

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL
Escola de Engenharia

Programa de Pós Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais

PPGE3M

CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL DE SOLDA POR FRICÇÃO EM AÇO
INOXIDÁVEL AUSTENÍTICO (UNS S31673) E AÇO INOXIDÁVEL DÚPLEX (UNS
S31803)

Cristian Pohl Meinhardt

Dissertação para obtenção do Título de Mestre
em Engenharia

Porto Alegre
2013

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL
Escola de Engenharia

Programa de Pós Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais

PPGE3M

CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL DE SOLDA POR FRICÇÃO EM AÇO
INOXIDÁVEL AUSTENÍTICO (UNS S31673) E AÇO INOXIDÁVEL DÚPLEX (UNS
S31803)

CRISTIAN POHL MEINHARDT
Engenheiro Metalúrgico

Trabalho realizado no Departamento de Metalurgia da Escola de Engenharia da UFRGS, dentro do Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais – PPGE3M, como parte dos requisitos para obtenção do título de Mestre em Engenharia.

Área de Concentração: Ciência e Tecnologia dos Materiais

Porto Alegre
2013

Esta dissertação foi julgada adequada para obtenção do título de Mestre em Engenharia, área de concentração em Ciência e Tecnologia dos Materiais, e aprovada em sua forma final, pelo orientador e pela Banca Examinadora do Programa de Pós-Graduação.

Orientador: Prof. Dr. Telmo Roberto Strohaecker

Banca Examinadora:

Prof. Dr. Carlos Eduardo Fortis Kwietniewski, PPGEM/UFRGS

Dra. Mariane Chludzinski, UFRGS

Dr. Giovanni Dalpiaz, PETROBRAS/CENPES/PDEP/TMEC

Prof. Dr. Telmo Roberto Strohaecker
Coordenador do PPGEM

Dedico esta dissertação aos meus pais, Ruy Arnaldo de
Mendonça Meinhardt e Karin Pohl Meinhardt.

AGRADECIMENTOS

Ao Professor Telmo Roberto Strohaecker pelos ensinamentos, oportunidade de trabalho e pela confiança depositada.

A todos os integrantes do Laboratório de Metalurgia Física (LAMEF) e em especial aos integrantes do Grupo de Análise de Falha (GAF) pelas horas de trabalho e amizade proporcionada.

SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS.....	III
LISTA DE TABELAS.....	XI
LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS.....	XII
RESUMO.....	XIV
ABSTRACT.....	XV
1. INTRODUÇÃO.....	1
2. OBJETIVO.....	2
3. REVISÃO DA LITERATURA.....	3
3.1 Aços Inoxidáveis.....	3
3.2 Aços Inoxidáveis Austeníticos.....	6
3.3 Aços Inoxidáveis Dúplex.....	6
3.4 Soldagem por Atrito/Processo de Soldagem por Fricção pela técnica FHPP	
3.4.1 Conceito.....	8
3.4.2 Zonas Afetadas pelo Processo de Soldagem FHPP.....	12
3.4.3 Descrição da Técnica do Processo FHPP / Parâmetros Envolvidos....	14
3.4.4 Vantagens e Desvantagens.....	17
3.4.5 Aplicações.....	19
3.5 Metalurgia do Aço Inoxidável Dúplex.....	22
3.6 Trabalho a Quente e Mecanismos de Deformação em Aços Inoxidáveis	
Dúplex.....	23
3.7 Microestrutura e Precipitação de Fases em Aços Inoxidáveis Dúplex.....	27
4. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL.....	33
4.1 Materiais.....	33
4.2 Parâmetros Geométricos.....	34
4.3 Equipamento e Parâmetros de Soldagem.....	35
4.4 Caracterização Macro e Microestrutural.....	35
4.5 Quantificação de Fases.....	36
4.6 Determinação do Tamanho de Grão.....	37
4.7 Perfis de Microdurezas.....	37

5.	RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	38
5.1	Análise Macroestrutural da Solda.....	38
5.2	Análise Microestrutural Horizontal.....	40
5.3	Perfil Microestrutural Vertical.....	58
5.4	Ensaio para verificar a presença de fases prejudiciais as propriedades mecânicas dos aços inoxidáveis dúplex (ASTM A923-08).....	72
5.5	Análise de MEV.....	74
5.6	Quantificação de fase.....	81
5.7	Medidas de Microdureza.....	84
5.8	Perfis de Microdureza.....	86
6.	CONCLUSÕES.....	91
7.	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	93
8.	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	94

LISTA DE FIGURAS

Figura 3.1	Comparação de propriedades mecânicas entre classes de aços inoxidáveis e outros metais (OLIVEIRA 2007).....	3
Figura 3.2	Produção mundial de aço inoxidável, na ordem de 30 milhões de toneladas. Distribuição da produção de aço inoxidável por região ao redor do mundo (CHARLES 2007).....	4
Figura 3.3	Fluxograma de composição e propriedades nas ligas de aços inoxidáveis (SEDRICKS 1979).....	5
Figura 3.4	Comparação de propriedades mecânicas entre diferentes classes de AI (BSSA 2001).....	7
Figura 3.5	Aplicações do aço inoxidável duplex. (A) Gasoduto em ambiente com baixas temperaturas; (B) Equipamento de controle de poluição; (C) Ponte inteiramente feita de chapas de AID – Millenium Bridge – Inglaterra; (D) Tanques químicos (CHARLES 2007).....	8
Figura 3.6	Princípio básico do processo FHPP (THOMAS 1996).....	9
Figura 3.7	Liga de alumínio 6082 depositado em substrato de alumínio comercialmente puro, mostrando os planos de cisalhamento (THOMAS 1996).....	9
Figura 3.8	Escoamento do material do pino consumível durante a solda por fricção (MEYER 2001).....	10
Figura 3.9	Furos e consumíveis cônicos utilizados no processo FHPP (THOMAS 1996).....	11
Figura 3.10	Técnica de reparo de trinca em estruturas por FHPP (MEYER 2001).....	11
Figura 3.11	Técnica de união por “costura” em chapas espessas utilizando FHPP (MEYER 2001).....	11
Figura 3.12:	Ilustração das zonas afetadas pelo processamento observadas em uma junta soldada pelo processo FHPP.....	12

Figura 3.13	Parâmetros envolvidos na soldagem por atrito. Fases do processo. 1) Etapa de atrito; 2) Etapa de aquecimento; 3) Etapa de frenagem; 4) Etapa de forjamento (PINHEIRO 2008).....	15
Figura 3.14	(A) Ensaio de dobramento na junta soldada; (B) Ensaio de tração de aço baixo carbono, a fratura ocorreu longe da ZTMA (THOMAS 1996).....	17
Figura 3.15	(A) Soldagem subaquática com eletrodo revestido; (B) ROV com equipamento de soldagem por FHPP acoplado a estrutura de uma plataforma (MEYER 2001).....	21
Figura 3.16	Trincas de corrosão-fadiga encontradas em tanques tipo FPSO (PIZA 2009).....	22
Figura 3.17	Diagrama pseudo-binário de liga Fe-Cr-Ni, com teor de Fe fixado em 70% (LIPPOLD e KOTECKI 2005).....	23
Figura 3.18	Efeito da Temperatura nas propriedades mecânicas dos Al. (METALS 1994).....	26
Figura 3.19	Microestruturas de pino consumível de AID próximo a interface de soldagem pela técnica de FHPP. O tamanho de grão refinado induz o efeito de super-plasticidade. Camadas formadas, com diferentes refinamentos de microestrutura (MEINHARDT 2012).....	27
Figura 3.20	Ferrita δ em pino de um aço AISI 316L deformada pelo processamento da técnica FHPP (RELATÓRIO DE ENSAIO/ LAMEF 2012).....	29
Figura 3.21	Diagrama de equilíbrio Fe-Cr (ASM 1994).....	30
Figura 3.22	Intermetálicos Sigma e Chi precipitados após envelhecimento em aço inoxidável dúplex fundido. (VOORT 2006).....	31
Figura 3.23	Diagrama esquemático TTT mostrando as diversas fases que podem precipitar nos aços inoxidáveis dúplex. (ASM. Specialty handbook “stainless steel”, Ohio: American Society for Metals: 1994).....	32
Figura 4.1	Microestrutura dos materiais utilizados para a confecção dos pinos consumíveis no estado como recebido. AID UNS S31803 e AIA UNS S31673 respectivamente. AID com proporção de fase 1:1 e AIA com estrutura 100% austenítica. Ataque eletrolítico: 60% HNO ₃ 40% H ₂ O, 1,5V, 20 s.....	34
Figura 4.2	Geometria utilizada para a confecção do pino consumível e do metal de base. Medidas em milímetros.....	34

Figura 4.3	Equipamento de soldagem e solda sendo realizada (MATTEI 2011).....	35
Figura 4.4	Secção transversal cortada por eletroerosão das amostras soldadas para análise macro e microestrutural.....	36
Figura 4.5	Localização dos perfis de microdureza realizados em ambas as amostras soldadas.....	37
Figura 5.1	Dimensões da ZTMA e detalhe da rebarba formada na solda de chapa de AID UNS S31803 com pino consumível de AIA UNS S31673. Ataque eletrolítico em solução de ácido oxálico 10%, 3,0 V, 20 s.....	38
Figura 5.2	Dimensões da ZTMA e detalhe da rebarba formada na solda de chapa de AID UNS S31803 com pino consumível de mesmo material. Ataque eletrolítico em solução de ácido oxálico 10%, 3,0 V, 20 s.....	39
Figura 5.3	Localização do perfil microestrutural horizontal realizado na amostra soldada com pino consumível de aço inoxidável austenítico nas alturas de 10 e 15 mm. Em detalhe as interfaces laterais de soldagem. Ataque eletrolítico: 60% HNO ₃ 40% H ₂ O, 1,5V, 20 s.....	41
Figura 5.4	Localização do perfil microestrutural horizontal realizado na amostra soldada com pino consumível de aço inoxidável austenítico na altura de 15 mm. Ataque eletrolítico: 60% HNO ₃ 40% H ₂ O, 1,5V, 20 s.....	42
Figura 5.5	Microestrutura do ponto 1, matriz de ferrita (δ) e ilhas de austenita (γ), alongadas no sentido da laminação e não afetadas pelo processamento. Ataque eletrolítico: 60% HNO ₃ 40% H ₂ O, 1,5V, 20 s.....	42
Figura 5.6	Microestrutura do ponto 2, matriz de ferrita e ilhas de austenita menores. Ataque eletrolítico: 60% HNO ₃ 40% H ₂ O, 1,5V, 20 s.....	43
Figura 5.7	Microestrutura do ponto 3, matriz ferrítica e ilhas de austenita com sinais de fratura e contornos começando a ficar com morfologia serrilhada. Ataque eletrolítico: 60% HNO ₃ 40% H ₂ O, 1,5V, 20 s.....	43
Figura 5.8	Microestrutura do ponto 4, matriz ferrítica tendendo a uma morfologia equiaxial e ilhas de austenita de tamanho reduzido e com morfologia serrilhada mais evidente. Ataque eletrolítico: 60% HNO ₃ 40% H ₂ O, 1,5V, 20 s.....	44
Figura 5.9	Microestrutura do ponto 5, matriz ferrítica e austenita com contornos de grão de morfologia serrilhada, característica de recristalização incompleta. Ataque eletrolítico: 60% HNO ₃ 40% H ₂ O, 1,5V, 20 s.....	44

- Figura 5.10 Microestrutura do ponto 6, grãos equiaxiais ferríticos e austenita crescendo a partir do contorno de grão com morfologia de placas laterais. Ataque eletrolítico: 60% HNO₃ 40% H₂O, 1,5V, 20 s.....45
- Figura 5.11 Microestrutura do ponto 7, interface de soldagem na altura de 15 mm. Grãos grandes e equiaxiais ferríticos e austenita com morfologia de placas laterais denominada de “Widmannstatten” crescendo no contorno de grão da ferrita no lado da chapa de AID. No lado do pino há uma mistura de diferentes tamanhos de grãos austeníticos deformados. Ataque eletrolítico: 60% HNO₃ 40% H₂O, 1,5V, 20 s.....46
- Figura 5.12 Microestrutura da interface lateral esquerda da solda com pino de AIA. Volumes do pino austenítico penetrando no metal de base de AID. Ataque eletrolítico: 60% HNO₃ 40% H₂O, 1,5V, 20 s.....46
- Figura 5.13 Microestrutura da interface lateral da solda com pino de AIA. Grande quantidade de austenita com morfologia Widmannstatten adjacente a interface. Ataque eletrolítico: 60% HNO₃ 40% H₂O, 1,5V, 20 s.....47
- Figura 5.14 Microestrutura adjacente a interface no lado direito da solda. Grãos equiaxiais ferríticos e austenita com morfologia de placas laterais, também denominada de “Widmannstatten”. Ataque eletrolítico: 60% HNO₃ 40% H₂O, 1,5V, 20 s.....47
- Figura 5.15 Microestrutura adjacente a interface no lado direito da solda. Formação de uma rede de austenita com morfologia de placas laterais, também denominada de “Widmannstatten”. Ataque eletrolítico: 60% HNO₃ 40% H₂O, 1,5V, 20 s.....48
- Figura 5.16 Localização do perfil microestrutural horizontal realizado no pino austenítico.....48
- Figura 5.17 Microestrutura do pino austenítico antes do processamento. Ataque eletrolítico: 60% HNO₃ 40% H₂O, 1,5V, 20 s.....49
- Figura 5.18 Microestrutura da interface lateral direita de soldagem. Grãos austeníticos de menor tamanho na interface da solda e maiores na direção do centro. Ataque eletrolítico: 60% HNO₃ 40% H₂O, 1,5V, 20 s.....49
- Figura 5.19 Microestrutura do meio raio do lado direito da solda. Mistura de tamanhos de grão austeníticos, com valor médio de 20 μm. Ataque eletrolítico: 60% HNO₃ 40% H₂O, 1,5V, 20 s.....50
- Figura 5.20 Microestrutura no centro do pino. Grãos austeníticos com 10,11 μm. Ataque eletrolítico: 60% HNO₃ 40% H₂O, 1,5V, 20 s.....50

- Figura 5.21 Microestrutura do meio raio do lado esquerdo da solda. Mistura de tamanhos de grãos austeníticos com valor médio de 15 μm . Ataque eletrolítico: 60% HNO_3 40% H_2O , 1,5V, 20 s.....51
- Figura 5.22 Microestrutura do pino austenítico na interface lateral da solda evidencia o crescimento do grão austenítico. Ataque eletrolítico: 60% HNO_3 40% H_2O , 1,5V, 20 s.....51
- Figura 5.23 Localização do perfil microestrutural horizontal realizado na solda com pino de AID e nas alturas de 10 e 15 mm. Em detalhe as interfaces laterais de soldagem. Ataque eletrolítico: 60% HNO_3 40% H_2O , 1,5V, 20 s.....52
- Figura 5.24 Localização do perfil microestrutural horizontal realizado na solda com pino de AID. Ataque eletrolítico: 60% HNO_3 40% H_2O , 1,5V, 20 s.....53
- Figura 5.25 Microestrutura no ponto 1 a uma distância de 1540 μm da interface. Matriz ferrítica e ilhas de austenita orientadas no sentido da laminação. Ataque eletrolítico: 60% HNO_3 40% H_2O , 1,5V, 20 s.....53
- Figura 5.26 Microestrutura no ponto 2, a 758 μm da interface. Já se observa o efeito do processamento. Ataque eletrolítico: 60% HNO_3 40% H_2O , 1,5V, 20 s.....54
- Figura 5.27 Microestrutura do ponto 3, a 265 μm da interface. Matriz ferrítica e ilhas de austenita de tamanho reduzido e contorno serrilhado, deformadas pelo processamento. Ataque eletrolítico: 60% HNO_3 40% H_2O , 1,5V, 20 s.....54
- Figura 5.28 Microestrutura do ponto 4, a 120 μm da interface. À esquerda ilhas de austenita de tamanho reduzido, à direita grãos de ferrita equiaxiais e austenita com contorno serrilhado crescendo em contorno de grão ferrítico. Ataque eletrolítico: 60% HNO_3 40% H_2O , 1,5V, 20 s.....55
- Figura 5.29 Microestrutura da interface esquerda da solda. Não houve crescimento do grão ferrítico. No lado direito da interface nota-se microestrutura refinada. Ataque eletrolítico: 60% HNO_3 40% H_2O , 1,5V, 20 s.....55
- Figura 5.30 Microestrutura do lado direito da interface de soldagem apresentando matriz ferrítica e fase austenítica refinada. Ataque eletrolítico: 60% HNO_3 40% H_2O , 1,5V, 20 s.....56
- Figura 5.31 Microestrutura do ponto 6, pino processado a uma distância de 241 μm da interface. Matriz ferrítica e fase austenítica refinada. Ataque eletrolítico: 60% HNO_3 40% H_2O , 1,5V, 20 s.....56
- Figura 5.32 Microestrutura pino, ponto 7, a uma distância de 1202 μm da interface. Matriz ferrítica e ilhas de austenita de tamanho reduzido de contorno serrilhado. Ataque eletrolítico: 60% HNO_3 40% H_2O , 1,5V, 20 s.....57

- Figura 5.33 Microestrutura do pino a uma distância de 1660 μm da interface de soldagem. Ponto 8. Matriz ferrítica e algumas ilhas de austenita de maior tamanho, todas de contornos serrilhados e deformados no sentido do processamento. Ataque eletrolítico: 60% HNO_3 40% H_2O , 1,5V, 20 s.....57
- Figura 5.34 Localização do perfil microestrutural vertical no pino realizado na amostra soldada com pino consumível de aço inoxidável austenítico. Ataque eletrolítico: 60% HNO_3 40% H_2O , 1,5V, 20 s.....58
- Figura 5.35 Microestrutura do ponto 1, matriz de ferrita (δ) e ilhas de austenita (γ), alongadas no sentido da laminação e não afetadas pelo processamento. Ataque eletrolítico: 60% HNO_3 40% H_2O , 1,5V, 20 s.....59
- Figura 5.36 Microestrutura do ponto 2 (722 μm da interface). Matriz de ferrita (δ) e ilhas de austenita (γ), deformadas no sentido do processamento mecânico. Ataque eletrolítico: 60% HNO_3 40% H_2O , 1,5V, 20 s.....59
- Figura 5.37 Microestrutura do ponto 3 - Matriz de ferrita (δ) e ilhas de austenita (γ), paralelas a interface de soldagem e com os contornos de grão serrilhados. Ataque eletrolítico: 60% HNO_3 40% H_2O , 1,5V, 20 s.....60
- Figura 5.38 Microestrutura do ponto 4 (272 μm da interface), matriz de ferrita (δ) predominante e ilhas de austenita (γ) de tamanho reduzido e recristalização. Ataque eletrolítico: 60% HNO_3 40% H_2O , 1,5V, 20 s.....60
- Figura 5.39 Microestrutura do ponto 5 (MB), adjacente a interface de soldagem, grãos de ferrita (δ) tendendo a morfologia equiaxial e fase austenita (γ) crescendo nos contornos de grão. Ataque eletrolítico: 60% HNO_3 40% H_2O , 1,5V, 20 s.....61
- Figura 5.40 Microestrutura da interface de soldagem. Grãos de ferrita (δ) tendendo a morfologia equiaxial e fase austenita (γ) crescendo nos contornos de grãos. Ataque eletrolítico: 60% HNO_3 40% H_2O , 1,5V, 20 s.....61
- Figura 5.41 Microestrutura do pino adjacente a interface de soldagem. Grãos de austenita deformados e com mistura de tamanhos. Tamanho médio do grão de 15 μm . Ataque eletrolítico: 60% HNO_3 40% H_2O , 1,5V, 20 s.....62
- Figura 5.42 Microestrutura do pino em região não afetada pelo processamento (meio do pino). Grãos de austenita com tamanho médio de 9,63 μm . Ataque eletrolítico: 60% HNO_3 40% H_2O , 1,5V, 20 s.....62
- Figura 5.43 Localização do perfil microestrutural vertical no pino realizado na amostra soldada com pino consumível de aço inoxidável dúplex. Ataque eletrolítico: 60% HNO_3 40% H_2O , 1,5V, 20 s.....63

- Figura 5.44 Microestrutura a 1456 μm da interface, matriz de ferrita (δ) e ilhas de austenita (γ), microestrutura original do aço inoxidável dúplex. Ataque eletrolítico: 60% HNO_3 40% H_2O , 1,5V, 20 s.....64
- Figura 5.45 Microestrutura a 480 μm da interface, matriz de ferrita (δ) e ilhas de austenita (γ) deformando no sentido do processamento. Ataque eletrolítico: 60% HNO_3 40% H_2O , 1,5V, 20 s.....64
- Figura 5.46 Microestrutura a 247 μm da interface, matriz de ferrita (δ) e ilhas de austenita (γ) se deformando no sentido do processamento. Ataque eletrolítico: 60% HNO_3 40% H_2O , 1,5V, 20 s.....65
- Figura 5.47 Microestrutura a 247 μm da interface, matriz de ferrita (δ) e ilhas de austenita (γ) deformando no sentido do processamento. Ataque eletrolítico: 60% HNO_3 40% H_2O , 1,5V, 20 s.....65
- Figura 5.48 Microestrutura adjacente a interface da soldagem. Região de transição. Ataque eletrolítico: 60% HNO_3 40% H_2O , 1,5V, 20 s.....66
- Figura 5.49 Microestrutura da interface da solda no eixo vertical de simetria. Elevado refino austenítico e grãos arredondados, propiciando super-plasticidade. Ataque eletrolítico: 60% HNO_3 40% H_2O , 1,5V, 20 s.....66
- Figura 5.50 Microestrutura à 215 μm da interface, região de transição. Grãos austeníticos refinados se transformando em ferrita e austenita agulhada no contorno. Ataque eletrolítico: 60% HNO_3 40% H_2O , 1,5V, 20 s.....67
- Figura 5.51 Microestrutura a 331 μm da interface, matriz ferrítica e fase austenítica crescendo a partir dos contornos de grão de forma “agulhada”. Ataque eletrolítico: 60% HNO_3 40% H_2O , 1,5V, 20 s.....67
- Figura 5.52 Microestrutura a 877 μm da interface, região com o crescimento da fase austenítica com morfologia “agulhada” a partir dos contornos da matriz. Ataque eletrolítico: 60% HNO_3 40% H_2O , 1,5V, 20 s.....68
- Figura 5.53 Microestrutura a 1522 μm da interface observa-se novamente uma região de refino microestrutural. Ataque eletrolítico: 60% HNO_3 40% H_2O , 1,5V, 20 s.....68
- Figura 5.54 Microestrutura a 1931 μm da interface, ilhas de austenita segmentadas, porém unidas em matriz ferrítica. Ataque eletrolítico: 60% HNO_3 40% H_2O , 1,5V, 20 s.....69
- Figura 5.55 Microestrutura a 2817 μm da interface, ilhas de austenita de tamanho semelhante à microestrutura original do AID, porém bastante fragmentadas. Ataque eletrolítico: 60% HNO_3 40% H_2O , 1,5V, 20 s.....69

- Figura 5.56 Microestrutura a 3500 μm da interface, ilhas de austenita de tamanho semelhante à microestrutura original do AID, porém com sinais de fragmentação. Ataque eletrolítico em solução de ácido oxálico 10%, 3,0 V, 30 segundos.....70
- Figura 5.57 Microestrutura a 3933 μm da interface, ilhas de austenita menores que a microestrutura original do AID e deformada no sentido do processamento. Ataque eletrolítico em solução de ácido oxálico 10%, 3,0 V, 30 segundos.....70
- Figura 5.58 Microestrutura do ponto 4, região com o crescimento da fase austenítica com morfologia alinhada a partir dos contornos da matriz ferrítica. Ataque eletrolítico em solução de ácido oxálico 10%, 3,0 V, 30 segundos.....71
- Figura 5.59 Microestrutura a 7000 da interface, ilhas de austenita orientadas no sentido da laminação em matriz ferrítica. Microestrutura não afetada pelo processamento. Ataque eletrolítico em solução de ácido oxálico 10%, 3,0 V, 30 segundos.....71
- Figura 5.60 Análise metalográfica de acordo com a norma ASTM A923-08. Não foi verificada a formação de fases intermetálicas, mas ataque acentuado de alguns contornos de grão, sugerindo possível precipitação de carbonetos no contorno. Amostra soldada com pino consumível de aço inoxidável austenítico. Ataque eletrolítico em solução aquosa de 40% NaOH, 1,5 V, 10 segundos.....72
- Figura 5.61 Análise metalográfica de acordo com a norma ASTM A923-08. Não foi verificada a formação de fases intermetálicas, mas ataque acentuado de contorno de grão, sugerindo precipitação em contorno. Amostra soldada com pino consumível de aço inoxidável dúplex. Ataque eletrolítico em solução aquosa de 40% NaOH, 1,5 V, 10 segundos.....73
- Figura 5.62 (A) e (B) imagens de MEV evidenciando a formação de austenita de morfologia “agulhada” a partir do contorno de grão ferrítico, adjacente a interface de soldagem.....74
- Figura 5.63 (A), (B) e (C) imagens de MEV evidenciando a formação de uma rede de “agulhas” a partir do contorno de grão de ferrita (δ) e da interface do pino consumível.....75
- Figura 5.64 (A), Imagem de M.O. e (B) e (C) imagens de MEV mostrando em detalhe a rede de “agulhas” de austenita (γ) formada adjacente a interface de soldagem.....76
- Figura 5.65 Imagem de MEV evidenciando a formação de uma camada de 16 μm de extensão de microestrutura muito refinada, denominada pela literatura de microdúplex.....77

- Figura 5.66 Imagem de MEV evidenciando a rápida diminuição da extensão da camada refinada, ao percorrer a interface de soldagem.....77
- Figura 5.67 Imagem de MEV evidenciando interface lateral de soldagem. Pequena camada de austenita refinada e crescimento de grão ferrítico com austenita se formando a partir do contorno de grão com morfologia agulhada.....78
- Figura 5.68 Imagem de MEV evidenciando o crescimento de “agulhas” de austenita a partir do pino austenítico processado.....78
- Figura 5.69 Imagens de MEV evidenciando a desestabilização da interface entre as fases austenita e ferrita. Em (A) região não afetada pelo processamento, a interface entre as fases tem morfologia mais lisa e em (B) região da microestrutura afetada pelo processamento, percebe-se a morfologia ondulada ou serrilhada do contorno entre fases. Em (C) o detalhe do crescimento de austenita de morfologia “agulhada” a partir da interface desestabilizada.....79
- Figura 5.70 Análise da magnitude do refino da fase ferrítica pelo processo de FHPP através de Imagens de MEV.....80
- Figura 5.71 Gráficos apresentando o resultado da quantificação de fases realizada na altura de 15 mm. Em (A) amostra soldada com pino austenítico e em (B) amostra soldada com pino dúplex.....82
- Figura 5.72 Gráficos apresentando o resultado da quantificação de fase realizada no eixo vertical das soldas realizadas. Em (A) solda com pino de aço inoxidável austenítico e em (B) solda com pino de aço inoxidável dúplex.....83
- Figura 5.73 Microdureza realizada nas fases do aço inoxidável dúplex não processado. Ataque eletrolítico: 60% HNO₃ 40% H₂O, 1,5V, 20 s.....84
- Figura 5.74 Microdureza Vickers realizada nas fases do aço inoxidável dúplex em região próxima a interface com fase austenítica apresentando sinais de recristalização. Ataque eletrolítico: 60% HNO₃ 40% H₂O, 1,5V, 20 s.....84
- Figura 5.75 Microdureza Vickers realizada na fase austenítica agulhada, morfologia característica de Widmanstätten. Ataque eletrolítico: 60% HNO₃ 40% H₂O, 1,5V, 20 s.....85
- Figura 5.76 Microdurezas Vickers realizadas na interface lateral de soldagem. Ataque eletrolítico: 60% HNO₃ 40% H₂O, 1,5V, 20 s.....85
- Figura 5.77 Perfil de Microdureza (0,3 HV) Horizontal realizada a 15 mm da superfície da chapa do metal de base.....86

Figura 5.78 Perfil de Microdureza (0,3 HV) Horizontal realizada a 10 mm da superfície superior do metal de base.....87

Figura 5.79 Perfil de Microdureza (0,3 HV) Vertical realizada no eixo de simetria das amostras, iniciando no MB e atravessando a interface de soldagem em direção ao pino.....89

LISTA DE TABELAS

Tabela 3.1 Macrografias de juntas soldadas pela técnica FHPP mostrando diferentes formatos de zona afetadas pelo processamento.....13

Tabela 3.2 Fenômenos identificados no processo de soldagem pela técnica FHPP (PIZA 2009).....14

Tabela 3.3 Resumo das vantagens do processo de soldagem por fricção (THOMAS e NICHOLAS 1996).....18

Tabela 3.4 Constituintes de segunda fase observados nos aços inoxidáveis (ASM 1994).....28

Tabela 4.1 Composição química dos materiais (% em peso).....34

Tabela 4.2 Parâmetros de soldagem.....35

Tabela 5.1 Valores mínimos, máximos e médios de Microdureza Vickers (0,3) obtidos nos perfis horizontais realizados nas amostras reparadas.....88

Tabela 5.2 Valores de Microdureza Vickers (0,3) nas interfaces horizontais de soldagem e suas respectivas diferenças.88

Tabela 5.3 Valores médios de Microdureza Vickers (0,3), valores nas interfaces e respectivas diferenças nos perfis verticais realizado no eixo de simetria de ambas as amostras.....89

LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS

AI	Aços Inoxidáveis;
AIA	Aços Inoxidáveis Austeníticos;
AID	Aços Inoxidáveis Dúplex;
AIF	Aços Inoxidáveis Ferríticos;
AISI	American Iron and Steel Institute;
Al	Alumínio;
ASM	American Society of Metals;
ASTM	American Society for Testing and Materials;
BWR	Boiling Water Reactors;
C	Carbono;
CST	Corrosão Sob Tensão;
Cr	Cromo;
Cu	Cobre;
DRX	Dynamic Recrystallization;
DRV	Dynamic Recovery;
Fe	Ferro;
I	Comprimento de Intercepto Médio;
FHPP	Friction Hydro Pillar Processing;
FPSO	Floating Production Storage and Offloading;
HV	Dureza Vickers;
L _T	Linha de Comprimento Conhecido;

MB	Metal de base;
MEV	Microscópio Eletrônico de Varredura;
Mo	Molibdênio;
MO	Microscópio Óptico;
MPF 1000	Máquina de Processos por Fricção;
N	Nitrogênio;
Nb	Níbio;
Ni	Níquel;
N_L	Número de Interceptos que cruzam os contornos de grão;
N_P	Soma do Número de Nós que estão dentro da Fase Quantificada;
N_T	Número Total de Nós;
PDD	Amostra reparada com pino de aço inoxidável dúplex;
PDF	Amostra reparada com pino de aço inoxidável austenítico;
P_P	Fração em Pontos;
PREN	Pitting Resistance Equivalent Number;
PWR	Pressure Water Reactors;
ROV	Remotely Operated Underwater Vehicle;
S	Enxofre;
Se	Selênio;
SFE	Stacking Fault Energy;
Si	Silício;
Ti	Titânio;
TWI	The Welding Institute;
UNS	The Unified Numbering System for Metals and Alloys;
V_V	Fração em Volume;
ZTMA	Zona Termo e Mecanicamente Afetada;
ZTA	Zona Termicamente Afetada;
ZAC	Zona Afetada pelo Calor;
γ	Austenita;
δ	Ferrita Delta;
σ	Fase Sigma;
χ	Fase Chi;
μm	Micrometro.

RESUMO DO TRABALHO

Este trabalho teve como objetivo caracterizar microestruturalmente a solda em chapa espessa utilizando a técnica de soldagem por fricção FHPP (*Friction Hydro Pillar Processing*). Para o estudo em questão foi escolhido soldar uma chapa base de aço inoxidável dúplex UNS S31803 com pino consumível de mesmo material e de aço inoxidável austenítico UNS S31673. O estudo foi realizado através de análise da seção longitudinal das soldas. Foram realizadas análises da macroestrutura e da microestrutura, assim como perfis de microdureza e quantificação de fases. Verificou-se significativa diferença na quantidade de material escoado, microestrutura formada e no equilíbrio quantitativo de fases entre as amostras soldadas.

Palavras-chave: *FHPP, microestrutura, aço inoxidável dúplex.*

Abstract

This study aimed to characterize the microstructural welding thick plate using the technique of friction welding called Friction Hydro Pillar Processing (FHPP). For the study in question was chosen weld a base plate UNS S31803 duplex stainless steel with pin even consumable material and austenitic stainless steel UNS S31673. The study was conducted through analysis of the longitudinal section of the welds. Analyses of the macrostructure and microstructure, as well as microhardness profiles and quantification of phases. There was a significant difference in the amount of material disposed of, microstructure formed and balance of quantitative phase.

Keywords: *FHPP, microstructure, duplex stainless steel.*

1. INTRODUÇÃO

As limitações da soldagem convencional em determinadas aplicações industriais fazem das técnicas de soldagem por fricção uma ótima alternativa, que vem sendo muito estudada pelos centros de pesquisa em todo o mundo.

No caso específico, a técnica de soldagem por fricção *Friction Hydro Pillar Processing* (FHPP) se aplica principalmente para soldas e reparos de estruturas espessas, como por exemplo, o caso de plataformas petrolíferas em soldagem subaquática e acima da linha do mar, cascos de navio, tubulações, vasos, etc. Tais soldas exigem do processo a ser empregado algumas características, as quais o FHPP apresenta, como: qualidade na união, rapidez na realização da solda, facilidade de preparação, facilidade de automatização com boa repetitividade e economicamente viável.

Pelo fato da importante aplicação do aço inoxidável em estruturas *offshore* e pela pouca quantidade de estudos publicados utilizando a técnica FHPP para a solda de estruturas em aço inoxidável dúplex, este trabalho procurou contribuir no tema.

Por esses motivos as indústrias de óleo e gás fomentam estudos e pesquisas com esta técnica com o objetivo de verificar a qualidade e integridade da solda realizada, seleção de materiais e parâmetros de processamento, objetivando a construção de equipamento para a execução da solda em campo.

2. OBJETIVOS

Como a soldagem no estado sólido é uma tecnologia desenvolvida recentemente para a união e reparos de estruturas metálicas, muito pouco estudo tem sido apresentado utilizando a técnica FHPP. Um dos objetivos deste trabalho é estudar a soldabilidade do aço inoxidável dúplex ao utilizá-lo como material de base e pino consumível, aplicando a tecnologia de soldagem por fricção FHPP para chapas espessas.

O trabalho procurou contribuir com o tema caracterizando a microestrutura das juntas soldadas. Além da análise microestrutural também foram realizadas outras análises como análise macroestrutural, perfis de microdureza, quantificação de fases, microdureza em fases e análise em Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV).

3. REVISÃO DA LITERATURA

3.1 Aços Inoxidáveis

Os aços inoxidáveis (AI) são ligas a base de ferro (Fe) contendo, no mínimo, 11% de cromo (Cr), quantidade necessária para prevenir a corrosão do material em ambientes agressivos. Estes aços atingem a característica de inoxidável através da formação de um invisível e aderente filme de óxido rico em cromo. Este óxido se forma e tem a capacidade de se regenerar na presença de oxigênio (ASM 1994). Além de resistência a corrosão os aços inoxidáveis apresentam uma boa combinação de resistência mecânica e ductilidade. Na Figura 3.1 são apresentados dois gráficos comparando propriedades mecânicas entre os aços inoxidáveis e outros metais.

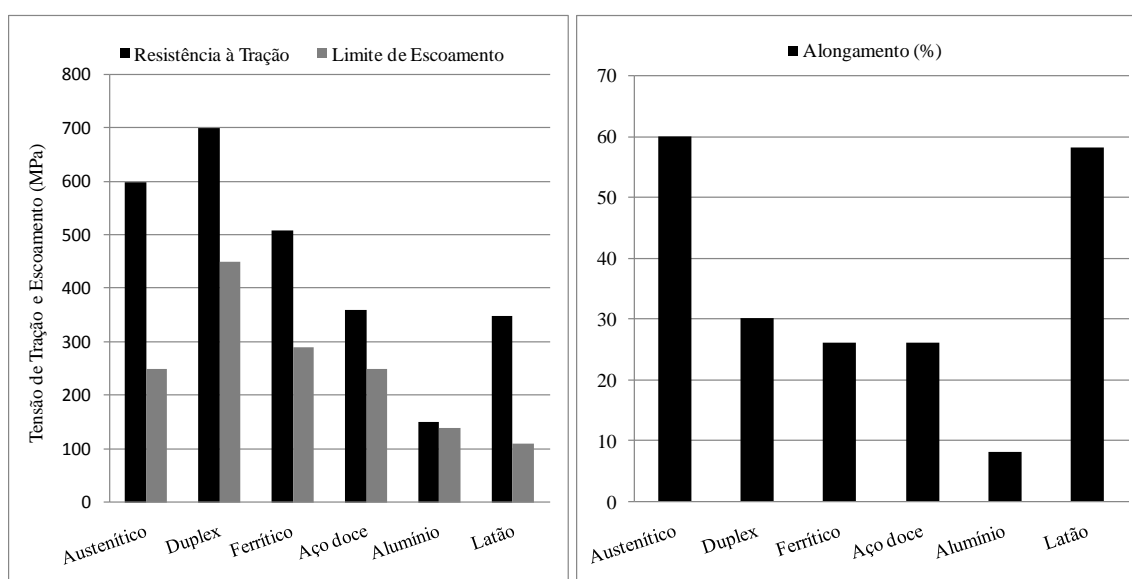


Figura 3.1 Comparação de propriedades mecânicas entre classes de aços inoxidáveis e outros metais (OLIVEIRA 2007).

A Figura 3.2 mostra dois gráficos com dados de produção do aço inoxidável. No gráfico da esquerda pode-se perceber que a produção mundial de aço inoxidável ultrapassou 30 milhões de toneladas no ano de 2010, representando 2,2% do total de aço

produzido mundialmente. A média anual de crescimento da produção do aço inoxidável é de 6,0 %. O gráfico da direita apresenta a distribuição da produção de aço inoxidável por região, ao redor do mundo. Fica destacado o crescimento na produção chinesa em mais de 15 vezes em apenas uma década.

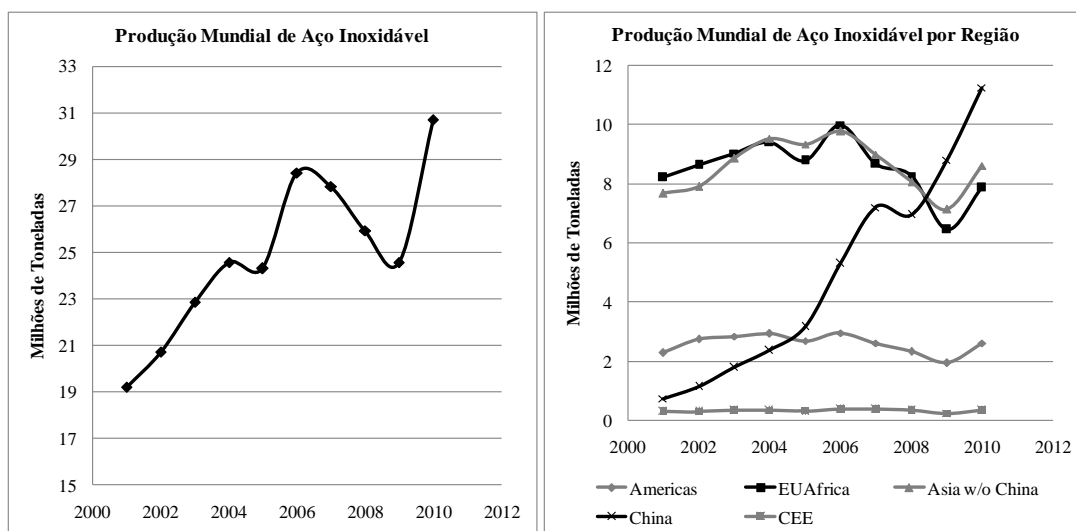


Figura 3.2 Produção mundial de aço inoxidável, na ordem de 30 milhões de toneladas. Distribuição da produção de aço inoxidável por região ao redor do mundo (CHARLES 2007).

Este crescimento de produção se deve ao fato de que os aços inoxidáveis apresentam atraentes propriedades, representado por diversas classes de famílias, tornando possível cobrir uma ampla faixa de resistência à corrosão e propriedades mecânicas. Além disso, quando devidamente selecionados, eles são materiais seguros e praticamente livres de manutenção. As principais famílias de AI são os austeníticos e os ferríticos. Eles cobrem mais de 95% da produção mundial de aço inoxidável (CHARLES 2007).

Os AI, classificados segundo sua microestrutura, podem ser austeníticos, ferríticos, martensíticos, endurecíveis por precipitação e dúplex. A adição de outros elementos permite formar um extenso conjunto de materiais que apresentam propriedades físico-químicas superiores aos aços comuns. O níquel (Ni), molibdênio (Mo), cobre (Cu), titânio (Ti), alumínio (Al), silício (Si), nióbio (Nb), nitrogênio (N), enxofre (S) e selênio (Se) podem ser adicionados para promover características particulares. O Carbono (C) está normalmente presente em quantidades menores que 0,03% até aproximadamente 1,0% em certas classes martensíticas. A Figura 3.3 apresenta um fluxograma que resume algumas

composições químicas e propriedades das famílias dos aços inoxidáveis (SEDRICKS 1979).

