

Carlos Antonio de Assis

COMPARAÇÃO DA JUNTA SIMILAR DE AÇO INOXIDÁVEL

DUPLEX UNS S32304 COM A JUNTA DISSIMILAR DE AÇO

INOXIDÁVEL DUPLEX UNS S32304 COM AÇO INOXIDÁVEL

AISI 304, SOLDADAS COM E2209-17.

Monografia apresentada ao Programa de
Educação Continuada em Engenharia da Escola
Politécnica da Universidade de São Paulo para
conclusão de curso de Especialização.

São Paulo

Fevereiro/2012

Carlos Antonio de Assis

(Tecnólogo em Soldagem, FATEC, 1996)

COMPARAÇÃO DA JUNTA SIMILAR DE AÇO INOXIDÁVEL

DUPLEX UNS S32304 COM A JUNTA DISSIMILAR DE AÇO

INOXIDÁVEL DUPLEX UNS S32304 COM AÇO INOXIDÁVEL

AISI 304, SOLDADAS COM E2209-17.

Monografia apresentada ao Programa de Educação Continuada em Engenharia da Escola Politécnica da Universidade de São Paulo para conclusão de curso de Especialização.

Área de Concentração: Engenharia da Soldagem

Orientador: Dr. Sérgio Duarte Brandi

São Paulo

Fevereiro/2012

Quando cada um rema para um lado, o barco fica no mesmo lugar...

Roberto Shinyashiki

Existem três tipos de pessoas:

- As que fazem as coisas acontecerem;
- As que ficam observando o que acontece e;
- As que ficam perguntando o que aconteceu...

Autônomo

“Nós somos aquilo que fazemos repetidamente. A excelência, então, não é um modo de agir, mas um hábito”

Aristóletes.

DEDICATÓRIA

Dedico este trabalho à minha esposa Eleneide, pela compreensão, paciência, perda de noites de sono, pela ajuda moral e incentivadora, assim como pela digitação e correção dos textos, às minhas adoráveis filhas Jéssica e Jacqueline pela paciência comigo, pela tolerância por não ter podido levá-las onde gostariam de terem ido e à minha mãe MARIA, por permitir-me aqui estar.

AGRADECIMENTOS

Agradeço ao meu orientador, professor Dr. Sérgio Duarte Brandi, por toda ajuda recebida pela força, paciência e tolerância, assim como pela ajuda na escolha do tema.

Aos colegas de turma, mas em especial ao:

Jaime Casanova, pela enorme ajuda, empenho e partes da sua vida particular, cedidas de livre e espontânea vontade.

Adilson Manjon Moreno, pela ajuda nos consumíveis usados nos estudos.

Marcos Fernandes da Silva, pelo empenho e dedicação em ceder espaço no seu local de trabalho para atender as minhas necessidades.

Marcos Xixa Treiber, pelo apoio moral e força de vontade.

Dany Andrade Centeno pelo empenho e ajuda na execução dos ensaios laboratoriais necessários para a execução dos estudos.

Daniel Santana dos Santos e Antonio Eulino de Araujo pela ajuda e colaboração.

Finalmente agradeço a todos que de forma direta ou indiretamente colaboraram para a boa execução deste trabalho.

CURRICULUM VITAE

Experiência Profissional

- Mais de 15 anos de experiência profissional em cargos de responsabilidade.
- Sólida experiência na Área de Processos, automação, desenvolvimento de equipamentos na área de soldagem, melhoria da produtividade, redução de custos em processos, desenvolvimento de fornecedores, otimização, etc.
- Programação de Robôs REIS, FANUC, ABB e MOTOMAN para soldagem mig/mag e por resistência.
- Responsável pela produção e qualidade de produtos para a geração de energia eólica, sendo responsável por um time de 120 colaboradores;
- Vivência na Área de Qualidade, inspeção de peças, Sistema da Qualidade, , Normas ISO 9001, 9002/2000, QS 9000, ISO TS 16949, ensaios não destrutivos LP, Radiografia Industrial, PM e Ultra Som.
- Suporte Técnico à Produção / Manufatura, planejamento de produtos seriados, montagem, envolvendo desde o recebimento da matéria-prima à expedição dos produtos, coordenando equipe de 90 colaboradores.
- Condução de treinamento do pessoal em processos de soldagem, tanto da produção, quanto da Área Técnica; Qualificação de procedimentos de soldagem e soldadores, conforme normas ASME e AWS.
- Atuação com modernas técnicas de gestão e ferramentas de qualidade: MRP, SAP; CEP, FMEA, DOE, CEDAC, CCQ, JUST IN TIME, KAN BAN. APQA, PPAP, HOUSE KEEPING, KAIZEN, SETUP RÁPIDO, entre outras.

Metas, Objetivos e Melhorias Desenvolvidas

- Mudanças em oxicorte, mudança dos gases no processo Mig/Mag, mudança no processo Arco Submerso convencional para Twin Mig e Tanden Arc;
- Desenvolvimento de Lay out de fábrica para melhor aproveitamento da capacidade produtiva;
- Melhoria em processos automatizados, desenvolvimento do processo CMT (cold metal transfer), redução de 18.240 h/ano na troca de arames de soldagem, redução do consumo de gases de soldagem (R\$ 150 mil/ano), redução dos insumos de soldagem por resistência – eletrodos e pinças, (R\$ 220 mil/ano);
- Acompanhamento de Auditorias conforme ISO 9001, ISO TS 16949 e ISO 14000, VDA 6.1; redução do consumo de gás para oxicorte em R\$ 26 mil/ano; mig/mag R\$ 240 mil/ano; aumento na produtividade no processo arco submerso de 34%, no mig/mag em 30% e no por resistência (topo) em 6%; redução de retrabalho em 12%.

Formação Acadêmica

- Pós-Graduação em Engenharia de Soldagem – PECE - USP – iniciado em 2010.
- Pós-Graduação Superior em Qualidade e Produtividade – USP / Fundação Carlos Alberto Vanzolini – 2001.

- Tecnologia Mecânica de Soldagem – FATEC – 1996.
- Técnico Mecânico – Escola Técnica Federal de São Paulo – 1987.

Cursos de Aperfeiçoamento e Atualização / Informática

- Participação em diversos Cursos de Aperfeiçoamento e Atualização Profissional nas Áreas de: Desenvolvimento de Habilidades Interpessoais / MRP – Planejamento dos Recursos de Manufatura / PCP – Planejamento e Controle da Produção / Ensaios Não Destrutivos – LP – MP – Radiografia Industrial / Proteção Radiológica / Desenvolvimento de Técnicas de Lean Manufacturing / Six - Sigma / Programação Robots Fanuc / outros cursos similares.
- Usuário de Informática – Aplicativos Pacote Office e Internet.

Idiomas – Inglês – nível intermediário / Técnico / **Alemão** – leitura técnica básica.

Evolução Profissional

04/10 atual	KEIPER DO BRASIL LTDA Multinacional alemã do setor de autopeças. <i>Tecnólogo de Soldagem</i>
06/2009 – 02/10	GEA DO BRASIL INTERCAMBIADORES LTDA Multinacional alemã do segmento de bens de capital, <i>Líder de Solda</i>
09/2007 a 12/08	PRENSAS SCHULER S/A Multinacional alemã do segmento de bens de capital, <i>Técnico Especialista em Solda</i>
04/05 a 01/07	KEIPER DO BRASIL LTDA Multinacional alemã do setor de autopeças. <i>Técnico de Processos Sr</i>
06/03 a 03/05	CONSULTORIA AUTÔNOMA Consultoria de soldagem, processos e qualificação de procedimentos e soldadores conforme Normas ASME IX e AWS, treinamento de soldadores e maçariqueiros, para clientes: Uniforja, Texima, Aramital, Zanettini Barossi, Juresa Industrial de Ferro, Borlem S/A, Keiper do Brasil, Tecumseh. <i>Consultor Autônomo</i>
02/01 a 06/03	BORLEM S/A EMPREENDIMENTOS INDUSTRIAS Multinacional anglo americana do segmento de autopeças. <i>Tecnólogo de Soldagem</i>
03/94 a 11/00	PRENSAS SCHULER S/A Multinacional alemã do segmento de bens de capital, <i>Técnico Especialista em Solda – posição final</i> <i>Técnico de Engenharia da Qualidade – posição inicial</i>

RESUMO

Os aços inoxidáveis são conhecidos por apresentarem uma alta resistência à corrosão e possuírem boas propriedades mecânicas em altas temperaturas. Estes materiais são classificados como martensíticos, ferríticos, austeníticos, duplex, 'lean' duplex e superduplex. As características dos aços duplex e superduplex torna-os potenciais substitutos dos aços inoxidáveis em aplicações nas áreas química, petroquímica de prospecção de petróleo em águas marinhas, papel e celulose, siderúrgicas, alimentícias e de geração de energia, até por apresentarem um menor custo, devido às menores concentrações de níquel e molibdênio e propriedades mecânicas superiores aos aços inoxidáveis convencionais. Este trabalho tem como objetivo principal comparar a microestrutura de uma junta soldada de aço inoxidável duplex UNS S32304 com uma junta soldada dissimilar de UNS S32304 com aço inoxidável AISI 304, soldadas pelo processo eletrodo revestido E2209-17. Os cordões de solda foram caracterizados em microscópio óptico e metalografia quantitativa. Foi feito um ensaio de corrosão intergranular segundo a ASTM A 262 Prática A. Os resultados mostraram que as zonas fundidas possuem um teor de ferrita menor que a zona afetada pelo calor. O ensaio de corrosão mostrou regiões com ataque preferencial tanto na zona fundida como na zona afetada pelo calor das juntas.

ABSTRACT

Stainless steels are known to have a high resistance to corrosion and good mechanical properties. These materials are classified: martensitic, ferritic, austenitic, duplex, lean duplex and super duplex. The characteristics of lean duplex, duplex and superduplex steels makes them potential substitutes for stainless steel applications in the chemical, petrochemical, oil drilling in marine waters, pulp and paper, steel, food and energy generation. Lean duplex presents a lower cost due to lower concentrations of nickel and molybdenum and mechanical properties superior when compared to conventional austenitic stainless steels. This work has a main objective to compare the microstructure of a similar welded joint of UNS S32304 duplex stainless steel with a dissimilar welded joint of UNS S32304 stainless steel and AISI 304, welded by the shielded metal arc welding process using a coated electrode E2209-17. The weld beads were characterized by optical microscopy. It was made an intergranular corrosion test according to ASTM A262 practice A. The results showed that the fused zone areas have lower ferritic content of less than heat affected zone. The corrosion test, showed regions with preferential attack both in the fusion zone as in the heat affected zone of the joints.

LISTA DE FIGURAS

Figura 3.1 – Representação esquemática das trocas térmicas encontradas no desprendimento da gota com a abertura do arco elétrico da soldagem	5
Figura 3.2 – Representação esquemática de um arco mostrando suas divisões ao longo do eixo longitudinal axial e uma correspondente analogia com resistores em série (R_{ca} – resistência à passagem de corrente elétrica na coluna de arco; R_{ra} – Resistência à passagem de corrente elétrica na região catódica)	6
Figura 3.3 – Representação esquemática do fenômeno de emissão catódica (à esquerda fase de agrupamento de elétrons sob a camada de óxido, enquanto à direita a fase de quebra localizada da camada oxida e emissão de elétrons)	7
Figura 3.4 – Representação esquemática das partes do arco elétrico	7
Figura 3.5 – Representação esquemática das partes do arco elétrico	8
Figura 3.6 – Modificações de composição a partir do aço inoxidável Austenítico 304, visando propriedades especiais	18
Figura 3.7 – Diagrama de Schaeffler demonstrando composição dos aços inoxidáveis	19
Figura 3.8 – Representação esquemática de uma microestrutura duplex	20
Figura 3.9 – Diagrama esquemático pseudo binário do sistema Fe-Cr-Ni, cortado no eixo do Fe com 70%, mostra a influência da composição química na formação das fases	24
Figura 3.10 – Transformação de fases com relação a quantidade de níquel na composição química	26
Figura 4.1 – Representação da junta similar	29

Figura 4.2 – Representação da junta dissimilar.....	29
Figura 4.3 – Leitura da Temperatura interpasse	30
Figura 4.4 – Soldagem do Corpo de Prova	32
Figura 5.1 – Macrografia da junta soldada com material similar.....	36
Figura 5.2 – Macrografia da junta soldada com material dissimilar.....	37
Figura 5.3 – Macrografia da junta soldada com materiais dissimilares	38
Figura 5.4 – Macrografia da junta soldada com materiais similares	39
Figura 5.5 – Análise do teor de ferrita na zona afetada pelo calor e na zona fundida ambas executadas pelo método de image J®	42
Figura 5.6 – Análise do teor de ferrita no cordão de solda e no metal de base em ambos os experimentos utilizando o equipamento Ferritoscópio	43
Figura 5.7 – Macrografia da junta dissimilar identificando em círculos vermelhos as três regiões que foram ensaiadas pelo método da prática A.....	44
Figura 5.8 – Região 1 da junta dissimilar onde podemos observar que o contorno de grão apresenta-se de forma bem definida, indicando que está região foi reprovada pelo ensaio de metodologia da prática A	45
Figura 5.9 – Região 2 da junta dissimilar onde podemos observar as três regiões distintas pelo analisadas pelo ensaio de metodologia da prática A.....	46
Figura 5.10 – Região 3 da junta dissimilar onde podemos observar que não há uma definição das transformações de fase pelo ensaio de metodologia da prática A	47
Figura 5.11 – Região 3 da junta dissimilar onde podemos observar que não há uma definição das transformações de fase pelo ensaio de metodologia da prática A	48

Figura 5.12 – Região 1 da junta similar onde podemos observar que não há uma definição de transformação de fase nesta região que foi ensaiada pela metodologia da prática A	49
Figura 5.13 – Região 2 da junta similar onde podemos observar que não há uma definição de transformação de fase nesta região que foi ensaiada pelo ensaio de metodologia da prática A	50

LISTA DE TABELAS

Tabela 3.1 –Forças que agem nos diversos processos de soldagem	9
Tabela 3.2 – Composição química dos aços inoxidáveis austeníticos da série 300.	14
Tabela 3.3 – Propriedades mecânicas dos aços Inoxidáveis Austeníticos série 300	14
Tabela 3.4 – Composição química dos aços inoxidáveis ferriticos.....	16
Tabela 3.5 – Propriedades Mecânicas dos aços inoxidáveis ferriticos.....	16
Tabela 3.6 – Composição química dos aços Inoxidáveis Martensíticos.....	17
Tabela 3.7 – Propriedades mecânicas dos aços inoxidáveis martensíticos.....	17
Tabela 3.8– Composição química nominal de alguns aços inoxidáveis duplex .	21
Tabela 3.9– Comparação dos principais precipitados com a fórmula química e os intervalos de temperaturas para os aços inoxidáveis duplex.....	23
Tabela 4.1 – Composição química dos materiais de base	27
Tabela 4.2 – Parâmetros da soldagem do corpo de prova com material similar	30
Tabela 4.3 – Parâmetros da soldagem do corpo de prova com material dissimilar	31

LISTA DE SÍMBOLOS, SIGLAS E ABREVIATURAS

MB:	Metal Base
MA	Metal de Adição
ZAC	Zonz Afetada pelo Calor
TTPS	Tratamento Térmico Pós Soldagem
V	Volt
CCC	Cúbico de Corpo Centrado
AIDBL	Aço inoxidável de Baixa Liga
AWS	American Welding Society
A	Intensidade de Corrente
V	Tensão Elétrica – Diferença de Potencial
σ	Fase Sigma
χ	Fase Chi
CFC	Cubico de Face Centrada
ZF	Zona Fundida
TIG	Tungstênio Inert Gas
MIG	Metal Inert Gas
ID	Indice de Corrosão por Pit
Cr_{eq}	Cromo Equivalente

Nieq Níquel Equivalente

PF Poça de Fusão

Ci Curie

MEV Microscopia eletronica de Varredura

Ni Niquel

N₂ Nitrogenio

CP Corpo de Prova

AIA Aço Inoxidável Austenítico

SUMÁRIO

DEDICATÓRIA.....	iii
AGRADECIMENTOS	iv
CURRICULUM VITAE.....	v
RESUMO	vii
ABSTRACT	viii
LISTA DE FIGURAS.....	ix
LISTA DE TABELAS.....	xii
LISTA DE SÍMBOLOS, SIGLAS E ABREVIATURAS	xiii
SUMÁRIO.....	xv
1. INTRODUÇÃO E JUSTIFICATIVA.....	1
2. OBJETIVO.....	3
3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	4
3.1 Fundamentos do Processo de Soldagem por Eletrodo Revestido.	4
3.1.2 O Arco Voltaico e sua Aplicação na Soldagem.....	4
3.1.3 Forças de Expansão Gasosa	9
3.2 os Aços Inoxidáveis.	10
3.2.1 Transformações de Fase.	11
3.2.2 Precipitação de Fases Intermetálicas.....	12
3.3 Classificação e Características dos Aços Inoxidáveis.....	13
3.3.1 Aços Austeníticos – Aços Típicos ABNT 304 E 316.....	13
3.3.2 Aços Ferríticos – Aços Típicos ABNT 409 E 430.....	14
3.3.3 Aços Martensítico – Aço Típico ABNT 420.....	15
3.3.4 Aços Inoxidáveis Duplex.	17
3.4 Transformações de Fase.	20
3.5 Solidificação.	22
3.6 Precipitação de Austenita no Estado Sólido Durante o Resfriamento.	23
4. MATERIAIS E MÉTODOS.....	26
4.1 Materiais.	26
4.1.1 Metal Base.	26
4.1.2 Consumível de Soldagem.	26
4.2 Máquinas e Equipamentos.....	27
4.2.1 Fonte de Energia Elétrica.	27
4.3 Metodologia Empregada.....	27
4.3.1 Procedimentos Utilizados.	27
4.3.2 Parâmetros de Soldagem.	29
4.3.3 Sequência de Soldagem.	30
4.4 Ensaios Realizados.....	31
4.4.1 Ensaio Radiográfico.	31
4.4.2 Macrografias.	32
4.4.3 Micrografias.	32
4.4.4 Análise do Teor de Ferrita Delta	33
4.4.5 Ensaio de Resistência á Corrosão.....	33
5. RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	34
5.1 Ensaio Radiográfico.	34
5.2 Resultados das Macrografias.	34

