a fluência e a corrosão, quando comparada aos aços carbono (THOMSON; MILLER, 1998; PEDDLE; PICKLES, 2000;). Apresenta também boa soldabilidade embora possam surgir trincas de reaquecimento e a frio na ZAC (MIRANDA; FORTES, 1989). Os parâmetros de tratamento térmico assim como os requisitos mecânicos mínimos exigidos para sua aplicação são controlados pela American Society for Testing Materials especificação A182, conforme o apresentado na Tab. 2.1.

Tabela 2.1 - Propriedades mecânicas do aço ASTM A182 F22

ASTM A182 F22	Classe 1	Classe 3
Tratamento térmico	Recozido	Normalizado e revenido
Temperatura de austenitização (°C)	900	900
Temperatura de revenimento (°C)	-	675
Resfriamento	Forno	Ar
Limite de escoamento (MPa)	205	310
Limite de resistência (MPa)	415	515
Dureza (HB)	170 (máx.)	156-256

Fonte: ASTM A182

O aço ASTM A182 F22 é empregado na indústria Offshore normalmente na condição normalizado, onde o tratamento térmico é conduzido após o forjamento a fim de possibilitar uma microestrutura uniforme e refinada. No tratamento térmico de normalização ele é aquecido logo acima da temperatura de  $A_3$  e numa região austenítica, de maneira a evitar o crescimento de grãos. Isto resulta a nucleação de grãos finos de austenita, assim como a dissolução de carbonetos formados durante o arrefecimento a partir do forjamento. Um aço 2.25Cr-1Mo apresenta, após o tratamento de normalização, uma microestrutura mista de ferrita e bainita além da presença de carbonetos (THOMSON; MILLER, 1998).

### 2.3 Microestrutura da solda

A grande utilização industrial dos diversos processos de soldagem ao arco voltaico ocorre, dentre outros fatores, devido a versatilidade de suas aplicações que inclui a união de peças de diferentes materiais e espessuras. Entretanto, uma atenção especial deve ser dispensada ao estudo do efeito do aporte de calor sobre a microestrutura e as propriedades mecânicas da junta soldada. Esse comportamento é consequência dos ciclos térmicos e das temperaturas que o metal de solda é submetido. A entrada de calor localizada propicia alteração microestrutural, tanto na região do metal de solda como na região adjacente que não chegou a ser fundida (ZAC), mas teve sua estrutura alterada pelo ciclo térmico de soldagem.

### 2.3.1 Microestrutura da Zona Afetada pelo Calor (ZAC)

O deslocamento da fonte de calor sobre a superfície da junta gera, um gradiente de temperatura causando uma mudança complexa na morfologia microestrutural da zona afetada pelo calor (ZAC), e de suas propriedades mecânicas. As mudanças microestruturais no metal de solda e na ZAC ocorrem em função das taxas de aquecimento e resfriamento as quais, por sua vez, dependem da energia de soldagem; da espessura e geometria da peça, do pré-aquecimento e da temperatura interpasse (POORHAYDARI et al., 2005).

Para Wainer et al. (2004) a ZAC é submetida a diferentes curvas de resfriamento apresentando diferentes regiões, dependendo do metal a ser soldado. A Fig. 2.3 apresenta esquematicamente a ZAC de um aço carbono com suas respectivas regiões: de crescimento de grão, refino de grão, intercrítica, e de esferiodização de carbonetos, além do metal de base não afetado (WAINER et al., 2004; BHADSHIA; HONEYCOMBE, 2006)

A região de crescimento de grão é formada devido permanecer por um certo tempo em temperaturas elevadas, acima da temperatura de transformação austenítica. Nesta região, as altas temperaturas potencializam a transformação dos grãos ferríticos em grãos austeníticos, resultando em uma região com maiores tamanhos de grãos. A magnitude de crescimento dos grãos nessa região ocorrerá se, durante o ciclo térmico de soldagem, os precipitados ancorados nos contornos de grãos venham ou não a se dissolver. Este crescimento dos grãos austeníticos aumenta a temperabilidade nesta região da ZAC, podendo favorecer a formação do microconstituente martensita durante o resfriamento da junta soldada. Já na região de refino de grãos da ZAC, a ferrita se transforma em austenita admitindo-se, porém, uma menor energia de deformação associada a menores tempo e temperatura, tidos como insuficientes para a recristalização, produzindo desta forma, no resfriamento, ferrita e/ou perlita com pequeno tamanho de grãos (WAINER et al., 2004). Desta forma, regiões acima da temperatura de  $A_1$  (cerca de  $723^\circ\text{C}$ ) podem nuclear grãos austeníticos possibilitando a formação de fases frágeis como a martensita, dependendo da velocidade de resfriamento e o teor de liga. Na região da ZAC compreendida entre as temperaturas de  $750^\circ\text{C}$  a  $900^\circ\text{C}$ , ocorre uma transformação parcial em austenita, onde a perlita é austenitizada permanecendo uma fração de ferrita remanescente. Os teores dos elementos de liga dessa austenita formada são maiores que os valores nominais presentes nos aços carbono. Dependendo da velocidade de resfriamento, a austenita pode se decompor em perlita, bainita ou martensita resultando em propriedades mecânicas inferiores às do metal base. Abaixo dessa região, entre  $700^\circ\text{C}$  a

750°C, as lamelas de cementita (região de carbonetos) da perlita podem se esferoidizar (WAINER et al., 2004).

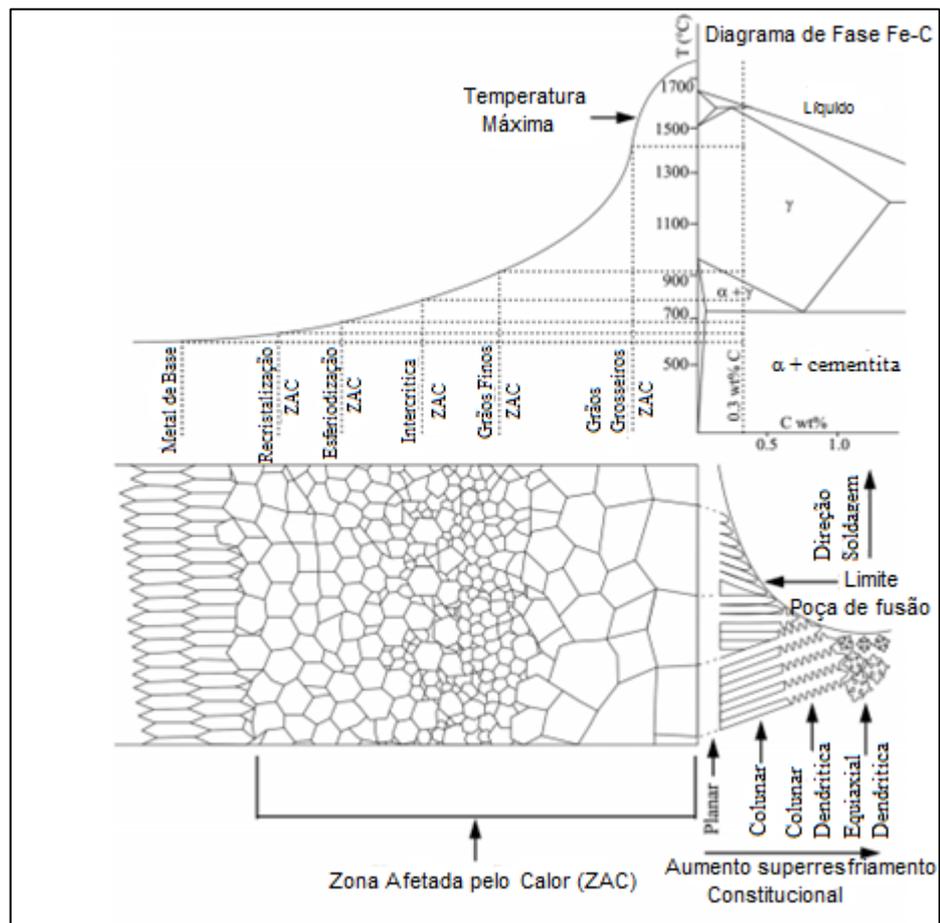


Figura 2.3 - Microestrutura da zona afetada pelo calor e do metal de solda, consequência do processo de soldagem (FENSKE, 2010)

Parameswaran et al. (2004) estudaram a natureza das diferentes microestruturas presentes na ZAC do aço 2.25Cr-1Mo soldado de forma autógena, correlacionando com os possíveis ciclos térmicos que as diferentes regiões microestruturais teriam sofridos durante a soldagem. Os autores observaram que a mudança da microestrutura inicial do aço 2.25Cr-1Mo normalizado e revenido, ferrita ( $\alpha$ ) e carbonetos, era dependente do ciclo térmico imposto e da taxa de resfriamento, onde taxas de resfriamento superior a 100K/s irão formar a microestrutura martensita no aço. Com taxas menores de resfriamento, o aço é transformado em bainita. Além disso, com taxas de arrefecimento  $<1 \text{ K/s}$ , observa-se a presença de ferrita com bainita de diferentes proporções. As microestruturas observadas no trabalho dos

pesquisadores, formadas devido as diferentes taxas de resfriamento, são apresentadas pelo diagrama de transformação com resfriamento contínuo, Fig. 2.4.

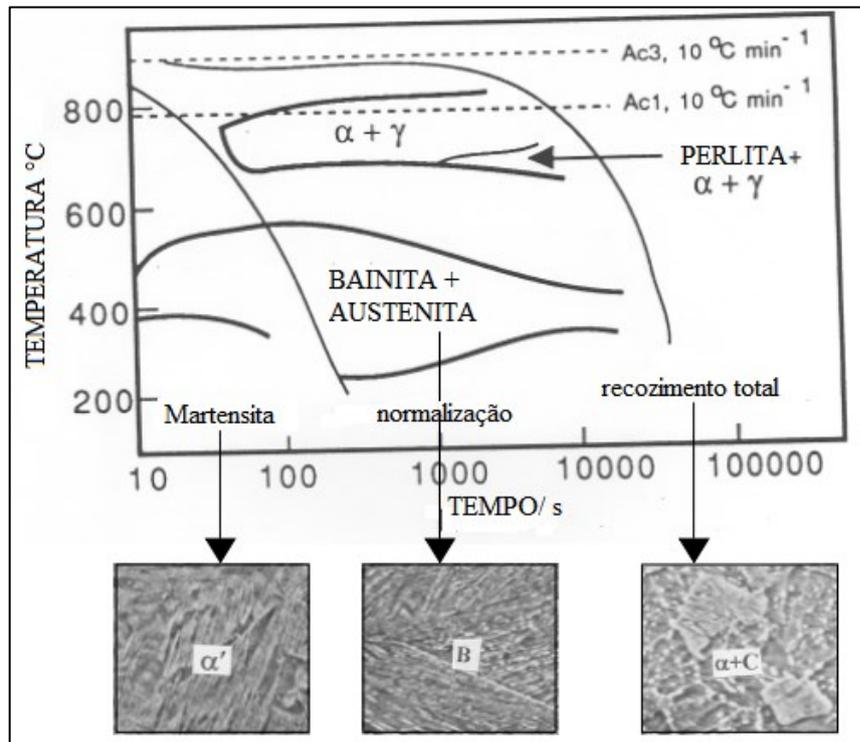


Figura 2.4 - Microestruturas de diferentes regiões do aço 2.25Cr-1Mo sobrepostas no diagrama TRC (PARAMESWARAN et al., 2004)

Em soldagem multipasses a microestrutura da ZAC é ainda mais complexa devido aos diferentes ciclos térmicos, que causam a re-austenitização e subseqüentes transformações no resfriamento e, assim, refinando parcialmente a sua microestrutura, em função desse comportamento são possíveis reduções na tensão residual e melhoria na tenacidade. A Fig. 2.5a apresenta uma ilustração esquemática de uma seção transversal de um passe de solda. A passagem de cada ciclo térmico referente ao passe de solda subseqüente, refina os grãos (revenimento), Fig. 2.5b, de parte do passe de solda anterior, resultando em grãos grosseiros recristalizados. O calor resultante do passe anterior age como pré-aquecimento diminuindo a velocidade de resfriamento, que também atua para reduzir as tensões residuais.

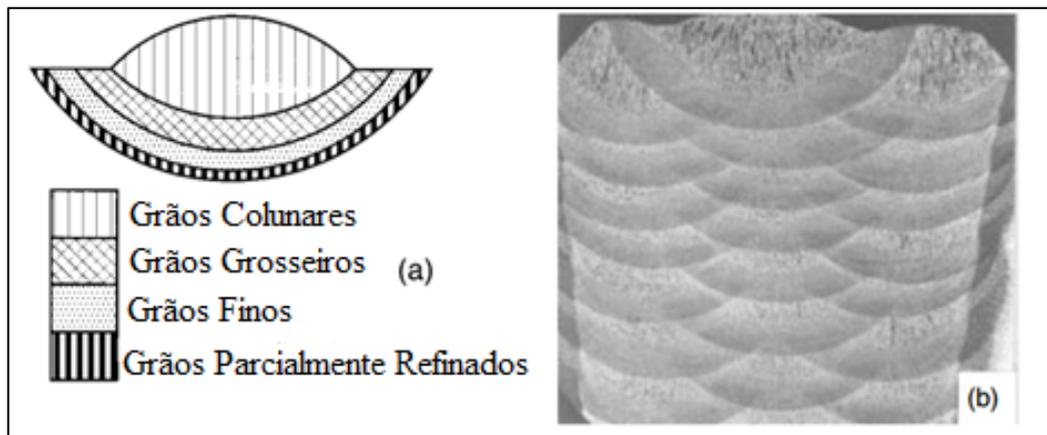


Figura 2.5 - Refino de grão em soldagem de vários ciclos térmicos, a) passe único de solda; b) microestrutura de solda multipasse (EVANS, 1980; KOU, 2003;)

Os vários cordões de soldas produzidos em uma soldagem multipasses atuam como um tratamento térmico suave. Com a utilização de um grande número de passes de solda, há um maior volume de metal de solda reaquecido. Aumentando o volume de grãos refinados, uma maior tenacidade é conseguida, possivelmente como resultado da remoção dos efeitos de segregação, tais como carbonetos nos limites dos grãos colunares (EASTERLING, 1992).

### 2.3.2 Microestrutura do metal de solda

Analisando, em nível atômico, à frente de solidificação de um metal puro, verifica-se que a interface Sólido/Líquido (S/L) apresenta, normalmente, uma morfologia planar, a menos que um super-resfriamento seja imposto. Enquanto que na solidificação de uma liga, a interface S/L pode apresentar os modos de solidificação planar, celular ou dendrítica, Fig. 2.6, dependendo das condições de solidificação e o sistema material envolvido (KOU, 2003).

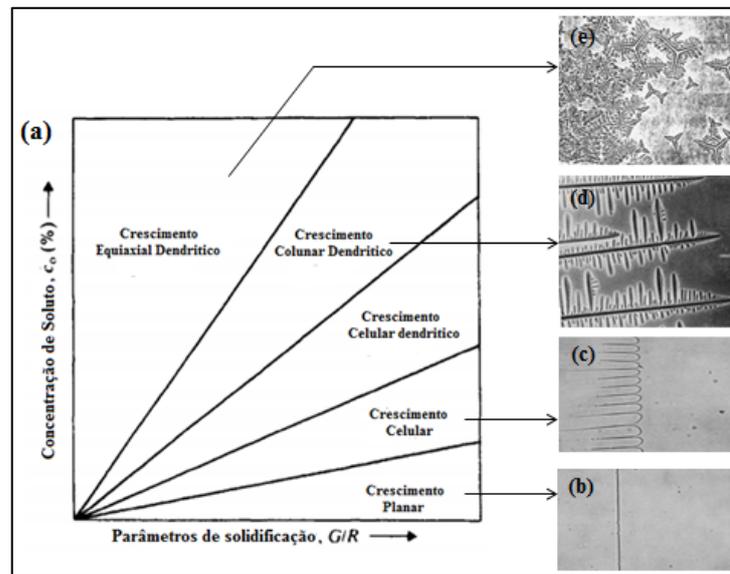


Figura 2.6 - Ilustração dos modos de solidificação: a) fatores que controlam o modo de crescimento durante a solidificação de metais líquidos; b) solidificação planar de tetrabrometo de carbono; c) solidificação celular de tetrabrometo de carbono com uma pequena quantidade de impureza; d) solidificação colunar dendrítica de tetrabrometo de carbono com vários por cento de impureza; e) solidificação equiaxial dendrítica de ciclohexanol com impureza (LANCASTER, 1999; KOU, 2003)

Duas teorias principais foram propostas para descrever a transição de uma interface S/L planar durante a solidificação para celular, colunar dendrítica e equiaxial dendrítica: a teoria de super-resfriamento constitucional por Chalmers e a teoria de estabilidade de interface por Mullins e Sekerka. A primeira considera apenas o aspecto termodinâmico, enquanto que a segunda incorpora os aspectos cinéticos da interface e transferência de calor. Devido a sua simplicidade, normalmente, apenas a teoria de super-resfriamento constitucional é abordada.

A teoria do super-resfriamento constitucional é explicada em função do acúmulo de átomos de soluto à frente da interface. Sólido em crescimento na interface S/L não consegue absorver muito soluto, então, ele acaba segregando esta quantidade de soluto para o líquido na interface, o que faz com que ocorra uma redução local da temperatura do líquido à frente da interface, abaixo da temperatura líquidus de equilíbrio do material. Ocorrendo então um super-resfriamento na frente de solidificação, denominado de super-resfriamento constitucional. De acordo com a teoria do super-resfriamento constitucional, este acúmulo de soluto à frente da interface promove uma instabilidade do crescimento planar, passando então

para outros modos de solidificação (celular ou dendrítica) como indica a Fig. 2.6, dependendo do grau de super-resfriamento. O super-resfriamento constitucional é controlado pela porcentagem de soluto na liga  $C_0$ , pelo gradiente térmico  $G$ , e pela velocidade de solidificação  $R$  (KOU, 2003).

A estabilidade da morfologia de solidificação planar é atendida quando a Eq. (2.1) é satisfeita, onde  $G$  é o gradiente de temperatura no líquido,  $R$  é a velocidade de crescimento da interface,  $T_L$  é a temperatura líquidus e  $D_L$  é a difusividade do soluto no líquido.

$$\frac{G}{R} \geq \frac{\Delta T}{D_L} \quad (2.1)$$

O metal de solda solidifica a partir do metal de base e o crescimento se realiza com a mesma orientação cristalina dos grãos parcialmente fundidos, que crescem em uma direção preferencial, por exemplo, direção  $\langle 100 \rangle$  para reticulado cristalino do sistema cúbico, esse tipo de crescimento é chamado de epitaxial. Entretanto, com o avanço do crescimento epitaxial há o início de outro mecanismo conhecido como crescimento competitivo de grãos, Fig. 2.7. Nesse mecanismo, grãos com direção favorável em relação à direção de máxima extração de calor crescem preferencialmente em relação a grãos com orientação menos favorável. Durante a solidificação ocorre variação de composição à frente da interface S/L, resultado da redistribuição de soluto (microsegregação) que é a diferença de composição química entre o centro da dendrita e as regiões enriquecidas de soluto entre os braços da dendrita (WAINER et al., 2004; KOU, 2003)

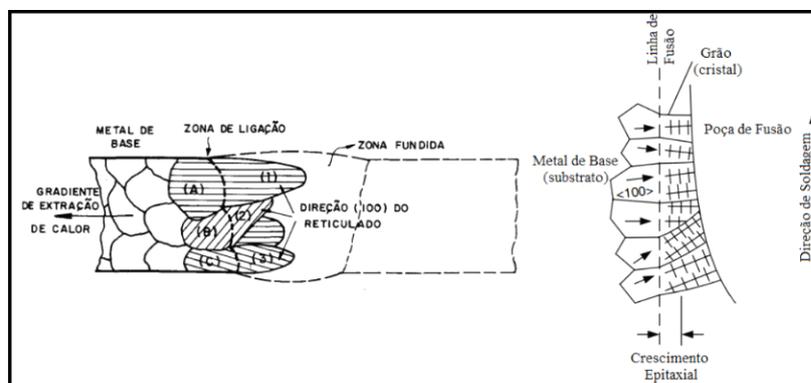


Figura 2.7 - Representação esquemática do crescimento epitaxial e do crescimento competitivo de metal de solda próximo da linha de fusão (KOU, 2003; WAINER et al. 2004)

O modo de solidificação também é determinado por um parâmetro de solidificação que é igual ao gradiente de temperatura,  $G$  (na direção de solidificação), dividido por  $R$ , a taxa de avanço da frente de solidificação. A influência desses fatores sobre o modo de solidificação é ilustrada na Fig. 2.8. Como mostrado, para um dado teor de soluto, uma redução na proporção  $G/R$  é acompanhada por uma maior probabilidade para a solidificação com morfologia dendrítica. Para teores especialmente elevados de soluto, a possibilidade de planar e crescimento celular são reduzidos.

Com o aumento do super-resfriamento constitucional o modo de solidificação fará a transição de planar para celular, para colunar dendrítica e, finalmente, para equiaxial dendrítica. O efeito do super-resfriamento constitucional no modo de solidificação é visualizado na Fig. 2.8. A região onde as dendritas (colunar ou equiaxial) e o líquido coexistem é chamada de zona pastosa, e identificada como 'M' no gráfico. É importante salientar que para um valor elevado de super-resfriamento constitucional (Fig. 2.8d), com as zonas M muito amplas torna-se mais fácil para as dendritas equiaxiais nuclearem do que as dendritas colunares.

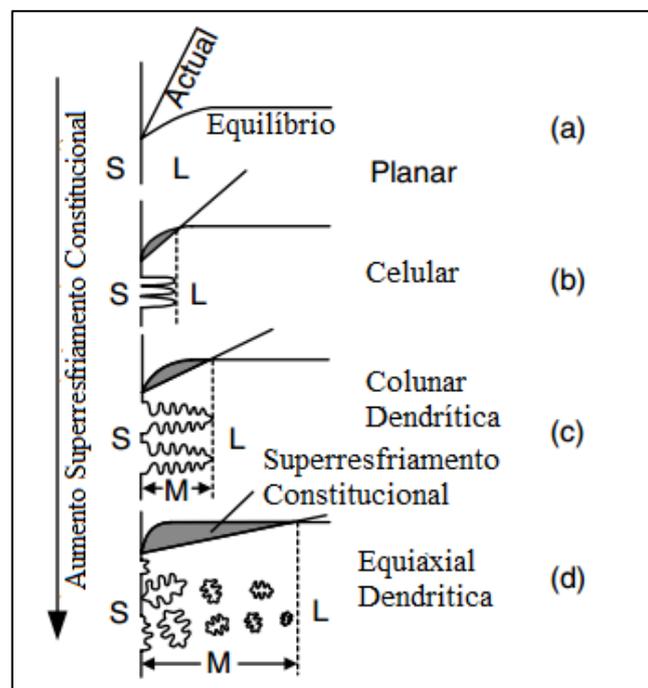


Figura 2.8 - Efeito do super-resfriamento constitucional no modo de solidificação: (a) planar, (b) colunar, (c) colunar dendrítica, (d) equiaxial dendrítica (onde: S, L e M denotam sólido, líquido e zona pastosa, respectivamente) (KOU, 2003)

### 2.3.3 Segregação em soldagem dissimilar

Segundo Kou (2003), durante o processo de solidificação dos metais pode ocorrer a redistribuição de soluto em diferentes escalas, ou seja, a segregação do soluto pode ser do tipo micro segregação ou macrosegregação. A microsegregação refere-se a variações de composição durante o resfriamento do metal de solda em estruturas de tamanho microscópico, por exemplo, comprimento celular e espaçamento dendrítico. A microsegregação pode ter efeito significativo na susceptibilidade à trinca de solidificação do metal de solda. Já a macrosegregação, por outro lado, refere-se a variações na composição média local (composição média das dendritas) em estruturas de tamanho macroscópico, por exemplo, a solda.

A macrosegregação pode ocorrer em soldas dissimilares para diferentes combinações de materiais e processos de soldagem. Esse fenômeno é consequência de microestruturas heterogêneas complexas na zona de fusão, caracterizadas por resfriamento elevado e mistura insuficiente dos materiais (MAGNABASCO et al., 2006; YANG; KOU, 2007a). Esse efeito pode levar ao surgimento de descontinuidades no metal de solda, por exemplo, trincas.

Yang e Kou (2007) desenvolveram trabalhos significativos com intuito de esclarecer os mecanismos responsáveis pela macrosegregação no metal de solda. Em seus trabalhos, consideraram a presença da camada estagnada ou laminar de metal base líquido ao longo da poça sugerida por Savage et al. (1976a), acrescentaram as temperaturas líquidas do metal soldado TLW e do metal base TLB, e propuseram dois mecanismos para macrosegregação em soldagem a arco com metais dissimilares, um para TLW <TLB e o outro TLW>TLB. Eles intitularam algumas dessas macrosegregações (descontinuidades) como as penínsulas, ilhas e as praias.

#### 2.3.3.1 Zona Parcialmente Misturada

Na soldagem de materiais dissimilares existe um grande problema de natureza metalúrgica na região próxima à linha de fusão devido a uma variação de composição química, quando comparada ao restante do material. Tal comportamento resulta na formação de pequenas regiões descontínuas com microestrutura e propriedade diferentes, que podem comprometer o desempenho da junta soldada. Essas regiões, de dimensões da ordem de dezenas de micrometros, possuem composições químicas intermediárias entre o metal de solda e o metal de base, as quais não podem ser estimadas por cálculos de diluição, somente pela técnica de microanálise. Alguns trabalhos na literatura corrente têm relatado um

significativo aumento de dureza nestas interfaces (YANG; KOU, 2007; BEAUGRAND et al., 2009; DODGE, 2014), os valores de dureza destas zonas se situam muitas vezes acima de 400 HV, Fig. 2.9, superando a faixa de dureza característica da microestrutura martensítica, acima de 340 HV (DOODY, 1992 apud KEJELIN, 2006). Rowe et al. (1999) em seu trabalho citam que essas regiões podem tornar-se sensíveis ao acúmulo de hidrogênio na interface, promovendo o fenômeno de trincas induzidas por hidrogênio (Fig. 2.10). Para os autores Silva et al. (2010) e Kejelin (2006) reduzindo a energia de soldagem ocorre uma redução na espessura da ZPM.

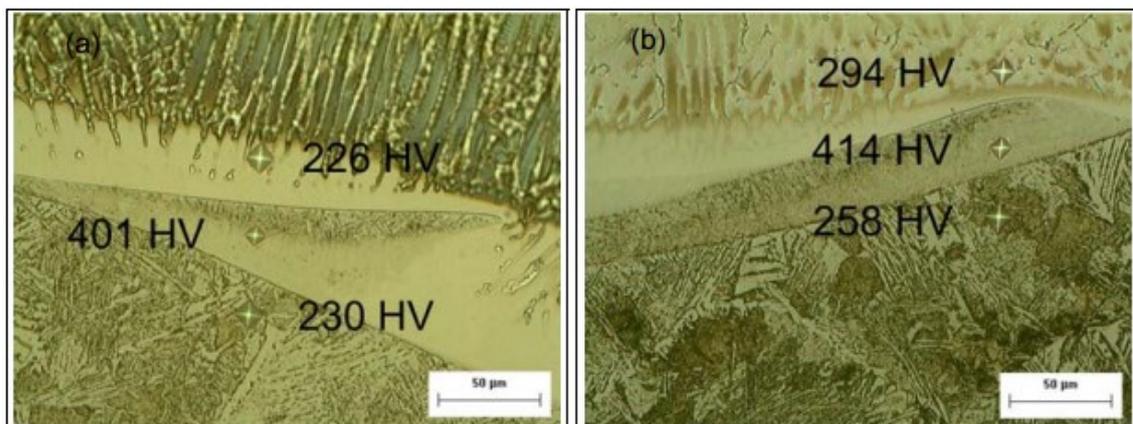


Figura 2.9 - Ensaio de microdureza na ZPM (SILVA, 2010)

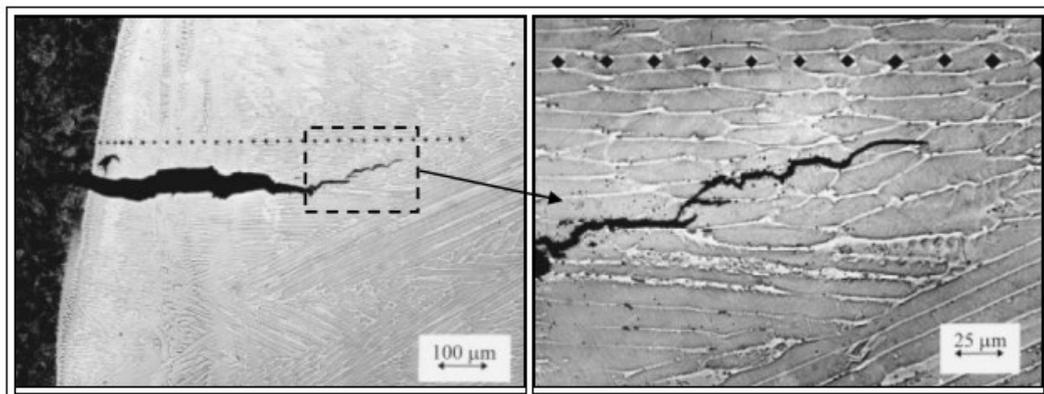


Figura 2.10 - Trinca e microdureza próximo à linha de fusão, metal de enchimento 309L (ROWE et al., 1999)

Segundo Yang e Kou (2007b) a variação de composição química do metal de solda que ocorre próximo à interface é um caso de macrosegregação, haja vista que esta ocorre numa escala entre 100 a 200  $\mu\text{m}$  de espessura, ao longo da linha de fusão. Enquanto, a

microsegregação ocorre em uma escala correspondente ao espaçamento entre os braços de dendritas ou entre células, ou seja, com dimensão entre 10 a 20  $\mu\text{m}$ .

Os estudos sobre macrosegregação datam da década 1970. Savage et. al. (1976c) observaram macrosegregação em soldas do aço HY-80 depositadas com um eletrodo de aço E11018G, onde visualizaram uma fina camada com espessura de 75  $\mu\text{m}$  ao longo da linha de fusão. Após o levantamento do gradiente químico dessa região, eles observaram que a mesma apresentava composição química similar à do metal de base, então a denominaram de Zona Não Misturada, Fig. 2.11. A natureza da zona não misturada foi atribuída a presença de uma camada estagnada do metal base líquido adjacente ao metal de base sólido, ou seja, mesmo com a convecção na poça de fusão a velocidade do líquido deve se aproximar de zero na interface sólido-líquido (SAVAGE et al., 1976c).

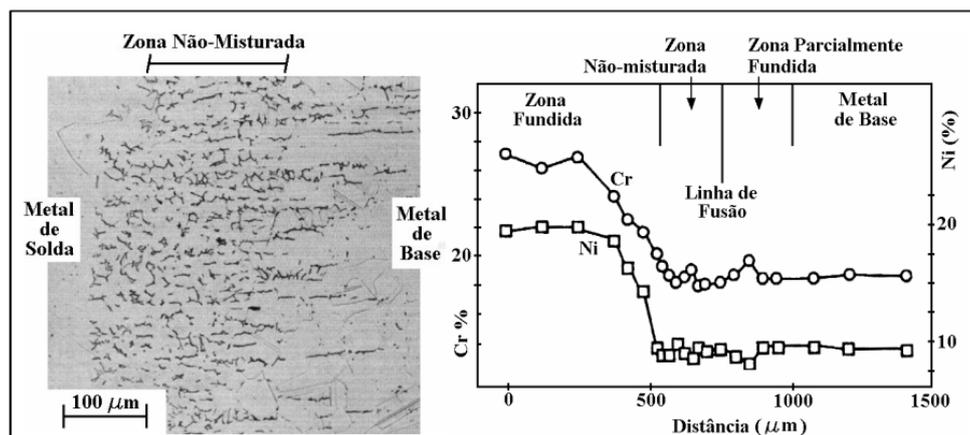


Figura 2.11 - Zona não misturada em aço inoxidável 304 soldado com metal de adição 310 (esquerda). Respeetivo perfil de composição química (direita) (BAESLACK et al., 1979)

Após o pioneirismo dos autores Savage et al. (1976c) no estudo da macrosegregação em soldas dissimilares, diferentes estudos nessa linha foram conduzidos ao longo dos anos, onde diferentes pesquisadores não observavam a presença da zona não mistura, mas visualizaram uma região que apresentava uma composição química intermediária entre o metal de base e o metal de solda. A partir desses resultados a macrosegregação recebeu diferentes denominações na literatura como zona não misturada, zona intermediária, zona mista intermediária, zona dura, parcialmente diluídas, zonas empobrecidas de metal de adição e zonas parcialmente misturadas (DOODY, 1992 apud KEJELIN, 2006; OMAR, 1998; DUPONT; KUSKO 2007).

As zonas parcialmente misturadas apresentam-se nas proximidades da linha de fusão de diversas formas e tamanhos, geralmente descontínuas. A Fig. 2.12 apresenta as três morfologias típicas adotadas pela literatura: praia, península ou baía e ilha (YANG; KOU, 2007b, DODDY, 1992 apud KEJELIN, 2006).

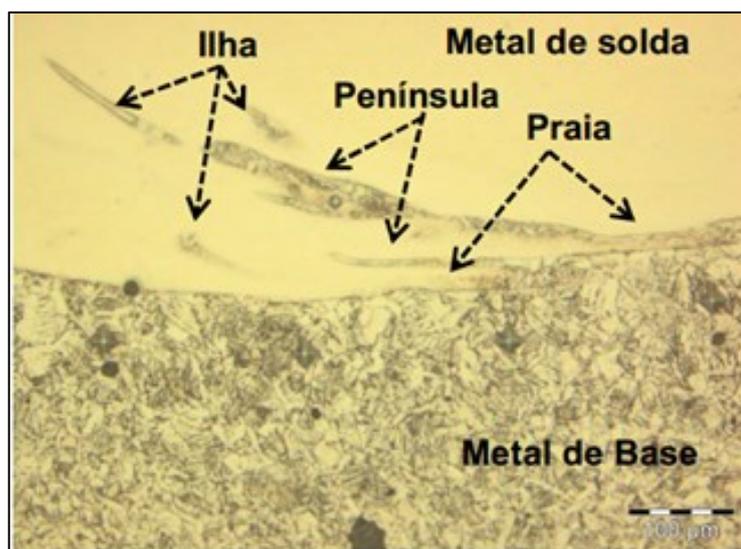


Figura 2.12 - Morfologias das macrosegregações do tipo praia, península e ilha (MOUGO, 2012)

Diferentes teorias são aceitas para explicar o surgimento das macrosegregações na interface de soldas dissimilares, dentre elas podem ser citadas a fraca convecção próximo à linha de fusão, difusão no metal líquido, a ocorrência de misturas parciais de líquidos e a segregação de soluto durante a soldagem (YANG; KOU, 2007b).

Yang e Kou (2007b) descreveram dois mecanismos para explicar a formação de ZPM em soldas dissimilares. Eles observaram que um material de adição dissimilar pode provocar mudanças na composição química do metal de solda e, conseqüentemente, fazer com que haja uma diferença significativa entre as temperaturas de fusão do metal de solda (TLW) e do metal de base (TLB), este comportamento está ilustrado em um diagrama de fases Ni-Cu como o ilustrado na Fig. 2.13. Na Figura 2.13a nota-se que o metal de adição reduz a temperatura liquidus do metal de solda, ou seja,  $TLW < TLB$ . Já a Fig. 2.13b demonstra uma condição contrária, quando o metal de adição aumenta a temperatura liquidus do metal de solda, ou seja,  $TLW > TLB$ . Assim, a temperatura de fusão do metal de solda TLW é superior à do metal de base de TLB.

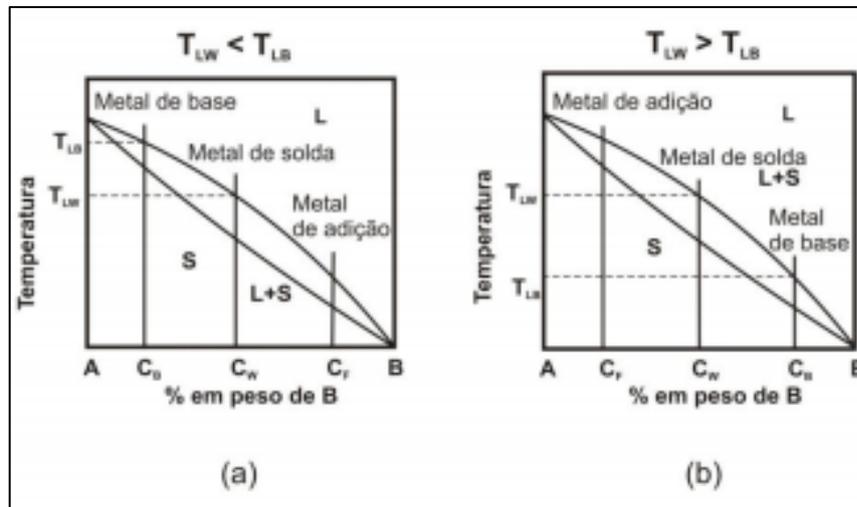


Figura 2.13 - Diagramas de fase esquemáticos que mostram a influenciada da variação da composição química do metal de enchimento na temperatura líquidus do metal de solda: a) metal de adição que faz  $TLW < TLB$ ; b) metal de adição que faz  $TLW > TLB$  (KOU; YANG, 2007b)

A Fig. 2.14 esquematiza a secção transversal de uma poça de fusão numa soldagem dissimilar com um metal de adição que diminui a temperatura de fusão do metal de solda, ou seja,  $TLW < TLB$ . A mistura completa do metal de solda é muito improvável, pois a convecção do metal fundido próximo a interface é enfraquecida, e uma camada estagnada de metal base fundido pode existir (SAVAGE et al., 1976b). Entretanto, a camada estagnada por apresentar uma pequena espessura, também pode ser descontínua devido aos movimentos convectivos da poça de fusão. Na ausência de um sub-resfriamento significativo, a poça de fusão começa a solidificar em  $TLW$ . Entretanto, o metal de base fundido se solidifica na temperatura  $TLB$ , ou seja, à frente de solidificação não é isotérmica. A camada de metal base líquido adjacente à interface solidifica e forma ao longo do limite de fusão uma praia, ou seja, a chamada "zona não misturada".

De acordo com Yang e Kou (2007b) o mecanismo responsável pela formação de macrosegregações tipo praias, penínsulas e ilhas, ocorre quando a  $TLW < TLB$  e é denominado de mecanismo 1, Fig. 2.14b. Dessa maneira, o metal base fundido da camada estagnada próxima a interface é varrido para uma região mais fria por convecção, ocorrendo a solidificação rapidamente sem uma mistura efetiva com o metal de solda líquido. Dependendo da magnitude das forças convectivas da poça de fusão o metal de base fundido pode ser

arrastado formando penínsulas ou/e ilhas. Já o mecanismo 2 difere por apresentar  $TLW > TLB$ , e é também responsável por formações de praias, ilhas e penínsulas. Nesse caso, o metal de base fundido na interface está abaixo de  $TLW$  e, conseqüentemente, se o metal de solda fundido adjacente é empurrado por convecção contra a interface, ele pode solidificar rapidamente sem que haja uma mistura com o metal base líquido.

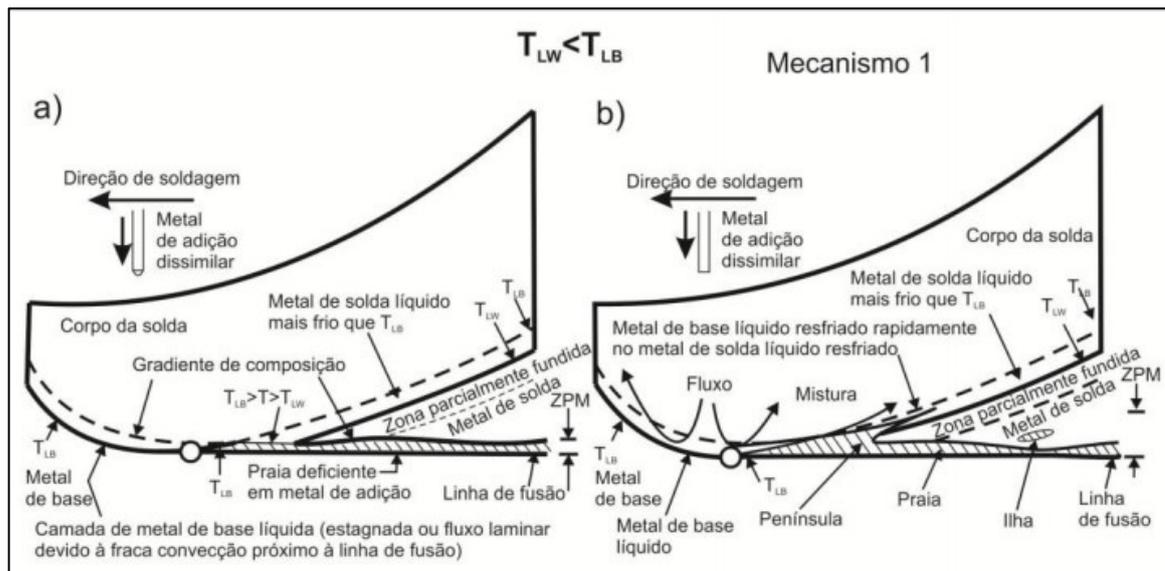


Figura 2.14 - Ilustração da formação de macrosegregação no limite de fusão (zona parcialmente misturada) quando o metal de adição faz  $TLW < TLB$ : a) praia; b) praia, península e ilha (YANG; KOU, 2007b; AGUIAR, 2010)

Uma grande quantidade de trabalhos tem sido realizada com o objetivo de avaliar o efeito combinado da interface dissimilar com o TTAT sobre a tenacidade dessas juntas soldadas. Os resultados dessas pesquisas demonstraram, por meio de ensaios de CTOD, que a região preferencial para a nucleação e propagação da trinca (menor tenacidade) está associada as ZPMs que, normalmente apresentam estruturas martensíticas de elevada dureza (GITTO, 2008, DODGE et al., 2013)

#### 2.4 Diluição em solda dissimilar

Na soldagem dissimilar, ao depositar a solda com um metal de adição diferente, se estabelece na interface um gradiente químico entre o metal de base e o metal de adição. Essa

região não homogênea pode afetar a resistência à corrosão e as propriedades mecânicas da junta soldada. A variação da composição química no metal de solda é função do percentual da diluição, que é descrito como o grau de diluição do metal de adição pelo metal de base.

A diluição também pode ser estabelecida com o conhecimento da composição química do metal base ( $C_{MB}$ ), metal de adição ( $C_{MA}$ ), e o metal de solda ( $C_{MS}$ ), conforme a Eq. (2.2) (DUPONT; MARDER, 1996, DUPONT; KUSKO, 2007).

$$D (\%) = \frac{C_{MS} - C_{MA}}{C_{MB} - C_{MA}} \quad (2.2)$$

Esta equação permite determinar a diluição pontual em uma determinada região, essa característica é importante pois através dela pode-se prever a microestrutura em uma dada região, haja vista ser comum a presença de gradientes de concentração em soldas dissimilares sobre regiões de dezenas ou centenas de microns (KOU; YANG, 2007b). O controle da diluição é importante em solda dissimilar, por exemplo, em juntas de aço baixa liga com ligas Ni, para não comprometer as características desejadas do depósito, tais como, resistência à corrosão e as propriedades mecânicas, assim como evitar a fragilização pela formação de fases intermediárias. O diagrama de Schaeffler, Fig. 2.15, normalmente, é uma ferramenta utilizada para prever a microestrutura resultante com base nos valores da diluição encontrada entre os metais de base e de adição, como as ligas de níquel ou aço inoxidável sobre um substrato de aço de baixa liga.

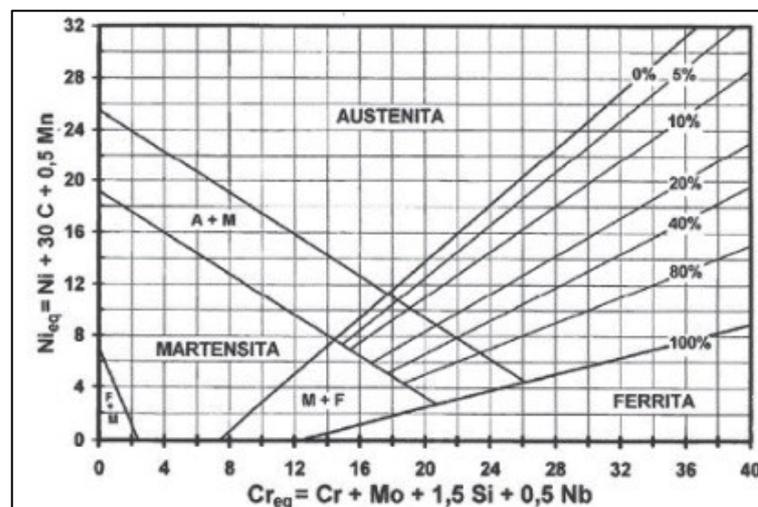


Figura 2.15 - Diagrama de Schaeffler (MODENESI, 2001)

O diagrama de Schaeffler apresenta uma limitação quanto a previsão de fases intermetálicas como os carbonetos, ou seja, somente as fases austenita, ferrita e martensita podem ser previstas com o uso desta ferramenta. A formação de carbonetos é de grande interesse em soldas dissimilares, onde a diluição do aço no metal de solda pode introduzir localmente regiões com elevado teor de carbono.

#### *2.4.1 Soldagem dissimilar com ligas de níquel*

Nos últimos anos, soldas dissimilares de componentes voltados à indústria de extração de petróleo em águas profundas, e que utilizaram como metal de adição aços de alta resistência e baixa liga (ARBL) como o Inconel 625, tornaram-se objeto de estudos para inúmeros pesquisadores devido a ocorrência de uma série de falhas em serviço (ALEXANDROV et al., 2013; DODGE et al., 2014). Tal comportamento foi causado pela incidência de trincas induzidas por hidrogênio em regiões de baixa tenacidade e elevada dureza, que tornam o material incapaz de resistir à determinadas solicitações. Essas regiões de elevada dureza são formadas após a migração de carbono para a interface da junta dissimilar, devido ao tratamento térmico de alívio de tensão imposto ao membro amanteigado da junta.

Alexandrov et al. (2013) estudaram a união entre um aço baixa liga 8630 e a liga de níquel Inconel 625 nas condições como soldada e com tratamento térmico pós soldagem. Os autores observaram que no lado do aço, depois do TTAT uma região empobrecida de carbono havia se formado com uma dureza de 120 HV<sub>0.1</sub>. Enquanto que, no lado do metal de solda, a estrutura austenítica havia se formado na zona de crescimento planar, Fig. 2.16, com dureza superior a 800 HV<sub>0.1</sub>. Ainda no metal de solda, finos precipitados de Mo e partículas Nb (carbonetos) foram encontrados numa zona celular dendrítica. Ocasionalmente, penetrações do metal de solda (Inconel 625) com estrutura austenítica foram encontradas além dos limites da linha de fusão, já adentrando na região de ZACGG do aço 8630. Redemoinhos fragmentados do aço 8630 parcialmente fundidos e diluídos com Inconel 625 também foram obtidos ao longo da secção transversal da solda.

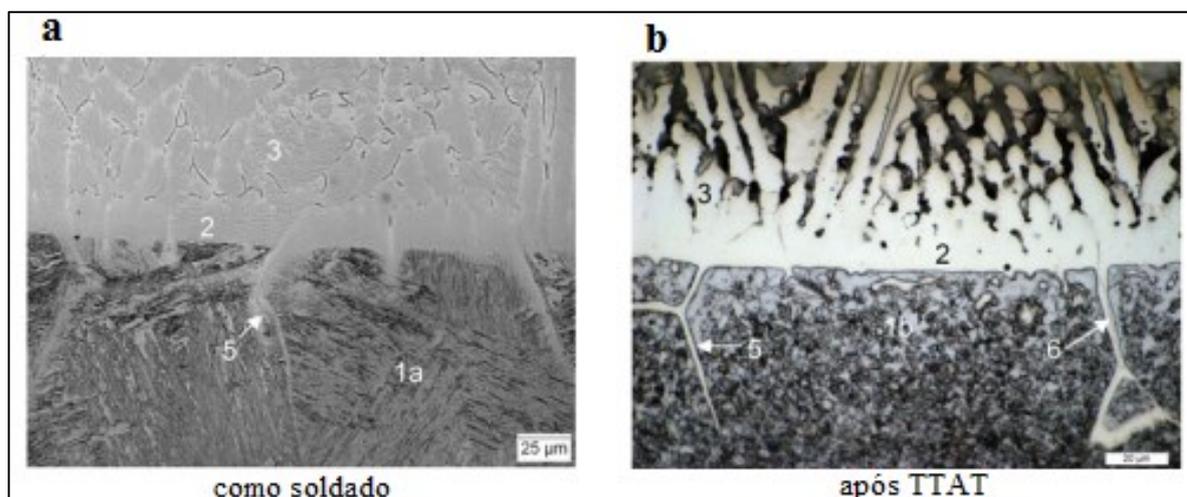


Figura 2.16 - Interface da junta amanteigada, revestimento de Inconel 625 sobre um substrato de aço 8630. Zonas associadas com a linha de fusão: 1a ZACGG, como soldado (martensita e bainita); 2 Crescimento planar; 3 Crescimento celular; 4 colunar dendrítico; 5 Penetração do metal de solda na fronteira dos grãos; 1b ZACGG após TTAT (ferrita e martensita revenida), 6b dedos (ALEXANDROV et al., 2013)

Redemoinhos são descontinuidades formadas próximas ao limite de fusão e, são caracterizados por regiões que provavelmente se formaram como consequência do aço 8630 fundido que foi varrido para o metal de solda pela agitação da poça de fusão. A solidificação dos redemoinhos ocorre com pouca ou nenhuma mistura com o metal de adição. É interessante observar que a solidificação do metal de solda, da liga Inconel 625, fora desses redemoinhos mostra as mesmas características de crescimento planar vista no verdadeiro limite da zona fundida. Uma zona de crescimento planar se forma através da solidificação epitaxial fora dos redemoinhos, como mostrado na Fig. 2.17. Fenske (2010) observou a presença de redemoinhos, a partir da análise da interface ARBL F22-Inconel 625. A formação de ZPMs é uma consequência do processo de soldagem utilizado, por exemplo, Beaugrand et al. 2009 descobriram que energia de soldagem mais elevada aumenta a quantidade de redemoinhos, que é acompanhado por uma diminuição na largura da zona plana.

A região planar presente no lado da liga 625 foi descrita por alguns pesquisadores como zona inexpressiva, zona branca ou zona  $\phi$ , devido à difícil percepção de partículas em resoluções oferecidas por microscopia óptica e eletrônica de varredura (OLDEN et al., 2003; BEAUGRAND; GITTO, 2009, BEAUGRAND et al. 2009).

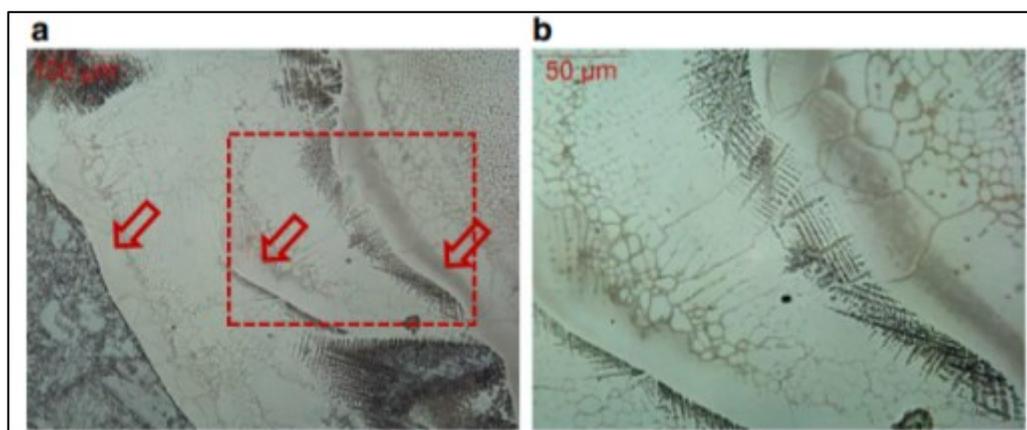


Figura 2.17 - Representação dos redemoinhos formados no metal de solda, a) região planar na zona próxima ao metal de base e entorno do redemoinho, b) maior ampliação da área mostrando padrão de crescimento dendrítica dentro do redemoinho (ALEXANDROV et al., 2013)

## 2.5 Tratamento Térmico Pós Soldagem

Normalmente, é comum o tratamento térmico de alívio de tensão após a operação de soldagem em aços de alta temperabilidade. Entretanto, este procedimento pode ser maléfico em solda dissimilar. Diferentes pesquisadores relatam que um dos problemas mais comum em junta dissimilar está relacionado à formação de zonas de elevada dureza com microestrutura martensítica, presentes na interface mesmo após realização de tratamentos térmicos de alívio de tensões (GITTO; GOOCH, 1992; OLIVEIRA, 2013). Em juntas dissimilares, o TTAT pode levar a ocorrência dos seguintes fenômenos:

- Migração de carbono para o metal de solda devido à difusão de carbono proveniente do aço baixa liga;
- Redução do teor de carbono na ZAC do aço baixa liga junto à linha de fusão;
- Crescimento de grão na ZAC do aço baixa liga.

Estes fenômenos são resultados da exposição do componente soldado em elevadas temperaturas, normalmente não sendo observado na condição como soldado. A migração do carbono causa perda da resistência no lado do aço baixa liga da junta soldada, podendo levar também a perda de tenacidade devido ao crescimento dos grãos, Fig. 2.18. Por outro lado, há

um aumento da dureza do metal de solda na faixa enriquecida em carbono, a qual pode conter muitos constituintes, mas os carbonetos são predominantes.

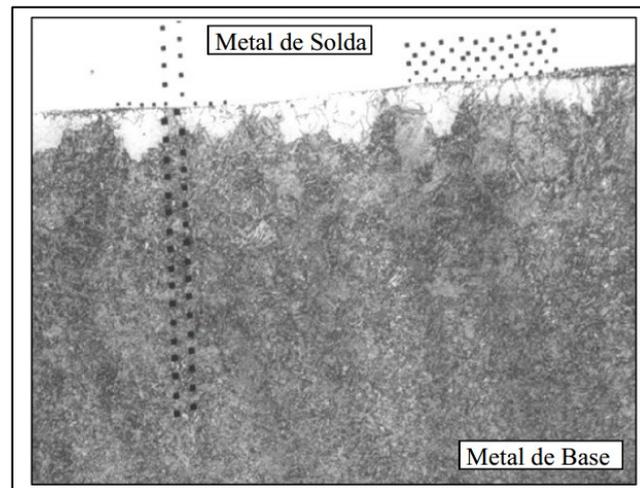


Figura 2.18 - Descarbonetação e formação de ferrita grosseira na interface de uma junta dissimilar devido ao TTAT (OLDEN et al., 2003)

Um exemplo de precipitação de carbonetos dentro da zona planar é apresentado pela Fig. 2.19, na pesquisa realizada por Tong et al. (2012) sobre um conjunto soldado tratado termicamente que foi recuperado em serviço. Os autores observaram a presença de carbonetos em nanoescala, como  $M_7C_3$  e  $M_{23}C_6$  a base de cromo e molibdênio, respectivamente.

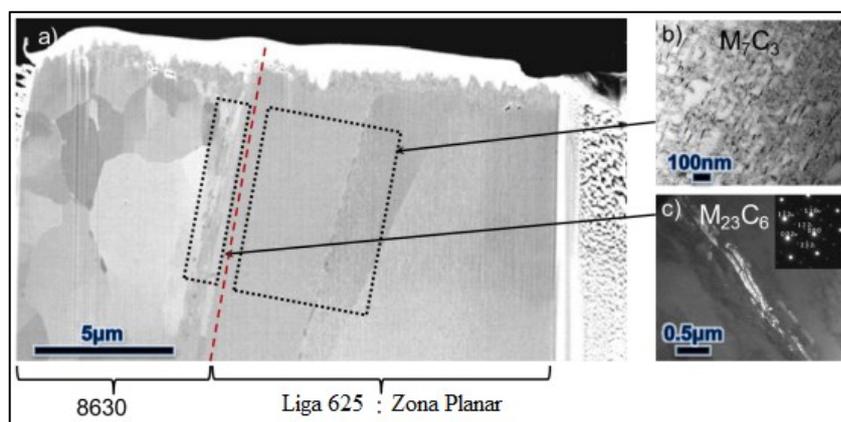


Figura 2.19 - Microestrutura da interface 8630-Inconel 625 após TTAT. a) Imagem no MEV de folha fina para MET que mostra a zona de fusão, limite de fusão indicado pela linha pontilhada vermelha; b)  $M_7C_3$  precipita encontrado dentro da região de solidificação planar; c) imagem escura de  $M_{23}C_6$  carboneto encontrado dentro da base de metal (TONG et al., 2012)

Em seu trabalho, Fenske (2010) comparou duas juntas soldadas dissimilares (F22-Inconel 625 e 8630-Inconel 625), com e sem TTAT. O autor observou que após 10 horas de TTAT há uma formação de carboneto  $M_7C_3$  na zona planar do conjunto soldado 8630-Inconel 625. Já no conjunto soldado do aço F22-Inconel 625, somente após 15 horas de TTAT o mesmo carboneto inicia a nucleação. Esse comportamento sugere que o teor de carbono é a razão para os diferentes tempos de precipitação do  $M_7C_3$ . Além da migração de carbono a partir do metal de base para o metal de solda resultado do tratamento térmico, e a conseqüente precipitação de uma nova fase (OLDEN et al., 2003) levando a formação de martensita e saturação de carbono.

## **2.6 Técnica de reparo da ZAC sem tratamento térmico pós-soldagem**

A técnica de reparo sem tratamento térmico pós-soldagem (TTPS) em juntas soldadas, tem como característica aproveitar o calor gerado em cada cordão de solda em multipasses para refinar e/ou reduzir a dureza da região de grãos grosseiros da ZAC (ZACGG) de um passe anterior, de forma a garantir a integridade do componente reparado, através da utilização de procedimentos de soldagem devidamente controlados.

### *2.6.1 Técnica da Dupla Camada*

A técnica da dupla camada, Fig. 2.20, foi desenvolvida na década de 60 para evitar trincas de reaquecimento na ZAC que ocorriam quando da realização do tratamento térmico pós soldagem (TTPS) em aços Cr-Mo-V. A técnica da dupla camada utiliza um método controlado de deposição de camadas, de modo que a segunda camada promova o refino e/ou a redução da dureza da ZAC-GG do metal de base, para amenizar a susceptibilidade à trinca induzida por hidrogênio. O efeito desta técnica vai depender principalmente dos parâmetros de soldagem utilizados na deposição das camadas (HENKE, 1998; BUENO, 1999).

De acordo com Aguiar (2001) e Oliveira (2013) o desempenho dessa técnica está relacionado à correta relação entre as energias de soldagem da primeira e da segunda camada, bem como do controle da temperatura inicial e interpasses, e uma adequada sobreposição dos cordões de solda. O emprego de pré-aquecimento e a manutenção de temperaturas de interpasse elevadas favorecem um maior refino da microestrutura (TEIXEIRA; POPE, 1992).

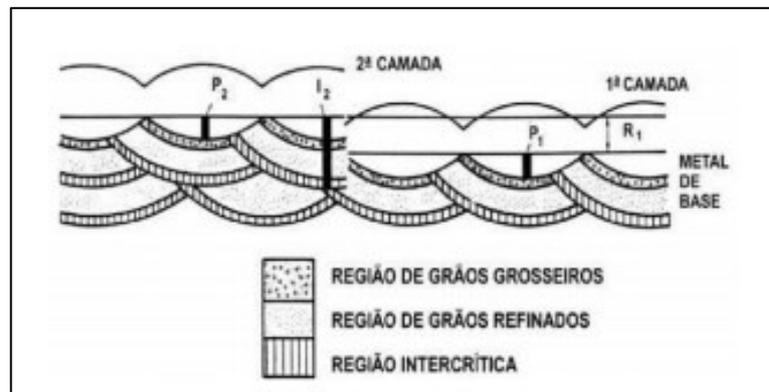


Figura 2.20 - Reparo sem TTPS pela técnica da dupla camada (BUENO, 1999)

Segundo Bueno (1999), a primeira camada produz inicialmente certo grau de refino, que depende da sequência de deposição. A segunda camada penetra na primeira camada promovendo um refino da região de grãos grosseiros da ZAC. Os principais parâmetros a serem observados para uma aplicação eficaz desta técnica são a geometria dos cordões da primeira camada, a relação entre energia de soldagem das camadas, o controle de temperatura de pré-aquecimento e de interpasses, a profundidade da região de grãos grosseiros e profundidade refinada pela segunda camada (LANT et al., 2001), Fig. 2.21. Para Lant et. al (2001) o objetivo é assegurar o mínimo aporte de calor e alcançar uniformes cordões de solda com 40% a 60% de sobreposição. Normalmente, a 1ª camada se depositada com uma sobreposição lateral de 50% da largura dos passes resulta em 80% de refinamento da ZACGG do passe anterior. O uso adequado das relações de energia é fundamental para que ocorra o refino e o revenimento da 1ª camada com ciclo térmico posterior.

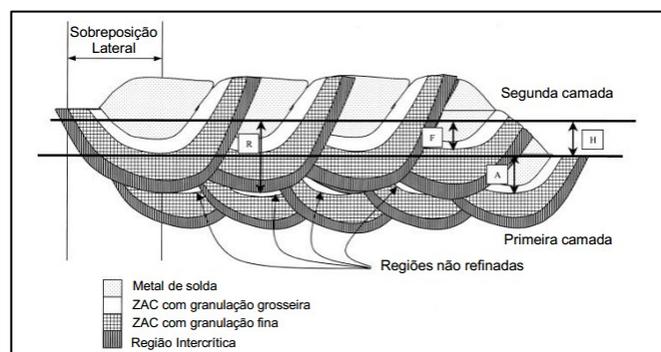


Figura 2.21 - Representação ilustrativa da técnica da dupla camada, (F) penetração da segunda camada, (A) penetração da primeira camada, (R) profundidade refinada pela segunda camada, (H) altura média da primeira camada (LANT et al., 2001)

Uma maneira prática de se chegar a uma adequada relação de energia é através do teste proposto por Higuchi et al. (1980), que consiste em depositar sobre chapa do metal de base previamente temperada (e sem revenir) cordões de solda com diferentes níveis de energia. Perfis de dureza em corte transversal ao cordão permitem avaliar a extensão das zonas revenidas e retemperadas pelo calor da soldagem e, conseqüentemente, determinar a melhor combinação de parâmetros a serem utilizados na técnica da dupla camada.

