

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

AVALIAÇÃO DA MORFOLOGIA DA SOLDAGEM POR FRICÇÃO APLICADA
SOBRE UMA SOLDA TIG EM MATERIAL DUPLEX UNS S32205

Felipe Barbosa Cabral

Trabalho de Diplomação

Orientador: Prof Dr. Thomas Gabriel Rosauo Clarke

Porto Alegre

2017

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

AVALIAÇÃO DA MORFOLOGIA DA SOLDAGEM POR FRICÇÃO APLICADA
SOBRE UMA SOLDA TIG EM MATERIAL DUPLEX UNS S32205

Felipe Barbosa Cabral

Trabalho realizado no Departamento de Metalurgia da Escola de Engenharia da UFRGS,
como parte dos requisitos para obtenção do título de Engenheiro Metalúrgico.

Porto Alegre

2017

Orientador: Prof Dr. Thomas Gabriel Rosauro Clarke

Banca Examinadora:

Prof. Dr. Afonso Reguly ,UFRGS

Prof Dr. Antônio Cezar Faria Vilela, UFRGS.

Dedico este trabalho aos meus pais, Delfino Vanderlei Cabral, Daniela Aparecida Barbosa Cabral, irmãos Guilherme Barbosa Cabral, Lucas Barbosa Cabral e, a toda minha família que sempre me apoiou e me incentivou durante todos esses anos de estudo.

AGRADECIMENTOS

A Deus.

Ao Professor Dr. Thomas Gabriel Rosauero Clarke pelos ensinamentos, orientação e confiança depositada.

À Dra. Mariane Chludzinski por todo suporte, recomendações e apoio técnico para realização do trabalho.

Ao engenheiro Rafael Eugenio pelo auxílio, comentários e direcionamento para o andamento do trabalho.

Ao engenheiro Manasses Moreira pelos conselhos, assistência e análise técnica.

Ao engenheiro Diogo Buzzatti pela colaboração na preparação dos gráficos das soldas.

Ao engenheiro Igor Diehl pela ajuda na preparação e na análise das amostras por ensaio de difratometria de raios x.

À colega Aline Albaneze, graduanda em engenharia metalúrgica, por todo auxílio na preparação de amostras.

À empresa Bleistahl Brasil Metalúrgica Ltda. por ceder do espaço físico para realização da microscopia óptica.

Ao Laboratório de Metalurgia Física (LAMEF) por ceder espaço físico para realização das soldas, ensaios de difratometria de raios x e Microscopia Eletrônica de Varredura e em especial, aos integrantes do Grupo de Projetos Metalúrgicos (Proeng - CDT) pelas horas de trabalho e o aprendizado proporcionado.

Às minhas tias Ana Maria de Campos Barbosa e Márcia de Campos Barbosa por todo apoio, hospitalidade e incentivo.

SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS	VIII
LISTA DE TABELAS	XII
LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS	XIII
RESUMO	XIV
ABSTRACT	XV
1 INTRODUÇÃO.....	1
2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	2
2.1 Aços Inoxidáveis.....	2
2.2 Aços Inoxidáveis Duplex (AID).....	2
2.3 Precipitação de Fases Intermetálicas Aço Duplex	3
2.4 Aços Inoxidáveis Super Duplex (AISD).....	5
2.5 Processo de Soldagem Aço Duplex e Super Duplex	6
2.5.1 Processo de Soldagem TIG.....	6
2.5.2 Soldagem por Fricção	8
3 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL	15
3.1 Materiais	15
3.2 Equipamento e Parâmetros de Soldagem.....	16
3.3 Parâmetros Geométricos	17
3.4 Caracterização Macro e Microestrutural.....	19
3.5 Quantificação de Fases	20
3.5.1 Image J.....	20
3.5.2 Ensaio por difração de raios X.	21
3.6 Análise via Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV)	22
4 RESULTADOS E DISCUSSÃO	23

4.1	Aquisição de dados e Gráficos de Soldagem.....	23
4.2	Análise Macroestrutural.....	24
4.3	Análise Microestrutural	25
4.3.1	Amostra 1	25
4.3.2	Amostra 2	31
4.4	Quantificação de Fases	37
4.4.1	Ensaio por análise de imagens.....	38
4.4.2	Ensaio por difração de raios x	38
4.5	Análise via MEV	39
4.5.1	Amostra 1	40
4.5.2	Amostra 2	43
5	CONCLUSÕES	47
6	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	48
7	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	49
8	APÊNDICE	54

LISTA DE FIGURAS

- Figura 2.1: O ganho de desempenho mecânico dos AID em relação a outras classes de AI através de 4 parâmetros que são importantes para aplicação dos AI, a são resistência a tração, Limite de escoamento, (BSSA 2001). 3
- Figura 2.2: Apresentação esquemática do aparato para realização de uma solda TIG : Fonte de Tensão, Gás de Proteção, Arco Voltaico, Metal Base, e Poça de Fusão que vai formando o cordão de solda. (HERBSLEB, G.; SCHWAAB, P.,1982). 7
- Figura 2.3: Processo básico de solda por fricção através de uma peça em repouso e outra em movimento (ASM Handbook). 8
- Figura 2.4: Evolução dos parâmetros durante a solda por fricção (LÓPES 2010). 10
- Figura 2.5: Desenho esquemático mostrando as regiões formadas pela soldagem por FHPP (DAVE, 2009). 12
- Figura 2.6: Desenho ilustrativo mostrando geometria cilíndrica e cônica. (PIRES, R.R.2007) 13
- Figura 2.7: Microestruturas de pino consumível de AID próximo a interface de reparo pela técnica de FHPP. O tamanho de grão refinado induz o efeito de super-plasticidade. Camadas formadas, com diferentes refinamentos de microestrutura (MEINHARDT 2013). 14
- Figura 3.1: Imagem da metalografia (200 x) do material atacado com Behara do pino (esquerda) e da base (direita). Microestrutura possui matriz Ferrítica e ilhas de Austenita alongadas de acordo com a direção de laminação. 15
- Figura 3.2: Imagem da metalografia da ponta do pino soldado com TIG em 50x (direita) e 200 x (esquerda), Microestrutura fundida com matriz Ferrítica com Austenita assumindo a morfologia de widmanstätten (franjas) e alotrópica de contorno de grão. 16

Figura 3.3: MSA 50 onde foram realizadas as soldas. Fonte: cortesia LAMEF	17
Figura 3.4. Dimensões do pino e da base duplex	18
Figura 3.5: Base em duplex	18
Figura 3.6: Pino de Duplex com extremidade com deposição TIG que foi cortado ao meio gerando duas peças	18
Figura 3.7: Microscópio óptico LEICA utilizado para análise e registro de imagens. Fonte: cortesia Bleistahl	19
Figura 3.8: Imagem vista do programa com o valor da região escura.....	20
Figura 3.9: Espectro de difração calculado pelo software captados no ensaio de difração raio x.....	22
Figura 4.1: Soldagem da Amostra 1, relação da Força, Rotação, Deslocamento com o tempo com apresentação das três Etapas de Soldagem uma região de baixa rotação devido uma falha no software de aquisição de dados (destacada ao redor do quadrado retangular) e três etapas de soldagem: Etapa de Fricção, Etapa de Aquecimento e Etapa de Forja.....	23
Figura 4.2: Soldagem da amostra 2, relação da Força, Rotação, Deslocamento com o tempo. Soldagem de uma região amostra de alta oscilação devida uma falha no software de aquisição de dados (destacada ao redor do quadrado retangular) e três etapas de soldagem: Etapa de Fricção, Etapa de Aquecimento e Etapa de Forja.....	24
Figura 4.3: Macroestruturas das juntas soldadas. A amostra 1 (esquerda) e amostra 2 (direita) ambas apresentam uma boa união metalúrgica.	25
Figura 4.4: Macroestrutura da amostra 1 dividida em regiões da análise	26
Figura 4.5: Microestrutura do Pino e da Base que não sofreram alteração durante a solda, áreas claras alongadas representam a austenita e as regiões escuras configuram a matriz ferrítica.	26

- Figura 4.6: Microestrutura da Região 2 com aumento de 200 x mostra a matriz ferrítica (escura) e Austenita apresenta um aspecto mais refinado que aponta para região de extração de calor..... 27
- Figura 4.7: Metalografia em 50 x (esquerda) e 200x (direita) da região 3 mostrando a presença de ferrita regiões mais escuras um formato de agulhas conhecida Widmannstatten, formando uma teia entrelaçada interface entre o pino e a região soldada..... 28
- Figura 4.8: Metalografia em 50 x (esquerda) e 200x (direita) da região 4, mostrando a formação das fases ferrita (fundo escuro) e austenita com um tamanho menor e orientação devido a força compressiva da ferramenta..... 29
- Figura 4.9: Falta de preenchimento entre o pino e a base (200x) e estrutura refinada na interface entre a base e a região soldada..... 30
- Figura 4.10: Região (primeira foto a esquerda) dividida em 3 sub-regiões (apontas pela flecha) que representam o gradiente de refinamento da estrutura na região soldada.. 31
- Figura 4.11: Macroestrutura da amostra 2 dividida em regiões de análise 32
- Figura 4.12: Microestrutura do Pino e da Base. Ilhas de Austenita distribuída numa matriz ferrítica..... 32
- Figura 4.13: Microestrutura da região da rebarba grãos achatados da austenita e em direção ao aumento do fluxo de calor, por outro lado o fundo escuro representa a ferrita..... 33
- Figura 4.14: Metalografia expressa ao fundo escuro a ferrita e a austenita é representada pelas regiões mais claras com o formato de agulhas conhecida Widmannstatten, que forma uma teia entrelaçada interface entre o pino e a região soldada..... 34
- Figura 4.15: A imagem expõe duas fases : a ferrita (fundo escuro) e austenita (claro). As ilhas austenita apresentam um tamanho menor e possuem a orientação em razão da força compressiva causada pela ferramenta. 35

Figura 4.16: Falta de preenchimento entre o pino e a base. Aumento de 200x. Ataque químico Behara.....	36
Figura 4.17: Região (primeira foto à esquerda) dividida em 3 sub-regiões (apontas pela flecha) em que pode –se ver o refinamento da fase austenita.	37
Figura 4.18: Imagem dos precipitados observada via MEV	40
Figura 4.19 Macroestrutura da amostra 1 dividida em regiões para avaliação via MEV....	41
Figura 4.20: Resultado da análise de MEV sem precipitação de fases deletérias.	41
Figura 4.21: Imagem obtida via MEV apresenta grande quantidade de Fases Intermetálica região 2	42
Figura 4.22: Aparecimento de precipitados em formato arredondado espalhados por toda região 3.	43
Figura 4.23 Macroestrutura da amostra 2 dividida em regiões para avaliação via MEV....	43
Figura 4.24: Resultado da análise de MEV da Região 1 com as anomalias no pino (esquerda) e na base (direita).....	44
Figura 4.25: Imagem obtida via MEV apresenta grande quantidade de Fases Intermetálica região 2.	45
Figura 4.26: Análise via MEV da grande concentração de precipitados na região 3.....	46

LISTA DE TABELAS

Tabela 2.1: Apresenta as fases vistas em AIDs juntamente com suas faixas de temperatura de formação e ainda, suas estruturas cristalinas.	4
Tabela 2.2: Vantagens e Limitações do processo de Solda por Fricção. (MATTEI 2011)...	9
Tabela 2.3: Variantes do processo de Solda por Fricção (BUZZATTI 2011)	11
Tabela 3.1 Composição química do material por análise química (% em massa).	15
Tabela 3.2: Composição química do eletrodo padrão de Deposição TIG (% massa)	16
Tabela 4.1: Tabela de resultados da quantificação de fases por Image J	38
Tabela 4.2: Resultado da quantificação de fases por Raios X.....	39
Tabela 8.1: Resultados da obtidos via difração de raios X da amostra 1	54
Tabela 8.2: Resultados da obtidos via difração de raios X da amostra 2	54

LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS

AI	Aços Inoxidáveis;
AID	Aços Inoxidáveis Duplex;
AISD	Aços Inoxidáveis Super Duplex;
Al	Alumínio;
AWS	American Welding Society;
C	Carbono;
Cr	Cromo;
Cr ₂ N	Nitreto Dicromico,
CrN	Nitreto de Cromo;
Cu	Cobre;
Fe	Ferro;
FHPP	Friction Hydro Pillar Processing;
MEV	Microscópio Eletrônico de Varredura;
Mo	Molibdênio;
MPF 50	Máquina de Processos por Fricção;
N	Nitrogênio;
Ni	Níquel;
Si	Silício;
TIG	Tungsten Inert Gas
γ	Austenita;
δ	Ferrita Delta;
σ	Fase Sigma;
χ	Fase Chi;
η	Fase Leves
ZAC	Zona Afetada pelo Calor
ZTMA	Zona Termo e Mecanicamente Afetada

RESUMO

A soldagem de aços inoxidáveis duplex é uma técnica de reparo extremamente importante para a indústria petroquímica. Contudo, o processo é muito delicado, pois a exposição a altas temperaturas contribui para precipitação de fases deletérias que prejudicam as propriedades mecânicas do aço.

Este trabalho teve como objetivo verificar a alteração microestrutural provocada pela união de um pino recoberto por soldagem convencional, aplicado pelo processo de Fricção a Pino Consumível (FHPP) sobre uma base. Para o estudo em questão foi utilizado aço inoxidável duplex UNS S32205 como pino consumível sobreposto por aço super duplex WIM 2594 (AWS A5.9/A 5.9M-ER2594) por TIG e base de duplex UNS S32205.

O estudo foi realizado com a análise da seção longitudinal das soldas através da observação da macroestrutura e do mapeamento microestrutura antes e após do processo. A modificação microestrutural foi analisada através da quantificação de fases e a existência de fases intermetálicas.

Verificou-se um refinamento na microestrutural que gera uma superplasticidade na solda, a quantidade de ferrita e austenita nas juntas soldadas está em proporções dentro da aceitável e que o processo de soldagem por fricção promove com que uma fase de intermetálicos desapareça.

Palavras-chave: soldagem por fricção, fases intermetálicas, aço inoxidável duplex.

ABSTRACT

The welding of duplex stainless steels is an extremely important repair technique for the petrochemical industry. However, the process is very delicate, since exposure to high temperatures contributes to the precipitation of deleterious phases that detract from the mechanical properties of steel.

This work aims to verify the microstructure formed by the union of a pin which was covered by conventional welding and subsequently applied by a friction welding process to a base material. For the study in question, UNS S32205 duplex stainless steel was used as a consumable pin superimposed over WI M 2594 super duplex steel (AWS A5.9 / A 5.9M-ER2594) by TIG and UNS S32205 duplex base.

The study was carried out with the analysis of the longitudinal section of the welds by observing the macrostructure and the microstructure mapping before and after the process. The microstructural modification was analyzed through the quantification of phases and the existence of intermetallic phases.

There has been a refinement in microstructurality that generates superplasticity in the weld, the amount of ferrite and austenite in welded joints is in proportions within acceptable and that the friction welding process promotes an intermetallic phase disappearance.

Keywords: *Friction welding, intermetallic phases, duplex stainless steel*

1 INTRODUÇÃO

Os aços inoxidáveis duplex (AIDs) são importantes para indústria de óleo e gás, pois conseguem aliar boas propriedades mecânicas e resistência a corrosão. Essas características estão intimamente ligadas com a microestrutura do material composta pelo balanço de fases entre Austenita (γ) e Ferrita (δ). Entretanto, ao submeter esses materiais às altas temperaturas pode-se comprometer as suas propriedades pela precipitação de fases intermetálicas deletérias fragilizando o material, empobrecendo a matriz com Cromo e retirando a proteção do material contra a corrosão.

Com isso, a soldagem desses aços deve ser realizada com técnicas controladas visto que métodos convencionais de soldagem facilitam a precipitação de fases deletérias. Dessa forma a busca por outros meios de solda é necessária. Por isso, a soldagem por fricção se apresenta como uma alternativa, com algumas vantagens interessantes, por se tratar de um processo de união no estado sólido.

Pela importante aplicação do aço inoxidável na indústria petroquímica e o baixo número de estudos divulgados do método de união por FHPP sobre materiais provenientes de processos de soldagem por fusão, esse trabalho foi desenvolvido para conhecer os efeitos na microestrutura do aço inoxidável Super Duplex em condições de soldagem por fricção.

Portanto, o objetivo do estudo é caracterizar a microestrutura do Aço Duplex UNS S 32205 com sobreposição do aço Super Duplex 2594 por TIG após ser soldado por fricção. Para avaliação além do mapeamento microestrutural da secção longitudinal da solda, a análise ainda abrangerá quantificação de fases e a presença ou não de precipitados antes e após a soldagem por fricção.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 Aços Inoxidáveis

Os aços inoxidáveis (AIs) são um conjunto de materiais caracterizados pela elevada resistência à corrosão. Isso ocorre devido a inserção de Cromo (Cr) a partir 12% em solução sólida que causa a produção de uma camada de fina de óxido que se liga na superfície do aço (KRAUSS, 2005).

São classificados conforme sua microestrutura, por exemplo: austeníticos, duplex e martensíticos. Além disso, a utilização de elementos de liga tais como, Níquel (Ni), Molibdênio (Mo), Cobre (Cu), Titânio (Ti), Alumínio (Al), Silício (Si), Nióbio (Nb), Nitrogênio (N), e Selênio (Se), causa nesses aços melhores propriedades físico-químicas com relação aos aços comuns (SEDRICKS 1979).

Cabe salientar, devido à utilização em altas temperaturas, o aparecimento de fases secundárias na superfície destes aços como: carbonetos, sigma (σ), chi (χ) e fases Laves (η) que fragilizam o material. Contudo, elementos de liga podem facilitar ou diminuir essa adversidade assim como, a resistência à corrosão. (TERADA *et al.*, 2006).

2.2 Aços Inoxidáveis Duplex (AID)

Compostos por uma microestrutura com frações volumétricas semelhantes da matriz ferrita e austenita dispersa, os Aços Inoxidáveis Duplex são materiais formados principalmente por Fe, C, Cr e Ni. O Cr, juntamente com Mo, que são estabilizadores da ferrita, por outro lado o Ni e o N estabilizam a austenita (ASM Handbook, 1990).

Os AID apresentam comportamento mecânico elevado no caso de Resistência ao Pite (PREN), resistência à tração e limite de escoamento comparados com os ferríticos e os austeníticos. A Figura 2.1 exhibe gráficos comparativos que contextualizam essa característica (BSSA 2001, LEITE 2009).

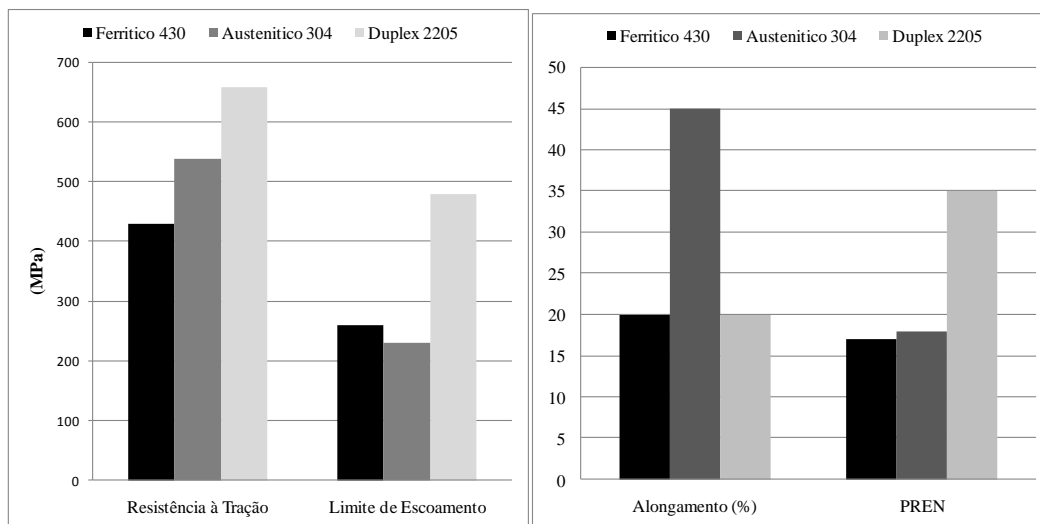


Figura 2.1: O ganho de desempenho mecânico dos AID em relação a outras classes de AI através de 4 parâmetros que são importantes para aplicação dos AI, a são resistência a tração, Limite de escoamento, (BSSA 2001).

