



UNIVERSIDADE FEDERAL DO ESPÍRITO SANTO

Centro Tecnológico

Departamento de Engenharia Mecânica - DEM

PROJETO DE GRADUAÇÃO

**CARACTERIZAÇÃO DA SOLDAGEM TIG AUTÓGENA EM FITAS DE AÇO UNS
31803 EMPREGADAS NA FABRICAÇÃO DE TUBOS FLEXÍVEIS**

DANIEL CARLOS GUASTI

MAICK AFONSO RIBEIRO MACHADO

Vitória - ES

Setembro de 2013

DANIEL CARLOS GUASTI
MAICK AFONSO MACHADO RIBEIRO

Caracterização da soldagem TIG autógena em fitas de aço UNS 31803 empregadas na
fabricação de tubos flexíveis

Projeto de Graduação apresentado ao Corpo Docente
do Departamento de Engenharia Mecânica da
Universidade Federal do Espírito Santo como parte
dos requisitos para obtenção de título em Bacharel em
Engenharia Mecânica.

Orientador: Prof. Dr. Sc. Temístocles de Sousa Luz.

Vitória - ES

Setembro de 2013

DANIEL CARLOS GUASTI
MAICK AFONSO RIBEIRO MACHADO

Caracterização da soldagem TIG autógena em fitas de aço UNS 31803 empregadas na
fabricação de tubos flexíveis

Projeto de Graduação apresentado como parte dos
requisitos para obtenção de título em Bacharel em
Engenharia Mecânica.

BANCA EXAMINADORA:

Prof. Dr. Sc. Antônio Cesar Bozi
Universidade Federal do Espírito Santo

Engenheiro Mecânico Fagner Bertholdi Fraga
Universidade Federal do Espírito Santo

Vitória – ES

Setembro de 2013

“O único lugar em que sucesso vem antes de trabalho é no dicionário.”

(Albert Einstein)

DEDICATÓRIA

Dedicamos este trabalho primeiramente a Deus, com toda sua misericórdia e compaixão, nos proporcionou a força necessária e abriu os caminhos para que esse trabalho fosse concluído com sucesso. Segundo a nossa família, que nos apoiou em todos os aspectos, independente do momento e das circunstâncias.

AGRADECIMENTO

Agradecemos à empresa Flexibrás - Technip, por ceder todo o material, espaço, pessoal e tempo necessário para a conclusão desse projeto. Agradecemos ao Fagner Bertholdi Fraga e a todos os funcionários da Industrialização – Solda, por nos acolherem e proporcionarem momentos ímpares de aprendizado. Agradecemos também ao professor Temístocles de Sousa Luz, pela ajuda, paciência e disponibilidade para esclarecer e apoiar nossas ideias. Obrigado a todos!

RESUMO

Os aços inoxidáveis duplex se caracterizam por possuir, em sua composição, as fases austenita e ferrita em balanço, que garantem ao material considerável resistência à corrosão e boas propriedades mecânicas. Durante o processo de soldagem, essas características se modificam devido às alterações microestruturais promovidas, principalmente, pelo aquecimento da região soldada.

Visando identificar os efeitos do setup de parâmetros no processo de soldagem GTAW “Gas Tungsten Arc Welding”, foi realizado um estudo com proposta de variações nos mesmos, de modo a qualificar, por meio de ensaios, a caracterização da microestrutura e das propriedades mecânicas do aço duplex UNS 31803 (SAF 2205) soldado, com e sem tratamento térmico, com o intuito de propor melhorias na regulação desses parâmetros.

As amostras foram soldadas utilizando as combinações de parâmetros de soldagem (corrente, tensão e velocidade de avanço do eletrodo) de acordo com testes para obtenção de uma solda com aspecto visual considerado bom, com espessura de cordão média e regularidade na face da solda. Foram efetuadas doze soldas distintas, com suas respectivas combinações de parâmetros de soldagem, e em seguida foram repetidas as soldas com melhor aspecto visual, e submetidas ao tratamento térmico.

A soldagem das amostras foi realizada no setor Industrialização-Solda da Flexibrás, e os ensaios foram realizados no laboratório de Controle da Qualidade da própria empresa.

Uma análise qualitativa das amostras foi feita, de acordo com o estudo dos seguintes resultados:

- Micrografia
- Microdureza
- Contagem de (%) Ferrita.

Palavras-Chave: Microestrutura, Macroestrutura, Aço Duplex, Solda.

ABSTRACT

Duplex stainless steel is characterized by contain in its composition, austenite and ferrite phases in balance, ensuring the material considerable corrosion resistance and good mechanical properties. During the weld process, these characteristics change due to microstructural changes promoted primarily by heating the welded region.

To identify the effects of setup parameters in GTAW welding process "Gas Tungsten Arc Welding", a study was conducted with proposed changes in them, so to qualify through testing, characterization of microstructure and mechanical properties of duplex steel UNS 31803 (SAF 2205) with and without heat treatment, targeting the proposed improvements in the regulation of these parameters.

The samples were welded using combinations of welding parameters (voltage, current and welding speed) in accordance with tests for obtaining a solder considered good visual appearance - an average bead thickness and regularity on the face of the weld. Welds were made twelve distinct, with their respective combinations of settings, then the welds were repeated with better visual appearance, and subjected to heat treatment.

The welding of the samples was performed in the Industrialization-Weld Flexibrás, and the tests were performed in the laboratory Quality Control at Company.

A qualitative analysis was made according to the study the following results:

- Micrography
- Micro-hardness
- Count (%) Ferrite

Keywords: Microstructure, macrostructure, Duplex Steel, Weld.

SIGLAS

TIG – Tungsten Inert Gas - Processo de soldagem a arco elétrico entre um eletrodo não consumível de tungstênio com proteção gasosa

SAF – Sandvik Austenite Ferrite

UNS – Unified Numbering System – Sistema de numeração unificada

GTAW – Gas Tungsten Arc Welding – Soldagem por eletrodo de tungstênio com gás de proteção

SMAW – Shielded Metal Arc Welding – Soldagem a arco elétrico com eletrodo revestido

ZTA – Zona Termicamente Afetada

ZF – Zona Fundida

AOD – Descarbonização por Sopros Combinados de Oxigênio e Argônio

CCC – Cúbica de Corpo Centrado

CFC – Cúbica de Face Centrada

E_{AP} – Energia Aportada de Soldagem

D_{EP} – Distância do Eletrodo à Peça

V_{AE} – Velocidade de Avanço do Eletrodo

CTT – Com Tratamento Térmico

STT – Sem Tratamento Térmico

SUMÁRIO

Vitória – ES	iii
Setembro de 2013.....	iii
“O único lugar em que sucesso vem antes de trabalho é no dicionário.”	iv
(Albert Einstein).....	iv
DEDICATÓRIA	v
AGRADECIMENTO	vi
RESUMO.....	vii
ABSTRACT	viii
SIGLAS.....	ix
Sumário	x
Lista de Figuras	xiii
Lista de Tabelas.....	xv
Capítulo I.....	1
1. Introdução.....	1
Capítulo II.....	2
2. Revisão Bibliográfica.....	2
2.1 – Aços Inoxidáveis.....	2
2.1.2 – Aços Inoxidáveis Austeníticos	3
2.1.3 – Aços Inoxidáveis Ferríticos.....	3
2.2 – O Sistema Fe-Cr-Ni	4
2.3 – Elementos de Liga nos Aços.....	6
2.4 – Aços Inoxidáveis Duplex	7
2.4.1 – Conceito de Aço Duplex.....	7

2.4.1 – Aspectos Metalúrgicos dos Aços Inoxidáveis Duplex	10
2.5 – Gas Tungsten Arc Welding (GTAW).....	12
2.5.1 – O Processo.....	12
2.5.2 – Soldabilidade dos Aços Inoxidáveis Duplex.....	13
Capítulo III.....	17
3. Materiais e Métodos.....	17
3.1 – Material Utilizado no Projeto	17
3.2 – Energia Aportada de Soldagem.....	18
3.3 – Procedimento Experimental.....	18
3.3 – Avaliações da Microestrutura	21
3.3.1 – Micrografia.....	21
3.3.2 – Macrografia	22
3.3.3 – Contagem de Ferrita	22
3.4 – Ensaio Mecânico	23
3.4.1 – Microdureza	23
3.5 – Segurança e Meio Ambiente	23
Capítulo IV	24
4. Resultados e Discussões	24
4.1 – Classificações Visuais das Amostras Soldadas	24
4.2 – Influências da Energia Aportada de Soldagem na Soldabilidade	28
4.2 – Classificação das Soldagens.....	29
4.2.1 – Classificação por Inspeção Visual Segundo a Norma API-17J	31
4.2.2 – Contagem %Ferrita	32
4.2.3 – Caracterização Macro e Microestrutural.....	33
4.2.3 – Caracterização Metalúrgica e Física das Melhores Amostras STT e CTT	37
Capítulo V	42
5. Conclusões.....	42

CAPÍTULO VI.....	43
6. REFERÊNCIAS	43

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – Diagrama binário de equilíbrio Fe-Cr (PADILHA, PLAUT e RIOS, 2006).....	2
Figura 2 – Visão tridimensional do diagrama de equilíbrio Fe-Cr-Ni (PADILHA, PLAUT e RIOS, 2006).	4
Figura 3 – Seção isotérmica do ternário Fe-Cr-Ni a 1100 °C [RAYNOR e RIVLIN; 1988]. ...	5
Figura 4 – Efeito do teor de Cr na resistência à corrosão. [Gentil V. Corrosão. 5ª ed. Rio de Janeiro: LTC; 2007]	6
Figura 5 – Secção vertical com Fe constante 68% do diagrama ternário Fe-Cr-Ni (ATAMERT e KING 1991).....	11
Figura 6 – Diagrama Esquemático Tempo-Temperatura-Transformação para um aço inoxidável dúplex. (DAVIS, 1994).	12
Figura 7 – Processo de soldagem TIG: (a) Processo Global; (b) Área de soldagem aproximada.	13
Figura 8 – Diagrama de Schaeffler: regiões problemáticas típicas na soldagem de aços inoxidáveis.	14
Figura 9 - ZTA de um aço duplex resfriado rapidamente após atingir a temperatura de 1350°C [5].	15
Figura 10 – Micrografia de um aço duplex 2205; a ferrita é escura e a austenita é clara.	17
Figura 11 – Vista frontal (a) e ampliada (b) da máquina de solda TIG.	19
Figura 12 – Máquina de tratamento térmico por indução.	20
Figura 13 – Marcação dos cortes a frio realizados nas amostras enviadas para ensaio.	20
Figura 14 – Esquema de lixamento - Preparação das amostras para ataque químico de Behara I.....	21
Figura 15 – Secção transversal da solda com marcação das medições.	22
Figura 16 – Marcação dos pontos para aferição da microdureza da junta soldada.	23

Figura 17 – Fotografias das amostras soldadas de acordo com as doze regulagens de parâmetros de soldagem (face e raiz).	27
Figura 18 – Energia aportada à partir de cada regulagem de parâmetros de soldagem.	29
Figura 19 – Gráfico de Energia aportada x Regulagem; classificação das soldagens como Boa (Azul), Intermediária (Amarelo) e Ruim (Vermelho).	30
Figura 20 – Macrografia das amostras; (a) menor E_{AP} – regulagem 3; (b) E_{AP} intermediário – regulagem 4; (c) maior E_{AP} – regulagem 10.	33
Figura 21 – Gráfico relacionando largura da poça de fusão por energia aportada (E_{AP}).	34
Figura 22 – Macrografia da secção transversal das amostras soldadas com melhor aspecto visual - (a) amostra Lote 4 STT; (b) amostra Lote 4 CTT; (c) amostra Lote 5 STT; (d) amostra Lote 5 CTT; (e) amostra Lote 8 STT; (f) amostra Lote 8 CTT; (g) amostra Lote 9 STT; (h) amostra Lote 9 CTT.	35
Figura 23 – Micrografia da junta soldada – Lote 9 STT; (a) Solda + ZTA + MB 50x, (b) Solda 500x	36
Figura 24 - Gráfico Contagem %Ferrita dos Lotes 4, 5, 8 e 9 STT relacionando MB, ZTA e Solda.	37
Figura 25 – Trinca na região da ZTA [2].	38
Figura 26 – Gráfico Contagem %Ferrita dos Lotes 4, 5, 8 e 9 CTT relacionando MB, ZTA e Solda.	39
Figura 27 – Fotografia da amostra do Lote 9 CTT; Face (esquerda) e Raiz (direita).	39
Figura 28 – Micrografia da ZTA do Lote 9; STT (esquerda), CTT (direita).	40
Figura 29 - Perfil de dureza dos Lotes 4, 5, 8 e 9 STT.	40
Figura 30 - Perfil de dureza dos Lotes 4, 5, 8 e 9 CTT.	41

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Composição química do material utilizado no projeto. Dados do Fabricante – Outokumpu®.....	17
Tabela 2 – Quadro de classificação e acompanhamento das amostras soldadas.	19
Tabela 3 – Quadro de classificação e acompanhamento das amostras soldadas.	24
Tabela 4 – Quadro de parâmetros de soldagem com resultados Energia Aportada de Soldagem - Fita Inoxidável 72x1,8 mm SAF 2205.....	28
Tabela 5 – Avaliação das descontinuidades das juntas soldadas segundo Norma API-17J. ...	31
Tabela 6 – Contagem %Ferrita das amostras soldadas.	32
Tabela 7 – Composição da %Ferrita dos Lotes 4, 5, 8 e 9 STT para SD, MB e ZTA.	37
Tabela 8 – Composição da %Ferrita dos Lotes 4, 5, 8 e 9 CTT para SD, MB e ZTA.....	38

CAPÍTULO I

1. INTRODUÇÃO

Este trabalho tem como objetivo o estudo da caracterização da micro e macroestrutura, bem como as propriedades mecânicas da junta soldada de fita inox duplex SAF 2205.

Os resultados dos ensaios das juntas soldadas, realizados em laboratório, foram criticamente analisados e classificados de acordo com diagramas, tabelas e gráficos comparativos.

A crescente utilização dos aços inoxidáveis duplex na indústria petroquímica, que está em contínua expansão no nosso país, houve a motivação para trabalhar com esse material nesse estudo, visando obter melhoria na qualidade das juntas soldadas, tanto no que se refere à macro e microestrutura, quanto às suas propriedades mecânicas através da escolha adequada dos parâmetros utilizados na soldagem do mesmo.

Uma atenção especial à variação de temperatura em que essa junta soldada é submetida deve ser tomada, visto que o ajuste de balanço entre ferrita-austenita desta liga é estabelecido à temperaturas na ordem de 1000 °C [1], sendo que tal balanço não pode fugir a proposta do material, que é em torno de 50% para cada fase. O calor gerado na soldagem tem grande influência nesse balanço, sendo que quanto maior o fluxo de calor no processo de resfriamento, maiores as chances de o balanço tender para o lado da composição ferrítica (CCC), fragilizando a junta soldada. Sendo assim, um tratamento térmico pós-soldagem na ordem de 1050 °C é recomendado para que os problemas de desbalanceamento na taxa de ferrita-austenita do material utilizado nesse projeto sejam minimizados [2].

