

CENTRO UNIVERSITÁRIO DA FEI

PAULO MELO MODENEZI

TENACIDADE DO AÇO UNS S31803 APÓS SOLDAGEM.

São Bernardo do Campo

2008

CENTRO UNIVERSITÁRIO DA FEI

PAULO MELO MODENEZI

TENACIDADE DO AÇO UNS S31803 APÓS SOLDAGEM.

Relatório final apresentado ao Centro Universitário da FEI, como parte dos requisitos Estabelecidos pelo Programa de Bolsas de Iniciação Científica (PBIC), orientado pelo Prof. Dr. Rodrigo Magnabosco.

São Bernardo do Campo

2008

Aos meus pais pelo incentivo e apoio.....

AGRADECIMENTOS

Inicialmente gostaria de agradecer a Deus que sempre me ajudou a vencer as dificuldades ao longo desse trabalho.

Aos meus pais Ricardo e Ana, e aos meus irmãos Daniel e Marcos pelo encorajamento e apoio.

Ao meu orientador Prof. Dr. Rodrigo Magnabosco, pela oportunidade de desenvolver pesquisa, pelos conselhos e amizade.

A empresa Böhler Thyssen Técnica de Soldagem Ltda pela doação dos eletrodos e incentivo a pesquisa.

Aos técnicos do CDMatM-FEI (Centro de Desenvolvimento de Materiais Metálicos do Centro Universitário da FEI) pela ajuda no decorrer da pesquisa e amizade.

Ao Centro Universitário da FEI e ao PBIC (Programa de Bolsas de Iniciação Científica) pelo incentivo a pesquisa.

A todos que de uma forma ou de outra contribuíram com esse projeto.

RESUMO.

Os aços inoxidáveis dúplex são frequentemente utilizados em aplicações industriais onde é necessária grande resistência mecânica combinada a resistência à corrosão. No entanto, para a confecção dessas estruturas em muitos casos é necessário que esse material seja soldado, porém, com o processo de soldagem pode ocorrer a precipitação de fases indesejáveis, que causam redução nas propriedades mecânicas e na tenacidade, além de afetarem a resistência à corrosão. Assim, o presente trabalho procurou determinar a energia absorvida no ensaio de impacto Charpy e a temperatura de transição dúctil-frágil (TTDF) do aço UNS S31803 soldado com eletrodo revestido, localizando o entalhe dos corpos-de-prova no metal base, no metal de adição e na zona termicamente afetada (ZTA). Os resultados indicam uma queda na energia absorvida nos corpos-de-prova, cujo entalhe foi localizado no metal de adição, em relação aos corpos-de-prova que o entalhe foi localizado na ZTA e metal base. No entanto, através da micrografia e ensaio de dureza Vickers constatou-se a não formação de fases fragilizantes na região do metal de adição, atribuindo-se a queda de tenacidade à presença de microestrutura menos homogênea, com mais austenita em relação à ferrita no metal de adição, e como consequência da formação de estruturas ferríticas mais delgadas, no metal de adição, a propagação de fratura frágil por clivagem nesta fase foi facilitada.

Palavras-chave: 1. Aços inoxidáveis dúplex.
2. Soldagem.
3. Caracterização microestrutural.
4. Tenacidade.
5. Ensaio de impacto Charpy.
6. Fratura frágil.

LISTA DE FIGURAS

FIGURA 1 - Desenho esquemático de um equipamento para o ensaio de impacto (CALLISTER, 2002).....	14
FIGURA 2 - Foto das superfícies de fratura de corpos-de-prova segundo o ensaio Charpy com entalhe em V. Os números abaixo das figuras indicam a porcentagem da superfície de fratura com aspecto dúctil ou fibroso (ASTM E 23-02).....	15
FIGURA 3 – Diagrama de Schaeffler modificado (SOLOMON e DEVINE, 1982).....	17
FIGURA 4 – Croqui apresentado das diferentes regiões do corpo-de-prova após a solda, segundo BADJI (2008).....	20
FIGURA 5 - Forno Mufla do Centro de Desenvolvimento de Materiais Metálicos (CDMatM) do Centro Universitário da FEI.....	23
FIGURA 6 - Máquina de solda Invertec V250-S da Lincoln Electric, do CLM-FEI.....	23
FIGURA 7 – Corpo-de-Prova do ensaio Charpy.....	24
FIGURA 8 – Desenho do corpo-de-prova do ensaio Charpy com dimensões segundo a norma ASTM E23-02.....	25
FIGURA 9 - Retificadora Plana de Precisão Mello do CLM-FEI.....	25
FIGURA 10 - Plaina Rocco 450 do CLM-FEI.....	26
FIGURA 11 - Brochadeira do CDMatM-FEI.....	26
FIGURA 12 – Corpo-de-prova embutido em resina termofixa, para análise metalográfica e de dureza.....	27
FIGURA 13 - Máquina STRUERS ABRAMIN utilizada para os procedimentos de lixamento e polimento automático dos corpos-de-prova. CDMatM-FEI.....	27
FIGURA 14 - Microscópio LEICA DMLM e analisador de imagens. CDMatM-FEI.....	28
FIGURA 15 - Microdurômetro Shimadzu HMV-2. CDMatM-FEI.....	29
FIGURA 16 – Corpo-de-prova embutido em resina termofixa, a linha azul representa o caminho que foi seguido no ensaio de microdureza, começando as medições no cordão de solda e avançando para o metal base.....	30
FIGURA 17 – Corpo-de-prova com o entalhe localizado na ZTA.....	31

FIGURA 18 – Corpo-de-prova com o entalhe localizado no metal de adição.....	31
FIGURA 19 – Máquina de ensaio de impacto Charpy com capacidade máxima de 300J, do Centro de Desenvolvimento de Materiais Metálicos da FEL.....	31
FIGURA 20 – Gráfico, amostra 1, de fração volumétrica de ferrita ao longo da junta soldada, tendo início as medições no cordão de solda e avançando para o metal base.....	38
FIGURA 21 – Gráfico, amostra 2, de fração volumétrica de ferrita ao longo da junta soldada, tendo início as medições no cordão de solda e avançando para o metal base.....	38
FIGURA 22 – Gráfico de microdureza em diversos pontos da junta soldada, medições com início na região da solda e caminhando para o metal base.....	39
FIGURA 23 – Gráfico de microdureza em diversos pontos da junta soldada, medições com início na região da solda e caminhando para o metal base.....	39
FIGURA 24 – Efeito da temperatura na energia absorvida no ensaio de impacto Charpy analisando o Metal Base.....	40
FIGURA 25 – Efeito da temperatura na energia absorvida no ensaio de impacto Charpy analisando a Zona Termicamente Afetada.....	41
FIGURA 26 – Efeito da temperatura na energia absorvida no ensaio de impacto Charpy analisando o Metal de Adição.....	41
FIGURA 27 - Fraturas do metal base à -196 ^o C , -73 ^o C , -30 ^o C , 21 ^o C , 70 ^o C.....	42
FIGURA 28 - Fraturas do metal de adição à -196 ^o C , -73 ^o C , -30 ^o C , 21 ^o C , 70 ^o C.....	42
FIGURA 29 - Fraturas da ZTA à -196 ^o C , -73 ^o C , -30 ^o C , 21 ^o C , 70 ^o C.....	42
FIGURA 30 – Curvas de energia absorvida nos três casos apresentados, metal base (azul), ZTA (amarelo) e metal de adição (verde).....	45