Mesmo tendo apresentado um crescimento espontâneo na última década, a produção de AID ainda é 1% ao relacionar com a do AI o que reflete em número menos de 200.000 toneladas. Porém, tem papel de destaque na indústria petroquímica, de celulose ou ainda, de energia. (CHARLES 2007, Londoño 2001).

2.3 Precipitação de Fases Intermetálicas Aço Duplex

As fases intermetálicas comprometem as propriedades mecânicas e a resistência a corrosão das ligas. Essas fases aparecem devido a exposição do material a altas temperaturas por determinados tempo. Ou seja, quanto maior for o tempo em determinadas temperaturas, maior será a precipitação dessas fases no material. (ASM VOL. 1, 1993; ASM VOL. 13, 2005).

- Estudos e pesquisas dividiram os AIDs em duas faixas de temperatura principais que favorecem precipitação dessas fases: Fragilização de alta temperatura. Apresenta-se entre 970 - 650 °C e as fases que surgem são sigma (σ), fase chi (χ), austenita secundária (γ^2), além de nitretos (Cr_2N e CrN) e carbonetos (M_7C_3 e M_{23}C_6) (LODOÑO 2001, ARMAS 2009). Podem ocorrer em tratamentos térmicos e em ciclos térmicos de soldagem.

- Fragilização em baixa temperatura sucede-se entre 500 - 300 °C e a máxima temperatura de serviço dos AIDs cai para em torno de 280 °C (LODOÑO 2001).

A tabela 2.1 apresenta as fases vistas em AIDs juntamente com suas faixas de temperatura de formação e ainda, suas estruturas cristalinas.

Tabela 2.1: Apresenta as fases vistas em AIDs juntamente com suas faixas de temperatura de formação e ainda, suas estruturas cristalinas.

Fases observadas em AIDs	Fórmula química aproximada	Faixas de temperatura de formação (°C)	Estrutura Cristalina
Ferrita α	–	–	CCC
Austenita γ	–	–	CFC
Fase σ	Fe-Cr-Mo	600 – 1000	Tetragonal
Nitreto	Cr ₂ N	700 – 900	Hexagonal
Nitreto	CrN	700 – 900	Cúbica
γ'	–	600 – 1000	CFC
Fase χ	Fe ₃₆ Cr ₁₂ Mo ₁₀	700 – 900	CCC
Fase α'	Fe ₁₁ Cr ₈₅ Mo ₄	300 – 525	CCC
Fase R	Fe-Cr-Mo	550 – 650	Trigonal
Fase π	Fe ₇ Mo ₁₃ N ₄	550 – 650	Cúbica
Fase τ	–	550 – 650	Ortorrômica
Carboneto	M ₇ C ₃	950 – 1050	Ortorrômica
Carboneto	M ₂₃ C ₆	600 – 950	CFC

Fonte: Adaptado de LIPPOLD *et al.*, 2005; LO *et al.*, 2009; VORONENKO, 1997

A fase σ geralmente se apresenta em microestruturas de materiais soldados e influencia no limite de escoamento, na tenacidade e na resistência a corrosão. Porém, quanto maior o tamanho de grão atrasa a nucleação dessa fase, contudo, técnicas que abrangem deformação a frio facilitam a formação desta fase. Em relação à composição química, essa fase possui alto teor de Cr e Mo, o empobrecendo dos elementos de liga na matriz na ferrítica provoca uma menor resistência mecânica e uma menor resistência à corrosão. (GIRALDO, 2001).

A austenita secundária (γ') contém uma quantidade menor de Cr e maior de Ni em relação a austenita primária, provocando uma diminuição da resistência a corrosão resultando em pites. As condições para o aparecimento dessa fase são tratamentos térmicos em altas temperaturas ou operações de soldagem (SIEURIN, 2006).

A fase chi (χ) se forma com teores maiores de Mo, logo possui um volume de precipitação menor comparado com outras fases dos AID comerciais. É uma fase que se decompõe para fase σ após exposição entre 700 e 900°C por longos tempos, por isso é definida como fase metaestável. Essa fase fragiliza e diminui a resistência à corrosão das ligas de AID (CHEN *et al.*, 2002; KARLSSON *et al.*, 1995).

Os nitretos de Cromo (Cr_2N e CrN) se formam com teores maiores de N nos AID e precipitam a partir de um resfriamento rápido entre 900 e 700°C. A formação dos Cr_2N e CrN causa uma diminuição do Cr e N na ferrita, gerando um empobrecimento na resistência a corrosão por pites e fragiliza as propriedades mecânicas dos AID.

A fase R apresenta teores altos de Mo e precipita em temperaturas entre 550 e 650°C, e se forma dispersa pelos grãos ferríticos ou nas interfaces austenita/ferrita. A nucleação desta fase antecede a fase σ e enfraquece a resistência a corrosão e as propriedades mecânicas dos AID (KARLSSON *et al.*, 1995; SIEURIN, 2006).

A precipitação de carbonetos de cromo (M_7C_3 e M_{23}C_6) é constatada nas interfaces ferrita/austenita, ou distribuída entre os grãos ferríticos ou austeníticos. Também como a fase R, antecede a formação da fase σ (GIRALDO, 2001). Os AID apresentam teores reduzidos de C, portanto os M_7C_3 e M_{23}C_6 é baixa nos AID (NILSSON, 1992).

2.4 Aços Inoxidáveis Super Duplex (AISD)

Os Aços Inoxidáveis Super Duplex (AISD) mostram-se com uma composição química muito parecida com os AID, todavia, com teores maiores de Cr, Ni, Mo e N com somas menores de Cu e W. Enquanto processado, no momento do resfriamento, criam-se microestruturas parecidas com fases austeníticas e ferríticas com propriedades físicas e mecânicas diferentes. Se não for realizado de maneira adequada à produção da fase sigma pode gerar altos níveis de tensões internas resultando em trincas de resfriamento. Uma forma de resolver esse problema é produzir uma microestrutura primária adequada (SANTOS R. J.; BOLFARINI, C. 2005).

2.5 Processo de Soldagem Aço Duplex e Super Duplex

A microestrutura dos AID e AISD são passíveis de se decompor em fases intermetálicas devido sua natureza química. O aparecimento desses precipitados motivam um grande empobrecimento nas propriedades como, por exemplo, tenacidade ao impacto e resistência a corrosão (REICK, W., POHL, M., PADILHA A.F. 1990).

Quanto maior a taxa de resfriamento, maior a chance de ocorrer uma fase ferrita acima 65%. (FALKLAND, *et al* 2011). A quantidade elevada de ferrita irá baixar a resistência à corrosão e ductilidade da liga. Contudo, expor o material por grandes períodos entre temperaturas entre 700°C e 900°C vai impactar negativamente a tenacidade e resistência a corrosão. Por isso, a solda deve ser feita de maneira controlada com ciclos térmicos adequados para que as características mecânicas e de resistência a corrosão da região soldada seja coerente (FALKLAND *et al*, 2011).

2.5.1 Processo de Soldagem TIG

O processo TIG se apresenta com uma fonte de calor de um arco elétrico entre um eletrodo não consumível de tungstênio e o material que será soldado. Um gás inerte defende a região soldada e esse processo de solda acontece com ou sem a utilização de metal de adição.

O aparato para que essa soldagem manual possa ocorrer são apresentados na Figura 2.2: uma fonte energia que pode ser gerador e é imprescindível que seja de corrente constante, um gás proteção da zona ao redor do arco elétrico e da poça de fusão deve ser oferecida pela tocha TIG e um equipamento que prende o eletrodo de Tungstênio (HERBSLEB, G.; SCHWAAB, P.,1982).

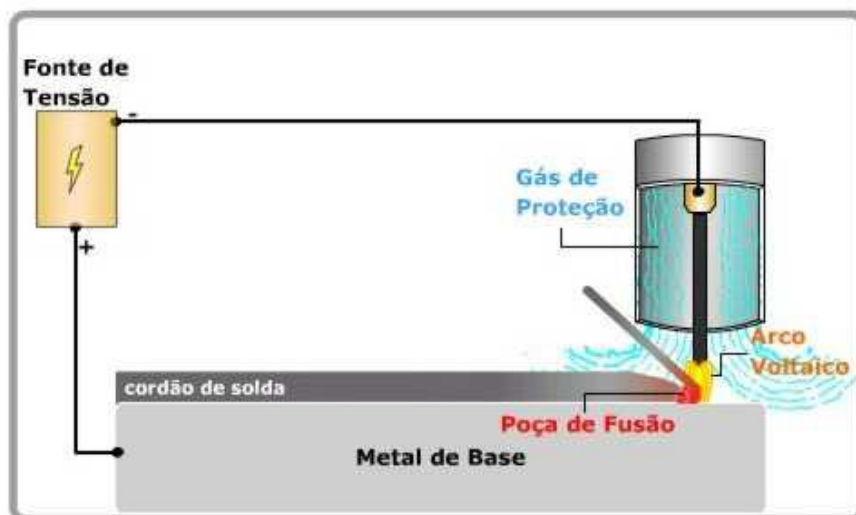


Figura 2.2: Apresentação esquemática do aparato para realização de uma solda TIG : Fonte de Tensão, Gás de Proteção, Arco Voltaico, Metal Base, e Poça de Fusão que vai formando o cordão de solda. (HERBSLEB, G.; SCHWAAB, P.,1982).

A soldagem TIG produz cordões em materiais sensíveis ao calor e componentes de baixas espessuras ou finas chapas. No entanto, como desvantagem só pode ser feita em ambientes cobertos ou protegidos, ou seja, se realizada em campo a proteção gerada pelo gás inerte fica enfraquecida e se for realizada em espessuras grossas a produtividade fica prejudicada (AWS Welding Handbook,2002.).

Tão importante quanto à energia de soldagem, deve-se ainda dar atenção ao fato que a junta pode sofrer com os ciclos térmicos se a soldagem for realizada em multipasses. Pois, as várias oscilações de temperatura na região soldada comprometem a microestrutura, com isso prejudicam o desempenho da peça (HERBSLEB, G.; SCHWAAB, P.,1982).

Uma condição para não comprometer a microestrutura é utilizar eletrodos consumíveis compostos por Níquel, aumentando o teor de austenita no metal de solda. Contudo, a zona afetada pelo calor (ZAC) pode sofrer com elevados teores de ferrita e formação de precipitados se ocorrer empobrecimento de N e grande concentração de Nb. Um tratamento térmico próximo 1050 °C logo após a soldagem surge como alternativa para a nucleação da quantidade necessária de austenita no aço duplex (CUNHA *et al.*, 1996; FEDELE *et al.*, 1999).

A fim de se evitar ou minimizar problemas causados por métodos convencionais de soldagem, a soldagem por fricção apresenta-se tendo como principal vantagem à união dos

materiais serem no estado sólido, com isso pode-se eliminar ou atenuar problemas microestruturas ou de precipitação de fases deletérias (T.F.A, 2011). Outra, vantagem, é que o método impõe baixas distorções residuais e boas propriedades mecânicas (THOMAS, 2010).

2.5.2 Soldagem por Fricção

A Soldagem por fricção é uma forma de soldagem que ocorre no estado sólido. As peças são sobrepostas, alinhadas axialmente e através de movimentos relativos, forças compressivas o material une pelo calor gerado do material deformado plasticamente (ASM Metals Handbook, 1993).

A rebarba produzida conhecida como *flash* contém impurezas como óxidos, graxas, inclusões que se estão presentes nas superfícies das peças e são expulsas para o exterior da peça (PINHEIRO 2008). A Figura 2.3 mostra um típico processo de solda por fricção com uma peça em repouso em contato com uma peça girando sob pressão até a interface atingir a temperatura de solda (BUZZATTI 2011).

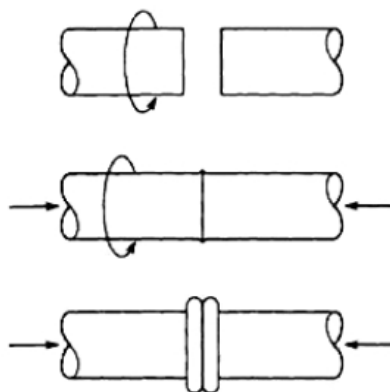


Figura 2.3: Processo básico de solda por fricção através de uma peça em repouso e outra em movimento (ASM Handbook).

Abaixo estão mostrados 5 fatores principais que definem de forma significativa uma condição adequada para a solda. Cabe salientar, que os três primeiros estão relacionados a parâmetros gerais de processo, enquanto que os dois últimos estão relacionados a natureza materiais que serão soldados:

- Velocidade Relativa das superfícies
- Pressão Aplicada
- Temperatura da Superfície

- Propriedades dos materiais
- Condições das superfícies e presença de filmes.

2.5.2.1 Vantagens e Desvantagens do Processo

Para que a solda seja adequada alguns requisitos precisam ser observados: os materiais que serão soldados necessitam ser forjáveis (materiais frágeis não devem ser soldados por esse processo, porém um material dúctil e um frágil podem ser unidos por fricção) ou que eles possam gerar atrito nas suas superfícies (BUZZATTI 2013). A Tabela 2.2 lista as vantagens e limitações do processo (MATTEI 2011).

Tabela 2.2: Vantagens e Limitações do processo de Solda por Fricção. (MATTEI 2011).

Vantagens	Desvantagens
<ul style="list-style-type: none"> • Não é necessária limpeza ou acabamento das superfícies (no caso de solda de topo); • Não é necessário gás de proteção; • Mais seguro à saúde do operador, pois não tem radiação e nem fumos; • Não há riscos elétricos; • Não há defeito relacionado à fusão, pois a soldagem é efetuada no estado sólido; • Há possibilidade de fabricação de juntas de transição com materiais diferentes; • O processo é estável e automatizado. 	<ul style="list-style-type: none"> • Pelo menos uma peça precisa ser rotacionada; • Limitado às juntas de topo planas, cônicas e angulares desde que perpendiculares e concêntricas com o eixo de rotação; • O alinhamento das peças pode ser crítico; • O material de pelo menos um componente deve ser plasticamente deformável; • Custos dos equipamentos e ferramentas são elevados.

2.5.2.2 Etapas de Processo

A curva de torque de fricção, mostrada na Figura 2.4, divide o processo em três estágios. (TSANG 1994).

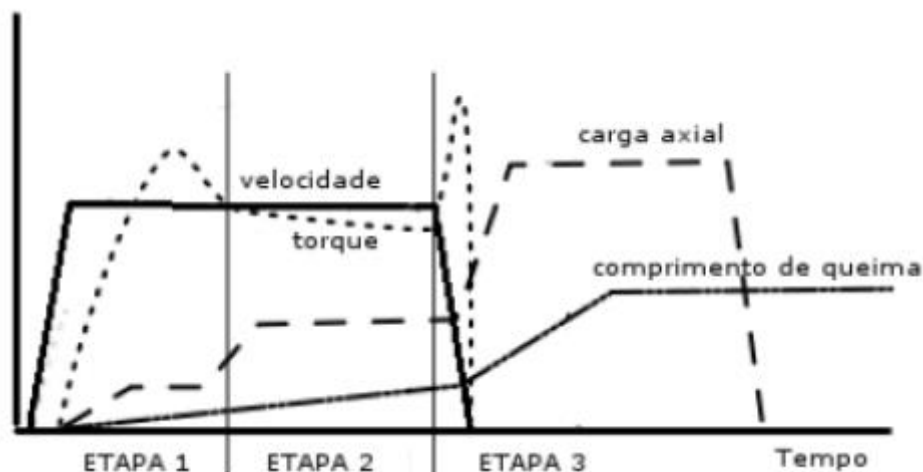


Figura 2.4: Evolução dos parâmetros durante a solda por fricção (LÓPES 2010).

Etapa 1: Etapa de Fricção: O torque cresce após o primeiro contato e chega ao máximo e começa a diminuir sem que estabilize. O intertravamento, microsoldas, ruptura de asperezas e o subsequente amolecimento do material pelo aquecimento estão relacionados ao acelerado aumento e diminuição de forma gradual do torque.

Etapa 2: Etapa de Aquecimento: Aqui o torque permanece sem alteração, e o processo obtém uma harmonia entre encruamento por deformação e recristalização causado pelo aumento do calor.



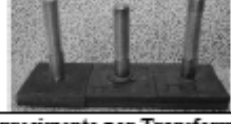


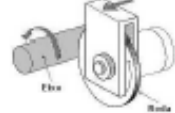
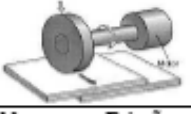
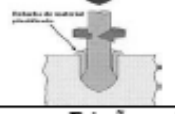
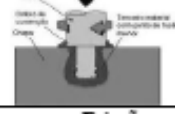






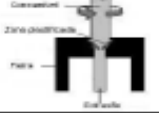
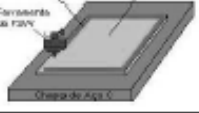




Etapa 3: Etapa de Forja: A etapa inicia no momento em que a rotação desacelera. A carga axial precisa ser aumentada para efetuar a força e o torque vai ao máximo antes de diminuir até zero. Cabe salientar, que a força de frenagem pode ser controlada. Isso torna o tempo de frenagem uma variável de processo. No caso da frenagem ser instantânea o torque cai de forma súbita e a forja acontece a partir de uma força axial. Se força axial se mantiver constante as menores taxas de frenagem levam a picos mais altos. (LÓPES 2010)

2.5.2.3 Variantes do Processo

Hoje, existem em torno de 25 tipos de soldagem utilizando o princípio da fricção, conforme demonstram os estudos e pesquisas de vários autores. Todas as variantes utilizam o

mesmo princípio de união. A Tabela 2.3 exibe muitas destas variações de soldagem por fricção (MACEDO 2011).

Tabela 2.3: Variantes do processo de Solda por Fricção (BUZZATTI 2011)

Soldagem por Fricção por Arraste Contínuo ou por Inércia (Rotary Drive Friction Welding)¹	Soldagem por Fricção Linear (Friction Stir Welding)²	Soldagem de Pino por Fricção (Friction Stud Welding)²
		
Soldagem por Fricção Radial (Radial Friction Welding)¹	Deposição por Fricção (Friction Surfacing)³	Endurecimento por Transformação por Fricção (Friction Transformation Hardening)³
		
Soldagem por Fricção Com Costura Contínua (Friction Seam Welding)³	Soldagem por Fricção Com Mergulho (Friction Plunge Welding)³	Soldagem por Fricção com Terceiro Corpo (Third-body Friction Welding)³
		
Soldagem por Fricção por Costura (Friction Stitch Welding)⁴	Soldagem por Fricção por Ponto Cônico (Friction Taper Stitch Welding)⁵	Soldagem por Fricção com Pino Consumível (Friction Hydro Pillar Processing)⁴
		
Soldagem por Fricção Linear/Angular (Linear/Angular Friction Welding)³	Soldagem por Fricção Orbital (Orbital Friction Welding)³	Brasagem por Fricção (Friction Brazing)³
		
Extrusão por Fricção (Friction Extrusion)³	Deposição por Fricção e Mistura (Friction Stir Cladding)⁵	Rebitagem por Fricção (Fricriveting)⁵
		
União por Fricção por "Bit" (Friction Bit Joining)⁷	Soldagem por Fricção por Ponto e Mistura Mecânica (Friction Spot Welding)⁸	Soldagem por Fricção por Ponto e Mistura Mecânica com Translação (Friction Stir Spot Welding)²
		

2.5.2.4 Solda por Fricção por Pino Consumível FHPP

Dentre todas as outras técnicas de soldagem por fricção a técnica de FHPP, “Friction Hydro Pillar Processing”, consiste basicamente na rotação de um pino consumível em um furo essencialmente circular, juntamente com uma carga compressiva aplicada, que cria uma camada plastificada localmente. Essa camada coalesce e reúne uma série de interfaces rotacionais adiabáticas e helicoidais, de forma parcialmente esférica. Enquanto a solda acontece, o consumível plastifica e preenche o furo (THOMAS E NICHOLAS 1994).

