

UNIVERSIDADE FEDERAL DO ESPÍRITO SANTO
CENTRO TECNOLÓGICO
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA
PROJETO DE GRADUAÇÃO

INFLUÊNCIA DA ENERGIA DE SOLDAGEM SOBRE A MICROESTRUTURA DA
ZONA FUNDIDA DO AÇO INOXIDÁVEL DUPLEX AISI 2205

AUTOR: Márcio Cunha Lóra
ORIENTADOR: Prof. Temístocles de Sousa Luz

VITÓRIA - ES
Julho/2006

UNIVERSIDADE FEDERAL DO ESPÍRITO SANTO
CENTRO TECNOLÓGICO
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA
PROJETO DE GRADUAÇÃO

INFLUÊNCIA DA ENERGIA DE SOLDAGEM SOBRE A MICROESTRUTURA DA
ZONA FUNDIDA DO AÇO INOXIDÁVEL DUPLEX AISI 2205

Parte manuscrita do Projeto de Graduação
do aluno Márcio Cunha Lora, apresentado
ao Departamento de Engenharia Mecânica
do Centro Tecnológico da Universidade
Federal do Espírito Santo, para obtenção do
grau de Engenheiro Mecânico.

VITÓRIA – ES
Julho/2006

MÁRCIO CUNHA LÓRA

INFLUÊNCIA DA ENERGIA DE SOLDAGEM SOBRE A MICROESTRUTURA DA
ZONA FUNDIDA DO AÇO INOXIDÁVEL DUPLEX AISI 2205

COMISSÃO EXAMINADORA:

Prof. Temístocles de Sousa Luz
Orientador

Formatado: Fonte: (Padrão) Arial, Não Negrito

Prof. Marcelo Camargo de Macêdo
Examinador

Prof. Osvaldo Cominelli
Examinador

Vitória - ES, Julho de 2006.

AGRADECIMENTOS

**Agradeço primeiramente A quem me deu o maior estímulo, e que sempre permaneceu
ao meu lado, DEUS.**

À minha mãe Maria Lúcia, pelo grande apoio e paciência.

Ao Prof. Temístocles pela orientação.

Ao Zampieri e ao Heiter pela ajuda no Laboratório de Materiais.

Ao Henrique Pedrini por ter disponibilizado a entrada ao laboratório.

A todos os meus familiares.

A todos que de alguma forma contribuíram para que este trabalho fosse realizado.

SUMÁRIO

AGRADECIMENTOS	IV
SUMÁRIO.....	V
ÍNDICES DE FIGURAS	VI
ÍNDICES DE TABELAS	VII
1 INTRODUÇÃO	1
2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	2
2.1 Conceito e Classificação dos Aços Inoxidáveis.....	2
2.1.1 Austeníticos.....	2
2.1.2 Ferríticos	3
2.1.3 Martensíticos	3
2.2 Características e Propriedades dos Aços Inoxidáveis Duplex.....	4
2.2.1 Características dos Aços Inoxidáveis Duplex.....	4
2.2.2 Propriedades Físicas.....	7
2.2.3 Propriedades Mecânicas	7
2.2.4 Resistência à Corrosão	8
2.3 Soldagem dos Aços Inoxidáveis Duplex.....	9
2.4 Energia de soldagem.....	13
3 MATERIAIS E MÉTODOS	14
3.1 Material em estudo	14
3.2 Métodos experimentais	14
3.2.1 Parâmetros de soldagem	16
3.2.2 Energia de soldagem	16
3.2.3 Quantificação dos Microconstituintes	20
3.2.4 Ensaio de Microdureza.....	22
4 RESULTADOS E DISCUSSÃO	24
5 CONCLUSÕES	32
6 PROPOSTA DE TRABALHOS FUTUROS.....	33
7 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	34

ÍNDICES DE FIGURAS

Figura 1 – Microestrutura do aço SAF 2205. (Wang, 2006)	7
Figura 2 – Diagrama de Schaeffler para estimativa das fases contidas nos aços inoxidáveis. (Metals Handbook, Vol. 6)	10
Figura 4 - Curvas de temperatura-tempo obtida para diferentes pontos desde o centro da solda (Giraldo, 2005)	11
Figura 5 – Diagrama pseudo-binário Fe-Cr-Ni com 70 % de Fe (Bridges, 2002)	12
Figura 6 – Chapas comerciais fabricadas em aço inoxidável duplex AISI 2205 utilizadas nos experimentos	14
Figura 7 – Diagrama descritivo das principais regiões da solda.....	15
Figura 8 – Fonte de energia INVERSAL 450 utilizada para a realização das soldagens	15
Figura 9 - Configuração dos cortes para retirada das amostras.....	18
Figura 10 – Microscópio Óptico utilizado para aquisição das micrografias	20
Figura 11 – Interface do software GSA utilizado para a quantificação dos microconstituintes.....	21
Figura 12 – Forma de medição microestrutural utilizando o software GSA.....	22
Figura 13 – Microdurômetro utilizado para os ensaios de microdureza	23
Figura 14 – Região da zona fundida do CP1 equivalente ao corte C-C'	24
Figura 15 – Região da zona fundida do CP2 equivalente ao corte C-C'	24
Figura 16 – Região da zona fundida do CP3 equivalente ao corte C-C'	25
Figura 17 – Região da zona fundida do CP4 equivalente ao corte C-C'	25
Figura 18 – Região da zona fundida do CP5 equivalente ao corte C-C'	26
Figura 20 - Perfil de dureza do CP1($E = 0,161 \text{ KJ/mm}$).	28
Figura 21 - Perfil de dureza do CP2 ($E = 0,174 \text{ KJ/mm}$).	29
Figura 22 – Perfil de dureza do CP 3 ($E = 0,190 \text{ KJ/mm}$)	30
Figura 23 – Perfil de dureza do CP 4 ($E = 0,235 \text{ KJ/mm}$)	31
Figura 24 – Perfil de dureza do CP 5 ($E = 0,284 \text{ KJ/mm}$)	31

ÍNDICES DE TABELAS

Tabela 1 - Composição química típica dos aços inoxidáveis duplex mais comuns (Giraldo, 2001)	5
Tabela 2 – Propriedades mecânicas dos aços inoxidáveis duplex mais comuns (Giraldo, 2001)	8
Tabela 3 - Composição química do metal de base conforme certificado de inspeção do fabricante.....	14
Tabela 4 – Parâmetros utilizados para a soldagem do aço inoxidável AISI 2205	16
Tabela 5 – Quantidade de austenita fornecida pelo software GSA	27
Tabela 6 – Dureza das diversas fases encontradas na zona fundida (α = ferrita; γ_a = austenita de Widmanstätten; γ_b = austenita Intergranular; γ_c = austenita Intragranular).....	28

1 INTRODUÇÃO

A importância comercial dos aços inoxidáveis duplex começou a ser notada em meados dos anos 40, apesar de já ter sido desenvolvido e fabricado na década de 30. De fato, sua produção atual é pequena comparada com a dos aços inoxidáveis austeníticos e ferríticos, embora tenham grande importância por sua utilização ser bastante específica, principalmente em indústrias de ponta, como indústrias químicas, petroíferas, de geração de energia, de papel e celulose, entre outras, sendo geralmente aplicados em equipamentos cuja fabricação envolve algum processo de soldagem (Ramirez, 2001).

Entretanto, deve-se reconhecer que alguns metais, incluindo o aço inoxidável duplex, são submetidos a diversas modificações microestruturais durante o processo de soldagem, sendo necessário um razoável grau de cuidado para minimizar ou impedir os efeitos deteriorativos que puderem ocorrer, preservando assim as propriedades mecânicas e a resistência à corrosão da região soldada (AISI, 2004).

A necessidade de conhecer seu comportamento quando submetido à soldagem, torna-se primordial à medida que o mercado consumidor tende a aumentar juntamente com as indústrias responsáveis pelo seu processamento. Em outras palavras, busca-se agregar o máximo de conhecimento possível no que diz respeito à soldagem destes aços, de tal forma que se obtenha uma maior qualidade de resposta da junta soldada quando submetida aos mais diversos ambientes.

Diversos pesquisadores têm verificado os efeitos causados pela soldagem na microestrutura, e consequentemente nas propriedades da região soldada, de modo que tenhamos amplas fontes de informação no que tange este assunto.

Sabe-se que devido aos mais variados ciclos térmicos impostos num processo de soldagem, as adjacências da região soldada e até mesmo a região fundida sofre com mudanças microestruturais, influenciando assim nas propriedades mecânicas da junta soldada (Giraldo, 2001). Deste modo, se a soldagem não for executada com seus devidos cuidados, as vantagens dos aços inoxidáveis duplex sobre os aços inoxidáveis tradicionais podem ser perdidas.