Ao final do estudo, obteve-se uma gama de conhecimentos que nos auxiliaram na soldagem em campo desse material utilizado nesse projeto. E obteve-se uma melhor regulação na combinação de parâmetros para a soldagem TIG autógena desse material.

CAPÍTULO II

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 – Aços Inoxidáveis

Aços com teores de cromo em torno de 11% têm a capacidade de formar película passiva, protegendo o aço da ação de agentes corrosivos (atmosfera corrosiva, meios aquosos ou orgânicos), e confere grande resistência à corrosão: estes aços, deste modo, recebem a denominação de inoxidáveis [3]. A Figura 1 mostra o diagrama de fases do binário Fe-Cr, que compreende a base dos aços inoxidáveis.

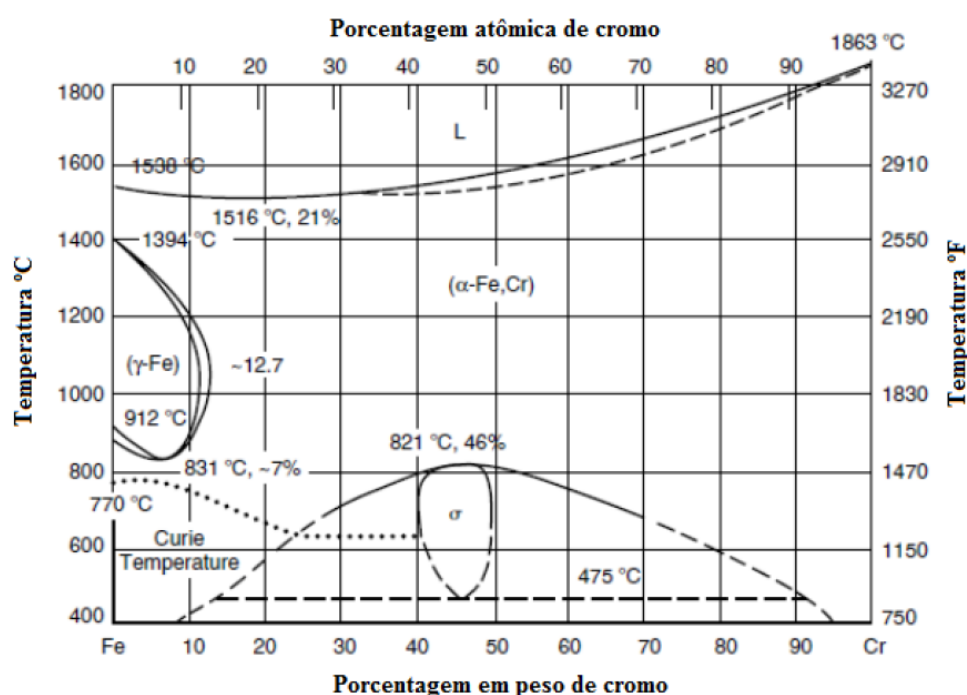


Figura 1 – Diagrama binário de equilíbrio Fe-Cr (PADILHA, PLAUT e RIOS, 2006).

A chamada película passiva é uma camada extremamente fina, contínua, estável e resistente formada instantaneamente sobre a superfície do aço inoxidável pela combinação do oxigênio do ar com o cromo do aço (Cr_2O_3) [3].

Além do cromo, existem outros compostos de liga que podem aumentar ainda mais a resistência à corrosão. São eles o níquel, o nitrogênio e o molibdênio. Para que se consiga manter os índices de resistência à corrosão, deve-se reduzir a presença de carbono a no máximo 0,03%, para que este não se combine com o cromo disponível, levando à redução local da concentração desse elemento, e impedindo a formação de óxido de cromo. Esse fenômeno é conhecido como sensitização [3].

A sensitização está ligada diretamente à precipitação de fases ricas em cromo nos contornos de grão ou de interfase da matriz, fato que causa a propagação da corrosão intergranular. Diz-se sensitizadas as estruturas nas quais está presente este fenômeno. Podemos aplicar tratamentos térmicos ao material para re-difundir o cromo para as regiões sensitizadas, ou ainda adicionar titânio ou nióbio a aços com porcentagem de carbono superior a 0,03%, os quais agem positivamente contra a sensitização, já que geram carbonetos mais estáveis que os de cromo, impedindo a formação de regiões empobrecidas deste elemento [3].

2.1.2 – Aços Inoxidáveis Austeníticos

Aços que apresentam estrutura CFC e possuem altos teores de elementos estabilizadores da austenita, ou com alto níquel equivalente, são chamados de austeníticos por apresentar esta fase estável em temperaturas até mesmo inferiores a ambiente (27°C). Tais aços apresentam grande ductilidade e tenacidade, além de boa soldabilidade [4].

2.1.3 – Aços Inoxidáveis Ferríticos

Aços que apresentam estrutura CCC e possuem altos teores de elementos estabilizadores da ferrita, ou de alto cromo equivalente, são chamados de ferríticos. Os aços que recebem esta denominação apresentam ductilidade e tenacidade menores que os austeníticos, além de transição de fratura dúctil-frágil. Entretanto são praticamente imunes à corrosão sob tensão. Além disso, possuem normalmente baixo custo [5].

Surge então a necessidade de se obter um aço inoxidável que combine as qualidades de aços ferríticos e austeníticos, com grande resistência à corrosão combinando com alta

resistência mecânica e tenacidade. Como resposta a essa necessidade, surgem os aços inoxidáveis duplex.

2.2 – O Sistema Fe-Cr-Ni

O estudo da metalurgia física dos aços inoxidáveis duplex pode ter início com a análise do sistema ternário Fe-Cr-Ni, uma vez que estes aços são compostos basicamente por ferro, cromo e níquel, além de elementos com comportamento semelhante a estes dois últimos, gerando o conceito de cromo e níquel equivalente [6].

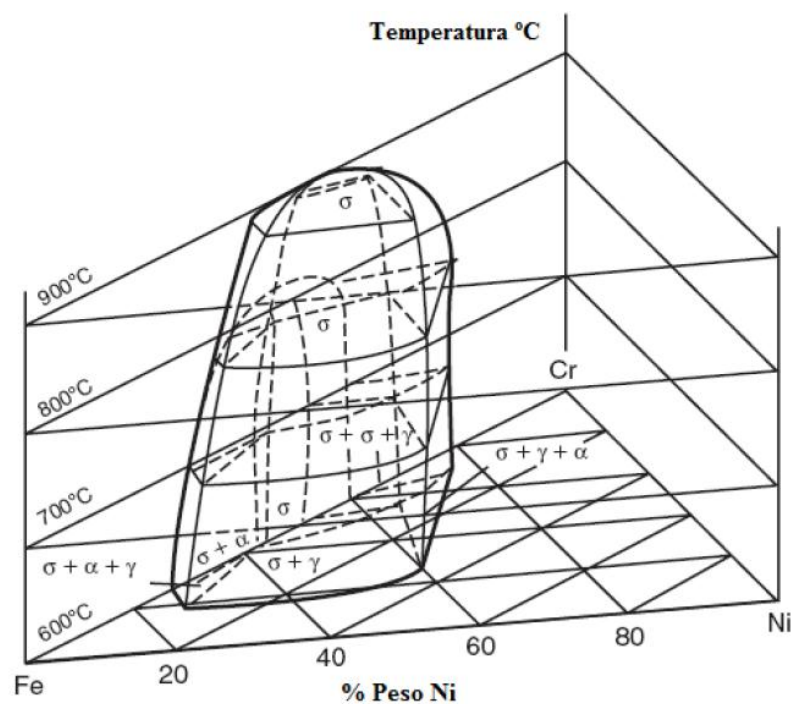


Figura 2 – Visão tridimensional do diagrama de equilíbrio Fe-Cr-Ni (PADILHA, PLAUT e RIOS, 2006).

Basicamente quatro fases sólidas são encontradas neste ternário. Três são soluções sólidas: austenita (γ), de estrutura cristalina cúbica de faces centradas; ferrita (α), cúbica de corpo centrado; e α' , também cúbica de corpo centrado, porém rica em cromo. A quarta fase sólida é um intermetálico denominado sigma (σ), de estrutura tetragonal, extremamente duro, frágil e não magnético [7].

Adotando-se os critérios de cromo e níquel equivalentes propostos por *Schaeffler* ou *DeLong*, encontrados no trabalho de [6], temos:

$$C_{req} = \%Cr + \%Mo + 1,5\%Si + 0,5\%Nb$$

$$Ni_{eq} = \%Ni + 0,5\%Mn + 30(\%C + \%N)$$

E considerando como composição química média do aço UNS 31803 (22,0% Cr – 5,5% Ni – 3,0% Mo – 1,7% Mn – 0,8% Si – 0,14% N – 0,03% C) temos que a composição química equivalente de cromo e níquel para esse aço é: 26,15% de Cr equivalente e 11,5% de Ni equivalente.

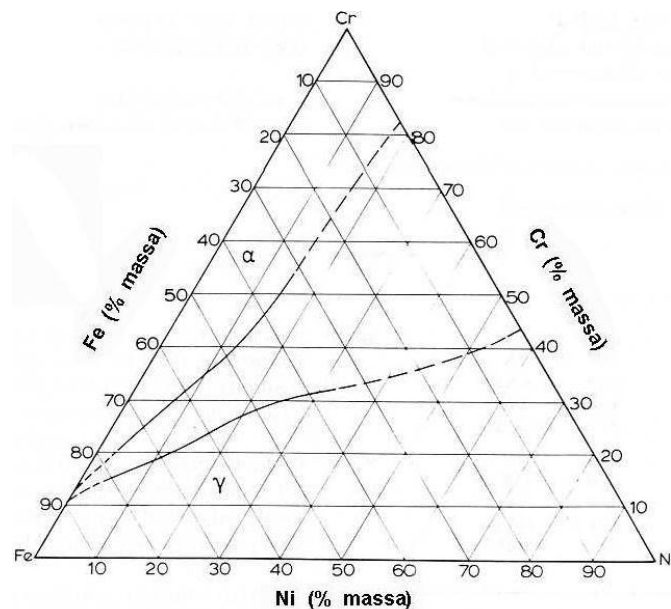


Figura 3 – Seção isotérmica do ternário Fe-Cr-Ni a 1100 °C [RAYNOR e RIVLIN; 1988].

Estudos empíricos foram feitos por pesquisadores para tentar prever as frações de austenita e ferrita presentes no material, por isso elementos de liga foram classificados como austenitizantes (ampliam o campo austenítico no diagrama de equilíbrio Fe-C) e ferritizantes (ampliam o campo ferrítico no diagrama de equilíbrio Fe-C). Como consequência disso, surgiu a forma de classificação das ligas de acordo com a ideia de cromo equivalente e níquel equivalente [14].

Nota-se pela Figura 3 que o tratamento isotérmico deste aço a aproximadamente 1100°C, seguido de um resfriamento rápido, é capaz de formar a estrutura duplex ferrita-austenita com base nos dados de cromo e níquel equivalente, como mostrado na Figura 2 [7].

2.3 – Elementos de Liga nos Aços

Os elementos de ligas nos aços alteram as propriedades físicas e mecânicas das fases constituintes. Dentre esses elementos será exemplificado os mais relevantes.

- Cromo (Cr) - A resistência à corrosão está diretamente ligada ao teor de cromo, quanto maior o teor maior será a resistência. O cromo livre irá se juntar ao oxigênio do ar, formando uma película que protege o material de agentes corrosivos. [3].

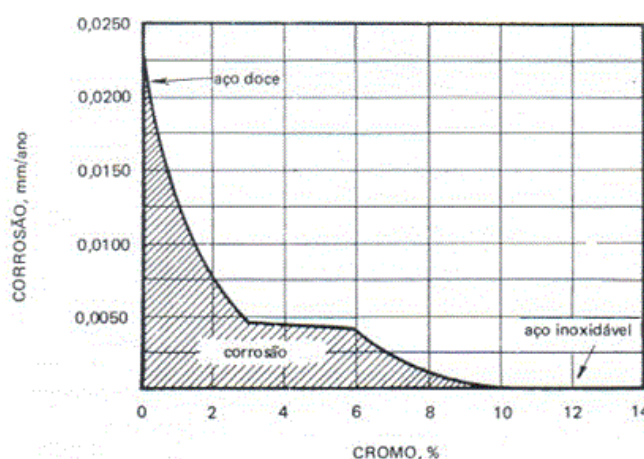


Figura 4 – Efeito do teor de Cr na resistência à corrosão. [Gentil V. Corrosão. 5ª ed. Rio de Janeiro: LTC; 2007]

- Níquel (Ni) – Quando associado ao cromo, o níquel aumenta a característica de resistência à corrosão. Por si só, o níquel, altera a estrutura cristalográfica da liga, provocando maior soldabilidade, resistência mecânica, ductilidade e tornando o aço não magnético [3].
- Molibdênio (Mo) – Tem um importante papel no aumento da resistência a corrosão, visto que sua adição provoca um aumento da passividade e da resistência química dos aços inoxidáveis, mas é sempre associado ao cromo [3].
- Manganês (Mn) – A presença de manganês, associada ao níquel, confere maior resistência mecânica ao aço. Sua principal função é de anular o efeito de impurezas perniciosas como o oxigênio e o enxofre [8].

- Silício (Si) – Atuando de maneira parecida com do cromo, o silício melhora a resistência à oxidação a altas temperaturas [8].
- Nitrogênio (N) – É usado para conferir maior resistência à corrosão, atuando junto com o cromo e o molibdênio [3].
- Carbono (C) – Aumenta a resistência mecânica e causa endurecimento da liga, e quando associado ao cromo diminui a resistência à corrosão [3].
- Fósforo (F) – Aumenta a usinabilidade dos aços [8].
- Titânio (Ti) e Nióbio (Nb) – Evitam que o carbono se combine com o cromo, fazendo com que não haja a perda de resistência à corrosão. Por esse mesmo motivo a soldabilidade é melhorada [3].
- Alumínio (Al) – Sua adição promove características parecidas ao do silício, porém o excesso do alumínio dissolvido na ferrita fragiliza o material [8].
- Cobre (Cu) – Adição do cobre apresenta boa condutividade térmica, elétrica e boa usinabilidade. Sua presença aumenta a resistência à corrosão por via úmida [3].

2.4 – Aços Inoxidáveis Duplex

2.4.1 – Conceito de Aço Duplex

Os aços inoxidáveis duplex são ligas de Fe-Cr-Ni, contendo até 0,3% em peso de nitrogênio, que apresentam uma resistência à corrosão similar às ligas de cobre, porém com uma resistência mecânica maior. Eles tendem a possuir frações volumétricas iguais de austenita e ferrita, através do correto balanço entre os elementos [5]. A estrutura típica é composta em média por 40 a 45% de Ferrita e 55 a 60% de Austenita, obtidas após solubilização entre 1000°C e 1200°C e resfriamento brusco [9]. Entretanto, segundo autores [5, 14], esta proporção pode variar entre 20-80% dessas fases. Caso a proporção dessas duas fases divirja muito dessa ordem de valores 50-50%, os materiais recebem a denominação “*dual phase*”, ou bifásicos.