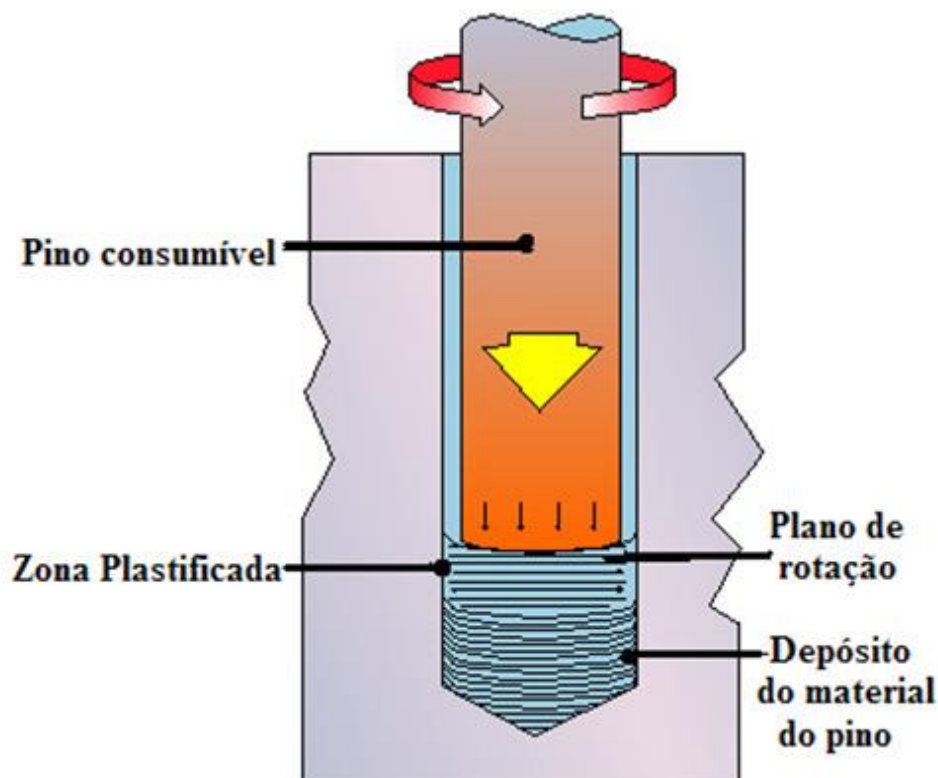


Figura 2.5: Desenho esquemático mostrando as regiões formadas pela soldagem por FHPP (DAVE, 2009).

Esse processo é uma boa opção comparada com processo de soldagem a arco elétrico se for empregado em situações que envolvem a manutenção e os reparos de estruturas metálicas que possuem trincas ou em ligas que possuem trabalhosa soldabilidade (MEYER, 2002) (MATTEI, 2010) (LESSA, 2011) (PINHEIRO et al., 2001) (PIRES, R.R., 2007).

As vantagens listadas anteriormente em relação à área de atuação dessa técnica são inúmeras, principalmente pela solda processar-se no estado sólido sem a fusão dos materiais. Assim a soldagem por fricção, diferentemente de outros processos não é afetada pela pressão

ambiente, e, por isso, acredita-se que a técnica possa ser utilizada em um ambiente *offshore* e ambientes submersos (PINHEIRO et al., 2001).

O reparo depende da geometria, dos materiais e dos parâmetros do processo se esses itens forem obedecidos o resultado será uma solda de qualidade. Devido, a eles operarem na zona de preenchimento, ponto de concentração de descontinuidades, se não houver um fluxo plástico adequado o resultado será uma falta de preenchimento de material no furo causando descontinuidades na solda.

Os parâmetros geométricos, bem como os materiais e os parâmetros de processo utilizados influenciam de forma considerável na qualidade dos reparos por atrito, pois eles atuam diretamente na região de preenchimento, que é considerado um ponto de potencial concentração de descontinuidades. A ausência de um fluxo plástico adequado pode levar à falta de preenchimento de material no interior do furo, ocasionando a presença de descontinuidades na execução do reparo.

Dois geometrias são popularmente mais importantes nesse método de reparo a cilíndrica e a cônica (Figura 2.6). Outra informação relevante é que a geometria do furo e do pino são parecidas, contudo, a geometria do furo é maior. As variáveis do pino são definidas de acordo com pelo diâmetro, geometria e raio das extremidades (CHLUDZINSKI 2013).

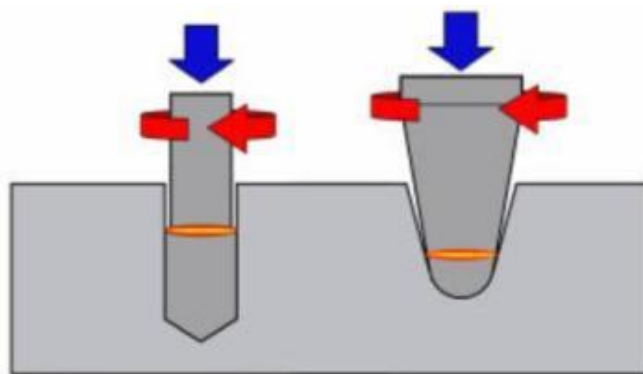


Figura 2.6: Desenho ilustrativo mostrando geometria cilíndrica e cônica. (PIRES, R.R.2007)

2.5.2.4.1 O Trabalho a quente e Mecanismos de deformação do AID

O processo de soldagem por FHPP consiste de uma alta taxa de deformação e uma grande produção de calor, estes dois fenômenos se apresentam na interface de atrito. Para aços ao carbono, as temperaturas durante a soldagem chegam à ordem de 1300 °C. Com isso,

nesta região, pode-se dizer que o processo assume características de conformação mecânica por trabalho a quente.

No FHPP parece haver uma mistura desses dois processos:

- Trabalho a Quente: mecanismos de recuperação e recristalização atuam junto com a deformação. Esses mecanismos têm influência direta na ductilidade e na resistência mecânica do material
- Trabalho a frio: neste caso, processo de recuperação e recristalização não são efetivos. (BRESCIANI 1997 e HELMAN 2005).

Em se tratando de AID, uma matriz refinada e as partículas de segunda fase dispostas de forma uniforme (microduplex) são essenciais para a melhoria das propriedades mecânicas e conferem ao material a superplasticidade (JIMÉNEZ 2001). Em reparos que sofreram o processo FHPP uma estrutura com as duas fases refinadas é obtida pelo processo de solda

Nos reparos que sofreram o processo FHPP uma estrutura com as duas fases refinadas é obtida pelo processo de solda (microduplex). Na Figura 2.7 apresenta duas microestruturas que resultantes do processo FHPP (MEINHARDT 2013). Na primeira imagem pode ser identificado o refinamento microestrutural, denominado microduplex, e na segunda imagem pode ser percebido regiões de refino microestrutural à medida que se distancia da interface. O crescimento de grão pode ser controlado devido a falta da fusão, com isso as propriedades mecânicas são melhores neste tipo de reparo (Oliveira 2007).

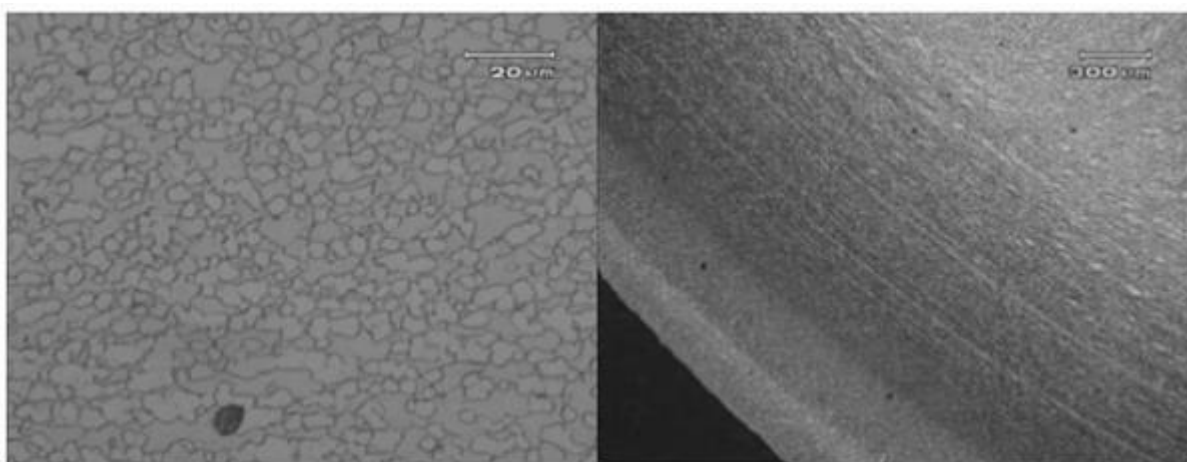


Figura 2.7: Microestruturas de pino consumível de AID próximo a interface de reparo pela técnica de FHPP. O tamanho de grão refinado induz o efeito de super-plasticidade. Camadas formadas, com diferentes refinamentos de microestrutura (MEINHARDT 2013).

3 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

3.1 Materiais

Neste trabalho, foram utilizadas duas amostras para soldagem por fricção pela técnica FHPP do aço inoxidável dúplex UNS S32205, com uma deposição na ponta do pino via soldagem TIG.

O material para confecção do pino consumível e o metal de base foi aço inoxidável dúplex UNS S32205 a formado por uma Matrix Ferrítica e ilhas de Austenita alongadas de acordo com a direção de laminação (Figura 3.1) e para a análise química do material foi realizada através da técnica de espectroscopia de emissão ótica no espectrômetro da marca Bruker e modelo Qmatrix-Magellan situado no LAMEF (Laboratório de Metalurgia Física da UFRGS) e resultado e apresentado pela Tabela 3.1.

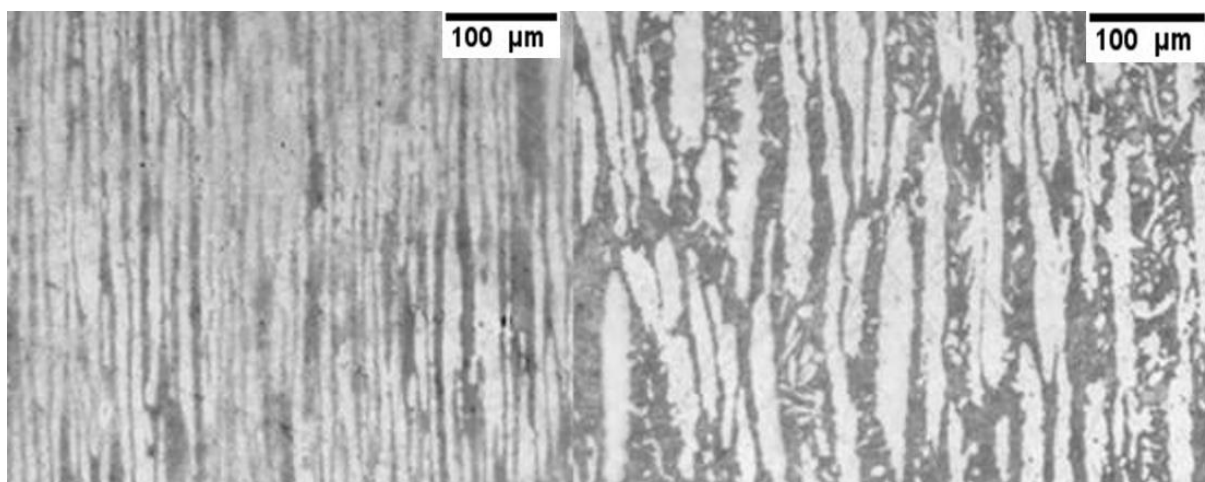


Figura 3.1: Imagem da metalografia (200 x) do material atacado com Behara do pino (esquerda) e da base (direita). Microestrutura possui matriz Ferrítica e ilhas de Austenita alongadas de acordo com a direção de laminação.

Tabela 3.1 Composição química do material por análise química (% em massa).

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Co	Cu	Nb	Ti	V	W	N	Balance
Resultado da Análise Química	0,03	0,57	1,45	0,02	0,003	23	2,72	5,09	0,04	0,08	0,03	0,004	0,07	0,09	0,2	Fe
Especificação ASTM 2205	0,03 Máx	1,00 Máx	2,00 Máx	0,030 Máx	0,02	22-23	3,0-3,5	4,50-6,50	-	-	-	-	-	-	0,14-0,20	Fe

Para eletrodo de deposição foi utilizado o aço Super Duplex. WI M 2594 (AWS A5.9/A 5.9M - ER2594) que foi soldado via processo TIG. Isso provocou uma alteração da morfologia da região soldada com o surgimento da Austenita de Contorno de Grão e de a Widmanstatten (Figura 3.2) e a para análise química do eletrodo não foi realizada, contudo a composição química do eletrodo padrão está mostrada na Tabela 3.2 segundo a AWS ER 2594.

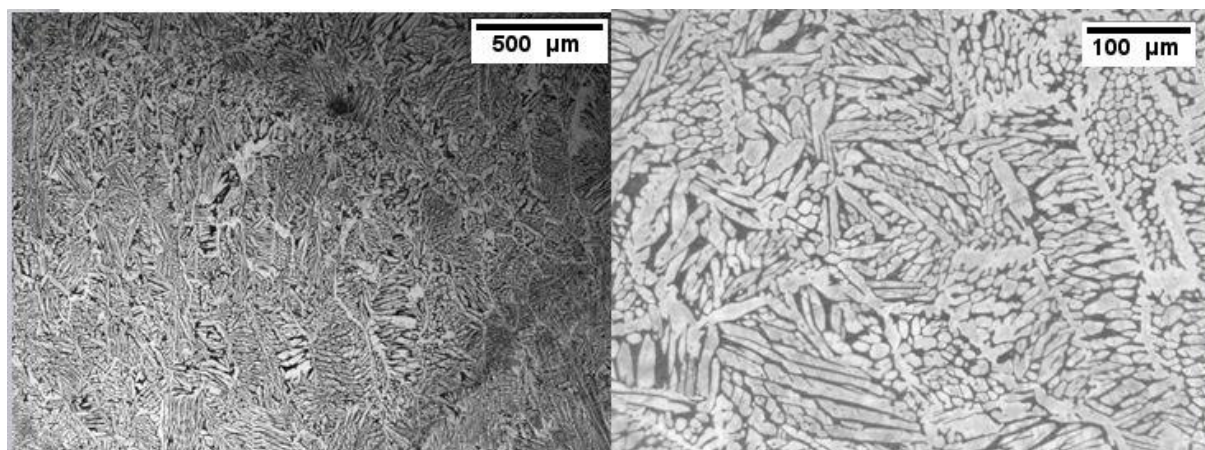


Figura 3.2: Imagem da metalografia da ponta do pino soldado com TIG em 50x (direita) e 200 x (esquerda), Microestrutura fundida com matriz Ferrítica com Austenita assumindo a morfologia de widmanstatten (franjas) e alotromórfica de contorno de grão.

Tabela 3.2: Composição química do eletrodo padrão de Deposição TIG (% massa)

	C	Cr	Ni	Mo	Mn	Si	P	S	N	Cu	W	Fe
Especificação AWS ER2594	0,03 Máx	24 - 27	8,0 - 10,5	2,5 - 4,5	2,5 Máx	1,0 Máx	0,03 Máx	0,02 Máx	0,2 - 0,3	1,50 Máx	1,00 Máx	Balance

3.2 Equipamento e Parâmetros de Soldagem

Para realização das soldas foi pelo método soldagem por fricção a FHPP foi utilizada a Máquina de Processos por Fricção (MSA 50) desenvolvida no LAMEF. Esta máquina é capaz de atingir de força axial de 25 kN, torque máximo de 90 Nm e rotação nominal de 5000 rpm. A Figura 4.3 demonstra este equipamento. Os parâmetros de soldagem (Tabela 4.3) foram escolhidos levando em consideração trabalhos anteriores, capacidade da máquina e a experiência dos especialistas em Soldagem por Fricção que trabalham no LAMEF.

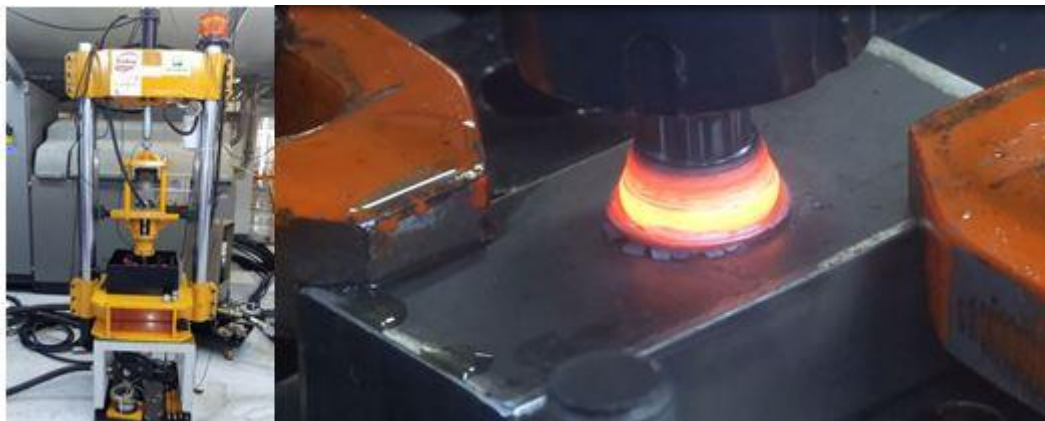


Figura 3.3: MSA 50 onde foram realizadas as soldas. Fonte: cortesia LAMEF

Tabela 3.3 Parâmetros utilizados para a soldagem.

Amostra	1	2
Força (kN)	10	10
Rotação (rpm)	5000	5000
Consumo (mm)	7,5	4,0

3.3 Parâmetros Geométricos

Para a realização da solda foi necessário usar geometrias que pudessem ser empregadas no dispositivo de soldagem. As Figura 3.4 e 3.5 apresentam as dimensões confeccionadas para fabricação dos pinos consumíveis e do furo de centro no material de base. A sobreposição de material por TIG foi realizada nas duas extremidades do pino de Duplex (Figura 3.6).

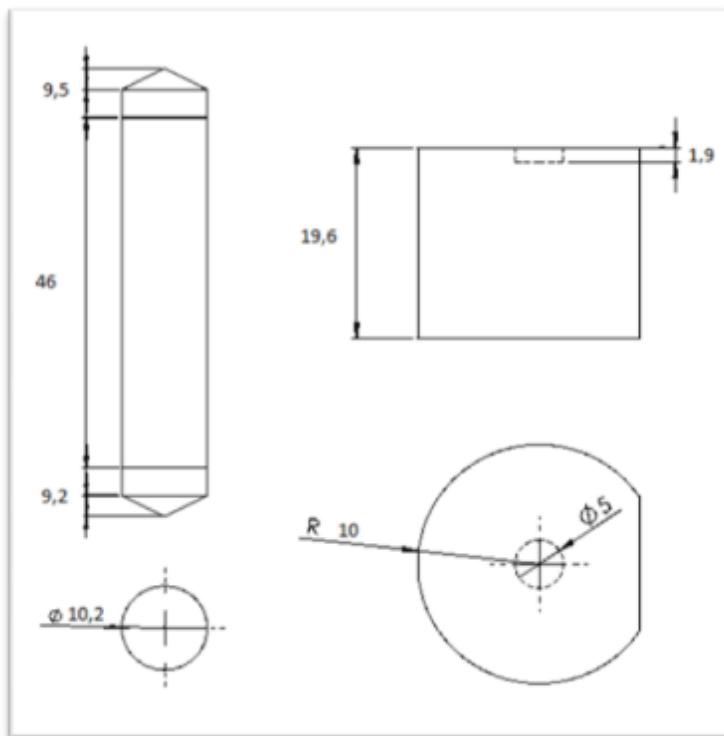


Figura 3.4. Dimensões do pino e da base duplex



Figura 3.5: Base em duplex

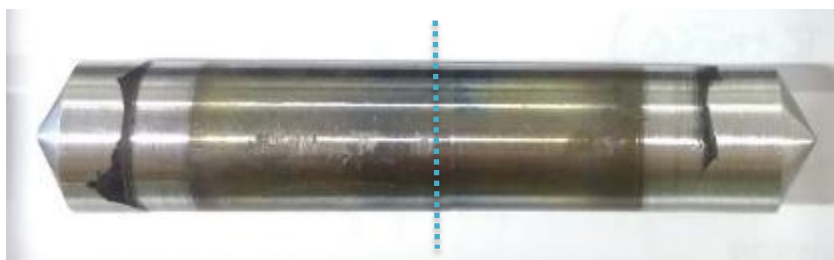


Figura 3.6: Pino de Duplex com extremidade com deposição TIG que foi cortado ao meio gerando duas peças

3.4 Caracterização Macro e Microestrutural

Após a soldagem, as amostras foram submetidas a cortes transversais centralizados em relação ao eixo de aplicação da carga axial e aos orifícios no metal de base. As superfícies das amostras cortadas foram submetidas à preparação metalográfica começando pelo lixamento com granulometria de 60, 80, 120, 220, 320, 400, 600 e 1200mesh. Em seguida, foi realizado um polimento com pasta de diamante. A avaliação macroestrutural obtida, após lixamento e polimento das amostras, foi feita primeiramente a olho nu e foi fotografada através microscópio óptico (MO) marca LEICA.