LISTA DE MICROGRAFIAS

MICROGRAFIA 1 - Amostra solubilizada. Ferrita (escura) e austenita (cinza). Ataque: Behara modificado.....	33
MICROGRAFIA 2 - Amostra apresentando a fase de transição entre Metal base e ZTA. Ferrita (escura) e austenita (cinza). Ataque: Behara modificado.....	33
MICROGRAFIA 3 - Amostra apresentando a zona térmicamente afetada pelo calor. Ferrita (escura) e austenita (cinza). Ataque: Behara modificado.....	34
MICROGRAFIA 4 - Amostra apresentando a fase de transição entre zona térmicamente afetada pelo calor e a região do metal de adição. Ferrita (escura) e austenita (cinza). Ataque: Behara modificado.....	34
MICROGRAFIA 5 - Amostra apresentando a região do metal de adição. Ferrita (escura) e austenita (cinza). Ataque: Behara modificado.....	35
MICROGRAFIA 6 - Amostra do metal de base que não sofreu interferência da solda, nota-se a matriz permaneceu sem ataque. Ataque: KOH.....	36
MICROGRAFIA 7 - Amostra referente à zona termicamente afetada pelo calor, nitreto de cromo (escuro), nota-se que a medida que eu vou aumentando o gradiente de temperatura a formação de nitreto de cromo se torna mais acentuada devido a velocidade de resfriamento sofrida pelo material. Ataque: KOH.....	36
MICROGRAFIA 8 - Amostra referente ao metal de adição, nitreto de cromo (escuro), nota-se que à medida que eu aumento o gradiente de temperatura, a formação de nitreto de cromo se torna mais acentuada devido à velocidade de resfriamento sofrida pelo material. Ataque: KOH.....	37

LISTA DE TABELAS

TABELA 1 - Propriedades mecânicas do aço SAF 2205 na condição recozida (SEDRIKS, 1996).....	20
TABELA 2 – Volume percentual de ferrita e austenita medidos em diferentes regiões do corpo-de-prova descritas na Figura 4, segundo BADJI (2008).....	21
TABELA 3 - Composição química em % massa do aço UNS S31803 em estudo (SEDRIKS, 1996).....	22
TABELA 4 - Composição química em % massa do eletrodo.....	22
TABELA 5 – Etapas de lixamento e polimento dos corpos-de-prova metalográficos na politriz automática.....	27

SUMÁRIO

RESUMO	5
1 INTRODUÇÃO E OBJETIVO.....	12
2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	13
2.1 Ensaio de impacto	13
2.2 Processo de soldagem	15
2.2.1 Introdução	15
2.2.2 Eletrodo revestido	16
2.3 Aços inoxidáveis	16
2.3.1 Metalurgia física.....	17
2.4 Aços inoxidáveis dúplex.....	19
3. MATERIAIS E MÉTODOS.....	22
3.1 Material em estudo.....	22
3.2 Soldagem da chapa.....	22
3.3 Preparação dos corpos-de-prova.....	24
3.4 Caracterização microestrutural.....	26
3.4.1 Preparação metalográfica.....	26
3.4.2 Microscopia ótica.....	28

3.4.3 Caracterização quantitativa da microestrutura.....	29
3.5 Ensaio de microdureza	29
3.6 Ensaio de impacto.....	30
4. RESULTADOS EXPERIMENTAIS.....	32
4.1 Caracterização microestrutural.....	32
4.1.1 Microscopia ótica.....	32
4.1.2 Caracterização quantitativa da microestrutura.....	37
4.1.3 Perfil de dureza.....	39
4.3 Ensaio de impacto Charpy	40
5. DISCUSSÃO DOS RESULTADOS.....	43
6. CONCLUSÕES.....	46
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	47

1 INTRODUÇÃO E OBJETIVO.

Aços inoxidáveis dúplex são muito usados em indústria de alimentos, farmacêutica, química, naval e em muitos outros campos de aplicação devido a seu alto desempenho. Esses aços possuem um alto limite de escoamento, se comparados com aços inoxidáveis austeníticos, altas tenacidade e resistência a corrosão, além de uma boa soldabilidade. Essas boas propriedades são conferidas ao aço devido a duas fases que se encontram em quantidades praticamente iguais na estrutura, a fase α ferrítica e a fase γ austenítica (BADJI, 2008).

Na indústria esses aços são utilizados para fabricação de grandes estruturas, que em sua maioria são soldadas; porém, com a fusão do metal de solda pode ocorrer mudança na estrutura do material, ocorrendo assim transformações nas fases α e γ (BADJI, 2008).

Grande parte dessas estruturas são tubulações, que em sua maioria operam com produtos altamente corrosivos e/ou inflamáveis e por isso necessitam de estanqueidade e continuidade nas propriedades mecânicas do material. Por esse motivo, o presente trabalho irá discutir quais são as conseqüências das transformações de fase na estrutura da junta soldada e em que as novas estruturas formadas irão afetar as propriedades do material em estudo.

O trabalho se valerá do ensaio de impacto Charpy, com o qual se determinará a energia absorvida e a temperatura de transição dúctil-frágil (TTDF) do aço UNS S31803 soldado com eletrodo revestido, localizando o entalhe dos corpos-de-prova no metal base, no metal de adição e na zona termicamente afetada (ZTA) relacionando estes resultados com as mudanças que podem ocorrer na estrutura do material soldado.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.

2.1 Ensaio de impacto

Durante a Segunda Guerra Mundial, devido à alta incidência de fratura frágil em estruturas soldadas de aço de navios e tanques de guerra, foram implantados programas de pesquisas que determinassem principalmente as causas dessas rupturas, o motivo delas acontecerem nos meses de inverno e as providências para impedir futuras ocorrências (GARCIA, 2000). O ensaio de impacto desenvolvido nesta época é um dos primeiros e até hoje um dos ensaios mais empregados para o estudo de fratura frágil nos metais.

A tendência de um metal de se comportar de maneira frágil é então medida pelo ensaio de impacto. O resultado é simplesmente representado por uma medida de energia absorvida, não fornecendo indicações seguras sobre o comportamento de toda a estrutura (GARCIA, 2000).

Trata-se de um ensaio dinâmico, que consiste na liberação de um martelo pendular de uma altura fixada (H), que se choca com o corpo-de-prova ocasionando a fratura no entalhe, que atua como concentrador de tensões. O pêndulo prossegue seu movimento após o choque e chega até uma altura menor (h) que sua altura de liberação. A energia é medida pela diferença entre as alturas, e é dada no próprio equipamento.

Geralmente ensaios de impacto são de duas classes: Ensaio de Impacto Charpy (Fig. 1) e Ensaio de Impacto Izod. A principal diferença entre os ensaios está na forma em que o corpo de prova é montado (horizontal e vertical) e na posição do entalhe; nesse projeto, o foco é o Ensaio de Impacto Charpy (GARCIA, 2000).

