



**UNIVERSIDADE FEDERAL DO PARÁ  
INSTITUTO DE TECNOLOGIA  
PROGRAMA DE PÓS - GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA**

**ARIANA LOBATO PEIXOTO**

**ANÁLISE METALÚRGICA E COMPORTAMENTO MECÂNICO DE SOLDA  
DISSIMILAR DEPOSITADA COM ELETRODO DE LIGA DE NÍQUEL EM UMA  
JUNTA DE AÇO CARBONO COM AÇO F22 PARA A APLICAÇÃO NO SETOR  
PETRO-QUÍMICO**

**BELÉM  
2015**

ARIANA LOBATO PEIXOTO

**ANÁLISE METALÚRGICA E COMPORTAMENTO MECÂNICO DE SOLDA  
DISSIMILAR DEPOSITADA COM ELETRODO DE LIGA DE NÍQUEL EM UMA  
JUNTA DE AÇO CARBONO COM AÇO F22 PARA A APLICAÇÃO NO SETOR  
PETRO-QUÍMICO**

Dissertação apresentada como requisito para obtenção do grau de Mestra em Engenharia Mecânica, Instituto de Tecnologia, Universidade Federal do Pará. Área de Concentração Materiais e Processos de Fabricação. Orientador: Prof. Dr. Carlos Alberto Mendes da Mota.

BELÉM  
2015

ARIANA LOBATO PEIXOTO

**ANÁLISE METALÚRGICA E COMPORTAMENTO MECÂNICO DE SOLDA  
DISSIMILAR DEPOSITADA COM ELETRODO DE LIGA DE NÍQUEL EM UMA  
JUNTA DE AÇO CARBONO COM AÇO F22 PARA A APLICAÇÃO NO SETOR  
PETRO-QUÍMICO**

Dissertação apresentada como requisito para obtenção do grau de Mestra em Engenharia Mecânica, Instituto de Tecnologia, Universidade Federal do Pará. Área de Concentração Materiais e Processos de Fabricação. Orientador: Prof. Dr. Carlos Alberto Mendes da Mota.

Data de aprovação: 2 de dezembro de 2015

Banca examinadora:

\_\_\_\_\_  
Prof. Dr. Carlos Alberto Mendes da Mota, UFPA - PPGEM/UFPA - Orientador

\_\_\_\_\_  
Prof. Dr. Alexandre Saldanha do Nascimento - PPGEM/UFPA - Membro Interno

\_\_\_\_\_  
Prof. Dr. José Maria do Vale Quaresma - PPGEM/UFPA - Membro Interno

\_\_\_\_\_  
Prof. Dr. Temístocles de Souza Luz - PPGEM/UFES - Membro Externo

*Dedico este trabalho aos meus pais,  
Ozemar e Maria Raimunda, e meus  
irmãos Amarildo, Arildomá e Odnalro,  
pelo incentivo e pela compreensão  
nos momentos difíceis.*

## **AGRADECIMENTOS**

A Deus por estar sempre presente em minha vida, por ser a minha esperança e força nos momentos mais difíceis.

À minha mãe, Maria Raimunda Lobato Peixoto por acreditar em mim, pelo amor e carinho distribuídos ao longo da minha vida.

À minha família, em especial aos meus irmãos Amarildo Peixoto, Arildomá Peixoto e Odnalro Peixoto, e ao meu pai Ozemar, por todas as contribuições para que eu chegasse até aqui.

Ao Prof. Dr. Carlos Alberto Mendes da Mota, pela orientação, e principalmente pela confiança, amizade e compreensão no transcorrer deste trabalho.

Aos professores José Maria do Vale Quaresma, Alexandre Saldanha, Temístocles Luz pelas sugestões e apoio.

As minhas amigas Vívian e Ana Paula, e ao Prof. Dr. Claudio Nery Lamarão do Laboratório de Microanálises (LABMEV-UFPA) pela grande contribuição dada a este trabalho.

Aos meus amigos adquiridos através da passagem pelo Grupo de Estudo em Tecnologia da Soldagem (GETSOLDA-UFPA), pela convivência e troca de conhecimentos. Em especial, à Rosinete, Douglas, Helena, Humberto, Felipe, Diego, Mailthon, Fabrício Paiva, Marco Modesto, Arley, Thiago, Montello, Fabrício e a todos os outros que não estão citados aqui, mas que deixaram boas lembranças.

Aos meus amigos do mestrado, Mauro Alfaia, Camila Konno, Angela, Alessandro, Whellisson, Felipe, Marcos Jorge, Any e Suelen, que tornaram o caminho mais fácil a ser percorrido.

Aos meus amigos, Marcos Paulo, Arielly, Samanta Alessandra, Dayla, Marilza, Monise, Eduardo Konno, Hellen, Mauro, Emerson, Clóvis, Ruy, Carlos, Daniel, André, Matheus e Nádia pelo convívio sempre animado e cheio de conversas descontraídas. A CAPES, pelo auxílio financeiro.

E finalmente, a todos que direta ou indiretamente, colaboraram para a conclusão deste trabalho, muito obrigada.

(Ficha catalográfica)

*Nossas dúvidas são traidoras e nos fazem perder o que, com frequência,  
poderíamos ganhar, por simples medo de arriscar.  
(William Shakespeare)*

## RESUMO

O objetivo deste trabalho foi a análise da interface de amanteigamento dos membros amanteigados de juntas dissimilares com soldas depositadas pelo processo de soldagem MIG automatizado, utilizando uma superliga de níquel do tipo Inconel 625 (AWS ER NiCrMo-3). Os experimentos foram realizados em três etapas distintas. Através dos testes de Higuchi e Higuchi modificado, desenvolvidos no GETOSLDA em estudos anteriores, selecionou-se os parâmetros mais adequados à primeira e à segunda etapas, que consistiram nas soldagens de amanteigamento do aço ASTM A182 F22. Na primeira etapa utilizou-se o arame eletrodo AWS ER NiCrMo-3 e valores de energia de soldagem diferentes para a primeira camada de amanteigamento (13 e 21 kJ/cm). Já na segunda etapa, usou-se o arame eletrodo AWS ER 80S-G (aço carbono) para amanteigar o bisel das chapas, e posteriormente uma delas sofreu a ação de tratamento térmico para alívio de tensões (TTAT). A terceira etapa abrangeu a soldagem de preenchimento das juntas em  $\frac{1}{2}$  V. Análises macroestruturais, microscopia ótica e levantamento dos perfis de dureza e microdureza, foram realizados na interface amanteigamento/metal de base e na zona afetada pelo calor dos membros amanteigados com e sem preenchimento de todas as amostras. Foram realizadas análises de microscopia eletrônica de varredura (MEV), espectrometria de energia dispersiva de raios-X na interface dissimilar dos amanteigamentos de Inconel 625 para determinar as zonas parcialmente diluídas (ZPD's). Os resultados mostraram que a Zona  $\Phi$ , as baías e as praias são ZPD's ricas em ferro na interface das amostras amanteigadas com o Inconel 625; e que a amostra com membro amanteigado de aço carbono, após o TTAT teve redução nos valores de microdureza na ZAC.

**Palavras Chave:** soldas dissimilares, processo MIG, amanteigamento, ZPD, TTAT.



## ABSTRACT

**Keywords:**

## LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1 - Desenho esquemático da região de soldagem pelo processo MIG/MAG.	21
Figura 2 - Esquema representativo de soldagem GMAW.	22
Figura 3 - Efeito do gás de proteção sobre a geometria do cordão de solda.	23
Figura 4 - Distância bico de contato peça.	25
Figura 5 - Efeito da inclinação do eletrodo.	26
Figura 6 - (a) Crescimento epitaxial. (b)Crescimento competitivo.	31
Figura 7 –Regiões da ZAC de uma aço carbono comum e respectivas temperaturas.	32
Figura 8 - Distribuição da microestrutura na ZAC.	34
Figura 9 - Diagrama Tempo-Temperatura-Transformação	34
Figura 10 – Regiões da ZAC que geram zonas frágeis na soldagem multipasses.	36
Figura 11 - Microestrutura do metal de solda não alterado mostrando diferentes constituintes microestruturais.	38
Figura 12 - Esquema representativo da sobreposição em cordões de solda.	39
Figura 13 – Diagrama de Higuchi para um aço de baixo carbono.	40
Figura 14 - Identificação da zona dura e da zona macia.	40
Figura 15 - Critério do teste de Higuchi.	41
Figura 16- Critérios do teste de Higuchi modificado.	42
Figura 17 – Técnica de amanteigamento. (a) Preparo para revestir. (b) Face amanteigada. (c) Face amanteigada preparada para a soldagem. (d) Conjunto alinhado para a soldagem. (e) Junta soldada.	43
Figura 18 – Duto revestido externamente por soldagem.	44
Figura 19– Esquema proposto por Savage et al.(1976), mostrando as regiões de uma solda dissimilar.	46
Figura 20 – Micrografia obtida após ataque em dois passes para a revelação das microestruturas do metal de base e metal de solda.	47
Figura 21 – Micrografia da interface dissimilar.	48
Figura 22– ZPD's propostas por Doody (1992). Ampliação de 200x.	49
Figura 23 – Bancada de soldagem.	52
Figura 24 – Fluxograma das atividades desenvolvidas.	53
Figura 25 - Diagrama de Higuchi dos passes em simples deposição do arame eletrodo AWS ER NiCrMo-3.	55

Figura 26 - Diagrama de decisão com as condições aprovadas para a realização das soldagens de amanteigamento dos biseis (a) A1IB condição T9/T01/T01 e (b) A2IB condição T01/T01/T01. ....	56
Figura 27- Sobreposição de 50 % entre os cordões. ....	57
Figura 28 – (a) Soldagem de amanteigamento. (b) Bisel amanteigado. ....	58
Figura 29 – Esquema de corte de amostra de amanteigamento. ....	58
Figura 30- Diagrama de Higuchi dos passes em simples deposição do arame eletrodo AWS ER 80S-G. ....	60
Figura 31 - Diagrama de decisão com as condições aprovadas para a realização das soldagens de amanteigamento dos biseis A2C1 e A3C1 utilizando a combinação A14/A07/A07. ....	61
Figura 32 – Desenho esquemático da junta. ....	63
Figura 33 – Disposição dos passes no enchimento. ....	63
Figura 34 – Desenho esquemático da secção de amostras para caracterização microestrutura e de propriedades mecânicas. ....	64
Figura 35 – Região de interesse para as análises. ....	65
Figura 36 – Desenho esquemático das impressões de dureza nas juntas soldadas. ....	65
Figura 37 - Representação esquemática das impressões de microdureza nas amostras com amanteigamento. ....	66
Figura 38 – Microdurezas medidas em uma ZPD. ....	66
Figura 39 – (a) Microestrutura na região da ZAC imediata à interface de amanteigamento. (b) Microestrutura na região intermediária da ZAC. Amostra A1IB. Es: 13 kJ/cmm. ....	68
Figura 40 – (a) Microestrutura na região da ZAC imediata à interface de amanteigamento entre um passe. (b) Microestrutura na região intermediária da ZAC. Amostra A2IB. Es: 21 kJ/cm. ....	69
Figura 41 – Perfis de microdureza mensurados nas amostras (a) A1IB e (b) A2IB. ....	70
Figura 42 – Microestrutura na região da ZAC imediata à interface amanteigamento/MB entre um passe. Ampliação de 400x. Amostra (a) A3C1 e (b) A2C1_TT. ....	72
Figura 43 – Microestrutura na região intermediária da ZAC. Ampliação de 400x. Amostra (a) A3C1 e (b) A2C1_TT. ....	73

Figura 44 - Perfis de microdureza da região de transição entre o metal de base e o membro amanteigado sem preenchimento (a) A3C1 e (b) A2C1_TT. ....	75
Figura 45 – Macrografia de juntas com membros amanteigados em (a, b) Inconel 625 e (c, d) aço baixo carbono. ....	76
Figura 46 – (a) Microestrutura na região da ZAC imediata à interface de amanteigamento. (b) Microestrutura na região intermediária da ZAC. Amostra J1IB.Es:13 kJ/cm. ....	78
Figura 47 – (a) Microestrutura na região da ZAC imediata à interface de amanteigamento. (b) Microestrutura na região intermediária da ZAC. Amostra J2IB.Es: 21 kJ/cm. ....	79
Figura 48 – Região da ZAC imediata à interface de amanteigamento. Ampliação de 200x. Amostra:(b) J3CC e J3CB. ....	80
Figura 49 – Microestrutura na região intermediária da ZAC. Ampliação de 200x. Amostra:(b) J3CC e J3CB. ....	81
Figura 50 - Perfis de microdureza da região de transição entre o metal de base e o (a) membro da junta amanteigado sem preenchimento e (b) com preenchimento da junta J1IB. ....	83
Figura 51 - Perfis de microdureza da região de transição entre o metal de base e o (a) membro da junta amanteigado sem preenchimento e (b) com preenchimento da junta J3CC. ....	84
Figura 52 - Perfis de microdureza média das juntas com membros amanteigados por (a) Inconel 625 e (b) aço carbono. ....	85
Figura 53 - Perfil de dureza das juntas com membro amanteigado de Inconel 625. (a) J1IB e (b) J2IB. ....	87
Figura 54 - Perfil de dureza das Junta com membro amanteigado de aço carbono. (a) J3CC e (b) J3CC. ....	88
Figura 55 - Perfis de dureza média das juntas com membros amanteigados por (a) Inconel 625 e (b) aço carbono. ....	89
Figura 56 – (a)Interface amanteigamento/metal de base indicando as diversas regiões encontras. Amostras: (a)J1IB e (b) J2IB. ....	90
Figura 57 – Perfil de composição química ao longo da interface (% em peso). Amostras: (a) J1IB e (b) J2IB. ....	91

Figura 58 – Zona Parcialmente Misturada ao longo da interface amanteigamento de ER NiCrMo-3/ aço ASTM A182 F22 da amostra J1IB. (b) Perfil de composição química por EDS da interface dissimilar. ....	93
Figura 59 – (a)Interface de amanteigamento/MB da amostra J1IB com presença excessiva de “dedos”. (b) Detalhe ampliado. Espectrograma das áreas 1(c) e (d) 2. (e) Resultado semi-quantitativo da análise química por EDS (%em peso).....	94
Figura 60 – Microdurezas encontradas em ZPD do tipo Península, ampliação de 400X. Amostra J1IB.....	95
Figura 61 – (a) Microdurezas encontradas em uma ZPD do tipo “praia”, ampliação de 400x. (b) Perfil de composição química da interface (% Peso) com detalhe ampliado destacando a análise por EDS da praia. ....	96
Figura 62 - (a) Microdurezas encontradas em uma ZPD do tipo “península”, ampliação de 200x. Amostra J1IB. ....	97
Figura 63 – Interface dissimilar aço carbono/ superliga de níquel das juntas (a)J3CB e (b) J3CC.....	97
Figura 64 – Microdurezas (HV) encontradas em uma ZPD semelhante ao tipo “Península”. Amostra J3CC. Ampliação de 100X. Detalhe ampliado em 400x. ....	98
Figura 65 – Interface similar amanteigamento/MB da amostra J3CC. ....	99
Figura 66 – Perfil de composição química na interface similar amanteigamento/MB da amostra J3CC. ....	100

## LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Propriedades físicas e mecânicas do níquel e do ferro. ....	27
Tabela 2 – Composição da liga 625. ....	28
Tabela 3 – Efeitos dos elementos de liga na estabilidade de fases encontradas nas ligas de níquel. ....	29
Tabela 4 – Composição química do arame AWS ER80S-G. ....	50
Tabela 5 – Composição química do arame AWS ERNiCrMo-3. ....	50
Tabela 6 – Composição química do aço ASTM A182 F22, % em peso. ....	51
Tabela 7 - Composição química do aço ABNT 1020, % em peso. ....	51
Tabela 8 – Propriedades mecânicas do aço ASTM A182 F22. ....	51
Tabela 9 - Parâmetros de soldagem levantados para a execução dos testes de Higuchi e Higuchi modificado em amostras com simples deposição de AWS ER NiCrMo-3. ....	54
Tabela 10 – Parâmetros para a soldagem de Amanteigamento (ER NiCrMo-3). ....	57
Tabela 11 - Parâmetros de soldagem levantados para a execução dos testes de Higuchi e Higuchi modificado em amostras com simples deposição de AWS ER 80S-G. ....	59
Tabela 12 – Parâmetros para a soldagem de Amanteigamento (ER 80S-G). ....	61
Tabela 13 – Parâmetros de tratamento térmico para o aço ASTM A182 F22. ....	62
Tabela 14 – Parâmetros de soldagem utilizados no enchimento da junta. ....	62

## LISTA DE SIGLAS

ABNT	Associação Brasileira de Normas Técnicas
ASM	American Society for Metals
ASTM	American Society for Testing Materials
AWS	American Welding Society
Ar	Elemento químico argônio
Al	Elemento químico alumínio
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	Óxido de alumínio(alumina)
C	Elemento químico carbono
CC <sup>+</sup>	Corrente contínua, pólo positivo
CC <sup>-</sup>	Corrente contínua, pólo negativo
CFC	Estrutura cristalina cúbica de face centrada
Co	Elemento químico cobalto
CO <sub>2</sub>	Dióxido de carbono
Cr	Elemento químico cromo
Cr <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	Óxido de cromo
Cu	Elemento químico cobre
DBCP	Distância bico de contato peça
EDS	Electron dispersive spectroscopy
ER	Classificação AWS para consumíveis que podem ser usados como eletrodo (E) e vareta (R) de adição
FA	Ferrita acicular
FC	Agregado de ferrita+carboneto
Fe	Elemento químico ferro
FS(A)	Ferrita com segunda fase alinhada
FS(LB)	Bainita inferior
FS(NA)	Ferrita com segunda fase não-alinhada
FS(SP)	Placas laterais de ferrita
GETSOLDA	Grupo de Estudos em tecnologia da Soldagem
GMAW	Gas Metal Arc Welding
He	Elemento químico hélio
H <sub>2</sub> S	Sulfeto de hidrogênio

Im	Corrente média de soldagem
IIW	International Institute of Welding
M	Martensita
M(L)	Martensita em ripas
M(T)	Martensita maclada
MAG	Metal Active Gas
MB	Metal de base
MEV	Microscópio Eletrônico de Varredura
MIG	Metal Inert Gas
Mn	Elemento químico manganês
Mo	Elemento químico molibdênio
Ni	Elemento químico níquel
Nb	Elemento químico nióbio
O <sub>2</sub>	Oxigênio molecular
P	Elemento químico fósforo
PF(I)	Ferrita intragranular
PF(G)	Ferrita de contorno de grão
Si	Elemento químico silício
Ta	Elemento químico tântalo
Ti	Elemento químico titânio
TTAT	Tratamento térmico para alívio de tensões
UFCG	Universidade Federal de Campina Grande
UFC	Universidade Federal do Ceará
Us	Tensão de soldagem
Va	Velocidade de alimentação de arame
Vs	Velocidade de soldagem
W	Elemento químico tungstênio
ZAC	Zona afetada pelo calor
ZAC-GF	Zona afetada pelo calor de grãos finos
ZAC-GG	Zona afetada pelo calor de grãos grosseiros
ZAC-GGRI	Zona afetada pelo calor de grãos grosseiros reaquelada intercriticamente



ZAC-GGRS	Zona afetada pelo calor de grãos grosseiros reaquelada sub-criticamente
ZAC-IC	Zona afetada pelo calor intercrítica
ZAC-SC	Zona afetada pelo calor subcrítica
ZD	Zona dura da Zona afetada pelo calor
ZF	Zona Fundida
ZFL	Zonas frágeis localizadas
ZL	Zona de ligação
ZM	Zona mole da zona afetada pelo calor (zona revenida)
ZPD	Zona parcialmente diluída
Zr	Elemento químico zircônio

## SUMÁRIO

<b>1 INTRODUÇÃO</b> .....	19
1.1 OBJETIVO GERAL.....	20
1.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS .....	20
<b>2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA</b> .....	21
2.1 PROCESSO DE SOLDAGEM GMAW (GAS METAL ARC WELDING) .....	21
2.2 GÁS DE PROTEÇÃO.....	22
2.3 PRINCIPAIS VARIÁVEIS DO PROCESSO GMAW .....	23
<b>2.3.1 Corrente de soldagem</b> .....	23
<b>2.3.2 Polaridade</b> .....	24
<b>2.3.3 Tensão de soldagem</b> .....	24
<b>2.3.4 Velocidade de soldagem</b> .....	24
<b>2.3.5 Distância bico de contato peça – DBCP</b> .....	25
<b>2.3.6 Ângulo de posicionamento da tocha</b> .....	26
<b>2.3.7 Diâmetro do eletrodo</b> .....	26
2.4 SUPERLIGAS DE NÍQUEL .....	27
<b>2.4.1 Ligas endurecidas por solução sólida</b> .....	28
<b>2.4.2 Efeito dos elementos de liga</b> .....	28
2.5 AÇO CARBONO BAIXA LIGA.....	30
2.6 MACROESTRUTURA E MICROESTRUTURA DE SOLDAS POR FUSÃO.....	31
<b>2.6.1 Classificação do IIW</b> .....	36
2.7 SOBREPOSIÇÃO .....	39
2.8 TESTE DE HIGUCHI E HIGUCHI MODIFICADO .....	39
2.9 TÉCNICA DE AMANTEIGAMENTO.....	42
2.10 SOLDAGEM DE MATERIAIS DISSIMILARES .....	44
<b>2.10.1 Zonas Parcialmente Diluídas (ZPDs)</b> .....	45
<b>3 MATERIAIS E MÉTODOS</b> .....	50
3.1 CONSUMÍVEIS DE SOLDAGEM .....	50
<b>3.1.1 Arame-eletrodo</b> .....	50
<b>3.1.2 Metal de base</b> .....	50
<b>3.1.3 Gás de proteção</b> .....	51
3.2 EQUIPAMENTOS UTILIZADOS .....	51
3.3 METODOLOGIA EXPERIMENTAL .....	53
<b>3.1.3 Etapa 1</b> .....	54
<b>3.1.3 Etapa 2</b> .....	59
<b>3.1.3 Etapa 3</b> .....	62

3.4 CARACTERIZAÇÃO MACROESTRUTURAL E MICROESTRUTURAL .....	64
3.5 ENSAIOS DE DUREZA.....	65
3.6 ENSAIOS DE MICRODUREZA.....	65
<b>4 RESULTADOS E DISCUSSÕES .....</b>	<b>67</b>
4.1 RESULTADOS DA ETAPA 1 .....	67
<b>4.1.1 Caracterização microestrutural da ZAC .....</b>	<b>67</b>
<b>4.1.2 Propriedades mecânicas da ZAC.....</b>	<b>70</b>
4.2 RESULTADOS DA ETAPA 2 .....	71
<b>4.2.1 Caracterização microestrutural ZAC .....</b>	<b>71</b>
<b>4.2.2 Propriedades mecânicas da ZAC.....</b>	<b>74</b>
4.3 RESULTADOS DA ETAPA 3 .....	76
<b>4.3.1 Caracterização macroestrutural.....</b>	<b>76</b>
<b>4.3.2 Caracterização microestrutural da ZAC .....</b>	<b>77</b>
<b>4.3.3 Propriedades mecânicas da ZAC (Microdureza) .....</b>	<b>82</b>
<b>4.3.4 Propriedades mecânicas da ZAC(Dureza) .....</b>	<b>86</b>
<b>4.3.5 Interface dissimilar dos amateigamentos .....</b>	<b>90</b>
<b>4.1.6 Interface similar dos amateigamentos .....</b>	<b>98</b>
<b>5 CONCLUSÕES.....</b>	<b>101</b>
<b>6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS .....</b>	<b>102</b>
<b>REFERÊNCIAS.....</b>	<b>103</b>
<b>APÊNDICE A - PRINCIPAIS ESQUEMAS DE CLASSIFICAÇÃO DE FERRITA E DE CONSTITUINTES EM METAL DE SOLDA OU MB (AÇOS BAIXO CARBONO E BAIXA LIGA). .....</b>	<b>109</b>

## 1 INTRODUÇÃO

Atualmente, um dos principais alicerces para o desenvolvimento econômico de um país reside nos combustíveis fósseis, como o gás natural e o petróleo, este último sendo de vital importância. Com a descoberta de novas jazidas no Brasil, a corrida pelo petróleo vem se intensificando cada vez mais, e para tanto, as tecnologias aplicadas à extração e transporte do combustível devem responder à altura. Empresas como a PETROBRÁS empenham-se cada vez mais na otimização da tecnologia utilizada para extração do petróleo, empregando materiais que apresentem características como alta resistência mecânica, térmica, e corrosiva, em suas linhas de dutos e refino.

É nesse contexto que a soldagem de metais dissimilares exerce um papel fundamental. Juntas dissimilares estão sendo largamente utilizadas em muitos produtos da engenharia química, petroquímica e nuclear, respondendo às exigências desses setores de forma satisfatória. As aplicações das juntas dissimilares não somente satisfazem aos diferentes requisitos de variadas condições de serviços, tais como, resistência mecânica, resistência à corrosão e propriedades magnéticas, como resultam em grande economia na redução de custos de produtos, revestindo ou unindo metais estruturais. Uma importante aplicação das soldas dissimilares é a união entre os vasos de pressão de aço carbono baixa liga (pressurizador, geradores de vapor e vaso de pressão do reator) e tubulações de aço inoxidável austenítico.

Ainda aliada à soldagem de juntas dissimilares, aplica-se a técnica de amanteigamento, que consiste na deposição de uma ou mais camadas de revestimento no bisel das juntas a serem soldadas. Esta técnica é uma alternativa benéfica que visa a melhoria das propriedades mecânicas, promovendo o refino de grão, redução da dureza e aumento da tenacidade na ZAC de juntas soldadas (KEJELIN, 2006a; SAVAGE et al., 1976; ROWE, 1999).

Dentre os vários materiais que possuem características desejadas a esse tipo situação, encontram-se as superligas de níquel, destacando-se a liga de nome comercial Inconel 625. Ela é encontrada em uma larga faixa de aplicações nas indústrias petroquímica e aeroespacial, devido à excelente combinação de resistência mecânica em temperaturas ambiente e/ou elevadas, e resistência à corrosão. Na indústria petroquímica, esta liga tem sido utilizada em queimadores, tubos de processamento, vasos de pressão, colunas de destilação e válvulas. É também

encontrada na indústria marítima por sua resistência a corrosão em águas salgadas e na indústria nuclear.

Atualmente, o Grupo de Estudos e Tecnologia de Soldagem (GETSOLDA), em parceria com a PETROBRÁS e outras universidades, como as Universidades Federais de Campina Grande (UFCG) e do Ceará (UFC), têm estudado o levantamento de parâmetros otimizados para a união de superfícies amanteigadas em juntas dissimilares utilizando o Inconel 625, visando sua aplicabilidade nas indústrias petrolíferas.

### 1.1 OBJETIVO GERAL

Analisar a metalurgia básica e a sua relação com o comportamento mecânico de soldas dissimilares depositadas pelo processo MIG.

### 1.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS

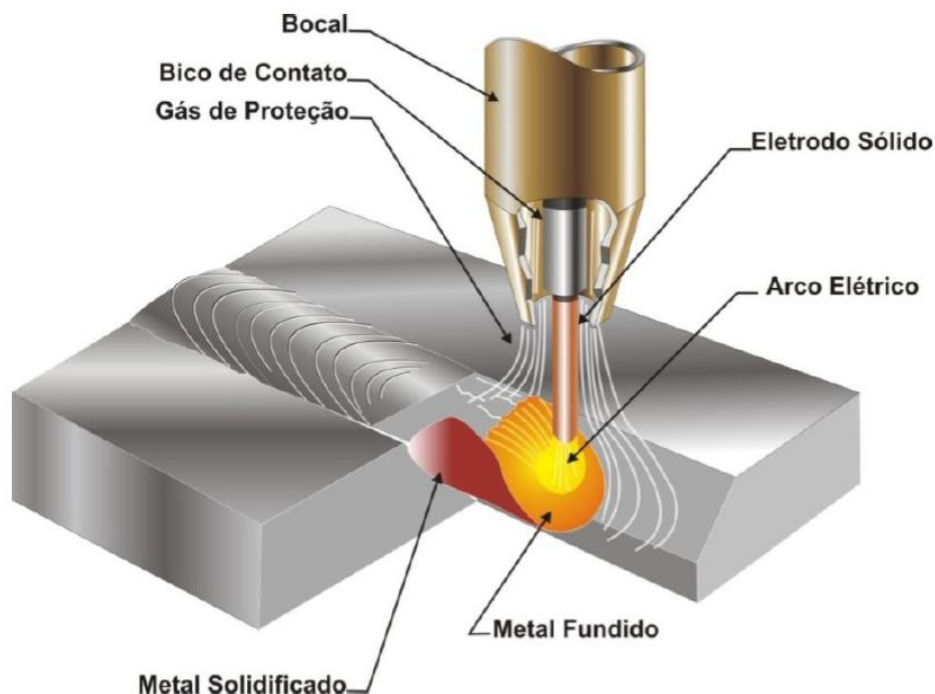
- ✓ Caracterizar a metalurgia básica do amanteigamento na face do bisel;
- ✓ Avaliar as características de resistência mecânica do amanteigamento através do perfil de microdureza;
- ✓ Caracterizar a metalurgia básica da junta soldada;
- ✓ Avaliar as características de resistência mecânica da junta soldada através dos perfil de dureza e do perfil de microdureza.

## 2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

### 2.1 PROCESSO DE SOLDAGEM GMAW (GAS METAL ARC WELDING)

O processo de soldagem GMAW pode ser descrito como um processo de soldagem que utiliza como fonte de calor o arco voltaico gerado na ponta de um arame eletrodo consumível, alimentado de forma contínua, e a peça a soldar, como mostra a Figura 1. No processo GMAW ou MIG/MAG (Metal Inert Gas/ Metal Active Gas), utiliza-se uma fonte externa de gás ou mistura de gases de proteção com pressão e vazão adequadas, responsável pela formação e manutenção da atmosfera de arco voltaico, por proteger da oxidação as gotas metálicas em transferência e a poça de fusão contra a atmosfera vizinha a este arco voltaico. Quando o gás ou mistura de gases de proteção for inerte trata-se do processo MIG, todavia se o gás participar metalurgicamente da poça de fusão, configurando-se em um gás ativo, será denominado de processo MAG.

**Figura 1 - Desenho esquemático da região de soldagem pelo processo MIG/MAG.**

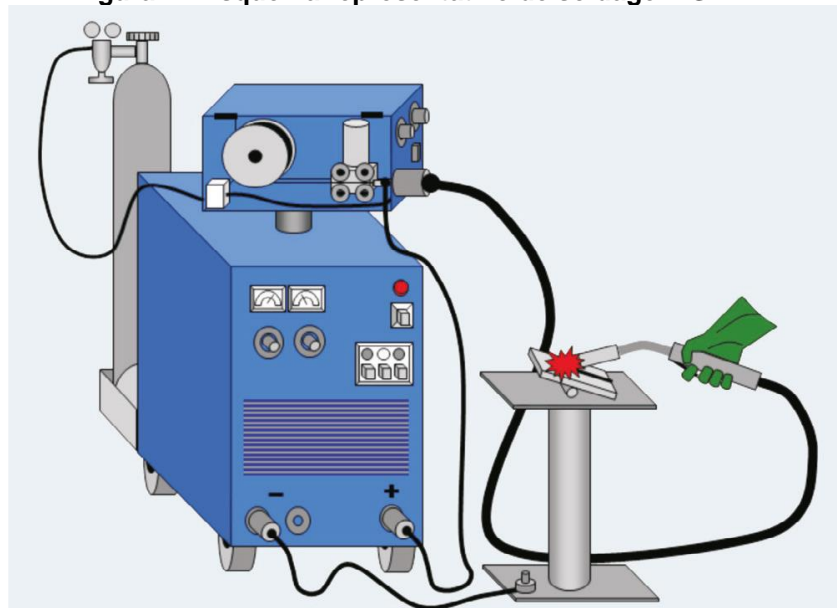


Fonte: Adaptado por Cruz Jr & Cabral (2008).

Neste tipo de soldagem se utiliza basicamente uma fonte de soldagem, um sistema de alimentação de arame consumível, uma tocha (ou pistola) de soldagem

que possui um sistema de refrigeração independente e um sistema de fornecimento de gás de proteção, ilustrado esquematicamente na Figura 2. O processo pode ser automático, isto é, o movimento da tocha é feito por uma máquina, ou semi-automático, quando o deslocamento da tocha é feito manualmente pelo soldador (SCOTTI; PONOMAREV, 2008).

**Figura 2 - Esquema representativo de soldagem GMAW.**



Fonte: Nascimento, 2010.

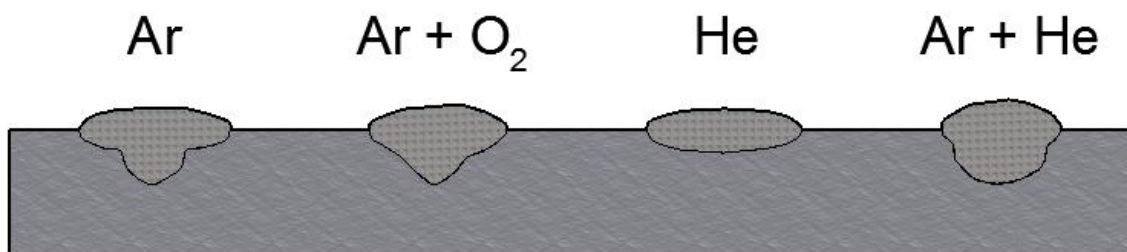
Os parâmetros de soldagem devem estar bem ajustados e correlacionados entre si para gerar um depósito de solda satisfatório. Dependendo do tipo de transferência metálica, pode haver maiores ou menores perturbações na poça de fusão, que pode acarretar em mudanças nas características metalúrgicas e microestruturais no cordão de solda.

## 2.2 GÁS DE PROTEÇÃO

Como o próprio nome sugere, o gás utilizado em soldagem fornece uma atmosfera protetora à poça de fusão, para que esta não reaja com os gases presentes na atmosfera, evitando assim defeitos como trincas, porosidades, fragilização induzida por hidrogênio. A Figura 3, exemplifica o modo de como o gás de proteção age na poça de fusão.

Na soldagem MAG, por exemplo, o gás utilizado pode ser o  $\text{CO}_2$ , que irá reagir com a poça de fusão, proporcionando assim características peculiares ao cordão de solda. Os gases utilizados na pelo processo MIG geralmente são o Hélio ou Argônio, ou misturas desses gases entre si ou com algum outro gás ativo, como o  $\text{CO}_2$  em um limite de 25%, por exemplo. A adição de pequenos teores de gases ativos aos inertes visa melhorar a estabilidade de arco, pois facilita a criação contínua de pontos catódicos que emitem elétrons na soldagem de aços, além aumentar a penetração e diminuir a incidência de mordeduras (WAINER *et al.*, 2004). A Figura 3 mostra a influência que o gás de proteção exerce na penetração das soldas.

**Figura 3 - Efeito do gás de proteção sobre a geometria do cordão de solda.**



Fonte: Adaptado de ASM, 1993.

## 2.3 PRINCIPAIS VARIÁVEIS DO PROCESSO GMAW

### 2.3.1 Corrente de soldagem

A corrente de soldagem é aferida na saída da fonte de energia durante o procedimento de soldagem é normalmente lida no indicador da fonte, através de um amperímetro separado, ou captada por instrumento de medição para verificação do comportamento do arco elétrico.

No processo GMAW ao se utilizar uma fonte com controle de tensão, isto é, tensão constante, a corrente tem uma relação direta com a velocidade de alimentação do arame eletrodo. Neste caso a corrente varia de maneira significativa com pequenas modificações no comprimento de arco. Mantendo-se constante as demais variáveis do processo, um aumento da corrente proporciona aumento na taxa de fusão, na penetração e na largura do cordão de solda. (AWS, 1997a; ASM, 1993)



### **2.3.2 Polaridade**

Geralmente no processo GMAW utiliza-se  $CC^+$  (polaridade inversa: eletrodo ligado ao polo positivo e a peça ao pólo negativo), porque produz um arco estável, com bom perfil do cordão de solda, maior penetração e menor quantidade de respingos gerada. Já a soldagem com polaridade direta  $CC^-$  (eletrodo ligado ao pólo negativo), que tem como características baixa penetração, alta taxa de fusão pra uma dada corrente em relação à soldagem com  $CC^+$ , a qual transfere menor quantidade de calor para a peça de trabalho, tendo como principal desvantagem a grande quantidade de respingos gerada. No entanto, estudos recentes mostram soldas de qualidade, utilizando polaridade variável ou corrente alternada, inclusive com potencial para revestimento (SCOTTI e PONOMAREV, 2008; QUITES, 2002, MACHADO, 1996; NASCIMENTO, 2011).

### **2.3.3 Tensão de soldagem**

A tensão de soldagem está relacionada com o comprimento e a largura do arco. Normalmente tensões baixas favorecem a transferência metálica por curto-circuito gerando cordões de solda mais estreitos. Um acréscimo de tensão, com as demais variáveis constantes, resultará em um aumento do comprimento de arco e proporcionará cordões mais planos com uma ZAC (zona afetada pelo calor) maior. Se o valor de tensão for muito elevado, pode acarretar o surgimento de respingos, mordedura e porosidades.