5.2.1 Ensaio Macrográfico da Junta de Materiais Similares.....	34
5.2.2 Ensaio Macrográfico da Junta de Materiais Disimilares.....	34
5.3. Ensaio Micrográfico.....	36
5.3.1 Ensaio Micrográfico da Junta de Materiais Disimilares.....	37
5.3.2 Ensaio Micrográfico da Junta de Materiais Similares.....	38
5.4. Resultado da Análise do Teor de Ferrita Delta.....	40
5.4.1 Resultado do Teor de Ferrita com Software IMAGE J®.....	40
5.4.2 Resultado do Teor de Ferrita Utilizando o Ferritoscópio.....	41
5.5 Análise de Corrosão – Prática A	43
6. CONCLUSÕES.....	50
<i>SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS.</i>	51
7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS:	52
ANEXO I – Certificado de Calibração do Termômetro de Contato.....	56
ANEXO II – Certificado do Consumível	57
ANEXO III – Laudo Radiográfico do CP Dissimilar	58
ANEXO IV – Laudo Radiográfico do CP Similar.....	59

1. INTRODUÇÃO E JUSTIFICATIVA.

A Soldagem entre metais diferentes é conhecida como soldagem dissimilar. As ligas à base de níquel com altos teores de Cr possuem alta resistência à corrosão, sendo frequentemente utilizadas como metal de adição na soldagem de metais dissimilares. Este tipo é comumente usado em juntas envolvendo aço carbono, aços inoxidáveis e ligas de níquel utilizadas nos setores de energia nuclear, indústrias químicas e petroquímicas [1,2].

Na junta soldada a região adjacente à linha de fusão ocorre a diluição do metal de base (MB) com o metal de adição (MA) produzindo uma região de composição intermediária, esta podendo apresentar propriedades distintas dos metais envolvidos. Há uma fina camada, próxima à linha de fusão, região que não se misturou, onde o MB funde e solidifica-se rapidamente, não se misturando com o MA, tal fenômeno produz uma região com composição química similar ao MB. A região parcialmente fundida expande-se a um ou dois grãos dentro da zona afetada pelo calor (ZAC) e é caracterizada pela ligação do contorno de grão, podendo resultar em trincas a quente durante o processo de soldagem ou tratamento térmico pós-soldagem (TTPS) [2,3-4].

Os grãos da microestrutura são separados pelos seus contornos, nos aços inoxidáveis a corrosão intergranular ocorre nas adjacências do contorno de grão de um metal.

Algumas das causas para o surgimento da corrosão intergranular são: a soldagem, o stress de recozimento, o calor impróprio surgido em função dos

serviços. A corrosão intergranular é causada por micro segregação de impurezas e elementos de liga sobre os limites de grãos.

Este trabalho irá comparar a resistência à corrosão entre duas juntas soldadas, uma tendo como metal de base o aço inoxidável duplex UNS S32304 e uma junta dissimilar usando o mesmo material UNS S32304 e o aço inoxidável AISI 304. Todos os experimentos foram soldados com o processo de soldagem eletrodo revestido, escolhido por ser amplamente utilizado e de fácil aprendizado.

A necessidade das empresas de óleo e gás, químicas, geração de energia e alimentícia em utilizar materiais que apresentem maior resistência à corrosão e com melhores propriedades mecânicas é que alavancaram os estudos para a realização do meu trabalho.

2. OBJETIVO.

Comparar a microestrutura de uma junta soldada similar de aço inoxidável duplex UNS S32304 com uma junta soldada dissimilar UNS S32304 com AISI 304, com o processo de soldagem eletrodo revestido.

3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.

3.1 FUNDAMENTOS DO PROCESSO DE SOLDAGEM POR ELETRODO REVESTIDO.

O conhecimento dos fenômenos da transferência metálica no processo de soldagem por eletrodo revestido faz com que obtenha um melhor controle do processo de soldagem, dos cordões de solda sem defeitos, da redução no nível de respingos, da penetração do cordão de solda, da quantidade de calor transferido para o metal base e do controle das distorções da estrutura soldada [1,2].

3.1.2 O ARCO VOLTAICO E SUA APLICAÇÃO NA SOLDAGEM.

Segundo a (The Welding Encyclopedia, AWS,1947)".[4] em corrente contínua o condutor de onde a corrente flui é chamado de eletrodo positivo ou catodo. O condutor para onde a corrente flui é chamado de anodo. O gás aquecido é chamado às vezes de chama do arco".[3,4]

Conforme (Welding for engineers, H. Udin, E. R. Funk, J. F. Wulff, 1954)"[4] Descarga elétrica através de um gás ionizado, é iniciada por uma quantidade de elétrons emitidos do eletrodo negativo e mantida pela ionização do gás aquecido".[4]

Já conforme o (Metallurgy of welding, J.F. Lancaster, 1993) "O mecanismo onde os elétrons são evaporados de um catodo, transferidos através de uma região de um gás ionizado e aquecido para o anodo e, então, condensados) [4,12].

A região por onde passa uma grande quantidade de corrente elétrica e produz uma alta intensidade de calor e luz denomina-se arco voltaico, esta fonte de calor é responsável pela fusão dos metais, mas para que este processo funcione é necessário estar numa atmosfera gasosa, conforme indicado na figura 3.1. Atuando em condições de alta temperatura, baixíssima pressão e submetido a um campo elétrico pode ionizar os gases, isso irá fazer com que ele receba e libere elétrons tornando – os cátions e íons. Em função destas alterações, estes gases atingem o quarto estado da matéria, sendo conhecido como plasma, conforme apresentado da figura 3.2. [4,9,10,11-12].

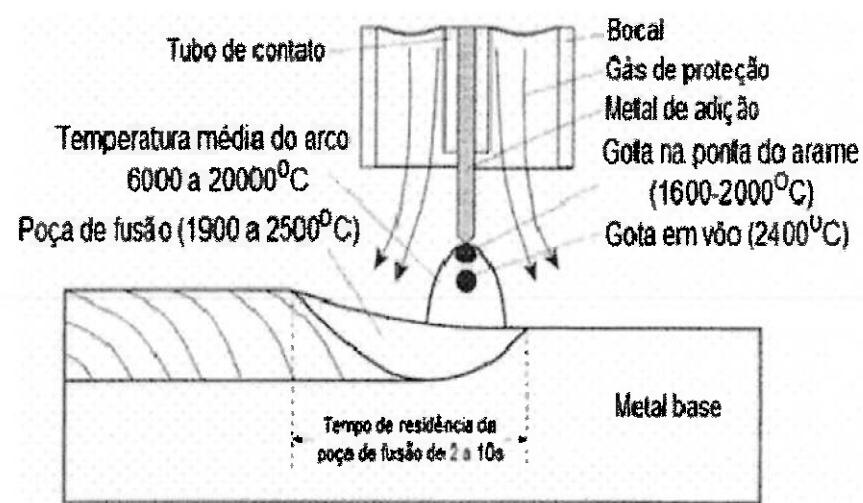


Figura 3.1 - Representação esquemática das trocas térmicas encontradas no desprendimento da gota com a abertura do arco elétrico da soldagem. [4].

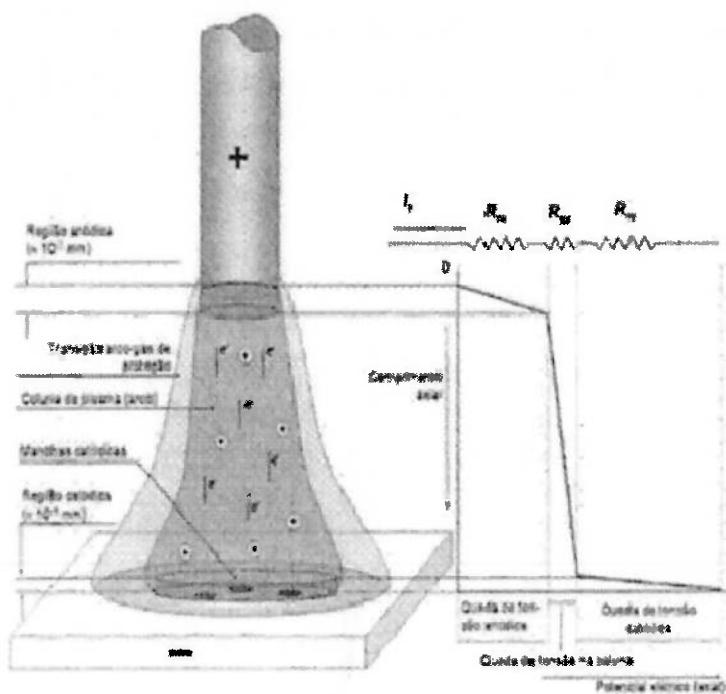


Figura 3.2 - Representação esquemática de um arco mostrando suas divisões ao longo do eixo longitudinal axial e uma correspondente analogia com resistores em série (R_{ca} – resistência à passagem de corrente elétrica na coluna de arco; R_{ra} – Resistência à passagem de corrente elétrica na região catódica) [2].

Na soldagem os elétrons são emitidos pela camada de óxido formada sobre a poça de fusão e seus arredores, tornado – a positivamente carregada, propiciando condições necessárias para que os elétrons se agrupem e acelerem em direção ao ânodo, com esta aceleração os elétrons removem a camada de óxido e passam a viajar pela coluna de plasma até o ânodo, conforme mostrado nas figuras 3.3 e 3.4. [4-10].

Os pontos catódicos possuem grande luminosidade, mas vida curta, sempre que propicia a limpeza da camada de óxido eles morrem, mas logo

surgem outros de forma dinâmica e aleatória, enquanto existir óxidos sobre a poça de fusão e seus arredores [4-10]

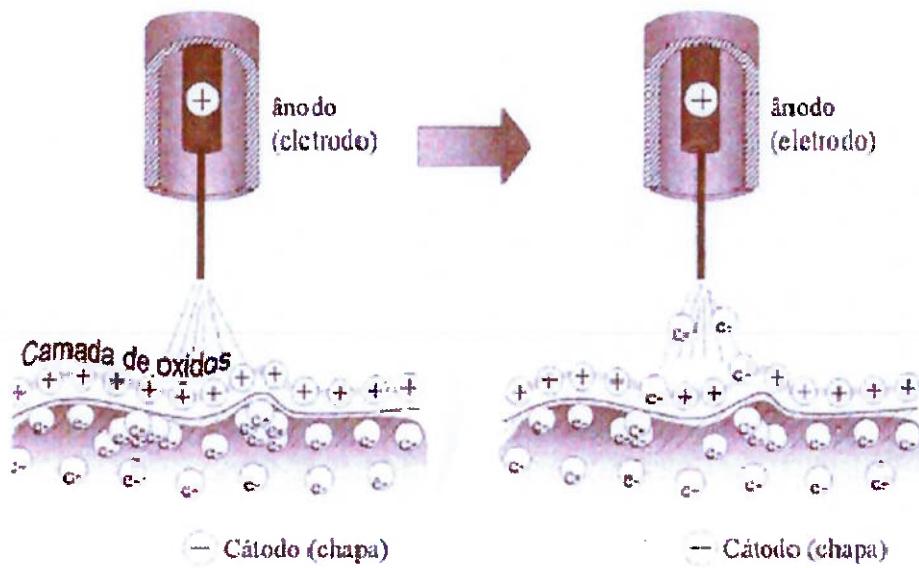


Figura 3.3 – Representação esquemática do fenômeno de emissão catódica (à esquerda fase de agrupamento de elétrons sob a camada de óxido, enquanto à direita a fase de quebra localizada da camada oxida e emissão de elétrons) [2].

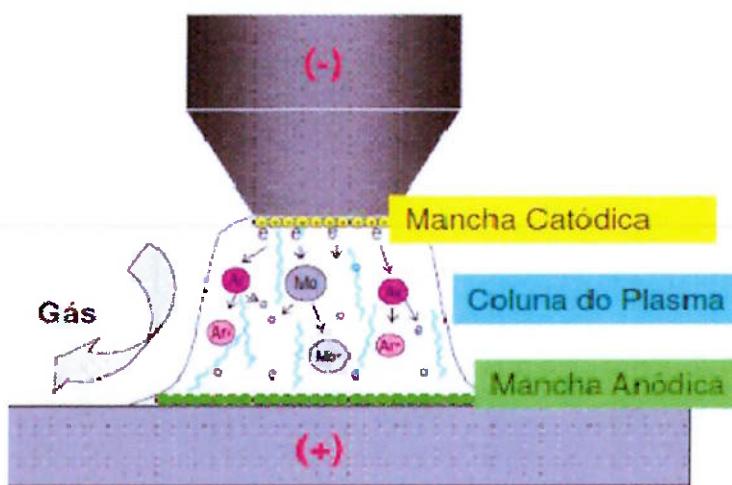
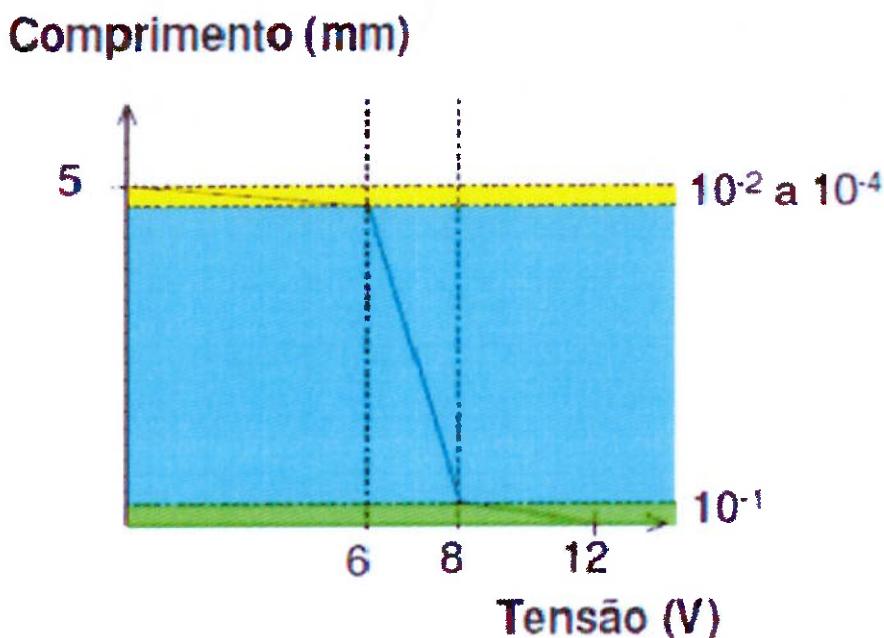


Figura 3.4 - Representação esquemática das partes do arco elétrico [4].

O arco elétrico possui a seguinte distribuição [referência bibliográfica]:

- Mancha catódica (0,05%) = polaridade negativa (-), apresenta uma queda de 6V em 12V em um campo elétrico de $5 \cdot 10^5$ a $5 \cdot 10^7$ V/m;
- Coluna de plasma (94,95%) = eletricamente neutra, apresenta uma queda de (17%) 2V em 12 V;
- Mancha anódica (5%) = polaridade positiva (+), apresenta uma queda de 33%, 4V em 12V em um campo elétrico de $5 \cdot 10^4$ V/m.

Essa divisão das regiões do arco elétrico pode ser observada na figura 3.5.



(TIG: Argônio; 120 A; Cobre)

Figura 3.5 - Representação esquemática das partes do arco elétrico [4].

3.1.3 FORÇAS DE EXPANSÃO GASOSA

Estas forças também são importantes para a transferência metálica na soldagem com eletrodos revestidos. Acredita- se que o carbono da alma reage com o oxigênio formando bolhas de CO, que se expandem e causam microexplosões, as quais impelem as gotas para a poça de fusão, facilitando a soldagem fora da posição. Essas micro-explosões também podem gerar respingos, que são dirigidos para a poça de fusão pela cratera da ponta do eletrodo revestido. De todas as forças vistas, algumas são mais importantes que outras nos processos de soldagem. A tabela 3.1 mostra, para os processos de soldagem, o tipo de transferência e as principais forças que agem [2,3].