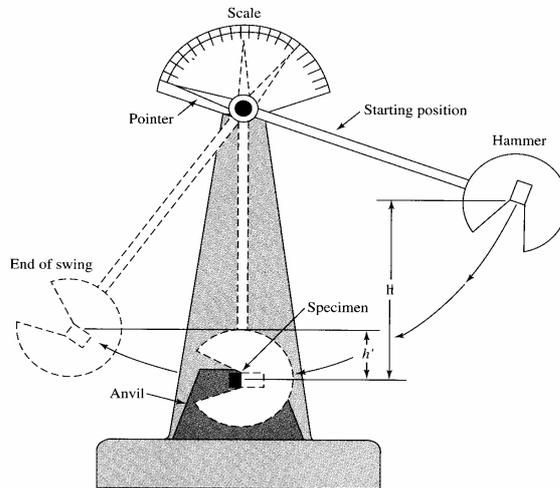


Figura 1 - Desenho esquemático de um equipamento para o ensaio de impacto (CALLISTER, 2002).

A transição dúctil-frágil pode ser relacionada com a dependência que existe entre a energia de impacto medida em relação à temperatura.

Pode-se definir fratura frágil quando, à medida que a temperatura é reduzida, a energia de impacto cai repentinamente ao longo de uma faixa de temperatura relativamente estreita, abaixo da qual a energia possui um valor constante.

Os aspectos visuais da falha também podem ajudar na determinação da natureza da fratura. No caso de fraturas dúcteis, essa superfície aparece de maneira fibrosa ou opaca, enquanto em fraturas frágeis essa superfície aparece com uma textura granular (brilhosa). Ao longo da transição dúctil-frágil, existirão características de ambos os tipos (Fig. 2) (CALLISTER, 2002).

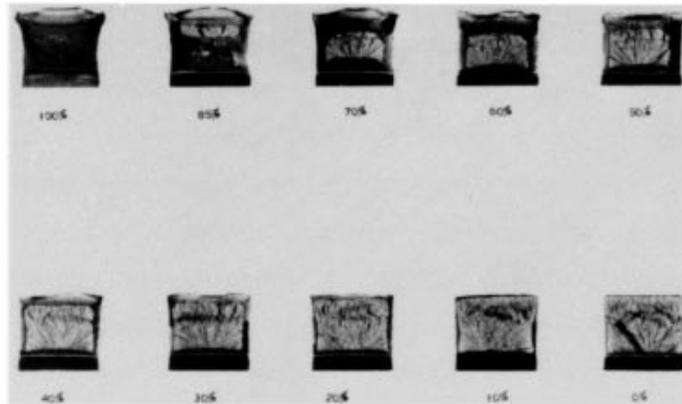


Figura 2 - Foto das superfícies de fratura de corpos-de-prova segundo o ensaio Charpy com entalhe em V. Os números abaixo das figuras indicam a porcentagem da superfície de fratura com aspecto dúctil ou fibroso (ASTM E 23-02).

Nem todas as ligas apresentam transição dúctil-frágil, as estruturas CFC (como a da fase austenita dos aços inoxidáveis dúplex) permanecem dúcteis mesmo em temperaturas extremamente baixas, porém as estruturas CCC (como a da fase ferrita dos aços inoxidáveis dúplex) possuem esse tipo de transição (CALISTER, 2002).

2.2 Processo de soldagem

2.2.1 Introdução

Soldagem é a técnica de unir duas ou mais partes metálicas, assegurando entre elas a continuidade e as características mecânicas e químicas do material. A palavra soldagem designa a ação de unir peças; a palavra solda designa o resultado ou produto da operação.

A soldagem envolve aquecimento, fusão, solidificação e resfriamento de um material ou de diversos materiais, dependendo da aplicação do componente soldado. Assim, as transformações que ocorrem no aquecimento, as fases formadas durante a fusão, a solidificação e as transformações que ocorreram no resfriamento determinam o desempenho da junta soldada. Em outras palavras, a metalurgia da soldagem está intimamente ligada à qualidade da junta soldada (WAINER, 2004).

2.2.2 Eletrodo revestido

Devido a grande necessidade de unir peças metálicas, surgiu no início do século passado o processo de soldagem com eletrodo revestido, que apesar de não ser necessariamente o mais eficiente, é um dos mais baratos e simples, sendo assim utilizado em grande escala e em diversas aplicações (WAINER, 2004).

O processo de soldagem ao arco elétrico com eletrodo revestido (alma metálica e revestimento) consiste na abertura e manutenção de um arco elétrico entre o eletrodo revestido e a peça a ser soldada, de modo a fundir simultaneamente o eletrodo e a peça; o metal fundido do eletrodo é transferido para a peça, formando uma poça fundida que é protegida da atmosfera (O_2 e N_2) pelos gases de combustão do revestimento do eletrodo. O metal depositado e as gotas ejetadas do metal fundido recebem uma proteção adicional por meio de um banho de escória, a qual é formada pela fusão de alguns componentes do revestimento.

A corrente de soldagem é uma importante variável, pois controla todas as características operatórias do processo, a propriedade da junta soldada, o aspecto do cordão e a zona termicamente afetada pelo calor (ZTA) (WAINER, 2004).

Os eletrodos revestidos podem operar com corrente contínua ou alternada, o que depende do tipo de revestimento. Em corrente contínua podem ser utilizadas polaridade direta (eletrodo negativo) ou polaridade reversa (eletrodo positivo), onde a polaridade reversa possibilita uma maior penetração da solda se comparada com a polaridade direta. (WAINER, 2004).

2.3 Aços inoxidáveis

Aços inoxidáveis são ligas de ferro que tem como característica principal a presença de no mínimo 11% de cromo livre em sua matriz e devido a esse alto teor de cromo esse aço tem a capacidade de formar uma película superficial aderente, não porosa e auto-regenerativa, que é chamada de película passiva. Essa película tem como função a proteção do aço contra agentes corrosivos, o que confere a esse tipo de aço uma grande resistência à corrosão (SEDRIKS,

1996). Além disso, a adição de outros elementos de liga (como molibdênio, níquel e nitrogênio) aumenta ainda mais a resistência à corrosão (SEDRIKS, 1996).

A presença de alguns elementos de liga, como cromo, silício e molibdênio estabilizam a ferrita (estrutura cúbica de corpo centrado do ferro); e outros, como níquel, manganês, cobre, carbono e nitrogênio, são estabilizadores da austenita (estrutura cúbica de faces centradas do ferro). Essa adição de diferentes elementos de liga, com intuito de aumentar a resistência à corrosão, leva a estabilização de uma ou outra fase, com isso a estrutura apresentará diferentes comportamentos mecânicos e de resistência à corrosão (SOLOMON e DEVINE, 1982).

2.3.1 Metalurgia física

De posse das propriedades químicas do aço, principalmente do Níquel e do Cromo equivalentes, através do diagrama de Schaeffler modificado (Fig. 3) pode-se ter uma noção das fases que irão se apresentar na junta soldada. (SOLOMON e DEVINE, 1982).