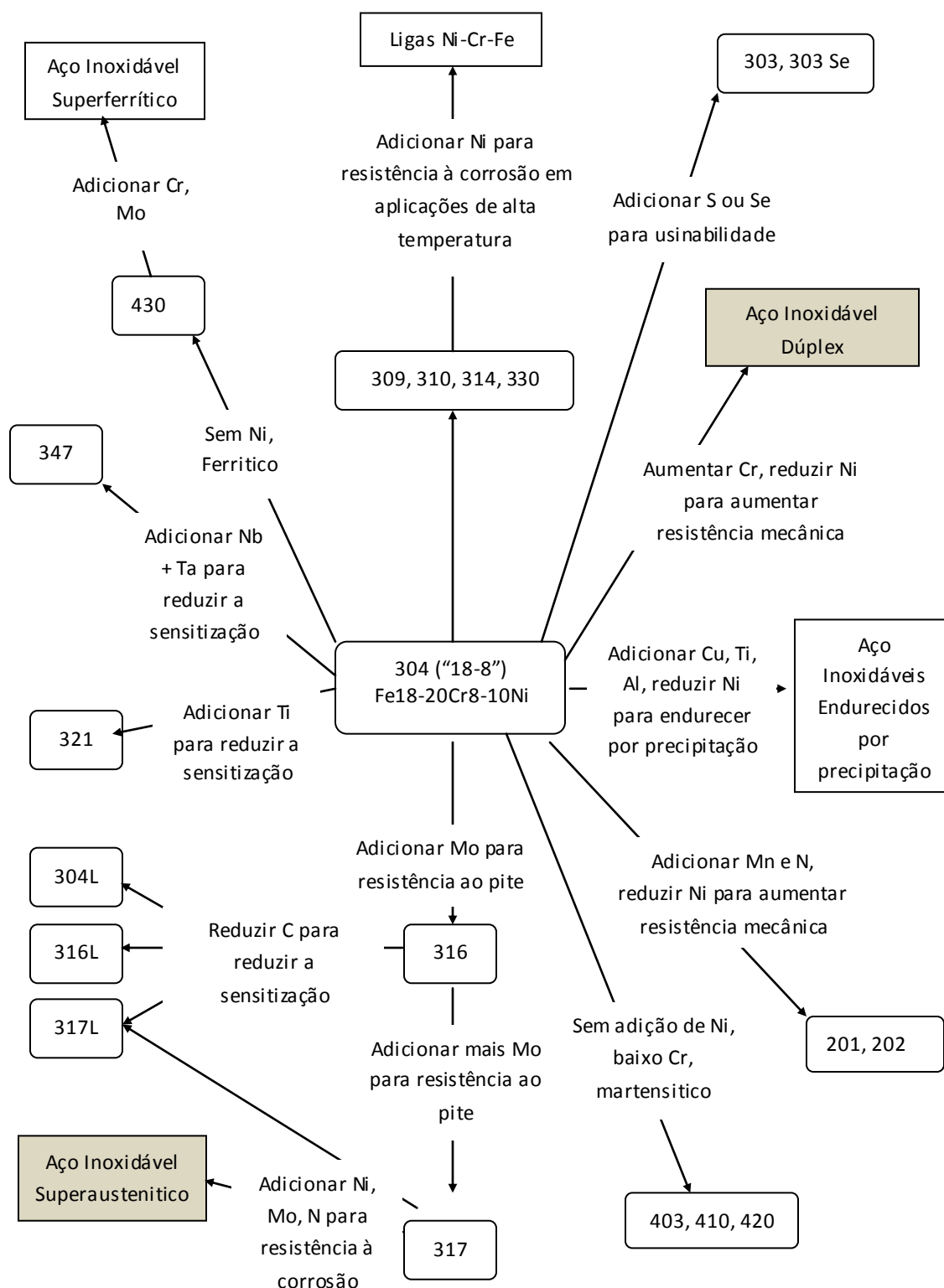


Figura 3.3 Fluxograma de composição e propriedades nas ligas de aços inoxidáveis (SEDRICKS 1979).

3.2 Aços Inoxidáveis Austeníticos

Os aços inoxidáveis austeníticos (AIA) constituem a família mais ampla dos aços inoxidáveis em termos do número de ligas e também do uso. Apresentam estrutura cúbica de face centrada estabilizada. Esta estrutura é alcançada através do uso de elementos austenitizantes como o níquel, manganês e nitrogênio. São chamados austeníticos, por apresentarem esta fase estável em temperaturas até mesmo inferiores a ambiente. Esses aços são essencialmente não magnéticos no estado solubilizado e podem ser endurecidos somente por trabalho a frio. Usualmente possuem excelentes propriedades criogênicas e boa resistência mecânica em altas temperaturas (ASM 1994). A resistência à corrosão, aliada a alta ductilidade e tenacidade, boa soldabilidade e bom desempenho em uma ampla faixa de temperaturas são algumas razões para se usar um aço inoxidável austenítico, no entanto apresenta elevado custo, principalmente pelo níquel adicionado. Um ponto negativo dos aços austeníticos é que as classes AISI 304 e 316 são susceptíveis a corrosão sob tensão em meios contendo cloreto (ASM 1994).

3.3 Aços Inoxidáveis Dúplex

Os aços inoxidáveis dúplex (AID) possuem uma estrutura bifásica de ferrita e austenita. O exato balanço na quantidade entre cada fase é função da composição química, do histórico térmico e do trabalho mecânico realizado. A maioria dos AID são projetados para apresentar proporções iguais de cada fase na condição recozida. Os elementos de liga principais são o Cromo e o Níquel. A adição de Nitrogênio, Molibdênio, Cobre, Silício e Tungstênio podem auxiliar no controle do balanço microestrutural e promover características de resistência à corrosão (ASM 1994).

As vantagens específicas dos aços inoxidáveis dúplex em relação aos austeníticos são a tensão de escoamento, aproximadamente o dobro dos austeníticos e maior resistência a corrosão sob tensão e por pites, quantificadas pelo *Pitting Resistance Equivalent Number* (PREN) (LEITE 2009). A Figura 3.4 apresenta gráficos comparativos de propriedades mecânicas entre diferentes classes de AI (BSSA 2001).

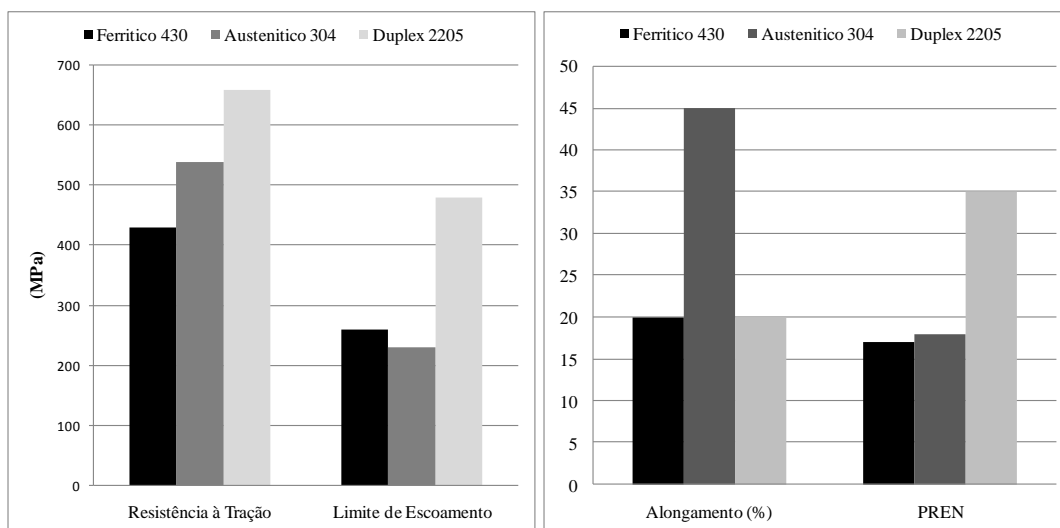


Figura 3.4 Comparação de propriedades mecânicas entre diferentes classes de AI (BSSA 2001).

O AID UNS S31803 é um dos AID mais utilizados e comumente conhecido como AISI 2205 (22.5Cr-5.5Ni). Esta classe específica de AID apresenta as seguintes características: excelente usinabilidade, alta resistência a CST em ambientes com cloretos; alta resistência a CST em ambientes contendo sulfeto de hidrogênio; alta resistência à corrosão em geral, por pite e corrosão por fresta; alta resistência mecânica, boas propriedades para trabalho a quente; alta resistência à corrosão por erosão e corrosão por fadiga; boa soldabilidade. (SANDVIK 2012)

Assim como a família dos aços inoxidáveis austeníticos esses aços não podem ser endurecidos por meio de tratamentos térmicos. Estas ligas são utilizadas em faixas de temperaturas intermediárias, entre 60 a 300 °C, nos quais a resistência a ácidos e soluções contendo cloreto são requeridas. Os aços inoxidáveis dúplex requerem cuidadosos procedimentos de fabricação para se evitar a formação de fases secundárias indesejáveis e para manter iguais proporções das fases ferrita e austenita (LEITE 2009).

A produção da classe dúplex, a nível mundial, representa menos de 200.000 toneladas, ou seja, menos do que 1% da produção total de AI, embora a produção do AID tenha tido um crescimento de 100%, na última década (CHARLES 2007). A maior parte das aplicações do AID se concentra em componentes com necessidade de elevada resistência à corrosão, exemplificados na Figura 3.5 e geralmente encontrados nas indústrias de processamento, como: química, petroquímica, *offshore*, navios químicos, indústria de celulose e papel além de equipamentos de controle de poluição e dessalinização da água do mar.

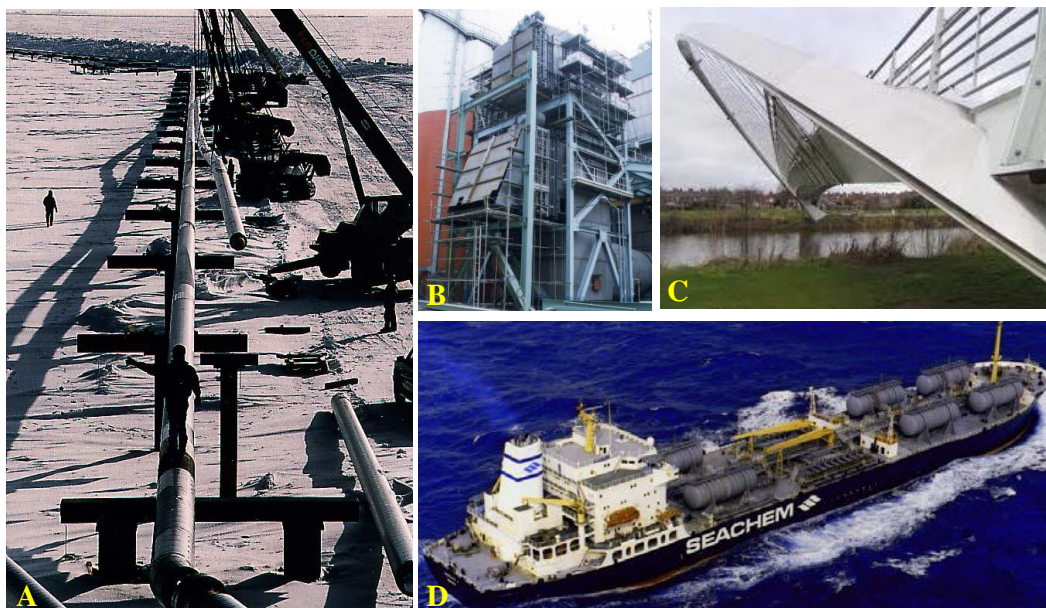


Figura 3.5 Aplicações do aço inoxidável dúplex. (A) Gasoduto em ambiente com baixas temperaturas; (B) Equipamento de controle de poluição; (C) Ponte inteiramente feita de chapas de AID – Millenium Bridge – Inglaterra; (D) Tanques químicos (CHARLES 2007).

3.4 Soldagem por atrito / Processo de soldagem por fricção pela técnica FHPP

3.4.1 Conceito

A ação de atritar dois objetos com o objetivo de produzir calor é datada há muitos séculos atrás. Os princípios deste método formam agora a base de muitas técnicas tradicionais e novas de soldagem por fricção e de tratamento superficial.

Friction Hydro Pillar Processing (FHPP) é uma técnica relativamente recente de soldagem no estado sólido. Inventada pelo TWI (*The Welding Institute*) em 1991, esta técnica ainda está em desenvolvimento, mas já se apresenta promissora para unir e reparar chapas espessas de materiais ferrosos e não ferrosos.

Este processo consiste de duas etapas: uma primeira de furação e uma segunda de enchimento. Nesta última, o consumível ou material de enchimento, que é um pino metálico equivalente ao material a ser reparado, é posto primeiramente em rotação e, em seguida, introduzido axialmente dentro da cavidade previamente aberta. Devido ao contato inicial do consumível com o fundo da cavidade, calor será gerado por fricção, promovendo assim o escoamento do material plastificado ao longo do plano de cisalhamento na base do consumível, gerando camadas plastificadas.

A Figura 3.6 ilustra o princípio básico do processo FHPP. O nome Friction Hydro Pillar Processing, se dá ao fato de que é produzida uma força hidrodinâmica, em todas as direções, ao plastificar o material do pino e pressioná-lo contra as paredes da cavidade a ser reparada.

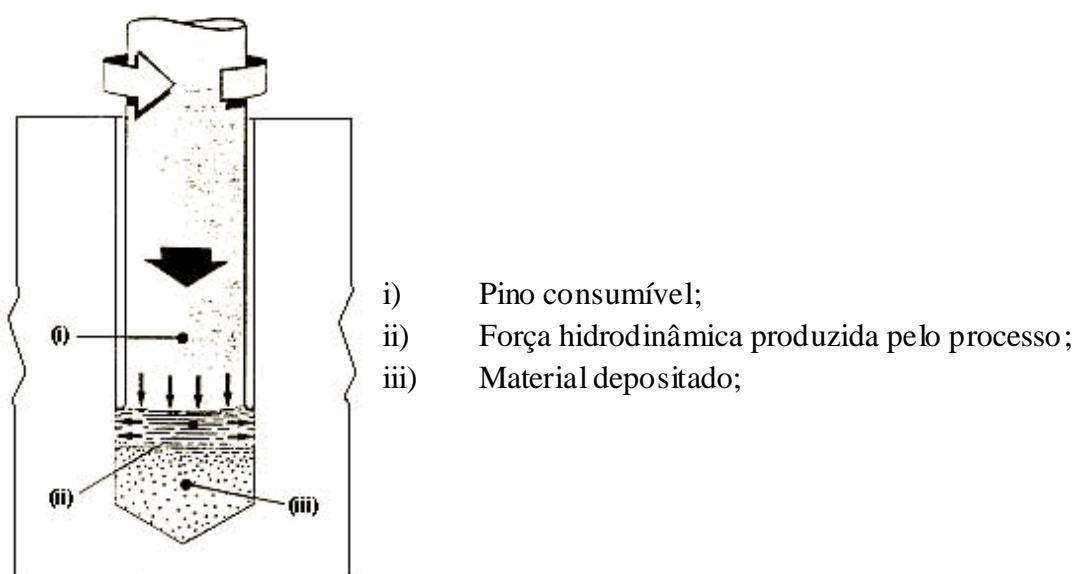


Figura 3.6 Princípio básico do processo FHPP (THOMAS e NICHOLAS 1996).

Na Figura 3.7 observa-se uma macrografia em corte transversal de uma solda realizada em liga de alumínio 6082 utilizando a técnica FHPP. Pode-se perceber que o preenchimento é constituído por uma série de superfícies de cisalhamento. Assim, com uma escolha apropriada de força aplicada e velocidade relativa, os planos de cisalhamento são induzidos a mover-se axialmente, de forma que o material de adição entre em contato íntimo com a parede interna da cavidade.



Figura 3.7 Liga de alumínio 6082 depositado em substrato de alumínio comercialmente puro, mostrando os planos de cisalhamento (THOMAS e NICHOLAS 1996).

Durante o processo de soldagem por FHPP, o consumível é totalmente plastificado na interface de atrito com o diâmetro interno do furo. Esta interface percorre uma determinada altura do pino consumível, esse deslocamento é conhecido como comprimento de queima. O material plastificado desenvolve a um ritmo mais rápido do que a velocidade de avanço do pino consumível. Com isto o material plastificado e possíveis impurezas, que poderiam provocar o aparecimento de descontinuidades, são expulsos para fora da cavidade, que após a solda irão formar uma rebarba (THOMAS e NICHOLAS 1996).

O material plastificado na interface de rotação é mantido em condições suficientemente viscosas para que as forças hidrostáticas sejam transmitidas, tanto axialmente como radialmente, permitindo alcançar uma boa ligação metalúrgica.

Devido à fricção e deformações a que o material é submetido, a solda acontece entre as paredes da cavidade e o consumível, num tempo menor que um minuto, dependendo do material, da velocidade relativa, da pressão axial e da profundidade da cavidade. Pode-se dizer que o FHPP é um processo rápido de soldagem.

A Figura 3.8 apresenta uma série de macrografias mostrando a sequência de eventos desde o contato inicial até o final da solda. Como o consumível sofre intenso trabalho a quente e severa deformação, uma microestrutura refinada será formada, alterando assim as propriedades do material. Entretanto, essa estrutura poderá ainda ser modificada por tratamento térmico posterior, para que as propriedades mecânicas desejadas sejam alcançadas. Deve ser considerado também que todo o processo acontece com ausência de fusão macroscópica, ou seja, ocorre em estado sólido. Assim, todos os problemas associados com a fusão e solidificação do material, particularmente absorção e evolução de hidrogênio e nitrogênio, são reduzidos significativamente e até mesmo completamente eliminados (MEYER 2001).

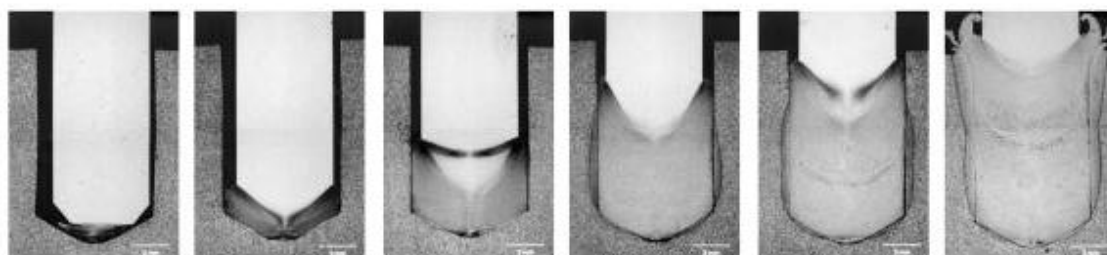


Figura 3.8 Escoamento do material do pino consumível durante a soldagem por fricção (MEYER 2001).

Furos cônicos e consumíveis com uma conicidade mais aguda podem ser utilizados, como mostrado na Figura 3.9. A utilização de orifícios cônicos, juntamente com

consumíveis cônicos possibilita uma força de reação, bem como uma força hidrodinâmica que se desenvolve durante a confecção da solda. Esta variante da técnica permite que as soldagens por FHPP sejam feitas em materiais considerados difíceis de escoar na temperatura de forjamento (THOMAS e NICHOLAS 1996).

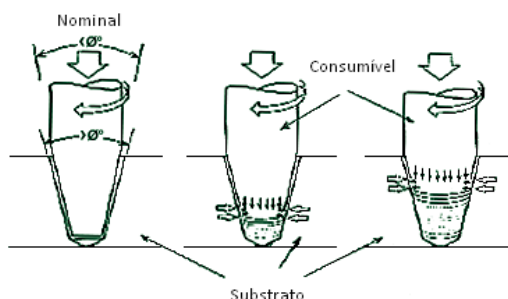


Figura 3.9 Furos e consumíveis cônicos utilizados no processo FHPP (THOMAS e NICHOLAS 1996).

A Figura 3.10 mostra o reparo de uma estrutura soldada que apresenta uma trinca através da execução de uma “costura” por meio da execução de furos individuais seguido do enchimento por atrito deste furo. Na Figura 3.11 é ilustrada a união de chapas espessas através da técnica de FHPP substituindo a solda convencional por fusão (MEYER 2001).

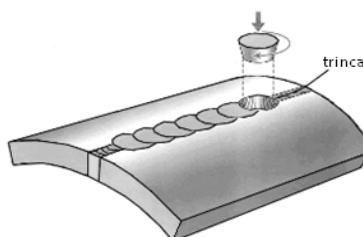


Figura 3.10 Técnica de reparo de estruturas metálicas utilizando a técnica FHPP (MEYER 2001).

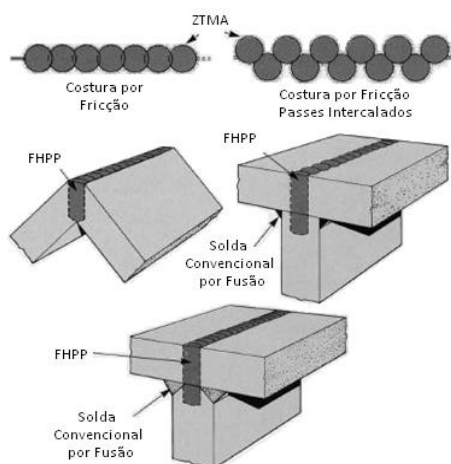


Figura 3.11 Técnica de união por “costura” em chapas espessas utilizando FHPP (MEYER 2001).

3.4.2 Zonas Afetadas pelo Processo de Soldagem FHPP

Os autores que publicaram trabalhos utilizando a técnica de soldagem por fricção FHPP (PINHEIRO, HATTINGH, RAMIREZ, AMBROZIAK e PIRES) utilizam diferentes nomenclaturas para identificar as zonas de alteração microestrutural na junta soldada. Neste trabalho, a Figura 3.12 mostra uma adaptação do trabalho de HATTINGH, ilustrando e simplificando as principais zonas de alteração microestrutural identificadas em uma junta soldada pelo processo de fricção FHPP. O trabalho sugere a seguinte divisão: MB: Metal de base inalterado; ZAC_{MB} : Zona afetada pelo calor do MB; $ZTMA_{MB}$: Zona afetada termo e mecanicamente do MB; $ZTMA_{PINO}$: Zona afetada termo e mecanicamente do pino; ZAC_{PINO} : Zona afetada pelo calor do pino consumível.

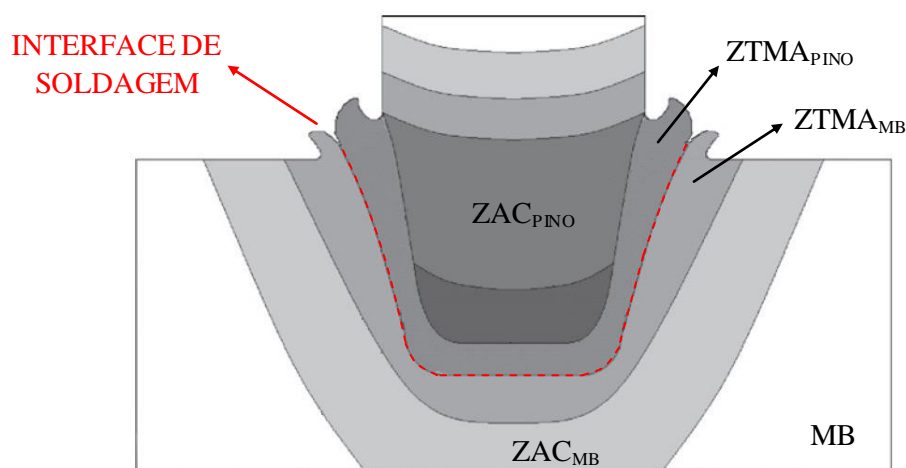
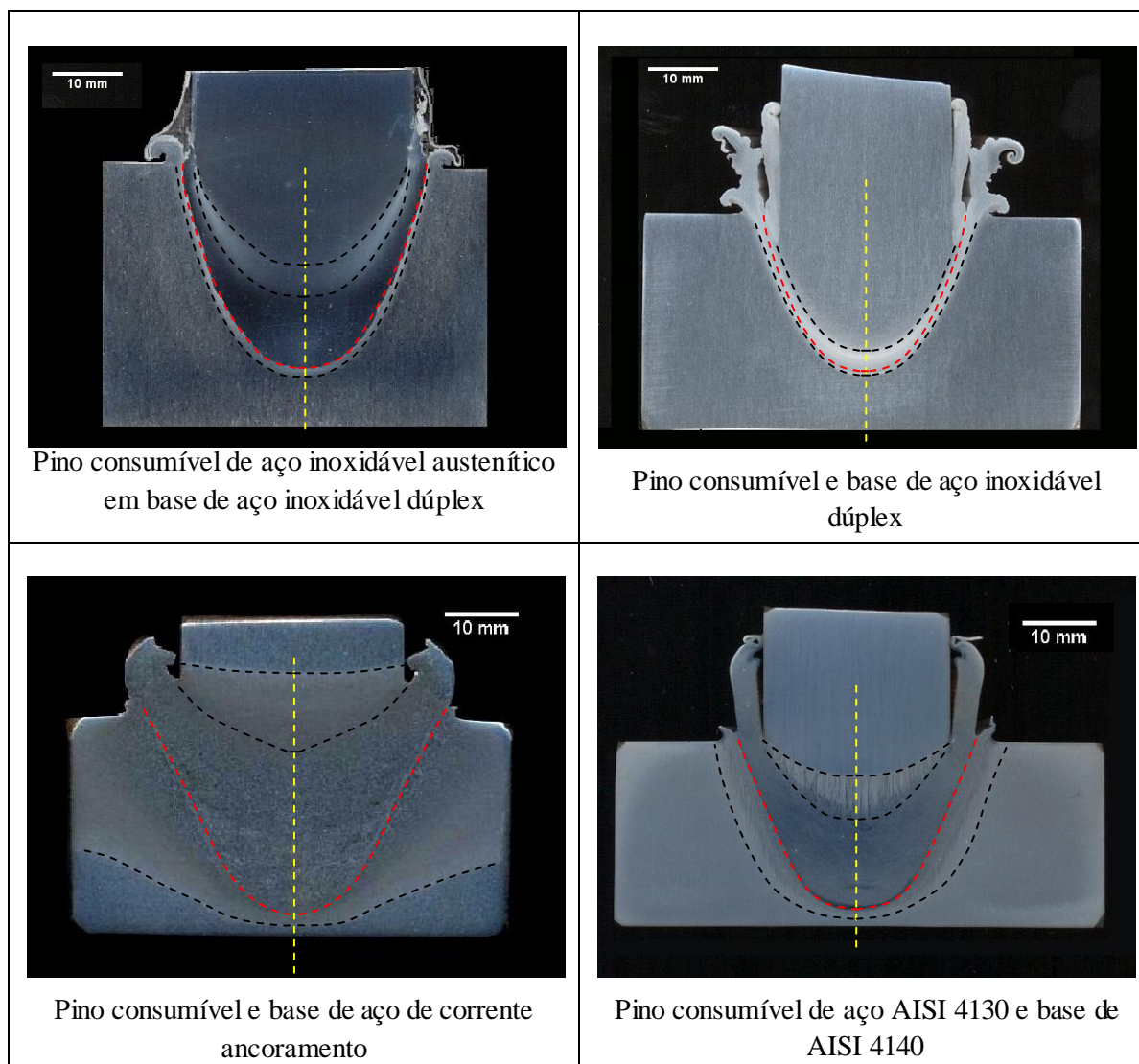


Figura 3.12 Ilustração das zonas afetadas pelo processamento observadas em uma junta soldada pelo processo FHPP.

Deve-se salientar que a ilustração da Figura 3.12 é uma representação conceitual das zonas afetadas pelo processamento em uma soldagem por FHPP. Sabe-se que a microestrutura, assim como o formato e as propriedades das zonas afetadas pelo processamento será uma função dos materiais utilizados, de suas dimensões ou parâmetros geométricos, parâmetros de processo, características do equipamento e ciclo térmico desenvolvido. Como exemplo, a Tabela 3.1 mostra algumas macrografias de soldas utilizando a técnica FHPP realizadas no Laboratório de Metalurgia Física da UFRGS, que apresentam diferentes formatos de zonas afetadas pelo processamento.

Tabela 3.1 Macrografias de juntas soldadas pela técnica FHPP mostrando diferentes formatos de zonas afetadas pelo processamento.



Para a definição das zonas afetadas pelo processo de soldagem FHPP baseou-se no trabalho de PINHEIRO, que define as zonas como:

ZAC - Zona Afetada pelo Calor, onde a microestrutura e a respectiva propriedade mecânica apenas sofrem a influência do calor gerado durante o processo de soldagem. Em baixas magnificações, tais regiões não apresentaram qualquer mudança microestrutural significativa em comparação com o material de base (MB), mas o crescimento do grão pode ser observado, dependendo da quantidade de energia usada para executar a soldagem.

ZTMA - Zona Termo e Mecanicamente Afetada, onde a quantidade de calor é maior do que na ZAC e grãos experimentam uma deformação substancial. Nesta região, os grãos em formato de ilhas do MB são deformados no sentido do processamento e podem ser facilmente observados nas micrografias em torno da linha de soldagem.

3.4.3 Descrição da técnica do Processo FHPP / Parâmetros envolvidos

Embora a soldagem por atrito pareça a princípio ser um processo simples é na verdade extremamente complexo, constituído de um conjunto de fenômenos de interação, que ocorrem no pequeno intervalo de tempo em que a solda está sendo realizada. Na Tabela 3.1 estão alguns fenômenos identificados no processo de soldagem por fricção ao se utilizar a técnica FHPP (PIZA 2009).

Tabela 3.2 Fenômenos identificados no processo de soldagem por FHPP (PIZA 2009).

Calor intenso localizado na superfície em atrito
Formação contínua de ligação metálica entre as superfícies em contato e rápida destruição destas ligações como resultado do movimento relativo das superfícies
Aquecimento instantâneo e resfriamento intenso de pequenos volumes do metal sob condições de pressões localizadas bastante elevadas
Deformações elasto-plásticas em micro regiões de superfícies rugosas nas camadas superficiais do metal em contato
Trabalho a frio e recristalização
Difusão mútua como também penetração mecânica de partículas de uma das partes sendo soldada contra o corpo da outra parte
Destruição de filmes de óxido e sua provável remoção da junta, juntamente com o metal plastificado
Formação de ligações bastante fortes entre as peças soldadas, após o final do movimento relativo entre as partes. A depender do limite de escoamento das partes em contato, tem-se um escoamento intenso sob condições simultâneas de compressão e deslocamento de massa, intensificando a ativação das superfícies em atrito

A Figura 3.13 apresenta um diagrama esquemático com as etapas e os principais parâmetros envolvidos durante a execução de uma soldagem por atrito. Neste gráfico apresentado, pode ser observada a mudança dos parâmetros básicos ao longo do tempo, como por exemplo, a velocidade rotacional, força axial, mudança do torque, comprimento de queima ou deslocamento axial das partes (pino consumível) e a temperatura (PINHEIRO 2008).

Todo o processo de soldagem por atrito pode ser convenientemente considerado como consistindo de diversas fases. A divisão em quatro fases é usada pela maioria dos pesquisadores (MEYER, MATTEI, PIZA) e será abordado nesta revisão.

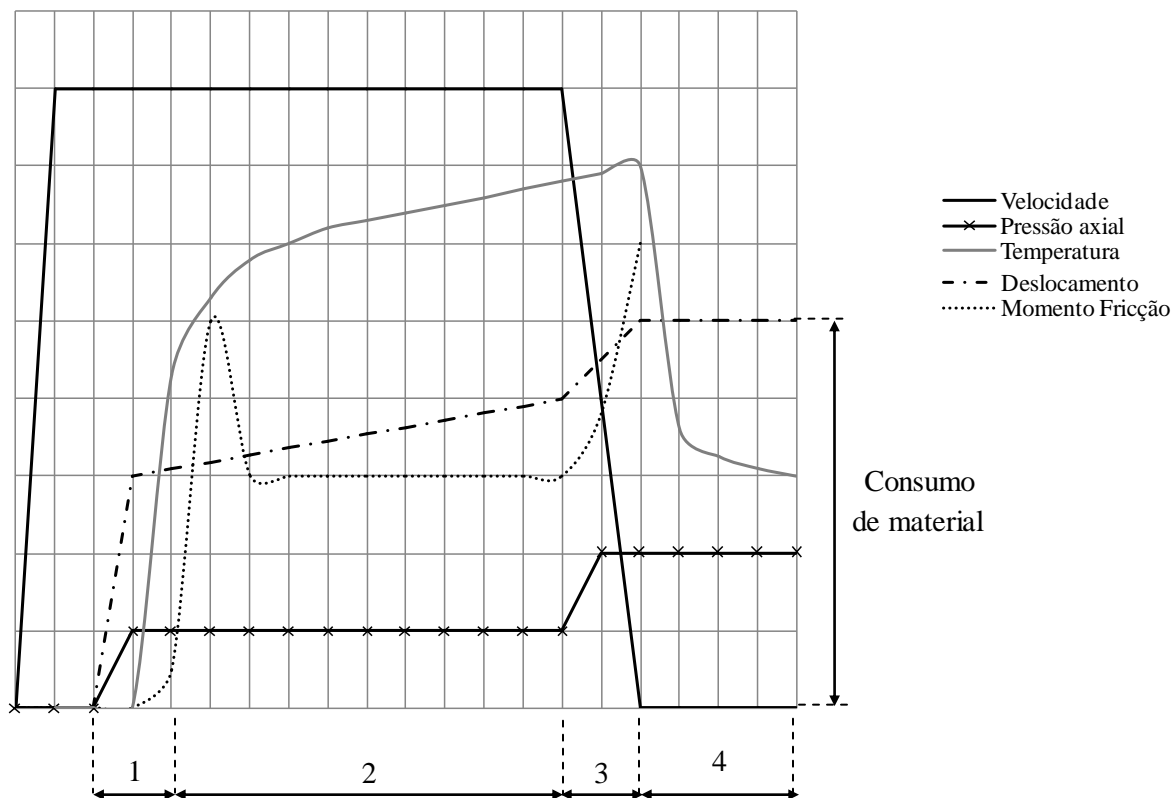


Figura 3.13 Parâmetros envolvidos na soldagem por atrito. Fases do processo. 1) Etapa de atrito; 2) Etapa de aquecimento; 3) Etapa de frenagem; 4) Etapa de forjamento (PINHEIRO 2008).

Fase de atrito

No início da primeira fase tem-se a ocorrência de um esmerilhamento das superfícies em contato. Apenas uma quantidade limitada da superfície de soldagem realmente faz contato. Portanto, a pressão da superfície atinge valores extremamente altos localmente, promovendo deformação plástica e um achatamento das superfícies de contato. Em regiões isoladas, ocorrem ligações locais chamadas de microligações que são imediatamente cortadas ou cisalhadas. Este cisalhamento de microligações induz calor adicional no material adjacente, pois a energia usada para deformar é liberada na forma de calor. O final da fase de atrito é completada assim que o momento de fricção atinge seu máximo. Este pico é causado pela remoção da película de contaminantes e por um aumento significativo no número de microligações distribuídos ao longo das superfícies de atrito. A extração dos contaminantes do filme permite o contato das superfícies metal/metal com um

aumento considerável do coeficiente de atrito. A presença de fatores externos, de contaminantes de superfície como oxidação, graxas e óleos tem muita influência e afetam o momento de fricção máximo (MATTEI 2011).

Fase de aquecimento

A segunda fase, conhecida como etapa de aquecimento, envolve um elevado incremento no número de interações entre micro-projeções, um aumento na área de contato existente e um rápido aumento na temperatura da junta sendo reparada. Observa-se, ainda, uma queda rápida no limite de escoamento do metal e na sua resistência à deformação com o aumento da temperatura. Nesta segunda etapa, ocorre uma concentração de partículas mais perto do centro de giro que provocam aquecimento local formando uma película fina de material plastificado em forma de anel. Esta área do anel aumenta em tamanho e faz com que o material altamente plastificado seja empurrado para as duas zonas mais frias da área de atrito: para a área externa e para o centro. Neste caso, partículas não dissolvidas ficam encapsuladas em material plastificado e são transportadas para o centro de rotação da zona de soldagem. Quando o alargamento da área do anel chega ao centro de rotação, forma uma área circular, que agora se alarga em seu diâmetro lentamente para as regiões exteriores da zona de solda (MATTEI 2011).

Quando as superfícies de atrito estão totalmente plastificadas, o equilíbrio de temperatura é alcançado, porém à medida que a temperatura sobe, o metal se torna mais plástico e o atrito diminui acarretando uma menor geração de calor reduzindo a temperatura. Como o material amolece, ocorre um encurtamento axial do pino e material novo chega à interface de atrito, provocando um aumento do coeficiente de atrito e elevando a temperatura. A temperatura entra em equilíbrio e permanece em um estado estável até o final da fase de aquecimento. O processo mantém um equilíbrio, criando uma pressão hidrodinâmica que empurra material plastificado para fora da superfície de atrito formando uma rebarba. Este processo é mantido, enquanto a temperatura e a zona plastificada são mantidas em equilíbrio, porém se a rebarba aumentar, a superfície de atrito também aumentará e mais calor será gerado.

Ao final da segunda fase, toda a área de contato está plastificada e pronta para a formação da junta soldada através da aplicação de uma força axial denominada força de forjamento.

Fase de Frenagem

A terceira fase é a de desaceleração. Como resultado da redução da velocidade rotacional, o coeficiente de atrito e o torque de fricção crescem rapidamente, atingindo o seu segundo máximo, com um aumento também do calor liberado, embora num grau menor. Somente no momento final desta fase, quando a velocidade rotacional se aproxima de zero, é que a liberação de calor é reduzida quase que instantaneamente. A temperatura da junta começa a cair e a paralisação da rotação é acompanhada de uma rápida formação da ligação metálica e da junta soldada propriamente dita.

Fase de Forjamento

A quarta e última fase é a etapa de forjamento. A junta formada é submetida a uma deformação por compressão através de uma força axial, a qual ou é mantida no valor anterior (como na etapa de aquecimento) ou pode mesmo assumir valores superiores. Este estágio pode ser considerado como uma etapa de forjamento da junta de modo a conferir melhores propriedades de resistência e tenacidade. O estágio de forja normalmente tem duração de alguns segundos (MATTEI 2011).

3.4.4 Vantagens x Desvantagens

Os trabalhos (THOMAS e NICHOLAS 1996) no TWI têm mostrado que uma boa integridade mecânica pode ser obtida. A Figura 3.14A mostra testes de dobramento e a Figura 3.14B mostra um típico ensaio de tração, com a falha longe da interface e da zona termo-mecanicamente afetada (ZTMA) em solda por FHPP em aço de baixo carbono.

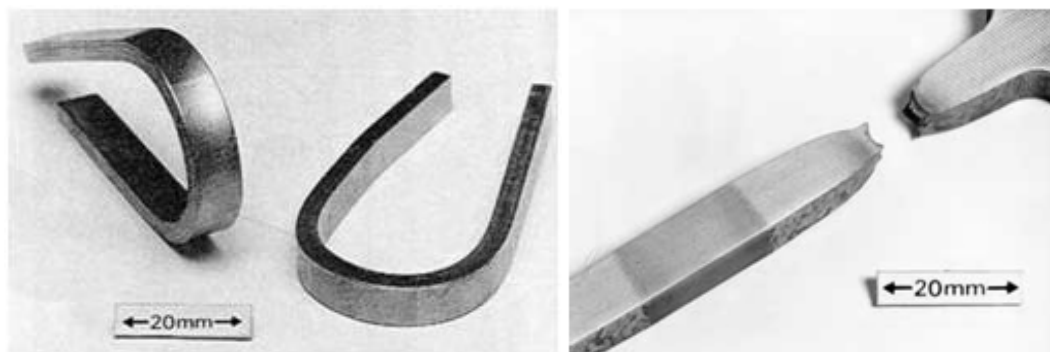


Figura 3.14 (A) Ensaio de dobramento na junta soldada; (B) Ensaio de tração de aço baixo carbono, a fratura ocorreu longe da ZTMA (THOMAS e NICHOLAS 1996).

A análise metalográfica mostrou que o material depositado pelo processo FHPP tem características de um material trabalhado a quente e apresenta uma microestrutura de granulação muito fina. As vantagens do processo por fricção são resumidas na Tabela 3.2.

Tabela 3.3: Resumo das vantagens do processo de soldagem por fricção (THOMAS e NICHOLAS 1996).

Técnica de penetração profunda em aberturas estreitas, ideal para chapas espessas;
O processo em si não é prejudicial à saúde do operador já que não há fagulhas, radiação excessiva ou fumaça envolvida;
Processo com baixo impacto ambiental;
Fluxo e gás de proteção não são necessários;
Baixo custo dos consumíveis;
Menores custos de mão de obra e energia, mecanismos simples de fixação e ciclos rápidos de soldagem tornam o processo viável para a construção de componentes normalmente fabricados por outros processos de soldagem;
Técnica adequada para reparos de estruturas;
Defeitos associados à solidificação do material, como porosidade e segregação, não ocorrem, já que o processo ocorre no estado sólido;
Processo rápido (100 milímetros de um orifício podem ser preenchidos em menos de 20 segundos);
Adequado para ambientes hostis (ambiente subaquático, zonas classificadas);
O processo é facilmente automatizado e capaz de reproduzir soldas com alta qualidade e repetibilidade, podendo ainda ser operado a grandes distâncias da base, fazendo com que seja particularmente adequado para aplicações remotas em ambientes perigosos;
A baixa quantidade de energia cedida à peça, juntamente com os ciclos rápidos de soldagem, permite sua aplicação no soldagem de oleodutos, linhas de gás e componentes de instalações “ <i>offshore</i> ” ou petroquímicas em operação, com segurança;
A resistência da solda é, na maioria dos casos, equivalente ou mesmo superior à do material original.

Como desvantagem pode-se citar a necessidade de que as cavidades e os consumíveis sejam alinhados com precisão para que se tenha uma qualidade satisfatória da união. Como são aplicadas elevadas rotações e forças axiais durante a soldagem é necessário um equipamento com um projeto robusto e automatizado.