Além disso, a avaliação Microestrutural, após lixamento e polimento das amostras, foi concluída com o ataque químico com o reagente BEHARA. Depois disso, as amostras foram encaminhadas para a análise por microscopia óptica no Microscópio Óptico LEICA (Figura 3.7) para análise e registro de imagens.



Figura 3.7: Microscópio óptico LEICA utilizado para análise e registro de imagens.

Fonte: cortesia Bleistahl

3.5 Quantificação de Fases

A quantificação da fração volumétrica de fases das amostras foi feita através de dois métodos de análise IMAGE J e por Raios-X. Nos dois casos, buscaram-se obedecer a norma DNV-OS-F101((DNV-OS-F101, 2013) que recomenda basicamente que na região do metal soldado o teor da fase Ferrita deve ser de 30 - 65% no balanço com a Austenita.

3.5.1 Image J

Com esse software de imagens calcula – se a área da austenita e a ferrita pela diferença de contraste (Figura 3.8) obtido após o ataque químico. A ferrita é o fundo preto e a austenita são as porções brancas.

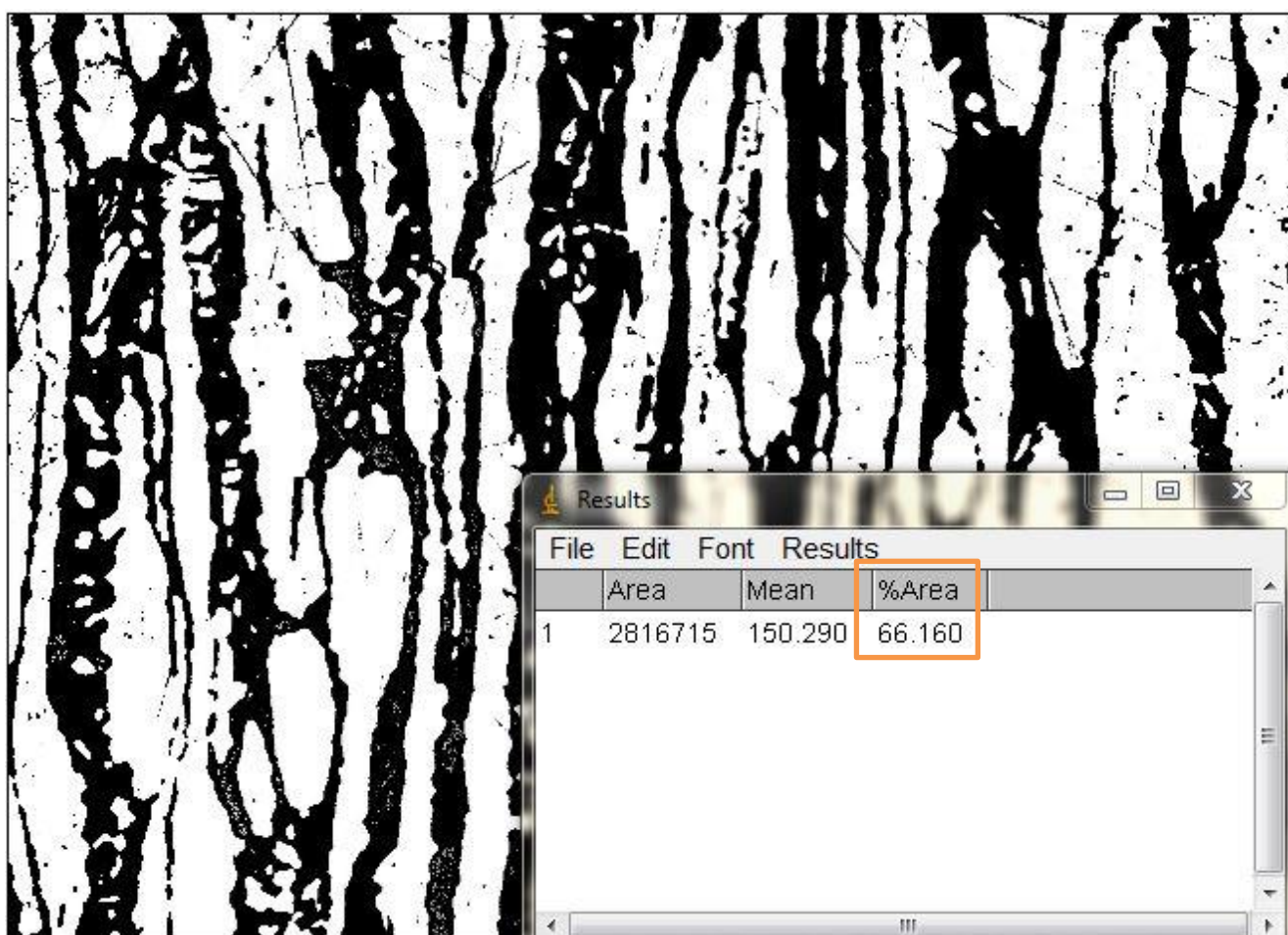


Figura 3.8: Imagem vista do programa com o valor da região escura.

3.5.2 Ensaio por difração de raios X.

A difração de raios X é um processo no qual os átomos de um cristal, promovem interferência nas ondas que se apresentam em um feixe incidente de raios X. Com essa técnica pode – se estabelecer a estrutura atômica e molecular de um cristal, e os átomos cristalinos proporcionados por um feixe de raios X incidente difratado em diversas direções específicas.

A medição dos ângulos e a veemência dos feixes difratados podem produzir uma imagem em três dimensões da densidade de elétrons no interior de um cristal. Com base nessa densidade de elétrons, as posições médias dos átomos no cristal e suas ligações químicas podem ser constatadas.

Para técnica utilizada de difração de raios X, foi utilizado o equipamento GE – Seifert Charon XRD M – Research Edition.

Os parâmetros para medição estão descritos abaixo:

- Elemento do tubo de raios-X: Cr-K α
- Comprimento de onda k- α : 2.2897Å
- Filtro de vanádio
- Tensão do tubo: 30 kV
- Corrente: 50 mA
- Colimador: 1 mm
- Detector usado: Meteor 1D
- Ângulos 2-theta utilizados: 35 - 166°
- Tempo de escaneamento: 200s
- Passo: 0,01.
- Tempo de ensaio: uma medição em uma direção (Longitudinal) ~ 19 minutos.

O software (Figura 3.9) calcula o percentual de austenita retida das difrações das amostras. O método de avaliação baseia-se nas intensidades integrais dos picos de austenita e ferrita medidos que serão calculados e, em seguida, determinados através de fatore de intensidade especial (Fator-R) para a radiação de Cr.

Todos os picos de austenita são proporcionalmente comparados a todos os picos de ferrita. O valor médio de todos os resultados dado como a concentração de austenita retida. A flutuação de cada resultado individual é mostrada como uma faixa de tolerância.

O cálculo de intensidade integral ocorre via função de ajuste de curva (ou Fit-function). O processo de ajuste foi controlado manualmente via posição dos picos, larguras e intensidades.

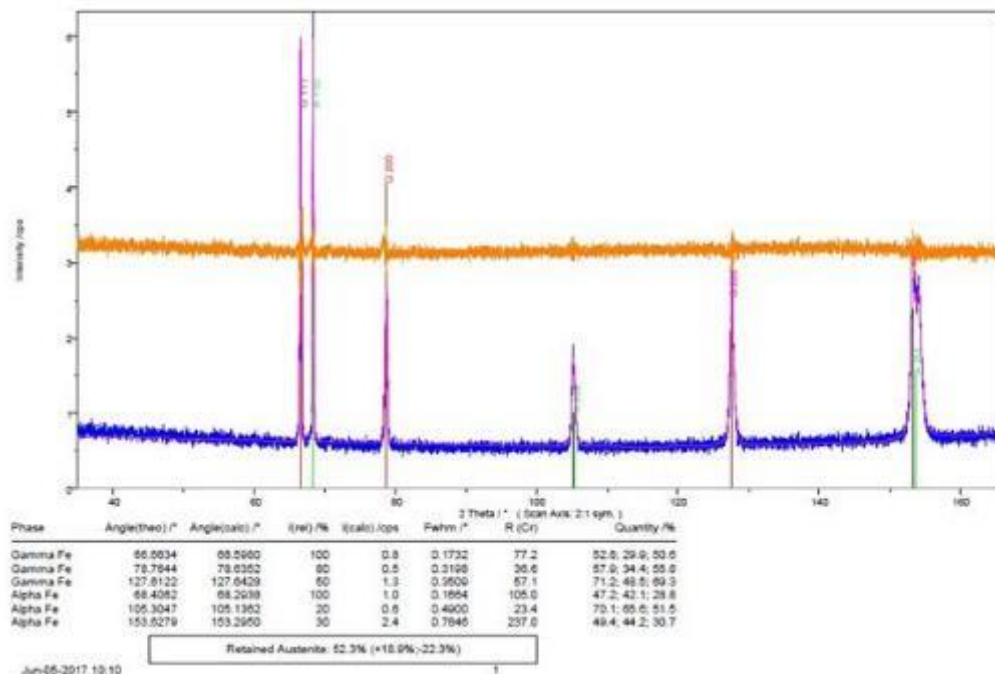


Figura 3.9: Espectro de difração calculado pelo software captados no ensaio de difração raio x.

3.6 Análise via Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV)

As análises de via Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV) foram realizadas em amostras polidas para verificação da presença de fases intermetálicas. Para esta análise, no entanto, o pino consumível com deposição via TIG foi examinado antes da soldagem e comparado com material soldado. O equipamento utilizado foi um Microscópio Eletrônico de Varredura disponibilizado no LAMEF de marca Zeiss modelo EVO com análise de elétrons retro-espalhados.

4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1 Aquisição de dados e Gráficos de Soldagem

Com a utilização de dados que foram obtidos durante a realização das soldas, pôde-se acompanhar todo processo e ainda, adquirir sinais de tempo, deslocamento, força e rotação. Os resultados são os dois gráficos de soldagens apresentados a seguir na Figura 4.1 e Figura 4.2. O comportamento dos dois gráficos se apresenta conforme o esperado, além disso, podem ser vistas às três etapas de soldagem (Etapa de Fricção, Etapa de Aquecimento e de Etapa de Forja).

Durante a aquisição de sinais, em determinados pontos ocorreram falhas no Software de aquisição de dados que de certa forma se refletiu nos gráficos, contudo nada disso comprometeu no resultado.

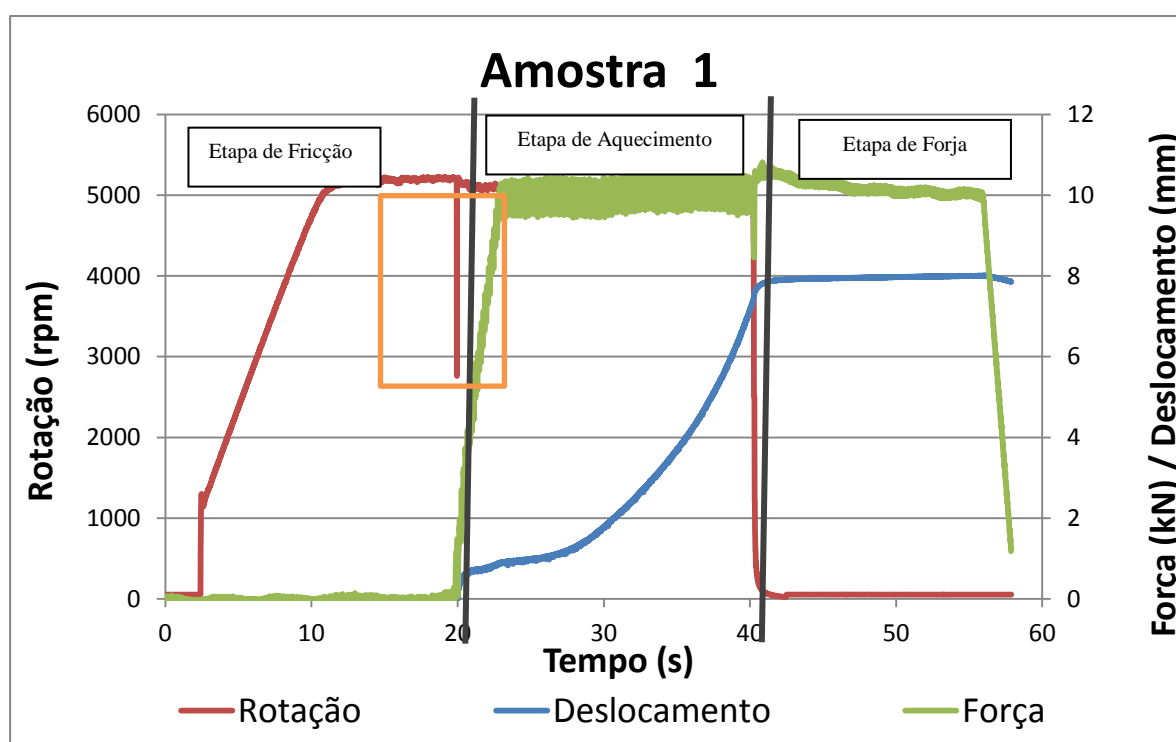


Figura 4.1: Soldagem da Amostra 1, relação da Força, Rotação, Deslocamento com o tempo com apresentação das três Etapas de Soldagem uma região de baixa rotação devido uma falha no software de aquisição de dados (destacada ao redor do quadrado retangular) e três etapas de soldagem: Etapa de Fricção, Etapa de Aquecimento e Etapa de Forja

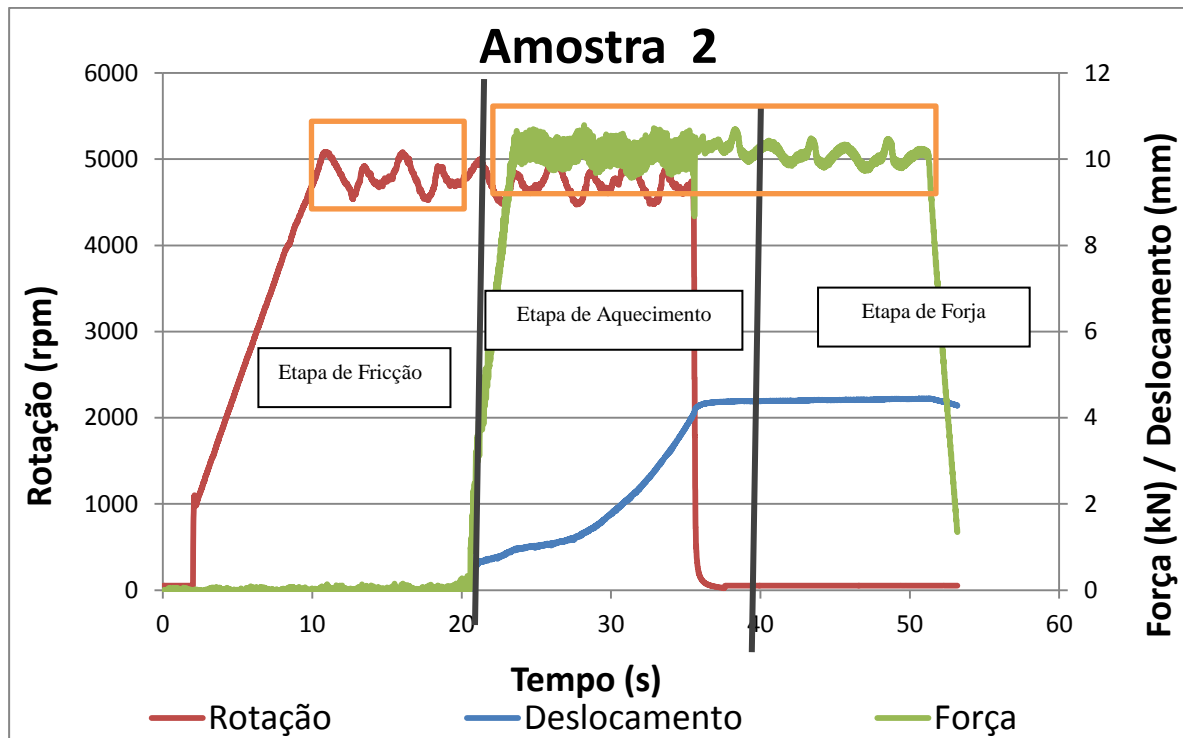


Figura 4.2: Soldagem da amostra 2, relação da Força, Rotação, Deslocamento com o tempo. Soldagem de uma região amostra de alta oscilação devida a uma falha no software de aquisição de dados (destacada ao redor do quadrado retangular) e três etapas de soldagem: Etapa de Fricção, Etapa de Aquecimento e Etapa de Forja.

4.2 Análise Macroestrutural

Abaixo, seguem as macroestruturas das amostras soldadas (Figura 4.3), com o intuito de avaliar a qualidade da união metalúrgica entre os dois componentes, ou a presença de defeitos. Como pode – se a nível macroscópico o preenchimento se mostra adequado sem a presença de falhas nas soldas.

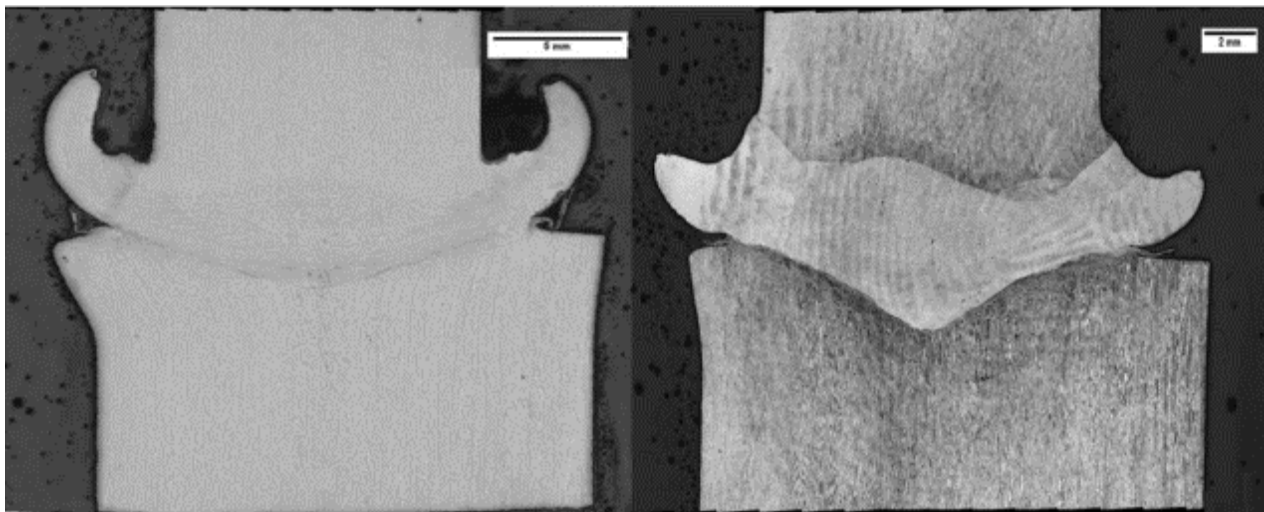


Figura 4.3: Macroestruturas das juntas soldadas. A amostra 1 (esquerda) e amostra 2 (direita) ambas apresentam uma boa união metalúrgica.

4.3 Análise Microestrutural

As temperaturas alcançadas foram capazes de promover transformações na morfologia das fases principalmente nas regiões próximas à zona de ligação, ou seja, de interface entre pino e base, onde há maior mistura e atrito dos materiais envolvidos no processo de soldagem. A avaliação das características microestruturais da solda é extremamente relevante para prever, por exemplo, o comportamento solda em relação às propriedades mecânica ou resistência à corrosão. A junta soldada obtida pelo processo de soldagem na MSA 50 apresenta zonas que se diferem devido à deformação plástica do material durante o processo de soldagem, do fluxo de material e calor durante o processo. As micrografias obtidas por microscopia óptica revelam as modificações ocorridas na microestrutura.