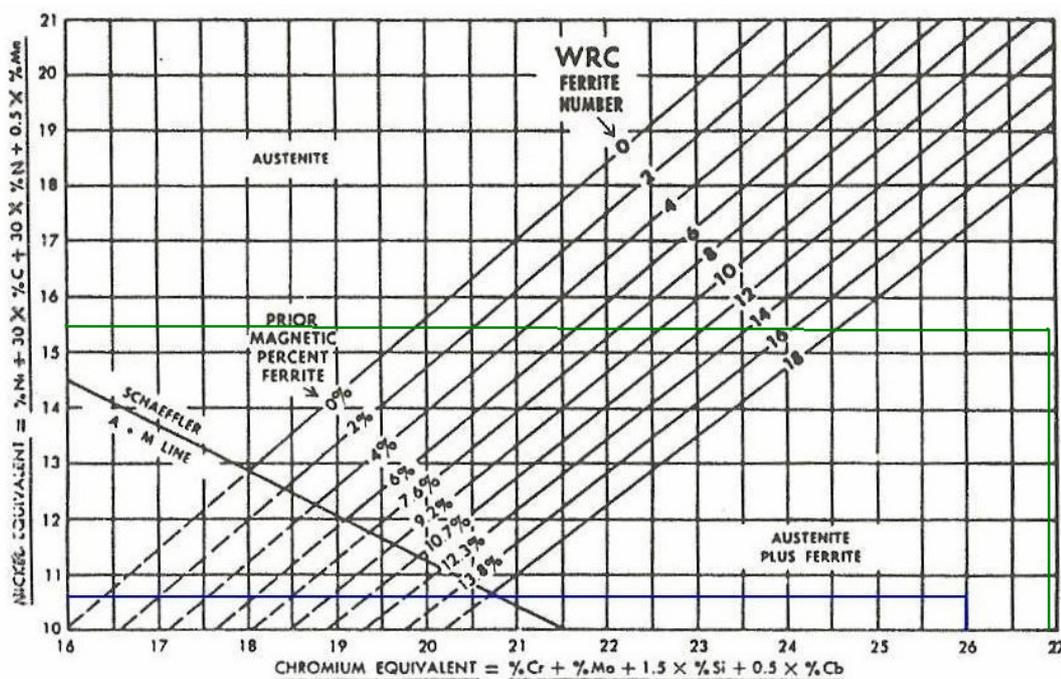


Figura 3 – Diagrama de Schaeffler modificado (SOLOMON e DEVINE, 1982).

Através das fórmulas apresentadas no diagrama de Schaeffler modificado, tem-se uma idéia da estrutura que irá se apresentar depois da solda:

$$\text{Cromo Equivalente} = \% \text{ Cr} + \% \text{ Mo} + 1,5 \times \% \text{ Si} + 0,5 \times \% \text{ Nb}.$$

$$\text{Níquel Equivalente} = \% \text{ Ni} + 30 \times \% \text{ C} + 30 \times \% \text{ N} + 0,5 \times \% \text{ Mn}.$$

Com base na composição química típica do aço UNS S31803 (Fe - 22%Cr - 5,7%Ni - 2,5%Mo - 1%Si - 2%Mn - 0,03%P - 0,02%S - 0,1%N - 0,03%C) (SEDRIKS, 1996), pode se afirmar que Cromo equivalente e Níquel equivalente respectivamente são 26% e 10,6% e com esses dados e o diagrama de Schaeffler pode-se prever que a estrutura do metal base terá austenita e ferrita, como se pode constatar pela cor azul do diagrama de Schaeffler da figura 3.

De posse da composição química típica de um eletrodo revestido para soldagem do aço UNS S31803 (Fe - 22,6%Cr - 9%Ni - 3,1%Mo - 0,8%Si - 0,9%Mn - 0,17%N - 0,03%C) (comunicação verbal)¹, pode se calcular que Cromo equivalente e Níquel equivalente respectivamente são de 26,9% e 15,45% e no diagrama de Schaeffler da figura 3 pode-se prever que também o metal de adição terá austenita e ferrita em sua composição estrutural, como pode-se ver no diagrama marcado pela cor verde, com isso gerando uma estrutura dúplex também no cordão de adição. Pode-se constatar, contudo, que os elementos de liga estabilizadores de austenita estão em maior quantidade no eletrodo se comparado com o metal de base, com isso tem-se uma diferença nas fases estabilizadas tanto no metal de base, como no metal de adição.

Essa diferença na composição das fases também pode ser constatada através do diagrama de Shaeffler (Fig. 3) e com isso estima-se que no metal de adição a quantidade de austenita será maior que a encontrada no metal base, pois o metal base encontra-se mais próximo do canto inferior esquerdo, onde, extrapolando as linhas de porcentagem de ferrita, espera-se maior quantidade dessa fase.

¹ Informação obtida na empresa Böhler Tyssen em dezembro de 2007.

Nitretos de cromo: o aumento do teor de nitrogênio como elemento de liga nos aços inoxidáveis favorece a precipitação de Cr_2N , ocorrendo principalmente no intervalo de 700°C a 900°C ou durante o resfriamento da temperatura de solubilização e também em um resfriamento após soldagem. No resfriamento pode ocorrer a precipitação de Cr_2N devido à supersaturação de nitrogênio na ferrita, levando a precipitação intragranular na ferrita. (MAGNABOSCO, 2001). No caso de tratamento isotérmico, as partículas de nitreto se formam preferencialmente nas interfaces ferrita/ferrita ou particularmente nas interfaces ferrita/austenita, usufruindo da maior mobilidade do cromo na ferrita, e o fornecimento de nitrogênio propiciado pela austenita (NILSSON, 1992), no entanto, como há mais Ni no metal de adição, há mais austenita, e portanto o N está mais diluído, inviabilizando a formação de nitretos.

2.4 Aços inoxidáveis dúplex

Os aços inoxidáveis dúplex recebem essa denominação por apresentarem tanto a fase austenita (estrutura cúbica de fase centrada) quanto a fase ferrita (estrutura cúbica de corpo centrado) obtendo assim uma estrutura mista com mais vantagens se comparado a estruturas puras. Em sua maioria estes aços possuem acima de 20% de Cromo (COLUMBIER, 1968).

Apesar do alto teor de cromo, que aumenta a resistência a corrosão e tenderia a diminuir drasticamente a tenacidade, o aço em questão possui um comportamento extremamente plástico, ou seja, esse aço possui uma grande deformação uniforme. Essas propriedades são favorecidas devido ao seu pequeno tamanho de grão (de 1-10 μm) (SEDRIKS, 1996). Além disso, a presença de austenita na estrutura também favorece um alto valor de tenacidade, uma vez que amostras contendo 57% de ferrita apresentam temperatura de transição dúctil-frágil 149°C menor que amostras com tamanho de grão semelhante e mesma composição química, mas com 80% de ferrita. Tal fato se dá pelo impedimento, por parte da austenita, da propagação das trincas de clivagem originadas na ferrita. (MAGNABOSCO, 2001). A Tabela 1 mostra as propriedades mecânicas típicas do aço inoxidável dúplex SAF 2205.

Tabela 1 - Propriedades mecânicas do aço SAF 2205 na condição recozida (SEDRIS, 1996).

Limite de resistência (MPa)	Limite de escoamento (MPa)	Alongamento total (%)
760	520	27

Também em aços inoxidáveis dúplex aparecem duas fases que influenciam diretamente na tenacidade do material, reduzindo a energia absorvida no ensaio de impacto Charpy, são elas fase sigma e α' . Detalhamento da fragilização causada pela precipitação de sigma a 850°C no aço SAF 2205 já havia sido descrita por THORVALDSSON et al (1984), mostrando um aumento da resistência mecânica causado pela precipitação de sigma, e comprovado por medidas de dureza. Já a fragilização pela formação de α' foi devidamente estudada por La VECHHIA et al (1994), seu estudo mostrou um aumento da resistência mecânica, e a redução da ductilidade e tenacidade à fratura, no envelhecimento do material entre 375°C e 475°C.