3.4.5 Aplicações

Reparos em estruturas “offshore” e em dutos submarinos

Há hoje em todo o mundo mais de 4.000 plataformas em uso pela indústria de óleo e gás. Muitas dessas plataformas, já com mais de vinte anos de operação, estão trabalhando além de sua vida de projeto. Ao longo do tempo de operação as estruturas de aço são susceptíveis à formação de trincas, principalmente por fadiga e requerem, portanto, reparos. Esses reparos tradicionalmente incluem métodos caros de construção de um ambiente seco fixado por grampos à estrutura da plataforma. Assim, as técnicas de reparo podem ser aprimoradas com o desenvolvimento do processo de costura por fricção usando técnicas de ensaios não destrutivos para exame da integridade da solda (MEYER 2001).

As operações de manutenção e reparos por soldagem de estruturas de aço na presença de trincas, principalmente em equipamentos de espessura elevada e de difícil soldabilidade, é um problema crítico e de elevada complexidade para a área petroquímica. Esse tema assume importância adicional num ambiente “offshore”, no qual o meio existente, muitas vezes subaquático, impõe limitações adicionais que afetam a integridade de soldas realizadas, as quais são comumente realizadas utilizando-se processos de soldagem a arco elétrico.

Outras restrições para a soldagem por arco elétrico ocorrem também em regiões em que o trabalho a quente não é normalmente permitido (como em áreas classificadas, onde se tem a presença de resíduos de hidrocarbonetos, por exemplo, o interior de equipamentos que trabalham com petróleo). Especificamente no caso da soldagem dentro d’água, a dificuldade de execução de reparos estruturais, utilizando soldagem a arco subaquática, decorre de diversos fatores, sendo os principais: efeito da pressão hidrostática na qualidade da soldagem hiperbárica ou molhada, em função da profundidade; elevada concentração de hidrogênio devido ao ambiente molhado; custo elevado da soldagem submarina.

Tais dificuldades tornam o uso da soldagem convencional a arco elétrico bastante restrito ou improvável de ser utilizado num ambiente subaquático, sendo este limitado à profundidade de 200 metros (PIZA 2009).

Essas dificuldades motivam a busca de alternativas visando recuperar estruturas com trincas em equipamentos críticos na área petroquímica utilizando-se técnicas menos intrusivas e potencialmente imunes ao meio subaquático. Ou seja, que não sejam

influenciadas pela pressão, pelo ambiente marinho, pela habilidade do soldador, que não sejam classificadas como serviço a quente, que possam ser totalmente automatizadas e que sejam rápidas e de baixo custo.

A soldagem por atrito aparece neste contexto como uma alternativa bastante inovadora à soldagem por fusão, exatamente por não ter fase líquida. E em função disso, não se observam os problemas convencionais gerados pela absorção de gases, (oxigênio, nitrogênio e hidrogênio), tais como porosidade e trincas assistidas pelo hidrogênio, normalmente observados em cordões de solda convencionais.

Na soldagem convencional, quando executados embaixo d'água, as moléculas de água se dissociam e hidrogênio e oxigênio são absorvidos pela poça de fusão. Este aumento do teor de oxigênio nos aços pode causar uma sensível redução na tenacidade do cordão de solda enquanto que o aumento do teor de hidrogênio aumenta significativamente as possibilidades de fissuração a frio na zona termicamente afetada (ZTA). Além disso, a quantidade de hidrogênio e oxigênio absorvida aumenta com o aumento da profundidade (CHRISTENSEN 1983).

Adicionalmente, o efeito da pressão hidrostática não se apresenta, a princípio, como uma limitação, como nas soldas a arco elétrico, de modo que a soldagem por atrito poderia ser potencialmente realizada dentro d'água, em qualquer profundidade, sem perda de propriedades metalúrgicas importantes.

As temperaturas máximas alcançadas na soldagem de aços por fricção, tipicamente 1300°C são inferiores às aquelas obtidas nos processos de soldagem a arco convencional dos aços, entre 1700 e 2000°C na poça de fusão, fazendo com que o ciclo térmico apresente gradientes menos severos. Consequentemente, o processo pode ser usado para soldagem subaquática deste material, contudo sem produzir estruturas muito duras e frágeis, sensíveis à fissuração por hidrogênio, comuns em processos subaquáticos a arco.

A Figura 3.15 mostra a eliminação da exposição do soldador em condições hostis, através do desenvolvimento de um sistema robótico de soldagem subaquática, projeto ROBHAZ. Neste veículo operado remotamente (ROV) está acoplado um equipamento de solda por fricção FHPP. O sistema será acoplado rigidamente à estrutura da plataforma, suportando as forças de reação a que estará sujeito, além de propiciar a repetibilidade necessária para a integridade das soldas (MEYER 2001).

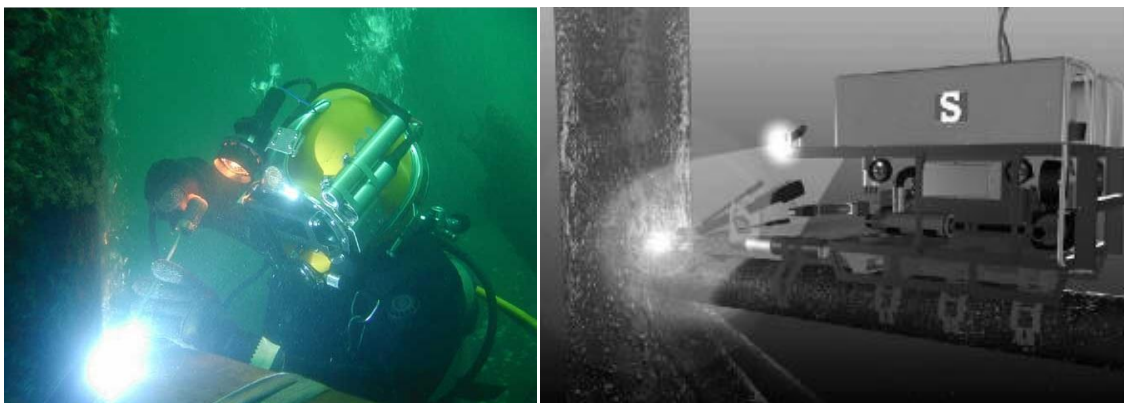


Figura 3.15 (A) Soldagem subaquática com eletrodo revestido; (B) ROV com equipamento de solda por FHPP acoplado a estrutura de uma plataforma (MEYER 2001).

Manutenção e reparos de trincas na indústria nuclear

Os materiais austeníticos usados nos reatores nucleares do tipo BWR – “Boiling Water Reactors” e PWR – “Pressure Water Reactors” poderiam, a princípio, ser reparados por soldagem a arco, do ponto de vista da soldabilidade metalúrgica. Entretanto, dois problemas sérios se apresentam: o ambiente hostil impede a utilização de soldadores e a soldagem molhada com o arco elétrico gera gases hidrogênio e oxigênio apresentando risco de explosão. Assim, as operações de reparo e manutenção em usinas nucleares podem ser simplificadas e ter seu custo reduzido substancialmente pelo uso de um sistema de soldagem automatizado com controle remoto, que minimizaria a exposição de operadores enquanto que o uso da costura por fricção eliminaria os riscos de explosão (MEYER 2001).

Outras aplicações

Na Figura 3.16 são mostradas aplicações de costura por fricção que incluem reparo de oleodutos operados a alta pressão, manutenção e o reparo de FPSO's (Floating Production Storage and Offloading Units) e o reparo de navios, dispensando o uso da "doca seca". Adicionalmente, fora do ambiente aquático, essa técnica é também adequada para aplicações em que se deseja pequenas distorções e tensões residuais, já que a energia envolvida no processo é bem inferior se comparada aos processos convencionais de soldagem a arco (MEYER 2001).



Figura 3.16 Trincas de corrosão-fadiga encontradas em tanques tipo FPSO (PIZA 2009).

3.5. Metalurgia básica do aço inoxidável dúplex

Na Figura 3.17 é apresentado o diagrama de equilíbrio pseudo-binário da liga Fe-Cr-Ni, com teor de ferro fixado em 70 % (LIPPOLD e KOTECKI 2005). Neste diagrama está destacada a faixa de composição química utilizada no AID UNS S31803. Através da análise do diagrama podemos constatar que os AID ao solidificar é essencialmente composto de ferrita delta (δ) e ao resfriar parte desta ferrita se transforma em austenita. Em altas temperaturas, em torno de 1300 °C, a austenita nucleia e cresce a partir dos contornos de grão da ferrita e depois ao longo das direções cristalinhas preferenciais dos grãos ferríticos.

A difusão de elementos de liga deve ocorrer durante a transformação de ferrita para austenita, cujos elementos estabilizadores de austenita (carbono, níquel, nitrogênio e cobre) concentram-se na austenita e elementos estabilizadores de ferrita (cromo, molibdênio e tungstênio) concentram-se na ferrita. A extensão da transformação depende não somente do balanço entre os elementos estabilizadores, mas também do tempo avaliado para difusão e da capacidade de difusão de específicos elementos. É possível temperar um AID de temperaturas próximas a temperatura de solidificação e obter aproximadamente 100% de ferrita a temperatura ambiente. Já um resfriamento lento, recozimento e trabalho a quente promovem transformação da ferrita para austenita pela promoção de difusão (ASM 1994).

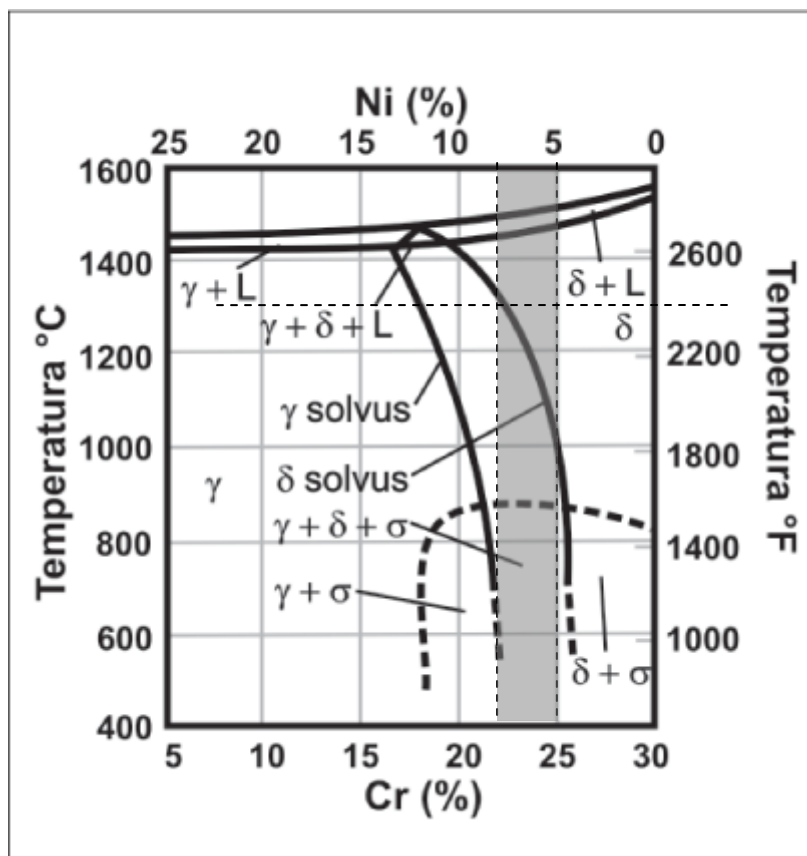


Figura 3.17 Diagrama pseudo-binário de liga Fe-Cr-Ni, com teor de Fe fixado em 70% (LIPPOLD e KOTECKI 2005).

3.6 Trabalho a quente e Mecanismos de Deformação no AID

O processo de soldagem por FHPP é um tipo de processamento mecânico com elevada taxa de deformação e grande geração de calor, e ambos os fenômenos estão localizados na interface de atrito. Para aços ao carbono, as temperaturas durante a soldagem por atrito chegam à ordem de 1300 °C. Sendo assim, nesta região, este processo assume características de conformação mecânica por trabalho a quente.

O trabalho a quente é definido como a deformação sob condições de temperatura e taxa de deformação tais que processos de recuperação e recristalização ocorrem simultaneamente com a deformação. E o trabalho a frio é a deformação realizada sob condições em que os processos de recuperação e recristalização não são efetivos (BRESCIANI 1997 e HELMAN 2005). No FHPP parece haver uma mistura desses dois tipos de trabalho, já que se tem um elevado gradiente térmico.

Durante a deformação a quente, mecanismos de endurecimento como o encruamento e mecanismos de amaciamentos como a recuperação e recristalização

dinâmica (DRV e DRX) podem operar concomitantemente na estrutura do material metálico. Esses mecanismos influenciam diretamente os níveis de ductilidade e de resistência mecânica apresentadas pelos materiais metálicos durante a deformação a quente (REIS 1999).

Em processos de conformação plástica, como laminação e forjamento, a maior parte da energia que é despendida para a realização do trabalho mecânico é dissipada em forma de calor e apenas frações de 2% a 10% desta energia permanecem dentro do reticulado cristalino na forma de defeitos como vacâncias, maclas, falhas de empilhamento e discordâncias (BEVER e REED-HILL 1973).

A energia de falha de empilhamento (SFE) é a característica que mais afeta a distribuição e densidade de discordâncias em uma estrutura deformada. Em materiais com baixa energia de falha de empilhamento, como aços austeníticos, as discordâncias dissociadas em parciais têm baixa mobilidade devido à dificuldade que as mesmas têm em mudar de planos de deslizamento através dos mecanismos de escalagem e deslizamento cruzado. (McQUEEN e JONAS 1976). Em metais com alta energia de falha de empilhamento, como o alumínio (Al) e o ferro (Fe- α e Fe- δ), a subestrutura formada durante a deformação contém regiões com altas e baixas densidades de discordâncias devido à facilidade de operação de mecanismos de movimentação de discordâncias como a escalagem e o deslizamento cruzado (SEVILLANO, VAN HOUTE e AERNOUDT 1980).

Devido às altas temperaturas alcançadas no trabalho a quente, se facilita muito a difusão de átomos e a mobilidade e aniquilamento das discordâncias, o encruamento e a estrutura distorcida dos grãos produzida pela deformação, são rapidamente eliminados pela formação de novos grãos livres de deformação, como resultado da recristalização. É possível conseguir grandes níveis de deformação, uma vez que os processos de recuperação e recristalização acompanham a deformação (BRESCIANI 1997 e HELMAN 2005).

De uma forma geral, é bem conhecido que durante a deformação a quente de materiais polifásicos, o comportamento mecânico depende das características plásticas de cada uma das fases, das proporções, distribuições e formas das fases, além da natureza dos contornos que separam estas fases. A presença da ferrita e austenita nos aços inoxidáveis dúplex torna o processamento mecânico a quente desses materiais mais crítico e leva, em muitos casos, a falha do material (REIS 1999).

No caso do aço inoxidável dúplex, o comportamento de deformação de cada fase constituinte, ferrita ou austenita, é consideravelmente afetada pela presença da outra. A austenita é significativamente mais resistente do que a ferrita na faixa de temperaturas do trabalho realizado a quente e isto afeta a transferência de carregamento e deformação entre as fases constituintes.

Sabe-se que a deformabilidade a quente da ferrita é melhor do que da austenita. Essa vantagem é originada na elevada energia de falha de empilhamento da ferrita e de sua capacidade de submeter à recuperação dinâmica. Por outro lado, a austenita possui um baixo valor de SFE, ocorrendo apenas limitado DRV, e quando a densidade de discordâncias atinge um valor crítico a recristalização dinâmica ocorre (MOMENI 2011).

Como em altas temperaturas a mobilidade das discordâncias é maior, a aniquilação e o rearranjo de discordâncias, ou seja, DRV ocorre com facilidade na ferrita. Sendo assim, esta fase é muito boa para ser trabalhada a quente. Em termos de austenita, DRV é muito lento. Portanto, quanto maior for a taxa de deformação, maior serão os emaranhados de discordâncias, mesmo em altas temperaturas. Em aços inoxidáveis dúplex, a fração volumétrica de ferrita aumenta com a temperatura, enquanto que a da austenita diminui. Sendo assim, a deformação a altas temperaturas terá características mais próximas a da fase ferrítica. Isto significa que a ferrita tem uma resistência relativamente baixa em altas temperaturas e alta resistência a temperaturas mais baixas. Por outro lado, a dependência da temperatura com a tensão de escoamento na austenita é pequena, uma vez que os sistemas de escorregamento não dependem muito da temperatura (MOMENI 2011).

A Figura 3.18 mostra dois gráficos que apresentam o efeito da temperatura no comportamento mecânico dos AI. Ao analisar o gráfico percebe-se que o limite de escoamento do AIF (AISI 430) tem uma queda de 65% ao elevar da temperatura ambiente de 24 °C para a temperatura de 650 °C, já seu limite de resistência cai 67%. Em 800 °C o limite de resistência cai em 83%. Enquanto que para o AIA (AISI 316) o limite de escoamento cai 46% e o limite de resistência cai 35 %, para as mesmas temperaturas (ASM 1994).

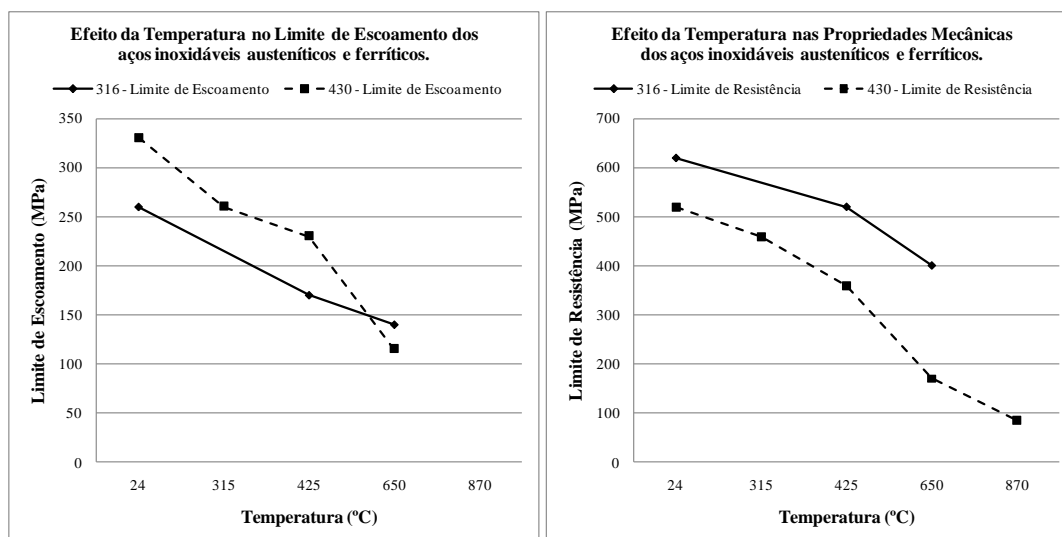


Figura 3.18 Efeito da Temperatura nas propriedades mecânicas dos AI. (ASM 1994).

Os AID requerem um cuidado especial no processamento metalúrgico devido às características das fases que estão presentes durante a deformação a quente. Os mecanismos de endurecimento e de amolecimento atuam de maneira diferente em cada uma das fases. Algumas características da deformação do AID são resumidas abaixo (REIS 2008):

1. Quando a microestrutura de um AID é essencialmente ferrítica, durante a deformação a quente, o comportamento mecânico é determinado pela matriz e a curva de deformação plástica é típica dos materiais que são submetidos a uma extensa recuperação dinâmica.
2. A presença de partículas de austenita coerentes com a matriz ferrítica inibe a deformação do material, aumentando a tensão de escoamento inicial e a taxa de endurecimento. Com a extensa recuperação dinâmica da matriz, há uma perda de coerência e, portanto, amolecimento do material.
3. Quando as duas fases têm fração volumétrica semelhante e aparecem sob a forma de ilhas, a deformação começa na ferrita e prossegue com a transferência de carga para os grãos de austenita, que se alongam e alinham na direção da deformação até atingir uma tensão de pico.
4. Depois de atingir o pico de tensão, a matriz ferrítica flui em torno ou em paralelo as ilhas de austenita. Se estas forem grosseiramente dispersas, um processo de fragmentação começa quando a austenita encontra a interface de soldagem.

No caso de AID, um refinamento da fase da matriz e uma distribuição uniforme da segunda fase são importantes para melhorar as propriedades mecânicas, e especialmente para induzir super-plasticidade (JIMÉNEZ 2001). Em tais ligas, uma estrutura microdúplex, ambas as fases refinadas, que geralmente é obtido por um processamento termo-mecânico adequado, é observada em soldas pelo processo FHPP. A Figura 3.19 mostra duas microestruturas de pino consumível de AID processado pela técnica de FHPP (MEINHARDT 2012). A primeira micrografia é localizada na interface de soldagem no eixo de simetria vertical do pino consumível. Percebe-se microestrutura refinada citada anteriormente por JIMÉNEZ denominada de microdúplex. Na segunda micrografia, de menor aumento, observam-se várias camadas, com diferentes níveis de refino microestrutural à medida que se afasta da interface. Havendo a presença de uma segunda fase, ausência de fusão e menor aporte térmico, o fenômeno de crescimento de grão pode ser controlado. Sabe-se que a zona de crescimento de grão é um problema grave durante a soldagem por fusão nos aços inoxidáveis (OLIVEIRA 2007) prejudicando as propriedades mecânicas da junta soldada.

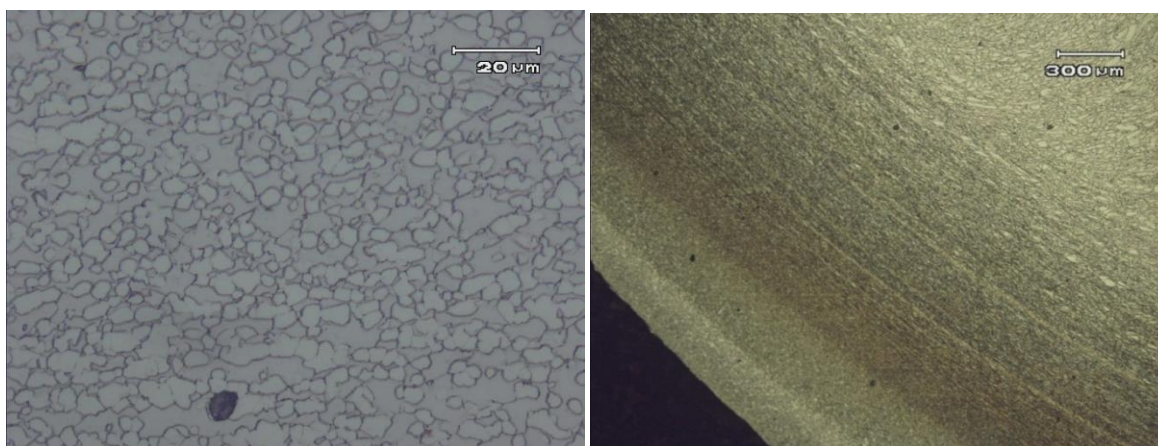


Figura 3.19 Microestruturas de pino consumível de AID próximo a interface de soldagem pela técnica de FHPP. O tamanho de grão refinado induz o efeito de super-plasticidade. Camadas formadas, com diferentes refinamentos de microestrutura. Ataque eletrolítico em solução de ácido oxálico 10%, 3,0 V, 30 segundos (MEINHARDT 2012).

3.7 Microestrutura e precipitação de fases

As microestruturas de aços inoxidáveis trabalhados podem ser bastante complexas. A estrutura da matriz varia de acordo com o tipo de aço, como por exemplo, austeníticos, ferríticos, martensíticos, endurecíveis por precipitação ou dúplex. Uma vasta gama de

constituintes de segunda fase pode ser observada. A soldagem, o trabalho mecânico ou a exposição a altas temperaturas aumenta a complexidade. Na Tabela 3.3 pode-se observar um resumo dos constituintes de segunda fase observados nos aços inoxidáveis (ASM 1994).

Tabela 3.4 Constituintes de segunda fase observados nos aços inoxidáveis (ASM 1994).

Fase	Estrutura cristalina	Composições encontradas	Comentário
$M_{23}C_6$	CFC	$(Cr_{16}Fe_5Mo_2)_6C_6$ $(Cr_{17}Fe_{4,5}Mo_{1,5})_6C_6$ $(Fe,Cr)_{23}C_6$	Carboneto mais comumente observado em aços inoxidáveis austeníticos
M_6C	CFC	$(Cr,Co,Mo,Ni)_6C$ $(Fe_3Mo_3)C$ $Fe_3Nb_3C/(Fe,Cr)_3Nb_3C$	Observado em classes austeníticas contendo Mo ou Nb após longo tempo de exposição
M_7C_3	Hexagonal	Cr_7C_3	Observado em classes martensíticas
MC	Cúbico	TiC NbC	Observados em ligas com adições de Ti e Nb. Carboneto muito estável. Usualmente contém nitrogênio.
Sigma (σ)	Tetragonal	FeCr FeMo Fe(Cr,Mo) $(Fe,Ni)_x(Cr,Mo)_y$	A formação a partir da ferrita delta é muito mais rápida que a partir da austenita. Potente fragilizador abaixo de 595 °C. Se forma com longos tempos de exposição entre 650-950 °C.
Chi (χ)	CCC	$Fe_{36}Cr_{12}Mo_{10}$ $(Fe,Ni)_{36}Cr_{18}Mo_4$ $M_{18}C$	Observada em ligas contendo Mo. Chi precipita em exposição entre 730-1100 °C.
Laves (η)	Hexagonal	Fe_2Mo $(Ti_{21}Mo_9)$ $(Fe_{30}Cr_5Si_5)$	Se forma em ligas austeníticas com substancial quantidades de Mo, Ti, ou Nb após longo tempo de exposição entre 600-1100 °C.

Os AI mais utilizados são os da classe austenítica, dos quais os AISI 302 e 304 são os mais populares. Estas classes contem 16% ou mais de cromo, um elemento estabilizador de ferrita, e elementos suficientes estabilizadores de austenita, tais como carbono, nitrogênio, níquel e manganês. As classes contendo silício, molibdênio, titânio ou nióbio (AISI 302B, 316, 317, 321, e 347), por exemplo, podem acarretar uma pequena quantidade de ferrita delta (δ), por causa da influência destes elementos na estabilização da ferrita. Ligas com quantidades substanciais de níquel são totalmente austeníticas, por exemplo, AISI 310 ou 330. Para as ligas susceptíveis a estabilização da ferrita delta, a quantidade presente dependerá da composição, homogeneidade química, e do trabalho a quente (ASN 1994). Ligas com teores baixos de carbono (AISI 304L, 316L, 317L) minimizam a susceptibilidade à sensitização durante a soldagem, porém tem uma maior tendência para a

estabilização da ferrita delta. A Figura 3.20 mostra duas microestruturas. Nestas foram identificadas ferrita delta na região da ZTMA de pino consumível de AISI 316L processado pela técnica de FHPP. Não fica claro se houve alguma formação devido ao processamento, ou somente a deformação da ferrita delta que já estava presente no AISI 316L na forma de bastonetes.

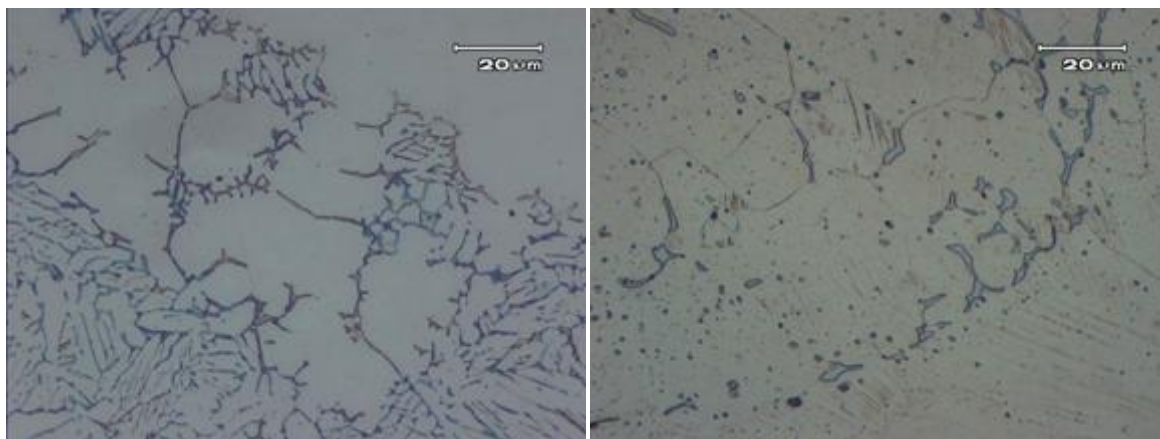


Figura 3.20 Ferrita δ em pino de um aço AISI 316L deformada pelo processamento da técnica FHPP. Ataque eletrolítico com solução aquosa de 20% NaOH, 3 Vdc e 13 s (RELATÓRIO DE ENSAIO/ LAMEF 2012).

Várias fases intermetálicas podem ser formadas por exposição à alta temperatura. Algumas dessas fases são compostos estequiométricos. Provavelmente, a mais importante é a fase Sigma (σ), observada pela primeira vez em 1927. As classes mais austeníticas, livres de ferrita delta (δ) são relativamente imunes a formação da fase Sigma, mas as classes com maiores teores de elementos de liga e os que contêm ferrita delta são propensas a sua formação. A fase Sigma é frequentemente descrito como FeCr, embora sua composição possa ser bastante complexa e variável. Alguns elementos, como silício, promovem sua formação. O trabalho a frio também aumenta a formação da fase Sigma subsequente. A fase Sigma é um fragilizador muito potente, cujos efeitos são observáveis em temperaturas abaixo de 595 °C. Esta também reduz a resistência a oxidantes fortes. A morfologia da fase Sigma varia substancialmente. Técnicas de ataque metalográfico têm sido amplamente utilizadas para identificá-la em aços inoxidáveis, mas a difração de raio-X é o método mais efetivo. A Figura 3.21 mostra o diagrama de equilíbrio binário Fe-Cr, neste pode-se verificar o campo de estabilidade da fase Sigma (ASM 1994).

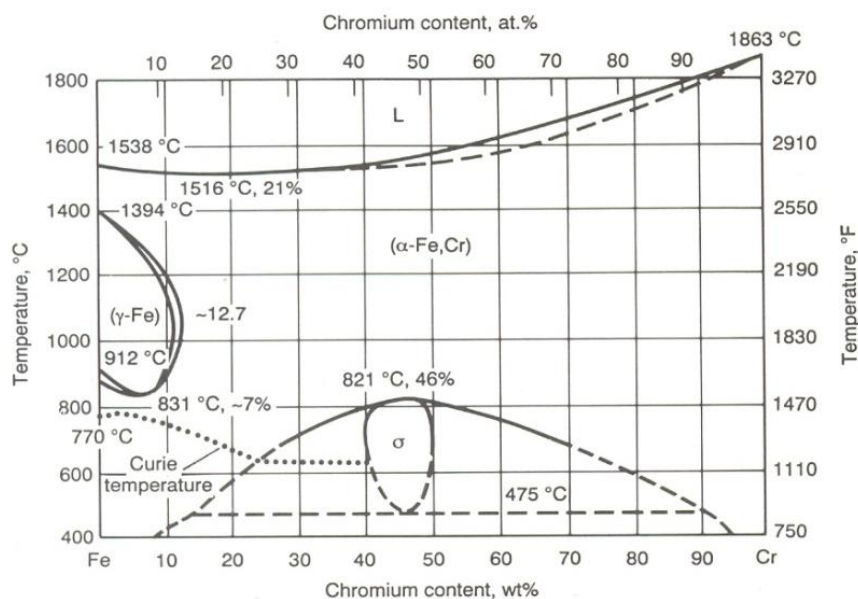


Figura 3.21 Diagrama de equilíbrio Fe-Cr (ASM 1994).

A fase Chi é observada em ligas contendo adições substanciais de molibdênio expostos a alta temperatura. A fase Chi pode dissolver o carbono e existir como um composto intermetálico ou como um carboneto ($M_{18}C$). Esta fase é frequentemente observada em ligas susceptíveis à formação da fase Sigma e possui uma estrutura cristalina do tipo cubo de corpo centrado (CCC). A fase Chi nucleia primeiro nos contornos de grão, em seguida, em contornos incoerentes entre maclas e, finalmente, intragranularmente. Sua morfologia varia na forma de bastão ao globular. Tal como acontece com a fase Sigma, o trabalho a frio acelera a nucleação da fase χ (ASM 1994).

Os nitretos de cromo têm se tornado um assunto relevante, devido ao crescimento da utilização do nitrogênio nos AID. Os nitretos de cromo precipitam em inclusões, discordâncias, contornos de grão e interfaces, mas podem ocorrer intragranularmente também. A cinética de precipitação é altamente dependente da composição química, temperatura de trabalho e histórico térmico da liga. O nitreto de cromo pode precipitar a partir da ferrita ou da austenita, bastonetes de Cr_2N ou plaquetas de CrN precipitam a partir da ferrita. A precipitação de nitretos de cromo pode levar a diminuição da resistência à corrosão. As propriedades mecânicas podem ser afetadas pela precipitação de nitretos, levando a queda de tenacidade. De uma maneira geral, devido às frações volumétricas, a precipitação de nitretos é menos prejudicial do que outras fases como a sigma (LEITE 2009).

No caso dos aços inoxidáveis dúplex, a alta quantidade de elementos de liga e a presença de matriz ferrítica os tornam susceptíveis a formação de diversas fases não desejáveis, mas que acabam por se formar em temperaturas que variam de 300 a 1000 °C. A exposição destas ligas nesta faixa de temperatura pode ocorrer devido a tratamentos térmicos mal executados e a exposição em condições de trabalho e ciclos térmicos devido a operações de soldagem. Por esta razão é recomendado que a temperatura superior de aplicação dos AID seja de 280 °C para materiais não soldados e 250 °C para materiais soldados. Na Figura 3.22 pode ser observada a precipitação nos contornos entre os grãos de ferrita e austenita de um aço inoxidável dúplex fundido envelhecido por 30 dias a 800 °C (VOORT 2006).

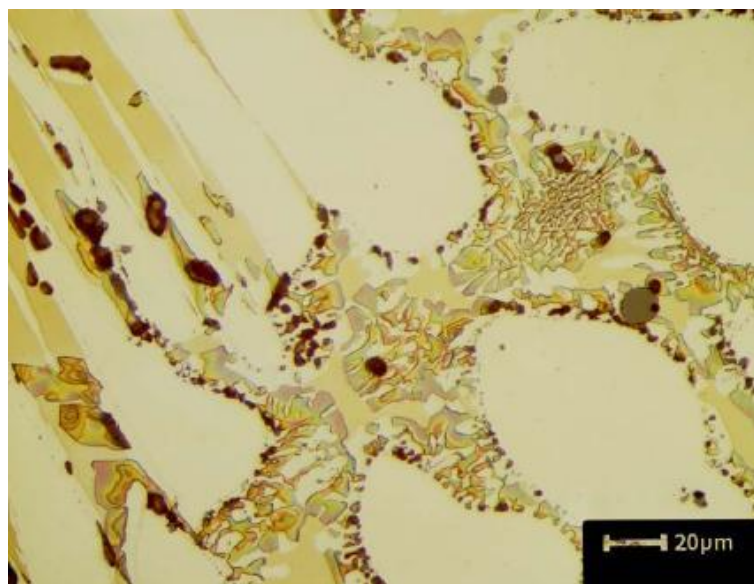


Figura 3.22 Intermetálicos Sigma e Chi precipitados após envelhecimento em aço inoxidável dúplex fundido (VOORT 2006).

A Figura 3.23 mostra o diagrama tempo-temperatura-transformação para os AID (CHARLES 1991), mostrando o efeito dos elementos de liga nas reações de precipitação e enfatizando duas faixas de temperatura distintas para o aparecimento de diversas fases. A primeira faixa de temperatura se situa entre 300 e 600 °C, na qual o aparecimento da fase *alpha prime* (α') (fragilização a 475 °C) é de maior relevância. A segunda faixa se situa entre 600 e 1000 °C, nesta a fase Sigma (σ) é a mais deletéria, em conjunto com outras fases que também se formam, como a austenita secundária (γ_2), Chi (χ), nitretos (Cr_2N), fase R e carbonetos (M_7C_3 , M_{23}C_6) (LEITE 2009).

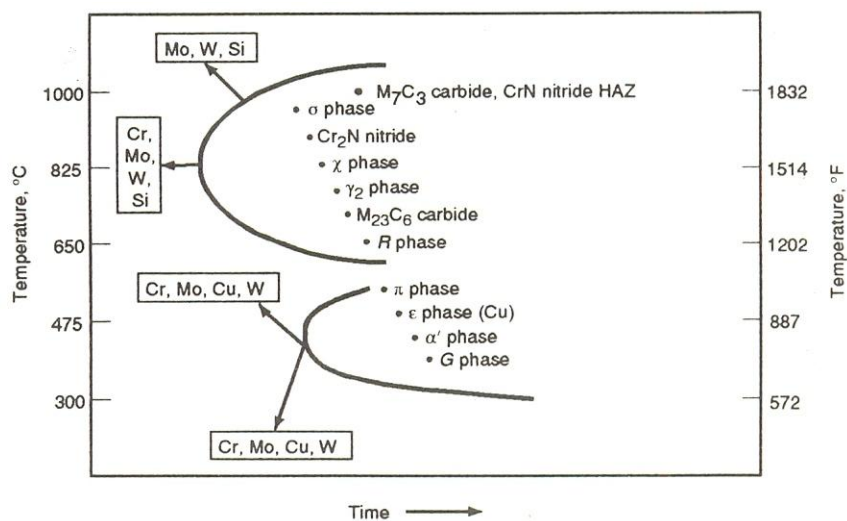


Figura 3.23 Diagrama esquemático TTT mostrando as diversas fases que podem precipitar nos aços inoxidáveis duplex. (CHARLES 1991).

4. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

4.1 Materiais

O material escolhido para ser utilizado como metal base foi o AID UNS S31803. Para a fabricação dos pinos consumíveis foram utilizados dois materiais. O AID UNS S31803 e o AIA UNS S31673. O AIA UNS S31673 é o aço inoxidável laminado 18Cr-14Ni-2,5Mo, comumente utilizado para a fabricação de implantes cirúrgicos. Este material é especificado para não exibir ferrita delta, fases Chi ou sigma quando examinados metalograficamente com magnificação de 100 x e atacados de acordo com a norma ASTM E407. Há um consenso de que sua estrutura metalúrgica homogênea traz melhores resultados na resistência à corrosão e fadiga (ASTM 2012). Requerimentos metalúrgicos como estrutura austenítica de grão fino e livre de ferrita delta, com baixo conteúdo de micro-inclusões, faz que este material seja considerado de boa qualidade para a confecção de pino consumível para o processo de soldagem pela técnica de FHPP.

Normalmente as barras de AID UNS S31803 são fornecidas na condição recozida na faixa de temperatura de 1020 – 1100 °C seguido de têmpera. Após a têmpera é realizado um tratamento de alívio de tensões a 350 °C durante 5 horas e seguido de resfriamento ao ar (SANDVIK, 2012).

A Figura 4.1 mostra as microestruturas das seções transversais dos materiais de trabalho antes do processamento, ambas reveladas com ataque eletrolítico com solução de 60% HNO₃ e 40% H₂O, 1,5 Vdc e 15 segundos. A micrografia da esquerda apresenta a microestrutura do AID UNS S31803. Percebe-se que as ilhas de austenita (fase clara) estão alinhadas no sentido da laminação em matriz ferrítica (fase bege) e a proporção das fases é aproximadamente 1:1. A segunda micrografia apresenta a microestrutura do AIA UNS S31673 composta de grãos equiaxiais de austenita com tamanho de grão na ordem de 12,56 µm, equivalente a ASTM nº 9.

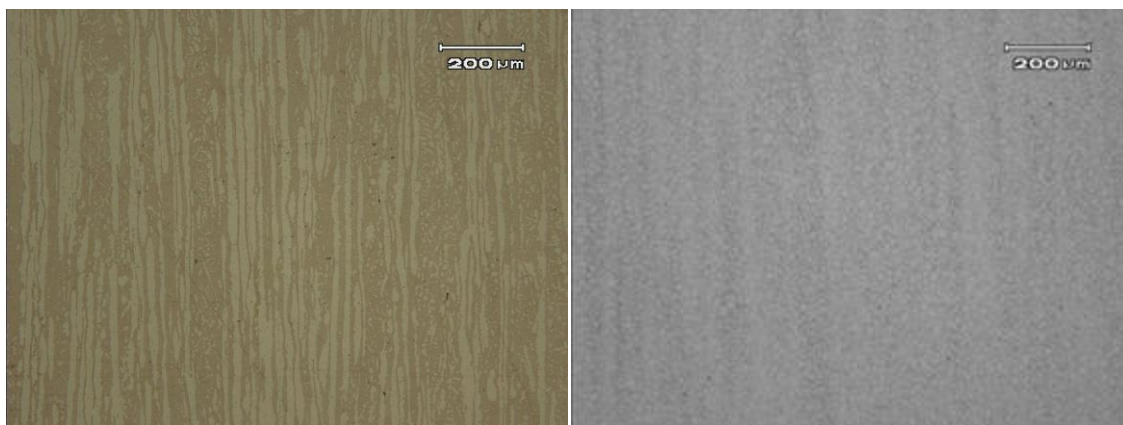


Figura 4.1 Microestrutura dos materiais utilizados para a confecção dos pinos consumíveis no estado como recebido. AID UNS S31803 e AIA UNS S31673 respectivamente. AID com proporção de fase 1:1 e AIA com estrutura 100% austenítica. Ataque eletrolítico: 60% HNO₃ 40% H₂O, 1,5V, 20 s.

As composições químicas dos materiais dos pinos e do metal de base foram obtidas em espectrômetro Spectrolab e as médias de três análises efetuadas em cada amostra estão na Tabela 4.1.