Tabela 3.1- Forças que agem nos diversos processos de soldagem [2].

Processo de Soldagem		Tipo de transferência	Forças
Eletrodo Revestido	ácidos rutilicos	pulverização	eléromagnética expansão gasosa
	básicos, celulósicos	globular	tensão superficial
		curto - circuito	eléromagnética expansão gasosa
MIG (Argônio)	abaixo da corrente de transição	globular	peso tensão superficial
	acima da corrente de transição	pulverização axial	tensão superficial
		arco pulsado	eléromagnética
MIG (Hélio)		globular	peso tensão superficial
MAG (CO ₂)	arco normal	globular	tensão superficial eléromagnética
	arco curto	curto - circuito	tensão superficial eléromagnética expansão gasosa
			tensão superficial eléromagnética expansão gasosa
Arco Submerso		globular	eléromagnética expansão gasosa

Força eletromagnética = força lorenz + força do arco.

3.2 OS AÇOS INOXIDÁVEIS.

O desenvolvimento do aço inoxidável é atribuído ao inglês Harry Brealy, em 1912. Ao experimentar uma liga de ferro-cromo com aproximadamente 13% de cromo, após algumas observações metalográficas ele constatou que a liga resistia à maior parte dos reagentes frequentemente usados em metalografia, essa liga ele nomeou de stainless steel ou aço sem manchas. Nessa época nenhum dos produtos usados nos ataques metalográficos conseguia atacar ou manchar o aço desenvolvido por Brealy [8-9].

No mesmo ano, na Alemanha, Eduard Maurer afirmava que uma liga ferro-cromo desenvolvida por Brenno Straus suportou por vários meses os vapores agressivos do laboratório em que ele trabalhava, mas isso só foi possível depois que a liga recebeu um tratamento térmico, dado por Mauer, com o intuito de aumentar a sua ductilidade [8-9].

Em 1914, uma liga à base de ferro contendo 20% de cromo, 7% de níquel e 0,25% de carbono foi utilizada em uma fábrica de anilina e soda na Alemanha, desde então todas as fábricas de amônia sintética da Alemanha começaram à utilizar o aço inoxidável [8-9].

Na década de 1920 e de 1930 a Alemanha, a Inglaterra e os Estados Unidos utilizaram em grande escala as ligas ferro-cromo (17% de Cromo) e ferro-cromo-níquel (18% de cromo e 8% de níquel) [10,11,12].

Os aços inoxidáveis são ligas de ferro (Fe), carbono (C) e cromo (Cr) com um mínimo de 10,5% de Cr [10, 11-12]. Outros elementos metálicos também integram estas ligas, mas o Cr é considerado o elemento mais

importante, pois é o Cr que dá a esses materiais uma elevada resistência à corrosão, pois ele aumenta consideravelmente a região passiva do Fe [10,11-12].

Quando o teor de Cr atinge um índice acima de 11% forma – se em sua superfície externa uma fina camada de óxido de cromo que protege o aço contra a ação do meio externo, denominada de película passiva. Nos aços inoxidáveis são filmes de uma espessura aproximada de 30 a 50 angstrons, sendo que um angstrom é o resultado da divisão de um milímetro por dez milhões, isso cria grandes dificuldades para uma interpretação definitiva sobre a forma e a natureza dos mesmos.

Aparentemente nos aços inoxidáveis o filme passivo se forma pela reação entre a água e o metal base, e está constituído por um oxihidróxido dos metais Cr e Fe [8-11].

A desvantagem desses materiais é que eles estão propensos a fragilização devido há precipitação dos compostos intermetálicos, como a fase sigma (δ), a fase chi (χ), a fase Laves, nitretos e carbonetos de cromo. [11]

3.2.1 TRANSFORMAÇÕES DE FASE.

Os aços inoxidáveis duplex apresentam algumas características típicas em termos de metalurgia que são de fundamental importância para o entendimento das transformações de fase que ocorrem durante a soldagem e estão diretamente relacionadas com a soldagem dos aços inoxidáveis duplex.

Os carbonetos apresentam uma estabilidade menor que os nitretos e os sulfetos na faixa da temperatura de solubilização (1050 – 1250°C), tem estrutura CFC com 116 átomos por célula unitária, sendo 92 átomos metálicos e 24 de carbono.[10,14,15, 16-17]

3.2.2 PRECIPITAÇÃO DE FASES INTERMETÁLICAS

As fases intermetálicas ocorrem com maior frequência nos aços inoxidáveis austeníticos são a fase δ , a fase χ e fases de Laves. A fase δ , foi constatada no sistema Fe – Cr em 1907 por G. Tammann e W. Treischke e identificada em 1927 por E. C. Bain e W. E. Griffiths, tem estrutura tetragonal com trinta átomos por célula unitária [13, 15, 16, 17, 18-19]

A fase χ foi identificada por Andrews em uma estrutura cúbica (tipo χ Mn) em resíduo extraído de aços Cr – Ni – Mo, denominando – a de fase χ , foi J.S. Kasper quem sugeriu que a mesma possua cinquenta e oito átomos por célula unitária.

A fase Laves, pesquisada por F. Laves é rica em composto intermetálico Mo, tem uma estrutura trigonal. Pode ser observada em precipitação intergranular em temperaturas entre 550°C e 700 °C.[13, 15, 16, 17, 18-19].

3.3 CLASSIFICAÇÃO E CARACTERÍSTICAS DOS AÇOS INOXIDÁVEIS.

3.3.1 AÇOS AUSTENÍTICOS – AÇOS TÍPICOS ABNT 304 E 316.

São ligas que possuem estrutura cristalina CFC, altos teores de elementos estabilizadores da austenita, alto teor de níquel e conforme formulação de Schaeffler e ou DeLong a composição típica contem 18% de Cr e 8% de Ni, apresentando baixo teor de carbono. Apresentam boas propriedades mecânicas, de soldabilidade, conformabilidade a frio e resistência à corrosão. Podem ser endurecidos por deformação e nestas condições são ligeiramente magnéticos. A adição de elementos de liga como o molibdênio e a redução do teor de carbono melhora sua resistência à corrosão [13,15, 16, 17, 18-19].

Tabela 3.2- Composição química dos aços inoxidáveis austeníticos da série 300 [12].

Composição Química dos Aços Inoxidáveis Austeníticos da Série 300.									
Denominação		Composição Química							
UNS (ASTM)	AISI	Cr	Ni	C	Mn	Si	P	S	Outros
S30200	302	17 - 19	08/out	0,15	2	1	0,045	0,03	-
S30300	303	17 - 19	8 - 10	0,15	2	1	0,2	0,15	Mo 0,60 ^b
S30323	323 Se	17 - 19	8 - 10	0,15	2	1	0,2	0,06	Se 0,15 ^a
S30400	304	18 - 20	08/out	0,8	2	1	0,045	0,03	-
S30403	304 L	18 - 20	08/dez	0,3	2	1	0,045	0,03	-
S31600	316	16 - 18	out/14	0,8	2	1	0,045	0,03	Mo 2 - 3

Nota: a) Valores mínimos; b) Opcional.

Tabela 3.3- Propriedades mecânicas dos aços Inoxidáveis Austeníticos série 300 [12].

Propriedades Mecânicas dos Aços Inoxidáveis Austeníticos da Série 300				
Denominação AISI	Limite de Resistência (MPa)	Limite de Escoamento (MPa)	Alongamento (%)	Dureza Rockwell (B)
302	612	276	50	85
303	620	241	50	76
303 Se	620	241	50	76
304	579	290	55	80
304 L	558	269	55	79
316	579	290	50	79

3.3.2 AÇOS FERRÍTICOS – AÇOS TÍPICOS ABNT 409 E 430.

São ligas que possuem estrutura cristalina CCC, contem altos teores de elementos estabilizadores da ferrita, são ligas ferro-cromo contendo de 12 a 17% de Cr e apresentam baixo teor de carbono, mas com níveis acima dos austenítico. São magnéticos, apresentam boa resistência à corrosão em meios menos agressivos, boa ductilidade e razoável soldabilidade [10,11-12].

Tabela. 3.4- Composição química dos aços inoxidáveis ferríticos [10,11-12]

Composição Químicas dos Aços Inoxidáveis Ferríticos								
Denominação		Composição Química						
UNS (ASTM)	AISI	Cr	C	Mn	Si	P	S	Outros
S42900	429	14 - 16	0,12	1	1	0,04	0,03	-
S43000	430	16 - 18	0,12	1	1	0,04	0,03	-
S44635	Monit	24,5 - 26	0,025	1	0,75	0,04	0,03	Ti + Nb(0,2 + 4(C+N)) Ni 3,5 - 4,5, Mo 3,5 - 4,5, N 0,035
S44660	Sea - Cure	25 - 27	0,025	1	1	0,04	0,03	Ti + Nb (0,2 + 4(C + N), 0,8, Ni 1,5 - 3,5, Mo 2,5 - 3,5, N 0,035
S40900	409	10,5 - 11,7	0,08	1	1	0,045	0,045	Ti 6 x C 0,75

Nota: a) Valores mínimos; b) Opcional.

Tabela 3.5- Propriedades Mecânicas dos aços inoxidáveis ferríticos [10-11].

Propriedades Mecânicas dos Aços Inoxidáveis Ferríticos				
Denominação AISI	Limite de Resistência (MPa)	Limite de Escoamento (MPa)	Alongamento (%)	Dureza Rockwell (B)
429	486	293	30	76
430	517	310	30	82
Monit	717	640	25	100
Sea – Cure	620	517	30	95
409	413	276	32	75

3.3.3 AÇOS MARTENSÍTICO – AÇO TÍPICO ABNT 420.

São ligas de ferro-cromo contendo no máximo 18% de Cr, sem Ni e com alto teor de carbono. São materiais endurecíveis por tratamento térmico e são magnéticos. Quando temperados são muito duros e pouco dúcteis, nesta condição são resistentes à corrosão. Quando recozidos não apresentam bom comportamento frente à corrosão atmosférica. [13,15, 16, 17, 18-19]

Tabela 3.6- Composição química dos aços Inoxidáveis Martensíticos [10-11].

Composição Químicas dos Aços Inoxidáveis Martensíticos da Série 400								
Denominação		Composição Química						
UNS (ASTM)	AISI	Cr	C	Mn	Si	P	S	Outros
S40300	403	11,5 - 13	0,15	1	0,5	0,04	0,03	-
S41000	410	11,5 – 13,5	0,15	1	1	0,04	0,03	-
S41600	416	dez/14	0,15	1,25	1	0,06	0,15	Mo 0,60
S41623	416Se	dez/14	0,15	1,25	1	0,06	0,06	Se 0,15
S42000	420	dez/14	0,15	1	1	0,06	0,03	-
S42020	420F	dez/14	0,38	1,25	1	0,06	0,15	Mo 0,60
S44004	440C	16 - 18	0,95 – 1,20	1	1	0,06	0,03	Mo 0,75
S44020	440F	16 - 18	0,95 – 1,20	1,25	1	0,04	0,10 – 0,35	Mo 0,40 – 0,60

Nota: a) Valores mínimos; b) Opcional.

Tabela 3.7- Propriedades mecânicas dos aços inoxidáveis martensíticos [11-12].

Propriedades Mecânicas dos Aços Inoxidáveis Martensítico da Série 400					
Denominação AISI	Condições	Limite de Resistência (MPa)	Limite de Escoamento (MPa)	Alongamento (%)	Dureza Rockwell (B ou c)
403 - 410	A	517	276	30	B 82
416 - 416 Se	H ^a + 205°C	1310	1000	15	C 41
	316°C	1241	965	15	C 39
	538°C	1000	793	20	C 31
420 - 420F	A	655	345	25	B 92
	H ^b + 316°C	1586	1345	8	C 50
440 - 44F	A	758	448	13	B 97
	H ^b + 316°C	1965	1896	2	C 57

A - Recozido

H^a - Endurecido até 982°C e resfriado

H^b - Endurecido até 1038°C e resfriado

T - Temperado até temperatura indicada

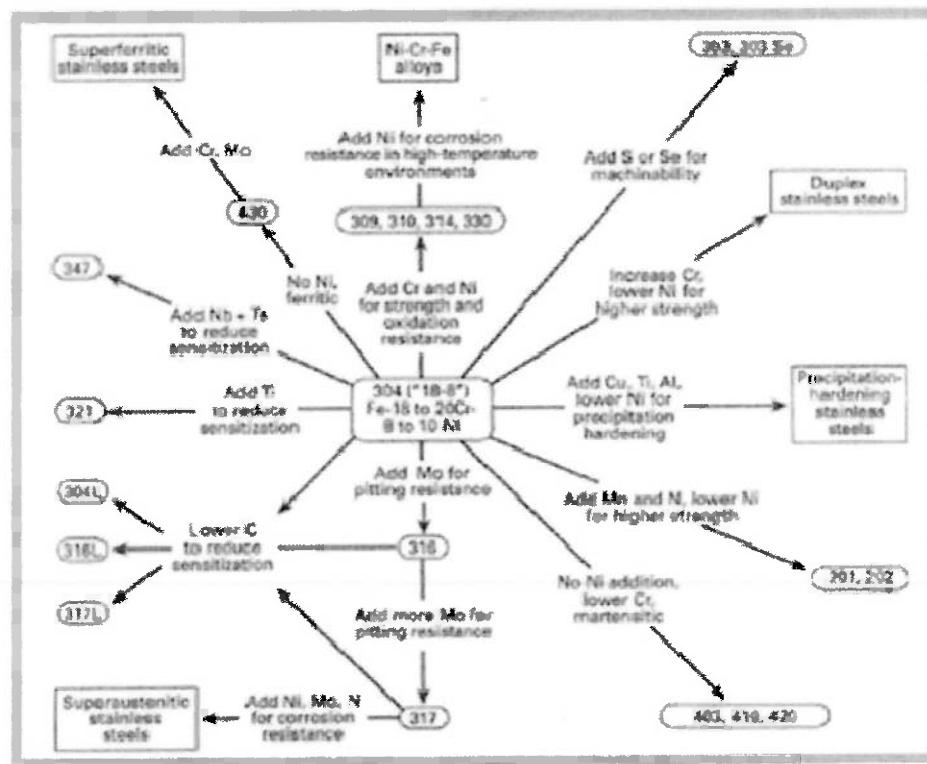


Figura 3.6 - Modificações de composição a partir do aço inoxidável austenítico 304, visando propriedades especiais [28].

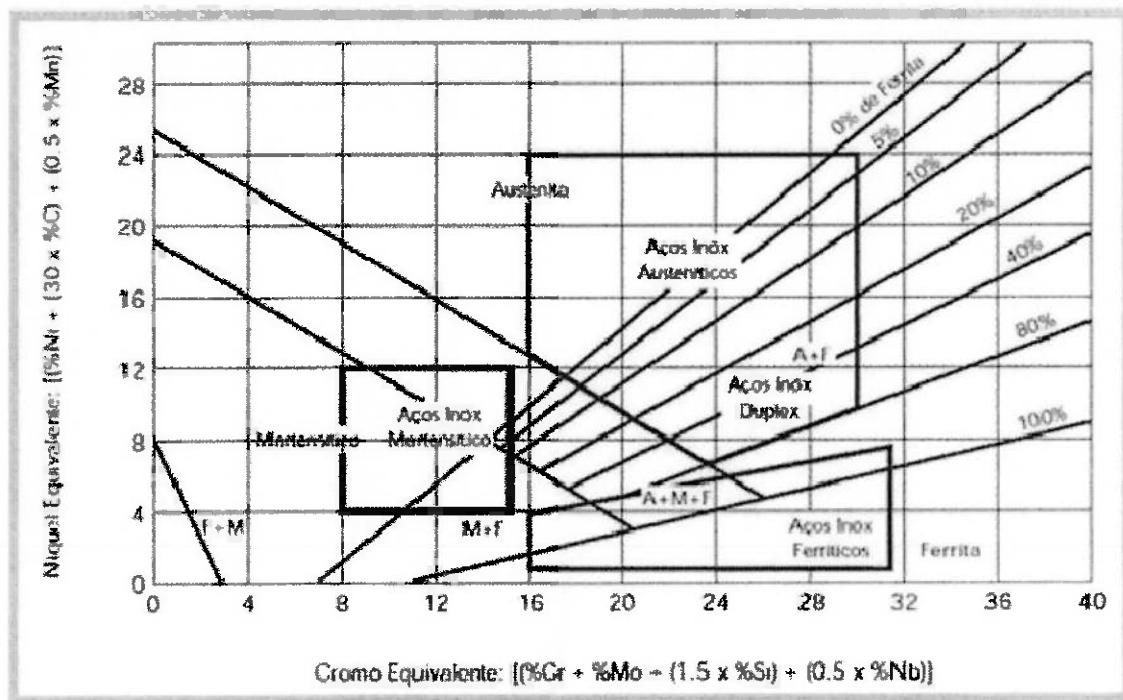


Figura 3.7 – Diagrama de Schaeffler demonstrando composição dos aços inoxidáveis [35].