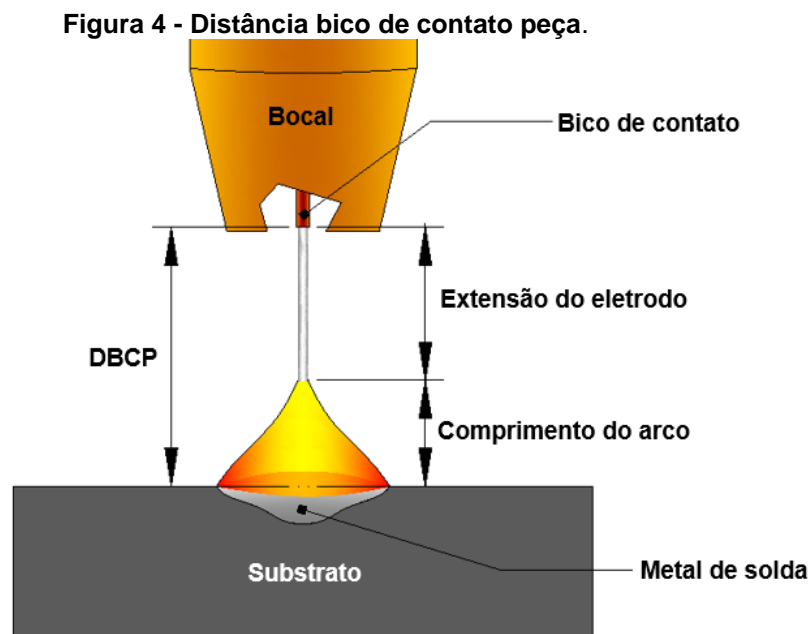
### **2.3.4 Velocidade de soldagem**

A velocidade de soldagem representa a taxa linear na qual o arco se move ao longo da peça em determinado intervalo de tempo. A velocidade, normalmente expressa em centímetros por minuto (cm/min) ou milímetros por minuto (mm/min), é uma das variáveis que exerce maior influência na penetração e largura dos cordões de solda. Para velocidades de soldagem baixas, a quantidade de material depositado é maior e cordão muito largo, no entanto para velocidades altas, o cordão ficará mais estreito e com pouca penetração. Em velocidades muito baixas, a quantidade de

material depositado aumenta, a poça de fusão fica com dimensões elevadas e o calor atua mais no metal depositado (reforço excessivo) do que no metal de base, resultando em uma solda com baixa penetração. Velocidades excessivas podem causar mordeduras e trincas (ASM, 1993).

### 2.3.5 Distância bico de contato peça – DBCP

A DBCP é o comprimento do eletrodo ou a distância entre o contato elétrico e o substrato, mostrado na Figura 4. O aumento desse comprimento resultará em aumento do calor gerado no eletrodo, resultante do aumento da resistência elétrica (efeito Joule, que expressa o calor gerado em um condutor através da passagem de corrente elétrica), colaborando para elevar a taxa de fusão do metal de solda.

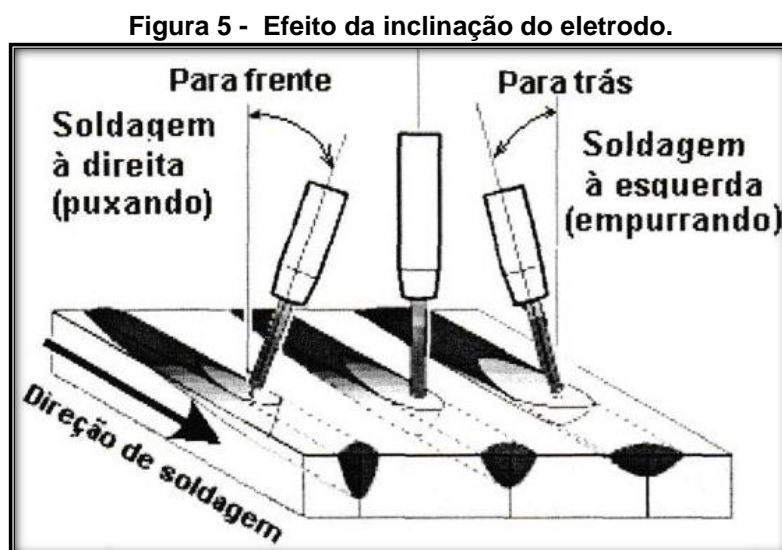


Fonte: Arquivo Pessoal.

O aumento da DBCP promove o aumento na taxa de deposição do metal de adição e uma redução na penetração o que pode acarretar uma descontinuidade em junta soldada conhecida por falta de fusão. O ideal é manter a DBCP constante durante toda a operação de soldagem (WEMAN, 2003).

### 2.3.6 Ângulo de posicionamento da tocha

De acordo com a literatura, podemos perceber que a inclinação da tocha de soldagem é um fator importante a ser considerado para a realização dos ensaios. A Figura 5 mostra esquematicamente a influência que a inclinação da pistola (contra ou a favor da direção de soldagem) de soldagem pode exercer na geometria da solda. Ao se inclinar o eletrodo para frente tem-se a soldagem “à direita”, e neste caso a inclinação do arame eletrodo está a favor da direção de soldagem, o que proporcionará maior penetração e reforço devido o jato de plasma empurrar o metal líquido para trás e o arco incidir mais diretamente no material de base.



Fonte: Quites, 2002.

Quando o arame eletrodo está inclinado para trás, o jato de plasma espalha o metal de solda liquefeito na forma de um colchão fluido acarretando o aumento da largura do cordão e diminuição da penetração e reforço na chamada soldagem “à esquerda”, muito indicada para a união ou revestimento de chapas finas, pois evitar a perfuração destas. (QUITES, 2002)

### 2.3.7 Diâmetro do eletrodo

Diâmetros maiores de arame eletrodo exigirão correntes mais elevadas que um eletrodo de diâmetro inferior para que se obtenha as mesmas características de transferência metálica, isto é, para os mesmos valores de corrente, um eletrodo mais

fino penetrará e depositará mais rapidamente se comparado com um eletrodo de diâmetro maior.

## 2.4 SUPERLIGAS DE NÍQUEL

As superligas a base de níquel tem sido extensivamente utilizadas e submetidas a ambientes agressivos e no qual a estabilidade superficial da liga é requerida. São capazes de manter boas propriedades de resistência à oxidação e ao desgaste tanto em altas temperaturas (1093 °C) como em temperaturas baixas em aplicações criogênicas (ALMEIDA, 2003; DUPONT et al., 2009; SIMS et al., 1987).

**Tabela 1 – Propriedades físicas e mecânicas do níquel e do ferro.**

<b>PROPRIEDADES</b>	<b>NÍQUEL</b>	<b>FERRO</b>
<b>Densidade (g/cm<sup>3</sup>)</b>	8,89	7,87
<b>Ponto de fusão (°C)</b>	1.453	1.535
<b>Coef. de expansão térmica (m/m. °C)</b>	13,3x10 <sup>-6</sup>	11,8x10 <sup>-6</sup>
<b>Condutividade térmica (25°C) (W/m*K)</b>	92	80
<b>Resistividade elétrica (Ωm)</b>	9,7x10 <sup>-8</sup>	7,0x10 <sup>-8</sup>
<b>Modulo de elasticidade (kPa)</b>	204x10 <sup>6</sup>	211x10 <sup>6</sup>
<b>Limite de resistência (MPa)</b>	462	x
<b>Limite de escoamento 0,2% (MPa)</b>	148	x
<b>Alongamento em 51 mm (%)</b>	47	x

Fonte: ASM, 1990.

O níquel apresenta estrutura cristalina CFC (Cúbica de Face Centrada), sem transformações alotrópicas no estado sólido (AWS, 1998). O níquel e o ferro apresentam características similares como mostra a Tabela 1, porém a expansão térmica nas ligas de níquel é superior à que ocorre nas ligas ferrosas ferríticas e isso é importante principalmente na soldagem dissimilar, porque pode acarretar um gradiente de expansão térmica, gerando elevados níveis de tensões, podendo resultar em falha da estrutura soldada por fadiga térmica (SILVA, 2010).

Segundo Dupont et al. (2009), não existe um sistema de classificação para ligas a base de níquel semelhante ao dos aços e ligas de alumínio. A maioria das ligas de níquel são conhecidas por seus nomes comerciais ou pelo número da liga atribuído pelo fabricante. Na classificação adotada pela AWS (1997b), as ligas de níquel são subdivididas em: comercialmente puras, endurecidas por solução sólida, endurecidas por precipitação e ligas fundidas.

A liga de níquel utilizada neste trabalho é a Inconel 625® (AWS ERNiCrMo-3), classificada como endurecida por solução sólida. Esse tipo de liga tem adição de Nióbio e Titânio que são fortes formadores de carbonetos e estes tendem a precipitar nos contornos de grão e na matriz, que em alguns casos são prejudiciais. A Tabela 2 mostra a composição da superliga de níquel Inconel 625®.

Tabela 2 – Composição da liga 625.

Liga <sup>a</sup>	Número UNS	Composição, peso %										
		Ni <sup>b</sup>	C	Cr	Mo	Fe	Co	W	Al	Ti	Nb <sup>c</sup>	Si
625	N06625	61	0,05	21,5	9	2,5	X	X	0,2	0,2	3,6	0,2

Fonte: Adaptado de AWS, 1997b.

a. Essa designação usa parte do nome comercial registrado;

b. Se contém cobalto, essa quantidade não é especificada; c. Contem tântalo (Nb+Ta).

#### 2.4.1 Ligas endurecidas por solução sólida

As ligas endurecidas por solução sólida apresentam boa resistência mecânica aliada à resistência a corrosão em temperaturas acima de 800 °C. O mecanismo de aumento de resistência por solução sólida está ligado ao princípio da formação de uma solução sólida substitucional e envolve a presença de átomos de soluto e átomos de solvente que apresentam compatibilidade entre raio atômico e estruturas eletrônicas (DUPONT et al., 2009; GRAF, 2004).

Estas características implicam que ao adicionar soluto ao solvente, os átomos de soluto promovam uma substituição dos átomos do solvente dentro o material. Uma quantidade máxima de átomos de soluto que pode ser incorporado pelo solvente, em certa temperatura corresponde ao limite de solubilidade.

#### 2.4.2 Efeito dos elementos de liga

O níquel apresenta elevada solubilidade de vários elementos de liga devido a sua estrutura cristalina ser CFC, e isso possibilita alterações nas suas propriedades mecânicas e de resistência à corrosão. A Tabela 3 mostra resumidamente alguns efeitos dos elementos de liga na estabilidade das fases encontradas nas ligas de níquel, segundo Dupont et al., (2009).

**Tabela 3 – Efeitos dos elementos de liga na estabilidade de fases encontradas nas ligas de níquel.**

<b>Efeitos</b>	<b>Elementos</b>
Aumenta a resistência da liga por solução sólida	Co, Cr, Fe, Mo, W, Ta
Forma $\gamma'$ – Ni <sub>3</sub> (Al, Ti)	Al, Ti
Aumenta a resistência de $\gamma'$ por solução sólida	Cr, Mo, Ti, Si, Nb
Forma $\gamma''$ – Ni <sub>3</sub> Nb	Nb
Forma Carbonetos :MC e M(C,N)	W, Ta, Ti, Mo, Nb
M <sub>7</sub> C <sub>3</sub>	Cr
M <sub>23</sub> C <sub>6</sub>	Cr, Mo, W
M <sub>6</sub> C	Mo, W
Fases TCP ( $\sigma$ , P, $\mu$ , Laves)	Ti, V, Zr, Nb, Ta, Al, Si
Forma camada passiva de óxidos (Cr <sub>2</sub> O <sub>3</sub> /Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> )	Cr, Al

Fonte: Dupont et al., 2009.

A seguir, apresentam-se os elementos de liga normalmente adicionados:

- ❖ Alumínio(Al): este elemento tem como função principal, aliado ao cromo, auxiliar na resistência a oxidação, além de formar compostos intermetálicos (Ni, Al). Forma óxidos (Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) na superfície auxiliando na resistência a corrosão da liga, e aumenta a resistência mecânica por participar da precipitação da fase  $\gamma$ ;
- ❖ Carbono (C): promove a formação de carbonetos devido a reação com outros elementos presentes na liga. Quando precipitados nos contornos de grão, podem acarretar o intertravamento dos contornos de grão, limitando o seu deslizamento e conduzindo a um aumento de resistência. No entanto, seus teores na liga devem ser mantidos baixos para que não haja a formação de filmes, os quais prejudicam a resistência em altas temperaturas (ASPHAHANI, 1993);
- ❖ Cromo (Cr): promove a formação de uma película de óxido (Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) que protege a superfície e participa da formação de carbonetos de cromo. Aumenta a resistência à oxidação em ambientes contendo ácido nítrico e ácido crômico. Aumenta a resistência à oxidação por vapores sulfurados em temperaturas elevadas. O Cr juntamente com o Ni e o Fe formam a matriz e auxilia no processo de endurecimento por solução sólida (ASPHAHANI, 1993);
- ❖ Ferro (Fe): Atua no mecanismo de resistência por solução sólida. Aumenta a solubilidade do carbono no níquel, melhorando a resistência em temperaturas elevadas. Em algumas aplicações o ferro deve ser limitado para não comprometer a resistência à corrosão da liga (TANCRET, 2003);

- ❖ Manganês (Mn): Devido a sua afinidade com o enxofre, controla o efeitos da segregação de compostos sulfurados;
- ❖ Molibdênio (Mo): aumenta a resistência à corrosão em atmosferas ácidas não oxidantes e a resistência em temperaturas elevadas. Participa da formação de carbonetos;
- ❖ Nióbio (Nb): participa da formação de carbonetos e é um forte formador de fases Laves, que está associada a trincas de solidificação (DUPONT et al.,2003);
- ❖ Silício (Si): em pequenas quantidades, promove aumento da resistência à corrosão em altas temperaturas. Atua também na redução da precipitação de carbonetos por auxiliar a decomposição da cementita em ferrita (MOUGO, 2012);
- ❖ Titânio (Ti): presente nos metais de adição para evitar a formação de porosidade ao se combinar com o nitrogênio (AWS, 1991);
- ❖ Tungstênio (W): promove aumento da resistência à atmosferas ácidas não oxidantes e à corrosão localizada (MOUGO, 2012).

## 2.5 AÇO CARBONO BAIXA LIGA

São considerados aços baixa liga aqueles aços estruturais formulados com pequenas adições de elementos de liga, geralmente até 5% em sua composição, o que resulta em um aumento de sua resistência mecânica, tenacidade e soldabilidade. Além disto, o efeito do tratamento térmico nestes aços é o de aumentar suas propriedades mecânicas por meio de têmpera seguida de revenido, elevando a dureza sem fragiliza-los, por exemplo. Em juntas dissimilares, os aços baixa liga, quando unidos com liga de níquel para aplicações subaquáticas apresentam baixa resistência à corrosão em função da agressividade do meio em questão. (KEJELIN, 2006b; METALS,1993; OLIVEIRA, 2013).

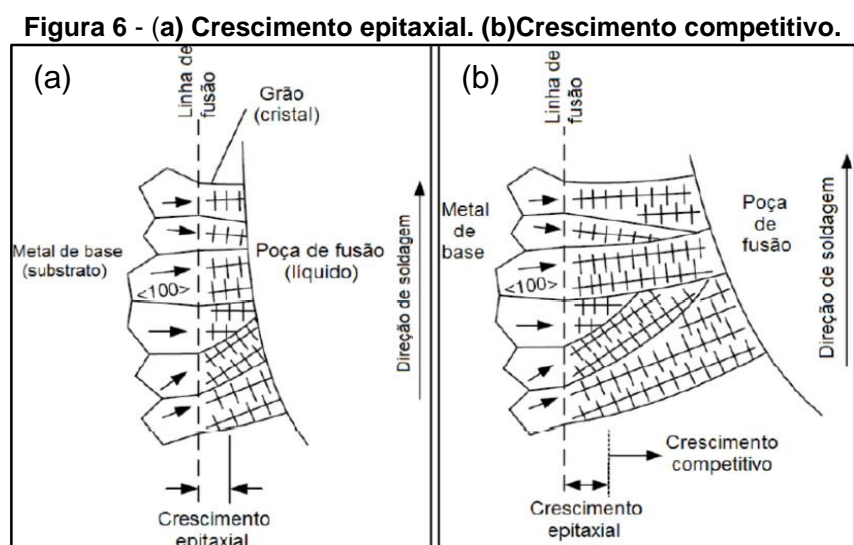
O aço ASTM A182 F22 é um aço baixa liga 2,25Cr-1Mo com alta estabilidade proporcionada pelos carbonetos presentes nos contornos de grão desse material. Elementos de liga presentes em sua composição como nióbio, vanádio e titânio, são formadores de carbonetos. Quando recozido, apresenta uma microestrutura composta por ferrita e perlita, podendo ser empregado nas condições previstas na norma ASTM

A182 e após a soldagem apresentar uma microestrutura composta por bainita e martensita (KOU, 2003; OLIVEIRA,2013).

## 2.6 MACROESTRUTURA E MICROESTRUTURA DE SOLDAS POR FUSÃO

A macroestrutura de uma junta soldada pode ser dividida em três regiões distintas: a zona fundida (ZF) ou metal de solda, a zona de ligação (ZL) e a zona afetada pelo calor (ZAC).

A microestrutura do metal de solda se diferencia da microestrutura do metal de base, principalmente na soldagem de materias dissimilares, devido as diferentes composições químicas e aos fenômenos envolvidos na solidificação. A solidificação da solda se dá a partir de grãos parcialmente fundidos, tomando a forma colunar. A zona de ligação (ZL), é constituída por essa estreita região onde ocorre uma fusão parcial do metal de base adjacente à poça de fusão com regiões onde o ponto de fusão varia devido a concentração diferenciada de elementos de liga. A partir da ZL ocorre o crescimento de grãos com a mesma orientação cristalina dos grão parcialmente fundidos se caracterizando no crescimento epitaxial, mostrado na Figura 6(a). Também há uma competição natural no crescimento dos grãos durante o processo de solidificação da poça de de fusão. O crescimento competitivo, mostrado na Figura 6(b) é determinado pela direção gradiente de extação de calor e pela direção cristalográfica mais favorável para o crescimento do reticulado cristalino (AWS, 2001; WAINER et al., 1992).

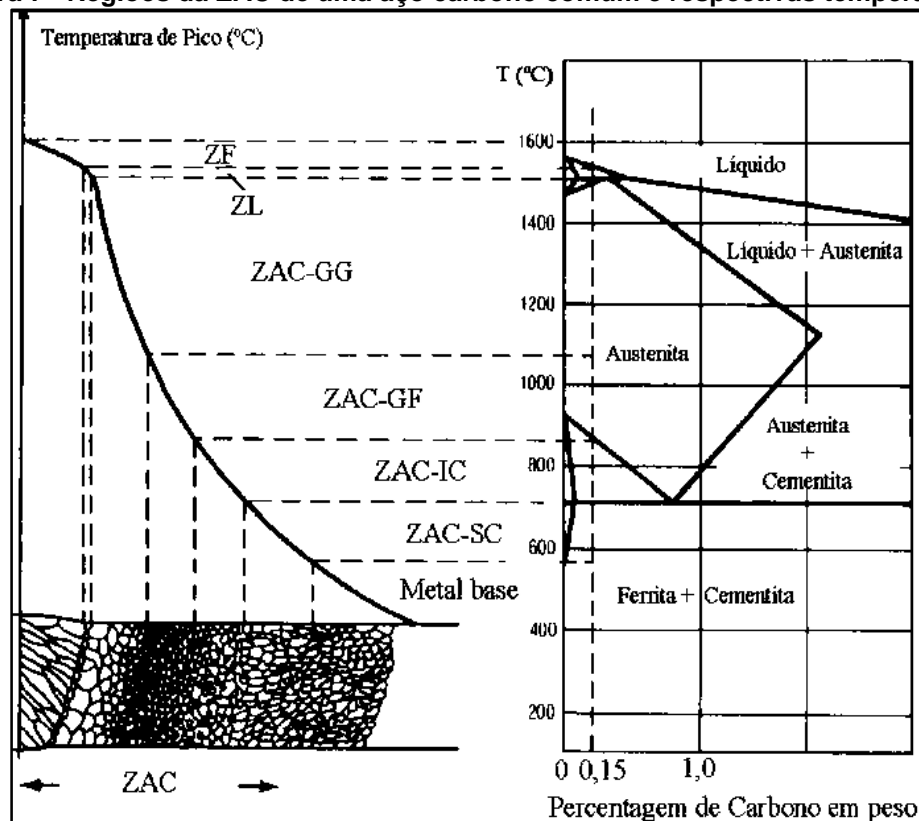


Fonte: Adaptado de Kou, 2003.



A ZAC é a região da junta soldada que não foi fundida, porém teve sua microestrutura e propriedades termodinamicamente alteradas devido ao aporte de calor adicionado e posterior resfriamento rápido da poça de fusão. A extensão e magnitude das mudanças de propriedades dependem principalmente do tipo de metal de base e da energia de soldagem imposta pelo processo utilizado, e podem ser observadas através de análise microscópica e medidas de perfis de dureza e/ou microdureza. É fundamental o controle dos ciclos térmicos impostos pelo processo de soldagem para se obter as propriedades mecânicas desejadas, uma vez que a ZAC dos aços pode ser dividida nas regiões descritas a seguir, dependendo do pico de temperatura a que o material é exposto, conforme mostrado na Figura 7 (AWS, 2001; WAINER et al, 1992).

Figura 7 –Regiões da ZAC de uma aço carbono comum e respectivas temperaturas.



Fonte: Adaptado de Easterling, 1983.

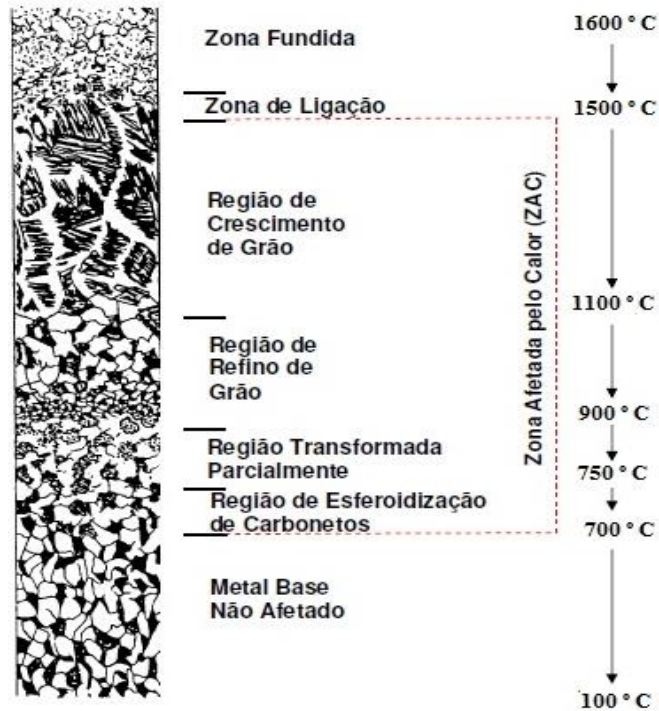
- ❖ ZAC de grãos grosseiros (ZAC-GG) – Trata-se de uma região imediatamente adjacente à zona de ligação, que é submetida a temperaturas entre 1110 e 1500 °C o que permite a difusão de átomos de soluto (principalmente de carbono) na austenita. Devido à elevada

velocidade de aquecimento e maior tempo de permanência nesta faixa de temperaturas, há um superaquecimento e isso é potencialmente favorável ao crescimento do grão austenítico, resultando em uma microestrutura de grãos grosseiros de elevada temperabilidade (MODENESI, 2012; WAINER et al., 1992). Em aços ARBL a microestrutura é predominantemente bainítica, porém a martensita pode estar presente (LOSZ et al. 1990);

- ❖ ZAC de grãos finos (ZAC-GF) – Esta região situa-se mais afastada da LF, sendo aquecida entre 900 e 1100°C., devido aos menores tempo e temperatura sob a ação da fonte de calor, ocorre o refino de grão, como se o aço tivesse sofrido o tratamento térmico de normalização. Em aços temperados e revenidos, esta região pode apresentar menor resistência mecânica que o metal de base (MODENESI, 2012; WAINER et al., 1992);
- ❖ ZAC intercristica (ZAC-IC) – região da ZAC aquecida entre as linhas A3 e A1 (750° e 900°C), que sofreu uma transformação parcial, isto é, parte de sua estrutura se transformou em austenita e em seguida se decompôs durante o resfriamento. Os teores de elemento de liga dessa austenita são maiores que os valores nominais de carbono, e dependendo da velocidade de resfriamento, poderá se transformar em perlita, bainita ou martensita. Neste caso, esta região da ZAC pode ser composta por regiões de alta dureza mescladas com outras macias (MODENESI, 2012; WAINER et al., 1992);
- ❖ ZAC subcristica (ZAC-SC) – Encontra-se entre 500 e 700 °C. Como a temperatura de pico é inferior à temperatura de recristalização. Em aços temperados e revenidos pode ocorrer um super-revenido das regiões da ZAC aquecidas acima da temperatura original de tratamento, o que pode acarretar uma queda de dureza em relação ao metal de base (MODENESI, 2012; WAINER et al., 1992).

A Figura 8 ilustra a relação entre as temperaturas atingidas e as microestruturas encontradas nas regiões para um aço baixo carbono e baixa liga.

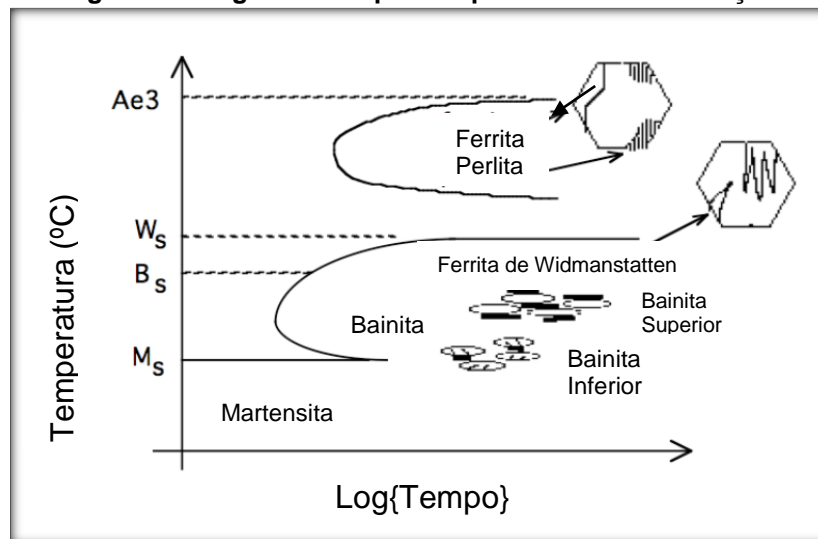
**Figura 8 - Distribuição da microestrutura na ZAC.**



Fonte: Wainer et al., 1992.

Normalmente, as microestruturas formadas na ZAC, por ordem de temperatura de transformação, são a ferrita primária de contorno de grão, bainita superior, agregados de ferrita e carbonetos, bainita inferior e martensita (LOSZ et al., 1990). A cinética das transformações, segundo Bhadeshia (2008), é melhor representada por um diagrama TTT, tal como ilustrado na Figura 9.

**Figura 9 - Diagrama Tempo-Temperatura-Transformação**



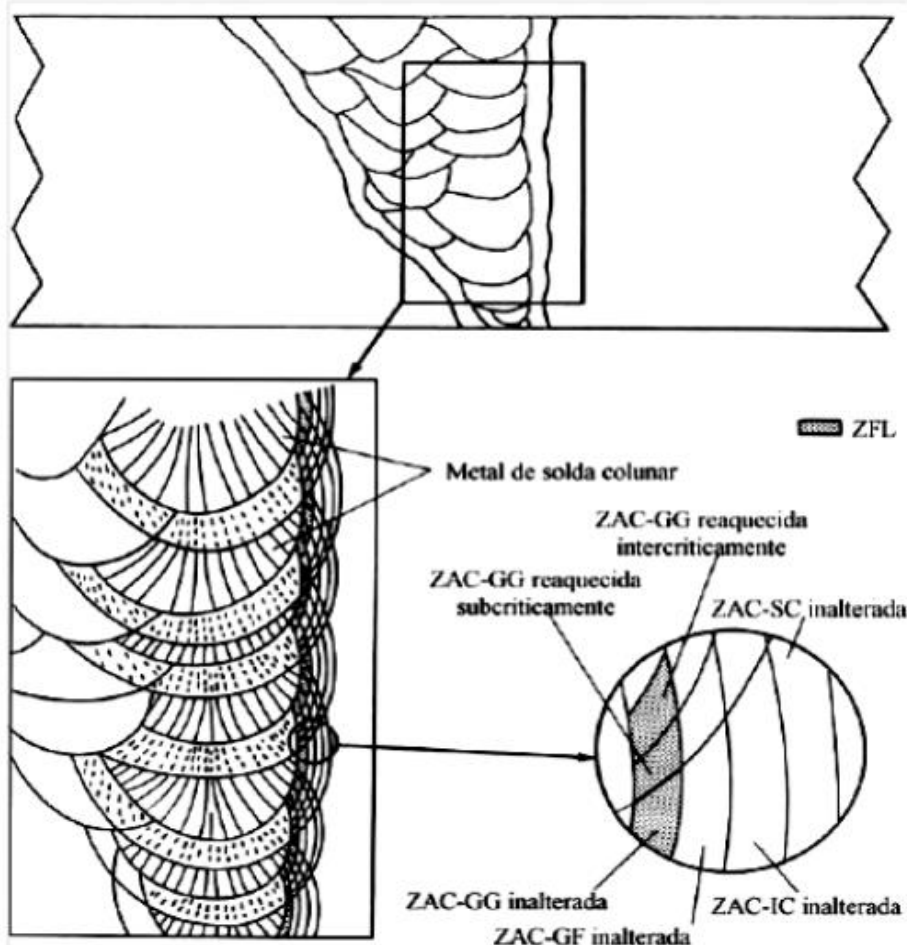
Fonte: Bhadeshia, 2008.

Na soldagem multipasse a microestrutura da ZAC torne-se mais complexa devido a influência dos ciclos térmicos de passes subsequentes. Estas regiões reaquecidas são submetidas aos processos de transformação de fase que ocorrem no estado sólido. A formação das microestruturas nos aços baixa liga está intimamente ligada a composição química e a velocidade de resfriamento desses materiais. Alterações na velocidade de resfriamento, por exemplo, podem acarretar a inibição de microestruturas que normalmente surgem em resfriamento lento através do mecanismo de transformação reconstitutiva e favorecendo a formação de microestruturas com mecanismo de transformação displaciva. Como consequência, aumentos da heterogeneidade microestrutural e das propriedades mecânicas nessas regiões são esperadas.

O mecanismo de transformação reconstutivo é caracterizado sob o aspecto do comportamento dos átomos individuais em que os átomos de uma fase atravessam individualmente e de forma não coordenada a interface entre as fases, reorganizando-se na nova estrutura cristalina. São também chamadas de reconstitutivas (*reconstitutive*) pelo fato de que os átomos, ao atravessarem a interface, constroem uma nova fase, com movimentos superiores a uma distância atômica média. Já o mecanismo de transformação displaciva (*displacive*) ocorre normalmente em condições em que a difusão não atua de forma significativa (temperaturas baixas) e, portanto, não estão associadas à mudança de composição química, somente a mudança de estrutura cristalina. Para que tais transformações ocorram em condições em que os átomos tem baixa mobilidade, é frequente que ocorra movimento coordenado de átomos (COLPAERT, 2008; BHADESHIA, 2008)

A diminuição da tenacidade na ZAC-GG relaciona-se com sub-regiões conhecidas como Zonas Frágeis Localizadas – ZFL (*LBZ – Localized Brittle Zone*). A ZFL é constituída por ZAC-GG inalterada, ZAC-GG reaquecida intercriticamente (ZAC-GGRI) e ZAC-GG reaquecida sub-criticamente (ZAC-GGRS). Estas sub-regiões, podem estar alinhadas próximas a ZL, como ilustrado esquematicamente na Figura 10. Este alinhamento favorece a propagação de trincas (ASM, 1990; MODENESI, 2012).

Figura 10 – Regiões da ZAC que geram zonas frágeis na soldagem multipasses.



Fonte: Adaptado de ASM, 1993.

### 2.6.1 Classificação do IIW

Em 1988, o Instituto Internacional de Soldagem - IIW desenvolveu um sistema para classificar os constituintes provenientes da soldagem, mostrados na Figura 11, baseado na observação de microscopia ótica. Serão discutidos abaixo, as características gerais destes tipos de elementos microestruturais (MODENESI, 2012; IIW, 1998; COLPAERT, 2008, WAINER et al., 2004).

**Ferrita de contorno de grão – PF(G):** É o primeiro constituinte que se forma pela decomposição da austenita e cresce nas regiões de contorno de grão austenítico, sem apresentar formato “macroscopicamente” simétrico (800 -850°C).

**Ferrita poligonal intragranular – PF(I):** Se a austenita tiver um tamanho de grão muito maior que a ferrita que está sendo formada nos seus contornos e houver sítios para nucleação intragranular, grãos de ferrita podem ser formados no interior da

austenita. Este tipo de ferrita tem uma morfologia equiaxial e nucleia em inclusões ou outros sítios de nucleação heterogênea.

**Ferrita com segunda fase alinhada – FS(A):** Se caracteriza por apresentar duas ou mais placas paralelas de ferrita. A razão de forma para duas placas deve ser maior que 4:1. Pode ser sub-classificada como Ferrita de Widmanstätten de contorno de grão, primária e secundária (side plate) - FS(SP), bainita superior (upper bainite) - FS(UB) ou bainita inferior (lower bainite) - FS(LB).

**Ferrita com segunda fase não alinhada FS(NA):** Esse tipo de estrutura normalmente circunda regiões de ferrita acicular, e pode ser também denominada por ferrita de Widmanstätten intragranular, primária e secundária.

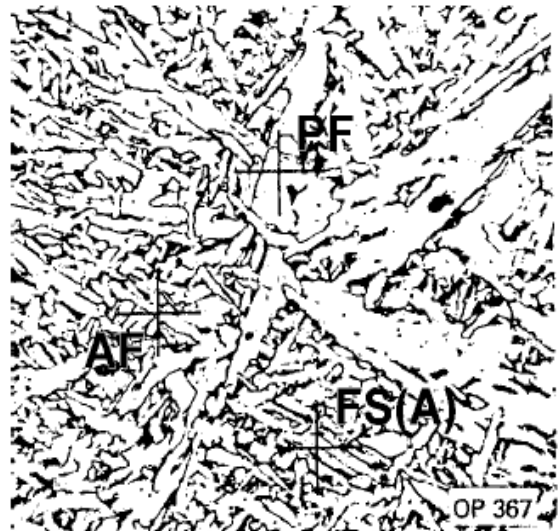
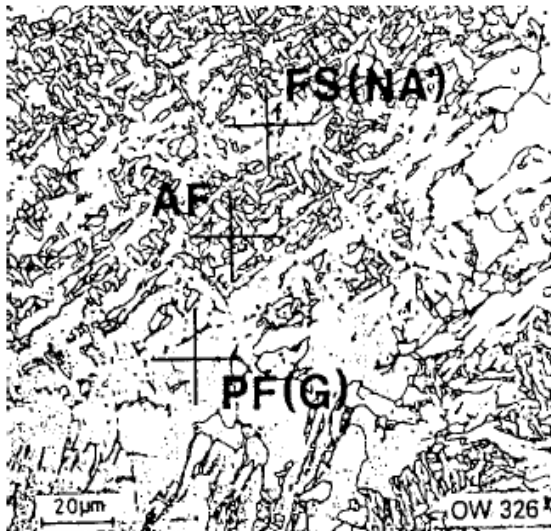
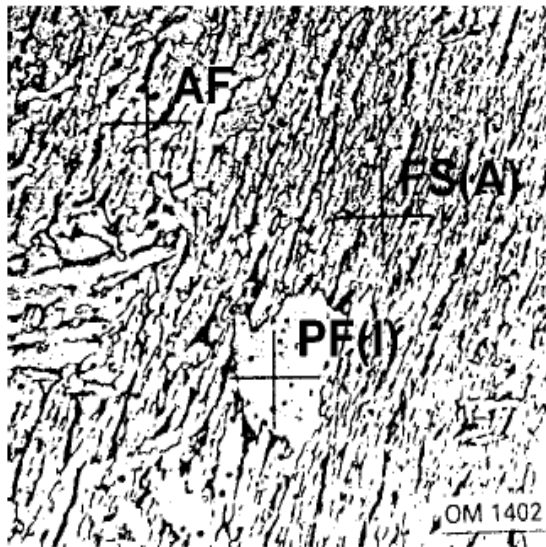
**Ferrita acicular (FA):** Estrutura acicular que é responsável pela tenacidade em soldas. Possui a aparência de um “emaranhado” de fios e o tamanho limitado dos grãos confere resistência a propagação de trincas por clivagem. A relação comprimento/largura para duas ripas adjacentes ou não-alinhadas deve ser menor que 4:1.