Alguns pesquisadores comprovaram a eficiência da técnica da dupla camada aplicada para o revenimento da ZAC-GG, após concluírem que o sucesso do método está relacionado a utilização de um nível de aporte térmico superior ou igual na segunda camada em relação a primeira (CAVALCANTE et al., 2016, ANDRADE, 2016).

### 2.6.2 Testes de Higuchi e Higuchi modificado

O teste de Higuchi (1980) tem o objetivo prático de conhecer o alcance das regiões revenidas (macias) e retemperadas (duras) ao longo da ZAC. O teste consiste em fazer uma simples deposição sobre uma placa do metal base no estado temperado e não revenido e, posteriormente é obtido o perfil de dureza na ZAC da seção transversal do cordão. Através desse perfil se identificam as regiões retemperadas (dura) e revenida (macia), bem como suas extensões para as diversas energias de soldagem utilizadas. Com base nos perfis de microdureza, reforço e penetração são construídos os gráficos de Higuchi, conforme ilustrado na Fig. 2.22.

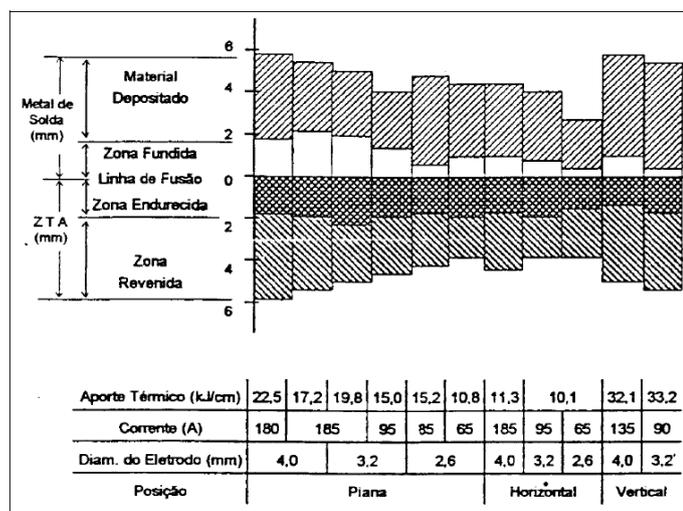


Figura 2.22 - Diagrama de Higuchi para aço de baixo carbono (AGUIAR, 2001)

Os Critérios utilizados para a determinação das extensões das zonas duras e macias são: a zona dura (ZD) se estende da zona de ligação ( $X = 0$ ) até a distância em que a dureza corresponde à dureza da zona macia. Já a zona macia (ZM) se estende do final da zona dura até a distância em que a dureza se iguala a do metal base, Fig. 2.23.

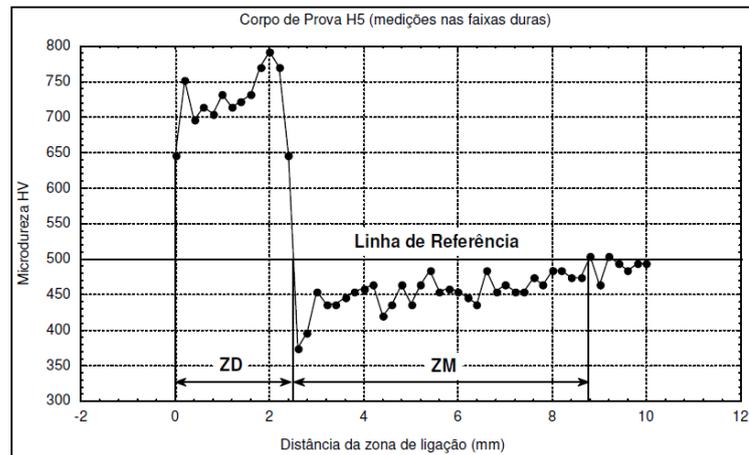


Figura 2.23 - Identificação das zonas dura e macia pelo ensaio de microdureza (AGUIAR, 2001)

Esse ensaio permite selecionar as energias da primeira e da segunda camada de tal forma que a região da ZAC-GG da primeira camada seja refinada e revenida pelo ciclo térmico posterior. A escolha das energias da primeira e da segunda camada deve obedecer aos seguintes critérios, conforme a Fig. 2.24.

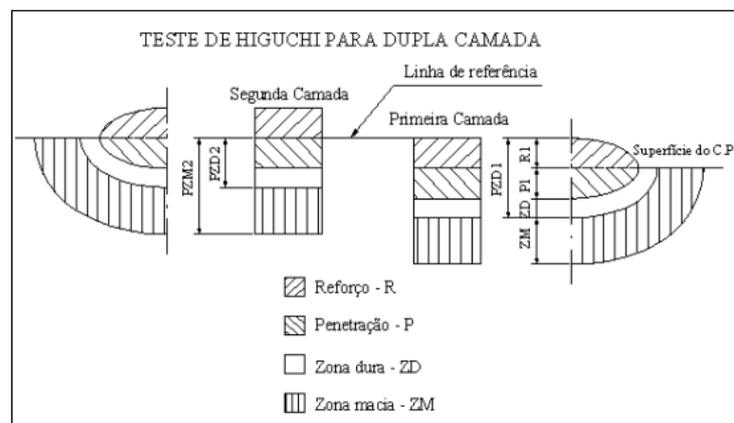


Figura 2.24 - Representação esquemática dos critérios utilizados no teste de Higuchi (AGUIAR, 2001)

O critério adotado na escolha do par de energia de soldagem, da primeira e da segunda camada, de maneira a possibilitar o revenimento da ZACGG da primeira camada e, conseqüentemente evitar a formação de uma região endurecida, estabelece as relações entre as diferentes zonas da solda, conforme as Eq. 2.3 e 2.4. Dessa forma, o atendimento da condição 1 (Eq. 2.3), demonstra que o calor imposto nessa faixa da ZAC da segunda camada refina a zona dura da primeira camada, enquanto o atendimento da condição 2 (Eq. 2.4) garante que a zona dura da primeira camada não vai ser retemperada. Neste caso, a zona fundida da primeira camada é quem vai ser austenitizada, proporcionando uma recristalização e a possibilidade da formação de martensita.

$$1) PZM2 > PZD1 \quad (2.3)$$

Onde:

PZM2 = Profundidade da zona macia da segunda camada;

PZD1 = Profundidade da zona dura da primeira camada.

$$2) PZD2 < R1 + P1 \quad (2.4)$$

Onde:

PZD2 = Profundidade da zona dura da segunda camada;

R1 = Reforço da primeira camada;

P1 = Penetração da primeira camada.

De acordo com Oliveira (2013), o método de Higuchi modificado difere do convencional devido à metodologia estabelecida. Já que no teste de Higuchi convencional é utilizado um critério baseado nas extensões das zonas dura e macia da ZAC, ou seja, um critério com base no ensaio de dureza. Enquanto, o teste de Higuchi modificado usa uma metodologia baseada nas extensões das regiões microestruturais da ZAC, Fig. 2.25.

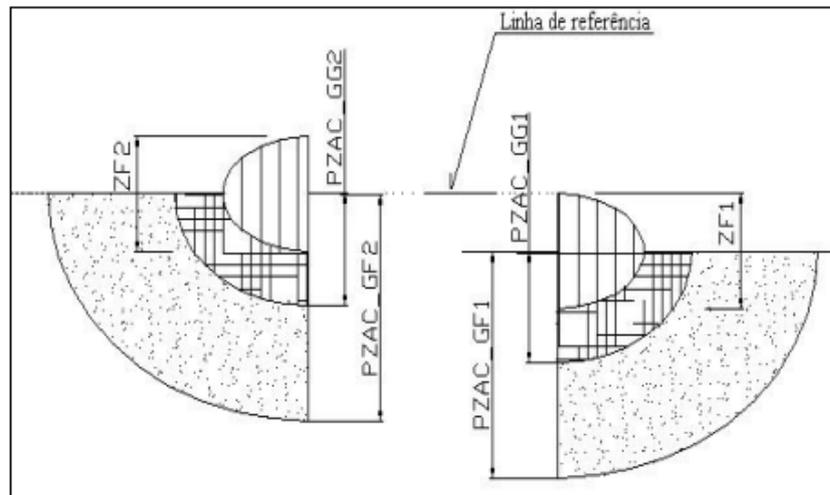


Figura 2.25 - Representação esquemática dos critérios utilizados no teste de Higuchi modificado (OLIVEIRA, 2013)

## 2.7 Mecânica da fratura

A mecânica da fratura teve um desenvolvimento significativo a partir do fim da segunda guerra mundial, principalmente por causa do que aconteceu com os navios Liberty. Esses navios representavam a mudança no procedimento de fabricação da indústria naval, haja vista que possuíam o casco totalmente soldado em oposição à construção rebitada dos navios tradicionais.

O programa de navios Liberty foi um sucesso até 1943, quando uma embarcação quebrou completamente em duas partes enquanto navegava entre a Sibéria e o Alasca. Posteriormente, um relatório de falhas realizado comprovou que dentre os 2700 navios Liberty construídos durante a Segunda Guerra Mundial, cerca de 400 apresentaram fraturas significativas, sendo que 90 navios tinham fraturas consideradas muito graves. O maior agravante foi o fracasso na fabricação de 20 navios com perda total, onde a metade se rompeu em duas partes. Após as intensivas investigações foi revelado que os problemas dos navios Liberty foram causados por uma combinação de fatores, tais como: material com baixa tenacidade, projeto inadequado (concentrador de tensão) e mão de obra não qualificada.

De acordo com Janssen et al. (2005), as falhas de uma estrutura podem ser divididas em dois tipos: as falhas dominadas por deformação plástica (colapso plástico), e aquelas dominadas por fratura. Para ambos os casos, deve-se considerar o papel dos defeitos presentes

na estrutura e suas influências sobre o comportamento mecânico do material. Existem aqueles que influenciam a falha por escoamento que diferem daqueles que influenciam a falha por fratura, onde os defeitos macroscópicos, em especial as trincas, exercem um papel fundamental na integridade estrutural.

Em função da qualidade dos materiais estruturais analisados, aqueles conceitos que foram estabelecidos anteriores a 1960 são aplicáveis para materiais relativamente frágeis, mecânica da fratura linear elástica (MFLE), que apresentavam um comportamento linear elástico até a fratura. Embora correções para plasticidade tenham sido propostas por volta de 1948, estas análises ficam restritas às estruturas que apresentam pequena quantidade de deformação plástica durante o processo de fratura (ANDERSON, 2005).

A partir de 1960, em função da evolução dos aços estruturais novas teorias de mecânica da fratura foram desenvolvidas para avaliação de vários tipos de comportamento não-linear (plasticidade e viscoplasticidade), assim como efeitos dinâmicos. Todos esses resultados, entretanto, evoluíram a partir da mecânica da fratura linear elástica (JANSSEN et al., 2005). A mecânica da fratura divide-se em mecânica da fratura linear elástica (MFLE) e mecânica da fratura elasto-plástica (MFEP).

O conhecimento da mecânica da fratura é de fundamental importância para a avaliação da resistência à fratura de estruturas na engenharia. Este permite analisar a integridade de estruturas trincadas, ou seja, determinar se uma dada trinca poderá levar a estrutura a uma fratura do tipo frágil, quando submetida a tensões durante o serviço (ANDERSON, 2005). Tal comportamento está associado com a sua tenacidade à fratura, que é usualmente descrita como a resistência do material ao crescimento e propagação de uma trinca.

As bases da MFLE foram introduzidas por Griffith, através de um critério energético. Um segundo critério foi proposto por Irwin, que introduziu um parâmetro denominado fator de intensidade de tensão ( $K$ ), e supôs que a trinca se propaga quando o fator de intensidade de tensão atinge um valor crítico, denominado de tenacidade à fratura. O fator  $K$  quantifica o efeito da geometria do entalhe nas tensões lineares elásticas que atuam na sua ponta. Dessa maneira, pode-se estabelecer uma relação com outros parâmetros, tais como: tensão nominal aplicada, tamanho, geometria e orientação da trinca (ANDERSON, 2005).

O fator de intensidade de tensões ( $K$ ) na ponta de uma trinca pode variar com a tensão e o comprimento da trinca. Entretanto, para que a fratura ocorra o fator de intensidade de tensão deve atingir um valor crítico,  $K_c$ , conhecido como tenacidade à fratura. A tenacidade à

fratura é uma propriedade do material que sofre influência da temperatura (DIETER, 1988; ASHBY; JONES, 2002).

De acordo com o que foi exposto anteriormente, a mecânica da fratura linear elástica (MFLE) é válida apenas enquanto a deformação do material não linear é confinada a uma pequena região que envolve a ponta da trinca. Entretanto, muitos materiais usados na engenharia não apresentam esse comportamento (em especial os aços estruturais). A fratura nesses materiais é, em geral, precedida por grandes deformações plásticas, e um crescimento estável da trinca.

A mecânica de fratura elástico-plástico (MFEP) aplica-se a materiais que exibem deformação plástica considerável. Neste caso, outros parâmetros que consideram o comportamento elasto-plástico do material devem ser adotados. Os dois parâmetros mais importantes da Mecânica da Fratura Elasto-Plástica são a Integral J e CTOD (Crack Tip Opening Displacement) (ANDERSON, 2005, JANSSEN et al., 2005). Ambos descrevem as condições na ponta da trinca em relação ao comportamento elasto-plástico que pode ser usado como critério de fratura, podendo ser utilizados também para medir a tenacidade à fratura na ponta da trinca.

O parâmetro CTOD foi proposto por Wells, após examinar os corpos de prova de fratura com deformação plástica além dos limites da MFLE. Wells observou que durante o processo de fratura ocorre um embotamento na ponta da trinca, e que provoca a separação das suas superfícies. Ele imaginou que o deslocamento das superfícies da trinca CTOD, onde originalmente estava sua ponta poderia ser considerado uma medida da tenacidade do material. Assim, o critério CTOD assume que o início da fratura se dá quando a abertura da ponta da trinca atinge um determinado valor (ANDERSON, 2005, JANSSEN et al., 2005).

O valor de CTOD é determinado experimentalmente utilizando procedimentos normalizados (ASTM 1820, 2009; BS 7848, 1997), sendo solicitado continuamente para o acompanhamento da abertura do entalhe. A Fig. 2.26 apresenta as possíveis formas para essas curvas.

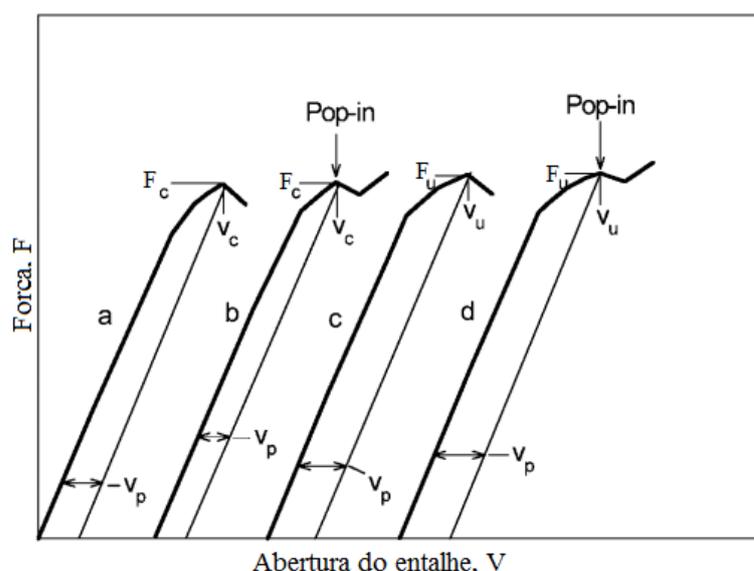


Figura 2.26 - Curvas características durante o ensaio CTOD (BS 7848, 1997)

Segundo Thaulow (1988) o ensaio de CTOD encontra algumas dificuldades quando aplicado para a análise de uma junta soldada, devido as diferenças microestruturais e de propriedades mecânicas observadas entre o metal de solda e a ZAC. Desta forma, o posicionamento da trinca em uma junta soldada influencia o valor de tenacidade. Estudos que associam o posicionamento da pré-trinca e a diferença de resistência mecânica entre solda e a ZAC são explorados com objetivo de minimizar os erros associados a essas análises (PREDAN et al., 2007; CASTELLUCCIO et al., 2013).

Para facilitar a localização da ponta da trinca na região de grãos grosseiros, uma prática comum é usar uma junta do tipo “ $\frac{1}{2}$  V” ou “K” com uma das arestas reta e perpendicular à superfície da chapa (PISARSKI, 1996 Apud CASTELLUCCIO et al., 2013)

Devido a essa dificuldade de posicionamento da pré-trinca na região de interesse, interface soldada, alguns pesquisadores utilizaram uma técnica de ensaio de fratura derivativa do CTOD (FENSKE et al., 2012, DODGE, 2014). Nessa técnica alternativa um entalhe com espessura tão pequena quanto possível é incorporado ao corpo de prova, já que é mais fácil garantir o posicionamento do entalhe, sem a abertura de uma pré-trinca de fadiga, ou seja, o entalhe fará o papel da pré-trinca. Dessa maneira, embora não se consiga determinar um valor de CTOD é possível levantar o fator de intensidade de tensões na ponta do entalhe. A Fig. 2.27 apresenta um desenho esquemático de um corpo de prova para ensaio de fratura utilizado por Fenske (2010).

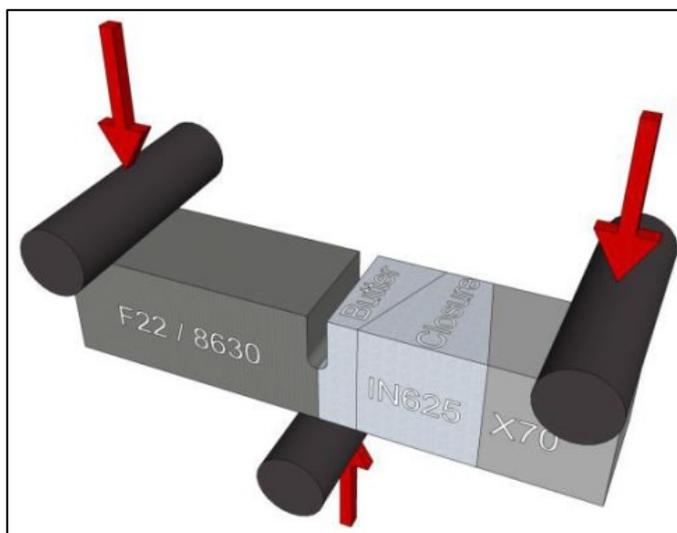


Figura 2.27 - Representação do ensaio de três pontos que demonstra a condição de carga e a posição de entalhe em relação à interface da solda (FENSKE, 2010)

## 2.8 Fragilização por hidrogênio

Os efeitos deletérios do hidrogênio na degradação das propriedades mecânicas dos aços baixas ligas e soldas atualmente são bem conhecidos. A trinca de hidrogênio, comumente é associada a trinca a frio (trincas retardadas), devido ao tempo de incubação antes que apareçam as trincas induzidas por hidrogênio (KOU, 2003).

Segundo Kou (2003), a trinca a frio ocorre quando quatro fatores estão presentes simultaneamente: hidrogênio no metal de solda, altas tensões (devido à contração térmica durante o resfriamento a partir das altas temperaturas de soldagem), microestrutura suscetível (martensita) e temperatura relativamente baixa (entre -100 e 200 °C).

### 2.8.1 Entrada de hidrogênio durante a soldagem

O hidrogênio na pressão e temperatura ambientes se apresenta na forma de gás diatômico. Esta molécula é grande para se difundir nas ligas metálicas. Para que ocorra a difusão, o hidrogênio se decompõe na superfície do aço e se difunde na forma protônica ( $H^+$ ) através de saltos pelos interstícios da rede cristalina.

A Fig. 2.28 retrata a migração de hidrogênio para a ZAC a partir do metal de solda durante a soldagem. Os termos que identificam as temperaturas de transformações austenita/ferrita e perlita e a transformação austenita/martensita são dados como TF e TB,

respectivamente. Com o resfriamento do metal de solda há uma redução da solubilidade de hidrogênio, ou seja, à medida que ocorre a transformação da austenita ( $\gamma$ ) em ferrita e perlita ( $\alpha + \text{Fe}_3\text{C}$ ), o hidrogênio é rejeitado por causa da sua menor solubilidade na ferrita do que na austenita. A medida que o metal de solda esfria, sofre uma transformação de fases de austenita para ferrita e perlita. O metal de solda é o primeiro a sofrer a transformação da austenita, pois normalmente o metal de enchimento possui um teor de carbono inferior ao metal base. Como resultado, é provável que o metal de solda se transforme de austenita em ferrita e perlita antes da ZAC se transformar de austenita em martensita (M). A diferença de tempo na transformação microestrutural entre o metal de solda e o metal de base (ZAC), permite que o hidrogênio acumulado na ferrita do metal de solda migre para a austenita da ZAC do metal base, próximo ao limite de fusão.

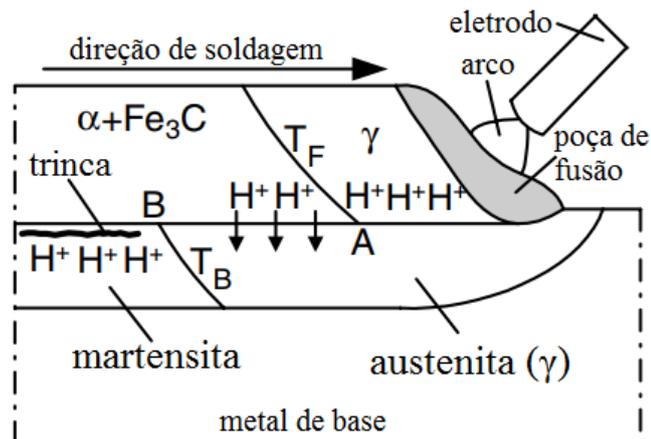


Figura 2.28 - Difusão de hidrogênio do metal de solda para a ZAC durante a soldagem (GRANJON, 1972; KOU, 2003)

De acordo com Coe (1983), o coeficiente de difusão do hidrogênio é muito maior em materiais ferríticos quando comparado aos materiais austeníticos, Fig. 2.29. O hidrogênio presente próximo ao limite de fusão não difunde prontamente para o metal base ferrítico antes da austenita da ZAC se transformar em martensita. O hidrogênio aprisionado na martensita da ZAC é particularmente problemático e pode promover a trinca a frio.

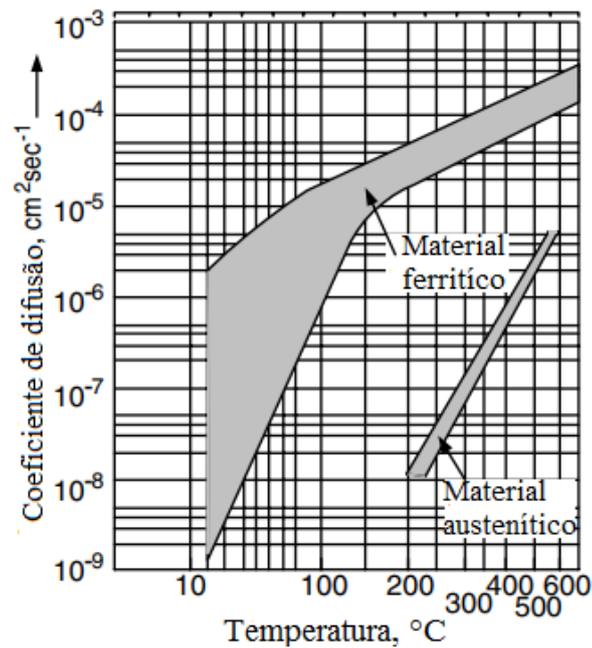


Figura 2.29 - Coeficiente de difusão de hidrogênio em materiais ferríticos e austeníticos em função da temperatura (COE, 1973; KOU, 2003)

Na Fig. 2.30 pode-se observar a variação do volume da estrutura cristalina por átomo de ferro com a temperatura. Deve-se notar que a transformação  $\alpha$  para  $\gamma$  é acompanhada por uma mudança do volume atômico de aproximadamente 1%, o que pode levar à geração de tensões internas durante a transformação (BHADESHIA; HONEYCOMBE, 2006). A transição de  $\gamma$  para  $\alpha$ , resulta em uma mudança rápida no parâmetro e volume da rede, como é evidente na Fig. 2.30.

O aumento da solubilidade na estrutura cristalina CFC do ferro (austenita), embora a estrutura CCC seja menos compacta, é atribuído aos interstícios octaédricos onde os átomos de hidrogênios irão de acomodar, diferentemente da fase ferrita (CCC) onde os átomos de hidrogênio irão se alojar nos interstícios tetraédricos. Essa diferença de compactação das estruturas cristalinas das fases ferrita (CCC) e austenita (CFC) influencia diretamente no coeficiente de difusão no hidrogênio na estrutura do aço.

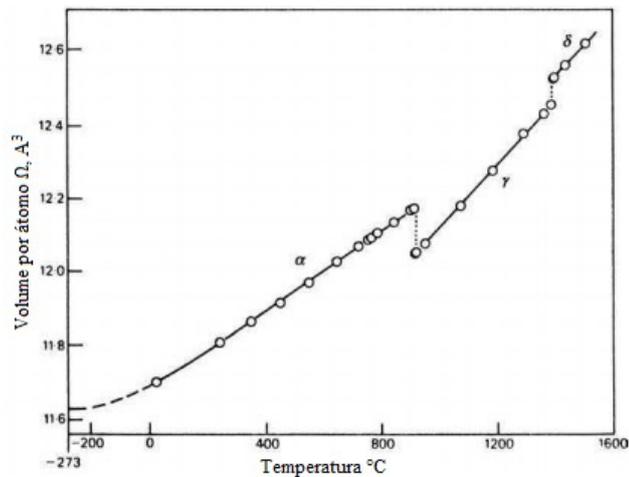


Figura 2.30 - Variação do volume médio por átomo dos cristais de ferro com a temperatura (BHADESHIA; HONEYCOMBE, 2006)

Há algum tempo o efeito danoso do hidrogênio nas propriedades dos aços é de conhecimento da sociedade científica, mas esse comportamento do material também depende da temperatura. Segundo Graville et al (1967 apud. CHEAITANI; PARGETER, 2011) a fragilização de um aço ferrítico pelo hidrogênio é mais pronunciada em temperaturas próximas à temperatura ambiente. A relação entre a resistência à tração e o teor de hidrogênio sugere que, para uma taxa de deslocamento fixa, é possível evitar a fragilização do hidrogênio mantendo altas temperaturas de serviço. Na Fig. 2.31 pode-se ver que o efeito adverso na resistência à tração do entalhe também é dependente da temperatura e da taxa de deformação.

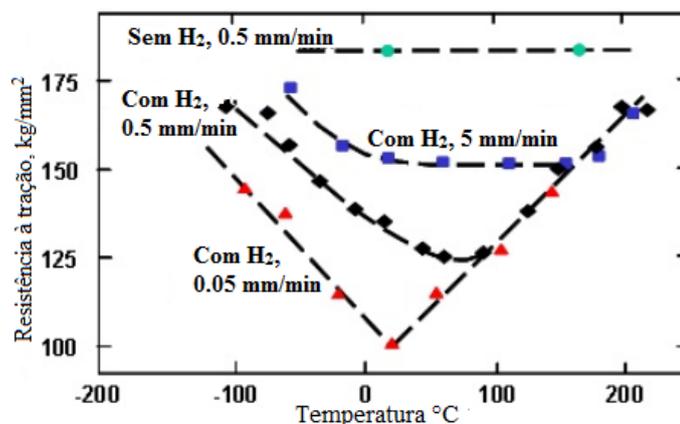


Figura 2.31 - Resistência à tração do aço (0,22% C, 0,6% Mn, 3,4% Ni, 1% Cr, 0,3% Mo) em função da temperatura e da taxa de deslocamento (GRAVILLE et al, 1967; CHEAITANI; PARGETER, 2011)

Após a transformação da austenita para ferrita na ZAC, um aumento adicional da temperatura acima da temperatura ambiente permitirá que o hidrogênio se difunda para o ambiente. Portanto, a redução da taxa de resfriamento da solda não só é benéfica na redução da quantidade de martensita que se forma, mas permite um maior tempo para que o hidrogênio se difunda para longe da solda. Da mesma maneira, a soldagem multipasses aumenta a mobilidade do hidrogênio permitindo que ele escape do metal de solda. Segundo Craig e Krauss (1980) a fragilidade com base na microestrutura é classificada da mais a menos suscetível, na seguinte ordem: martensita, estruturas esferoidais, perlita, martensita revenida e bainita revenida. As trincas de hidrogênio nos aços, Fig. 2.32, normalmente se originam na ZAC devido a uma combinação de fatores, tais como: tensão residual, presença de hidrogênio e de microestruturas frágeis. Entretanto, vale ressaltar que a trinca pode se estender para o metal de solda.

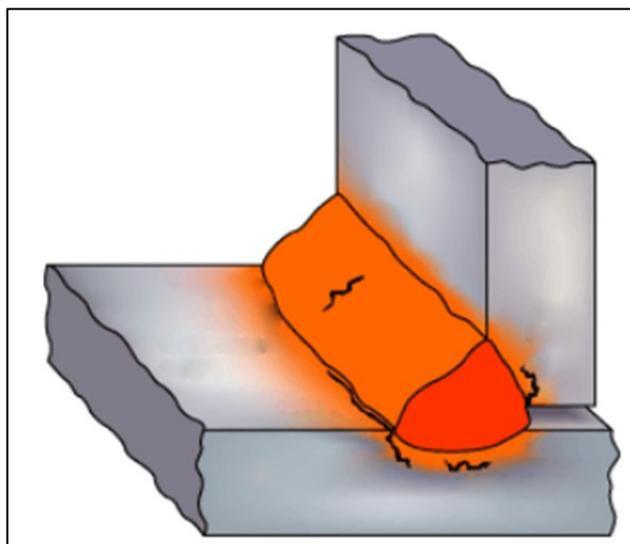


Figura 2.32 - Trincas de hidrogênio originárias na ZAC e no metal de solda (LUCAS; MATHERS; ABSON, 2000)

### 2.8.2 Aprisionadores de hidrogênio

A estrutura cristalina dos materiais metálicos não é perfeita, e assim possui uma variedade de discontinuidades, tais como discordâncias, contornos de grão, precipitados e interfaces entre diferentes fases e inclusões. Dessa maneira, variações locais na concentração de hidrogênio podem existir devido a essas imperfeições na estrutura cristalina (CARTER;

CORNISH, 2001, PUNDT; KIRCHHEIM, 2006). Uma ilustração da interação do hidrogênio com os defeitos da estrutura cristalina de um metal puro é apresentada na Fig. 2.33.

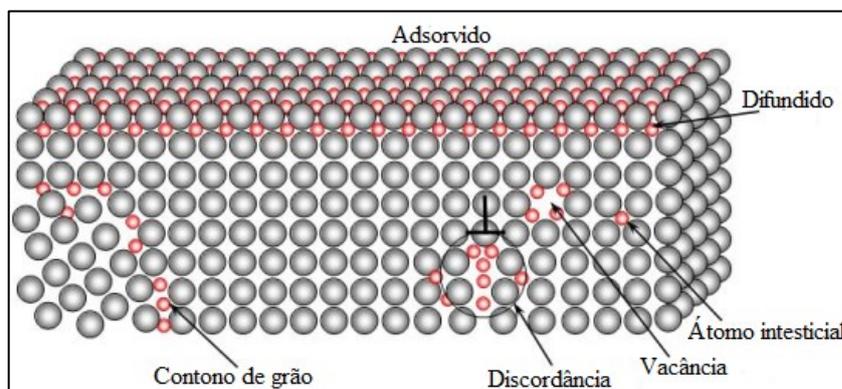


Figura 2.33 - Tipos de aprisionadores de hidrogênio (PUNDT; KIRCHHEIM, 2006)

Segundo Carter e Cornish (2001) os diferentes tamanhos dos defeitos da estrutura cristalina podem ocasionar um acúmulo de hidrogênio e, conseqüentemente, pode causar a sua recombinação levando a formação de hidrogênio molecular. Nas discordâncias, o hidrogênio molecular tende a ancorá-las, haja vista que necessitam de uma maior tensão para causar o seu movimento, resultando na redução da ductilidade e maior tendência de fratura frágil.

Parvathavarthini et al. (2001) classificaram os sítios aprisionadores em armadilhas fracas, intermediárias e fortes. Esta classificação depende da energia de ligação com o defeito. A discordância é um exemplo de aprisionador, classificada como fraca. Os precipitados finos e átomos soluto, tais como, o cromo e o molibdênio, são classificados também como fracos aprisionadores, sendo este último com uma energia em torno de 10 kJ/mol (que é metade da energia de aprisionamento para a discordância). Contorno de grão austenítico e ripas de martensita possuem energia de ligação com o hidrogênio em torno de 50 kJ/mol, e são classificados como armadilhas intermediárias. Já os defeitos com energia de ligação em torno de 100 a 120 kJ/mol são classificados como armadilhas fortes (PARVATHAVARTHINI et al., 2001).

### 2.8.3 Mecanismos de fragilização por hidrogênio

Diferentes mecanismos foram propostos para explicar a fragilização de metais na presença do hidrogênio. As diferentes teorias abordam que os mecanismos são dependentes da

composição química, da microestrutura, da densidade e do tipo de aprisionadores, do nível de resistência e das condições de serviço (GOJIC et al., 2003). Dentre os diversos mecanismos referidos na literatura científica, os mais mencionados são a teoria da pressão interna, a decoesão, a adsorção, a interação com as discordâncias e a indução de trincas por hidretos.

### ***Teoria da pressão interna***

De acordo a teoria da pressão interna, bolhas e trincas internas surgem em peças não tensionadas devido a recombinação do hidrogênio atômico presente em defeitos internos, ocasionando uma alta pressão dentro do defeito. A pressão das moléculas de hidrogênio nesses defeitos aumenta de acordo com a solubilidade. Dessa maneira, se a quantidade de hidrogênio molecular for pronunciada, a nucleação e o crescimento de microtrincas podem ocorrer na ausência de tensão aplicada externamente (VIYANIT, 2005). Essas microtrincas podem se combinar para formar mais trincas macroscópicas, que desempenham um papel significativo para a ruptura do material (DIETER, 1988).

Segundo Zapffe e Sims (1941, apud COSTA, 2011), o aumento da pressão interna é função do hidrogênio absorvido no ferro em defeitos internos, tais como vazios, inclusões não-metálicas e interface de carbetos.

### ***Teoria da decoesão***

A influência do hidrogênio na força de ligação dos átomos da rede cristalina foi primeiramente mencionada por Troiano (1960). Posteriormente, essa teoria foi explorada por Oriani (ORIANI; JOSEPHIC, 1979) que sugeriu que o hidrogênio dissolvido pode reduzir a força de coesão entre os átomos da rede cristalina. O acúmulo de hidrogênio, maior que solubilidade na rede não-tensionada, é ocasionado principalmente pela deformação da rede devido a tensão imposta. Nessa teoria, o dano causado pelo hidrogênio ocorre no campo de tensão à frente da ponta da trinca, região com alta concentração de hidrogênio, Fig. 2.34. A propagação da trinca é bem-sucedida quando a tensão de ruptura na ponta da trinca excede a força de coesão atômica local, que é reduzida pelo hidrogênio o qual reduz as forças de ligação que normalmente podem resultar em uma fratura intergranular (McMAHON JR., 2001, TROIANO, 1960). O dano ao hidrogênio é mais pronunciado à frente da ponta da trinca, onde é observada a máxima tensão de tração.

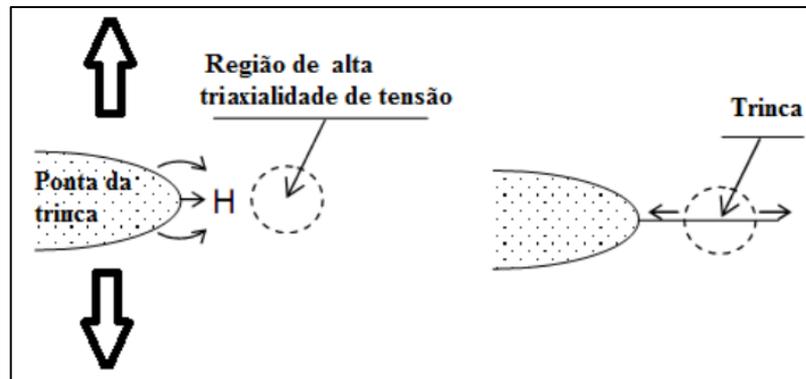


Figura 2.34 - Modelo proposto por Troiano, a) migração do hidrogênio para regiões de alta triaxialidade de tensão, b) propagação da trinca com efeito da redução de força atômica da região (TROIANO, 1960)

### ***Teoria da adsorção***

Segundo Uhlig (apud VIYANIT, 2005) a teoria de adsorção é baseada no critério de Griffith. Acredita-se que o hidrogênio atômico adsorvido reduz a energia de ligação dos átomos do metal, particularmente na região em torno da raiz da trinca entalhe, abaixo de um nível crítico da tensão de cisalhamento que é necessária para criar novas superfícies de fratura (LYNCH, 1989).

### ***Teoria da Interação com Discordâncias***

Essa teoria propõe que a presença de hidrogênio em torno de uma discordância pode alterar o seu deslocamento. A influência do hidrogênio no movimento das discordâncias pode apresentar efeitos de endurecimento ou amolecimento dependendo do material e da composição da liga. Essa mudança pode influenciar o comportamento da fratura do material, alterando a extensão e o caráter da plasticidade.

Segundo Beachem (1972) o hidrogênio ao invés de reduzir a plasticidade localizada, ele aumenta essa propriedade, mas que ocasiona a redução da ductilidade macroscópica, ou seja, o hidrogênio pode ter um comportamento de restringir o deslocamento das discordâncias após facilitação do seu movimento. Então, a fratura é consequência de um processo de

deformação plástica altamente localizado, diminuindo a resistência do material em vez da fragilização.

### ***Fragilização induzida por hidreto***

Essa teoria da fragilização induzida por hidreto sustenta que a fragilização de um material metálico é ocasionada pela formação de uma segunda fase (hidreto), onde acredita-se que os hidretos nucleiam no campo de tensão à frente da ponta da trinca (MAKENAS; BIRNBAUM, 1980). Como discutido anteriormente, sítios aprisionadores de hidrogênio aumentam sua concentração possibilitando a formação e o aumento de novos hidretos.

Teter et. al. (2001) pesquisaram a formação de hidretos no material titânio- $\beta$  com o auxílio da microscopia eletrônica de transmissão. Os pesquisadores, observaram em seu trabalho pequenos hidretos crescendo juntos, formando hidretos cada vez maiores. A formação e o crescimento de hidretos são provavelmente a causa fundamental de fragilização de alguns metais de transição, tais como V, Ti, Nb e Zr (LYNCH, 1989).

## CAPÍTULO III

### MATERIAIS, EQUIPAMENTOS E MÉTODOS

Com o objetivo de facilitar o entendimento e compreensão das atividades desenvolvidas neste trabalho serão descritos a seguir os materiais, os equipamentos e a metodologia utilizada.

#### 3.1 Materiais

##### 3.1.1 Metais de Base

Foram utilizados como metais de base chapas de aços ASTM A182 F22 e X80. As composições nominais dos metais de base são fornecidas na Tab. 3.1.

Tabela 3.1 - Composição química nominal dos aços ASTM A182-F22 e API 5L X80

Aço	C	P	Mn	S	Si	Ni	Cr	Mo	Al
F22	0,086	0,018	0,382	0,014	0,164	0,163	2,124	0,967	0,020
X80	0,04	0,03	1,85	0,03	0,18	0,02	0,32	0,03	0,03

Fonte: Fabricantes

O aço ASTM A182 F22 é um aço baixa liga do tipo 2,5Cr-1Mo que é frequentemente utilizado na condição forjado para componentes de poços de petróleo submarinos (HODGSON, 2013; HODGSON et al., 2015). A adição dos elementos Cr e Mo proporciona uma boa resistência à fluência e a corrosão. O valor do carbono equivalente foi em torno de 0,8, de acordo com a Eq. 3.1 do Instituto Internacional de Soldagem (IIW). Devido ao alto valor de carbono equivalente são particularmente problemáticos devido à formação de martensita na zona afetada pelo calor (ZAC), podendo apresentar problemas de trinca ao

hidrogênio. A NACE MR0175 estipula dureza máxima permitida de 22 HRC (250 HV). Para atender a esses requisitos um tratamento térmico de alívio de tensão (TTAT) normalmente é empregado. Suas propriedades mecânicas dependem da sua microestrutura e, que podem ser previstas usando um diagrama de transformação com resfriamento contínuo (TRC), Fig. 3.1.

$$CE_{IIW} = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr+Mo+V}{5} + \frac{Ni+Cu}{15} \quad (3.1)$$

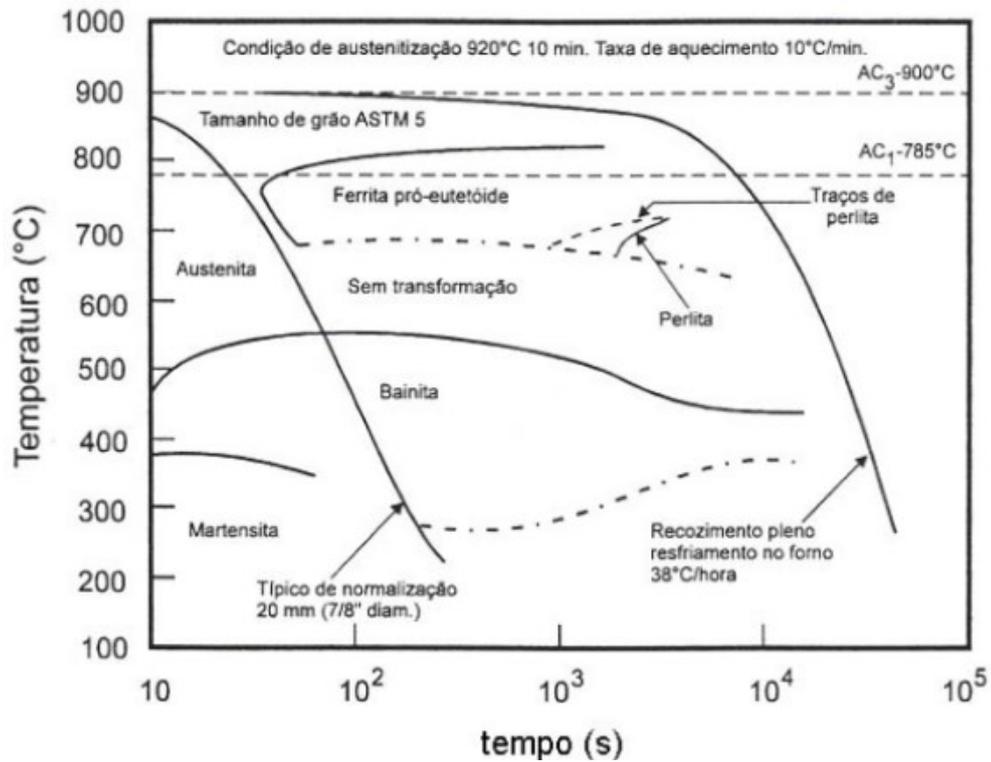


Figura 3.1 - Diagrama de transformação do aço ASTM A182 F22 (SOUZA, 1996 Apud SIQUARA, 2006)

A Fig. 3.2 revela as microestruturas ferrita ( $\alpha$ ) e bainita (B) presentes no metal de base F22, na condição como recebido, utilizado nesse trabalho.

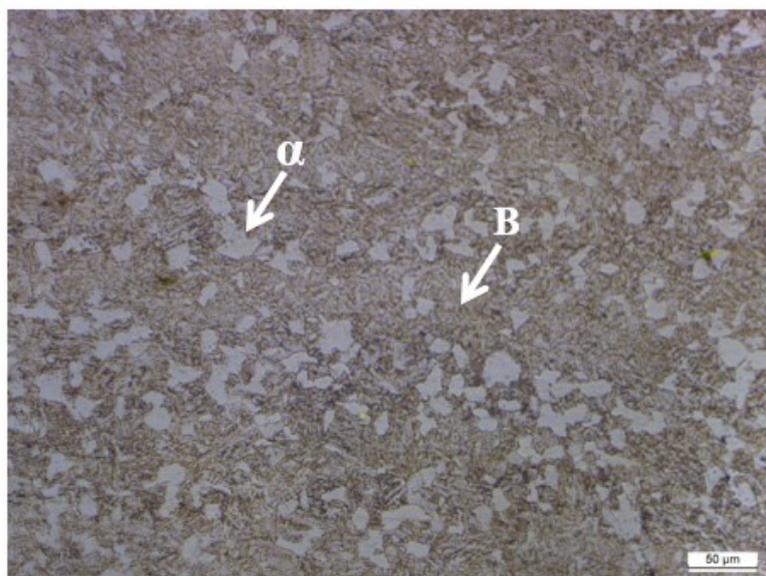


Figura 3.2 - Microestrutura do aço F22, condição como recebido

O aço F22 após a operação de forjamento passa por um tratamento térmico, de acordo com as propriedades requeridas para uma dada aplicação. Na Tab. 3.2 estão os parâmetros de tratamento térmico e requisitos mecânicos mínimos exigidos para aplicação desse aço, de acordo com a norma ASTM A182.

Tabela 3.2 - Propriedades mecânicas do aço ASTM A182 F22

ASTM A182 F22	Classe 1	Classe 3
Tratamento térmico	Recozido	Normalizado e revenido
Temperatura de austenitização (°C)	900	900
Temperatura de revenimento (°C)	-	675
Resfriamento	Forno	Ar
Limite de escoamento (MPa)	205	310
Limite de resistência (MPa)	415	515
Dureza (HB)	170 (máx.)	156-207

Fonte: ASTM A182

### 3.1.2 Consumíveis de soldagem

Os metais de adição utilizados foram os arames-eletrodos AWS ERNiCrMo-3 (Inconel 625), AWS ERNiCrMo-4 (Hastelloy C-276), 309L-Si e ER80S-G, todos com diâmetro de 1,2

mm, com exceção do arame Hastelloy, com diâmetro de 1,0 mm. A Tab. 3.3 apresenta a composição química dos eletrodos empregados neste trabalho.

Tabela 3.3 - Composição química nominal dos arames eletrodos

Composição	Metais de adição			
	ER NiCrMo-3	ER NiCrMo-4	ER 309L-Si	ER 80S-G
C	0,1 máx.	0,02 máx.	0,03 máx.	0,08
Mn	0,5 máx.	1,0 máx.	1,8	1,1
Cr	20 - 23	14,5 -16,5	23,5	0,4
Ni	58 mín.	Bal	13,5	0,5
Mo	8,0 - 10	15,0 – 17,0	0,4 máx.	-
Si	0,5 máx.	0,08 máx.	0,9	0,6
Nb	3,15 – 4,15	-	-	-
W	-	3,0 – 4,5	-	-
Fe	5,0 máx.	4,0 – 7,0	Bal	Bal

Fontes: Weld Inox, Arcelor Mital.

Os gases de proteção utilizados foram Ar puro, Ar-25%CO<sub>2</sub> e Ar-2%O<sub>2</sub> para a soldagem com os eletrodos ERNiCrMo-3, ERNiCrMo-4, ER80S-G e ER309L-Si, respectivamente. Entretanto, foi realizado um ensaio comparativo entre a soldagem com o eletrodo AWS ER NiCrMo-3 usando a mistura gasosa Ar-25%He e Ar puro. Tal teste teve o intuito de fazer uma comparação sobre a molhabilidade. Pois, diferentes autores em seus trabalhos relataram baixa molhabilidade em depósitos de solda realizados pelo processo de soldagem MIG, com a liga Inconel 625 e argônio puro (BAIXO; DUTRA, 2009; AGUIAR, 2010; KEJELIN, 2012). Os testes experimentais demonstraram que as soldas resultantes apresentavam baixa molhabilidade independente do gás empregado. Entretanto, a falta de molhabilidade é evitada com o emprego da técnica de tecimento durante a soldagem, Fig. 3.3.

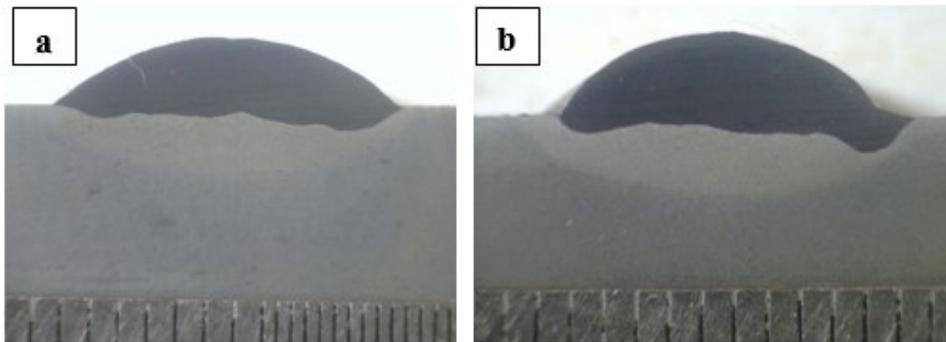


Figura 3.3 - Soldagem simples deposição com emprego do tecimento. a) argônio puro, b) Ar-25%He

### 3.2 Equipamentos

Para a realização dos testes foi montada uma bancada de soldagem apresentada na Fig. 3.4. Esta bancada é composta por uma fonte de soldagem eletrônica, tocha, mesa de coordenadas, sistema de aquisição de dados e alimentador de arame. Antes da realização dos testes foram realizadas as calibrações dos equipamentos utilizados.

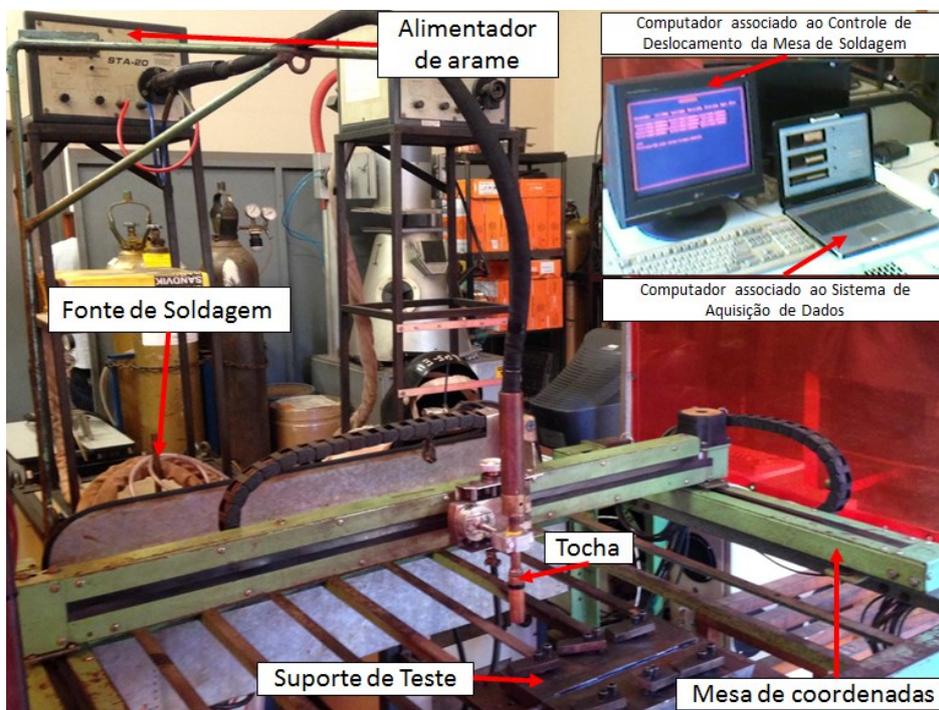


Figura 3.4 - Bancada de soldagem utilizada

### 3.2.1 Fonte de soldagem

A fonte de soldagem utilizada é eletrônica e multiprocesso, DIGITEC INVERSAL 600, viável para usar nos processos de soldagem (MIG/MAG convencional e pulsado, TIG, Eletrodo revestido e o processo a arco elétrico com Arame tubular). Suas características são:

- Corrente contínua, constante ou pulsada;
- Ajustáveis para tensão constante, corrente constante ou modo misto;
- Indutância ajustável;
- Corrente máxima de 500 A;
- Tensão em vazio de 70 V;
- Na realização dos testes a fonte foi ajustada no modo MIG/MAG convencional com tensão constante.

### 3.2.2 Alimentador de Arame-Eletrodo

Tem como função alimentar o arame-eletrodo até o arco elétrico, está acoplado a fonte de soldagem e possui as seguintes características:

- Velocidade de avanço do arame-eletrodo de 1,0 a 20,0 m/min;
- Admite diâmetros de arame-eletrodo na faixa de 0,60 a 1,60 mm

### 3.2.3 Mesa de Soldagem

A mesa de soldagem é um sistema de deslocamento e posicionamento da tocha de soldagem, suas características são:

- Velocidade de soldagem (deslocamento no eixo x) mínima: 05 mm/s e máxima: 80 mm/s;
- Resolução de 0,1 mm/s para a velocidade e de 0,125 mm na distância.

A mesa foi calibrada antes de iniciar os testes usando um sistema de calibração de velocidade desenvolvido no LAPROSOLDA. No sistema é usado um cronômetro e três sensores os quais estão posicionados como ilustrado na Fig. 3.5, fazendo contato entre eles ao início e ao final do percorrido.

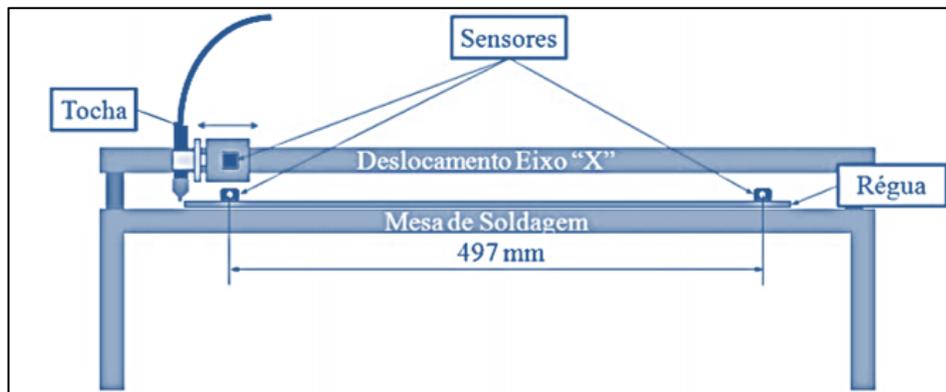


Figura 3.5 - Esquema de montagem para calibração da mesa de soldagem (GARCIA, 2011)

Foram feitos cinco ensaios variando as velocidades de 10 a 50 mm/s. A Fig. 3.6 apresenta o gráfico resultante da velocidade de soldagem real versus velocidade de soldagem na mesa.

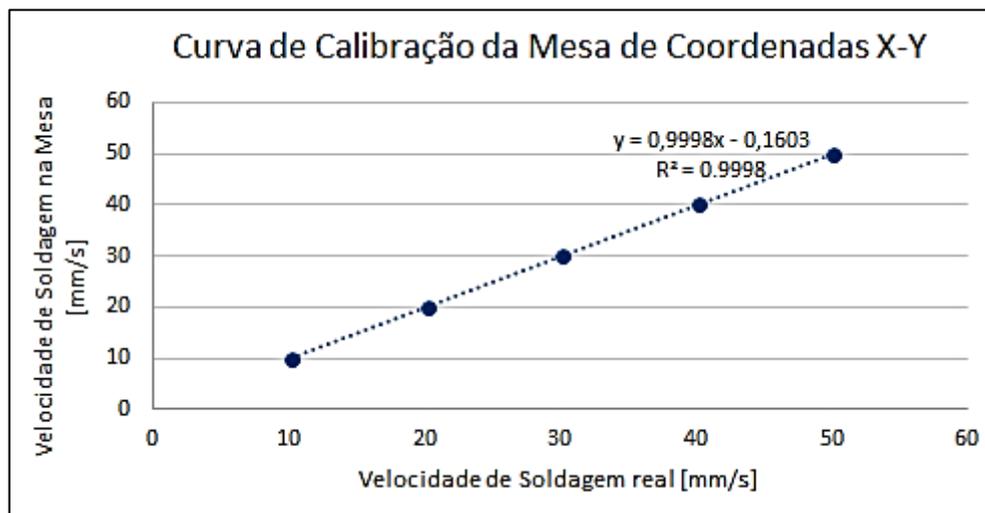


Figura 3.6 - Curva de calibração da mesa de soldagem

#### 3.2.4 Sistema de Aquisição de Dados

É composto por uma placa de aquisição modelo NI USB-6009 com resolução de 13 bits e faixa de medição de  $\pm 10V$ , um condicionador de sinal e um computador com software de aquisição de dados desenvolvido em LabView. Todo sistema de aquisição de dados foi calibrado antes da realização dos ensaios. Na obtenção dos sinais, empregou-se frequência de aquisição de 5,0 kHz.

### 3.3 Metodologia

#### 3.3.1. Etapa inicial

Antes de qualquer operação de soldagem todas as chapas de aço ASTM A182 F22 foram tratadas termicamente de modo a atender aos requisitos da norma NACE MR0175. Os parâmetros do tratamento térmico podem ser visualizados na Tab. 3.4.

Tabela 3.4 - Tratamento térmico realizado no substrato ASTM A182 F22

Material	Tratamento	Temperatura (°C)	Tempo (min)	Meio de resfriamento
Aço F22	Normalização	900	60	Ar calmo
	Revenimento	675	60	

Essa etapa foi dividida em dois momentos. Primeiro, foi realizado a deposição de camada única de revestimento, com três cordões de solda com sobreposição de 50%, Fig. 3.7, com diferentes materiais de adição (Inconel 625, Hastelloy C-276, 309L-Si e 80S-G) sobre o aço ASTM A182 F22, com objetivo inicial de fazer uma análise comparativa dos comportamentos metalúrgico e mecânico das interfaces da solda de revestimento frente ao TTAT, Tab. 3.5. A análise das interfaces dos amateigamentos foi baseada na microestrutura formada na zona de ligação e formação de zonas parcialmente misturadas (ZPMs), além do levantamento dos perfis de microdureza nessas regiões.

Tabela 3.5 - Parâmetros utilizados no TTAT

Material	Temperatura (°C)	Tempo (min)	Meio de resfriamento
ASTM A 182 F22	675	120	Ar calmo

As soldagens foram realizadas em chapas de aço ASTM A182 F22, com dimensões 100 x 50 x 10 mm, com pré-aquecimento e temperatura de interpasses de 250-300°C, com o processo de soldagem GMAW. O pré-aquecimento foi realizado com o emprego de uma resistência elétrica e uma manta térmica, e o com controle de temperatura com um termômetro digital infravermelho. Os parâmetros de soldagem mantidos constantes foram a distância bico de contato peça (15 mm), ângulo de avanço da tocha (°0), vazão de gás (15 l/min), tecimento triangular (com frequência e amplitude de tecimento, 2 Hz e 2 mm,

respectivamente) e diâmetros dos eletrodos (1,2 mm), com exceção do arame Hastelloy C-276 com diâmetro de 1,0 mm. A Tab. 3.6 apresenta os parâmetros de soldagem empregados na deposição das camadas de soldas.

Tabela 3.6 - Parâmetros de soldagem utilizados na deposição da camada única de solda

Parâmetros	Inconel 625	Hastelloy C-276	309L-Si	80S-G
Gás de proteção	Argônio	Argônio	Ar-2%O <sub>2</sub>	Ar-25%CO <sub>2</sub>
Vel. de soldagem (cm/min)	30	30	30	24
Vel. de alimentação (m/min)	5	7	4,5	5
Tensão média (V)	27,3	27,8	25,2	22,4
Corrente média (A)	184,6	177,8	201,8	178,5
Energia de Soldagem (J/mm)	806,5	790,8	813,7	799,7

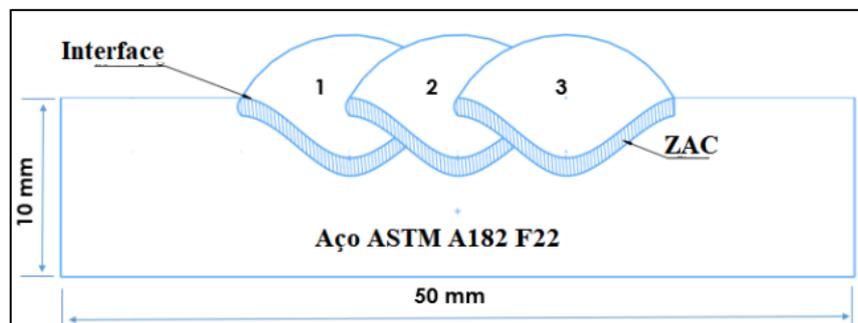


Figura 3.7 - Representação esquemática da deposição da camada única de solda de revestimento

Posteriormente, foi depositado dupla camada de solda dissimilar, utilizando como metais de enchimento as ligas a base de Ni (Inconel 625 e Hastelloy C-276) e a base de Fe (309L-Si) sobre o aço F22, conforme a Fig. 3.8, com o processo de soldagem GMAW. Os parâmetros de soldagem são os mesmos utilizados na soldagem da camada única de solda, Tab. 3.6, assim como os procedimentos de soldagem. Abordagem dessa metodologia teve a finalidade de analisar a soldabilidade das camadas dissimilares de amanteigamento, através da mistura dos metais de solda ricos em Ni (Inconel 625 e Hastelloy C-276) com o metal de solda 309L-Si. Vale ressaltar, que o termo soldabilidade estar relacionado a susceptibilidade a trinca de solidificação.