4.3.1 Amostra 1

A Figura 4.4 mostra as cinco diferentes regiões analisadas. Essa divisão será utilizada para mapear a microestrutura resultante decorrente do processo de fricção.

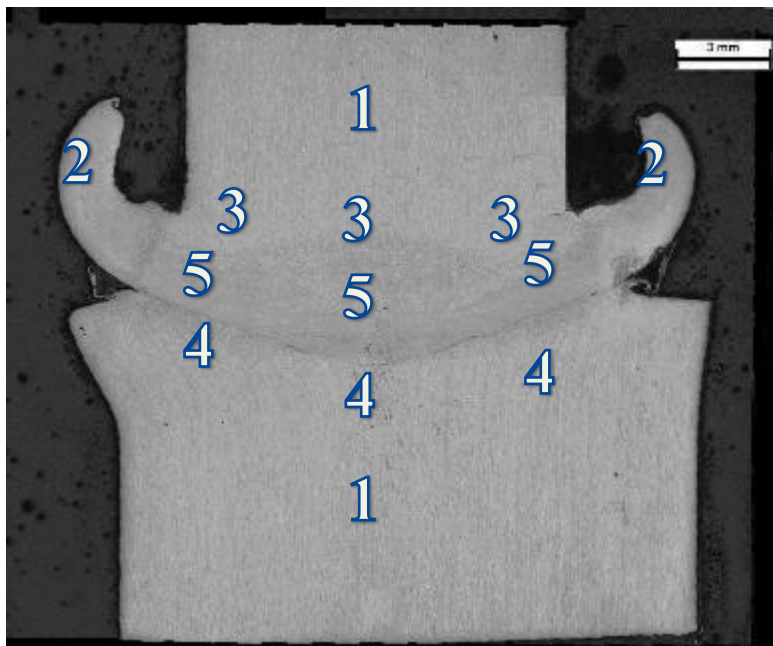


Figura 4.4: Macroestrutura da amostra 1 dividida em regiões da análise

Região 1

A região 1 avalia a porção metálica que não sofreu alteração microestrutural durante o processo de soldagem. Na Figura 4.5 as áreas claras alongadas representam a austenita e as regiões escuras configuram a matriz ferrítica.

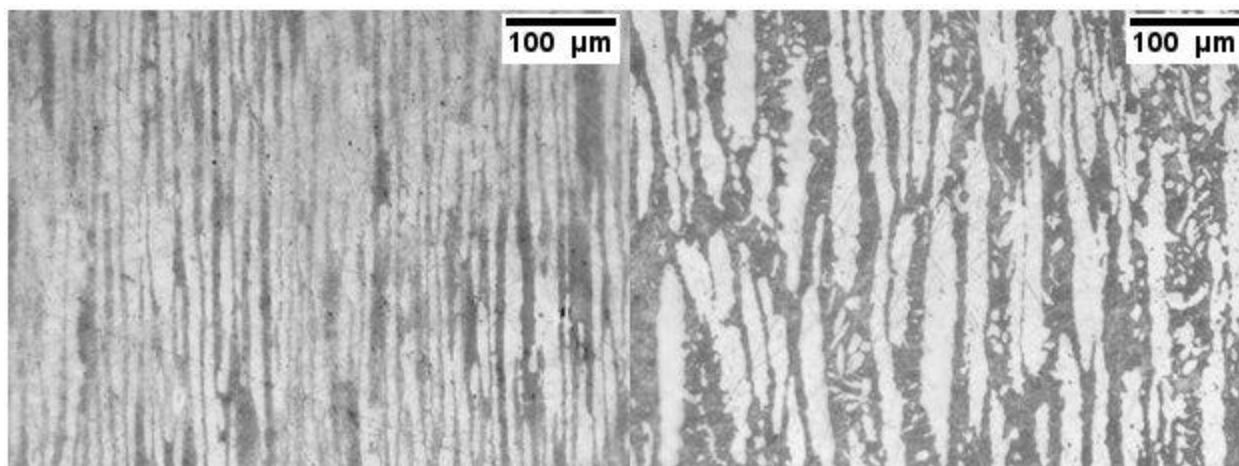


Figura 4.5: Microestrutura do Pino e da Base que não sofreram alteração durante a solda, áreas claras alongadas representam a austenita e as regiões escuras configuram a matriz ferrítica.

Região 2

A região 2 (Figura 4.6) expõe, a rebarba resultante durante o processo de soldagem. Essa região será extraída durante a usinagem do material. A microestrutura é formada por uma matriz ferrítica (escura) e Austenita apresenta um aspecto mais refinado que aponta para região de extração de calor.

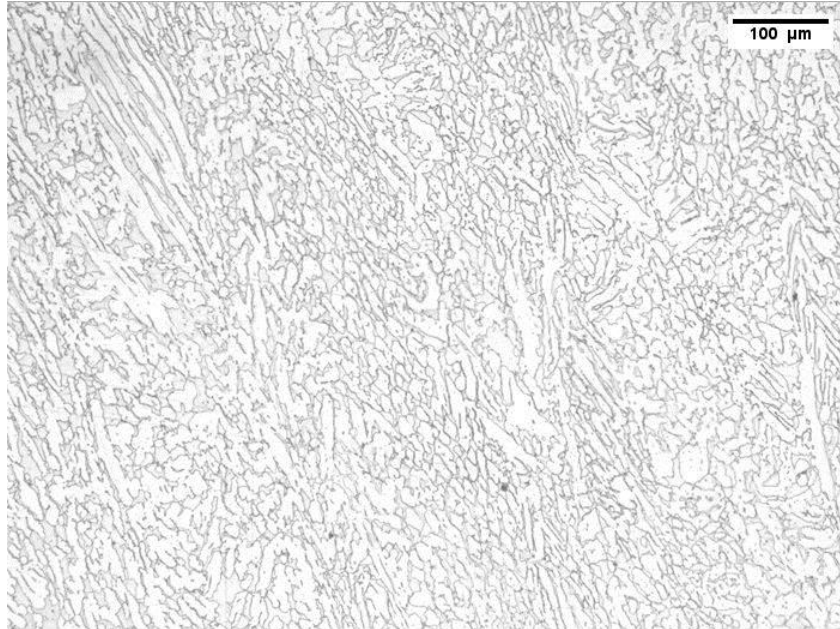


Figura 4.6: Microestrutura da Região 2 com aumento de 200 x mostra a matriz ferrítica (escura) e Austenita apresenta um aspecto mais refinado que aponta para região de extração de calor.

Região 3

Essa é a região de interface entre a solda e o pino base conhecida como zona termicamente afetada (ZTMA) que tem a morfologia alterada devido a temperaturas e a ação mecânica da ferramenta. As fases vistas são em escuro ferrítica e a austenita reveladas como regiões mais claras.

A austenita apresenta um formato de agulhas conhecida Widmannstätten, que forma uma teia entrelaçada interface entre o pino e a região soldada.

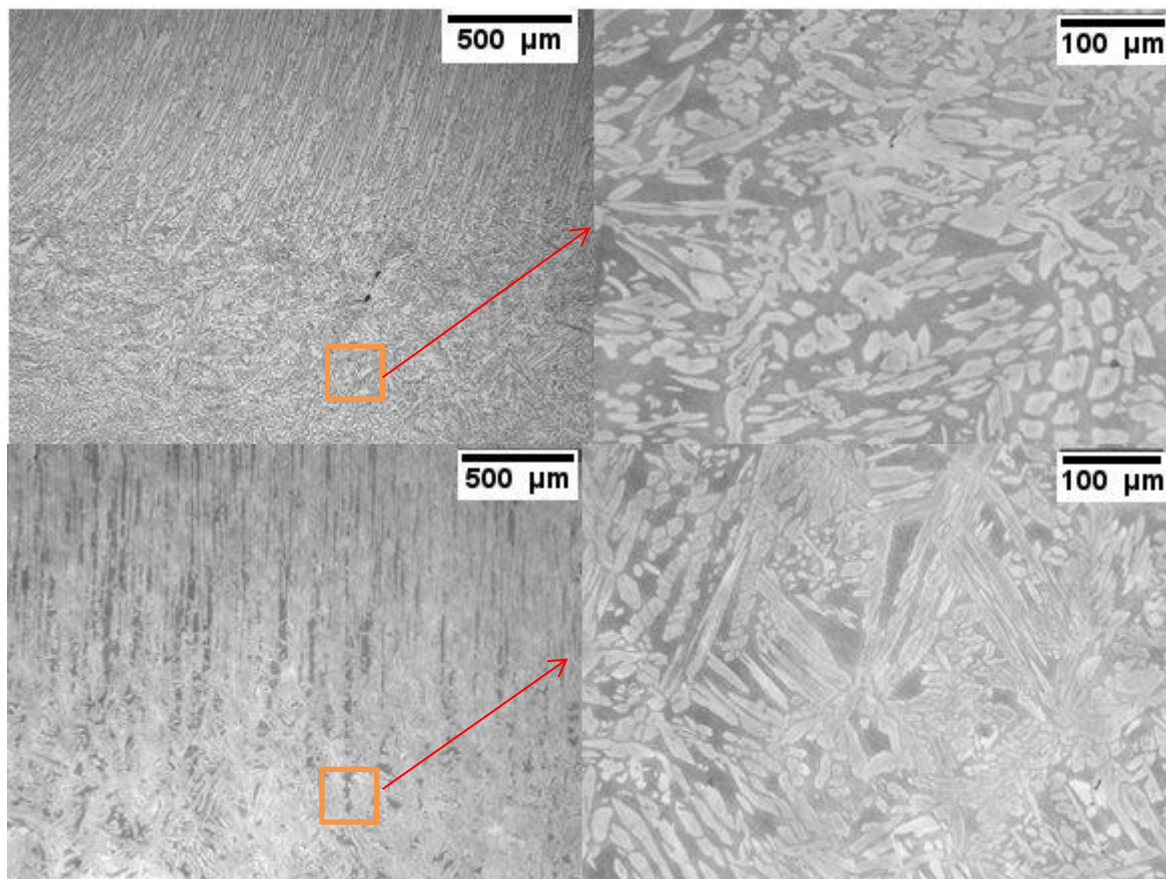


Figura 4.7: Metalografia em 50 x (esquerda) e 200x (direita) da região 3 mostrando a presença de ferrita regiões mais escuras um formato de agulhas conhecida Widmannstatten, formando uma teia entrelaçada interface entre o pino e a região soldada.

Região 4

Zona transformada devido ao processo, essa é a região de interface entre a solda e a base, que tem a morfologia alterada devida às temperaturas e a ação mecânica da ferramenta.

As fases que se apresentam são a ferrita (fundo escuro) e austenita (claro). A deformação também é causada pela ação mecânica da ferramenta, ou seja, as ilhas de austenita apresentam um tamanho menor e possuem a orientação em razão da força compressiva causada pela ferramenta. Quanto mais próximo da interface, maior a formação de teia de agulhas (Austenita de Widmannstatten).

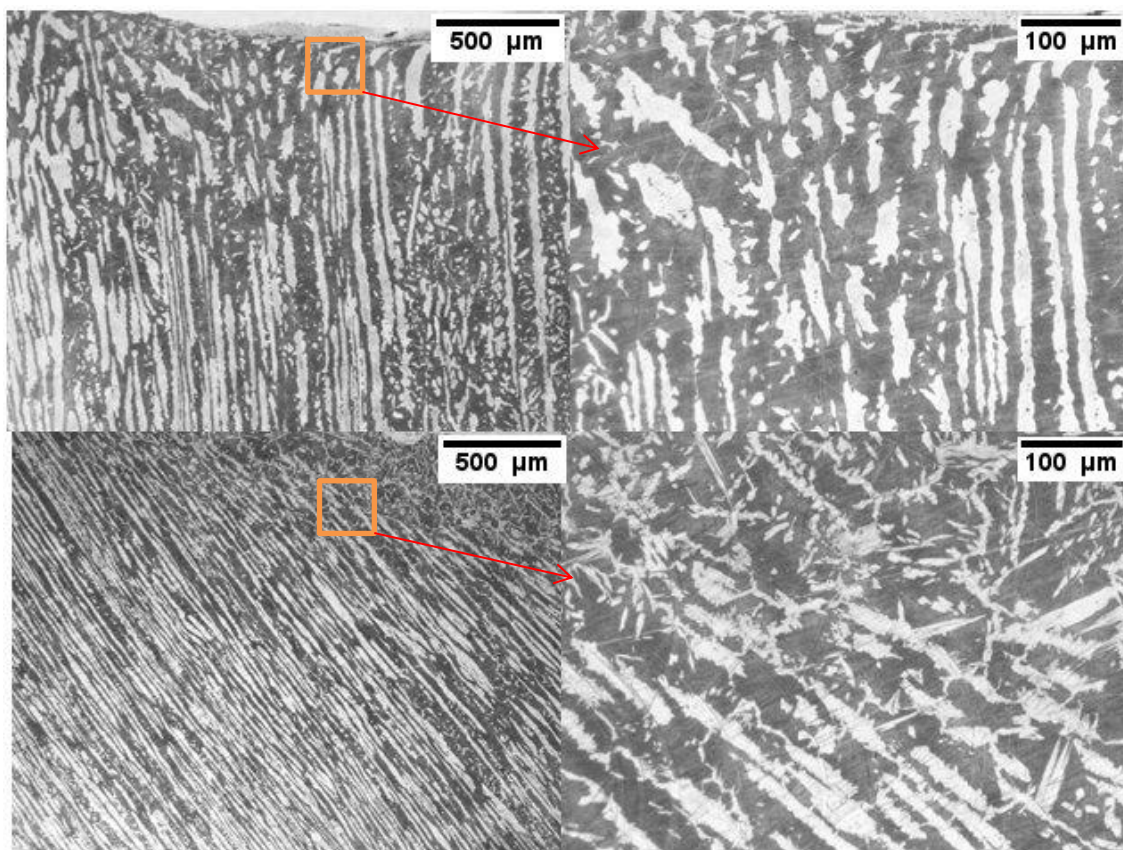


Figura 4.8: Metalografia em 50 x (esquerda) e 200x (direita) da região 4, mostrando a formação das fases ferrita (fundo escuro) e austenita com um tamanho menor e orientação devido a força compressiva da ferramenta

Análise via microscopia óptica permitiu identificar nessa região uma falha, ou seja, uma falta de preenchimento de entre a base e a região soldada (Figura 4.9). O motivo pode ser a usinagem muito agressiva para fabricação do corpo de prova ou um defeito de processo, isto é, pela utilização de parâmetros inadequados de soldagem, e ainda toda interface apresenta uma estrutura totalmente refinada.

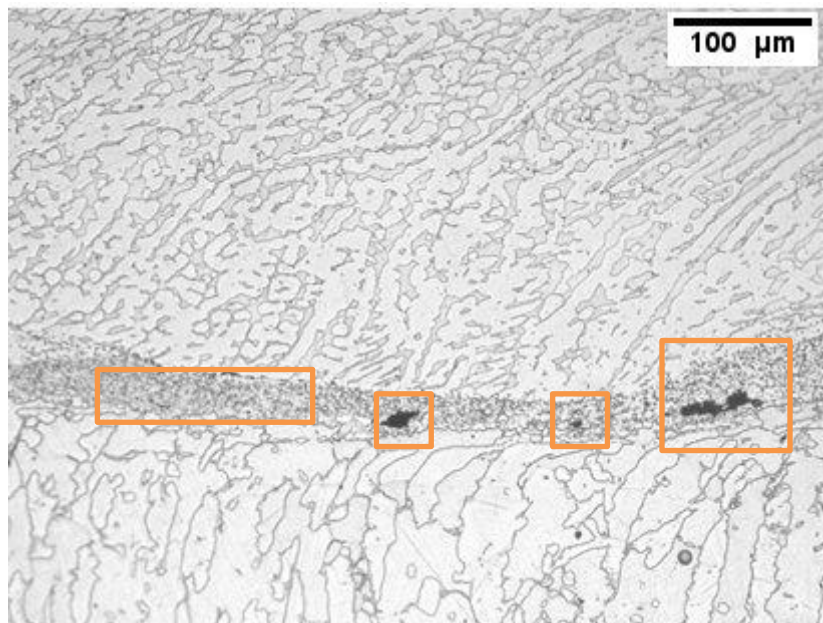


Figura 4.9: Falta de preenchimento entre o pino e a base (200x) e estrutura refinada na interface entre a base e a região soldada.

Região 5

A região 5 representa a caracterização da zona soldada. Não houve diferença microestrutura, ou seja, as fases vistas são a matriz ferrítica (escuro) e ilhas de austenitas dispersas por todo material.

A morfologia da austenita formou três sub-regiões de um gradiente de refinamento aumentando em direção a interface de base da solda, que podem ser classificadas, como:

- A. Zona Soldada Superior: Das três regiões é a austenita apresenta um tamanho maior, possui um formato totalmente irregular que tende a ser alongado.
- B. Zona soldada Intermediária: Nessa, a austenita possui um tamanho intermediário menor do que o da zona 2.
- C. Zona Soldada Inferior Grãos austeníticos extremamente refinados e mais arredondados gerando super-plasticidade na região soldada.

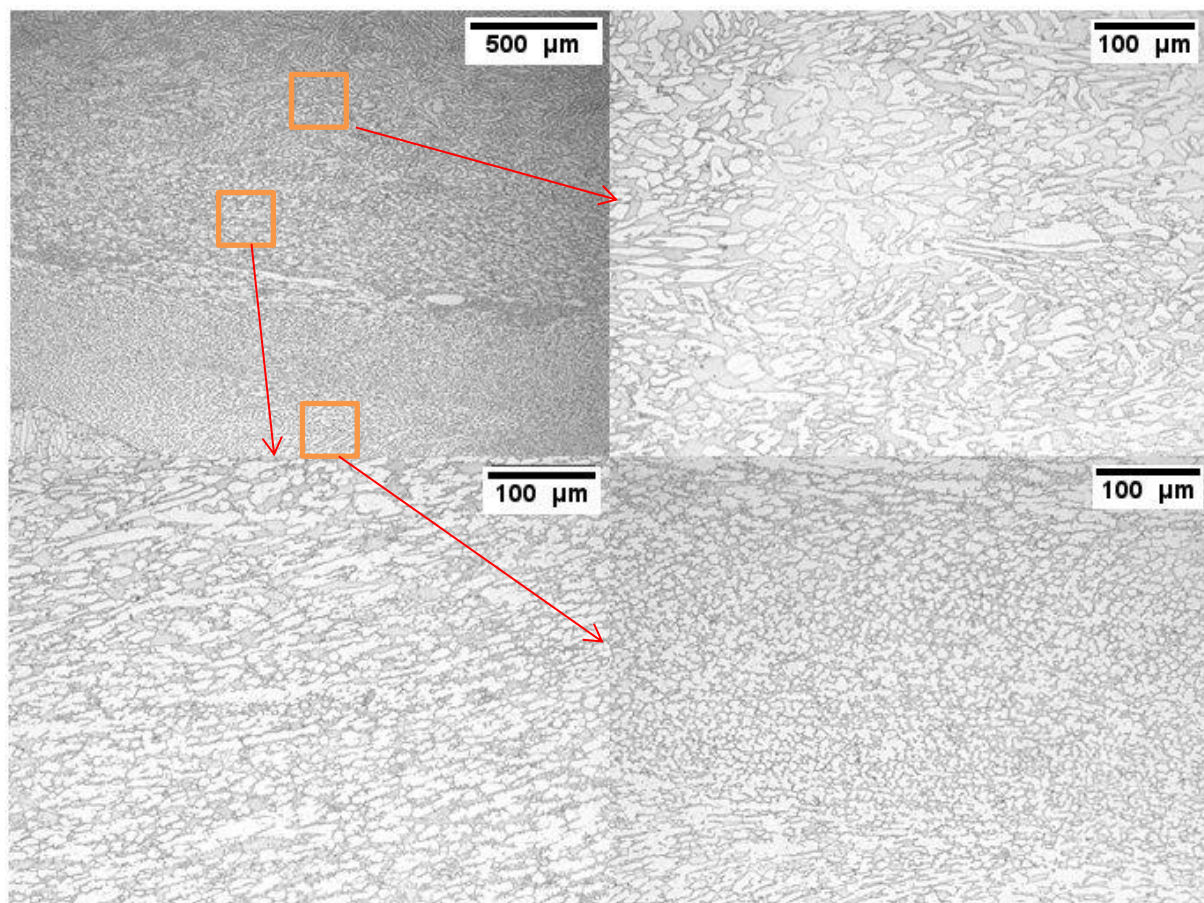


Figura 4.10: Região (primeira foto a esquerda) dividida em 3 sub-regiões (apontas pela flecha) que representam o gradiente de refinamento da estrutura na região soldada.