A microestrutura da região soldada de um aço inoxidável duplex, por exemplo, deve se aproximar ao máximo da microestrutura do metal de base (cerca de 50% de ferrita e 50% de austenita) de tal forma que fique garantida a homogeneidade característica deste material.

Embora estudos afirmem que os efeitos da soldagem causam uma notável interferência neste equilíbrio microestrutural, grandes esforços têm sido feitos para tentar minimizar estes efeitos indesejáveis, tais como a adição de elementos estabilizadores de austenita, seja pelo gás de proteção enriquecido com nitrogênio, ou tratamento térmico pós-soldagem (Wang, 2006), ou pelo uso de metal de adição enriquecido com níquel (Muthupandi, 2005).

Foi com este intuito que o presente trabalho se procedeu, de modo que tenhamos uma avaliação dos efeitos da energia de soldagem imposta, sobre as mudanças microestruturais da região fundida do aço inoxidável duplex AISI 2205.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 Conceito e Classificação dos Aços Inoxidáveis

Fundamentalmente, os aços inoxidáveis são baseados nos sistemas ferro-cromo, ferro-cromo-carbono e ferro-cromo-níquel, mas também podem conter outros elementos de liga em suas composições químicas. A natureza “inoxidável” destes aços é devido ao teor de cromo em torno de 12 %, que garante a formação de uma película protetora superficial rica em óxido de cromo responsável por sua resistência à corrosão (ASM, 1998).

Com relação à estrutura cristalina os aços inoxidáveis podem ser divididos basicamente em 3 (três) grupos (Nucleinox, 2006):

2.1.1 Austeníticos

Apresentam estrutura cristalina cúbica de face centrada e possuem altos teores de elementos estabilizadores de austenita, como o níquel, manganês, nitrogênio, cobre e carbono. Recebem este nome pois tem a austenita (γ) estável inclusive em temperaturas inferiores à ambiente. Os aços austeníticos são ligas de ferro, cromo (17 a 25%) e níquel (7 a 20%), e apresentam as seguintes

características: podem ser endurecidos por trabalho a frio (cerca de 4 vezes) e também ser facilmente soldados (Nucleoinox, 2006).

Além disso, possuem grande tenacidade, ductilidade e não são magnéticos. Em relação aos ferríticos (que serão apresentados a seguir), apresentam elevado custo, principalmente devido ao níquel adicionado (Nucleoinox, 2006).

Com relação a trabalho em temperaturas adversas, são adequados tanto para trabalho a elevadas temperaturas (até 925°C), como a baixas temperaturas (inclusive aplicações criogênicas – abaixo de 0°C). São aços que apresentam elevada resistência à corrosão, porém são susceptíveis à corrosão sob tensão (Nucleoinox, 2006).

2.1.2 Ferríticos

Apresentam estrutura cristalina cúbica de corpo centrado e tem a ferrita como fase predominante. O cromo, silício, alumínio, titânio e o molibdênio atuam como estabilizadores dessa fase (Nucleoinox, 2006).

Os aços inoxidáveis ferríticos são ligas de ferro e cromo (11 a 17%), e se comparados aos austeníticos apresentam normalmente menores custos, principalmente devido à menor presença de cromo (Nucleoinox, 2006).

Apresentam menor ductilidade e tenacidade se comparados aos austeníticos, e são magnéticos. São soldáveis (com alguns cuidados especiais) e são facilmente conformados mecanicamente a frio. Sua resistência cresce ligeiramente por trabalho a frio (cerca de 50%). Apresentam elevada resistência à corrosão sob tensão. Apresentam transição dúctil-frágil, ou seja, fratura por clivagem, e por esse motivo não são adequados para trabalhos a temperaturas baixas (Nucleoinox, 2006).

2.1.3 Martensíticos

Com uma estrutura cristalina tetragonal de corpo centrado (fase martensita) após têmpera, e cúbica de corpo centrado quando revenida (Nucleoinox, 2006).

Os aços inoxidáveis martensíticos são ligas de ferro e cromo (12 a 18%), com um teor de carbono variando de 0,10% a até 1%, e possuem como característica principal moderada resistência à corrosão (Nucleoinox, 2006).

São endurecíveis por tratamento térmico, podendo alcançar níveis mais elevados de resistência mecânica e dureza. São aços magnéticos e não podem ser soldados (Nucleoinox, 2006).

Além destes 3 (três) tipos de aços inoxidáveis, existem os chamados aços inoxidáveis endurecíveis por precipitação (PH) e os aços inoxidáveis duplex (ASM, 1998).

2.2 Características e Propriedades dos Aços Inoxidáveis Duplex

Os aços inoxidáveis duplex são materiais baseados no sistema Fe-Cr-Ni. Sua composição química, assim como seu processamento termomecânico define uma microestrutura bifásica com proporções aproximadamente iguais de austenita e ferrita. Geralmente possuem cerca de 20 a 30 % de cromo, assim como 5 a 10 % de níquel, com teores muito baixos de carbono (menores que 0,03 %) e com adições de molibdênio, nitrogênio, tungstênio e cobre (Ramirez, 2001).

2.2.1 Características dos Aços Inoxidáveis Duplex

Com uma microestrutura bifásica ferrita-austenita em cerca de 50%, os aços inoxidáveis duplex apresentam excelentes propriedades mecânicas comparadas com os tipos austeníticos e ferríticos convencionais. Possuem elevada resistência ao fenômeno da corrosão sob tensão e à corrosão localizada em meios contendo cloretos, assim como alta resistência à corrosão intergranular. Sua soldabilidade é superior à dos aços inoxidáveis ferríticos (Giraldo, 2001 e Ramirez, 2001).

Com o equilíbrio na adição dos elementos de liga que favorecem a formação de ferrita ou de austenita, possibilita-se a fabricação dos aços duplex. Os elementos que efetivamente favorecem a formação da fase ferrita nas ligas duplex, são o cromo, o molibdênio e o tungstênio. Já o níquel, o manganês e o nitrogênio incentivam a formação da fase austenita (Fedele, 2006 e Franzotti, 2003).

A Tabela 1 apresenta a composição química típica dos aços inoxidáveis duplex.

Tabela 1 - Composição química típica dos aços inoxidáveis duplex mais comuns (Giraldo, 2001)

Nome comercial	Denominação UNS	Cr	Mo	Ni	N	Outros	PRE
SAF 2304	S32304	23	0,2	4	0,1	-	25
UR35N	S32304	23	0,2	4	0,1		25
3RE60	S31500	18,5	2,7	5	0,07	1,5Si	29
UR45	S31803	22	3	5,3	0,17	-	35
2205	S31803	22	3	5,3	0,17	-	35
SAF 2205	S31803	22	3	5,3	0,17	-	35
FERRALIUM255	S32550	25	3	6,5	0,18	1,6 Cu	38
ZERON 100	S32760	25	3,6	7	0,25	0,7 Cu - 0,7W	41
SAF 2507	S32750	25	3,8	7	0,27	-	42

Assim, diferentes grupos de aços inoxidáveis duplex (AID) são classificados segundo sua composição química (Giraldo, 2001):

- - 23% Cr - 4% Ni - 0,10% N, são livre de Molibdênio, que por sua vez são materiais econômicos e alternativos aos graus austeníticos AISI 304 e AISI 316
- - 22% Cr - 5% Ni - 3% Mo - 0,17% N, são considerados padrões e apresentam uma maior resistência à corrosão por pite em ambientes mais agressivos devido seu alto teor de N.
- - 25% Cr - 6,8% Ni - 3,7% Mo - 0,27% N com ou sem adições de W ou Cu, são conhecidos como aços inoxidáveis superduplex (AISD). São projetados principalmente para aplicações marinhas, químicas e petroquímicas, pois requerem uma combinação de altíssima resistência à corrosão em meios altamente agressivos com altas propriedades mecânicas.

Inicialmente, a composição química baseada nos altos teores de Cr e Mo, impõe a resistência à corrosão intergranular e por pite respectivamente e é função da resistência à corrosão localizada de cada uma das fases que a compõem (ferrita e austenita), sendo que, tanto a razão ferrita/austenita quanto a composição química

de cada uma dessas fases influenciará diretamente na resistência à corrosão localizada (Giraldo, 2001).

Da mesma maneira que ocorrem nos aços inoxidáveis austeníticos, outras fases podem precipitar numa faixa de temperatura de 300 a 1000°C, sendo consequência de tratamentos térmicos, ciclos térmicos de soldagem ou até mesmo sob condições de serviço. Entre essas fases podemos citar: fases intermetálicas (sigma, chi, nitretos, carbonetos, etc), austenita secundária (γ_2) e α' . Destacam-se os nitretos de cromo (normalmente encontrado em soldas), a fase sigma (causadora de grandes reduções na tenacidade e resistência à corrosão do material) e a fase α' (detectadas após longos períodos de tempo a temperaturas em torno de 300 °C) (Ramirez, 2001).