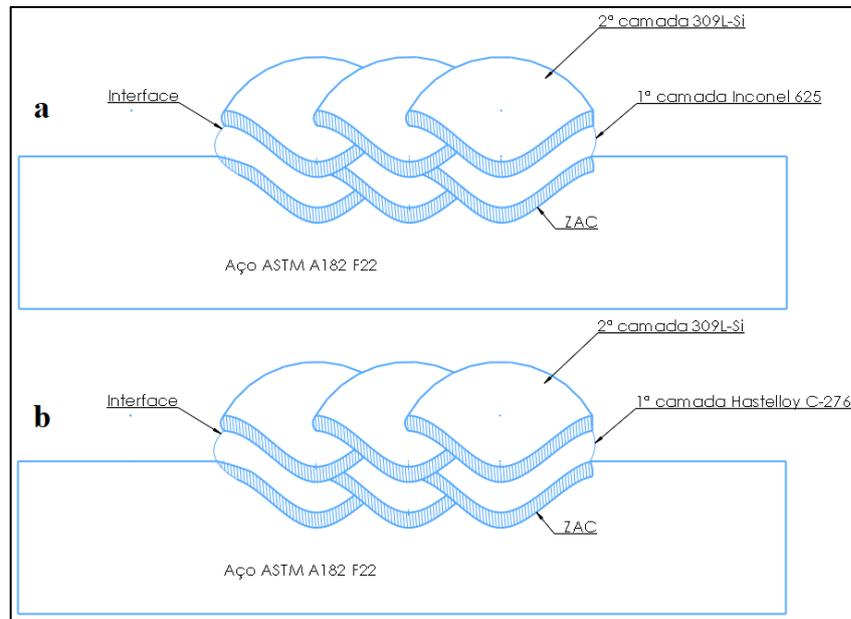


Figura 3.8 - Desenho esquemático da sobreposição da dupla camada dissimilar, a) 1ª cam. Inconel 625/2ª cam. 309L-Si e b) 1ª cam. Hastelloy C-276/2ª cam. 309L-Si

### 3.3.2. Teste de Higuchi e Higuchi modificado

Nesta fase foram realizadas soldagem em simples deposição (cordão isolado) sobre o aço F22, com dimensões de 100 x 30 x 10 mm, na posição plana, com o processo de soldagem GMAW. A temperatura de pré-aquecimento foi mantida dentro da faixa de 250 – 300 °C. O pré-aquecimento foi realizado com o emprego de uma resistência elétrica e manta térmica, e o controle de temperatura com um termômetro digital infravermelho. Os parâmetros de soldagem utilizados na deposição dos cordões isolados estão dispostos na Tab. 3.7. Os parâmetros de soldagem mantidos constantes foram a distância bico de contato peça (15 mm), ângulo de avanço da tocha (°0) e vazão de gás (15 l/min).

Esta etapa teve como objetivo estudar a relação entre as energias da primeira e da segunda camada, de maneira a obter uma alternativa que possibilitasse o refino e o revenimento da ZACGG da primeira camada, pela superposição do ciclo térmico de soldagem. E consequentemente evitasse a necessidade de TTAT que, pode ser prejudicial na soldagem dissimilar pela migração de carbono. A Fig. 3.9 apresenta um fluxograma com as atividades desenvolvidas.

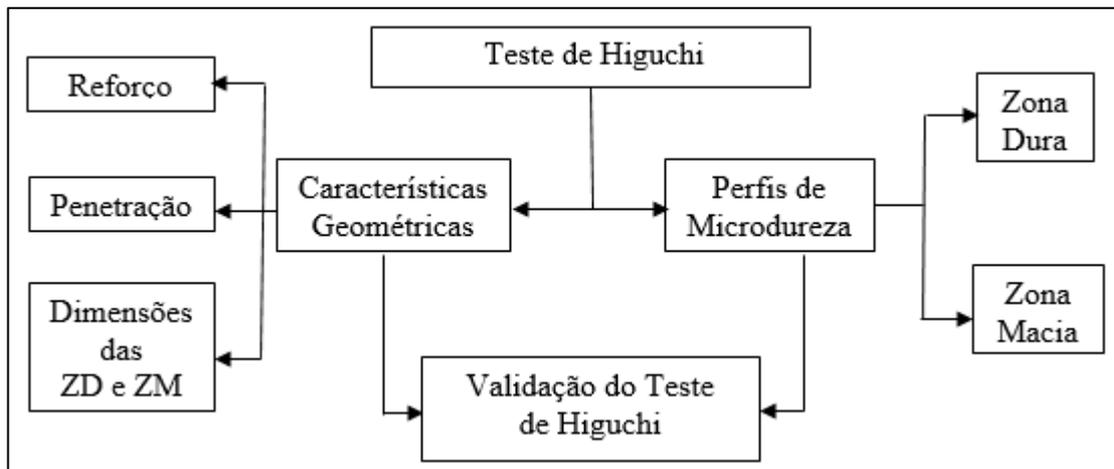


Figura 3.9 - Fluxograma das atividades desenvolvidas no teste de Higuchi

Foram testados diferentes níveis de energias de soldagem, para os arames Inconel 625, 309L-Si e 80S-G, cujos os valores encontram-se na Tab. 3.7. Após a soldagem dos cordões isolados, as amostras foram seccionadas transversalmente e, foram submetidas à preparação metalográfica para levantamento dos perfis de microdureza para determinação das zonas dura e macia e, medição das características geométricas (reforço e penetração) e, microestruturais (extensões das ZACGG e ZACGF), para a montagem dos gráficos de Higuchi. No ensaio de microdureza, a carga empregada foi de 100 g e a distância entre as impressões igual a 100  $\mu\text{m}$ , Fig. 3.10. Já na preparação metalográfica, as amostras foram lixadas utilizando lixas com granulação de 80, 220, 320, 400, 600 e 1200, polidas com alumina de 1  $\mu\text{m}$  e posteriormente atacadas com Nital 2%.

Após o ataque químico a análise geométrica da seção transversal do cordão de solda isolado foi realizada com o auxílio do software image J. A Fig. 3.11 revela, em detalhes, as regiões analisadas.

Tabela 3.7 - Condições de soldagem utilizadas nos testes de Higuchi

Condição	Arame	Va(m/min)	Vs(cm/min)	Im(A)	Um (V)	Es(J/mm)
N1	Inconel 625	5	30	164	27,7	785,7
N2	Inconel 625	5	40	151	24,8	613,2
N3	Inconel 625	6	30	177	26,6	766,1
N4	Inconel 625	6	40	176	26,3	568,1
N5	Inconel 625	4,3	30	136	26	576,2
N6	Inconel 625	4,3	40	134	27,7	460,4
I1	309L-Si	6	30	210	27	907,2
I2	309L-Si	6	40	210	27	680,4
I3	309L-Si	6	50	210	27	544,3
I4	309L-Si	8	30	280	31	1388,8
I5	309L-Si	8	40	280	31	1041,6
I6	309L-Si	8	50	280	31	833,3
C1	80S-G	3,3	20	150	23	828,0
C2	80S-G	3,3	30	150	23	552,0
C3	80S-G	5	20	200	24	1152,0
C4	80S-G	5	30	200	24	768,0
C5	80S-G	6,7	20	250	24	1440,0
C6	80S-G	6,7	30	250	24	960,0

Onde:  $V_a$  = Velocidade de alimentação do arame,  $V_s$  = Velocidade de soldagem,  $E_s$  = Energia de soldagem

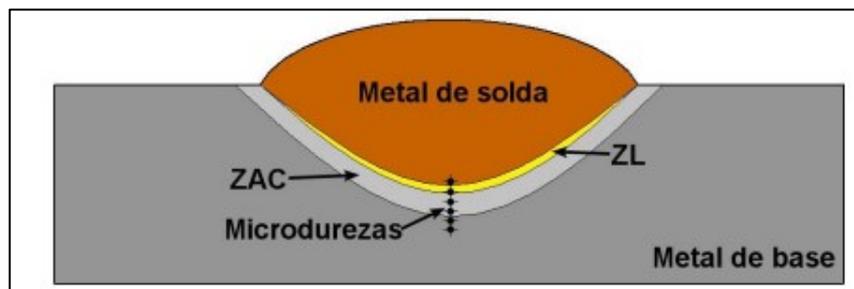


Figura 3.10 - Região das impressões de microdureza Vickers perpendicular ao cordão de solda

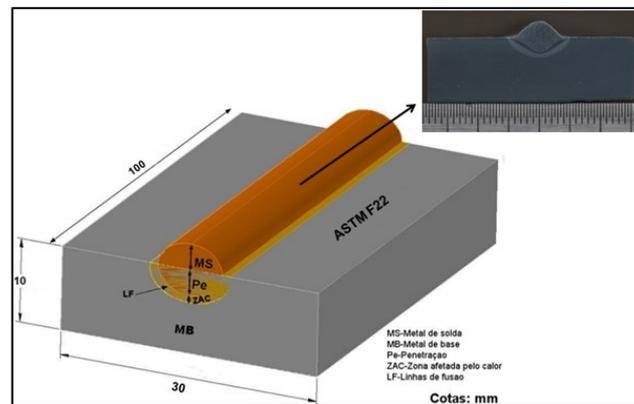


Figura 3.11 - Seção transversal do cordão de solda em simples deposição

Com objetivo de verificar o efeito dos passes laterais sobre a microestrutura da ZAC, foram realizados testes em camadas únicas de solda, Fig. 3.7, utilizando duas condições distintas de energia de soldagem, Tab. 3.8. Os parâmetros e o procedimento de soldagem foram os mesmos para as condições de deposição do cordão isolado.

Tabela 3.8 - Condições de soldagem utilizadas nos testes de Higuchi

Condição	Arame	Va(m/min)	Vs(cm/min)	Im(A)	Um (V)	E(J/mm)
C1	80S-G	3,3	20	150	23	828,0
C5	80S-G	6,7	20	250	24	1440,0

Onde:  $V_a$  = Velocidade de alimentação do arame,  $V_s$  = Velocidade de soldagem

De posse dos resultados encontrados no teste de Higuchi, com base no diagrama de decisão, algumas condições de soldagem foram selecionadas, de maneira analisar a eficiência da sobreposição de ciclos térmicos quanto a redução dos valores de dureza na ZACGG da primeira camada.

As soldagens de validação da técnica de Higuchi foram realizadas em chapas do aço ASTM F22 com dimensões de 100 x 50 x 10 mm. Foi utilizada sobreposição de 50% entre os passes, temperaturas de pré-aquecimento e interpasse entre 250 – 300 °C e duas camadas de depósito de solda. Após a realização das soldas de dupla camada os corpos de prova soldados foram cortados em sua seção transversal, lixados, polidos e atacados quimicamente. Vale ressaltar que, esta etapa tinha a finalidade de verificar o revenimento esperado com o teste de dupla camada, além de possibilitar a observação quanto a presença de descontinuidades entre

passes. Foi levantado perfis de microdureza nas regiões da ZAC e observado as microestruturas presentes nessas regiões.

### 3.3.3. Soldagem das juntas amanteigadas do aço ASTM A 182 F22

A soldagem das juntas foi realizada em duas Etapas. Em um primeiro momento foram amanteigadas, os membros de aço ASTM A182 F22 (normalizado e revenido), com dimensões de 200 x 100 x 25,2 mm. A Tab.3.9 apresenta sequência de deposição das camadas de soldas de amanteigamento do membro não chanfrado do aço F22. Os parâmetros de soldagem utilizados no amanteigamento dos membros de aço F22 são apresentados na Tab. 3.10. Após amanteigadas, os membros de aço F22 foram submetidas ao tratamento térmico de alívio de tensões (TTAT), Tab. 3.5. A Fig. 3.12 apresenta um fluxograma com as atividades desenvolvidas durante a soldagem da junta, assim como as análises metalúrgica e mecânica realizadas nas juntas soldadas.

Tabela 3.9 - Sequência da deposição das camadas de soldas para os amanteigamentos

	Junta F22/INC625	Junta F22/INC625/309L-Si	Junta F22/80S-G
1ª Camada	Inconel 625	Inconel 625	ER 80S-G
2ª Camada	Inconel 625	Inconel 625	ER 80S-G
3ª Camada	Inconel 625	309L-Si	ER 80S-G
4ª Camada	Inconel 625	309L-Si	ER 80S-G
5ª Camada	Inconel 625	309L-Si	ER 80S-G

Tabela 3.10 - Parâmetros de soldagem utilizados nos amanteigamentos e no enchimento das juntas soldadas

Parâmetros	Inconel 625	309L-Si	80S-G
Gás de proteção	Argônio	Ar-2%O <sub>2</sub>	Ar-25%CO <sub>2</sub>
DBCP (mm)	15	15	13
Vel. de soldagem (cm/min)	30	30	30
Vel. de alimentação (m/min)	6	6	6
Tensão média (V)	24,7±1	25,2±0,3	20,1±0,1
Corrente média (A)	215,5±3	241,2±5	234,7±3
Energia de Soldagem (J/mm)	851	972,5	754,8

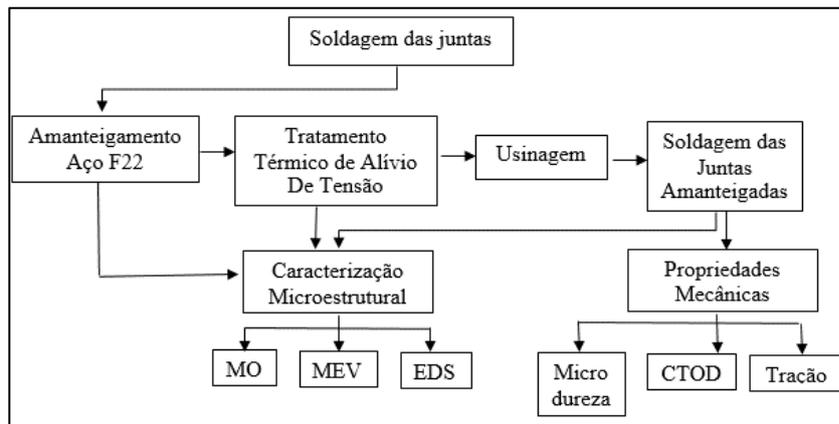


Figura 3.12 - Fluxograma das atividades desenvolvidas durante a soldagem das juntas e as análises microestrutural e mecânica realizadas nas juntas soldadas

Após o amanteigamento dos membros de aço F22, os membros de aço API X80, dimensões de 200 x 100 x 20 mm, foram chanfrados em meio V. Vale ressaltar que o aço API X80 foi utilizado apenas com o objetivo de possibilitar a fabricação das juntas soldadas. A Fig. 3.13 apresenta um desenho esquemático das partes que formaram as juntas. As soldagens foram realizadas com pré-aquecimento e controle da temperatura de interpasse entre 250 °C e 300°C. Os parâmetros de soldagem utilizados podem ser visualizados na Tab. 3.10.

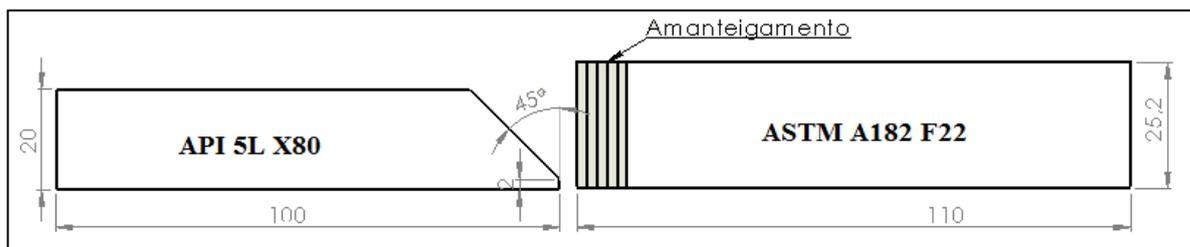


Figura 3.13 - Desenho esquemático da seção transversal da junta

Após a soldagem, as juntas soldadas foram cortadas de acordo com o esquema da Fig. 3.14, para a retirada dos corpos de prova para caracterização microestrutural e de propriedades mecânicas.

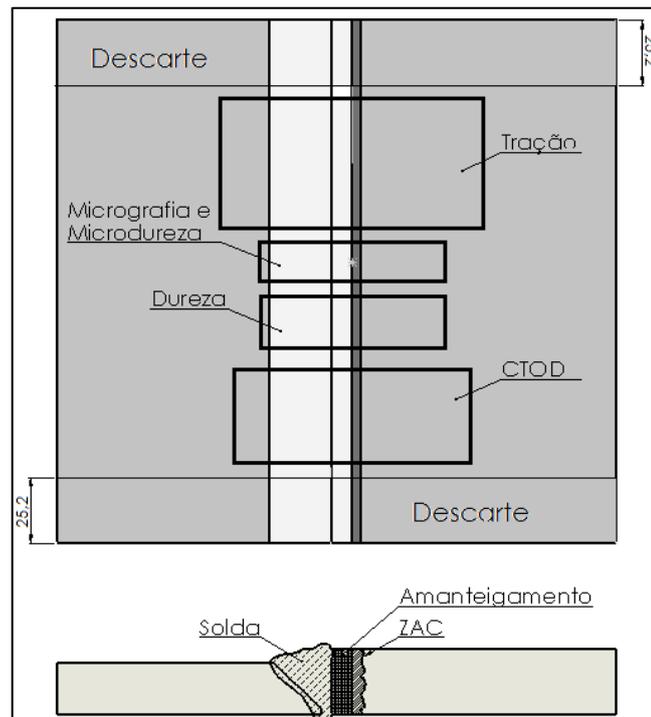


Figura 3.14 - Representação esquemática da junta soldada e detalhamento das regiões de retirada dos corpos de prova para análise das características metalúrgica e mecânica

### 3.3.4 Caracterização microestrutural

As amostras retiradas das juntas soldadas, Fig. 3.14, foram submetidas a preparação metalográfica para análises da macroestrutura, microestrutura e de composição química na interface da solda de amanteigamento, através das técnicas das microscopias óptica e eletrônica de varredura, difração de raios X e EDS.

Após o corte, as amostras foram lixadas na seção transversal de interesse utilizando lixas com granulometrias de 80, 220, 320, 400, 600 e 1200, polidas com aluminas de 1  $\mu\text{m}$  e 0,5  $\mu\text{m}$  e posteriormente atacadas quimicamente. Para revelar a microestrutura do aço F22, foi utilizado um ataque químico por imersão com o reagente Nital 10% por 30 segundos para as macrografias e Nital 2% por 30 segundos para as micrografias. Enquanto que para as ligas de níquel (Inconel 625 e Hastelloy C-276) e para o metal de solda 309L-Si foi utilizado um ataque eletrolítico com ácido crômico 10%, tensão de 3,0 volts e tempo de ataque de 30 segundos.

### 3.3.5 Difração de Raios X

A fim de verificar o efeito do TTAT sobre a formação dos carbonetos na ZAC do aço F22, assim como as transformações de fases nessa região, foi realizado o ensaio de Difração de Raios – X a temperatura ambiente. A difratometria de raios X foi realizada em um equipamento Shimadzu modelo XRD-6000. Os parâmetros utilizados foram: radiação Cu-K $\alpha$ , gerada com tensão de aceleração de 30 kV, corrente de filamento de 30 mA, taxa de varredura de 1°/min e passo de 0,04°.

### 3.3.6 Ensaio de dureza e microdureza

Para avaliar a variação da propriedade mecânica do material soldado foram realizadas medidas de dureza, do metal de base ao metal de solda (amanteigamento). Os ensaios de dureza Vickers foram realizados segundo a norma ASTM E82 (2003). As indentações foram realizadas perpendicularmente à interface amanteigamento/ZAC, com carga de 10 kg, com espaçamento de 1 mm. A Fig. 3.15 apresenta um desenho esquemático da localização das impressões de dureza nas juntas soldadas.

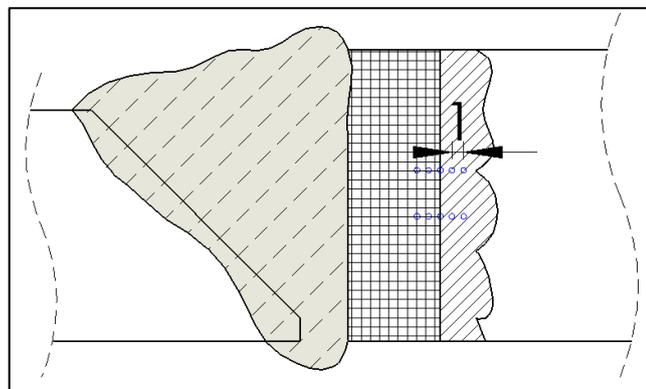


Figura 3.15 - Desenho esquemático da localização das impressões de dureza nas juntas soldadas

O ensaio de microdureza foi realizado com a escala Vickers, de acordo com a norma ASTM E384-89. O equipamento utilizado foi um microdurômetro modelo HMV-G 21ST, marca SHIMADZU.

O perfil de microdureza levantado na seção transversal da junta soldada, perpendicular à linha de fusão, teve a finalidade de distinguir a propriedade mecânica (microdureza) das diferentes regiões (metal de solda, interface do amanteigamento e ZAC) da junta soldada, de

maneira a correlacionar com as microestruturas encontradas. A microdureza também, permite identificar as descontinuidades presentes nas interfaces dissimilares (ZPMs) e as regiões que sofreram migração de carbono e descarbonetação da ZAC, após o TTAT.

Para o levantamento dos perfis de microdureza ao longo da junta soldada foi utilizada uma carga de 100 g (HV 0,1) e tempo de 15 segundos, com espaçamento entre indentações de 100  $\mu\text{m}$ . Para análise das descontinuidades presentes na interface dissimilar foram realizadas impressões, com carga de 25 g (HV 0,025) e tempo de 15 segundos

### 3.3.7 Ensaio de Fratura

Para avaliação da tenacidade da interface (amanteigamento/ZAC) das juntas soldadas foram realizados ensaios de CTOD a temperatura ambiente. Para a realização do ensaio de fratura foram retirados três corpos de prova de cada junta soldada, Fig. 3.14.

Os corpos de prova foram usinados com base na norma ISO 15653, tipo SE (B) direção NQ (Fig. 3.16a), com dimensões 15 x 7,5 x 90 mm, a geometria e o acabamento dos corpos de prova obedeceram à norma BS7448. A Figura 3.16b apresenta o desenho esquemático do corpo de prova utilizado no ensaio de fratura.

A região central dos corpos de prova ficou posicionada na interface do amanteigamento das juntas soldadas e, nessa mesma região foram usinados os entalhes por meio de eletroerosão a fio, com fio de 0,12 mm de diâmetro. Para facilitar a visualização da interface os corpos de provas foram atacados com Nital 2%, Fig. 3.17a. A fabricação dos entalhes foi realizada de maneira a garantir que o entalhe se posicionasse na interface de amanteigamento ou na ZAC (Fig. 3.17b).

Os corpos de prova para o ensaio de fratura são uma adaptação dos modelos padrões das normas BS 7448-1 e ISO 15653, entalhe com pequena espessura sem pré trinca de fadiga. Já que o ensaio de fratura em junta soldada apresenta dificuldade de garantir o posicionamento da ponta da pré trinca de fadiga na região de interesse. Essa metodologia de ensaio foi utilizada por Fenske (2010).

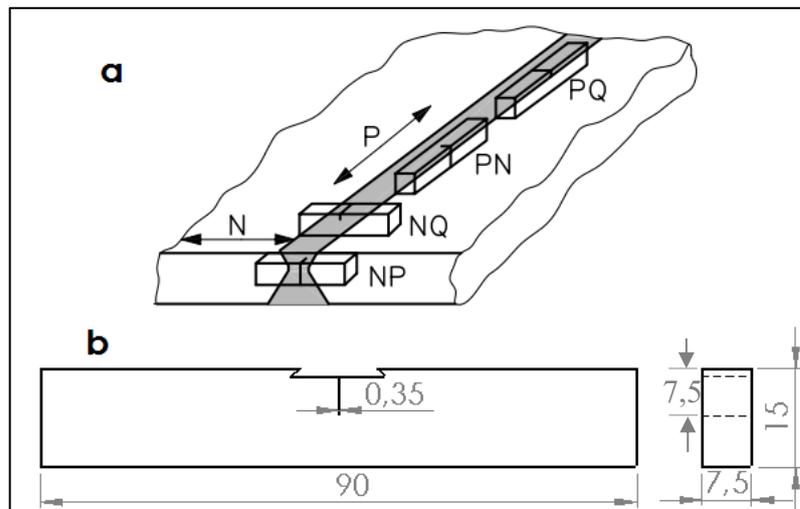


Figura 3.16 - Geometria e dimensões dos corpos de prova para o ensaio de fratura, a) posicionamento do entalhe tipo NQ, b) dimensões do corpo de prova. Unidades em milímetros

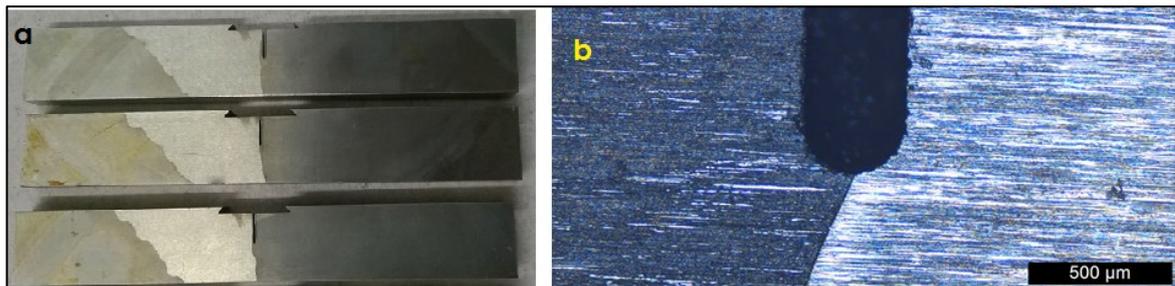


Figura 3.17 - Corpos de prova para o ensaio de fratura, a) após o ataque com Nital 2% para destacar a interface de amanteigamento, b) detalhe do entalhe na região ZACGG próximo à interface

O equipamento de flexão de três pontos é instrumentado para o ensaio de fratura com base nas normas BS7448 e ISO 15653. Foi utilizada uma máquina universal de ensaios servo-hidráulica, MTS, com capacidade de carga de 25 toneladas dotada de um “clip gage” para acompanhamento da abertura do entalhe e uma taxa de deslocamento de 1mm/min.

Os valores de carga máxima foram obtidos para cada corpo de prova e, a partir dos mesmos, foi calculado o valor do fator de intensidade de tensões (K) para cada condição e CTOD. Na Fig. 3.18 pode-se visualizar a montagem de um corpo de prova para realização do ensaio. O ensaio era finalizado quando se atingia a carga máxima, posteriormente os corpos de provas eram imersos no nitrogênio líquido e fraturados.

Os corpos de prova ensaiados foram lixados, polidos e atacados quimicamente com Nital 2% durante 30 segundos, para avaliar o caminho percorrido pela trinca durante o ensaio de fratura. A superfície de fratura também foi analisada com o emprego MEV.



Figura 3.18 - Montagem do corpo de prova no equipamento para realização de ensaio de fratura

### 3.3.8 Ensaio de tração

O ensaio de tração foi utilizado com objetivo de avaliar o efeito do hidrogênio nas propriedades mecânicas do aço F22 e das juntas soldadas. Os ensaios foram realizados no LAPROSOLDA, utilizando-se uma máquina marca SHIMADZU, modelo AG-X, com capacidade de 300 kN. Os testes foram realizados à temperatura ambiente a uma taxa de deformação de 0,5 mm/min. Foram ensaiados três corpos de prova para cada amostra soldada, sendo duas não hidrogenadas e uma hidrogenada. A usinagem dos corpos de provas obedeceu a norma ASMT E8, a Fig. 3.19 apresenta uma representação esquemática do corpo de prova, com suas dimensões.

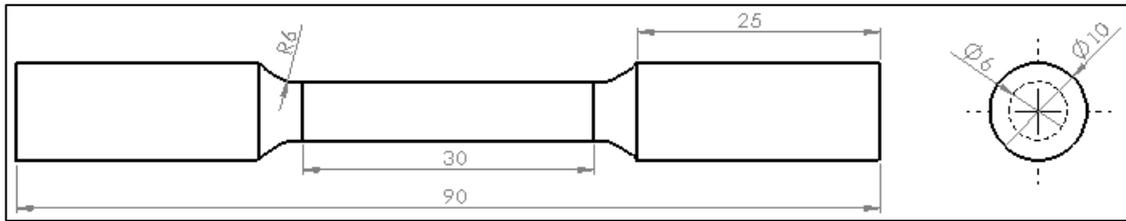


Figura 3.19 - Esquema de corpo de prova de tração pela norma ASTM E8. Unidades em milímetros

### 3.3.9 Hidrogenação

A hidrogenação dos corpos de prova utilizados no ensaio de tração foi por meio eletrolítico, técnica usada pelos autores Siquara (2006) e Costa (2011). As amostras foram lixadas, polidas com rebole de pano e óxido de cromo. A solução usada como eletrólito foi  $\text{H}_2\text{SO}_4$  0,1M +  $\text{As}_2\text{O}_3$  6 mg. Para a eletrólise foi usado um fio de platina como ânodo e o corpo de prova como cátodo. A densidade de corrente eletrolítica utilizada foi de  $10 \text{ mA/cm}^2$  durante um período de 96 horas em temperatura ambiente. Na Fig. 3.20 observa-se o esquema da célula utilizada na hidrogenação sem aplicação de tensão.



Figura 3.20 - Cuba de hidrogenação

## CAPÍTULO IV

### TESTES PRELIMINARES

#### 4.1 Introdução

Conforme discutido na introdução desse trabalho, os componentes que formam as estruturas submarinas de transporte de petróleo e gás são fabricados com aços baixas ligas que na maioria das vezes passa por uma operação de soldagem, sendo o metal de adição AWS ERNiCrMo-3 (Inconel 625) o mais empregado no amanteigamento dos componentes de aços ARBL e na união desse componente amanteigado a tubulação de aço manganês de aplicações submarinas. Após a soldagem de amanteigamento, em geral, são realizados TTAT para remover tensões residuais da região soldada e reaver as zonas afetadas pelo calor que se formam com o resfriamento.

Embora a liga Inconel 625 apresente excelentes propriedades com relação às resistências mecânica e a corrosão, trabalhos na literatura (ALEXANDROV et al., 2013) relatam a migração de carbono a partir do metal de base (aço carbono ou baixa liga) em direção ao metal de solda à base de níquel durante o TTAT, causando o endurecimento pela formação de martensita e possível precipitação de carboneto, embora para Dupont e Kusko (2007) a difusão de carbono na interface dissimilar formada com liga de níquel seja menor quando comparada a interface formada com metal de enchimento de aço inox. Essa alteração microestrutural contribui para a fragilização por hidrogênio na interface dissimilar (OLDEN et al., 2003, BEAUGRAND et al., 2009). Outra desvantagem na aplicação das ligas de níquel seria o elevado custo desse material, onerando toda operação de montagem dos componentes soldados.

## 4.2 Deposição de camada única

Nessa etapa foi realizada a deposição de camada única de revestimento, com três cordões de solda com sobreposição de 50% (Fig. 4.1) por diferentes materiais de adição sobre o aço ASTM A182 F22, com objetivo inicial de fazer uma análise comparativa dos comportamentos metalúrgico e mecânico das interfaces de amanteigamento frente ao TTAT, com diferentes metais de enchimento (Inconel 625, Hastelloy C-276, 309L-Si e 80S-G). A análise das interfaces dos amanteigamentos foi baseada na microestrutura formada na zona de ligação e formação de zonas parcialmente misturadas (ZPMs), além do levantamento dos perfis de microdureza nessas regiões, Fig. 4.1. O depósito das camadas de revestimento também permitiu realizar uma análise da geometria do metal de solda, Fig. 4.1, quanto a molhabilidade e a ausência de descontinuidades entre passes, características importantes para a soldagem de amanteigamento.

As soldagens foram realizadas em chapas de aço ASTM A182 F22, com dimensões 100 x 50 x 10 mm, com pré-aquecimento e temperatura de interpasses de 250-300°C, com o processo de soldagem GMAW. Os parâmetros de soldagem mantidos constantes foram a distância bico de contato peça (15 mm), ângulo de avanço da tocha ( $^{\circ}$ 0), vazão de gás (15 l/min), tecimento triangular (com frequência e amplitude de tecimento, 2 Hz e 2 mm, respectivamente) e diâmetros dos eletrodos (1,2 mm), com exceção do arame Hastelloy C-276 com diâmetro de 1,0 mm. A Tab. 4.1 apresenta os parâmetros de soldagem empregados na deposição das camadas de soldas.



Figura 4.1 - Macrografia da seção transversal da camada de revestimento com o material de enchimento Hastelloy C-276 sobre o aço ASTM A182 F22. Ataque Nital 10%

Tabela 4.1 - Parâmetros de soldagem utilizados na deposição dos revestimentos

<b>Parâmetros</b>	<b>Inconel 625</b>	<b>Hastelloy C-276</b>	<b>309L-Si</b>	<b>80S-G</b>
Gás de proteção	Argônio	Argônio	Ar-2%O <sub>2</sub>	Ar-25%CO <sub>2</sub>
Vel. de soldagem (cm/min)	30	30	30	24
Vel. de alimentação (m/min)	5	7	4,5	5
Tensão média (V)	27,3	27,8	25,2	22,4
Corrente média (A)	184,6	177,8	201,8	178,5
Energia de Soldagem (J/mm)	806,5	790,8	813,7	799,7

#### 4.2.1 Análises microestrutural e química das interfaces

A interface formada na solda de revestimento pela combinação de materiais de composições químicas distintas, soldagem dissimilar, por exemplo, aço baixa liga com ligas ferrosas (aço inoxidável) ou níquel é relatada como região susceptível a nucleação e propagação de trincas por hidrogênio (ALEXANDROV et al., 2013). Esse comportamento é associado a formação de macrosegregações com diferentes morfologias e dimensões e, por apresentarem composição química intermediária entre os materiais formadores da interface são suscetíveis a formação de fases frágeis.

Na Fig. 4.2 são apresentadas as interfaces das soldas de revestimentos, F22/Inconel 625, F22/Hastelloy C-276, F22/309L-Si e F22/80S-G, que não sofreram o tratamento térmico de alívio de tensão (TTAT). As micrografias revelaram a presença de macrosegregações (ZPMs), do tipo península, ao longo das interfaces na forma de regiões descontínuas para os revestimentos depositados com ligas de níquel (Inconel-625 e Hastelloy C-276) e de aço inox (309L-Si), Fig. 4.2a, 4.2b e 4.2c. Através dessas fotomicrografias pode-se observar que os reagentes químicos Nital (2%) e o ácido crômico 10% revelaram uma região intermediária entre o metal de solda e o metal de base conhecida como zona planar, o que revela a formação de macrosegregações. A interface F22/80S-G não apresentou essa região intermediária (zona planar), Fig. 4.2d, demonstrando que não há presença de ZPMs no limite da zona de fusão.

As ZPMs presentes nas interfaces dos revestimentos apresentaram uma morfologia descontínua, Fig. 4.2a a 4.2c. Após a ZAC, o metal de solda solidificou-se de uma maneira planar, resultando em uma faixa austenítica aparentemente livre de partículas. Nas ZPMs descontínuas, o metal de base fundido penetrou no metal de solda, resultando em uma península e, que pode apresentar uma estrutura do tipo martensita. O metal de solda acima da

península também solidificou de maneira planar, assim como o metal de solda abaixo dela. Como resultado, uma região planar primária e uma secundária foram formadas, cada uma solidificando do aço em direção ao metal de solda. As micrografias das ZAC das interfaces dissimilares, Fig. 4.2a, 4.2b e 4.2c, não revelaram o fenômeno da descarbonetação.

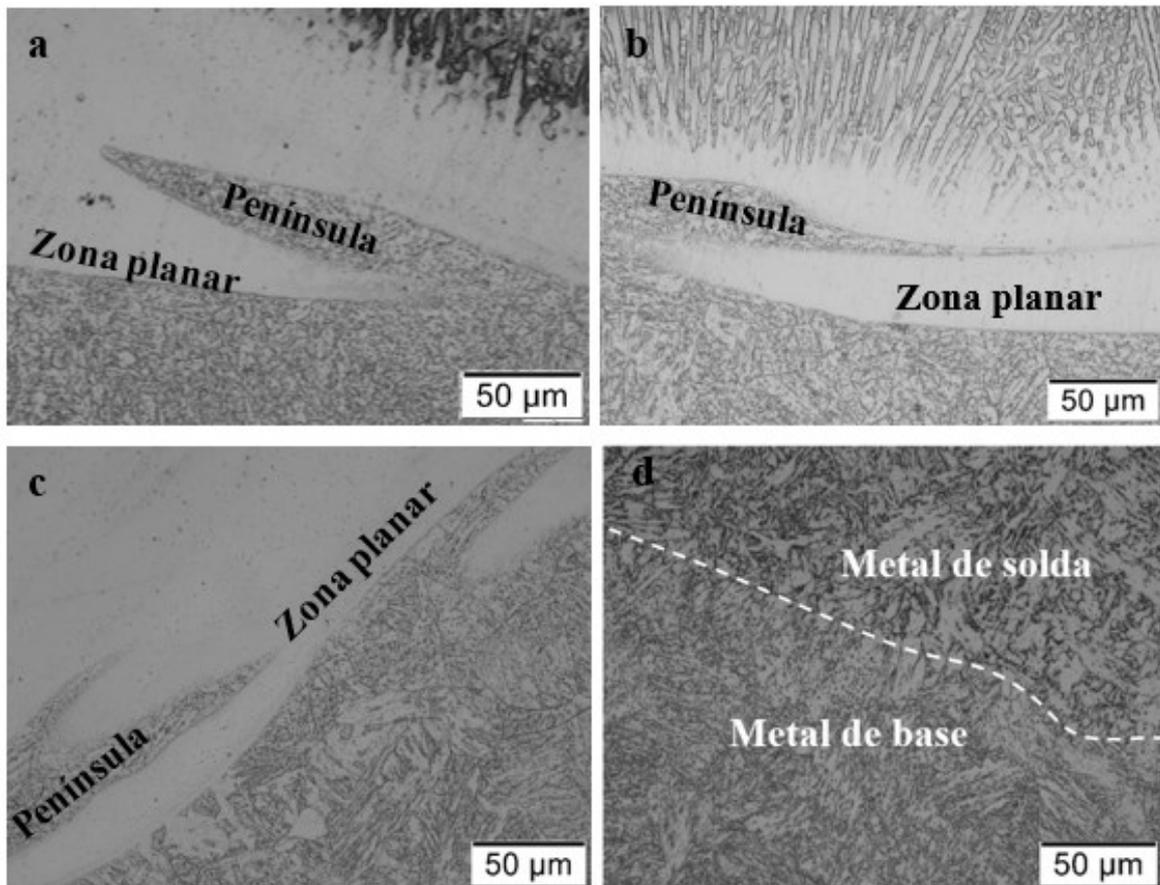


Figura 4.2 - Fotomicrografias da seção transversal das soldas de revestimento na região da interface sem TTAT, a) F22/Inconel 625, b) F22/Hastelloy C-276, c) F22/309L-Si e d) F22/80S-G. Ataque Nital 2%

As interfaces dos revestimentos também foram examinadas após o TTAT, onde os revestimentos foram aquecidos a 675 °C, durante duas horas e resfriado ao ar. As fotomicrografias das interfaces dos revestimentos produzidos com os diferentes materiais de enchimento sobre o aço ASTM A182 F22 e submetidos ao TTAT são apresentadas na Fig. 4.3. A análise microestrutural das interfaces demonstrou que o uso do TTAT ocasionou a migração do carbono do metal de base em direção ao metal de solda, Fig. 4.3, a exceção foi a interface F22/80S-G que não apresentou esse comportamento (Fig.4.3d) Nas fotomicrografias

das interfaces dos revestimentos depositados com os materiais de enchimento à base de níquel (Inconel 625 e Hastelloy C-276) e aço inox (309L-Si), Fig. 4.3a, 4.3b e 4.3c, respectivamente, pode-se observar a presença de uma região escura adjacente à zona de ligação, essa região escura presente nas ZPMs caracteriza a migração de carbono durante o TTAT para a zona planar. Outro efeito ocasionado pelo emprego do TTAT foi a descarbonetação do metal de base. Apesar das diferenças de composição química entre as interfaces que apresentaram as macrosegregações (F22/Inconel 625, F22/Hastelloy C-276 e F22/309L-Si), essas regiões apresentaram microestrutura similar.

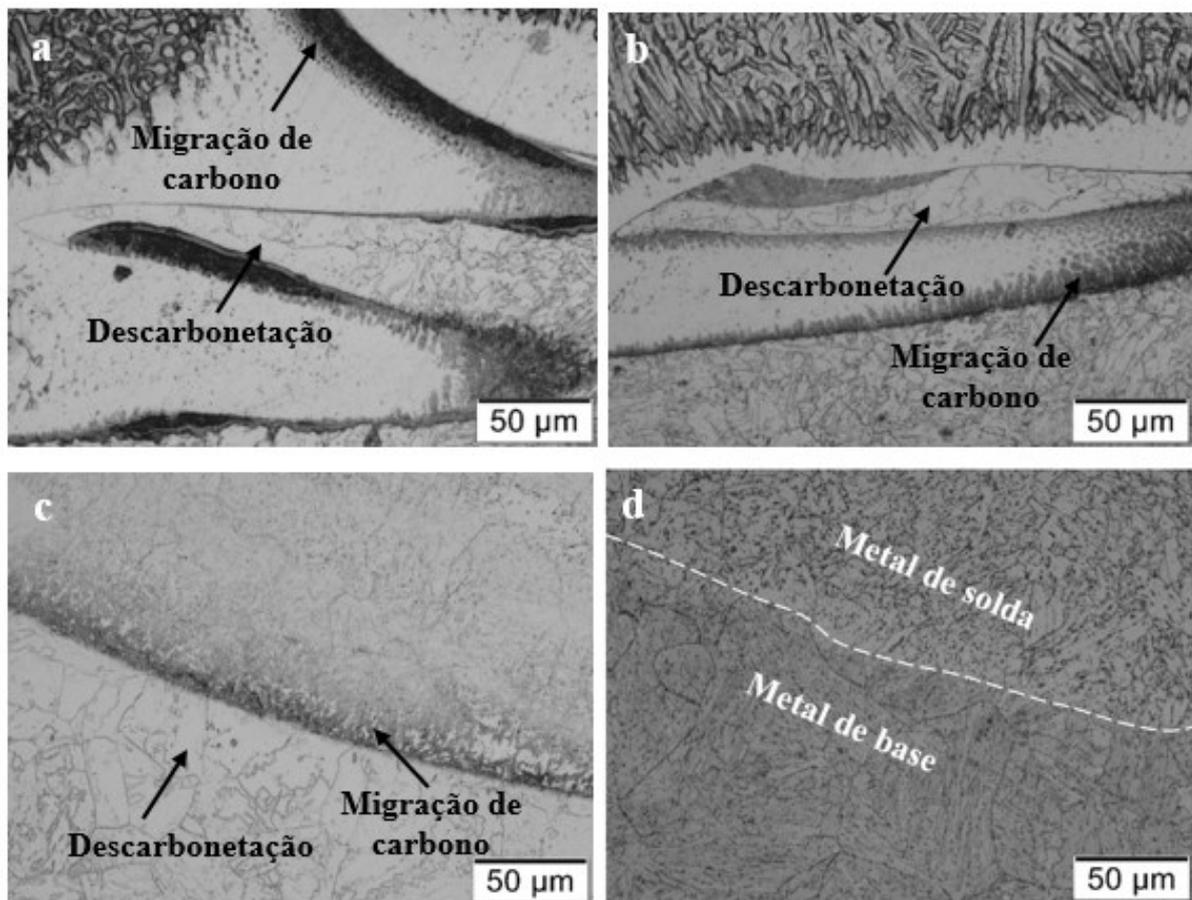


Figura 4.3 - Fotomicrografias da seção transversal das soldas de revestimentos na região da interface com TTAT, a) F22/Inconel 625, b) F22/Hastelloy C-276, c) F22/309L-Si e d) F22/80S-G. Ataque Nital 2%

Nas Fig. 4.4 a 4.6 pode-se observar as interfaces dissimilares com maiores ampliações, o que permite afirmar que as regiões das interfaces das soldas dissimilares apresentaram características similares, independente do metal de enchimento utilizado, das variáveis de

soldagem ou da utilização de tratamento térmico de alívio de tensões (TTAT), foi encontrada a zona planar ao longo de toda a interface das juntas soldadas. Nas Fig. 4.4b, 4.5b e 4.6b pode - se observar com maior detalhe o efeito do TTAT sobre a difusão de carbono para a zona planar, assim como o crescimento de grãos da ZAC devido a descarbonetação. A fotomicrografia da interface dissimilar 309L-Si/F22, com e sem TTAT, Fig. 4.6a e 4.6b, apresenta uma região clara na zona planar com maiores dimensões quando comparada às interfaces formadas pelas ligas de Ni, apesar dos valores aproximados de energia de soldagem (800 J/mm), Tab. 4.1. Fotomicrografias dessas regiões com maiores ampliações, Fig. 4.7 permitiram observar a formação de uma estrutura na forma de ripas semelhante a martensita. Tal comportamento, pode acarretar em uma maior região interfacial com valores de durezas elevados quando comparado à interface formada pelo metal de enchimento a base Ni, o que pode levar a fragilização pelo hidrogênio.

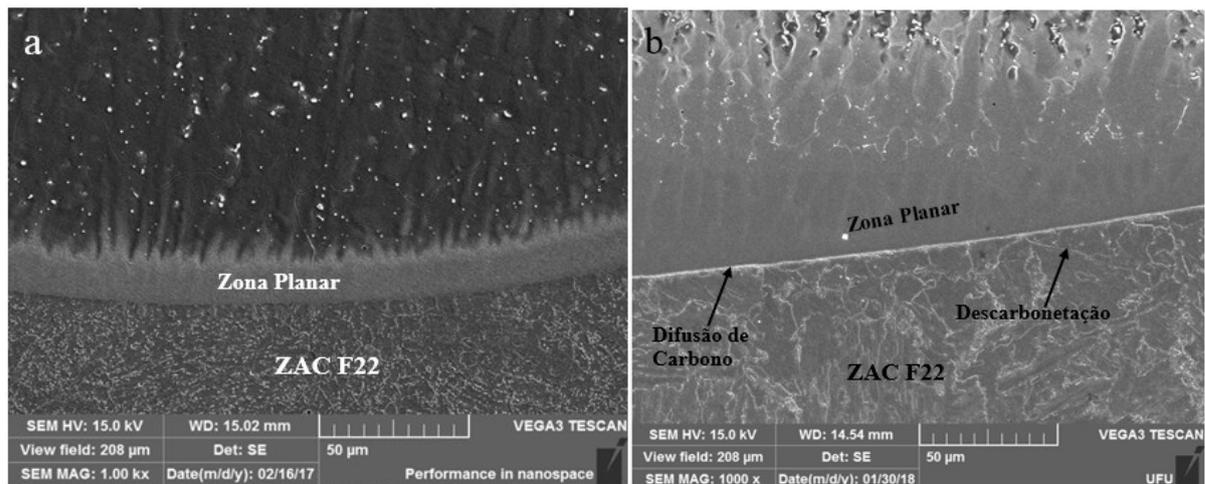


Figura 4.4 - Interface da solda de revestimento aço F22/Inconel 625 revelando as diferentes macrosegregações encontradas, a) sem TTAT, b) com TTAT

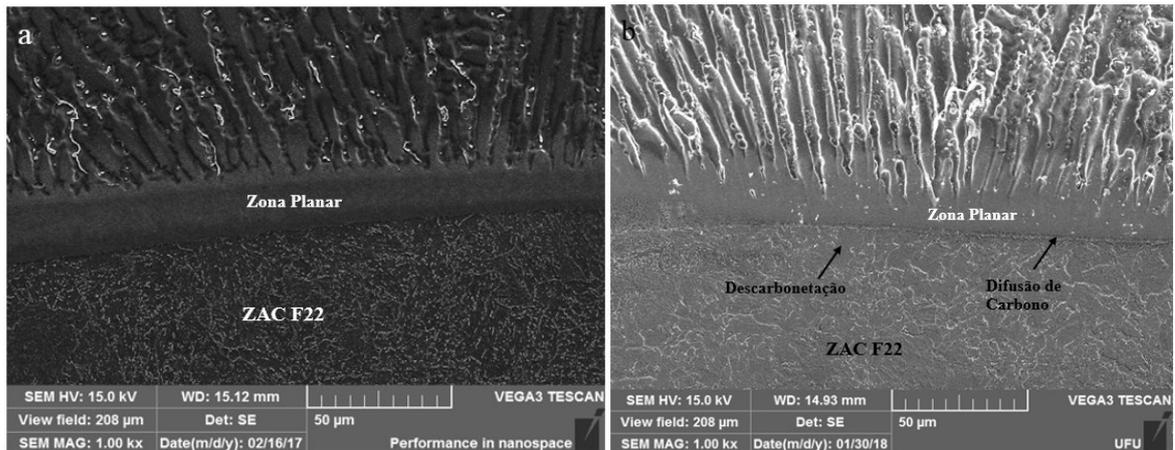


Figura 4.5 - Interface da solda de revestimento aço F22/Hastelloy C- 276 revelando as diferentes macrosegregações encontradas, a) sem TTAT, b) com TTAT

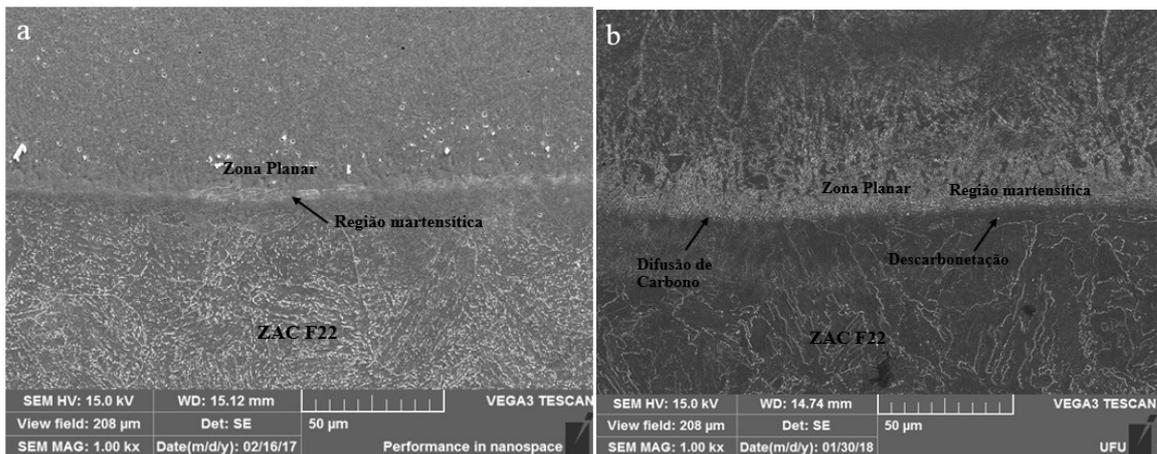


Figura 4.6 - Interface da solda de revestimento aço F22/309L-Si revelando as diferentes macrosegregações encontradas, a) sem TTAT, b) com TTAT

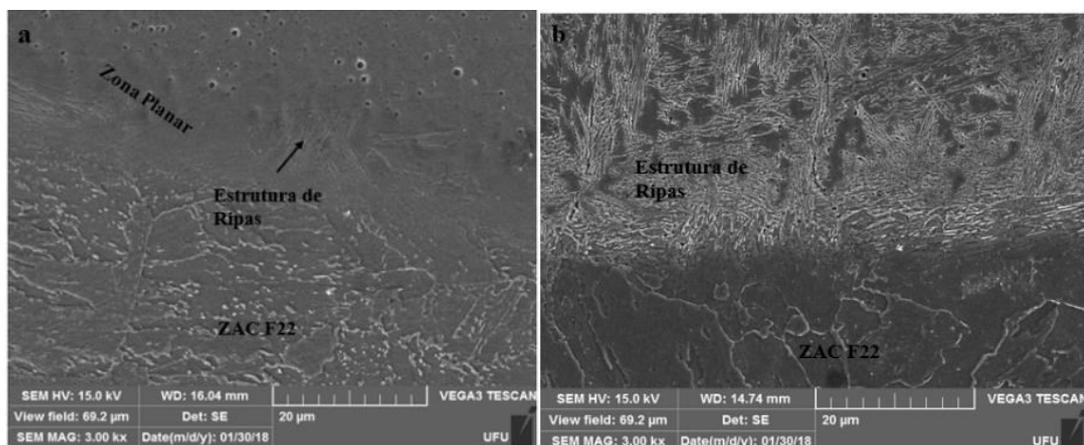


Figura 4.7 - Fotomicrografia da estrutura em forma de ripas formada na interface da solda de revestimento aço F22/309L-Si, a) sem TTAT, b) com TTAT

Savage et al. (1976c) atribuíram a presença das ZPMs, em soldas dissimilares, a formação de uma zona não misturada que, devido à presença de uma camada estagnada (escoamento laminar) do metal base fundido adjacente ao metal de base sólido, ou seja, mesmo com o movimento turbulento da poça de fusão, a velocidade do líquido deve-se aproximar de zero na linha de fusão, o que dificulta a mistura entre os materiais nessa região. Para Kou e Yang (2007) a presença dessa zona de estagnação, associada a diferença nas temperaturas líquidas dos metais de enchimento e de base são apontadas como os fatores responsáveis pela formação dessas macrosegregações. Para Beaugrand et al. (2009b) e Barrera et al. (2013), a ZPM é caracterizada por apresentar composição química intermediária entre o metal de enchimento e o metal de base.

Os perfis de composição química observados nas interfaces dos revestimentos estudados nesse trabalho são apresentados nas Fig. 4.8 a 4.11. As interfaces dissimilares das soldas de revestimentos apresentaram variação dos elementos Fe, Cr e Ni, com exceção da interface F22/80S-G, Fig. 4.11, a partir do metal base há um aumento gradual na concentração de Ni e Cr e redução do teor de Fe na ZPM, na região planar. Como pode ser observado nas Fig. 4.8 e 4.9 as interfaces formadas pelas ligas de níquel revelaram pelo menos quatro regiões (rampas) que indicam variações composicionais mais acentuadas (evidenciadas no perfil do elemento Fe) ao longo da ZPM. De acordo com Dupont e Kukso (2007), o gradiente de composição mais íngreme observado na interface das soldas com as ligas níquel em comparação ao metal de enchimento de aço inox é associado a largura da região planar mais reduzida. Entretanto, para Fenske (2010) em alguns casos, este gradiente composicional pode estender-se à região dendrítica celular.

Para Dodge (2014), a redução do teor de níquel na ZPM resulta em uma força motriz mais fraca para a estabilização da austenita para temperaturas mais baixas, durante o resfriamento e, que associado com o alto teor de carbono difundido do metal de base cria condições, na qual a martensita provavelmente se formará mesmo em condições de resfriamento lento. Dessa maneira, devido à maior concentração de níquel dentro da ZPM das soldas com ligas de níquel, a austenita irá se estabilizar em uma maior área dentro da ZPM e, conseqüentemente uma camada mais fina de martensita é esperada em soldas depositadas com metais de adição à base de Ni.

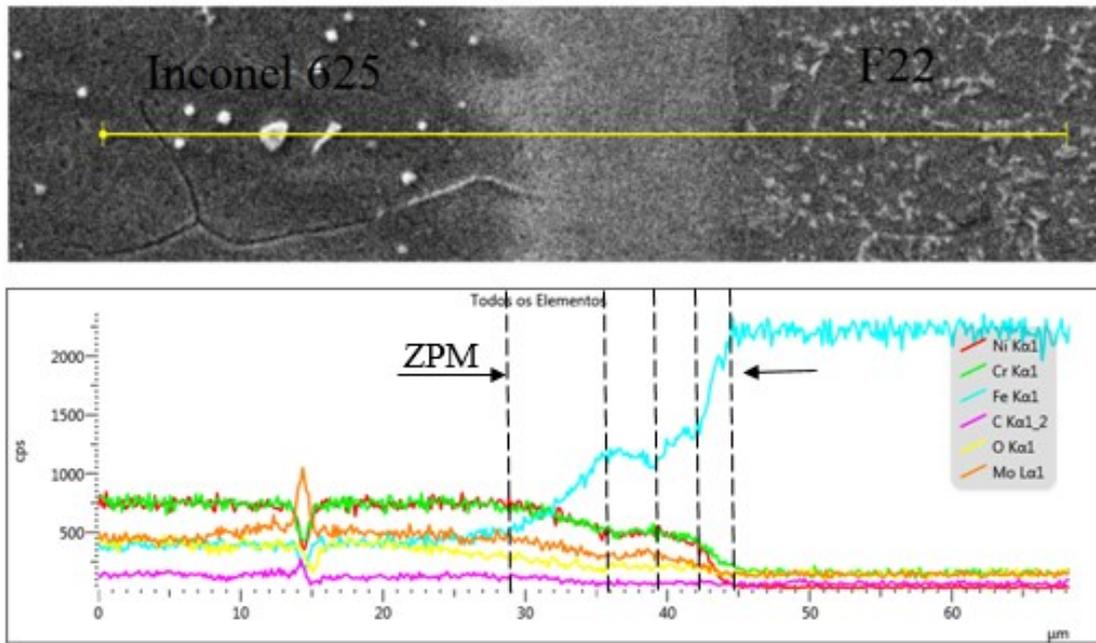


Figura 4.8 - Perfil de composição química EDS através da interface F22/Inconel 625, sem TTAT

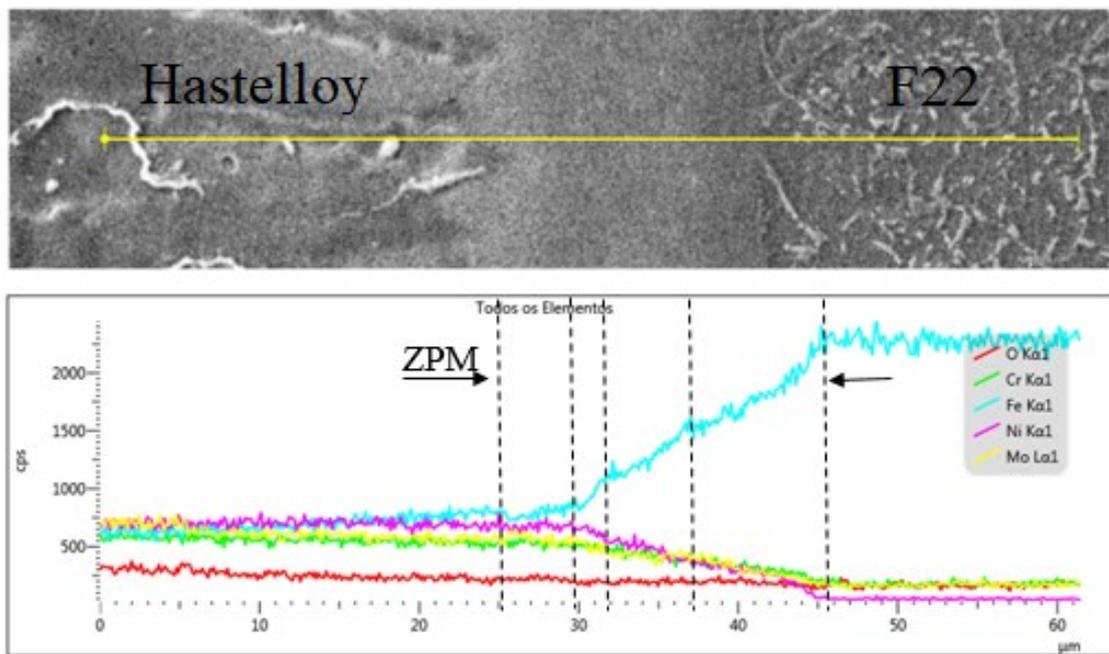


Figura 4.9 - Perfil de composição química EDS através da interface F22/Hastelloy C-276, sem TTAT

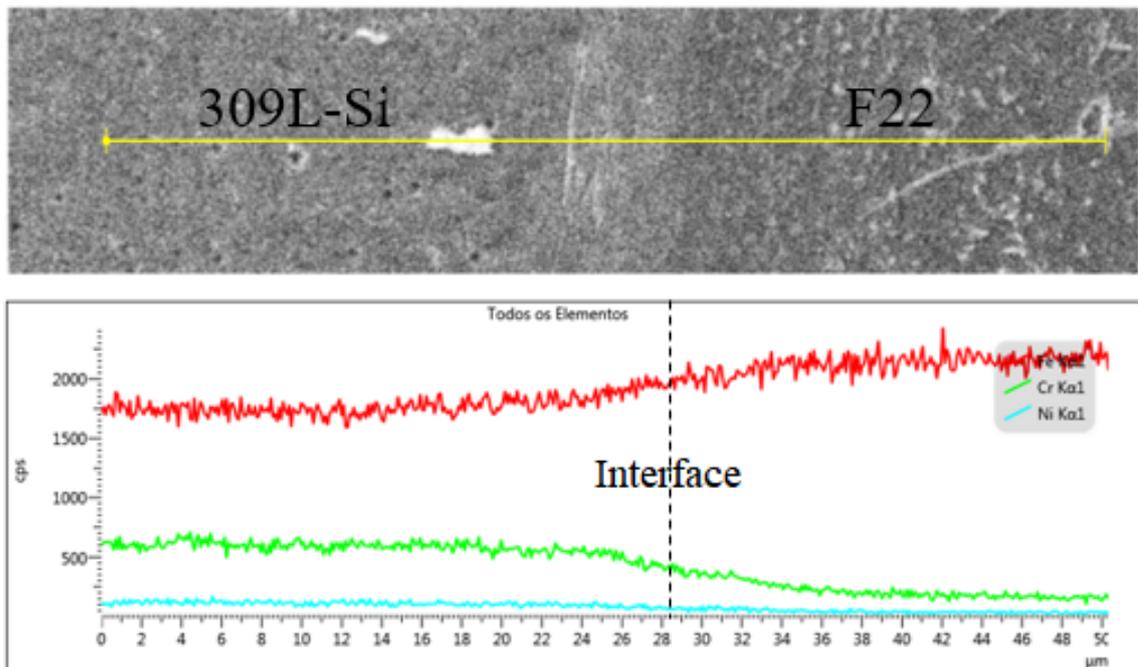


Figura 4.10 - Perfil de composição química EDS através da interface F22/309L-Si, sem TTAT

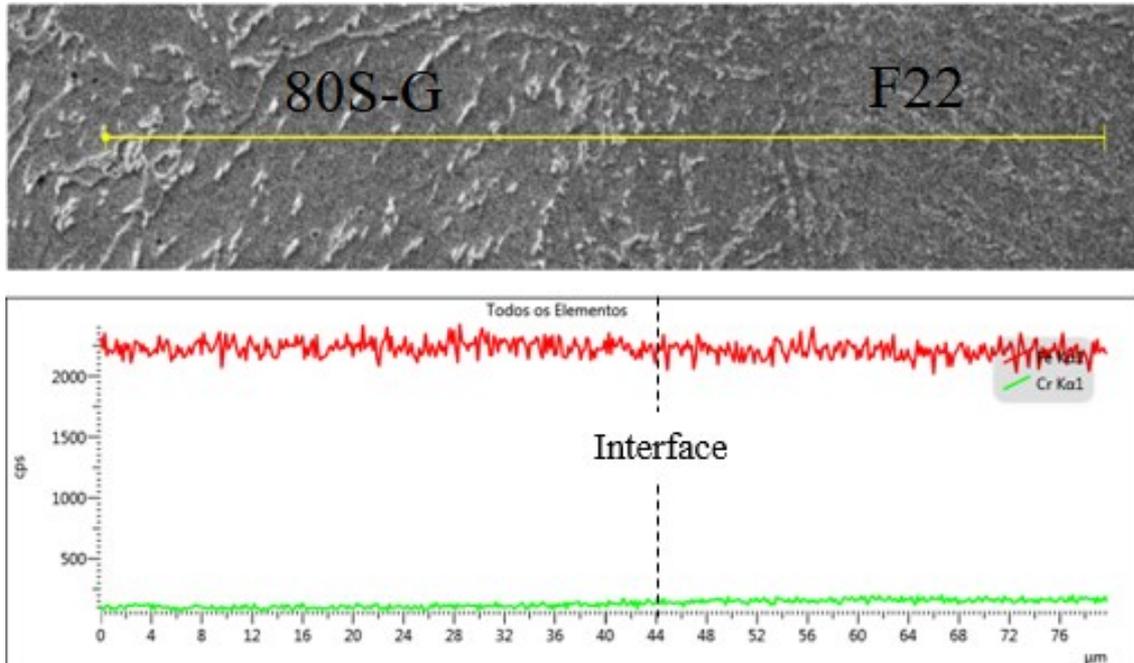


Figura 4.11 - Perfil de composição química EDS através da interface F22/80S-G, sem TTAT

O diagrama de Schaeffler pode ser usado para prever a formação da microestrutura, na região de transição entre dois metais diferentes, sob as condições de resfriamento associadas à soldagem. Com base no diagrama de Schaeffler, Fig. 4.12, pode-se observar que as interfaces

dissimilares, tem composição química que atravessa uma região martensítica, de maneira que essa estrutura pode ser esperada na interface entre os dois materiais. Entretanto, devido ao elevado valor de Ni equivalente dos arames eletrodos a base de Ni ( $Ni_{eq} = 61$ ), a região interfacial formada com o aço F22 só forma a fase martensita para elevado valor de diluição (acima de 80%), comportamento diferente ao observado do arame 309L-Si que com diluições inferiores a 50% é possível a formação dessa fase. Dupont e Kukso (2007) e Silva (2010) quantificaram a diluição local na ZPM, através da variação percentual dos elementos Fe, Ni, Cr e Mo em relação as composições dos metais de enchimento e de base, os autores observaram valores de diluição próximos a 100%.