Tabela 4.1 Composição química dos materiais (% em peso).

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	N
UNS S31803	0,019	0,4	1,55	0,027	0,0006	22,61	2,77	5,42	0,156
UNS S31673	0,014	0,3	1,66	0,014	0,0026	16,47	2,51	14,51	-

4.2 Parâmetros Geométricos

Para as duas chapas soldadas foram utilizadas as mesmas geometrias de pinos consumíveis e de cavidade do metal base. A Figura 4.2 apresenta as dimensões utilizadas. As chapas de metal base têm dimensão de 200 x 140 x 30 mm.

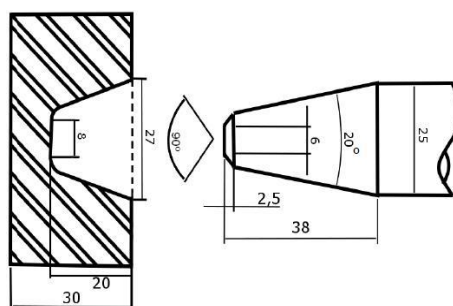


Figura 4.2 Geometria utilizada para a confecção do pino consumível e do metal de base. Medidas em milímetros.

4.3 Equipamento e Parâmetros de Soldagem

Para realizar a soldagem pela técnica FHPP foi utilizada a Máquina de Processos por Fricção (MPF 1000) desenvolvida no LAMEF (MATTEI 2011). Esta possui capacidade de força axial de 1000 kN, torque máximo de 1060 Nm e rotação nominal de 1760 rpm. A Figura 4.3 mostra o equipamento e uma solda sendo realizada.

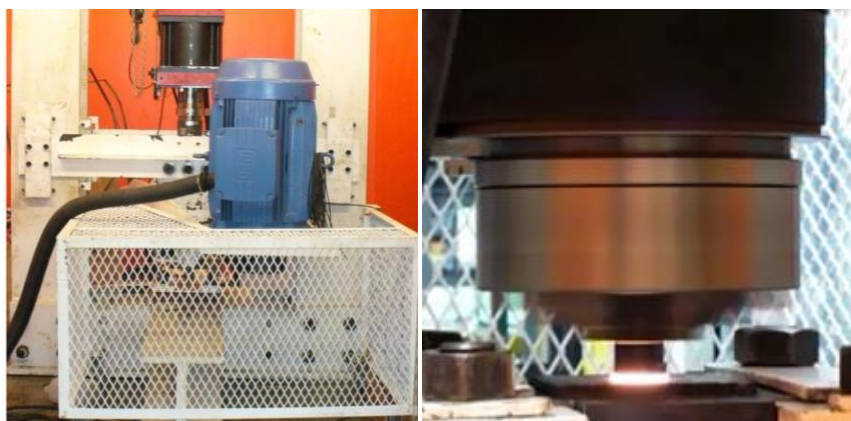


Figura 4.3 Equipamento de soldagem e solda sendo realizada (MATTEI 2011).

Tabela 4.2 Parâmetros de soldagem.

Parâmetro	Valor
Força Axial (kN)	200
Rotação (rpm)	1550
Comprimento de queima ajustado (mm)	20
Tempo de soldagem (s)	22

4.4 Caracterização Macro e Microestrutural

Após a soldagem, foi cortada uma secção transversal por eletroerosão no eixo simetria de cada amostra, conforme ilustra a Figura 4.4 e preparadas de acordo com procedimentos padrão para metalografia, conforme as normas ASTM E3-95 e ASTM E340-95. Após a preparação metalográfica as amostras foram reveladas com ataque eletrolítico com solução de 60% HNO₃ e 40% H₂O, utilizando 1,5 V e 15 segundos. Este ataque apresenta ótimo contraste entre fases, revela bem o contorno de grão austenítico em junta soldada com microestrutura dissimilar e serve para observação em microscópio óptico em baixa e alta magnificação. Para verificar se ocorreu formação de fases intermetálicas prejudiciais as propriedades mecânicas no aço inoxidável dúplex foi

utilizado o ataque eletrolítico com solução aquosa de NaOH 40%, ensaio estabelecido pela norma ASTM A923-08.

A seguir foram analisadas em microscópio óptico (MO) marca Olympus modelo BX 51M com as imagens obtidas através de câmera digital acoplada ao microscópio. As alturas analisadas foram às mesmas em que foram realizados os perfis de microdureza. No eixo horizontal foram escolhidas as alturas de 10 e 15 mm, a partir da superfície superior da chapa, e na vertical foi investigado o eixo de simetria do pino consumível.

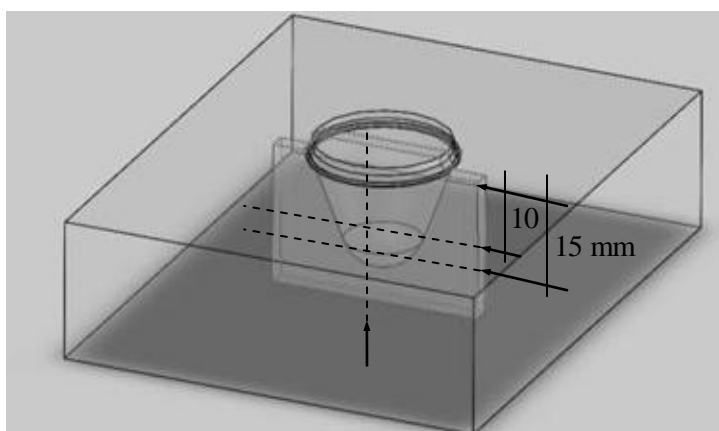


Figura 4.4 Seção transversal cortada por eletroerosão das amostras soldadas para análise macro e microestrutural.

4.5 Quantificação de fases

Para realizar a análise microestrutural quantitativa ou determinar a quantidade de cada fase do AID foi utilizada uma grade com o número total de nós (N_T) de 117. Em seguida, foi realizada a contagem dos nós que se localizam dentro da fase analisada. No caso do nó se localizar na interface entre duas fases, considera-se $\frac{1}{2}$ nó na contagem. A fração em volume (V_v), da fase analisada é, então, igual à fração em pontos (P_p), e é calculada pela equação 1:

$$V_v = P_p = \frac{N_p}{N_T} \quad [1]$$

N_p é a soma do número de nós que estão dentro ou na borda da fase quantificada (FLEWITT 2001).

4.6 Determinação do Tamanho de Grão

Um dos principais métodos empregados para determinação do tamanho de grão e o método utilizado neste trabalho é o método do intercepto linear, com o qual se determina o livre caminho médio para se encontrar um contorno de grão. Neste método, uma linha de comprimento conhecido (L_T) é sobreposta sobre a micrografia e o número de interceptos que cruzam os contornos de grão (N_L) é contado. O tamanho de grão é definido como comprimento de intercepto médio (I) e é calculado pela equação 2 (FLEWITT 2001):

$$I = \frac{L_T}{N_T} \quad [2]$$

Para obter o tamanho de grão médio em cada micrografia analisada foi utilizado o Software ImageJ (versão 1.45s), com o qual foi referenciado o comprimento das linhas através da escala de cada micrografia e realizadas três linhas horizontais e três linhas verticais. Assim o tamanho de grão médio de cada micrografia foi determinado como a média das 6 linhas realizadas.

4.7 Perfis de Microdureza

Os perfis de microdureza foram realizados na mesmas seções transversais utilizadas para realizar a análise macro e microestrutural. Estes foram realizados na escala Vickers utilizando um microdurômetro da marca Instron modelo Tukon 2100 B, com carga de 0,3 kg e espaçamento de 0,2 mm. Na Figura 4.5 é ilustrada a posição dos perfis realizados.

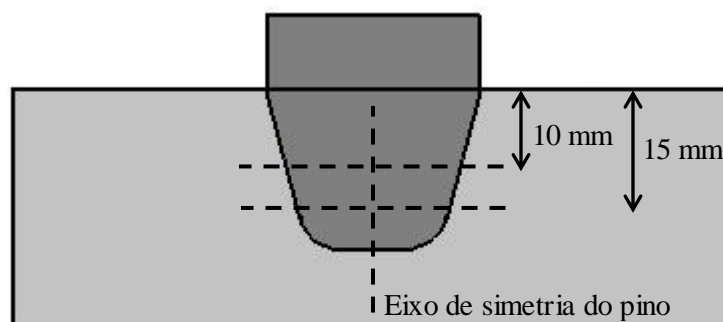


Figura 4.5 Localização dos perfis de microdureza realizados em ambas as amostras soldadas.

5. RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1 Análise Macroestrutural da Solda

Com o objetivo de verificar a qualidade da união realizada e a extensão das zonas termo e mecanicamente afetadas (ZAC e ZTMA) iniciou-se a análise revelando a macroestrutura da solda. A Figura 5.1 apresenta a macroestrutura revelada da amostra soldada com pino consumível de aço inoxidável austenítico UNS S31673 e na Figura 5.2 é mostrada a macroestrutura revelada na solda realizada com pino consumível de aço inoxidável dúplex UNS S31803. Nestas duas figuras são apresentadas em destaque a rebarba formada e a dimensão das ZTMAs. Em ambas as soldas realizadas obtiveram-se um preenchimento satisfatório da cavidade previamente usinada. Através de uma análise visual em microscopia ótica de baixo aumento não foram verificadas descontinuidades ou inclusões na interface de soldagem.

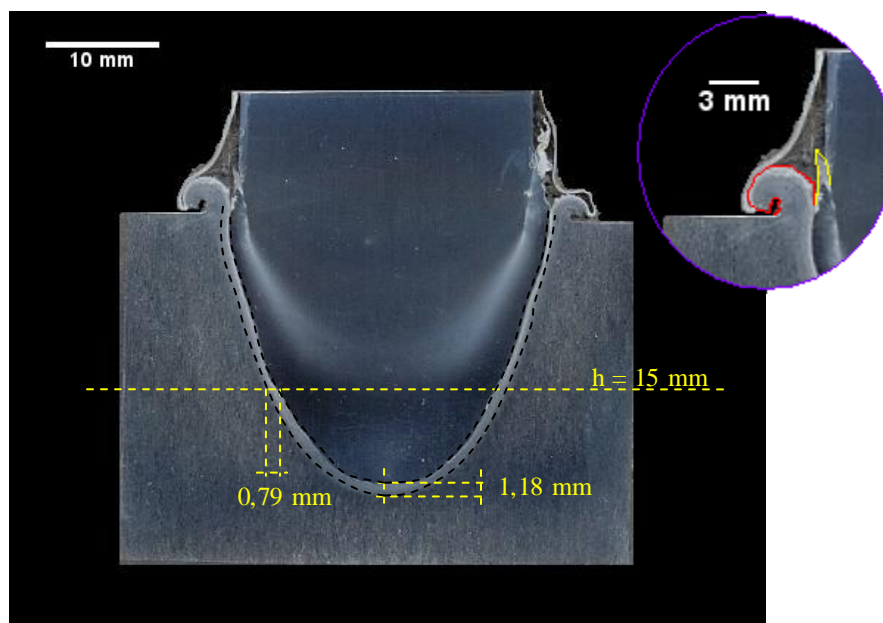


Figura 5.1 Dimensões da ZTMA e detalhe da rebarba formada na solda de chapa de AID UNS S31803 com pino consumível de AIA UNS S31673. Ataque eletrolítico em solução de ácido oxálico 10%, 3,0 V, 20 s.

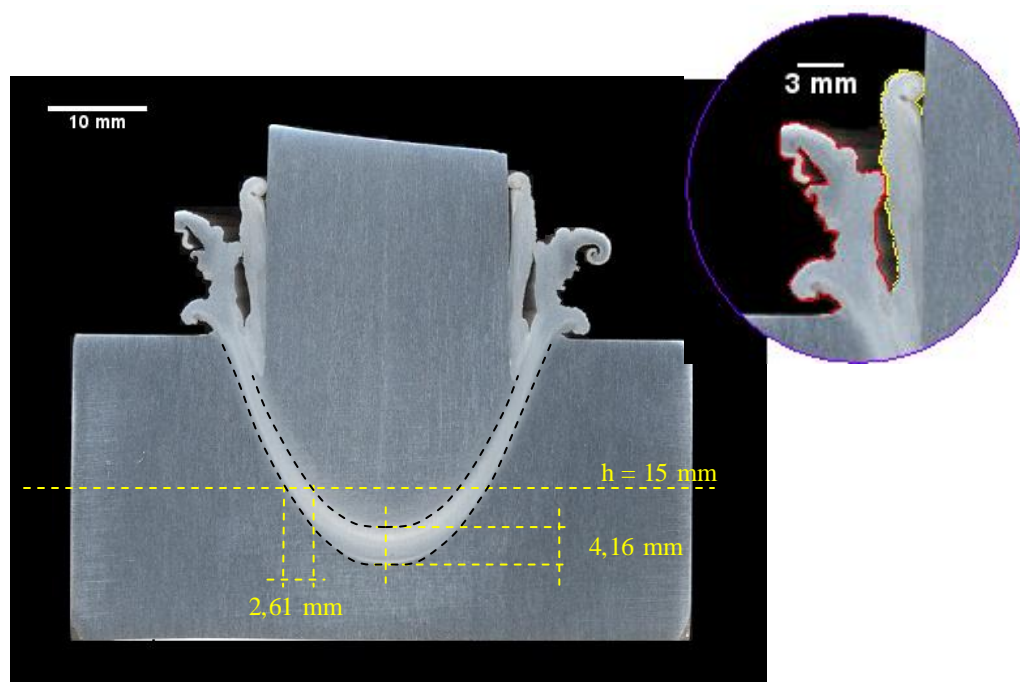


Figura 5.2 Dimensões da ZTMA e detalhe da rebarba formada na solda de chapa de AID UNS S31803 com pino consumível de mesmo material. Ataque eletrolítico em solução de ácido oxálico 10%, 3,0 V, 20 s.

Pode se verificar duas principais particularidades ao se utilizar materiais diferentes como pino consumível. Primeiramente, a extensão da ZTMA com pino de AID é mais de três vezes a extensão da ZTMA com pino de AIA. E a segunda característica importante observada é a grande diferença de quantidade de material escoado, fato evidenciado pela comparação do volume de rebarba gerado com as duas condições avaliadas. Observa-se que na solda com pino de aço austenítico, este praticamente não forma rebarba. Enquanto que na solda com pino de AID percebe-se a formação da rebarba, tanto do pino como da chapa e é na ordem de três vezes maior. É provável que este comportamento se deva a baixa resistência mecânica da ferrita em altas temperaturas, fase presente no AID e ao fenômeno de super-plasticidade do AID, que está relacionada com a ocorrência de uma microestrutura extremamente refinada na interface de soldagem. O grande refino e morfologia arredondada da fase austenítica, verificada na interface de soldagem da extremidade do pino com o metal de base, sugere que a interação entre as fases auxilia o escoamento do material. Tal microestrutura é produzida através de um processamento mecânico adequado, como o caso do FHPP (JIMÉNEZ 2001).

De acordo com a definição da revisão bibliográfica, as zonas afetadas pelo processamento na soldagem por fricção utilizando a técnica FHPP são: ZAC_{MB} , $ZTMA_{MB}$,

ZTMA_{PINO}, ZAC_{PINO}. Porém, esta definição se baseou em soldas realizadas com aço carbono, nas quais, as microestruturas das soldas reveladas permitem diferenciar com relativa facilidade a ZTMA da ZAC. Já na soldagem por fricção com aços inoxidáveis, a microestrutura da junta soldada não permitiu realizar esta distinção com facilidade.

Na solda realizada com pino consumível de aço inoxidável austenítico foi verificada pouca deformação no pino, comportamento esperado, pois a fase austenita tem maior resistência mecânica em altas temperaturas que a fase ferrita (fase presente no aço inoxidável dúplex). Através de microscopia ótica foi possível verificar aumento no tamanho de grão do pino próximo a interface, porém como não há alteração de fase (austenita continua estável em toda a faixa de temperatura durante a soldagem) e pouca deformação do pino consumível foi evidenciada, a revelação microestrutural não permitiu revelar ZTMA no pino consumível. Mas revelou uma região mais clara interna ao pino, o que denominamos de ZAC_{PINO} interna. No MB se observa uma ZTMA estreita, composta de uma região de crescimento de grão ferrítico de aproximadamente 300 μm de extensão, adjacente a interface de soldagem, seguindo de uma região com deformação substancial até aproximadamente 1 mm de extensão. Após isto, tem-se a ZAC_{MB}, onde as ilhas de austenita se apresentam no sentido da laminação, mas sofrem o efeito térmico, que atua no sentido de estabilizar a fase ferrítica, aumentando a proporção desta fase.

Na solda realizada com MB e pino de mesmo material (aço inoxidável dúplex) a extensão da ZTMA é significativamente maior. No pino é observada uma ZTMA com deformação significativa (nas alturas analisadas), não sendo possível distinguir uma região onde o material sofreu somente efeito térmico (ZAC). A ZTMA_{PINO} é composta de uma região de grande refino microestrutural em região adjacente a interface de soldagem, seguindo com microestrutura apresentando significativa deformação. No MB, a zona afetada pelo processamento também se apresenta extensa, porém a região adjacente a interface de soldagem não apresenta crescimento de grão e nem refino microestrutural, mas sim uma deformação das ilhas de austenita no sentido do processamento. Avançando no sentido do MB inalterado, observa-se uma transição gradual até uma região onde as ilhas de austenita não estão mais orientadas no sentido do processamento, nesta ocorre à predominância do efeito térmico, as ilhas de austenita se apresentam de tamanho reduzido em relação microestrutura laminada do dúplex. Esta região é denominada de ZTA_{MB}.

5.2 Perfil Microestrutural Horizontal

A Figura 5.3 mostra a microestrutura produzida pelo processo FHPP nas interfaces laterais do MB quando soldado com pino de AIA. Esta análise também mostra a distância da interface de soldagem, microdureza e quantificação de fases. Observa-se uma região adjacente a interface da solda, com extensão de aproximadamente 300 μm , onde ocorre a predominância da fase ferrítica com grãos equiaxiais e austenita crescendo no contorno.

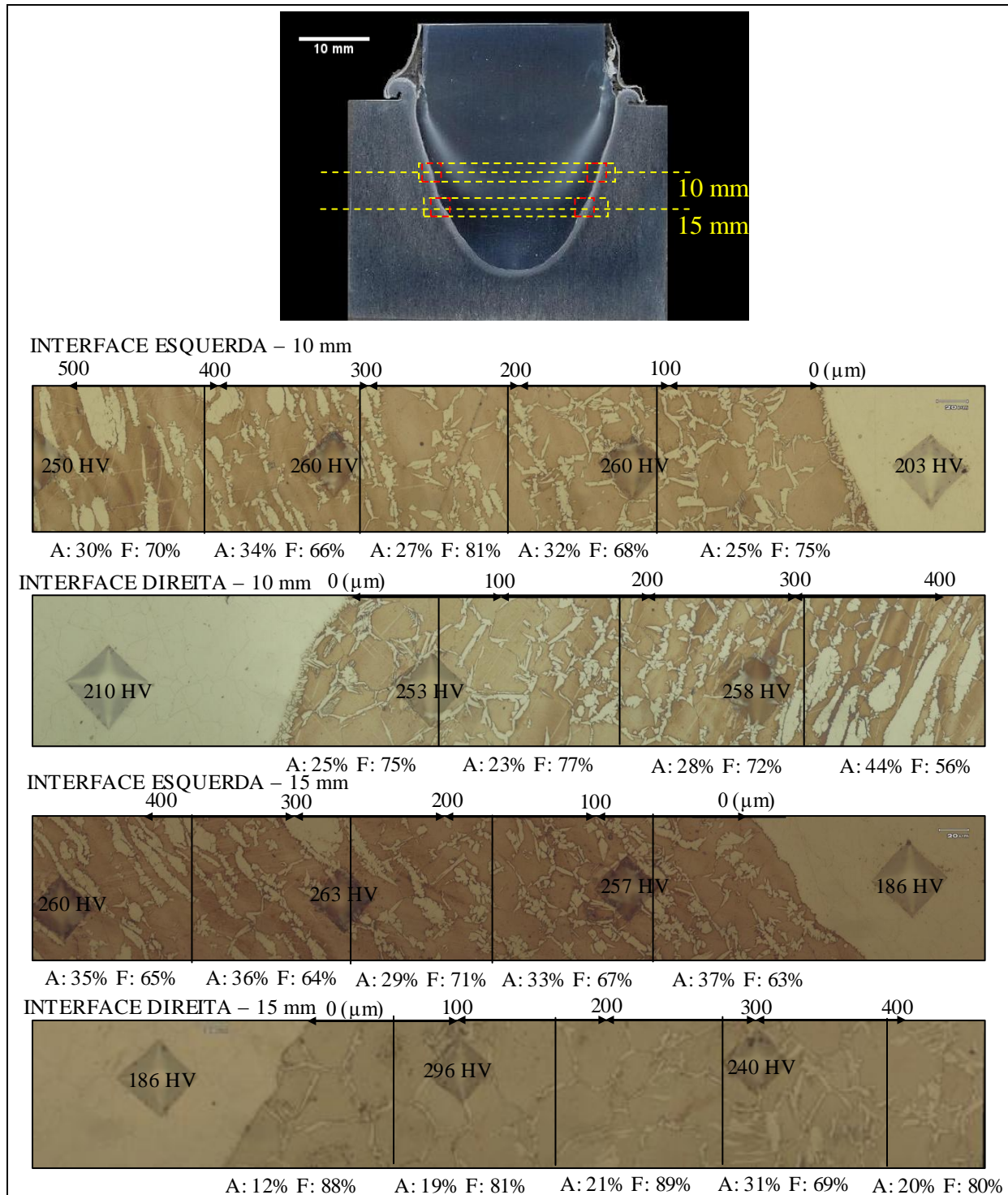


Figura 5.3 Localização do perfil microestrutural horizontal realizado na amostra soldada com pino consumível de aço inoxidável austenítico nas alturas de 10 e 15 mm. Em detalhe as interfaces laterais de soldagem. Ataque eletrolítico: 60% HNO_3 40% H_2O , 1,5V, 20 s.

Na sequência de figuras abaixo é mostrado com mais detalhe a evolução microestrutural do metal de base em direção à interface da solda na altura de 15 mm e do lado direito da solda com pino de aço austenítico. A Figura 5.4 indica as regiões em que foram investigadas as microestruturas e classifica as regiões analisadas.

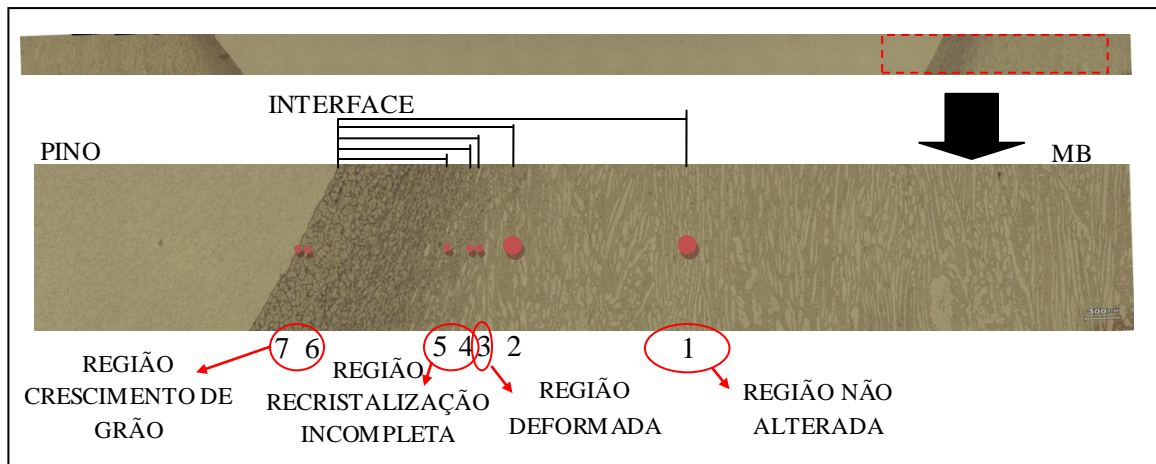


Figura 5.4 Localização do perfil microestrutural horizontal realizado na amostra soldada com pino consumível de aço inoxidável austenítico na altura de 15 mm. Ataque eletrolítico: 60% HNO₃ 40% H₂O, 1,5V, 20 s.

A Figura 5.5 mostra a microestrutura que está a uma distância de 2000 μ m da interface. Esta microestrutura é composta de matriz de ferrita (δ) e ilhas de austenita (γ), alongadas no sentido da laminação sendo que esta região não foi afetada pelo processamento.

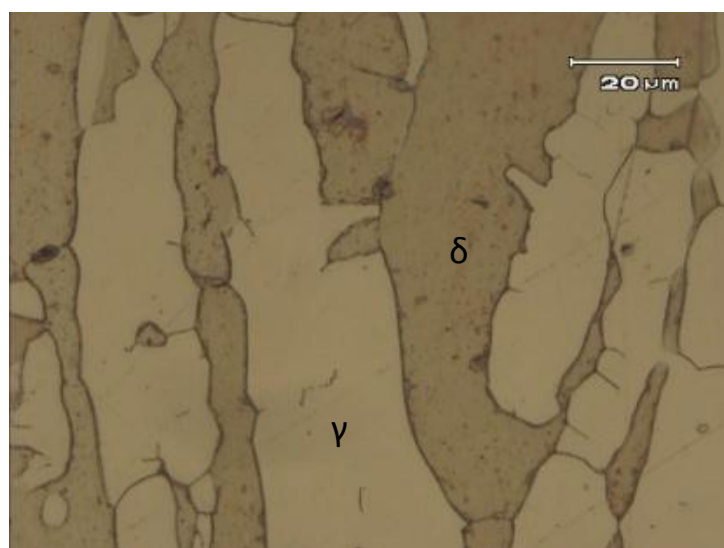


Figura 5.5 Microestrutura do ponto 1, matriz de ferrita (δ) e ilhas de austenita (γ), alongadas no sentido da laminação e não afetadas pelo processamento. Ataque eletrolítico: 60% HNO₃ 40% H₂O, 1,5V, 20 s.

A Figura 5.6 mostra a microestrutura a 1000 μm da interface da solda. Podemos observar que esta região é afetada pelo processamento e observamos a predominância do efeito térmico através do aumento da proporção de ferrita. A microestrutura apresenta ilhas de austenita menores e pequenas porções de fase austenítica separadas das ilhas maiores.

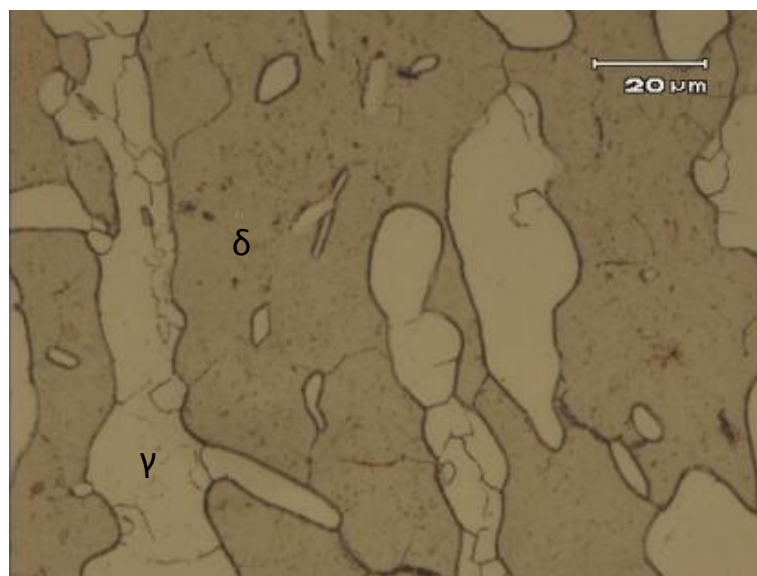


Figura 5.6 Microestrutura do ponto 2, matriz de ferrita e ilhas de austenita menores. Ataque eletrolítico: 60% HNO_3 40% H_2O , 1,5V, 20 s.

A Figura 5.7 mostra a microestrutura que está a 850 μm da interface. Observam-se ilhas de austenita com marcas que podem ser de fraturas devido aos grandes esforços envolvidos na soldagem ou contornos de grãos, que estão mais ativos ao ataque, devido à deformação acumulada e processo de recristalização. Nota-se que os contornos da austenita estão começando a ondular. Indicando que o efeito da elevação da temperatura (intenso atrito gerado) desestabiliza a interface entre as fases ferrita e austenita (KRAUSS 1995).

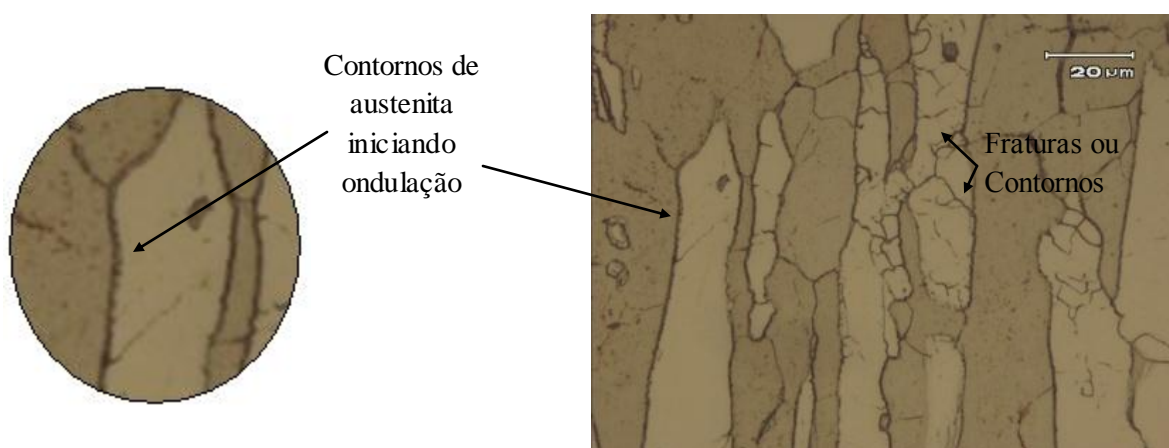


Figura 5.7 Microestrutura do ponto 3, matriz ferrítica e ilhas de austenita com sinais de fratura e contornos começando a ficar com morfologia serrilhada. Ataque eletrolítico: 60% HNO_3 40% H_2O , 1,5V, 20 s.

A Figura 5.8 mostra a microestrutura que está a 760 μm da interface. Observa-se que os contornos serrilhados da austenita estão mais evidentes, também se percebe que a matriz ferrítica está tendendo para uma morfologia equiaxial.

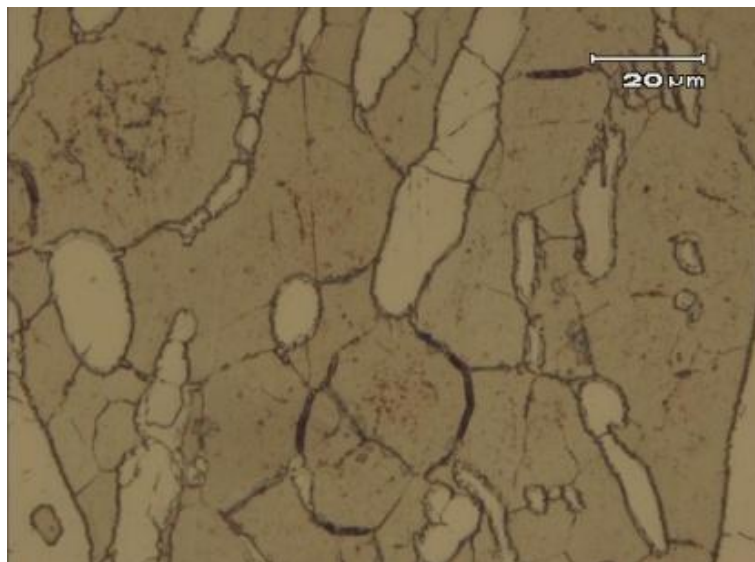


Figura 5.8 Microestrutura do ponto 4, matriz ferrítica tendendo a uma morfologia equiaxial e ilhas de austenita de tamanho reduzido e com morfologia serrilhada mais evidente. Ataque eletrolítico: 60% HNO_3 40% H_2O , 1,5V, 20 s.

Na Figura 5.9 observa-se a micrografia que está a 620 μm da interface. Praticamente em todos os contornos de austenita se observa morfologia ondulada. Esta morfologia demonstra que esta ocorrendo transformação de fase, provavelmente motivado pelo efeito térmico e consequentemente desequilíbrio de fase e difusão.

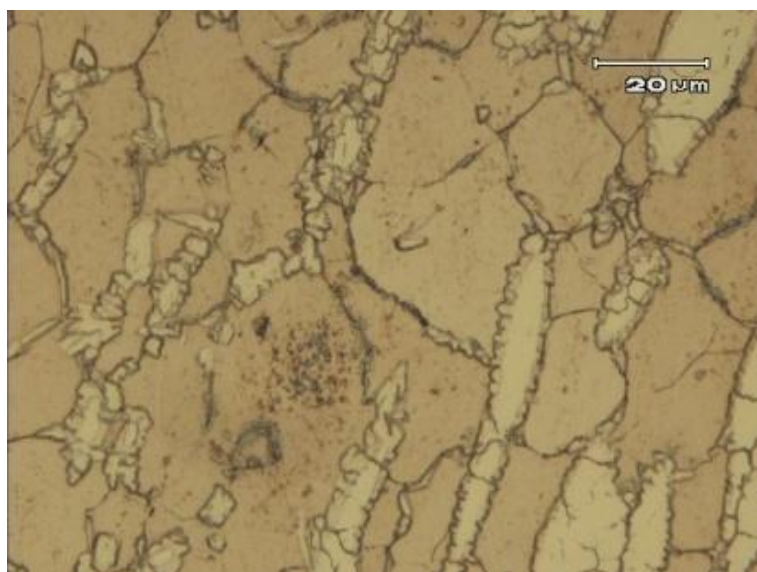


Figura 5.9 Microestrutura do ponto 5, matriz ferrítica e austenita com contornos de grão de morfologia serrilhada, característica de recristalização incompleta. Ataque eletrolítico: 60% HNO_3 40% H_2O , 1,5V, 20 s.

A Figura 5.10 mostra a microestrutura ao lado da interface da solda. A microestrutura evidencia o crescimento de grão equiaxial ferrítico e austenita crescendo em morfologia de placas laterais a partir do contorno de grão da ferrita (KRAUSS 1995). Esta microestrutura é característica de região na qual o ciclo térmico atingiu elevada temperatura, promovendo maiores quantidades de ferrita. A taxa de resfriamento nesta região foi responsável pelo “congelamento” da microestrutura resultando na predominância da fase ferrítica.

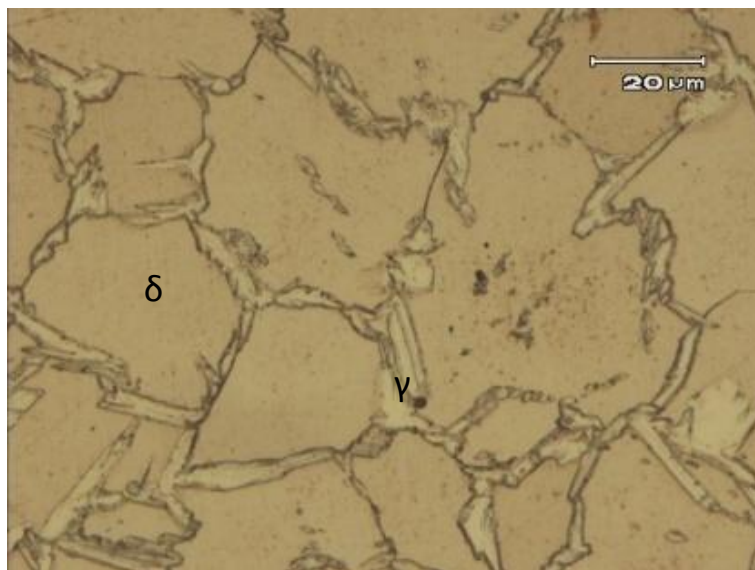


Figura 5.10 Microestrutura do ponto 6, grãos equiaxiais ferríticos e austenita crescendo a partir do contorno de grão com morfologia de placas laterais. Ataque eletrolítico: 60% HNO₃ 40% H₂O, 1,5V, 20 s.

A Figura 5.11 apresenta a micrografia da interface lateral direita da solda na altura de 15 mm, ponto 7. Pode-se observar que nesta microestrutura ocorreu a formação de uma borda fina de austenita na interface, com grãos grandes e equiaxiais de ferrita, e a austenita de morfologia de placas laterais, também denominada de morfologia de “Widmannstatten” (KRAUSS 1995). No lado do pino austenítico há uma mistura de pequenos e grandes grãos deformados na interface da soldagem. Este ataque químico não revela maclas de deformação. Mas pode ser constatado um aumento no tamanho de grão austenítico ao se aproximar da interface de soldagem.

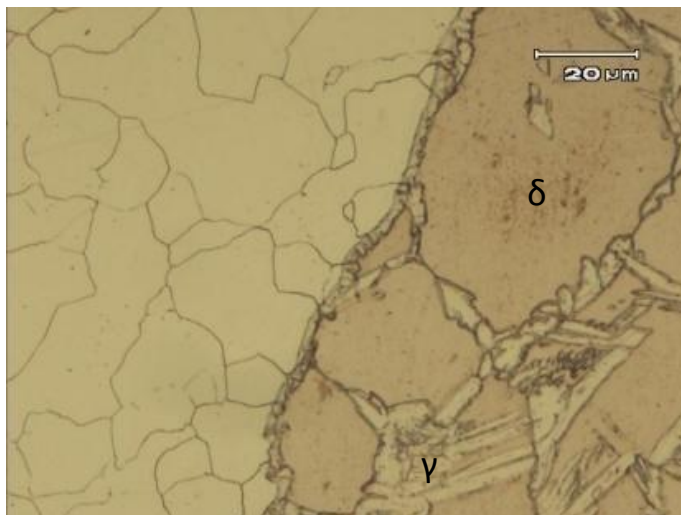


Figura 5.11 Microestrutura do ponto 7, interface de soldagem na altura de 15 mm. Grãos grandes e equiaxiais ferríticos e austenita com morfologia de placas laterais denominada de “Widmannstätten” crescendo no contorno de grão da ferrita no lado da chapa de AID. No lado do pino há uma mistura de diferentes tamanhos de grãos austeníticos deformados. Ataque eletrolítico: 60% HNO₃ 40% H₂O, 1,5V, 20 s.

Nesta análise, também foi feita uma varredura na interface de soldagem a fim de verificar as alterações microestruturais provocadas pela técnica FHPP. Foram observados volumes do pino consumível austenítico penetrando no metal de base de AID, denominados de penínsulas. Percebe-se que ao lado da interface se forma uma região de significativa alteração microestrutural, ocorrendo o desequilíbrio quantitativo de fases. Dependendo da altura em que se analisa a interface, percebe-se mudança na extensão da alteração microestrutural. A Figura 5.12A mostra a interface da solda mais próxima da extremidade do pino, nota-se uma extensão de mudança microestrutural na ordem de 700 μm, enquanto que a Figura 5.12B mostra a interface mais próxima da superfície da chapa, tendo uma mudança microestrutural menor.

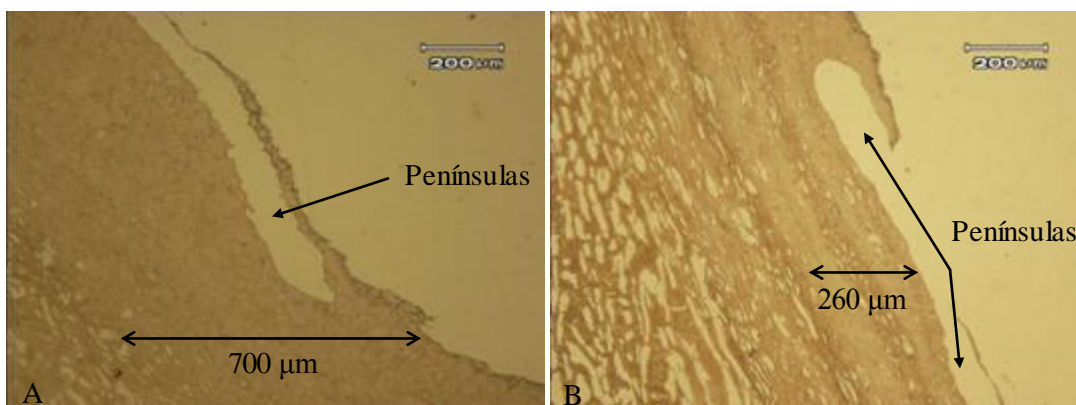


Figura 5.12 Microestrutura da interface lateral esquerda da solda com pino de AIA. Volumes do pino austenítico penetrando no metal de base de AID. Ataque eletrolítico: 60% HNO₃ 40% H₂O, 1,5V, 20 s.

Nessas regiões basicamente foi observada a formação de austenita com morfologia Widmannstatten. Muitas vezes foi observado a formação de uma rede de placas laterais de austenita próximo a interface de soldagem, como pode ser observado na Figura 5.13, ou entre na porção de AID localizado entre a península e o corpo do pino. Nas Figuras 5.14 e 5.15 pode-se observar com mais detalhe a morfologia da austenita de Widmannstatten.