Produzidos através de sistema AOD (descarbonização por sopro combinado de oxigênio e argônio), apresentam muito baixo teor de carbono e, portanto, são praticamente imunes à sensitização; além disso, desenvolvimentos recentes tornaram possível o aumento do teor de nitrogênio nos aços inoxidáveis, e particularmente nos duplex, levando a aumentos consideráveis de resistência mecânica, tenacidade e resistência à corrosão [4].

Os aços inoxidáveis duplex evoluíram rapidamente desde o início dos anos 1980. Melhorias significativas foram feitas tanto na soldabilidade quanto na resistência à corrosão destas ligas ao longo deste período. Estes aços são atualmente utilizados em uma vasta gama de aplicações, em que se exige uma maior resistência à corrosão [10].

Em suma, estes aços são utilizados em aplicações que se necessitam de boa resistência à corrosão, mecânica, ou ambas. Eles possuem um teor de ferrita superior aos aços austeníticos, são mais ferromagnéticos, têm condutividade térmica mais elevada e menor dilatação térmica. São frequentemente selecionados para resistir à corrosão e têm substituído ligas austeníticas em muitas aplicações onde a corrosão sob tensão e corrosão localizada são preocupações. Eles também são muito superiores com relação à maioria dos aços estruturais em aplicações corrosivas, e podem ter resistência mecânica comparável. Por esses motivos, os aços inoxidáveis duplex têm sido amplamente utilizados para oleodutos e gasodutos, tanto onshore quanto offshore [10].

Os aços inoxidáveis duplex começam a se precipitar e fragilizar a temperaturas relativamente baixas, por isso não são recomendados para aplicações de serviço superior a 280°C.

Eles são mais caros que os aços inoxidáveis austeníticos, não tanto devido ao custo dos elementos de liga, mas principalmente devido ao custo do processamento do aço. Podem ser utilizados no lugar de algumas ligas a base de Ni em ambientes ligeiramente agressivos, a uma fração do custo. Oferecem também vantagens em relação ao peso [10].

São significativamente mais resistentes do que os aços inoxidáveis austeníticos. A resistência mecânica chega a valores superiores a 425 MPa em comparação aos 210 MPa dos aços austeníticos. Uma vez que os aços inoxidáveis duplex são mais resistentes, eles também são mais duros, se tornando assim mais atraentes para aplicações onde a abrasão é uma preocupação. A maior parte dos aços inoxidáveis duplex de hoje têm boa tenacidade e ductilidade, no entanto, eles sofrem uma transição dútil-frágil a baixas temperaturas, de

modo que não são aplicados para serviço em temperaturas criogênicas. A temperatura de serviço é geralmente limitada a um intervalo de cerca de -40 a 280 °C [10].

Dentre os aços inoxidáveis duplex, o aço UNS 31803, conhecido usualmente como SAF 2205, é frequentemente utilizado em aplicações “*offshore*” como evaporadores de água, tubos de circuitos hidráulicos e transporte de dióxido de carbono seco e úmido; nas indústrias químicas em geral, de geração de eletricidade e na indústria de papel e celulose, como evaporadores e torres para estocagem de pasta de papel [11].

Com relação à fadiga, os aços duplex apresentam limites bem definidos. O aço SAF 2205 apresenta limite de fadiga da ordem de 285 MPa, ou 63% do limite de escoamento [12].

Em aços trabalhados mecanicamente, como é caso do SAF 2205, observa-se estrutura altamente refinada com espessura média das lamelas de 3 µm, que o leva aos consideráveis valores de resistência mecânica citados. Quanto maior é a deformação imposta, mais as áreas de austenita e ferrita tornam-se alongadas e finas, aumentando o bandejamento e levando à formação de estruturas cada vez mais refinadas.

A resistência mecânica é proporcional à espessura das bandas de ferrita e austenita por uma relação do tipo Hall-Petch – onde o tamanho dos grãos influencia diretamente nas propriedades mecânicas do aço. A alta tenacidade deste aço é resultado não somente do pequeno tamanho de grão, mas também da forte presença de austenita em sua estrutura. Estudos revelaram que amostras contendo 57% de ferrita, apresentaram temperatura de transição dúctil-frágil 149°C menor que amostras com mesmo tamanho de grão e mesma composição química, porém contendo 80% de ferrita. Tal fato é resultado do impedimento, por parte da austenita, da propagação das trincas de clivagem originadas na ferrita [12].

Apesar de se observar, com o aumento da fração volumétrica de ferrita, aumentos consideráveis de dureza e limite de escoamento, não houve alteração significativa no limite de resistência à tração, havendo, no entanto, severas reduções no alongamento total e na tenacidade [12]. Já **AGARWAL** [12] associa também a excelente resistência mecânica do duplex à presença de nitrogênio, que se encontra em sua maioria em solução sólida intersticial na austenita. Estas propriedades dos aços inoxidáveis duplex permitem construções onde se atinge grande economia de material e mão-de-obra, tanto na produção quanto na manutenção.

No entanto, durante envelhecimento isotérmico, pode ocorrer a precipitação de fases indesejáveis que causam a redução de propriedades mecânicas e afetam a resistência à corrosão do aço.

Os aços duplex apresentam os seguintes benefícios em relação aos demais aços inoxidáveis:

- Resistência mecânica superior, devido à estrutura bifásica Ferrita-Austenita e ao endurecimento por solução sólida;
- Melhor ductilidade e tenacidade;
- Melhor soldabilidade;
- Elevada resistência à corrosão, devido à adição de elementos de liga como Mo e N, e pelo alto teor de Cr. Tais elementos aumentam a resistência à corrosão por pites. Por possuir cerca de 50% de fase ferrítica em sua composição, o aço duplex também possui melhor resistência a corrosão sob tensão.

2.4.1 – Aspectos Metalúrgicos dos Aços Inoxidáveis Duplex

Prever o comportamento da formação microestrutural dos aços duplex é uma tarefa complicada devido à grande quantidade de elementos de liga presentes neste aço. Tais elementos proporcionam a modificação do diagrama de fases do sistema Fe-Cr-Ni. A Figura 5 mostra esquematicamente um diagrama pseudo-binário 68%Fe-Cr-Ni de solidificação ferrítica para um aço duplex com composição típica. Parte da fase ferrita se transforma em austenita à medida que o resfriamento vai ocorrendo. Outras fases vão se formando até que a temperatura atinja a temperatura ambiente. Essas fases serão citadas adiante.

Uma microestrutura totalmente ferrítica se forma primeiramente durante a solidificação. A transformação de parte da ferrita para austenita acontece em seguida durante o resfriamento produzindo precipitados de austenita na matriz ferrítica. Durante o processo de conformação do material e laminação à quente, aparecem lamelas alternadas de ferrita e austenita, que conferem boas propriedades mecânicas ao material, como citado na seção 2.4.1.

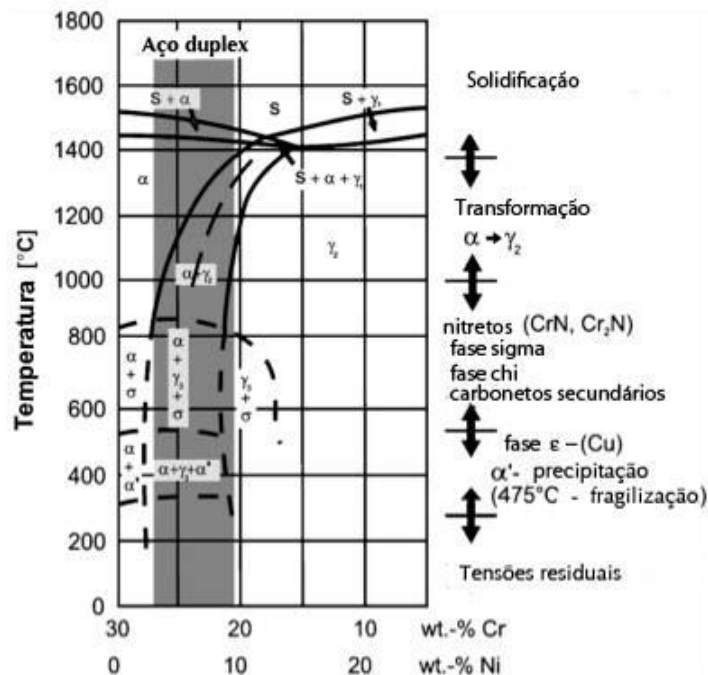


Figura 5 – Seção vertical com Fe constante 68% do diagrama ternário Fe-Cr-Ni (ATAMERT e KING 1991)

Pesquisas foram feitas para formulação de quantidades de ferrita e austenita presentes na liga. Para isso elementos de liga foram classificados como austenitizantes e ferritizantes [14]. O cromo, como elemento estabilizador da austenita, amplia o campo austenítico no diagrama Fe-C. Já o níquel, como elemento estabilizador da ferrita, amplia o campo ferrítico do diagrama Fe-C. De um modo geral, os elementos de liga que tem comportamento semelhante ao níquel (Si, Mo) são denominados elementos ferritizantes, já os que se assemelham ao cromo (Cu, Mn, C, N), são designados elementos austenitizantes [15].

Particularmente entre 700 e 900°C, pode ocorrer precipitação de nitretos de cromo e fase sigma, que são prejudiciais à liga [9]. A Figura 4 demonstra o efeito dos elementos de liga num aço inoxidável duplex; observando-se a formação de outras fases, exclusive austenita e ferrita.

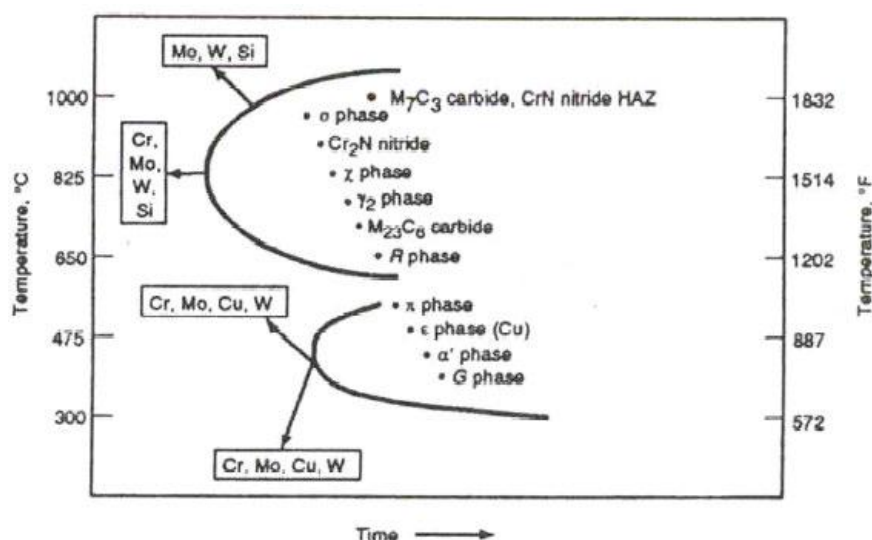


Figura 6 – Diagrama Esquemático Tempo-Temperatura-Transformação para um aço inoxidável dúplex. (DAVIS, 1994).

Estudos recentes mostraram que a fratura frágil em aços inoxidáveis duplex ocorre para frações volumétricas de fase sigma superiores a 5%, e que frações volumétricas inferiores a 2% garantem a ocorrência de fratura dúctil em ensaio Charpy [12].

2.5 – Gas Tungsten Arc Welding (GTAW)

2.5.1 – O Processo

Gas Tungsten Arc Welding, ou soldagem com eletrodo de tungstênio e proteção gasosa, tem como característica principal a utilização de eletrodo não consumível de tungstênio para criação do arco voltaico, responsável pela fusão e junção do metal de base, como mostrado na Figura 7. A tocha onde é posicionada o eletrodo de tungstênio é conectada ao cilindro contendo gás de proteção e ao terminal da fonte de energia através do cabo 1, como mostrado na figura 6b. O eletrodo de tungstênio é usualmente acoplado a um tubo de cobre, por onde circula água de arrefecimento, para evitar o superaquecimento do mesmo. A peça a ser soldada é conectada ao outro terminal da fonte geradora, através do cabo 2. O gás de proteção passa através do corpo da tocha e sai em direção à poça de fusão, protegendo a poça contra ação do ar úmido. A proteção gasosa no processo GTAW é muito melhor que na SMAW, devido à utilização de gás inerte argônio ou hélio e também devido o direcionamento do gás para a poça de fusão. Por essa razão, GTAW também é chamado de *tungsten-inert gas*

(TIG). Esse tipo de soldagem pode ser utilizado tanto no modo manual, quanto no modo automático de avanço da tocha, e pode ou não ser incluído metal de adição à junta soldada [14].

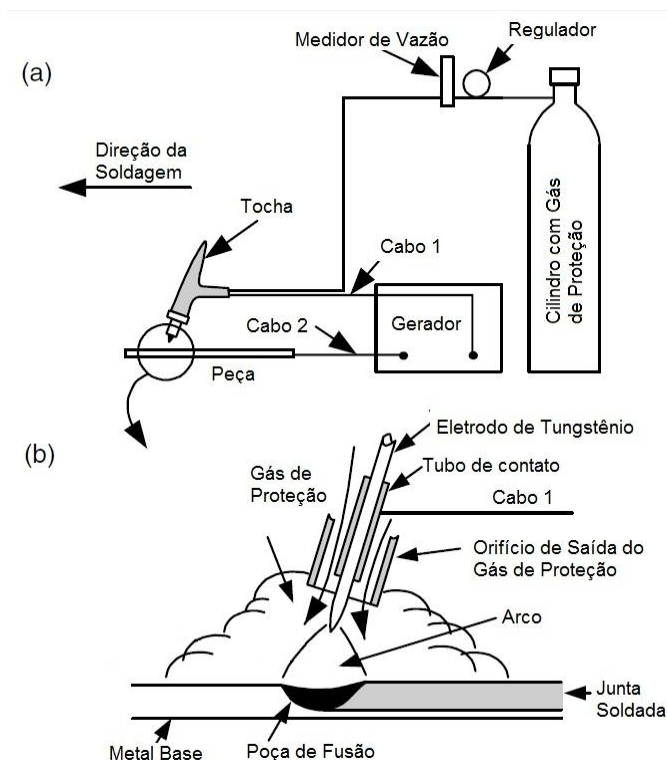


Figura 7 – Processo de soldagem TIG: (a) Processo Global; (b) Área de soldagem aproximada.

2.5.2 – Soldabilidade dos Aços Inoxidáveis Duplex

Os aços inoxidáveis duplex, durante a soldagem, apresentam um risco de crescimento de grão e precipitação de fase sigma e nitreto de cromo. Em geral, o resfriamento muito rápido provoca um aumento do teor de ferrita e a precipitação dos nitretos de cromo na ZTA e ZF. Seguindo um resfriamento lento, pode haver a precipitação de compostos intermetálicos que, como no caso do resfriamento rápido, prejudicam as propriedades mecânicas e químicas da solda. Logo, o controle dos parâmetros de soldagem é de extrema importância para aços inox duplex.