Constatou-se em outro trabalho (AHN e KANG, 2000) que a fratura frágil em aços inoxidáveis dúplex ocorre para frações volumétricas de sigma superiores a 5%, e que frações volumétricas de sigma de até 2% não impedem a ocorrência de fratura dúctil quando do ensaio Charpy.

BADJI (2008), trabalhando com a liga SAF 2205 (UNS S31803) na condição recozida estudou as transformações de fase e o comportamento mecânico da liga após a solda. O material foi soldado pelo processo GTAW (Gas Tungsten Arc Welding) e a estrutura obtida após soldagem está especificada na Tabela 2, tomando como base as posições descritas na Figura 4.

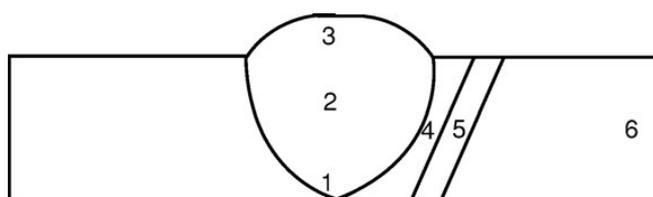


Figura 4 – Croqui apresentado das diferentes regiões do corpo-de-prova após a solda, segundo BADJI (2008).

Tabela 2 – Volume percentual de ferrita e austenita medidos em diferentes regiões do corpo-de-prova descritas na Figura 4, segundo BADJI (2008).

Posição	1	2	3	4	5	6
Ferrita	44	25	35	72	58	52
Austenita	56	75	65	28	42	48

Essa diferença na porcentagem de austenita e ferrita ao longo da estrutura soldada se dá pelas diferenças de resfriamento, devido a esse fato pode-se ver que na região central da solda (zona 2, Fig. 4) por ter um pouco mais de tempo para resfriar se comparado às zonas de fronteira (zona 1 e 3), tem-se um aumento de na fração de austenita e um elevado nível de ferrita na região da ZTA (zona 4) favorecendo assim a precipitação da fase sigma σ em aquecimentos posteriores, como por exemplo aqueles que podem ocorrer em soldagens multipasse (BADJI, 2008).

3 MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 Material em estudo

O material em estudo foi adquirido em forma de chapa de 3mm de espessura, laminada a 1100°C e resfriada por jato de ar e água forçado, com composição química mostrada na Tabela 3.

Tabela 3 - Composição química em % massa do aço UNS S31803 em estudo (SEDRIKS, 1996).

Cr	Ni	Mo	Mn	N	C	Si	P	S	Fe
22	5,7	2,5	2,0	0,10	0,03	1,0	0,03	0,02	Balanço

Foram utilizados na soldagem eletrodos revestidos, cedidos pela empresa BTW – Böhler Thyssen Técnica de Soldagem Ltda, cuja composição química pode ser constatada na Tabela 4.

Tabela 4 - Composição química em % massa do eletrodo.

Cr	Ni	Mo	Mn	N	C	Si	Fe
22,6	9,0	3,1	0,9	0,17	0,03	0,8	Balanço

3.2 Soldagem da chapa

Da chapa original foram cortadas duas tiras com 40mm de largura e 800mm de comprimento, sendo este paralelo ao sentido de laminação original. Em seguida essa chapa de 800mm de comprimento foi dividida em 4 pedaços de 200mm cada uma, para que com um eletrodo apenas se pudesse unir as duas chapas, evitando assim interrupções no cordão de solda.

O eletrodo revestido foi levado a um forno mufla (Fig. 5) por um período de 2 horas a 300°C, como é indicado pelo fabricante, para que se retire toda a umidade do revestimento evitando assim problemas na soldagem.



Figura 5 - Forno Mufla do Centro de Desenvolvimento de Materiais Metálicos (CDMatM) do Centro Universitário da FEI.

A solda foi realizada com a máquina Invertec V250-S(Fig. 6), do Centro de Laboratórios Mecânicos (CLM) do Centro Universitário da FEI, operando em corrente contínua, polaridade reversa e com uma corrente de 70 A.



Figura 6 - Máquina de solda Invertec V250-S da Lincoln Electric, do CLM-FEI.

Foi realizada a união das chapas com um espaço de 2mm entre as mesmas. A solda se deu por um lado das chapas, no outro lado foi feita uma limpeza para retirada da camada de óxido e escória no fundo da junta soldada, após essa limpeza ser realizada iniciou-se a solda desse lado da

chapa, para garantir a completa penetração da solda e por sua vez a continuidade da junta soldada.

Como nas juntas soldadas há uma camada acima do plano da junta, foi realizada, com a ajuda de uma esmerilhadeira, o desbaste para que a junta não tivesse nenhuma protuberância possibilitando assim a mesma ser usinada por plaina posteriormente.

3.3 Preparação dos corpos-de-prova

Para realização do ensaio de impacto Charpy os corpos-de-prova (Fig. 7) foram cortados utilizando máquina de corte por disco abrasivo. Todos os corpos-de-prova foram cortados com 10 mm de largura, 55 mm de comprimento, com uma tolerância para o comprimento de + 0 e - 2.5 mm, com espessura de 2,5mm segundo a norma ASTM E23-02, seguindo a padronização de corpos-de-prova de espessura reduzida (Fig. 8).

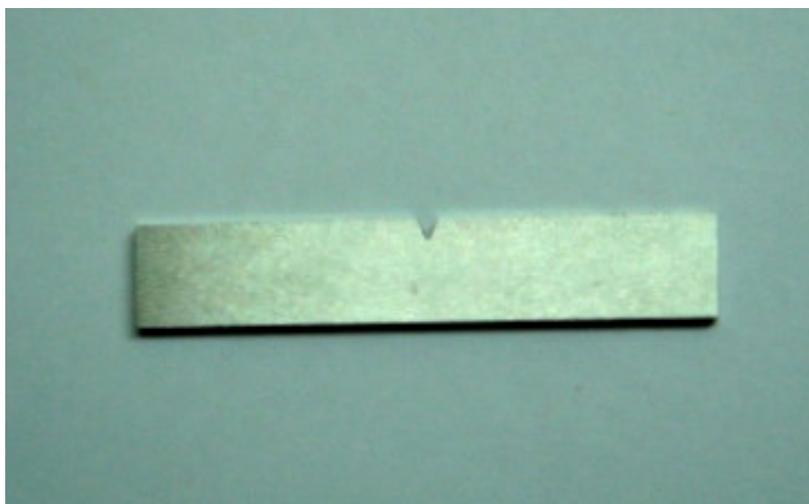


Figura 7 – Corpo-de-Prova do ensaio Charpy.

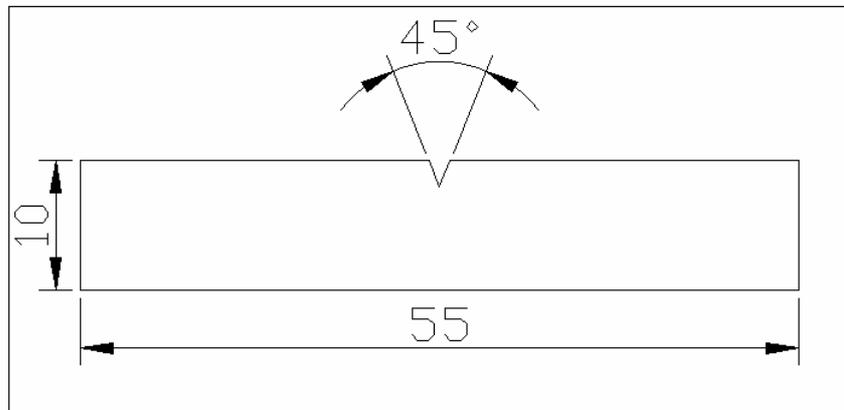


Figura 8 – Desenho do corpo-de-prova do ensaio Charpy com dimensões segundo a norma ASTM E23-02.