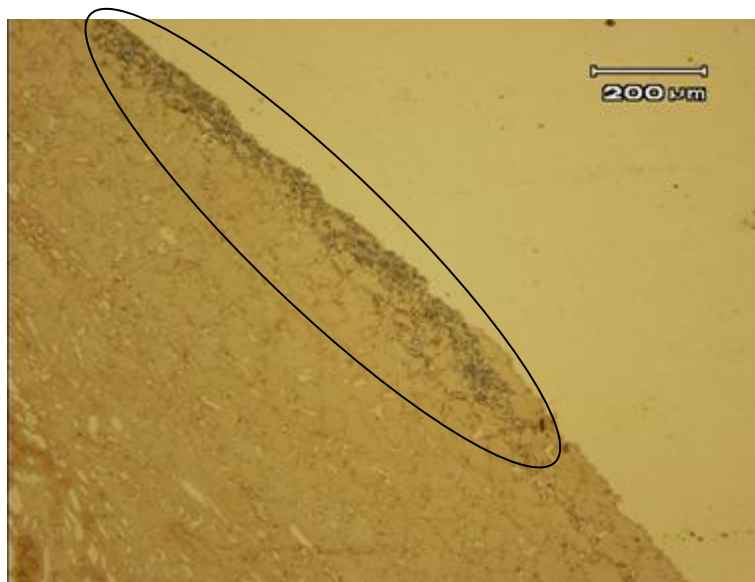


Figura 5.13 Microestrutura da interface lateral da solda com pino de AIA. Grande quantidade de austenita com morfologia Widmannstatten adjacente a interface. Ataque eletrolítico: 60% HNO₃ 40% H₂O, 1,5V, 20 s.

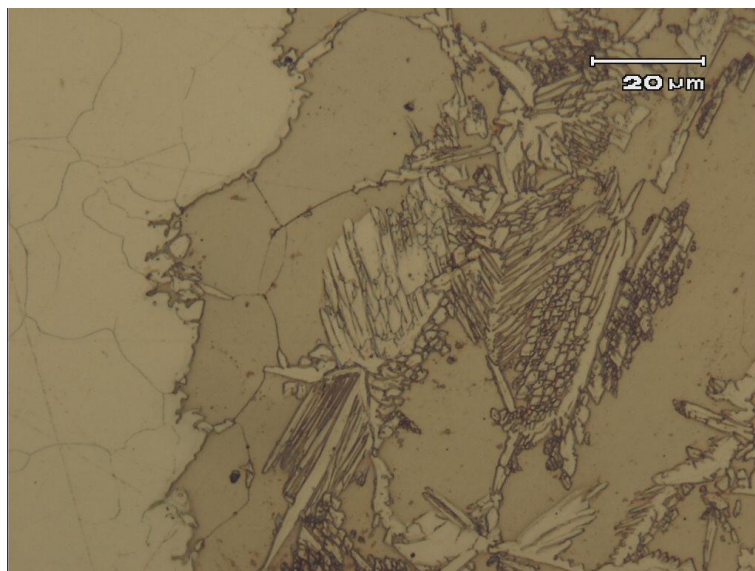


Figura 5.14 Microestrutura adjacente a interface no lado direito da solda. Grãos equiaxiais ferríticos e austenita com morfologia de placas laterais, também denominada de “Widmannstatten”. Ataque eletrolítico: 60% HNO₃ 40% H₂O, 1,5V, 20 s.

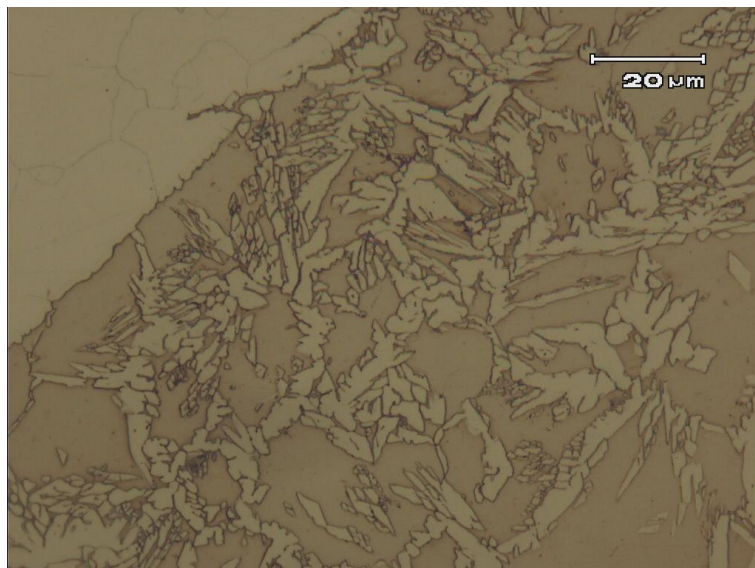


Figura 5.15 Microestrutura adjacente a interface no lado direito da solda. Formação de uma rede de austenita com morfologia de placas laterais, também denominada de “Widmannstätten”. Ataque eletrolítico: 60% HNO₃ 40% H₂O, 1,5V, 20 s.

A Figura 5.16 apresenta a localização da análise microestrutural realizada no pino consumível de aço inoxidável austenítico. Em detalhe a seção analisada na altura de 15 mm e a localização das cinco micrografias realizadas no pino.

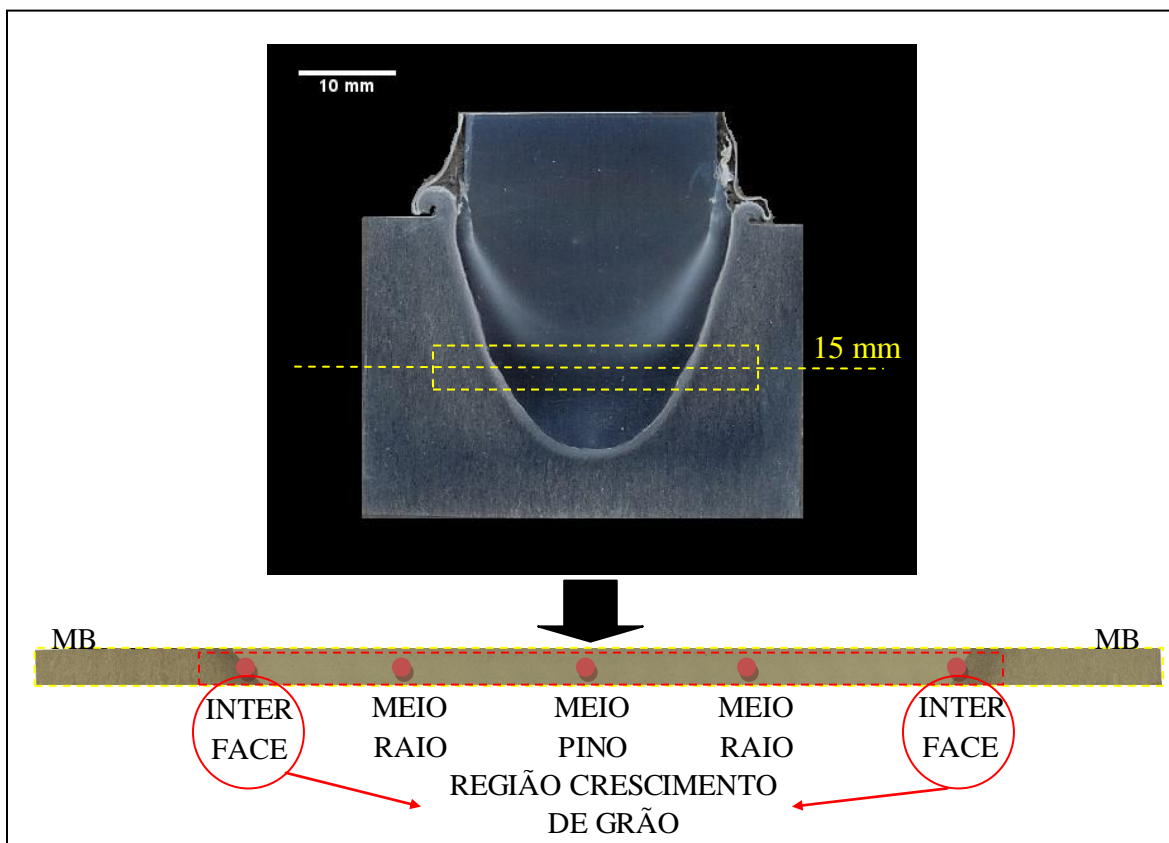


Figura 5.16 Localização do perfil microestrutural horizontal realizado no pino austenítico.

A Figura 5.17 mostra a microestrutura do pino austenítico (UNS S31673) antes do processamento. O tamanho médio do grão é de 12,56 μm .

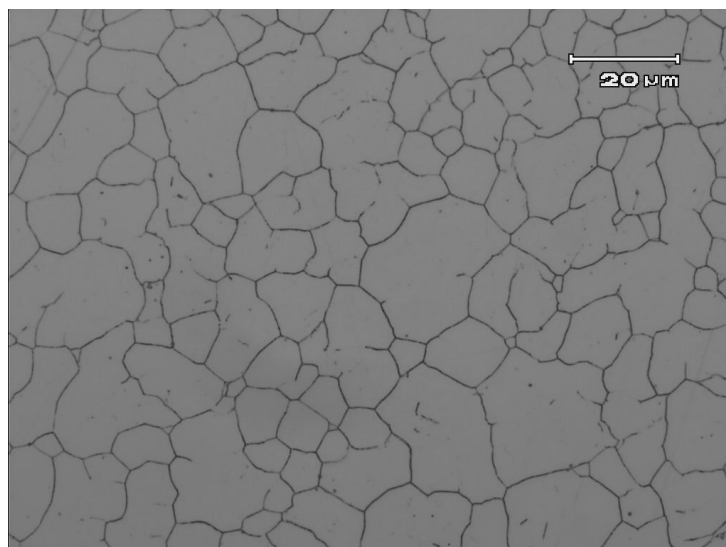


Figura 5.17 Microestrutura do pino austenítico antes do processamento. Ataque eletrolítico: 60% HNO_3 40% H_2O , 1,5V, 20 s.

Na sequência de figuras abaixo pode ser observada uma variação do tamanho de grão austenítico ao longo do perfil microestrutural horizontal na altura de 15 mm. A Figura 5.18 mostra a microestrutura da interface lateral direita da solda, notam-se grãos menores na interface, e a medida que avança para o centro do pino observa-se uma mistura de grãos austeníticos deformados com tamanho diferentes. O tamanho médio dos grãos austeníticos nesta micrografia é de 17,76 μm , crescimento de 41% comparado com o tamanho original.

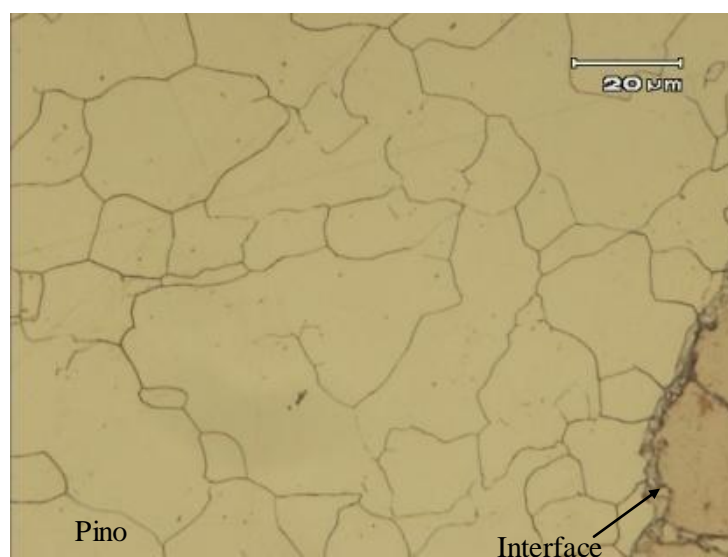


Figura 5.18 Microestrutura da interface lateral direita de soldagem. Grãos austeníticos de menor tamanho na interface da solda e maiores na direção do centro. Ataque eletrolítico: 60% HNO_3 40% H_2O , 1,5V, 20 s.

A Figura 5.19 mostra a microestrutura do pino austenítico a meio raio do lado direito da solda. Em comparação com a microestrutura do centro do pino, percebe-se que houve crescimento dos grãos austeníticos. O tamanho médio dos grãos nesta micrografia é de 20 μm , que representa um crescimento de 59% em relação ao tamanho original. Este efeito provavelmente se deve a elevada temperatura que o material atinge nesta região, apesar do pequeno tempo de soldagem, deve-se formar um grande térmico no eixo do raio.

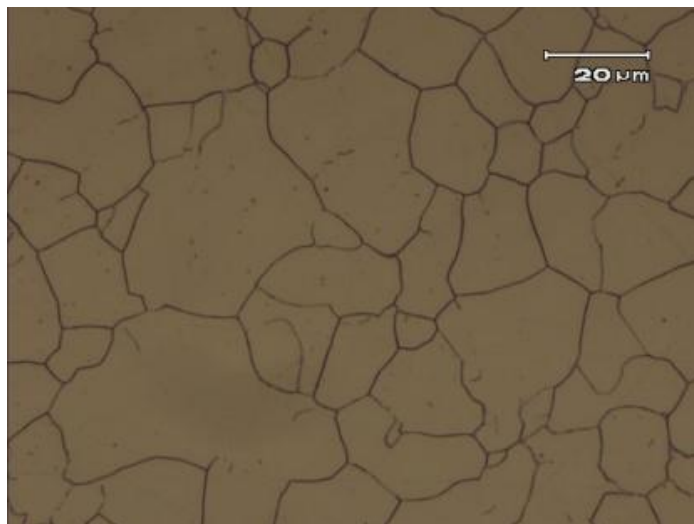


Figura 5.19 Microestrutura do meio raio do lado direito da solda. Mistura de tamanhos de grão austeníticos, com valor médio de 20 μm . Ataque eletrolítico: 60% HNO_3 40% H_2O , 1,5V, 20 s.

A Figura 5.20 mostra a microestrutura no centro do pino. Pode-se observar que o tamanho de grão está menor, com tamanho mais próximo à microestrutura original do pino consumível. Nesta região houve pouca ou nenhuma alteração microestrutural decorrente do processamento. O tamanho médio dos grãos nesta micrografia é 10,11 μm .

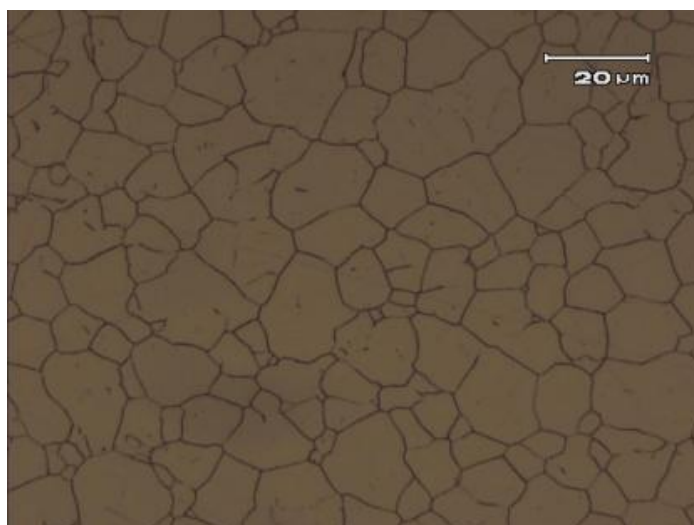


Figura 5.20 Microestrutura no centro do pino. Grãos austeníticos com 10,11 μm . Ataque eletrolítico: 60% HNO_3 40% H_2O , 1,5V, 20 s.

Na Figura 5.21 é observada a microestrutura do pino austenítico a meio raio já no lado esquerdo da solda. O tamanho médio dos grãos austeníticos é de 15 μm .

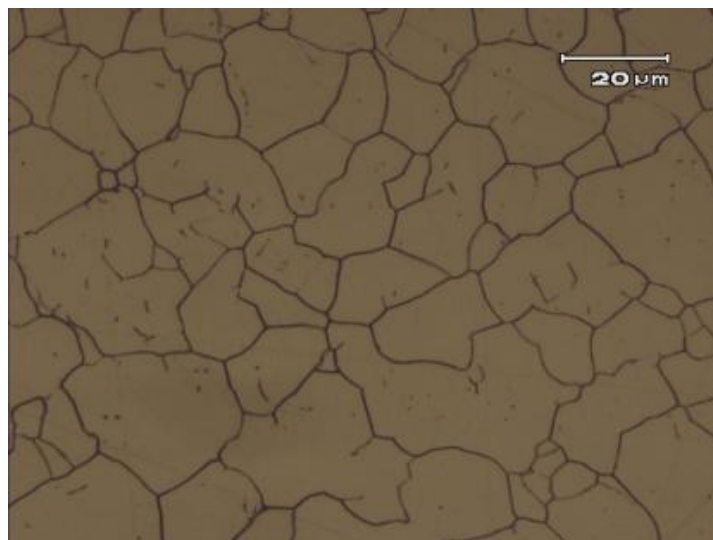


Figura 5.21 Microestrutura do meio raio do lado esquerdo da solda. Mistura de tamanhos de grãos austeníticos com valor médio de 15 μm . Ataque eletrolítico: 60% HNO_3 40% H_2O , 1,5V, 20 s.

Na Figura 5.22 é observada à micrografia da interface esquerda da solda. Pode-se constatar o crescimento do grão austenítico. O tamanho médio dos grãos austeníticos nesta micrografia é de 20,81 μm . Isto representa um crescimento de grão na ordem de 66 %. Esse crescimento de grão pode ser explicado por um maior aporte térmico, visto que a região analisada é adjacente a fonte de calor (interface) e por uma limitação de sentido de crescimento, também imposta pela interface.

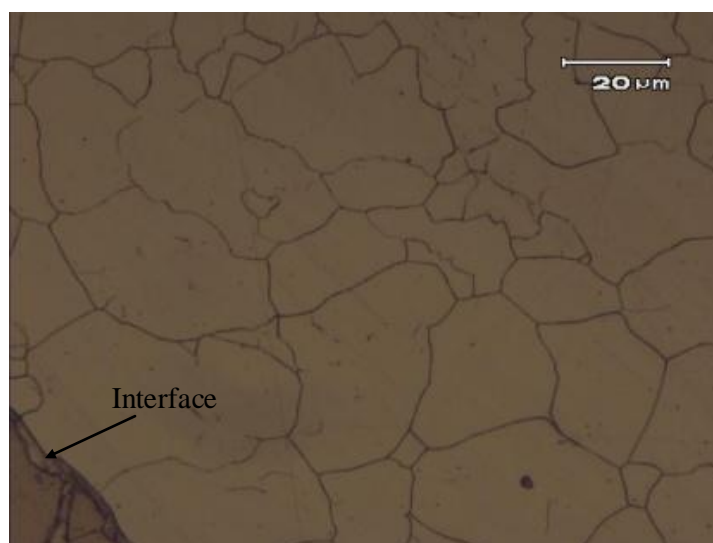


Figura 5.22 Microestrutura do pino austenítico na interface lateral da solda evidencia o crescimento do grão austenítico. Ataque eletrolítico: 60% HNO_3 40% H_2O , 1,5V, 20 s.

A Figura 5.23 mostra a microestrutura produzida pelo processo FHPP na solda com pino de AID. Diferentemente da solda com pino austenítico, não se observa desequilíbrio quantitativo de fase no metal de base, e no pino consumível e na interface observa-se um grande refino microestrutural, provavelmente motivado pelo efeito mecânico do processo.

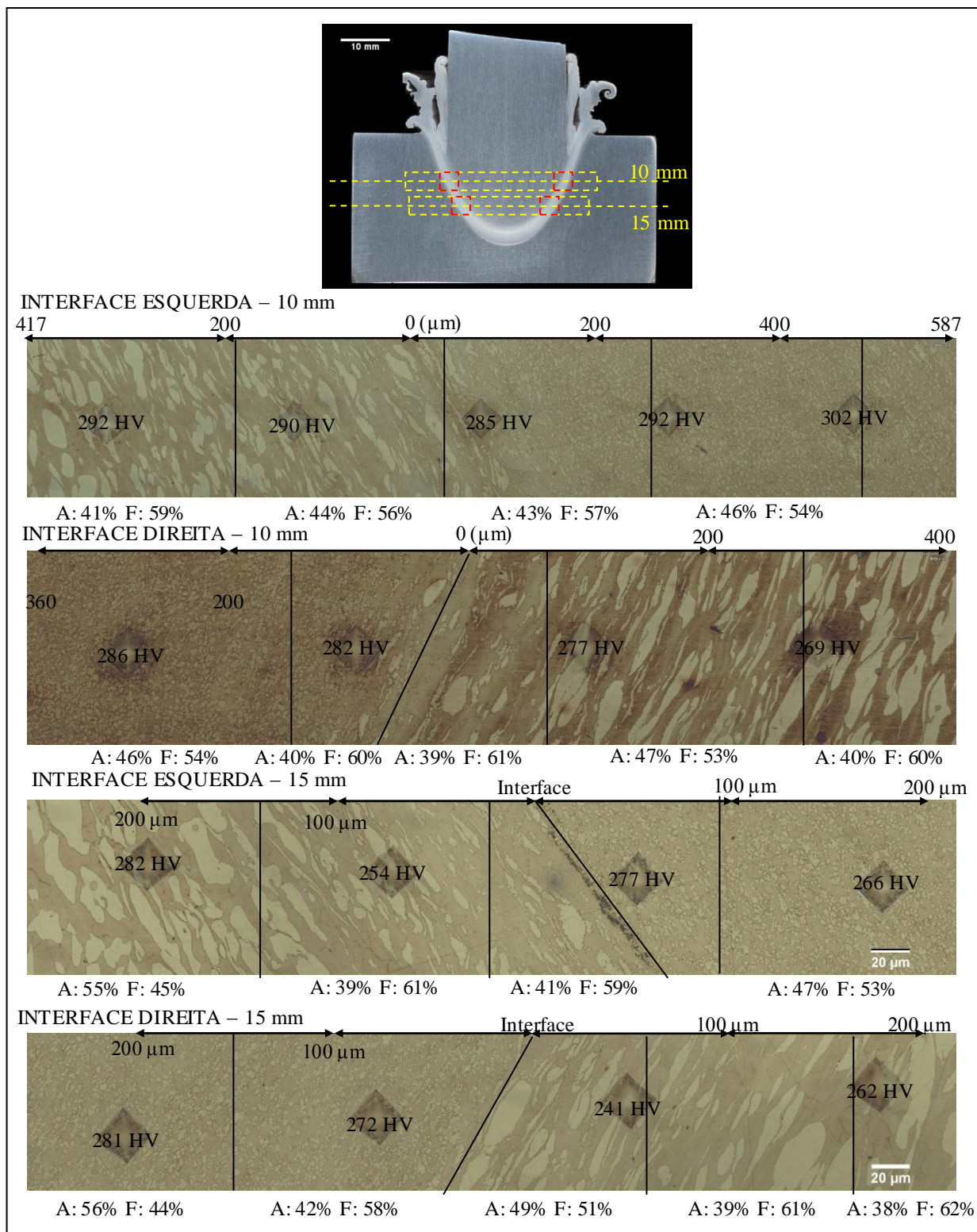


Figura 5.23 Localização do perfil microestrutural horizontal realizado na solda com pino de AID e nas alturas de 10 e 15 mm. Em detalhe as interfaces laterais de soldagem. Ataque eletrolítico: 60% HNO₃ 40% H₂O, 1,5V, 20 s.

Na sequência de figuras abaixo é mostrado com mais detalhe a evolução microestrutural do metal de base em direção a interface da solda com pino de AID na altura de 15 mm. A Figura 5.24 localiza as regiões em que foram investigadas as microestruturas e classifica as regiões. Não se verifica crescimento de grão ferrítico significativo, mas um refinamento da microestrutura motivada pelo efeito mecânico.

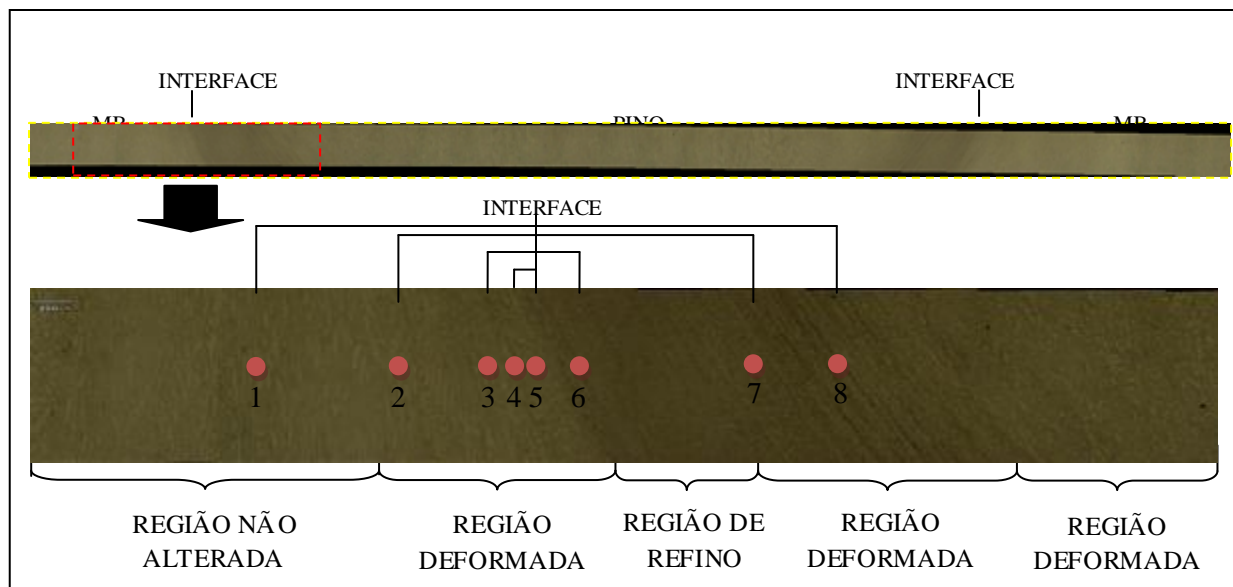


Figura 5.24 Localização do perfil microestrutural horizontal realizado na solda com pino de AID. Ataque eletrolítico: 60% HNO₃ 40% H₂O, 1,5V, 20 s.

A Figura 5.25 mostra a microestrutura que está a uma distância de 1540 μ m da interface. Esta microestrutura é composta de ilhas de austenita (γ) alongadas no sentido da laminação em matriz ferrítica (δ). Esta região não foi afetada pelo processamento.

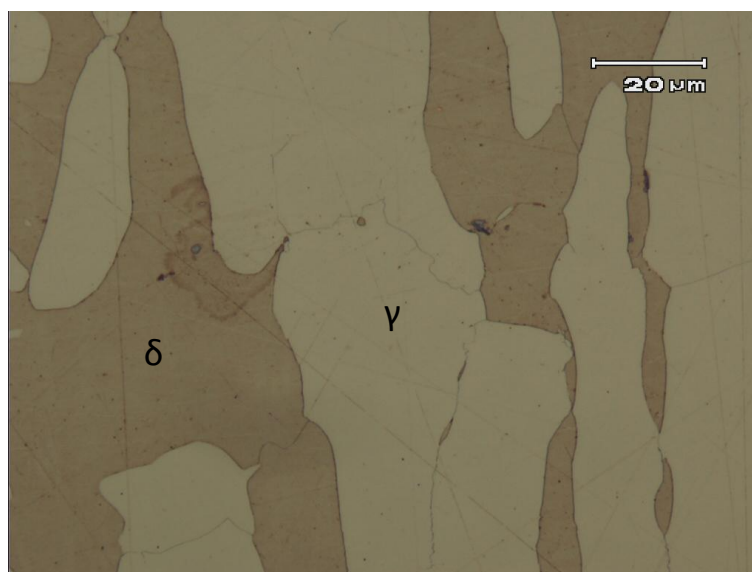


Figura 5.25 Microestrutura no ponto 1 a uma distância de 1540 μ m da interface. Matriz ferrítica e ilhas de austenita orientadas no sentido da laminação. Ataque eletrolítico: 60% HNO₃ 40% H₂O, 1,5V, 20 s.

A Figura 5.26 mostra a microestrutura que está a uma distância de 758 μm da interface. Nesta já se observa o efeito do processamento. As ilhas de austenita estão menores que as observadas na região que não foi afetada pelo processamento.

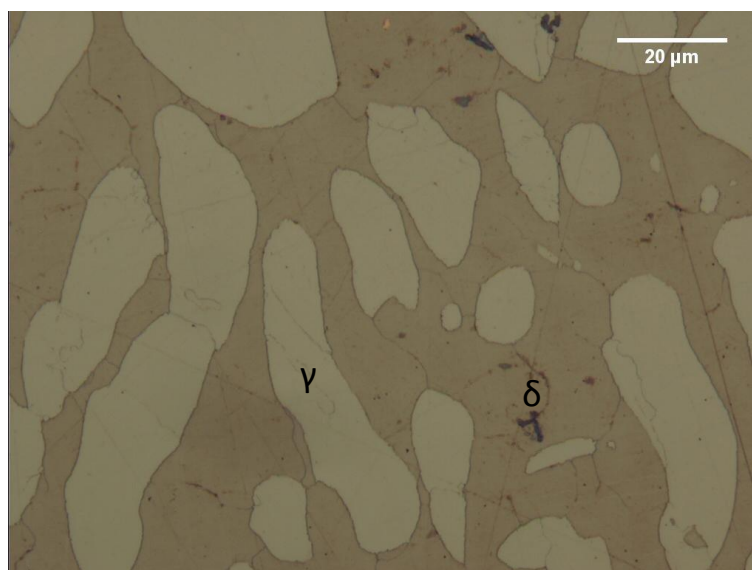


Figura 5.26 Microestrutura no ponto 2, a 758 μm da interface. Já se observa o efeito do processamento. Ataque eletrolítico: 60% HNO_3 40% H_2O , 1,5V, 20 s.

A Figura 5.27 mostra a microestrutura que está a uma distância de 265 μm da interface. Observam-se ilhas de austenita de tamanho reduzido, com morfologia do contorno da fase serrilhada e deformadas no sentido do processamento em matriz ferrítica.

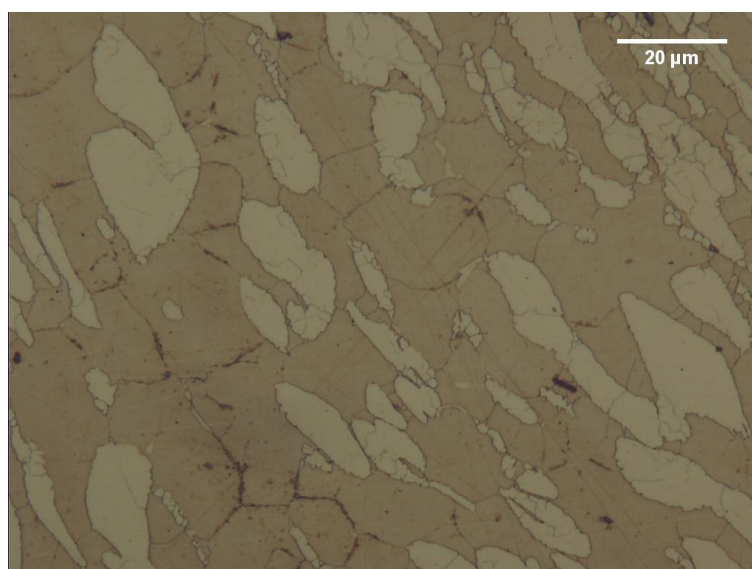


Figura 5.27 Microestrutura do ponto 3, a 265 μm da interface. Matriz ferrítica e ilhas de austenita de tamanho reduzido e contorno serrilhado, deformadas pelo processamento. Ataque eletrolítico: 60% HNO_3 40% H_2O , 1,5V, 20 s.

A Figura 5.28 mostra microestrutura que dista 120 μm da interface. No lado esquerdo da figura, ilhas de austenita maiores e do meio da figura para a direita, observa-se predominância de matriz ferrítica, tendendo a grãos equiaxiais e austenita serrilhada em contorno de grão ferrítico.

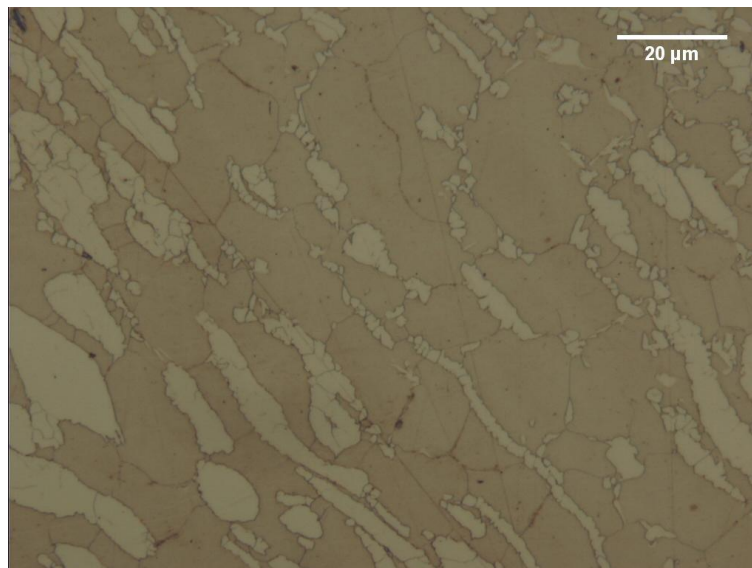


Figura 5.28 Microestrutura do ponto 4, a 120 μm da interface. À esquerda ilhas de austenita de tamanho reduzido, à direita grãos de ferrita equiaxiais e austenita com contorno serrilhado crescendo em contorno de grão ferrítico. Ataque eletrolítico: 60% HNO_3 40% H_2O , 1,5V, 20 s.

A Figura 5.29 mostra a interface da solda, nota-se inclusão de óxidos na interface de soldagem. A esquerda da interface não há crescimento do grão ferrítico como observado na solda com pino austenítico. No lado do pino observa-se microestrutura refinada.

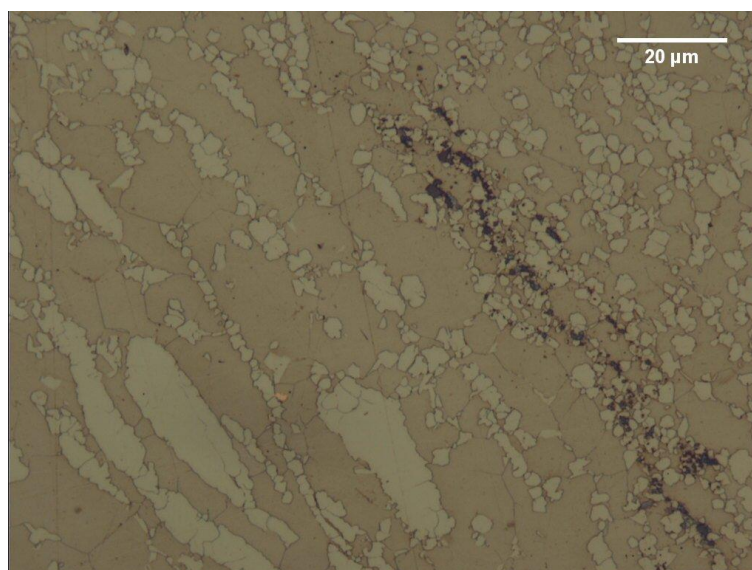


Figura 5.29 Microestrutura da interface esquerda da solda. Não houve crescimento do grão ferrítico. No lado direito da interface nota-se microestrutura refinada. Ataque eletrolítico: 60% HNO_3 40% H_2O , 1,5V, 20 s.

A Figura 5.30 mostra o lado direito da interface de soldagem (pino). Observa-se microestrutura com fase austenita refinada em matriz ferrítica.

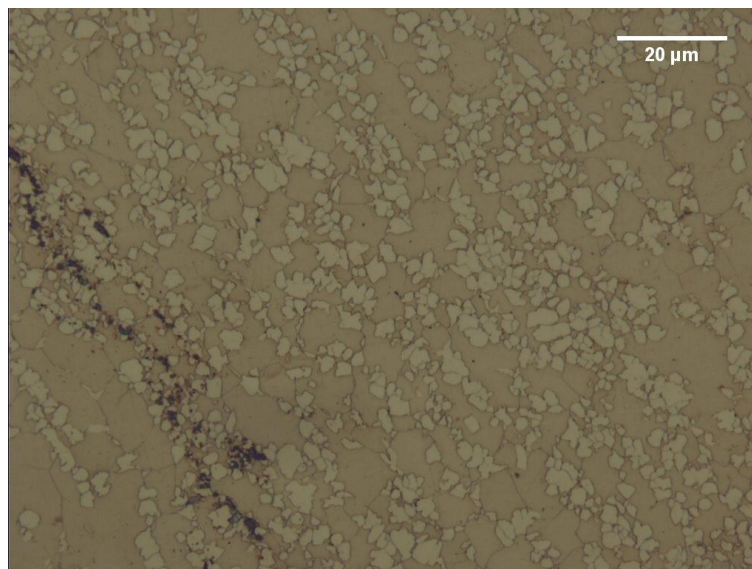


Figura 5.30 Microestrutura do lado direito da interface de soldagem apresentando matriz ferrítica e fase austenítica refinada. Ataque eletrolítico: 60% HNO_3 40% H_2O , 1,5V, 20 s.

A Figura 5.31 mostra microestrutura refinada (pino) a uma distância de 241 μm da interface. Esta se estende por boa parte do pino, devido ao fato, que nesta altura analisada (15 mm) estar próxima a extremidade do pino, região bastante afetada pelo processamento.

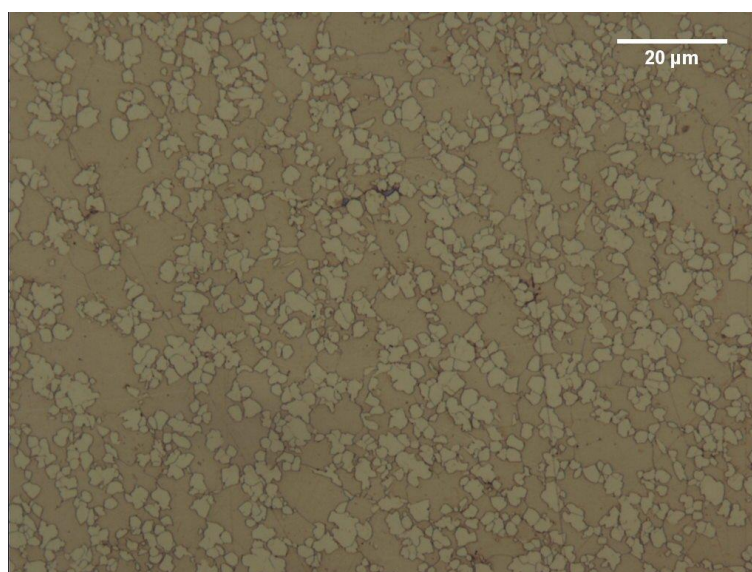


Figura 5.31 Microestrutura do ponto 6, pino processado a uma distância de 241 μm da interface. Matriz ferrítica e fase austenítica refinada. Ataque eletrolítico: 60% HNO_3 40% H_2O , 1,5V, 20 s.

A Figura 5.32 mostra a microestrutura do pino que está a uma distância de 1202 μm da interface. Observam-se ilhas de austenita de tamanho reduzido com contornos serrilhados. À medida que se distancia da interface de soldagem a microestrutura vai retornando a original do aço inoxidável dúplex.

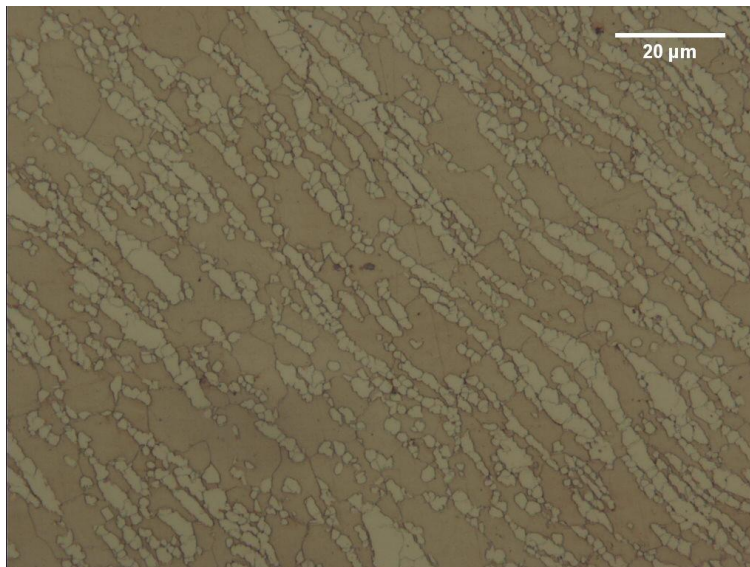


Figura 5.32 Microestrutura pino, ponto 7, a uma distância de 1202 μm da interface. Matriz ferrítica e ilhas de austenita de tamanho reduzido de contorno serrilhado. Ataque eletrolítico: 60% HNO_3 40% H_2O , 1,5V, 20 s.

A Figura 5.33 mostra a microestrutura do pino que está a uma distância de 1660 μm da interface de soldagem. Já se observa algumas ilhas de austenita de maior tamanho, mas todas com os contornos serrilhados e deformados no sentido do processamento.