Para a previsão da microestrutura da solda, são utilizados diagramas constitucionais empíricos, onde o mais usado deles é o Diagrama de Schaeffler mostrado na Figura 8, desenvolvido na década de 50, onde a composição química da liga é relacionada com a

microestrutura da solda, e expressa em termos de cromo equivalente e níquel equivalente como visto no item 2.2.

O Diagrama pode ser dividido em quatro regiões, que apresentam alguns tipos de fragilizações:

- Região 1: Solidificação com uma estrutura completamente austenítica e com uma elevada sensibilidade à formação de trincas durante a solidificação ou por perda de ductilidade acima de 1250° C;
- Região 2: Aços com elevado teor de elementos de liga levando à formação de fases intermetálicas após aquecimento entre cerca de 450 e 900° C e, com isto, à sua fragilização;
- Região 3: Aços com estrutura ferrítica capaz de sofrer um grande crescimento de grão na ZTA e ZF, sendo, desta forma, fragilizados;
- Região 4: Aços de elevada temperabilidade com a formação de martensita na ZTA e ZF causando fragilização e fissuração pelo hidrogênio e por formação de martensita.

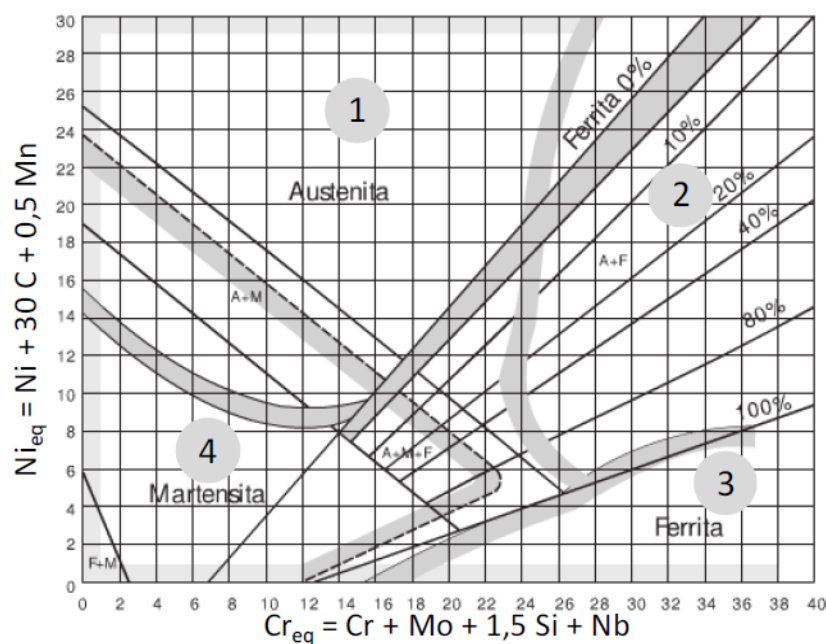


Figura 8 – Diagrama de Schaeffler: regiões problemáticas típicas na soldagem de aços inoxidáveis.

No centro do diagrama existe uma região livre dos problemas citados acima, região de simultaneidade entre ferrita e austenita. Em geral, para aços inoxidáveis austeníticos, essa é a região onde se deseja que a composição química da solda se encontre.

Nos aços inoxidáveis duplex, entretanto, procura-se uma microestrutura com partes iguais de ferrita e austenita, com o mínimo de fases terciárias (σ , Cr_2N , etc.) possíveis.

O metal de solda ou a ZTA com mais que 70% de ferrita são indesejáveis devido à menor resistência à corrosão e à maior tendência à fragilização por fases intermetálicas (fase sigma, Cr_2N , etc.). A precipitação de nitreto de cromo é uma consequência natural do excesso de ferrita, pois há pouca austenita para dissolver o nitrogênio presente no aço.

Como na ferrita o nitrogênio possui baixa solubilidade, ele acaba precipitando-se na forma de nitreto de cromo (Cr_2N), que fragiliza o material e diminui sua resistência à corrosão.

A Figura 9 apresenta a microestrutura revelada pelo ataque eletrolítico em ácido oxálico da ZTA de um aço UNS S31803 soldado e resfriado rapidamente após atingir temperaturas na ordem de 1350°C. Observa-se uma estrutura de grãos grosseiros com pites de corrosão concentrados na ferrita.

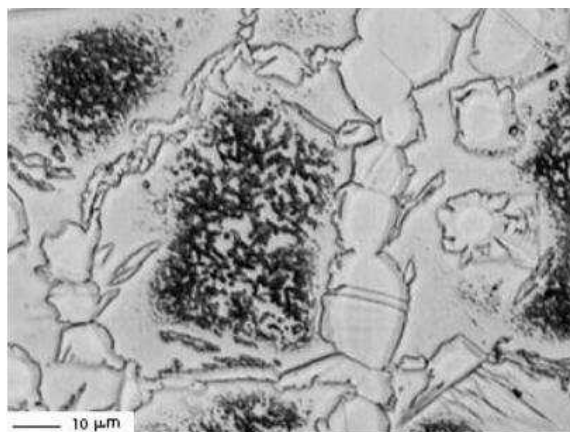


Figura 9 - ZTA de um aço duplex resfriado rapidamente após atingir a temperatura de 1350°C [5].

O problema do excesso de ferrita no metal de solda tem sido combatido por um tratamento térmico pós-soldagem. Nos casos em que a estrutura de equilíbrio não for atingida devido à alta taxa de resfriamento na soldagem, um tratamento térmico na faixa de 1050°C a 1100°C por alguns segundos, seguido de resfriamento rápido pode aumentar o teor de

austenita, aproximando-o do ideal. Este pode ser um método eficiente para balancear a microestrutura no metal de solda e ZTA [16].

CAPÍTULO III

3. MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 – Material Utilizado no Projeto

O material utilizado nesse projeto foi o aço duplex UNS 31803 (SAF 2205). Uma micrografia de 500x do metal de base se encontra na Figura 10.

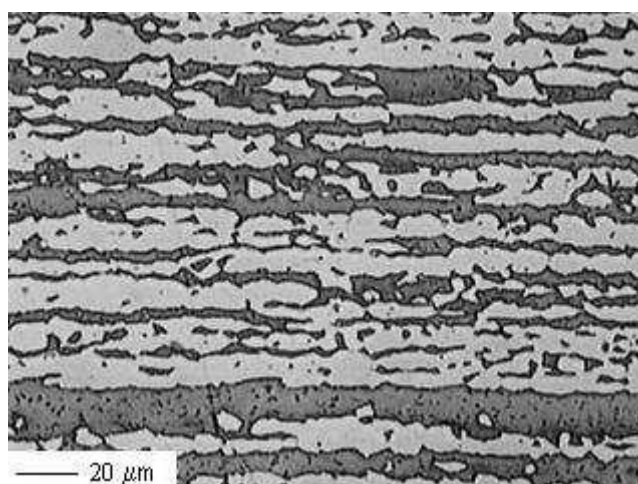


Figura 10 – Micrografia de um aço duplex 2205; a ferrita escura e a austenita clara.

Sua composição química segue apresentada na Tabela 1. Para a realização das soldas, foram utilizados corpos de prova dispostos em formato de fita com dimensões de 72 mm de largura por 1,8 mm de espessura.

Tabela 1 – Composição química do material utilizado no projeto. Dados do Fabricante – Outokumpu®.

%C	%Si	%Mn	%P	%S	%Cr	%Ni	%Mo	%N
0,016	0,4	1,38	0,023	0,001	22,6	5,9	3,2	0,17

3.2 – Energia Aportada de Soldagem

A fórmula abaixo foi utilizada para o cálculo da energia de soldagem:

$$E_{AP} = \eta \cdot \frac{I \cdot E}{v_{AE}}$$

Onde:

E_{AP} – Energia aportada de soldagem (J/mm)

η – Rendimento térmico (%)

I – Corrente (A)

E – Tensão (V)

v_{AE} – Velocidade de avanço do eletrodo (cm/min)

Para o processo utilizado no nosso projeto, desconsiderou-se o fator de rendimento térmico, ou seja, foi adotado o valor $\eta=1$, visto que utilizamos o cálculo da energia de soldagem imposta apenas para critérios comparativos entre *setup* de parâmetros e as condições de soldagem foram mantidas as mesmas para todos os corpos de prova. Portanto foi utilizada a seguinte formulação para o cálculo da energia aportada de soldagem:

$$E_{AP} = \frac{I \cdot E}{v_{AE}}$$

A energia aportada na soldagem está intimamente atrelada ao fluxo de calor gerado durante o processo de soldagem e pode afetar as transformações de fase durante o processo e, assim, a microestrutura resultante, bem como as propriedades da solda. É também responsável pelas tensões residuais e distorções da microestrutura.

3.3 – Procedimento Experimental

As condições de soldagem foram mantidas em todos os corpos de prova. As soldas foram realizadas com um único passe, em uma junta de topo, sem metal de adição. A máquina de solda utilizada foi a IDEAL - Modelo Semiautomática com um gerador Oerlikon® CITOTIG 350W AC/DC como mostra a Figura 11, e o soldador foi o técnico de

industrialização Sandro Souza. Foi utilizada CC- pulsada no processo com uma relação de 61,5% entre a corrente de pulso e a corrente de base.

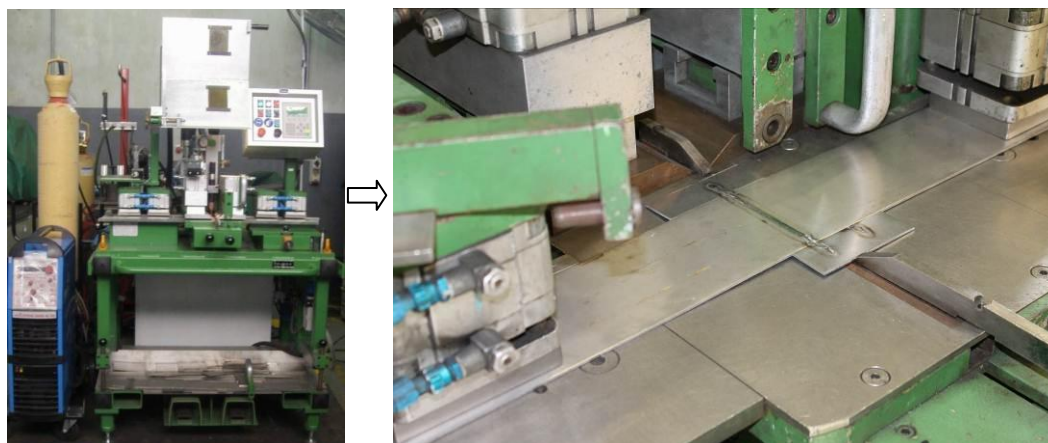


Figura 11 – Vista frontal (a) e ampliada (b) da máquina de solda TIG.

Após a realização da soldagem das doze amostras, de acordo com a lista de combinações de parâmetros, foi realizada uma análise crítica dos resultados das soldagens e, de acordo com a experiência dos soldadores, foram reprovadas seis das doze amostras soldadas, visto que as mesmas apresentaram um aspecto muito ruim. Em seguida foram refeitas mais cinco soldagens para cada solda considerada aprovada a fim de garantir a repetibilidade dos testes, totalizando seis amostras de cada regulagem considerada aprovada. Das seis, três soldas de cada lote foram submetidas ao tratamento térmico. Tal análise pode ser observada na Tabela 2:

Tabela 2 – Quadro de classificação e acompanhamento das amostras soldadas.

Estado	Foi realizado	Tratamento Térmico
Muito Ruim	-	-
Boa	(+) 5 soldagens	3 CTT e 3 STT

O tratamento térmico pós-soldagem utilizado nas amostras foi realizado com máquina de tratamento térmico por indução, mantido à temperatura de 1050°C durante 10 segundos, cujo funcionamento é mostrado na Figura 12, seguido de resfriamento natural à temperatura ambiente.

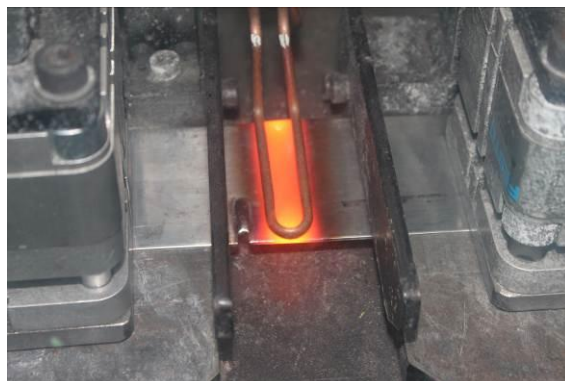


Figura 12 – Máquina de tratamento térmico por indução.

Após soldagem e tratamento térmico, as amostras foram cortadas em tamanhos reduzidos, com máquina - guilhotina de corte a frio, e enviadas ao laboratório para realização dos ensaios de microdureza, metalografia e contagem de %Ferrita, de acordo com os procedimentos do Laboratório de Controle da Qualidade da Flexibrás. A marcação dos cortes está mostrada na Figura 13.

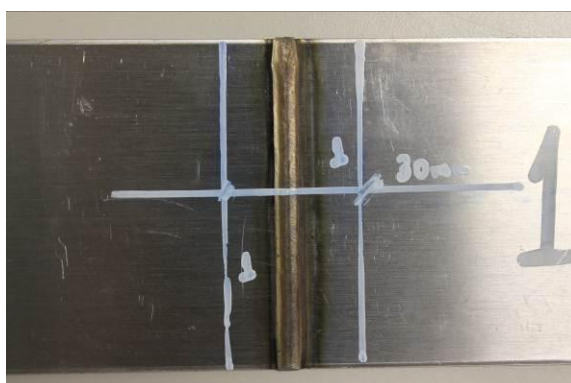


Figura 13 – Marcação dos cortes a frio realizados nas amostras enviadas para ensaio.

3.3 – Avaliações da Microestrutura

3.3.1 – Micrografia

As amostras soldadas foram cortadas e embutidas em baquelites, materiais responsáveis pela fixação das amostras para realização dos ensaios. Posteriormente passaram por um processo de lixamento, variando na seguinte ordem de utilização das lixas: Grana 120, 220, 600, 800, 1500. As amostras foram lavadas em água corrente, e invertidas em 90° a cada troca de lixa Figura 14.

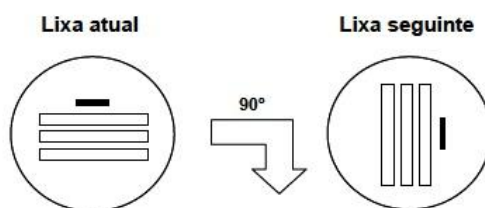


Figura 14 – Esquema de lixamento - Preparação das amostras para ataque químico de Beraha I

Em seguida foi realizado um polimento com pasta diamante na sequência de 6, 3, 1 μm de tamanho médio de partícula. O polimento cessou quando os riscos da última lixa foram totalmente removidos, revelando um aspecto espelhado na amostra.

O ataque químico para revelação da microestrutura da amostra foi realizado por imersão em solução de Beraha I – 3g de $\text{K}_2\text{S}_2\text{O}_3$ + 10g de $\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_3 \cdot 5\text{H}_2\text{O}$ em 100 ml de água destilada – por 60 segundos, com o auxílio de uma pinça. Em seguida as amostras foram lavadas em água corrente e álcool, imediatamente após o ataque, e finalmente secadas em ar quente com o auxílio de um secador.