3.3.4 AÇOS INOXIDÁVEIS DUPLEX.

Os aços inoxidáveis duplex (AID) foram descobertos e inicialmente desenvolvidos entre 1927 e 1932, quando pesquisou – se o efeito de frações volumétricas crescentes de ferrita nas propriedades dos aços inoxidáveis austeníticos. Verificou-se que este aumento da fração de ferrita proporcionava um aumento no limite de escoamento destes materiais. A introdução do cobre e do molibdênio, por volta de 1940, permitiu que os aços inoxidáveis duplex fossem endurecidos por precipitação. Nesta fase inicial do desenvolvimento dos aços inoxidáveis duplex foi encontrado [11, 17, 18-19]:

- A resistência mecânica dos aços duplex era bem mais alta do que a dos aços inoxidáveis austeníticos;
- Os aços duplex apresentavam pior desempenho do que os austeníticos no que se refere ao processamento em geral e, particularmente, quanto à conformação mecânica a quente;
- A resistência à corrosão uniforme dos aços duplex era boa e comparável à dos aços austeníticos;
- A resistência à corrosão intergranular dos aços duplex era superior à dos aços austeníticos;
- Os aços duplex eram bastante suscetíveis à corrosão por pites, devido ao enriquecimento preferencial da ferrita em elementos que favorecem a resistência à corrosão, como o cromo e o molibdênio. Mesmo com o aumento nos teores destes elementos a resistência à corrosão por pites da austenita do duplex permaneceu baixa até bem mais tarde, quando a introdução de teores mais altos de nitrogênio resolveu o problema.

Os aços inoxidáveis duplex possuem este nome devido a sua microestrutura apresentar duas fases constituídas por grãos ferríticos e grãos austeníticos. A figura 3.8 mostra a fase austenítica na cor verde, como se fosse ilhas, cercadas pela fase ferrítica, representada pela cor azul [11, 17, 18-19].

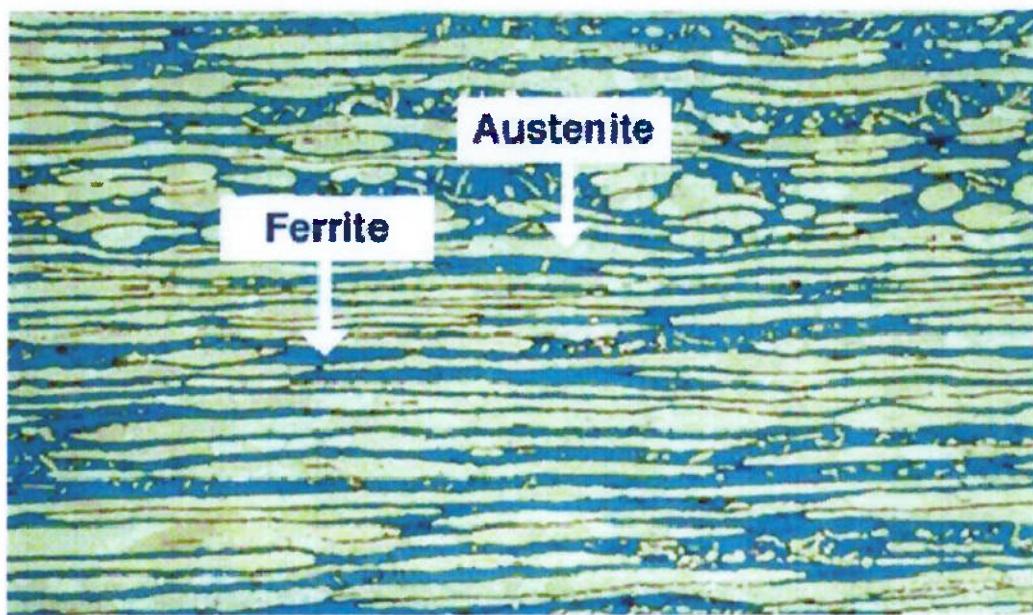


Figura 3.8 – Representação esquemática de uma microestrutura duplex [16].

Durante a solidificação este material torna-se completamente ferrítico e conforme vai reduzindo a temperatura irá transformar parte da ferrita em austenita. O resultado final, a temperatura ambiente, é uma estrutura formada com aproximadamente 50% de ferrita e 50% de austenita [6,7].

Com a substituição do níquel pelo nitrogênio houve uma melhora nas propriedades mecânicas e na de resistência à corrosão. O tratamento termomecânico de laminação das chapas também contribui para a obtenção de propriedades superiores [19-20].

Como a corrosão por Pit depende da composição química do AID solubilizado, este sendo medido pelo IP que é calculado pela equação 1. O aço inoxidável duplex apresenta um $IP < 35$ em quatro classes comercialmente divididas em ordem crescente do IP. Esta ordem começa pelo duplex e é seguido pelo super duplex, duplex lean e hiper duplex [21].

$$IP = (\%Cr + 3,3 \times \%Mo + 16 \times \%N) \quad (1)$$

Em termos de metalurgia da soldagem, o desempenho da junta soldada é praticamente o mesmo, pois, a transformação de fase que define este desempenho é praticamente o mesmo [22, 23-24].

Tabela 3.8- Composição química nominal de alguns aços inoxidáveis duplex [referência bibliográfica].

Denominação	Marca Comercial	Composição Química					
		Cr	N	Mo	N	Outros	IP (1)
Aços Inox Duplex	3 RE 360	18,5	5	2,8	0,7		22,9
	Uranus 50	21	7	2,5	0,15	Cu = 0,5	31,6
	SAF 2205	22	5,5	3	0,17		
	SAF 2304	23	4	0,2	0,1	C = 0,03	25
	SAF 2507	25	7	4	0,3		
Aços Inox Super duplex	Uranus 52N	25	6,5	4	0,25		
	Zeron 100	25	7	3,5	0,25	W = 0,7, Cu = 0,7	

$$IP = Cr + 3,3 * Mo + 16 * N$$

3.4 TRANSFORMAÇÕES DE FASE.

A soldabilidade é uma das características metalúrgicas de fundamental importância para o entendimento das transformações de fase dos aços inoxidáveis duplex [23, 24-25].

A fase sigma δ influencia nas propriedades mecânicas e de resistência à corrosão devido à sua fração volumétrica, formar-se no intervalo de 600 a 1000°C, apresentar uma estrutura tetragonal que é basicamente composta por intermetálico Fe – Cr – Mo. Os elementos Cr e Mo que favorecem a formação da fase sigma estabilizam a ferrita [20, 21, 23, 24-25].

Como a precipitação de fase sigma usualmente está acompanhada pelo empobrecimento em Cromo da ferrita adjacente, há uma redução da resistência à corrosão localizada [20, 21, 24-25].

Quando os elementos Ti, Nb ou V, que são formadores de nitretos, não fazem parte da composição química dos aços inoxidáveis duplex, o limite de solubilidade do nitrogênio é dado pelo equilíbrio da matriz e pela quantidade de nitreto de cromo [20, 21, 24-25].

Quando há um desequilíbrio, a liga torna-se termodinamicamente instável e há uma precipitação de nitretos entre a faixa de temperatura de 600 à 1050°C, na tabela 3.8 é apresentado os principais precipitados com suas fórmulas químicas e as faixas de temperaturas de formação [34-35].

Tabela 3.9 – Comparação dos principais precipitados com a fórmula química e os intervalos de temperaturas para os aços inoxidáveis duplex [27].

Precipitado	Fórmula Química	Intervalo de Temperatura (°C)
γ	Fe-Cr-Mo	600 – 1000
Cr_2N	Cr_2N	700 – 900
γ	$\text{Fe}_{36}\text{Cr}_{12}\text{Mo}_{10}$	700 – 850
R	Fe-Cr-Mo	550 – 650
π	$\text{Fe}_7\text{Mo}_{13}\text{N}_4$	550 – 600
M_7C_3	M_7C_3	950 – 1050
M_{23}C_6	M_{23}C_6	600 - 950

Durante o resfriamento, a partir do campo ferrítico, ocorre uma competição entre a precipitação da austenita e do nitreto de cromo (Cr_2N). Se a

quantidade de austenita formada for próxima do valor de equilíbrio, praticamente todo o nitrogênio estará dissolvido nela, neste caso à precipitação de nitreto de cromo na ferrita é praticamente inexistente. Caso a precipitação da austenita for retardada a ferrita torna-se supersaturada em nitrogênio o que irá precipitar o nitreto de cromo (Cr_2N).[36-37]

3.5 SOLIDIFICAÇÃO.

A solidificação dos aços inoxidáveis podem ser definida de forma qualitativa através da relação $\text{C}_{\text{req}} = \% \text{Cr} + \% \text{Mo} + 1,5 * \% \text{Si} + 0,5 * \% \text{Nb}$, e $\text{N}_{\text{eq}} = \% \text{Ni} + 0,5 * \% \text{M} + 30 * (\% \text{C} * \% \text{N})$, onde a velocidade de resfriamento e a composição química, fazem obter-se a ferrita primária e a austenita primária [referência bibliográfica].

Os aços inoxidáveis duplex e superduplex solidificam como ferrita primária. Neste caso, a precipitação da austenita ocorre durante o resfriamento, em função da relação Cr_{eq} e Ni_{eq} . No entanto, trabalhos recentes indicam que esses materiais podem solidificar-se apenas como ferrita primária, ou como ferrita primária seguida por uma reação periférica ferrita e austenita. [39].

A figura 3.9 apresenta esquematicamente o diagrama pseudo binário do sistema Fe-Cr-Ni, este foi cortado no eixo do elemento Fe com 70% e mostra os eixos de cromo e níquel, podendo ser observada a influência da composição química na formação de fases [29, 34 - 36].

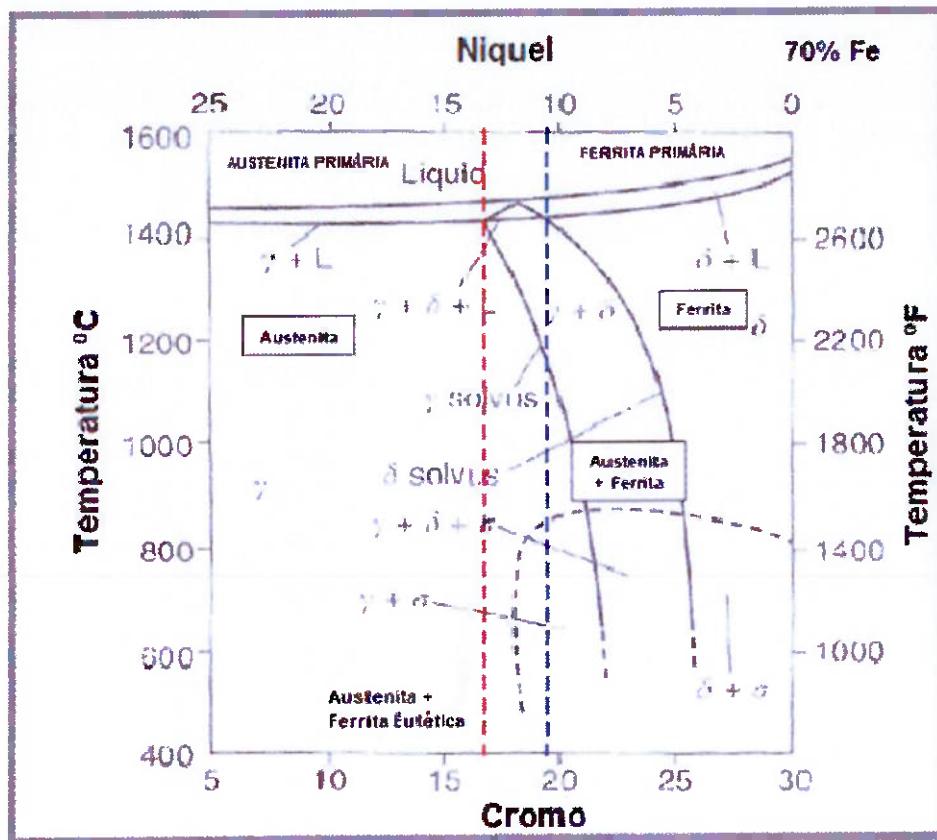


Figura 3.9 – Diagrama esquemático pseudo binário do sistema Fe-Cr-Ni, cortado no eixo do Fe com 70%, mostra a influência da composição química na formação das fases [35].

3.6 PRECIPITAÇÃO DE AUSTENITA NO ESTADO SÓLIDO DURANTE O RESFRIAMENTO.

Durante a soldagem ocorrem mudanças microestruturais dentro da ZAC. Um fator que limita a utilização dos aços inoxidáveis ferríticos é a sua possível fragilização, quando na condição soldada. Esta fragilidade pode ter diversas causas como a formação de martensita e o crescimento de grão para aços não estabilizados, este crescimento de grão para os estabilizados [1-31].

A região de crescimento de grão corresponde à região da ZAC que foi aquecida acima do campo de coexistência da austenita e da ferrita. Esta região é caracterizada por um intenso crescimento de grãos e pela dissolução e posterior precipitação dos carbonetos e nitretos presentes [1-31]. Para equilibrar a microestrutura da zona fundida (ZF) utiliza-se metal de adição (MA) com diferentes teores de elementos de liga [19, 20, 30 - 32].

Normalmente utiliza-se MA com composição química similar ao MB, porém, com 9% de Ni. Isso faz com que a ZF produza uma fração volumétrica de austenita próxima de 50%, independente da velocidade de resfriamento. A figura 3.10 mostra a transformação de fase em relação à quantidade de níquel na composição química.

O nitrogênio é um elemento de liga que durante a soldagem pode ocorrer a perda deste elemento através da poça de fusão [27-27]. Para reduzir esta perda ou acrescentar este elemento na poça de fusão costuma-se adicionar este gás na composição da proteção gasosa dos processos de soldagem TIG e MIG, os valores recomendados estão na ordem de 2 à 5% de nitrogênio na mistura com argônio [10-16, 26,31-32].

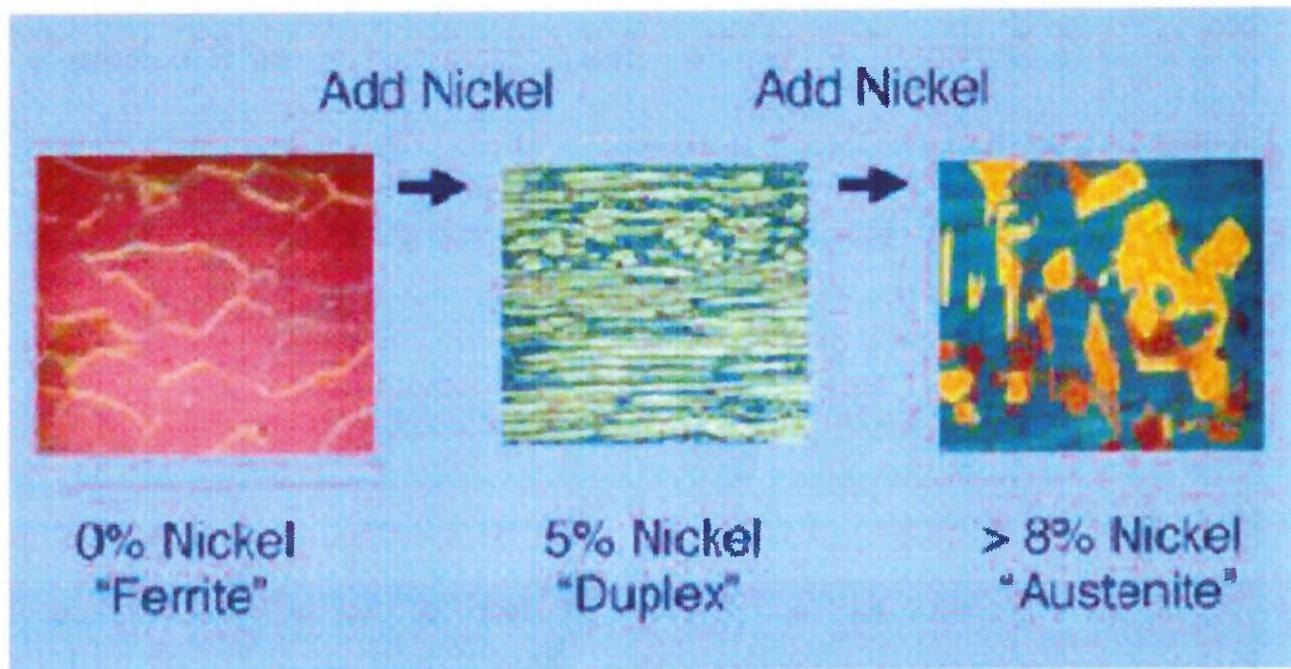


Figura 3.10 – Transformação de fases com relação a quantidade de níquel na composição química [9].

4. MATERIAIS E MÉTODOS.

4.1 MATERIAIS.

4.1.1 METAL BASE.

Foram utilizados como metal base três chapas de AID, sendo classificadas como UNS S32304 com as dimensões de 300 x 150 x 6 mm e uma chapa de aço inoxidável AISI 304, com a dimensão de 300 x 150 x 4 mm. As composições químicas das chapas estão descritas na tabela 4.1.

Tabela 4.1 – Composição química dos materiais de base.