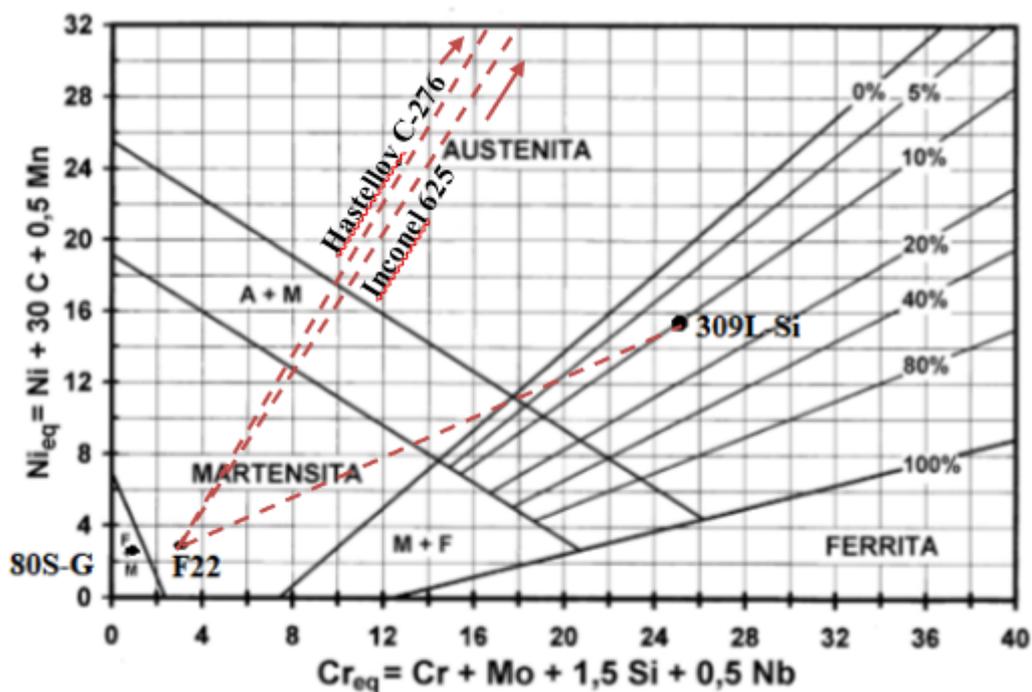


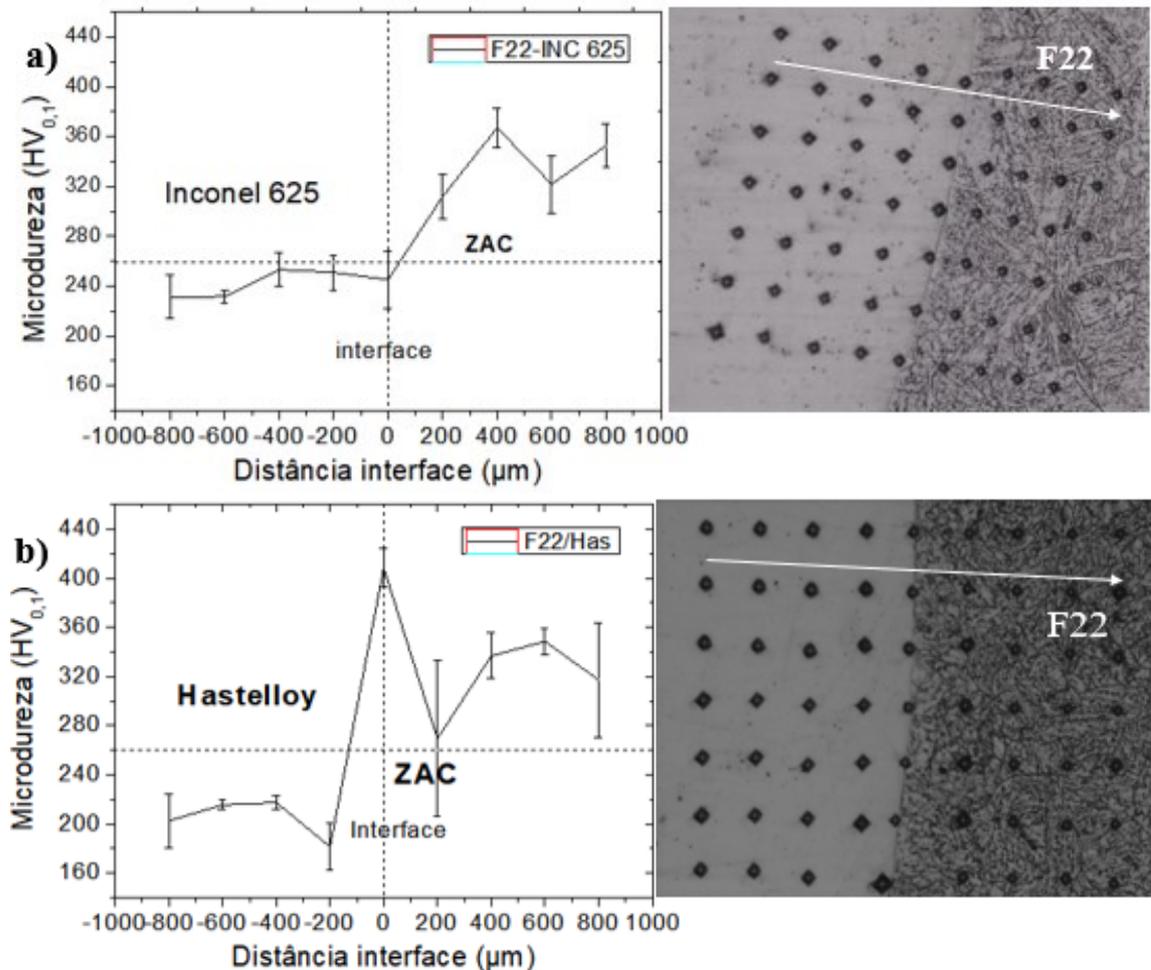
Figura 4.12 - O diagrama de Schaeffler, com linhas sobrepostas para a faixa de composição das soldas de revestimento (MODENESI, 2001)

#### 4.2.2 Teste de microdureza das interfaces

Os perfis de microdurezas levantados das interfaces de revestimento, Fig. 4.1, sem TTAT e com TTAT estão plotados nas Fig. 4.13 e 4.14, respectivamente. Para os corpos de provas revestidos e sem TTAT os maiores valores de microdurezas são encontrados na região da ZAC-GG, valores de dureza muito acima do critério de aceitação da norma NACE MR0175 (<250 HV). Entretanto, as interfaces F22/Hastelloy e F22/309L-Si apresentaram valores elevados de microdureza na região planar, Fig. 4.13b e 4.13c, provavelmente, por

causa da formação da estrutura martensítica nessa região. O fato de não ser observado esse comportamento na interface F22/Inconel 625 pode estar relacionado à região de análise, onde não foi observado a presença da fase martensítica, já que essa fase não se forma de modo contínuo ao longo desta interface.

Os perfis de microdurezas nas amostras tratadas termicamente (Fig. 4.14) revelaram que o tratamento térmico reduziu os valores de dureza da ZAC-GG para níveis abaixo de 250 HV, devido ao revenimento da bainita presente nessa região. Entretanto, valores elevados de dureza são observados nas ZPMs das interfaces dissimilares, Fig. 4.14a, 4.14b e 4.14c, esse comportamento pode estar associado a difusão de carbono durante o TTAT para a região planar.



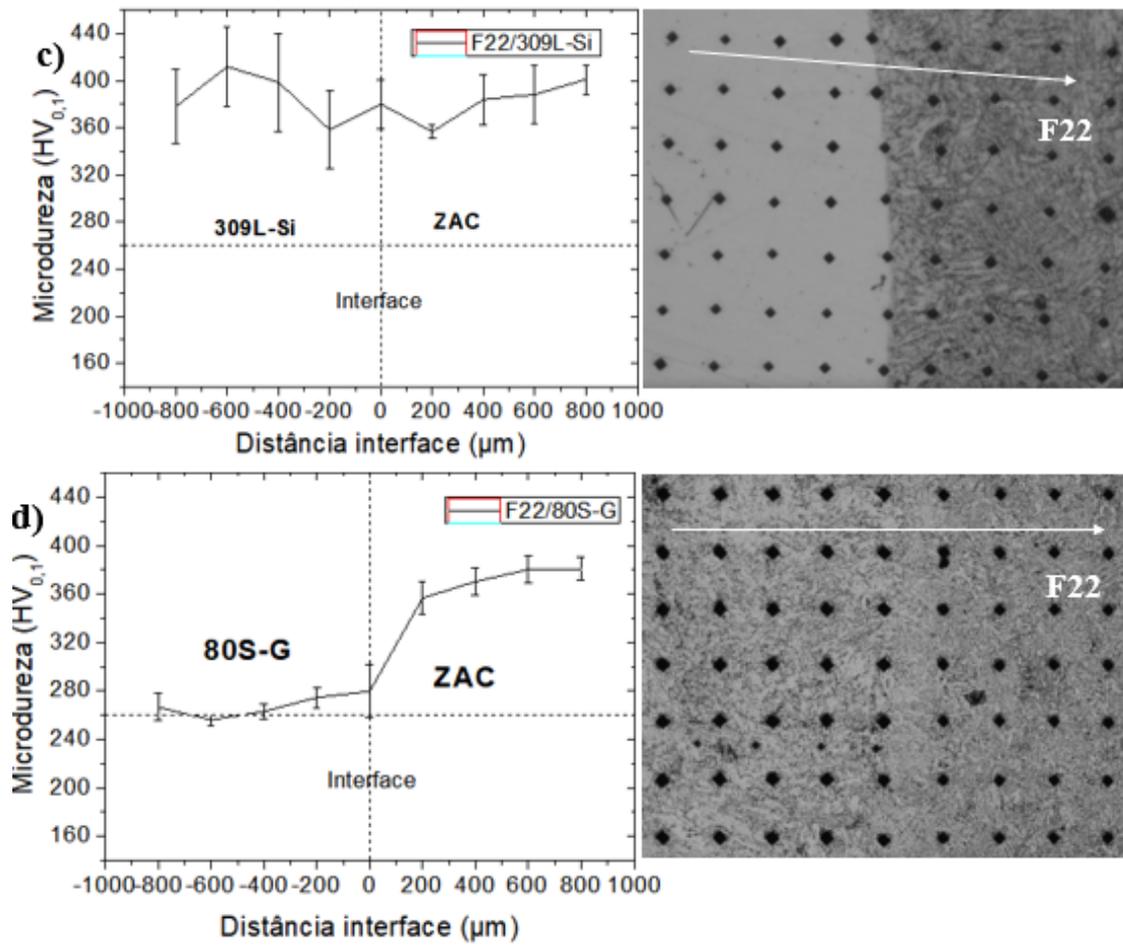
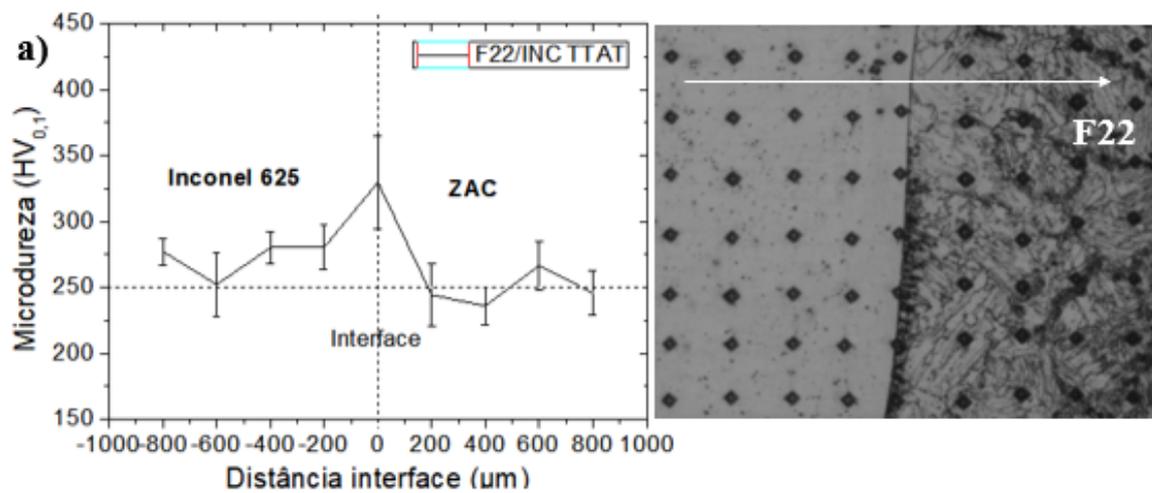


Figura 4.13 - Perfil de microdureza das interfaces não submetidas ao TTAT, a) F22/INC 625, b) F22/Hastelloy C-276, c) F22/309L-Si e d) F22/80S-G



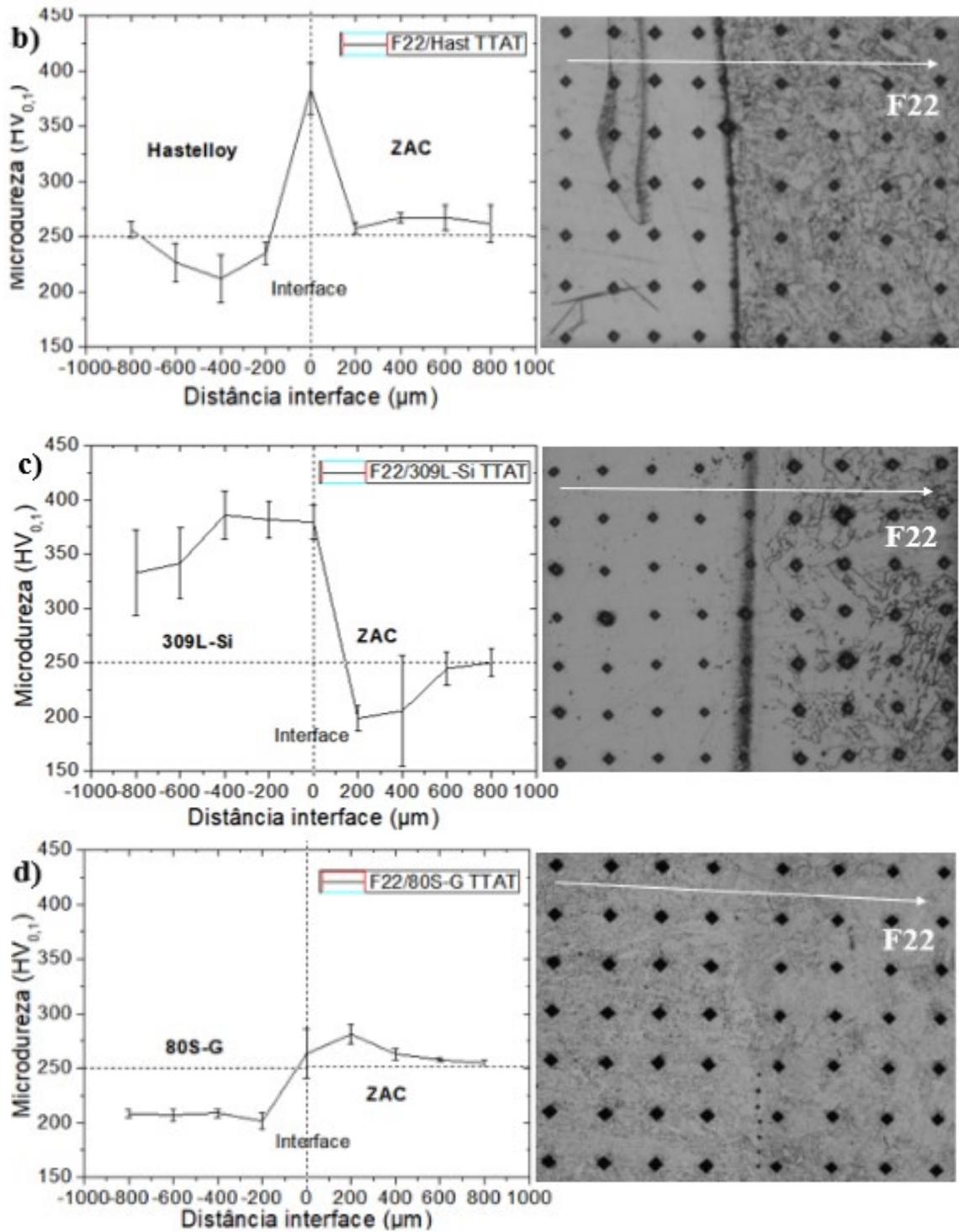


Figura 4.14 - Perfil de microdureza das interfaces submetidas ao TTAT, a) F22/INC 625, b) F22/Hastelloy C-276, c) F22/309L-Si e d) F22/80S-G

### 4.3 Dupla camada dissimilar

Outra abordagem nesse capítulo foi a deposição de dupla camada de solda com materiais dissimilares, com intuito de avaliar a aplicabilidade desse procedimento na soldagem de amanteigamento e união das juntas soldadas. A justificativa dessa metodologia foi a obtenção de uma técnica alternativa de fabricação da junta soldada, assim como a junta soldada com o arame ER80S-G com menor custo quando comparada à junta soldada com Inconel 625, mas que garanta ser viável técnica e economicamente, como alternativa ao emprego do Inconel 625, sem comprometer a qualidade da junta soldada.

Para a deposição das duplas camadas de soldas dissimilares foi levado em consideração que a interface dissimilar F22/309L-Si apresentou uma região com estruturas em forma de ripas semelhantes a martensita, Fig. 4.7, de elevada microdureza. Essa região apresentou maior espessura quando comparada às interfaces formadas com os metais de enchimento à base de Ni, independente do emprego do TTAT, Fig. 4.4 e 4.5.

Dessa maneira, com o objetivo de avaliar a possibilidade da deposição de camadas de soldas dissimilares à base de Ni (Inconel 625 ou Hastelloy C-276) e Fe (309L-Si) sem trinca de solidificação, foi realizada a soldagem em dupla camada de soldas dissimilares de acordo com o desenho esquemático da Fig. 4.15, com três cordões em sobreposição lateral de 50%. O objetivo foi avaliar metalurgicamente a interface dissimilar formada entre os metais de enchimento a base de Ni e de Fe. A análise das soldas de amanteigamento foi baseada na microestrutura formada na zona de ligação (entre os metais de solda da primeira e segunda camada), além da regularidade geométrica do depósito, ausência de defeitos entre passes e trinca de solidificação. As soldagens foram realizadas utilizando os mesmos procedimentos e parâmetros para a deposição da camada única de solda (Tab. 4.1).

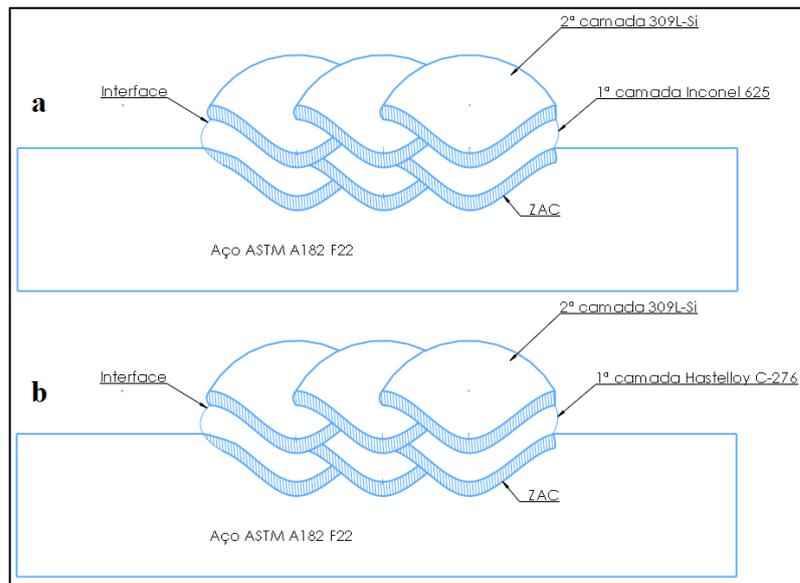


Figura 4.15 - Desenho esquemático da sobreposição da dupla camada dissimilar, a) 1ª cam. Inconel 625/2ª cam. 309L-Si e b) 1ª cam. Hastelloy C-276/2ª cam. 309L-Si

A Fig. 4.16 apresenta a macrografia e a vista superior do depósito de solda em dupla camada, 1ª cam. Inconel 625/2ª cam. 309L-Si, onde observa-se o depósito de solda com ausência de descontinuidade e boa molhabilidade. As duplas camadas de soldas fabricadas apresentaram comportamento similar, quanto à boa molhabilidade e ausência de descontinuidades (trincas superficiais e internas).

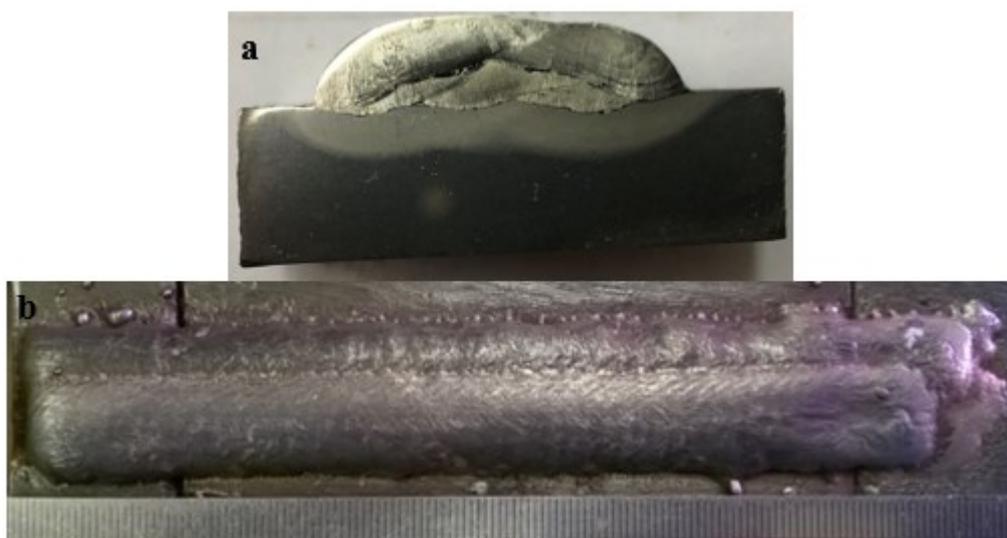


Figura 4.16 - Dupla camada dissimilar Inconel 625/309L-Si, (a) Seção transversal e (b) vista superior dos cordões depositados

As Fig. 4.17 e 4.18 apresentam as microestruturas presentes nas interfaces Inconel 625/309L-Si e Hastelloy/309L-Si, respectivamente, é possível observar que o ataque com ácido crômico revelou de forma distinta os metais de solda, sendo mais intenso nas ligas à base de Ni. A microestrutura dos revestimentos depositados com a liga 625 foi constituída por uma matriz austenítica ( $\gamma$ ) com modo de solidificação colunar dendrítico e precipitados entre os braços dendríticos. Um comportamento similar foi observado no metal de solda com a liga 276. De acordo com Dupont et. al (2003) e Silva et. al (2012), os precipitados que segregam nos braços dendríticos das ligas 625 e 276 são ricos em Mo. Já a microestrutura do metal de solda 309L-Si apresentou uma microestrutura completamente austenítica com modo de solidificação colunar dendrítico que apresenta ferrita delta nos limites dos grãos e entre os braços dendríticos.

Para Modenesi (2001), a presença da fase ferrita delta junto a austenita contribuiu para evitar a formação de trinca de solidificação. Para esse autor a quantidade de ferrita necessária para garantir resistência à fissuração depende do nível de restrição da junta, da quantidade e tipo dos elementos de liga e impurezas presentes na zona fundida. Para Brooks et. al. (1984), em condições usuais de soldagem, para arames eletrodos do tipo ER 308 e ER309, esta quantidade de ferrita está entre cerca de 1 a 8%.

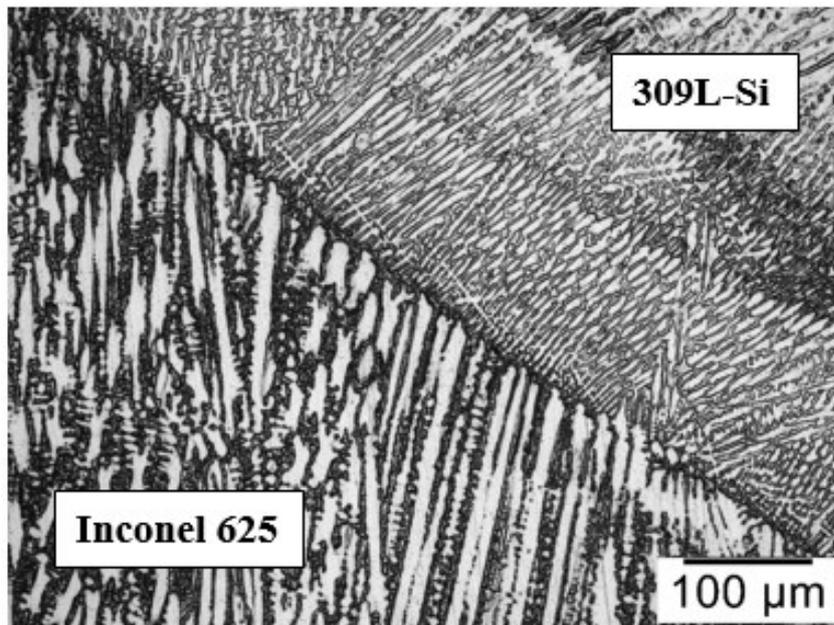


Figura 4.17 - Microestrutura interface Inconel 625/309L-Si, revelando a estrutura austenítica. Ataque com ácido crômico 10%

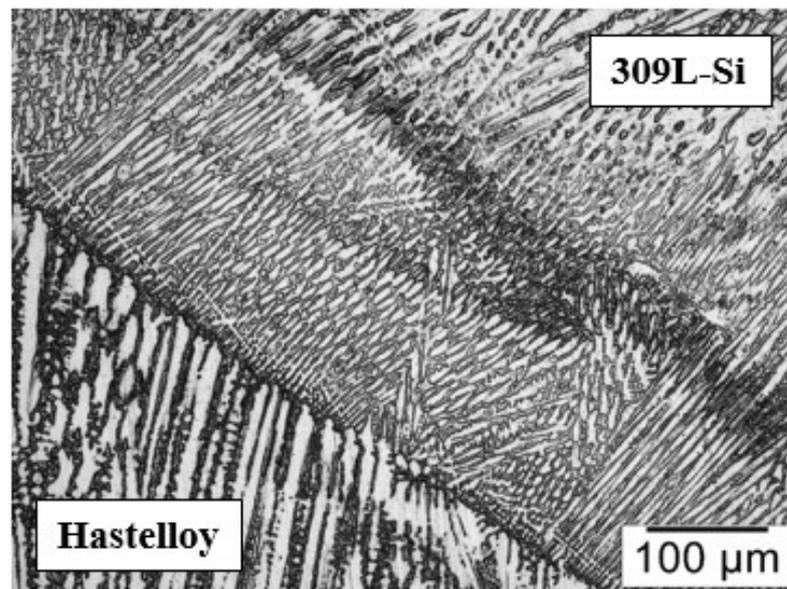


Figura 4.18 - Microestrutura interface Hastelloy/309L-Si, revelando a estrutura austenítica. Ataque com ácido crômico 10%

Foi observada a formação de ZPMs nas interfaces dissimilares dos metais de solda, Fig. 4.19. Para Hosseini et. al. (2016) a presença ZPM pode resultar na diminuição da resistência à corrosão e aumento da suscetibilidade à trinca a quente nas juntas dissimilares de aço inoxidável.

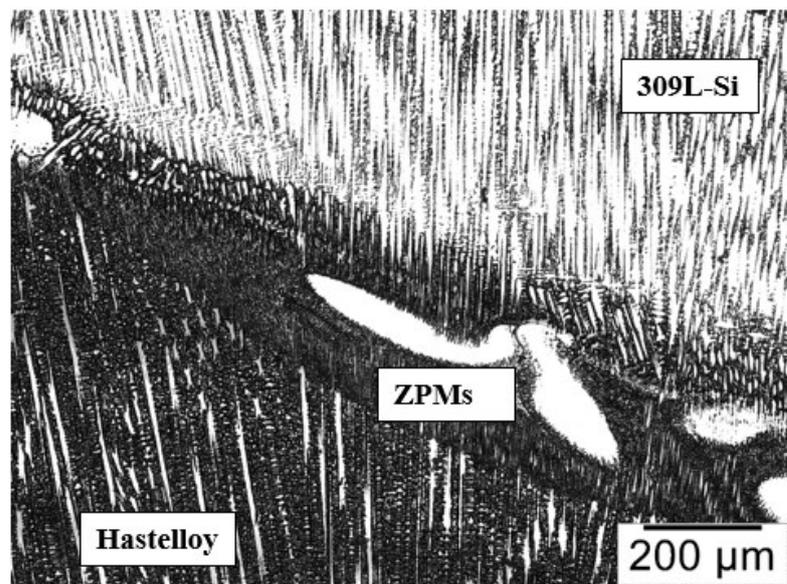


Figura 4.19 - Formação de ZPMs na interface Hastelloy/309L-Si, revelando a estrutura austenítica. Ataque com ácido crômico 10%

#### 4.4 Considerações Finais

As análises metalúrgica e mecânica da zona de ligação das soldas de revestimento, com e sem TTAT, permitiram fazer uma avaliação criteriosa para os diferentes materiais de enchimento a serem depositados sobre o metal de base F22.

O estudo microestrutural ao longo da interface das soldas de revestimento demonstrou a formação de macrosegregações (ZPMs), com e sem TTAT, para diferentes combinações de metais de enchimento e de base, a exceção foi para 80S-G/F22. Os perfis de composição química, levantados nas interfaces das soldas de revestimento, revelaram que há uma composição química intermediária entre o metal de enchimento e o metal de base, caracterizando a formação de uma ZPM. Nessa região o tratamento térmico de alívio de tensão (TTAT) leva a migração de carbono a partir do metal de base em direção ao metal de solda, soldas dissimilares, podendo levar a um enriquecimento de carbono na zona planar, formando a martensita e possível precipitação de carbonetos. Por outro lado, a migração de carbono do metal de base causou uma descarbonetação do aço F22.

Os perfis de microdurezas levantados nas interfaces de todas as soldas de revestimento sem TTAT, revelaram que os picos de dureza estão presentes na região de grãos grosseiros da ZAC (ZACGG), devido a presença da bainita, porém as interfaces das soldas Hastelloy/F22 e 309L-Si/F22 também apresentaram picos de durezas nas ZPMs (zona planar), provavelmente, devido a formação da estrutura martensítica nessa região. Após o TTAT, os picos de dureza de todas as amostras se concentraram exclusivamente na interface das soldas, exceção a interface F22/80S-G, na região enriquecida de carbono durante o TTAT.

Os resultados dos ensaios preliminares permitiram observar que o material de enchimento 80S-G sobre o metal de base F22 não formou ZPMs ao longo da interface do metal de solda, pois o perfil de composição química levantado na zona de ligação não revelou gradiente de composição significativo. O metal de solda depositado com arame 80S-G não sofreu migração de carbono durante o TTAT e, conseqüentemente não ocasionou a descarbonetação da ZAC do metal de base, embora o uso TTAT tenha eliminado os picos de dureza na ZACGG.

Nas soldas dissimilares foi observado que os metais de enchimento Inconel 625, Hastelloy C-276 e 309L-Si apresentaram um comportamento similar quanto a formação de ZPMs nas interfaces das soldas de revestimento, e com possível formação de região martensítica alojada na região planar. Essas interfaces sofreram migração de carbono durante

o TTAT, criando uma região rica em carbono que pode contribuir para o aumento da temperabilidade da região planar. Entretanto, o perfil de composição da interface 309L-Si/F22 revelou a formação de uma maior região martensítica na zona planar, devido ao perfil de composição menos íngreme quando comparado as interfaces Inconel 625/F22 e Hastelloy C-276/F22.

## **CAPÍTULO V**

### **SOLDAGEM SEM TRATAMENTO TÉRMICO DE ALÍVIO DE TENSÃO (TTAT) UTILIZANDO A TÉCNICA DE HIGUCHI**

Para Tsay et al. (1997) e Parvathavarthini et al. (2001), o aço 2,25 Cr-Mo com alta temperabilidade pode gerar trincas na ZAC após a soldagem, devido a formação de microestrutura dura e frágil. Dessa maneira, o pré-aquecimento e a manutenção temperatura interpases devem ser cuidadosamente controlados para evitar trincas. O tratamento térmico pós-soldagem é utilizado pela indústria para qualquer fabricação do aço 2,25Cr-1Mo antes de entrar em serviço, bem como após qualquer reparo de soldagem. O procedimento padrão empregado na manufatura de componentes fabricados com o aço 2,25Cr-1Mo faz uso TTAT, com objetivo de reduzir a dureza da microestrutura formada na ZAC, e recuperar a tenacidade do componente soldado.

Entretanto, conforme discutido no capítulo anterior, o emprego do TTAT leva a migração de carbono na interface dissimilar com formação de uma região martensítica localizada na ZPM, além de ocasionar a descarbonetação na região adjacente à interface localizada na ZAC. De acordo com Bueno (1999), os tratamentos térmicos de alívio de tensão são normalmente caros e demorados, não somente devido aos longos tempos de permanência de alívio de tensões, mas também pelas lentas rampas de aquecimento e resfriamento. Além disso, no caso de estruturas de grande porte, ou então no caso da necessidade de reparo em situação de campo, o TTAT é extremamente difícil de ser realizado de forma convencional.

Por essas razões existem boas justificativas técnica e econômica para o desenvolvimento de procedimentos de soldagem que eliminem o uso do TTAT, e que garantam propriedades mecânicas satisfatórias. Dessa maneira, esse capítulo teve como objetivo avaliar a possibilidade da eliminação do TTAT através das condições de soldagem,

utilizando a técnica de dupla camada (Higuchi), que resultasse em níveis aceitáveis de dureza estabelecidos pela norma NACE MR0175 ( $<250$  HV).

### 5.1 Teste de Higuchi e Higuchi modificado

A busca de um procedimento de soldagem sem TTAT foi baseado na técnica de dupla camada, ou seja, no aproveitamento do ciclo térmico de soldagem, onde o calor gerado pela segunda camada é capaz de refinar a região de grãos grosseiros e reduzir os valores de dureza da ZAC da primeira camada.

O teste de Higuchi consiste em um procedimento prático (técnica da dupla camada) a respeito do dimensionamento das regiões de revenido (macia) e de re-têmpera (dura). Essa técnica foi desenvolvida por Higuchi, através de teste de simples deposição sobre uma chapa do metal base de onde se obtém o perfil de dureza da seção transversal do conjunto soldado. A partir das dimensões do cordão de solda e da ZAC (zona macia e zona dura), para os diferentes valores de energia de soldagem, pode-se plotar o diagrama de Higuchi. A Fig. 5.1 apresenta um exemplo dessa técnica utilizado no trabalho de Aguiar (2001). E assim, a seleção das condições de soldagem pode ser feita de maneira que a região de grãos grosseiros da ZAC produzida pela primeira camada seja revenida pelo ciclo térmico imposto pela segunda camada de solda.

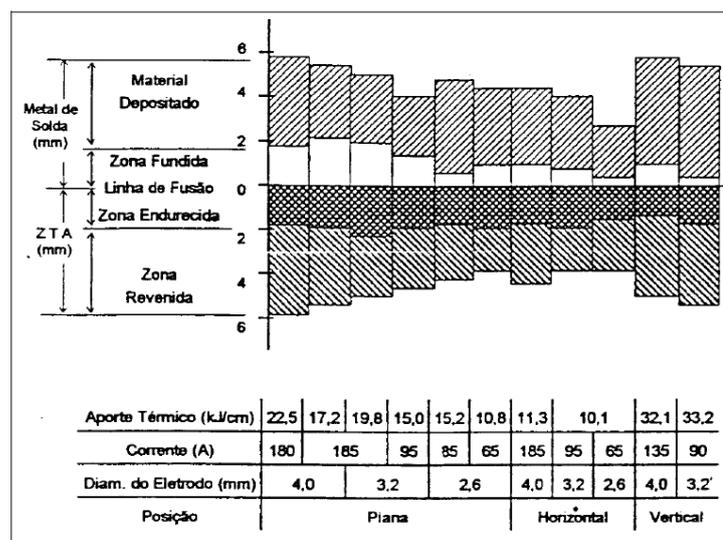


Figura 5.1 - Diagrama de Higuchi para aço de baixo carbono (AGUIAR, 2001)

Para avaliar o emprego da técnica da dupla camada na soldagem de amanteigamento, fez-se o uso do procedimento de Higuchi. Nessa etapa foram produzidos cordões isolados, na posição plana, sobre amostras de uma chapa de aço ASTM A182 F22, medindo 100 x 30 x 10 mm, normalizadas e revenidas, cujos os parâmetros de tratamento térmico se encontra na Tab. 3.4. A temperatura de pré-aquecimento foi mantida na faixa de 250 – 300 °C. Os parâmetros de soldagem mantidos constantes foram a distância bico de contato peça (15 mm), ângulo de ataque da tocha (°0), vazão de gás (15 l/min), diâmetro do eletrodo (1,2 mm) e tecimento triangular (com frequência e amplitude de tecimento, 2 Hz e 2 mm, respectivamente). Os parâmetros de soldagem das diferentes condições empregadas no teste de Higuchi são apresentados na Tab. 5.1.

Conforme discutido no capítulo anterior, a liga Hastelloy C-276 apresentou um comportamento similar a liga Inconel 625 quanto a formação de macrosegregações na interface dissimilar e à migração de carbono devido ao TTAT, sendo assim esse arame não foi mais utilizado.

A identificação dos corpos de prova utilizados no teste de Higuchi foi realizada com as letras N, I ou C para eletrodo de níquel (Inconel 625), aço inox (309L-Si) ou baixo carbono (80S-G), respectivamente, e com os numerais de 1 a 6 para diferenciar as condições de soldagem, conforme os valores da energia de soldagem.

Tabela 5.1 - Parâmetros de soldagem das diferentes condições empregadas no teste de Higuchi

Condição	Arame	Va(m/min)	Vs(cm/min)	Im(A)	Um (V)	E(J/mm)
N1	Inconel 625	5	30	164	27,7	785,7
N2	Inconel 625	5	40	151	24,8	613,2
N3	Inconel 625	6	30	177	26,6	766,1
N4	Inconel 625	6	40	176	26,3	568,1
N5	Inconel 625	4,3	30	136	26	576,2
N6	Inconel 625	4,3	40	134	27,7	460,4
I1	309L-Si	6	30	210	27	907,2
I2	309L-Si	6	40	210	27	680,4
I3	309L-Si	6	50	210	27	544,3
I4	309L-Si	8	30	280	31	1388,8
I5	309L-Si	8	40	280	31	1041,6
I6	309L-Si	8	50	280	31	833,3
C1	80S-G	3,3	20	150	23	828,0
C2	80S-G	3,3	30	150	23	552,0
C3	80S-G	5	20	200	24	1152,0
C4	80S-G	5	30	200	24	768,0
C5	80S-G	6,7	20	250	24	1440,0
C6	80S-G	6,7	30	250	24	960,0

Onde:  $V_a$  = Velocidade de alimentação do arame,  $V_s$  = Velocidade de soldagem

### 5.1.1 Análises macrográficas dos cordões de soldas

Nesta fase foi realizada uma análise da geometria e do aspecto superficial das soldas úteis para o Teste de Higuchi. De maneira a observar a molhabilidade, regularidade geométrica e ausência de descontinuidades características importantes para a soldagem de amanteigamento. A Fig. 5.2 apresenta a macrografia e a vista superior do cordão de solda depositado na condição N1 da Tab. 5.1, onde observa-se o cordão de solda com ausência de descontinuidade e boa molhabilidade. Todas as condições de soldagem testadas, conforme Tab. 51, apresentaram comportamento similar quanto à boa molhabilidade e ausência de descontinuidades.

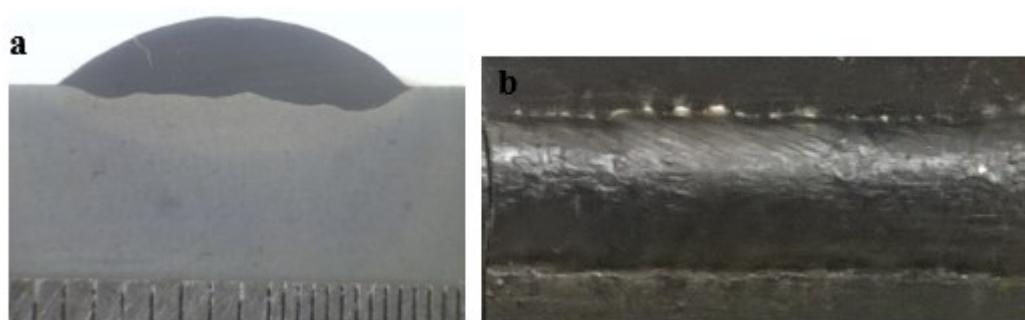


Figura 5.2 - Cordão de solda realizado com o eletrodo ERNiCrMo-3, com a condição N1, (a) Seção transversal e (b) vista superior do cordão depositado

### 5.1.2 Perfis de microdureza

A partir do perfil de microdureza da secção transversal do conjunto soldado, de uma condição utilizada no teste de Higuchi, cordões isolados, pode-se dimensionar a ZAC. Parameswaran et. al. (2004) ao analisarem a evolução microestrutural do aço 2.25Cr-1Mo submetido a soldagem autogena em passe isolado, dividiram a zona dura e zona macia com base no valor de sua dureza, 300-400 HV e 200-300 HV, respectivamente. Entretanto, nesse trabalho ao realizar o levantamento dos perfis de microdureza das condições utilizadas no teste de Higuchi, foram adotados como referências os valores de 310 e 220 HV para delimitar a extensão das zonas dura (ZD) e macia (ZM). Dessa maneira a ZD foi caracterizada por durezas acima de 310 HV, enquanto que a ZM apresentava os valores entre 220 a 310 HV.

As Fig. 5.3 – 5.5 apresentam os perfis de microdureza da seção transversal dos cordões de solda depositados por diferentes materiais de adição sobre o aço F22, para as condições de soldagem empregadas no teste de Higuchi, Tab. 5.1.

A ampla faixa de valores de dureza observada indicou o intervalo de temperatura máxima experimentada nas diferentes regiões ZAC. Os elevados valores de microdurezas encontrados na ZAC das soldas analisadas são devido à alta temperabilidade do aço F22, carbono equivalente (0,8). A região dos grãos grosseiros da ZAC (ZACGG), zona dura (ZD), é a região submetida as maiores temperaturas, devido ao calor dissipado pela poça de fusão, conseqüentemente a ferrita é transformada em austenita, e no resfriamento ocorre a formação de estruturas de elevada dureza, dependendo da taxa de resfriamento. Quanto à influência da energia de soldagem, as Fig. 5.3 – 5.5 não indicam visualmente uma influência significativa da energia de soldagem sobre os valores de dureza (máximos) e nem sobre a extensão (das zonas dura e macia) da ZAC.

A partir dos dados obtidos do ensaio de microdureza pode-se determinar a extensão das zonas dura e macia, Tab. 5.2.

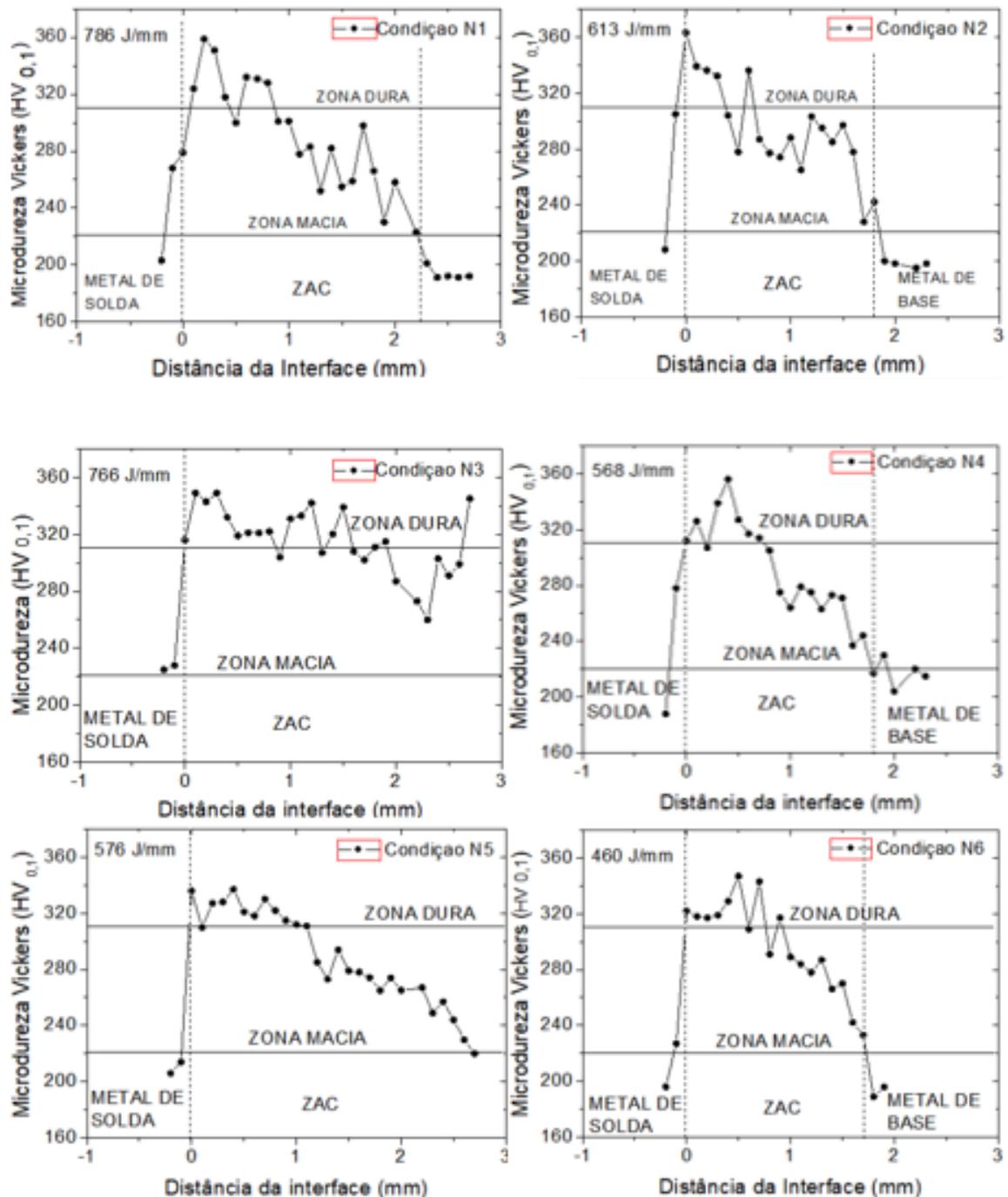


Figura 5.3 - Perfis de microdureza da seção transversal dos cordões depositados com diferentes níveis de energia sobre o aço F22 utilizando o arame Inconel 625

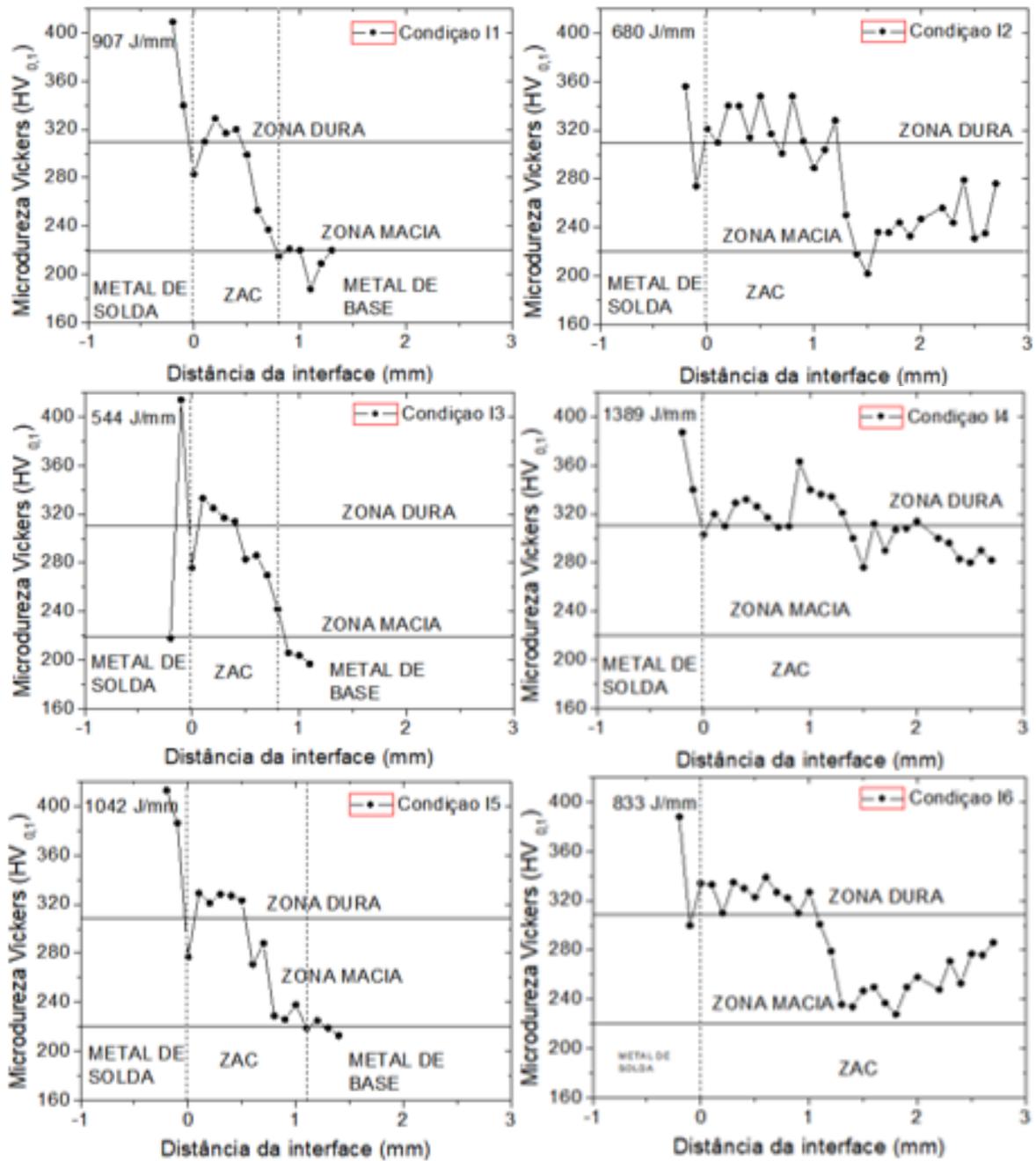


Figura 5.4 - Perfis de microdureza da seção transversal dos cordões depositados com diferentes níveis de energia sobre o aço F22 utilizando o arame 309L-Si

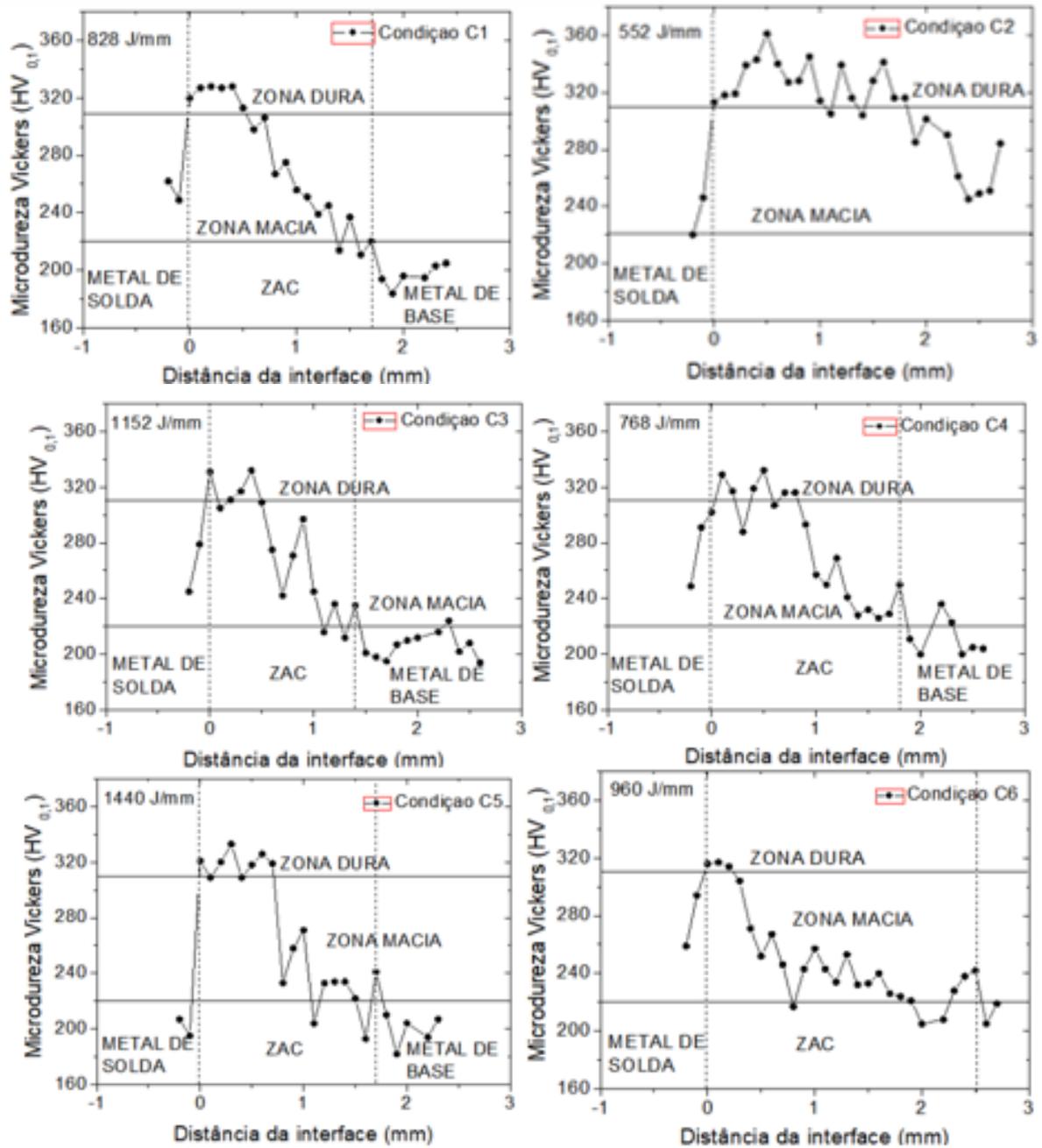


Figura 5.5 - Perfis de microdureza da seção transversal dos cordões depositados com diferentes níveis de energia sobre o aço F22 utilizando o arame 80S-G

Tabela 5.2 - Valores de extensão das zonas dura (ZD) e macia (ZM) para as condições empregadas no teste de Higuchi

Condição	Arame	E (J/mm)	ZD (mm)	ZM (mm)	Ext. ZAC (mm)
N1	Inconel 625	785,7	0,90	1,30	2,20
N2		613,2	0,40	1,50	1,90
N3		766,1	2,70	1,00	3,70
N4		568,1	0,80	1,00	1,80
N5		576,2	1,20	1,50	2,70
N6		460,4	1,00	0,80	1,80
I1	309L-Si	907,2	0,40	0,60	1,00
I2		680,4	1,30	5,70	7,00
I3		544,3	0,40	0,40	0,80
I4		1388,8	2,10	2,80	4,90
I5		1041,6	0,50	0,60	1,10
I6		833,3	1,10	5,30	6,40
C1	80S-G	828,0	1,20	0,90	2,10
C2		552,0	0,90	0,60	1,50
C3		1152,0	0,60	0,60	1,20
C4		768,0	0,90	1,20	2,10
C5		1440,0	0,90	0,70	1,60
C6		960,0	0,40	2,30	2,70

### 5.1.3 Gráficos de Higuchi

Na Tab. 5.3 são apresentados os valores de reforço (R) e penetração (P) medidos para as condições soldadas no teste de Higuchi. Esses valores, juntamente com as dimensões das zonas dura e macia são essenciais para a construção dos gráficos de Higuchi e dos diagramas de decisão.

Com os resultados das extensões da zona dura (ZD), zona macia (ZM), reforço (R) e penetração (P), apresentados nas Tab. 5.2 e 5.3, foram construídos os gráficos de Higuchi com os valores das dimensões das várias regiões do cordão de solda, Fig. 5.6 a 5.8, para soldagem com os eletrodos Inconel 625, ER 309L-Si e ER 80S-G, respectivamente.