Após lixadas, polidas, e atacadas quimicamente, as amostras foram posicionadas em um microscópio eletrônico, e a obtenção das imagens foi feita pelo programa AnalySIS®, à uma aproximação de 50x, 100x, 200x e 500x.

3.3.2 – Macrografia

A macrografia da amostra contém a região soldada, a ZTA e uma parcela da região do metal de base (não afetada termicamente), e foi realizada na parte frontal do cordão de solda, como mostrado no exemplo da Figura 15. Em seguida foram feitas aferições das medidas L1, L2, L3 e L4.

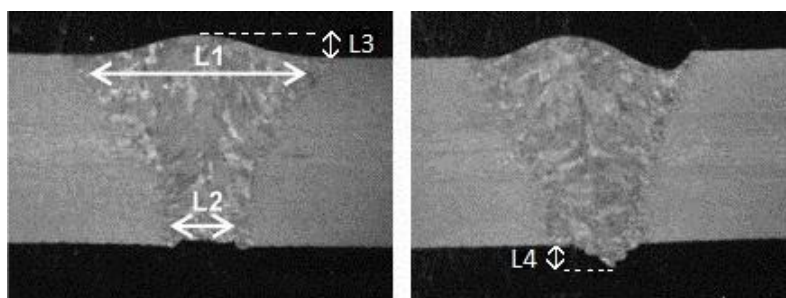


Figura 15 – Secção transversal da solda com marcação das medições.

3.3.3 – Contagem de Ferrita

As amostras, já embutidas e preparadas para análise metalográfica, foram fixadas em massa de modelar, niveladas usando um prensador e colocadas no microscópio ótico com lente de 500x. A lente foi posicionada sobre a solda/ZTA/MB e o foco ajustado para melhor visualização dos contornos de grão. Através do programa AnalySIS®, foram retiradas dez fotos distribuídas no MB esquerdo e direito à região da solda, cinco pra cada lado, dez fotos distribuídas nas ZTA's esquerda e direita, cinco pra cada lado, e dez fotos na região da solda. Um ajuste do contraste entre as fases foi obtido através do programa, que fez a contagem do %Ferrita de cada uma das fotos. Em seguida foi feita uma média de todas as contagens e obtido o resultado de %Ferrita de cada uma das amostras.

3.4 – Ensaio Mecânico

3.4.1 – Microdureza

O ensaio de microdureza foi realizado utilizando o microdurômetro Emcotest® M1C010C, com a utilização do software ECOS®. Foram feitas onze medições de dureza na face do corte transversal de cada amostra, sendo uma no centro da região soldada, seis à direita e seis à esquerda da medição central. O espaçamento entre os pontos de aferição foi de 1 mm, sendo que dois dos pontos estão preferencialmente contidos na região da ZTA. Foi utilizado HV (0,5) para realização do ensaio. Um croqui do ensaio pode ser verificado na Figura 16.

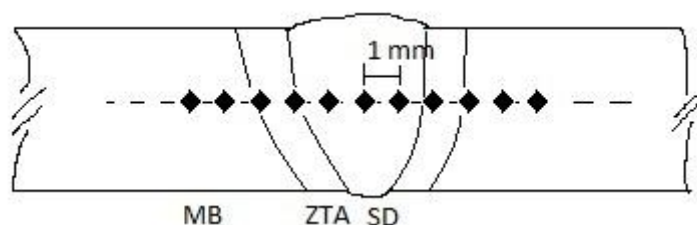


Figura 16 – Marcação dos pontos para aferição da microdureza da junta soldada.

3.5 – Segurança e Meio Ambiente

Foram seguidas as orientações de segurança como o objetivo de prevenir a ocorrência de acidentes pessoais e danos materiais, conforme procedimentos da empresa.

Os resíduos gerados nas atividades de preparação das amostras e realização dos testes foram tratados conforme as orientações do procedimento de Gerenciamento de Resíduos Industriais, e devidamente reutilizados e/ou descartados.

CAPÍTULO IV

4. RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1 – Classificações Visuais das Amostras Soldadas

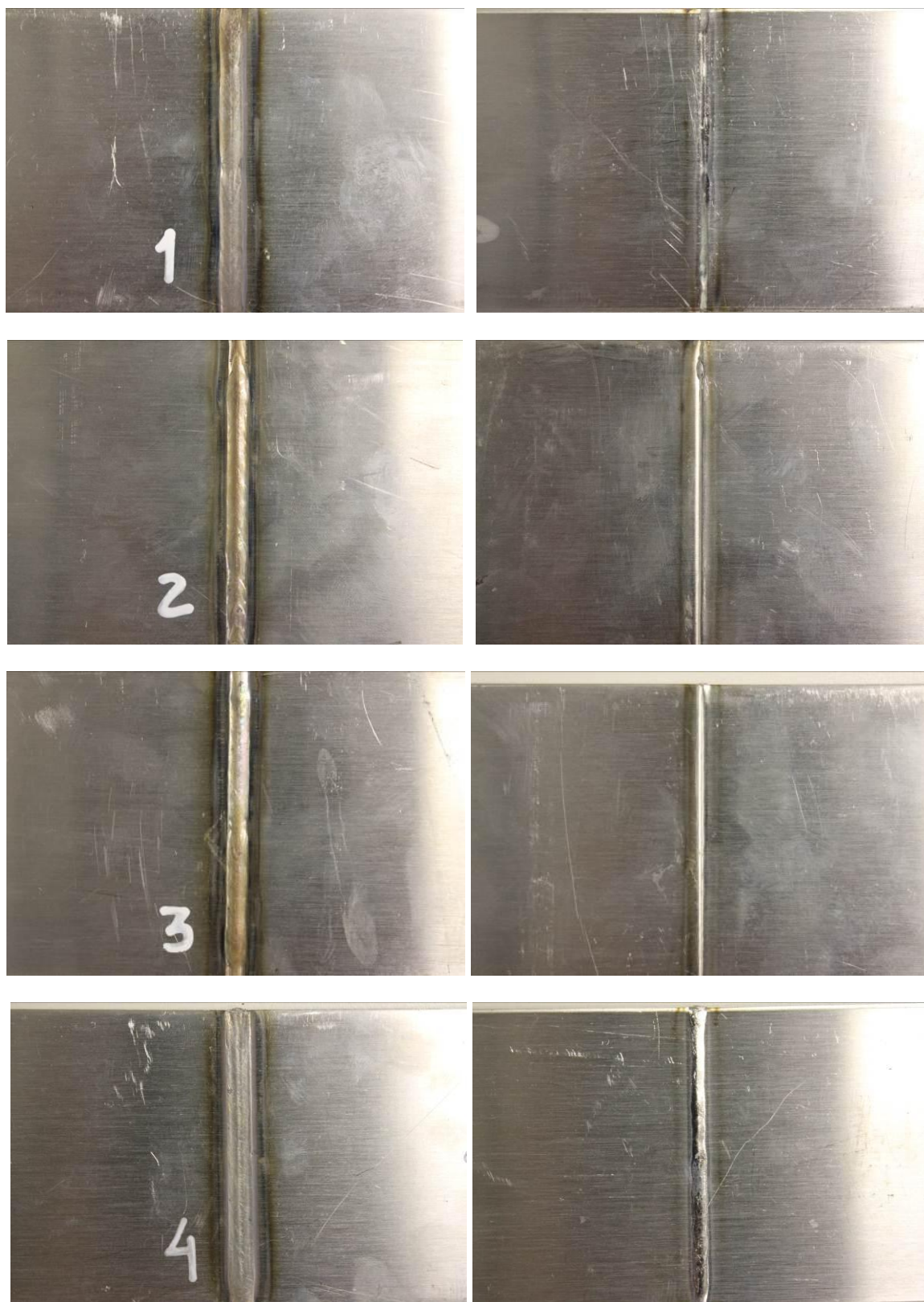
Como primeira forma de avaliação das amostras soldadas, foi utilizada a experiência em campo dos soldadores para classificar as doze primeiras amostras, soldadas com suas respectivas combinações de parâmetros de soldagem. Levando em conta a experiência de pelo menos seis anos de trabalho na área, as soldas foram classificadas de acordo com critérios estabelecidos pela experiência de trabalho para classifica-las como “Muito Ruim” ou “Aceitável”, de acordo com seu aspecto visual.

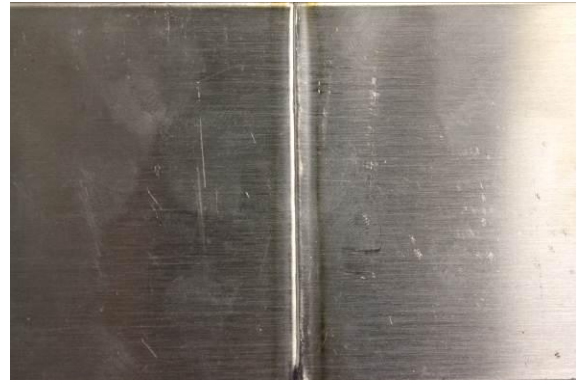
As amostras classificadas como “Muito Ruim” apresentaram falta de penetração na raiz (falta de fusão) ou excesso de fusão no cordão de solda, sendo totalmente descartada uma futura passagem dessas soldas pelo processo de conformação mecânica utilizado na construção das carcaças que compõem a parte interna dos tubos flexíveis. Como mencionado na seção 3.3, das doze amostras soldadas, seis foram consideradas reprovadas logo na primeira inspeção visual, de acordo com a experiência profissional dos soldadores. Segue abaixo a Tabela 3 que mostra o acompanhamento das primeiras amostras soldadas:

Tabela 3 – Quadro de classificação e acompanhamento das amostras soldadas.

Regulagem	Estado	Foi realizado	Tratamento Térmico
1	Muito Ruim	-	-
2	Muito Ruim	-	-
3	Muito Ruim	-	-
4	Boa	(+) 5 Soldagens	3 CTT e 3 STT
5	Boa	(+) 5 Soldagens	3 CTT e 3 STT
6	Muito Ruim	-	-
7	Boa	(+) 5 Soldagens	3 CTT e 3 STT
8	Boa	(+) 5 Soldagens	3 CTT e 3 STT
9	Boa	(+) 5 Soldagens	3 CTT e 3 STT
10	Muito Ruim	-	-
11	Muito Ruim	-	-
12	Boa	(+) 5 Soldagens	3 CTT e 3 STT

A Figura 17 mostra as fotografias retiradas das doze amostras soldadas de acordo com suas respectivas regulagens de parâmetros de soldagem.





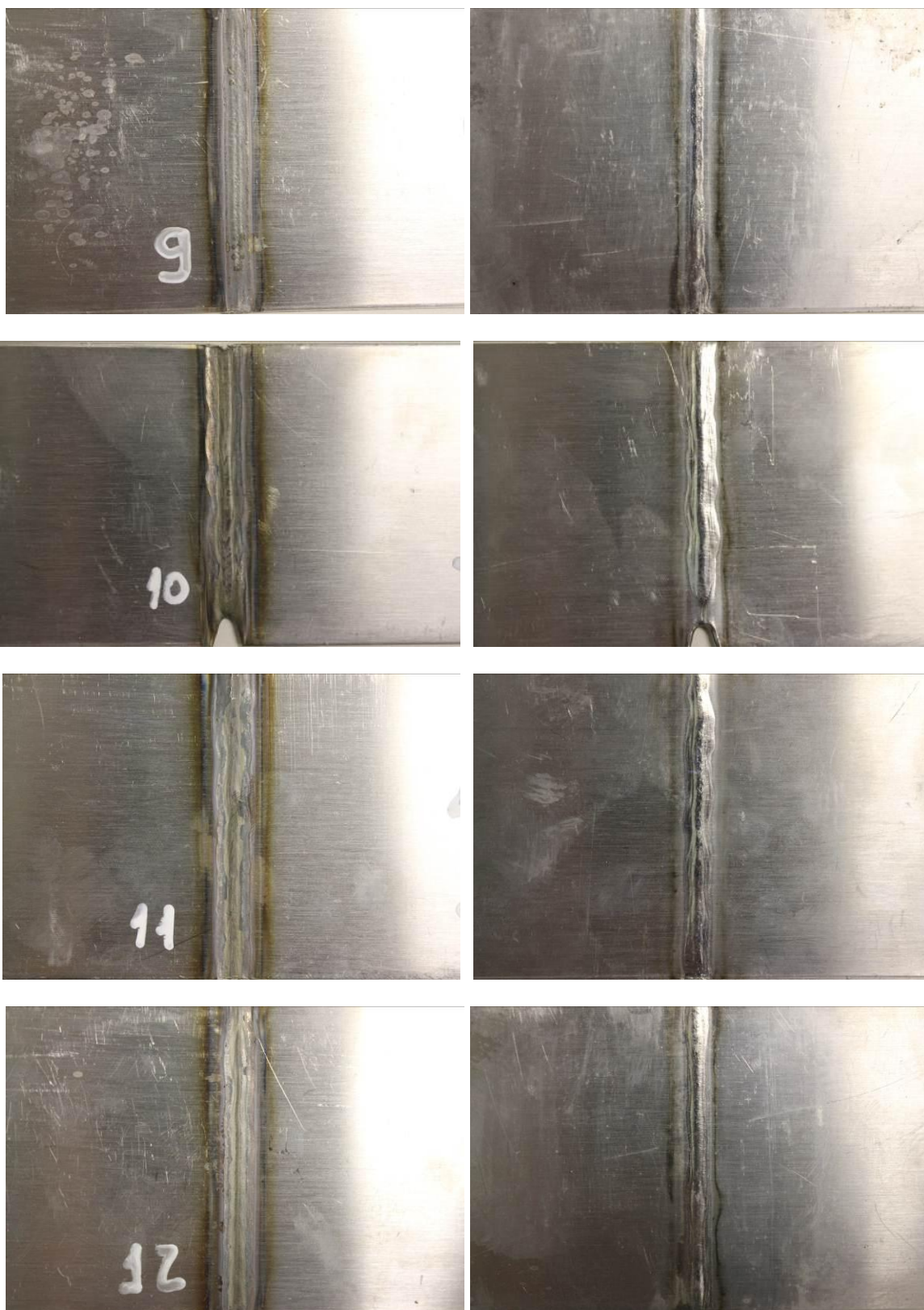


Figura 17 – Fotografias das amostras soldadas de acordo com as doze regulagens de parâmetros de soldagem (face e raiz).

Como visto, das doze primeiras amostras soldadas, as amostras 1, 2, 3, 6, 10 e 11 foram reprovadas por apresentarem falhas abusivas de soldagem. O estudo de caracterização dessas amostras segue, a partir daqui, sem as mesmas.

4.2 – Influências da Energia Aportada de Soldagem na Soldabilidade

Os resultados de energia aportada de soldagem foram obtidos através do cálculo do E_{AP} , como visto na seção 3.2, utilizando os valores de parâmetros impostos na máquina de solda, como corrente (I), V_{AE} , D_{BP} e tensão (E). A variável tensão foi aferida com o auxílio de um voltímetro durante o processo de soldagem e a variável D_{BP} foi mantida a mesma em todas as regulagens.