De uma maneira geral, devido às suas frações volumétricas menores, a presença dos nitretos de cromo nos aços inoxidáveis duplex é menos prejudicial que a de outras fases intermetálicas, como a fase sigma. (Ramirez, 2001)

Para frações volumétricas da fase sigma menores que 4%, o valor de tenacidade convencionalmente aceito pelos usuários dos aços inoxidáveis duplex (27J/cm²) é facilmente alcançado (Ramirez, 2001).

O modo mais comum de processamento dos aços inoxidáveis duplex consiste na conformação a quente entre 1200°C e 900°C, seguido de tratamento isotérmico de solubilização entre 1020°C e 1120°C e resfriamento em água (Franzotti, 2003).

Deste modo obtém-se o equilíbrio desejado com uma estrutura composta por bandas alongadas de forma alternada de ferrita e austenita conforme é mostrado na Figura 1.

A fase que se apresenta na cor mais clara é a ferrita, e a que se apresenta na cor mais escura é a austenita.

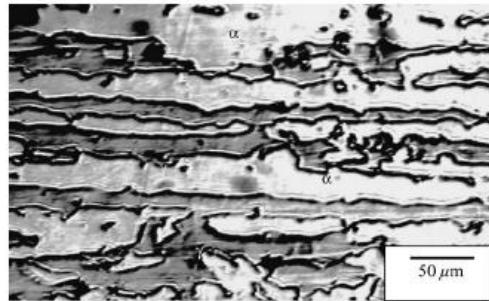


Figura 1 – Microestrutura do aço SAF 2205. (Wang, 2006)

2.2.2 Propriedades Físicas

Os aços inoxidáveis duplex são magnéticos devido à presença de ferrita. Apresentam baixos coeficientes de expansão térmica similarmente aos aços inoxidáveis ferríticos podendo ser usados em condições de ciclos térmicos à temperaturas inferiores à 300°C (Giraldo, 2001).

Devido à combinação de alta condutividade térmica com baixa expansão térmica, estes aços são aconselháveis para utilização em trocadores de calor.

2.2.3 Propriedades Mecânicas

As propriedades mecânicas dos aços inoxidáveis duplex são resultados da combinação da composição química e das propriedades da ferrita e da austenita, mas notadamente da ferrita, por esta apresentar um limite de escoamento maior que a austenita (Giraldo, 2001).

Esta combinação de propriedades mecânicas só é mantida se a microestrutura estiver balanceada. Dependendo da velocidade de resfriamento, e do tempo de permanência em determinadas faixas de temperaturas, podem ocorrer a precipitação de outras fases, além da austenita e ferrita, levando à fragilização desses aços (Ramirez, 2001).

Com relação à resistência ao impacto, os AID encontram-se numa posição intermediária aos aços inoxidáveis austeníticos e ferríticos (Giraldo, 2001).

Na Tabela 2 podemos ver algumas propriedades mecânicas de alguns dos aços inoxidáveis duplex comerciais.

Tabela 2 – Propriedades mecânicas dos aços inoxidáveis duplex mais comuns (Giraldo, 2001)

TIPO AID	Limite de escoamento (N/mm ²)	Limite de Resistência (N/mm ²)	Alongamento (%)	Redução de área (%)
UNS31200	450	690	25	50
UNS31803	450	620	25	45
UNS32550	550	760	15	-
UNS32900	485	620	15	-
CD4-Mcu	485	690	16	-
UNS31500	440	630	30	-
UNS31250	440	630	30	-

2.2.4 Resistência à Corrosão

A ampla utilização dos AIDs deve-se principalmente a sua excelente resistência à corrosão localizada (pites e frestas) e à corrosão sob-tensão, aliada às propriedades mecânicas. No entanto, a maioria das fases que precipitam nos AIDs é rica em cromo e/ou molibdênio, causando assim a diminuição destes elementos na matriz e o consequente empobrecimento destes elementos nos contornos de grão (Ramirez, 2001).

A resistência à corrosão por pites dos AIDs depende fortemente da composição da liga, principalmente dos teores de Cr, Mo e N, e não da relação ferrita/austenita de equilíbrio.

Algumas relações empíricas definidas como índice de resistência ao pite (PRE) são apresentadas a seguir:

$$PRE = \%Cr + 3,3\%Mo + 16\%N \quad \text{Equação 1}$$

$$PRE = \%Cr + 3,3\%Mo + 30\%N \quad \text{Equação 2}$$

$$PREW = \%Cr + 3,3 (\%Mo + 0,5\%W) + 16\%N \quad \text{Equação 3}$$

A Equação 1 é usada para os aços inoxidáveis austeníticos, podendo ser usada com cautela nos AIDs. Como a austenita é a fase menos resistente à

corrosão por pites nos AIDs, a Equação 2 foi criada levando-se em conta o efeito benéfico do N nesta propriedade e da partição deste elemento para a austenita. A Equação 3 é usada nos AIDs ligados ao W, devido sua forte atuação na resistência à corrosão por pites (Ramirez, 2001).

Os aços inoxidáveis duplex também podem ser classificados pelo índice PRE, variando de 24 para o aço Fe-23Cr-4Ni-0,1N sem molibdênio, e 40 para o aço Fe -25Cr-7Ni-3,5Mo-0,25N-Cu-W. Um PRE mínimo de 40, é usado para definir a classe dos "superduplex" (ASM, 1998).

A resistência à corrosão sob tensão é superior aos aços inoxidáveis austeníticos, devido à presença da ferrita, que interage eletroquimicamente e mecanicamente com a austenita reduzindo o risco de trincamento. Com relação à resistência intergranular, os AIDs são excelentes devido ao baixo teor de carbono e elevado teor de cromo destas ligas (Ramirez, 2001).

2.3 Soldagem dos Aços Inoxidáveis Duplex

A soldagem pode ser definida como uma operação que visa a união localizada de materiais de forma permanente, baseada na ação de forças em escala atômica semelhantes às existentes no interior do material e é a forma mais importante de união permanente de peças usada industrialmente. Já que esta operação envolve muito fenômenos metalúrgicos como, por exemplo, fusão, solidificação, transformações no estado sólido, tensões residuais geradas pelo calor, alguns problemas práticos podem ocorrer, de forma que pode-se evitar aplicando os princípios metalúrgicos apropriados ao processo de soldagem (Wikipedia, 2006).

Para a soldagem dos AIDs, do ponto de vista operacional é bem parecida com a dos aços inoxidáveis austeníticos da série 300, podendo ser empregado a maioria dos processos de soldagem tais como, TIG, MIG, Plasma, Eletrodo Revestido, Arame Tubular, Arco Submerso, Laser dentre outros. No entanto, o correto ajuste dos parâmetros, principalmente da corrente, da tensão e da velocidade de soldagem, podem contribuir para que a junta receba calor suficiente mantendo assim o desempenho inicial, consequência de uma microestrutura balanceada (Fedele, 2006).

Para se ter uma razoável aproximação da estrutura gerada no metal de solda dos aços inoxidáveis, pode ser utilizado o diagrama de Schaeffler, onde se obtém uma relação de equivalência entre os elementos químicos adicionados sobre o efeito do Cr e do Ni na microestrutura e nos constituintes da região soldada (ASM, 1998)

Deste modo, estima-se com certa precisão a quantidade das fases presentes no metal de solda, como mostra a Figura 2.