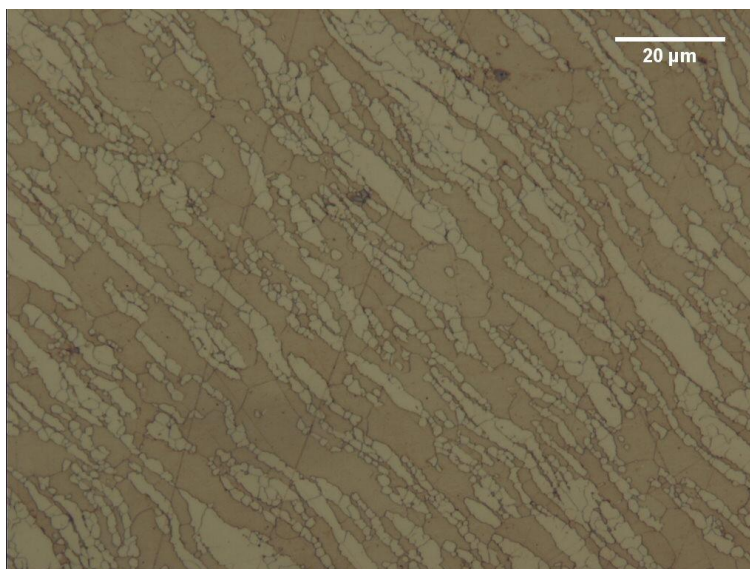


Figura 5.33 Microestrutura do pino a uma distância de 1660 μm da interface de soldagem. Ponto 8. Matriz ferrítica e algumas ilhas de austenita de maior tamanho, todas de contornos serrilhados e deformados no sentido do processamento. Ataque eletrolítico: 60% HNO_3 40% H_2O , 1,5V, 20 s.

5.3 Perfil Microestrutural Vertical

A Figura 5.34 mostra a localização da análise microestrutural vertical realizada na amostra soldada com pino consumível de aço inoxidável austenítico. Em detalhe a seção analisada no eixo de simetria do pino e a localização das micrografias realizadas.

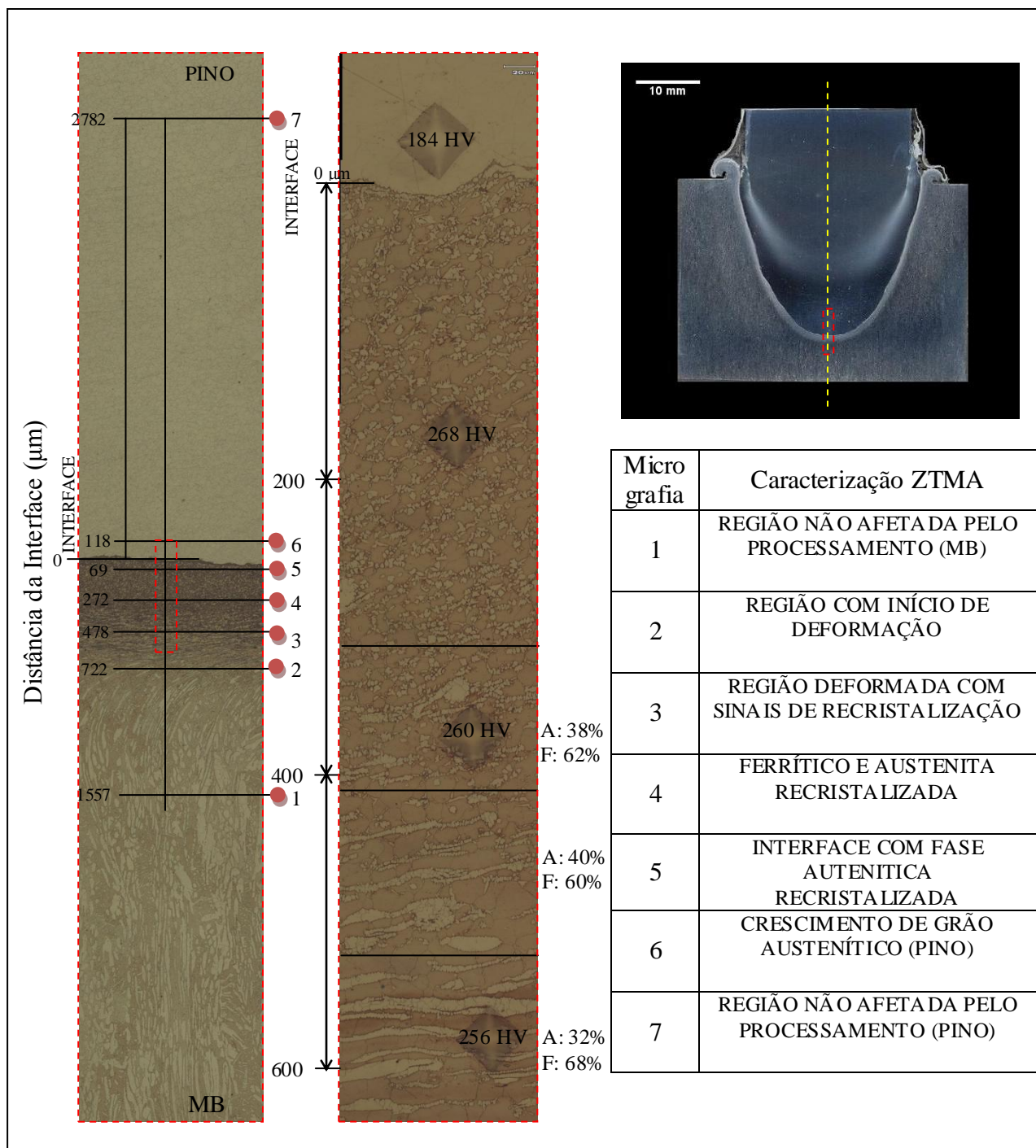


Figura 5.34 Localização do perfil microestrutural vertical no pino realizado na amostra soldada com pino consumível de aço inoxidável austenítico. Ataque eletrolítico: 60% HNO₃ 40% H₂O, 1,5V, 20 s.

A Figura 5.35 mostra a microestrutura do ponto 1, que está a uma distância de 1557 μm da interface. Esta é composta de matriz de ferrita (δ) e ilhas de austenita (γ). A microestrutura não foi afetada pelo processamento, mantendo a característica original do aço inoxidável dúplex.

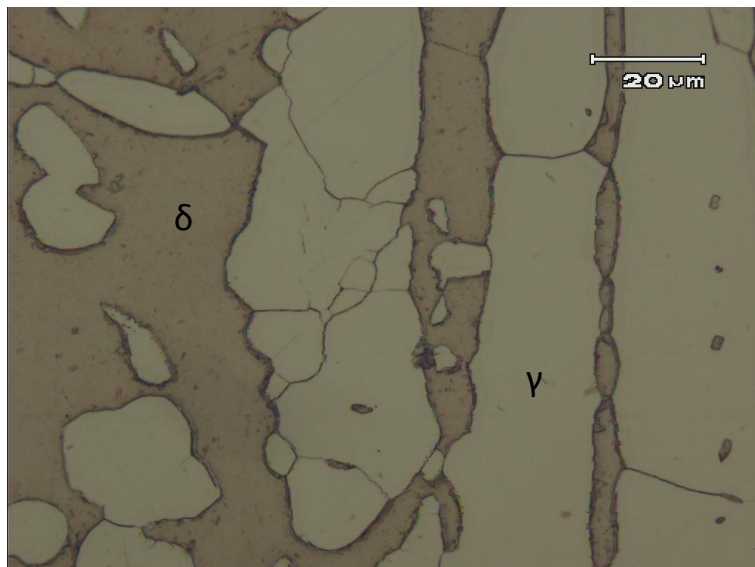


Figura 5.35 Microestrutura do ponto 1, matriz de ferrita (δ) e ilhas de austenita (γ), alongadas no sentido da laminação e não afetadas pelo processamento. Ataque eletrolítico: 60% HNO_3 40% H_2O , 1,5V, 20 s.

A Figura 5.36 mostra a microestrutura que está a 722 μm de distância da interface, ponto 2. Já se observa o efeito do processamento termo-mecânico. As ilhas de austenita estão menores e deformadas no sentido do processamento. E os contornos dos grãos de ferrita estão mais definidos.

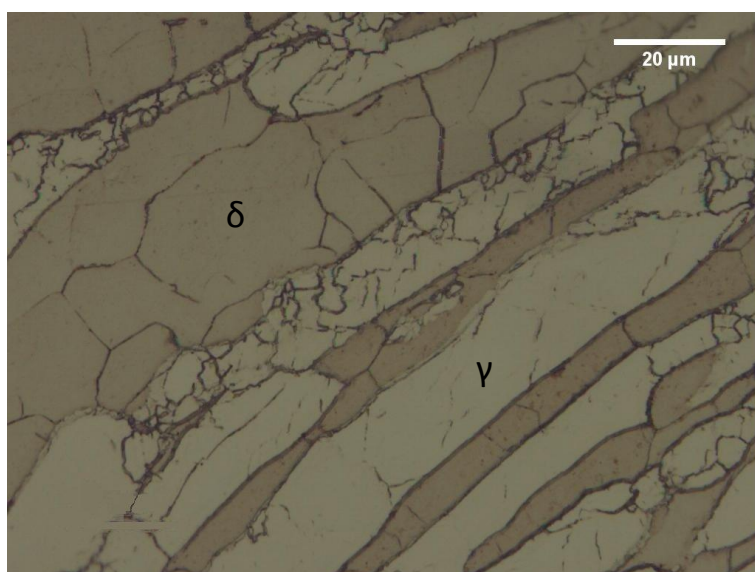


Figura 5.36 Microestrutura do ponto 2 (722 μm da interface). Matriz de ferrita (δ) e ilhas de austenita (γ), deformadas no sentido do processamento mecânico. Ataque eletrolítico: 60% HNO_3 40% H_2O , 1,5V, 20 s.

Na Figura 5.37 observa-se a microestrutura do ponto 3, que está a 478 μm de distância da interface. Pode-se observar que as ilhas de austenita estão paralelas a interface de soldagem, de tamanho menor em relação à microestrutura original do AID e algumas ilhas apresentam fraturas e com contornos de grão de morfologia serrilhada.

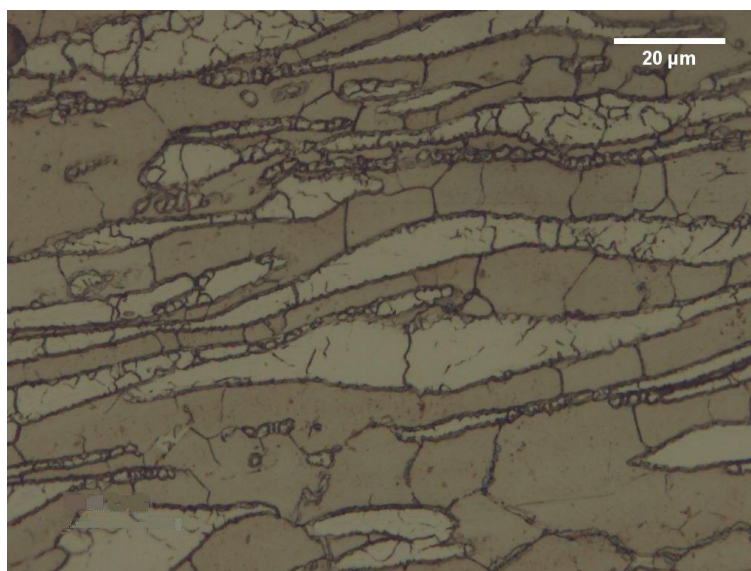


Figura 5.37 Microestrutura do ponto 3 - Matriz de ferrita (δ) e ilhas de austenita (γ), paralelas a interface de soldagem e com os contornos de grão serrilhados. Ataque eletrolítico: 60% HNO_3 40% H_2O , 1,5V, 20 s.

Na Figura 5.38 observa-se a microestrutura do ponto 4, que está a 272 μm de distância da interface. Pode-se observar a predominância da fase ferrítica e que houve recristalização da fase austenítica.

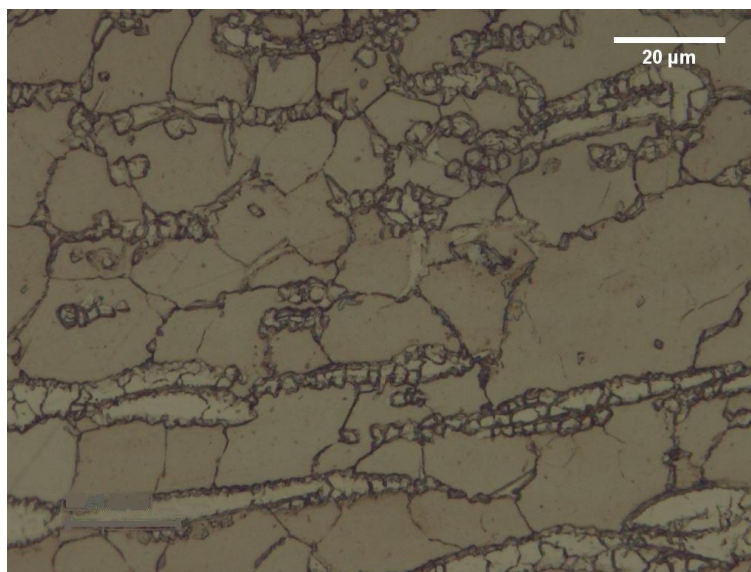


Figura 5.38 Microestrutura do ponto 4 (272 μm da interface), matriz de ferrita (δ) predominante e ilhas de austenita (γ) de tamanho reduzido e recristalização. Ataque eletrolítico: 60% HNO_3 40% H_2O , 1,5V, 20 s.

Na Figura 5.39, observa-se a microestrutura do ponto 5, que está a 69 μm de distância da interface. Esta micrografia mostra a microestrutura do metal base de AID, adjacente a interface de soldagem. Observam-se grãos de ferrita tendendo a morfologia equiaxial e austenita crescendo nos contornos de grãos.

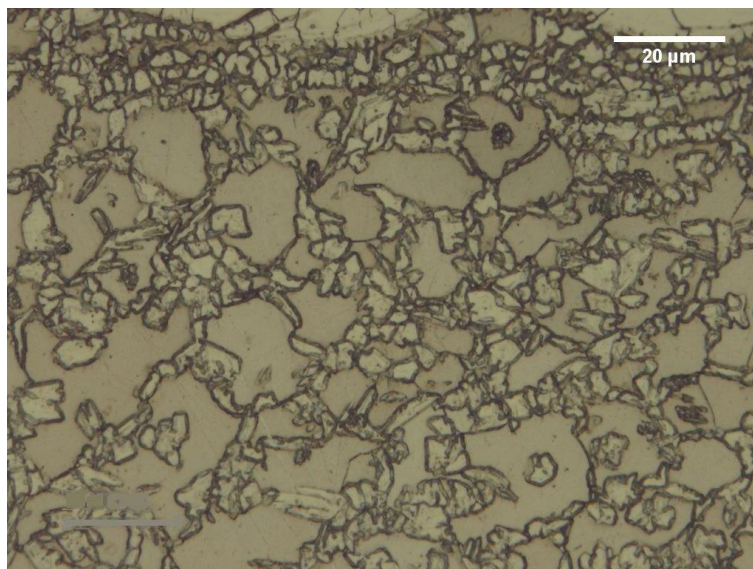


Figura 5.39 Microestrutura do ponto 5 (MB), adjacente a interface de soldagem, grãos de ferrita (δ) tendendo a morfologia equiaxial e fase austenita (γ) crescendo nos contornos de grão. Ataque eletrolítico: 60% HNO_3 40% H_2O , 1,5V, 20 s.

A Figura 5.40 mostra a interface vertical de soldagem no eixo de simetria do pino, nota-se o crescimento do grão austenítico.

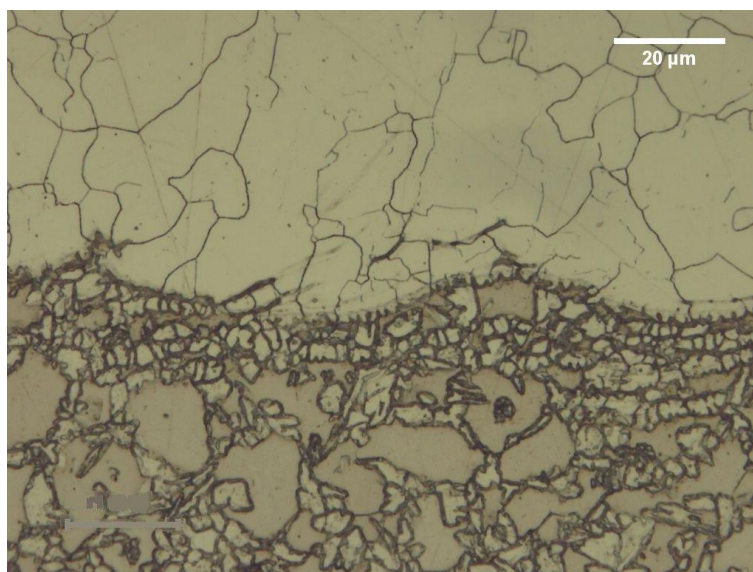


Figura 5.40 Microestrutura da interface de soldagem. Grãos de ferrita (δ) tendendo a morfologia equiaxial e fase austenita (γ) crescendo nos contornos de grãos. Ataque eletrolítico: 60% HNO_3 40% H_2O , 1,5V, 20 s.

Na Figura 5.41 observa-se a microestrutura do pino austenítico adjacente a interface de soldagem. Percebe-se mistura de grãos austeníticos de diferentes tamanhos com grãos grandes de austenita. O tamanho médio do grão austenítico é de 15 μm .

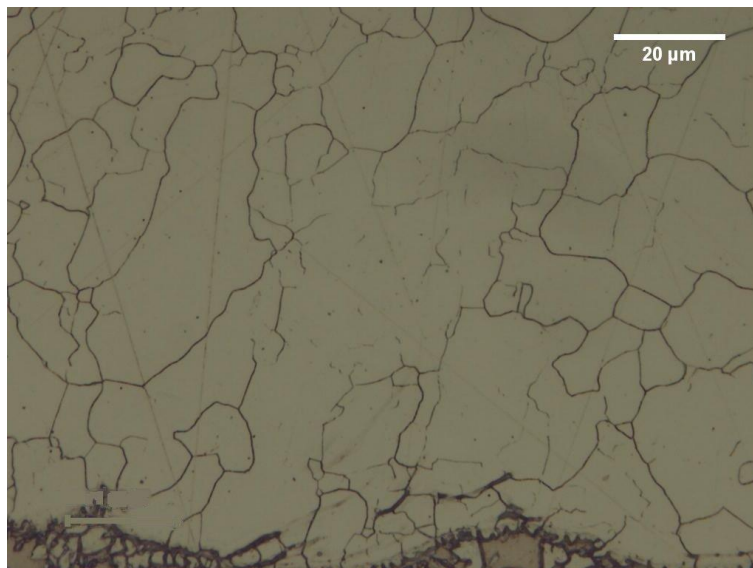


Figura 5.41 Microestrutura do pino adjacente a interface de soldagem. Grãos de austenita deformados e com mistura de tamanhos. Tamanho médio do grão de 15 μm . Ataque eletrolítico: 60% HNO_3 40% H_2O , 1,5V, 20 s.

Na Figura 5.42, é apresentada a microestrutura no meio do pino. Região a qual não foi afetada pelo processamento. O tamanho médio do grão austenítico é de 9,63 μm .

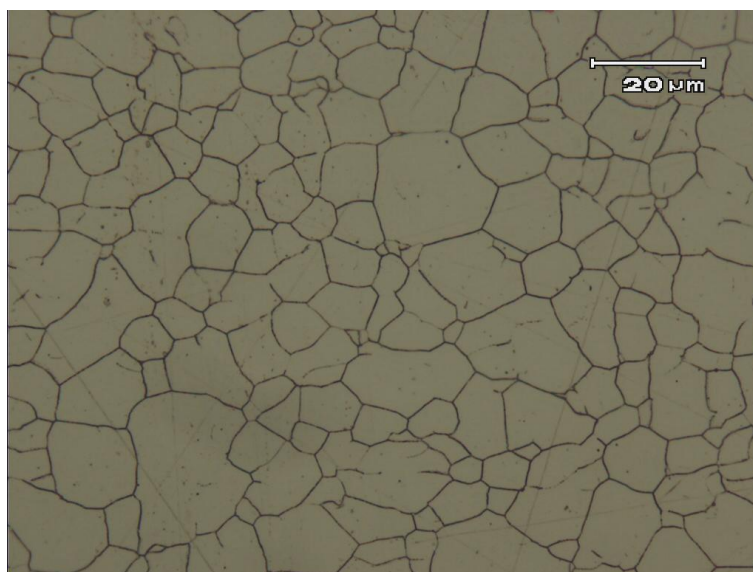


Figura 5.42 Microestrutura do pino em região não afetada pelo processamento (meio do pino). Grãos de austenita com tamanho médio de 9,63 μm . Ataque eletrolítico: 60% HNO_3 40% H_2O , 1,5V, 20 s.

A Figura 5.43 mostra a localização da análise microestrutural realizada na solda de chapa de aço inoxidável dúplex com pino de mesmo material. Em detalhe a seção analisada no eixo vertical de simetria do pino.

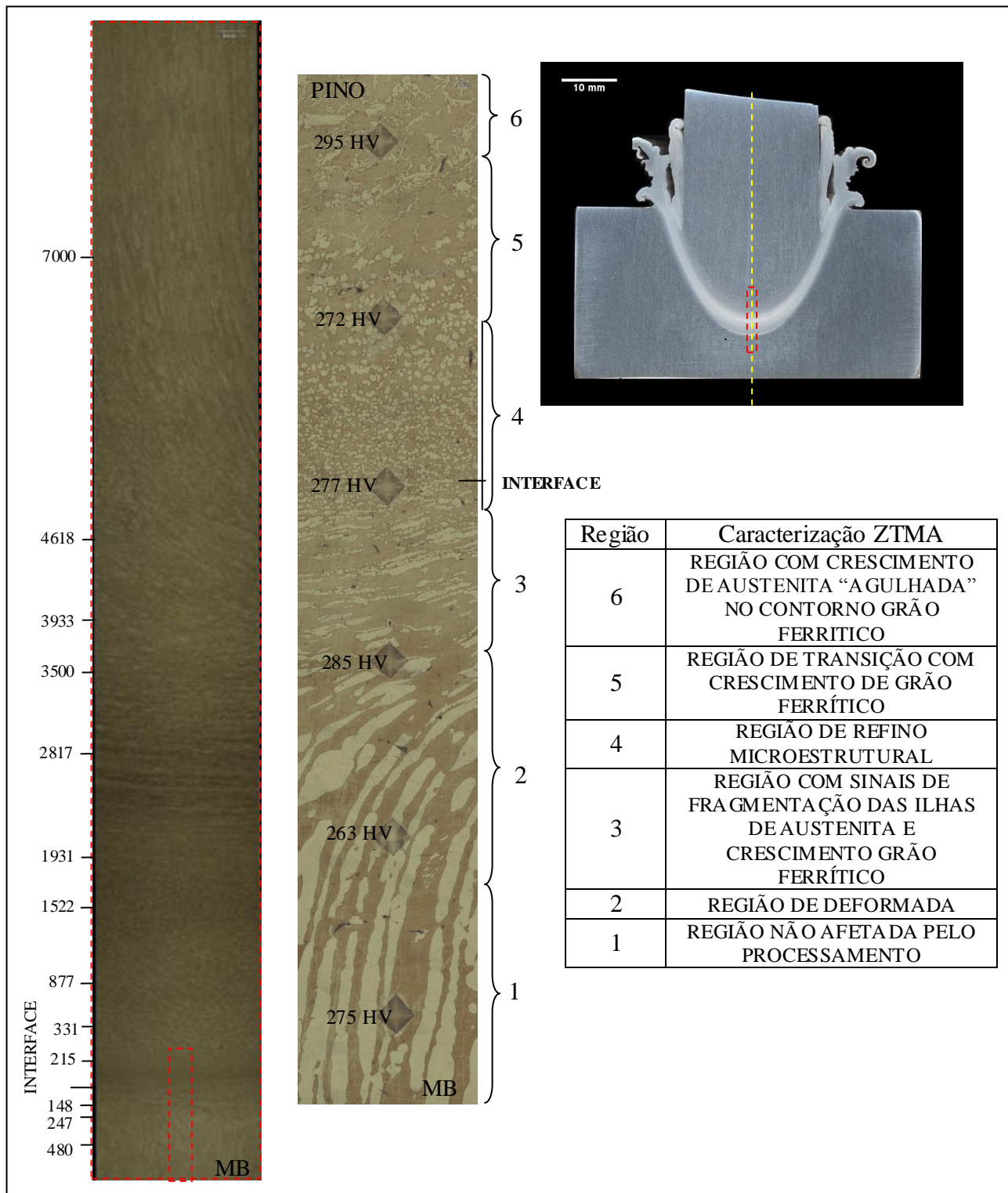


Figura 5.43 Localização do perfil microestrutural vertical no pino realizado na amostra soldada com pino consumível de aço inoxidável dúplex. Ataque eletrolítico: 60% HNO₃ 40% H₂O, 1,5V, 20 s.

Na sequência de figuras abaixo é apresentada a evolução microestrutural do metal de base em direção a interface da soldagem no eixo vertical de simetria da amostra soldada com pino consumível de AID. A Figura 5.44 mostra a microestrutura a uma distância de 1456 μm da interface. Pode-se observar que nesta região não houve alteração devido ao processamento.

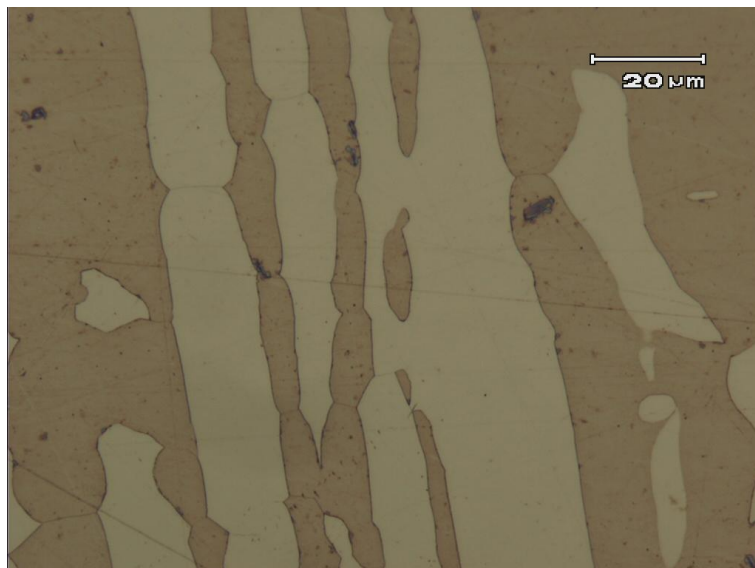


Figura 5.44 Microestrutura a 1456 μm da interface, matriz de ferrita (δ) e ilhas de austenita (γ), microestrutura original do aço inoxidável dúplex. Ataque eletrolítico: 60% HNO_3 40% H_2O , 1,5V, 20 s.

A Figura 5.45 mostra a microestrutura do metal de base a uma distância de 480 μm da interface. Nesta região já se observa o efeito do processamento. As ilhas de austenita estão se deformando no sentido do processamento.

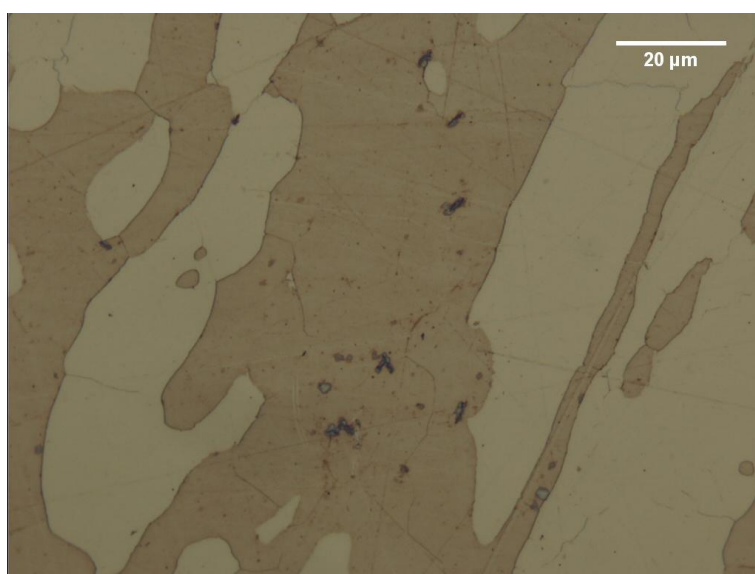


Figura 5.45 Microestrutura a 480 μm da interface, matriz de ferrita (δ) e ilhas de austenita (γ) deformando no sentido do processamento. Ataque eletrolítico: 60% HNO_3 40% H_2O , 1,5V, 20 s.

A Figura 5.46 mostra a microestrutura do metal de base a uma distância de 247 μm da interface. Pode-se observar que as ilhas de austenita estão praticamente paralelas a interface de soldagem. Percebe-se que as ilhas de austenita na parte inferior da figura estão maiores e com a morfologia do contorno pouco serrilhada, enquanto que na parte superior da figura as ilhas estão mais segmentadas.

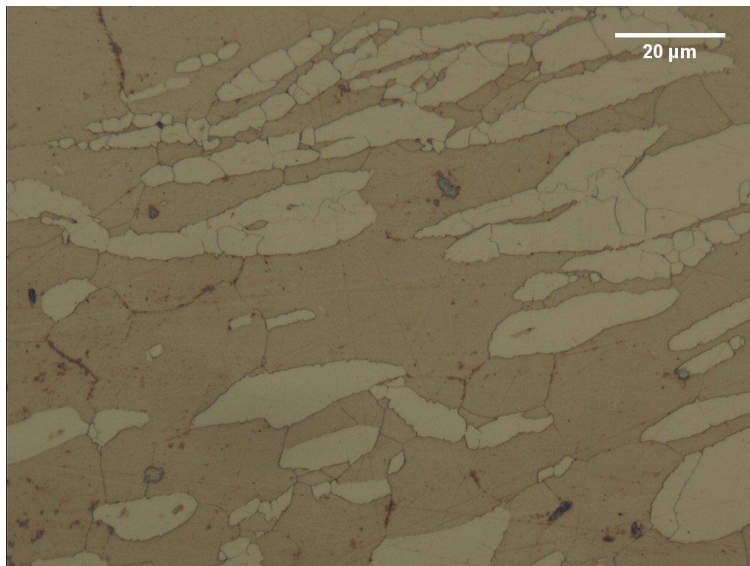


Figura 5.46: Microestrutura a 247 μm da interface, matriz de ferrita (δ) e ilhas de austenita (γ) se deformando no sentido do processamento. Ataque eletrolítico: 60% HNO_3 40% H_2O , 1,5V, 20 s.

A Figura 5.47 mostra a microestrutura do metal de base a uma distância 148 μm da interface. Pode-se observar que há uma predominância da fase ferrítica e as ilhas de austenita estão todas segmentadas e paralelas a interface de soldagem.

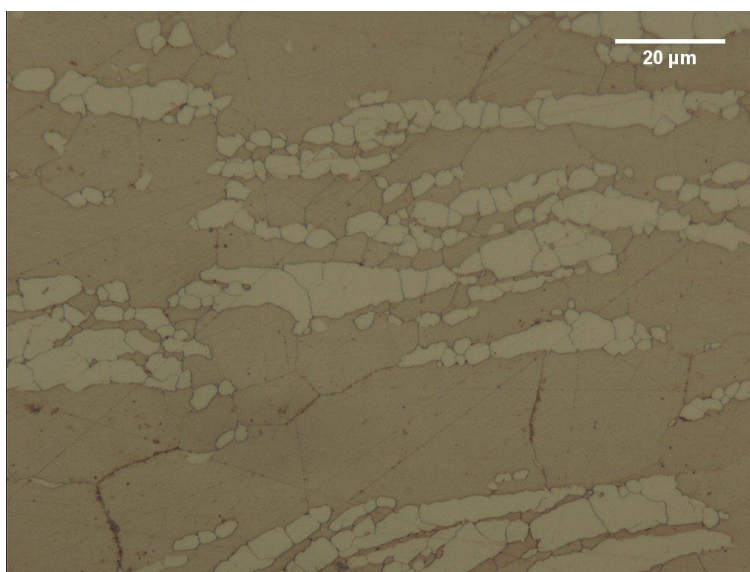


Figura 5.47 Microestrutura a 247 μm da interface, matriz de ferrita (δ) e ilhas de austenita (γ) deformando no sentido do processamento. Ataque eletrolítico: 60% HNO_3 40% H_2O , 1,5V, 20 s.

A Figura 5.48 mostra a microestrutura do metal de base adjacente a interface de soldagem. Observa-se uma região de transição. Na parte inferior da figura, as ilhas de austenita se apresentam parcialmente segmentadas, porém unidas e paralelas a interface, e na parte superior da figura já se observa as ilhas bastante segmentadas.

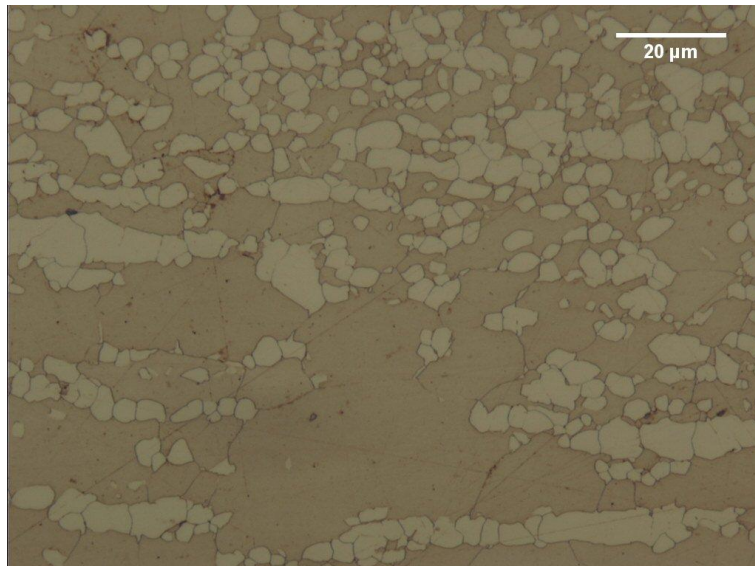


Figura 5.48 Microestrutura adjacente a interface da soldagem. Região de transição. Ataque eletrolítico: 60% HNO₃ 40% H₂O, 1,5V, 20 s.

A Figura 5.49 mostra a microestrutura da interface de soldagem. Observa-se elevado refino microestrutural com equilíbrio quantitativo de fases, característica do processo termo-mecânico empregado. Tal microestrutura é conhecida por proporcionar elevado escoamento ao material em processamento. O refino dos grãos austeníticos com morfologia mais arredondada auxiliam no comportamento de super-plasticidade.

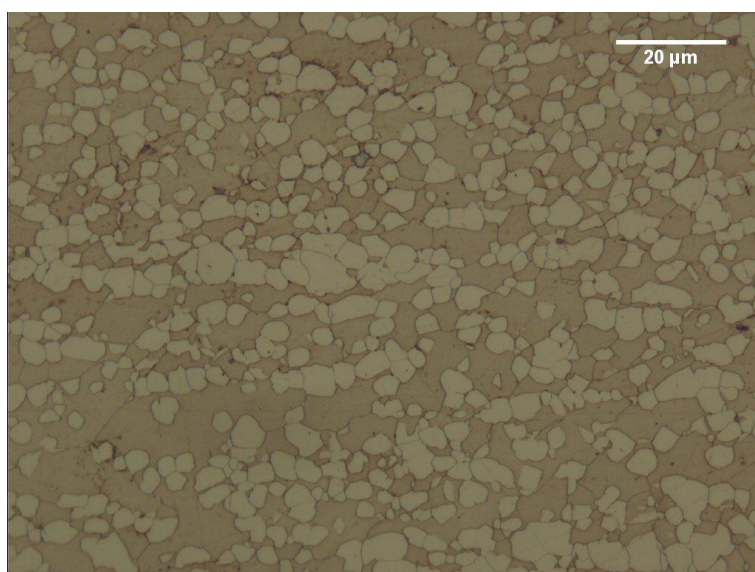


Figura 5.49 Microestrutura da interface da solda no eixo vertical de simetria. Elevado refino austenítico e grãos arredondados, propiciando super-plasticidade. Ataque eletrolítico: 60% HNO₃ 40% H₂O, 1,5V, 20 s.

Avançando em direção ao pino, a Figura 5.50 mostra uma região de transição, a 215 μm da interface. Grãos refinados de austenita se transformam em grãos ferríticos tendendo a forma equiaxial com austenita de morfologia mais “agulhada” crescendo nos contornos.

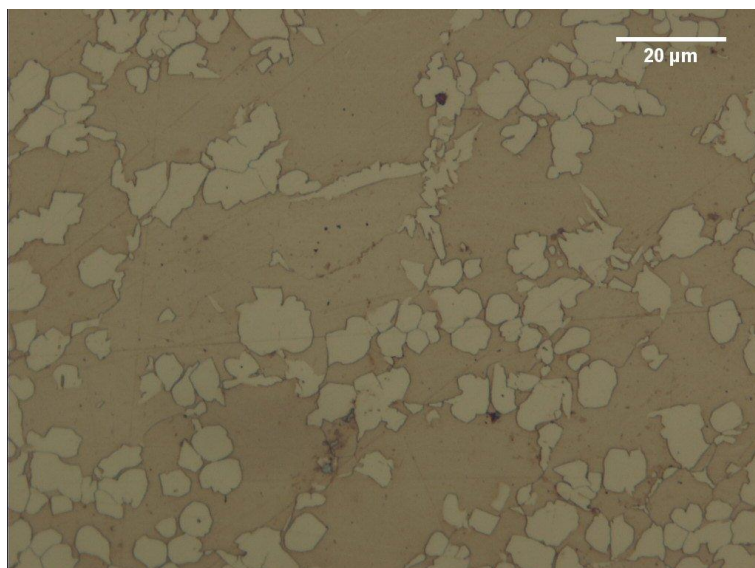


Figura 5.50 Microestrutura à 215 μm da interface, região de transição. Grãos austeníticos refinados se transformando em ferrita e austenita agulhada no contorno. Ataque eletrolítico: 60% HNO_3 40% H_2O , 1,5V, 20 s.

A Figura 5.51 evidencia a morfologia equiaxial ferrítica e o crescimento da fase austenítica a partir dos contornos de grão da matriz. Alguns grãos de austenita lembram uma morfologia mais “agulhada”, característica da microestrutura Widmannstatten.

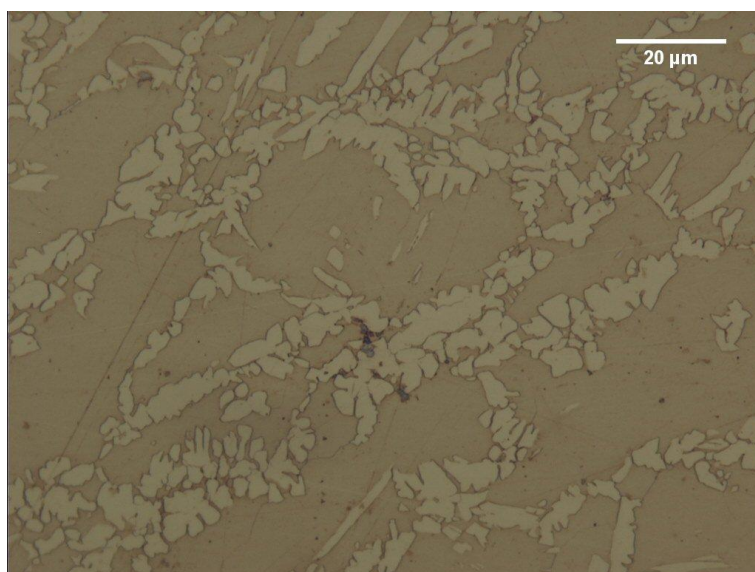


Figura 5.51 Microestrutura a 331 μm da interface, matriz ferrítica e fase austenítica crescendo a partir dos contornos de grão de forma “agulhada”. Ataque eletrolítico: 60% HNO_3 40% H_2O , 1,5V, 20 s.

Avançando no perfil microestrutural vertical do pino, a Figura 5.52 mostra microestrutura à 877 μm da interface. Observa-se o crescimento da fase austenítica e uma região mais refinada antes das ilhas de austenita começarem a tomar forma novamente.

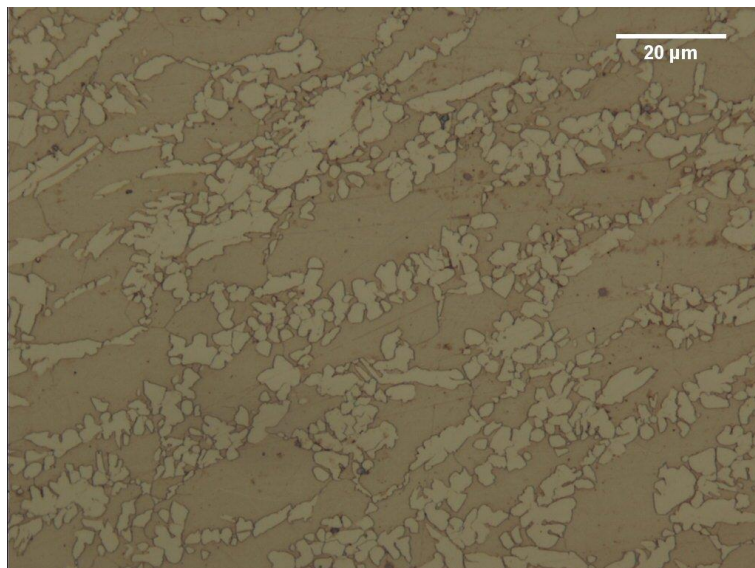


Figura 5.52 Microestrutura a 877 μm da interface, região com o crescimento da fase austenítica com morfologia “agulhada” a partir dos contornos da matriz. Ataque eletrolítico: 60% HNO_3 40% H_2O , 1,5V, 20 s.

A Figura 5.53 mostra a microestrutura à 1522 μm da interface. Observa-se novamente uma região de refino microestrutural.