Designação	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	N	Cu
UNS S32304	0,018	0,38	1,14	0,025	0,002	23,39	4,84	0,42	0,12	0,32
AISI 304	0,054	0,056	1,29	0,023	0,001	18,05	7,9	0,12	0,07	0,031

4.1.2 CONSUMÍVEL DE SOLDAGEM.

O metal de adição utilizado foi um eletrodo revestido rutílico específico para aço inoxidável duplex, com estrutura ferrítica austenítica, com diâmetro de 2,5 mm, sendo classificado pela AWS 5.4-92 como E 2209-17, CC com polaridades (\pm), ou CA. Certificado do MA anexo II.

4.2 MÁQUINAS E EQUIPAMENTOS.

4.2.1 FONTE DE ENERGIA ELÉTRICA.

Foi utilizado um retificador de soldagem de corrente contínua, fabricante Bambozzi, modelo TRR 430. Para realização da medição da corrente e da tensão foi utilizado um alicate amperímetroda Kyoritsu KEW SNAP, modelo 2003.

4.3 METODOLOGIA EMPREGADA.

4.3.1 PROCEDIMENTOS UTILIZADOS.

O processo de soldagem escolhido foi o processo de soldagem por eletrodo revestido por ser de fácil operacionalização, baixo custo e baixo aporte térmico. A polaridade utilizada foi a polaridade reversa (indireta).

As chapas foram preparadas e chanfradas com biez de 30º, montadas com abertura de raiz de 2,5 mm, face da raiz de 1,0 mm e travadas para que a junta não fechasse ao longo da soldagem. Os detalhes da junta podem ser observados na figura 4.1 para a junta similar e na figura 4.2 para a junta dissimilar.

Após o enchimento completo da junta o corpo de prova foi goivado, com lixadeira, no lado oposto a fim de garantir a penetração total. Antes de executar o passe de raiz do lado goivado foi realizado o ensaio de líquido penetrante.

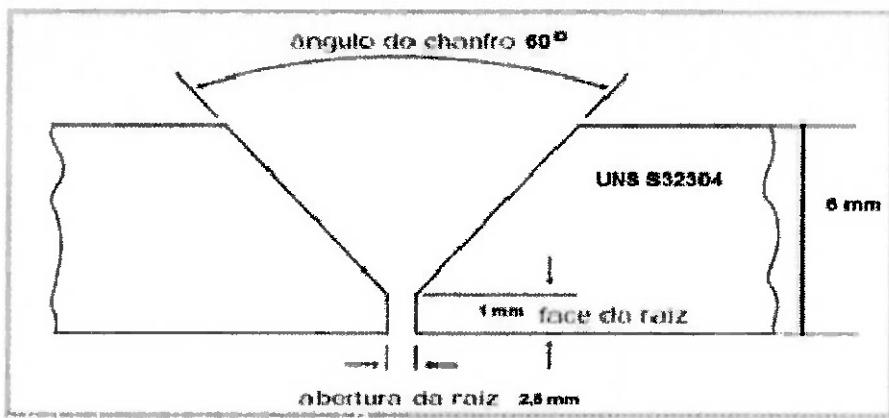


Figura 4.1 – Representação da junta similar.

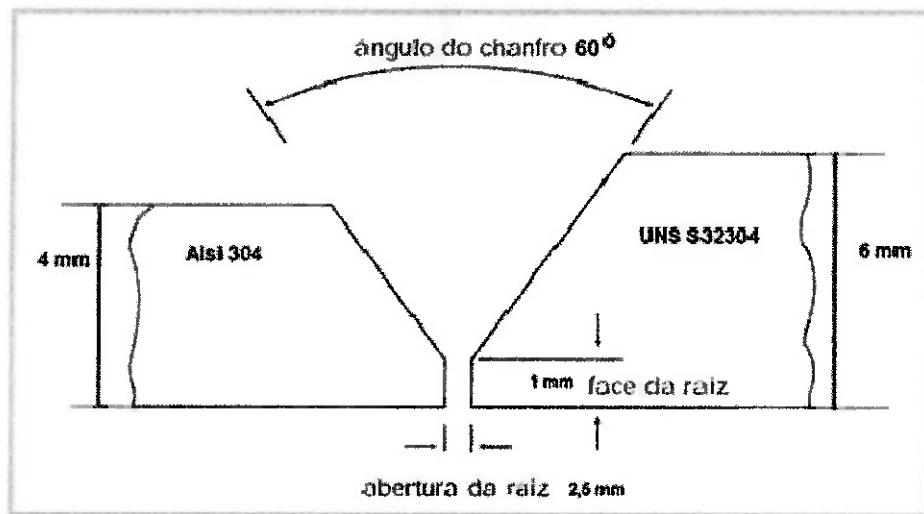


Figura 4.2 – Representação da junta dissimilar.

4.3.2 PARÂMETROS DE SOLDAGEM.

Os parâmetros de soldagem utilizados na junta similar estão descritos na tabela 4.2. e os parâmetros de soldagem da junta dissimilar estão na figura 4.3. O controle da temperatura interpasse foi realizado conforme figura 4.3, com um termômetro de contato, cujo certificado está no anexo I.

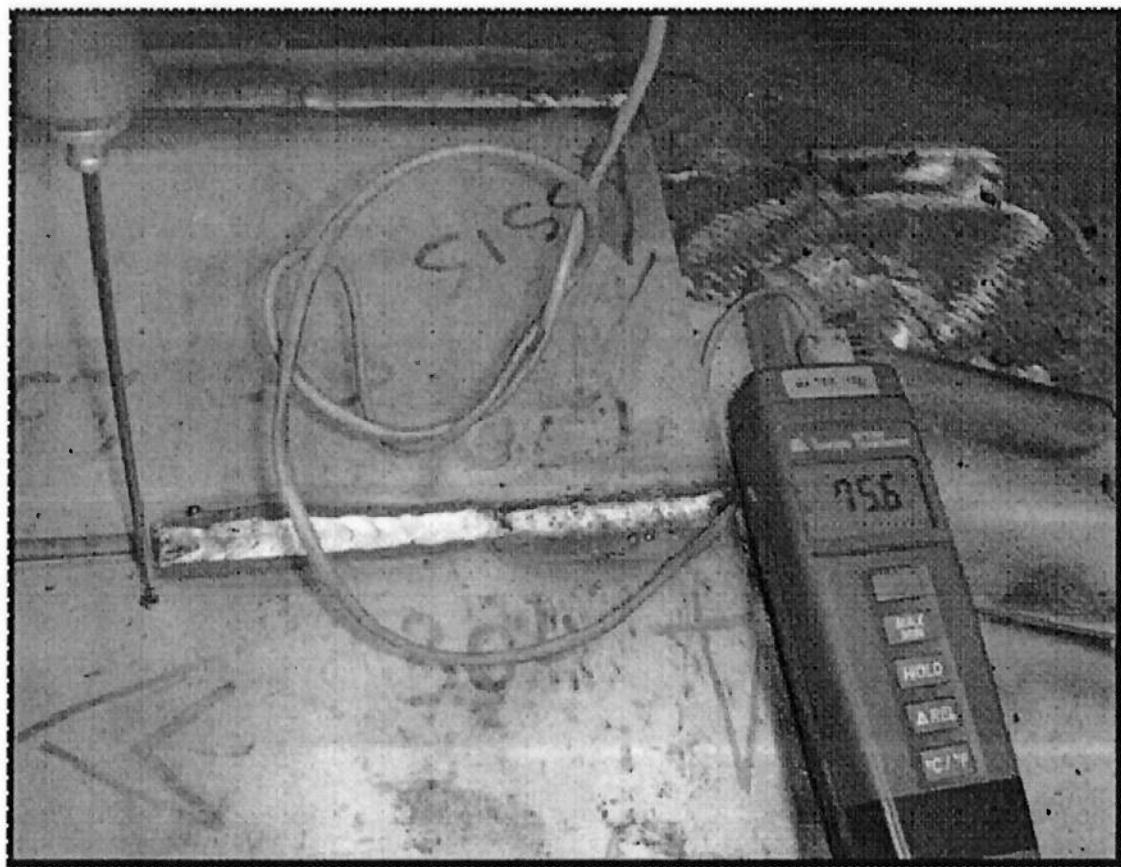


Figura 4.3 – Leitura da Temperatura interpasso

Tabela 4.2 – Parâmetros da soldagem do corpo de prova com material similar.

Intensidade de corrente (A)		Tensão de arco elétrico (V)		Velocidade de soldagem (mm/s)	Energia de Soldagem (J/mm)		Temperatura de interpasso (°C)	
Min	Max	Min.	Max		Min	Max	Min	Max
75	102	26	32		876,12	1466,49	43	93

Os parâmetros de soldagem utilizados na junta dissimilar estão descritos na tabela 4.3.

Tabela 4.3 – Parâmetros da soldagem do corpo de prova com material dissimilar.

Intensidade de corrente (A)		Tensão de arco elétrico (V)		Velocidade de soldagem (mm/s)	Energia de Soldagem (J/mm)		Temperatura de interpasse (°C)	
Min	Max	Min.	Max		Max	Min	Min	Max
74	101	25	31	2,3394	790,79	1338,36	40	99

4.3.3 SEQUÊNCIA DE SOLDAGEM.

Posicionado o corpo de prova na bancada foi medido a temperatura inicial da chapa, logo após foi posicionado o multímetro na máquina e foi iniciada a soldagem, mostrado na figura 4.9, no decorrer da soldagem foi feito as seguintes leituras:

- ✓ Intensidade de Corrente (A);
- ✓ Tensão (V);
- ✓ Tempo de soldagem (seg);
- ✓ Comprimento do cordão de solda (mm).

Após a soldagem foi medido o comprimento do cordão de solda, após o término do eletrodo foi repetido o procedimento.



Figura 4.4 – Soldagem do Corpo de Prova.

4.4 ENSAIOS REALIZADOS.

4.4.1 ENSAIO RADIOGRÁFICO.

O ensaio radiográfico foi realizado conforme a norma ASME IX, foi utilizado o IQI ASTM 1B, sem colimador, foi utilizada uma fonte de raio gama, isótopo Irídio 92 em um bunker, com radioatividade de 25 Ci, distância da fonte para a peça foi de 700,0 mm e tempo de exposição de 3 minutos. Foi realizado o ensaio radiográfico com o intuito de verificar a integridade do cordão de solda. Os anexos III e IV apresentam os laudos para a junta dissimilar e similar, respectivamente.

4.4.2 MACROGRAFIAS.

Foi cortado o corpo de prova com arco de serra com as seguintes dimensões, 25,0 x 6,0 mm, realizado o embutimento a quente com baquelite. Logo após o embutimento foi realizada a preparação da face das amostras com lixas de diferentes granulometrias, obedecendo a seguinte sequência das lixas, começou com a 180, 220, 320, 400, 600, e 1000 meshes e polidas com pasta de diamante, obedecendo a sequência 6, 3 e 1 μm de tamanho médio de partícula. Depois foi realizado um polimento automático usando uma suspensão de sílica coloidal com tamanho médio de partícula de 0,06 μm .

Para revelar a macrografia das juntas foi utilizado ácido sálico com concentração de 10%.

4.4.3 MICROGRAFIAS.

Para realizar as micrografias foi utilizada a mesma sequência descrita para a análise macrográfica, porém, depois de obtida a superfície totalmente polida o material foi submetido ao ataque eletrolítico, utilizando hidróxido de sódio (NaOH), com uma tensão de 3 V, por aproximadamente 140 segundos. Para o ataque foi usado o equipamento POLECTROL® do fabricante Struers.

4.4.4 ANÁLISE DO TEOR DE FERRITA DELTA

Posteriormente à preparação metalográfica os corpos de prova foi realizado a metalografia quantitativa, onde foi empregada para medir a fração volumétrica da ferrita nas juntas soldadas.

Estas medições foram realizadas utilizando o software de análise de imagem denominado Image J® 1.42q desenvolvido no ano 2009, sendo este um software livre, o qual é um programa de processamento de imagem digital programando em Java e desenvolvido no National Institutes of Health (USA). As medidas foram realizadas na vista transversal do cordão de solda.

4.4.5 ENSAIO DE RESISTÊNCIA Á CORROSÃO.

Foi executado o ensaio de resistência à corrosão conforme normas ASTM A 262 – Prática A. O critério de avaliação foi conforme ASTM A 262 - prática A, com isenção de pites na superfície por meio visual com aumento de 20 vezes.

5. RESULTADOS E DISCUSSÃO.

5.1 ENSAIO RADIGRÁFICO.

O ensaio radiográfico apresentou porosidade e inclusão nas duas juntas soldadas, isso provavelmente foi causado pela não fusão de algum elemento químico do revestimento do consumível.

5.2 RESULTADOS DAS MACROGRAFIAS.

A macrografia do corpo de prova de materiais similares é apresentada na figura 5.1 e a macrografia da junta de materiais dissimilares na figura 5.2.

5.2.1 ENSAIO MACROGRÁFICO DA JUNTA DE MATERIAIS SIMILARES.

A macrografia da junta similar é apresentada na figura 5.1 onde é possível observar os cordões feitos em ambos os lados. A junta similar não apresenta defeitos no metal de adição e no metal de base, isso mostra a boa sanidade da junta.

A micrografia apresentada na figura 5.3 sugere a presença de três cordões de solda. Na realidade foram depositados somente dois cordões. A região que parece o terceiro cordão pode ter surgido devido à presença de

níquel no revestimento do cordão. Provavelmente uma quantidade excessiva de níquel no revestimento pode ter causado está alteração de microestrutura.

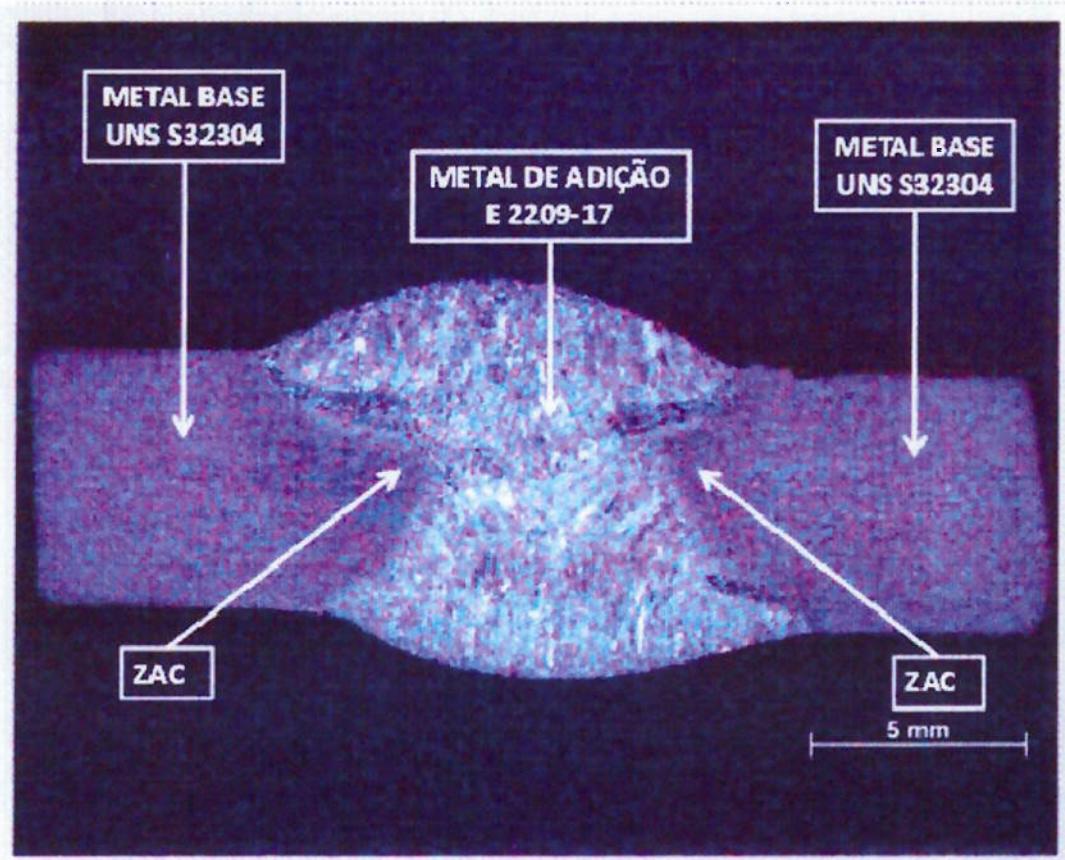


Figura 5.1 - Macrografia da junta soldada com material similar.

5.2.2 ENSAIO MACROGRÁFICO DA JUNTA DE MATERIAIS DISSIMILARES.

A macrografia da junta dissimilar é apresentada na figura 5.2 onde é possível observar os cordões feitos em ambos os lados. A junta dissimilar não apresenta defeitos no metal de adição e nem nos metais de base, isso mostra a boa sanidade da junta.