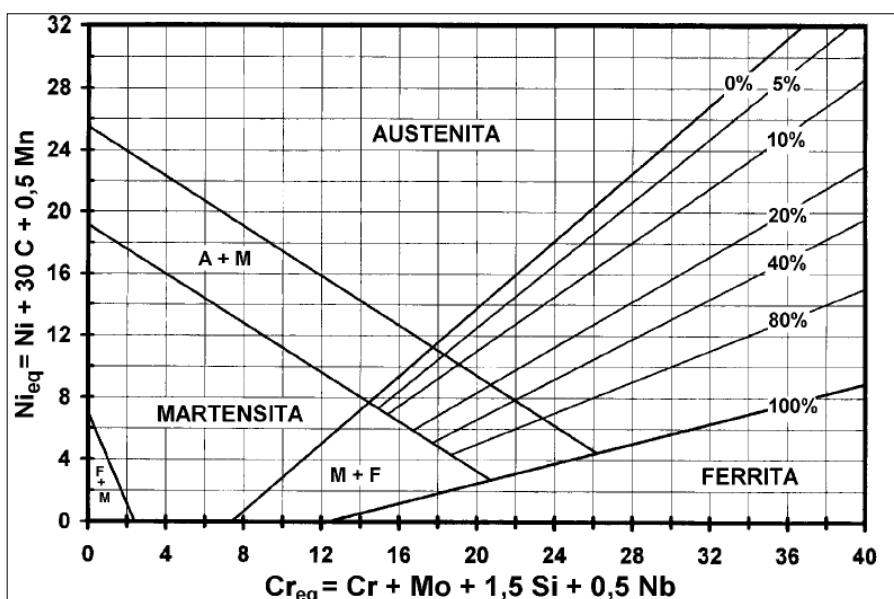


Figura 2 – Diagrama de Schaeffler para estimativa das fases contidas nos aços inoxidáveis. (Metals Handbook, Vol. 6)

Entretanto na soldagem desse aço, a microestrutura gerada no processo de solidificação da zona fundida pode ser diferenciada em comparação com a microestrutura do metal de base. Em função disto, as propriedades da zona fundida, assim como em seu entorno irão ser diferentes das propriedades do metal de base, tanto para a resistência a corrosão quanto para a resistência mecânica (Wang, 2006).

Isso acontece devido à imposição de um ciclo térmico brusco (Figura 3) sobre a zona fundida (ZF) e consequentemente sobre a zona afetada pelo calor

(ZAC), fazendo com que a microestrutura se diferencie nestas regiões pelos fenômenos de solidificação e difusão posterior que acontece na fase sólida (Giraldo, 2001).

Diferentes morfologias austeníticas podem estar presentes no metal solidificado de um aço inoxidável duplex, tais como: austenita de Widmanstätten, austenita de contorno de grão (alotriomórfica) e austenita de interior de grão. (Wang, 2006 e Muthupandi, 2005)

Como resultado da soldagem dos aços duplex, temos uma variação na microestrutura desde a poça de fusão até o metal adjacente à solda tendo como causa a história térmica (ciclos térmicos e repartição térmica), cuja representação esquemática se encontra na Figura 4.

Durante a solidificação da ZF na soldagem dos aços inoxidáveis duplex, problemas de resistência mecânica e de resistência à corrosão poderão ocorrer se a quantidade da fase austenita for baixa (Wang, 2006).

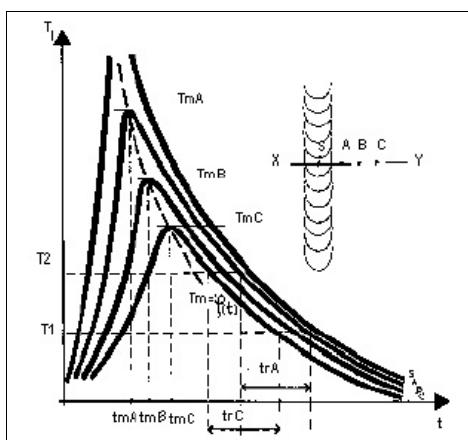


Figura 3 - Curvas de temperatura-tempo obtida para diferentes pontos desde o centro da solda (Giraldo, 2005)

Então com o objetivo da formação de austenita na zona fundida, geralmente são utilizados metais de adição com teores de Ni em torno de 2,5 a 3,5 % acima do teor encontrado no metal de base. Uma outra forma de controlar a fração de austenita na zona fundida é mediante a introdução de N na poça de fusão pelo metal de adição ou pelo gás de proteção utilizado (Ramirez, 2001).

Para que as propriedades da junta sejam as melhores possíveis, deve-se ter um controle rigoroso nas mudanças microestruturais que ocorrem durante o aquecimento e resfriamento de uma solda do aço duplex.

Este controle pode ser executado através da composição química e/ou da história térmica. A composição química da zona fundida pode ser alterada pelo metal de adição e/ou pelo gás utilizado para proteção, enquanto a história térmica determinará basicamente a microestrutura da ZAC, e eventualmente da zona fundida (Ramirez, 2001).

A solidificação pode ser baseada no diagrama pseudo-binário Fe-Cr-Ni com 70 % de Fe apresentado na Figura 5.

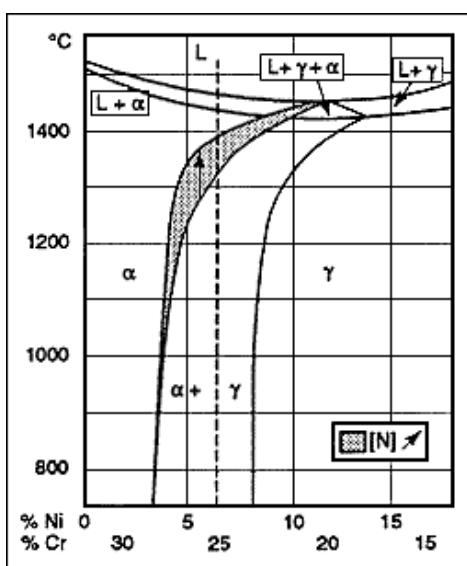


Figura 4 – Diagrama pseudo-binário Fe-Cr-Ni com 70 % de Fe (Bridges, 2002)

Os aços inoxidáveis duplex, inicialmente, solidificam como ferrita em temperaturas próximas de 1450 °C onde se mantém até a linha “solvus” da ferrita. Durante o resfriamento no estado sólido, ocorre a precipitação de austenita, que dependerá da relação dos elementos estabilizadores da ferrita e da austenita, da temperatura e do tempo. Quando a relação destes elementos estabilizadores é alta, a precipitação da austenita começa em baixas temperaturas e é muito influenciada pela velocidade de resfriamento. A austenita começa a precipitar nucleando no

contorno de grão ferrítico e está diretamente ligada ao tempo e à temperatura, ocorrendo maior precipitação quando as velocidades de resfriamento forem menores (Giraldo, 2001).

Quando a soldagem for autógena (sem metal de adição), a microestrutura da poça de fusão pode apresentar altos teores de ferrita, podendo ser adicionado o gás N₂ no gás de proteção para resolver este problema (Giraldo, 2001).

2.4 Energia de soldagem

Como já visto anteriormente, o aporte térmico e a velocidade de resfriamento influenciarão sobremaneira os fenômenos que ocorrem na soldagem dos aços inoxidáveis duplex, deste modo o controle do nível de energia imposta durante o processo de soldagem modificará as partições térmicas e os picos de temperatura na ZAC e consequentemente na ZF.

Uma energia de soldagem elevada tende a produzir uma velocidade de resfriamento menor da junta dependendo da espessura da chapa. Deste modo a microestrutura pode ser balanceada com a precipitação de austenita e da mesma maneira, ocorrerá precipitação de fases intermetálicas e o crescimento do grão. Já uma energia de soldagem baixa leva a uma velocidade de resfriamento elevada dificultando assim a precipitação de austenita e aumentando a fração da fase ferrita, que por sua vez acarreta na precipitação de nitretos de cromo no interior da ferrita (Ramirez, 2001).

3 MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 Material em estudo

Para os experimentos foram utilizados como material de base o aço inoxidável duplex AISI 2205, disposto em chapas laminadas de 0,8 mm de espessura e 50 mm de largura, conforme a Figura 6.



Figura 5 – Chapas comerciais fabricadas em aço inoxidável duplex AISI 2205 utilizadas nos experimentos

Na Tabela 3 pode ser observada a composição química para o material em questão.

Tabela 3 - Composição química do metal de base conforme certificado de inspeção do fabricante

TIPO	Cr	Ni	Mo	N	C	Mn	Cu	P	Si	S
AISI 2205	22,5	5,00	0,3	0,09	0,02	1,45	0,31	0,023	0,70	0,001

3.2 Métodos experimentais

O processo empregado para a soldagem foi o TIG autógeno de simples passe. O deslocamento ao longo da largura da chapa (direção perpendicular ao sentido de laminação) foi feito de maneira automática e a soldagem decorreu com polaridade direta (CC -), na posição plana. A configuração de soldagem pode ser visualizada no esquema da Figura 7.

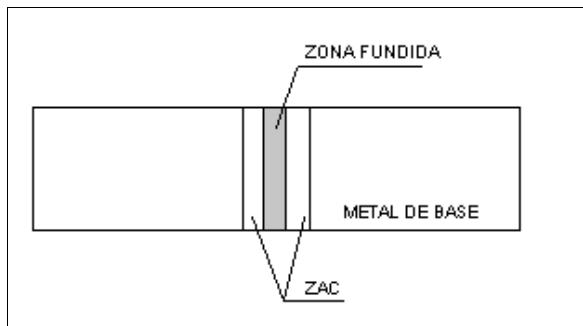


Figura 6 – Diagrama descriptivo das principais regiões da solda

Para a execução do processo de soldagem, as chapas foram posicionadas de maneira tal que ficassem bem niveladas, buscando evitar a variação da distância eletrodo/peça e assim manter a tensão de soldagem constante ao longo de toda a largura da chapa.