Tabela 5.3 - Valores dos parâmetros geométricos para as condições empregadas no teste de Higuchi

Arame	Parâmetro geométrico	Condições					
		1	2	3	4	5	6
Inconel 625	Reforço	2,62	2,78	3,21	2,69	2,70	2,18
	Penetração	2,17	1,47	1,74	2,10	1,16	1,50
309L-Si	Reforço	2,86	2,54	2,43	2,62	2,63	2,63
	Penetração	3,76	3,33	2,60	4,55	4,31	3,84
80S-G	Reforço	2,34	2,15	2,72	2,43	3,27	2,91
	Penetração	2,19	1,68	3,80	3,01	3,66	3,58

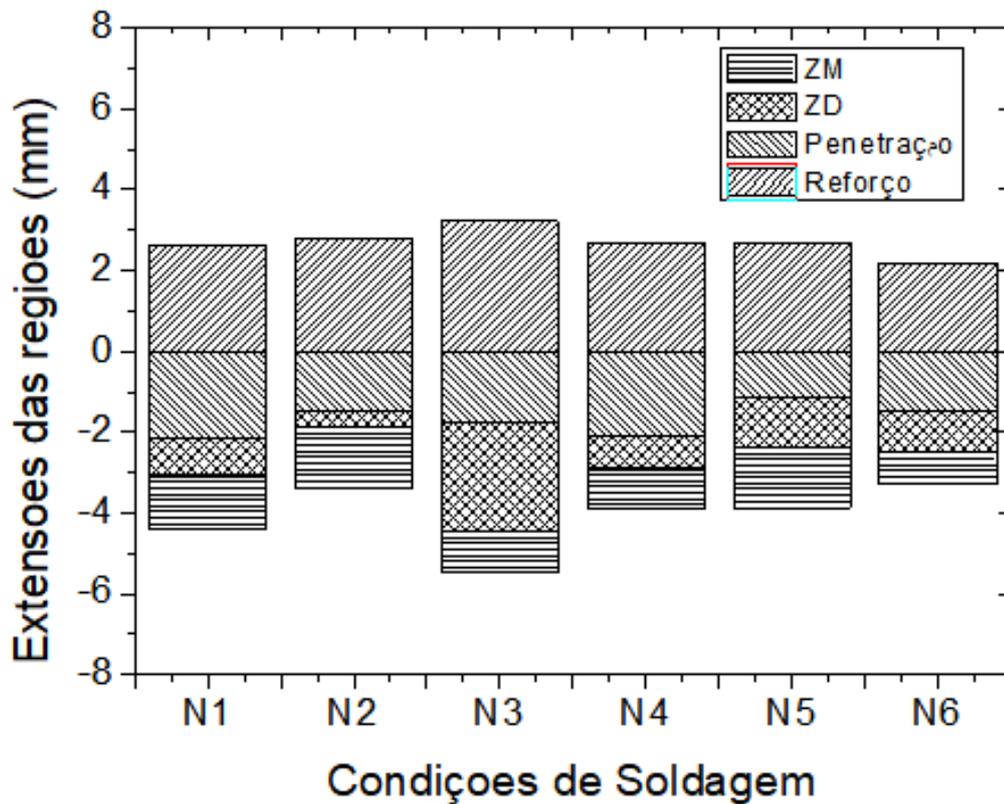


Figura 5.6 - Extensões das várias regiões do metal de solda e ZAC em função das diferentes condições de soldagem, energia de soldagem, para cordões depositados com eletrodo Inconel 625

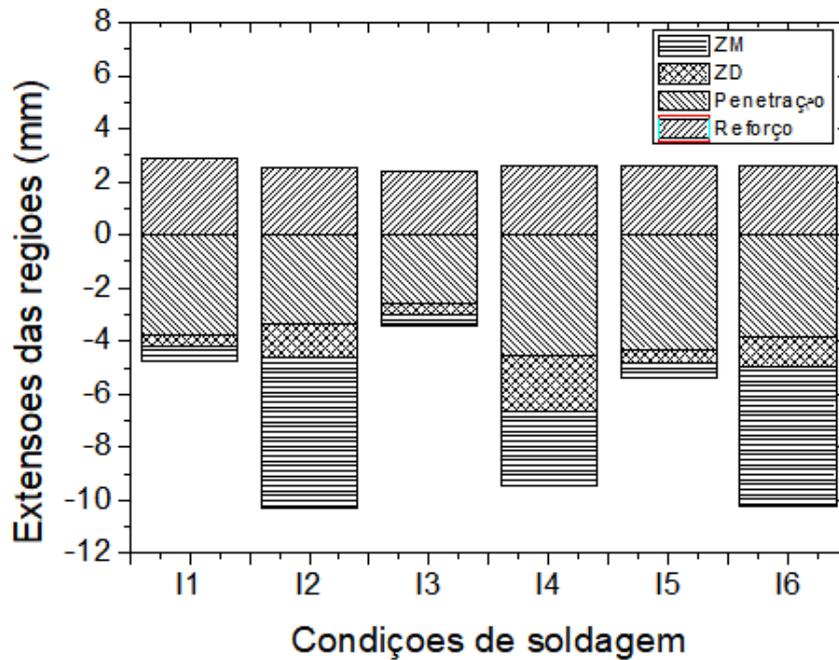


Figura 5.7 - Extensões das várias regiões do metal de solda e ZAC em função das diferentes condições de soldagem, energia de soldagem, para cordões depositados com eletrodo ER 309L-Si

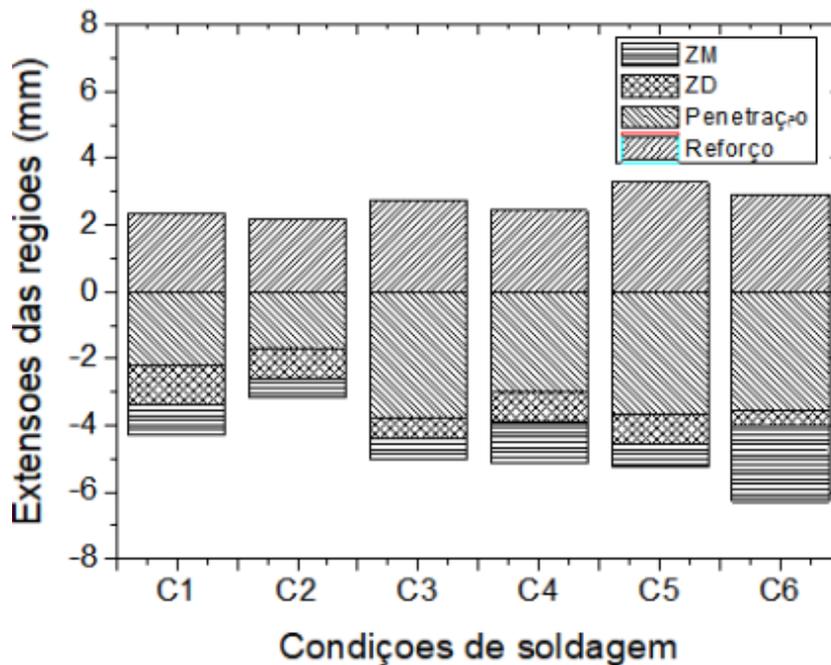


Figura 5.8 - Extensões das várias regiões do metal de solda e ZAC em função das diferentes condições de soldagem, energia de soldagem, para cordões depositados com eletrodo ER 80S-G

Uma variação do método de Higuchi também foi usada, com objetivo de relacionar os perfis de microdurezas com as diferentes regiões da ZAC, ou seja, relacionar a propriedade mecânica com as microestruturas encontradas nas zonas dura e macia. Os critérios de Higuchi modificado que levam em consideração a microestrutura das diferentes regiões da ZAC (ZACGG e ZACGF), para dimensionar as ZD e ZM, são apresentados na Tab. 5.4. Isto se faz necessário para obter o gráfico de Higuchi modificado. Os dados da Tab. 5.4 apresentam uma similaridade com as informações presentes na Tab. 5.2, essa característica é decorrente da dificuldade de determinar com clareza o fim da ZD ou início da ZM com base na microestrutura apresentada na região intermediária entre essas duas áreas. As Fig. 5.9 – 5.11 apresentam os diagramas de Higuchi modificado, com os valores das dimensões das várias regiões da ZAC para soldagem com os eletrodos Inconel 625, ER 309L-Si e ER 80S-G respectivamente.

Tabela 5.4 - Extensão das zonas de grãos grosseiros e grãos finos da ZAC

Arame	Dimensão ZAC	Condições					
		1	2	3	4	5	6
Inconel 625	ZGG	0,8	0,7	2,7	0,9	1,0	0,9
	ZGF	1,4	1,2	1,0	0,9	1,7	0,9
	Ext. ZAC	2,2	1,9	3,7	1,8	2,7	1,8
309L-Si	ZGG	0,4	1,2	0,4	2,2	0,5	1,2
	ZGF	0,6	5,8	0,4	2,7	0,6	5,2
	Ext. ZAC	1,0	7,0	0,8	4,9	1,1	6,4
80S-G	ZGG	1,4	0,8	0,7	0,8	0,8	0,4
	ZGF	0,7	0,7	0,5	1,3	0,8	2,3
	Ext. ZAC	2,1	1,5	1,2	2,1	1,6	2,7

Onde: C = eletrodo ER 80S-G, N = eletrodo Inconel 625, I = eletrodo ER 309L-Si

ZGG = zona de grão grosseiro, ZGF = zona de grão fino

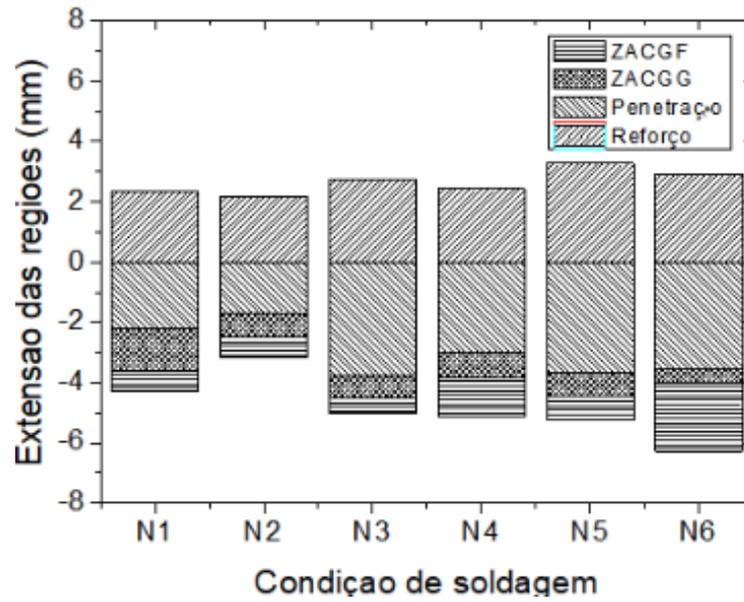


Figura 5.9 -Diagrama de Higuchi modificado com as dimensões das várias regiões do metal de solda e ZAC para cordões depositados com eletrodo Inconel 625 nas diferentes condições de soldagem

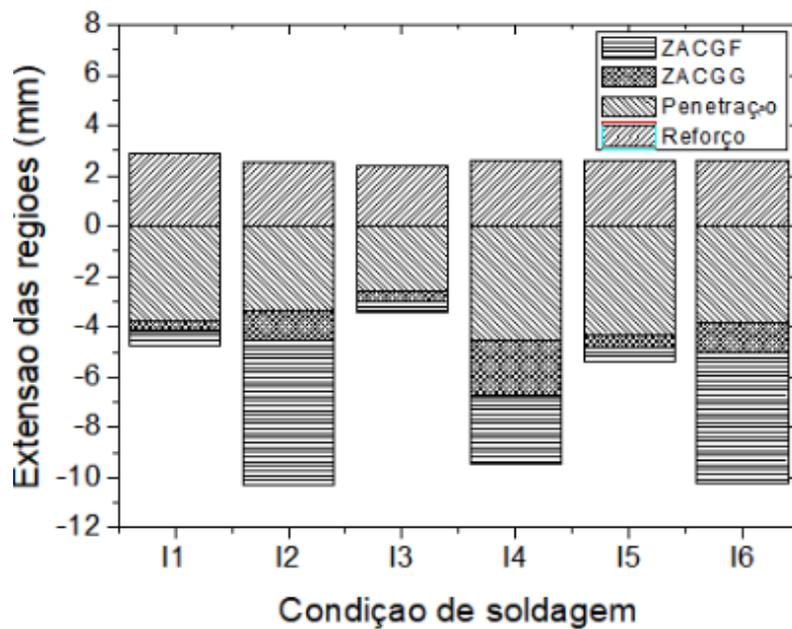


Figura 5.10 - Diagrama de Higuchi modificado com as dimensões das várias regiões do metal de solda e ZAC para cordões depositados com eletrodo 309L-Si nas diferentes condições de soldagem

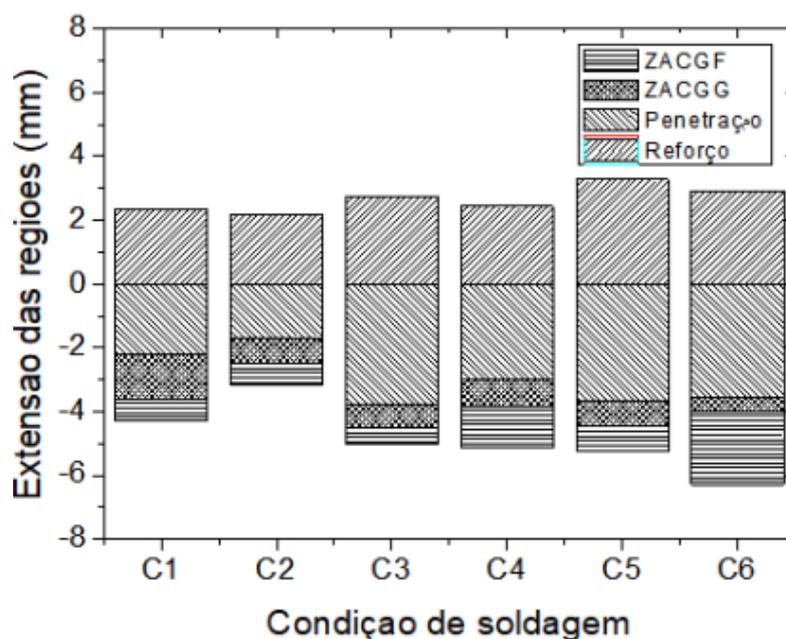


Figura 5.11 - Diagrama de Higuchi modificado com as dimensões das várias regiões do metal de solda e ZAC para cordões depositados com eletrodo 80S-G nas diferentes condições de soldagem

Os gráficos de Higuchi foram utilizados com sucesso por diferentes autores (KÜCHLER, 2009, CAVALCANTE et. al., 2016) como ferramenta de seleção adequada para as condições da 1ª e 2ª camadas de solda, de maneira a eliminar a ZD. Entretanto, devido à quantidade de condições de soldagem utilizadas durante o teste de Higuchi no presente trabalho, optou-se por fazer uso da técnica desenvolvida por Miranda (2009, apud CAVALCANTE et. al., 2016) conhecida como diagramas de decisão.

## 5.2 Diagramas de decisão

A seleção das condições que deverão ser utilizadas na deposição da solda da segunda camada para reaver a ZACGG da primeira camada é feita utilizando o diagrama de decisão. Entretanto, a montagem do diagrama de decisão para a escolha das energias, que atendam os critérios de aceitação (refinamento e redução da dureza), é necessário fazer uso das Eq. 5.1 a 5.4.

$$PZM2 > PZD1 \quad (5.1)$$

Onde:

PZM2 = Profundidade da zona macia da segunda camada;

PZD1 = Profundidade da zona dura da primeira camada.

$$PZD2 < R1 + P1 \quad (5.2)$$

Onde:

PZD2 = Profundidade da zona dura da segunda camada;

R1 = Reforço da primeira camada;

P1 = Penetração da primeira camada.

A Eq. 5.1 amarra que o aporte térmico que chega à zona macia da segunda camada (ZM2) seja suficiente para revenir a zona dura da primeira camada (ZD1). Já a Eq. 5.2 garante que a zona dura da primeira camada (ZD1) não seja retemperada. Para Cavalcante et. al. (2015) o atendimento de ambas as condições garante que a relação de energias pode ser selecionada para soldagem sem que haja comprometimento da dureza e da tenacidade do material. As Eq. 5.3 e 5.4 são baseadas no critério de microestrutura, dimensões das ZACGG e ZACGF, a lógica é semelhante ao critério de dureza tendo como base a análise microestrutural.

$$PZACGF2 > PZACGG1 \quad (5.3)$$

Onde:

PZACGF2 = profundidade da região de grãos finos da ZAC da segunda camada;

PZACGG1 = profundidade da região de grãos grosseiros da ZAC da primeira camada.

$$PZACGG2 < ZF1 \quad (5.4)$$

Onde:

PZACGG2 = profundidade da região de grãos grosseiros da segunda camada;

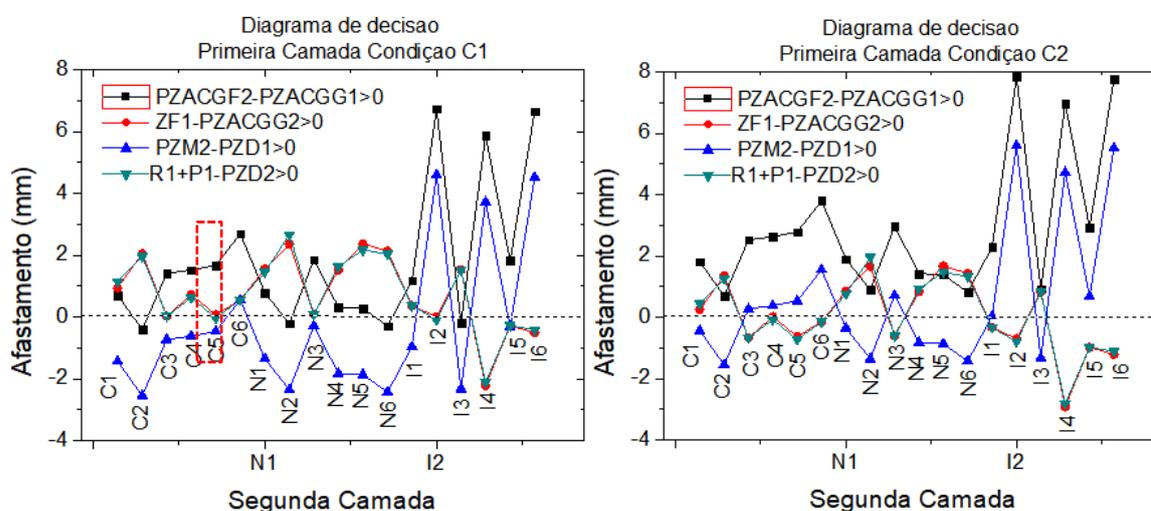
ZF1 = zona fundida da primeira camada.

O diagrama de decisão engloba em uma só análise os critérios de revenimento (dureza) e do refinamento da microestrutura, de acordo com a relação de energias. Ao analisar cada condição no diagrama de decisão, essa condição será válida para a deposição da segunda camada quando o afastamento, que corresponde ao valor da desigualdade das Eq. 5.1 a 5.4, é

positivo, significa aprovação e se for negativo reprovação. A partir dessa análise, pretende-se encontrar as melhores relações de energia para soldagem com a técnica da dupla camada, de maneira a obter microestruturas refinadas e com boas propriedades mecânicas.

Nas Fig. 5.12 a 5.14 são apresentados os diagramas de decisão, para todas as condições de soldagem com os diferentes materiais de enchimento, utilizadas no teste de Higuchi, utilizados na seleção das melhores relações de energia de soldagem da 1ª e 2ª camada de solda apontadas pelos testes de Higuchi e Higuchi modificado. Com base nestes gráficos, pode-se avaliar se os critérios das Eq. 5.1 a 5.4 foram atendidos. Esses gráficos mostram o comportamento da ZAC em função do ciclo térmico da segunda camada para as diversas combinações empregadas para o teste de Higuchi. Nesses gráficos, as condições que se encontram abaixo da linha de referência não devem ser empregadas devido ao risco da extensão da zona dura da primeira camada ser reaustenitizada, e sofrer uma retêmpera, dependendo da velocidade de resfriamento nesta região

Com base na Fig. 5.12 pode-se observar que dentre as possibilidades de parâmetros de soldagem para aplicação da segunda camada de solda, para a condição C1 na primeira camada com eletrodo ER 80S-G, somente a condição C6 apresentou comportamento satisfatório, afastamentos positivos em todos os quesitos. Já na Fig. 5.13, essa combinação de parâmetros é representada pela condição N5 na primeira camada e a condição I2 na segunda camada, embora a combinação N5/C6 também satisfaça aos critérios adotados, tal relação não é interessante do ponto de vista metalúrgico, já que teríamos mais uma interface entre materiais dissimilares.



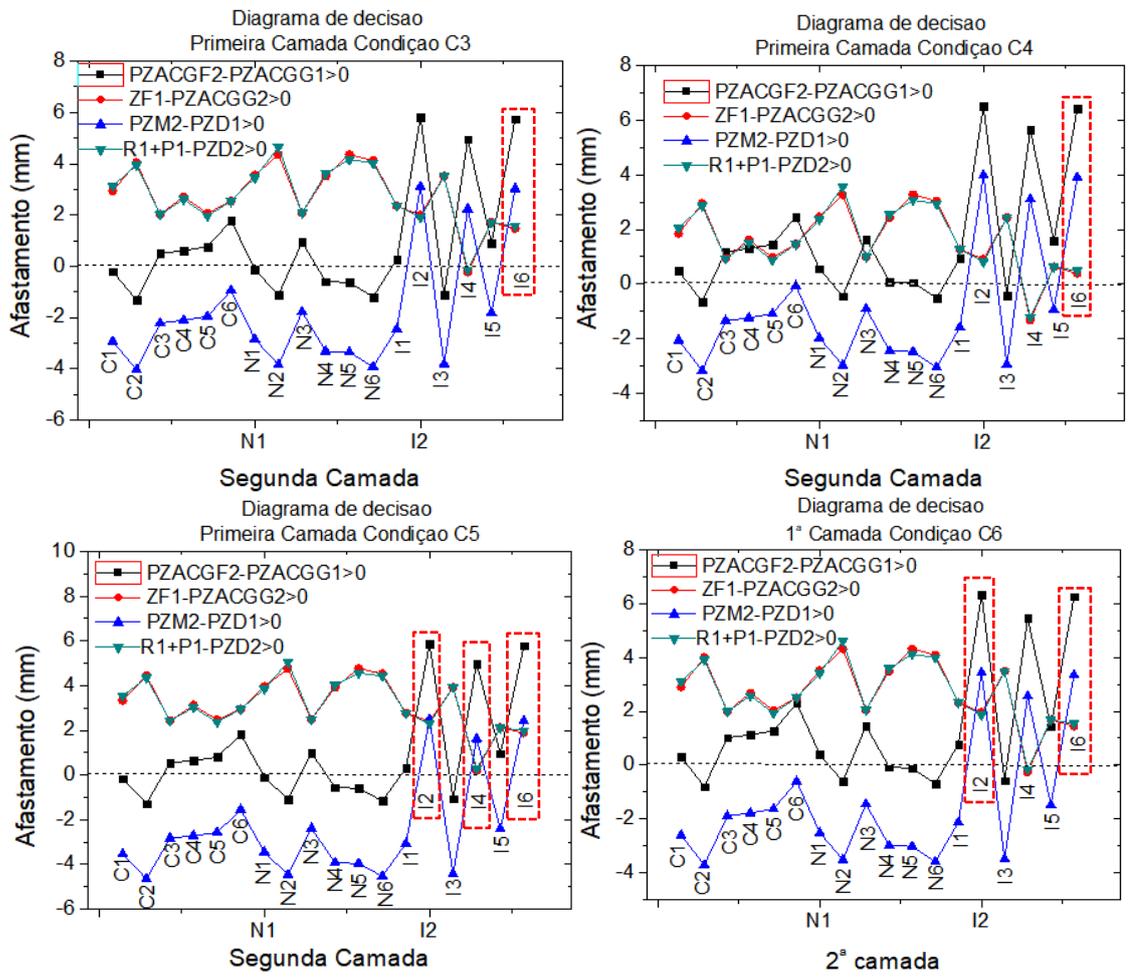
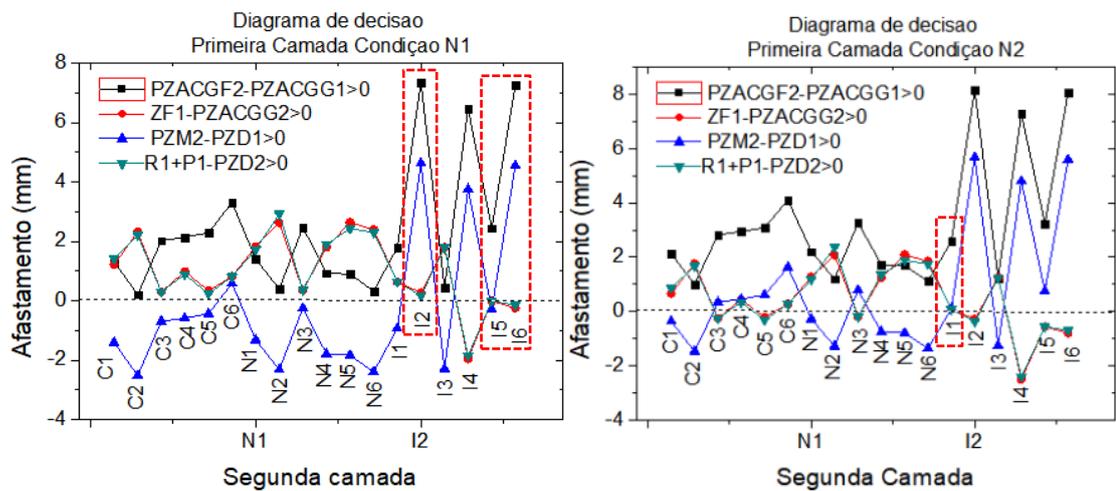


Figura 5.12 - Diagramas de decisão para as condições com o arame ER80S-G na primeira camada



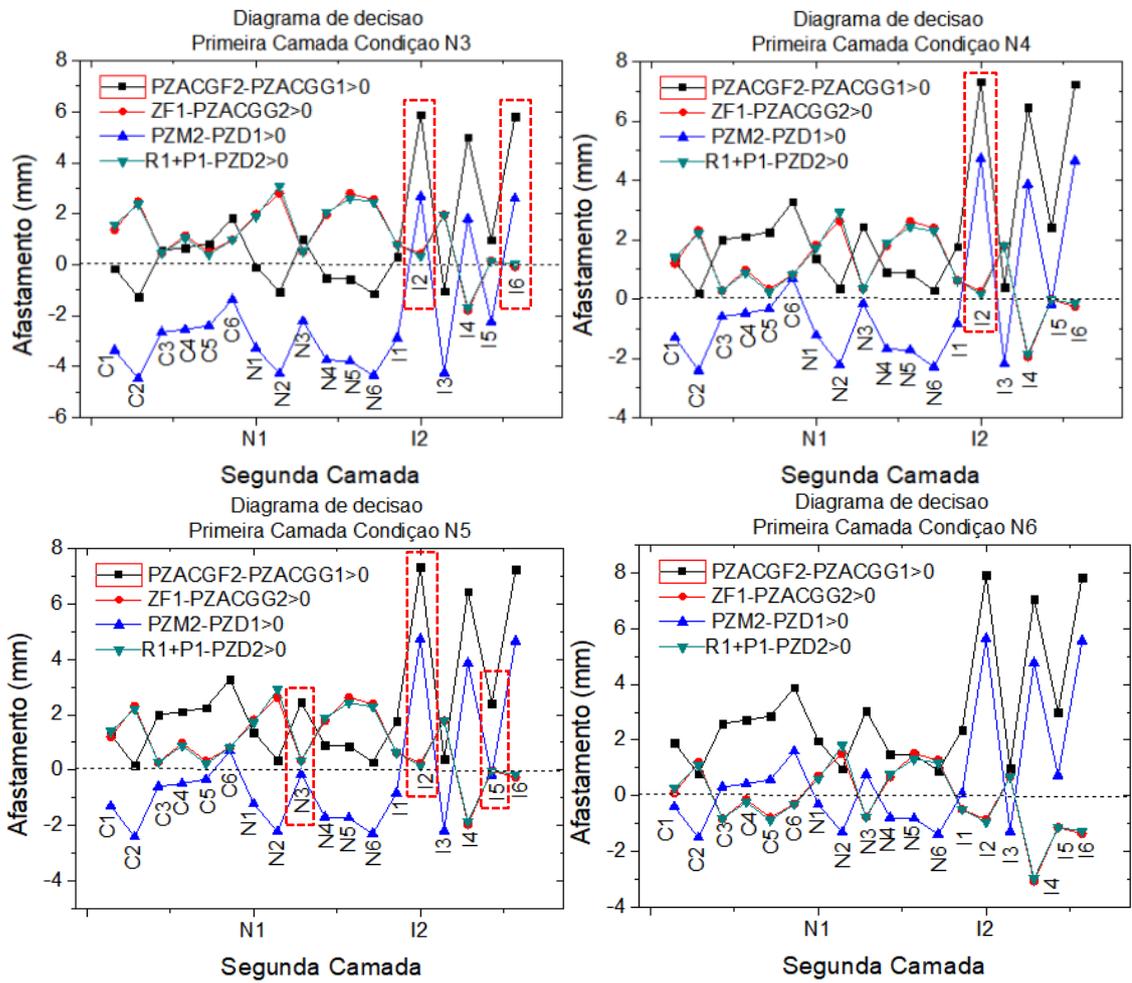
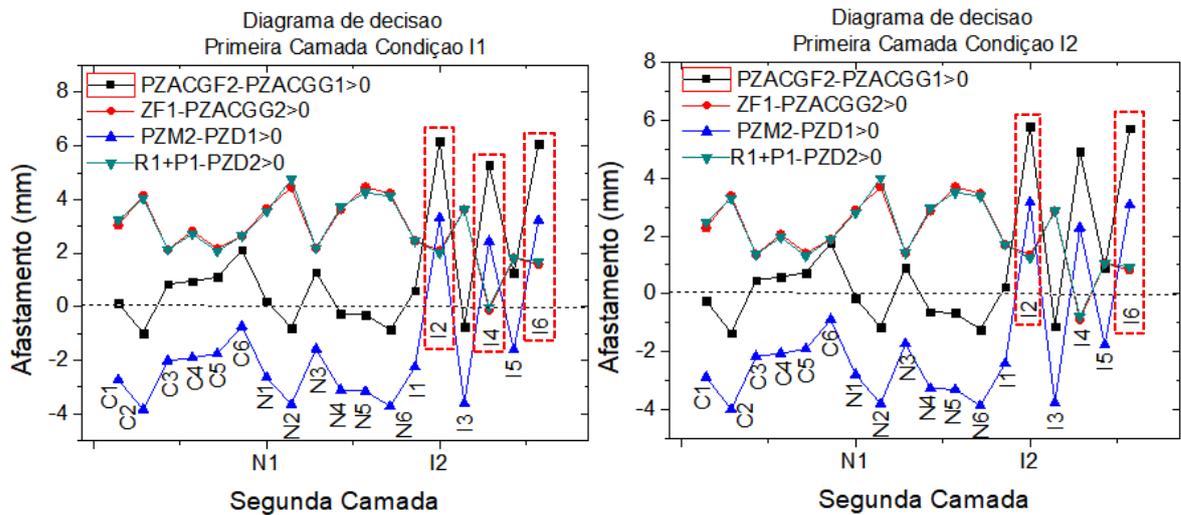


Figura 5.13 - Diagramas de decisão para as condições com o arame Inconel 625 na primeira camada



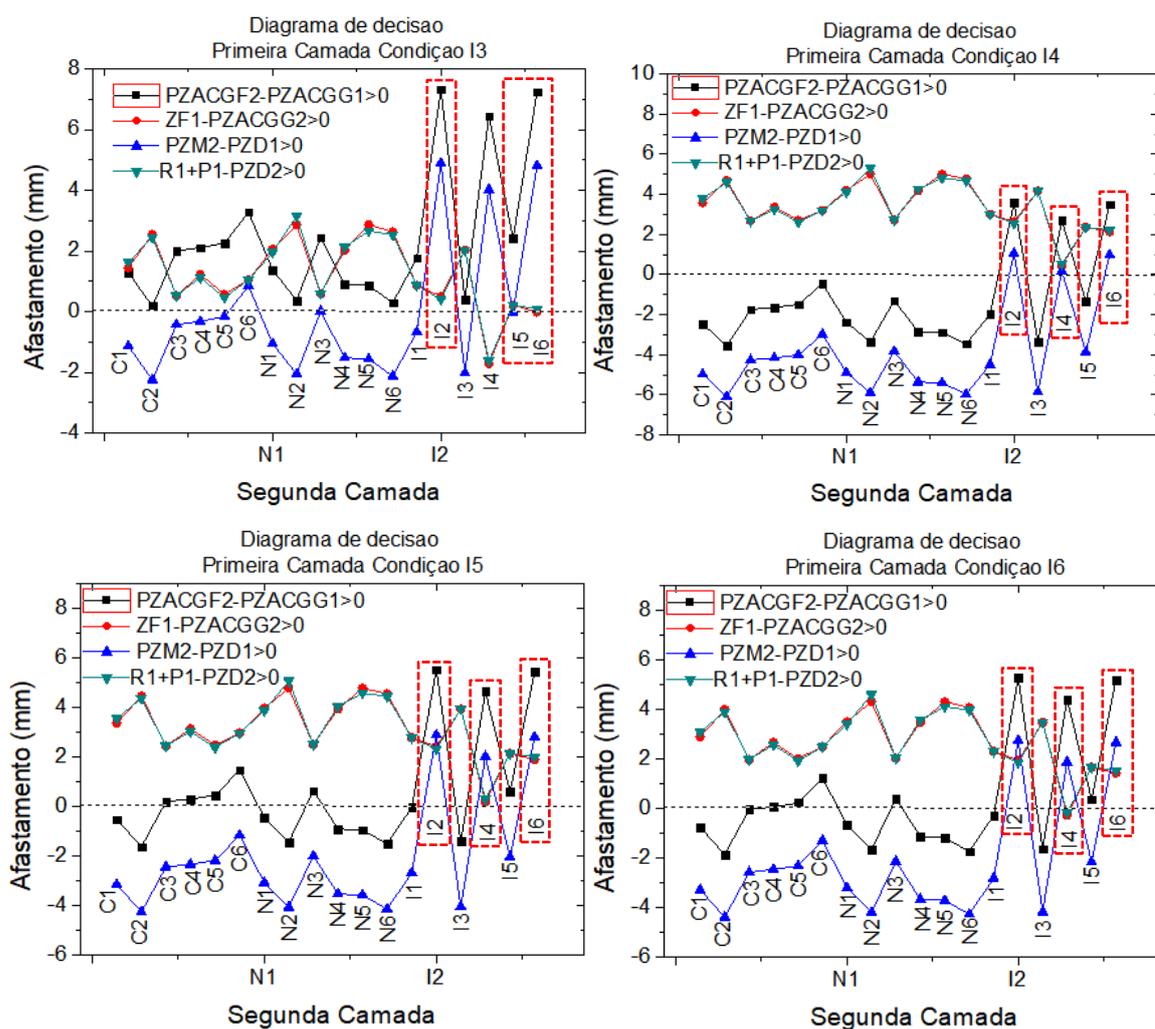


Figura 5.14 - Diagramas de decisão para as condições com o arame ER309L-Si na primeira camada

Os dados apresentados nos diagramas de decisão revelam que para as condições em que a primeira camada de solda for depositada com baixa energia, a condição de revenimento ( $PZM2 > PZD1$ ) não será alcançada se a camada subsequente aplicada apresentar condições de baixa energia. Pois, o ciclo térmico responsável por revenir a ZAC da primeira camada não atingiria completamente a zona dura.

Por outro lado, à medida que são avaliadas as condições com maior aporte térmico para a segunda camada, o critério anterior é melhor atendido, porém, o segundo critério de revenimento ( $R1+P1 > PZD2$ ) começa a sofrer alteração significativa, que para baixa energia na segunda camada não trazia problemas, ou seja, começa a apresentar valores negativos de afastamento em função dos baixos valores de reforço e penetração da primeira camada, quando comparados as extensões de zona dura da segunda camada.

Com a deposição da primeira camada com alta energia, o primeiro critério de revenimento ( $PZM2 > PZD1$ ) não seria atendido para todas as faixas de energia na segunda camada, já que o aumento do aporte térmico está associado principalmente a grandes profundidades da zona dura.

Os resultados encontrados estão de acordo com os trabalhos de alguns autores (CONSONNI; ABSON, 2012; CAVALCANTE et al., 2016; ANDRADE, 2016), que recomendam que a energia da segunda camada seja maior que a energia da primeira camada para um efetivo revenimento da ZACGG da primeira camada. Entretanto, no trabalho de Bueno (1999) foram testadas relações em que a energia da primeira camada foi maior que a da segunda, obtendo resultado satisfatório.

### 5.3 Ensaio com única camada

Com o objetivo de analisar o grau de revenimento através do ciclo térmico gerado pelos cordões laterais, Fig. 5.15, na deposição de uma única camada de solda, foram realizados testes de camada única com sobreposição de 50% utilizando-se dois valores de energia de soldagem. As camadas de revestimentos de soldas foram depositadas de acordo com os parâmetros de soldagem das condições C1 e C5 (828 e 1440 J/mm, respectivamente) presentes na Tab. 5.1. A soldagem da camada única foi realizada na posição plana sobre chapa de aço ASTM A182 F22 normalizada e revenida, com dimensões 100 x 50 x 10 mm, os parâmetros do tratamento térmico encontram-se na Tab. 3.4. A temperatura de pré-aquecimento foi mantida dentro da faixa de 250 – 300 °C.

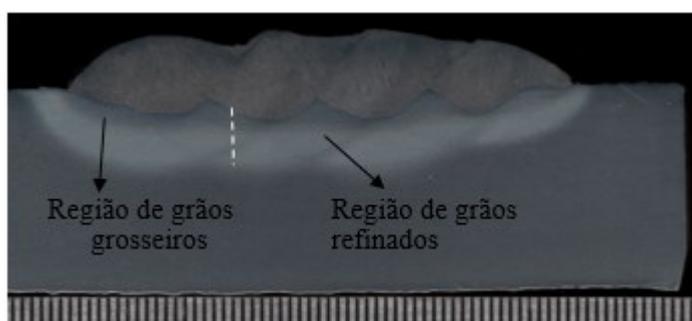


Figura 5.15 - O efeito do ciclo térmico de soldagem sobre os cordões laterais na camada única com aporte térmico 828 J/mm, condição C1. Ataque Nital 10%

O efeito do revenimento foi analisado pelo levantamento do perfil de microdureza da ZAC, a partir seção transversal do terceiro cordão de solda depositado da camada simples, Fig. 5.15. As Fig. 5.16 e 5.17 apresentam os perfis de microdureza dos corpos de prova soldados com cordão isolado e camada única para as condições, 828 e 1440 J/mm, respectivamente.

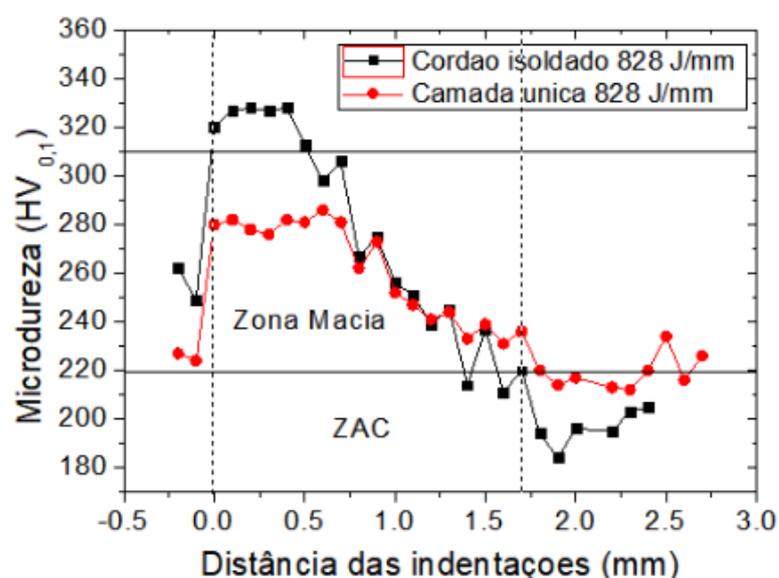


Figura 5.16 - Perfis de microdureza em camada única e cordão isolado com aporte térmico de 828 J/mm, para cordões depositados com eletrodo ER 80S-G com a condição C1

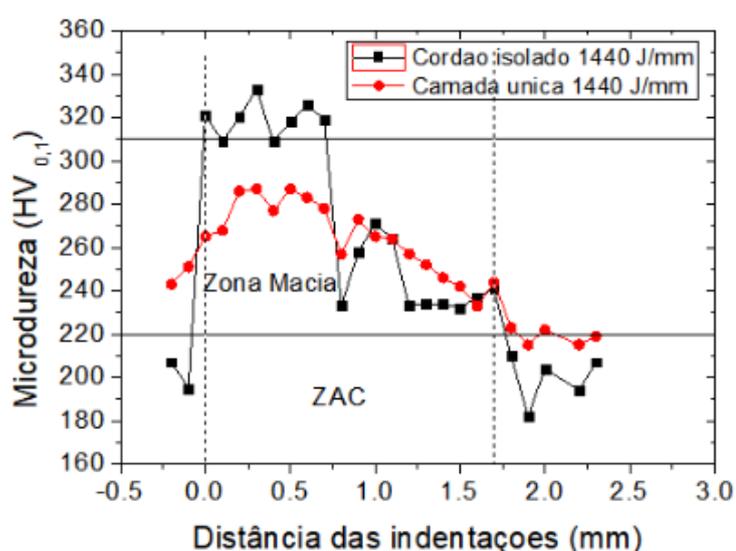


Figura 5.17 - Perfis de microdureza em camada única e cordão isolado com aporte térmico de 1440 J/mm, para cordões depositados com eletrodo ER 80S-G com a condição C5

Com base nas Fig. 5.16 e 5.17, pode-se observar a partir do perfil de microdureza para as duas condições de aporte térmico utilizadas 828 e 1440 J/mm, que houve uma redução considerável no nível de microdureza, principalmente na região adjacente à linha de fusão (ZAG-GG), se comparadas com o nível encontrado em um cordão isolado. Esse comportamento, pode ser explicado pelo efeito do ciclo térmico dos passes laterais, Fig. 5.15, os quais são responsáveis pelo efeito de revenimento sobre a microestrutura deixada pelos passes anteriores.

A extensão da região revenida é dependente do percentual de sobreposição, para Lant et. al. (2001) o uso de uma sobreposição de 50% pode levar a um refino de até 80% da região de grão grosseiro da ZAC, já para Aguiar (2001) pode-se alcançar um refinamento em média de 40% da região ZAC-GG, dependendo do aporte térmico imposto.

#### **5.4 Ensaio de dupla camada**

Com base nos resultados dos testes de Higuchi, foram realizados alguns depósitos de solda em dupla camada com as relações de energia de soldagem entre a primeira e a segunda camada aprovada no método de Higuchi. Esta etapa teve como objetivo, validar o revenimento proposto pelos testes de Higuchi e Higuchi modificado, de tal maneira a encontrar a melhor relação entre essas energias que permitisse o refino e o revenimento da ZAC-GG da primeira camada pela superposição do ciclo térmico da segunda camada. De acordo com o diagrama de decisão da Fig. 5.13, pode-se observar que se a primeira camada de solda for depositada com o arame Inconel 625 utilizando a condição N5 (576 J/mm), os critérios de Higuchi serão atendidos se a segunda camada de solda for depositada com o arame 309L-Si empregando a condição I2 (680 J/mm). Outra situação seria a soldagem de dupla camada para o arame 80S-G, Fig. 5.12, onde a primeira camada de solda seria depositada utilizando a condição C1 (828 J/mm), os critérios de Higuchi serão atendidos se a segunda camada de solda for depositada empregando a condição C6 (960 J/mm). Nas soldagens em dupla camada com as relações de energias citadas anteriormente, de acordo com as condições de soldagem da Tab. 5.1, para a avaliação do grau de revenimento da ZAC-GG da primeira camada provocada pelo ciclo térmico da segunda camada foi levantado o perfil de microdureza.

A Fig. 5.18 apresenta o aspecto superficial e a macrografia de um corpo de prova da solda em dupla camada, com as condições N5 e I2 na primeira e segunda camada,

respectivamente, uma das condições aprovadas no teste de Higuchi. Pode ser observado um bom acabamento superficial e ausência de descontinuidades entre passes.

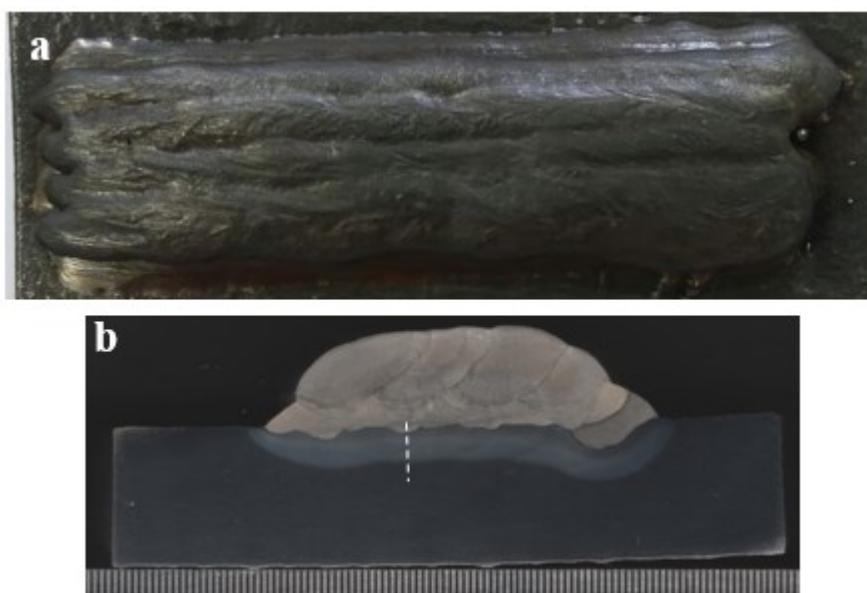


Figura 5.18 - Soldagem em dupla camada, usando o arame Inconel 625 condição N5 (576 J/mm) na primeira camada e o arame 309L-Si, condição I2(680J/mm), na segunda camada, a) aspecto superficial, b) macrografia do depósito de solda em dupla camada com a relação N5/I2. Ataque Nital 10%

Nas Fig. 5.19 e 5.20 pode-se observar os perfis de microdureza encontrados nas regiões da ZAC da primeira camada, na soldagem em dupla camada, para as relações de energia N5/I2 e C1/C6, respectivamente. Esse resultado revela a eficácia do teste de Higuchi quanto ao revenimento (redução da dureza) promovido pelo ciclo térmico da segunda camada na ZAC da primeira camada no aço F22. Pois, pode ser observado a eliminação dos picos de dureza referente à zona dura (acima 310 HV), ou seja, foram eliminados com a aplicação da segunda camada. Tal comportamento é devido ao efeito de revenimento de passes laterais e subsequentes, desde que não haja uma reaustenitização da primeira camada acima de aproximadamente 1000 °C, pois, no resfriamento posterior, proporcionaria a formação de bainita dura e sem revenimento. Esta retêmpera prejudica os objetivos da técnica da dupla-camada.

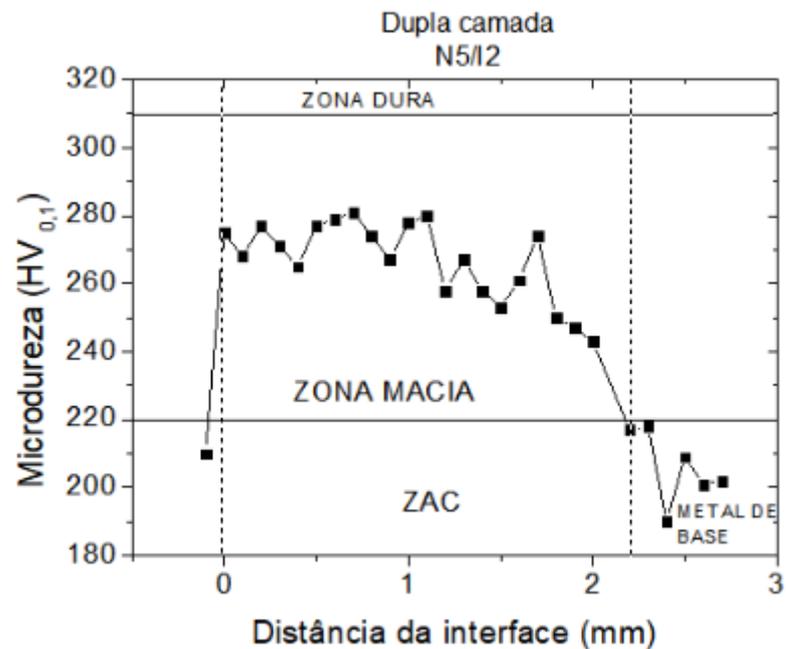


Figura 5.19 - Perfil de microdureza resultante do ciclo térmico da segunda camada sobre a ZAC da primeira camada no metal de base, a primeira camada foi depositada com o arame Inconel 625 (condição N5) e a segunda camada foi depositada com o arame 309L-Si (Condição I2)

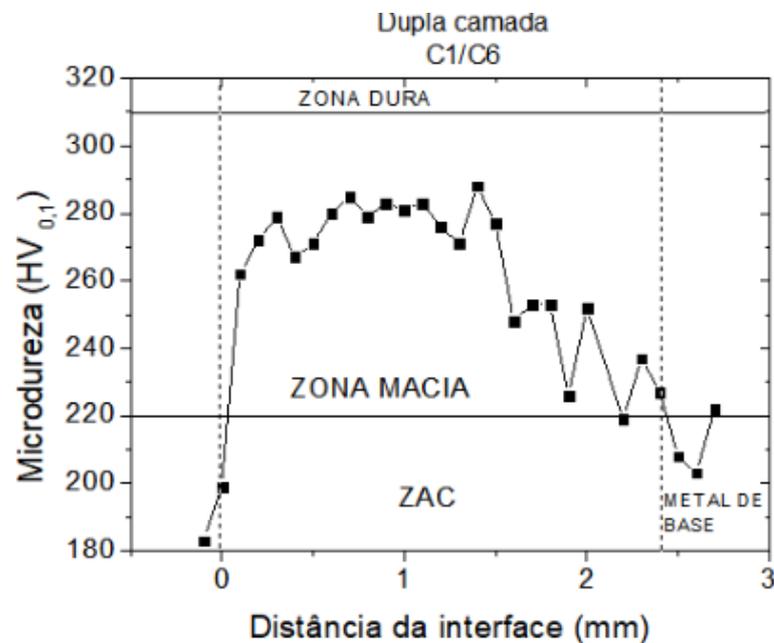


Figura 5.20 - Perfil de microdureza resultante do ciclo térmico da segunda camada sobre a ZAC da primeira camada no metal de base, as duas camadas foram depositadas com o arame 80S-G, primeira camada com a condição C1 e a segunda camada com a condição C6

A Fig. 5.21a apresenta a microestrutura encontrada na região de grãos grosseiros da ZAC da primeira camada do corpo de prova dupla camada, da condição aprovada no teste de Higuchi, relação N5/I2, a microestrutura é composta basicamente de ferrita e bainita revenida, como consequência do efeito de reaquecimento provocado pelo ciclo térmico desta segunda camada, além de ocasionar o refinamento dos grãos da ZAC. Já a Fig. 5.21b apresenta a microestrutura da região de grãos grosseiros da ZAC (ZACGG) da amostra de cordão isolado soldado com a condição N5, onde a microestrutura é constituída de ferrita e bainita não revenida.

Embora os perfis de microdurezas apresentados nas Fig. 5.19 e 5.20, demonstre a eficácia da técnica de dupla camada (Teste de Higuchi) quanto a redução dos níveis de dureza na ZAC do metal de base da primeira camada, principalmente, com a eliminação da zona dura, a técnica de dupla camada não foi capaz reduzir o valor de dureza abaixo de 250 HV, critério estabelecido pela NACE MR0175, tal condição foi alcançada com a utilização de TTAT, Fig. 5.22 e 5.23.

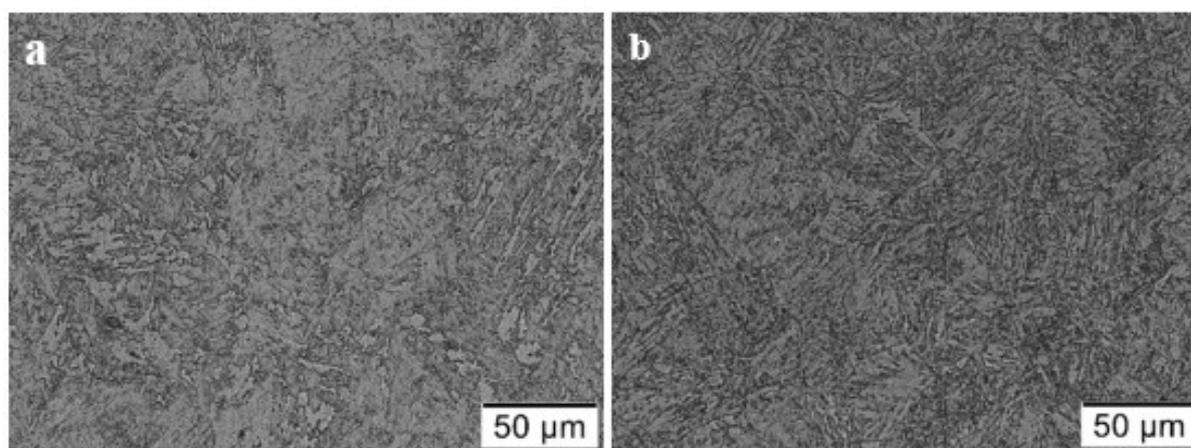


Figura 5.21 - Microestrutura da ZACGG, a) ZACGG da primeira camada no metal de base soldado com a relação N5/I2 (dupla camada), b) ZACGG do cordão isolado soldado com a condição N5. Ataque Nital 2%

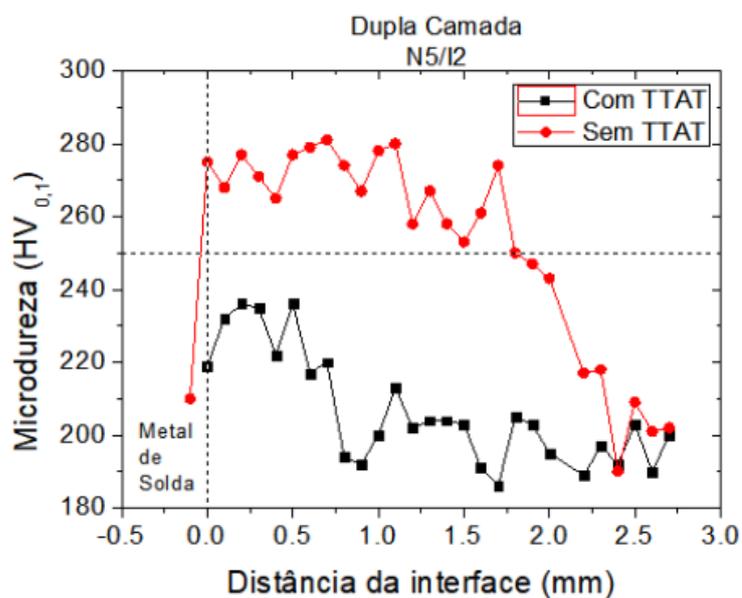


Figura 5.22 - Perfil de microdureza do corpo de prova dupla camada, soldado com a relação N5 (576 J/mm)/I2 (680J/mm), com e sem TTAT

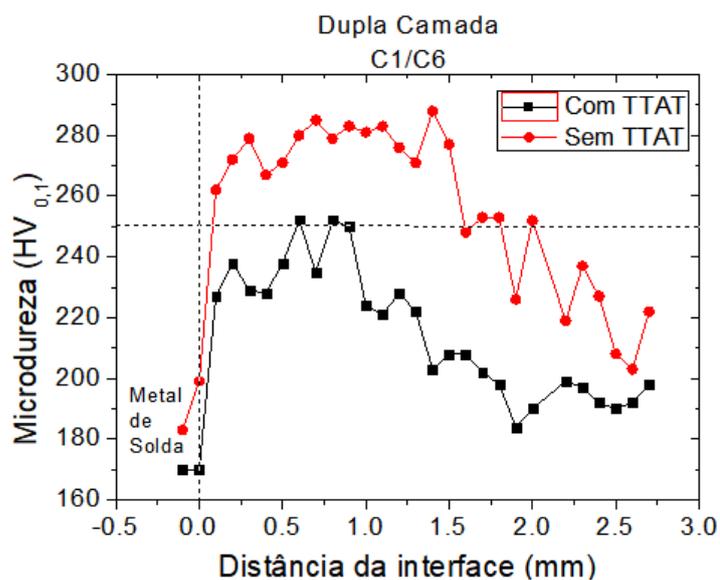


Figura 5.23 - Perfil de microdureza do corpo de prova dupla camada, soldado com a relação C1 (828 J/mm)/C6 (960J/mm), com e sem TTAT

### 5.5 Caracterização microestrutural da ZAC do aço F22 do cordão isolado

Durante a soldagem os ciclos térmicos produzem microestruturas distintas levando a variações de propriedades mecânicas, como observado no levantamento dos perfis de

microdureza nas seções anteriores. A microestrutura da ZAC não é uniforme, levando a formação de diferentes regiões. Nesse trabalho a ZAC foi dividida em duas regiões, Zonas dura (ZACGG) e macia (ZACGF). Os picos de temperatura são maiores perto da linha de fusão e diminuem progressivamente para o metal de base, de modo que a microestrutura desenvolvida no interior de cada zona é um resultado direto do ciclo térmico da referida localização.

Para determinados materiais de base, o pico da temperatura alcançado durante a operação de soldagem e a velocidade de resfriamento são os dois principais fatores que afetam a microestrutura da ZAC. As temperaturas importantes para os aços são  $AC_3$  e  $AC_1$ . Segundo os autores Bowker et. al (1991, apud PEDDLE; PICKLES, 2000) para um aço 2.25Cr-1Mo,  $AC_3$  é de aproximadamente 894 °C e  $AC_1$  é 780 °C, já para Hodgson (2013)  $AC_3$  encontra-se a 850 °C. Segundo Peddle e Pickles (2000) os carbonetos presentes no aço 2.25Cr-1Mo se dissolvem totalmente entre 1000 e 1050 °C, podendo ocasionar um crescimento de grão austenítico acima desta faixa de temperatura.

A Fig. 5.24 apresenta a macrografia com as diferentes regiões do metal de base F22, após a deposição do cordão isolado com a condição N1, Tab. 5.1. De acordo, com a imagem pode-se identificar com clareza quatro regiões. A região próxima à zona de ligação, região de grãos grosseiros (ZACGG), seguida da região de grãos finos (ZACGF), aproximadamente 1 mm da interface, além da região da ZACSC, que separa a região da ZAC do metal de base e, por último, o metal de base (MB), região que não teve sua microestrutura alterada pela energia da operação de soldagem.

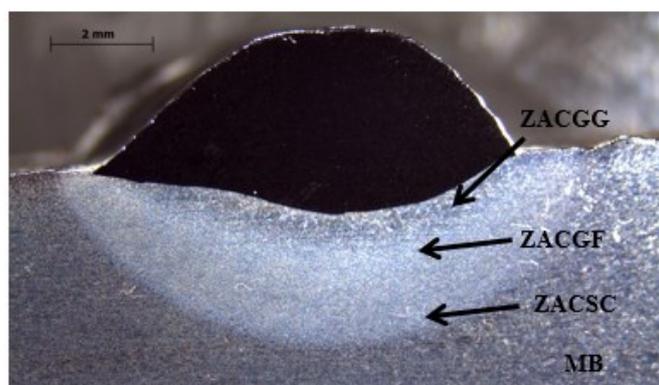


Figura 5.24 - Macrografia da seção transversal do cordão de solda isolado, condição N1. Ataque Nital 10%

Durante a soldagem, a região de grãos grosseiros da ZAC atingiu temperaturas próximas a de fusão dos materiais de enchimento, por exemplo, para a liga Inconel 625, essa temperatura fica na faixa de 1250 a 1420°C (DUPONT, 1996; SAGHAFIFAR, 2010). A uniformidade da fase austenita depende da dissolução dos carbonetos presentes no metal de base quando submetidos à temperatura de austenitização, que é função da distância a partir da interface. A região mais próxima à interface é aquecida a uma temperatura mais elevada, de maneira que a austenita nesta região é mais uniforme em comparação com outras áreas que estão mais distantes.

A Fig. 5.25 apresenta uma imagem de microscópio óptico da região próximo a interface (Zona dura), essa região é identificada como a região de grãos grosseiros da ZAC (ZACGG). A microestrutura presente na região é, uniformemente, formada por bainita, sendo essa estrutura responsável pelos elevados valores de dureza aí encontrados. Diferentes autores também citam a presença de carbonetos como  $M_{23}C_6$  e  $M_2C$  (PEDDLE; PICKLES, 2000; PARVATHAVARTHINI et al., 2001). Entretanto acreditasse que devido à alta temperatura alcançada durante a operação de soldagem, há uma dissolução dos carbonetos ou uma redução da presença de carbonetos, que ocasionou o aumento do tamanho de grãos nessa região. Para Parameswaran et. al. (2004) esta região está sujeita ao calor dissipado pela poça de fusão e, portanto, a microestrutura desta zona é completamente transformada na fase austenita, e no resfriamento transformada em bainita ou martensita, dependendo da taxa de resfriamento local.

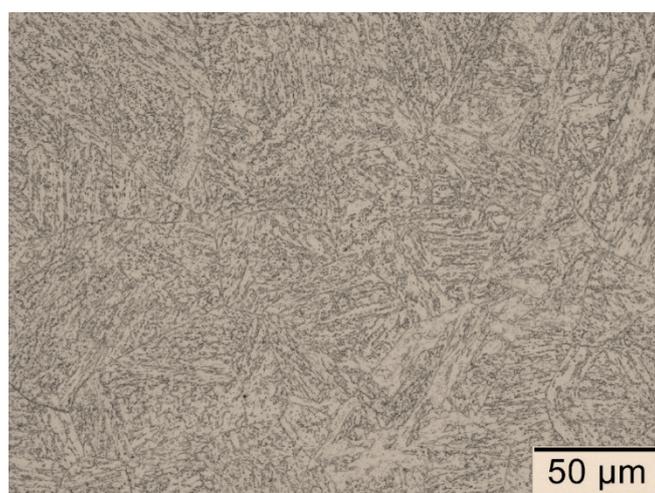


Figura 5.25 - Microestrutura da região correspondente a zona dura (ZACGG), cordão de solda isolado, condição N1. Ataque Nital 2%

Conforme citado anteriormente a uniformidade da fase austenítica depende da dissolução dos carbonetos, ou seja, da temperatura em que ocorre a austenitização, que é função da distância a partir da interface. Dessa maneira, com o distanciamento da interface essa temperatura de pico tende a cair e a dissolução de carbonetos pode não ser completa. Esse comportamento tende a influenciar no tamanho de grãos e na uniformidade da microestrutura.

Na Fig.5.26 pode-se observar uma imagem de microscópio óptico da região da ZACGF. Com base na micrografia é possível observar microestrutura composta por duas fases e grãos menores, onde é possível constatar que foi criada uma microestrutura não uniforme com a presença das fases ferrita ( $\alpha$ -Fe) e bainita transformada ( $B_T$ ). Devido a presença de fase ferrita há uma redução nos valores de dureza nessa região. De acordo com Parameswaran et. al. (2004), uma vez que a ZACGF está mais afastada do metal de solda, poderia ter experimentado temperaturas abaixo de  $AC_1$ , austenitização incompleta, sendo a taxa de resfriamento menor nessa região, os carbonetos ( $M_{23}C_6$ ) têm-se tornado mais grosseiros nesta região.