O material possuía originalmente a espessura de 3mm, sendo assim todos os corpos-de-prova precisaram ser usinados. Os corpos-de-prova do metal base foram usinados na Retificadora Plana de Precisão (Fig. 9), pois aderiram na mesa magnética desta máquina; como na região da solda há mais austenita do que ferrita, como é de se esperar de acordo com os dados do item 2.3.1 do presente trabalho, a mesa magnética da Retificadora Plana de Precisão não fixou os corpos-de-prova soldados, com isso foi preciso usinar os mesmos numa plaina Rocco 450 (Fig. 10). Todo trabalho foi realizado nas dependências do Centro de Laboratórios Mecânicos (CLM) do Centro Universitário da FEI.

Foram feitos nos corpos-de-prova os entalhes em V em brochadeira (Fig. 11) do Centro de Desenvolvimento de Materiais Metálicos da FEI (CDMatM-FEI), para orientar a trinca em três posições distintas: no metal base, na zona termicamente afetada (ZTA) e no metal de adição.



Figura 9 - Retificadora Plana de Precisão Mello do CLM-FEI.



Figura 10 - Plaina Rocco 450 da Oficina do CLM-FEI.



Figura 11 - Brochadeira do CDMatM-FEI.

3.4 Caracterização Microestrutural.

3.4.1 Preparação Metalográfica

As amostras da chapa original e com o cordão de solda foram embutidas em resina termofixa de cura a quente (baquelite), gerando corpos-de-prova para análise de dureza e metalográfica onde a superfície de observação corresponde à secção transversal do cordão de solda (Fig. 12). Os corpos-de-prova metalográficos foram lixados e polidos conforme as etapas mostradas na Tabela 5, utilizando a politriz automática Struers Abramin (Fig. 13).

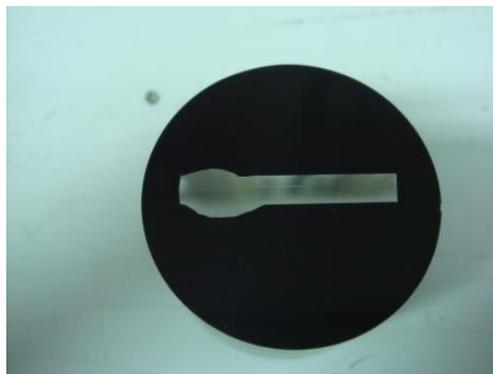


Figura 12 – Corpo-de-prova embutido em resina termofixa, para análise metalográfica e de dureza.

Tabela 5 – Etapas de lixamento e polimento dos corpos-de-prova metalográficos na politriz automática.

Etapa	Abrasivo	Força (N)	Tempo (min)	Rotação (rpm)	Lubrificante
1	Lixa #220	200	2	150	Água
2	Lixa #320	300	3	150	Água
3	Lixa #400	300	3	150	Água
4	Lixa #600	300	3	150	Água
5	Diamante 6 μ m	300	4	300	Álcool Etílico
6	Diamante 3 μ m	300	3	300	Álcool Etílico
7	Diamante 1 μ m	200	3	150	Álcool Etílico
8	OPS	120	2	150	Sílica Coloidal



Figura 13 - Máquina STRUERS ABRAMIN utilizada para os procedimentos de lixamento e polimento automático dos corpos-de-prova. CDMatM-FEI.

3.4.2 Microscopia óptica

Para a revelação da microestrutura utilizou-se o reativo de *Behara* modificado, cuja composição é 20 ml de ácido clorídrico, 80 ml de água destilada e deionizada e 1 g de metabissulfito de potássio; a esta solução de estoque, foram adicionados 2 g de bifluoreto de amônio, e o ataque pode então ser conduzido. O ataque foi interrompido com água, após 7 segundos de imersão, e a superfície de observação seca através da evaporação do álcool etílico absoluto, auxiliada por um jato de ar quente. Já para a tentativa de identificação da fase sigma utilizou-se ataque eletrolítico seletivo com solução de 10% de hidróxido de potássio, a 2 Vcc de diferença de potencial durante 1 minuto. Todas as amostras preparadas metalograficamente foram observadas no microscópio LEICA DMLM do CDMatM-FEI (Fig. 14) identificando as fases presentes.



Figura 14 - Microscópio LEICA DMLM e analisador de imagens. CDMatM-FEI

3.4.3 Caracterização quantitativa da microestrutura

Após o ataque de *Behara* as amostras foram submetidas à análise de imagens através do *software* QMetals, parte integrante do sistema de análise de imagens LEICA Q500/W, conectado ao microscópio LEICA DMLM (Fig. 14). Este é baseado na determinação da fração de uma fase em um campo de observação definido. Foram analisados 150 campos por amostra, tomando como ponto de partida o centro do cordão de solda e seguindo em direção ao metal base.

3.5. Ensaio de microdureza

As transformações microestruturais das amostras foram também acompanhadas indiretamente pela medição de microdureza *Vickers* das amostras, em microdurômetro Shimadzu HMV-2 (Fig. 15). Após um novo lixamento e polimento os corpos-de-prova foram submetidos a 50 medições cada, utilizando carga de 0,5 kgf, ao longo de uma linha paralela à superfície da chapa, na mesma região transversal ao cordão de solda citada anteriormente (Fig. 16), com espaçamento de 0,2 mm cada medição. As medições tiveram início no meio do cordão de solda e terminaram no metal base.



Figura 15 - Microdurômetro Shimadzu HMV-2. CDMatM-FEI

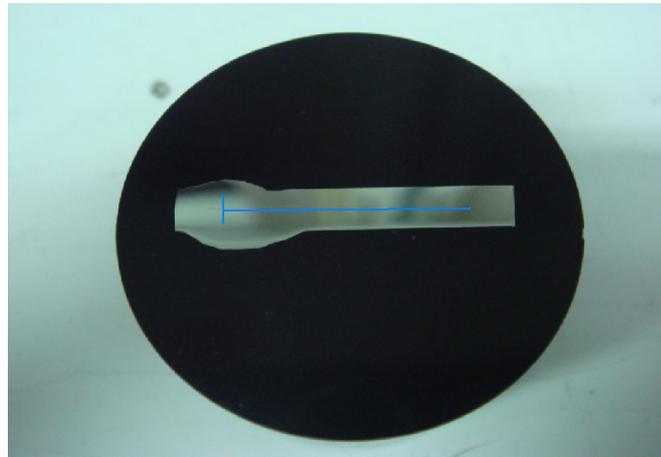


Figura 16 – Corpo-de-prova embutido em resina termofixa, a linha azul representa o caminho que foi seguido no ensaio de microdureza, começando as medições no cordão de solda e avançando para o metal base.