**Agregados ferrita-carboneto – FC:** Estruturas finas de ferrita e carboneto, incluindo a ferrita com carbonetos interfásicos e a perlita. Pode ser designado como FC(P) se o agregado for identificado como perlita.

**Martensita – M:** Esta microestrutura pode se apresentar como martensita laminar (lath martensite) - M(L) ou maclada (twin martensite) - M(T).

Buscar harmonizar as classificações de microestrutura é, naturalmente difícil, pois as correspondências nem sempre são unívocas. Thewlis (2007 apud COLPAERT, 2008) comparou os diferentes sistemas de classificação mais comuns, como mostrado no Apêndice A.

Figura 11 - Microestrutura do metal de solda não alterado mostrando diferentes constituintes microestruturais.

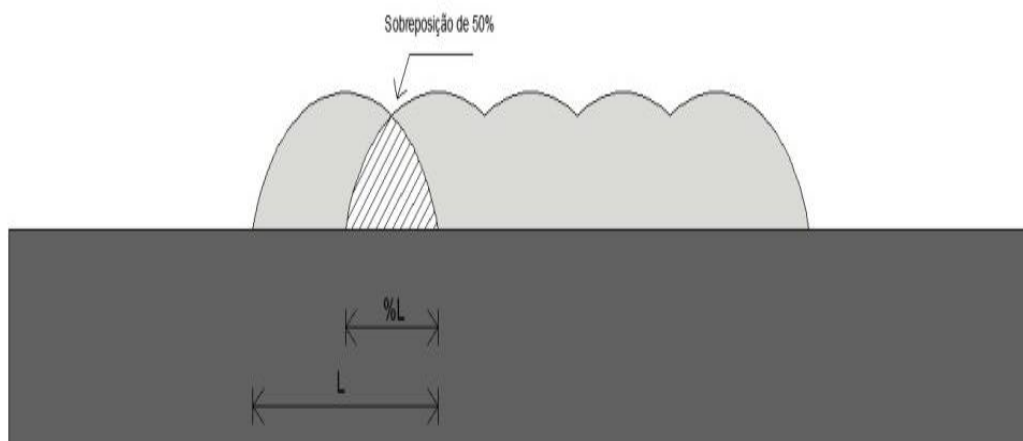


- PF – Ferrita primária
- PF(G) – Ferrita de contorno de grão
- PF(I) – Ferrita intragranular poligonal
- AF – Ferrita acicular
- FS(A) – Ferrita com 2ª fase alinhada
- FS(NA) – Ferrita com 2ª fase não alinhada
- FC – Agregado de ferrita-carboneto
- M - Martensita

## 2.7 SOBREPOSIÇÃO

O efeito de sobreposição é um dos fatores determinantes da quantidade de passes a serem executados, a homogeneidade e planicidade dos cordões de solda de revestimento, isto é, quanto menor o número de vales entre os cordões melhor será o revestimento. É definida como a quantidade que um cordão de solda se sobrepõe sobre o outro. Para este trabalho se propôs uma sobreposição de 50%. A Figura 12 ilustra o efeito de sobreposição lateral de cordões de solda, onde  $L$  representa a largura do cordão de solda e  $\%L$  o valor da sobreposição de um cordão sobre o outro.

**Figura 12 - Esquema representativo da sobreposição em cordões de solda.**



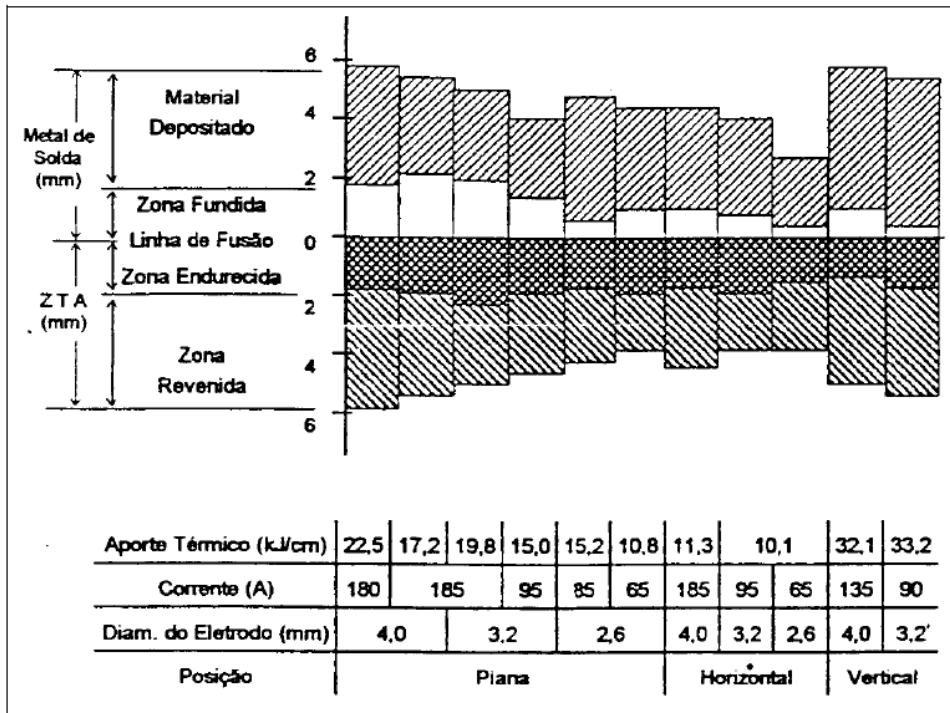
Fonte: Arquivo Pessoal.

## 2.8 TESTE DE HIGUCHI E HIGUCHI MODIFICADO

O teste de Higuchi tem por objetivo prático identificar o alcance das regiões revenidas (macias) e retemperadas (duras) ao longo da ZAC. E consiste em fazer uma simples deposição sobre uma placa do metal de base, e na seção transversal do cordão é obtido o perfil de microdureza da ZAC. Através desse perfil se determina as regiões macias e duras, 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 da Figura 13 (HIGUCHI, 1980).



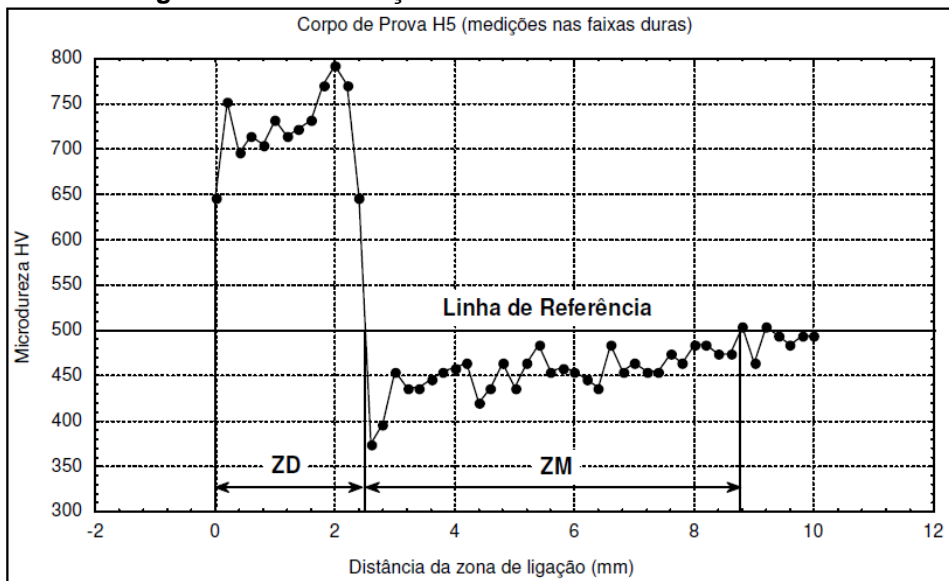
Figura 13 – Diagrama de Higuchi para um aço de baixo carbono.



Fonte: Higuchi et al., 1980.

O Critério usado para as determinações das extensões das zonas duras e macias, é o seguinte: a zona dura (ZD) se inicia da zona de ligação ( $X = 0$ ) até quando há uma queda brusca no valor de microdureza. A zona macia (ZM) se estende do final da zona dura, até a distância em que as microdurezas se igualam a do metal base como pode ser observado na Figura 14.

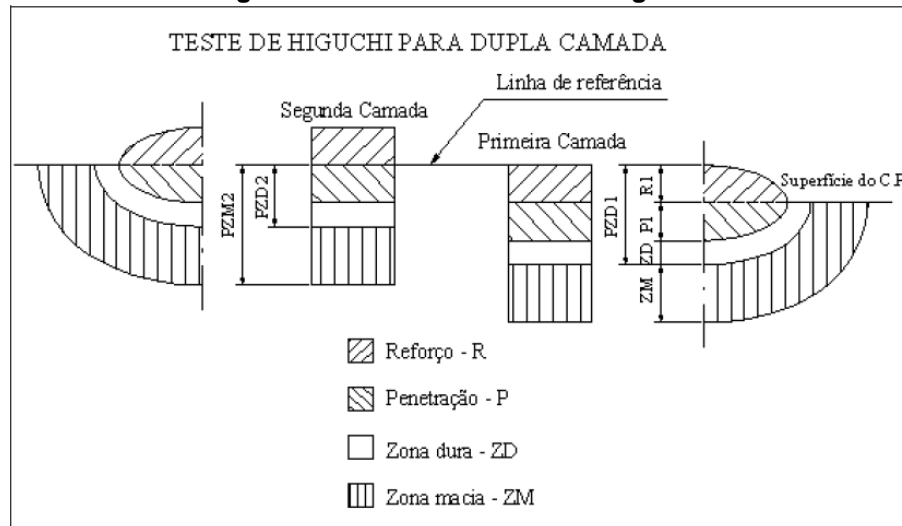
Figura 14 - Identificação da zona dura e da zona macia.



Fonte: Aguiar, 2001.

O teste de Higuchi permite selecionar as energias da primeira e da segunda camada, de tal forma que a região da ZAC-GG da primeira camada seja revenida pelo ciclo térmico imposto pela segunda camada. A escolha das energias da primeira e segunda camada deve obedecer aos seguintes critérios conforme a Figura 15.

**Figura 15 - Critério do teste de Higuchi.**



Fonte: Higuchi et al., 1980.

a)  $PZM2 > PZD1$

Onde:

PZM2 = Profundidade da zona macia da segunda camada;

PZD1 = Profundidade da zona dura da primeira camada.

b)  $PZD2 < R1 + P1$

Onde:

PZD2 = Profundidade da zona dura da segunda camada;

R1 = Reforço da primeira camada;

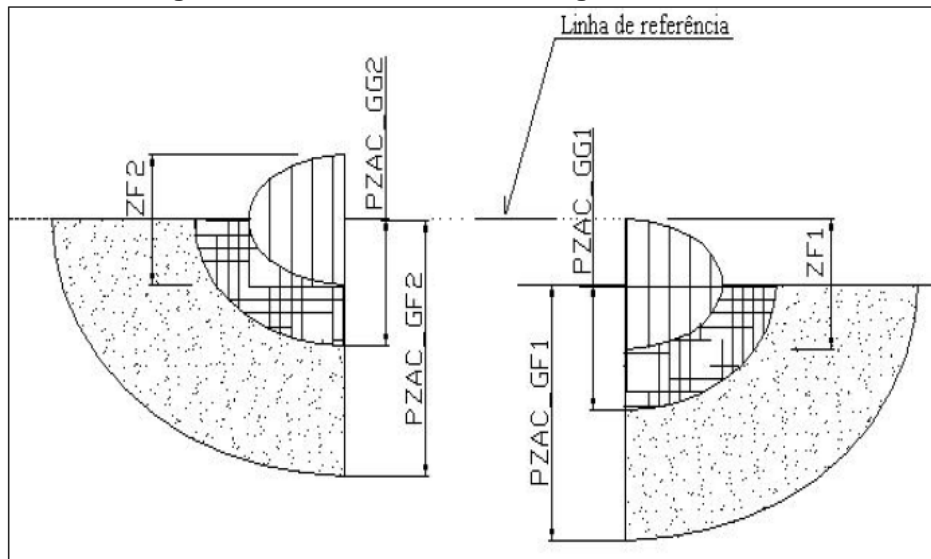
P1 = Penetração da primeira camada.

Ao atender a primeira condição, o calor contido nesta faixa da ZAC da segunda camada refine a zona dura da primeira camada, por sua vez ao atender a segunda condição a zona dura da primeira camada não será retemperada. Neste caso, a zona fundida da primeira camada é quem será austenitizada, proporcionando uma recristalização.

O teste de Higuchi modificado se diferencia do Higuchi convencional por se basear nas extensões das regiões microestruturais da solda, e não no perfil de

microdureza da ZAC (zonas dura e macia). A Figura 16 mostra de forma esquemática os critérios do teste de Higuchi modificado.

**Figura 16- Critérios do teste de Higuchi modificado.**



Fonte: Aguiar, 2001.

a)  $PZACGF_2 > PZACGG_1$

Onde,

$PZACGG_1$  = profundidade da zona afetada pelo calor com granulação grossa da primeira camada;

$PZACGF_2$  = profundidade da zona afetada pelo calor com granulação fina da segunda camada.

b)  $PZACGG_2 > ZF_1$

$ZF_1$  = zona fundida da primeira camada;

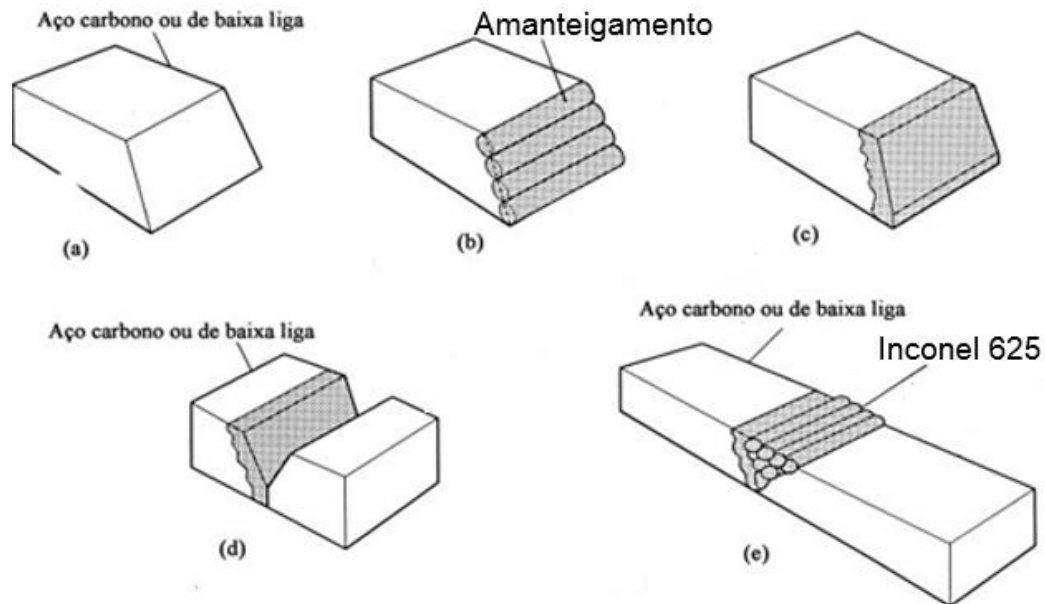
$PZACGG_2$  = profundidade da zona afetada pelo calor com granulação grossa da segunda camada.

## 2.9 TÉCNICA DE AMANTEIGAMENTO

A técnica de soldagem de amanteigamento consiste no depósito de uma ou várias camadas de revestimento sobre uma face ou superfície de um membro da junta, o qual servirá de transição entre a união de metais de composições dissimilares (AWS, 2006). Segundo Kejelin (2006a), para a soldagem  $\alpha-\gamma$  deve-se utilizar a técnica de soldagem de amanteigamento com a finalidade de diminuir a fragilização da

interface dissimilar. A técnica de amanteigamento é mostrada no desenho esquemático da Figura 17.

**Figura 17 – Técnica de amanteigamento. (a) Preparo para revestir. (b) Face amanteigada. (c) Face amanteigada preparada para a soldagem. (d) Conjunto alinhado para a soldagem. (e) Junta soldada.**



Fonte: Adaptado de ASM, 1993.

Para o refinamento de grãos na Zona Afetada pelo Calor (ZAC) deve-se utilizar uma menor energia de uma menor corrente de soldagem nos primeiros passes de amanteigamento, e nos passes posteriores utilizar valores mais elevados de corrente, resultando em níveis de dureza aceitáveis para a junta dissimilar.

A técnica do revestimento de superfícies objetiva dispensar o Tratamento Térmico Pós Soldagem (TTPS), através de procedimentos que aproveitam o ciclo térmico do passe posterior para tratar termicamente parte do passe anterior (revenimento localizado). Alguns dos efeitos mais comuns da aplicação desta técnica de revestimento ou de enchimento por soldagem, podem ser resumidos pelos itens listados a seguir.

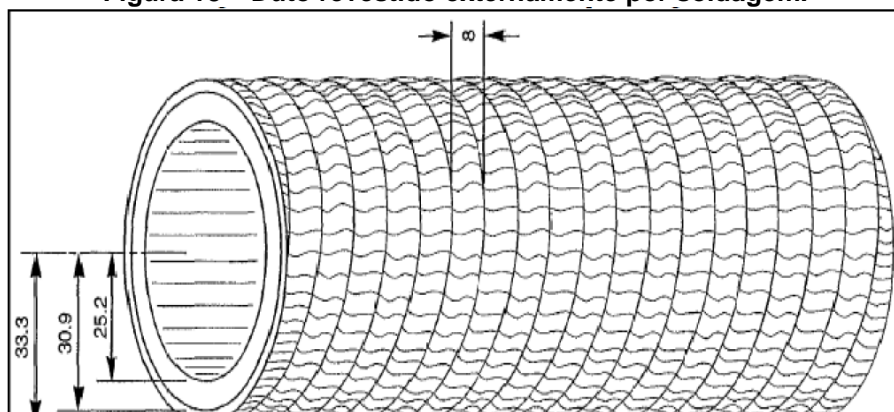
- ❖ Restringir a energia de soldagem e o preaquecimento da primeira camada para impedir o crescimento de grãos na região de grãos grosseiros da ZTA;
- ❖ Aumentar a um valor adequado a energia de soldagem da segunda camada, para promover o refino de grãos da ZTA dos primeiros passes;
- Sobrepôr passes de forma regular para refinar o grão dos passes adjacentes.

## 2.10 SOLDAGEM DE MATERIAIS DISSIMILARES

A soldagem de revestimento de aços carbonos por materiais mais nobres que sejam resistentes à corrosão e/ou desgaste, isto é, soldas dissimilares (DMW – *Dissimilar Metal Weld*), é amplamente utilizada em diversos segmentos das indústrias petroquímica, química e nuclear. Dessa forma, é comum projetar e fabricar determinado equipamento em aço carbono estrutural para posterior revestimento de sua superfície com um material mais nobre que atenda às condições severas de trabalho às quais está exposto no ambiente fabril. Em usinas nucleares estas soldas são utilizadas para a união de tubulações de aço inoxidável austenítico, aos inúmeros vasos de pressão constituídos de aço baixa liga. Essa técnica está ganhando espaço principalmente por ser uma alternativa mais econômica, já que restringe a utilização de materiais nobres e de custo mais elevado somente às regiões que demandam melhores propriedades satisfazendo a requisitos como resistência mecânica e, principalmente, resistência a corrosão. (JANG et al., 2007; KEJELIN, BUSCHINELLI & BOHÓRQUEZ, 2006; MODENESI, 2001; SUN & HAN, 1994)

Atualmente há um crescente interesse em tecnologias alternativas de revestimento dissimilar, pois as camadas protetoras resistentes à corrosão depositadas pela soldagem em tubo de aço carbono são particularmente vantajosas no que se refere à qualidade de revestimento. Estes arranjos deverão apresentar melhores características de aderência, minimizando a possibilidade de propagação de trincas ao longo da interface. A Figura 18 mostra esquematicamente um duto revestido externamente em espiral, por passes de solda em sobreposição contínua (WANG et al, 1997; PEIXOTO, 2006).

**Figura 18 – Duto revestido externamente por soldagem.**



Fonte: Wang et al, 1997

O material depositado geralmente é de uma liga mais nobre, como inox ou superliga de níquel, e o substrato é algum material menos nobre, como aço carbono. Esta técnica pode ser aplicada nas paredes internas de vasos de pressão, dutos, ou reatores (GARCIA, 2011). A deposição dos revestimentos dissimilares se constitui em um procedimento complexo no âmbito metalúrgico, pois ocorre a fusão e a solidificação de um volume de metal composto por duas ligas diferentes em termos de composição química, estrutura cristalina, microestrutura e propriedades físicas e mecânicas. Além disso, as ligas à base de níquel têm sido extensivamente utilizadas também na união de componentes de materiais dissimilares de alta responsabilidade, como no caso das indústrias petroquímicas (DUPONT, 1996).

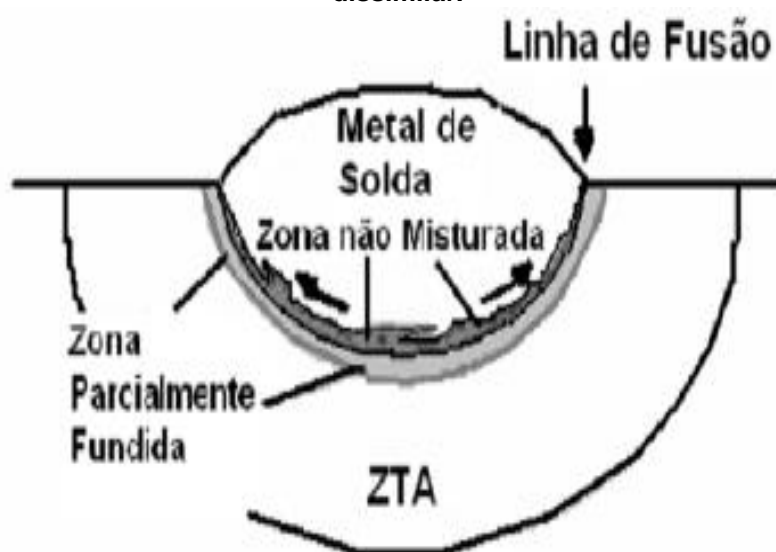
Ainda no âmbito da soldagem dissimilar, a interface entre as superligas de níquel e aços baixa liga constitui uma região onde existe uma significativa mudança microestrutural, um considerável gradiente químico, e a presença de regiões críticas em termos de propriedades mecânicas (valores elevados de dureza), muitas vezes associadas à problemas de perda de tenacidade e fragilização (SAVAGE et al., 1976; ROWE, 1999). Na indústria do petróleo e gás a soldagem entre Inconel 625 e o aço ASTM A 182 F22 é usada na substituição de conexões de flange. Para esse tipo de soldagem dissimilar em equipamentos expostos a umidade, a alta pressão e a sulfeto de hidrogênio a norma NACE especifica que o limite de dureza de 250 HV não deve ser ultrapassado no aço baixa liga (OMAR, 1998, NACE 2005).

### **2.10.1 Zonas Parcialmente Diluídas (ZPDs)**

Na literatura vários artigos mencionam as Zonas Parcialmente Diluídas (ZPD's) sob outras nomenclaturas como “Zonas Enriquecidas em Carbono”, “Zonas Não Misturadas”, “Zonas Duras”, “Zonas Parcialmente Misturadas” e “Zonas de Alta Diluição”, que podem se desenvolver na interface  $\alpha$ - $\gamma$  durante a solidificação. Essas zonas podem tornar uma solda dissimilar susceptível a corrosão por *pitting*, fragilização por hidrogênio, trincas de corrosão sob tensão em meios ácidos e ruptura por fadiga, as quais podem nuclear e se propagar através da microestrutura da ZAC-GG dos aços estruturais (KEJELIN, 2006b). Na ilustração mostrada na Figura 19, Savage (1976), propôs a existência de quatro regiões distintas em uma solda dissimilar: a região do metal de solda, onde a mistura dos metais de base e de adição

(indicada pelas setas), sob ações das forças convectivas, na poça de fusão resulta em uma composição química relativamente uniforme; a zona não misturada que compreende uma pequena porção do metal de base ao qual foi totalmente fundida e re-solidificada sem que se desprendesse do substrato para se misturar ao metal de solda; a zona parcialmente fundida da e a ZAC.

Figura 19– Esquema proposto por Savage et al.(1976), mostrando as regiões de uma solda dissimilar.



Fonte: Savage et al., 1976.

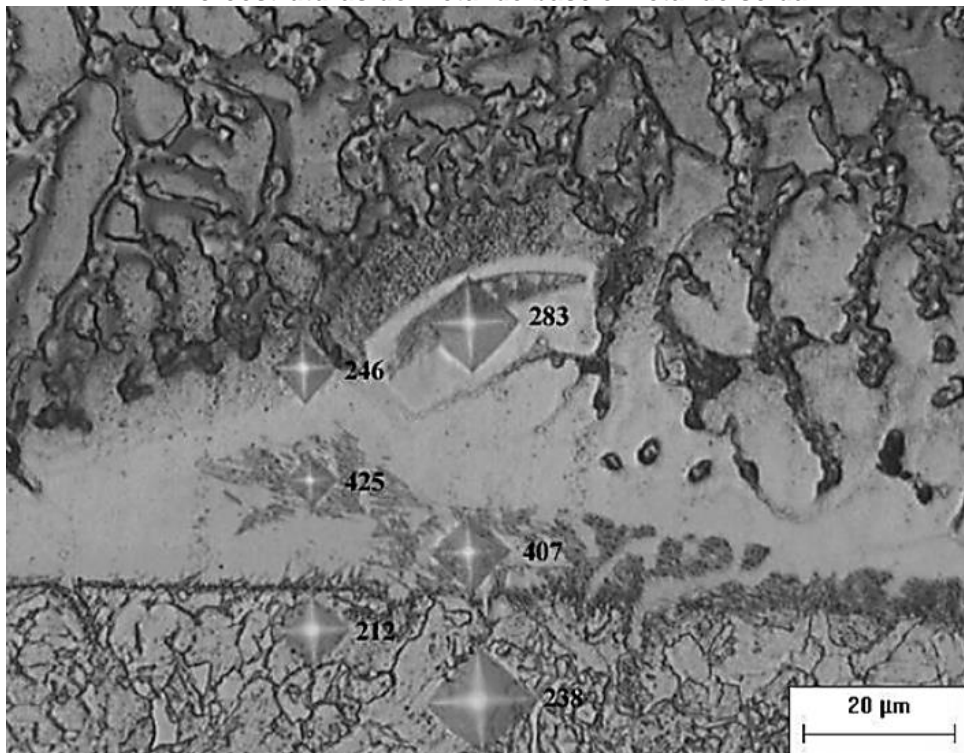
A formação das zonas não misturadas, que neste trabalho serão denominadas de ZPD's, está relacionada com a existência de uma camada estagnada de metal de solda líquido e/ou um fluxo laminar junto ao metal de base sólido, diferenciando do movimento turbulento do resto da poça de fusão (SAVAGE et al., 1976). Taxas de resfriamento elevadas também contribuem para que haja a solidificação do material fundido sem a sua completa mistura (através da convecção e turbulência da poça, quanto pela difusão dos átomos).

Zonas descontínuas na interface dissimilar de soldas de aços austeníticos/ferríticos se caracterizam em um dos problemas de ordem metalúrgica mais estudados, pois as ZPD's são duras e frágeis ao longo da linha de fusão. Estas regiões possuem composições intermediárias entre o metal de base e o metal de solda, além de serem diferentes entre si, podem ser determinada através da análise química por espectroscopia de energia dispersiva de raios-X (EDS) nas ZPD's classificadas por Beaugrand *et al.*(2009). Os valores de dureza nestas zonas

normalmente situam-se acima dos 340 HV, na faixa de durezas das microestruturas martensíticas (DOODY, 1992).

Para revelar as microestruturas do aço baixa liga e da superliga de níquel utiliza-se o ataque em dois passes, isto é, ataque químico seguido de ataque eletrolítico. As observações metalográficas dessa região não são muito evidentes, então a caracterização, mostrada na Figura 20, necessita do auxílio de indentações de microdureza nas ZPDs classificadas segundo Doody (DOODY, 1992; KEJELIN et al.,2005; NELSON, LIPPOLD, 1999; PEREZ, 2005).

**Figura 20 – Micrografia obtida após ataque em dois passes para a revelação das microestruturas do metal de base e metal de solda.**

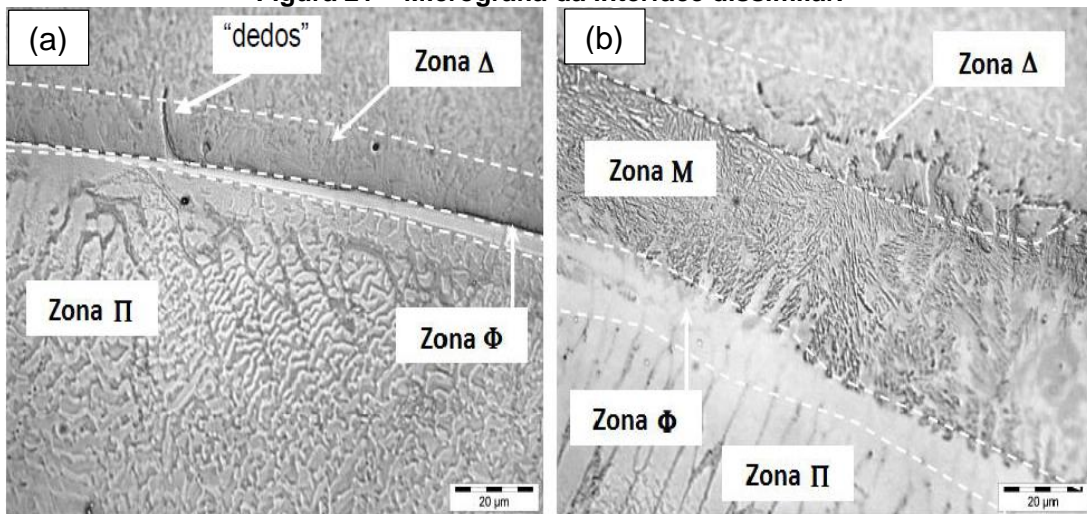


Fonte: Oliveira, 2013.

A classificação proposta por Beaugrand *et al.*(2009) para as regiões na ZPDs pode ser vista na Figura 21.



Figura 21 – Micrografia da interface dissimilar.



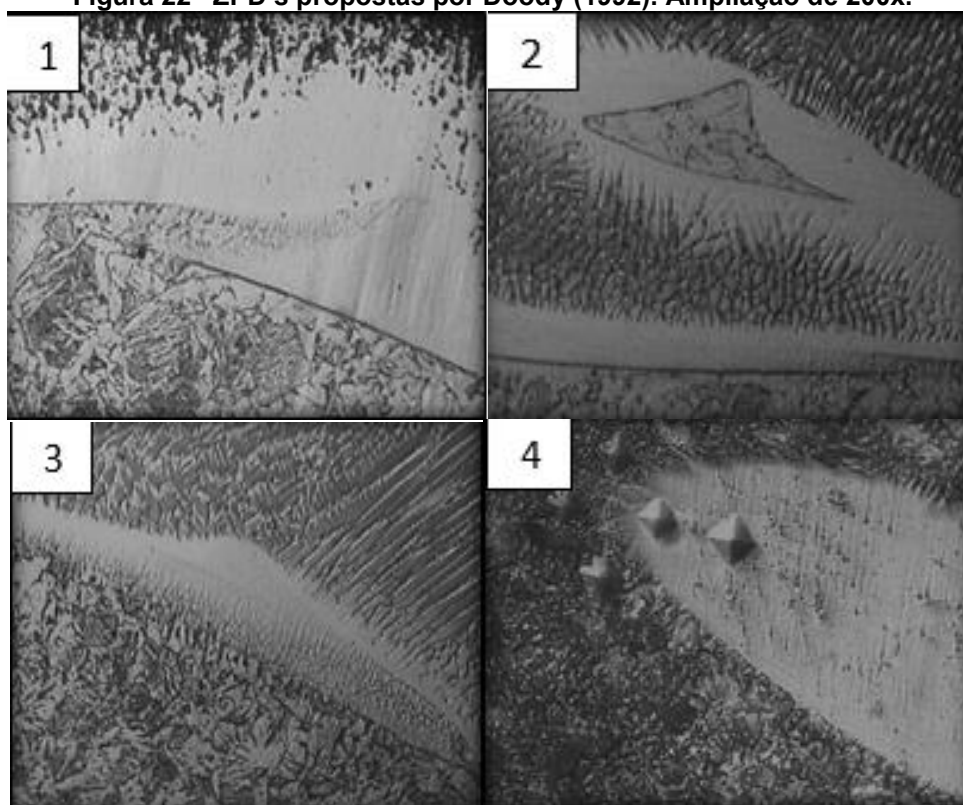
Fonte: Beaugrand *et al.* (2009b).

- ❖ Os “dedos” são penetrações do metal de solda com alto teor de Fe, e altamente diluído através dos contornos de grão da austenita prévia, chamados dedos;
- ❖ A Zona  $\Delta$  é imediatamente adjacente a linha de fusão no aço ferrítico e é descarbonetada. Contém de forma esporádica partículas de número atômico elevado;
- ❖ A Zona M é rica em Fe e apresenta microestrutura matensítica, localiza-se na linha de fusão e se prolonga em direção ao aço ferrítico não fundido;
- ❖ A Zona  $\Phi$  é considerada homogênea e monofásica localizada na região fundida do metal de solda austenítico adjacente a linha de fusão (crescimento planar);
- ❖ A Zona  $\Pi$  contém um número elevado de partículas de número atômico elevado com distribuição interdendrítica, associada com segregação de Mo e Ni, durante a solidificação.

Além desta nomenclatura, Doody (1992), faz uma analogia das formas de ZPDs com conceitos geográficos. Abaixo são descritos os conceitos e a Figura 22 mostra ZPD's presentes na interface dissimilar de uma solda.

- 1) Penínsulas: regiões ligadas ao metal de base parcialmente circundadas pelo metal de solda.
- 2) Ilhas: regiões inteiramente envolvida pelo metal de solda;
- 3) Praias: faixas finas ao longo da linha de fusão;
- 4) Baías: regiões ligadas ao metal de solda parcialmente circundadas pelo metal de base;

Figura 22– ZPD's propostas por Doody (1992). Ampliação de 200x.



Fonte: Adaptado de Mougo (2012).

A interface dissimilar pode ser afetada de forma negativa pelas ZPD's, pois esta pode propiciar na junta a oxidação, trincas por hidrogênio e por corrosão sob tensão, em meios contendo  $H_2S$ , perda de resistência mecânica, principalmente tenacidade (GOULD, 2010; KEJELIN, 2012, KOU & YANG, 2007). Conforme comentado anteriormente, nessa região são encontradas durezas elevadas com valores correspondendo a durezas de estruturas martensíticas, ou associadas a precipitação de carbonetos, tornando essa região dura e frágil.

### 3 MATERIAIS E MÉTODOS

#### 3.1 CONSUMÍVEIS DE SOLDAGEM

Para a realização deste trabalho foram utilizados diversos materiais, denominados de consumíveis de soldagem e classificados em arame-eletrodo, metais de base e gases de proteção.

##### 3.1.1 Arame-eletrodo

Os arames eletrodos utilizados na soldagem dos corpos de prova deste trabalho experimental foram o AWS A5.28 ER 80S-G e o AWS A5.14 ER NiCrMo-3, ambos com 1,2 mm de diâmetro. A Tabela 4 apresenta a composição química comercial do arame AWS A5.28 ER 80S-G, usado na soldagem de amanteigamento.

**Tabela 4 – Composição química do arame AWS ER80S-G.**

Arame ER80S-G	%C	%Mn	%Si	%Ni	%Cu
	0,10	1,10	0,40	0,45	≤0,02

Fonte: Weld-Inox, 2009.

A Tabela 4 apresenta a composição química comercial do arame AWS A5.14 ER NiCrMo-3, usado na soldagem de amanteigamento dos membros e na soldagem de preenchimento das juntas.

**Tabela 5 – Composição química do arame AWS ERNiCrMo-3.**

Arame ERNiCrMo-3	%C	%Mn	%Fe	%P	%S	%Si	%Cu
	0,02	0,20	0,28	0,005	0,002	0,06	0,01
	%Ni	%Al	%Ti	%Cr	%Nb+Ta	%Mo	Outros
	63,9	0,11	0,21	22,7	3,66	8,5	-

Fonte: Lincoln Electric, 2014.

##### 3.1.2 Metal de base

Para a realização da soldagem de amanteigamento foi utilizado como metal de base o aço ASTM A182 F22 nas dimensões 350 x 80 x 31 mm. Já o aço ABNT 1020 foi utilizado na composição da junta como membro biselado e chanfrado a 45° nas

dimensões 350x80x31 mm. A composição química dos aços e suas propriedades mecânicas são mostradas respectivamente nas Tabelas 6, 7 e 8.