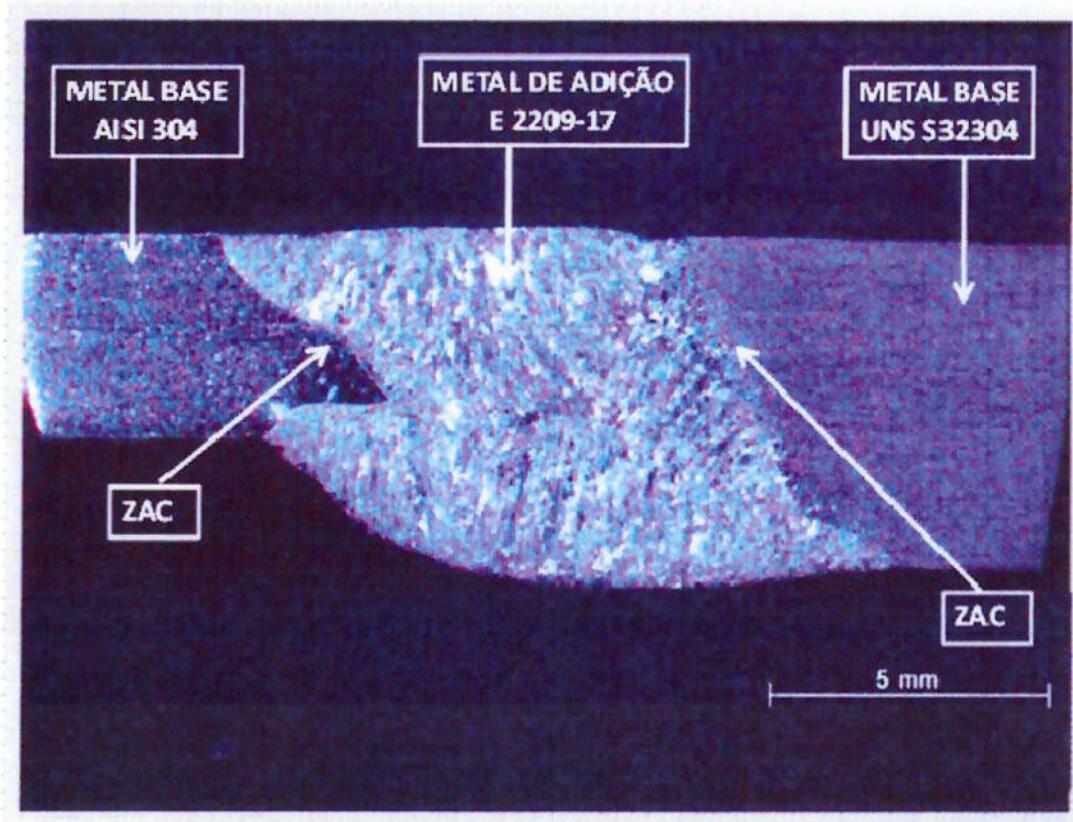


Figura 5.2 - Macrografia da junta soldada com material dissimilar.

5.3. ENSAIO MICROGRÁFICO.

Os resultados da análise microscópica identificam a região do metal de base, zona fundida e zona afetada pelo calor das juntas soldadas com metal base dissimilar e metal base similar.

5.3.1 ENSAIO MICROGRÁFICO DA JUNTA DE MATERIAIS DISIMILARES.

Na figura 5.3 pode-se observar as características da microestrutura da junta soldada com metal de base dissimilar, nela observamos que a ZAC do AID é mais definida que na ZAC do AIA, pois, este sensitizou-se e o ataque mostra que o AIA é mesmo austenítico.

A ZAC do cordão superior apresenta um crescimento de grão muito maior quando comparado com o cordão inferior, isso pode ser devido esta região ter recebido apenas um ciclo térmico, diferente da ZAC do cordão inferior, que foi o primeiro passe, assim recebendo dois ciclos térmicos o que pode ter gerado um refino de grão.

A micrografia apresentada na figura 5.3 sugere a presença de três cordões de solda. Na realidade foram depositados somente dois cordões. A região que parece o terceiro cordão pode ter surgido devido à presença de níquel no revestimento do cordão. Provavelmente uma quantidade excessiva de níquel no revestimento pode ter causado está alteração de microestrutura.

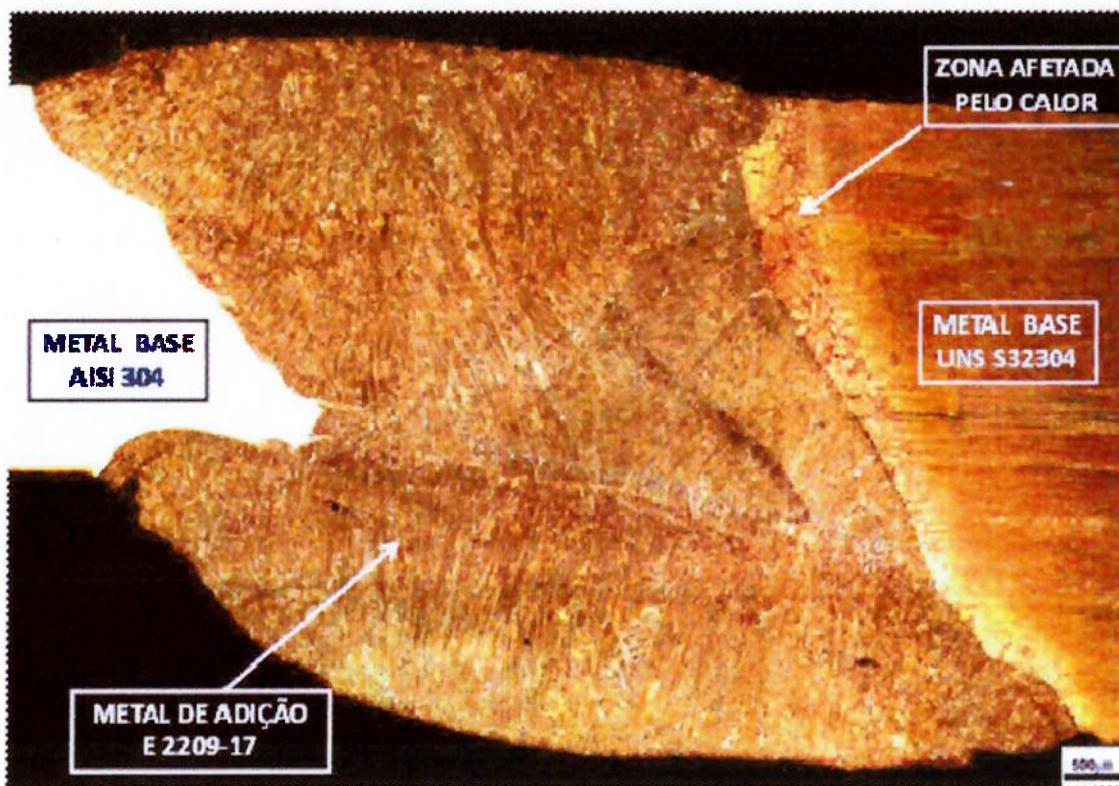


Figura 5.3 - Micrografia da junta soldada com materiais dissimilares.

5.3.2 ENSAIO MICROGRÁFICO DA JUNTA DE MATERIAIS SIMILARES.

A figura 5.4 apresenta as regiões analisadas na junta soldada com material similar, mostrando as regiões da junta com melhor definição quando comparadas com a figura apresentada na macrografia.

A ZAC do cordão superior apresenta um crescimento de grão muito maior quando comparado com o cordão inferior, isso pode ser devido esta região ter recebido apenas um ciclo térmico, diferente da ZAC do cordão inferior, que foi o primeiro passe, assim recebendo dois ciclos térmicos o que pode ter gerado um refino de grão.

Na figura 5.4, no passe de raiz, a mudança da microestrutura deve ser devido ao mesmo fenômeno descrito para a figura 5.3.

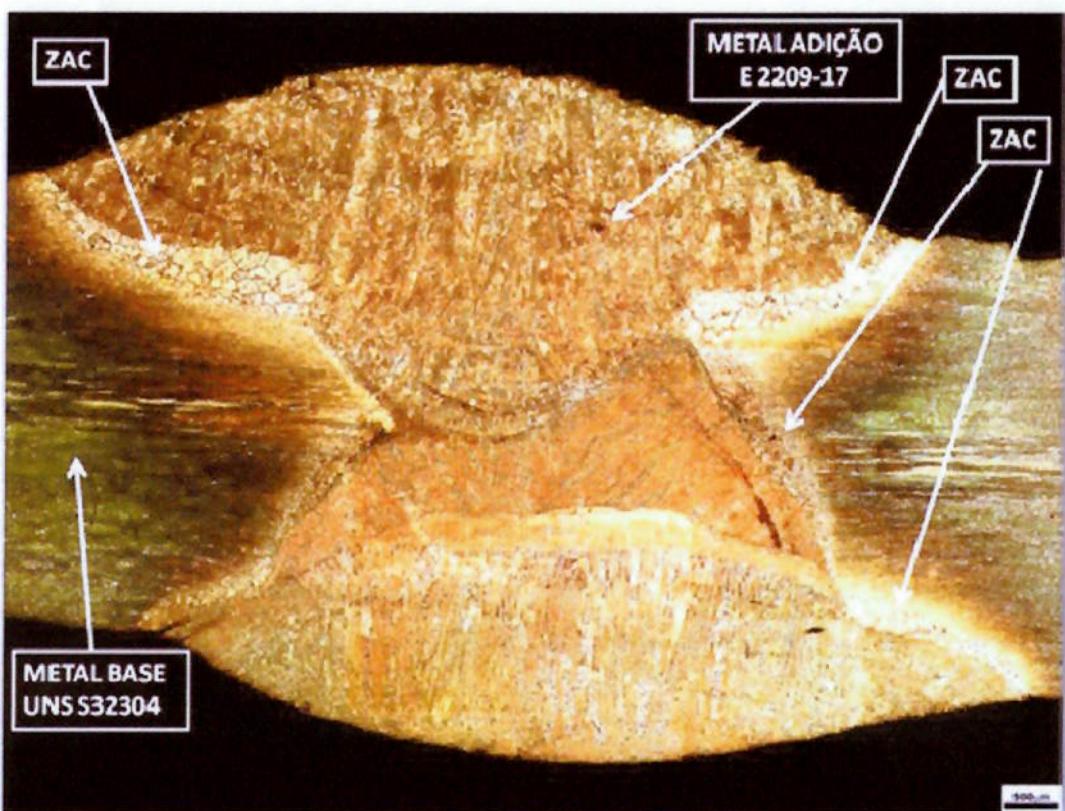


Figura 5.4 - Micrografia da junta soldada com materiais similares.

5.4. RESULTADO DA ANÁLISE DO TEOR DE FERRITA DELTA.

Utilizando metalografia quantitativa empregando o software Image J® e o segundo método foi utilizando um ferritoscópio Ficher. Os resultados são mostrados nos próximos títulos.

5.4.1 RESULTADO DO TEOR DE FERRITA COM SOFTWARE IMAGE J®.

O resultado da análise do teor de ferrita com o software Image J® é apresentado na figura 5.5, nesta pode-se comparar os valores de ferrita na região da zona afetada pelo calor e na zona fundida.

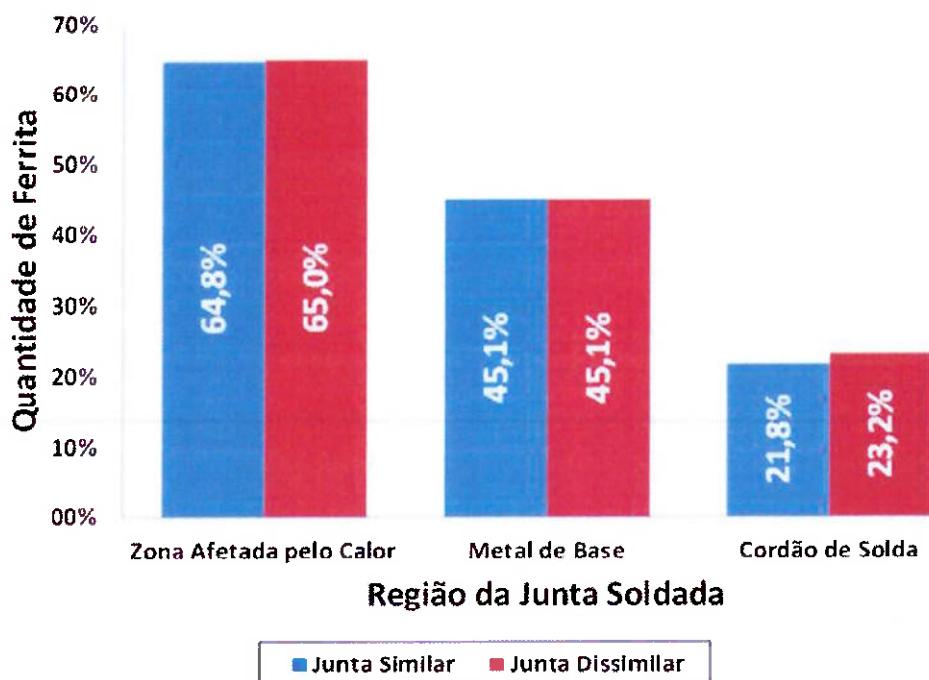


Figura 5.5 – Análise do teor de ferrita na zona afetada pelo calor e na zona fundida, ambos experimentos executados pelo método de Image J®.

Na análise da zona afetada pelo calor, podemos observar que o percentual de ferrita é praticamente o mesmo quando comparamos a junta similar com a junta dissimilar.

Na análise da zona fundida, observamos que os teores de ferrita é praticamente o mesmo tanto para a junta similar como para a junta dissimilar, com uma pequena diferença para a junta dissimilar.

Ao compararmos as duas regiões, zona afetada pelo calor e a zona fundida observamos que o percentual de ferrita na ZAC é praticamente três vezes maior que na zona fundida, isso é devido a característica do consumível utilizado.

5.4.2 RESULTADO DO TEOR DE FERRITA UTILIZANDO O FERRITOSCÓPIO

O resultado da análise do teor de ferrita utilizando o equipamento Ferritoscópio Ficher é apresentado na figura 5.6, nesta pode-se comparar os valores de ferrita na região do cordão de solda e do metal de base.

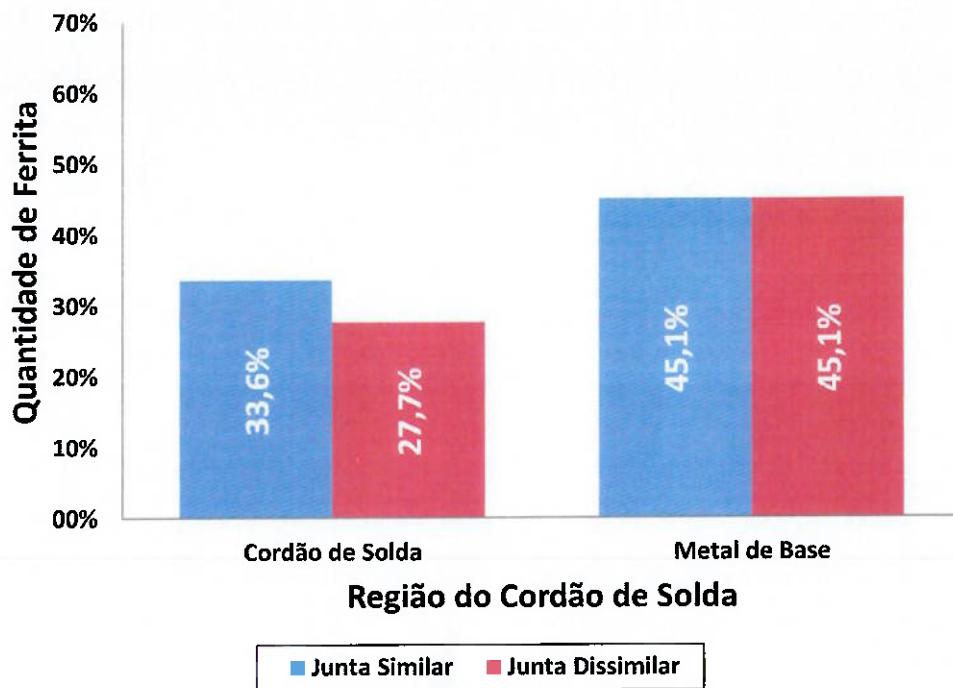


Figura 5.6 – Análise do teor de ferrita no cordão de solda e no metal de base em ambos os experimentos utilizando o equipamento Ferritoscópio.

Com o ferritoscópio, foi analisado o teor de ferrita do cordão de solda, sendo observada uma diferença 5,9% entre os valores das juntas similar e dissimilar. O metal de base não apresentou diferença, pois, a análise foi realizada nas duas chapas de duplex UNS S32304 da mesma corrida.

Quando comparamos o cordão de solda com o metal base observamos uma diferença de aproximadamente 50% do teor de ferrita tanto na junta dissimilar como na similar, o que indica que a variação no teor de ferrita provavelmente esta sendo causada pelo consumível utilizado na soldagem.

5.5 ANÁLISE DE CORROSÃO – PRÁTICA A

Na figura 5.7 mostramos micrografia das regiões que sofreram ataque para realização do ensaio da prática A, conforme norma ASTM A262.