Como fonte de energia foi utilizado o equipamento multiprocesso INVERSAL 450/600 (Figura 8), patrimônio do Laboratório de Soldagem do Centro Tecnológico da UFES. Neste equipamento foram feitos os ajustes dos parâmetros, sendo que para cada corpo-de-prova manteve-se a tensão, corrente e a velocidade de soldagem constante. Os testes foram executados num total de 5 (cinco) corpos-de-prova.



Figura 7 – Fonte de energia INVERSAL 450 utilizada para a realização das soldagens

3.2.1 Parâmetros de soldagem

Com intuito de estudar a influência da energia de soldagem imposta, na microestrutura final e nas propriedades da zona fundida do material, foram estipulados diferentes parâmetros de soldagem para cada corpo-de-prova. Esta variação de parâmetros irá interferir no aporte térmico introduzido no sistema e consequentemente nas características da região soldada.

Esses parâmetros são apresentados na Tabela 4.

Foi utilizado o argônio puro como gás de proteção e o eletrodo de tungstênio dopado com 2 % de Th. O ângulo da ponta do eletrodo foi mantido em 25° e a distância entre o eletrodo e a peça foi de 3,0 mm. A vazão do gás foi mantida em 10 l/min.

Tabela 4 – Parâmetros utilizados para a soldagem do aço inoxidável AISI 2205

PARÂMETROS	AISI 2205 (Duplex)				
	CP 1	CP 2	CP 3	CP 4	CP 5
Tensão (V)	12,1	11,9	11,1	11,5	13,1
Corrente (A)	20	22	20	17	18
Velocidade de soldagem (mm/s)	1,5	1,5	1,17	0,83	0,83
Energia de soldagem (KJ/mm)	0,161	0,174	0,190	0,235	0,284
Vazão de gás (l/min)	10	10	10	10	10

3.2.2 Energia de soldagem

A determinação da energia imposta na soldagem para cada CP foi efetuada de acordo com a equação abaixo:

$$E = \frac{U \cdot I}{Vs} \quad \text{EQUAÇÃO 4}$$

Sendo E a energia de soldagem dado em KJ/mm, U a tensão de soldagem dado em Volts (V), I a corrente de soldagem dado em Ampéres (A), Vs a velocidade de soldagem dado em cm/ min.

Os cálculos utilizados na obtenção da energia de soldagem para cada CP são mostrados a seguir.

Pela Equação 4, temos que:

$$U = 12,1 \text{ V}$$

CP1: $I = 20 \text{ A}$ $E = 0,161 \text{ KJ / mm}$
 $V_s = 1,5 \text{ mm / s}$

$$U = 11,9 \text{ V}$$

CP2: $I = 22 \text{ A}$ $E = 0,174 \text{ KJ / mm}$
 $V_s = 1,5 \text{ mm / s}$

$$U = 11,1 \text{ V}$$

CP3: $I = 20 \text{ A}$ $E = 0,190 \text{ KJ / mm}$
 $V_s = 1,17 \text{ mm / s}$

$$U = 11,5 \text{ V}$$

CP4: $I = 17 \text{ A}$ $E = 0,235 \text{ KJ / mm}$
 $V_s = 0,83 \text{ mm / s}$

$$U = 13,1 \text{ V}$$

CP5: $I = 18 \text{ A}$ $E = 0,284 \text{ KJ / mm}$
 $V_s = 0,83 \text{ mm / s}$

Pode-se observar que cada corpo-de-prova foi submetido a uma determinada energia de soldagem, de modo que influencie de maneira distinta na microestrutura e nas propriedades da zona fundida. Para visualizarmos esta diferença, foram feitas análises metalográficas com posterior quantificação dos microconstituintes (fase austenita) e ensaios de microdureza.

3.2.4 Análise Metalográfica

As amostras soldadas foram submetidas a observações metalográficas em corte transversal ao cordão de solda realizado (sentido axial ao cordão efetuado), tendo com referência a linha de fusão. Para cada embutimento, foi posicionada 1 (uma) seção ($C - C' - A_1 - A_1'$) de cada amostra de acordo com o diagrama mostrado na Figura 9. A seqüência dos procedimentos utilizados está descrita abaixo.

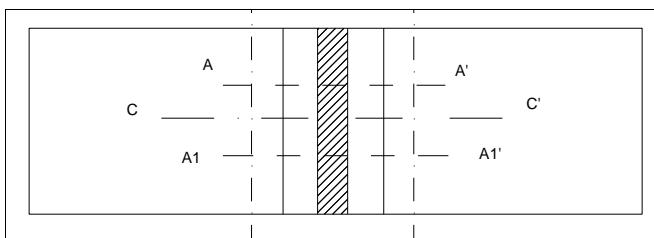


Figura 8 - Configuração dos cortes para retirada das amostras

Corte das amostras: primeiramente as amostras foram seccionadas paralelamente ao cordão de solda, de tal forma que abrangesse o metal de base e a zona afetada pelo calor de ambos os lados da zona fundida, conforme pode ser visualizado na Figura 9. Logo em seguida foi retirada a seção central (seção $A - A' - A_1 - A_1'$) da amostra, que por sua vez foi seccionada no centro, ou seja, na seção $C - C'$.

Os cortes foram efetuados utilizando-se da guilhotina do Laboratório de Tecnologia Mecânica.

Embutimento: as seções retiradas foram embutidas em resina termofixa de cura a quente (baquelite), e submetidas a um tempo médio de 10 minutos para o aquecimento, conformação e cura.

Lixamento: após os embutimentos, as amostras foram submetidas a uma seqüência de lixamento, onde primeiramente utilizou-se uma lixa 220 mesh e em seguida 320, 500, 800, finalizando com uma lixa 1200 mesh. Para cada etapa de lixamento manteve-se um intervalo de 3 minutos, variando o posicionamento em 90° para cada etapa.

Polimento: o procedimento de polimento foi executado utilizando-se de um pano próprio para polimento umidificado com alumina, sendo mantido um intervalo de 5 minutos para cada amostra.

Preparação dos reagentes: para o ataque químico do aço AISI 2205 utilizou-se o reagente Murakami's, feito à base de Ferricianeto de Potássio ($K_3Fe(CN)_6$) e Hidróxido de Sódio (NaOH) dissolvidos em água destilada. A composição do reagente obedeceu às seguintes frações:

- 5 g de NaOH P.A.
- 5 g de $K_3Fe(CN)_6$ P.A.
- 50 ml de água destilada

Para a pesagem, foi utilizada uma balança de precisão com resolução de 0,0001 g.

Com o intuito de evitar a contaminação das amostras com os reagentes já deteriorados, foi preparada uma solução para cada amostra.

Ataque químico: as amostras foram submetidas ao ataque químico com o reagente em ebulação. Uma base aquecedora dotada de um sistema magnético de mistura foi utilizada para tal procedimento.

Cada amostra ficou imersa nesse reagente num período de 3 minutos e 30 segundos, com estanque feito sob imersão em água corrente e posterior secagem através do molhamento em álcool etílico PA.

Avaliação em microscópio óptico: foi feita a caracterização microestrutural da região de interesse (zona fundida) utilizando a microscopia óptica. Para tal procedimento, utilizou-se o microscópio óptico Olimpus Modelo - BX60M (Figura 10)



Figura 9 – Microscópio Óptico utilizado para aquisição das micrografias

Cada amostra foi submetida a um total de 2 (duas) micrografias com aumento de 300 vezes focalizado na região de interesse.

3.2.3 Quantificação dos Microconstituintes

Para a quantificação dos microconstituintes, foi utilizado o software GSA (Granulômetro Semi-Automático) desenvolvido como parte do projeto de graduação em Engenharia Mecânica pelos alunos Orlando Fanti e Robson Costa da Universidade Federal do Espírito Santo. Uma configuração de como se dá a quantificação percentual dos microconstituintes presentes na região fotografada é apresentada na Figura 11.