4.3.2 Amostra 2

Segue abaixo, a Figura 4.11 da macroestrutura da amostra 2, da qual será dividida em regiões de solda. Essa divisão será utilizada para observar e mapear a microestrutura formada durante a solda. Os aspectos mais importantes observados serão descritos posteriormente.

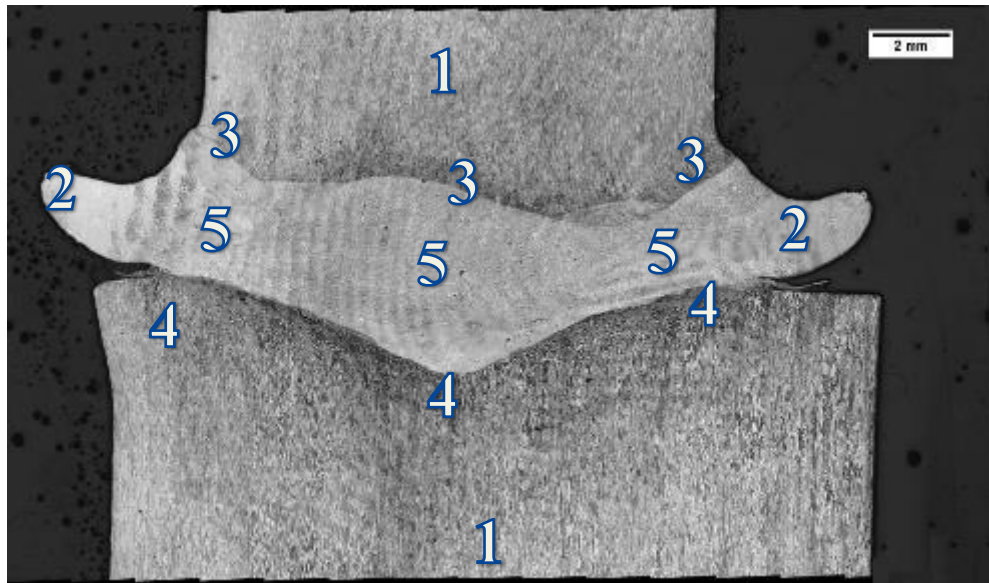


Figura 4.11: Macroestrutura da amostra 2 dividida em regiões de análise

Região 1

As regiões 1 representam as zonas que não foram afetadas e, portanto, sem alteração microestrutural durante o processo de soldagem. Nas

Figura 4.12 são regiões claras alongadas e representam a austenita e, as regiões escuras representam a matriz ferrítica.

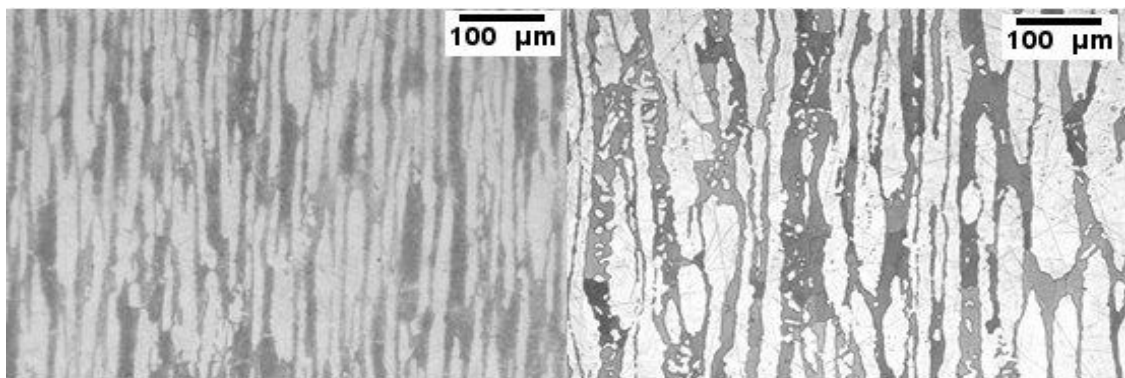


Figura 4.12: Microestrutura do Pino e da Base. Ilhas de Austenita distribuída numa matriz ferrítica.

Região 2

A região 2, mostrada na Figura 4.13 evidencia a rebarba resultante da solda durante o processo de soldagem. A microestrutura demonstra um achatamento da austenita que migra na região do fluxo de calor e o fundo escuro indica a ferrita.

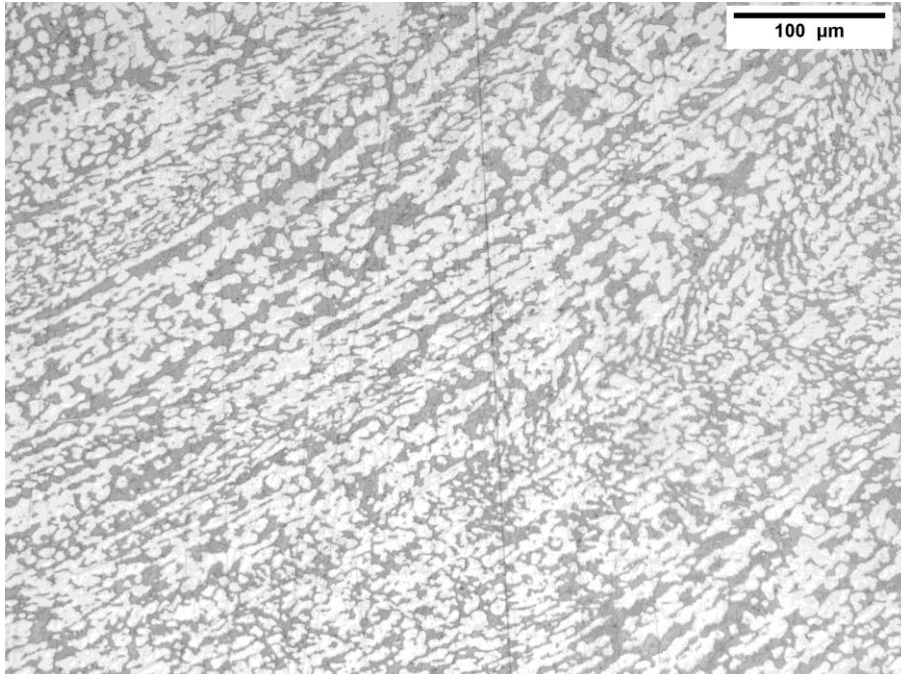


Figura 4.13: Microestrutura da região da rebarba grãos achatados da austenita e em direção ao aumento do fluxo de calor, por outro lado o fundo escuro representa a ferrita.

Região 3

Essa é a região de interface entre a solda entre o pino base conhecida como zona termicamente afetada (ZTMA) que tem a morfologia alterada devido a temperaturas e a ação mecânica da ferramenta, conforme a amostra 1. As fases vistas também são idênticas as da amostra anterior o fundo escuro ferrítico e a austenita representadas pelas regiões mais claras. A Austenita apresenta um formato de agulhas conhecida Widmannstätten, que forma uma teia entrelaçada interface entre o pino e a região soldada (Figura 4.14).

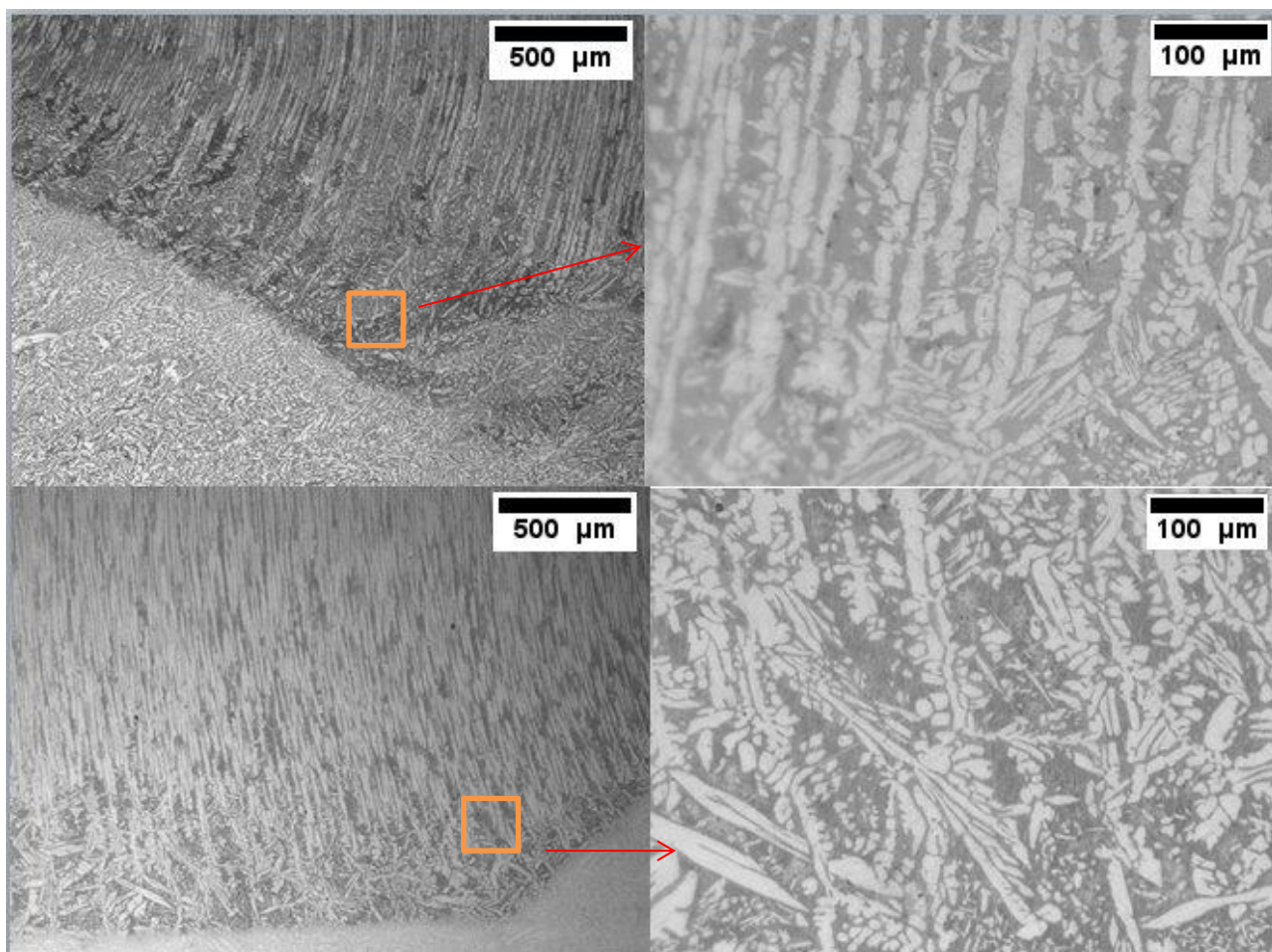


Figura 4.14: Metalografia expressa ao fundo escuro a ferrita e a austenita é representada pelas regiões mais claras com o formato de agulhas conhecida Widmannstatten, que forma uma teia entrelaçada interface entre o pino e a região soldada

Região 4

Região conhecida como ZTMA, essa é a região de interface entre a solda e a base, que tem a morfologia alterada devido às temperaturas e a ação mecânica da ferramenta.

As fases que se apresentam são a ferrita (fundo escuro) e austenita (claro). As deformações também são causadas pela ação mecânica da ferramenta, ou seja, as ilhas de austenita apresentam um tamanho menor e possuem a orientação em razão da força compressiva causada pela ferramenta. Quanto mais próximo da interface maior a formação de teias de agulhas, ou seja, da Austenita de Widmannstatten.

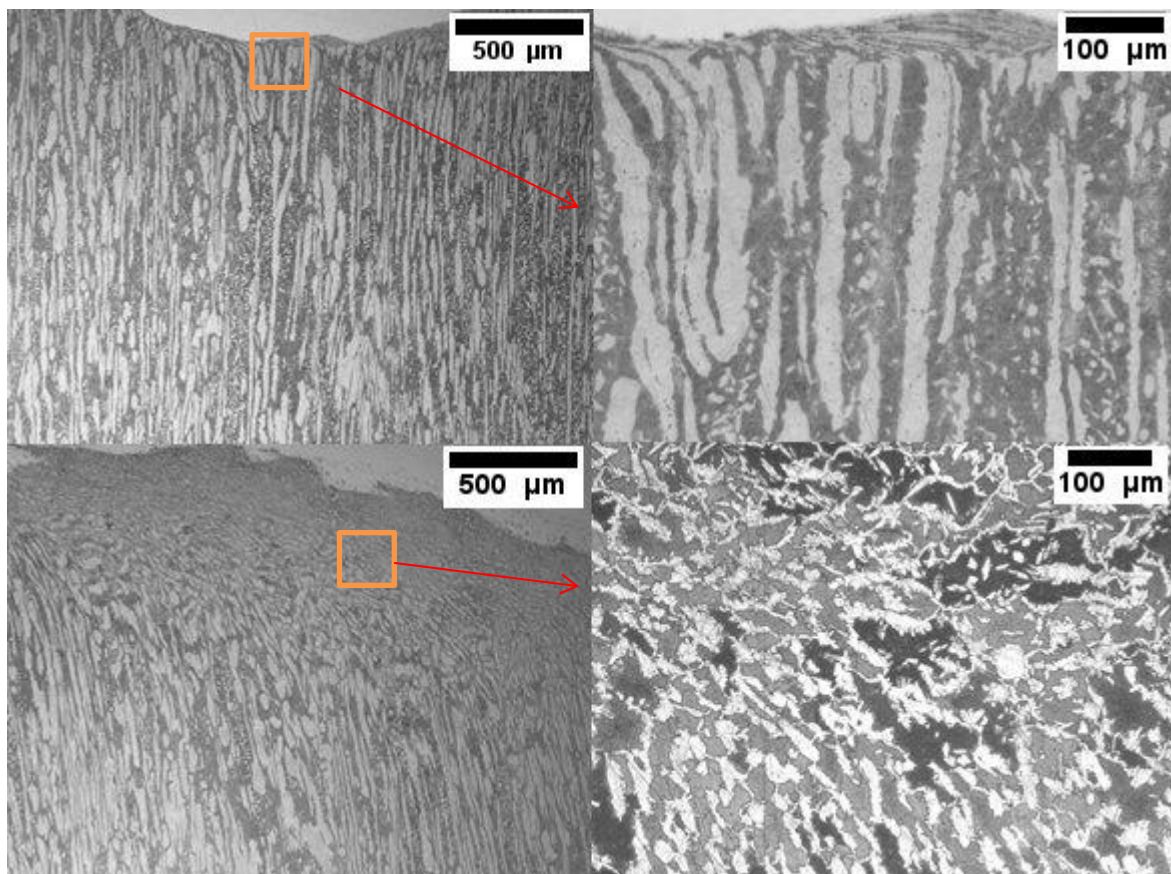


Figura 4.15: A imagem expõe duas fases : a ferrita (fundo escuro) e austenita (claro). As ilhas austenita apresentam um tamanho menor e possuem a orientação em razão da força compressiva causada pela ferramenta.

Outro aspecto interessante é que foi encontrado um defeito de soldagem nessa região da mesma forma que no corpo de prova 1, uma falta de preenchimento de entre a base e a região soldada. O motivo pode ser a usinagem muito agressiva para fabricação do corpo de prova ou erro nos parâmetros de soldagem.

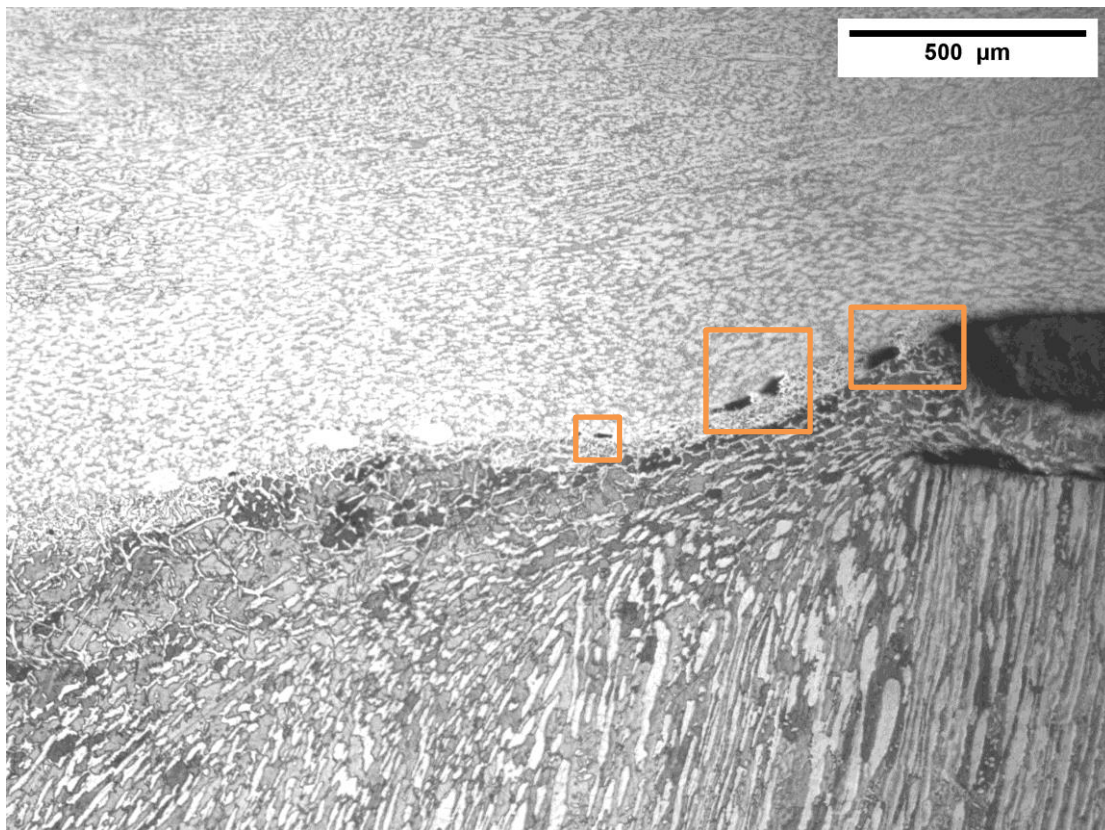


Figura 4.16: Falta de preenchimento entre o pino e a base. Aumento de 200x. Ataque químico Behara.

Região 5

A região 5 representa a caracterização da zona soldada. Não houve diferença microestrutura, ou seja, as fases vistas são a matriz ferrítica (escuro) e ilhas de austenita dispersas por todo material e mesmo raciocínio utilizado no corpo de prova 1 será repetido nesta amostra. A morfologia da austenita formou três sub-regiões com sofrem um gradiente de refinamento aumentando em direção à interface base solda, que podem ser classificadas como:

- A. Zona Soldada Superior: Das três regiões é a austenita apresenta um tamanho maior, possui um formato totalmente irregular que tende a ser alongado.
- B. Zona soldada Intermediária: Nessa, a austenita possui um tamanho intermediário menor do que o da zona 2.
- C. Zona Soldada Inferior: Grãos austeníticos extremamente refinados e mais arredondados gerando super-plasticidade na região soldada.