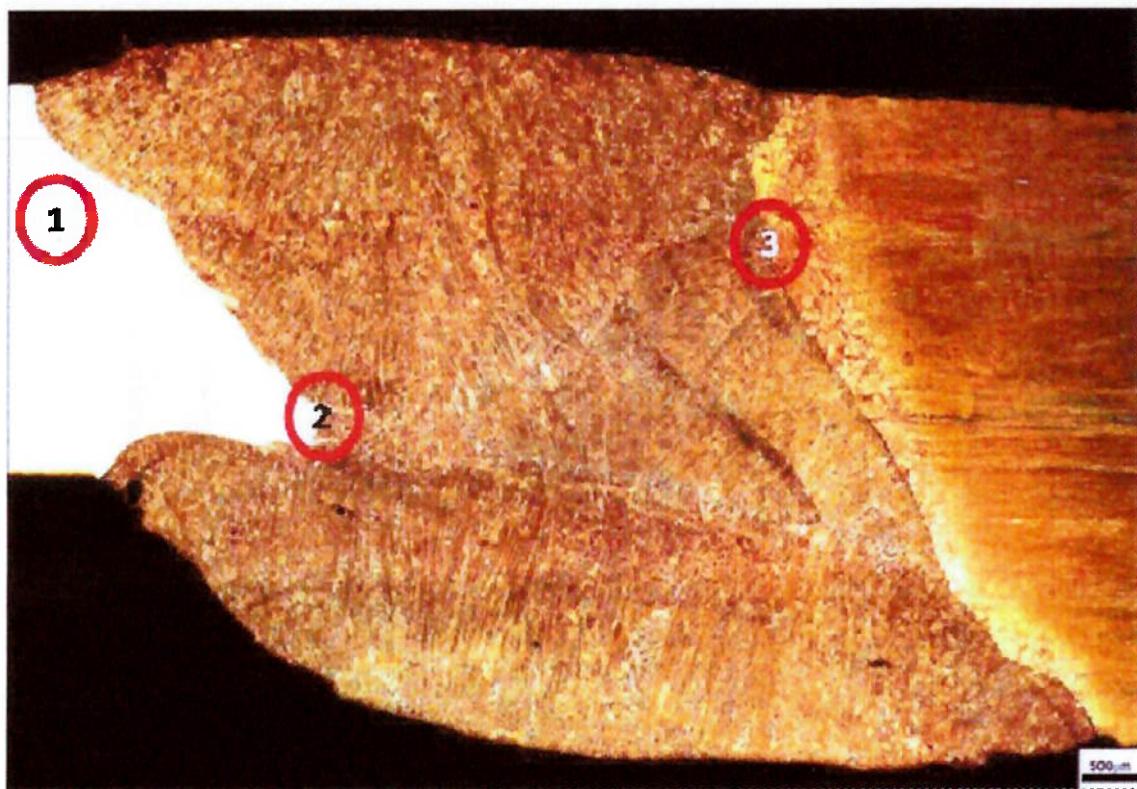


Figura 5.7 – Micrografia da junta dissimilar identificando em círculos vermelhos as três regiões que foram ensaiadas pelo método da prática A.

Na figura 5.8, destacamos a região 1, que é a zona afetada pelo calor da junta de materiais dissimilares, podemos observar que nesta região temos uma área do aço inoxidável 304 que está sensitizada, pois apresenta um contorno de grão bastante definido, que indica que a junta não está aprovada na prática A.

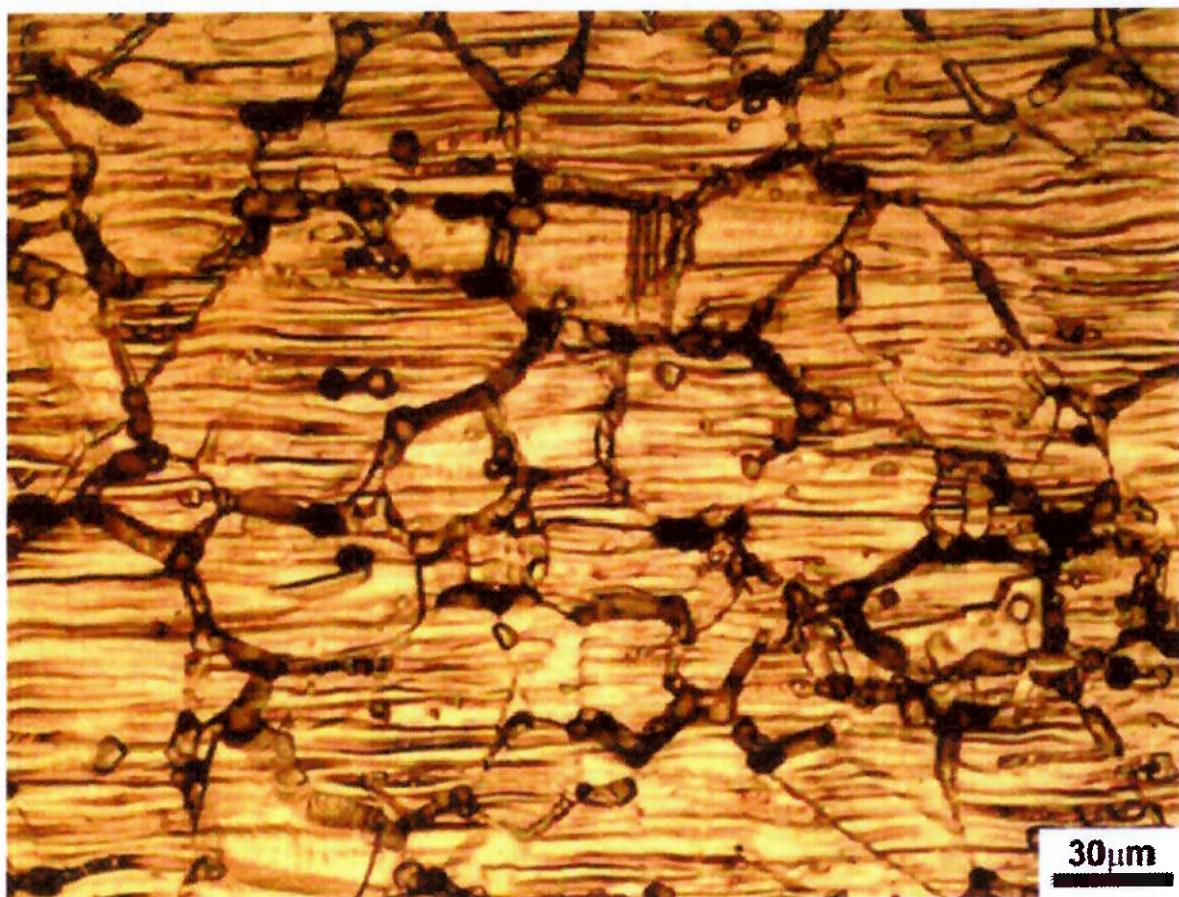


Figura 5.8 – Região 1 da junta dissimilar onde podemos observar que o contorno de grão apresenta-se de forma bem definida, indicando que está região foi reprovada pelo ensaio de metodologia da prática A.

Na figura 5.9, destacamos a região 2, onde podemos observar a zona de ligação, do aço inoxidável 304 com o duplex UNS S32304 e a zona fundida do metal de adição E2209-17.

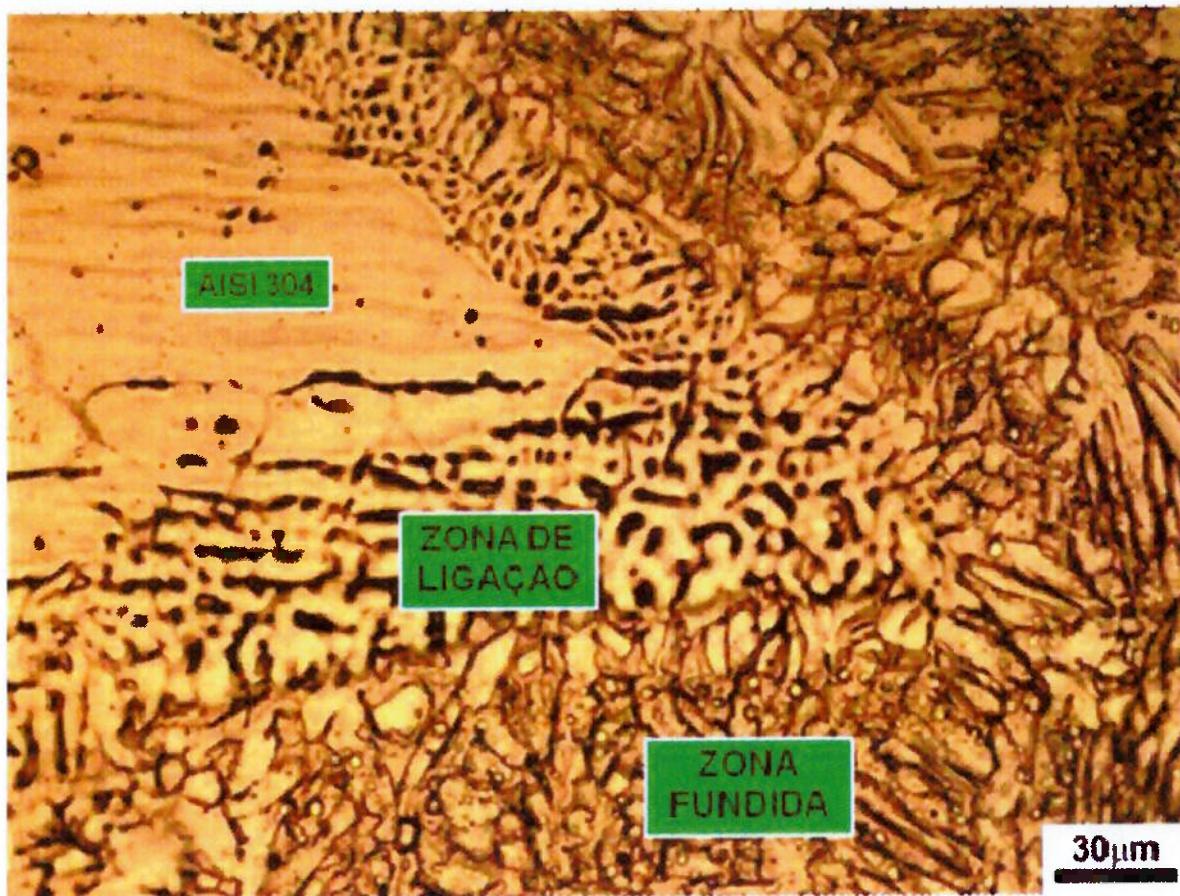


Figura 5.9 – Região 2 da junta dissimilar onde podemos observar as três regiões distintas pelo analisadas pelo ensaio de metodologia da prática A.

Podemos observar na figura 5.10 a zona fundida que apresenta uma região onde não podemos definir as transformações de fases ferrítica e austenítica.



Figura 5.10 – Região 3 da junta dissimilar onde podemos observar que não há uma definição das transformações de fase pelo ensaio de metodologia da prática A.

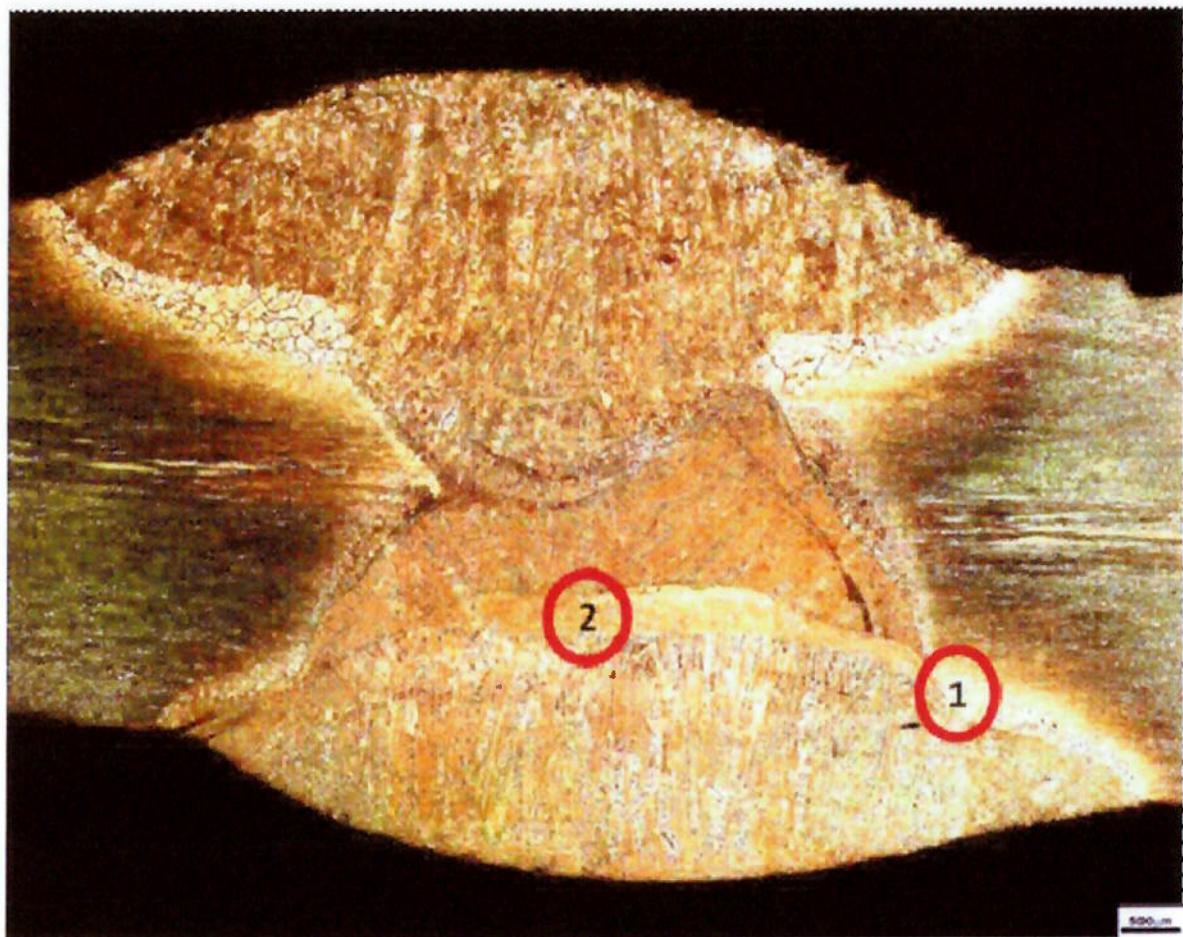


Figura 5.11 – Micrografia da junta similar identificando em um círculo vermelho a regiões 1 e 2 que foram ensaiadas pelo método da prática A.

Analizando a figura 5.11, nota-se que a junta soldada com materiais similares indica a ZAC, identificada pelo número 1, e uma região na zona fundida, identificada pelo número 2, apresenta uma região similar à figura 5.10. O resultado da prática A da região 1, figura 5.12, mostra regiões no interior dos grãos super-atacadas e também na interface ferrita-austenita. Já na região 2 não existem regiões com ataques preferenciais. A microestrutura apresenta uma grande quantidade de austenita.

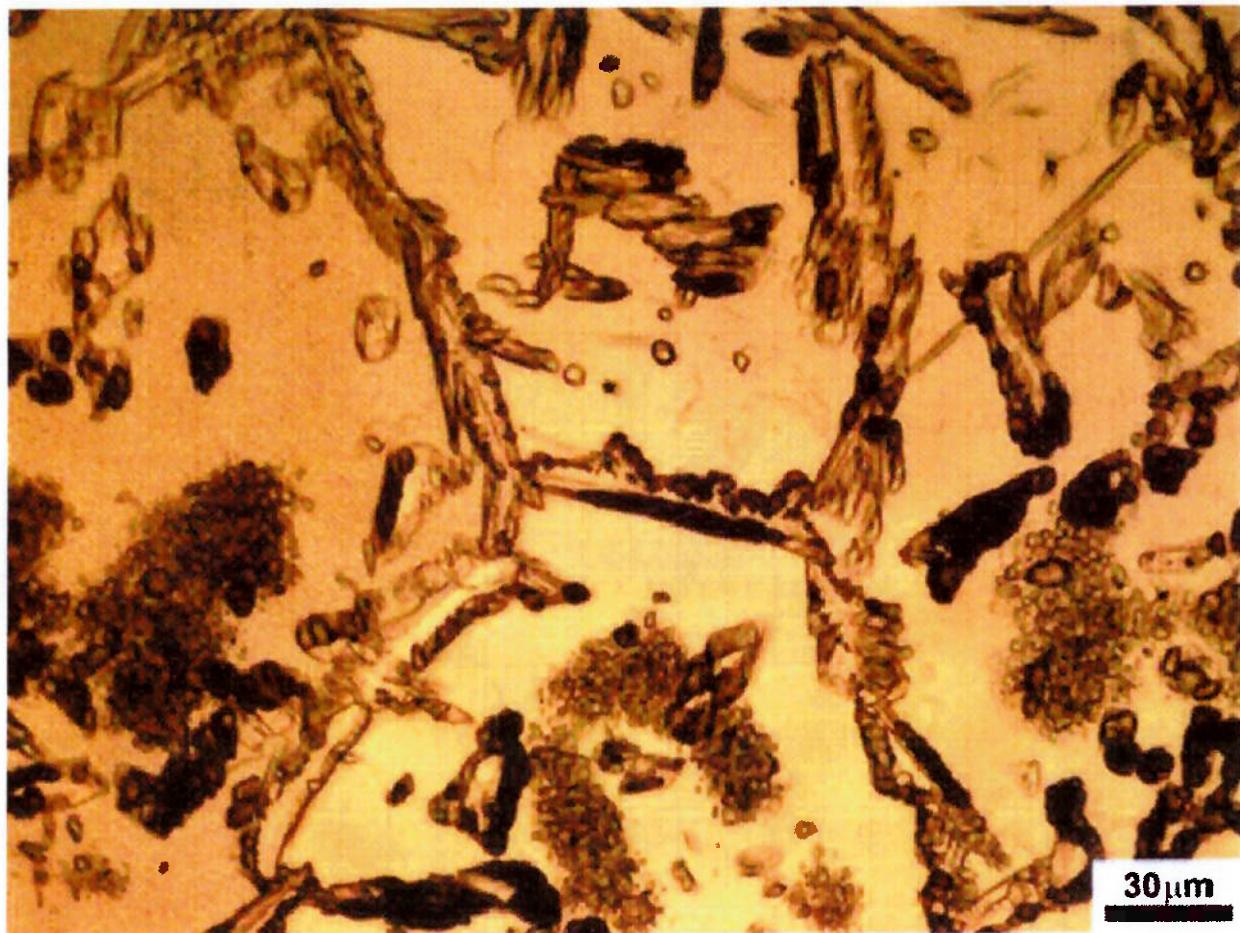


Figura 5.12 – Resultado do ensaio de corrosão segundo ASTM A262 Prática A

na ZAC (região 1 na figura 5.11).