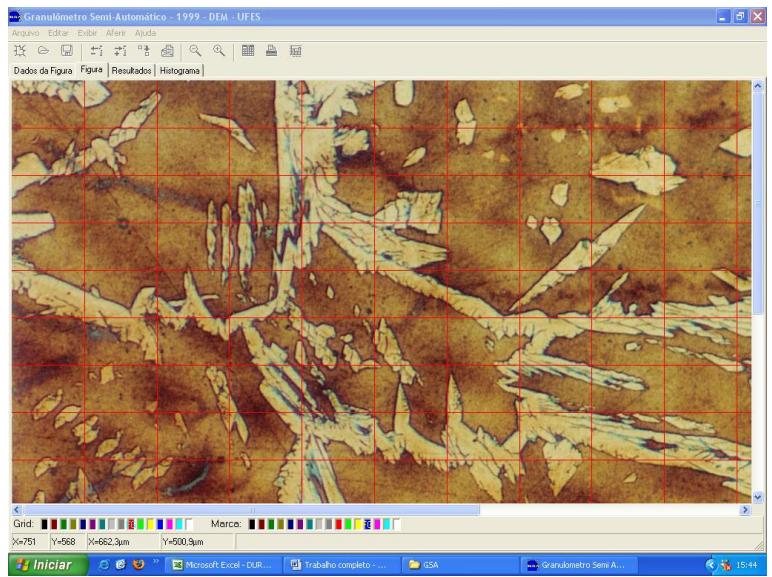


Figura 10 – Interface do software GSA utilizado para a quantificação dos microconstituintes

Um sistema de intersecção de linhas é usado para a quantificação percentual dos microconstituíntes presentes na região fotografada, de modo que a malha (quantidade de linhas verticais e horizontais) irá depender do aumento e da resolução da micrografia.

O aumento utilizado foi de 300 vezes com uma resolução de 96 dpi, e a malha gerada para a quantificação das fases foi composta de 15 linhas verticais e 10 linhas horizontais.

Para melhor entendimento do modo de quantificação microestrutural utilizado pelo software GSA, a Figura 12 é apresentada.

Nota-se que as linhas interceptadas pelo microconstituínte a ser quantificado (austenita), apresentam-se numa coloração azulada, de forma que o software GSA o quantifica a partir destas marcações. Deste modo, com a marcação completa da região fotografada, tem-se o percentual de austenita presente na micrografia.

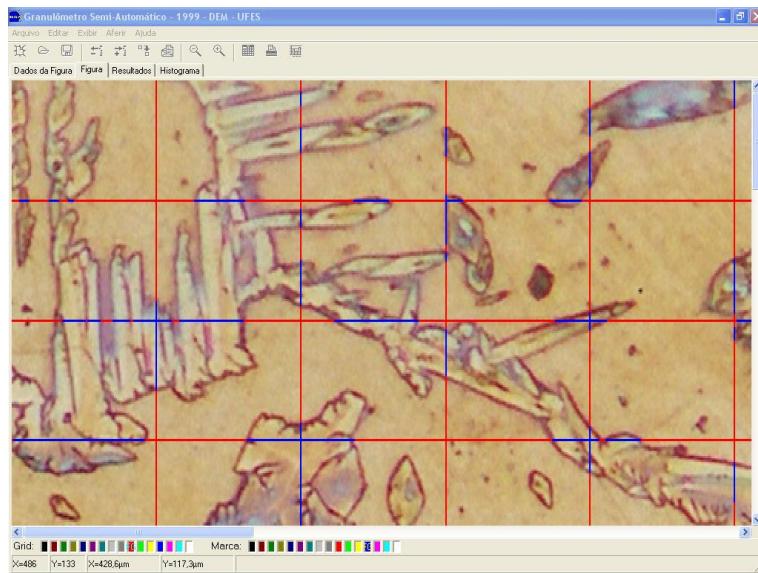


Figura 11 – Forma de medição microestrutural utilizando o software GSA

Conforme os procedimentos descritos anteriormente, foi feita a quantificação da fase austenita para as micrografias das 5 (cinco) amostras utilizadas nos experimentos.

3.2.4 Ensaio de Microdureza

Os CP's foram submetidos ao ensaio de microdureza com o objetivo de fornecer o perfil de dureza ao longo da direção perpendicular à região da solda. A microdureza foi medida desde o metal de base atravessando a ZAC (zona afetada pelo calor), até a zona fundida. O microdurômetro Pantec Modelo HXD-1000TM (Figura 13), patrimônio do Laboratório de Materiais da UFES, foi utilizado para a realização dessa etapa.



Figura 12 – Microdurómetro utilizado para os ensaios de microdureza

Uma carga de 300 gf com um tempo de pré-carga de 4 segundos e tempo de aplicação de 20 segundos foi utilizada para os ensaios de cada CP.

Para a obtenção do perfil de dureza do metal de base, foi utilizada primeiramente uma distância de 0,50 mm, sendo distribuídas 10 (dez) impressões nas regiões do metal de base. Aproximando-se da ZAC, esse valor foi refinado para 0,25 mm atravessando a zona fundida e a ZAC. Foram geradas 30 (trinta) impressões com a distância de 0,25 mm e 20 (vinte) impressões com a distância 0,50mm, gerando um perfil de dureza com total de 50 (cinqüenta) impressões.

Esses procedimentos foram seguidos de tal forma, que o perfil de dureza indicasse uma prévia em relação às variações das propriedades mecânicas na região da solda comparada com o metal de base.

Também foram realizados ensaios de microdureza nas fases presentes da zona fundida utilizando uma carga de 10 gf.

4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

As Figuras 14 a 18 apresentadas a seguir retratam as microestruturas da zona fundida do CP1, CP2, CP3, CP4 e CP5, cujas energias de soldagem impostas foram respectivamente de 0,161; 0,174; 0,190; 0,235 e 0,284 KJ/mm.

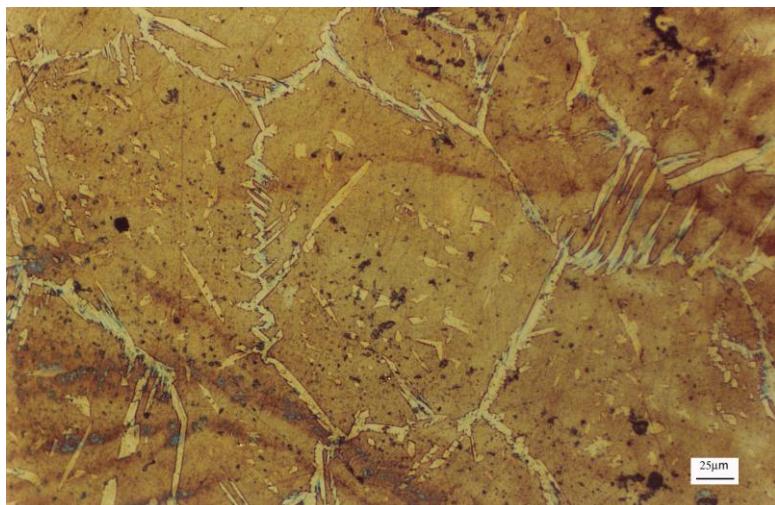


Figura 13 – Região da zona fundida do CP1 equivalente ao corte C-C'

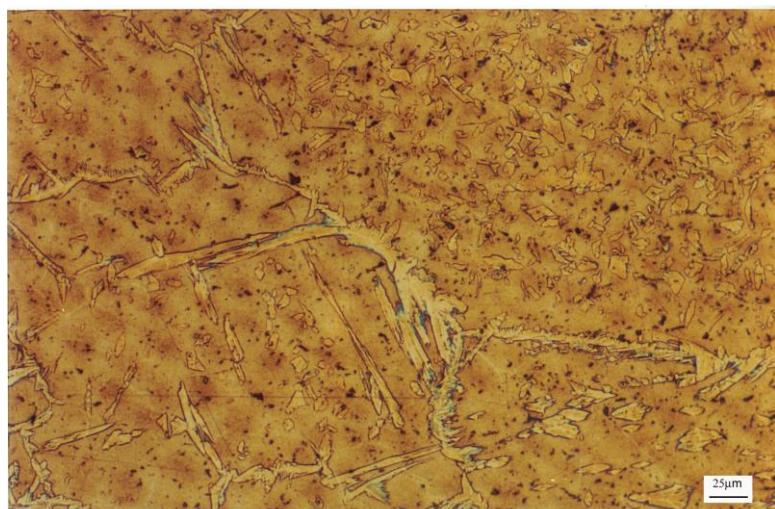


Figura 14 – Região da zona fundida do CP2 equivalente ao corte C-C'