Na Tabela 4 seguem os resultados de energia aportada na soldagem para cada regulagem proposta. Na Figura 16 é observado um gráfico relacionando a energia aportada de soldagem com cada regulagem de parâmetros, fornecendo uma visualização gráfica dos resultados.

Tabela 4 – Quadro de parâmetros de soldagem com resultados Energia Aportada de Soldagem - Fita Inoxidável 72x1,8 mm SAF 2205.

Regulagem	E_{AP} (kJ/cm)	Estado
1	1,54	Ruim
2	1,39	Ruim
3	1,26	Ruim
4	1,91	Boa
5	1,73	Boa
6	1,56	Ruim
7	2,28	Boa
8	2,07	Boa
9	1,88	Boa
10	2,72	Ruim
11	2,43	Ruim
12	2,21	Boa

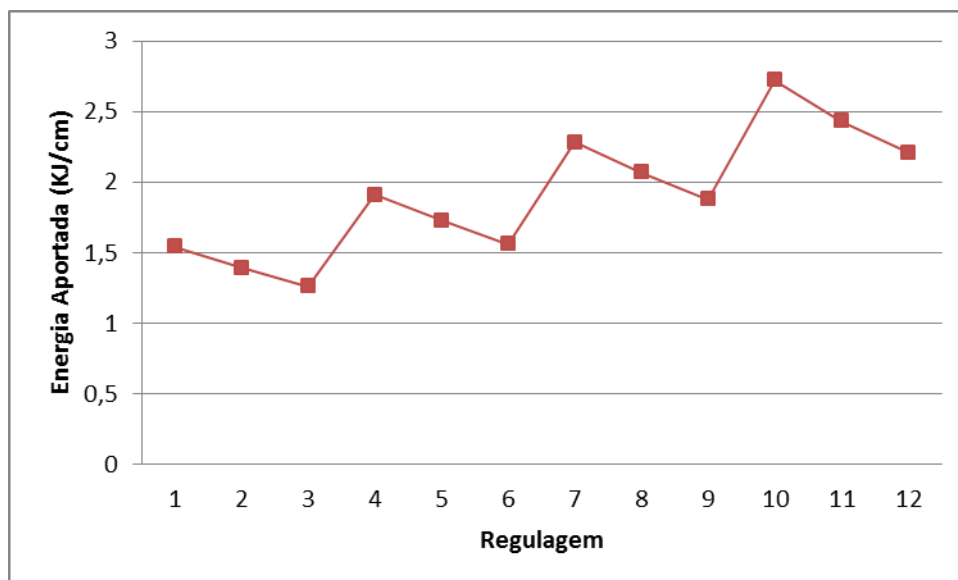


Figura 18 – Energia aportada à partir de cada regulagem de parâmetros de soldagem.

Observa-se um escalonamento no gráfico da Figura 18. Este escalonamento está relacionado à escolha de parâmetros de soldagem para realização das soldas (corrente, V_{AE} , tensão e D_{BP}), visto que a escolha desses parâmetros está intimamente relacionada aos resultados obtidos de E_{AP} através da formulação apresentada na seção 3.2.

Soldagens com baixa energia apresentaram falta de penetração na raiz, pois o calor imposto na soldagem não foi suficiente para promover uma fusão completa região soldada. Já em soldagens com alta energia, ocorreu a fusão excessiva do material e, em alguns casos observou-se o desprendimento desse material acarretando na condenação da solda.

4.2 – Classificação das Soldagens

Com base nas observações ao longo das soldagens necessitou-se estabelecer padrões de qualidade, tomando como referência as normas existentes, bem como a experiência profissional dos soldadores. Assim como vemos na regulagem 3 (Figura 17), a falta de penetração na raiz da solda também ocorreu nas regulagens 1 e 2, onde foi utilizado o mesmo valor de corrente. Essas amostras apresentaram falta de penetração na raiz, e foram consideradas reprovadas.

A partir da soldagem realizada com a regulagem 4, as amostras apresentaram bom aspecto visual. Tal fato estendeu-se até a regulagem 9. A partir da regulagem 10 não obtivemos mais resultados satisfatórios. Uma análise detalhada é mostrada na Tabela 3 da seção 4.1 e na Figura 19.

As soldagens realizadas com as regulagens 10, 11 e 12 apresentaram resultados de excesso de fusão na região da solda. O aporte térmico gerado na soldagem para essas regulagens foi intenso, ao ponto de provocar desprendimento do material soldado e abertura de um furo no cordão de solda (regulagem 10), como visualizado na Figura 17.

A Figura 19 proporciona uma visualização intuitiva do gráfico da Figura 18, com a sinalização de uma região. Nela observamos as soldas consideradas Boas, Intermediárias e Ruins, respectivas a cada regulagem utilizada. Nota-se que na região de energia aportada sinalizada, há uma tendência de aparecer soldagens com melhor aspecto visual.

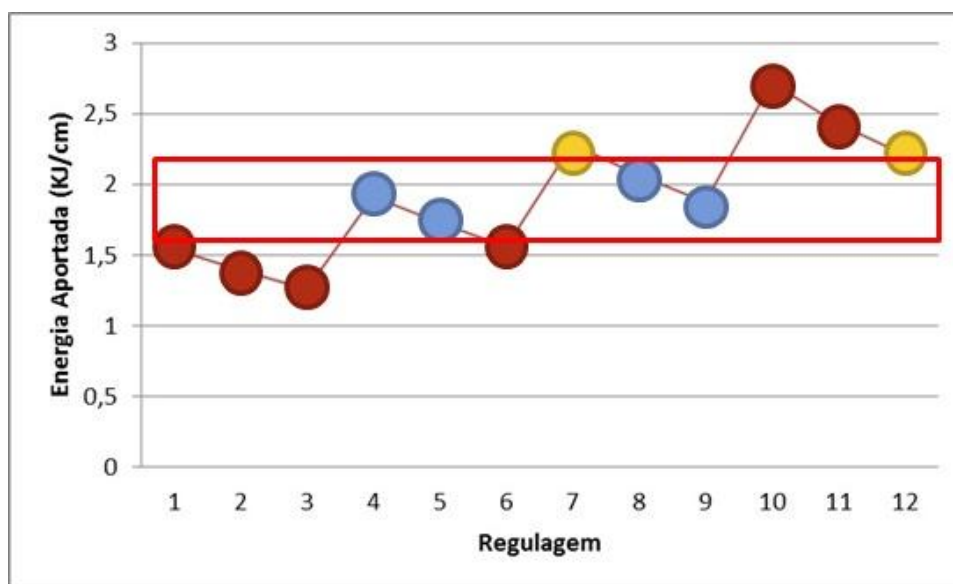


Figura 19 – Gráfico de Energia aportada x Regulagem; classificação das soldagens como Boa (Azul), Intermediária (Amarelo) e Ruim (Vermelho).

Portanto observa-se que amostras soldadas com energia aportada variando na faixa de 1,73 a 2,28 KJ/cm obtiveram os melhores resultados.

Adiante apresentaremos outros métodos utilizados para avaliação e classificação das soldagens.

4.2.1 – Classificação por Inspeção Visual Segundo a Norma API-17J

As amostras soldadas foram classificadas de acordo com os critérios impostos pela norma API – 17J, que normatiza a fabricação de tubos flexíveis.

No parágrafo 8.7.1.2 da norma – Camadas Metálicas, temos as especificações que permitem classificar a qualidade do processo de soldagem para carcaças de tubos flexíveis por inspeção visual.

Na Tabela 5 contamos com os itens de classificação por inspeção visual da qualidade da junta soldada, bem como as regulagens utilizadas:

Tabela 5 – Avaliação das descontinuidades das juntas soldadas segundo Norma API-17J.

Descontinuidades - Inspeção Visual						
Regulagem	Superfície não lisa	Falta de penetração	Crateras	ZF 1 mm além da superfície	Mordedura	Desalinhamento
1		x				
2		x				x
3		x				
4						
5						
6		x				x
7	x					
8						
9						
10	x		x		x	
11	x				x	
12	x					

Analisando os resultados, verificamos que as soldas com melhor aspecto visual foram feitas com as combinações de parâmetros 4, 5, 8 e 9, mostradas na Figura 17. Já as amostras 7 e 12 foram desclassificadas por apresentarem a superfície do cordão de solda irregular, segundo a norma API – 17J. As demais já haviam sido reprovadas na primeira inspeção e após passarem pela inspeção pautada na norma, confirmaram sua classificação.

As amostras pertencentes aos Lotes 4, 5, 8 e 9 obtiveram resultados satisfatórios de espessura de cordão de solda e regularidade na face e raiz da solda, de acordo com a norma, e serão mais bem estudadas daqui em diante. Os resultados de microdureza e contagem de ferrita dessas amostras serão apresentados a seguir.

4.2.2 – Contagem %Ferrita

Segue a Tabela 6 com a contagem do percentual de Ferrita para todas as amostras soldadas para as regiões de Metal de Base, Solda e ZTA. Nas regulagens com mais de uma amostra soldada, foi feita a média e desvio padrão dos resultados.

Tabela 6 – Contagem %Ferrita das amostras soldadas.

Lote	Amostra	Região		
		MB	SD	ZTA
1	1	49,58 ± 1,10	44,92 ± 1,44	63,38 ± 0,93
2	1	54,40 ± 1,24	63,83 ± 1,28	57,12 ± 1,34
3	1	50,30 ± 0,90	65,06 ± 1,84	72,80 ± 3,06
4 STT	1/2/3	41,48 ± 3,94	59,56 ± 3,64	66,21 ± 3,67
4 CTT	1/2/3	42,5 ± 5,22	56,10 ± 4,63	68,33 ± 4,10
5 STT	1/2/3	47,79 ± 3,86	56,30 ± 5,15	68,53 ± 4,43
5 CTT	1/2/3	47,32 ± 2,91	50,59 ± 3,21	68,25 ± 4,97
6	1	49,64 ± 5,32	53,91 ± 2,81	63,79 ± 1,12
7 STT	1/2/3	49,63 ± 3,71	58,96 ± 5,16	66,88 ± 3,46
7 CTT	1/2/3	53,76 ± 4,07	58,21 ± 6,64	64,76 ± 4,13
8 STT	1/2/3	58,48 ± 3,22	64,63 ± 3,65	74,52 ± 4,07
8 CTT	1/2/3	55,13 ± 1,72	54,83 ± 4,50	69,89 ± 6,57
9 STT	1/2/3	57,63 ± 4,34	59,33 ± 3,27	69,79 ± 2,42
9 CTT	1/2/3	55,08 ± 5,39	53,73 ± 3,45	58,40 ± 1,58
10	1	54,20 ± 0,93	64,12 ± 0,69	58,25 ± 0,68
11	1	50,10 ± 1,00	65,63 ± 1,89	73,14 ± 3,64
12 STT	1/2/3	62,12 ± 4,63	64,80 ± 6,09	70,54 ± 2,76
12 CTT	1/2/3	53,31 ± 4,50	52,76 ± 4,37	61,01 ± 5,57

4.2.3 – Caracterização Macro e Microestrutural

As macrografias das soldas com diferentes energias são mostradas na Figura 20, onde nota-se que com o aumento da E_{AP} , ocorre um aumento significativo na largura dos cordões de solda e das ZTA.

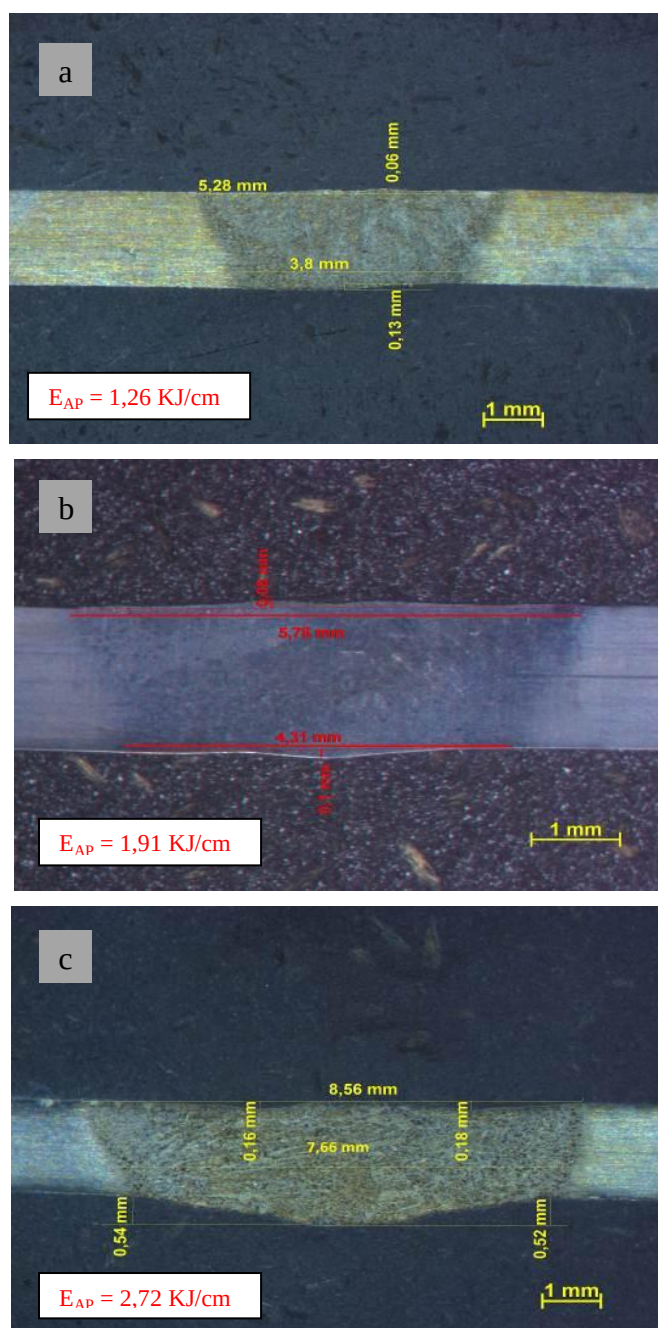


Figura 20 – Macrografia das amostras; (a) menor E_{AP} – regulagem 3; (b) E_{AP} intermediário – regulagem 4; (c) maior E_{AP} – regulagem 10.

A Figura 21 apresenta o gráfico que relaciona a largura da poça de fusão com a energia aportada de soldagem. Nota-se um aumento gradativo da largura da poça de fusão à medida que a energia aportada cresce. Isso está relacionado à dissipação de calor que ocorre durante a soldagem para as regiões adjacentes do cordão de solda.

Geralmente o aumento da largura da poça de fusão está atrelado a um aumento considerável da ZTA.