**Tabela 6 – Composição química do aço ASTM A182 F22, % em peso.**

ASTM A182 F22	C	Si	Mn	P	Cu	Cr	Ni	Mo	Al
	0,120	0,170	0,400	0,012	0,040	2,250	0,060	0,930	0,024

Fonte: Oliveira (2013).

**Tabela 7 - Composição química do aço ABNT 1020, % em peso.**

ABNT 1020	C	Mn	P	S	Si	Cu	Ni	Cr	Mo
	0,126	0,780	0,019	0,031	0,249	0,279	0,070	0,074	0,012

Fonte: Gerdau.

**Tabela 8 – Propriedades mecânicas do aço ASTM A182 F22.**

ASTM A182 F22	Dureza Brinell [HV]	Limite de escoamento (MPa)	Limite de Res. À Tração (MPa)
	237[248]	415	585-780

Fonte: Adaptado de ASTM A182.

### 3.1.3 Gás de proteção

Os arames consumíveis selecionados, ER80S-G e ERNiCrMo-3, necessitam de gás externo auxiliar, para uma proteção ao arco voltaico e ao metal fundido. As misturas de gases inertes de proteção mais indicadas para cada eletrodo, respectivamente, são as misturas 98%Ar+2%O<sub>2</sub> e 75%Ar+25%He. A vazão de gás utilizada foi de 20l/min.

## 3.2 EQUIPAMENTOS UTILIZADOS

A bancada de ensaios para a realização das soldagens utilizando o processo MIG, mostrada na Figura 23, foi constituída de modo a viabilizar a confecção de cordões, tanto para a deposição dos passes isolados como para o amanteigamento da espessura do aço ASTM A182 F22, e posterior enchimento da junta dissimilar. A bancada automatizada de soldagem é composta por:

1. Fonte de soldagem eletrônica multiprocesso;

2. Sistema de posicionamento da tocha de soldagem;
3. Dispositivo de fixação do corpo de prova;
4. Cilindro de gás;
5. Cabeçote de alimentação de arame;
6. Tocha de soldagem.

**Figura 23 – Bancada de soldagem.**



Fonte: Arquivo pessoal.

Além dos equipamentos que soldagem, foram utilizados equipamentos para a preparação de amostras, análise metalográfica e para os ensaios de microdureza, sendo estes listados abaixo:

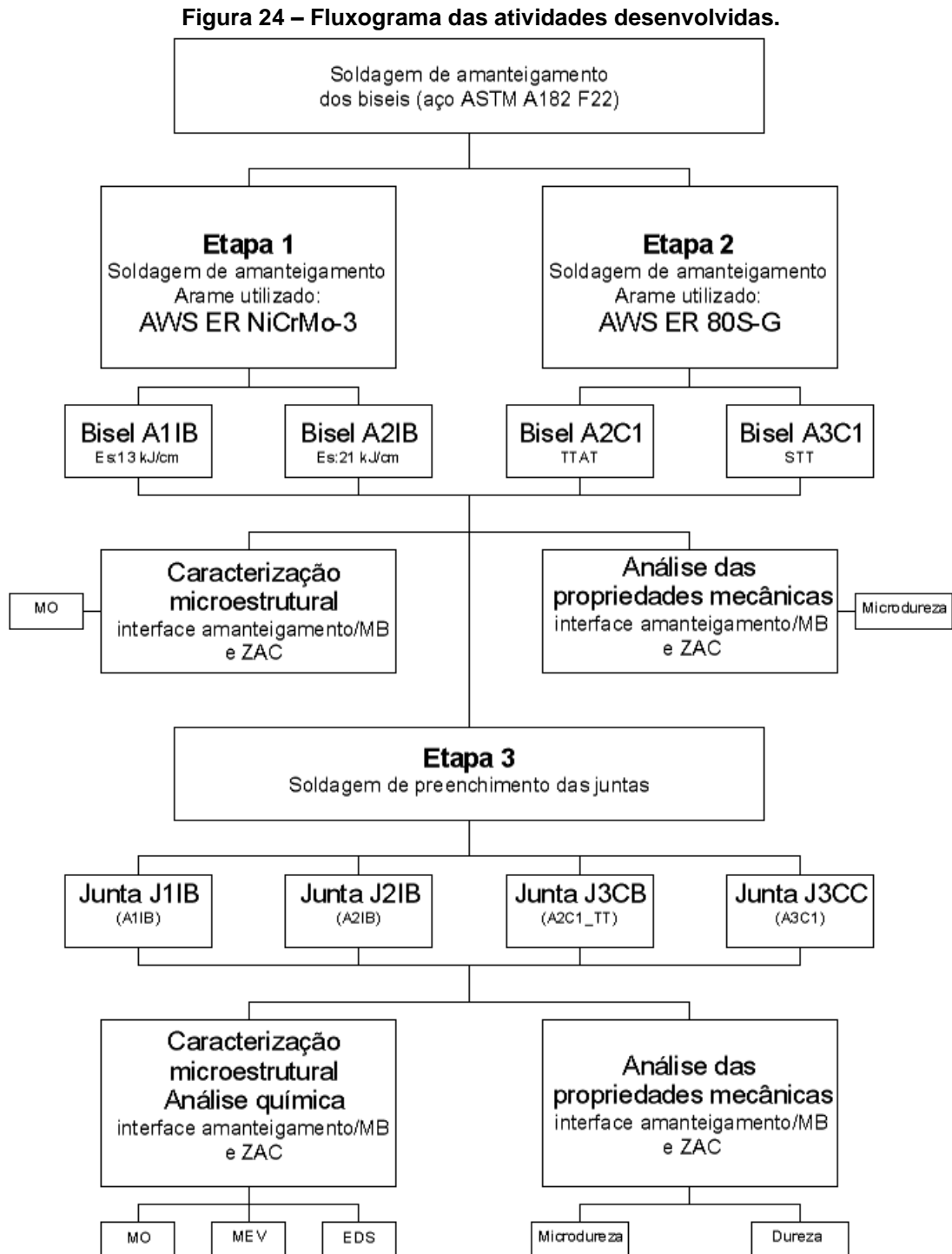
- ❖ Equipamento para corte de amostras;
- ❖ Lixadeira e politriz rotativa;
- ❖ Microscópio ótico;
- ❖ Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV)
- ❖ Microdurômetro;
- ❖ Máquina fotográfica digital;

Os programas computacionais utilizados foram:

- ❖ Microsoft Office Excel 2007, utilizado na geração de gráficos para análise dos resultados;
- ❖ AutoCAD 2013, utilizado para medições da geometria/morfologia dos cordões (largura, penetração e reforço);

### 3.3 METODOLOGIA EXPERIMENTAL

A metodologia experimental utilizada neste trabalho, apresentada no fluxograma da Figura 24, foi dividida em 3 (três) etapas distintas:



Fonte: Arquivo Pessoal.

TTAT: Tratamento Térmico para Alívio de Tensões; STT: Sem Tratamento Térmico; MO: Microscópio ótico; MEV: Microscópio eletrônico de varredura; EDS: Espectroscopia de energia dispersiva de raios - X.

### 3.1.3 Etapa 1

Os parâmetros para a realização desta etapa foram selecionados por Silva(2015a) através da aplicação dos testes de Higuchi e Higuchi modificado que tratou estatisticamente 23 (vinte e três) condições de soldagem de passes isolados, em simples deposição do arame eletrodo AWS ER NiCrMo-3 sobre chapas de aço carbono ASTM 1020, mostradas na Tabela 9. A vazão de gás foi mantida constante em 20l/min.

**Tabela 9 - Parâmetros de soldagem levantados para a execução dos testes de Higuchi e Higuchi modificado em amostras com simples deposição de AWS ER NiCrMo-3.**

Condição de soldagem	DBCP (mm)	Va (m/min)	Vs (cm/min)	Im (A)	Us (v)	Es (kJ/cm)
T01	13	12	30	304	34	21
T02	13	12	40	329	34	17
T03	13	12	50	320	34	13
T04	13	10	30	326	34	22
T05	13	10	40	331	34	17
T06	13	10	50	338	34	14
T07	17	12	30	300	34	20
T08	17	12	40	289	34	15
T09	17	12	50	309	34	13
T10	17	10	30	282	34	19
T11	17	10	40	301	34	15
T12	17	10	50	283	34	11
T13	21	12	30	261	34	18
T14	21	12	40	256	34	13
T15	21	12	50	262	30	11
T16	17	12	30	260	30	16
T17	17	12	40	255	30	11
T18	17	12	50	256	30	9
T19	17	12	60	261	30	8
T20	17	12	30	262	34	19
T21*	17	12	40	254	34	13
T22*	17	12	50	257	34	10
T23*	17	12	60	265	34	9

Fonte: Adaptado de Silva (2015a).

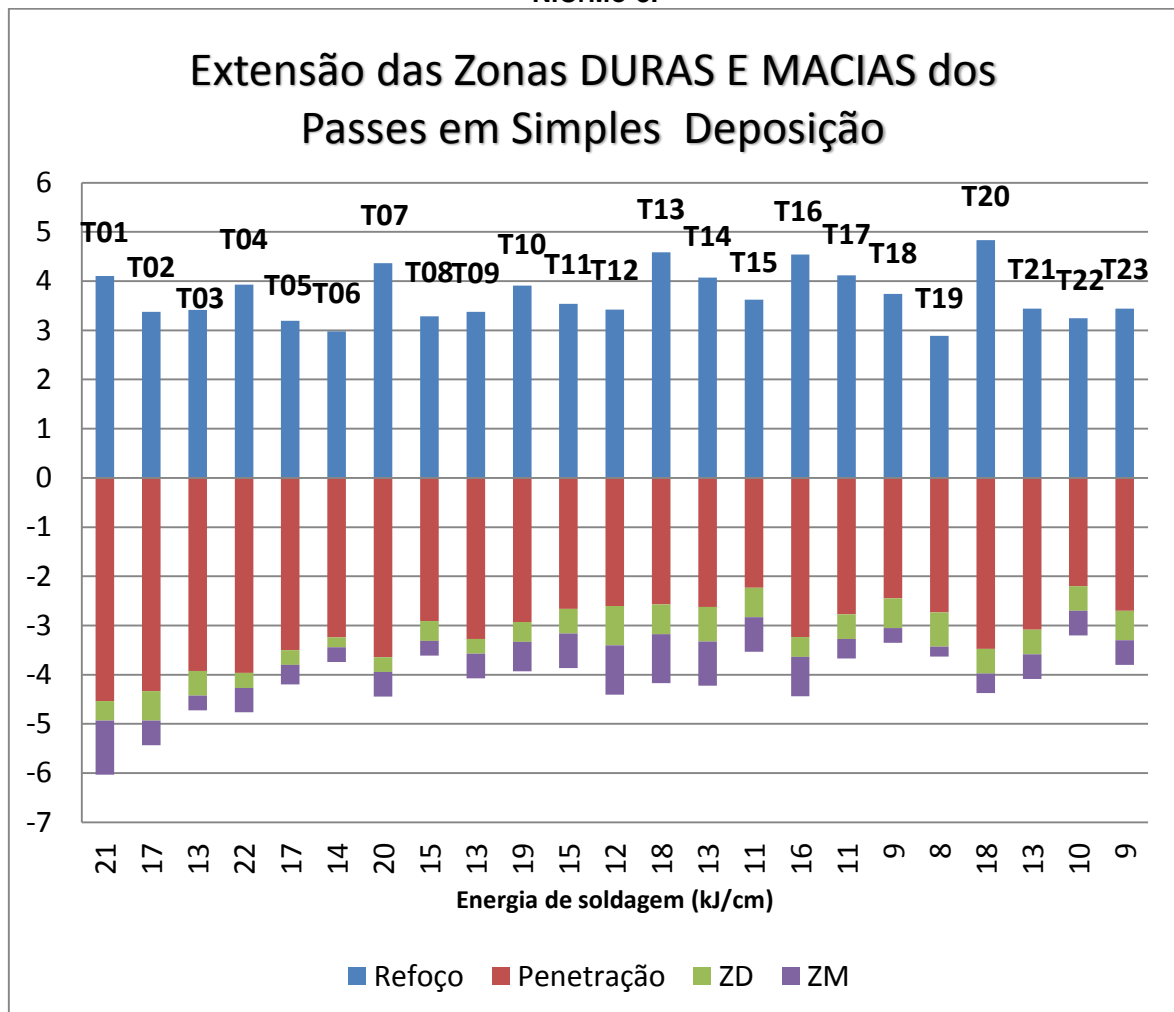
Va= Velocidade de alimentação de arame; DBCP=Distância bico de contato peça; Vs=Velocidade de soldagem; Im= Corrente média de soldagem; Us=Tensão de soldagem; Es=Energia de soldagem.

\*Com tecimento triangular.

Segundo Silva (2015a) os resultados obtidos através dos testes não reproduzem fielmente as mesmas transformações metalúrgicas que ocorreriam no aço ASTM A182 F22, porém são de natureza aproximada o que viabilizou a utilização do aço ABNT 1020 nos passes exploratórios.

O diagrama de Higuchi mostrado na Figura 25 foi obtido através da análise das características geométricas e das secções transversais dos passes isolados em simples deposição. Neste gráfico foram plotados para as condições de soldagem expressas na Tabela 9, as extensões da zonas dura(ZD) e zona macia (ZM) da ZAC. Além disso, são mostradas extensões médias de reforço e de penetração, conforme a energia soldagem utilizada para cada condição.

Figura 25 - Diagrama de Higuchi dos passes em simples deposição do arame eletrodo AWS ER NiCrMo-3.

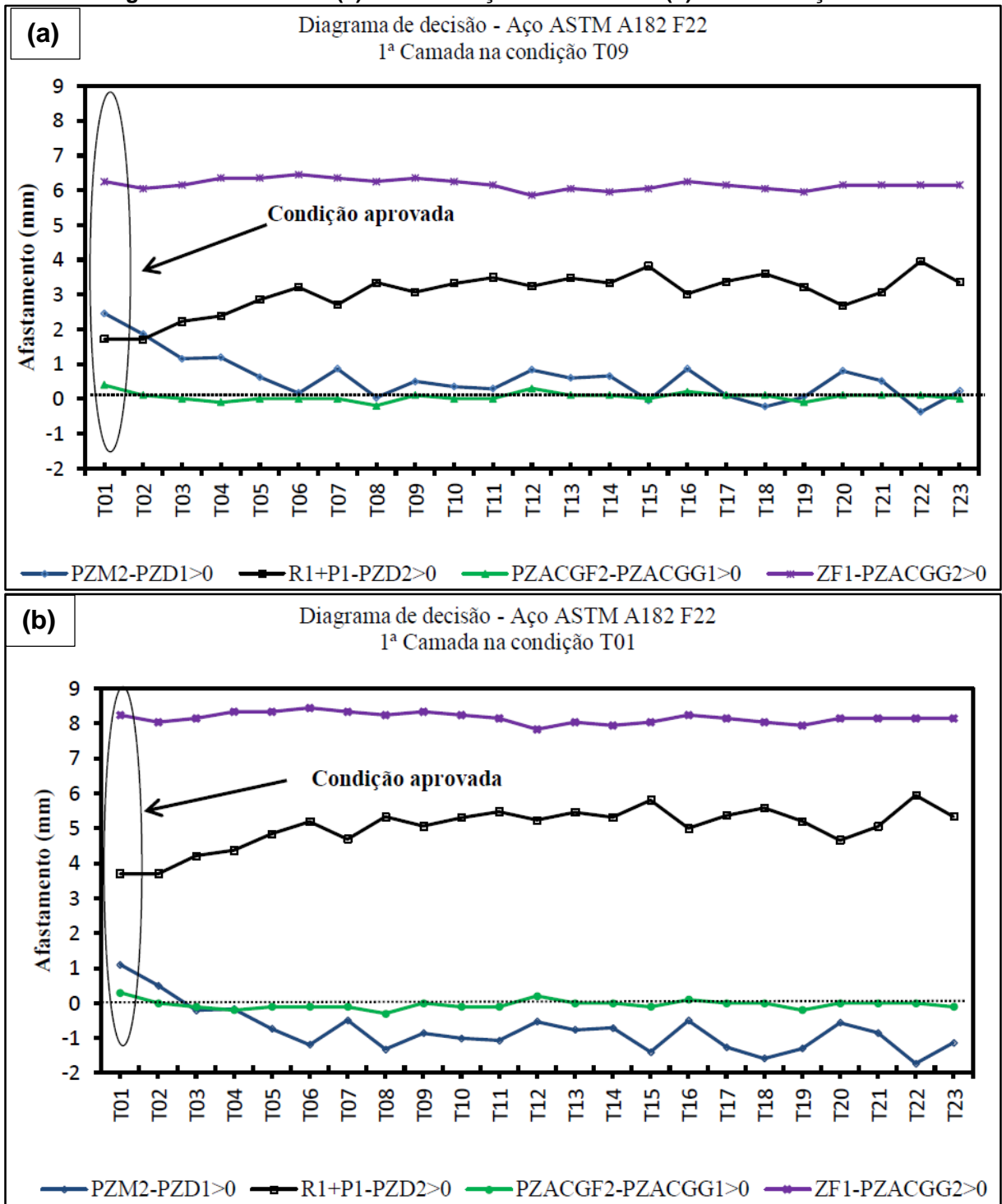


Fonte: Adaptado de Silva (2015a).

Foram plotados 23 (vinte e três) diagramas de decisão, no entanto serão mostrados na Figura 26 apenas os diagramas com as condições que satisfizeram os critérios de aceitação estabelecidos nas quatro equações de Higuchi e Higuchi modificado (no item 2.10), que serão utilizadas neste trabalho.



Figura 26 - Diagrama de decisão com as condições aprovadas para a realização das soldagens de amanteigamento dos biseis (a) A1IB condição T9/T01/T01 e (b) A2IB condição T01/T01/T01.



Fonte: Silva (2015a).

Para a soldagem de amanteigamento do bisel A1IB foi utilizada a combinação T09/T01/T01, isto é, a energia de soldagem  $E_s$  da primeira camada foi de 13 kJ/cm sendo menor que a utilizada nas demais (21 kJ/cm), como pode ser visto na Tabela 10. Já para o amanteigamento A2IB, a combinação selecionada foi T01/T01/T01 com

a mesma Es para todas as camadas (21 kJ/cm). A escolha desses parâmetros foi para avaliar o efeito da variação da energia de soldagem da primeira camada de amanteigamento na morfologia das ZPD's e a influência do ciclo térmico dos passes da segunda camada sobre a ZAC da primeira camada de amanteigamento.

**Tabela 10 – Parâmetros para a soldagem de Amanteigamento (ER NiCrMo-3).**

<b>A1IB</b>							
<b>Camadas</b>		<b>Va (m/min)</b>	<b>Vs (cm/min)</b>	<b>DBCP (mm)</b>	<b>Im (A)</b>	<b>Us (V)</b>	<b>Es (kJ/cm)</b>
<b>1<sup>a</sup></b>	<b>T09</b>	12	50	17	309	34	13
<b>2<sup>a</sup></b>	<b>T01</b>	12	30	13	304	34	21
<b>3<sup>a</sup></b>	<b>T01</b>	12	30	13	304	34	21

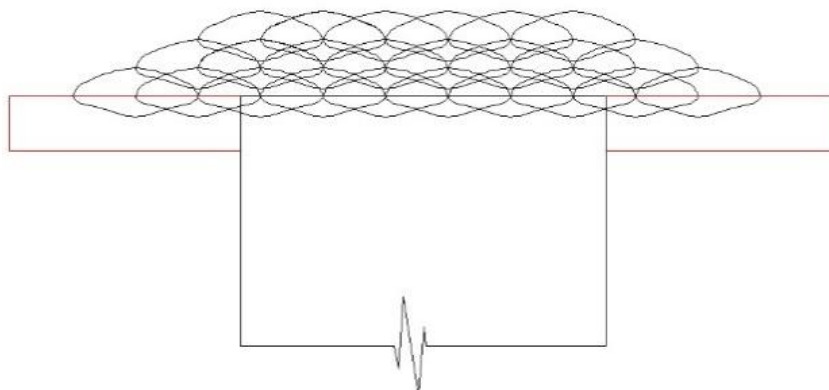
<b>A2IB</b>							
<b>Camadas</b>		<b>Va (m/min)</b>	<b>Vs (cm/min)</b>	<b>DBCP (mm)</b>	<b>Im (A)</b>	<b>Us (V)</b>	<b>Es (kJ/cm)</b>
<b>1<sup>a</sup></b>	<b>T01</b>	12	30	13	304	34	21
<b>2<sup>a</sup></b>	<b>T01</b>	12	30	13	304	34	21
<b>3<sup>a</sup></b>	<b>T01</b>	12	30	13	304	34	21

Fonte: Adaptado de Silva (2015a).

Va= Velocidade de alimentação de arame; DBCP=Distância bico de contato peça; Vs=Velocidade de soldagem; Im= Corrente média de soldagem; Us=Tensão de soldagem; Es=Energia de soldagem.

Os amanteigamentos foram produzidos através da deposição de cordões dispostos lado a lado, com temperatura interpasses de 100°C e sobreposição lateral de 50% sobre cordão depositado anteriormente como mostrado na Figura 27.

**Figura 27- Sobreposição de 50 % entre os cordões.**

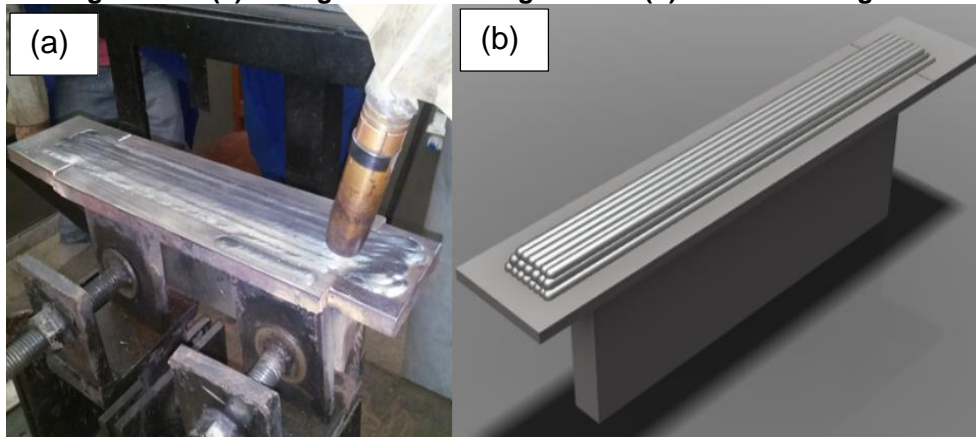


Fonte: Arquivo Pessoal.

Os biseis A1IB e A3IB foram amanteigados com o ER NiCrMo-3. Todos os amanteigamentos tiveram três camadas de revestimento depositadas sobre cada bisel para garantir que a espessura, determinada em projeto pela PETROBRÁS, fosse

alcançada. A Figura 28 mostra um bisel não chanfrado durante o procedimento de soldagem e como ele ficará depois de soldado.

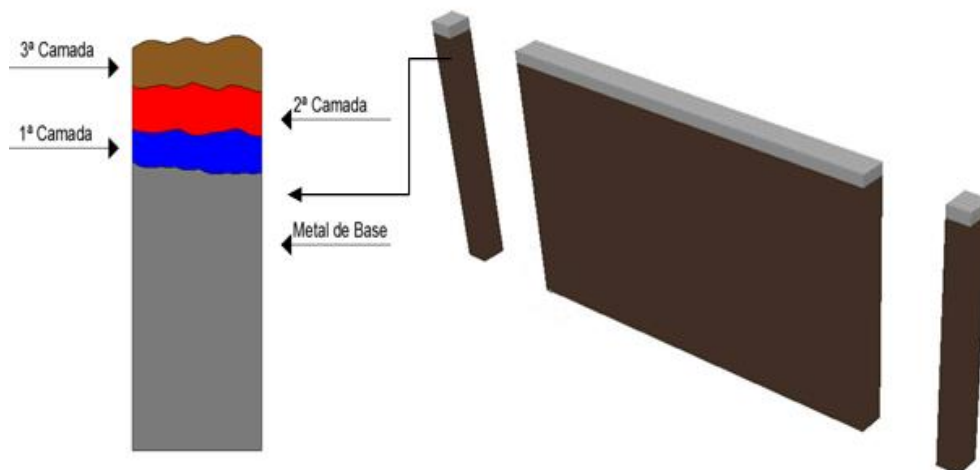
**Figura 28 – (a) Soldagem de amanteigamento. (b) Bisel amanteigado.**



Fonte: Adaptado de Espírito Santo (2013); Teixeira & Modesto(2015).

Após as soldagens as amostras passaram por um processo de corte para retirada das “orelhas”, com posterior aplainamento do bisel, onde espessura amanteigada resultante deveria ser de 9 mm. A Figura 29 mostra uma representação esquemática das chapas após a usinagem e secção de amostras para análise metalográfica.

**Figura 29 – Esquema de corte de amostra de amanteigamento.**



Fonte: Espírito Santo (2013).

### 3.1.3 Etapa 2

Os parâmetros para a realização desta etapa foram selecionados por Teixeira & Modesto(2015) através da aplicação dos testes de Higuchi e Higuchi modificado que tratou estatisticamente 17 (dezessete) condições de soldagem de passes isolados, em simples deposição do arame eletrodo AWS ER 80S-G sobre chapas de aço carbono ASTM 1020, mostradas na Tabela 9. A vazão de gás foi mantida constante em 20l/min.

**Tabela 11 - Parâmetros de soldagem levantados para a execução dos testes de Higuchi e Higuchi modificado em amostras com simples deposição de AWS ER 80S-G.**

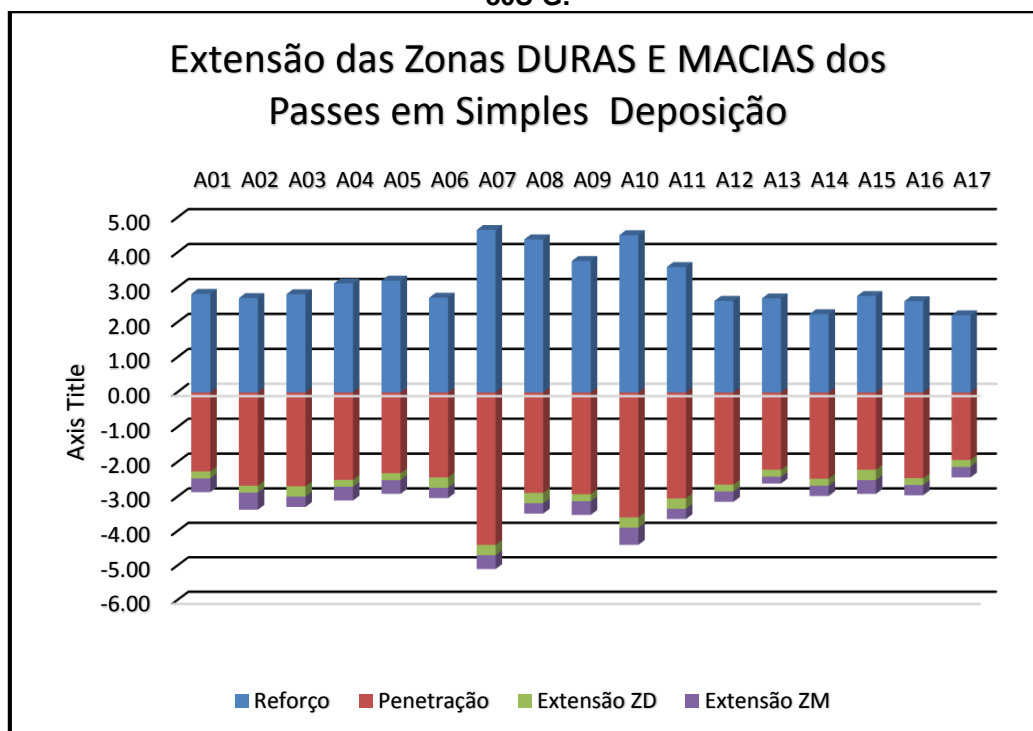
<b>Condição de soldagem</b>	<b>Va (m/min)</b>	<b>Vs (cm/min)</b>	<b>Us (V)</b>	<b>DBCP (mm)</b>	<b>Im (A)</b>	<b>Es (kJ/cm)</b>
<b>A01</b>	8	35	30	15	272	14
<b>A02</b>	8	40	30	15	273	12
<b>A03</b>	8	45	30	15	274	11
<b>A04</b>	8	35	30	20	260	13
<b>A05</b>	8	40	30	20	256	12
<b>A06</b>	8	45	30	20	256	10
<b>A07</b>	12	35	30	15	363	19
<b>A08</b>	12	40	30	15	342	15
<b>A09</b>	10	45	30	15	310	12
<b>A10</b>	9	35	30	15	305	16
<b>A11</b>	9	40	30	15	301	14
<b>A12</b>	7	35	30	15	252	13
<b>A13</b>	7	40	30	15	256	12
<b>A14</b>	7	45	30	15	261	10
<b>A15</b>	7	35	30	20	226	12
<b>A16</b>	7	40	30	20	243	11
<b>A17</b>	7	45	30	20	234	9

Fonte: Adaptado de Teixeira & Modesto,2015.

Va= Velocidade de alimentação de arame; DBCP=Distância bico de contato peça; Vs=Velocidade de soldagem; Im= Corrente média de soldagem; Us=Tensão de soldagem; Es=Energia de soldagem.

A partir das análises das características geométricas e dos dados obtidos de microdureza das seções transversais dos passes isolados em simples deposição, gerou-se o Diagrama de Higuchi, mostrado na Figura 30, com os valores aproximados das extensões das ZD's e ZM's e, para as 17 (dezessete) condições.

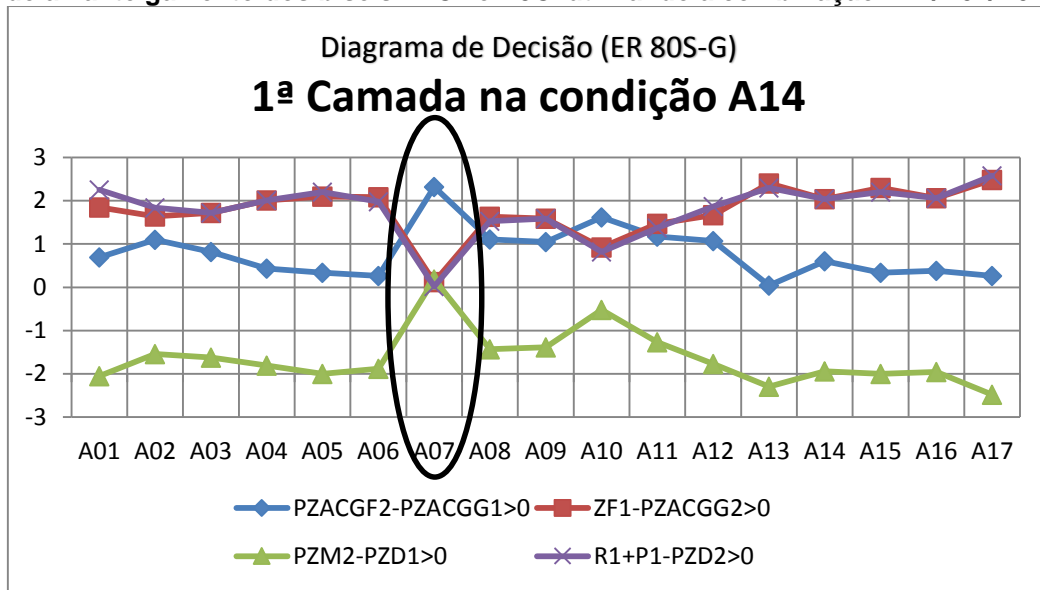
Figura 30- Diagrama de Higuchi dos passes em simples deposição do arame eletrodo AWS ER 80S-G.



Fonte: Adaptado de Teixeira & Modesto, 2015.

Para obter uma melhor análise, Teixeira & Modesto (2015) plotaram diagramas de decisão para cada condição da Tabela 17. O diagrama de decisão consiste em uma exposição gráfica que colocou à prova cada condição em particular, nele é possível verificar mais facilmente se a combinação de condições satisfaz os critérios de aceitação estabelecidos nas quatro equações dos testes de Higuchi e Higuchi modificado (mostradas no item 2.10). Neste trabalho será mostrado, Figura 31, apenas o diagrama que apresenta a combinação selecionada A14/A07/A07 para a soldagem de amanteigamento dos biseis A2C1 e A3C1.

Figura 31 - Diagrama de decisão com as condições aprovadas para a realização das soldagens de amanteigamento dos biseis A2C1 e A3C1 utilizando a combinação A14/A07/A07.



Fonte: Adaptado de Teixeira & Modesto, 2015.

De maneira análoga à Etapa 1, os amanteigamentos foram produzidos através da deposição de cordões dispostos lado a lado, com temperatura interpasses de 100°C e sobreposição lateral de 50% sobre cordão depositado anteriormente como mostrado na Figura 27. O amanteigamento dos A2C1 e A3C1 também teve três camadas de revestimento.

Tabela 12 – Parâmetros para a soldagem de Amanteigamento (ER 80S-G).

Camadas		Va (m/min)	Vs (cm/min)	DBCP (mm)	Im (A)	Us (V)	Es (kJ/cm)
<b>A2C1</b>							
1ª	A14	7	45	15	261	30	10
2ª	A07	12	35	15	363	30	19
3ª	A07	12	35	15	363	30	19
<b>A3C1</b>							
Camadas		Va (m/min)	Vs (cm/min)	DBCP (mm)	Im (A)	U (V)	Es (kJ/cm)
1ª	A14	7	45	15	261	30	10
2ª	A07	12	35	15	363	30	19
3ª	A07	12	35	15	363	30	19

Fonte: Adaptado Teixeira e Modesto(2015).

Va= Velocidade de alimentação de arame; DBCP=Distância bico de contato peça; Vs=Velocidade de soldagem; Im= Corrente média de soldagem; Us=Tensão de soldagem; Es=Energia de soldagem.

Depois dos procedimentos de soldagem os corpos de prova foram usinados e a espessura de 9mm de amanteigamento foi mantida em cada bisel, e amostras

também foram retiradas, conforme Figura 23, para a preparação metalográfica, para caracterização microestrutural e estudo das propriedades mecânicas. Após as secções das amostras para caracterização microestrutural e estudo das propriedades mecânicas, o corpo de prova A2C1 foi submetido a tratamentos térmicos para alívio de tensões (TTAT), visando simular condições reais de aplicação da junta dissimilar no ambiente subaquático. Posteriormente ao TTAT, o corpo de prova A2C1 foi novamente seccionado para obtenção de amostra para preparação metalográfica. Os parâmetros para o TTAT estão dispostos na Tabela 13.

**Tabela 13 – Parâmetros de tratamento térmico para o aço ASTM A182 F22.**

ASTM A182 F22	Tratamento	Temperatura (°C)	Tempo (min)	Meio de resfriamento
		Revenimento	675	60

Fonte: ASTM, 2005.

A escolha da mesma combinação de parâmetros A14/A07/A07 para o amateigamentos dos biseis foi para se verificar as alterações microestruturais e as alterações nas propriedades mecânicas decorrentes da ação do TTAT na ZAC no membro amateigado.

### 3.1.3 Etapa 3

Os parâmetros de soldagem utilizados na soldagem de preenchimento das juntas mostrados na Tabela 14, também foram selecionados a partir da Tabela 9. A temperatura interpasses na soldagem de enchimento foi de 100°C.

**Tabela 14 – Parâmetros de soldagem utilizados no enchimento da junta.**

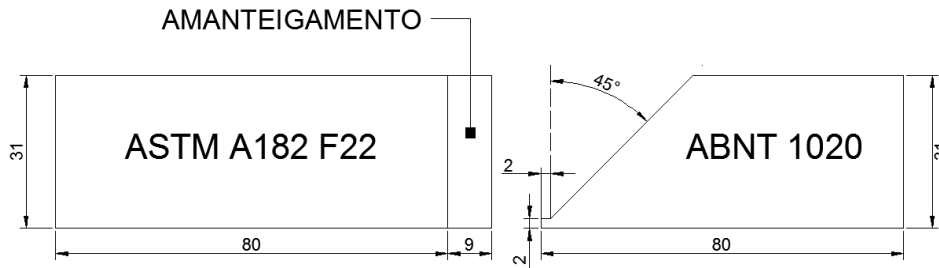
	Va (m/min)	Vs (m/min)	Us (V)	Sentido
Passe de raiz	12	30	34	Empurrando
Preenchimento	12	40	34	Empurrando
Acabamento	12	40	34	Puxando

Fonte: Adaptado de Silva(2015a).

A Figura 32 ilustra o esquema da junta com chanfro  $\frac{1}{2} V$ , abertura de raiz de 2 mm e “prolongamento” do nariz de 2mm para facilitar o acesso da tocha de soldagem

no interior da junta. Verificou-se em trabalhos anteriores, que sem o prolongamento do nariz aumentava-se a incidência de sopros magnéticos durante o preenchimento das juntas.