3.6 Ensaio de impacto

Os ensaios de impacto Charpy foram realizados no equipamento de impacto (Fig. 17), nas dependências do Centro de Desenvolvimento de Materiais Metálicos do Centro Universitário da FEI (CDMatM-FEI). No metal base os corpos-de-prova foram ensaiados nas temperaturas de -196°C , -73°C , -30°C , 21°C e 70°C , para determinação da energia absorvida a cada temperatura, levantando a curva de transição dúctil-frágil do material em questão. No metal de adição, em 4 temperaturas foram utilizados 3 corpos-de-prova (-196°C , -73°C , -30°C , 170°C) e em outras duas temperaturas (21°C e 70°C), devido à discrepância dos resultados, foram realizados cinco ensaios em cada temperatura. Por fim na ZTA foram feitos ensaios em 5 temperaturas -196°C , -73°C , -30°C , 21°C , 70°C . De posse destes dados, foi possível determinar a curva de transição dúctil-frágil do material nestas três regiões. Nas Figuras 18 e 19 estão indicadas às posições dos entalhes na ZTA e no metal de adição.



Figura 17 – Máquina de ensaio de impacto Charpy com capacidade máxima de 300J, do Centro de Desenvolvimento de Materiais Metálicos do Centro Universitário da FEI.



Figura 18 – Corpo-de-prova com o entalhe localizado na ZTA.



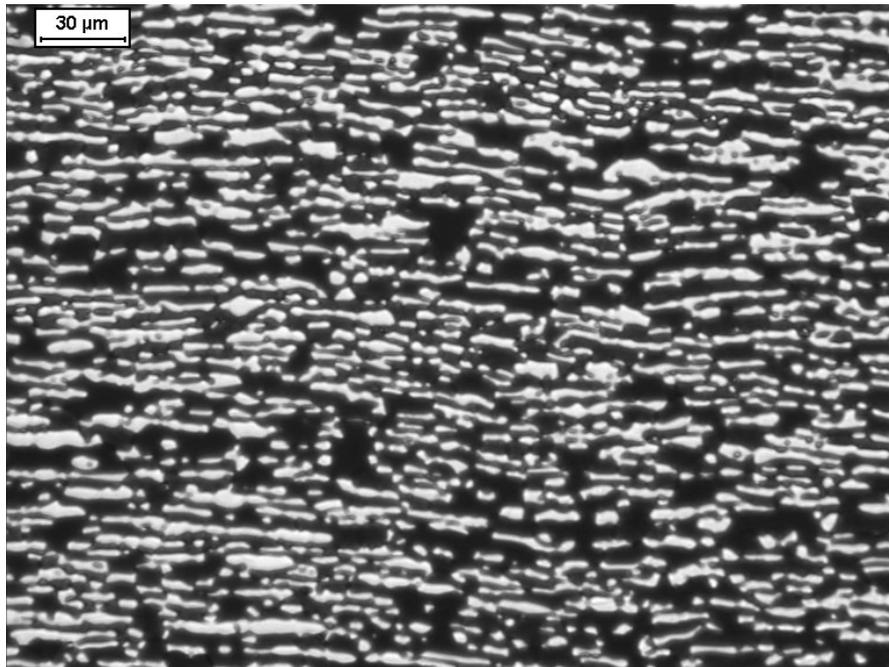
Figura 19 – Corpo-de-prova com o entalhe localizado no metal de adição.

4 RESULTADOS EXPERIMENTAIS

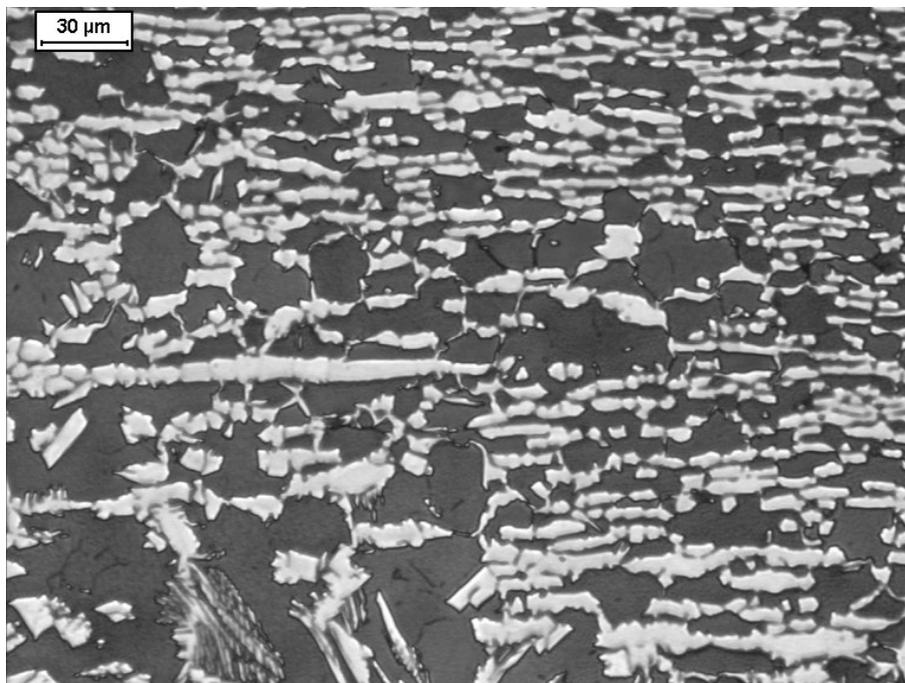
4.1 Caracterização microestrutural.

4.1.1 Microscopia óptica.

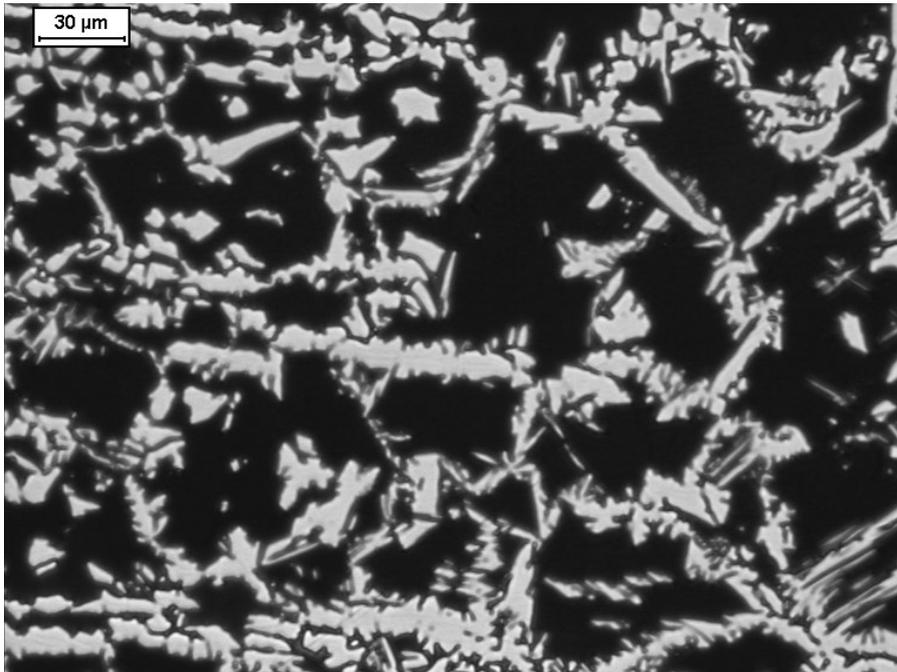
Após a preparação metalográfica e ataque na solução de *Behara* modificado pode-se observar as microestruturas representadas nas Micrografias 1 a 5. Na micrografia 1 pode-se observar a microestrutura do material solubilizado, com a presença de ferrita (fase mais escura) e austenita (cinza), orientadas em bandas paralelas à direção de laminação. Na micrografia 2, nota-se uma maior quantidade de ferrita (fase mais escura) em relação à austenita (cinza) e também uma descontinuidade na orientação dos grãos, o que caracteriza o início da zona termicamente afetada pelo calor. Nota-se na micrografia 3 a zona termicamente afetada pelo calor, onde é nítido que há uma maior concentração de ferrita (fase mais escura) em relação à austenita (cinza). Na micrografia 4 pode-se constatar a zona de transição, entre zona termicamente afetada pelo calor e a região do metal de adição, e é facilmente notado o aumento da fração de fase austenita (cinza) no metal de adição. Na micrografia 5 pode-se constatar o aumento considerável de austenita (cinza) em relação à ferrita (fase mais escura), assim caracterizando o metal de adição que possui mais elementos estabilizadores de austenita (cinza) em relação ao metal base, como abordado no item 2.4 do presente trabalho.