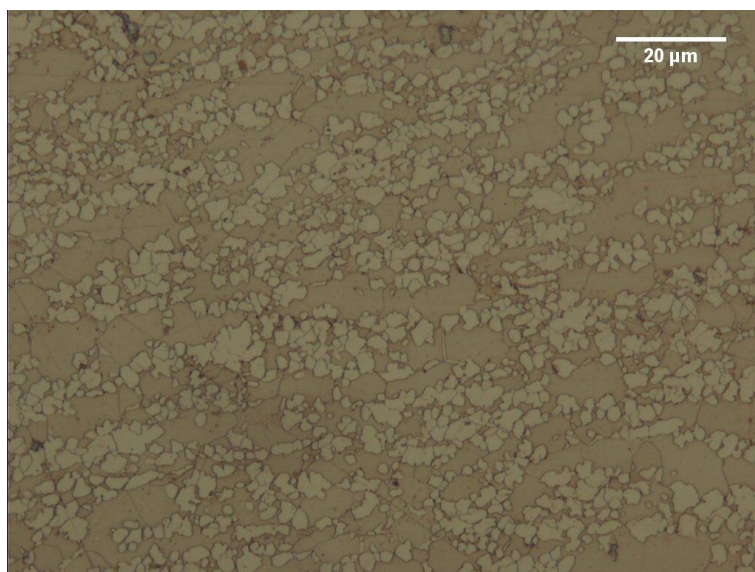


Figura 5.53 Microestrutura a 1522 μm da interface observa-se novamente uma região de refino microestrutural. Ataque eletrolítico: 60% HNO_3 40% H_2O , 1,5V, 20 s.

A Figura 5.54 apresenta a microestrutura à 1931 μm da interface. Observa-se que as ilhas de austenita estão paralelas a interface e segmentadas, porém unidas. Observa-se que aos poucos a microestrutura refinada vai retornando a morfologia original do aço inoxidável dúplex.

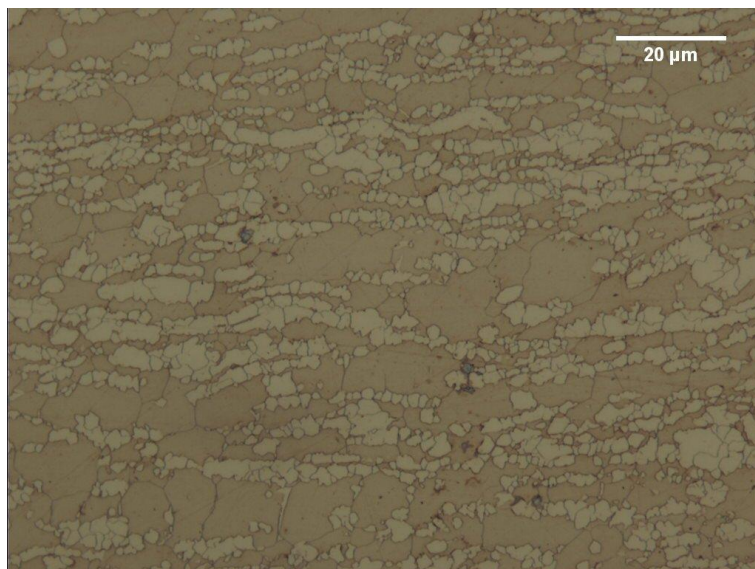


Figura 5.54 Microestrutura a 1931 μm da interface, ilhas de austenita segmentadas, porém unidas em matriz ferrítica. Ataque eletrolítico: 60% HNO_3 40% H_2O , 1,5V, 20 s.

A Figura 5.55 mostra a microestrutura à 2817 μm da interface. Observa-se as ilhas de austenita de tamanho mais semelhante a da estrutura original, porém bastante fragmentadas pelo processamento.

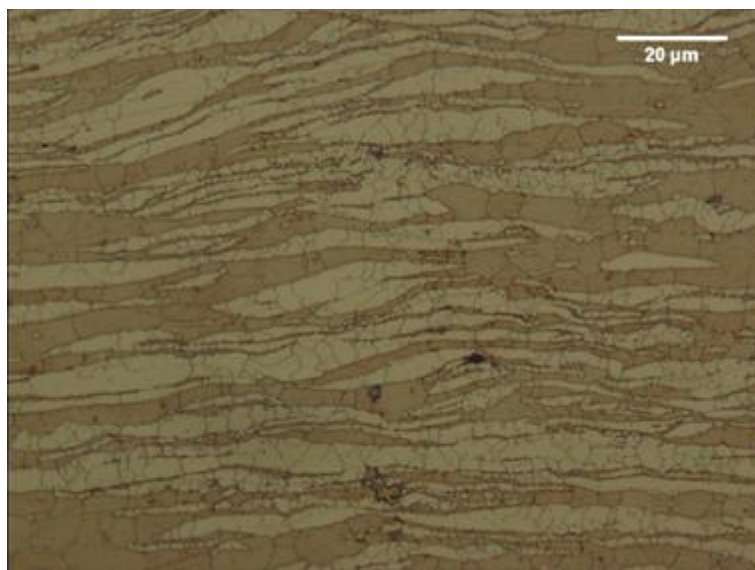


Figura 5.55 Microestrutura a 2817 μm da interface, ilhas de austenita de tamanho semelhante à microestrutura original do AID, porém bastante fragmentadas. Ataque eletrolítico: 60% HNO_3 40% H_2O , 1,5V, 20 s.

A Figura 5.56 mostra a microestrutura à 3500 μm da interface. Nesta região observa-se as ilhas de austenita de tamanho semelhante a microestrutura original do AID, com poucos sinais de fragmentação e estão praticamente paralelas a interface de soldagem.

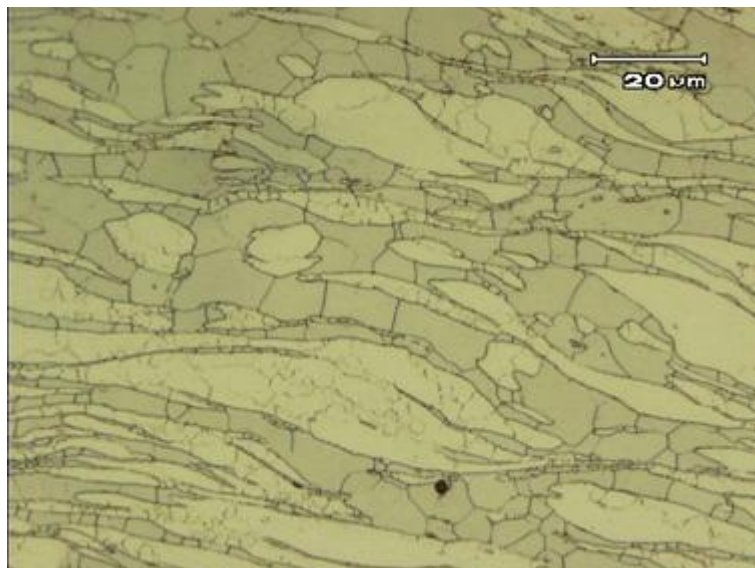


Figura 5.56 Microestrutura a 3500 μm da interface, ilhas de austenita de tamanho semelhante à microestrutura original do AID, porém com sinais de fragmentação. Ataque eletrolítico em solução de ácido oxálico 10%, 3,0 V, 30 segundos.

A Figura 5.57 mostra a microestrutura à 3933 μm da interface. Nesta região observa-se o efeito do processamento, as ilhas de austenita estão deformadas no sentido do processamento e de tamanho menor que o original.

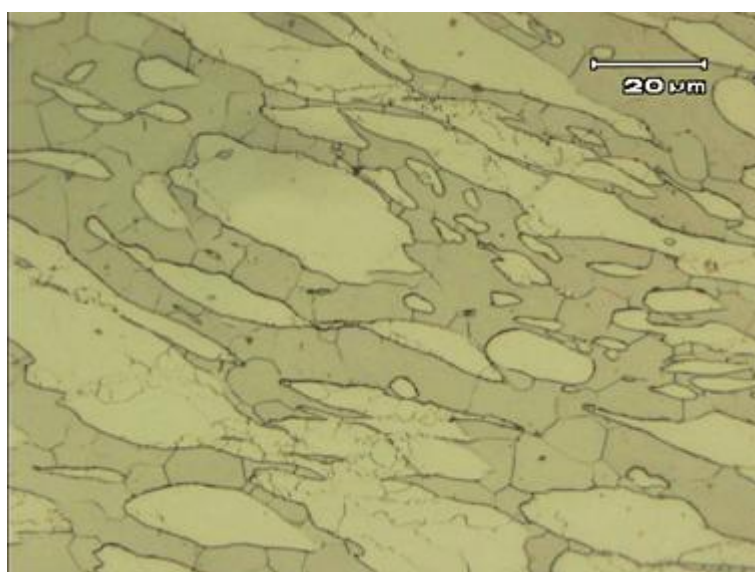


Figura 5.57 Microestrutura a 3933 μm da interface, ilhas de austenita menores que a microestrutura original do AID e deformada no sentido do processamento. Ataque eletrolítico em solução de ácido oxálico 10%, 3,0 V, 30 segundos.

A Figura 5.58 mostra a microestrutura à 4618 μm da interface. Nesta região observa-se o efeito do processamento, as ilhas de austenita estão deformadas no sentido do processamento.

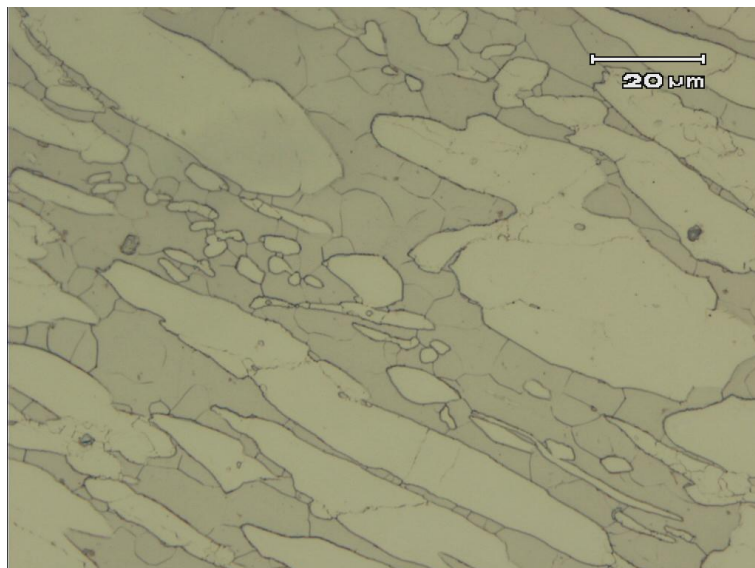


Figura 5.58 Microestrutura do ponto 4, região com o crescimento da fase austenítica com morfologia alinhada a partir dos contornos da matriz ferrítica. Ataque eletrolítico em solução de ácido oxálico 10%, 3,0 V, 30 segundos.

A Figura 5.59 mostra a microestrutura à 7000 μm da interface. Nesta região a microestrutura não foi afetada pelo processamento, permanecendo a microestrutura original do aço inoxidável dúplex.

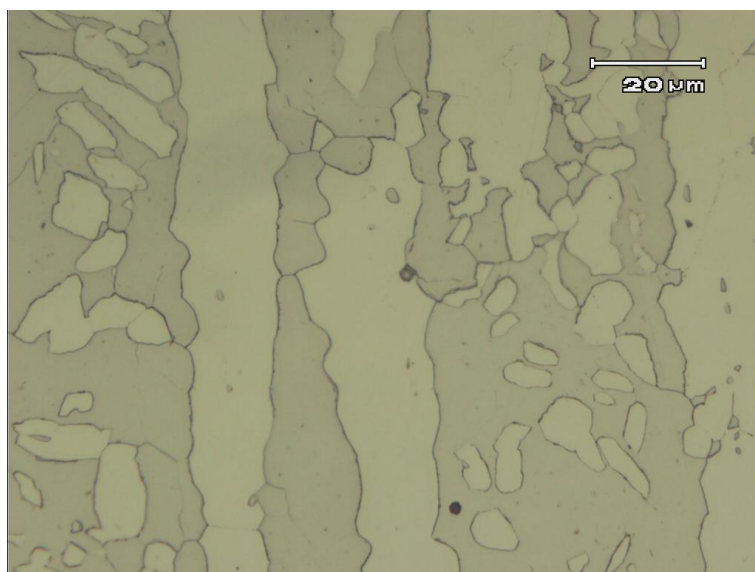


Figura 5.59 Microestrutura a 7000 da interface, ilhas de austenita orientadas no sentido da laminação em matriz ferrítica. Microestrutura não afetada pelo processamento. Ataque eletrolítico em solução de ácido oxálico 10%, 3,0 V, 30 segundos.

5.4 Ensaio para verificação da presença de fases prejudiciais as propriedades mecânicas dos aços inoxidáveis dúplex (ASTM A923-08)

A norma ASTM A923-08 estabelece a utilização de ataque eletrolítico com solução aquosa de NaOH 40% para verificar a presença de fases intermetálicas prejudiciais as propriedades mecânicas do material. A Figura 5.60 mostra a realização deste ensaio na amostra soldada com pino consumível de aço inoxidável austenítico. Não foi verificada a presença da fase sigma ou outra fase intermetálica na soldagem com pino consumível austenítico. Apenas foi observado um ataque mais acentuado em alguns contornos de grão em região afetada pelo calor da soldagem, isto sugere precipitação de carbonetos ou compostos intermetálicos no contorno de grão na ZAC.

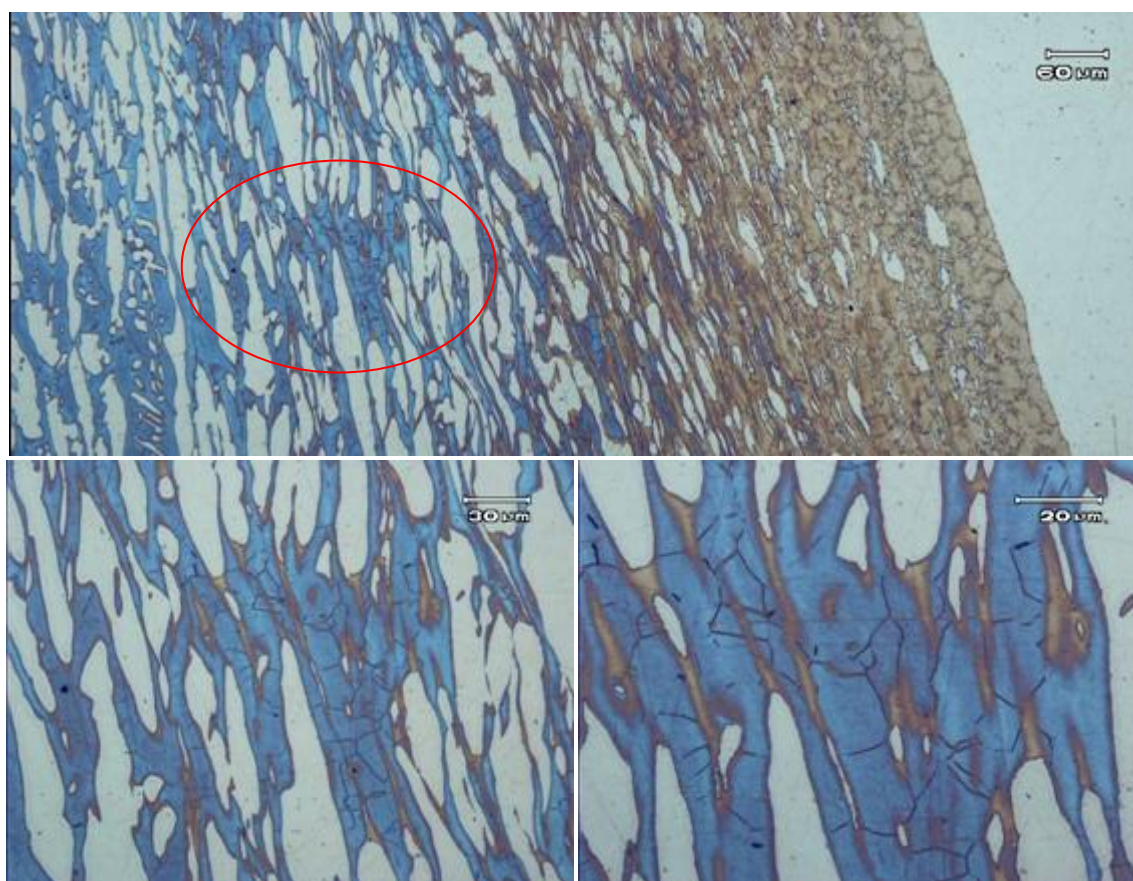


Figura 5.60 Análise metalográfica de acordo com a norma ASTM A923-08. Não foi verificada a formação de fases intermetálicas, mas ataque acentuado de alguns contornos de grão, sugerindo possível precipitação de carbonetos no contorno. Amostra soldada com pino consumível de aço inoxidável austenítico. Ataque eletrolítico em solução aquosa de 40% NaOH, 1,5 V, 10 segundos.

A Figura 5.61 mostra a revelação da microestrutura da soldagem realizada com pino consumível e metal base de mesmo material (aço inoxidável dúplex) de acordo com a norma ASTM A923-08. Não foi verificada a presença da fase sigma ou outra fase intermetálica. Também foi observado o ataque acentuado de alguns contornos de grão em região afetada pelo calor da soldagem, sugerindo precipitação de carbonetos ou intermetálicos nos contornos de grão.

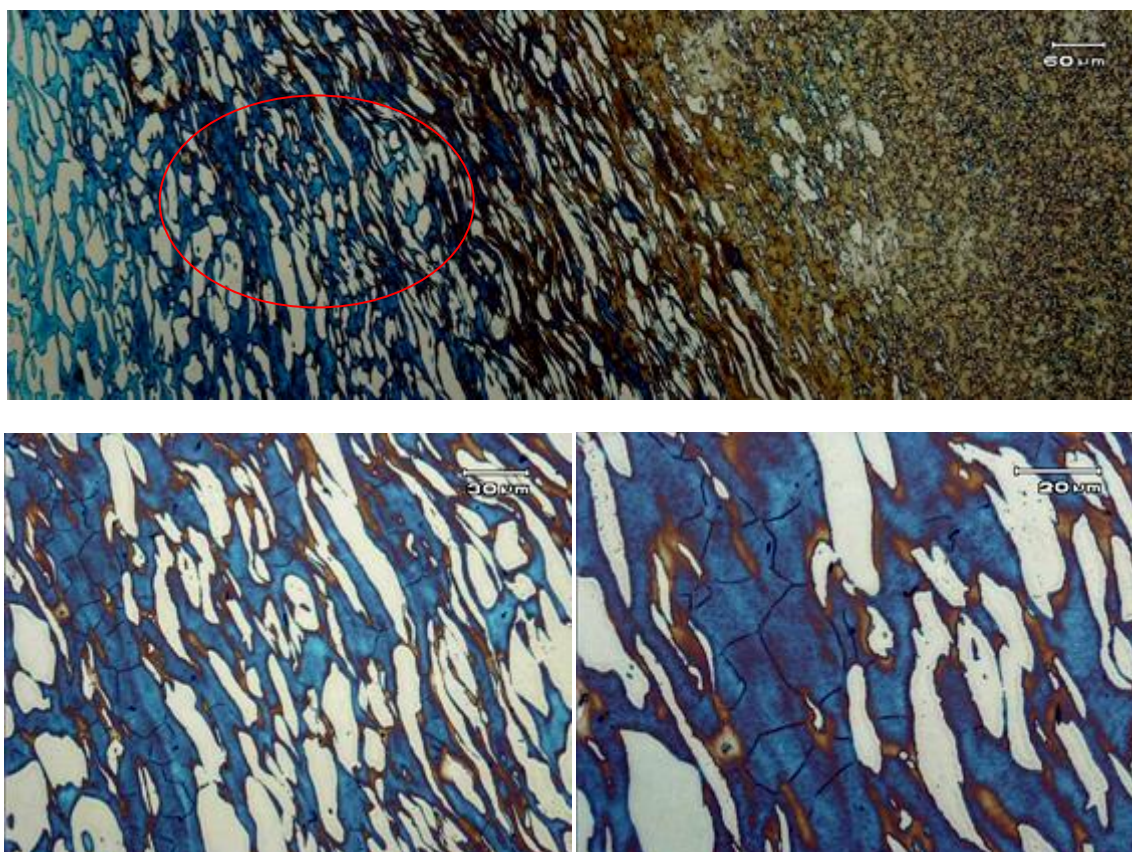


Figura 5.61 Análise metalográfica de acordo com a norma ASTM A923-08. Não foi verificada a formação de fases intermetálicas, mas ataque acentuado de contorno de grão, sugerindo precipitação em contorno. Amostra soldada com pino consumível de aço inoxidável dúplex. Ataque eletrolítico em solução aquosa de 40% NaOH, 1,5 V, 10 segundos.

5.5 Análises de MEV

Foram realizadas algumas análises no Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV) com o objetivo de melhor visualizar a morfologia das fases formadas pelo processo FHPP. Abaixo segue algumas imagens de MEV da solda com pino austenítico, detalhando principalmente a formação de austenita com morfologia “agulhada” próximo a interface lateral de soldagem na região do metal de base, morfologia denominada de Widmannstätten.

As Figuras 5.62A e 5.62B evidenciam a formação da fase austenítica (γ), a partir do contorno de grão ferrítico (δ), com morfologia “agulhada”.

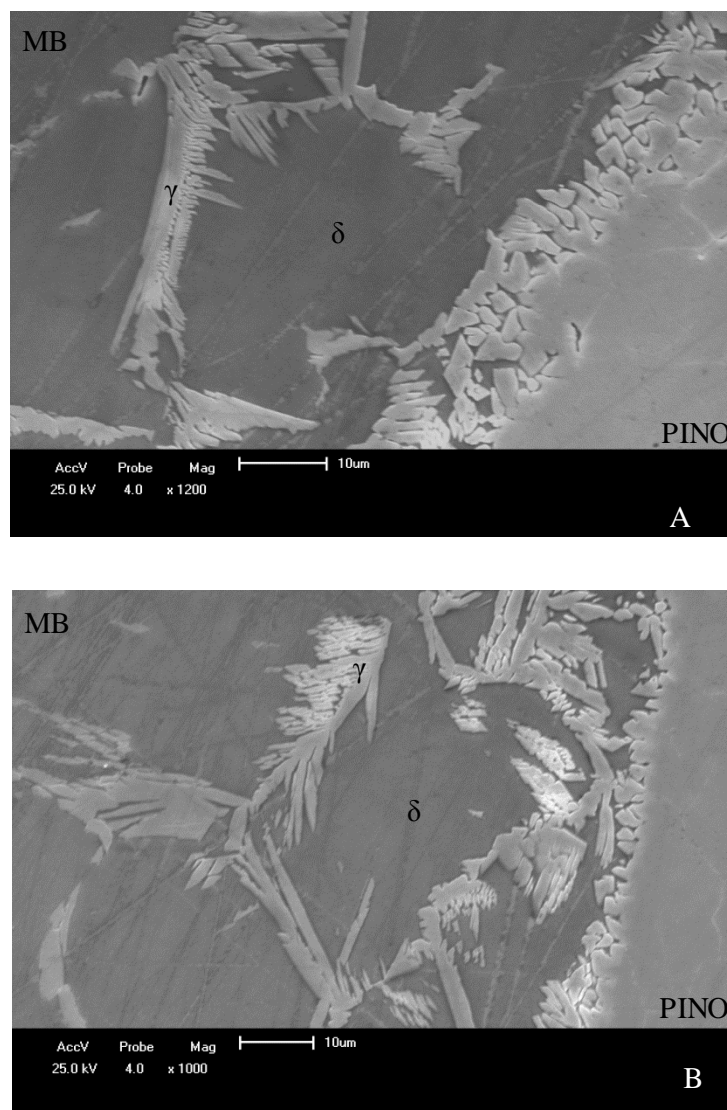


Figura 5.62 (A) e (B) imagens de MEV evidenciando a formação de austenita de morfologia “agulhada” a partir do contorno de grão ferrítico, adjacente a interface de soldagem.

As Figuras 5.63A, 5.63B e 5.63C mostram uma rede de placas laterais de austenita (γ) se formando a partir do contorno do grão de ferrita (δ) e da interface do pino consumível de aço inoxidável austenítico.

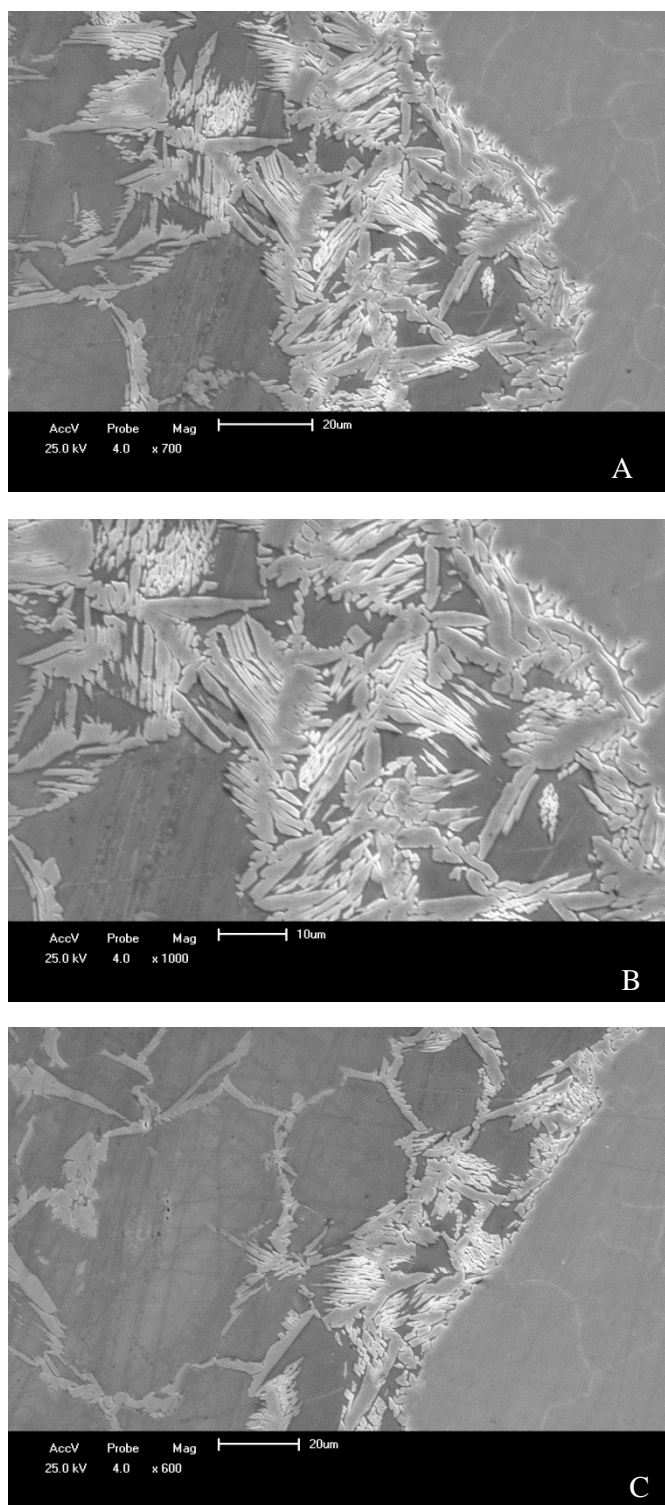


Figura 5.63 (A), (B) e (C) imagens de MEV evidenciando a formação de uma rede de “agulhas” a partir do contorno de grão de ferrita (δ) e da interface do pino consumível.

As Figuras 5.64A, 5.64B e 5.64C mostram com mais detalhe a rede de placas laterais de austenita (γ) formada adjacente a interface de soldagem e comparam a imagem de MEV com a de M.O.

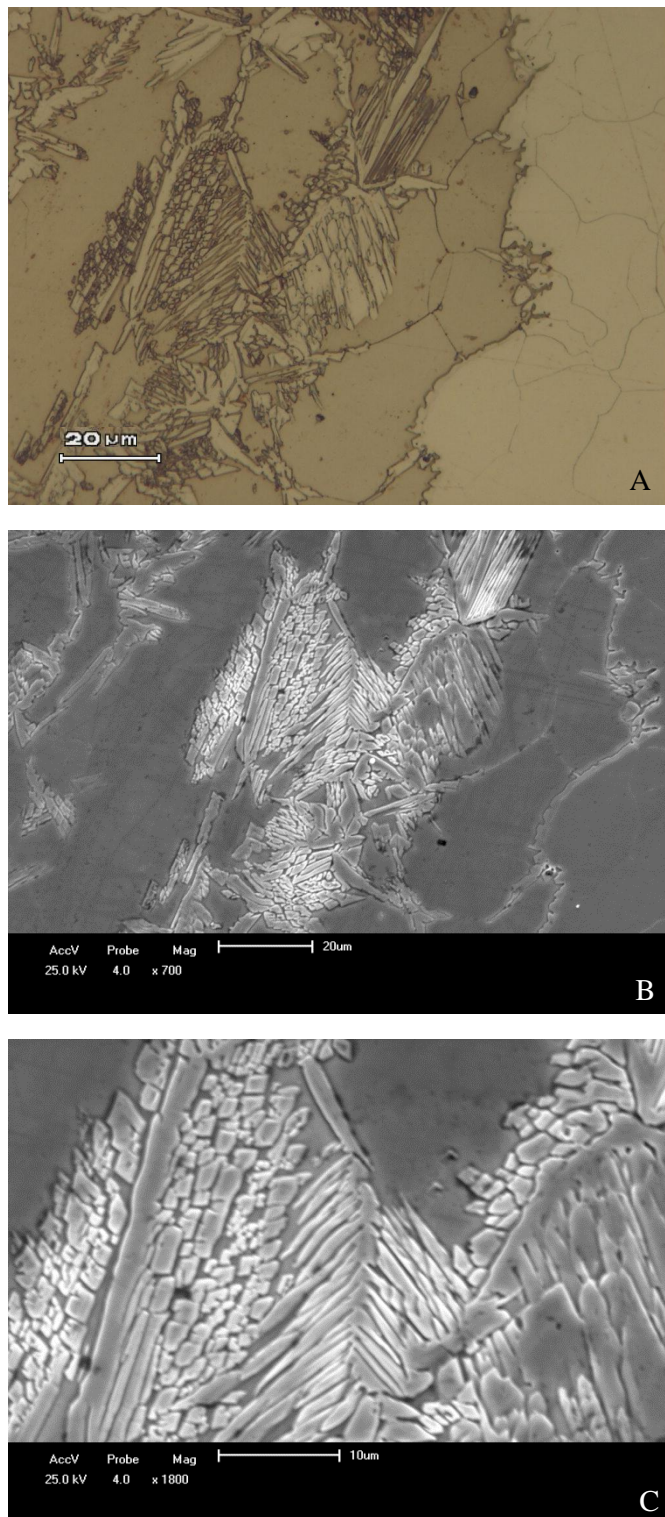


Figura 5.64 (A), Imagem de M.O. e (B) e (C) imagens de MEV mostrando em detalhe a rede de placas laterais de austenita (γ) formada adjacente a interface de soldagem.

A Figura 5.65 foi realizada no eixo vertical de simetria do pino e na interface pino/MB. Pode-se observar que a camada refinada formada é de pequena extensão, na ordem de 16 μm e logo após região de crescimento do grão ferrítico.

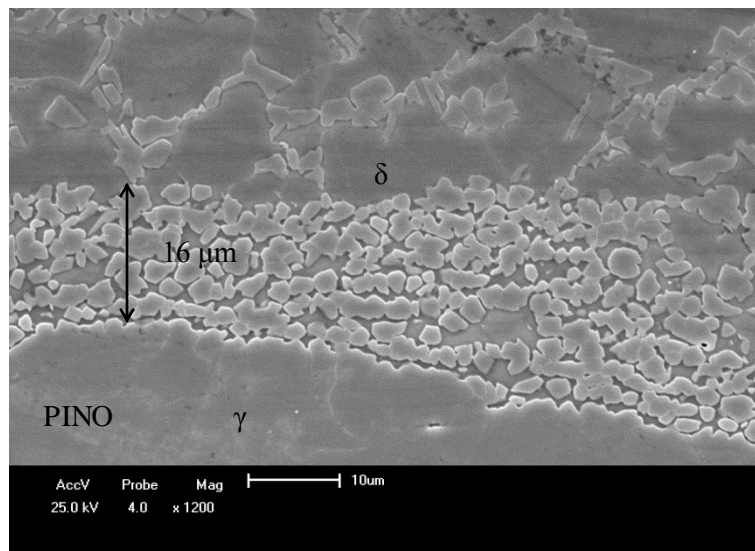


Figura 5.65 Imagem de MEV evidenciando a formação de uma camada de pequena extensão de microestrutura muito refinada, denominada pela literatura de microdúplex.

À medida que saímos do eixo vertical de simetria, percebe-se que a camada da microestrutura refinada diminui de extensão, sendo composta por uma linha de grãos austeníticos refinados. Pode-se observar este efeito na Figura 5.66.

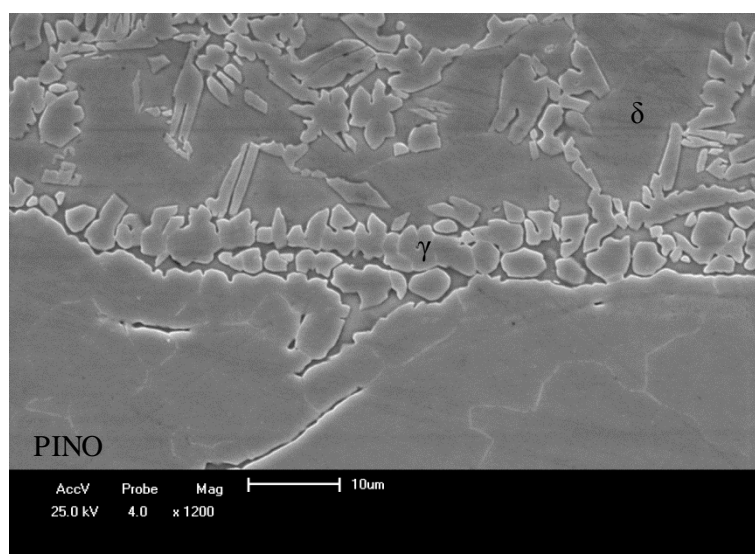


Figura 5.66 Imagem de MEV evidenciando a rápida diminuição da extensão da camada refinada, ao percorrer a interface de soldagem.

Ao verificar a interface de soldagem, já numa posição mais lateral, mostrada pela Figura 5.67, também se percebe a diminuição da camada refinada, assim como o crescimento do grão ferrítico e a formação de austenita a partir do contorno de grão, com morfologia agulhada.

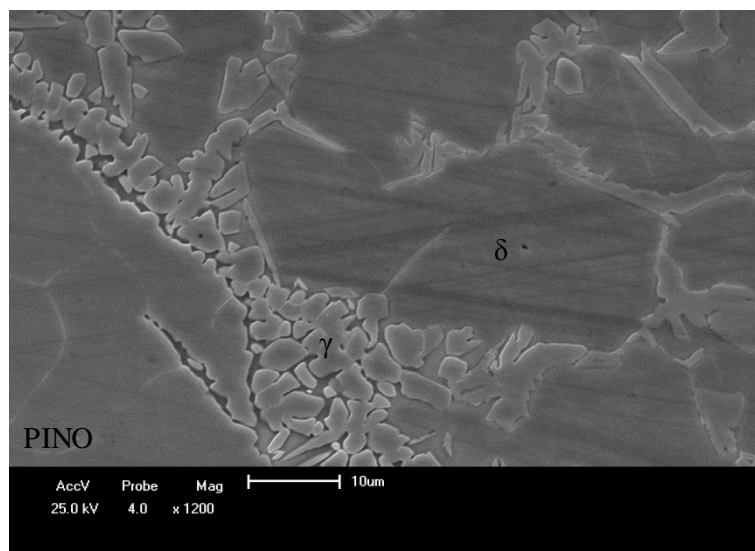


Figura 5.67 Imagem de MEV evidenciando interface lateral de soldagem. Pequena camada de austenita refinada e crescimento de grão ferrítico com austenita se formando a partir do contorno de grão com morfologia agulhada.

A Figura 5.68 evidencia o crescimento da fase austenítica em forma de “agulhas” a partir do pino austenítico processado.

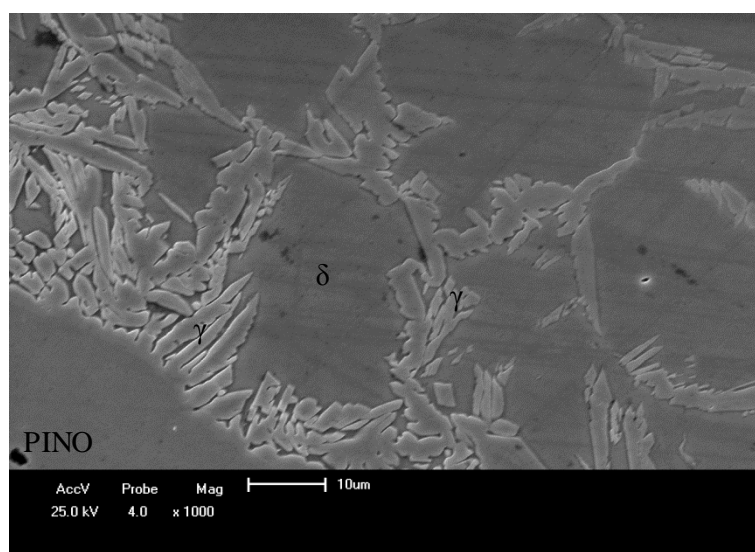


Figura 5.68 Imagem de MEV evidenciando o crescimento de “agulhas” de austenita a partir do pino austenítico processado.

As Figuras 5.69A, 5.69B e 5.69C mostram uma comparação de imagens de MEV evidenciando a desestabilização da interface entre as fases austenita e ferrita. Na Figura 5.69A o contorno entre as fases está com uma morfologia mais lisa, região na qual o processamento não afetou a microestrutura. Na Figura 5.69B já se observa que o contorno entre fases apresenta morfologia ondulada ou serrilhada. A Figura 5.69C mostra uma imagem de maior aumento da interface ondulada entre as fases. No detalhe pode-se observar o crescimento de uma placa lateral da fase austenítica a partir da ilha de austenita.

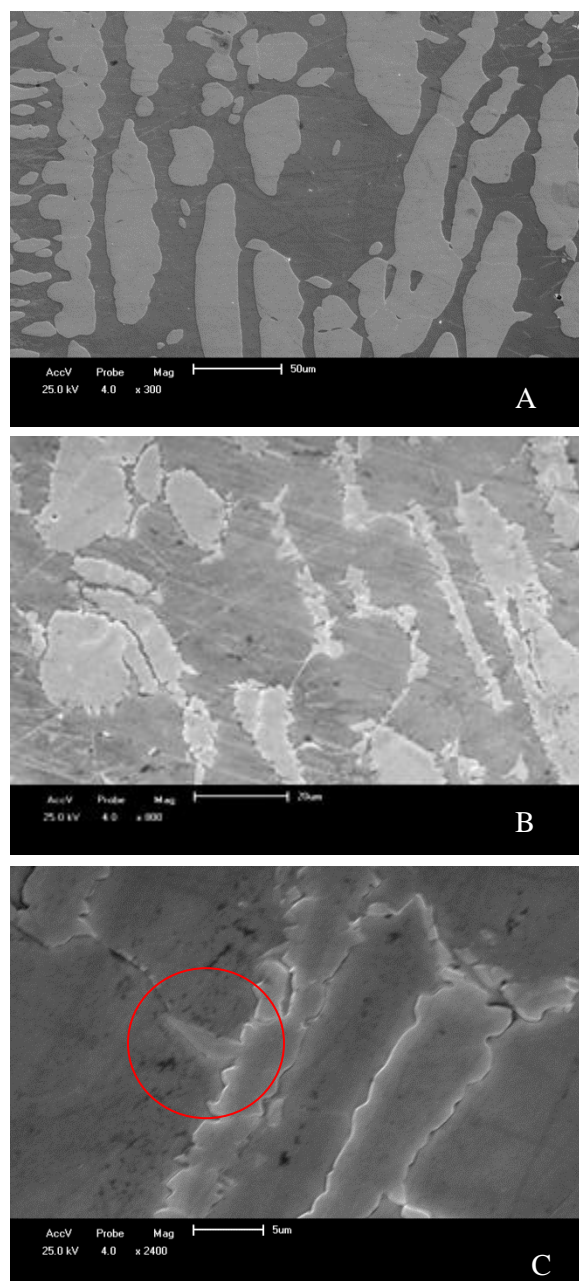


Figura 5.69 Imagens de MEV evidenciando a desestabilização da interface entre as fases austenita e ferrita. Em (A) região não afetada pelo processamento, a interface entre as fases tem morfologia mais lisa e em (B) região da microestrutura afetada pelo processamento, percebe-se a morfologia ondulada ou serrilhada do contorno entre fases. Em (C) o detalhe do crescimento de austenita de morfologia Widmannstatten a partir da interface desestabilizada.

Através das imagens de MEV abaixo, Figura 5.70, pode-se verificar um refino aproximado de 984 vezes da fase austenítica provocado pelo efeito mecânico da soldagem utilizando técnica de FHPP.