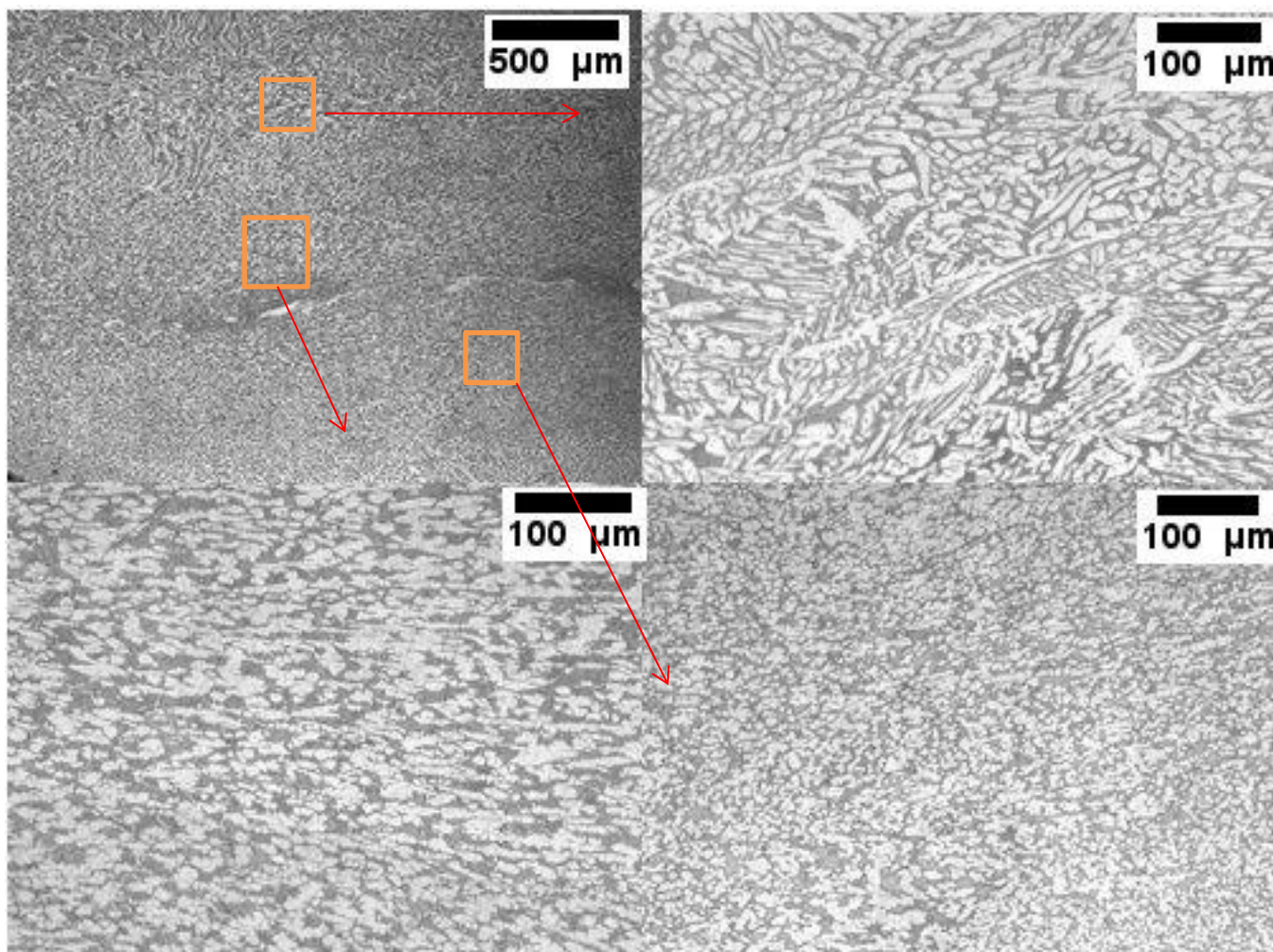


Figura 4.17: Região (primeira foto à esquerda) dividida em 3 sub-regiões (apontas pela flecha) em que pode –se ver o refinamento da fase austenita.

4.4 Quantificação de Fases

De acordo com o que foi explicada na metodologia, a quantificação de fases foi realizada por dois métodos, contudo buscaram–se respeitar a regra da norma DNV-OS-F101(DNV-OS-F101, 2013) que obriga que o teor de Ferrita seja de 30 - 65% no balanço com a Austenita na região soldada.

Para a análise as amostras mantiveram a mesma divisão e foi usada para fazer a o mapeamento microestrutural, contudo, a região 1 (metal base) e a região 2 (rebarba), foram ignoradas. Visto que, a região 1 representa a metal base e o balanço de fases é fornecido pelo

certificado do fornecedor e material da região 2 representa a rebarba e será que será retirada da solda final do processo via usinagem.

Os resultados serão apresentados a seguir.

4.4.1 Ensaio por análise de imagens

Após a realização da quantificação de fases as médias dos valores de cada região foram apresentados no diagrama abaixo (Tabela 4.1).

Tabela 4.1: Tabela de resultados da quantificação de fases por Image J

Amostra 1				Amostra 2			
Fases	Região 3	Região 4	Região 5	Fases	Região 3	Região 4	Região 5
% Ferrita	50,54	62,05	42,37	% Ferrita	47,99	58,51	44,09
% Austenita	49,46	37,95	59,35	% Austenita	52,01	41,49	54,01

O teor de Ferritas se apresenta entre 42,37 % e 62,05% no balanço com a Austenita na região soldada, portanto atende a norma F101(DNV-OS-F101, 2013).

4.4.2 Ensaio por difração de raios X

O espectro de difração permite também concluir a fração volumétrica de fases nos corpos de prova soldados, foi realizado com o objetivo de complementar ao estudo.

Em cada uma das amostras o espectro de difração apresentou 6 picos, 3 picos característicos da fase ferrita e 3 picos característicos da fase austenita. O mapeamento das fases foi executado da mesma forma que o IMAGE J, isto é, ignorando as regiões 1 e 2 pelos mesmos motivos explicados acima. E as médias dos serão apresentados em seguida. (Tabela 5.2).

Os teores globais de Ferrita estão entre 32,7 % e 48,5% no balanço com a Austenita na região soldada, portanto esse método atende a norma F101(DNV-OS-F101, 2013). Contudo, devido há valores de incertezas de medição extremamente altos esse método se torna no mínimo questionável, logo pode ser utilizado como uma análise qualitativa. Os valores de incerteza de cada medição estão apresentados no Apêndice.

Tabela 4.2: Resultado da quantificação de fases por Raios X

Amostra 1				Amostra 2			
Fases	Região 3	Região 4	Região 5	Fases	Região 3	Região 4	Região 5
% Ferrita	46,2	43,97	42,97	% Ferrita	46,6	48,4	32,7
% Austenita	53,8	56,13	58,03	% Austenita	53,4	51,6	67,3

Existe diferença nos resultados entre os dois métodos de quantificação de fases. Isso pode ser explicado, pois mesmo sabendo – se que a região de análise é parecida e próxima nos dois métodos, ela não é a mesma. Outra diferença é que a medição por difração por raios X a área medida pelo feixe é maior que a área medida no IMAGE J e, além disso, ele mede um pouco do volume das peças.

Lembrando que além de tudo, método de difração de raios X apresenta incertezas dentro de cada medição que serão apresentadas no Apêndice.

4.5 Análise via MEV

As oscilações de temperatura sofridas pelo material enquanto ocorria a deposição TIG facilitaram a nucleação de fases intermetálicas. A identificação dos sítios onde as fases nucleiam e crescem pode auxiliar no entendimento e controle do processo.

A deposição TIG na ponta do pino proporcionou a aparecimento de fases intermetálicas que podem ser vistas na Figura 5.18. Analisando a figura pode – se observar duas diferentes fases intermetálicas foram destacadas quadrados e flechas:

- Quadrado: Essa fase se apresenta adjacente aos grãos da austenita, possui um formato esfera achatada globular, possivelmente seja a fase χ ou σ , contudo sem a composição química não há como afirmar se realmente é essa fase.
- Flecha: Microestrutura com forma arredondada se apresenta dispersa por todo material. Neste, caso a fase que se apresenta possivelmente seja nitretos.

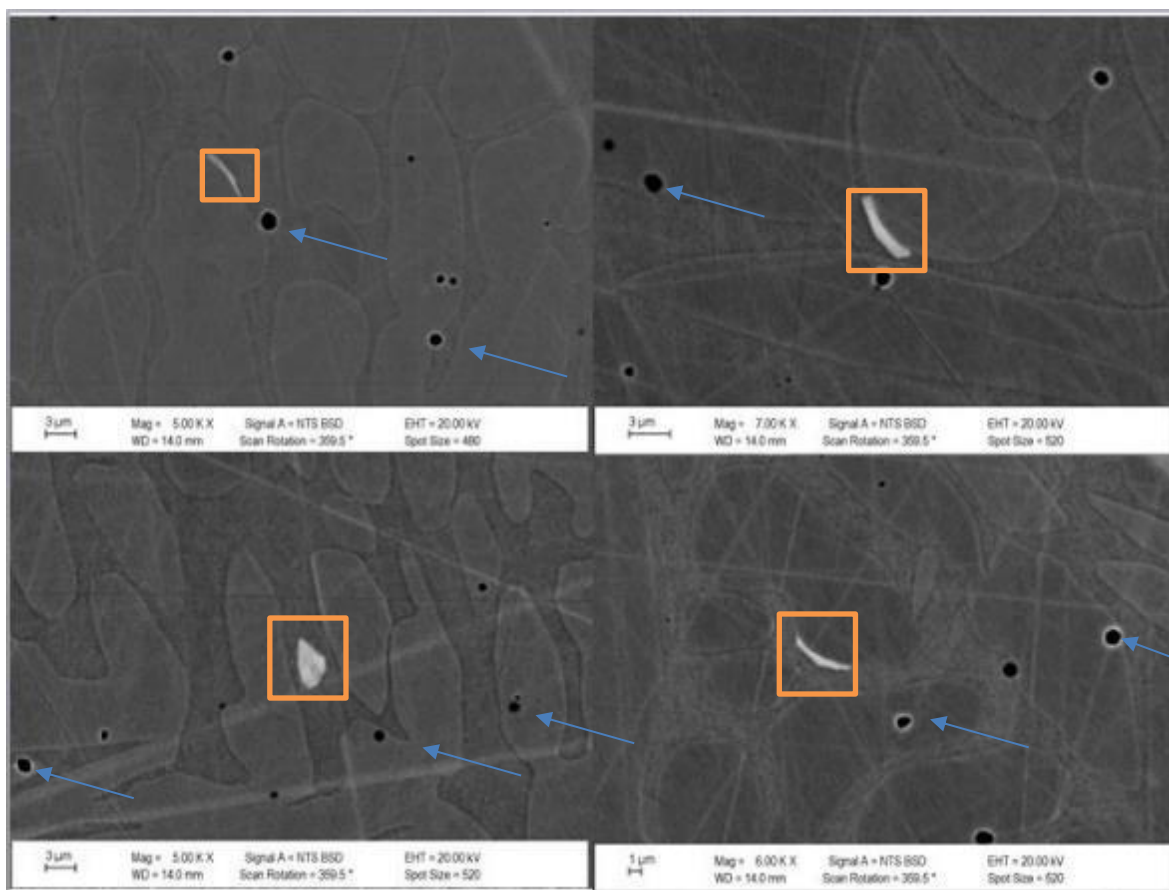


Figura 4.18: Imagem dos precipitados observada via MEV

As amostras submetidas ao processo de soldagem por fricção cada uma seccionada lixada, polida e analisadas via MEV. Nesse caso as amostras foram, novamente, separadas em regiões que serão demonstradas abaixo.

4.5.1 Amostra 1

Segue abaixo, novamente da macroestrutura da amostra 1 (Tabela 4.2) da qual será dividida em regiões. Essa divisão será utilizada para mapear o comportamento das fases intermetálicas após a soldagem por fricção e nesse caso foi utilizado apenas 3 regiões.

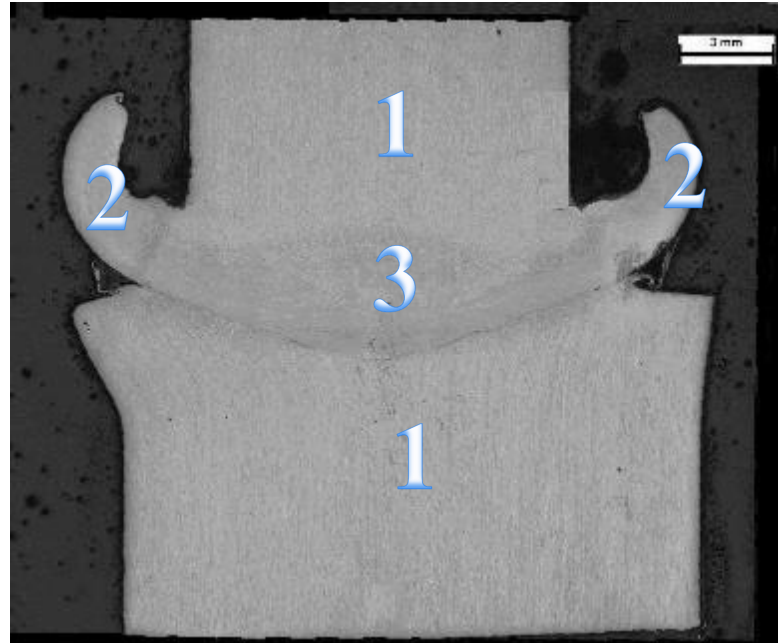


Figura 4.19 Macroestrutura da amostra 1 dividida em regiões para avaliação via MEV

Região 1

As regiões 1 representadas, na Figura 4.20, não apresentou variação microestrutural pelo processo de soldagem. A varredura realizada pelo MEV mostrou apenas, microestrutura base do material com ilhas alongadas de austenita numa matriz ferrítica sem a precipitação de fases deletérias.

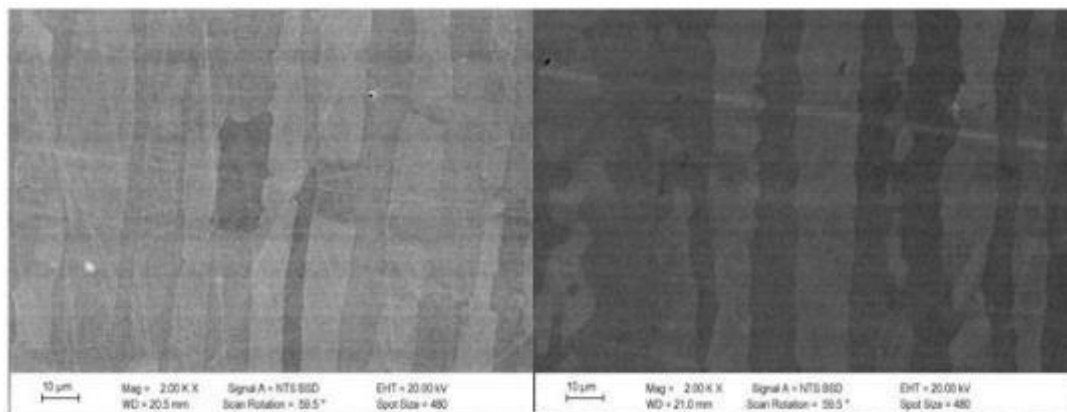


Figura 4.20: Resultado da análise de MEV sem precipitação de fases deletérias.

Região 2

A região 2, mostrada na Figura 4.21 mencionado durante a avaliação da microestrutura é a região da rebarba de material, e pode ser ver uma grande quantidade de precipitados arredondados, que estão dispersos por toda região. Uma hipótese é que a energia gerada pelo calor da solda e o tempo curto de exposição são parâmetros importantes precipitação dessa fase. Portanto, é plausível pensar que esses precipitados sejam nitretos.

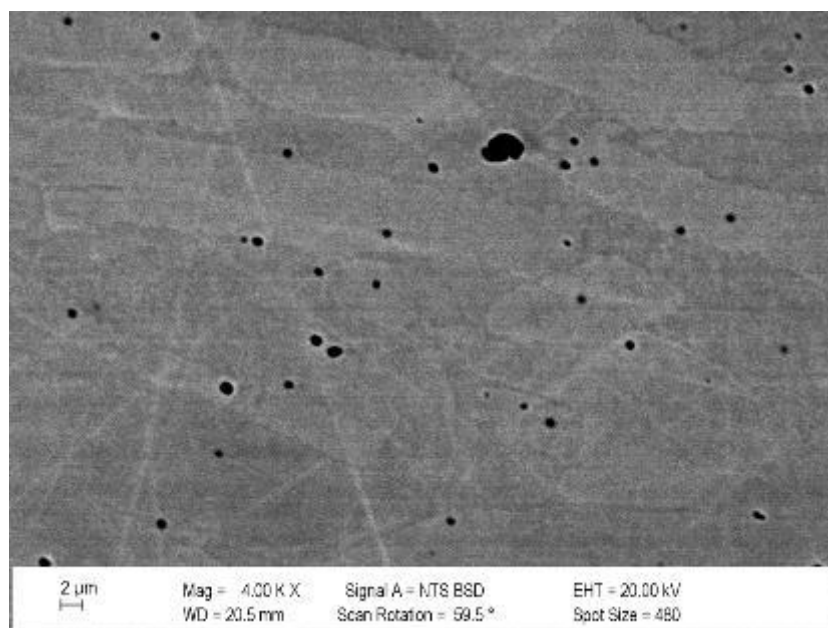


Figura 4.21: Imagem obtida via MEV apresenta grande quantidade de Fases Intermetálica região 2

Região 3

A região 3 representada na Figura 4.22 representa a caracterização da zona soldada. Da mesma forma que a região 2, houve uma grande quantidade de precipitados que estão distribuídos por todo material.

Os precipitados apresentam uma forma arredondada como visto na região anterior, e pode-se perceber que o processamento da solda contribui para o aparecimento destes precipitados. Partindo do princípio que a energia gerada pelo calor da solda e o tempo curto de exposição são parâmetros importantes precipitação dessa fase. Portanto, é plausível de se pensar que esses precipitados sejam nitretos.

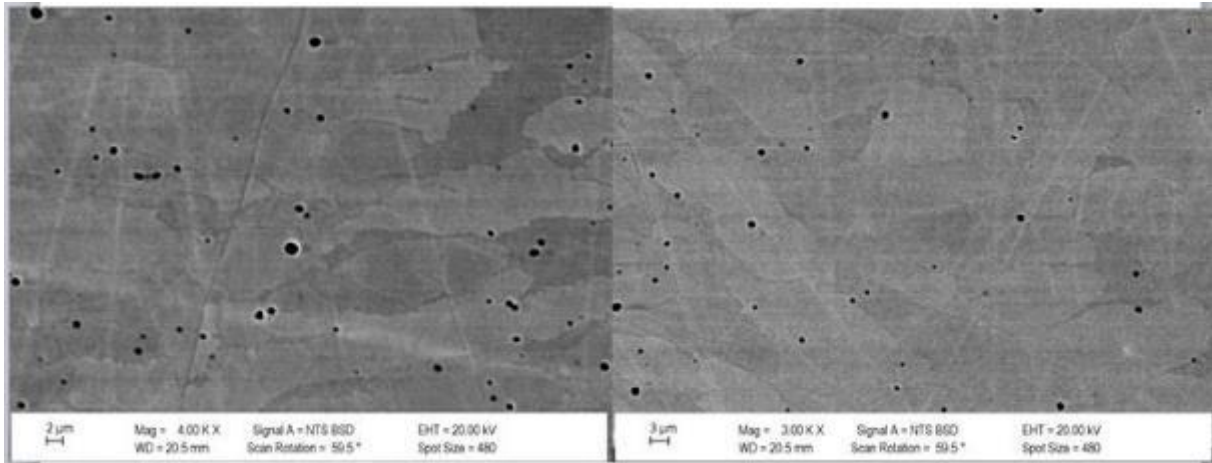


Figura 4.22: Aparecimento de precipitados em formato arredondado espalhados por toda região 3.

4.5.2 Amostra 2

Segue abaixo, novamente da macroestrutura da amostra 2 (Figura 4.23) da qual será dividida em regiões. Essa divisão será utilizada para mapear o comportamento das fases intermetálicas após a soldagem por fricção que nesse caso foi utilizado apenas 3 três regiões.