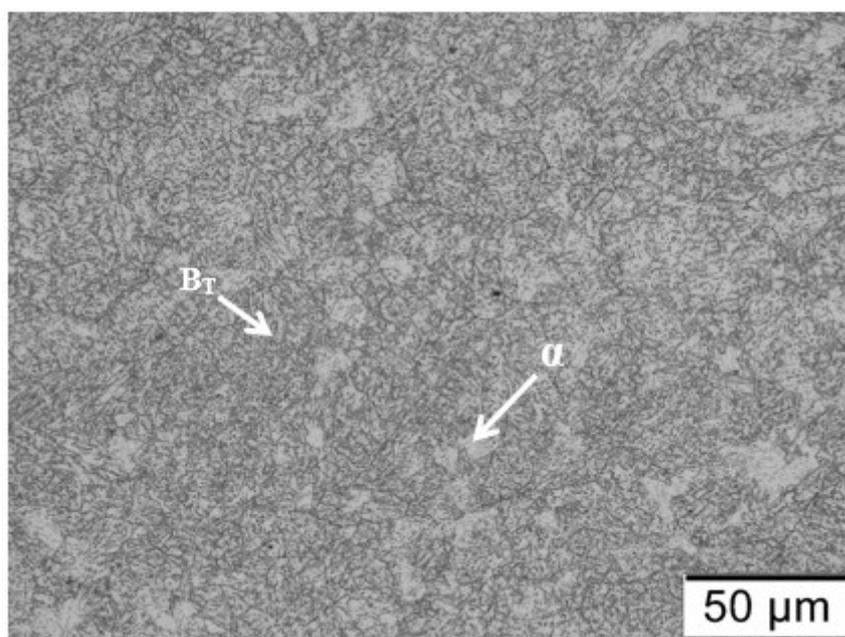


Figura 5.26 - Microestrutura da região correspondente a zona macia (ZACGF); com a presença das fases ( $\alpha$ -Fe) e  $B_T$ . Ataque Nital 2%

A Fig. 5.27a apresenta a microestrutura presente na região de transição ZAC/MB. Na parte superior da imagem é possível observar que há uma maior transformação das fases ( $\alpha$ -

Fe) em  $\gamma$  e, posteriormente, em  $B_T$ , ou seja, essa característica está relacionada a picos mais elevados de temperatura nesta região. Os grãos ( $\alpha$ -Fe) não transformados e  $T\gamma$  estão relacionados com o pico de temperatura mais baixo durante o processo de soldagem.

Na região extrema da ZAC (ZACSC), interface com o metal de base, a microestrutura presente é bifásica ( $\alpha$ -Fe) e  $B_T$ . A fase ferrítica foi parcialmente transformada em austenita ( $\gamma$ -Fe) durante o processo de soldagem. A austenita posteriormente transformada em bainita durante o rápido resfriamento do ciclo térmico de soldagem. As regiões resultantes após arrefecimento são denominadas  $T\gamma$  ( $\gamma$  transformada).

Já a Fig. 5.27b apresenta a microestrutura não uniforme dessa região, com uma maior resolução das estruturas presentes. Nessa região é comum a presença das partículas de carboneto não dissolvidas, devido à austenitização incompleta durante o ciclo térmico de soldagem. Os grãos ( $\alpha$ -Fe) não transformados e áreas  $T\gamma$  estão claramente identificados. A maior ampliação da micrografia revela que a estrutura  $T\gamma$  é diferente da microestrutura inicial, pois os contornos de grãos da ferrita que sofrem a transformação em  $T\gamma$  após o processo de soldagem, enquanto que o centro dos grãos permanece inalterado.

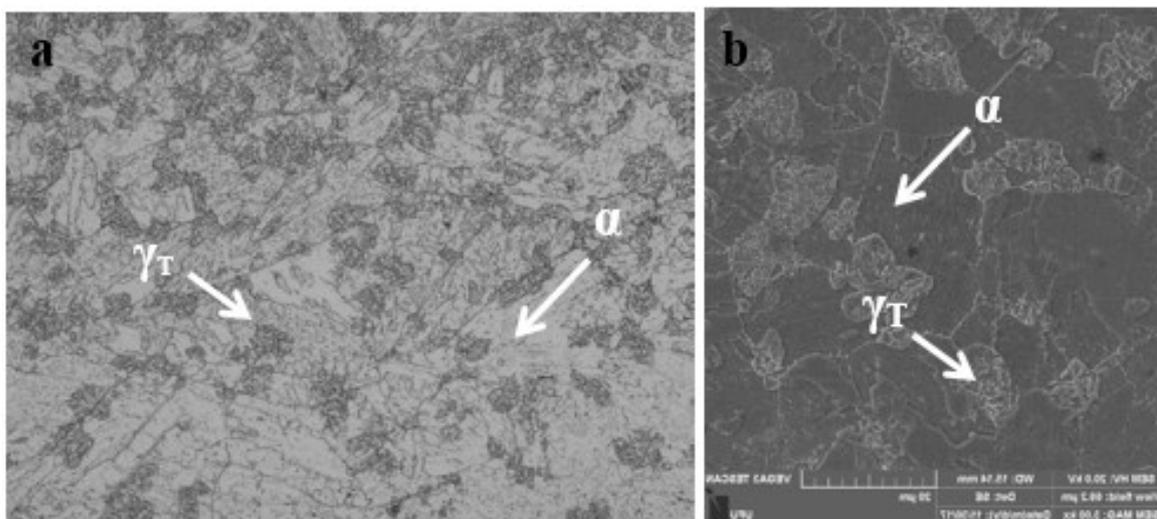


Figura 5.27 - Microestrutura da região correspondente a ZACSC; a) a imagem obtida no microscópio óptico indica a presença de ( $\alpha$ -Fe) não transformada e  $T\gamma$ , b) microestrutura com maior ampliação indica a estrutura  $T\gamma$  nas áreas dos contornos de grão da ferrita ( $\alpha$ -Fe). Ataque Nital 2%

As áreas abaixo da ZACSC não foram afetadas pelo ciclo térmico do processo de soldagem e, portanto, mantém as suas microestruturas iniciais. A microestrutura do aço 2,5Cr-

1Mo após normalizado e revenido é apresentada na Fig. 5.28 e revela uma microestrutura composta de uma matriz ferrítica e uma grande quantidade de carbonetos finamente dispersos no interior dos grãos. A maior ampliação micrografia da microestrutura do aço 2,5Cr-1Mo é apresentada na Fig. 5.28b e revela a presença de partículas brilhantes nos contornos de grãos e uma fina dispersão no interior dos grãos ferríticos. Tal comportamento foi observado por outros autores, que concluíram que essas partículas são carbonetos do tipo  $M_2C$  e  $M_{23}C_6$  ricos em Mo que precipitaram (PEDDLE; PICKLES, 2000; PARAMESWARAN et al, 2004)

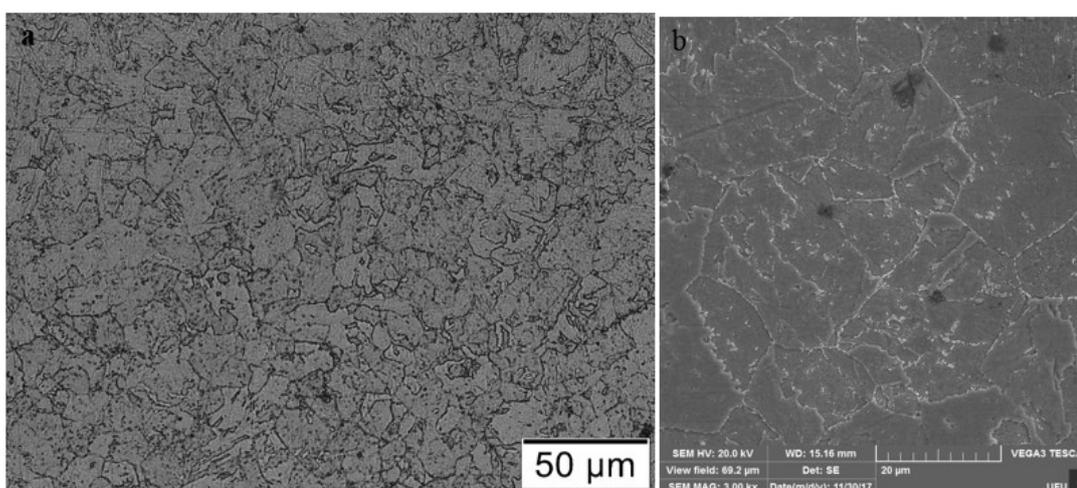


Figura 5.28 - Microestrutura aço 2,5Cr-1Mo; a) a imagem obtida no microscópio óptico revela a matriz ( $\alpha$ -Fe), b) microestrutura com maior ampliação indica a precipitação de carbonetos no interior e nos contornos de grão da ferrita ( $\alpha$ -Fe). Ataque Nital 2%

## 5.6 Considerações Finais

Com base nos resultados obtidos sobre a aplicação da técnica dupla camada, teste de Higuchi na soldagem de amanteigamento sobre o metal de base ASTM A182 F22, foi possível avaliar a viabilidade da sobreposição dos ciclos térmicos de soldagem, de maneira a eliminar a necessidade de TTAT, considerando as características mecânica e metalúrgica.

O aço ASTM A 182 F22 tem uma alta temperabilidade, portanto a soldagem desse material (normalizado e revenido) mesmo com o uso de pré-aquecimento e, sem tratamento térmico posterior, implica em elevada dureza na ZAC, valores acima 310 HV, devido a formação de microestruturas dura e frágil, tornando a região susceptível a trinca a frio.

A técnica de deposição em dupla camada de amanteigamento (teste de Higuchi) utilizada nesse trabalho revelou a possibilidade de desenvolvimento de um procedimento de soldagem que dispense o uso de TTAT. Pois, a deposição de dupla camada com as relações de energias aprovadas no Teste de Higuchi (diagrama de decisão) levou a uma redução da microdureza da ZACGG do metal de base, abaixo de 300 HV, eliminando a zona dura. Tal comportamento foi consequência do revenimento causado pelo ciclo térmico da segunda camada. Embora, com a técnica de dupla camada não foi possível reduzir o valor de dureza ao nível de 250 HV exigido pela norma NACE 0175.

O diagrama de decisão proposto por Miranda (2009, apud CAVALCANTE et al., 2016) é uma ótima ferramenta para selecionar as relações de parâmetros para amanteigamento das juntas soldadas, devido a quantidade de combinações de condições de soldagem, os resultados de validação da técnica de dupla camada demonstraram que o uso do diagrama de decisão respeita os critérios proposto por Higuchi.

A deposição de uma camada de solda revelou que é possível obter-se a redução do nível de dureza da região de grãos grosseiros da ZAC (ZACGG), independentemente do valor de energia de soldagem, devido ao efeito de revenimento dos cordões laterais. De acordo, com Lant et. al. (2001) a extensão da região revenida é dependente do percentual de sobreposição.

Os resultados da técnica de dupla camada revelaram que para ocorrer a redução da dureza da região de grãos grosseiros, eliminação da zona dura, é necessário a utilização de um nível de aporte térmico superior na segunda camada em relação a primeira, resultados coerentes ao observado por diferentes pesquisadores (CONSONNI; ABSON, 2012; OLIVEIRA, 2013; CAVALCANTE et. al., 2016)

## CAPÍTULO VI

### CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL DAS JUNTAS SOLDADAS ANTES E APÓS O TTAT

#### 6.1 Introdução

No capítulo anterior, foi observado que a técnica da deposição em dupla camada não atendeu a exigência da norma NACE, quanto a redução dos valores de dureza abaixo de 250 HV, sendo necessário o emprego do tratamento térmico de alívio de tensão (TTAT) para a redução do valor de dureza a níveis aceitáveis. Dessa maneira, é necessário avaliar os efeitos do TTAT sobre a microestrutura e as propriedades mecânicas do aço ASTM A 182 F22 (ZAC) e o revestimento de solda, em particular na região da interface do metal de base e do metal de solda.

As juntas soldadas fabricadas neste trabalho comparam a combinação de materiais usados tradicionalmente no setor offshore, F22/Inconel 625, com duas outras configurações de juntas soldadas. Das três juntas soldadas fabricadas (F22/Inconel 625, F22/Inconel 625/309L-Si, e F22/80S-G), em apenas uma houve a mistura de dois metais de enchimento que foi a junta F22/Inconel 625/309L-Si, Fig. 6.1. Nessa junta soldada as duas primeiras camadas de amanteigamento sobre o aço F22 foram realizadas com o metal de enchimento Inconel 625, pois os ensaios preliminares demonstraram que a interface F22/309L-Si apresentou uma tendência maior para formar uma microestrutura em forma de agulhas, semelhante a martensita, na zona planar e que eleva o valor de dureza para níveis acima de 250 HV. As camadas restantes do amanteigamento (três camadas) e a soldagem de união ao aço X80 foram realizadas com o metal de adição 309L-Si.

As soldagens das juntas foram realizadas com pré-aquecimento e temperatura de interpasses entre 250-300°C, com o processo de soldagem GMAW. Os parâmetros de

soldagem mantidos constantes foram o ângulo de avanço da tocha ( $^{\circ}$ ), vazão de gás (15 l/min), tecimento triangular (com frequência e amplitude de tecimento, 2 Hz e 2 mm, respectivamente) e diâmetro do eletrodo (1,2 mm). A Tab. 6.1 apresenta os parâmetros de soldagem empregados no amanteigamento e na soldagem de união das juntas soldadas. Após o amanteigamento, os membros amanteigado foram tratados termicamente em um forno por 2 horas a  $675^{\circ}\text{C}$ .

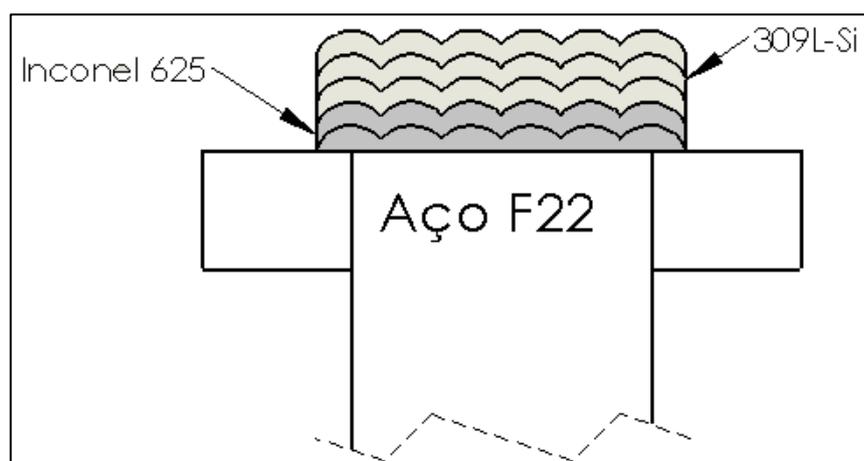


Figura 6.1 - Representação esquemática da deposição das camadas de amanteigamento da junta F22/Inconel 625/309L-Si

Tabela 6.1 - Parâmetros de soldagem utilizados nos amanteigamentos e no enchimento das juntas soldadas

Parâmetros	Inconel 625	309L-Si	80S-G
Gás de proteção	Argônio	Ar-2%O <sub>2</sub>	Ar-25%CO <sub>2</sub>
DBCP (mm)	15	15	13
Vel. de soldagem (cm/min)	30	30	30
Vel. de alimentação (m/min)	6	6	6
Tensão média (V)	24,7±1	25,2±0,3	20,1±0,1
Corrente média (A)	215,5±3	241,2±5	234,7±3
Energia de Soldagem (J/mm)	851	972,5	754,8

A interface de soldas dissimilares é uma região de interesse, devido as macrosegregações que podem se formar propiciando o surgimento de novas fases, e que podem afetar de forma significativa o comportamento mecânico nessa região. Já a ZAC é

relevante devido a descarbonetação excessiva que pode ocorrer durante o tratamento térmico de alívio de tensão (TTAT), levando ao enriquecimento de carbono que ocasiona a formação de nova fase e possibilidade de precipitação de carbonetos na região planar do metal de solda. Nesse capítulo essas regiões serão discutidas com mais detalhes em relação aos ensaios preliminares (capítulo IV) para o entendimento das diferenças existentes nessas regiões com ou sem o TTAT.

## 6.2 Análises microestrutural e química das interfaces no amanteigamento

### 6.2.1 Interface dissimilar F22/Inconel 625

A interface dissimilar formada no amanteigamento (ou revestimento), depósito de solda de materiais nobres (Ligas de Ni ou aço inox) sobre o metal de base de aço baixa liga, é apontada pela literatura científica corrente (DUPONT; KUSKO, 2007; ALEXANDROV et al., 2013) como uma região crítica na junta soldada para nucleação e a propagação de trincas. Essa região é problemática devido a formação de macrosegregações (zona parcialmente mistura (ZPMs)) que apresentam composição química intermediária aos metais de enchimento e de base, e são suscetíveis à formação de zonas frágeis (martensita).

A Fig. 6.2 apresenta uma interface do amanteigamento F22/Inconel 625 sem o TTAT. Nessa região foi observada a presença de macrosegregações (ZPMs) ao longo da interface. As juntas dissimilares amanteigadas (Fig. 6.2) apresentaram na região da interface características metalúrgicas semelhantes a relatada por outros autores (ALEXANDROV et. al., 2013, FENSKE et. al., 2012). As interfaces dissimilares produzidas apresentaram diferentes tipos de macrosegregações, que foram divididas em dois tipos com base na morfologia da estrutura de solidificação: zonas parcialmente misturadas contínua e descontínua (ZPMs), Fig. 6.2a e 6.2b, respectivamente.

Na Fig. 6.2a é possível observar que a ZAC do aço F22 permanece com microestrutura bainítica até a linha de fusão, enquanto o metal de solda (Inconel 625) solidifica inicialmente na forma planar, resultando em uma larga faixa austenítica aparentemente livre de partículas que muda em seguida para a estrutura de solidificação celular dendrítica. A formação da ZPM descontínua, Fig. 6.2b, foi resultado do movimento convectivo do metal de base fundido que penetrou o metal de solda resultando em uma península, que constitui uma perturbação na interface contínua do modo de solidificação. O metal de solda que envolve lateralmente a

península solidificou como uma estrutura planar. Como resultado, duas regiões planares, uma primária e outra secundária se formaram na solidificação do aço para o metal de solda.

Omar (1998) em seu estudo relatou que as ZPMs (as quais ele se refere como zonas duras) em soldas dissimilares podem ser eliminadas se for utilizada uma adequada combinação de condições como a composição correta do arame eletrodo e a temperatura de pré-aquecimento, a uma taxa de resfriamento satisfatória. Já Kejelin et. al. (2006) observaram que o emprego de uma baixa corrente de soldagem, tem como consequência uma menor diluição associada a uma alta taxa de solidificação, inibindo os movimentos de macrosegregação nos transientes iniciais de solidificação, podendo evitar a formação das ZPMs.

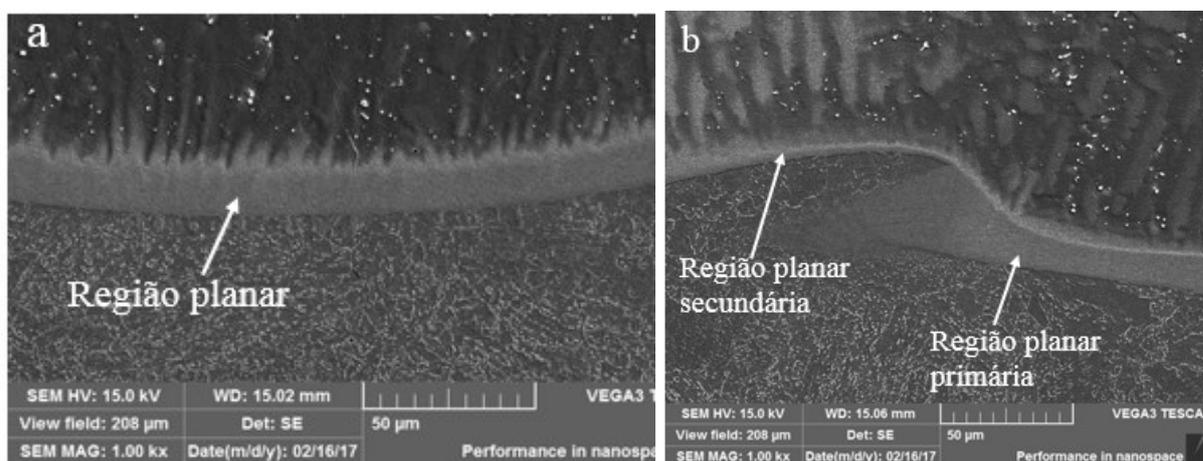


Figura 6.2 - Microestrutura da interface dissimilar F22/Inconel 625 sem TTAT, a) ZPM contínua apresentando a região austenítica planar e b) ZPM descontínua, mostrando uma península, parte do metal de base inserido no metal de solda

Na interface dissimilar outro fenômeno foi observado quando o metal de solda penetrou alguns microns além da fronteira dos grãos ferríticos em direção a ZAC, dando origem a uma descontinuidade chamada de dedo, Fig. 6.3a. Também é possível observar que as penínsulas não foram os únicos tipos de ZPMs descontínuas visualizada no limite de fusão. As ilhas foram também formadas, Fig. 6.3b.

Para Oliveira (2013) a formação dos “dedos” é consequência da liquação dos contornos de grão da região do aço do metal de base mais próxima da ZPMs que, associada às forças convectivas existentes na poça permitem a penetração do metal fundido nesses contornos fundidos.

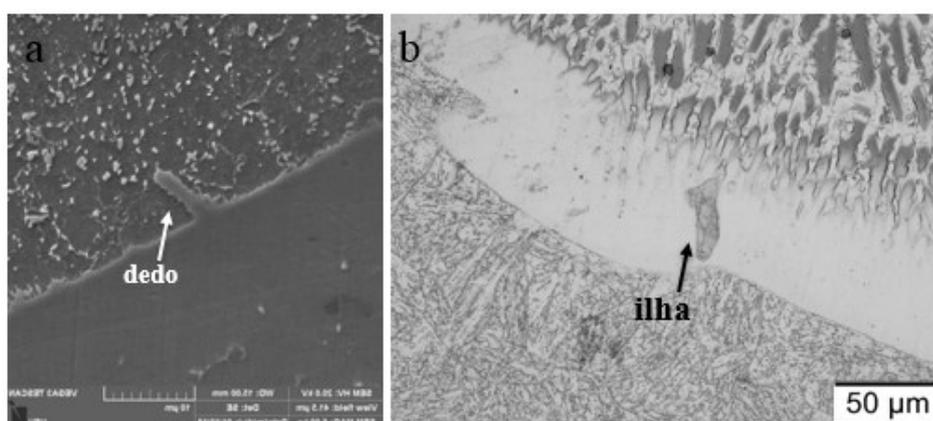


Figura 6.3 - Diferentes discontinuidades presentes na interface F22/Inconel 625 sem TTAT, a) presença de dedo, b) ilha

Entre as inúmeras macrosegregações presentes na interface dissimilar das juntas amanteigadas nesse trabalho, uma merece uma breve discussão quanto a sua origem, a discontinuidade conhecida como ilha, Fig. 6.3b. Segundo a proposta de Doody (1992) essa discontinuidade é representada quando uma região do metal de base é inteiramente envolvida pelo metal de solda, ou seja, quando parte do metal de base líquido é arrastada pelas forças convectivas presentes na poça de fusão, onde começa a solidificar rapidamente quase sem mistura com o metal de solda fundido. Aguiar (2010) no entanto defende em seu trabalho que as “ilhas” seriam resultado da interseção do plano de corte da seção transversal do cordão de solda e uma península de metal de base, desenvolvida na seção longitudinal do cordão de solda, Fig. 6.4.

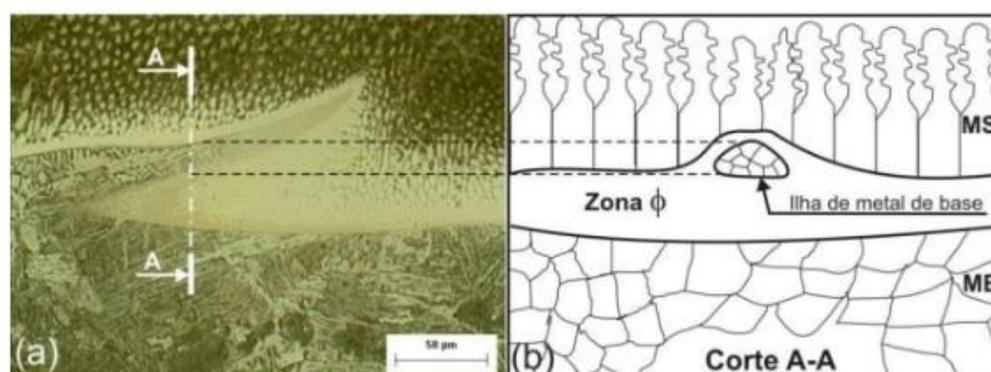


Figura 6.4 - Ilha de metal de base. (a) Trecho da seção longitudinal de um revestimento mostrando a direção de corte A-A. (b) Seção transversal esquemática resultante do corte A-A (AGUIAR, 2010)

Savage et al. (1976c) atribuíram a presença das ZPMs em soldas dissimilares, a formação de uma zona não misturada que ocorrem devido à presença de uma camada estagnada (escoamento laminar) do metal base fundido adjacente ao metal de base sólido, ou seja, mesmo com o movimento turbulento (convectivo) da poça de fusão, a velocidade do líquido deve-se aproximar de zero a linha de fusão o que dificulta a mistura entre os materiais nessa região. Para Kou e Yang (2007) a presença dessa zona de estagnação está associada à diferença nas temperaturas líquidas dos metais de enchimento e de base, que são apontadas como os fatores responsáveis pela formação dessas macrosegregações.

A Fig. 6.5 apresenta a região da ZAC do F22 soldado com Inconel 625 sem TTAT (Fig. 6.5a) e com TTAT (Fig.6.5b). É possível observar em ambas as figuras a descarbonetação da ZAC do aço F22. A sobreposição dos ciclos térmicos na deposição das cinco camadas de amanteigamento, assim como as temperaturas de pré-aquecimento e interpasses, contribuíram para a migração de carbono do metal de base em direção ao metal de solda que ocasionou o fenômeno da descarbonetação (Fig. 6.2a), embora de modo pouco efetivo já que não foi possível visualizar a colaração escura na interface dissimilar, região planar. Na deposição das cinco camadas de amanteigamento, cuja sobreposição dos ciclos térmicos de soldagem reverteram a bainita presente na ZACGG, Fig. 6.2a, causou uma redução da dureza dessa região para valores próximos a 280 HV, conforme observado nos testes de Higuchi (capítulo V). Esse comportamento não foi observado nos testes preliminares na deposição de apenas uma camada de solda com o arame eletrodo Inconel 625, capítulo IV. A região escura observada na zona planar da interface dissimilar (Fig.6.5b) com o TTAT é resultante da difusão de carbono a partir do metal de base em direção ao metal de solda, esse fenômeno cria uma região pobre de carbono (descarbonetação) na região adjacente a interface dissimilar do lado do metal de base.

A análise microestrutural da região de migração de carbono (Fig. 6.5b) revelou a presença da fase martensita apresentada na Fig. 6.6. A formação dessa microestrutura na interface da solda dissimilar é bastante difundida na literatura (OLDEN et al., 2003; ALEXANDROV et al., 2013), sendo essa região susceptível a nucleação e propagação de trincas a frio, devido ao aumento da microdureza nessa região. Entretanto, conforme observado nos ensaios preliminares desse trabalho (capítulo IV), na interface dissimilar F22/Inconel 625 há um gradiente de composição química com composições que atravessam a região martensítica. Dessa maneira, essa estrutura pode ser formada na interface entre os dois materiais mesmo sem o uso de TTAT, conforme observado por Dupont e Kukso (2007).

De acordo com Fenske (2010), as taxas de resfriamento mais elevadas e as maiores concentrações locais de Ni/Fe resultam em uma estrutura de ripas mais fina. Esse autor também demonstrou em seu trabalho que o aumento de tempo do TTAT não alterou as dimensões das ZPMs, já que essa magrosegregação é formada pela mistura no líquido que ocorre durante a soldagem, em oposição a difusão de carbono que ocorre no estado sólido durante o TTAT e pode alterar o tamanho da regiões martensítica.

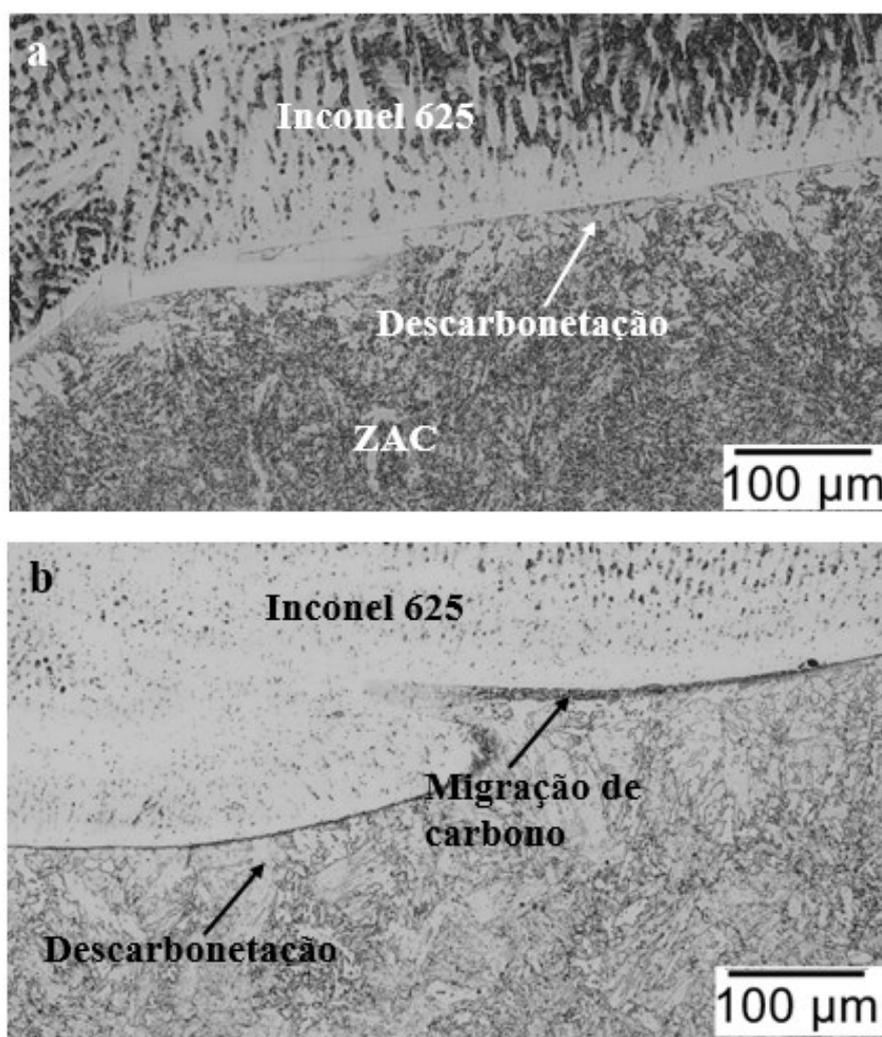


Figura 6.5 - Micrografia ótica da interface dissimilar F22/Inconel 625, a) sem TTAT, b) com TTAT

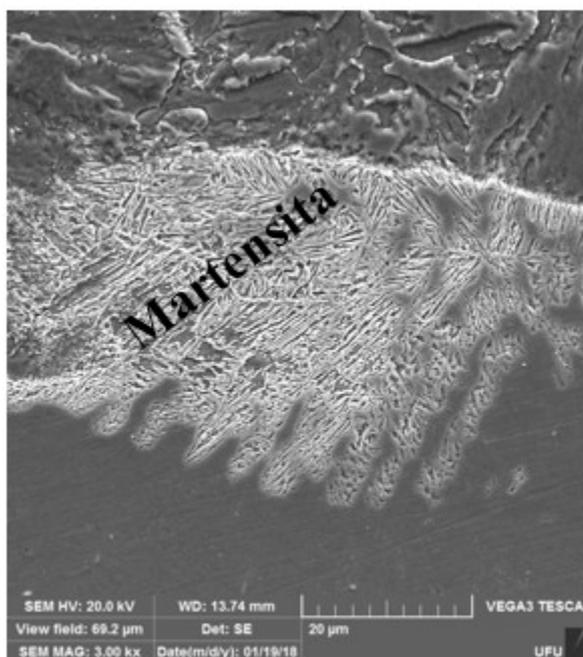


Figura 6.6 - Imagem de MEV da estrutura martensítica presente na interface do amanteigamento F22/Inconel 625 submetida ao TTAT

Na Fig. 6.7 são descritas algumas regiões geradas na interface F22/Inconel 625 tratada termicamente. Essas zonas não foram observadas ao longo de toda a extensão da interface, ocorrendo de forma aleatória. Com base na Fig. 6.7 pode-se descrever quatro regiões. A partir da ZAC do metal de base seriam: A zona descarbonetada adjacente à linha de fusão (Zona  $\Delta$ ), região martensítica presente na ZPMs (Zona M), região que apresentou uma estrutura aparentemente monofásica, em escala microscópica, em decorrência do modo de solidificação planar (Zona  $\Phi$ ) e a Zona II, região que com o início da segregação dos elementos molibdênio e nióbio muda para o modo celular e, posteriormente, para o modo colunar dendrítico. Essas regiões foram propostas por Beaugrand et. al. (2009).

Silva (2010) demonstrou através de análise EBSD que a Zona  $\Phi$  apresenta um alto teor de Fe com adição de Ni, solubilidade completa, e um menor percentual de Mo e Nb. Essa característica favorece a solidificação de uma estrutura austenítica CFC. A análise também revelou que não houve mudança na direção cristalográfica entre a Zona  $\Phi$  e o grão do metal de solda.

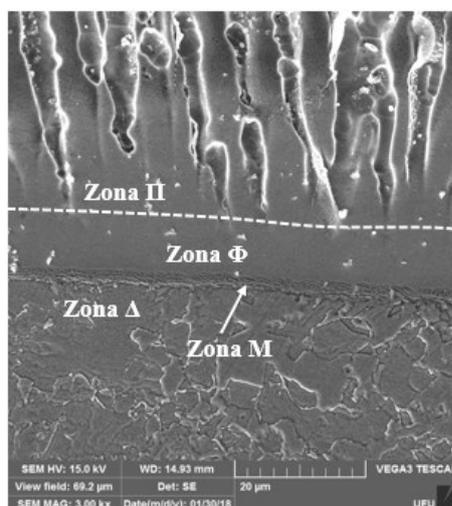


Figura 6.7 - Micrografia da interface dissimilar F22/Inconel 625 tratada termicamente

Com o auxílio da análise química por EDS foi possível mapear o perfil da composição química das ZPMs, como pode ser observado na Fig. 6.8. O perfil de composição química levantado na interface dissimilar F22/Inconel 625 revelou variação dos elementos Fe, Cr e Ni, Fig. 6.8, a partir do metal base há um aumento gradual na concentração de Ni e Cr e redução do teor de Fe na ZPM, região planar.

Dodge (2014) utilizando o software Thermo-Calc encontrou valores de diluição, na zona planar da interface da junta F22/Inconel 625, superiores a 60%. De acordo com o autor a redução do teor de níquel na ZPM resulta em uma força motriz mais fraca para a estabilização da austenita para temperaturas mais baixas durante o resfriamento e, que associado com o alto teor de carbono difundido do metal de base durante o TTAT cria condições nas quais a martensita provavelmente se formará mesmo em condições de resfriamento lento.

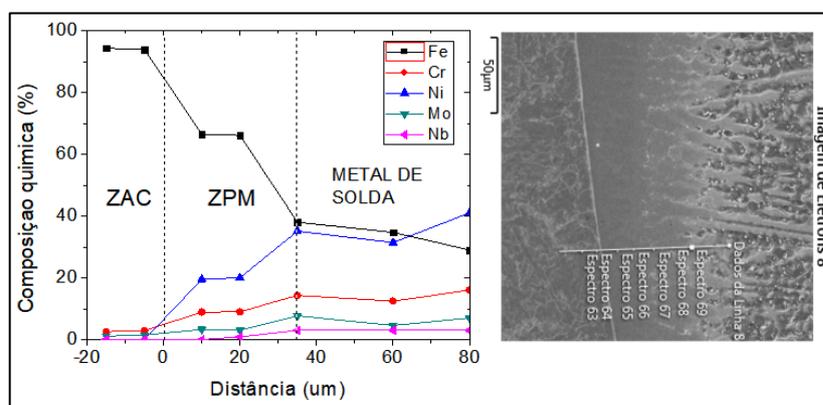


Figura 6.8 - Perfil de composição química ao longo da interface F22/Inconel 625

### 6.2.2 Interface dissimilar Inconel 625/309L-Si

Segundo King et. al. (1977) testes de juntas de aços ferrítico e austenítico usando vários metais de enchimento austeníticos a base de Fe e Ni, utilizadas em altas temperaturas, revelaram que os metais de adição à base de níquel são superiores às ligas à base de Fe. Os metais de solda à base de níquel reduziram bastante a migração de carbono do material ferrítico, foram altamente resistentes à oxidação e apresentaram coeficientes de expansão térmica mais próximos do material ferrítico.

De acordo com Das et al. (2009) os metais de adição à base de Ni apresentam uma maior resistência a trinca de solidificação quando comparados aos metais de enchimento a base Fe, embora o autor afirme que para aplicação a uma temperatura relativamente baixa, pode ser considerada a soldagem com metal de enchimento de aço inoxidável austenítico. Para Lippold e Kotecki (2005) e Dupont et al. (2009) a substituição de ligas à base de Ni por aços inoxidáveis pode reduzir os custos de fabricação. Entretanto, diferentes autores (DAS et al., 2009; HOSSEINI et al. 2011) relatam o surgimento de trincas de solidificação nas soldas dissimilares com metal de enchimento de aço inox sobre o metal de base ou soldas de ligas a base de Ni.

Como o Inconel 625 é uma liga relativamente cara, um material mais barato com boas propriedades foi testado para avaliar a sua viabilidade técnica, além de redução dos custos de material. Aço inoxidável austenítico 309L-Si é um material com boa propriedade mecânica, resistência à corrosão e tenacidade. Esta liga poderia ser uma boa alternativa para Inconel 625.

Dessa maneira, foram depositadas no aço F22 camadas de solda 309L-Si sobre a solda Inconel 625, já que os ensaios preliminares revelaram que a interface Inconel 625/F22 sofreu uma menor migração de carbono para região planar durante o TTAT, menor região de alta dureza, quando comparada a interface 309L-Si/F22. Os parâmetros de soldagem das camadas de amanteigamento estão presentes na Tab. 6.1.

A microestrutura do metal de solda Inconel 625 é apresentada nas Figs. 6.9a e 6.9b. Devido ao seu elevado teor de níquel, superior a 50%, o metal de solda apresenta uma microestrutura totalmente austenítica com o modo de solidificação colunar dendrítico. Além da microestrutura austenítica é possível observar precipitados entre as dendritas, Fig. 6.9b. Segundo Silva (2010) esses precipitados são ricos em Mo e Nb, de acordo com o autor a segregação de Nb para a região interdendrítica pode levar a formação de fases eutéticas, bem como a formação de trincas de solidificação.

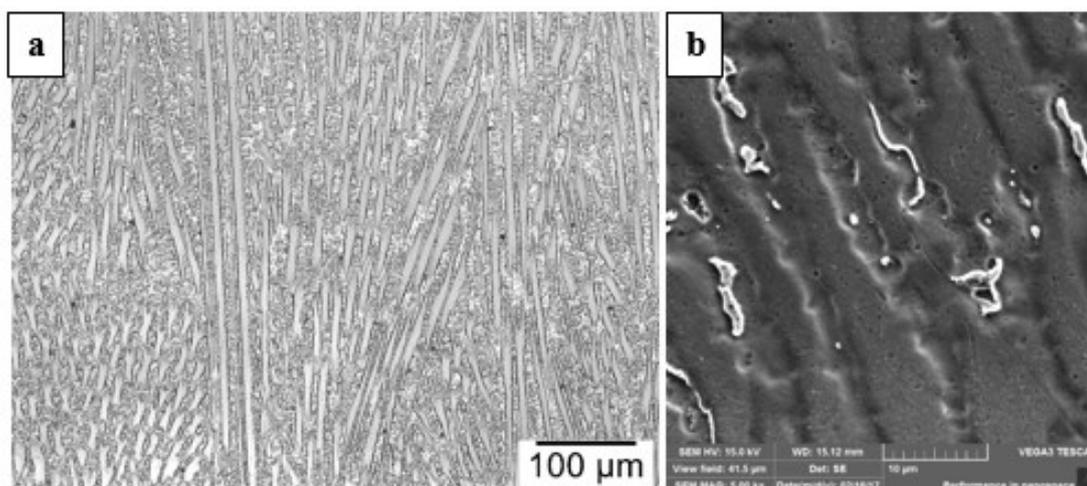


Figura 6.9 - Microestrutura do metal de solda Inconel 625, a) microestrutura austenítica com crescimento colunar dendrítica, b) presença de precipitados entre os braços dendríticos

A microestrutura do metal de solda 309L-Si é predominantemente austenítica com modo de solidificação celular dendrítica, Fig. 6.10, além da presença da ferrita delta entre as dendritas. Com a falta de elementos segregados como Nb e Mo, os principais elementos presentes na composição deste metal de adição são Fe, Cr e Ni que apresentam baixa tendência para segregar nas regiões interdendríticas.

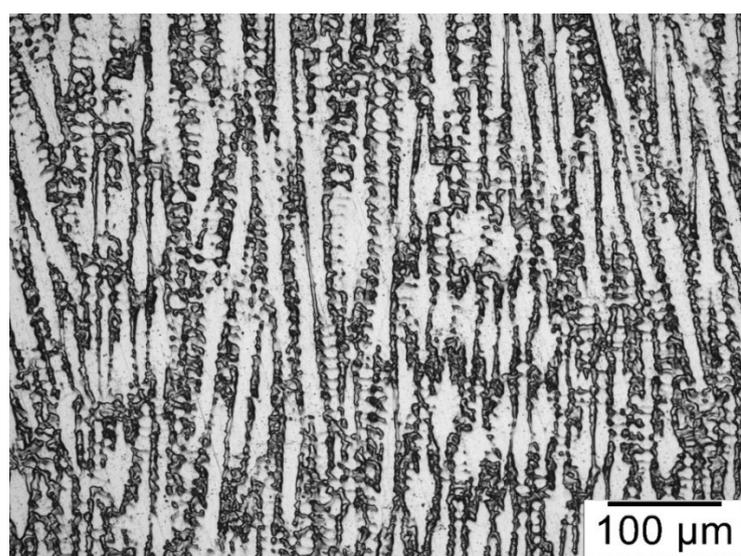


Figura 6.10 - Microestrutura do metal de solda 309L-Si. Microestrutura austenítica com presença de ferrita delta

A interface dos metais de solda 309L-Si e Inconel 625 é apresentada na Fig. 6.11. Na Fig. 6.11a pode-se observar a mudança do modo de solidificação colunar pra celular dendrítico no sentido do metal de solda Inconel 625 em direção ao metal de solda 309L-Si. Na região interfacial entre os dois metais de solda foi observada a formação de zona não misturada, Fig. 6.11b. Nessa zona trincas de solidificação estavam presentes no lado do metal de solda 309L-Si. A formação das ZPMs entre os metais à base de Ni e de Fe (aço inox) foi relatada na literatura em inúmeros trabalhos (DAS et. Al., 2009; HAJIANNIA et. al., 2013).

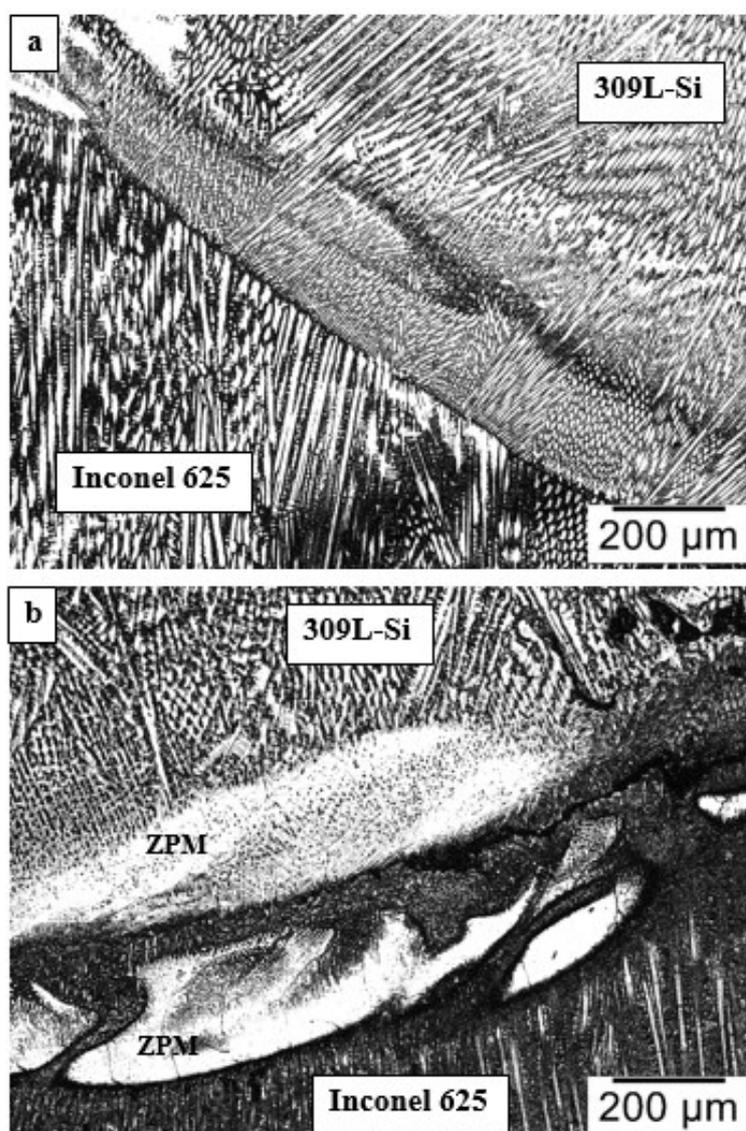


Figura 6.11 - Microestrutura da interface Inconel 625/309L-Si, a) mudança no modo de solidificação de colunar para celular dendrítico, b) formação de ZPMs e trincas de solidificação na interface dissimilar

Na Fig. 6.12 é possível observar que as trincas de solidificação presentes nas soldas de amanteigamento ficaram restritas ao metal de solda 309L-Si. As trincas de solidificação observadas nas ZPMs ou no metal de solda 309L-Si, Fig.6.11b e Fig. 6.12, respectivamente, foram ocasionadas por alguns fatores. Primeiro, na soldagem de amanteigamento foram depositadas duas camadas de soldas com o arame Inconel 625 antes da deposição da primeira camada de solda com o arame 309L-Si, Fig. 6.1, diferente do ensaio preliminar com apenas uma camada. Essa alteração levou ao aumento do teor de Ni na interface Inconel 625/309L-Si, e conseqüentemente a redução do percentual de ferrita delta no metal de solda 309L-Si, o que pode ter contribuído para o surgimento das trincas no metal de solda. De acordo com a literatura (MODENESI, 2001; DAS et. al., 2009) o metal de solda austenítico deve apresentar uma fração de ferrita delta (entre 1 a 8%) para evitar a segregação de impurezas como o S e P nas regiões interdendríticas e formar fases de baixo ponto de fusão, que irão ocasionar a formação de trincas de solidificação. O segundo fator que pode ter contribuído para o surgimento das trincas de solidificação foi a tensão residual ocasionada pelas inúmeras camadas de soldas depositadas, além da temperatura de pré-aquecimento, que associada à segregação de elementos que promovem a formação de constituintes de baixo ponto de fusão. A susceptibilidade à fissuração a quente é também acentuada pelo maior coeficiente de dilatação térmica do aço 309L-Si, que produz no material grandes esforços de contração térmica, o que facilita a fissuração a quente na forma de trincas de solidificação

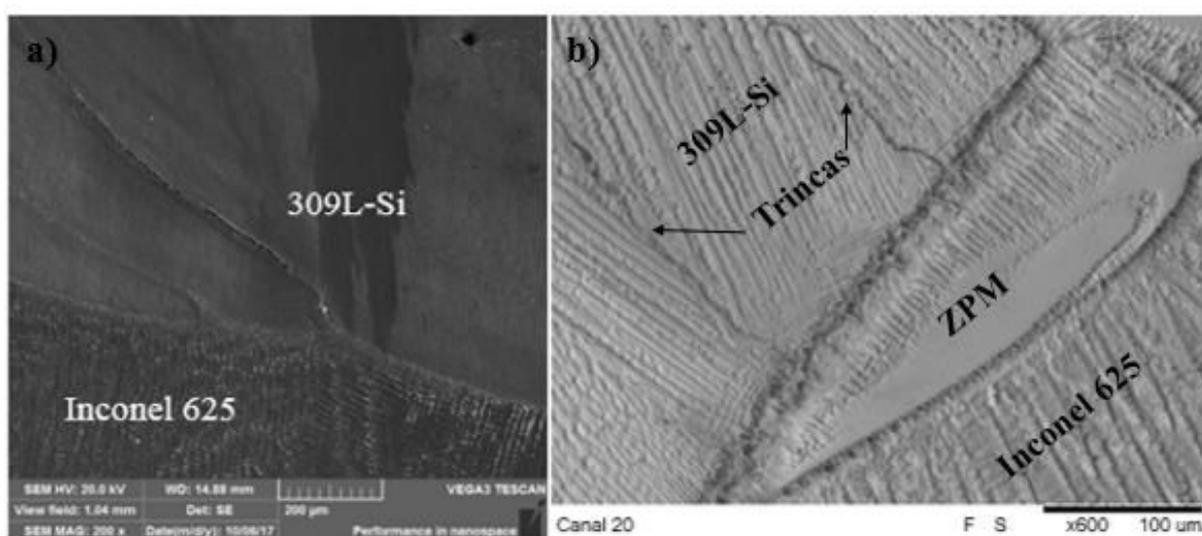


Figura 6.12 - Trinca de solidificação, a) observada no metal de solda 309L-Si, b) trinca propagada a partir da ZPM

Conforme observado nesse trabalho e sugerido por diferentes autores (MODENESI, 2001; LIPPOLD; KOTECKI, 2005), para evitar ou minimizar a fissuração da solidificação da solda em aços inoxidáveis austeníticos é necessário controlar a mistura entre os metais de base e enchimento, assegurando a formação da microestrutura austenita/ferrita delta, com percentual de ferrita de até 8%. Segundo Lippold e Kotecki (2005) para juntas soldadas em que a combinação dos metais de base e enchimento impedem a formação da microestrutura austenita/ferrita, com percentual de ferrita suficiente para evitar a trinca de solidificação, a maneira mais eficaz de evitar a formação das trincas no metal de solda é reduzir o conteúdo de impurezas e/ou minimizar a restrição da solda, além da deposição de cordões de solda com formato convexo. De acordo com os autores, metais austeníticos de alta pureza podem ser bastante resistentes a trincas de solidificação sob condições de restrição baixa a moderada.

### *6.2.3 Interface de amanteigamento F22/80S-G*

A interface do amanteigamento F22/80S-G (baixa liga) foi analisada após a deposição das várias camadas de solda de amanteigamento, de maneira a analisar o comportamento metalúrgico dessa região quando submetida a vários ciclos térmicos, assim como ao TTAT. Essa análise permite fazer uma comparação com a interface dissimilar (F22/Inconel 625), para avaliar suscetibilidade de formação das macrosegregações presentes nas soldas de amanteigamento F22/Inconel 625. A formação de ZPMs na interface F22/80S-G com TTAT, pode acarretar no aparecimento de regiões de alta dureza (>250 HV), e não atender o critério de aceitação da norma NACE.

Imagens ópticas da região da interface da solda de amanteigamento F22/80S-G, com e sem tratamento térmico, demonstram uma interface formada de bainita e bainita revenida, Fig. 6.13 e 6.14, respectivamente. As imagens da interface demonstram que não há formação de ZPMs, devido à composição similar do metal de enchimento e do metal base, Fig. 6.15. A mistura dos materiais ao longo da linha de fusão não resulta na formação de fases distintas e, provavelmente não afetará as propriedades mecânicas nessa região de forma significativa.

Oliveira (2013) ao estudar a interface de amanteigamento formada pelo metal de enchimento ER80S-D2 (baixa liga, com um teor de C de 0,1% peso) e o metal de base F22, observou a formação de ZPMs que apresentavam zonas duras (Zona M). Dessa maneira o autor defende que independente do metal de enchimento ou das condições de soldagem, deve existir uma faixa de composição para formação de zona M.

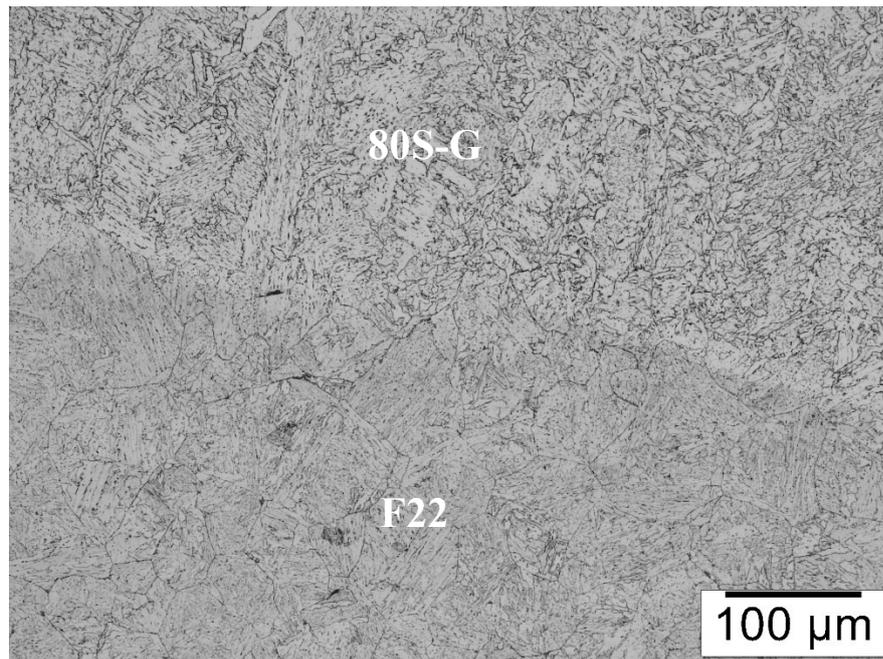


Figura 6.13 - Micrografia óptica da interface de amanteigamento F22/80S-G sem TTAT

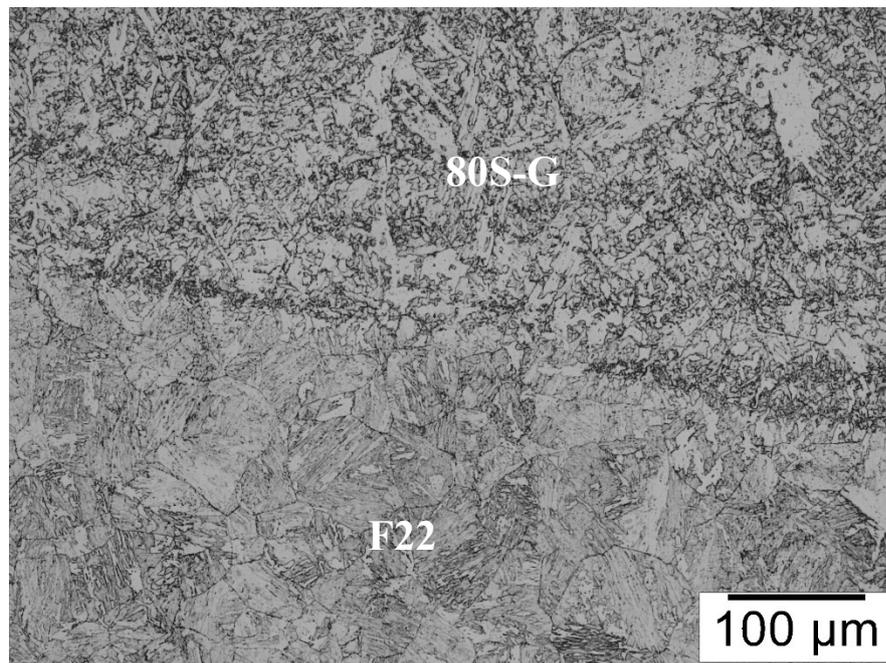


Figura 6.14 - Micrografia óptica da interface de amanteigamento F22/80S-G com TTAT

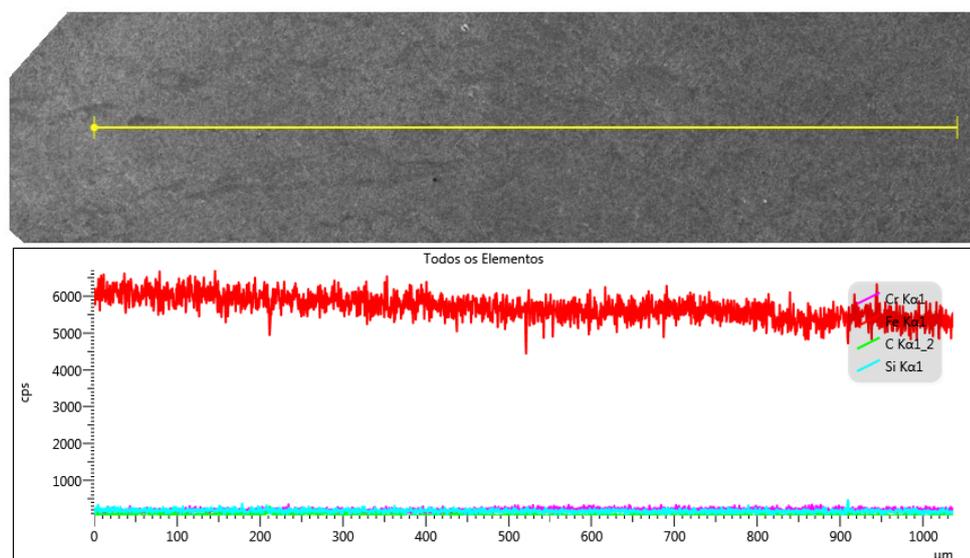


Figura 6.15 - Perfil de composição química ao longo da interface F22/80S-G com TTAT

### 6.3 Evolução microestrutural do aço F22

Como discutido no capítulo anterior, existem quatro regiões com diferentes microestruturas no aço F22 na condição como soldado, as mudanças microestruturais nessas regiões foram analisadas devido ao TTAT. A Fig. 6.16a apresenta uma imagem de microscópio óptico para a região ZAC-GG, metal de enchimento Inconel 625, onde existem algumas regiões claras adjacentes à interface, resultado da migração de carbono para a interface (descarbonetação) que deu origem a estrutura martensítica presente na ZPM. Na Fig. 16b tem-se uma maior ampliação da microestrutura presente na região da ZAC-GG, onde é possível observar uma microestrutura uniforme formada por bainita revenida com a presença de precipitados nos contornos de grãos.

Para Sudha et. al. (2006) a difusão de carbono durante o TTAT por longos períodos, por exemplo, 15 h, devido à presença de um gradiente de atividade através da interface perturba o equilíbrio termodinâmico no lado do baixo C. A fim de manter o equilíbrio, as partículas de cementita na bainita dissolvem-se e os grãos de ferrita crescem, levando à formação de uma zona descarbonetada.

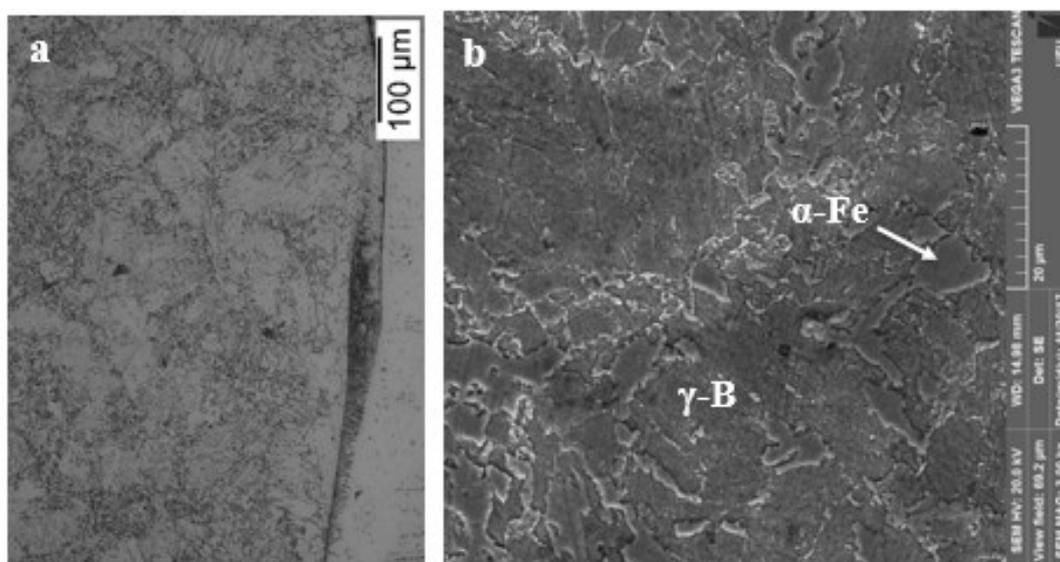


Figura 6.16 - Microestrutura da região da ZACGG após TTAT, a) microscopia ótica, b) MEV

A região da ZACGF apresenta grãos menores e uma estrutura não uniforme formada por bainita e ferrita, além de carbonetos não dissolvidos, Fig. 6.17. Já a região final da ZAC apresenta microestruturas semelhantes as amostras que foram soldadas e não tratadas termicamente. Fig. 6.18. A microestrutura bifásica é visível nessas regiões. Entretanto, os limites de grãos são mais distintos devido ao TTAT, alguns finos precipitados são vistos dentro dos grãos de ferrita.