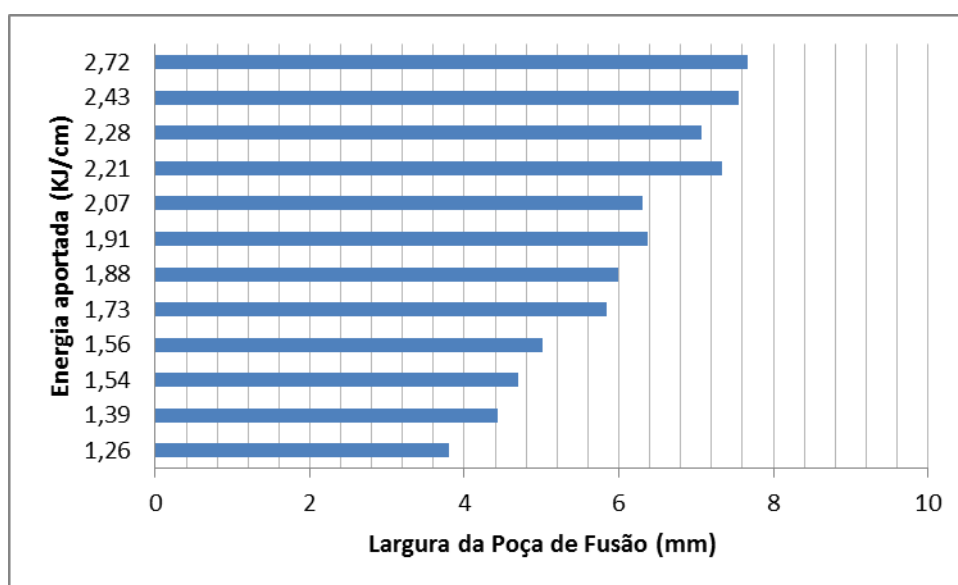


Figura 21 – Gráfico relacionando largura da poça de fusão por energia aportada (E_{AP}).

Ao compararmos amostras soldadas com menor V_{AE} e maior corrente com amostras de maior V_{AE} e menor corrente, verificamos que a largura da poça de fusão está ligada à energia aportada de soldagem através, principalmente, da variação desses dois parâmetros, que são os de maior relevância para este tipo de soldagem.

Como visto na seção 4.2, amostras soldadas com energia aportada variando entre 1,73 – 2,28 KJ/cm obtiveram os melhores resultados em relação ao aspecto visual. Segue na Figura 22 a macrografia dessas amostras STT (esquerda) e CTT (direita).

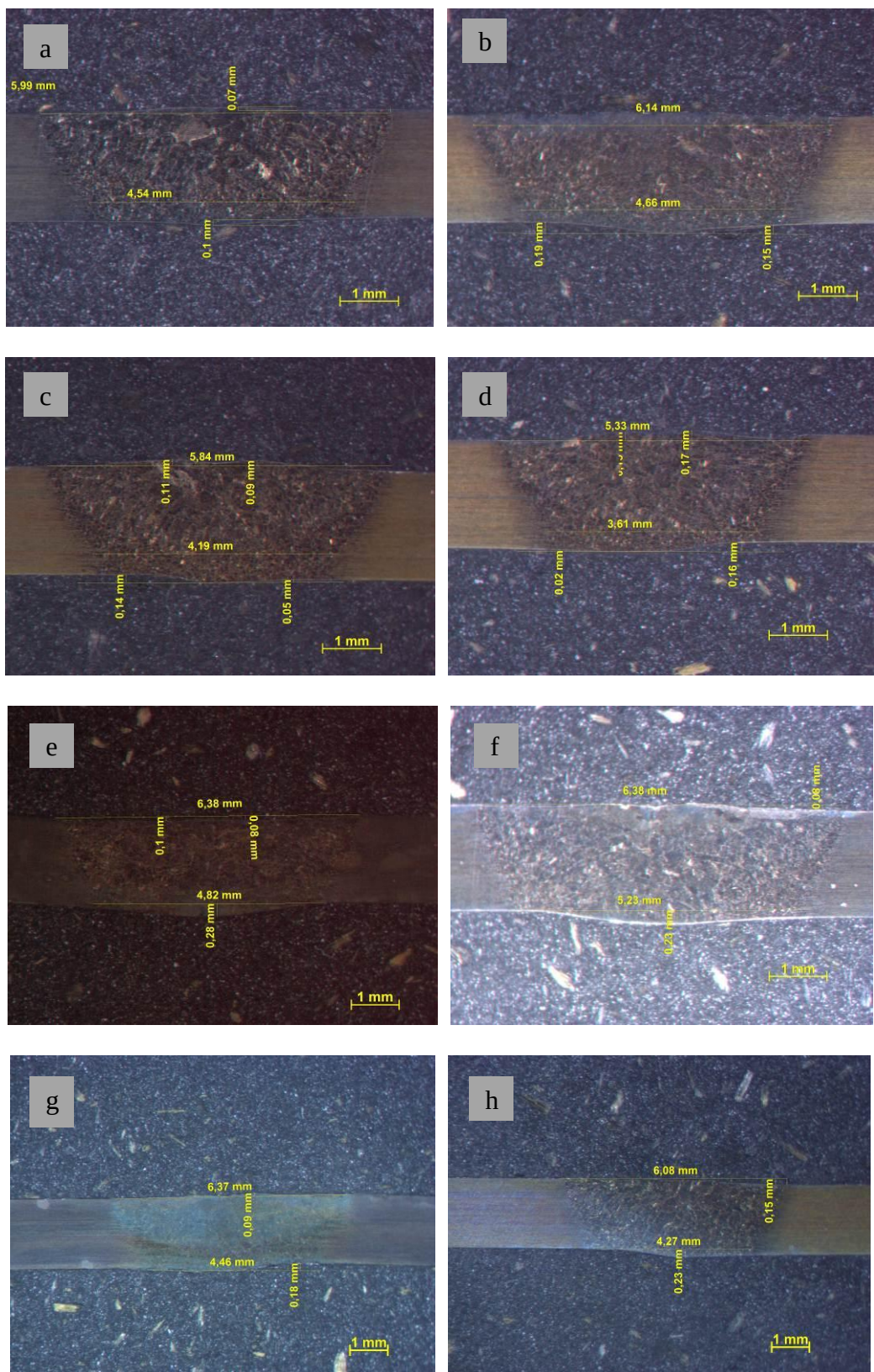


Figura 22 – Macrografia da secção transversal das amostras soldadas com melhor aspecto visual - (a) amostra Lote 4 STT; (b) amostra Lote 4 CTT; (c) amostra Lote 5 STT; (d) amostra Lote 5 CTT; (e) amostra Lote 8 STT; (f) amostra Lote 8 CTT; (g) amostra Lote 9 STT; (h) amostra Lote 9 CTT.

As micrografias retiradas das amostras apontaram para uma alteração, na região da solda e ZTA, da disposição em lamelas alternadas de ferrita e austenita presentes no metal de base, como visto na Figura 22. A disposição em lamelas com camadas sobrepostas e espessuras na ordem de 3 μm , que proporcionam consideráveis valores de resistência mecânica, deram lugar para uma configuração cristalina de menor qualidade. Tal fato está atrelado ao processo de fusão e resfriamento da região soldada à temperatura ambiente, como mostrado no diagrama da Figura 4, até chegar ao estado sólido de equilíbrio, e a ausência de trabalho mecânico sobre o material, como o que ocorre na laminação a quente das chapas, fazendo com que a estrutura cristalina da região Solda-ZTA tenha uma forma desordenada e prejudicando a qualidade de resistência mecânica do material.

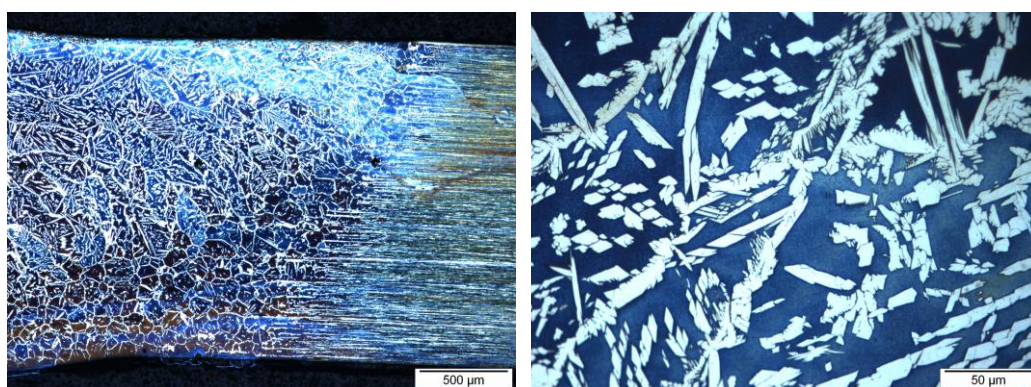


Figura 23 – Micrografia da junta soldada – Lote 9 STT; (a) Solda + ZTA + MB 50x, (b) Solda 500x

Por se tratar de uma soldagem autógena, o controle da formação das fases se torna mais difícil, visto que ocorre somente a fusão da região, seguida de resfriamento e coalescência das partes. Na soldagem TIG com metal de adição, temos um controle maior dos elementos de liga inseridos na poça de fusão, elementos esses que auxiliam no balanço das fases austenita e ferrita.

Como visto no capítulo 2, um tratamento térmico pós-soldagem na faixa de 1050°C a 1100°C seguido de resfriamento à temperatura ambiente pode aumentar o teor de austenita da região soldada, aproximando-a do ideal. Este pode ser um método eficiente para balancear a microestrutura no metal de solda e ZTA.

4.2.3 – Caracterização Metalúrgica e Física das Melhores Amostras STT e CTT

As amostras dos Lotes 4, 5, 8 e 9 foram consideradas as que obtiveram o melhor comportamento dentre as doze amostras, e serão enfatizadas a partir daqui. A Figura 17 mostra as fotografias dessas amostras com melhor aspecto visual, tanto do topo da solda, quanto da raiz. Percebe-se uma regularidade no cordão de solda e uma fusão completa e uniforme da raiz. Uma análise mais detalhada dessas amostras, tanto STT quanto CTT será apresentada.

A contagem %Ferrita dessas amostras STT é apresentada na Tabela 7.

Tabela 7 – Composição da %Ferrita dos Lotes 4, 5, 8 e 9 STT para SD, MB e ZTA.

	MB	SD	ZTA
Lote 4 STT	41,48 ± 3,94	59,56 ± 3,64	66,21 ± 3,67
Lote 5 STT	47,79 ± 3,86	56,30 ± 5,15	68,53 ± 4,43
Lote 8 STT	58,48 ± 3,22	64,63 ± 3,65	74,52 ± 4,07
Lote 9 STT	57,63 ± 4,34	59,33 ± 3,27	69,79 ± 2,42

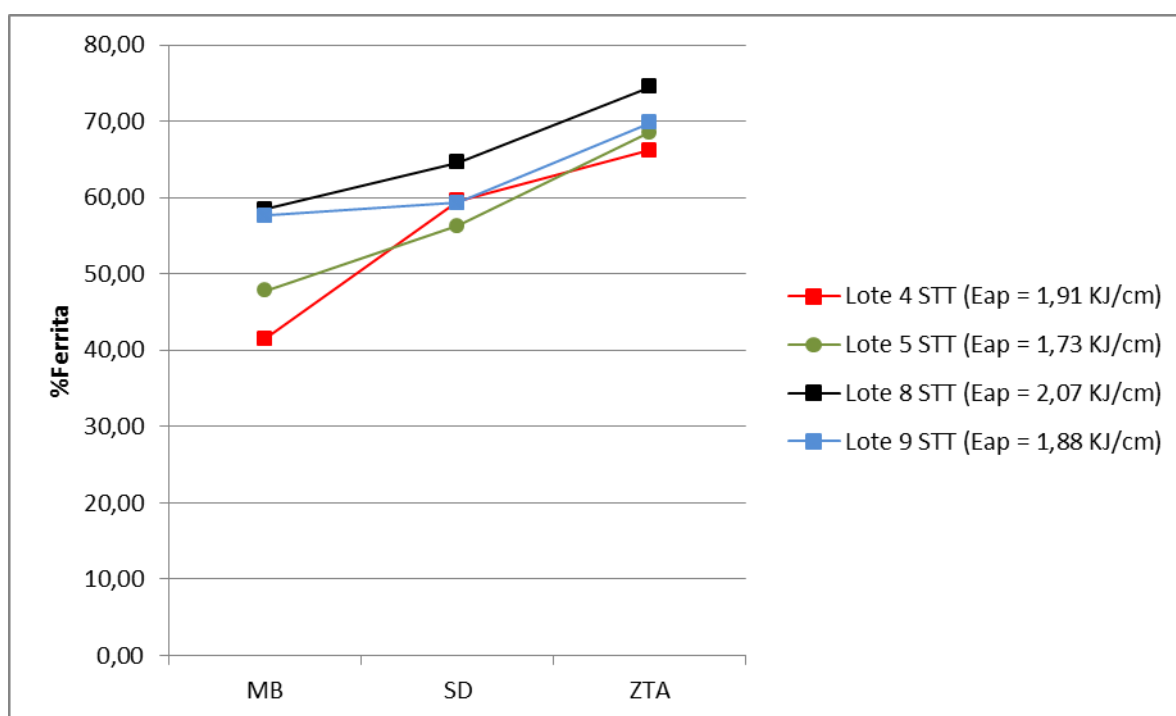


Figura 24 - Gráfico Contagem %Ferrita dos Lotes 4, 5, 8 e 9 STT relacionando MB, ZTA e Solda.

Nota-se um comportamento semelhante de crescimento percentual de ferrita quando comparamos os Lotes 4, 5, 8 e 9 STT. A fração volumétrica de ferrita nessas amostras assume um valor crítico na ZTA, que é a região da solda mais propícia a apresentar problemas. A Figura 25 mostra a imagem retirada de uma trinca que se propagou exatamente na região da ZTA, onde encontra-se o maior percentual de ferrita, durante a perfilagem da fita.



Figura 25 – Trinca na região da ZTA [2].

Nas regulagens onde a energia aportada foi maior, nota-se uma fração volumétrica da ferrita maior que nas demais, como é o caso das amostras do Lote 8 STT. Essa fração de ferrita vai caindo gradativamente à medida que a energia aportada nas amostras vai decrescendo.

A Tabela 8 mostra a contagem %Ferrita para as mesmas amostras, porém agora CTT.

Tabela 8 – Composição da %Ferrita dos Lotes 4, 5, 8 e 9 CTT para SD, MB e ZTA.