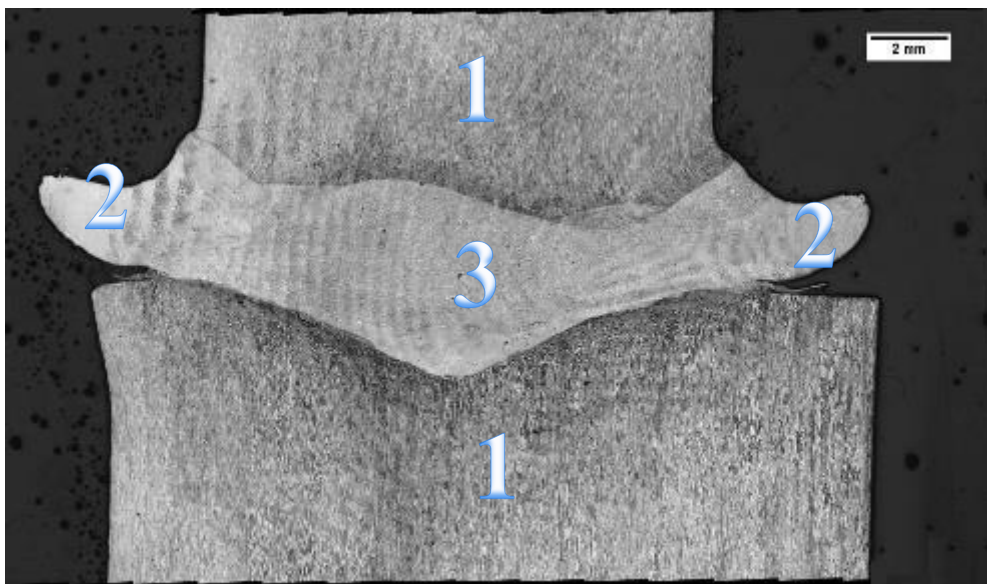


Figura 4.23 Macroestrutura da amostra 2 dividida em regiões para avaliação via MEV

Região 1

As regiões 1 representada na Figura 4.24 em geral, não apresentou microestrutural durante o processo de soldagem. Varredura realizada pelo MEV mostrou apenas, microestrutura base do material: ilhas alongadas de austenita numa matriz ferrítica sem a precipitação de fases deletérias. Contudo, foram encontradas duas anomalias isoladas com formato circular uma no pino (Figura 4.24 esquerda) e outra na base (Figura 4.24 esquerda) que pode provavelmente seja alguma sujeira ou um óxido que prejudicaram a análise.

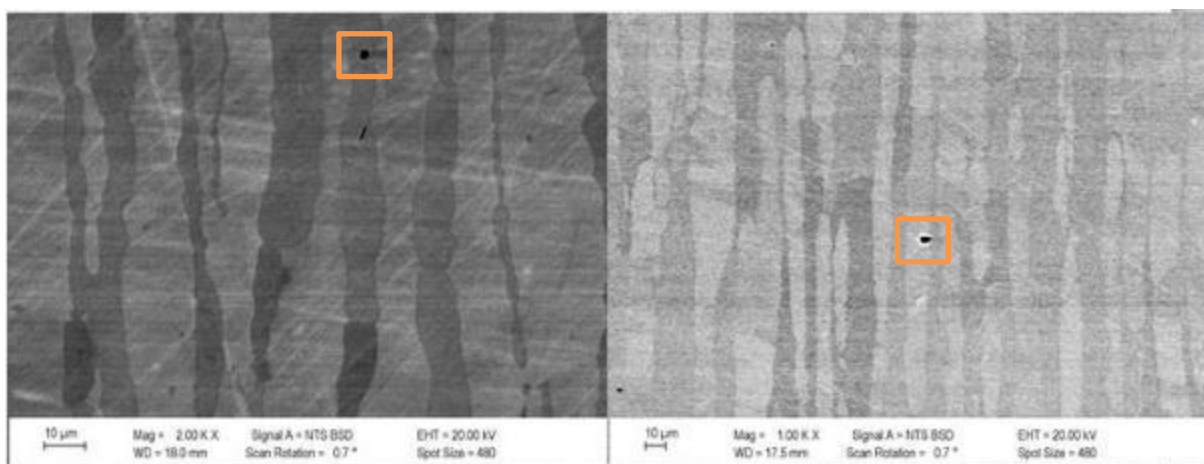


Figura 4.24: Resultado da análise de MEV da Região 1 com as anomalias no pino (esquerda) e na base (direita)

Região 2

A região 2, mostrada na Figura 4.25 como mencionado durante a avaliação da microestrutura é a região da rebarba de material, e pode-se observar uma grande quantidade de precipitados arredondados, que estão dispersos por toda região. Uma hipótese é que a energia gerada pelo calor da solda e o tempo curto de exposição são parâmetros importantes precipitação dessa fase. Portanto, é plausível de se presumir que esses precipitados sejam nitretos.

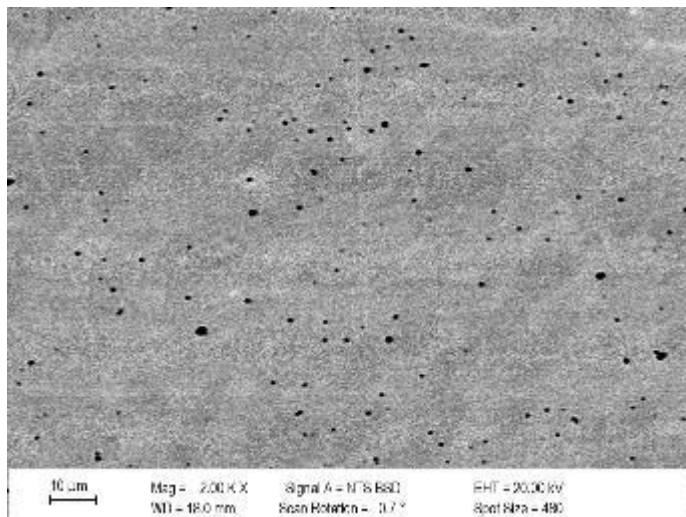


Figura 4.25: Imagem obtida via MEV apresenta grande quantidade de Fases Intermetálica região 2.

Região 3

A região 3 representada na Figura 4.26 representa a caracterização da zona soldada. Da mesma forma que a amostra 1, ocorreu uma grande quantidade de precipitados que estão distribuídos por todo material.

Os precipitados apresentam uma forma arredondada como visto na região anterior, e pode – se perceber que o processamento da solda contribui para o aparecimento destes precipitados. Partindo do princípio que a energia gerada pelo calor da solda e o tempo curto de exposição são parâmetros importantes precipitação dessa fase. Portanto, é plausível de se pensar que esses precipitados sejam nitretos.

Além disso, na interface ente a região soldada e a metal base apresentou em uma grande contração desses precipitados todos eles de lado a lado, e percorrem todo o contorno da solda,

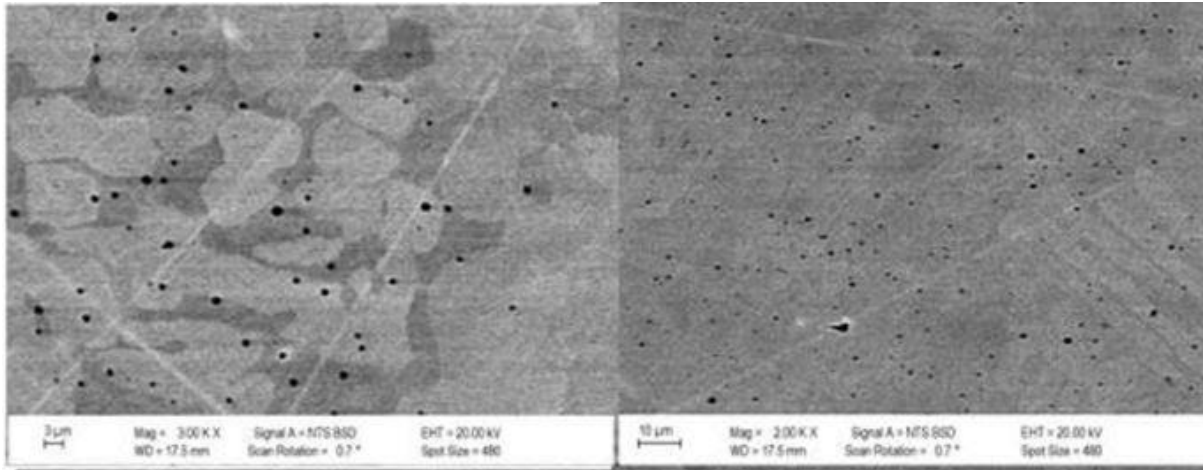


Figura 4.26: Análise via MEV da grande concentração de precipitados na região 3

Ao comparar material antes da soldagem por fricção e após o processo. Consegue-se constatar:

- Os precipitados mais claros com formato de bastão globular que provavelmente fossem a fase χ ou σ desaparecem após a soldagem por fricção;
- Contudo na soldagem por fricção é uma influência positiva na precipitação de fases arredondadas, na região da solda e na região da rebarba, e escuras que presumi – se ser nitretos.
- O mais indicado seria repedir a preparação metalográfica e realizar uma a análise química dos precipitados, no entanto por falta de tempo não possível concluir a pesquisa.

5 CONCLUSÕES

Com base nos resultados apresentados neste trabalho, podem-se observar às seguintes conclusões:

- A metodologia aplicada enquadrou-se para realizar o mapeamento microestrutural das duas soldas
- A região soldada pouco acima da interface pino-base, apresentou um refinamento na microestrutural que gera uma superplasticidade na solda.
- A porcentagem de ferrita e austenita nas juntas soldadas está em proporções dentro da aceitável pela norma DNV-OS-F101:2013 (DNV-OS-F101, 2013) pelo método de IMAGE J., Entretanto a proporção medida apelo método de Raios X não atenderia ao estabelecido nestas normas
- A análise por MEV via elétrons retroespalhados proporcionou a visualização das duas fases intermetálicas após a sobreposição TIG, e o processo de soldagem por fricção provocou com que umas das fases desaparecessem.

Como conclusões secundárias pode – se citar:

- O método de soldagem por fricção por FHPP mostrou ser um método com potencial para realizar uma solda adequada, porém devem-se utilizar parâmetros mais adequados.
- Ambas as amostras apresentaram falta de preenchimento, defeito na interface entre a zona soldada e a base.
- O gráfico das duas amostras apresentou o comportamento esperado, com um formato parecido com o da bibliografia estudada.

6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Para continuar a pesquisa e complementa o estudo, sugere - se a realização dos seguintes trabalhos:

- Utilização de outros parâmetros para soldagem e inspecionar o material soldado.
- Realização de ensaio mecânicos e avaliar as características da solda e suas propriedades mecânicas.
- Executar ensaios em ambiente corrosivos e avaliar na prática o desempenho da solda em relação à resistência à corrosão.
- Realizar uma análise química nos precipitados e decifrar que fase eles representam.

7 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

AWS Welding Handbook, Welding Processes – Part 1, Vol 2, 9th edition, 2002.

Armas, I.A; Moreuil, S.D. **Duplex Stainless Steel**. WILEY, 2009.

ASM HANDBOOK VOLUME 1: **Properties and Selection. Irons, Steels and High Performance Alloys**. ASM International, 1993.

ASM Handbook. (1990) **Properties and selection: Irons, Steel and High-Performance Alloys**. 10^a ed. USA: ASM International.

ASM Metals Handbook, Vol 6- Welding, Brazing and Soldering. 1993.

ASM HANDBOOK VOLUME 13: Corrosion. ASM International, 2005.

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.

BUZZATTI, D **AVALIAÇÃO DA PRECISÃO DIMENSIONAL DE PINOS E FUROS NA SOLDA POR FRICÇÃO COM PINO CONSUMÍVEL** Trabalho de Diplomação Universidade Federal do Rio Grande do Sul – Porto Alegre 2013

Buzzatti, J **AQUISIÇÃO DE TEMPERATURA E ANÁLISE DA MICROESTRUTURA COM A VARIAÇÃO DE PARÂMETROS NA SOLDA POR FRICÇÃO COM PINO CONSUMÍVEL**, Trabalho de diplomação Universidade Federal do Rio Grande do Sul – Porto Alegre 2011

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

CHEN, T. H. *et al.* The effect of high-temperature exposure on the microstructural stability and toughness property in a 2205 duplex stainless steel. **Materials Science & Engineering**, v. 338, p. 259-270, 2002.

CHLUDZINSKI, M AVALIAÇÃO DA TENACIDADE À FRATURA EM JUNTAS SOLDADAS POR FRICÇÃO COM PINO CONSUMÍVEL Tese de doutorado UFRGS 2013

CUNHA, J. A. R. *et al.* Aços inoxidáveis dúplex: considerações sobre sua soldagem e processos empregados. **Núcleo Inox**, ano IV, n. 7, p. 6-8, 1996.

DAVE, G. **Brite-Euram ROBHAZ Project**. Disponível em: <<http://www.gibo.demon.co.uk/robhaz/welding.html>>. Acesso em: Abr 2017.

DE LIMA, DANIELA BIANCHI PONCE LEON AVALIAÇÃO DA SOLDABILIDADE DO AÇO INOXIDÁVEL SUPERDUPLEX UNS S32750 Dissertação Mestrado, Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica Universidade Federal do Paraná, Curitiba, 2006

FALKLAND, et al. Duplex Stainless Steels. In: **Uhlig's Corrosion Handbook**. John Wiley & Sons, Inc., 2011. p. 695–706.

FEDELE, R. *et al.* Soldagem multipasse do aço inoxidável duplex UNS S31803 por eletrodo revestido. In: CONGRESSO NACIONAL DE SOLDAGEM, 25. **Anais**, 1999, Belo Horizonte.

GIRALDO, C. P. S. **Precipitação de fases intermetálicas na zona afetada pelo calor de temperatura baixa (ZACTB) na soldagem multipasse de aços inoxidáveis dúplex**. 2001. Dissertação (Mestrado) – Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo, 2001.

HERBSLEB, G.; SCHWAAB, P. Precipitation of intermetallic compounds, nitrides and carbides in AF 22 duplex steel and their influence on corrosion behavior in acids. Conference at ASM, Int. Symp. on duplex austenitic-ferritic stainless steel, St. Louis, USA, 1982, published by American Soc. For Metals, Metals Park, Ohio 44073, catalog N 83-071074.

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.

KARLSSON, L. *et al.* Precipitation of intermetallic phase in 22% Cr duplex stainless steels weld metals. **Welding Journal**, v. 74, n. 1, p. 28-40, 1995.

KRAUSS, G. **Steels: Processing, Structure, and Performance**. Ohio: ASM International, 2005.

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

LESSA, C.R.L. **Soldagem FHPP - Processo e Metalurgia nas Transformações das Fases de um aço C-Mn**. 2011. 100 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia) - Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2011.

LIPPOLD, J.C. *et al.* **Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels**. Ohio: JohnWiley & Sons Inc., 2005.

LO, K.H. *et al.* Recent developments in stainless steels. **Materials Science and Engineering**, v. 65, p. 39-104, 2009

LÓPES, F. S., **Montagem e Avaliação de uma Máquina de solda por Fricção**, Dissertação de mestrado, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, 2010.

LONDOÑO, A. J. R. (2001). **Estudo Da Precipitação de Nitreto de Cromo e Fase Sigma Por Simulação Térmica Da Zona Afetada Pelo Calor Na Soldagem Multipasse de Aços**

Inoxidáveis Duplex. Dissertação de Mestrado, Escola Politécnica da Universidade de São Paulo.

MACEDO, M. L. K., **Caracterização de Depósitos Realizados pelo Processo de Deposição por Fricção em Chapas de Aço de Alto Carbono**, Tese de Doutorado, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, 2011.

MATTEI, F., **Desenvolvimento de Equipamento para Estudo de Soldagem por Fricção**, Dissertação de mestrado, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, 2011.

MEINHARDT, C POHL CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL DE SOLDA POR FRICÇÃO EM AÇO INOXIDÁVEL AUSTENITICO (UNS S31673) E AÇO INOXIDÁVEL DUPLEX (UNS S31803) 2013

MEYER, A. **Hydro Pillar Processing - Bonding Mechanism and Properties**. 2002. 124 f. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica), Technischen Universitat Braunschweig, 2002.

NILSSON, J. –O. *et al.* Structural stability of super duplex stainless steel weld metals and its dependence on tungsten and copper. **Metallurgical and Materials Transactions**, v. 27A, n.8, p. 2196-2208, ago. 1996.

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

PINHEIRO, G.A., **local Reinforcement of Magnesium Components by Friction Processing: Determination of Bonding Mechanism and Assessment of Join Properties**, Tese de Doutorado, Universität Hamburg-Harburg, 2008.

PINHEIRO, A. et al. Costura por Fricção: Fundamentos e Aplicações. In: **1º COBEF - Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação**, Curitiba, 2001.

PIRES, R.R. **Efeito da geometria da força axial e da rotação no reparo por atrito**. 2007. 68 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia) - Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Mecânica, Uberlândia, 2007.

REICK, W., POHL, M., PADILHA A.F. Three types of embrittlement in ferritic-austenitic duplex stainless steels. *Metalurgia e Materiais* v.3, n.8, p.46-50, 1990.

SANTOS, R. J.; BOLFARINI, C. Controle da evolução microestrutura durante a solidificação de fundidos de aços inoxidáveis superduplex. 12º CONAF – Congresso de Fundição. 2005 Sao Paulo.

SANTOS, T.F.A. **Correlating Microstructure and Performance of UNS S32750 and S32760 Superduplex Stainless Steel Friction Stir Welds.** INTERNATIONAL OFFSHORE AND POLAR ENGINEERING CONFERENCE. Maui, EUA: 2011

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

SIEURIN, H. *et al.* Austenite reformation in the heat-affected zone of duplex stainless steel 2205. **Materials Science and Engineering**, A 418, p. 250-256, 2006.

TERADA, M., MITIKO, S., COSTA, I., PADILHA, A.F. (2006) **Microstructure and intergranular corrosion of the austenitic stainless steel 1.4970.** *Journal of Nuclear Materials*. 358: 40-46.

THOMAS, W. **Friction Stir Welding an introduction to innovative variant techniques for the aluminium industry.** International Aluminium Congress and Exposition. Queretaro, Mexico: 2010

THOMAS, W.M. and NICHOLAS, E.D., **Friction Surfacing and New Methods of Friction Cladding (review),** *Paton Welding Journal*, 6 (3), pp.179-185, 1994.

TSANG, S. **Welding, Brazing and Soldering,** ASM Handbook, vol. 6, cap. Solid-State Welding, Brazing, and Soldering Process, 1994.

VORONENKO, B. I. Austenitic-ferritic stainless steels: a state-of-the-art review. **Metal Science and Heat Treatment**, v. 39, p. 428-437, 1997.

8 APÊNDICE

Conforme descrito no capítulo 4.4, a avaliação da quantificação de fases pelo método de difração de raios X apresenta uma alta incerteza devido uma limitação no método. Por isso, neste capítulo serão apresentados todos os resultados do espectro de difração de todas as regiões e analisadas, juntamente com a incerteza de medição de cada ponto.

Na Tabela 8.1 mostra o resultado da avaliação de raios X da amostra 1 como pode – se ver os valores de incerteza variam para cada ponto, tanto para mais quanto para menos o que dificulta a confiança nos resultados.

Tabela 8.1: Resultados da obtidos via difração de raios X da amostra 1

Resultados da Avaliação da Região 3 (%)				Resultados da Avaliação da Região 4 (%)				Resultados da Avaliação da Região 5 (%)			
	PONTO 1	PONTO 2	PONTO 3		PONTO 1	PONTO 2	PONTO 3		PONTO 1	PONTO 2	PONTO 3
Austenita	50,1	61,7	49,6	Austenita	57,9	60,1	56,1	Austenita	52,7	60,4	X
Ferrita	49,9	38,3	50,4	Ferrita	42,1	39,9	43,9	Ferrita	41,3	39,6	X
Incerteza (+)	20,4	24,2	20,3	Incerteza (+)	8,5	20,4	19,9	Incerteza (+)	8,7	5,1	X
Incerteza (-)	17,4	32,9	14,9	Incerteza (-)	12	29,5	14,3	Incerteza (-)	9,9	6,8	X

Na Tabela 8.2 mostra o resultado da avaliação de raios X da amostra 2 que também, possui valores de incerteza que variam para cada ponto, tanto para mais quanto para menos o que dificulta a confiança nos resultados.

Tabela 8.2: Resultados da obtidos via difração de raios X da amostra 2

Resultados da Avaliação da Região 3 (%)				Resultados da Avaliação da Região 4 (%)				Resultados da Avaliação da Região 5 (%)			
	PONTO 1	PONTO 2	PONTO 3		PONTO 1	PONTO 2	PONTO 3		PONTO 1	PONTO 2	PONTO 3
Austenita	61,4	54,8	44	Austenita	66,8	68,8	66,4	Austenita	45,7	57,9	51,2
Ferrita	38,6	45,2	56	Ferrita	33,2	31,2	33,6	Ferrita	54,3	42,3	48,8
Incerteza (+)	13,7	32,2	23,6	Incerteza (+)	10,7	5,1	3,9	Incerteza (+)	9,8	16,6	18,8
Incerteza (-)	19,5	32,9	13,5	Incerteza (-)	9	3,3	2,7	Incerteza (-)	10,6	23,7	26,7