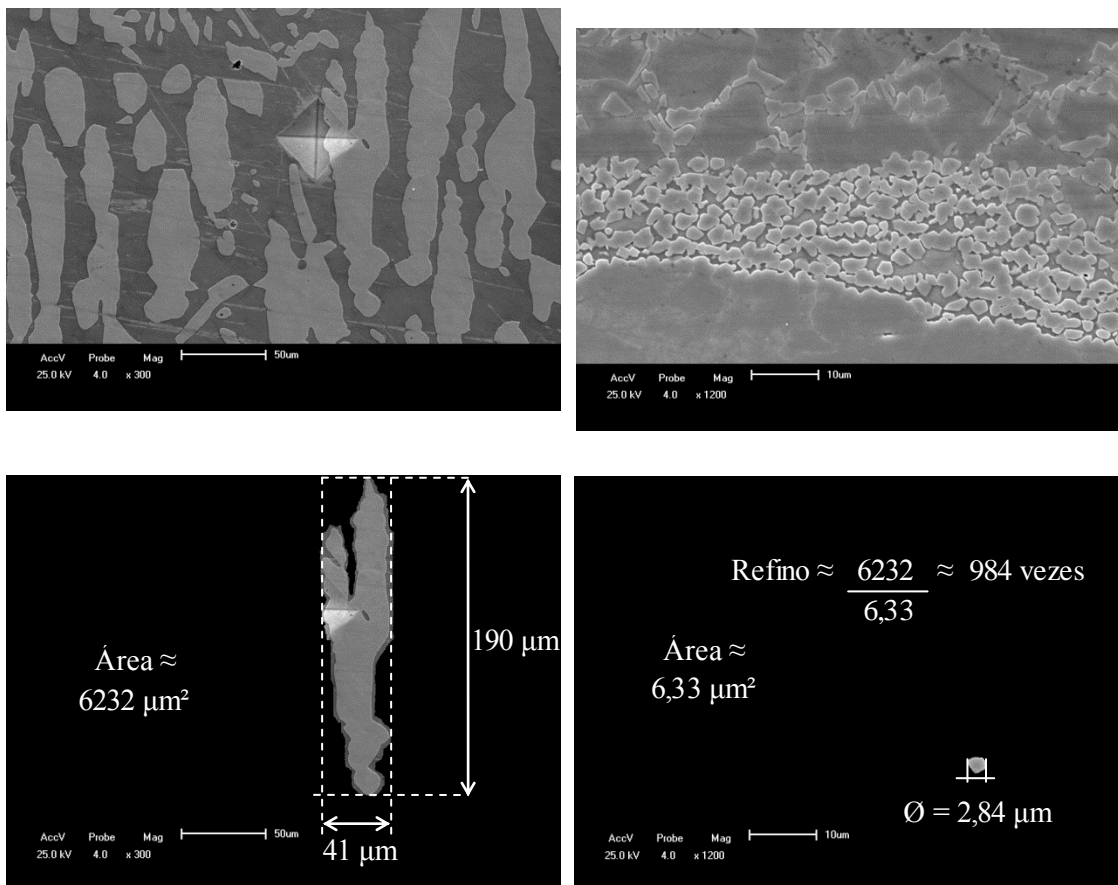


Figura 5.70 Análise da magnitude do refino da fase ferrítica pelo processo de FHPP através de Imagens de MEV.

Na solda com pino de aço inoxidável dúplex a camada de microestrutura refinada é na ordem de 14 vezes maior, com 219 µm de extensão. Analisando o processo de escoamento, a formação de uma fase austenítica de diminuto tamanho, aproximadamente mil vezes menor que o tamanho da ilha de austenita não processada, de morfologia arredonda, e imersa em uma matriz ferrítica, com propriedades mecânicas a quente inferiores, pode ser correlacionada ao processo de leito fluidizado da mecânica clássica. A movimentação de partículas pequenas sob um fluxo de menor resistência mecânica pode ter influência no comportamento de escoamento do material, auxiliando no fenômeno de super-plasticidade observado no aço inoxidável dúplex quando adequadamente processado.

5.6 Quantificação de fase

Através do método de quantificação de fase descrito anteriormente foi realizada a análise microestrutural quantitativa das soldas realizadas. Na Figura 5.71 são mostrados dois gráficos que apresentam os resultados da quantificação realizada. Analisando os gráficos pode-se sugerir que:

- O metal da base (chapa) de aço inoxidável dúplex apresentou em ambas amostras uma proporção média de 56 % da fase austenítica e 44 % da fase ferrítica.
- Foi constatado aumento da fase ferrítica nas ZTMAs do MB em ambas as soldas analisadas. Porém, na solda com pino de AIA é que se obtiveram maiores proporções de ferrita na ZTMA. Atingindo uma proporção máxima de 74% de ferrita. No caso da soldagem com pino de aço inoxidável dúplex a proporção máxima de ferrita encontrada na ZTMA foi de 58 %. Isto provavelmente se deve ao fato de que na solda com pino austenítico, atingem-se temperaturas mais elevadas de processamento, por volta dos 1300 °C, o que estabiliza a fase ferrítica. Consequentemente, a taxa de resfriamento do processo foi suficiente para estabilizar a microestrutura adjacente a interface de soldagem com percentual elevado de ferrita.
- Também pode se observar que as extensões das ZTMAs na amostra com pino de AIA são menores que as da solda com pino de AID. Na solda com pino de AIA existe uma considerável diferença no tamanho da ZTMA do lado esquerdo em relação ao do lado direito, e os resultados mostrados na análise microestrutural, mostram microestruturas diferentes nos dois lados. No lado maior há um grande crescimento do grão ferrítico de forma equiaxial, próximo a interface, e se percebe que a microestrutura original do aço inoxidável dúplex foi completamente transformada, diferentemente do ocorrido no lado menor.

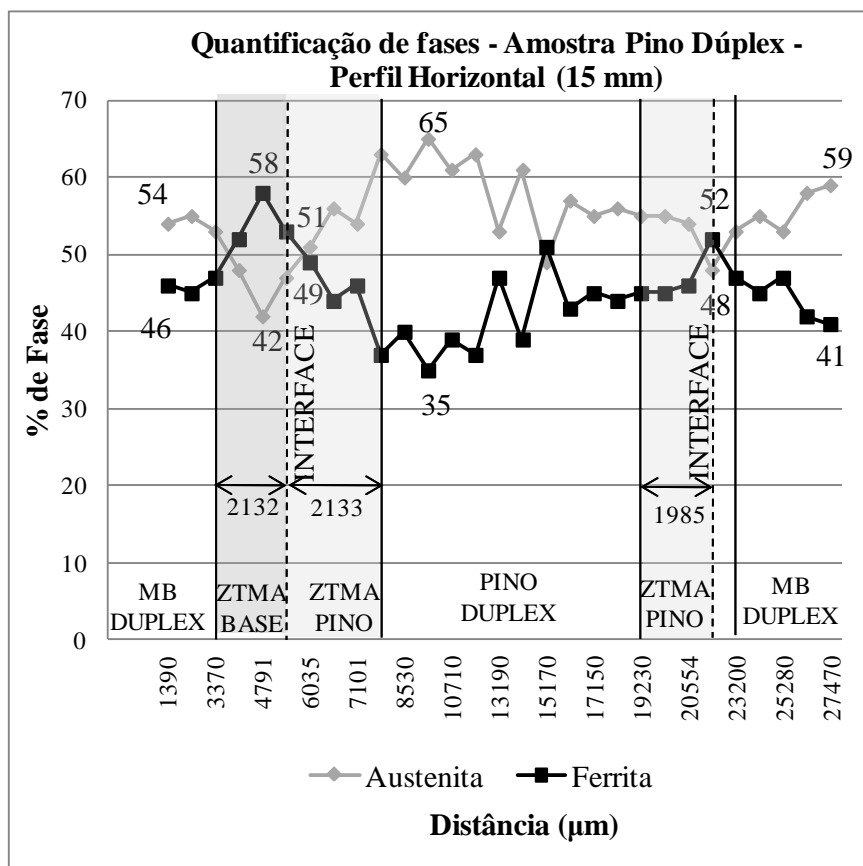
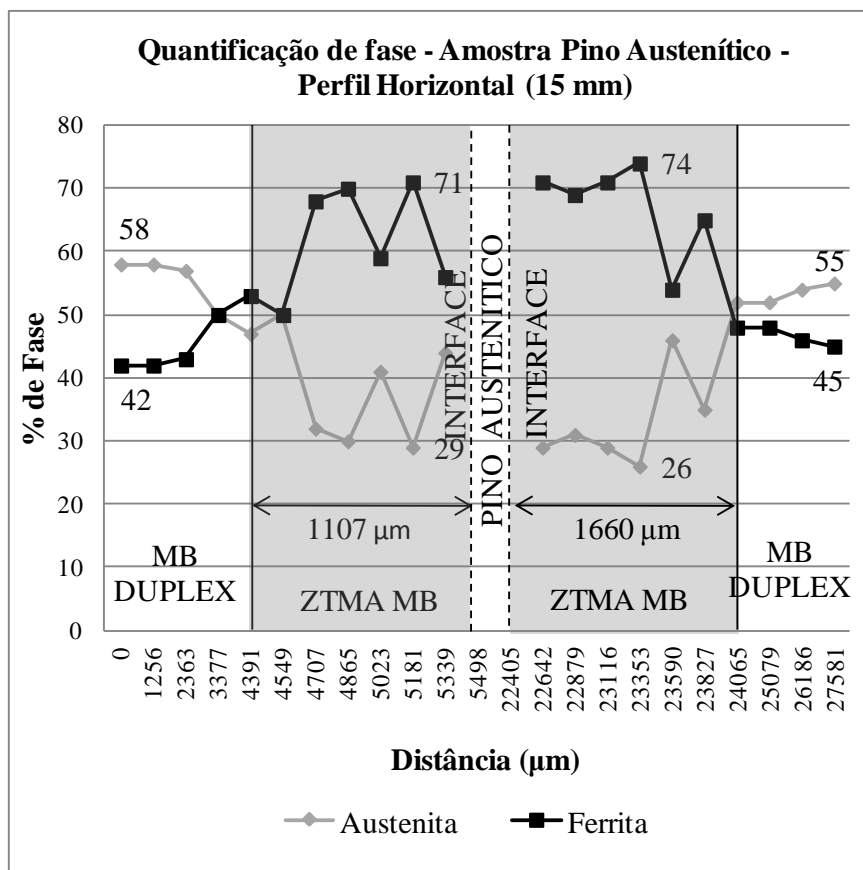


Figura 5.71 Gráficos apresentando o resultado da quantificação de fases realizada na altura de 15 mm. Em (A) amostra soldada com pino austenítico e em (B) amostra soldada com pino dúplex.

Nas quantificações de fases verticais, pode-se perceber na análise da amostra soldada com pino consumível de AIA que logo após a interface na região da ZTMA do MB, a microestrutura apresenta um equilíbrio quantitativo de fases, provavelmente devido ao refino microestrutural ocorrido. Nota-se uma região um pouco mais distante da interface de soldagem, que ocorre um aumento quantitativo da fase ferrítica. E na amostra soldada com pino consumível de AID observa-se a formação de uma extensa ZTMA no pino consumível com menor desequilíbrio quantitativo de fase.

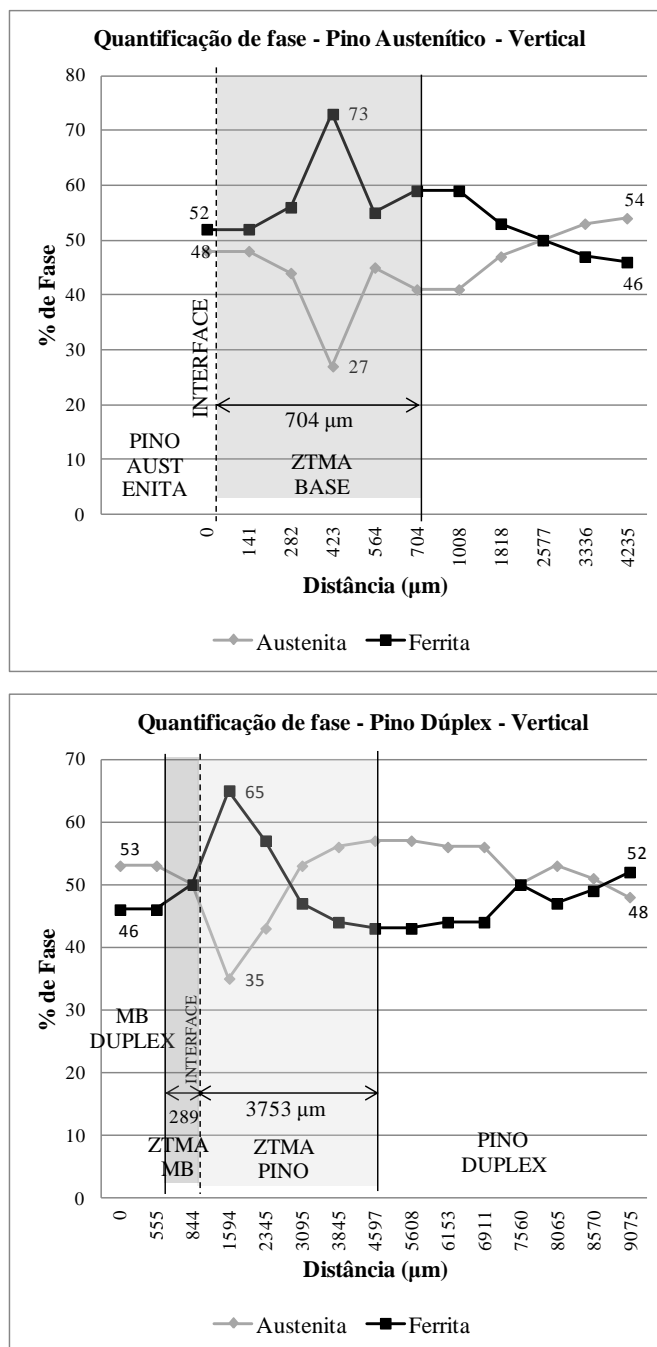


Figura 5.72 Gráficos apresentando o resultado da quantificação de fase realizada no eixo vertical das soldas realizadas. Em (A) solda com pino de aço inoxidável austenítico e em (B) solda com pino de aço inoxidável dúplex.

5.7 Medidas de microdureza

Foram realizadas medições de microdureza em diferentes regiões da amostra soldada com pino de AIA. A Figura 5.73 mostra endentações realizadas na região não processada do MB de AID. Na média a austenita ficou com dureza de 295 e a ferrita de 258 (HV 0,2), diferença de 37 HV.

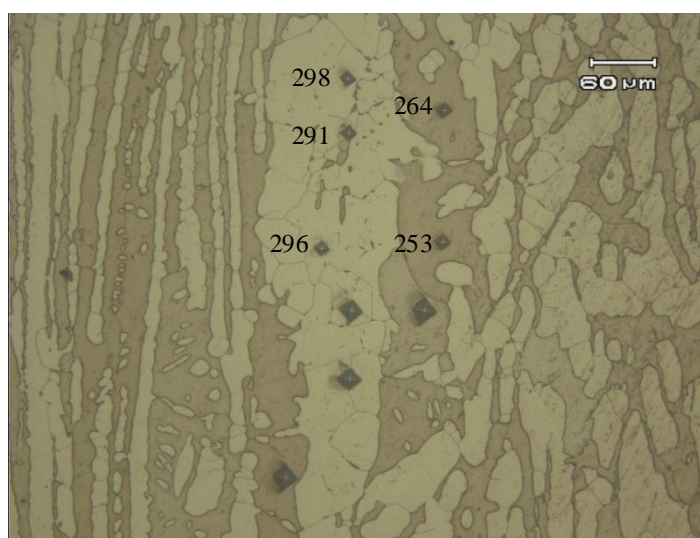


Figura 5.73 Microdureza realizada nas fases do aço inoxidável duplex não processado. Ataque eletrolítico: 60% HNO₃ 40% H₂O, 1,5V, 20 s.

Se deslocando horizontalmente em direção a interface, a Figura 5.74 mostra as medições de microdureza na austenita com sinais de recristalização e na ferrita adjacente. Obteve-se microdureza de 339 e 277 (HV 0,2), respectivamente. Aumento de 15 e 7%. Este aumento de dureza pode ser atribuído ao encruamento produzido pela deformação gerada no processo de soldagem.



Figura 5.74 Microdureza Vickers realizada nas fases do aço inoxidável duplex em região próxima a interface com fase austenítica apresentando sinais de recristalização. Ataque eletrolítico: 60% HNO₃ 40% H₂O, 1,5V, 20 s.

A Figura 5.75 mostra a microdureza realizada em uma austenita com morfologia Widmanstätten. Esta apresentou valor de 386 HV, 95 HV a mais que a austenita do MB não afetado pelo processamento.

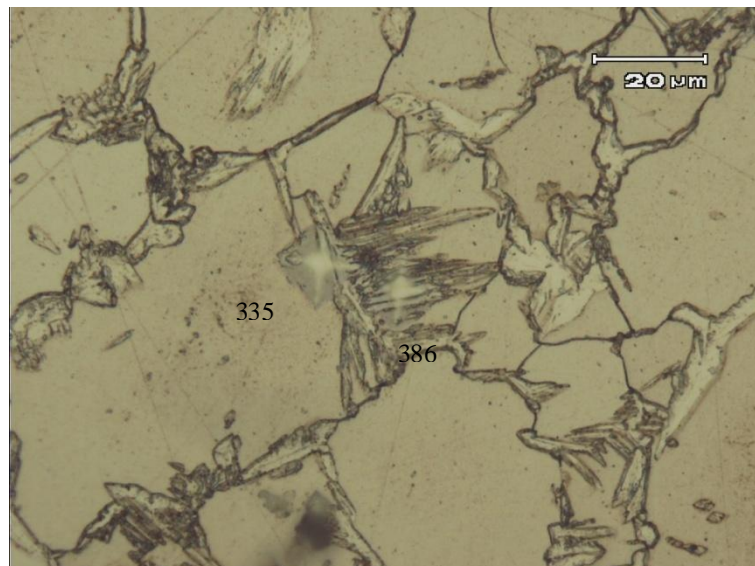


Figura 5.75 Microdureza Vickers realizada na fase austenítica agulhada, morfologia característica de Widmanstätten. Ataque eletrolítico: 60% HNO₃ 40% H₂O, 1,5V, 20 s.

Na Figura 5.76 observa-se a interface lateral da solda com pino de AIA na altura de 15 mm. O pino austenítico apresenta uma microdureza na ordem de 250 (HV 0,2) próximo a interface e um pouco menor na região central do pino, com média de 237 (HV 0,2). No lado do MB, predomina a fase ferrítica com crescimento de grão e microdureza média de 275 (HV 0,2).



Figura 5.76 Microdurezas Vickers realizadas na interface lateral de soldagem. Ataque eletrolítico: 60% HNO₃ 40% H₂O, 1,5V, 20 s.

5.8 Perfis de Microdureza

Após as medições de microdureza nas amostras polidas, foram reveladas as microestruturas para identificar a localização das interfaces de soldagem. Nas Figuras 5.77 e 5.78 são apresentados os perfis horizontais de microdureza Vickers realizados nas duas amostras. As alturas escolhidas foram 10 e 15 mm e os perfis iniciaram a partir da chapa reparada (MB).

Na solda com pino de AID a média de 20 valores de microdureza, sendo 10 do lado esquerdo e 10 do lado direito da solda, em região não afetada pelo processamento é de 244 HV (HV 0,3). Pode-se verificar através de análise microestrutural que a região do pino sofreu refino microestrutural extenso na altura analisada de 15 mm e apresentou uma média aritmética de 87 endentações de 272 (HV 0,3), representando um aumento de 28 (HV 0,3) em relação ao material não processado.

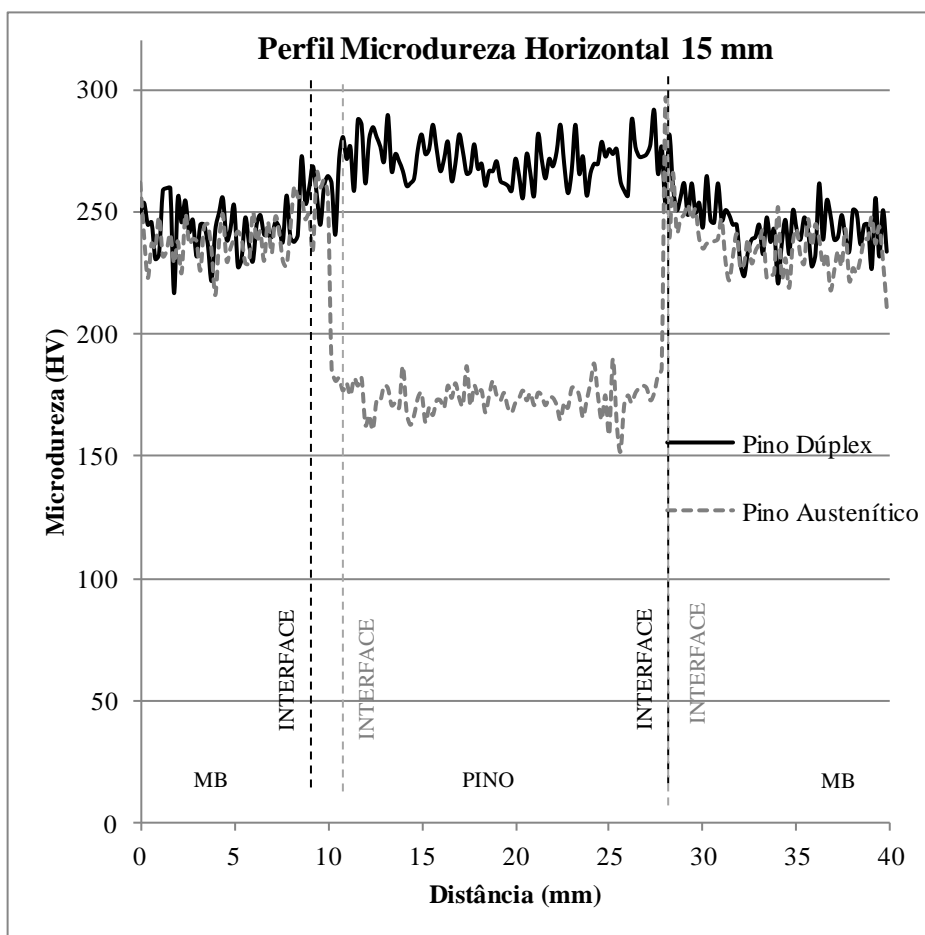


Figura 5.77 Perfil de Microdureza (0,3 HV) Horizontal realizada a 15 mm da superfície da chapa do metal de base.

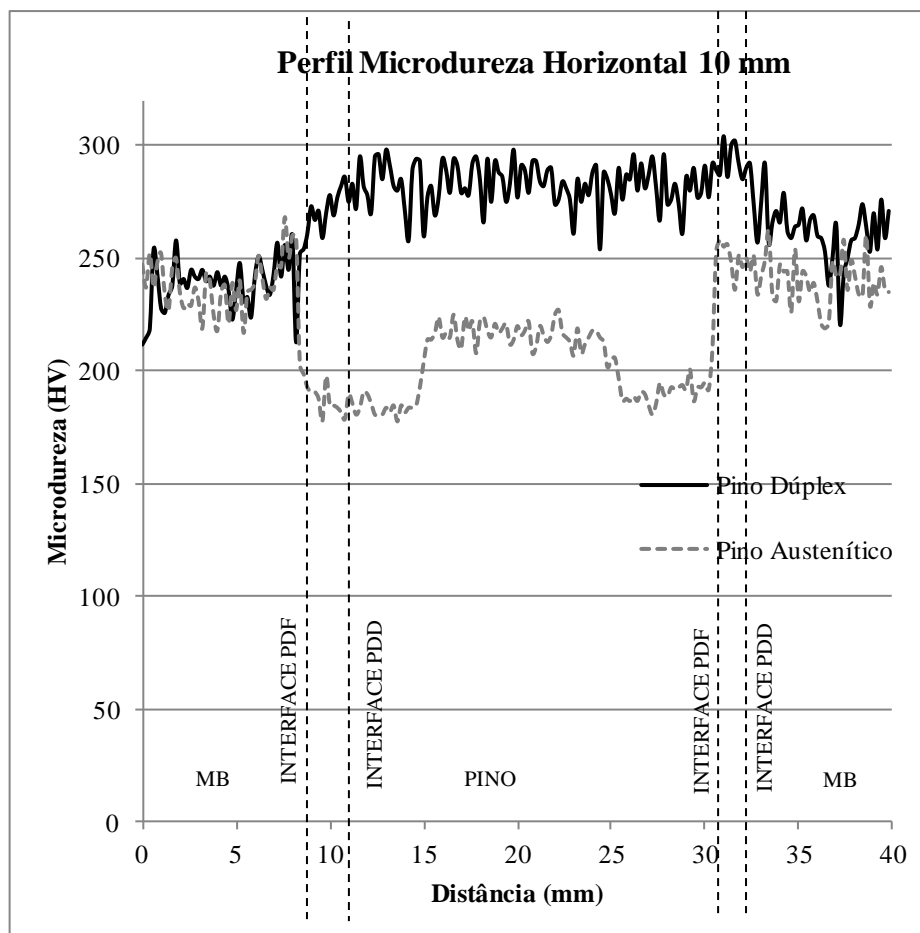


Figura 5.78 Perfil de Microdureza (0,3 HV) Horizontal realizada a 10 mm da superfície superior do metal de base.

A Tabela 5.1 mostra os valores mínimos, máximos e médios dos perfis de microdureza horizontais apresentados nos gráficos acima. Estes estão divididos por amostra e altura analisada. Pode-se observar que todos os valores médios da solda com pino de AID apresentaram valores maiores, em qualquer região. E que na altura de 10 mm em ambas as amostras apresentaram valores médios maiores nas regiões MB ESQ e PINO. Isto pode estar relacionado com o fato de que a 15 mm, maior é a proximidade da interface de soldagem, conseqüentemente, maior o aporte térmico, diminuindo os valores de microdureza.

Tabela 5.1 Valores mínimos, máximos e médios de Microdureza Vickers (0,3) obtidos nos perfis horizontais realizados nas amostras reparadas.

AMOSTRA	REGIÃO	ALTURA ANALISADA					
		10 mm			15 mm		
		MIN	MÁX	MÉDIA	MIN	MÁX	MÉDIA
Pino Dúplex	MB ESQ	221	292	264	221	282	241
	PINO DUPLEX	254	304	283	256	292	269
	MB DIR	212	278	244	217	292	260
	MAIOR DIFERENÇA	42	26	39	39	10	27
Pino Austenítico	MB ESQ	219	262	237	211	296	233
	PINO AUSTENÍTICO	178	227	200	152	190	172
	MB DIR	217	268	233	216	266	236
	MAIOR DIFERENÇA	41	41	37	64	106	64

Na Tabela 5.2 estão os valores de microdureza Vickers (0,3) das interfaces de soldagem dos perfis horizontais realizados. Pode-se notar que na altura de 10 mm a solda com pino AID apresentou maiores valores tanto no MB como no PINO e a diferença atingiu um máximo de 5 HV, enquanto que a solda com pino de AIA a menor diferença foi de 43 HV. Já na altura de 15 mm, na solda com pino de AID apresentou maior valor somente nas interfaces no lado do pino, no MB os maiores valores obtidos foram na solda com pino de AIA. Nesta altura, para a solda com pino de AID a maior diferença entre valores de microdureza é de 31 HV, enquanto que na solda com pino de AIA, a maior diferença de microdureza é de 110 HV.

Tabela 5.2 Valores de Microdureza Vickers (0,3) nas interfaces horizontais de soldagem e suas respectivas diferenças.

Altura	Amostra	Lado Esquerdo			Lado Direito		
		MB	PINO	Diferença	PINO	MB	Diferença
10 mm	Pino Dúplex	290	292	2	282	277	5
	Pino Austenítico	253	210	43	203	260	57
15 mm	Pino Dúplex	254	277	23	272	241	31
	Pino Austenítico	296	186	110	186	257	71

Na Figura 5.79 é apresentado o perfil vertical de Microdureza Vickers (HV 0,3) realizado nas duas amostras. Ambos os perfis iniciaram no MB e atravessaram a interface de soldagem em direção ao pino consumível.

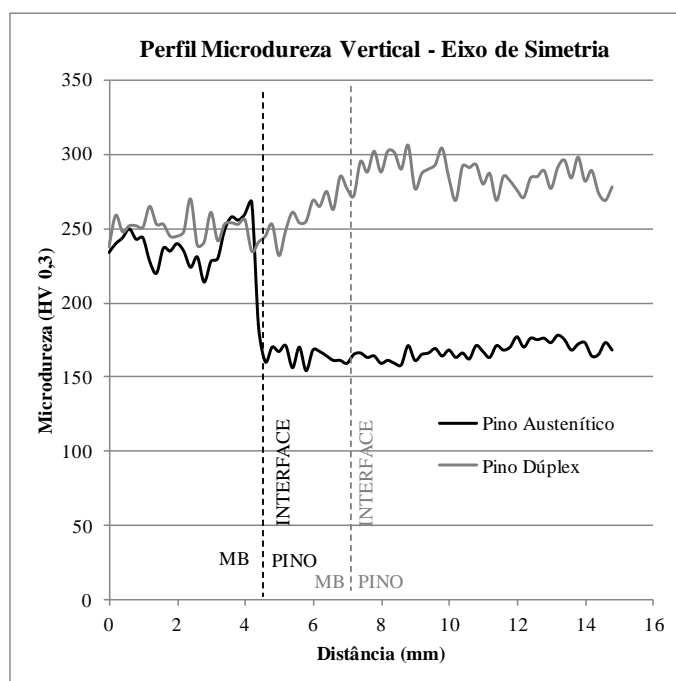


Figura 5.79 Perfil de Microdureza (0,3 HV) Vertical realizada no eixo de simetria das amostras, iniciando no MB e atravessando a interface de soldagem em direção ao pino.

A Tabela 5.3 apresenta uma análise dos valores de Microdureza Vickers (HV 0,3) obtidos no perfil vertical. Os maiores valores obtidos no MB e no PINO foram na amostra soldada com pino consumível de aço inoxidável dúplex. A menor diferença entre ZTMA e PINO foi o valor de 8 HV, observado na amostra soldada com pino de dúplex e a maior diferença foi de 84 HV, observada na amostra soldada com pino consumível austenítico. Na amostra soldada com pino consumível austenítico, houve um aumento de 32 HV na microdureza da ZTMA em relação o valor de microdureza no MB e uma diferença de 84 HV da ZTMA para o pino consumível. Enquanto que para a amostra soldada com pino de dúplex obteve 34 e 8 HV, respectivamente.

Tabela 5.3 Valores médios de Microdureza Vickers (0,3), valores nas interfaces e respectivas diferenças nos perfis verticais realizado no eixo de simetria de ambas as amostras.

Amostra	Valores Médios			Valores nas Interfaces		Diferenças	
	MB	ZTMA	PINO	ZTMA	PINO	MB/ZTMA	ZTMA/PINO
Pino Dúplex	251		286	285	277	34	8
Pino Austenítico	236	245	167	268	184	32	84

6. CONCLUSÕES

Os resultados obtidos ao longo do trabalho de caracterização microestrutural das soldas realizadas pelo processo FHPP ao utilizar pino consumível de aço inoxidável austenítico (UNS S31673) e de aço inoxidável dúplex (UNS S31803) em metal base de aço inoxidável dúplex (UNS S31803) com os mesmos parâmetros de processamento permitiram chegar às seguintes conclusões:

- Em ambas as soldas realizadas obtiveram-se um preenchimento satisfatório da cavidade previamente usinada. Não foram verificadas descontinuidades na interface de soldagem nem trincas na junta soldada.
- A análise macroestrutural das soldas realizadas permitiu verificar que a extensão da zona afetada pelo processamento (ZTMA e ZTA) quando se solda uma chapa de aço inoxidável dúplex com pino de mesmo material é três vezes maior que a extensão do que se fosse soldado com pino de aço inoxidável austenítico. E a segunda característica importante observada é a grande diferença de quantidade de material escoado. Sendo que o escoamento observado na solda com pino consumível de aço inoxidável dúplex foi na ordem de três vezes maior.
- Na solda com pino consumível austenítico ocorreu significativa alteração microestrutural no material de base até aproximadamente 300 μm de distância da interface de soldagem. Houve desequilíbrio quantitativo de fases, formando predominantemente microestrutura ferrítica, com crescimento de grãos equiaxiais e fase austenítica recristalizando no contorno de grão com morfologia de placas laterais, microestrutura denominada de Widmannstatten.
- No pino consumível austenítico constatou que houve crescimento de grão próximo a interface de soldagem. A medição do tamanho de grão em região próximo a interface apresentou valor médio na ordem de 20,81 μm , 66 % maior que o tamanho de grão do material não processado.

- Na solda com pino inoxidável austenítico verificou a formação de uma pequena região do MB (adjacente a interface de soldagem) com microestrutura refinada, denominada pela literatura de estrutura microdúplex. A extensão desta região foi de aproximadamente 16 μm . Na solda com pino de aço inoxidável dúplex a camada refinada é significativamente maior, na ordem de 14 vezes, medindo 219 μm . A extensão desta camada e a morfologia arredondada da fase austenítica podem auxiliar no escoamento do material.
- Na amostra soldada com pino austenítico observou-se em diversas regiões próximas a interface de soldagem a formação de austenita com morfologia de placas laterais, também denominadas de morfologia de Widmannstätten. Muitas vezes formando uma rede de com esta morfologia. Enquanto na solda com pino consumível de dúplex não ficou tão evidente a formação da morfologia de Widmannstätten. Percebem-se alguns grãos de austenita com morfologia levemente agulhada, mas num nível bem menos pronunciado, e também não foi observada região significativa de crescimento de grão ferrítico, apenas em pequena extensão.
- De acordo com o procedimento estabelecido pela norma ASTM A923-08 não foi identificada a formação de constituintes de segunda fase prejudiciais as propriedades mecânicas, como fase Sigma, Chi, nitretos e outras fases intermetálicas em ambas as soldas realizadas. Apenas foi observado ataque acentuado em alguns contornos de grão ferrítico, sugerindo precipitação de carbonetos ou compostos intermetálicos nos contornos.
- Os perfis de microdureza Vickers realizados nas amostras soldadas mostram que a solda com pino de aço inoxidável dúplex apresentou um pequeno aumento de dureza na região do pino consumível. Provavelmente este aumento é atribuído ao refino microestrutural provocado pelo processo de soldagem. Isto pode ser favorável por aumentar a resistência mecânica da junta.

Através da análise realizada neste trabalho pode-se concluir que a solda com pino de aço inoxidável dúplex apresenta características de interesse tecnológico, uma vez que problemas comumente ocorridos ao utilizar a soldagem convencional não foram evidenciados, como por exemplo: crescimento de grão, formação de constituintes de segunda fase, desequilíbrio quantitativo de fases e alteração significativa de microestrutura.

7. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

O trabalho presente é essencialmente um estudo microestrutural, sendo necessária uma análise das propriedades mecânicas da junta soldada. Para tanto é necessário realizar diversos ensaios mecânicos, como por exemplo: ensaios de tração, ensaios de fadiga, ensaios de tenacidade, ensaios de corrosão entre outros.

8. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

AMBROZIAK A.; GUL, B. **Investigations of Underwater FHPP for Welding Steel Overlap Joints**. Institute of Production Engineering and Automation, Wroclaw University of Technology. Archives of Civil and Mechanical Engineering, Vol. VII, N.2, 2007.

ASM. **Specialty Handbook: Stainless Steels**. American Society for Metals. Ohio, 1994.

ASM. **Specialty Handbook: Stainless Steels**. American Society for Metals. Ohio, 1994.

ASTM F138-08. **Standard Specification for Wrought 18Chromium-14Nickel-2.5Molybdenum Stainless Steel Bar and Wire for Surgical Implants (UNS S31673)**. American Society for Testing and Materials. F138-08, 2012.

BEVER, M. B., et all, **Progress in Materials Science**, ed. B. Chalmers et al., Pergamon Press, London, **17**, 23-88 (1973).

BRESCIANI F. E. **Conformação Plástica dos Metais**. 5 ed. Campinas, Ed. UNICAMP, 385 p, 1997.

BSSA. **Introduction to Stainless Steel**. British Stainless Steel Association. 2001.

CHARLES J. **Past, Present and Future of the Duplex Stainless Steels**. Arcelor Mittal Stainless, France, 2007. < <http://www.worldstainless.org/>>

CHARLES J. **Super Duplex Stainless Steel: Structure and Properties**. Duplex Stainless Steels Conf. Proc., Vol., Les Editions de Physique, Les Ulis Cedex, Oct 1991, p 3-48

CHRISTENSEN N. **The Metallurgy of Underwater Welding**. IIW Conference on Underwater Welding, Trondheim, Norway, Pergamon Press, New York, USA, pp. 71-79, 1983.

FLEWITT, P. E. J.; WILD R. K.; **Physical Methods for Materials Characterization**. Series in Material Science and Engineering, 2ed, 2001. ISBN-10: 0750308087, ISBN-13: 978-0750308083.

HATTINGH D. G.; BULBRING D. L. H.; ELS-BOTES A.; JAMES M. N.; **Process Parameter Influence on Performance of Friction Taper Stud Welds in AISI 4140 Steel**. Materials and Design 32 (2011) 3421-3430.

HELMAN H.; CETLIN, P. R. **Fundamentos da Conformação Mecânica dos Metais**. 2 ed. São Paulo, SP: Artliber, 2005. 260 p. ISBN 8570300174

JIMÉNEZ, J. A.; FROMMEYER, G.; CARSI, M.; RUANO, O. A. **Superplastic Properties of a δ/γ Stainless Steel**. *Materials Science and Engineering*, A307 (2001) 134-142.

KRAUSS G. **Heat Treated Martensitic Steels: Microstructural Systems for Advanced Manufacture**. *ISIJ International*, Vol. 35, No. 4, p. 349-359, 1995.

LEITE, R. A. **Avaliação da Tenacidade à Fratura de uma Junta Soldada de um Aço Inoxidável Super Dúplex com a Utilização de Proteção Catódica**. Dissertação. PPGE3M:UFRGS, 2009.

LIPPOLD, J. C.; KOTECHI, D. J. **Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels**. Wiley-Interscience, Hoboken, Estados Unidos, 2005.

MATTEI F. **Desenvolvimento de Equipamento para Estudo de Soldagem por Fricção**. Dissertação. PPGE3M:UFRGS, 2011.

McQUEEN, H. J.; JONAS, J. J., In: Arsenaut, R. V. ed., **Treatise on Materials Science and Technology**, New York, Academic Press, 6, 393-493 (1976).

MEINHARDT, C. P.; SCHWENDLER H.; CHLUDZINSKI M.; STROHAECKER T. R.; PIZA M. P.; REPPOLD R. M.; **Análise Metalúrgica de Juntas Soldadas por Fricção com Pino Consumível de Aço Inoxidável Dúplex UNS S31803**. XXXVIII Consolda, ABS – Associação Brasileira de Soldagem, Ouro Preto, MG, 2012.

MEYER A.; PINHEIRO G. A.; BRACARENSE A. Q.; MARQUES P. V.; SANTOS J. F.; BLAKEMORE G. R. **Costura por Fricção: Fundamentos e Aplicações**. 1º Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação, Curitiba, Paraná, 2001.

MOMENI, A.; DEGHANI, K. **Hot Working Behavior of 2205 Austenite-Ferrite Dúplex Stainless Steel Characterized by Constitutive Equations and Processing Maps**. *Materials Science and Engineering*, A258 (2011) 1448-1454.

OLIVEIRA A. S. **Aços Inoxidáveis**. LaMaTS - UFPR, Slide 12, 2007.

PINHEIRO, G. A. **Local Reinforcement of Magnesium Components by Friction Processing: Determination of Bonding Mechanisms and Assessment of Joint Properties**. Dissertação, GKSS-Forschungszentrum Geesthacht GmbH, Geesthacht, Germany, 2008.

PIRES R. R.; CAIXETA L. A.; PAES, M. T. P.; FRANCO S. D.; **Influência da Força Axial, da Rotação e das Geometrias do Pino e do Furo, na do Reparo de Trincas por Atrito**. 16º Simpósio de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, Uberlândia, Minas Gerais, 2006.

PIZA, M. T. P. **Características Fundamentais de Soldas por Atrito tipo FHPP**. Exame de Qualificação para Doutorado, UFRJ, Rio de Janeiro, 2009.

REED-HILL, R. E. **Physical Metallurgy Principles**. 2 ed., D. Van Nostrand Company, Inc., New York, 1973.

RAMIREZ, J. A.; POPE, A. M.; PAES, M. T. P; HERMENEGILDO, T. F.; S. J. U; Estudo da **Influência dos Parâmetros de Processo na Microestrutura da Zona Termo-Mecanicamente Afetada na Soldagem por Atrito com Pino Consumível em Aços C-Mn**. Tecnol. Metal. Miner., São Paulo, v.6, n. 2, p. 73-79, out-dez. 2009.

REIS, G. S. **Influência da Microestrutura e das Condições de Deformação nas Curvas de Escoamento Plástico de Aços Inoxidáveis Dúplex no Ensaio de Torção a Quente**. Tese. PPGCEM:UFSCar, 1999.

REIS, G. S.; BALANCIN, O. **Influência da Microestrutura no Comportamento Plástico de Aços Inoxidáveis Dúplex**. Metalurgia e Materiais, 2008.

RELATÓRIO DE ENSAIO/LAMEF. **Caracterização de Material de Reparos Realizados pelo Processo de Soldagem por Atrito FHPP**, Protocolo SI 011-12, UFRGS, LAMEF, Porto Alegre, 2012.

SANDVIK. **Datasheet – Sanmac 2205**. Sandvik Materials Technology, 2012.

SEDRICKS A. J. **Corrosion of Stainless Steels**. John Wiley and Sons, 1979.

SEVILLANO, J. G.; VAN HOUTE, P.; AERNOUDT E. **Progress in Materials Science**. ed. Christian, J. W., Haasen, P. and Massalski, T. P., Pergamon, **25**, 69-412 (1980)

THOMAS W. M.; NICHOLAS E. D. **Emerging Friction Joining Technology for Stainless Steel and Aluminium Applications**. IIW Asian Pacific Welding Congress, Auckland, New Zealand, 1996.

VOORT, G. V. **Microstruture of Stainless Steel**. Buehler Ltd, USA 2006.
<<http://www.georgevandervoort.com/>>