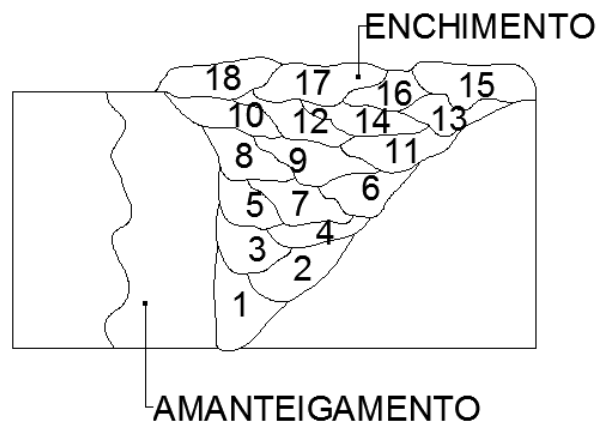
**Figura 32 – Desenho esquemático da junta.**



Fonte: Arquivo Pessoal.

As juntas foram preenchidas com o arame eletrodo AWS ER NiCrMo-3, com sequências de passes conforme representação esquemática mostrada na Figura 33. A vazão de gás foi mantida constante em 20 l/min em todos os ensaios.

**Figura 33 – Disposição dos passes no enchimento.**

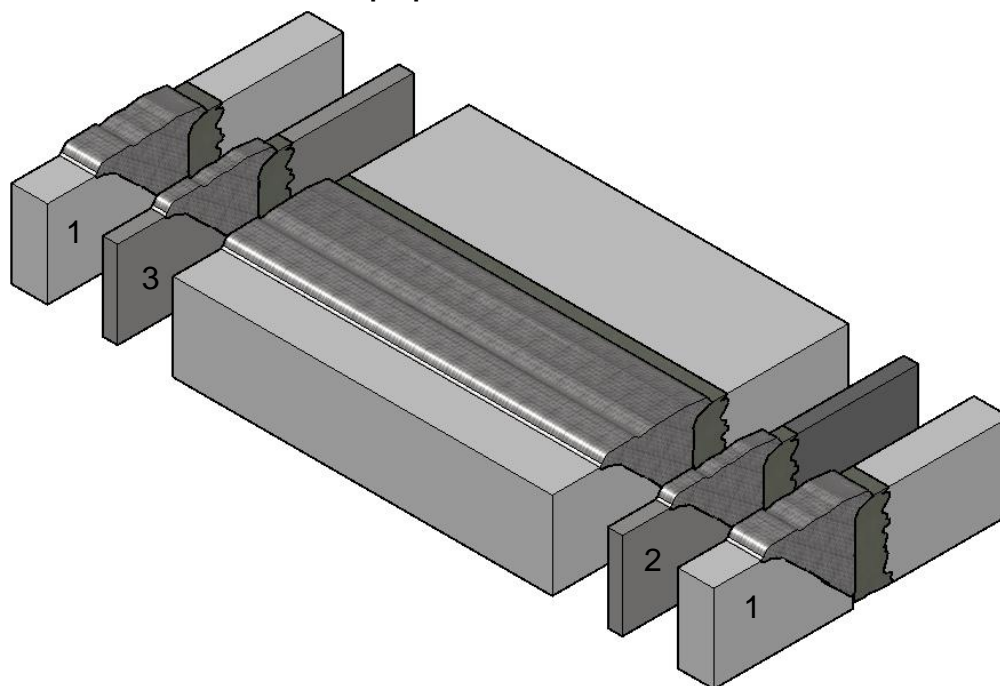


Fonte: Arquivo Pessoal.

Após as soldagens das juntas foram extraídos amostras do início e fim da junta para preparação metalográfica conforme Figura 34.



**Figura 34 – Desenho esquemático da seção de amostras para caracterização microestrutural e de propriedades mecânicas.**



Fonte: Arquivo Pessoal.

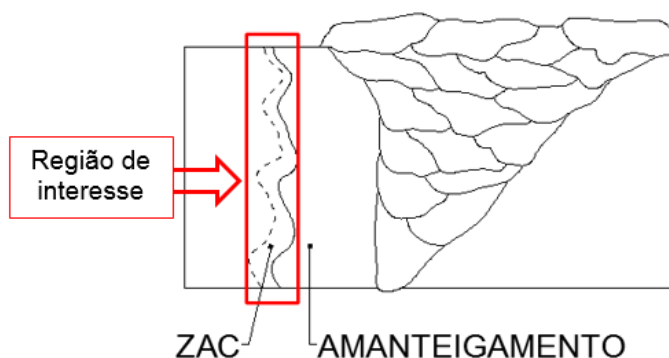
(1) Descarte. (3 e 2) Amostras para Macroestrutura, Microestrutura, Microdureza e Dureza.

### 3.4 CARACTERIZAÇÃO MACROESTRUTURAL E MICROESTRUTURAL

A seção transversal das amostras foram lixadas até 2000 mesh, depois foram polidas com alumina e posteriormente atacadas. Para revelar a microestrutura do aço ASTM A182 F22 e do amanteigamento de aço carbono (AWS ER 80S-G) foi realizado o ataque químico na superfície polida das amostras com Nital 2% durante 2 (dois) segundos. Já para as amostras dos biseis amanteigados com Inconel 625 (AWS ER NiCrMo-3) e das juntas dissimilares, foi executado primeiro o ataque com Nital 2%, seguido de ataque eletrolítico com ácido crômico 10%, sob uma tensão de 2,5 V, durante 25 segundos para revelar a microestrutura da superliga de níquel.

Em todas as amostras foram feitas análises microestruturais correlacionadas com a microdureza na região de interesse, mostrada na Figura 35, que abrange a interface amanteigamento/MB e ZAC no membro amanteigado. Apenas na interface dissimilar de amanteigamento foram realizadas, as técnicas de microscopia eletrônica de varredura (MEV), espectroscopia de energia dispersiva de raios-X (EDS). A caracterização da macro estrutura também foi feita em todas as amostras, com e sem preenchimento de junta.

**Figura 35 – Região de interesse para as análises.**

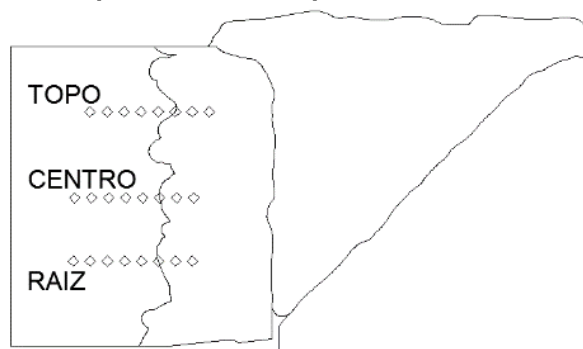


Fonte: Arquivo Pessoal

### 3.5 ENSAIOS DE DUREZA

Os ensaios de dureza foram realizados na Raiz, Centro e Topo das seções transversais das amostras das juntas dissimilares. As impressões foram feitas partindo na região de interesse mostrada na Figura 35 até chegar ao MB, com a carga de 10 kg e distanciadas entre si por 0,5 mm. A Figura 36 mostra como foram feitos os perfis de dureza.

**Figura 36 – Desenho esquemático das impressões de dureza nas juntas soldadas.**



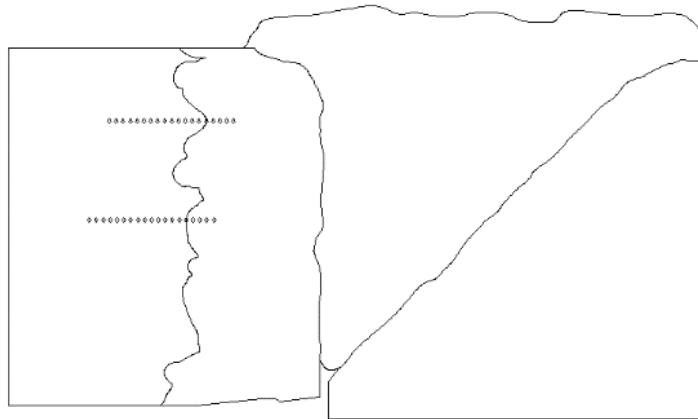
Fonte: Arquivo Pessoal.

### 3.6 ENSAIOS DE MICRODUREZA

Os ensaios foram feitos com dois objetivos: levantar o perfil de microdureza ao longo da região de interesse, além determinar de forma pontual os níveis de microdurezas de ZPDs em juntas com amantecimentos de ER NiCrMo-3. Os perfis de microdureza foram realizados com carga de 50g (HV 0,05), tempo de 15 segundos e um total de 26 indentações cada. Os cinco primeiros pontos contados a partir da

interface foram distanciados entre si por 0,1 mm, e os demais foram distanciados de 0,2 mm. A Figura 37 mostra um desenho com a representação esquemática dos perfis de indentação entre passes e centro de passes.

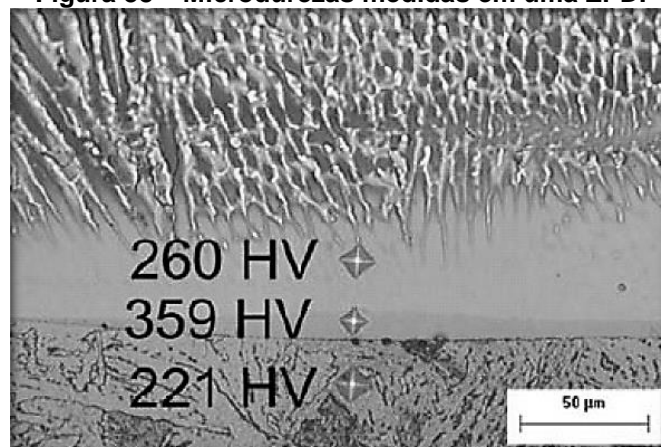
**Figura 37 - Representação esquemática das impressões de microdureza nas amostras com amateigamento.**



Fonte: Arquivo Pessoal.

As análises pontuais das microdurezas das ZPDs também foram realizadas com carga de 50g (HV0,05) e tempo de 15 segundos. A Figura 38 mostra exemplos de indentações nessas regiões.

**Figura 38 – Microdurezas medidas em uma ZPD.**



Fonte: Adaptado de Mougo (2012).

## **4 RESULTADOS E DISCUSSÕES**

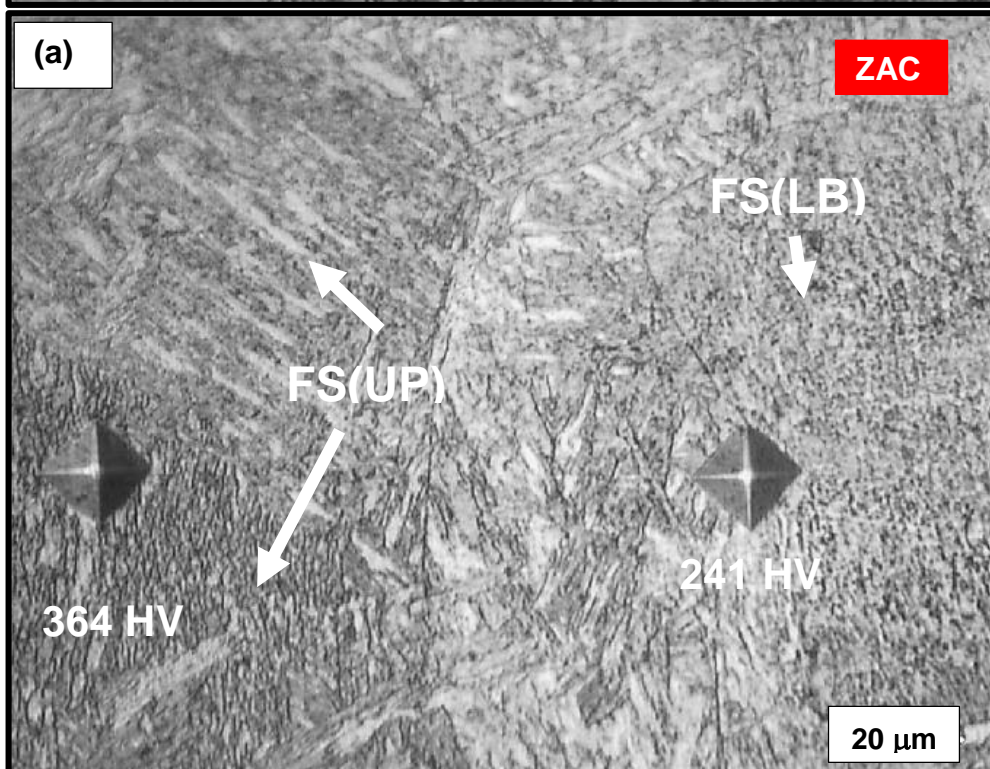
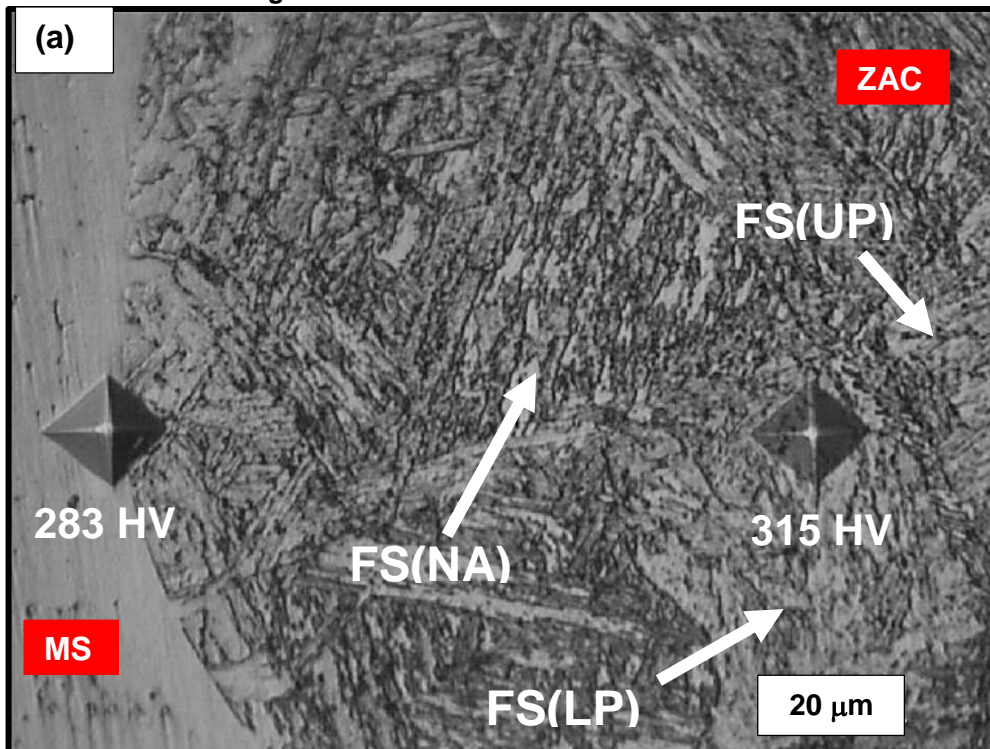
### **4.1 RESULTADOS DA ETAPA 1**

#### **4.1.1 Caracterização microestrutural da ZAC**

A Figura 39 indica a presença de ferrita granular FS(NA), bainita superior FS(UB) e bainita inferior FS(LB) na ZAC do amanteigamento A1IB. Já Figura 40 mostra a presença de agregado de carboneto+ferrita FC segregado no contorno da austenita anterior, bainita superior FS(UB) e bainita inferior FS(LB) na ZAC do amanteigamento A2IB. Estas microestruturas predominantemente bainíticas estão de acordo com a literatura para um aço baixa liga. Segundo Modenesi (2012) e JWS (1983), em temperaturas entre 550 e 250 ° a decomposição da austenita nos aços baixo carbono e baixa liga resulta em bainita quando ocorre na presença de baixo teor de oxigênio e à elevada velocidade de resfriamento. A bainita superior consiste em ferrita em ripas ou agulhas com precipitação de partículas de cementita lado a lado das placas, semelhante ao que ocorre nas reações perlíticas. Abaixando a temperatura de decomposição para 280 °C tem-se a formação de bainita inferior constituída por ferrita na forma de plaquetas e por partículas muito finas de carbonetos precipitados no interior destas plaquetas (OHMORI et al.,1994; SANTOS ,2006). Segundo Bhadeshia (2001) existe uma descrição não muito comum de microestruturas bainíticas, a bainita granular, ver Apêndice A, que ocorre em aços micro ligados durante o resfriamento contínuo, não sendo produzida em transformação isotérmica.

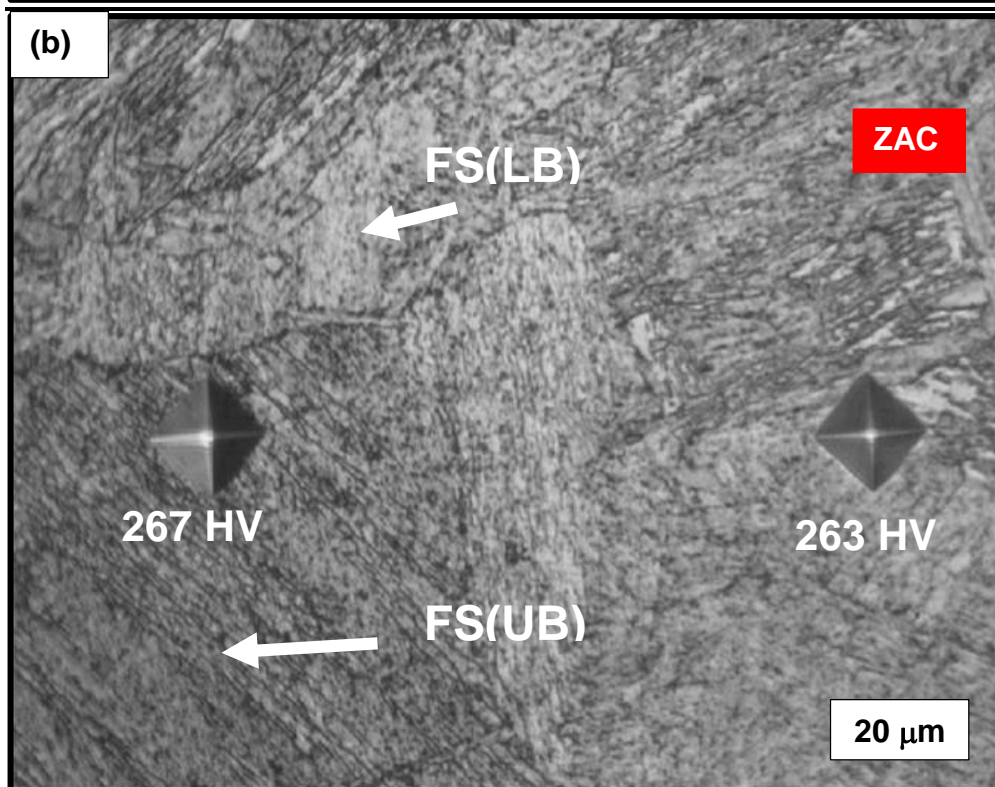
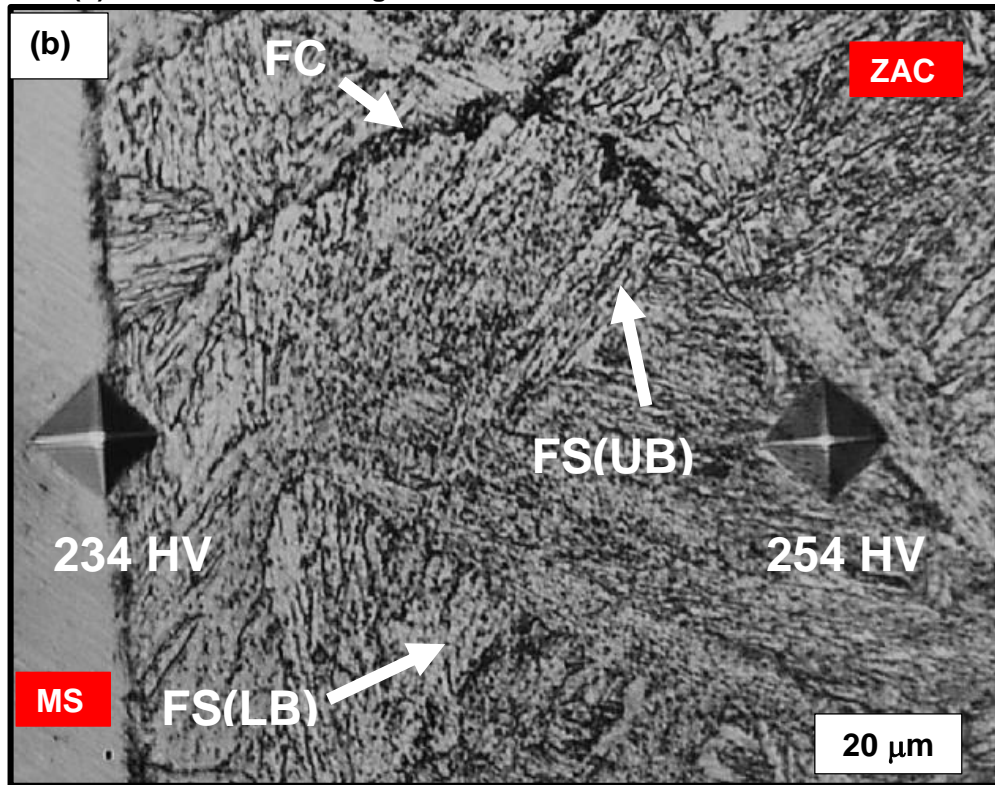
A diferença entre as morfologias das estruturas formadas está relacionada a diferença na energia de soldagem utilizada na primeira camada de amanteigamento.

Figura 39 – (a) Microestrutura na região da ZAC imediata à interface de amanteigamento. (b) Microestrutura na região intermediária da ZAC. Amostra A1IB. Es: 13 kJ/cmm.



Fonte: Arquivo Pessoal.

Figura 40 – (a) Microestrutura na região da ZAC imediata à interface de amateigamento entre um passe. (b) Microestrutura na região intermediária da ZAC. Amostra A2IB. Es: 21 kJ/cm.

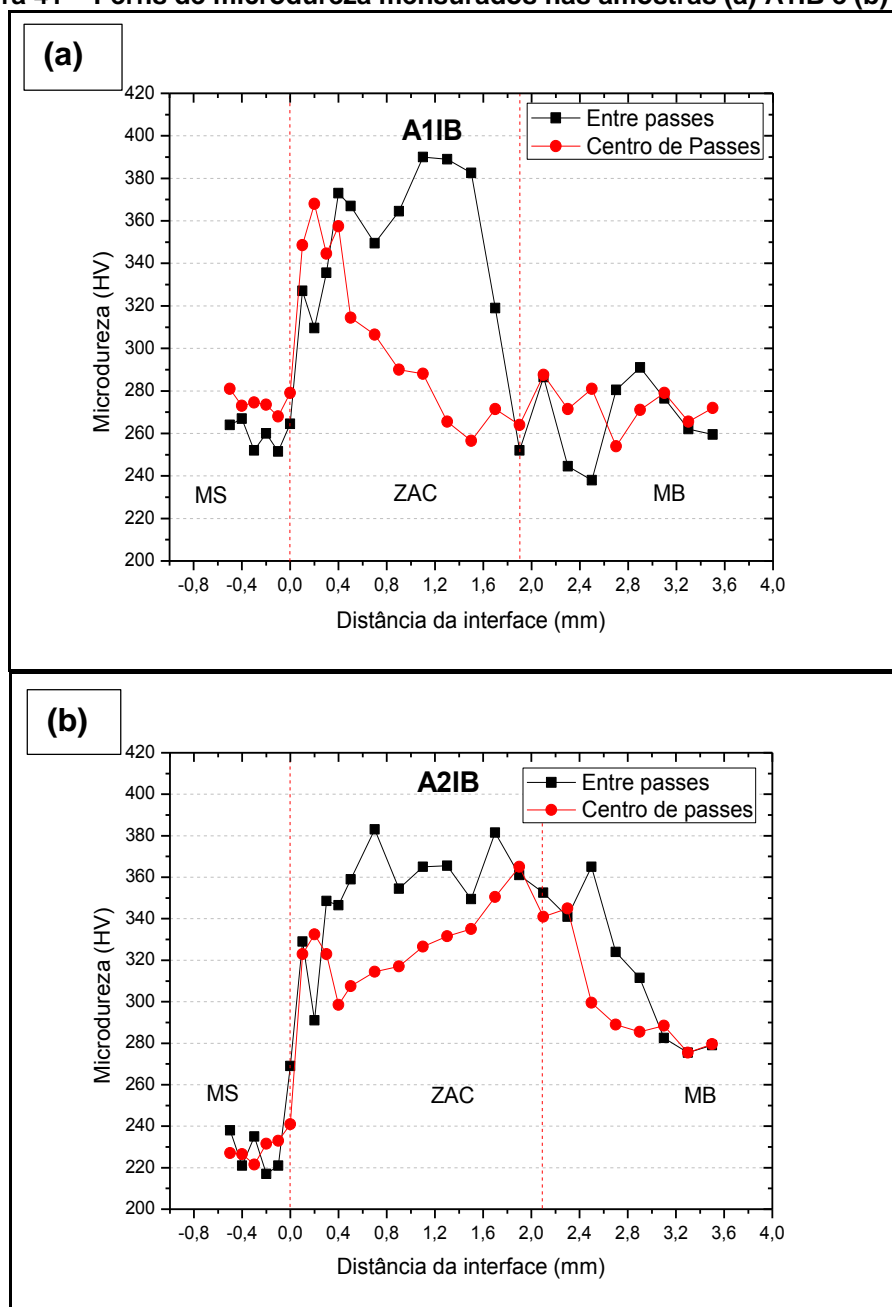


Fonte: Arquivo Pessoal.

#### 4.1.2 Propriedades mecânicas da ZAC

Os perfis de microdureza das amostras A1IB E A2IB mostrados na Figura 42 (a) e (b). Pode ser observado que os pontos mais críticos da ZAC (A1IB: 390HV; A2IB: 381 HV) estão localizados nas regiões interpassas, esses resultados podem estar associados a uma maior dificuldade de sobreposição eficiente dos ciclos térmicos nessas regiões. O uso de uma maior Es na primeira camada do amanteigamento A2IB gerou uma ZAC com maior extensão que a do amanteigamento A1IB.

Figura 41 – Perfis de microdureza mensurados nas amostras (a) A1IB e (b) A2IB.



Fonte: Arquivo Pessoal.

## 4.2 RESULTADOS DA ETAPA 2

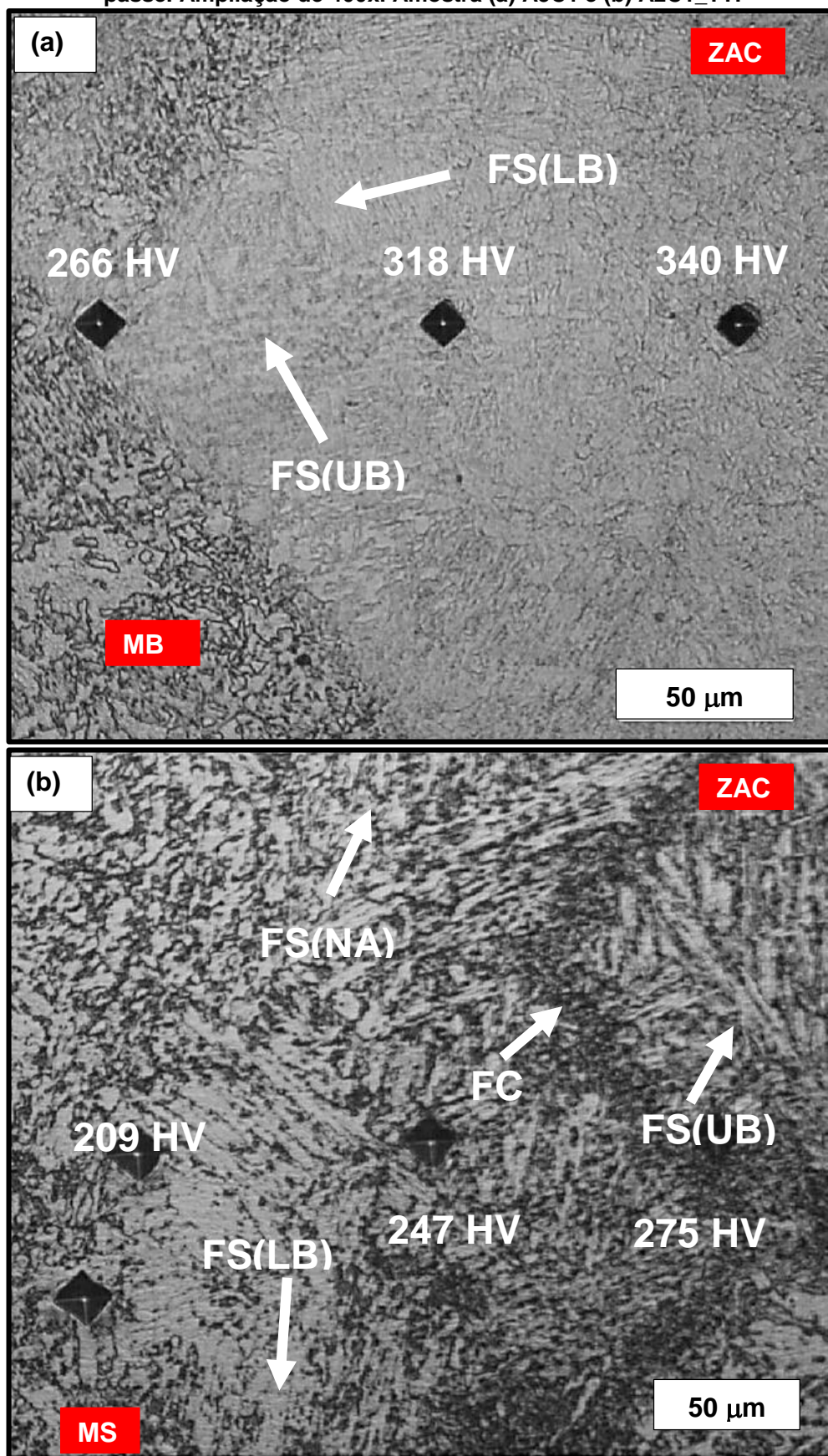
### 4.2.1 Caracterização microestrutural ZAC

A Figura 42 indica a presença de bainita superior FS(UB) e bainita inferior FS(LB) na ZAC do amanteigamento A3C1. Já Figura 40 mostra a presença de agregado de carboneto+ferrita FC, bainita superior FS(UB) e bainita inferior FS(LB) na ZAC do amanteigamento A2C1\_TT.

A diferença entre as microestruturas das amostras se deve ao Tratamento Térmico para Alívio de Tensões na amostra A2C1\_TT que promoveu migração de carbono e crescimento dos grãos bainíticos, amolecimento da microestrutura da ZAC ao longo da linha de fusão e do metal de base, e a formação de uma pronunciada faixa de carbonetos no metal de base ao longo da interface devido a difusão de carbono.

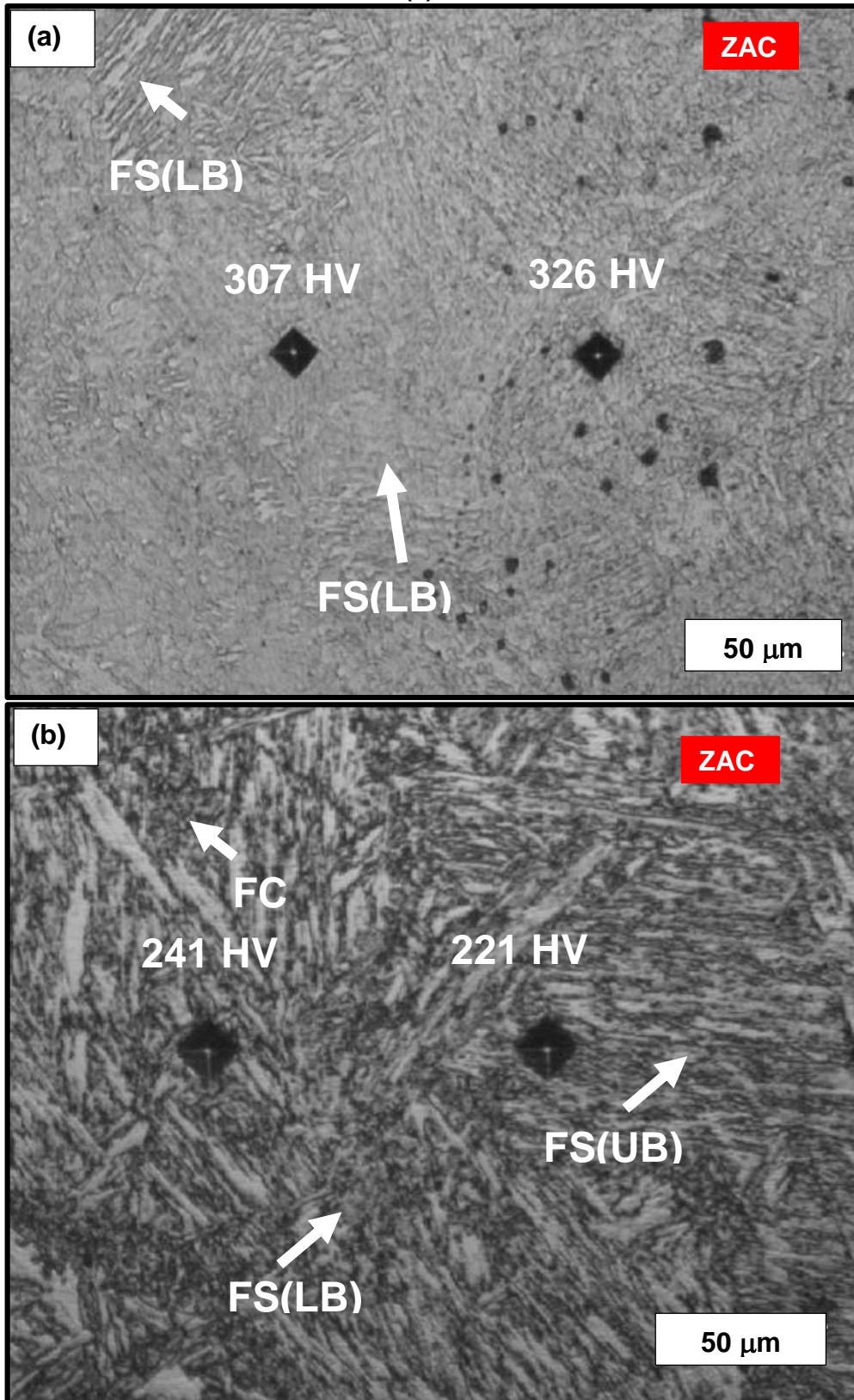


Figura 42 – Microestrutura na região da ZAC imediata à interface amateigamento/MB entre um passe. Ampliação de 400x. Amostra (a) A3C1 e (b) A2C1\_TT.



Fonte: Arquivo Pessoal.

Figura 43 – Microestrutura na região intermediária da ZAC. Ampliação de 400x. Amostra (a) A3C1 e (b) A2C1\_TT.



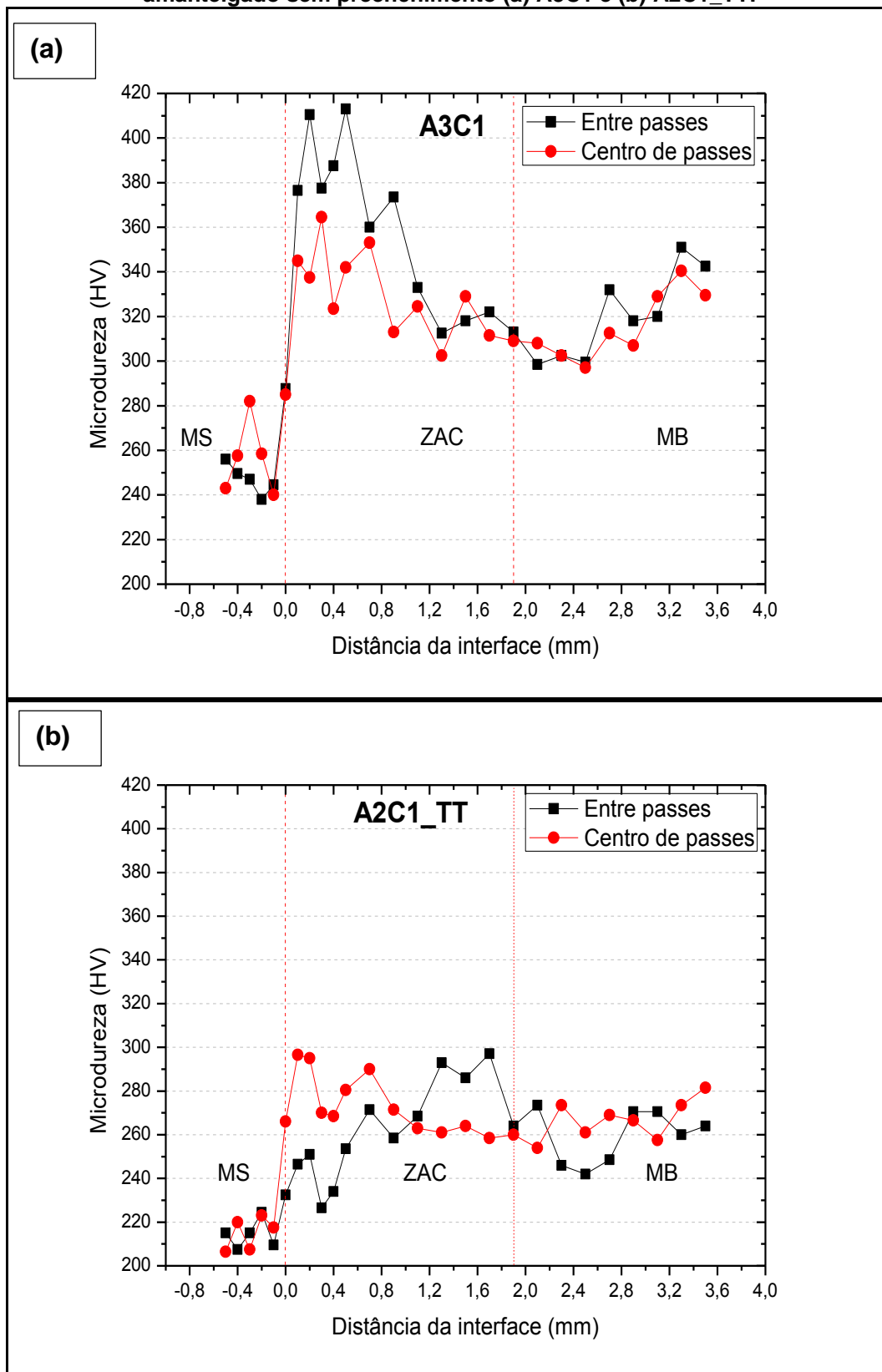
Fonte: Arquivo Pessoal.