	MB	SD	ZTA
Lote 4 CTT	42,5 ± 5,22	56,10 ± 4,63	68,33 ± 4,10
Lote 5 CTT	47,32 ± 2,91	50,59 ± 3,21	68,25 ± 4,97
Lote 8 CTT	55,13 ± 1,72	54,83 ± 4,50	69,89 ± 6,57
Lote 9 CTT	55,08 ± 5,39	53,73 ± 3,45	58,40 ± 1,58

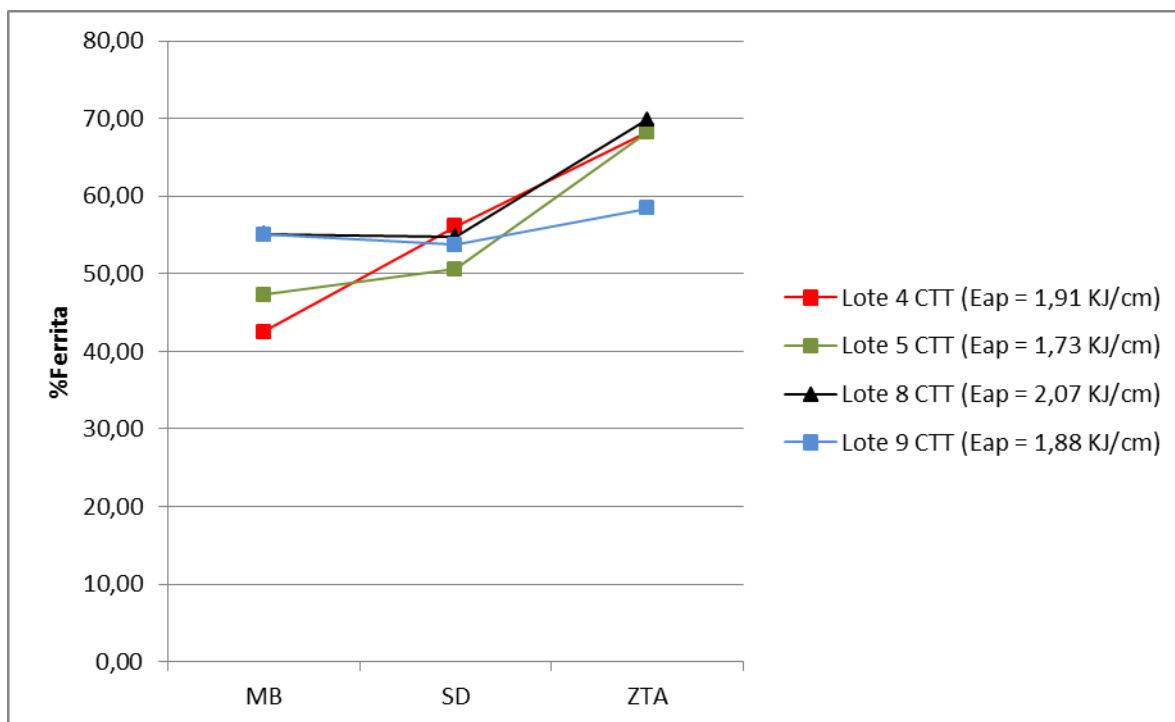


Figura 26 – Gráfico Contagem %Ferrita dos Lotes 4, 5, 8 e 9 CTT relacionando MB, ZTA e Solda.

Analisando a Figura 26, observa-se uma melhora considerável no %Ferrita da ZTA nas amostras do Lote 9 após serem submetidas ao tratamento térmico, ficando entre 50-60%, visto que quanto mais próxima de 50% essa proporção, melhores as propriedades mecânicas do material. Com isso, conclui-se que o tratamento térmico foi efetivo para as amostras desse Lote. As demais não obtiveram alterações expressivas em sua composição ferrítica após serem tratadas.



Figura 27 – Fotografia da amostra do Lote 9 CTT; Face (esquerda) e Raiz (direita).

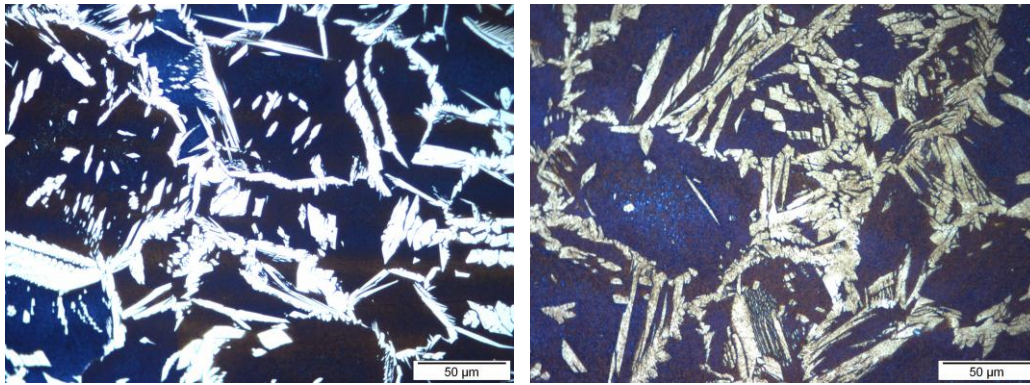


Figura 28 – Micrografia da ZTA do Lote 9; STT (esquerda), CTT (direita).

O aumento da fração de ferrita após o tratamento térmico demonstra a importância da utilização do tratamento em soldas de fitas duplex. Principalmente quando esse material é submetido a esforços mecânicos e tensões externas, como é o caso da perfilagem dessas fitas para construção de tubos flexíveis.

As Figuras 29 e 30 mostram o perfil de dureza das amostras dos Lotes 4, 5, 8 e 9 STT e CTT respectivamente.

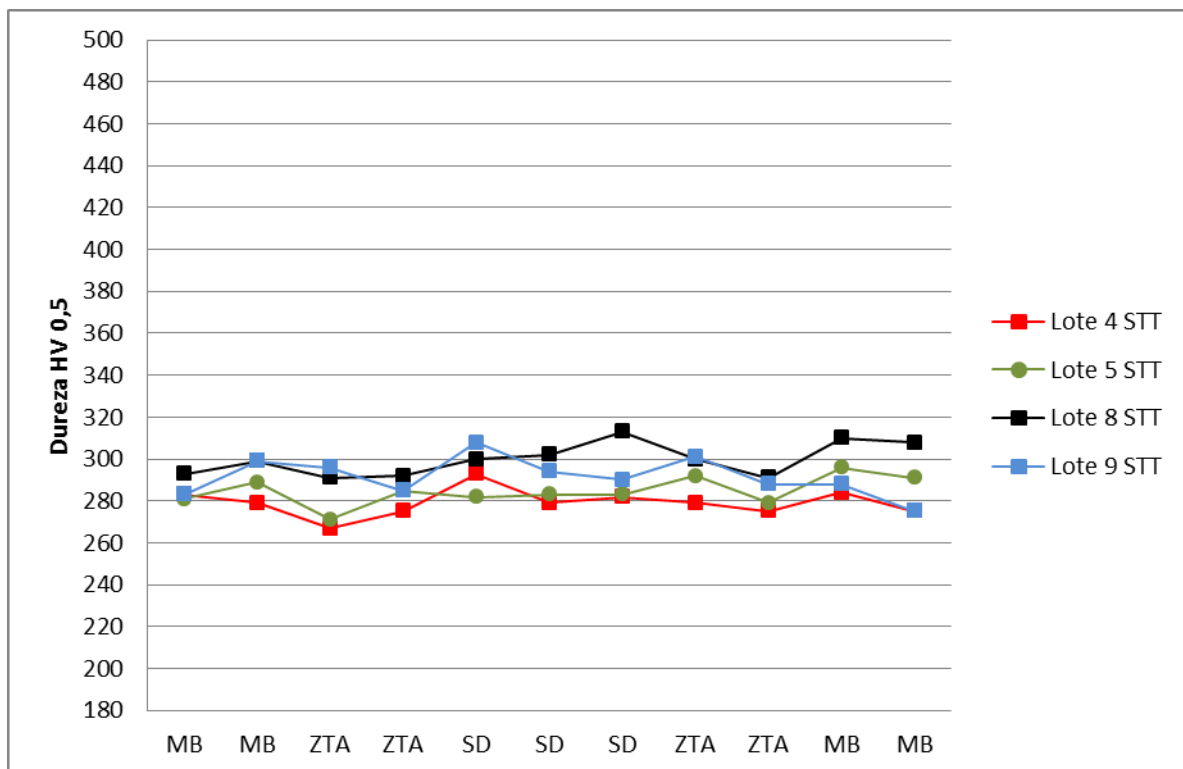


Figura 29 - Perfil de dureza dos Lotes 4, 5, 8 e 9 STT.

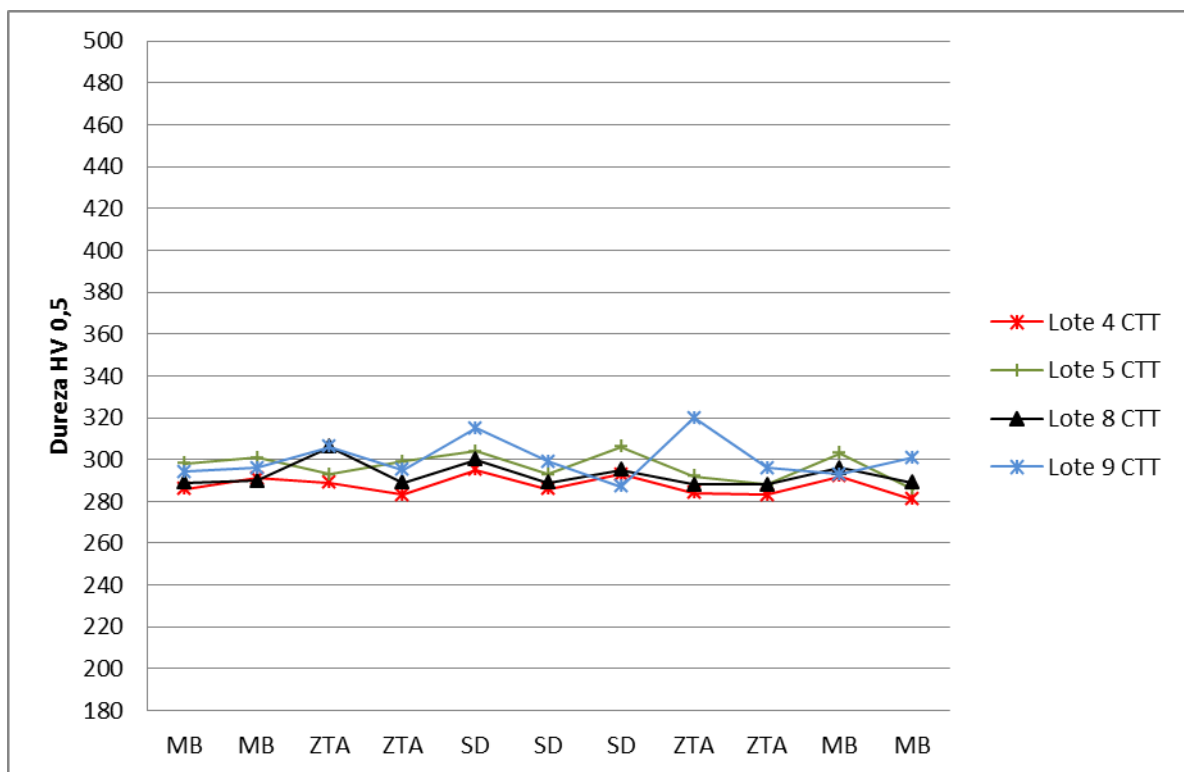


Figura 30 - Perfil de dureza dos Lotes 4, 5, 8 e 9 CTT.

Os perfis de dureza gerados se comportaram de forma coesa e regular, com durezas na faixa de 280 a 320 Hv para todas as amostras ensaiadas, tanto STT como CTT. Porém à medida que a energia aportada aumenta, percebe-se um suave aumento da dureza do material, como visto na dureza das amostras do Lote 9 em relação a dureza das amostras do Lote 4. Isso se dá devido a um crescimento do grão ferrítico na ZTA à medida que a temperatura se eleva, aumento esse causado pelo gradiente de temperatura que, em energias aportadas maiores, tendem a aumentarem também.

CAPÍTULO V

5. CONCLUSÕES

Com base nos resultados de energia aportada, foi possível propor uma nova regulagem de receita com o objetivo de melhorar a passagem da solda pela perfilagem, garantindo menos falhas no processo.

Obteve-se um ganho de propriedades mecânicas considerável ao utilizar-se a regulagem 9 quando comparada à utilizada atualmente no setor, que está compreendida entre as regulagens 4 e 5.

Pode-se constatar, através de evidências experimentais, que o tratamento térmico é útil para o ajuste das fases austenita e ferrita na solda e ZTA, evitando assim a fratura frágil do material.

CAPÍTULO VI

6. REFERÊNCIAS

- [1] KLIAUGA, A. M.; POHL, M.: Effect of plasma nitriding on wear and pitting corrosion resistance of X2 Cr-Ni-Mo-N 22 5 3 duplex stainless steel, Surface and Coatings Technology, Volume 98, Issues 1-3, 1998.

- [2] CARVALHO, S. M.; NACARI, L. F.; LUZ, T. S.; ASSUNÇÃO, D.: Evolução da microestrutura da soldagem autógena do aço UNS31803 com tratamento pós soldagem. Na 65º Congressolda, ABM, 2010.

- [3] SEDRIKS, A. JOHN: Book, Corrosion of Stainless Steels (Corrosion Monograph Series), 2nd Edition, Wiley, New York, 1996.

- [4] ECKENROD, J. J.; PINNOW, K. E.: Effects of chemical composition and thermal history on the properties of alloy 2205 duplex stainless steel. In: New developments in stainless steel technology, Detroit, 1984.

- [5] POTGIETER, J. H.; CORTIE, M. B.: Determination of the microstructure and alloy element distribution in experimental duplex stainless steels, Materials characterization, ver. 26, 1991.

- [6] SOLOMON, H.D., DEVINE JR., T.M.: A Tale of two Phases. In: DUPLEX STAINLESS STEEL CONFERENCE ASM, St. Louis. Proceedings. Ed.: Lula, R. A., Ohio, EUA, ASM, ver. 2, pg. 693-756. 1982.

- [7] RAYNOR, G. V. RIVLIN, V. G. Phase equilibria in iron ternary alloys. The Institute of Metals, London, 1985.
- [8] HIGGINS, R. A.: Propriedades e Estruturas dos Materiais em Engenharia, São Paulo, Difel, 1982.
- [9] NILSSON, J. O.: Super duplex stainless steels, Materials Science and Technology 8, 1992.
- [10] JOHN C. LOPPOLD, DAMIAN J. KOTECKI: Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels, John Wiley & Sons, Incorporated, John, 2005.
- [11] NORDSTRÖM, J.; RUNG, B.: Bollitori e torri di stoccaggio di pasta per carta in acciai inossidabili duplex consentono risparmio di peso e di costi. L'acciaio inossidabile, v. 2, 1995.
- [12] MAGNABOSCO, RODRIGO.: Influência da microestrutura no comportamento eletroquímico do aço inoxidável UNS S31803 (SAF 2205). São Paulo, 2001. 181 p.
- [13] AGARWAL, D. C.: Duplex stainless steels – The cost effective answer to corrosion problems of major industries. Key Eng. Mater. n. 2 v. 20-28, p. 1677. 1988.
- [14] GUNN, R. N.: “Duplex Stainless Steels: Microstructures, Properties and Applications”, Abington, 1 Edition, 1997.
- [15] MOREAU, F.: Noções básicas de aços inoxidáveis para cursos de tecnologia. São Paulo: Apostila Metalurgia, CEFET-SP, 1998.

- [16] BRANDI S. D.; LIPPOLD J. C.: The Corrosion of simulated multipass welds of duplex and superduplex stainless steels. Duplex Stainless Steels, KCI Publishing, The Netherlands, 1997.