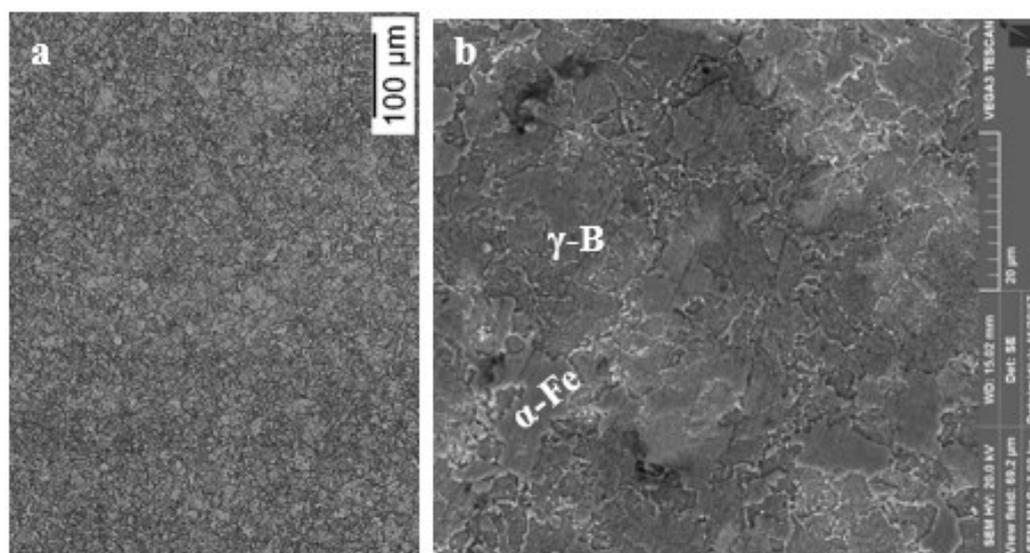


Figura 6.17 - Microestrutura da região da ZACGF após TTAT, a) microscopia ótica, b) MEV

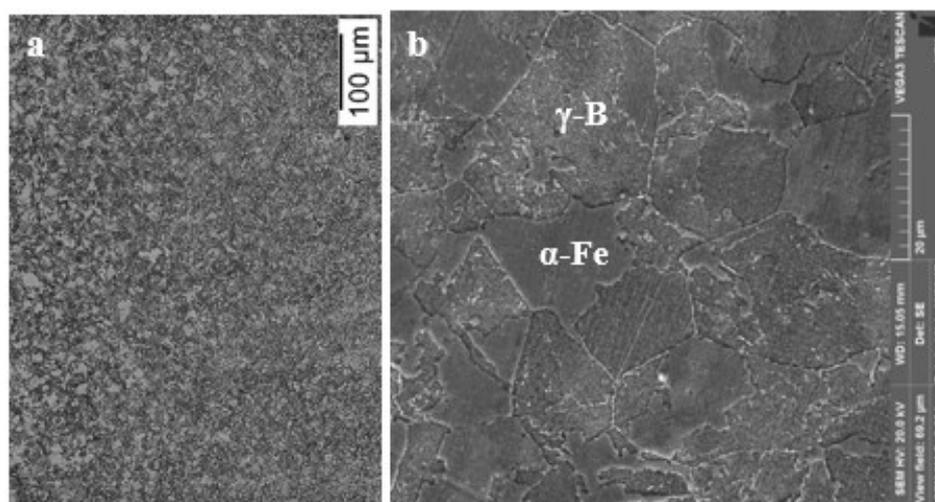


Figura 6.18 - Microestrutura da região final da ZAC após TTAT, a) microscopia ótica, b) MEV

Com base no difratograma da ZAC, não foi possível identificar espectro referente a presença de precipitados, embora se tenha obtido espectros referentes as fases presentes no aço F22 (Fig. 6.19). A análise de composição química dos precipitados através da técnica de EDS, Fig. 6.20, revelou que os precipitados presentes na região da ZAC do aço 2.25Cr-1Mo são compostos basicamente por Cr e Mo. Parvathavarthini et al. (2001) identificaram dois tipos de precipitados intergranulares no aço 2.25Cr-1Mo, com morfologia semelhante a agulhas, que são de  $M_2C$  e  $M_{23}C_6$ , ricos em Mo e Cr.

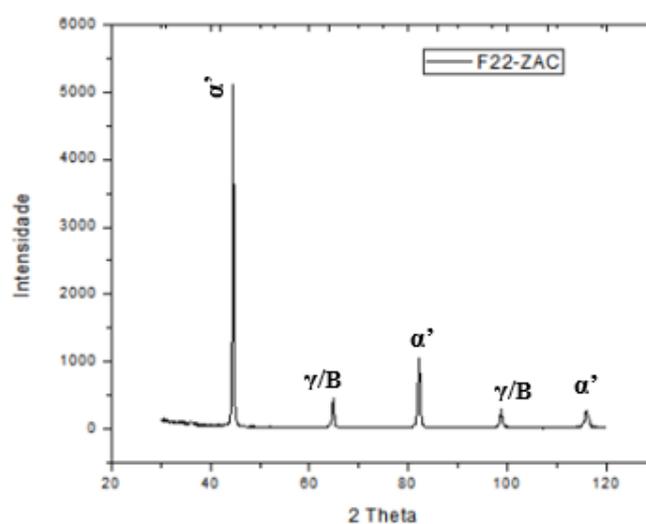


Figura 6.19 - Difratograma da ZAC do aço F22 obtido no ensaio de DRX

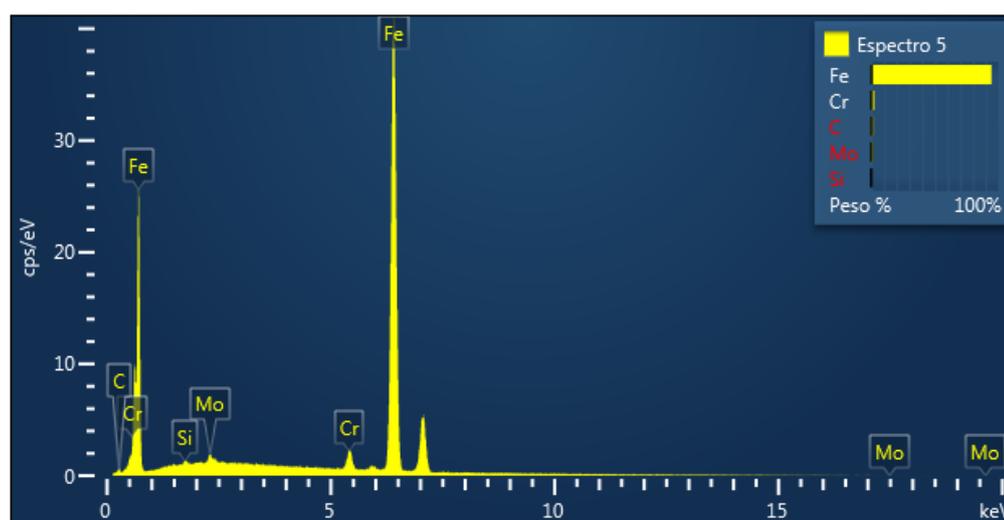


Figura 6.20 - Espectro de EDS correspondente composição química dos precipitados presentes na ZAC do aço F22

#### 6.4 Considerações Finais

A análise microestrutural da interface dissimilar formada pelo metal de enchimento Inconel 625 e o metal de base F22 apresentou a formação zonas parcialmente misturadas, cuja composição química é intermediária ao aço baixa liga e a liga de níquel. A formação dessas macrosegregações ocorreu durante a soldagem e independente do emprego do tratamento térmico de alívio de tensão (TTAT). Entretanto, o uso do TTAT levou a migração de carbono a partir do metal de base em direção à zona planar da ZPM, contribuindo para formação da fase martensita. A difusão de carbono do metal de base durante o TTAT criou uma maior região descarbonetada na ZAC quando comparada com o amateigamento sem TTAT. Na interface F22/80S-G não foi observado a presença de macrosegregações (ZPMs), essa interface também não sofreu difusão de carbono com o uso do TTAT, ou seja, não formou região descarbonetada na ZAC do aço F22. A ZAC do aço F22 após o TTAT é composta basicamente de bainita revenida, ferrita e carbonetos dispersos.

Foi observado trinca de solidificação nas ZPMs ou no metal de solda 309L-Si da interface com o metal de enchimento Inconel 625, devido a diminuição no teor de ferrita delta na interface de solda associada ao aumento do teor de níquel no metal de solda 309L-Si durante a soldagem da camada de amateigamento do metal de solda Inconel 625. A redução de ferrita delta no metal de solda 309L-Si diminui a solubilidade das impurezas,

principalmente S e P, no metal de solda, de maneira que esses elementos irão segregar entre os braços dendríticos formando fases eutéticas.

Esses resultados demonstram que a diferença significativa da composição química entre o metal de enchimento e o metal de solda propicia condições adequadas para o surgimento de ZPMs que podem comprometer o desempenho da junta soldada, devido a formação de regiões de alta dureza que afetam as propriedades mecânicas e a tenacidade da junta soldada, essas regiões também podem reduzir a resistência a corrosão, além de serem susceptível a formação de trincas de solidificação.

## CAPÍTULO VII

### PROPRIEDADES MECÂNICAS DAS JUNTAS SOLDADAS

#### 7.1 Introdução

As propriedades mecânicas das interfaces de amanteigamento das juntas soldadas foram investigadas utilizando os ensaios mecânicos de microdureza, dureza, tração e fratura.

No capítulo anterior as análises microestruturais da interface dissimilar indicaram que, durante o TTAT, o carbono migra para a zona planar onde pode formar martensita e precipitados, embora o TTAT diminua o valor de dureza da região de grãos grosseiros da ZAC para valores aceitáveis pela norma NACE MR0175 ( $<250$  HV), sendo essa região suscetível a fragilização na presença de hidrogênio. Dessa maneira as propriedades mecânicas através do ensaio de tração também foram analisadas na presença de hidrogênio.

Neste capítulo são apresentados os principais resultados obtidos por meio desses ensaios mecânicos e sua correlação com a caracterização microestrutural apresentada no capítulo VI.

#### 7.2 Ensaio de Dureza

Foram levantados perfis de dureza nas interfaces dos amanteigamentos Fig. 7.1, com carga de 10 kg, com três indentações para cada ponto. Os valores médios de dureza levantados em duas regiões (na parte superior e meio) da seção transversal das três juntas soldadas nesse trabalho são apresentados na Tab. 7.1 e nas Fig. 7.2a e 7.2b. De acordo, com esse resultado é possível observar que os valores de dureza encontrados foram similares nas

regiões analisadas e, atenderam o critério de dureza máxima (<250 HV) exigido pela norma NACE MR0175 (2005).



Figura 7.1 - Macrografia da seção transversal da junta soldada com o material de enchimento Inconel 625, com identificação da região do levantamento do perfil de dureza. Ataque Nital 10% e ácido crômico 10%

Tabela 7.1 - Valores de dureza das diferentes regiões dos amanteigamentos das juntas soldadas

Indentação	Região	INC625/F22		309L/INC625/F22		80S-G/F22	
		Superior	Meio	Superior	Meio	Superior	Meio
1 (HV <sub>10</sub> )	Solda	206	213	220	213	197	206
2 (HV <sub>10</sub> )	Solda	213	206	228	213	190	206
3 (HV <sub>10</sub> )	Interface	193	193	213	206	213	184
4 (HV <sub>10</sub> )	F22	193	206	206	199	213	187
5 (HV <sub>10</sub> )	F22	187	206	206	199	181	187
6 (HV <sub>10</sub> )	F22	187	187	181	193	187	181
7 (HV <sub>10</sub> )	F22	199	193	187	187	184	193

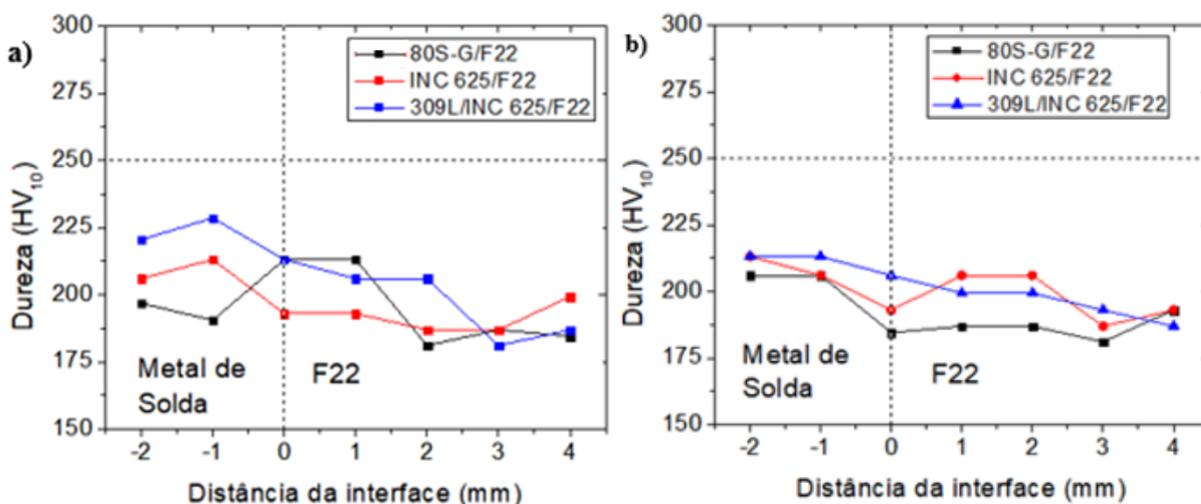


Figura 7.2 - Perfis de dureza levantados nas interfaces dos amanteigamentos das juntas soldadas e submetidas ao TTAT, a) parte superior da junta, b) meio da junta

O levantamento do perfil de dureza na ZAC do aço F22 foi necessário para avaliação dos procedimentos de soldagem empregados junto a norma NACE MR0175 que, utiliza o valor de dureza da ZAC abaixo de 250 HV como critério de aceitação. O levantamento da dureza em nível macroestrutural na ZAC também é importante para avaliar relação resistência/fragilidade dessa região. Entretanto, conforme constatado no capítulo anterior é necessário observar de forma mais criteriosa, escala microscópica, as interfaces dissimilares submetidas ao TTAT devido ao fenômeno de migração de carbono e consequente formação de martensita, que pode levar ao aumento de dureza na região da interface.

### 7.3 Ensaio de microdureza

Foram levantados perfis de microdureza nas interfaces dos amanteigamentos, Fig. 7.1, com três indentações para cada ponto. Os perfis dos valores médios de microdureza levantados em duas regiões (na parte superior e meio) da seção transversal das juntas soldadas são apresentados nas Fig. 7.3a e 7.3b. Esses resultados também revelam que o TTAT reduziu o valor de dureza da ZAC para níveis abaixo de 250 HV. Entretanto, os resultados de microdureza apresentaram valores maiores que os de dureza, essa característica está associada principalmente a natureza microscópica do ensaio de microdureza onde análises mais pontuais são estabelecidas.

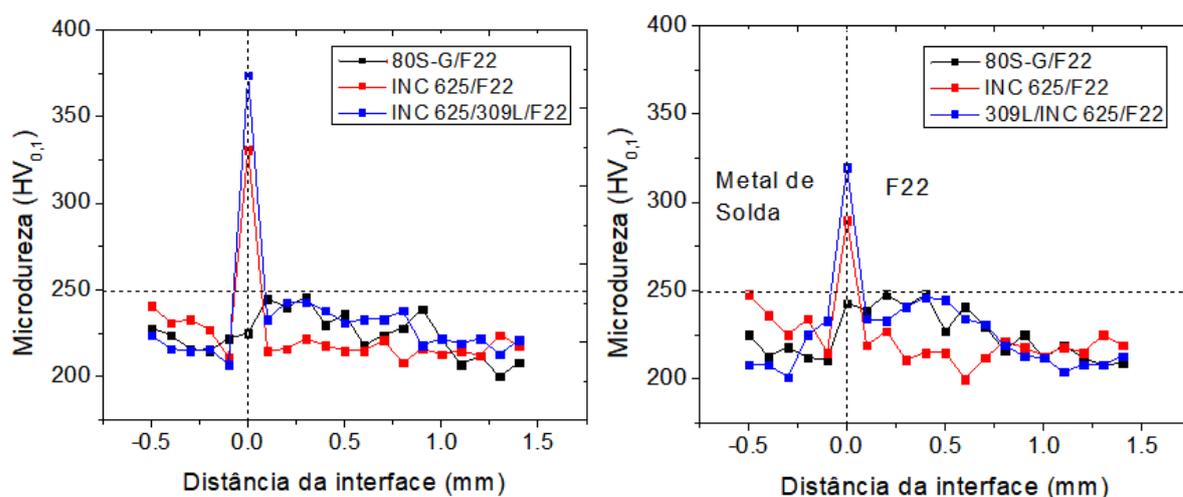


Figura 7.3 - Perfis de microdureza levantados nas interfaces dos amanteigamentos das juntas soldadas com TTAT, a) parte superior da junta, b) meio da junta

Ao observar os gráficos de microdurezas da Fig. 7.3, percebe-se que a região da interface dissimilar (INC625/F22) do amanteigamento, do lado do metal de solda (zona planar), apresentou valores de dureza elevados, comportamento não observado no ensaio de dureza. Essa característica foi encontrada somente nas juntas amanteigadas com a liga à base de Ni em função da interface dissimilar formada entre essa liga e o aço F22 e, conforme discutido no capítulo VI, é atribuída a formação de ZPMs e a migração de carbono durante o TTAT na interface 625/F22, fenômenos não observados na interface 80S-G/F22. A verificação microestrutural da região enriquecida de carbono revelou a formação da fase martensita.

De modo a analisar de forma criteriosa o efeito combinado das ZPMs e da região rica em carbono quanto a variação de propriedade mecânica (microdureza), foi levantado perfil de microdureza na região da interface de amanteigamento para as três juntas soldadas. Os resultados são apresentados nas Fig. 7.4a, 7.4b e 7.4c e na Tab. 7.2.

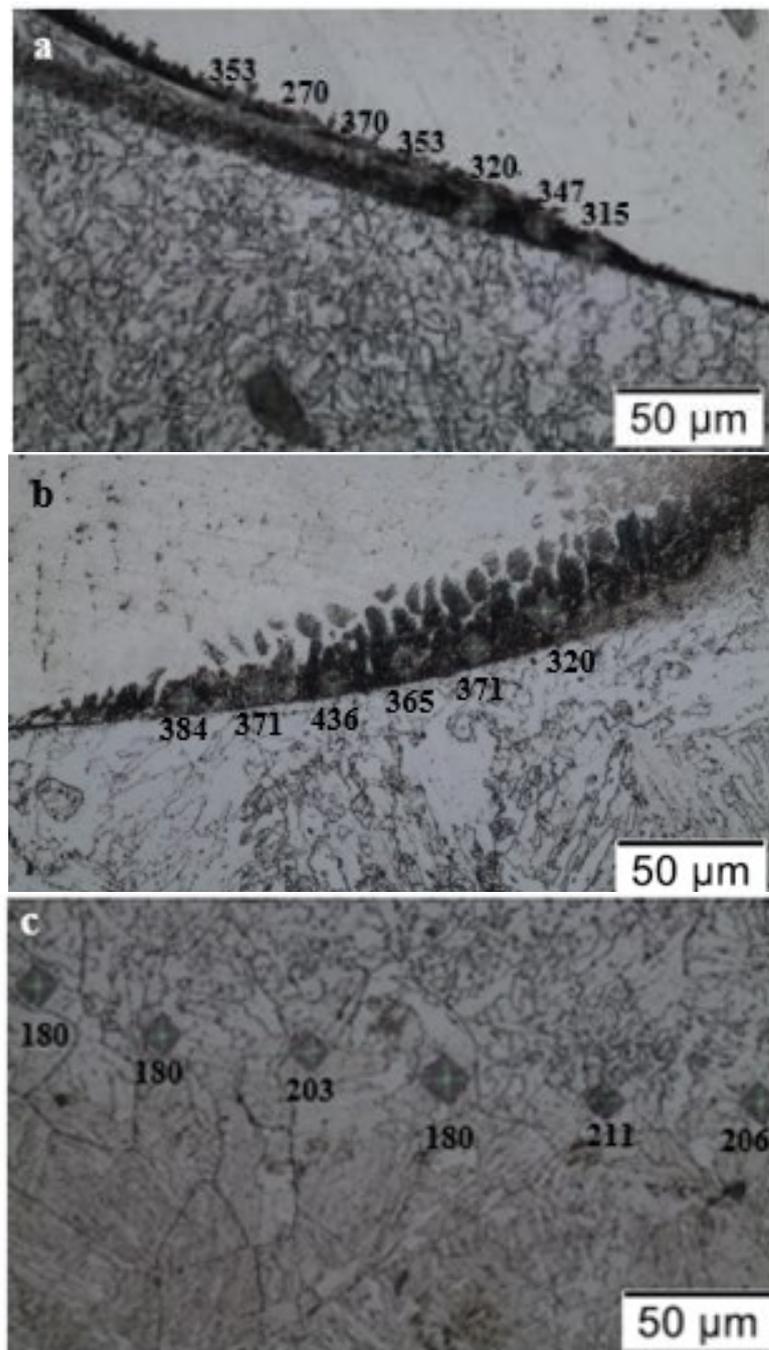


Figura 7.4 - Valores de microdurezas das interfaces de amanteigamento, a) F22/INC625, b) F22/INC625/309L-Si, c) F22/80S-G

Tabela 7.2 - Valores de microdurezas levantados nas interfaces dos amanteigamentos

Medidas	INC625/F22	309L/ INC625/F22	80S-G/F22
1 (HV <sub>0,025</sub> )	341	436	180
2 (HV <sub>0,025</sub> )	371	371	180
3 (HV <sub>0,025</sub> )	347	371	203
4 (HV <sub>0,025</sub> )	320	384	211
5 (HV <sub>0,025</sub> )	315	365	206
6 (HV <sub>0,025</sub> )	290	320	180
Média	331	374	193
Desvio padrão	28	37	15

Com base nos perfis de microdurezas levantados nas interfaces dissimilares pode-se concluir que a norma NACE MR0175 apresenta uma lacuna com respeito ao critério da dureza (<250 HV), pois as juntas dissimilares submetidas ao TTAT apresentam valores de dureza na ZAC abaixo de 250 HV e, que de acordo com a norma estariam isentas de regiões frágeis. No entanto, a norma não leva em consideração os elevados valores de durezas encontrados nas interfaces dissimilares, que revelam que o TTAT não foi capaz de eliminar as regiões de alta dureza na região planar, conforme observado por diferentes autores (SUDHA, et. al., 2002, ALMEIDA, 2014).

Os resultados de microdurezas da interface 80S-G/F22 revelaram que a junta amanteigada com o arame ER 80S-G apresentou valores de microdureza abaixo de 250 HV, independente da região analisada (metal de solda, interface e ZAC), de maneira que atendeu o critério de aceitação da norma NACE.

No capítulo VI foi observado que o perfil de composição na interface dissimilar F22/Inconel 625 revelou a possibilidade de formação da fase martensita na região planar, independente do emprego do TTAT, devido à presença dos elementos Ni e Cr que aumentam a temperabilidade nessa região. Comportamento distinto foi observado na interface F22/80S-G, que não apresentou gradiente de composição química significativo, devido à proximidade entre as composições químicas do metal de enchimento 80S-G e do aço F22.

Os resultados de microdurezas revelaram que o arame eletrodo ER 80S-G apresentou um melhor comportamento quando comparado ao metal de enchimento Inconel 625, no que se refere a inexistência de pontos de alta dureza na interface de amanteigamento, atendendo a norma NACE. Embora o arame eletrodo ER 80S-G tenha apresentado resultado satisfatório

quanto a dureza e, somado a isso, apresente menor custo que o arame Inconel 625 há poucas informações na literatura a respeito dos critérios de seleção do arame à base de Ni frente ao arame de baixa liga.

Para eliminação de pontos de elevada dureza na interface dissimilar seria interessante o emprego de materiais de enchimento que diminuíssem o gradiente químico da região, de modo a evitar ou diminuir a formação da fase martensita e a difusão de carbono em direção ao metal de soda durante o TTAT.

Outra alternativa para eliminação ou diminuição das zonas de alta dureza da interface, seria eliminar o TTAT por técnicas de sobreposição de ciclos térmicos, por exemplo, teste de Higuchi, de maneira que reduzisse o fenômeno da difusão de carbono do metal de base em direção ao metal de solda. Embora nesse trabalho o uso dessa técnica, capítulo V, não tenha reduzido os valores de dureza na ZAC para níveis aceitáveis pela norma NACE, a interface dissimilar produzida com essa técnica não sofreu o fenômeno de migração de carbono de forma tão intensa quando comparada com a amostra submetida ao TTAT.

#### **7.4 Propriedades mecânicas de tração**

Foram retirados dois corpos de prova do aço F22 e de cada uma das juntas soldadas, conforme a Fig. 3.13. Os corpos de prova foram confeccionados de acordo com a norma ASMT E8, Fig. 3.18. Os corpos de prova retirados das juntas soldadas tiveram a região útil usinada de modo a garantir que fratura ocorresse nas regiões de interesse (solda de união, amanteigamento, interface e aço F22) para esse trabalho, Fig. 7.5. Os testes dos corpos de prova não carregados de hidrogênio, foram realizados a temperatura ambiente e com taxa de deformação de 0,5 mm/min, conforme procedimento apresentado no item 3.3.8.

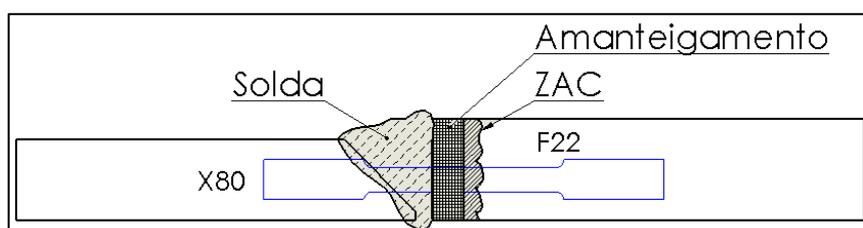


Figura 7.5 - Representação esquemática da região de retirada dos corpos de prova de tração das juntas soldadas

A Tab. 7.3 apresenta os valores das propriedades mecânicas dos arames eletrodos e do aço F22, de acordo com os fabricantes e a norma ASTM A182 F22, respectivamente. Os resultados dos ensaios de tração para as amostras retiradas das juntas soldadas e do aço F22 são apresentados Tab. 7.4.

Ao observar os valores de propriedades mecânicas das amostras retiradas do aço F22, Tab. 7.4, verifica-se que os valores ficaram acima do referido na norma ASTM A 182F22, Tab. 7.3, comportamento similar foi observado por Fassina et. al. (2012) e Fallahmohammadi et. al. (2014). O valor de dureza do aço F22 observado por esses autores também está de acordo com o encontrado nesse trabalho (220 HV). Essa diferença nas propriedades mecânicas do aço F22 observada em relação a norma, pode estar associada a variação dos parâmetros na realização do ensaio de tração, como a taxa de deformação ou as condições de tratamento térmico como um maior tempo de permanência na temperatura de austenitização que irá influenciar na microestrutura do material.

Tabela 7.3 - Propriedade mecânicas dos arames eletrodos e do metal de base F22

Material	$\sigma_e$ (MPa)	$\sigma_{res}$ (MPa)	$\epsilon$ (%)
F22	310	515	20
80S-G	400	520	20
Inconel 625	590	760	25
309L-Si	400	600	35

Fonte: Fabricantes dos arames e norma ASTM A182 F22

de:  $\sigma_e$  = tensão de escoamento,  $\sigma_{res}$  = tensão de resistência,  $\epsilon$  = deformação

Tabela 7.4 - Valores das propriedades mecânica das amostras retiradas das juntas soldadas e do aço F22

Ensaio	Condição	CP	$\sigma_e$ (MPa)	$\sigma_{em}$ (MPa)	$\sigma_{res}$ (MPa)	$\sigma_{resm}$ (MPa)	$\varepsilon$ (%)
01	F22	01	400	442,5	565	577	33
		02	445				28
02	80S-G/F22	03	415	412,5	540	532	23
		04	410				21
03	INC 625/F22	05	440	445,0	590	591	30
		06	450				31
04	309L/INC625/F22	07	340	335,0	504	504	31
		08	330				21

Onde:  $\sigma_e$  = tensão de escoamento,  $\sigma_{em}$  = tensão de escoamento média,  $\sigma_{res}$  = tensão de resistência,  $\sigma_{resm}$  = tensão de resistência média e  $\varepsilon$  = deformação

Os corpos de prova ensaiados da junta soldada 80S-G/F22 apresentaram valores de resistências ao escoamento (412,5 MPa) e mecânica (532 MPa) inferior ao metal de base F22, 442,5 MPa e 577 MPa, respectivamente, Tab. 7.4, uma redução de aproximadamente 7% para as duas propriedades mecânicas.

Na Fig.7.6a é possível observar que a falha ocorreu no metal de solda e apresentou a típica fratura taça-cone marcada pelo empescoçamento do corpo de prova na região da fratura, comportamento de material dúctil. As Fig. 7.6b e 7.6c apresentam a superfície de fratura de uma amostra da junta 80S-G/F22, CP 03, onde não é possível observar a presença de descontinuidades no metal de solda. A superfície fraturada apresenta uma morfologia essencialmente dúctil, onde pode-se observar a superfície rugosa e formação de microcavidades, resultado do micromecanismo de formação de vazios e coalescência dos mesmos durante o processo de fratura dúctil.

É importante ressaltar que embora as propriedades mecânicas do metal de solda ER80S-G (resistência de escoamento e de tração) tenham sido inferiores às do metal de base F22 nesse trabalho, Tab. 7.4, elas são superiores as mínimas exigidas para o aço F22 de acordo com a norma ASTM A182 F22, Tab. 7.3.

Esse problema pode ser eliminado pela substituição do arame ER80S-G por outro arame eletrodo baixa liga de maior resistência. Além do aumento das propriedades mecânicas

do metal de solda, o novo arame eletrodo deve manter as características observadas no metal de solda ER80S-G, quanto a formação de um gradiente de composição química não significativo na interface com o aço F22, e um valor de carbono equivalente. Essas características são importantes no novo arame eletrodo para evitar a formação de ZPMs, migração de carbono durante o TTAT e formação de fases de alta dureza na região da interface do metal de solda com o aço F22.

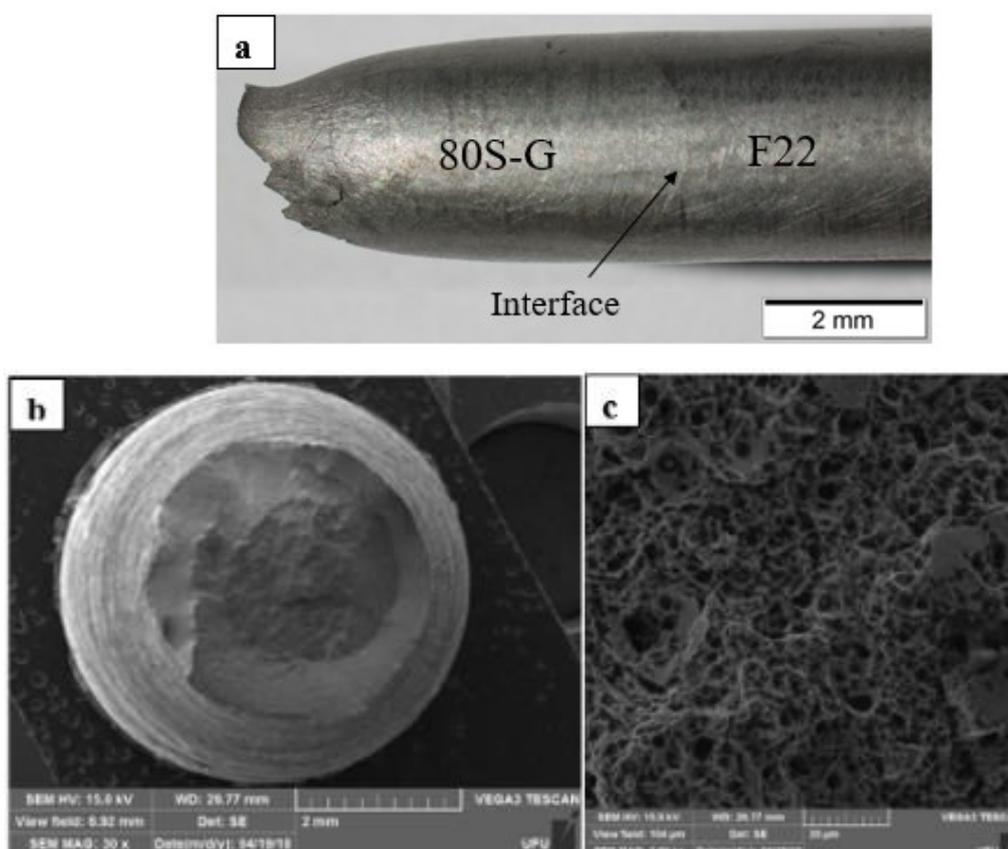


Figura 7.6 - Corpo de prova ensaiado retirado da junta 80S-G/F22, CP 03, a) imagem longitudinal do corpo de prova fraturado, b) imagem transversal do corpo de prova fraturado (cone), c) microcavidades presentes na superfície de fratura

De acordo com os resultados apresentados na Tab. 7.4 pode-se observar que entre os corpos de provas ensaiados os retirados da junta soldada 309L-Si/INC625/F22 foram os que apresentaram os menores valores de tensões de escoamento e resistência, 335 MPa e 504 MPa, respectivamente, esses valores ficaram abaixo dos encontrados para o aço F22.

Na Fig.7.7a é possível observar que a falha ocorreu no metal de solda 309L do amanteigamento. As Fig. 7.7b 7.7c apresentam a superfície de fratura de uma das amostras

ensaiadas retiradas da junta 309L/INC 625/F22, CP 05, onde é possível visualizar a presença de uma trinca na região central da amostra. Essa trinca deve ter progredido a partir de microtrincas de solidificação formada na interface dissimilar 309L/INC 625, conforme discutido no capítulo VI. Esse defeito também foi relatado por Das et. al. (2009) e Hosseini et. al. (2016). Esses pesquisadores observaram em seus trabalhos que a formação de microtrincas de solidificação ocorreu na interface formada pela deposição do metal de solda a base de Fe (inox) sobre o metal de base ou metal de solda à base de Ni, e que esse defeito não foi contínuo ao longo da interface e nem progrediu para a superfície da solda. O aparecimento desse defeito no metal de solda foi responsável pela redução das propriedades mecânicas das juntas soldadas 309L/INC 625/F22.

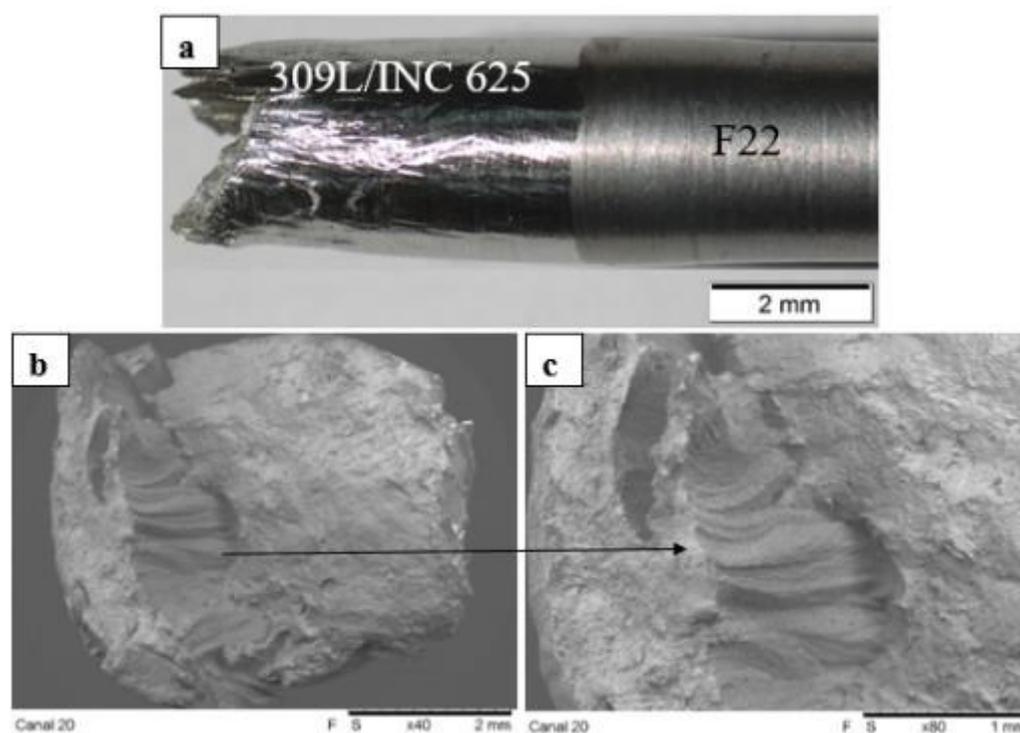


Figura 7.7 - Corpo de prova ensaiado retirado da junta 309L/INC 625/F22, CP 08, a) imagem longitudinal do corpo de prova fraturado, b) imagem da superfície de fratura, c) trinca presente na superfície de fratura

As propriedades mecânicas dos corpos de prova retirados da junta soldada INC625/F22 e do metal de base F22 apresentaram valores aproximados, Tab. 7.4, essa característica está associada ao fato das amostras da junta soldada INC625/F22 terem fraturado no metal de base (F22) durante o ensaio de tração, fora da região da ZAC, Fig. 7.8a.

A localização da fratura longe da interface dissimilar, Fig. 7.8a, pode ser uma consequência da alta resistência mecânica da ZPMs devido a formação da fase martensita, deslocando a falha para outras partes da amostra submetidas à deformação plástica preferencial. A localização da falha no metal de base também revela que a descarbonetação ocasionada pelo emprego do TTAT não comprometeu as propriedades mecânicas da junta soldada.

Na imagem da superfície de fratura do corpo de prova ensaiado retirado da junta INC 625/F22, Fig. 7.8b, micrografia de menor aumento, é possível observar a típica fratura taçone marcada pelo empescoçamento do corpo de prova na região de fratura, a qual apresenta morfologia essencialmente dúctil. Na micrografia da imagem da Fig. 7.6c, com maior aumento, é possível observar os dimples que caracterizam a fratura dúctil.

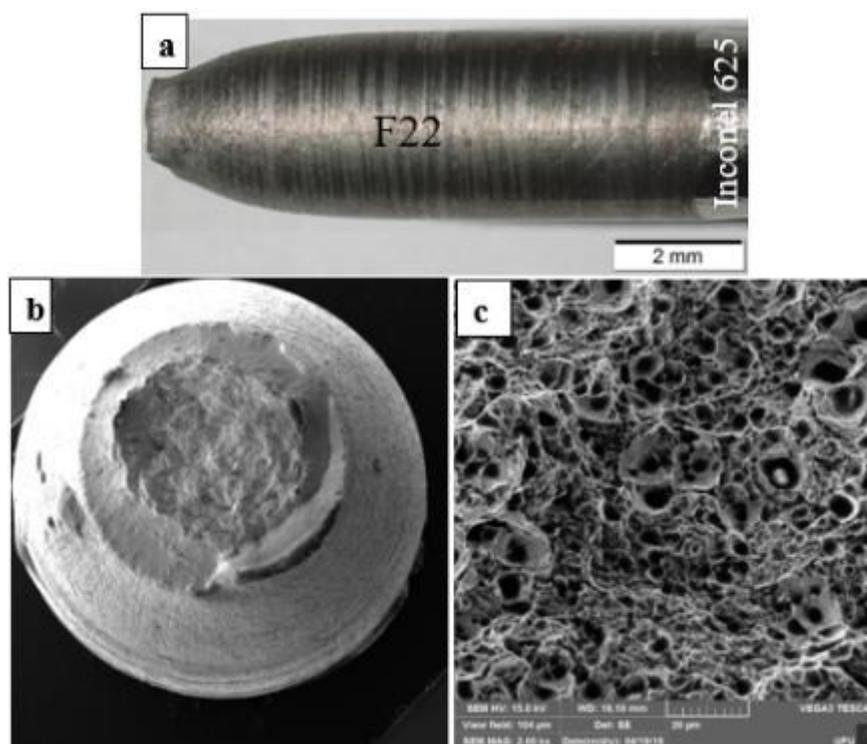


Figura 7.8 - Corpo de prova ensaiado retirado da junta INC 625/F22, CP 05, a) imagem longitudinal do corpo de prova fraturado, b) imagem transversal do corpo de prova fraturado (cone), c) microcavidades presentes na superfície de fratura

#### 7.4.1 O efeito do hidrogênio nas propriedades mecânicas das juntas soldadas

Diferentes autores (GITTO, 2008; BEAUNGRAND et. al., 2009) apontam que as zonas parcialmente misturadas (ZPMs) podem afetar negativamente a interface dissimilar da solda, podendo ocasionar a falha da junta soldada em um ambiente rico em hidrogênio.

Conforme observado nos resultados da análise microestrutural (capítulo VI) e os valores de microdurezas levantados nas interfaces dissimilares, as ZPMs são responsáveis por regiões de dureza elevada devido a formação da fase martensita, sendo essas regiões favoráveis à nucleação e propagação de trincas induzidas pelo hidrogênio.

Fassina et. al. (2012) ao estudarem o efeito do hidrogênio nas propriedades mecânicas e na tenacidade dos aços F22 e X65, ambos amplamente utilizados em oleodutos e gasodutos, concluíram que o hidrogênio afeta significativamente as propriedades mecânicas desses aços, além de alterar a morfologia da superfície de fratura de inicialmente dúctil para uma fratura frágil (quase-clivagem).

De modo a analisar o efeito da atividade de hidrogênio na degradação das propriedades mecânicas da interface de amantecimento das juntas soldadas e do aço F22. Os corpos de provas para o ensaio de tração retirados das junta soldadas, Fig. 7.5, foram usinados apenas um corpo de prova de cada junta soldada e do aço F22 foi ensaiado, foram usinados de acordo com a norma ASMT E8, Fig. 3.18. Essas amostras foram hidrogenadas por carregamento catódico sem aplicação de tensão elástica, utilizando a metodologia proposta por Siquara et. al. (2007) e Costa et. al. (2015), ou seja, eletrólito de 0.1M H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> + 6 mg As<sub>2</sub>O<sub>3</sub> com densidade de corrente de 10 mA/cm<sup>2</sup> e tempo de hidrogenação 96 h.

Os resultados do ensaio de tração dos corpos de prova hidrogenados são apresentados na Tab. 7.5 e na Fig. 7.5. Esses resultados revelam uma tendência de redução das propriedades mecânicas do aço F22 em um ambiente rico em hidrogênio quando comparado a condição sem a presença de hidrogênio, Tab. 7.4 e Fig. 7.10, já que as falhas de todas as amostras retiradas das juntas soldadas ocorreram no metal de base (F22). Vale ressaltar que a fratura não ocorreu no lado do aço X80, provavelmente, em função da configuração do corpo de prova utilizado, Fig. 7.5.

Tabela 7.5 - Valores das propriedades mecânica obtidas no ensaio de tração referentes as juntas soldadas e o aço 2,25Cr-1Mo na condição hidrogenada

Ensaio	Condição	$\sigma_e$ (MPa)	$\sigma_{res}$ (MPa)	$\epsilon$ (%)
01	F22	371	371	7
02	80S-G/F22	360	396	11
03	INC 625/F22	420	531	14
04	309L/INC 625/F22	370	381	8

Onde:  $\sigma_e$  = tensão de escoamento,  $\sigma_{res}$  = tensão de resistência,  $\epsilon$  = deformação

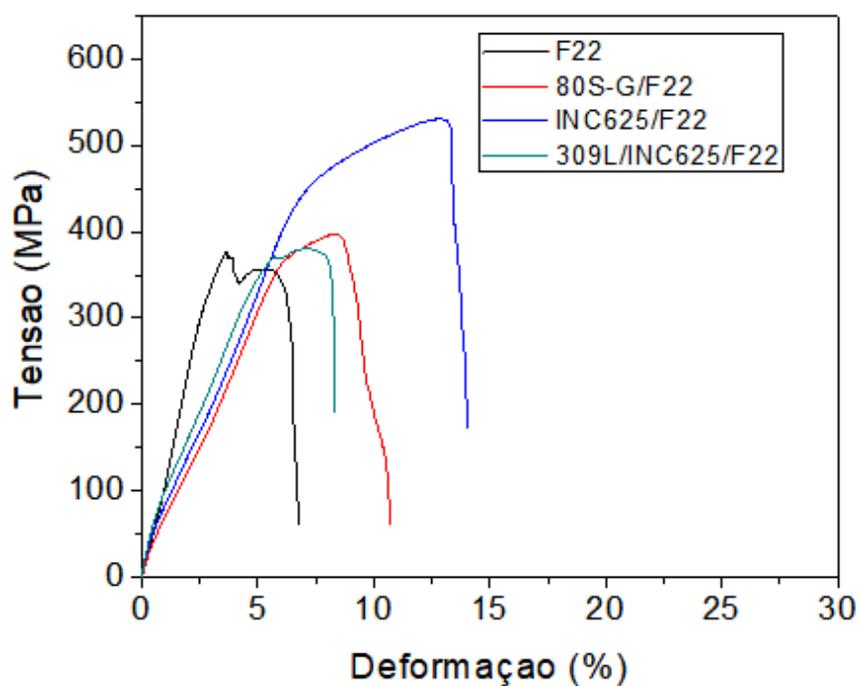


Figura 7.9 - Curvas tensão versus deformação dos corpos de provas das juntas soldadas e do aço F22, hidrogenados

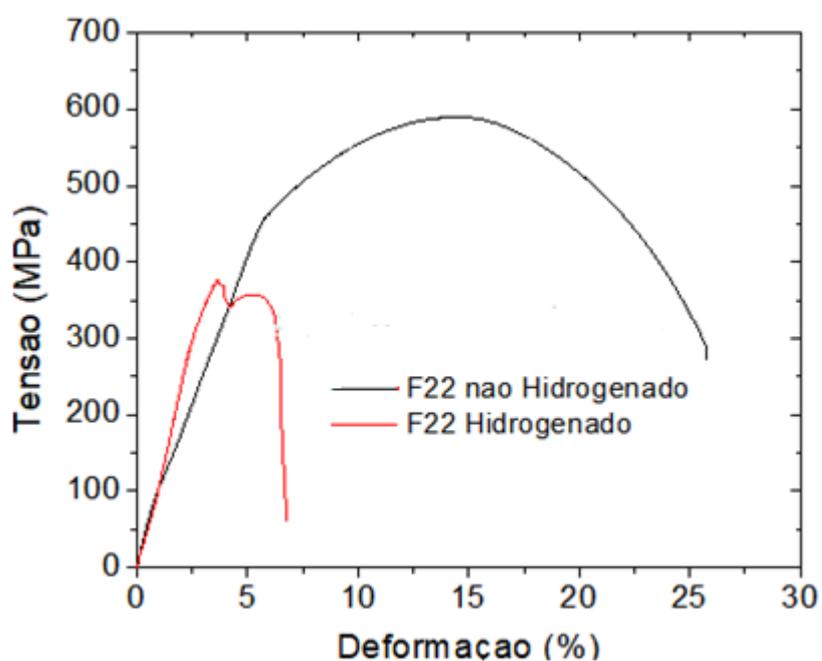


Figura 7.10 - Curvas tensão x deformação do aço F22 hidrogenado e não hidrogenado

Ao observar as curvas tensão x deformação dos corpos de prova hidrogenados, Fig. 7.9, percebe-se que todas as amostras das juntas soldadas apresentaram comportamento

similar a amostra do aço F22, essa característica está relacionada ao fato das fraturas de todas as amostras das juntas soldadas terem ocorrido no metal de base (F22). Embora a amostra INC625/F22 tenha apresentado os maiores valores de propriedades mecânicas quando comparada aos demais corpos de prova hidrogenados, essa condição também apresentou redução das propriedades mecânicas quando comparada a condição sem hidrogenação, Tab. 7.4.

O comportamento distinto apresentado pela amostra INC625/F22 pode estar relacionado ao maior diâmetro da seção transversal (6,2 mm) dessa amostra quando comparada as demais (6 mm), pois de acordo com Siquara (2006) a difusibilidade do hidrogênio é influenciada pela espessura da amostra.

Ao visualizar o local da fratura das amostras retiradas das juntas soldadas observou-se que os corpos de prova falharam no metal de base (aço F22) fora da região da ZAC. De modo que pode se concluir que a fragilização da estrutura do aço F22 na presença do hidrogênio foi preferencial frente a fragilização das macrosegregações presentes nas interfaces dissimilares, região martensítica. Acredita-se que a trinca induzida pelo hidrogênio tenha nucleado nos contornos de grãos, devido a maior quantidade de carbonetos presentes após o TTAT, já que esses precipitados são apontados na literatura como aprisionadores de hidrogênio (PARVATHAVARTHINI et. al., 2001; FALLAHMOHAMMAD et. al., 20014, PEREIRA et. al., 2015). Para Wang et. al. (2017) o aprisionamento de hidrogênio em carbonetos está associado ao abaixamento de energia livre interfacial.

Costa et. al. (2015) ao estudarem o efeito do hidrogênio sobre soldas no aço 2,25Cr-1Mo, observaram que os corpos de prova falharam no metal de base, fora da ZAC, quando as amostras foram hidrogenadas sem aplicação de uma tensão elásticas. Entretanto, quando as amostras foram hidrogenadas sob tensão elástica houve uma mudança da região de fratura para a região da ZAC. Comportamento similar foi observado por Tsay et. al. (1997), para os autores a deformação elástica potencializa a fragilização da interface dos grãos grosseiros da ZAC, que já são suscetíveis à fragilização.

Takasawa et al. (2010) mostraram que a tensão de tração induz um aumento na solubilidade de hidrogênio nos limites de grãos, e que o carregamento de hidrogênio sob tensão de tração induz a diminuição da ductilidade e leva à fratura intergranular em aços bainíticos com maiores tamanhos de grão.

Hadam e Zakroczymski (2009) ao aplicarem uma tensão, abaixo do limite de escoamento, em um aço com alto teor de carbono levou ao aumento do aprisionamento do

hidrogênio nas interfaces das fases ferrita e cementita, contribuindo para a redução das propriedades mecânicas do material.

A fractografia de um corpo de prova hidrogenado pode ser observada na Fig. 7.11a, onde é possível visualizar que não houve a típica fratura taça-cone marcada pelo empescoamento do corpo de prova na região de fratura. Pode ser notado o aspecto frágil da fratura com presença de facetas típica de uma fratura frágil. A Fig. 7.11b revela a presença de trincas transversais na região do metal de base, F22, fora da região da ZAC. A superfície de fratura revela o modo quase-clivagem com a presença de trincas (Fig. 7.11c e Fig. 7.11d) típicas de fragilização induzida pelo hidrogênio.

Para os pesquisadores You et. al. (2016) e Li et. al. (2018) a fragilização por hidrogênio dos aços baixa liga ocorre de forma intergranular, onde dois mecanismos atuam. Primeiro, o modelo da decoesão onde o acúmulo de hidrogênio resulta em uma diminuição nas forças de ligação dos átomos da estrutura metálica. A aplicação de uma tensão no material resulta em uma fratura frágil ao longo dos limites dos grãos (clivagem intergranular), devido à diminuição das forças de ligação. E segundo o modelo da plasticidade melhorada pelo hidrogênio, onde há um acúmulo de hidrogênio no campo tensão, por exemplo, nas proximidades da ponta da trinca ou nas áreas de deformações. Durante o início do movimento de deslocamento pela aplicação da tensão externa, o hidrogênio diminui consideravelmente a resistência ao movimento das discordâncias. Consequentemente, um movimento de deslocamento local ocorre em níveis baixos de tensão de cisalhamento, acompanhando o comportamento de suavização do material. Isso funciona como uma injeção de deslocamento aprimorado em superfícies promovendo a instabilidades de cisalhamento.

Zhang et. al. (2017) ao estudarem a fragilização por hidrogênio do aço X80 observaram a mudança para fratura frágil do material quando carregado de hidrogênio, os autores concluíram que os átomos de hidrogênio absorvidos diminuiriam a energia da superfície do material ou a força da ligação metálica, levando assim ao início de trincas na superfície do material.

A mudança do modo de fratura de dúctil para frágil no aço F22 com adição de hidrogênio foi relatada por diferentes autores (FASSINA et. al., 2012; FALLAHMOHAMMAD et. al., 20014, COSTA et. al., 2015). Pereira et. al. (2015) e Wang et. al. (2017) ao estudarem o aço F22 com adição de 0,25V observaram comportamento mecânico similar.

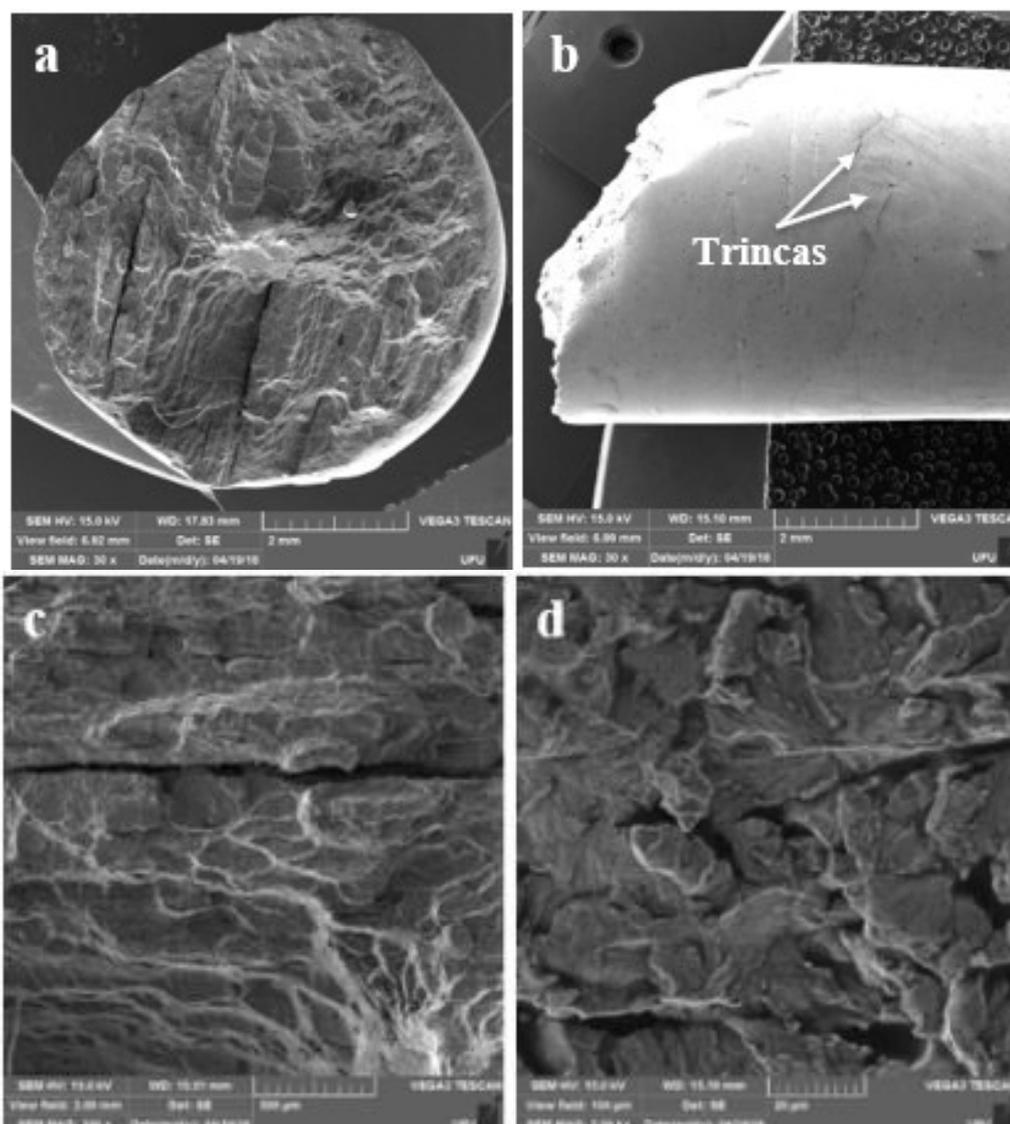


Figura 7.11 - Micrografia eletrônica de varredura da amostra hidrogenada fraturada retirada do aço F22, a) trincas e crateras na superfície da fratura, b) presença de trincas transversais na lateral do corpo de prova fraturado, c) fratura quase-clivagem e trinca principal, d) facetas da fratura frágil e a trincas secundárias

### 7.5 Ensaio de mecânica da fratura

Os ensaios de fratura foram realizados com o objetivo de avaliar a tenacidade das juntas soldadas através do fator de intensidade de tensões (K) do CTOD. Nos ensaios de Mecânica da Fratura utilizou-se como referência a norma ISO 12135 (2016). Foram retirados três corpos de prova de cada uma das juntas soldadas, conforme a Fig. 3.13. A geometria e as

dimensões dos corpos de provas são apresentadas na Fig. 3.16. O procedimento do ensaio de fratura é apresentado no item 3.3.7.

Vale ressaltar que não foi induzida a pré-trinca nos corpos de prova para o ensaio de fratura, sendo utilizado o entalhe. Os corpos de provas ensaiados tiveram o entalhe posicionado próximo a interface de amanteigamento na região da ZAC-GG, Fig. 3.16, devido à dificuldade de precisão no posicionamento do entalhe na interface. O estudo da tenacidade nessas duas regiões (interface e ZAC-GG) é interessantes em juntas dissimilares submetidas ao TTAT devido à migração de carbono para a zona planar e, conseqüente formação de martensita nessa região, e descarbonetação da ZAC do metal de base.

O ensaio de CTOD de carga máxima forneceu o registro de toda a evolução do carregamento aplicado no corpo de prova no decorrer do tempo, além do deslocamento de abertura do entalhe do corpo de prova, acompanhada pelo “clip gage”. A partir desses registros foi possível a obtenção de curvas de carregamento versus abertura do entalhe CMOD (Crack Mouth Opening Displacement).

#### 7.5.1 Determinação do CTOD das juntas soldadas

Para a obtenção do parâmetro de CTOD ( $\delta$ ), inicialmente foi calculado o fator de intensidade de tensão (K). Segundo a norma ISO 12135, para corpos de prova da espécie de flexão em três pontos SE (B) o fator de intensidade de tensões (K) é calculado utilizando-se a Eq. 7.1.

$$K_I = \frac{S}{W} \frac{F}{(BB.W)^{0,5}} g(a/W) \quad (7.1)$$

Onde: (F) força máxima aplicada, (S) afastamento entre os pontos de apoio, (B) largura do corpo de prova, (W) altura do corpo de prova e fator de forma ( $g(a/W)$ ) são todos fixos e função da geometria do corpo de prova.

Para o cálculo do fator de forma  $g(a/W)$  utilizou-se a Eq. 7.2.

$$g\left(\frac{a}{W}\right) = \frac{3\left(\frac{a}{W}\right)^{0,5} \cdot \left[1,99 - \frac{a}{W} \left(1 - \frac{a}{W}\right) \left(2,15 - \frac{3,93a}{W} + \frac{2,7a^2}{W^2}\right)\right]}{2\left(1 + \frac{2a}{W}\right) \left(1 - \frac{a}{W}\right)^{1,5}} \quad (7.2)$$

Após o ensaio de fratura, os corpos de prova foram rompidos para medição do comprimento do entalhe ( $a$ ), para a determinação do fator de intensidade de tensões (K) e do

CTOD. O  $a$  de interesse nesse trabalho é o comprimento das regiões do entalhe e do suporte do “clip gage”, Fig. 7.12a. Para a obtenção de “ $a$ ” de acordo com a norma ISO 12135 foram necessários nove valores de comprimento do entalhe, respeitando uma distância das bordas do corpo de prova relativo a 1% da espessura. O comprimento inicial do entalhe ( $a$ ) deve ser obtido, em primeiro lugar a média das duas medições feitas nos pontos extremos. Em seguida, a média desses valores com os sete pontos interiores, como demonstrado na Eq. 7.3 e na Fig. 7.12b.

$$a = \frac{1}{8} \left( \frac{a_1 + a_9}{2} + \sum_{i=2}^8 a_i \right) \quad (7.3)$$

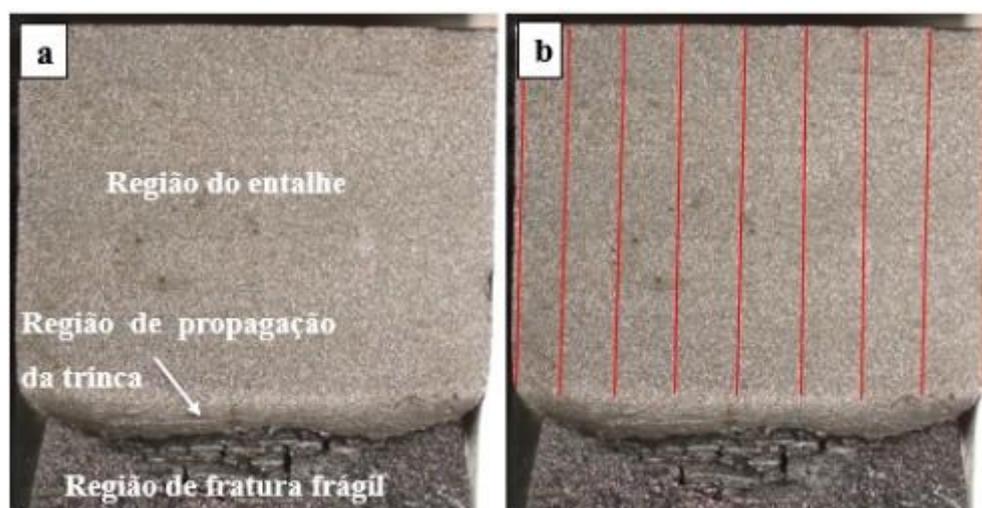


Figura 7.12 - Superfície do corpo prova fraturado no ensaio de CTOD, a) diferentes regiões da superfície de fraturada, b) método para medição do comprimento do entalhe

As Figs.7.13 a 7.15 apresentam os comportamentos das curvas força versus abertura do entalhe dos corpos de prova ensaiados.