#### **4.2.2 Propriedades mecânicas da ZAC**

A Figura 44(a) mostra os perfis de microdureza do amanteigamento A3C1. A região entre passes, próximo à linha de fusão apresentou pico de microdureza de 410 HV. Segundo a norma ASTM E384 (2002), regiões com valores de microdureza acima de 392 HV são propícias a propagação de trincas. Pode ser também observado, valores elevados de microdureza no metal de base, na faixa de 340 HV.

A amostra A2C1\_TT apresenta valores bem menores de microdureza quando comparados os gráficos da Figura 44, confirmando o que já era esperado em função da mudança microestrutural acarretada pelo Tratamento Térmico para Alívio de Tensões.

Figura 44 - Perfis de microdureza da região de transição entre o metal de base e o membro amantelado sem preenchimento (a) A3C1 e (b) A2C1\_TT.



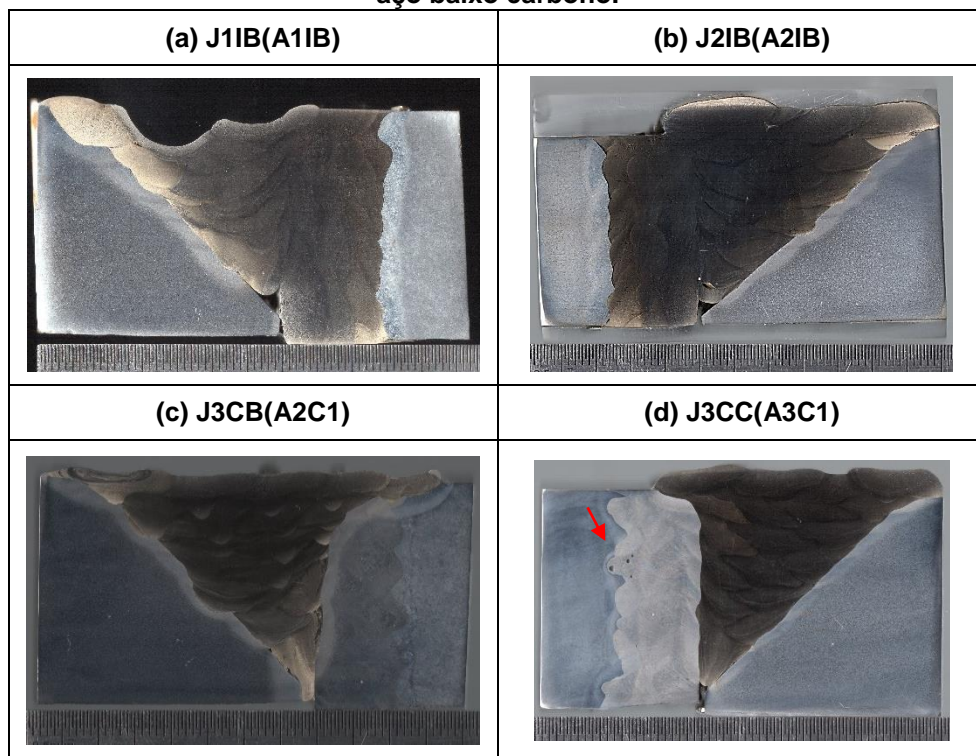
Fonte: Arquivo Pessoal.

### 4.3 RESULTADOS DA ETAPA 3

#### 4.3.1 Caracterização macroestrutural

Na Figura 45(a) e (b), são mostradas as juntas com membros amanteigados com ER NiCrMo-3. As juntas com o membro amanteigado por ER 80S-G são mostradas na Figura 45(a) e (b). As camadas de amanteigamento podem ser diferenciadas do enchimento em todas as amostras. A presença de porosidades na membro amanteigado A3C1 da junta J3CC não comprometeu as análises posteriores.

**Figura 45 – Macrografia de juntas com membros amanteigados em (a, b) Inconel 625 e (c, d) aço baixo carbono.**



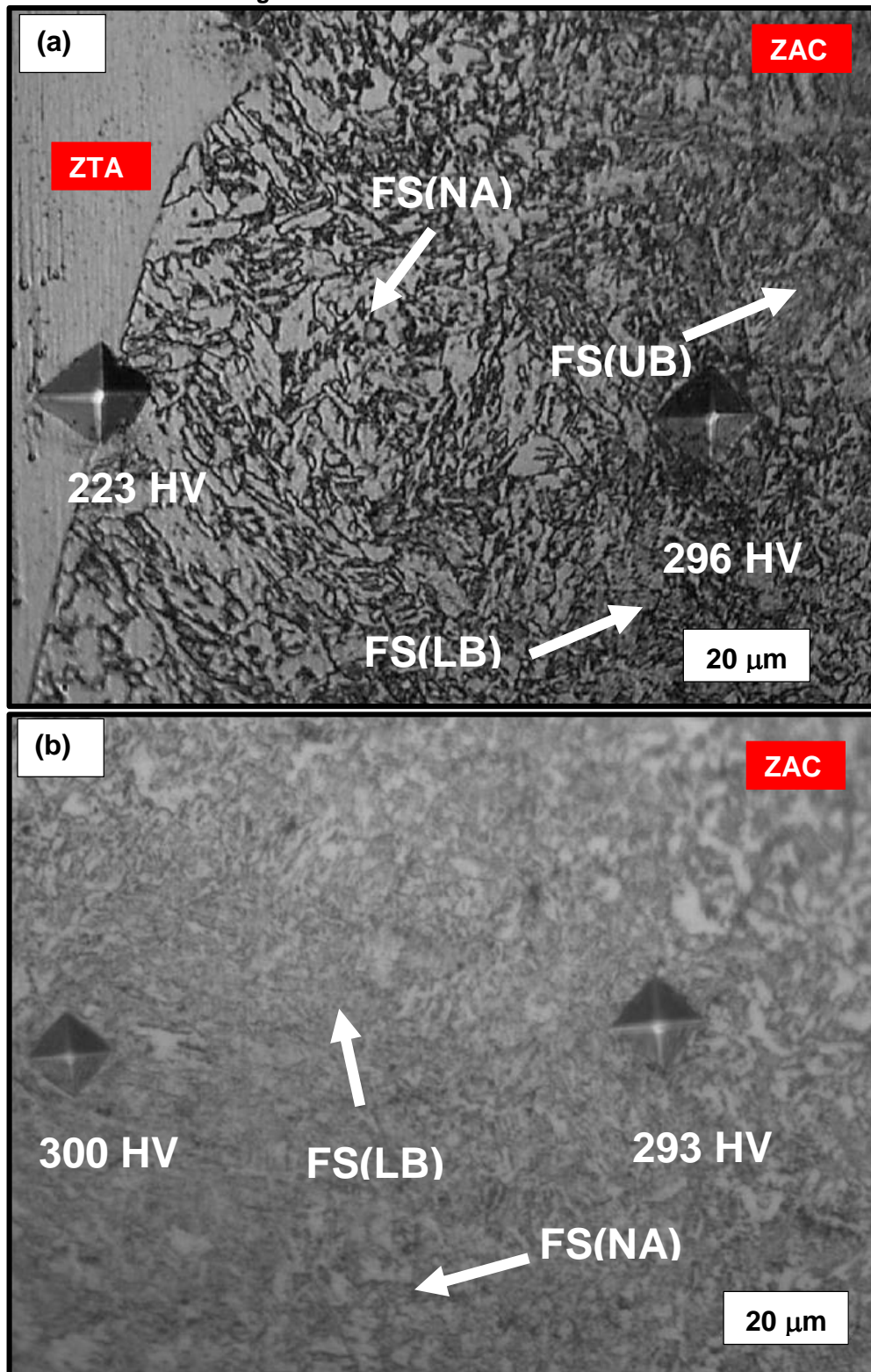
Fonte: Arquivo Pessoal.

No presente trabalho serão detalhados os principais aspectos metalúrgicos relacionados à interface de soldagem e a zona afetada pelo calor (ZAC), ambas geradas pelo amanteigamento do substrato.

### **4.3.2 Caracterização microestrutural da ZAC**

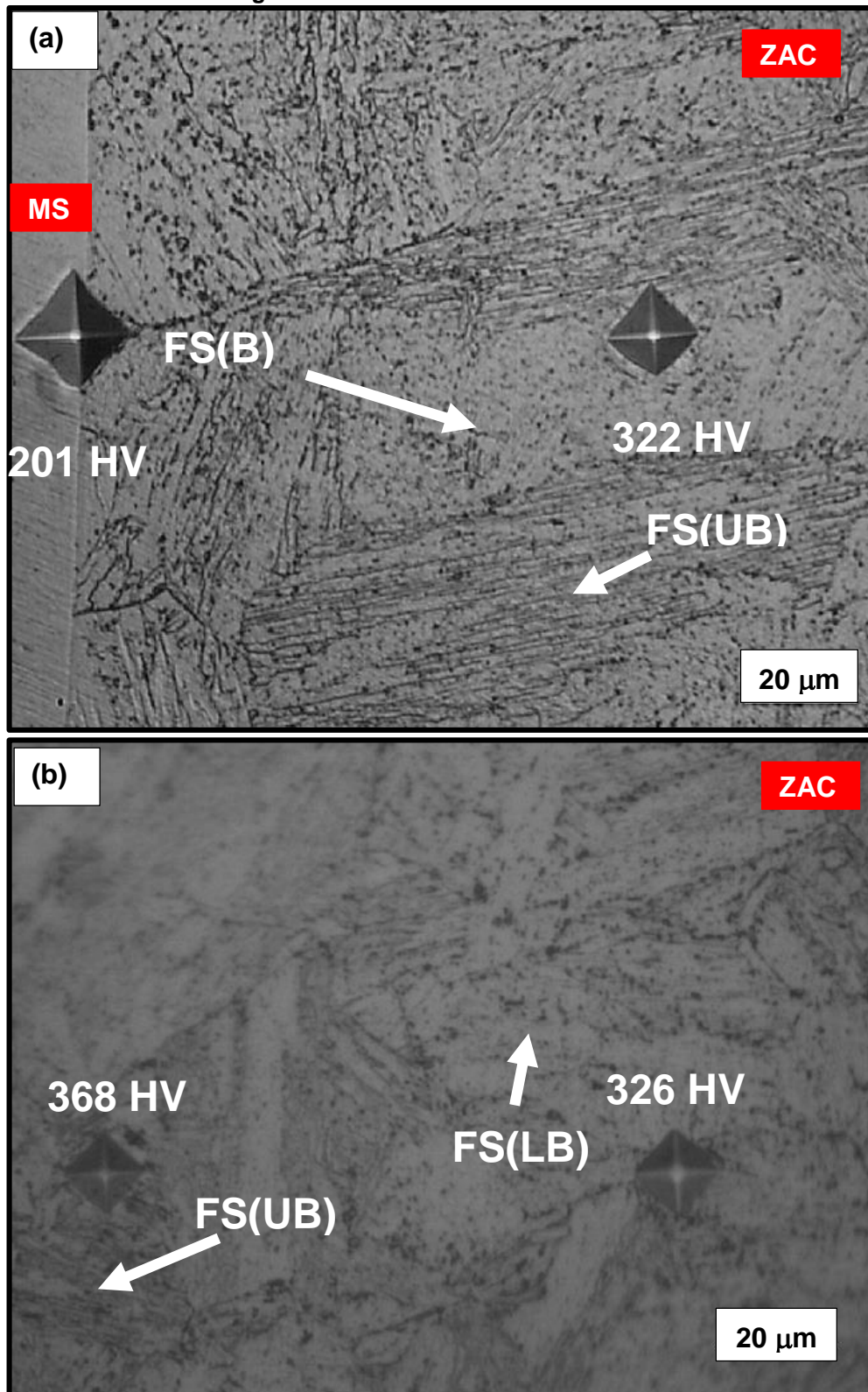
As Figuras 46, 47, 48 e 49 apresentam as micrografias da ZAC do membro amanteigado das juntas J1IB, J2IB, J3CC e J3CB. Nota-se que nestas regiões das juntas (as mesmas ZAC's dos amanteigamentos A1IB, A2IB, A3C1 e A2C1\_TT) são observadas as mesmas microestruturas. Foram vistos os microconstituintes bainita granular FS(NA), bainita superior FS(UB), bainita inferior (LB), agregados de ferrita mais carbonetos FC. Percebe-se que após o enchimento, ocorre o crescimento dos grãos ferríticos da bainita em todas as amostras o que acarreta a diminuição da dureza na ZAC, comportamento de verificado por Silva(2015a) e Silva (2015b).

Figura 46 – (a) Microestrutura na região da ZAC imediata à interface de amanteigamento. (b) Microestrutura na região intermediária da ZAC. Amostra J11B.Es:13 kJ/cm.



Fonte: Arquivo Pessoal.

Figura 47 – (a) Microestrutura na região da ZAC imediata à interface de amanteigamento. (b) Microestrutura na região intermediária da ZAC. Amostra J2IB.Es: 21 kJ/cm.



Fonte: Arquivo Pessoal.



Figura 48 – Região da ZAC imediata à interface de amanteigamento. Ampliação de 200x.  
Amostra: (b) J3CC e J3CB.

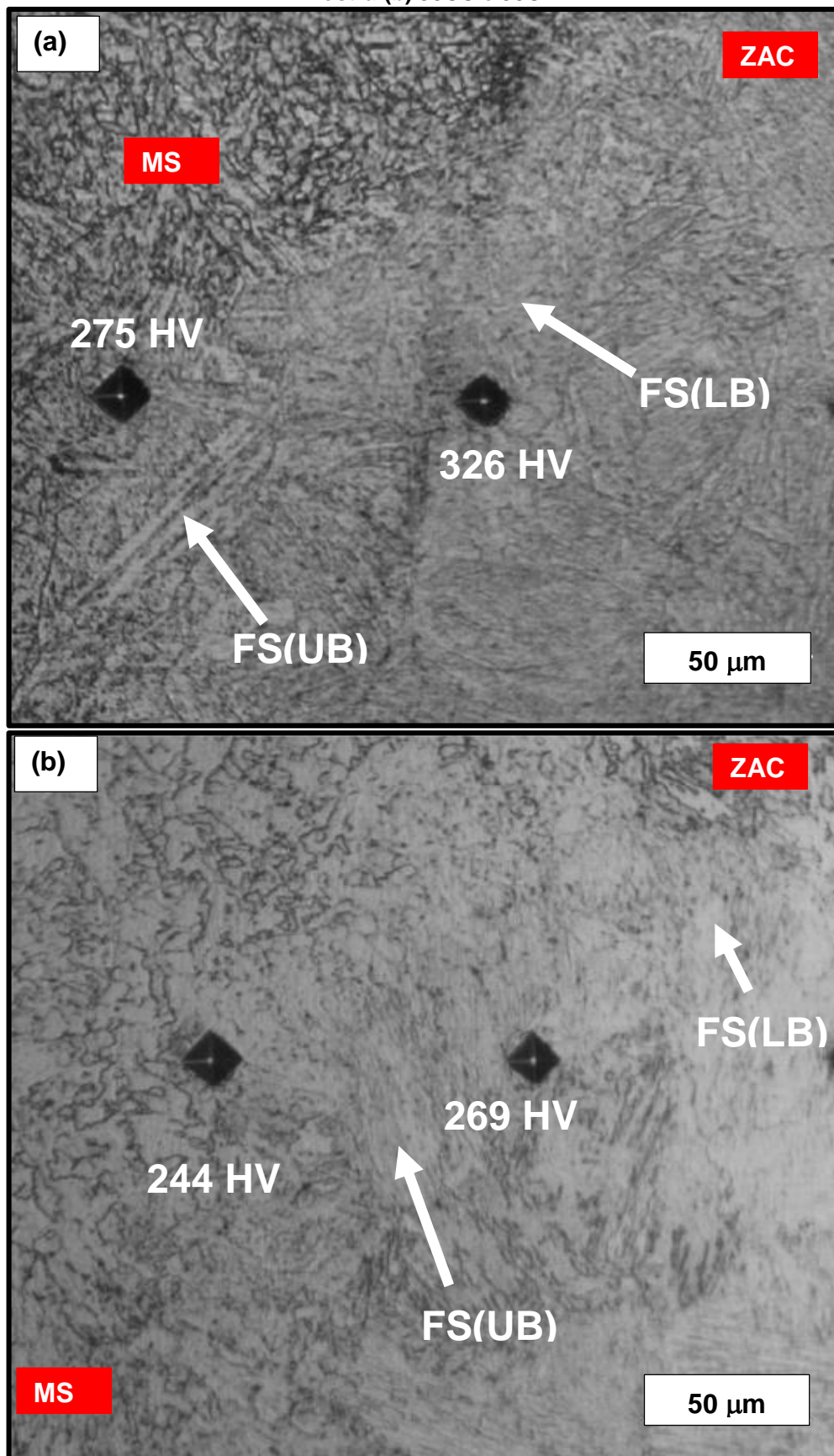
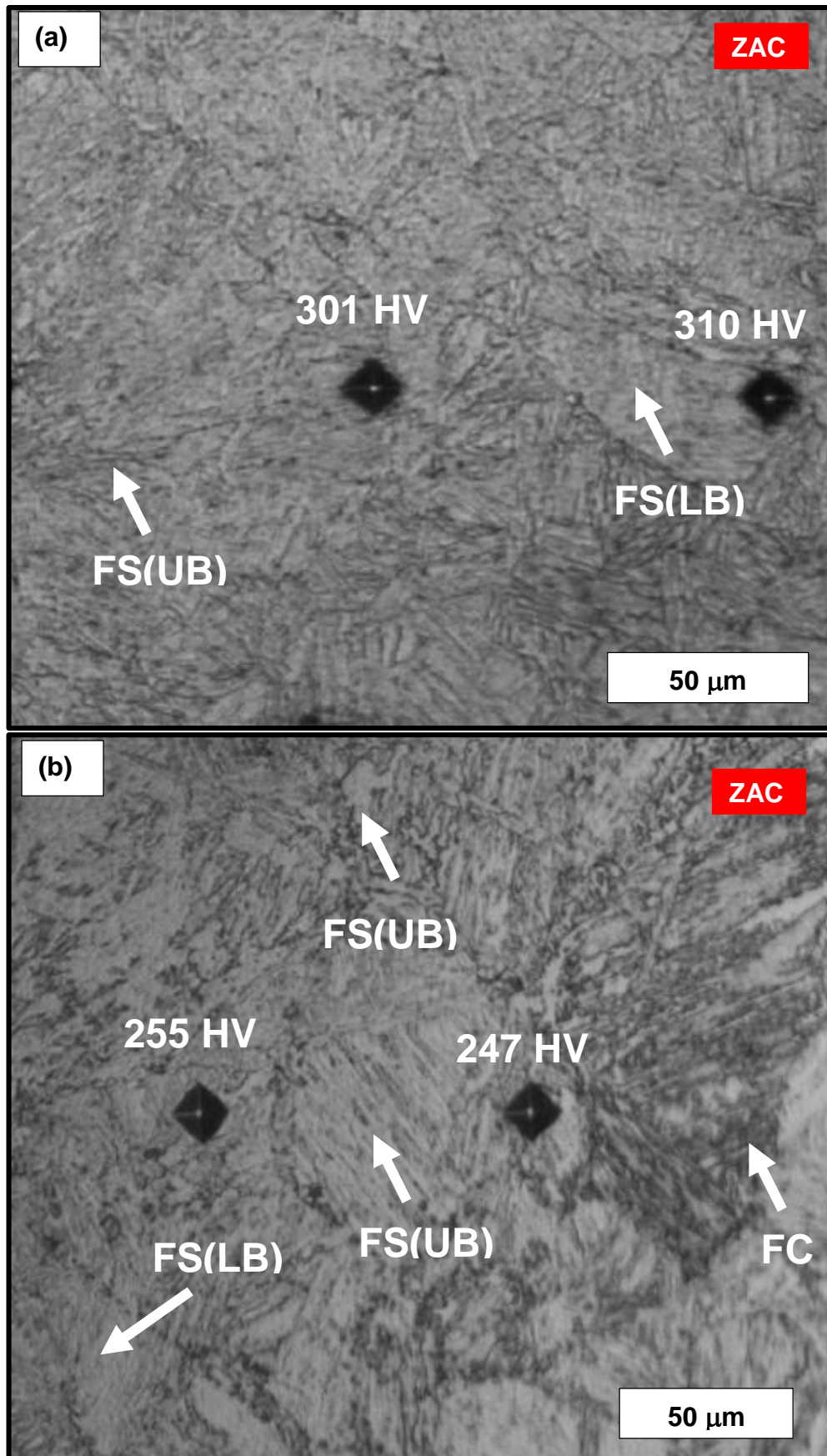


Figura 49 – Microestrutura na região intermediária da ZAC. Ampliação de 200x. Amostra:(b) J3CC e J3CB.



Fonte: Arquivo Pessoal.

### 4.3.3 Propriedades mecânicas da ZAC (Microdureza)

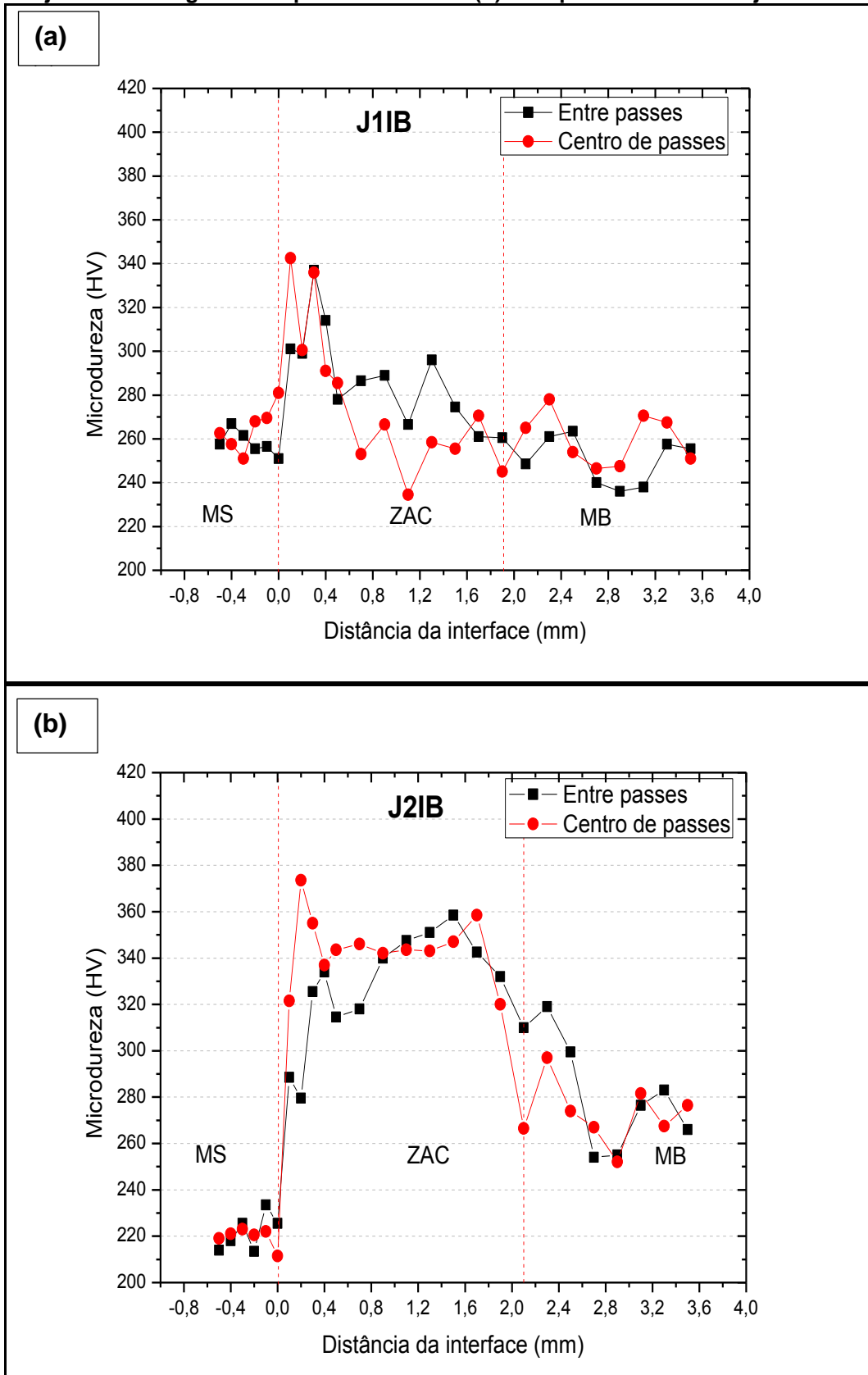
Após a união das juntas, o valor das ZAC dos membros amanteigados se mantiveram na média de 1,9 e 2,1 mm para as respectivas juntas J1IB e J2IB, mostradas na Figura 50. A extensão da ZAC do membro amanteigado das juntas J3CC e J3CB também em um valor médio de 1,8 mm conforme mostra os gráficos da Figura 51.

Através da análise dos gráficos da Figura 50, pode-se verificar a presença de picos de elevada dureza na região centro de passes de 342 HV e 373 HV, próximos a linha de fusão para as juntas J1IB e J2IB, e após estes picos a dureza cai na ZAC da amostra J1IB, tendência que também observada para os valores de microdureza média das juntas na Figura 52(a).

Os valores de microdureza da junta J3CC apresentam uma diferença acentuada entre as regiões centro de passes e interpasses na Figura 51(a), caracterizando esta última como uma zona de elevada dureza na ZAC, com pico de 387 HV, próximo ao metal de base. Ao se comparar os perfis de microdureza da mesma condição de soldagem, fica evidenciado a diminuição acentuada dos valores de dureza na J3CB em função do TTAT,

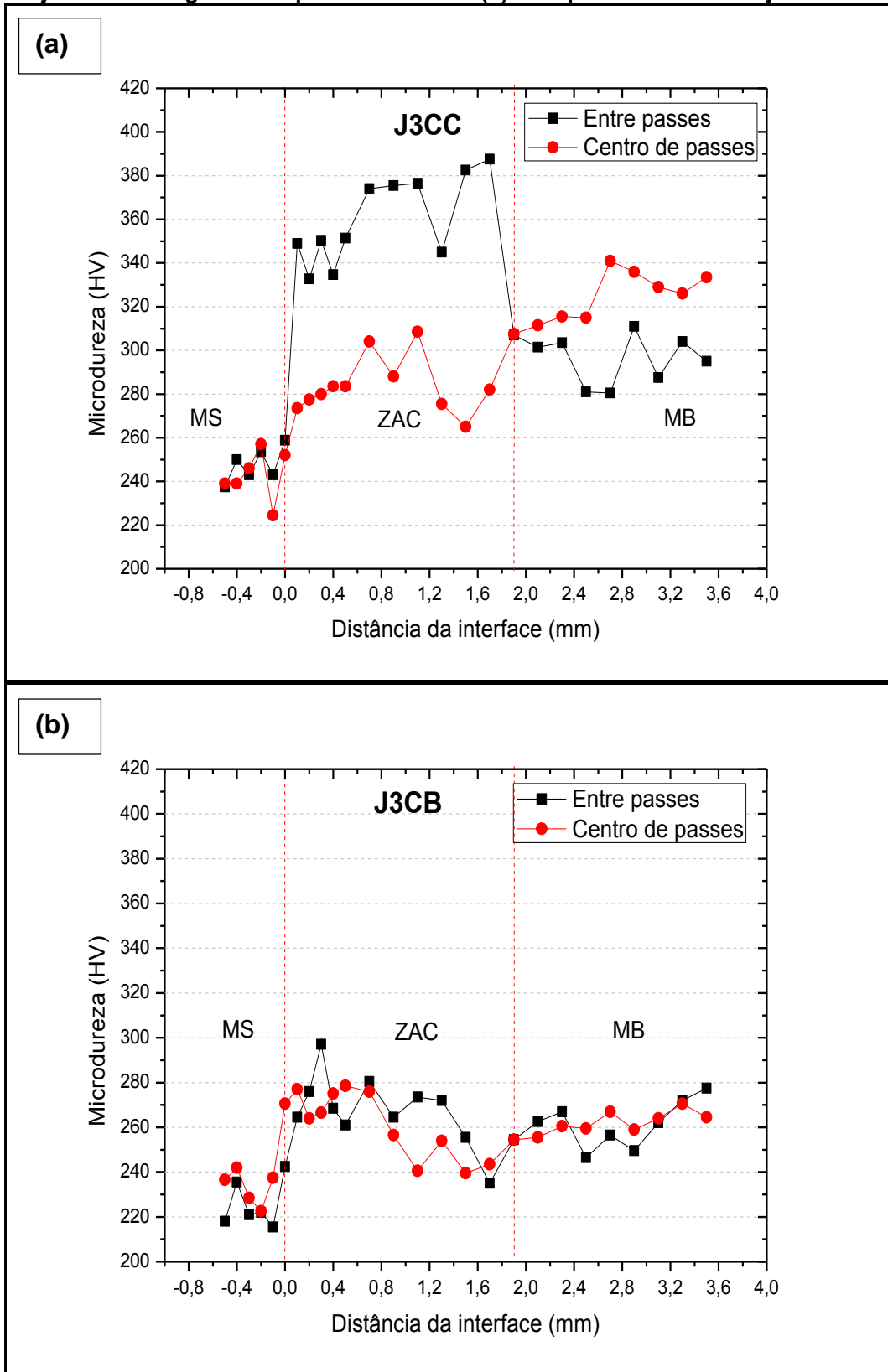
Como os resultados de microdureza são pontuais e refletem a dureza da microestrutura que varia ao longo do material, se faz necessário perfis de dureza que representem o comportamento mecânico macroscopicamente, mostrados no item 4.3.4 deste trabalho.

Figura 50 - Perfis de microdureza da região de transição entre o metal de base e o (a) membro da junta amanteigado sem preenchimento e (b) com preenchimento da junta J11B.



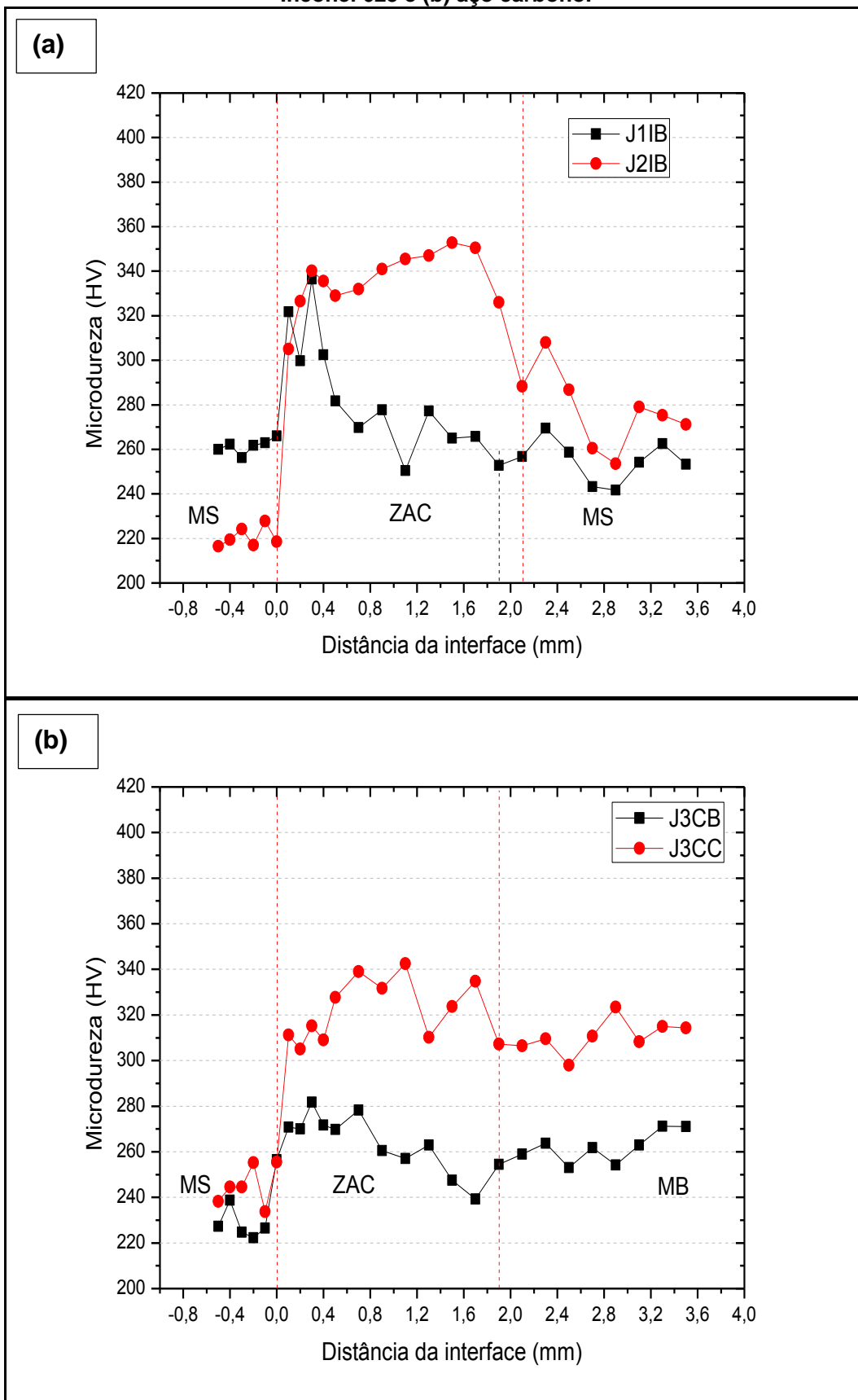
Fonte: Arquivo Pessoal.

Figura 51 - Perfis de microdureza da região de transição entre o metal de base e o (a) membro da junta amanteigado sem preenchimento e (b) com preenchimento da junta J3CC.



Fonte: Arquivo Pessoal.

Figura 52 - Perfis de microdureza média das juntas com membros amanteigados por (a) Inconel 625 e (b) aço carbono.



Fonte: Arquivo Pessoal.

#### 4.3.4 Propriedades mecânicas da ZAC(Dureza)

Os perfis de dureza levantados a partir de três regiões de interesse (topo, centro e raiz) são mostrados na Figuras 53 e 55. A junta J1IB, Figura 53(a), atendeu ao critério exigido pela norma NACE (2005) nos perfis levantados na Raiz e no Centro com valores de dureza inferiores ao limite de 250 HV. Já o perfil levantado no centro dessa amostra apresentou um pico de dureza na linha de fusão (LF: distância da interface=0) com valor de aproximadamente 254 HV, valor bem próximo ao limite estabelecido pela norma. O gráfico mostrado na Figura 53(b) mostra que todos os perfis de dureza da junta J2IB não atenderam ao limite de dureza exigido pela norma NACE (2005), apresentando picos de dureza iguais à 279 HV(raiz), 278 HV (centro) e 282 HV (topo) na ZAC próximos a LF. O perfil de dureza na raiz da junta apresentou mais um pico de dureza na ZAC próximo ao metal de base (MB) com valor igual à 294 HV.

A junta J3CC apresenta valores de dureza Vickers elevados que ultrapassam o limite de 250 HV estabelecido pela norma NACE (2005) em todas as regiões analisadas, como mostra a Figura 54(a), com picos de dureza em torno de 311 e 330 HV na linha de fusão, respectivamente para os perfis raiz e centro, já o perfil medido no topo da junta teve pico de dureza de a 318 HV na região da ZAC intermediária da ZAC. Podem ser visto, também, que os valores de dureza permanecem muito acima do limite especificado pela norma nas impressões feitas no metal de base. A Figura 54(b) mostra os perfis de dureza da junta J3CB, cujo membro amanteigado sofreu a ação de Tratamento Térmico para Alívio de Tensões (TTAT). Os valores de dureza de todas as regiões analisadas estão abaixo de 250 HV e atendem ao limite especificado norma NACE (2005).