Figura 5.13 – Resultado do ensaio de corrosão segundo ASTM A262 Prática A na Z F (região 2 na figura 5.11).

6. CONCLUSÕES.

Com base nos estudos realizados pode-se concluir que:

1. As variáveis de soldagem adotadas (corrente e velocidade de soldagem) não influenciaram significativamente na microestrutura da junta dissimilar assim como na junta similar.
2. As variáveis de soldagem adotadas (corrente e velocidade de soldagem) causaram a sensitização do material AISI 304.
3. Quando houver a necessidade de obter uma junta soldada nas condições realizadas no estudo o lado do material AISI 304 não pode trabalhar em contato com um meio corrosivo.
4. Alterações localizadas na formulação do revestimento do eletrodo causaram a modificação das microestruturas das zonas fundidas, tanto da junta similar como dissimilar. O revestimento possui níquel para modificar a composição duplex do metal de solda.

SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS.

1. Analisar os defeitos encontrados na radiografia.
2. Estudar os motivos que geraram a falta de fusão ao longo de todo o cordão de soda, inclusive nas emendas dos cordões de solda, mesmo removendo as impurezas do cordão de raiz e realizando ensaios não destrutivos.
3. Realizar um estudo das propriedades mecânicas do objeto de estudo.
4. Analisar a origem do surgimento do pseudo cordão de solda na junta.
5. Realizar ensaio de corrosão por pit.
6. Analisar mais detalhadamente o motivo da diferença de ferrita na região do cordão de solda.
7. Estudar a influência dos elementos de liga do consumível no formato do cordão de solda.
8. Estudar a influência dos nitretos na resistência à corrosão dos cordões de solda em material duplex.

7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS:

1. PADILHA, ANGELO FERNANDO;.GUEDES, LUIS CARLOS GUEDES, Aços Inoxidáveis Austeníticos Microestrutura e Propriedades, pg. 77 – 100, São Paulo,1994
2. SCOTTI, AMÉRICO; PONOMAREV, VLADIMIR. Soldagem Mig / Mag Melhor entendimento Melhor Desempenho, pg. 20 – 33, São Paulo, 2008.
3. WAINER, EMILIO; BRANDI, S. D.; DE MELLO, F. D., Soldagem processos e metalurgia, pg.9-55, São Paulo, 1992.
4. Brandi, S. D., Física da Soldagem - SLD 002, 2010. (Material de aula).
5. FOUNDATION THE J. F. LINCOLN ARC WELDING, The procedure handbook of arc welding, fourteenth edition, pg. 5.1-4, 7.1-16, Cleveland, 2000
6. OKUMURA TOSHIE, TANIGUCHI CÉLIO; Engenharia de Soldagem e Aplicações, pg. 15 – 21, Rio de Janeiro, 1982
7. MARQUES, PAULO VILLANI, Tecnologia da Soldagem, pg. 211 – 221, Minas Gerais, 1991.
8. CARBO, HECTOR MARIO,Aço Inoxidável Aplicações e Especificações, Acesita, Nucleo do Inox, 2001.
9. BRANDI, SERGIO DUARTE; PADILHA, A. F. Precipitação de Fase sigma em aços Inoxidáveis Ferríticos, Austeníticos com Microestrutura Duplex, pg. 135 – 152, São Paulo, 1990.
10. REVISTA NUCLEO DO INOX, Nº 32, pg. 15 – 17, Maio/Agosto, Rio de Janeiro, 2009.

11. REICK, W.; POHL, M.; PADILHA, A.F., O Desenvolvimento dos Aços Inoxidáveis Ferríticos – Austeníticos com Microestrutura Duplex. In Congresso Anual da Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, Volumes 47 e 48 nº 409, Belo Horizonte, 1992.
12. GUNN, R. N., Duplex Stainless Steels Microstructure, Properties and Applications. Pgs 203 a 204, Cambridge, England, 2003.
13. ROWE, M. D.; NELSON, T. W.; LIPPOLD, J. C., Hydrogen – Induced – Cracking Along The Fusion Boundary of Dissimilar Metal Weld. Pgs 315 a 375, Fevereiro, 1999.
14. NELSON, T. W.; LIPPOLD, J. C.; MILLS, M. J., Nature and Evolution of The Fusion Boundary in Ferritic – Austenitic dissimilar metals Welds. Part 2 On Cooling Transformations. Pgs 2675 a 2775 Outubro, 2000.
15. NELSON, T. W.; LIPPOLD, J. C.; MILLS, M. J., Nature and Evolution of The Fusion Boundary in Ferritic – Austenitic dissimilar metals Welds. Part 2 Nucleation and Growth. Pgs 3295 a 33375 Outubro, 2000.
16. Welding Stainless Steel Grades, Stainless Austenitic, Martensitic and Ferritic Steel, Trabalho retirado da Internet; Acessado em 17/09/2011, 22:25 hs, Disponível em:
http://www.stainlessconstruction.com/Specification/Availability/Specia l_Grades_of_Stainless_Steel.htm
17. SANDVIK, WELDING GUIDELINES SAF 2304; Trabalhos retirados da Internet; Acessado em: 17/09/2011, 20:00 hs; Disponível em:
[http://www.sandvik.com/sandvik/0140/internet/APPLICATIONS/SE03481.NSF/G enerateFrameset1?readForm&url=http://www.sandvik.com/sandvik/0140/intern et/APPLICATIONS/SE03481.NSF/\(DocumentsInternetWeb\)/7D39F902CC53108C C12574800043122B](http://www.sandvik.com/sandvik/0140/internet/APPLICATIONS/SE03481.NSF/G enerateFrameset1?readForm&url=http://www.sandvik.com/sandvik/0140/intern et/APPLICATIONS/SE03481.NSF/(DocumentsInternetWeb)/7D39F902CC53108C C12574800043122B).

18. Practical Guidelines for the Fabrication of Duplex; IMO, INTERNATIONAL MOLYBDENUM ASSOCIATION, London; Trabalhos Retirados da Internet; Acessado em 30/11/2011, às 21:15 hs; Disponível em:

[http://www.imoa.info/_files/stainless steel/Duplex Stainless Steel 2d Edition.pdf](http://www.imoa.info/_files/stainless%20steel/Duplex%20Stainless%20Steel%202d%20Edition.pdf)

[http://www.imoa.info/_files/stainless steel/2205 Duplex Pharmaceutical.pdf](http://www.imoa.info/_files/stainless%20steel/2205%20Duplex%20Pharmaceutical.pdf)

[http://www.imoa.info/_files/stainless steel/IMOA Shop Sheet 104.pdf](http://www.imoa.info/_files/stainless%20steel/IMOAShopSheet104.pdf)

[http://www.imoa.info/_files/stainless steel/IMOA Shop Sheet 105.pdf](http://www.imoa.info/_files/stainless%20steel/IMOAShopSheet105.pdf)

19. MARSHALL, P., Austenitic Stainless Steels Microstructure and Mechanical Properties, pgs 23 – 73, London and New York, 1984.

20. HONEY COMBE, R. W. K., Steels Microstructure and Properties, pgs. 301 – 330, London, 1981.

21. I SEMINARIO BRASILEIRO SOBRE AÇOS INOXIDÁVEIS – (ABM), São Paulo, 1989.

22. MITEVA, R., TAYLOR, N. G., General Review Dissimilar Metal Welds in Piping Systems of Pressurized Water Reactors, Including Wwer Desingns.nesc.network of evaluating structurd components, IE, Institute for Energy, Petten, Netherlands, 2006, Matreial retirado da internet; acessado em 01/12/2011; Disponível em:

www.abmbrasil.com.br/materiais/downloadeur22469e1321311.pdf

23. CAHN, ROBERT W.; HAASEN, PETER, FOURTH, Revised and enhanced ediction, pgs 471 – 522, North – Holland, 1996.

24. CAHN, ROBERT W.; HAASEN, PETER, FOURTH, Revised and enhanced ediction, pgs 669 – 779, North – Holland, 1996.

25. KOU, SINDO, Welding Metallurgy, second edction, pgs 143 – 168, New jersey, Canada, 2003.

26. BRANDI, S. D.; LIPPOLD, JOHN CARL, Considerações sobre a Metalurgia da Soldagem de aços inoxidáveis duplex e superduplex, março, 1997.

27. WELDING HAND BOOK, Stainless and heat-resistant steels, Ninth Edition, volume 4, pgs 351-367, Miami, USA, 2011
28. Brandi, S. D., Metalurgia Física 1 - SLD 008, 2011. (Material de aula).
29. Brandi, S. D., Metalurgia Física 2 - SLD 008, 2011. (Material de aula).
30. Brandi, S. D., Metalurgia Física 3 - SLD 008, 2011. (Material de aula)
31. Brandi, S. D., Metalurgia da Soldagem - SLD 009, 2011. (Material de aula).
32. Brandi, S. D., Soldabilidade dos Materiais - SLD 0011, 2011. (Material de aula).
33. SIMMONS, J.W.; Overview, high – nitrogen alloying of stainless steel, materials science and Engineering A. V. A 207, pgs 159 – 169, 1996.
34. SIMMONS, J.W., et al Effect of nitride (Cr_2N) precipitation on the mechanical, corrosion and wear properties of austenitic stainless steel, ISIJ International, V.36, n.7, pgs 846 -854, 1996.

ANEXO I – Certificado de Calibração do Termômetro de contato

LABORATÓRIO METROLOGIA

CERTIFICADO DE CALIBRAÇÃO N° 04406/11SA05

Pág. 1/1
Qdg. 454-05-3
Rev. 00/04/2011 12:45:19

Data da calibração: 02/04/2011 – válida da calibração conforme estabelecido pelo cliente: 4/2012

Conforme: **Instrumento Metálico para Alta Térmica**
Endereço: Av. José Cesar de Oliveira, 111 - Vl. Humaitá - São Paulo - SP

Identificação do Instrumento de Medição: MA-XER-1168

Descrição: Termômetro	Fabricante: Alimp	Área: Não constata
Raga de medição: -200 °C a 1370 °C	Modelo: MFT-51	Local: Não constata
Tipo Leitura: Não constata	4" Sheath: Não constata	Desempenho: Não constata
Valor de um: 0,005: 0,05 a 0,20	CF3 Schenck: Não constata	Interpretação adicionais: Não constata
Classificação: Não constata	Detraher: Não constata	

Procedimento de Calibração/Revisão: PR-J3-01403

Caro(a) cliente, foram verificadas as seguintes faixas de medição do instrumento em ambiente controlado. Sendo: 0 a 200 °C: Fator de Calibração Fator: 1,0000000000000000, com uma G. de variação de 0,0000000000000000. O resultado representa uma média de 4 amostras medidas em 7 ondas de medição com máximas diferenças.

Padrões

200	100	50	20	10	5	2	1
1000	500	200	100	50	20	10	5
10000	5000	2000	1000	500	200	100	50
100000	50000	20000	10000	5000	2000	1000	500

Resultado da Calibração - Valores em °C

Condições ambientais no momento da calibração: Temperatura: 20,22 °C - Umidade relativa: 40%

Parâmetro	Instrumento	Padrão	Eixo	Incerteza	Verif.	k
200 °C	20	20,3	-0,3	0,5	**	2,00
200 °C	100	100,5	-0,5	0,5	**	2,00
200 °C	180	180,3	-0,8	0,5	**	2,00
1370°C	400	407,0	-2,0	1,7	**	2,00
1370°C	700	701,0	-1,0	2,0	**	2,00
1370°C	1000	1002,0	-2,0	2,4	**	2,00

Observações - Disponibilidades Gerais

"Incerteza expandida da medição resultante e considerada como incerteza ponderada da medição multiplicada pelo fator de cobertura k, que para uma distribuição normal corresponde a uma probabilidade de abrangência de aproximadamente 95%." A incerteza padrão da medição foi determinada de acordo com a fórmula: $E = k \cdot S$ "

Declaro que este Termômetro é de uso profissional. Local da calibração: Endereço da Unidade 1: Calibração de termômetros.

Instrumento: **Termômetro Metálico MA-XER-1168**
Data: **02/04/2011**

Assinatura: **José Lopes - 27/411**

Este documento é destinado ao cliente por e-mail e assinado digitalmente.

Assinante autorizado: **Manoel José Lopes**

"Acepto la presente certificación no por mi dadas. Acepto declarar delante de su juez la veracidad de la certificación que he hecho en su oficina y que no se ha hecho en su oficina." "O cliente aceita esta certificação emitida no seu escritório de calibração e que não se realizou na oficina de calibração." "LAFTEC Comércio e Manutenção de Instrumentos de Precisão"

Unidade I: Rua Padre José Lobo, 375 - Jardim Bela Vista - CEP 06400-340 - São André - SP - Fone: (11) 4427-3618
Unidade II: Rua Mancio Júnior da Nóbrega, 415 - Jd. Andrade - CEP 15477-640 - Americana - SP - Tel.: (19) 3472-4535

ANEXO II – Certificado do Consumível



EN 1600:1997: E 229 3 N L R 3 2
AWS A5.4-92: E 2209-17

BÖHLER FOX CN 22/9 N

SMAW eletrodo rutilico, alta-liga,
alta resistência à corrosão.

Descrição:

Eletrodo com revestimento rutilico desenvolvido para soldagem de aços inoxidáveis duplex, com estrutura ferrítica/austenítica do tipo 1.4462, UNS 31808. Amplamente utilizado nas indústrias químicas e offshore. Além de fornecer depósitos com alta resistência mecânica e tenacidade, o metal de solda possui elevada resistência à corrosão sob tensão e por pite. O eletrodo BÖHLER FOX CN 22/9 N apresenta ótima soldabilidade, sendo ideal para soldagem de tubos. Além da boa molhabilidade, fácil remoção de escória, isenção de poros e altos valores de tenacidade a -20 °C, este eletrodo possui alma ligada, o que acarreta em maior resistência à corrosão (PRE > 35) e microestrutura homogênea com teor de ferrita variando entre 30 a 60%.

COMPOSIÇÃO QUÍMICA TÍPICA DO METAL DEPOSITADO:

% C	% Si	% Mn	% Cr	% Ni	% Mo	% N	PRE _N
% Peso	0,03	0,9	0,8	23,0	9,0	3,2	0,17 >35

PROPRIEDADES MECÂNICAS TÍPICAS DO METAL DEPOSITADO:

(*)	u
Límite de Escoamento (LE) N/mm ² :	650
Límite de Resistência (LR) N/mm ² :	820
Alongamento (A) [L ₀ = 5d ₀] %:	25
Impacto Charpy V (J)	+20 °C: 55 -10 °C: 50 -20 °C: >32

(*) u Sem tratamento, como soldado.

DADOS OPERACIONAIS:

	Ressecagem: 250 – 300 °C, min. 2h	\varnothing (mm)	L (mm)	Corrente (A)	
		2,5	300	40 – 75	
		3,2	350	70 – 120	
		4,0	350	110 – 160	
		5,0	450	150 – 200	

Pré-aquecimento e temperatura de interpasso máxima de 150 °C. Temperatura de alívio de tensão máxima de 250 °C. Energia de soldagem de acordo com espessura de parede do metal de base.

METAL DE BASE:

Aços inoxidáveis duplex de mesma composição química, aços ferríticos/austeníticos de alta resistência mecânica.

1.4462 X2CrNiMoN22-5-3, 1.4362 X2CrNiN23-4,
1.4462 X2CrNiMoN22-5-3 com 1.4583 X10CrNiMoNb18-12, 1.4462 X2CrNiMoN22-5-3
com P235GH / P265GH, S255N, P295GH, S355N, 16Mo3
UNS S31803, S32205

IMPORTANTE: As informações contidas neste documento não são garantia ou certificado pelo qual assumimos responsabilidades legais, podendo ser alteradas sem aviso prévio.

ANEXO III – Laudo radiográfico do CP dissimilar

ANEXO IV – Laudo Radiográfico do CP Similar