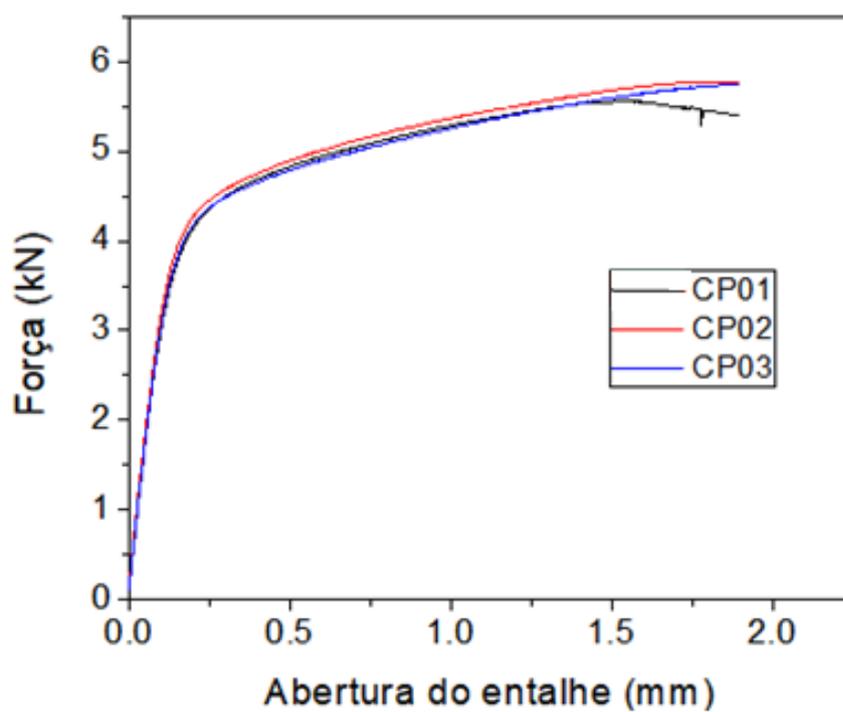


Figura 7.13 - Gráficos de força vs abertura do entalhe para as amostras retiradas da junta soldada INC625/F22

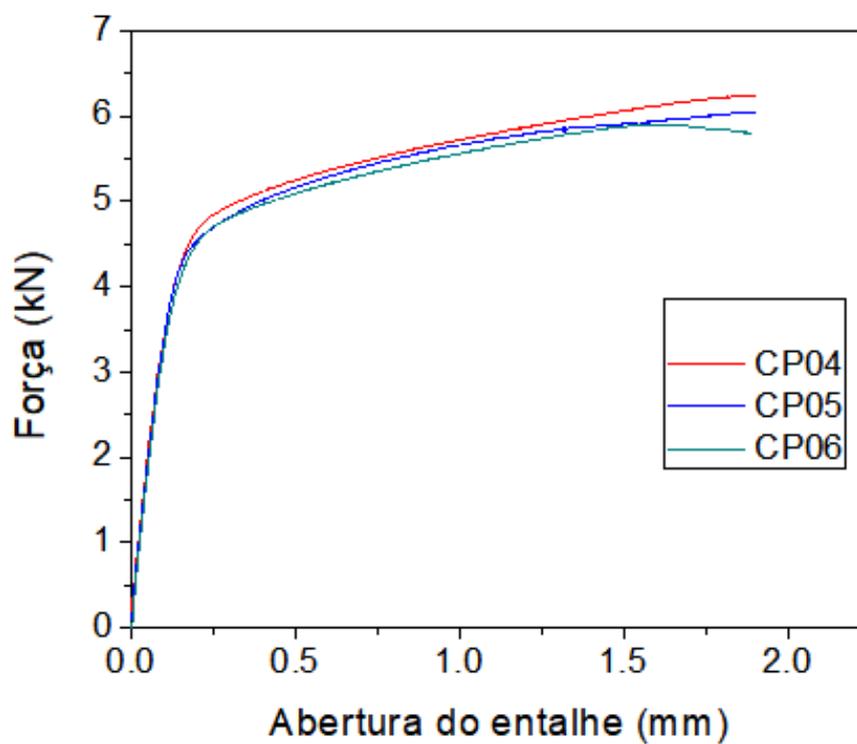


Figura 7.14 - Gráficos de força vs abertura do entalhe para as amostras retiradas da junta soldada 309L/INC625/F22

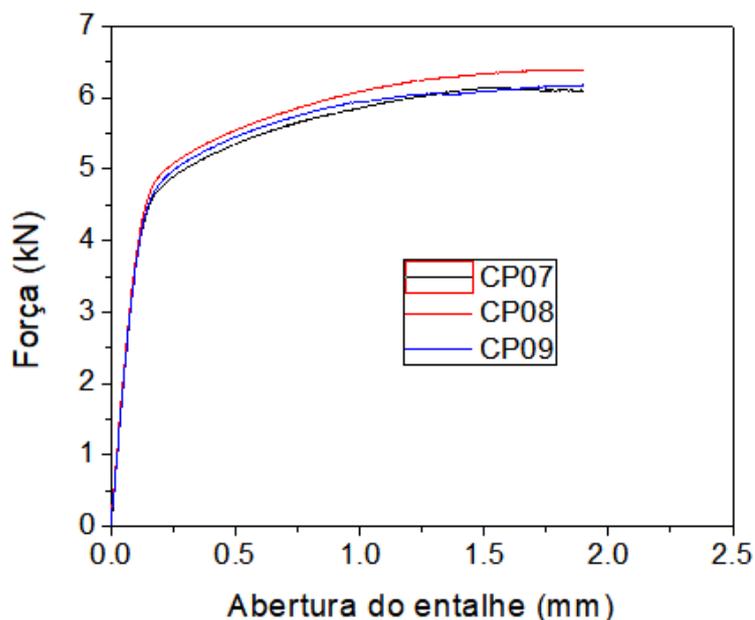


Figura 7.15 - Gráficos de força vs abertura do entalhe para as amostras retiradas da junta soldada 80S-G/F22

Através dos gráficos força vs abertura do entalhe, Fig. 7.13 a 7.15, pode-se observar que não há quedas repentinas na carga, o que caracterizaria um pop-in. As diferentes normas ASTM (1999), BSI (1991) e ISO 12135 (2016) abordam critérios para validação de “pop-in”. A norma ISO 12135 (2016) sugere que quando houver uma variação repentina na carga aplicada (“pop-in”) superior a 1%, o mesmo deve ser considerado. Para Oliveira (2013) esse comportamento indica que a trinca gerada se propagou de forma instável e, que por algum motivo, encontrou uma barreira que a impediu de se propagar. O “pop-in” deve ser trabalhado de uma maneira crítica, já que poderá influenciar os resultados, mascarando os reais valores de tenacidade à fratura do material.

Na Tab. 7.6 pode-se observar as dimensões dos corpos de prova, a força e o fator de intensidade de tensão ( $K_{max}$ ) das amostras ensaiadas. Os valores de  $K$  encontrados ficaram entre 63 a 70  $MPa \cdot m^{0.5}$ .

Tabela 7.6 - Dimensões dos corpos de prova e seus valores de K

Identificação	Junta soldada	W (mm)	B (mm)	Força (kN)	$K_{\max} - \text{MPa}\cdot\text{m}^{0,5}$
CP 1		14,97	7,51	5,5	63,3
CP 2	INC625/F22	14,94	7,49	5,8	67,0
CP 3		14,94	7,52	5,8	67,5
CP 4		14,94	7,51	6,2	68,5
CP 5	309L/INC625/F22	14,94	7,51	6,1	67,6
CP 6		14,94	7,48	5,9	64,2
CP 7		14,97	7,49	6,1	67,4
CP 8	80S-G/F22	14,98	7,48	6,4	70,0
CP 9		14,97	7,49	6,3	68,5

O procedimento para o cálculo CTOD utilizou também o registro força vs deslocamento da boca do entalhe, Fig. 7.13 a 7.15. Os valores de CTOD das amostras foram calculados obtendo-se o deslocamento de  $V_p$  (valor da parcela plástica), através do gráfico força vs abertura do entalhe. Para a determinação do  $V_p$ , traça-se uma linha paralela à região elástica, a partir do ponto de maior força obtida para o corpo de prova ensaiado, como demonstra a Fig. 7.16. O valor de CTOD foi calculado utilizando-se a Eq. 7.4.

$$\delta = \left[ \frac{S}{W} \cdot \frac{F}{(B \cdot B \cdot W)^{0,5}} g(a/W) \right]^2 \left[ \left( \frac{1-\nu^2}{2E\sigma_{LE}} \right) \right] + \left[ \frac{0,4(W-a)V_p}{0,4W+0,6a+z} \right] \quad (7.4)$$

onde:  $E$  = módulo de elasticidade,  $\nu$  = coeficiente de Poisson,  $\sigma_{LE}$  = tensão de escoamento do respectivo material.

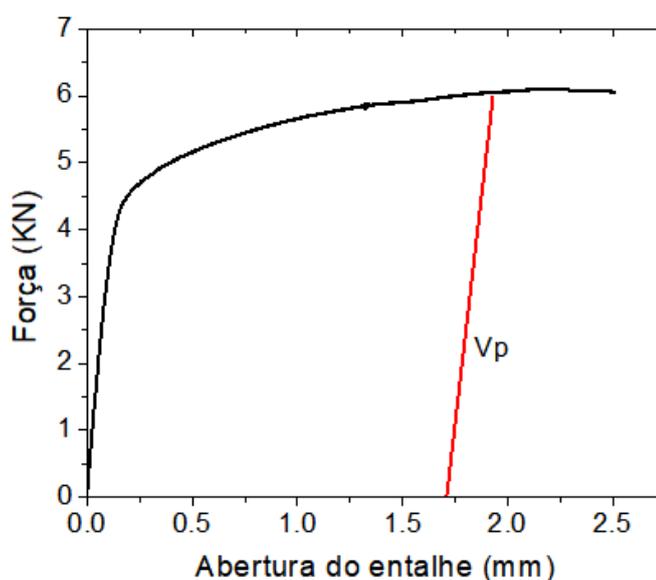


Figura 7.16 - Gráficos de carga x abertura do entalhe durante o ensaio de fratura do corpo de prova CP 4

A Tab. 7.7 apresenta os valores de CTOD das juntas soldadas, levantados na região de grãos grosseiros da ZAC.

Tabela 7.7 - Resultados de CTOD das juntas soldadas

Condição	a (mm)	Vp (mm)	Força (KN)	$\delta$ (mm)	$\delta_m$ (mm)
CP 1	7,40	1,349	5,5	0,48	
CP 2	7,40	2,007	5,8	0,60	0,53
CP 3	7,48	1,961	5,8	0,50	
CP 4	7,21	1,717	6,2	0,54	
CP 5	7,25	2,011	6,1	0,62	0,54
CP 6	7,12	1,454	5,9	0,46	
CP 7	7,36	1,607	6,1	0,51	
CP 8	7,19	1,627	6,4	0,52	0,53
CP 9	7,24	1,831	6,7	0,58	

O estudo da tenacidade das juntas soldadas foi baseado nos valores do fator de intensidade de tensões (K) e do CTOD, Tab. 7.6 e 7.7, respectivamente. Entretanto, esses valores são apenas um indicativo da variação da tenacidade em função do número reduzido de amostras ensaiadas.

Com base na análise dos valores de K e CTOD pode-se concluir que não houve uma diferença na tenacidade das juntas soldadas. Esse resultado reforça que o efeito de revenimento da bainita presente na ZACGG prevaleceu frente a descarbonetação na interface dissimilar, ou seja, a temperatura (675 °C) e o tempo (2h) empregados no TTAT não foram suficientes para promover uma descarbonetação e um crescimento de grãos da ZAC significativos, diminuindo o valor de CTOD. Entretanto, isso não quer dizer que a formação da zona dura na interface dissimilar não seja prejudicial para o desempenho da junta soldada, pois segundo Gittos e Gooch (1992) para maiores tempos de TTAT a descarbonetação pode ser significativa na ZAC, e a região dura da interface irá agravar a propensão para a fratura por clivagem no metal de base.

Ao observar o caminho percorrido pela trinca no ensaio de fratura nas amostras ensaiadas, constatou-se que as trincas percorreram a região da ZAC, Fig. 7.17 a 7.19. Este comportamento foi observado para todas as amostras ensaiadas, o que justifica os valores aproximados de K e  $\delta$ .

No caso particular das amostras com interface dissimilar, Fig. 7.17 e 7.18, foi observado que não houve nenhum caso de fratura preferencial dentro da zona dura, e sim a trinca progrediu dentro da ZAC paralela à interface dissimilar. Esse comportamento está associado à alta resistência mecânica (alta dureza) da interface dissimilar, ou seja, levando a outras partes da amostra submetidas à deformação plástica preferencial. No entanto, com os valores de durezas observados na região, não pode haver dúvidas de que a região interfacial quando submetida ao TTAT será sensível à fragilização por hidrogênio, conforme relatado por diferentes autores (OLDEN et al. (2003); BEAUGRAND et. al., 2009, SARIKKA et. al. (2017).

Dessa maneira, seria importante a avaliação do efeito do hidrogênio na tenacidade das juntas soldadas. Entretanto, por limitações relacionadas as taxas de carregamento a serem utilizadas durante o ensaio de fratura, o Laboratório de Pesquisa e Tecnologia em Soldagem, da Universidade Federal do Ceará, onde foi realizado o ensaio de fratura, não dispõe dessa técnica.



Figura 7.17 - Caminho de propagação da trinca no CP 3



Figura 7.18 - Caminho de propagação da trinca no CP 6

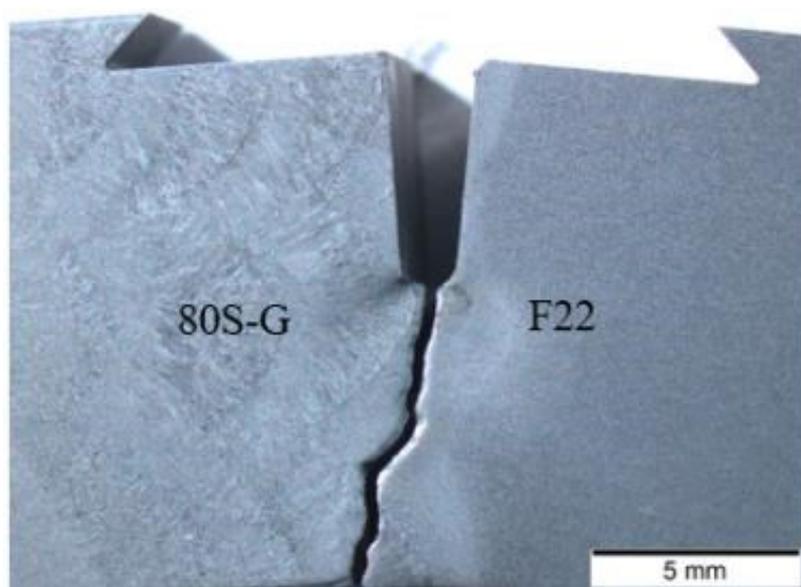


Figura 7.19 - Caminho de propagação da trinca no CP 9

Após a realização do ensaio de tenacidade, realizou-se a análise da superfície de fratura das amostras testadas, com o objetivo de identificar o tipo de fratura ocorrido. Na Fig. 7.20 é apresentada a fractografia obtida com o auxílio do MEV da superfície de fratura do corpo de prova CP03. Todas as amostras ensaiadas apresentaram comportamento similar.

Ao observar a superfície de fratura da amostra CP03, Fig. 7.20, percebe-se a presença de microcavidades (dimples) que caracterizam a fratura dúctil. Essa característica reforça que o caminho percorrido pela trinca durante o ensaio de fratura foi na região ZAC paralela à interface dissimilar, devido presença de uma região macia de baixa dureza e com alta ductilidade, responsável pelos valores altos de CTOD encontrados nas juntas soldadas.

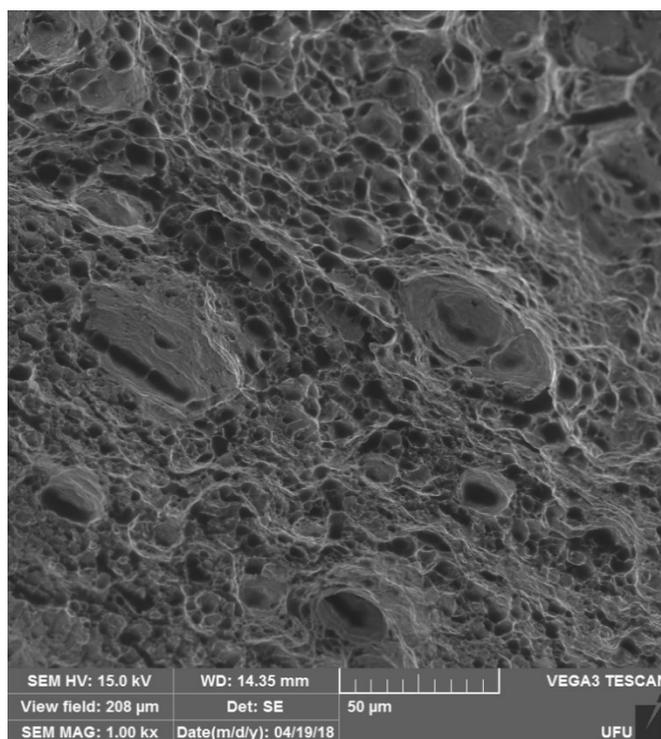


Figura 7.20 - Superfície da amostra CP 03 após o ensaio de fratura

## 7.6 Considerações finais

A análise das propriedades mecânicas e da tenacidade para as diferentes juntas soldadas, nas regiões das interfaces das soldas de amanteigamento e da ZAC do aço F22, quando submetida ao tratamento térmico (TTAT) permitiu chegar a algumas considerações:

Os valores de durezas levantados ao longo da seção transversal das soldas de amanteigamentos revelaram que o TTAT reduziu os valores de durezas para níveis aceitáveis pela norma NACE. Entretanto, em uma análise microscópica de dureza (microdureza) foram observados valores altos de dureza presentes apenas na interface dissimilar (F22/INC625) acima de 300 HV. Tal comportamento é devido a formação da fase martensita na região planar. Esse comportamento não foi observado na interface F22/80S-G. Dessa maneira, é possível concluir que o emprego do TTAT não foi capaz de prover o revenimento das regiões martensíticas presentes nas ZPMs. Comportamento similar ao encontrado nesta pesquisa foi observado por diferentes pesquisadores (SUDHA et. al., 2002; BEAUGRAND, et. al., 2009). Esse resultado apresentado pelas interfaces dissimilares quanto aos valores de microdurezas

levanta um questionamento sobre a necessidade do emprego do TTAT para controle microestrutural da ZAC.

Os resultados dos ensaios de tração dos corpos de provas retirados das juntas soldadas e do aço F22 e carregados de hidrogênio, revelou o efeito maléfico da presença do hidrogênio para as propriedades mecânicas do aço F22. A presença do elemento hidrogênio durante o ensaio mecânico de tração levou a redução da tensão de escoamento, tensão de resistência e da redução da ductilidade, e mesmo na junta soldada a região do metal de base foi a mais susceptível a fragilização pelo hidrogênio que as outras regiões da junta soldada. Entretanto, esse comportamento é consequência da hidrogenação sem aplicação de carga, pois conforme observado por diferentes autores (TSAY et. al., 1997, COSTA, et. al., 2015) a hidrogenação sob tensão levaria a fratura para as regiões mais suscetíveis à fragilização pelo hidrogênio da junta soldada (interface dissimilar e ZAC). A análise fractográfica das superfícies das amostras hidrogenadas revelou a presença de cavidades associadas às inclusões, trincas paralelas e fratura intergranular que caracterizam a transição dúctil-frágil do aço 2,25Cr-1Mo na presença de hidrogênio;

Os resultados dos ensaios de CTOD revelaram que não houve diferença de tenacidade das juntas soldadas ensaiadas. Embora as amostras retiradas da junta F22/80S-G não tenham apresentado descarbonetação da ZAC.

O TTAT contribuiu para eliminar regiões de alta dureza da ZAC, região preferencial de propagação da trinca durante o ensaio, acarretando em uma boa tenacidade da junta soldada. As fractografias das superfícies fraturadas, após o ensaio de CTOD, revelaram que as fraturas apresentaram características totalmente dúcteis apresentando regiões com microcavidades (dimples).

## CAPÍTULO VIII

### CONCLUSÕES

Com base nos resultados obtidos neste trabalho e na literatura pode-se concluir que:

A utilização da técnica da dupla camada, método de Higuchi, na soldagem de amanteigamento resultou na redução de dureza da região de grãos grosseiros da ZAC e eliminação da zona dura. Entretanto, essa redução de dureza para valores próximos a 280 HV não foi capaz de atender ao critério da norma NACE MRO175 (<250 HV);

A ZAC gerada pela técnica de Higuchi apresentou um refinamento de grãos pela sobreposição dos ciclos térmicos de soldagem, menores difusão de carbono e efeito de descarbonetação na interface dissimilar (INC 625/F22) quando comparada com a condição submetida ao TTAT;

A soldagem do aço F22 com os metais de adição Inconel 625, Hastelloy C-276 e 309L-Si formou ZPMs na interface do amanteigamento, como resultado da composição química intermediária entre o metais de adição e de base, e a da agitação da poça de fusão. Características não observadas nas juntas soldadas com o arame eletrodo 80S-G. Essas macrosegregações se formaram aleatórias (descontínuas) ao longo da interface dissimilar. O metal de solda nessas regiões solidifica inicialmente com a estrutura planar e, posteriormente, muda para a estrutura celular e colunar dendríticas. A composição química das ZPMs pode levar a formação da fase martensita independente do emprego TTAT;

Entre as interfaces dissimilares analisadas (INC 625/F22, Hastelloy/F22, 309L/F22), foi observado que todas atravessam a região martensítica, de maneira que essa fase pode ser esperada na região da interface entre os dois materiais. Devido a maior concentração de níquel nas juntas amanteigadas com metal de enchimento a base de Ni, um gradiente de composição mais acentuado é encontrado dentro do ZPM, em comparação com o metal de solda 309L-Si. Conseqüentemente, há uma faixa de composição reduzida sobre a qual a martensita é estável

resultando, assim, na formação de uma faixa mais fina de martensita na interface formada com metais a base de Ni;

Durante o TTAT, a ZAC foi revenida reduzindo o valor de dureza da região. Mas o emprego do TTAT após amantamento do aço F22 não foi capaz de garantir níveis de dureza abaixo de 250 HV na interface dissimilar, pelo contrário, durante o TTAT o carbono migrou do metal base F22 em direção à zona planar do metal de solda a base de Ni (Inconel 625 e Hastelloy) e Fe (309L-Si), fenômeno não observado na interface formada com o metal de solda baixa liga (80S-G);

O TTAT das juntas dissimilares também levou a descarbonetação e ao crescimento de grãos da ZAC, embora não tenha afetado as propriedades mecânicas e nem a tenacidade das juntas soldadas nesse trabalho;

A camada de amantamento dissimilar (309L-Si/INC 625) revelou o aparecimento de microtrincas de solidificação na interface, do lado do metal de solda 309L. Essas trincas se formaram de modo aleatório na camada de solda 309L devido, provavelmente, a redução da quantidade de ferrita delta ocasionada pelo aumento do teor de Ni resultante da mistura dos metais de solda 309L e INC 625;

Os resultados do ensaio de tração revelaram que o aço F22 apresentou valores de propriedades mecânicas superiores ao exigido pela norma ASTM A182 F22;

Os corpos de prova da junta soldada com o metal de adição 80S-G falharam no metal de solda, revelando uma redução de 7% nas tensões de escoamento e resistência do metal de solda 80S-G em relação ao aço F22. Não foi observado a presença de defeitos na superfície de fratura dos corpos de prova;

As amostras retiradas da junta soldada com a combinação dos arames eletrodos 309L e INC 625 fraturaram na região do amantamento. Após análise da superfície de fratura dos corpos de prova constatou-se que a falha ocorreu devido à presença de microtrinca de solidificação na parte do 309L. Esse defeito foi o responsável pela redução das propriedades mecânicas dessa junta soldada;

Os corpos de prova da junta soldada com o metal de adição Inconel 625 foram os únicos a romperem no metal de base (aço F22), esse comportamento revela que as soldas Inconel 625 depositadas não apresentaram defeitos, e que suas propriedades mecânicas são superiores à do aço F22;

Os resultados do ensaio de tração das amostras retiradas do aço F22 e que foram carregadas com hidrogênio, sem aplicação de tensão, revelaram uma redução significativa da

ductilidade e das tensões de escoamento e de resistência do aço 2,25Cr-1Mo, causadas pela introdução do hidrogênio na estrutura do material. O hidrogênio também causou um efeito deletério na junta soldada. A região do metal de base foi a mais susceptível a fragilização pelo hidrogênio que as outras regiões, quando submetido à hidrogenação sem efeito da tensão. A fratura se inicia fora da região da solda, ou seja, no metal de base. O hidrogênio mudou o comportamento do aço F22 de dúctil para frágil;

O ensaio de fratura dos corpos de prova das juntas soldadas submetidas ao TTAT, não revelaram diferença nos valores do fator de intensidade de tensões (K) e CTOD entre as amostras retiradas das juntas INC 625/ F22 e 80S-G/F22. As amostras ensaiadas apresentaram a região da ZAC como caminho preferencial para a propagação da trinca durante o ensaio de fratura. Esses resultados demonstram que a descarbonetação observada na ZAC da interface INC 625/F22 não afetou a tenacidade da junta soldada.

## CAPÍTULO IX

### TRABALHOS FUTUROS

- Realizar soldagem com arame eletrodo de baixa liga ou de composição próxima ao aço ASTM A182 F22, de maneira eliminar ou amenizar o gradiente químico formado na interface da solda com o aço F22 e, assim evitar a formação de ZPMs nessa região e, conseqüentemente região de alta dureza. No entanto, esse “novo” material de enchimento não deve apresentar um valor de carbono equivalente alto, de maneira que não seja necessário o emprego de TTAT após a soldagem de união a tubulação. E o mesmo deve garantir um metal de solda com propriedades mecânicas acima do aço F22;
- Avaliar a viabilidade da aplicação do método de Higuchi para o “novo” arame eletrodo na soldagem de amanteigamento do aço ASTM A182 F22 variando a temperatura de pré-aquecimento, de maneira atingir valores de dureza na ZAC que atendam a norma NACE ( $< 250$  HV) e assim eliminar a necessidade do emprego do TTAT;
- Simulação do efeito da sobreposição dos ciclos térmicos na microestrutura do aço ASTM A182 F22 utilizando o simulador de ZAC, de maneira a correlacionar a microestrutura formada com os valores de dureza. Para avaliar a aplicabilidade do método de Higuchi na soldagem de amanteigamento e, assim reduzir a quantidade de ensaios necessários e os custos;
- Realizar ensaio de fratura nas juntas soldadas que foram submetidas ao TTAT e as que foram soldadas pelo método de Higuchi, de maneira a observar a relação entre os valores de dureza e tamanhos de grãos da ZAC com o parâmetro de CTOD da junta soldada;

- Avaliar o efeito do hidrogênio na tenacidade e nas propriedades mecânicas das juntas soldadas com o aço ASTM A182 F22, pelo ensaio de fratura e hidrogenação sob tensão, respectivamente. Além, de analisar o caminho preferencial percorrido pela trinca na interface das soldas de amanteigamentos com diferentes composições químicas. De maneira, a simular o comportamento da junta soldada em um ambiente subaquático e protegido da corrosão por proteção catódica.

# CAPÍTULO X

## REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

AGUIAR, W.M. **Soldagem do Aço ABNT 4140 sem Tratamento Térmico Posterior**. 2001. 96 f. Dissertação de Mestrado - Universidade Federal do Ceará, Fortaleza.

AGUIAR, W. M. **Revestimento por Soldagem MIG/MAG Empregando Ligas de Níquel para Aplicações em Componentes do Setor Petróleo e Gás Natural**. 2010. 279 f. Tese de Doutorado - Universidade Federal do Ceará, Fortaleza.

ALEXANDROV, B. T.; LIPPOLD, J. C., SOWARDS, J. W., HOPE, A. T., SALTZMANN, D. R. Fusion Boundary Microstructure Evolution Associated with Embrittlement of Ni-base Alloy Overlays Applied to Carbon Steel. **Welding in the World**. Paris. v. 57, n. 1, p. 39–53, Dec. 2012.

ANDERSON, T.L., **Fracture Mechanics: Fundamentals and Applications**, 3.ed. FL: Taylor & Francis, 2005. 630p.  
<https://doi.org/10.1201/9781420058215>

ANDRADE, T. C. **Desenvolvimento e Análise de Técnicas de Soldagem de Reparos com Deposição em Dupla Camada de Aços Inoxidáveis AWS ER309L E AWS ER347 Aplicados Sobre Aços Estruturais 2,25Cr-1Mo E 2,25Cr-1Mo-0,25V**. 2016. 130 f. Dissertação de Mestrado - Universidade Federal do Ceará, Fortaleza.

ASHBY, M. F., JONES, D. R. H. **Engineering Materials 1: Na Introduction to their Properties and Applications**. 2.ed. UK: Butterworth-Heinemann, 2002.

ASTM A182. **Standard Specification for Forged or Rolled Alloy and Stainless Steel Pipe Flanges, Forged Fittings, and Valves and Parts for High-Temperature Service**. West Conshohocken: 2005.

ASTM E8. **Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials**. West Conshohocken: 2016.

ASTM E92. **Standard Test Method for Vickers Hardness of Metallic Materials**. West Conshohocken: 1997.

ASTM E384. **Standard Test Method for Microindentation Hardness of Materials**. West Conshohocken: 2017.

ASTM 1290. **Standard Test Method for Crack-Tip Opening Displacement (CTOD) Fracture Toughness Measurement**. West Conshohocken: 2005.

BAESLACK, W. A., LIPPOLD, J. C., SAVAGE, W. F. Unmixed Zone Formation in Austenitic Stainless Steel Weldments. **Welding Journal**. Florida, p. 168-176, jun. 1979.

BAIXO, C.E. I.; DUTRA, J. C. A. Efeito do Gás de Proteção e do Modo de Transferência na Aplicação da Liga 625 em Aço Carbono. **Soldagem & Inspeção**. São Paulo, v. 14, n. 4, p.313-319, out/dez 2009.

BARRERA, O.; PFEIFER, T.; ZAK, A. Structure of Dissimilar Joints of Steel and Nickel Alloy. **Biuletyn Instytutu Spawalnictwa**. Praga, n. 4, p. 31-36. 2013.

BEACHEM, C. D. A New Model for Hydrogen-Assisted Cracking (Hydrogen 'Embrittlement'). **Metallurgical Transactions**, vol. 3, no. 2, p. 441-455, feb. 1972.  
<https://doi.org/10.1007/BF02642048>

BEAUGRAND, V. C. M.; SMITH, L. S.; GITTOS, M. F. Hydrogen Embrittlement of 8630M/625 Subsea Dissimilar Joints: Factors that Influence the Performance. In: 22nd International Conference on Ocean, Offshore and Arctic Engineering, 22, 2009, Hawaii. **Anais**. p. 227-236  
<https://doi.org/10.1115/OMAE2009-80030>

BEAUGRAND, V. C. M.; GITTOS, M. F. Subsea Dissimilar Joints: Failure Mechanisms and Opportunities for Mitigation. In: **Corrosion**, 2009, Atlanta. **Anais**. p. 1-12.

BHADESHIA, H. K. D. H.; HONEYCOMBE, R. **Steels Microstructure and Properties**. 3.ed. U.K: Elsevier, 2006. 357p.

BROOKS, J. A.; THOMPSON, A.W.; WILLIAMS, J.C. A Fundamental Study of the Beneficial Effects of Delta Ferrite in Reducing Weld Cracking. **Welding Journal**. Florida, p. 71-83, mar. 1984.

BSI 7448. Fracture mechanics toughness tests - Part 1: Method for determination of K<sub>Ic</sub>, critical CTOD and critical J values of metallic materials. BRITISH STANDARD. 1991.

BUENO, E. R. **Desenvolvimento do Procedimento de Soldagem do AISI 4140 sem Tratamento Térmico Posterior**. 1999. 90 f. Dissertação Mestrado - Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis.

CARTER, T.J., CORNISH, L. A. Hydrogen in Metals. **Engineering Failure Analysis**. Great Britain, vol. 8, p. 113-121, oct. 2001.  
[https://doi.org/10.1016/S1350-6307\(99\)00040-0](https://doi.org/10.1016/S1350-6307(99)00040-0)

CASTELLUCCIO, G. M.; IPIÑA, J. E. P.; YAWNY, A. A.; ERNST, H. A. Fracture Testing of the Heat Affected Zone from Welded Steel Pipes Using an in Situ Stage. **Engineering Fracture Mechanics**. Great Britain, p. 52-63. 2013.

CAVALCANTE, N. E.; ANDRADE, T. C.; PINHEIRO, P. H. M.; MIRANDA, H. C.; MOTTA, M. F.; AGUIAR, W. M. Estudo de Procedimentos de Soldagem MIG/MAG para Aplicação de Revestimentos de Liga de Níquel Inconel 625 em Aço Estrutural ASTM A387 Gr.11. **Soldagem & Inspeção**. São Paulo, v. 21, n. 1, p.70-82, jan. 2016.

CHEAITANI, M. J., PARGETER, R. J. Fracture Mechanics Techniques for Assessing the Effects of Hydrogen on Steel Properties. In: International Steel and Hydrogen Conference, 2011, Cambridge. **Anais**. p. 1 - 7.

COE, F. R. Welding Steels without Hydrogen Cracking. **Welding Institute**. Cambridge, 1973.

CONSONNI, M.; ABSON, D.J. Investigation of Weld Repair Without Post-Weld Heat Treatment For P91. In: **10th International EPRI Conference on Welding and Repair Technology for Power Plants**, 26-29, jun, 2012, Florida.

COSTA, L. R. O. **Susceptibilidade à Fragilização pelo Hidrogênio da Junta Soldada do Aço 2,25Cr-1Mo**. 2011. 87 f. Dissertação de Mestrado - Universidade Federal do Rio de Janeiro.

COSTA, L.R.O.; LEMUS, L.F.; SANTOS, D.S. Hydrogen Embrittlement Susceptibility of Welded 2¼Cr-1Mo Steel Under Elastic Stress. **International Journal of Hydrogen Energy**.UK, v.40, p.17128-17135. 2015.

CRAIG, B.D.; KRAUSS, G. The Structure of Tempered Martensite and Its Susceptibility to Hydrogen Stress Cracking. **Metallurgical Transactions A**, vol. 11A, p. 1799–1808, NOV. 1980.

<https://doi.org/10.1007/BF02655095>

DAS, C.R; BHADURI, A.K., SRINIVASAN, G., SHANKAR, V., MATHEW, S. Selection of Filler Wire for and Effect of Auto Tempering on the Mechanical Properties of Dissimilar Metal Joint Between 403 and 304L(N) Stainless Steels. **Engineering Journal of Materials Processing Technology**. Great Britain, n. 209, p. 1428-1435. 2009.

DAVIS, J. R. **Corrosion of Dissimilar Metal Weldments**. 1.ed. OH: ASM International, 2006. 230p.

DIETER, G. E., **Metalurgia Mecânica**, Editora Guanabara Dois S.A., 2. ed., 1981.

DODGE, M. F., DONG, H. B., MILITITSKY, M., BARNETT, R. P., MARQUES, V. F., GITTO, M. F. Environment-Induced Cracking in Weld Joints in Subsea Oil and Gas Systems –part I. In: 31st International Conference on Ocean, Offshore and Arctic Engineering, 31, 2012, Rio. **Anais**. p. 1 - 9.

<https://doi.org/10.1115/OMAE2012-83402>

DODGE, M. F., DONG, H. B., MILITITSKY, M., BARNETT, R. P., GITTO, M. F. Environment-Induced Cracking in Weld Joints in Subsea Oil and Gas Systems –part II. In: 32nd International Conference on Ocean, Offshore and Arctic Engineering, 32, 2013, Nantes. **Anais**. p. 1 – 10.

<https://doi.org/10.1115/OMAE2013-10339>

DODGE, M. F. **The Effect of Heat Treatment on the Embrittlement of Dissimilar Welded Joints**. 2014. 228 f. Tese de Doutorado - University of Leicester.

DODGE, M. F., DONG, H. B., GITTOS, M. F.; MOBBERLY, T. Fusion Zone Microstructure Associated With Embrittlement of Subsea Dissimilar Joints. In: 33rd International Conference on Ocean, Offshore and Arctic Engineering, 33, 2014, San Francisco. **Anais**. p. 1 – 13.

<https://doi.org/10.1115/OMAE2014-23643>

DOODY, T. Intermediate Mixed Zones in Dissimilar Metal Welds for Sour Service. **Welding Journal**. Florida v. 71, n. 3, p. 55-60, mar. 1992.

DUPONT, J.N.; MARDER, A. R. Dilution in Single Pass Arc Welds. **Metallurgical and Materials Transactions B**. U.K, v. 3, n. 3, p. 481-489, jun. 1996.

<https://doi.org/10.1007/BF02914913>

DUPONT, J. N., BANOVIC, S. W., MARDER, A. R. Microstructural Evolution and Weldability of Dissimilar Welds Between a Super Austenitic Stainless Steel and Nickel-Based Alloys. **Welding Journal**, v. 82, n. 6, pp. 125-56, 2003.

DUPONT, J. N.; KUSKO, C. S. Technical Note: Martensite Formation in Austenitic/Ferritic Dissimilar Alloy Welds. **Welding Journal**. Florida, p. 51 -54, feb. 2007.

DUPONT, J.N.; LIPPOLD, J.C.; KISER, S.D. **Welding Metallurgy and Weldability of Nickel Base Alloys**. New Jersey: John Wiley & Sons, Inc.; 2009. 456p.

<https://doi.org/10.1002/9780470500262>

EASTERLING, K. **Introduction to the Physical Metallurgy of Welding**. 2.ed. Oxford: Butterworths Heinemann, 1992. 280p.

EVANS, G. M., Effect of Manganese on the Microstructure and Properties of All-Weld-Metal Deposits. **Welding Journal**. Florida, p. 67 - 75, mar. 1980.

FALLAHMOHAMMADI, E.; BOLZONI, F.; FUMAGALLI, G.; RE, G.; BENASSI, G.; LAZZARI, L. Hydrogen Diffusion into Three Metallurgical Microstructures of a C-Mn X65 and Low Alloy F22 Sour Service Steel Pipelines. **International Journal of Hydrogen Energy**.UK, v.39, p.13300-13313. 2014.

FASSINA, P.; BOLZONI, F.; FUMAGALLI, G.; LAZZARI, L.; VERGANI, L.; SCIUCCATI, A. Influence of Hydrogen and Low Temperature on Mechanical Behaviour of Two Pipeline Steels. **Engineering Fracture Mechanics**. UK, v.81, p. 43-55. 2012.

<https://doi.org/10.1016/j.engfracmech.2011.09.016>

FENSKE, J. A. **Microstructure and Hydrogen Induced Failure Mechanisms in Iron Nickel Weldments**. 2010. 163 f. Thesis Doctor - University of Illinois, Urbana.

FENSKE, J.A.; ROBERTSON, I.M.; RAGHAVAN, A.; HUKLE, M.; LILIG, D.; NEWBURY, B. Microstructure and Hydrogen-Induced Failure Mechanisms in Fe and Ni Alloy Weldments. **Metallurgical and Materials Transactions A**. U.K. v. 43A, p. 3011–3022, set. 2012.

<https://doi.org/10.1007/s11661-012-1129-1>

FRATARI, R.Q.; SCHVARTZMAN, M. M. A.; SCOTTI, A. Otimização dos Parâmetros de Tecimento para Confeção de Amanteigamento em Chapas de Aço ao Carbono pelo Processo TIG com Arame AWS ER309L. **Soldagem & Inspeção**. São Paulo, v. 15, n. 3, p.209-217, set. 2010.

GARCIA, D. B. C. **Aplicação de Revestimento Duro Utilizando Processo Arame Tubular Com e Sem Adição de Arame Não Energizado para Diferentes Tipos de Consumíveis**. 2011. 116 f. Dissertação de Mestrado - Universidade Federal de Uberlândia.

GITTOS, M. F., GOOCH, T. G. The Interface Below Stainless Steel and Nickel-Alloy Claddings. **Welding Journal**. Florida, p. 461 – 472, dec. 1992.

GITTOS, M. F. Resistance of Dissimilar Joints Between Steel and Nickel Alloys to Hydrogen-Assisted Cracking. In: **TWI**, New Orleans, mar. 2008. Disponível em: < <https://www.twi-global.com/technical-knowledge/published-papers/resistance-of-dissimilar-joints-between-steel-and-nickel-alloys-to-hydrogen-assisted-cracking-march-2008/> >. Acesso em: 4 fev. 2017.

GOJIC, M.; KOSEC, L.; MATKOVIC, P. Embrittlement Damage of Low Alloy Mn–V Steel. **Engineering Failure Analysis**, U.K, v. 10, p. 93-102, may. 2002.

GRANJON, H. Cracking and Fracture in Welds. **Japan Welding Society**. Tokyo, 1972,

GRAVILLE, B. A.; BAKER, R. G.; WATKINSON, F: Effect of Temperature and Strain rate on Hydrogen Embrittlement of Steel. **British Welding Journal**, Jun. 1967.

HADAM, U.; ZAKROCZYMSKI, T. Absorption of Hydrogen in Tensile Strained Iron and High-Carbon Steel Studied by Electrochemical Permeation and Desorption Techniques. **International Journal of Hydrogen Energy**.UK, v.34, p.2449-2459. 2009.

HAJIANNIA, I., SHAMANIAN, M., KASIRI, M. Microstructure and Mechanical Properties of AISI 347 Stainless Steel/ A335 Low Alloy Steel Dissimilar Joint Produced by Gas Tungsten Arc Welding. **Materials and Desing**. Great Britain, n. 50, p. 566-573. 2013.

HENKE, S. L. **Desenvolvimento de Procedimento de Soldagem do Aço Inoxidável Martensítico Macio Tipo CA-6NM sem Tratamento Térmico Posterior**. 1998. 78 f. Dissertação Mestrado - Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis.

HIGUCHI, M.; SAKAMOTO, H.; TANIOKA, S. A Study on Weld Repair Through Half Bead Method. **IHI Engineering Review**. v.13, april/1980.

HODGSON, D. K. **The Post Weld Heat Treatment Response in the Heat Affected Zone of 2.25Cr-1Mo Steel**. 2013. 144 f. Dissertação de Mestrado - Ohio State University

HODGSON, D. K.; DAI, T.; LIPPOLD, J. C. Transformation and Tempering Behavior of the Heat-Affected Zone of 2.25Cr-1Mo Steel. **Welding Journal**. Miami, v. 94, p. 250-256, aug. 2015.

HOSSEINI, H.S.; SHAMANIAN, M.; KERMANPUR, A. Characterization of Microstructures and Mechanical Properties of Inconel 617/310 Stainless Steel Dissimilar Welds. **Materials Characterization**. Great Britain, n. 62, p. 425-431. 2011.

HOSSEINI, H.S.; SHAMANIAN, M.; KERMANPUR, A. Microstructural and Weldability Analysis of Inconel617/AISI 310 Stainless Steel Dissimilar Welds. **International Journal of Pressure Vessels and Piping**. Great Britain, n. 144, p. 18-24. 2016.

ISO 12135. **Metallic Materials — Unified Method of Test for the Determination of Quasistatic Fracture Toughness**. 2016.

ISO 15653. **Metallic materials — Metallic Materials — Method of Test for the Determination of Quasistatic Fracture Toughness of Welds**. 2010.

JANSSEN, M.; ZUIDEMA, J.; WANHILL, R.J.H., **Fracture Mechanics**, Spon Press, 2nd ed., 2005.

KEJELIN, N. Z.; BUSCHINELLI, A. J. A.; NIÑO, C. E. Soldagem Dissimilar do Aço X-60 com Inconel 625. In: XXXII CONSOLDA - Congresso Nacional de Soldagem, 32, 2006, São Paulo. **Anais**. p. 1-10.

KEJELIN, N. Z.; BUSCHINELLI, A. J. A.; POPE, A. M. Influence of Welding Parameters on the Formation of Partially Diluted Zones of Dissimilar Metal Welds. **Soldagem & Inspeção**. São Paulo, v. 12, n. 3, p.195-203, set. 2007.

KEJELIN, N. Z. **Influência dos Parâmetros de Soldagem na Formação de Zonas Parcialmente Diluídas em Soldas de Metais Dissimilares**. 2006. Dissertação Mestrado - Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis.

KEJELIN, N. Z. **Soldagem de Revestimento de Aços Comuns C-Mn com Superliga a Base de Níquel Inconel 625**. 2012. Tese de Doutorado - Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis.

KING, J. F.; SULLIVAN, M. D.; SLAUGHTER, G. M. Development of an Improved Stainless Steel to Ferritic Steel Transition Joint. **Welding Journal**. Florida, v.02, p. 354 – 358, nov. 1977.

KOU, S. **Welding Metallurgy**. 2.ed. New Jersey: John Wiley and Sons, 2003. 468p.

KÜCHLER, M. M. **Aplicação da Técnica da Dupla Camada na Soldagem de Dutos em Operação**. 2009. 95 f. Dissertação Mestrado - Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre.

LANCASTER, J. F. **Metallurgy of Welding**. 6.ed. Cambridge: Abington Publishing, 1999. 444p.

<https://doi.org/10.1533/9781845694869>

LANT, T.; ROBINSON, D. L.; SPAFFORD, B.; STORESUND, J. Review of Weld Repair Procedures for Low Alloy Steels Designed to Minimize the Risk of Future Cracking. **International Journal of Pressure Vessels and Piping**, v. 78, p. 813-818, 2001.

[https://doi.org/10.1016/S0308-0161\(01\)00094-1](https://doi.org/10.1016/S0308-0161(01)00094-1)

LI, X.; ZHANG, J.; FU, Q.; SONG, X.; SHEN, S.; LI, Q. A Comparative Study of Hydrogen Embrittlement of 20SiMn2CrNiMo, PSB1080 and PH13-8Mo High Strength Steels. **Materials Science & Engineering A**, Great Britain, n. 724, p. 518-528. 2018.

LIPPOLD, J.C.; KOTECKI, D.J. **Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels**. 2.ed. John Wiley & Sons Inc; 2005. 367p.

LUCAS, B.; MATHERS, G.; ABSON, D. Defects - Hydrogen Cracks in Steels – Identification. **TWI**, Cambridge, feb. 2000. Disponível em: < <https://www.twi-global.com/technical-knowledge/job-knowledge/defects-hydrogen-cracks-in-steels-identification-045/>>. Acesso em 3 fev. 2017

LUNDIN, C. D. Dissimilar Metal Welds – Transition Joints Literature Review. **Welding Journal**, Florida, v.02, p. 58 – 63, Feb. 1982.

LYNCH, S. P. Environmentally Assisted Cracking: Overview of Evidence for a Adsorption-Induced Localised-Slip Process. **Acta Metallurgica**, Great Britain, vol. 36, n. 10, p. 2639 – 2661, jan. 1988.

[https://doi.org/10.1016/0001-6160\(88\)90113-7](https://doi.org/10.1016/0001-6160(88)90113-7)

LYNCH, S. P. Metallographic Contributions to Understanding Mechanisms of Environmentally Assisted cracking. **Metallography**, New York, vol. 23, p. 147–171, 1989.

[https://doi.org/10.1016/0026-0800\(89\)90016-5](https://doi.org/10.1016/0026-0800(89)90016-5)

MAGNABOSCO, I.; FERRO, P.; BONOLLO, F.; ARNBERG, L. An Investigation of Fusion Zone Microstructures in Electron Beam Welding of Copper–Stainless Steel. **Materials Science & Engineering A**, Oxford, n.424, p. 163–173, Mar. 2006.

MAKENAS, B.; BIRNBAUM, H. Phase Changes in the Niobium-Hydrogen System I - Accommodation Effects During Hydride Precipitation. **Acta Metallurgica**, vol. 28, p. 979–988, 1980.

[https://doi.org/10.1016/0001-6160\(80\)90116-9](https://doi.org/10.1016/0001-6160(80)90116-9)

MCMAHON, C.J. Hydrogen-Induced Intergranular Fracture of Steels. **Engineering Fracture Mechanics**, Oxford, v.68, p. 773–788, mar. 2001.

[https://doi.org/10.1016/S0013-7944\(00\)00124-7](https://doi.org/10.1016/S0013-7944(00)00124-7)

MIRANDA, R. M.; FORTES, M. A. Austenite Grain Growth, Microstructure and Hardness in the Heat-affected Zone of a 2.25 Cr- 1Mo Steel. **Materials Science and Engineering**, p. 1 – 8. 1989.

MODENESI, P.J **Soldabilidade dos Aços Inoxidáveis**. 1.ed. São Paulo: SENAI. 2001, 100p.

MOUGO, A. L. **Aspecto Metalurgicos da Soldagem MIG e MIG Derivativa com Arame Frio em Revestimento de Chapas Planas de Aço Carbono Utilizando uma Superliga de Níquel**. 2012. 112 f. Dissertação Mestrado - Universidade Federal do Pará, Belém.

NACE MR0175. **Petroleum, Petrochemical and Natural Gas Industries- Materials Selection and Corrosion Control for Oil and Gas Production Systems**. Houston, 2001.

OLDEN, V.; KVAALE, P. E.; SIMENSE, P. A.; AALDSTEDT, S.; SOLBERG, J. K. The effect of PWHT on the Materials Properties and Microstructure in Inconel 625 and Inconel 725 Buttered Joints. In: 22nd International Conference on Offshore Mechanics & Arctic Engineering, 22, 2003, Cancun. **Anais**. p. 109-115

OLIVEIRA, G. L. G. **Soldagem Dissimilar dos Aços AISI 8630M E ASTM A182 F22 para Aplicações Subaquáticas**. 2013. 228 f. Tese de Doutorado - Universidade Federal do Ceará, Fortaleza.

OMAR, A. A. Effects of Welding Parameters on Hard Zones Formation at Dissimilar Metal Welds. **Welding Journal**. Miami, n. 2, p.86-93, Feb. 1998.

ORIANI, R. A. The Diffusion and Trapping of Hydrogen in Steel. **Acta Metallurgica**. vol. 18, p. 147–157. Jan. 1970.  
[https://doi.org/10.1016/0001-6160\(70\)90078-7](https://doi.org/10.1016/0001-6160(70)90078-7)

ORIANI, R. A.; JOSEPHIC, P. H. Equilibrium Aspects of Hydrogen-Induced Cracking of Steels. **Acta Metallurgica**. vol. 22, p. 1065–1074, sep.1974.  
[https://doi.org/10.1016/0001-6160\(74\)90061-3](https://doi.org/10.1016/0001-6160(74)90061-3)

ORIANI, R. A.; JOSEPHIC, P. H. Hydrogen-enhanced Load Relaxation in a Deformed Medium-Carbon Steel. **Acta Metallurgica**. vol. 27, n. 6, p. 997–1005. 1979.  
[https://doi.org/10.1016/0001-6160\(79\)90187-1](https://doi.org/10.1016/0001-6160(79)90187-1)

ORNATH, F., SOUDRY, J., WEISS, B. Z., MINKOFF, I. Weld Pool Segregation During the Welding of Low Alloy Steels with Austenitic Electrodes. **Welding Journal**, November 1981.

PARAMESWARAN, P., PAUL, V. T.; VIJAYALAKSHMI, M.; RAGHUNATHAN, V. S. Microstructural Evolution in a Single Pass Autogenously Welded 2.25Cr-1Mo Steel. Trans. Indian Inst. Met. **Journal of Nuclear Materials**. Indian, v.58, n.3, p. 253-264, jun. 2004.

PARVATHAVARTHINI, N., SAROJA, S., DAYAL, R. K., KHATAK, H.S. Studies on Hydrogen Permeability of 2,25Cr-1Mo Ferritic Steel: Correlation with Microstructure. **Journal of Nuclear Materials**. Great Britain, p. 187-196, oct. 2001.

PEDDLE, B. E.; PICKLES, C. A. Carbide and Hardness Development in the Heat Affected Zone of Tempered and Postweld Heat-Treated 2.25Cr-1Mo Steel Weldments. **Journal of Materials Engineering and Performance**. USA, v.9, n.5, p. 477-488, oct. 2000.  
<https://doi.org/10.1361/105994900770345593>

PEREIRA, P.A.S.; FRANCO, C.S.G.; FILHO, J.L.M.G.; SANTOS, D.S. Hydrogen Effects on the Microstructure of a 2.25Cr-1Mo-0.25 V Steel Welded Joint. **International Journal of Hydrogen Energy**.UK, v.40, p.17136-17143. 2015.

POORHAYDARI, K., PATCHETT, B. M.; IVEY, D. G. Estimation of Cooling Rate in the Welding of Plates with Intermediate Thickness. **Welding Journal**. Florida, p. 149 – 155, oct. 2005.

PREDAN, J.; GUBELJAK, N.; KOLEDNIK, O. On the Local Variation of the Crack Driving Force in a Double Mismatched Weld. **Engineering Fracture Mechanics**. UK, v. 74, n. 11, p. 1739-1757, nov. 2007.  
<https://doi.org/10.1016/j.engfracmech.2006.09.015>

PUNDT, A.; KIRCHHEIM, R. Hydrogen in Metals: Microstructural Aspects. **Mater. Res.**, vol. 36, no. 1, pp. 555–608, Aug. 2006.  
<https://doi.org/10.1146/annurev.matsci.36.090804.094451>

ROWE, M. D.; NELSON, T. W.; LIPPOLD, J.C. Hydrogen-Induced Cracking Along the Fusion Boundary of Dissimilar Metal Welds. **Welding Journal**. Florida. P. 31-37, Feb.1999.

SAGHAFIFAR, H. **Microstructural Stability of a Nickel-Based Alloy Overlay on a 2.25Cr-1Mo Steel Substrate**. 2011. 287f. Tese de Doutorado - University of Nottingham.

SARIKKA, T.; AHONEN, M.; MOUGINOT, R.; NEVASMAA, P.; ROIKONEN, P.K.; EHRNSTEN, U.; HANNINEN, H. Effect of Mechanical Mismatch on Fracture Mechanical Behavior of AS 508 e Alloy 52 Narrow Gap Dissimilar Metal Weld. **International Journal of Pressure Vessels and Piping**. Great Britain, n. 157, p. 30-42. 2017.

SAVAGE, W. F., NIPPES, E. F., MILLER, T. W. Microsegregation in 70Cu-30Ni Weld Metal. **Welding Journal**. Florida, p. 165 – 173, Jun. 1976a.

SAVAGE, W. F., NIPPES, E. F., SZEKERES, E. S. Microsegregation in Partially Heated Regions of 70Cu-30Ni Weldments. **Welding Journal**. Florida, p. 181 – 187, Jul, 1976b.

SAVAGE, W. F., NIPPES, E. F., SZEKERES, E. S. A Study of Fusion Boundary Phenomena in a Low Alloy Steel. **Welding Journal**. Florida, v. 55, p. 260-268, sep. 1976c.

SILVA. C. C.; ALBUQUERQUE, V. H C.; MOURA, C. R. O.; AGUIAR, W. M.; FARIAS, J. P. Evaluation of AISI 4140 Steel Repair Without Post-Weld Heat Treatment. **Journal of Materials Engineering and Performance**. UK, v. 18, n. 3, p. 324-331, Apr. 2009.  
<https://doi.org/10.1007/s11665-008-9294-5>

SILVA, C. C. **Revestimentos de Ligas de Níquel Depositados pelo Processo TIG com Alimentação de Arame Frio - Aspectos Operacionais e Metalúrgicos**. 2010. 322 f. Tese de Doutorado - Universidade Federal do Ceará, Fortaleza.

SILVA, M. M; OLIVEIRA, W. C.; MACIEL, T. M.; SANTOS, M. A.; MOTTA, M. F. Caracterização de Solda de Revestimento de AWS 317L Depositados por GMAW Duplo

Arame em Aços ASTM A 516 Gr 60 Para Uso na Indústria do Petróleo. **Soldagem & Inspeção**. São Paulo, v. 15, n. 3, p. 225-233, jul-set 2010.

SILVA, C. C.; AFONSO, C.R.M.; RAMIREZ, A. J.; MOTTA, M. F.; MIRANDA, H.C.; FARIAS, J.P. Aspectos Metalúrgicos de Revestimentos Dissimilares com a Superliga à Base de Níquel Inconel 625. **Soldagem & Inspeção**. São Paulo, v. 17, n. 3, p. 251-263, jul-set 2012.

SQUARA, P. C. **Influência da Microestrutura nas Propriedades Físicas e Mecânicas de Aços 2,25Cr-1Mo Usados em Ambientes Ricos em Hidrogênio**. 2006. 129 f. Dissertação Mestrado - Universidade Federal do Rio de Janeiro.

SQUARA, P.C.; ECKSTEIN, C.B.; ALMEIDA, L.H.; SANTOS, D.S. Effects of Hydrogen on the Mechanical Properties of a 2 1/4Cr-1Mo Steel. **J Mater Sci**. UK, v.42, p. 2261-2266. 2007.

SOARES, B.A.; SCHVARTZMAN, M.M.A.M.; CAMPOS, W.R.C. Characterization of the Dissimilar Welding – Austenitic Stainless Steel with Filler Metal of the Nickel Alloy. **International Nuclear Atlantic Conference**. Santos, p. 1–6. 2007.

SUDHA, C.; TERRANCE, A.L.E.; ALBERT, S.K.; VIJAYALAKSHMI. Systematic Study of Formation of Soft and Hard Zones in the Dissimilar Weldments of Cr–Mo Steels. **Journal of Nuclear Materials**. Indian, v.302, p. 193-205, jan. 2002.

SUDHA, C.; PAUL, V.T.; TERRANCE, A.L.E.; SAROJA, S.; VIJAYALAKSHMI, M. Microstructure and Microchemistry of Hard Zone in Dissimilar Weldments of Cr-Mo Steels. **Welding Journal**. Florida, p. 71-80, apr. 2006.

TAKASAWA, K.; WADA, Y.U.; ISHIGAKI, R.; KAYANO, R. Effects of Grain Size on Hydrogen Environment Embrittlement of High Strength Low Alloy Steel in 45 MPa Gaseous Hydrogen. **Mater Trans**. V.51, n.2, p:347-353, 2010.  
<https://doi.org/10.2320/matertrans.M2009241>

TETER, D. F.; ROBERTSON, I. M.; BIRNBAUM, H. K. The Effects of Hydrogen on the Deformation and Fracture of  $\beta$ -Titanium. **Acta Materialia**, vol. 49, pp. 4313–4323, 2001.  
[https://doi.org/10.1016/S1359-6454\(01\)00301-9](https://doi.org/10.1016/S1359-6454(01)00301-9)

TEIXEIRA, J. C. G., POPE, A. M. Técnica de Deposição em Dupla-Camada para Reparo e Modificações e Tratamento Térmico Pós-Soldagem de Aço 1Cr-0,5Mo. **Soldagem e Materiais**, v. 4, n.2, p.23-27, 1992.

THAULOW, C. Fracture Mechanics Testing of Weldments. **Engineering Fracture Mechanics**. Great Britain v. 31, n. 1, p. 181-188, 1988.

THOMSON, R. C.; MILLER, M. K. Carbide Precipitation in Martensite During the Early Stages of Tempering Cr- and Mo-Containing Low Alloy Steels. **Acta Mater**. v. 46, n. 6, p. 2203-2213. 1998.  
[https://doi.org/10.1016/S1359-6454\(97\)00420-5](https://doi.org/10.1016/S1359-6454(97)00420-5)

TONG, M.; DUGGAN, G.; LIU, J.; XIE, Y.; DODGE, M.; AUCOTT, L.; DONG, H.; DAVIDCHACK, R. L.; DANTZIG, J.; BARRERA, O.; COCKS, A. C. F.; KITAGUCHI, H.; PEREZ, S. L.; ZHAO, C.; RICHARDSON, I.; KIDESS, A.; KLEIJN, C. R.; WEN, S.; BARNETT, R.; BROWNE, D. J. Multiscale, Multiphysics Numerical Modeling of Fusion Welding with Experimental Characterization and Validation. **JOM**, vol. 65, no. 1, p. 99–106, Nov. 2012.

<https://doi.org/10.1007/s11837-012-0499-6>

TROIANO, A. The Role of Hydrogen and other Interstitials in the Mechanical Behaviour of Metals. **Trans. ASM**, vol. 52, p. 54–80. 1960.

TSAY, L. W.; LIN, W. L.; CHENG, S. W.; LEU, G. S. Hydrogen Sulphide Stress Corrosion Cracking of 2.25Cr-Mo Steel Weldments. **Corrosion Science**, Great Britain, v. 39, n. 7, p. 1165-1176, jan. 1997.

[https://doi.org/10.1016/S0010-938X\(97\)00015-2](https://doi.org/10.1016/S0010-938X(97)00015-2)

VIYANIT, E. **Numerical Simulation of Hydrogen Assisted Cracking in Supermartensitic Stainless Steel Welds**. 2005. 228 f. Tese de Doutorado - Universität der Bundeswehr Hamburg.

WAINER, E.; BRANDI, S. D.; MELLO, F. D. H. **Soldagem – Processos e metalurgia**. 4.ed. São Paulo: Edgard Blucher Ltda. 2004, 494p.

WANG, Y.; CHENG, G.; QIN, M.; LI, Q.; ZHANG, Z.; CHEN, K.; LI, Y.; HU, H.; WU, W.; ZHANG, J. Effect of High Temperature Deformation on the Microstructure, Mechanical Properties and Hydrogen Embrittlement of 2.25Cr-1Mo-0.25V Steel. **International Journal of Hydrogen Energy**.UK, v.42, p.24549 - 24559. 2017

YANG, Y. K.; KOU, S. Fusion-Boundary Macroseggregation in Dissimilar-Filler Metal Al-Cu Welds. **Welding Journal**. Florida, p. 331– 339, nov. 2007a.

YANG, Y. K.; KOU, S. Fusion-Boundary Macroseggregation in Dissimilar-Filler Welds. **Welding Journal**. Florida, v. 86, p. 303– 312, oct. 2007b.

YANG, Y. K.; KOU, S. Weld-Bottom Macroseggregation Caused by Dissimilar Filler Metals. **Welding Journal**. Florida, v. 86, p. 379– 387, dec. 2007c.

YOU, Y.; TENG, Q.; ZHANG, Z.; ZHONG, Q. The Effect of Hydrogen on the Deformation Mechanisms of 2.25Cr–1Mo Low Alloy Steel Revealed by Acoustic Emission. **Materials Science & Engineering A**. Great Britain, n. 665, p. 277-282. 2016.

YANG, Y. K.; KOU, S. Fusion-Boundary Macroseggregation in Dissimilar-Filler Metal Al-Cu Welds. **Welding Journal**. Florida, p. 331– 339, nov. 2007a.

ZHANG, T.; ZHAO, W.; DENG, Q.; JIANG, W.; WANG, Y.; WANG, Y.; JIANG, W. Effect of Microstructure Inhomogeneity on Hydrogen Embrittlement Susceptibility of X80 Welding HAZ Under Pressurized Gaseous Hydrogen. **International Journal of Hydrogen Energy**.UK, v.42, p.25102-25113. 2017.