A Figura 55 mostra uma comparação entre os perfis de dureza média das juntas com membro amanteigado por (a) Inconel 625 e (b) por aço baixo carbono. Fica evidente que apenas as juntas J1IB e J3CC atenderam ao limite exigido pela norma NACE(2005).

Figura 53 - Perfil de dureza das juntas com membro amanteigado de Inconel 625. (a) J1IB e (b) J2IB.

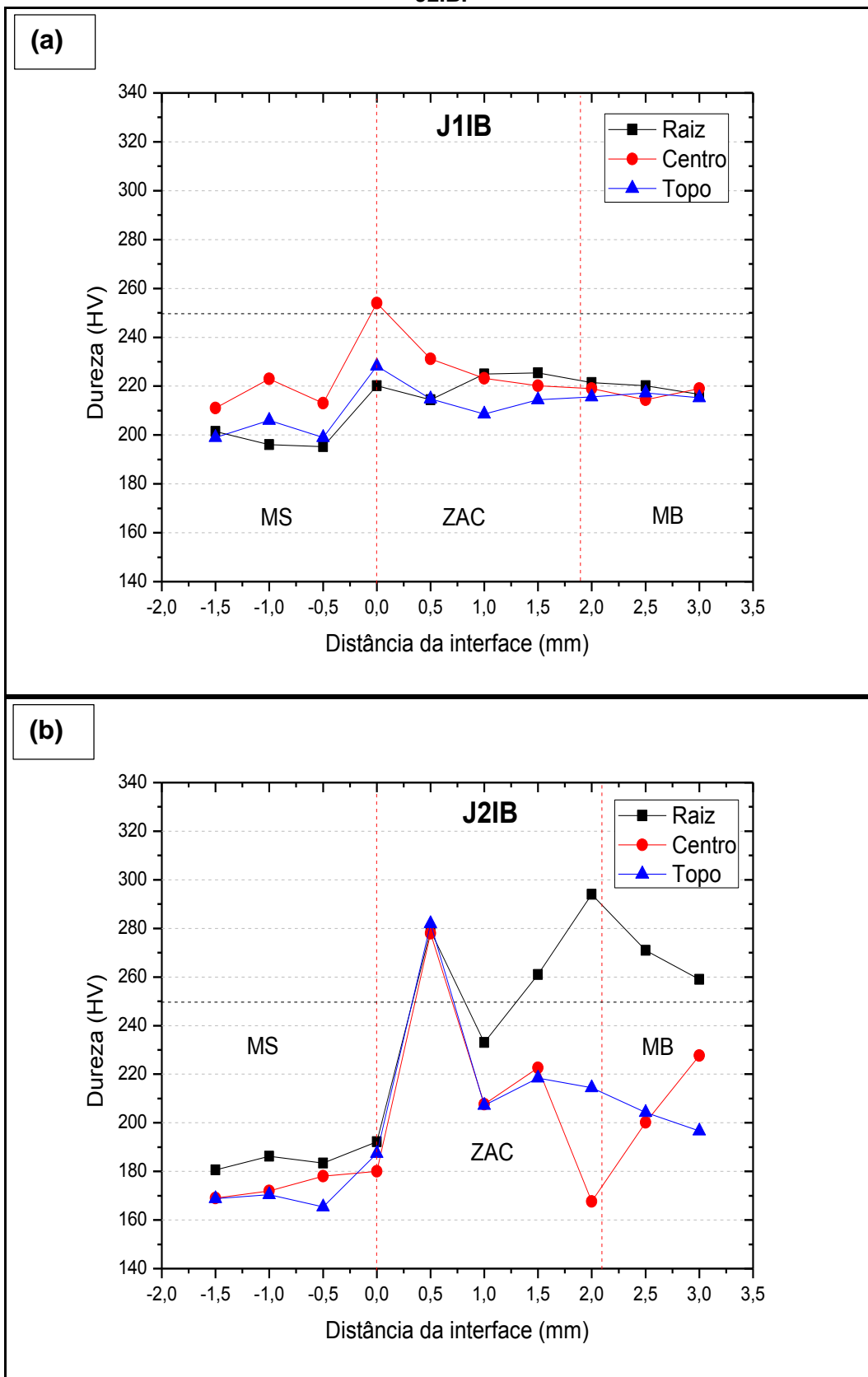
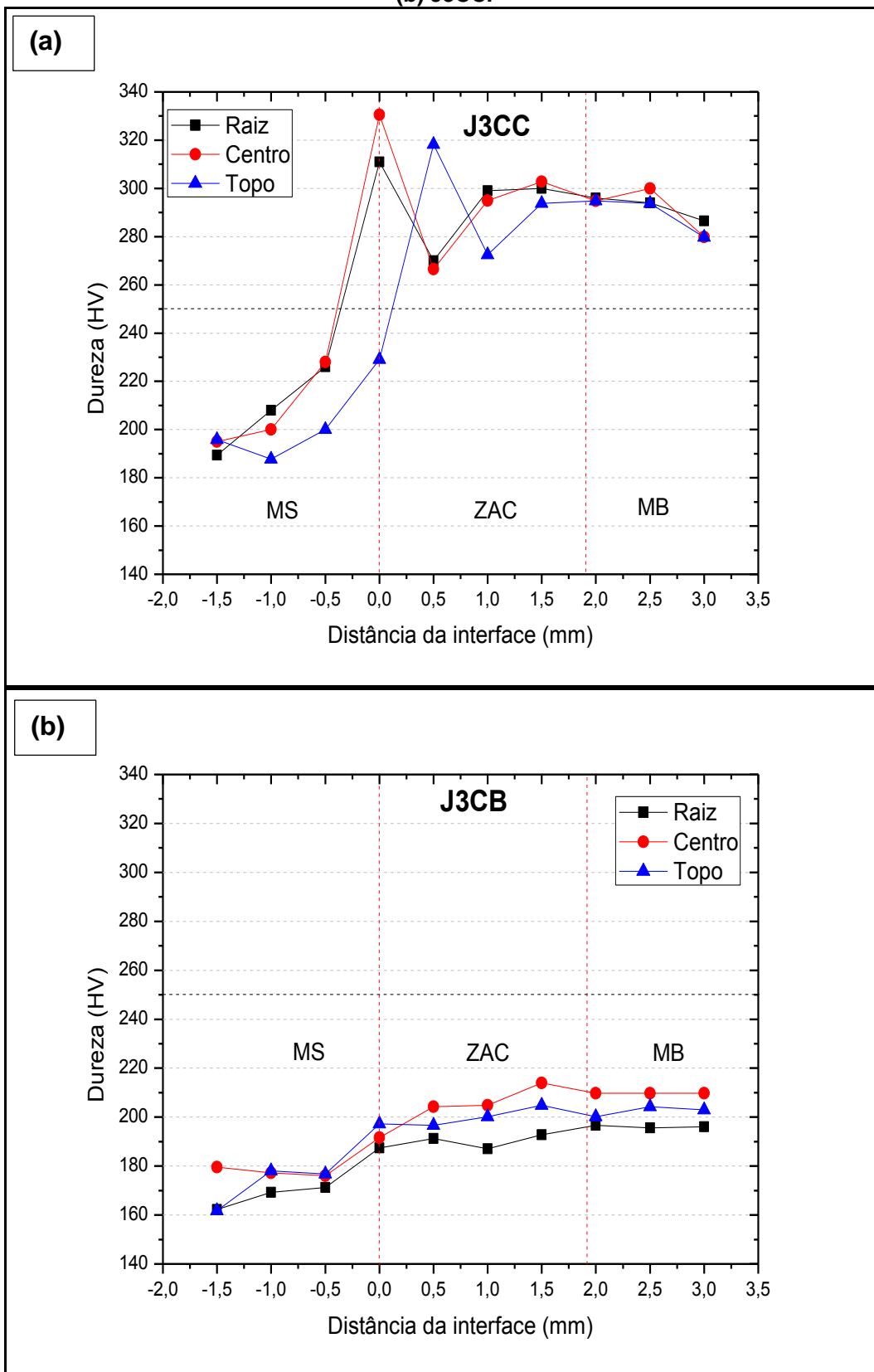


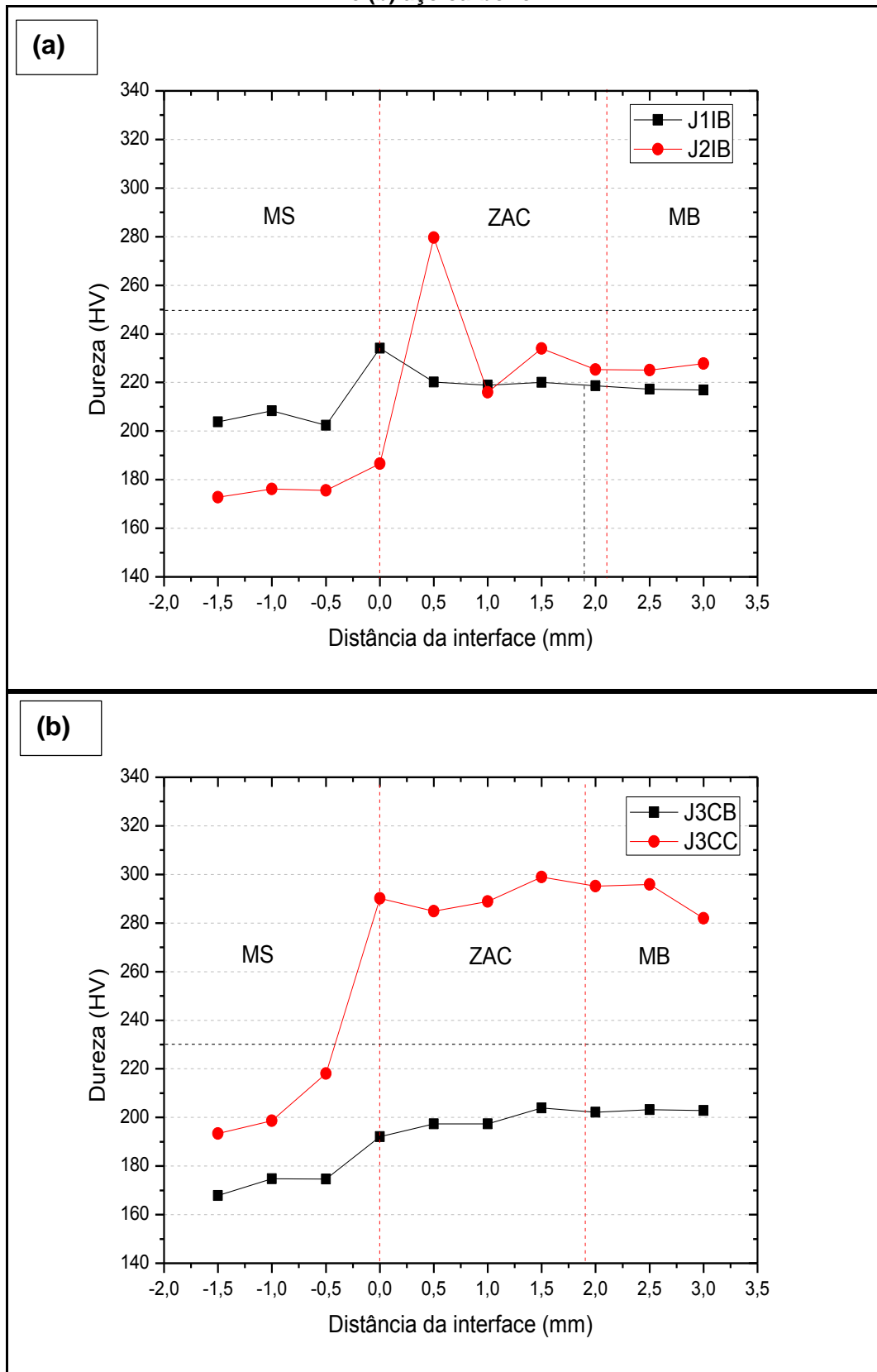


Figura 54 - Perfil de dureza das Junta com membro amanteigado de aço carbono. (a) J3CC e (b) J3CC.



Fonte: Arquivo Pessoal.

Figura 55 - Perfis de dureza média das juntas com membros amanteigados por (a) Inconel 625 e (b) aço carbono.

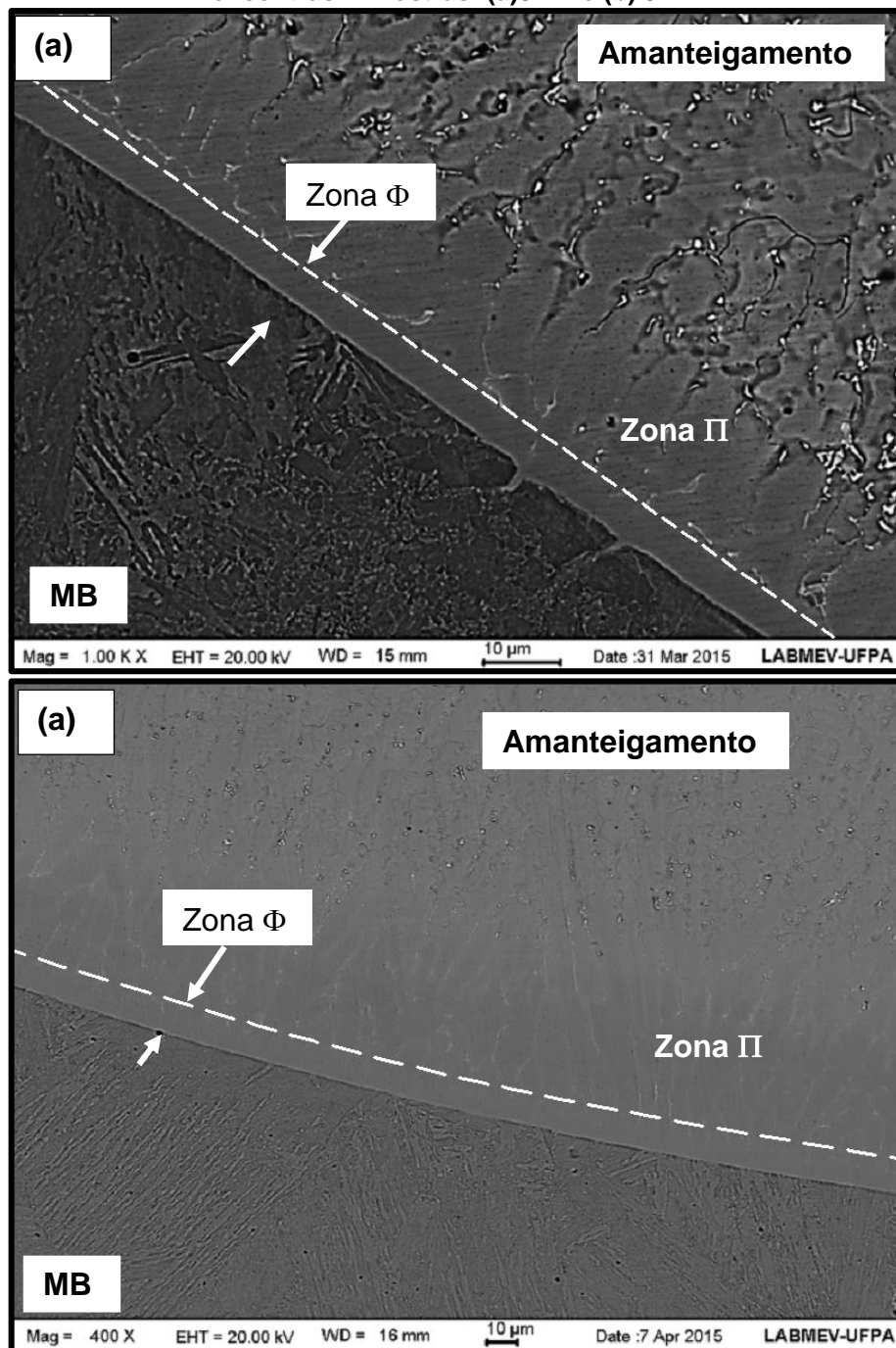


Fonte: Arquivo Pessoal.

#### 4.3.5 Interface dissimilar dos amanteigamentos

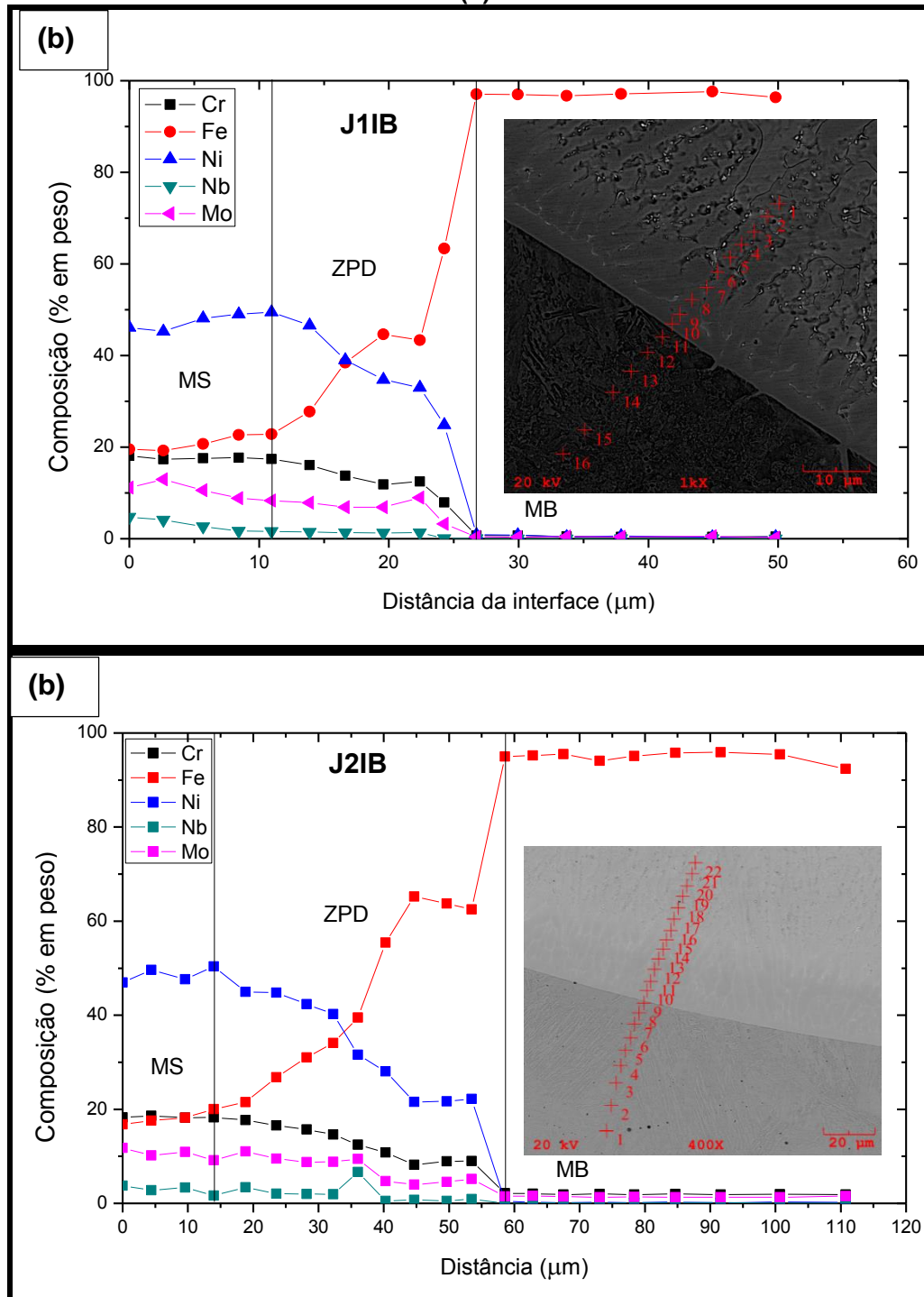
As ZPD's foram classificadas de diferentes formas pelos autores no capítulo 2 – Revisão Bibliográfica. Na Figura 56 podem ser vistas algumas das regiões propostas por Beaugrand et al (2009) geradas a partir da interface dissimilar, relacionadas ao modo de solidificação da zona fundida.

Figura 56 – (a)Interface amanteigamento/metal de base indicando as diversas regiões encontras. Amostras: (a)J11IB e (b) J21B.



Fonte: Arquivo Pessoal.

Figura 57 – Perfil de composição química ao longo da interface (% em peso). Amostras: (a) J1IB e (b) J2IB.



Fonte: Arquivo Pessoal.

A interface dissimilar gerada é apontada como uma região crítica de elevada dureza para nucleação e propagação de trincas (ROWE, 1999). No interior da zona fundida, imediata à linha de fusão pode ser vista a zona  $\Phi$  cuja morfologia sugere ter solidificado de forma planar e justamente por esta característica não há barreiras como

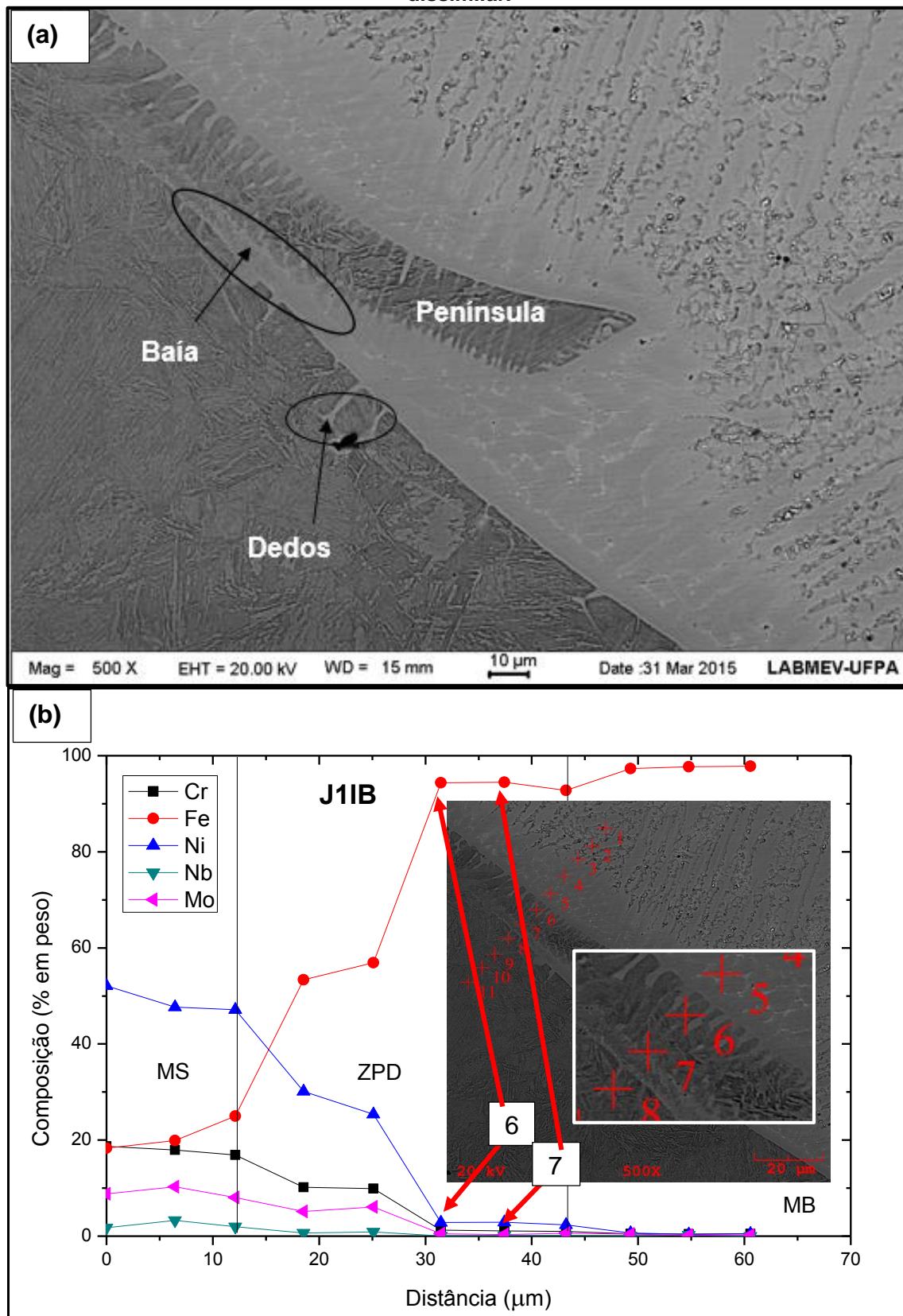
contornos de grãos que dificultem a propagação de trincas para a região adjacente, a zona II, com características de crescimento celular. Por fim tem-se o volume de metal de solda cuja morfologia varia entre celular dendrítico e colunar dendrítico (SILVA et al., 2012).

Através de análise química por EDS foi possível determinar os perfis de composição química das ZPD's, mostrados na Figura 57. Pode ser observado que a ZPD se inicia quando o teor de Ni decresce, enquanto que o teor de ferro aumenta. Os demais elementos Cr, Mo e Nb decrescem em uma taxa menor a do Ni e também estabilizam após saírem da ZPD. Pode-se inferir a partir dos gráficos, que zona  $\Phi$  é rica em ferro, e conforme Tancret et al. (2003), o teor deste elemento acima do especificado pode comprometer a resistência a corrosão da liga de níquel, além de aumentar a solubilidade do carbono no níquel.

A Figura 58(a) mostra outros tipos de ZPD, de acordo com a classificação proposta por Doody (1992), uma "península" e uma "baía". Já na Figura (b), pode-se constatar através da composição química por EDS dos pontos 6 e 7, que a península apresenta um teor maior de níquel em relação ao metal de base.

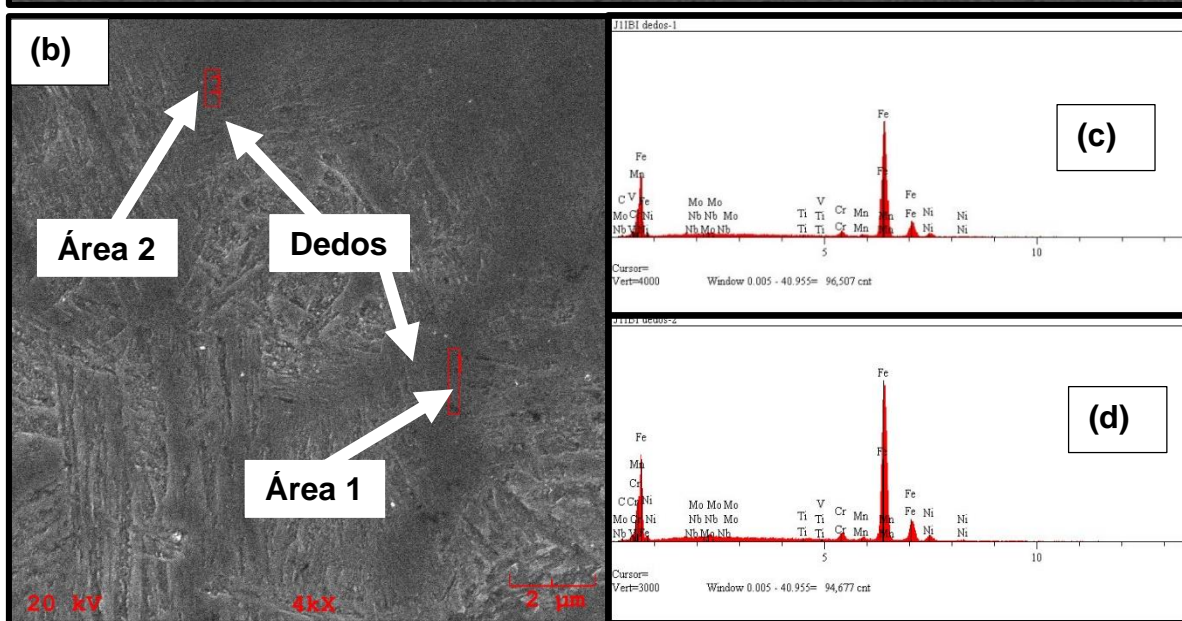
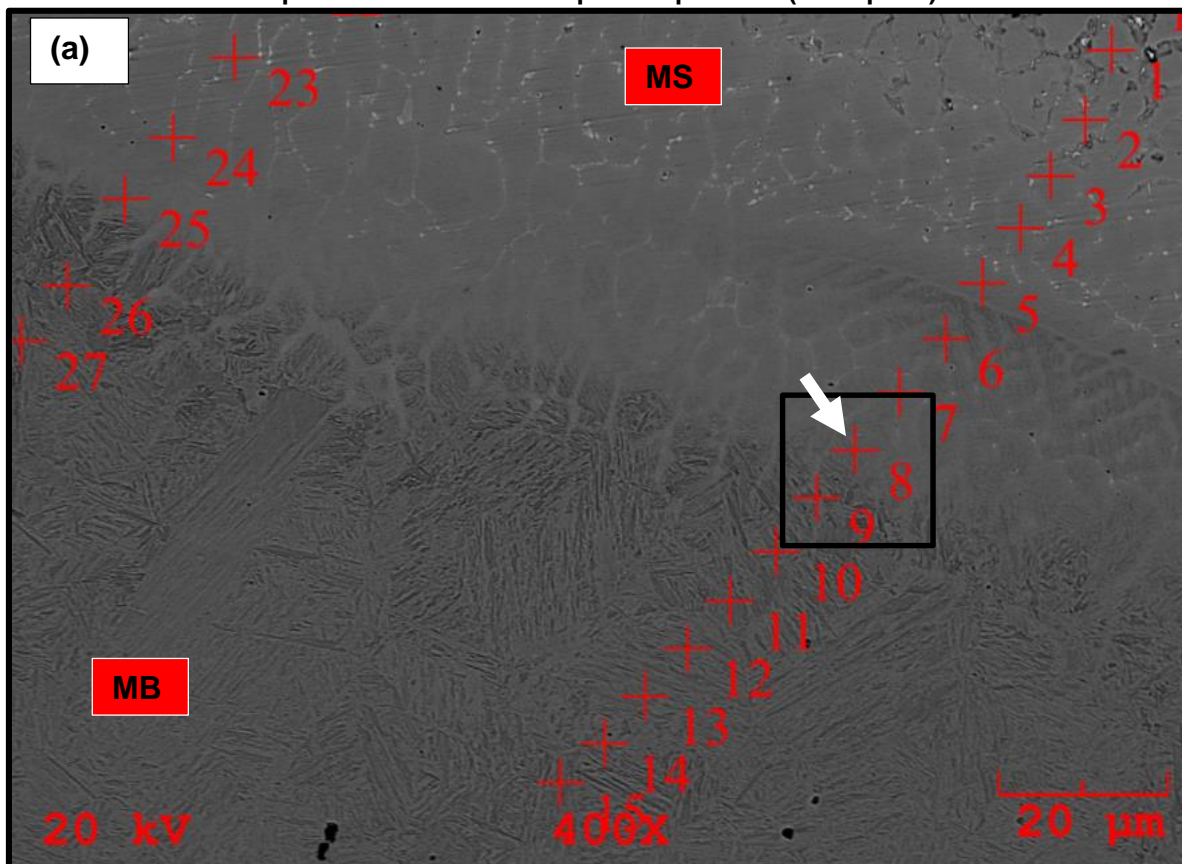
Foram observadas também, as penetrações do metal de solda no metal de base chamadas de "dedos" ao longo da interface dissimilar da amostra J11B e diferentes áreas analisadas. Acredita-se que a formação desse tipo de ZPD ocorra pela liquação dos contornos de grão do aço ASTM A182 F22 na região imediata à interface dissimilar, juntamente com as forças convectivas atuantes na poça de fusão permitem a penetração do metal nesses contornos solidificando antes que haja uma completa mistura entre eles.

Figura 58 – Zona Parcialmente Misturada ao longo da interface amanteigamento de ER NiCrMo-3/ aço ASTM A182 F22 da amostra J11B. (b) Perfil de composição química por EDS da interface dissimilar.



Fonte: Arquivo Pessoal.

Figura 59 – (a)Interface de amateigamento/MB da amostra J11B com presença excessiva de “dedos”. (b) Detalhe ampliado. Espectrograma das áreas 1(c) e (d) 2. (e) Resultado semi-quantitativo da análise química por EDS (%em peso).



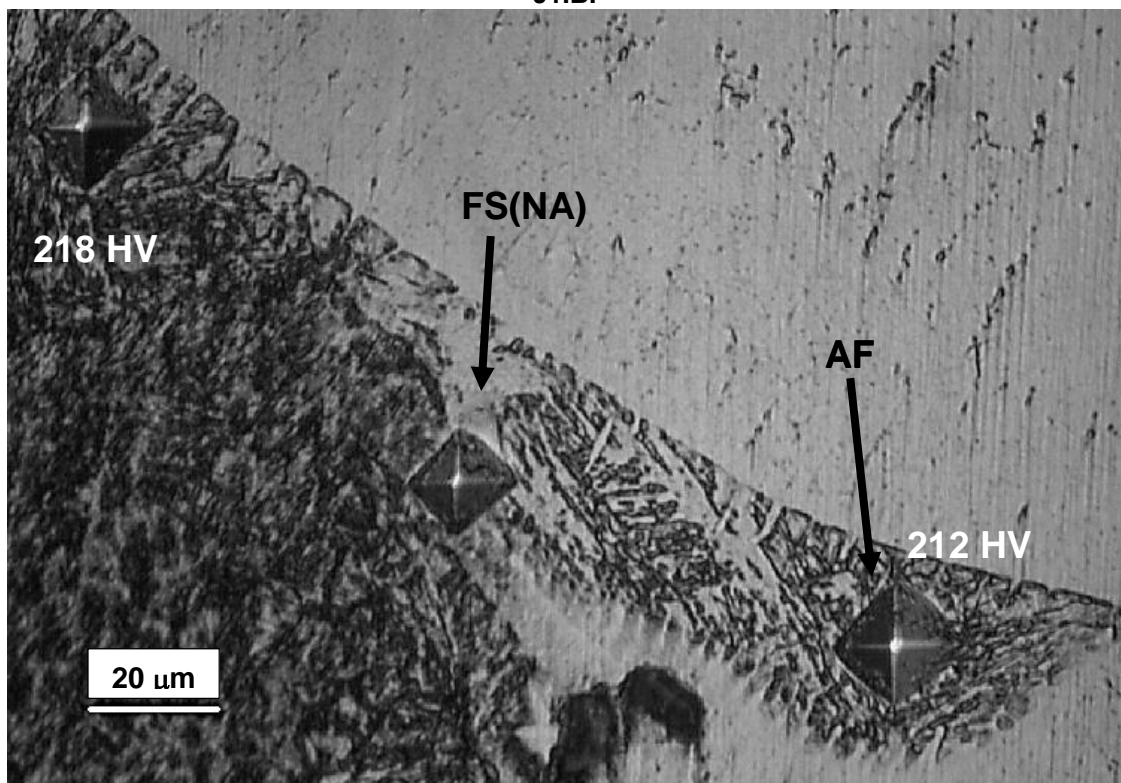
(e)		Composição química (% em peso)			
		Fe	Ni	Cr	Mo
Ponto (MS)	8	91,35	5,02	1,64	0,78
Área(dedo)	1	91,20	4,90	1,64	0,89
	2	90,36	5,49	1,78	0,901

Fonte: Arquivo Pessoal.

Através dos espectrogramas da Figura 59 e da composição química (% em peso, pode se observar a predominância do elemento químico Fe diluído nos dedos. Além disto, pode-se confirmar que a composição química dessa macrosegregação é semelhante a do metal de solda mais próxima a ela, o que também foi verificado por Oliveira (2013).

Na Figura 60, os valores de microdureza encontrados na península (218 e 212 HV) foram mais baixos, por essa região ser descarbonetada, o que proporcionou a formação de ferrita acicular - AF. Por outro lado, nota-se que o valor de microdureza foi mais elevado quando a endentação atingiu parte de um grão de bainita granular e parte da extremidade de uma baía.