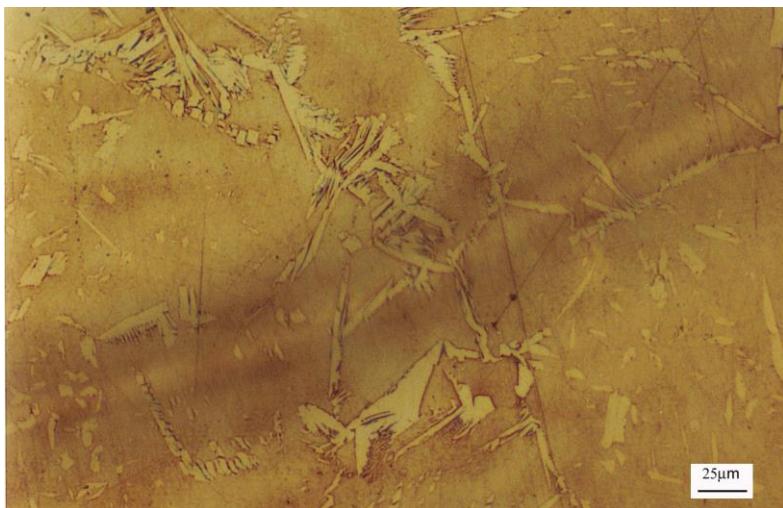


Figura 15 – Região da zona fundida do CP3 equivalente ao corte C-C'

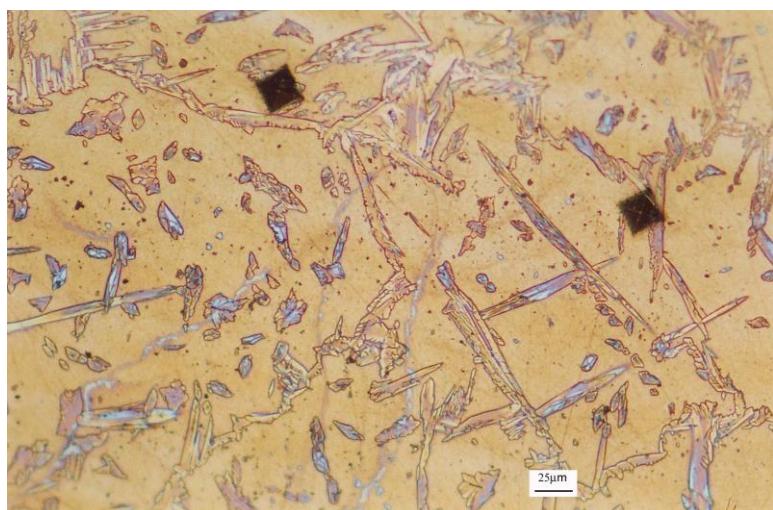


Figura 16 – Região da zona fundida do CP4 equivalente ao corte C-C'

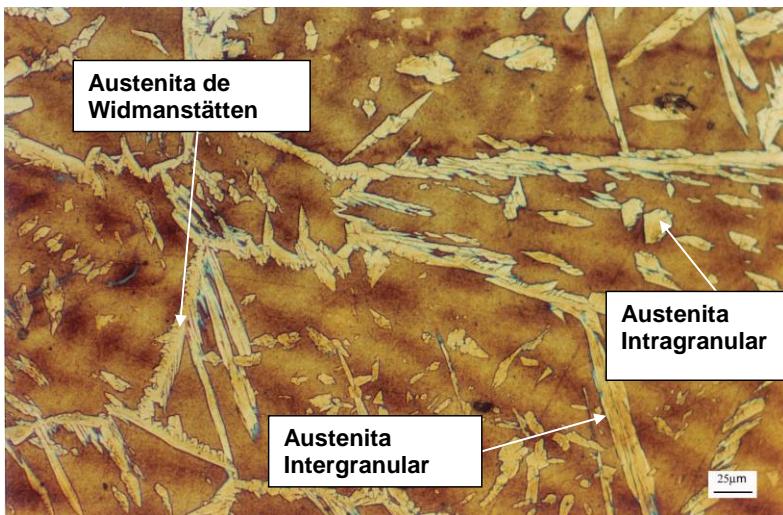


Figura 17 – Região da zona fundida do CP5 equivalente ao corte C-C'

Conforme o certificado de inspeção das chapas fornecidas pelo fabricante, o teor inicial da fase ferrita é de 51%, ou seja, os outros 49% seriam de fase austenita.

Após a soldagem, observando as micrografias, é nítida a diminuição da fase austenita na zona fundida, já que a soldagem foi autógena e não se utilizou nenhum meio de tentar estabilizar a austenita, seja pelo gás de proteção ou pelo metal de adição como se pode verificar nas Figuras 14 a 18 (Giraldo, 2001; Wang, 2006; Muthupandi, 2005).

Utilizando somente a variação da energia de soldagem introduzida no sistema, observou-se uma variação do percentual da fase austenita presente na zona fundida com a reformação de algumas morfologias austeníticas distintas entre si. Algumas se apresentavam em maior quantidade, outras se apresentam de maneira mais uniforme, umas se apresentavam no contorno de grão da ferrita, enquanto outras no interior do grão.

Para observar os tipos de formação da austenita na zona fundida, temos como exemplo a micrografia da Figura 18, onde se vê nitidamente a presença de 3 (três) tipos distintos de austenita reformada.

Ainda observando as micrografias, nota-se que há uma variação na microestrutura quando se varia a quantidade de energia imposta na soldagem. A menor fração de austenita encontrada na microografia da Figura 14 representando ao CP1 é nítida quando comparada com a quantidade de austenita reformada vista na microografia do CP5 representada pela Figura 18.

O software GSA também confirmou esta variação nos informando a quantidade de austenita presente na zona fundida para os 5 (cinco) Cp's.

A Tabela 5 mostra a quantidade de austenita encontrada em cada CP.

Tabela 5 – Quantidade de austenita fornecida pelo software GSA

Energia de soldagem (KJ/mm)	Austenita total (%)
0,161	16,74
0,174	18,96
0,190	20,13
0,235	31,58
0,284	33,08

Observa-se que a quantidade de austenita varia com a energia. Pela Tabela 5, verifica-se que quanto maior é a energia de soldagem nos níveis ensaiados, maior é a quantidade de austenita reformada na zona fundida.

Essa quantidade de austenita é resultado da reformação dos 3 (três) tipos de austenita: austenita de Widmanstätten (γ_a), Intergranular (γ_b) e Intragranular (γ_c), conforme mencionado anteriormente.

A quantidade e a disposição em que esses três tipos estarão presentes na matriz de ferrita α poderão influenciar as propriedades da solda.

Como citado na metodologia, também foram realizados ensaios de microdureza abrangendo desde o metal de base até a região fundida. Com os resultados pôde-se ver a distinção do perfil de microdureza entre as regiões abrangidas. Os perfis são mostrados a seguir pelas Figuras 20 a 24.

Vale ressaltar que quanto mais próximo do balanço microstrutural entre as fases, melhores serão as características da solda. (Wang, 2006; Giraldo, 2001, Muthupandi, 2005)

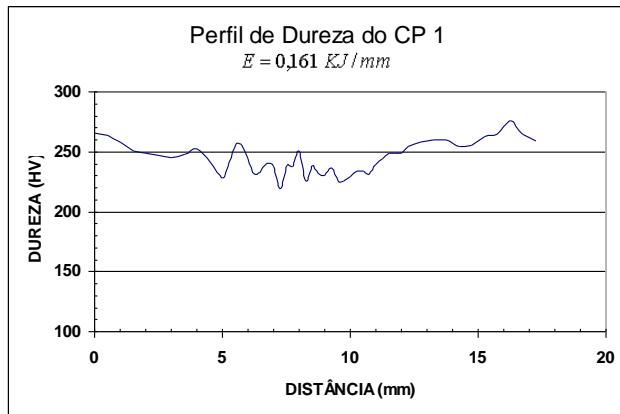


Figura 18 - Perfil de dureza do CP1($E = 0,161 \text{ KJ/mm}$).

Nota-se que o perfil da região fundida apresenta uma variabilidade muito maior em relação ao perfil mais próximo do metal de base. Isso se deve a presença das diversas morfologias de austenita presentes, bem como o seu modo de distribuição na matriz.

Seguindo a metodologia, também foi medida a dureza de cada fase presente. Essa distinção na dureza de cada morfologia pode ser consequência da cinética de formação de cada tipo de austenita observada. A Tabela 6 descreve os valores de microdureza encontrados para cada fase presente na zona fundida.

Tabela 6 – Dureza das diversas fases encontradas na zona fundida (α = ferrita; γ_a = austenita de Widmänttäten; γ_b = austenita Intergranular; γ_c = austenita Intragranular).

FASE	DUREZA (HV)
α	206
γ_a	273
γ_b	246
γ_c	226

A variabilidade no perfil de dureza, na região da solda dos corpos de prova submetidos aos ensaios de microdureza, pode estar relacionada com as diferentes durezas das fases presentes (α , γ_a , γ_b e γ_c).

Prosseguindo com a apresentação dos perfis de dureza, nota-se na Figura 21, que o perfil de dureza da região fundida apresenta uma maior uniformidade comparada com a Figura 20, isso se deve à menor variação de dureza nessa região.