**Figura 60 – Microdurezas encontradas em ZPD do tipo Península, ampliação de 400X. Amostra J1IB.**

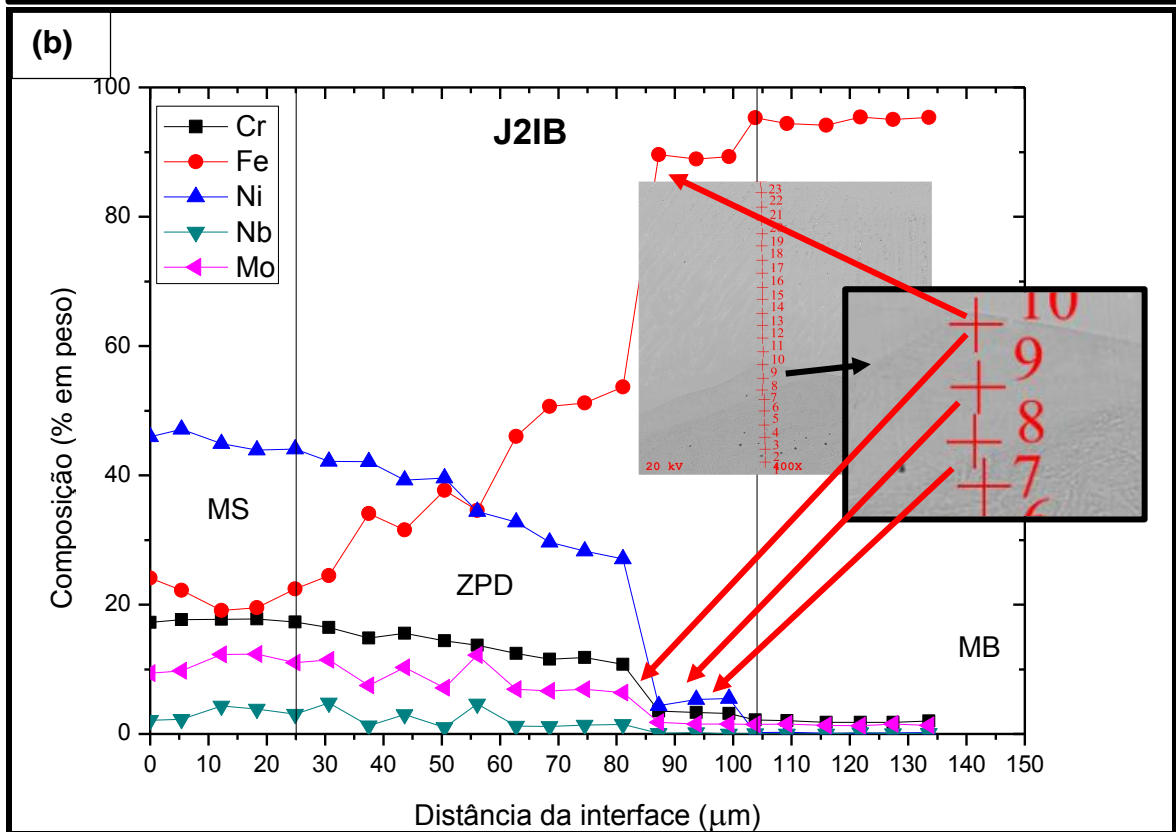
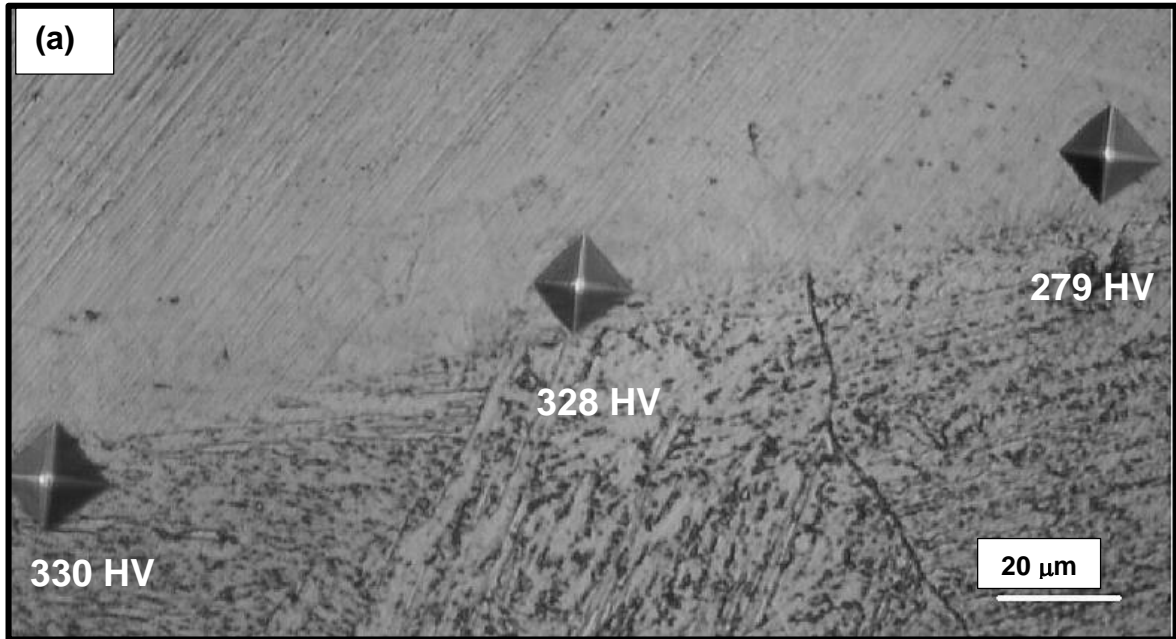


Fonte: Arquivo Pessoal.

A Figura 61, mostra a uma praia rica em ferro e carbono, que promove a precipitação de carbonetos devido a reação com outros elementos na liga (Asphahani, 1993; Tancret et al., 2003). O valores de microdureza elevados provavelmente estão associados a referida precipitação de carbonetos nessa região.



Figura 61 – (a) Microdurezas encontradas em uma ZPD do tipo “praia”, ampliação de 400x. (b) Perfil de composição química da interface (% Peso) com detalhe ampliado destacando a análise por EDS da praia.

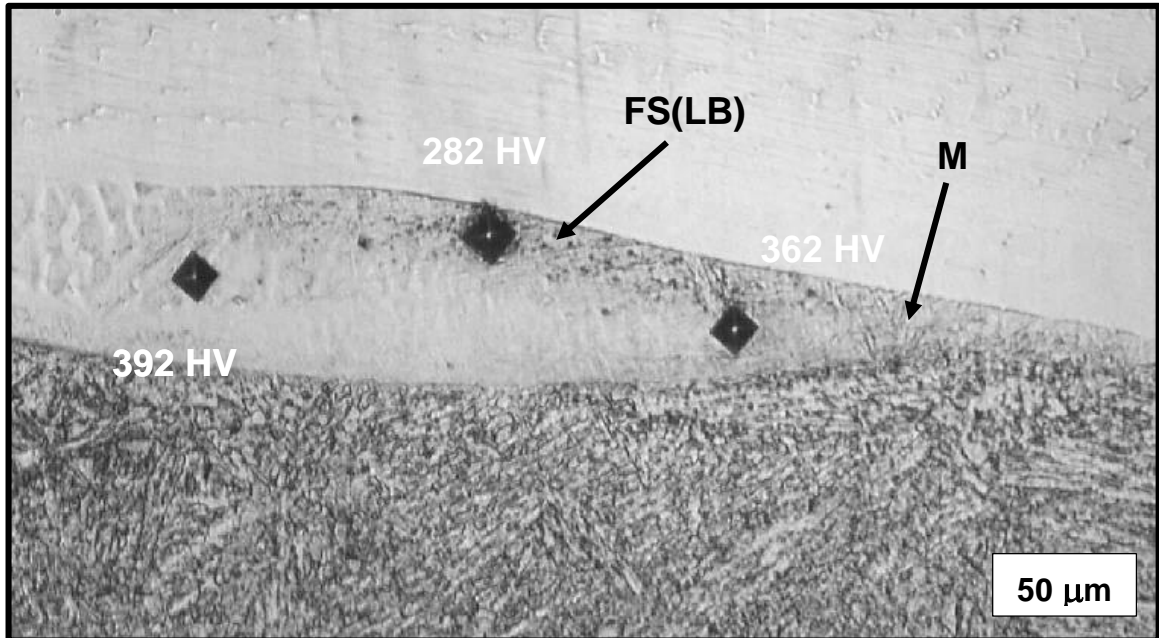


Fonte: Arquivo Pessoal.

A Figura 62 mostra valores de microdureza elevados de 392 e 362 HV mensurados em uma baía, associados, respectivamente a precipitação de carbonetos

e a formação de estrutura martensítica. O valor de 282 HV obtido na península está associado a microestrutura FS(LB).

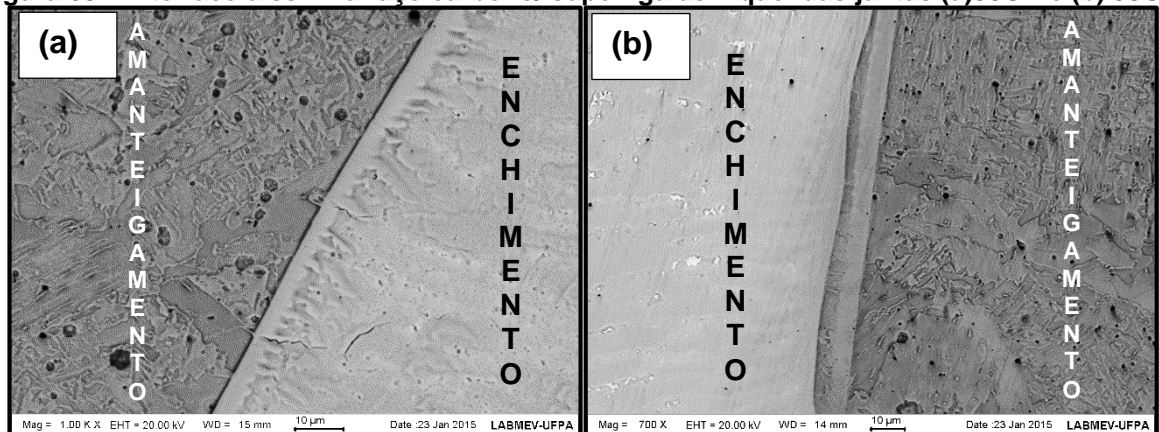
Figura 62 - (a) Microdurezas encontradas em uma ZPD do tipo “península”, ampliação de 200x. Amostra J11B.



Fonte: Arquivo Pessoal.

Também foram encontradas ZPD's na interface amanteigamento/enchimento das juntas J3CB e J3CC, como ilustrado na Figura 63. Essa região não foi amplamente analisada em função do foco do trabalho concentrar-se na região de transição entre o MB e o amanteigamento. A Figura (a), mostra a ZPD classifica por Beugrand et al. (2009), já na Figura(b), além destas, é possível visualizar uma macrosegregação do tipo “Península”.

Figura 63 – Interface dissimilar aço carbono/ superliga de níquel das juntas (a)J3CB e (b) J3CC.

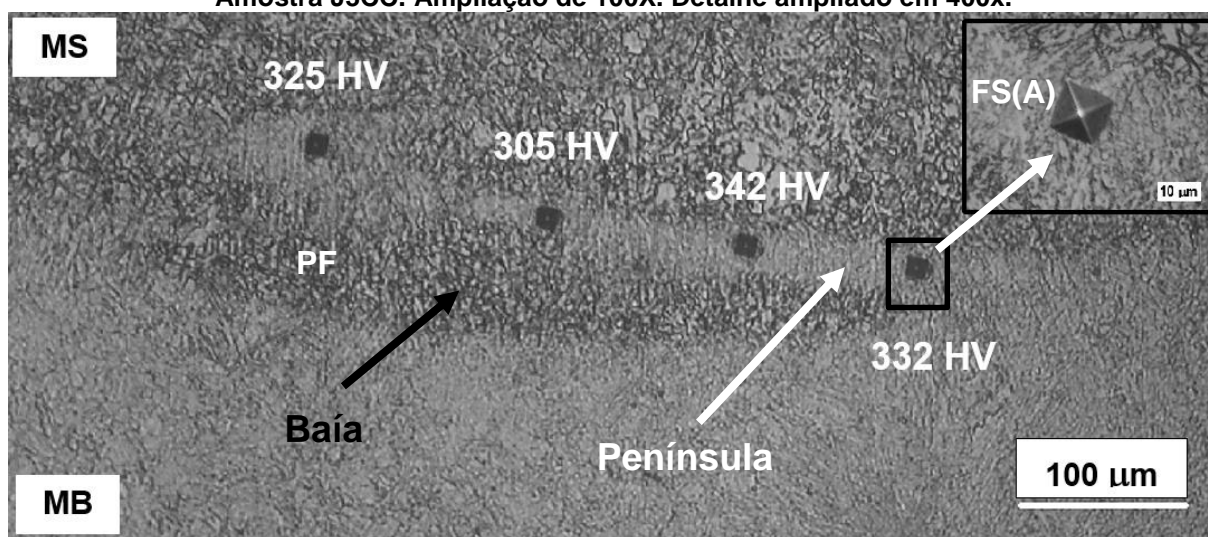


Fonte: Arquivo Pessoal.

#### 4.1.6 Interface similar dos amanteigamentos

Apesar de se tratar de soldagem similar entre aço baixa liga e o amanteigamento de aço carbono, observou-se o surgimento de macrosegregações semelhantes as propostas por Doody (1992) na amostras J3CC que não sofreu TTAT. A Figura 64 mostra valores elevados de microdureza associados a estrutura bainítica FS(A) para a macrosegregação do tipo península.

Figura 64 – Microdurezas (HV) encontradas em uma ZPD semelhante ao tipo “Península”. Amostra J3CC. Ampliação de 100X. Detalhe ampliado em 400x.

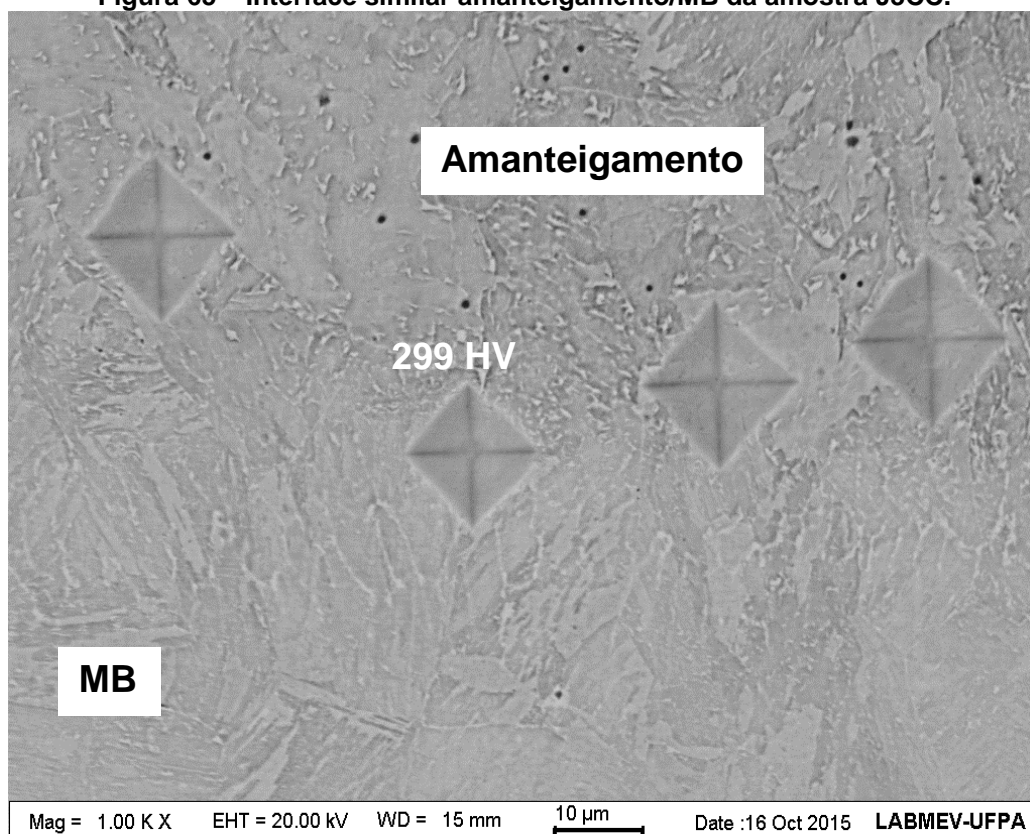


Fonte: Arquivo Pessoal.

A Figura 65 mostra a interface entre o amanteigamento de aço baixo carbono e o aço ASTM A183 F22. As impressões de microdureza foram feitas para delimitar a área de análise no MEV a um ponto específico da interface. O valor de microdureza mostrado é o da primeira impressão, as demais foram desprezadas por estarem muito próximas, devido ao campo de encruamento gerado que afetaria o resultado.

No gráfico da Figura 66, obtido na interface mostrada na Figura 65, verifica-se a variação de composição química com tendência semelhante ao verificado nas juntas de composição química dissimilar, no entanto a escala é muito menor. A percentagem em peso dos elementos cromo e molibdênio começa estável no MS, cresce gradativamente até se estabilizar no MB. Segundo Wang (1990), esses elementos alfacênicos favorecem a formação da microestrutura bainítica, principalmente bainita superior.

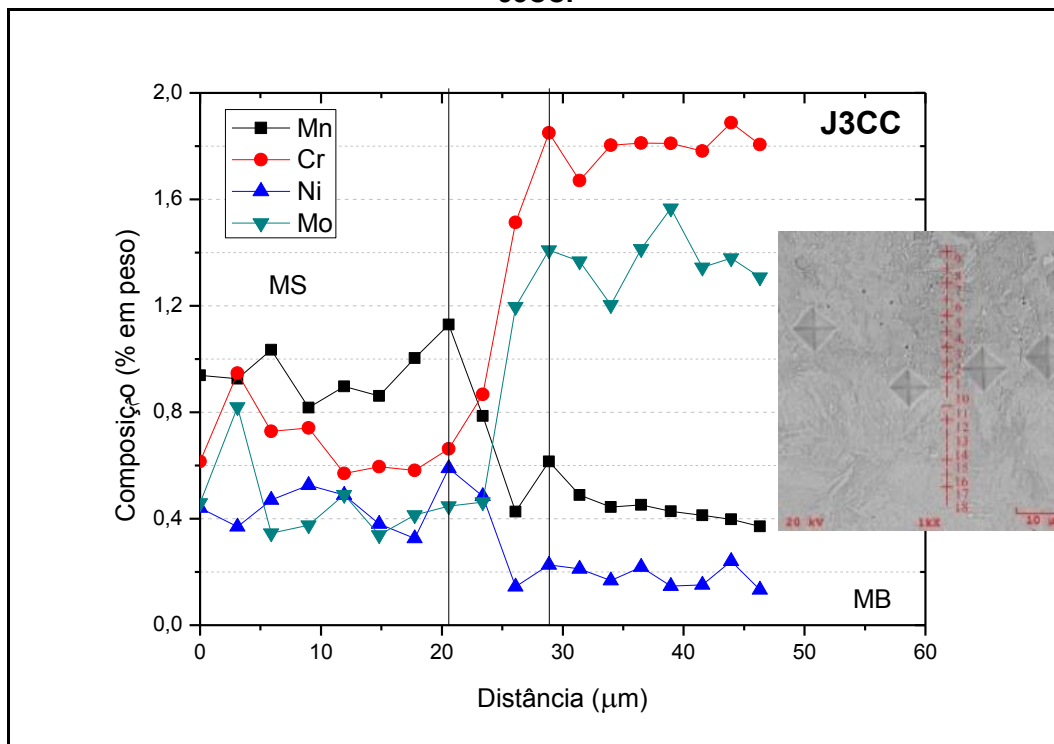
Figura 65 – Interface similar amanteigamento/MB da amostra J3CC.



Fonte: Arquivo Pessoal.

O contraste entre as colorações do base e o metal de amanteigamento na amostra J3CC, mostrado na Figura 65, tornou possível a fácil identificação da interface entre os dois materiais na imagem gerada através do sinal BSE (*backscattering electron*) captado na varredura eletrônica da superfície dessa amostra. Já na amostra J3CB não foi possível fazer análise de variação de composição química na interface, pois esta não estava evidente através de contraste de colorações, possivelmente por uma maior homogeneização da composição química nessa região obtida através do TTAT.

Figura 66 – Perfil de composição química na interface similar amantecimento/MB da amostra J3CC.



Fonte: Arquivo Pessoal.

## 5 CONCLUSÕES

Com base nos resultados obtidos e nas análises realizadas, foi possível inferir as seguintes conclusões:

- ✓ Os valores de microdureza da ZAC do amanteigamento de todas as juntas (J1IB, J2IB, J3CC e J3CB) sofreram redução de valores quando comparados com ZAC dos membros amanteigados antes do preenchimento, indicando que a energia de soldagem envolvida no preenchimento de chanfro foi capaz de alterar essa propriedade mecânica. Essa alteração se justifica com o crescimento dos grãos ferríticos da bainita através da difusão do carbono;
- ✓ A ZAC do amanteigamento apresentou microestruturas [FS(NA); FS(UB); FS(LB) e FC] de acordo com a literatura para um aço baixa liga;
- ✓ O uso do TTAT após o amanteigamento de aço carbono reduziu os níveis de microdureza e dureza na região da ZAC.
- ✓ A análise química por EDS mostrou uma região no metal no MS empobrecida de níquel, cromo, nióbio, molibdênio e rica em ferro. Este último elemento além de aumentar a solubilidade do carbono no níquel, pode comprometer a resistência à corrosão da liga de níquel.
- ✓ As macrosegregações do tipo praia e baía, apresentaram valores mais elevados de microdurezas associados a possível precipitação de carbonetos e a estruturas martensíticas.
- ✓ A partir dos parâmetros selecionados pelo método de Higuchi e Higuchi modificado que usou como metal de base o aço baixo carbono em vez do aço ASTM A 182 F22 nos passes exploratórios, obteve-se uma junta com amanteigamento de Inconel 625 (J1IB) e uma com amanteigamento de aço carbono (J3CB) que atenderam a norma NACE 0175. O que viabiliza este tipo de procedimento.

## **6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS**

- ✓ Avaliar a metalurgia do metal de enchimento da junta;
- ✓ Avaliar as características de resistência mecânica da junta soldada: realizar ensaio de Charpy e ensaio de fratura nas juntas soldadas J3CC, J3CB, J1IB e J2IB.

## REFERÊNCIAS

- AGUIAR, W.M. **Soldagem do aço ABNT 4140 sem Tratamento Térmico posterior**. Dissertação de mestrado-Programa de Engenharia e Ciências de Materiais, Universidade Federal do Ceará. Fortaleza, 2001.
- ALMEIDA, V. A. B. **Obtenção in-situ de intermetálicos Ni/Al**. Curitiba: Departamento de Engenharia de Materiais, Universidade Federal do Paraná, 2003. (Dissertação de Mestrado).
- ASM. **Properties and selection of nonferrous alloys and special-prpose materials**, vol. 2. Ohio: Metals Park. 1990.
- ASM. **Welding, Brazing and Soldering**, vol.6, USA.1993
- ASPHAHANI, A. I. **Corrosion of Nickel-Base Alloys**. ASM Handbook – Corrosion, v. 13, 10<sup>th</sup> Ed. ASM Metals Park, Ohio, p. 1993.
- ASTM. Standard Test Method for Microindentation hardness of Materials. Philadelphia: ASTM. 2002.
- ASTM. **Standard Specification for Forged or Rolled Alloy-Steel Pipe Flanges, Forged Fittings, and Valves and Parts for High-Temperature Service**. A 182/A 182M. United States: ASTM International. 2005.
- AWS, 1997a, **Welding Handbook**, American Welding Society, vol.2, 8<sup>a</sup> Edição, Miami.
- AWS, 1997b, **Welding Handbook: Materials and Applications – Part 1**, American Welding Society, vol.3, 8<sup>a</sup> Edição, Miami.
- AWS, 1998, **Welding Handbook: Welding Technology**, American Welding Society, vol.1, 8<sup>a</sup> Edição, Miami. p. 114-115.
- AWS. **Welding Handbook: Welding Science & Technology**. AMERICAN WELDING SOCIETY, v.1. 9 Ed. Miami, FL. 2001. 918 p.
- AWS. **Specification for Stainless Steel Electrodes For Shielded Metal Arc Welding**. AMERICAN WELDING SOCIETY.A5.4/A5.4M- 2006. Miami, FL. 2006.
- BRANDI, S; WAINER, E. **Soldagem – Processos e metalurgia**. São Paulo: Edgard Blücher Ltda. 1992. p. 494.
- BHADESHIA, H. K. D. H. **Bainite in steels – Transformations, microstructure and properties**. 2<sup>th</sup>. London: IOM Communications Ltd. 2001. P. 277-278.
- BHADESHIA, H. K. D. H. **Interpretation of the Microstructure of Steel**, Graduate Institute Technology, 2008. Disponível em: <cml.postech.ac.kr/2008/Steel\_Microstructure/SM2.html>. Acesso em: outubro de 2013.



BEAUGRAND, V. C. M; SMITH, L. S.; GITTOS, M. F. Draft hydrogen embrittlement of 8630m/625 subsea dissimilar joints: factors the performance. In: 28<sup>th</sup> International Conference on Ocean, Offshore and Arctic Engineering, 2009, Honolulu, Hawaii, USA. OMAE.

COLPAERT, H: **Metalografia dos Produtos Siderúrgicos Comuns**, 4ed. Edgard Blucher, 2008.

CRUZ, JR.; CABRAL, T. S. **Especificação de procedimentos de soldagem MIG para o preenchimento de cavidades pela técnica de camadas sucessivas**. Belém: 2008. 78f. Trabalho de conclusão de Curso (Graduação em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia Mecânica, Instituto de Tecnologia, Universidade Federal do Pará, Belém. 2008.

DOODY, T., **Intermediate Mixed Zones in Dissimilar Metal Welds for Sour Service**. Welding Journal, March 1992.

DUPONT, J.N. Solidification of an Alloy 625 Weld Overlay. **Metallurgical and Materials Transactions A**, USA, v. 27A, pp 3612-3620, 1996.

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. 2003.

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

EASTERLING, K. Introduction to the Physical Metallurgy of Welding, 2<sup>a</sup> Edição, Ed. Butterworths, 1983.

ESPÍRITO SANTO, H. F. P. **Soldas dissimilares para o amanteigamento de juntas de aço carbono por aço inoxidável 316-L**. Belém: 2013. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia Mecânica, Instituto de Tecnologia, Universidade Federal do Pará, 2013.

GARCIA, D. N. **Soldagem MIG com arame frio aplicada ao revestimento de chapas plana com uma superliga de níquel tipo Hastelloy C-276**. Belém: 2011. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) Coordenação de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, Instituto de Tecnologia, Universidade Federal do Pará, Belém – UFPA, 2011.

GERDAU. Disponível em: <<http://www.comercialgerdau.com.br/catalogos>> Acesso em: 10 out. 2012.

GOULD, E. K. **Development of Constitution Diagram for Dissimilar Metal Welds in Nickel Alloys and Carbon and Low-Alloy Steels**. The Ohio State University. 2010.

GRAF, K. Estabilidade a alta temperatura de revestimentos de Hastelloy C depositados por PTA. Programa Interdisciplinar de Pós-Graduação em Engenharia, Universidade Federal do Paraná, Curitiba, 2004.

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

IIW Sub-Commission IXJ Guide to the light microscope examination of ferritic steel weld metals. **IIW Doc. IX-1533-88**, 1988.

JANG, C.; LEE, J.; KIM, S. J.; JIN, E. T. Mechanical Property Variation Within Inconel 82/182 Dissimilar Metal Weld Between Low Alloy Steel and 316 Stainless Steel. **International Journal of Pressure Vessels and Piping**, 2007, N. 9, p. 635-646.

JWS (Committee of Welding Metallurgy of Japan Welding Society). "**Classification of Microstructures in Low C - Low Alloy Steel Weld Metal and Terminology**". IIW Doc. IX 1282-83. 22p.

KEJELIN, N. Z.; BUSCHINELLI, A. J. A.; POPE, A. M. **Effects of Welding Parameters on the Partially Diluted Zones Formation at Dissimilar Metal Welds**. Anais do 18<sup>th</sup> International Congress of Mechanical Engineering – COBEM, Ouro Preto – MG, novembro de 2005.

KEJELIN, N. Z.; BUSCHINELLI, A. J. A.; BOHÓRQUEZ, C. E. N. Soldagem dissimilar do aço X-60 com Inconel 625. **XXXII CONSOLDA – Congresso Nacional de Soldagem**, Belo Horizonte, v. 01, p. 1-10, 2006a.

KEJELIN, N. Z. **Influência dos parâmetros de soldagem na formação de zonas parcialmente diluídas em soldas de metais dissimilares**. Florianópolis: 2006. Dissertação (Mestrado em Ciência e Engenharia de Materiais). Universidade Federal de Santa Catarina, 2006b.

KEJELIN, N. Z. **Soldagem de Revestimento de Aços Comuns C-Mn com Superliga a Base de Níquel Inconel 625**. Florianópolis: 2012. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia Mecânica, Centro Tecnológico, Universidade Federal de Santa Catarina. 2012.

KOU, S. **Welding Metallurgy**. John Wiley e Sons, 2<sup>nd</sup> ed. New Jersey, United States, 2003.

KOU, S.; YANG, Y.K. Fusion-Boundary Macrosegregation in Dissimilar-Filler Welds. **Welding Journal**, v 86. 2007.

LINCOLN ELECTRIC. Welding Consumables Catalog: Techalloy 625 / AWS ERNiCrMo-3. 2014. Disponível em: [http://www.lincolnelectric.com/assets/global/Products/Consumable\\_NickelAlloys-Techalloy-Techalloy625/c141010.pdf](http://www.lincolnelectric.com/assets/global/Products/Consumable_NickelAlloys-Techalloy-Techalloy625/c141010.pdf) Acesso em 10 jul. 2014.

LOSZ, J.M.B., CHALLENGER, K. D. HAZ microstructures in HSLA steel weldments. First United States - **Japan symposium on advances in welding metallurgy**, 207-225, 1990.

MACHADO, I. G.; **Soldagem & técnicas conexas: Processos**. Porto Alegre, página 193, 1996.

METALS, A. S. F. **Properties and Selection: Irons, Steels and High Performance Alloys**. Ohio: ASM International. 1993.

MODENESI, P. J. **Soldabilidade dos aços inoxidáveis**. Coleção Tecnologia da Soldagem- Senai. Osasco, 2001.

MODENESI, P. J. **Soldabilidade dos aços transformáveis**, UFMG, Belo Horizonte, 2012. Disponível em: <<http://www.demet.eng.ufmg.br>>. Acesso em: 19 maio, 2015.

MOUGO, A. L. **Aspectos Metalúrgicos da Soldagem MIG e MIG Derivativa com Arame Frio em Revestimento de Chapas Planas de Aço Carbono Utilizando uma Superliga de Níquel**. Belém: 2012. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) Coordenação de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, Instituto de Tecnologia, Universidade Federal do Pará, Belém – UFPA, 2012.

NACE. **Petroleum and natural gas industries – Materials for use in H<sub>2</sub>S-containing environments in oil and gas production Part 1: General principles for selection of cracking-resistant materials: NACE MR0175/ISSO 15156-1:2001/Cor.1:2005(E)**. U.S.A.: NACE.2005.

NASCIMENTO, A. S. **Soldagem MIG/MAG (GMAW)** – Notas de Aula da Disciplina Processos de Soldagem. Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia do Pará – IFPA, Coordenação de Mecânica. Belém, PA. 2010.

NASCIMENTO, A. S. **Fenomenologia da soldagem MIG/MAG-PV e sua aplicabilidade para juntas sobreposta e em V (passe de raiz)**. Minas Gerais: 2011. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Uberlândia, Minas Gerais, 2011.

OLIVEIRA, G. L. G. **Soldagem dissimilar dos aços AISI 8630M e ASTM F22 para aplicações subaquáticas**. Ceará: 2013. Tese (Doutorado em Engenharia e Ciências dos Materiais) – Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, 2013.

OHMORI, Y.; OHTSUBO, H.; JUNG, Y. C.; OKAGUCHI, S.; OHTANI, H. Morphology of bainite and Widmanstätten ferrite. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 25A, p. 1981-1989, 1994.

OMAR, A. A. Effects of welding parameters on hard zone formation at dissimilar metal welds. **Welding Journal**, Miami, p. 86-93, 1998.

PEIXOTO, A. L. **Caracterização de soldas de revestimentos de aços inoxidável austenítico**. Belém: 2006. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) –

Faculdade de Engenharia Mecânica, Instituto de Tecnologia, Universidade Federal do Pará, Belém, 2006.

QUITES, A M. **Introdução á Soldagem a Arco Voltaico**. 5. ed. São Paulo: Moderna, 2002.

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

SANTOS, R. G. **Transformações de fases em materiais metálicos**. Campinas, Editora da UNICAMP: 2006.

SAVAGE, W. F.; NIPPES, E. F.; SZEKERES, E. S. A study of fusion boundary phenomena in a low alloy steel. **Welding Journal**, v. 55. 1976.

SCOTTI, A; PONOMAREV, V. **Soldagem MIG/MAG. Melhor entendimento. Melhor desempenho**. São Paulo: Artliber, 2008.

SILVA, C. C. **Revestimentos de ligas de níquel depositados pelo processo TIG com alimentação de arame frio – aspectos operacionais e metalúrgicos**. Fortaleza:2010. Tese (Doutorado em Engenharia de materiais) - Departamento de Engenharia Metalúrgica e de materiais, Universidade Federal do Ceará, 2010.

SILVA, D. A. S. **Avaliação metalúrgica de soldas dissimilares da liga Inconel 625 aplicadas na indústria do petróleo e gás natural**. Belém: 2015. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) Coordenação de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, Instituto de Tecnologia, Universidade Federal do Pará, Belém – UFPA, 2015a.

SILVA, F. P.; **Avaliação mecânica e metalúrgica da ZAC e ZPM em soldas dissimilares pelo processo MIG**. Belém: 2015. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) Coordenação de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, Instituto de Tecnologia, Universidade Federal do Pará, Belém – UFPA, 2015b.

SILVA, C. C.; AFONSO, C. R. M.; RAMIRES, A. J.; MOTTA, M. F.; MIRANDA, H. C.; FARIAS, J. P. Aspectos metalúrgicos de revestimentos com a superliga à base de níquel Inconel 625. **Soldagem & Inspeção**, São Paulo, v. 17, n. 3, p. 251-263, 2012.

SIMS, C. T.; STOLOFF, N. S; HAGEL, W. C. **Superalloys II**. New Jersey: John Wiley & Sons, 1987.

SUN, Z.; HAN, H.Y. Weldability and properties of martensitic/austenitic stainless steel joints. **Materials Science and Technology**, London, v. 10, n. 9, p. 823-829, 1994.

TANCRET, F.; BHADESHIA, H. K. D. H; MACKAY, D. J. C. Design of a Creep Resistant Nickel Base Superalloy For Power Plant Applications Part 1 – Mechanical Properties Modeling. **Materials Science and Technology**. V. 19. 2003.

TEIXEIRA, F. R.; MODESTO, M. A. M.; **Morfologia da zona termicamente afetada em soldas de revestimento MIG/MAG depositadas com eletrodo de aço carbono**. Belém: 2015. Trabalho de Conclusão de Curso (Graduação em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia Mecânica, Instituto de Tecnologia, Universidade Federal do Pará, Belém, 2015.

THEWLIS, G. Comunicação particular, 2007.

WAINER, E; BRANDI, S. D.; MELLO, F.D. H. **Soldagem: processos e metalurgia**. São Paulo: Edgard Blücher LTDA, 1992.

WANG, D. The role of hydrogen and other interstitials in the mechanical behavior of metals. **Transactions of ASTM**, v. 52, p. 54-80, 1960.

WANG, X. L; PAYZANT, E. A.; TALJAT, B.; HUUBBARD, C. R.; KEISER, J. R. et al. Experimental determination of the residual stresses in a spiral weld overlay tube. **Materials Science and Engineering A**. 1997.

WELD-INOX. Catálogo Weld-Inox Soldas Especiais / Consumíveis para soldagem de Aço Carbono e Baixa Liga. 2009. Disponível em: <<http://www.weldinox.com.br/images/stories/arquivos/catalogo.pdf>>. Acesso em abr. 2015.

WEMAN, K. **Welding processes handbook**. Woodhead Publishing, Cambridge, England, 2003.

**APÊNDICE A - PRINCIPAIS ESQUEMAS DE CLASSIFICAÇÃO DE FERRITA E DE CONSTITUINTES EM METAL DE SOLDA OU MB (AÇOS BAIXO CARBONO E BAIXA LIGA).**

Tipo de transformação	Classificação estrutural principal	Descrição dos constituintes	Abreviação proposta			
			Dubé	Anelli	Abson	Thewlis
Reconstrutiva	Ferrita	Ferrita de contorno de grão; ferrita alotriomorfa; ferrita poligonal de contorno de grão; ferrita primária	GBF	GBF	PF(G)	GB(PF)
		Ferrita intragranular poligonal; ferrita idiomófica		IPF	PF(I)	I(PF)
	Perlita	Perlita lamelar, perlita degenerada, perlita fina		P	FC(P)	
Reação tem caráter crescente displacivo, ao menos para elementos substitucionais. Crescimento envolve alguma espécie de movimento cooperativo.	Placas laterais de ferrita	Ferrita de Widmanstätten de contorno de grão, ferrita primária e secundária	FS	Wf	FS(A) FS(SP)	GB(W)
		Ferrita de Widmanstätten intragranular, primária e secundária	IFP		FS(NA)	I(Wf)
		Ferrita acicular	IFP	AF	AF	AF
		Bainita superior	FS	UB	FS(A) FS(UB)	GB(B)
		Bainita intragranular; placas de ferrita intragranular	IFP		Ver (AF)	I(B)
		Bainita granular		GB	FS(NA)	
		Bainita inferior		LB	FS(A)	
Displaciva	Martensita	Martensita em ripas		LM	M M(L)	
		Martensita maclada		MA	M M(T)	

Fonte: Adaptado de Thewlis apud Colpaert, 2008.