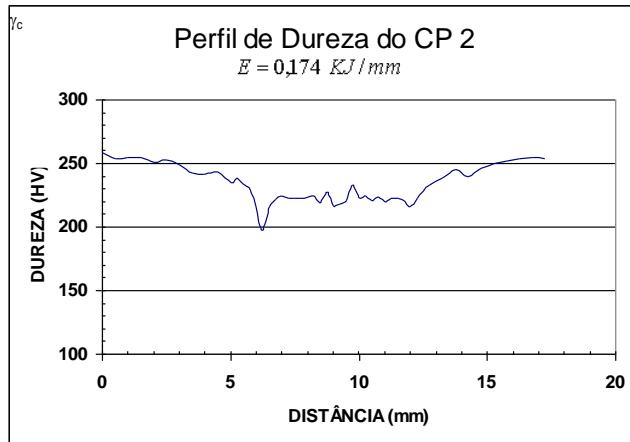


Figura 19 - Perfil de dureza do CP2 ($E = 0,174 \text{ KJ/mm}$).

Pela Figura 15 (CP2), notamos que a austenita γ_c (intragranular) se encontra mais dispersa na matriz, enquanto na Figura 14 (CP1) ocorre uma maior presença de austenita γ_a (Widmanstätten).

Na Figura 22, apesar da dureza da região fundida ter diminuído, estima-se que ocorra uma presença de fases mais duras na região fundida, influenciando na uniformidade do perfil gerado.

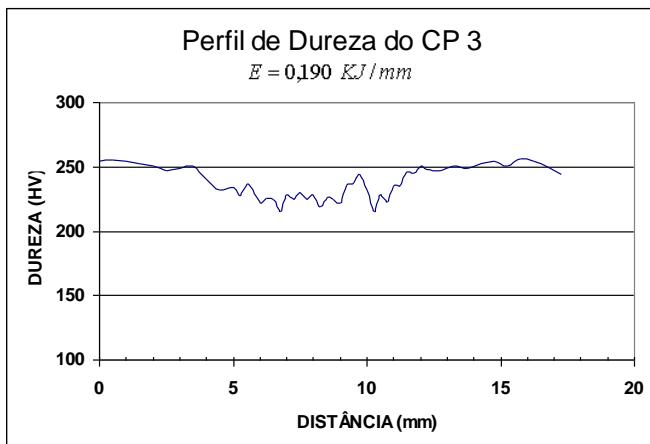


Figura 20 – Perfil de dureza do CP 3 ($E = 0,190 \text{ KJ/mm}$)

A Fig. 23 e a Fig. 24 representam os perfis de dureza dos CP's que sofreram maior inserção de energia, apresentando as maiores quantidades de austenita (31,58% e 33,08%). Fazendo uma comparação, nota-se que o perfil de dureza na região fundida da Fig. 23 apresentou um notável aumento comparado com o perfil de dureza na região do metal de base , isso se deve a uma maior presença de fases duras, tais como γ_a (Widmanstätten) e γ_b (Intergranular) , e para confirmar isso, observando a micrografia da Fig. 17, verifica-se que algumas identações foram impressas sobre as fases austeníticas mais duras, influenciando sobremaneira no perfil apresentado na região fundida.

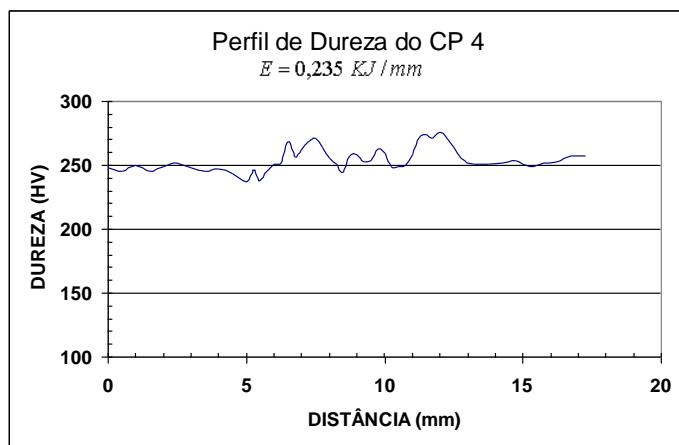


Figura 21 – Perfil de dureza do CP 4 ($E = 0,235 \text{ KJ/mm}$)

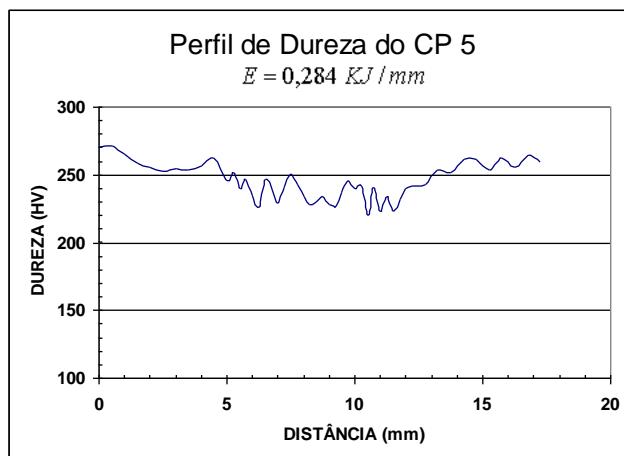


Figura 22 – Perfil de dureza do CP 5 ($E = 0,284 \text{ KJ/mm}$)

Na Figura 24 o perfil de dureza apresentou-se de maneira diferente em relação à Figura 23, sendo que houve uma redução não homogênea da dureza na região fundida, podendo ser devido a uma menor distribuição de austenita .

5 CONCLUSÕES

Com o aumento da energia de soldagem nos níveis ensaiados, tem-se um aumento na percentagem de austenita.

Pela variação da energia de soldagem tem-se a diferenciação na distribuição dos tipos de austenita (Widmanstätten, Intergranular e Intragranular).

As 3 (três) morfologias austeníticas encontradas na região fundida apresentaram durezas distintas entre si, afetando a homogeneidade do perfil de dureza na zona fundida.

6 PROPOSTA DE TRABALHOS FUTUROS

Estudar a influência da pulsação da corrente sobre a solidificação, verificando a possibilidade de interações no refino do grão gerado após a solidificação da poça de fusão para o aço inoxidável duplex AISI 2205

7 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

AISI: **Welding of Stainless Steels and other joining methods**, N° 9, 2004.

ASM: **ASM Handbook - Welding, Brazing and Soldering**. Vol. 6. 1998.

BRIDGES, K.; WOOLLIN, P.: **Arc welding duplex stainless steels - a guide to best practice** TWI, 2002.

FEDELE, R.: **Os famosos aços inoxidáveis duplex...o que são e como soldá-los ?**. Disponível em<http://www.tecmetal.com.br/downloads/artigo_abs_duplex.pdf> Acesso em 23/06/2006

FRANZOTTI, T. C., MAGNABOSCO, R., **Comparativo da resistência à corrosão por pite e do comportamento mecânico de aços inoxidáveis dúplex SAF 2205 e SAF 2507**. 11º Simpósio Internacional de Iniciação Científica da USP – SIICUSP, de 05 a 07 de novembro de 2003, São Carlos, SP, 2003.

GIRALDO, C. P. S.: **Precipitação de fases intermetálicas na zona afetada pelo calor de baixa temperatura (ZACTB) na soldagem multipasses de aços inoxidáveis duplex**. São Paulo, 2001. 144p. Dissertação (Mestrado) – Departamento de Eng. Metalúrgica, Escola Politécnica, U. de São Paulo. São Paulo, 2001.

MUTHUPANDI, V.; BALA SRINIVASAN, P.; SHANKAR, V.; SESHADRI, S. K.; SUNDARESAN, S, 2005, **Effect of nickel and nitrogen addition on the microstructure and mechanical properties of power beam process duplex stainless steel (UNS 31803) weld metals**, Material Letters, Vol. 59, pp. 2305-2309.

RAMIREZ-LONDOÑO, A. J.: **Precipitação de Fases Intermétálicas e Austenita Secundária na ZAC de Soldagens Multipasse de Aços Inoxidáveis Duplex.** São Paulo, 2001. 265 p. Tese (Doutorado) – Departamento de Eng. Metalúrgica, Escola Politécnica, U. de São Paulo. São Paulo, 2001.

WANG, S. H.; CHIU, P. K.; YANG, J. H.; FANG, J., 2006, **Gama (γ) phase transformation in pulsed GTAW weld metal of duplex stainless steel**, Materials Science and Engineering.

www.nucleoinox.org.br - Acesso em 27/06/06;