Micrografia 1. Amostra solubilizada. Ferrita (escura) e austenita (cinza). Ataque: Behara modificado.



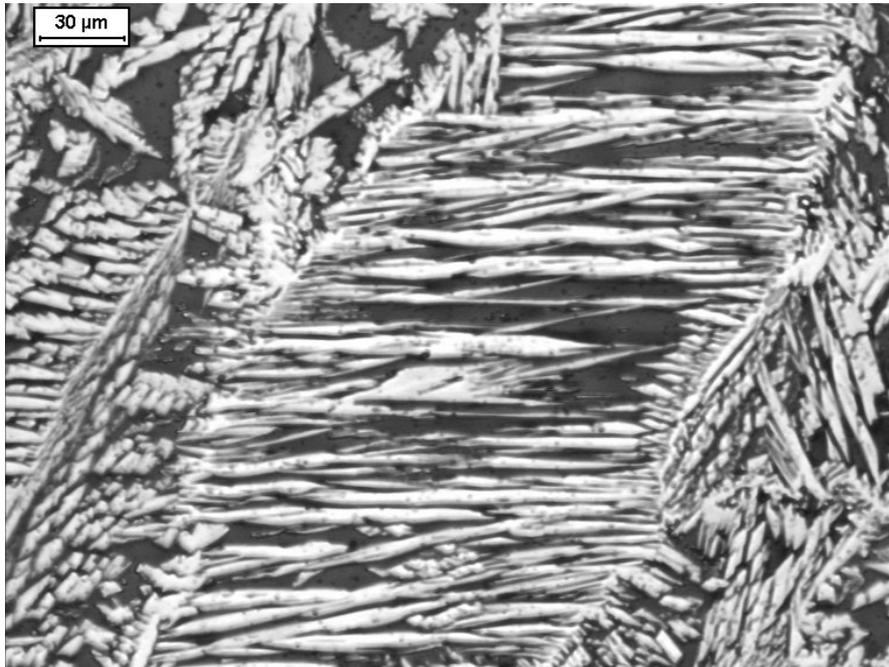
Micrografia 2. Amostra apresentando a fase de transição entre metal base e ZTA. Ferrita (escura) e austenita (cinza). Ataque: Behara modificado.



Micrografia 3. Amostra apresentando a ZTA. Ferrita (escura) e austenita (cinza). Ataque: Behara modificado.

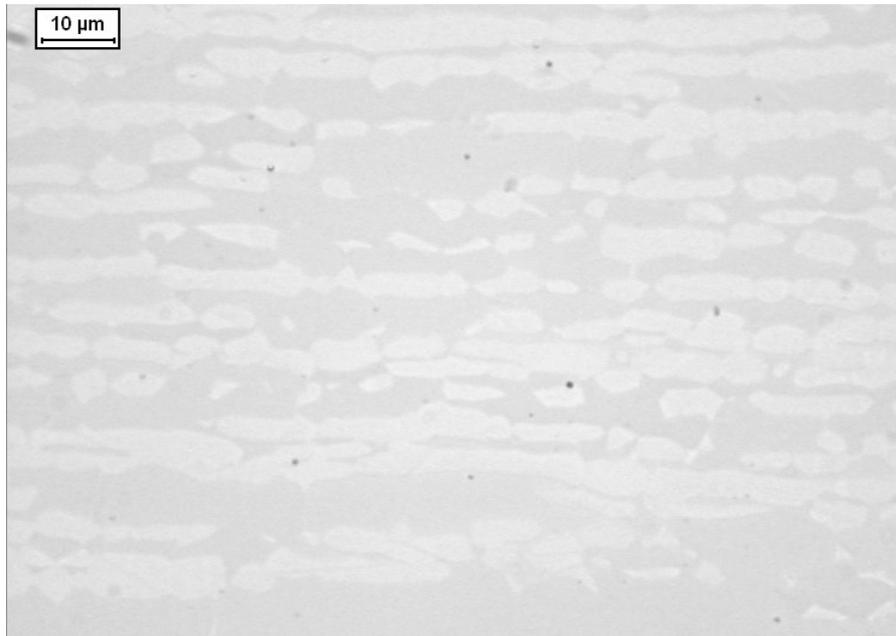


Micrografia 4. Amostra apresentando a fase de transição entre zona termicamente afetada pelo calor e a região do metal de adição. Ferrita (escura) e austenita (cinza). Ataque: Behara modificado.

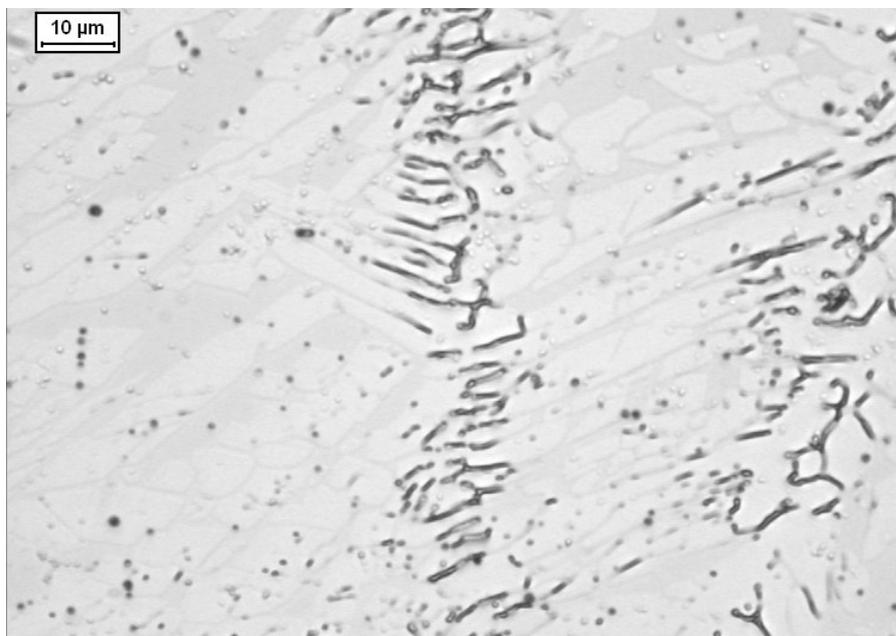


Micrografia 5. Amostra apresentando a região do metal de adição. Ferrita (escura) e austenita (cinza). Ataque: Behara modificado.

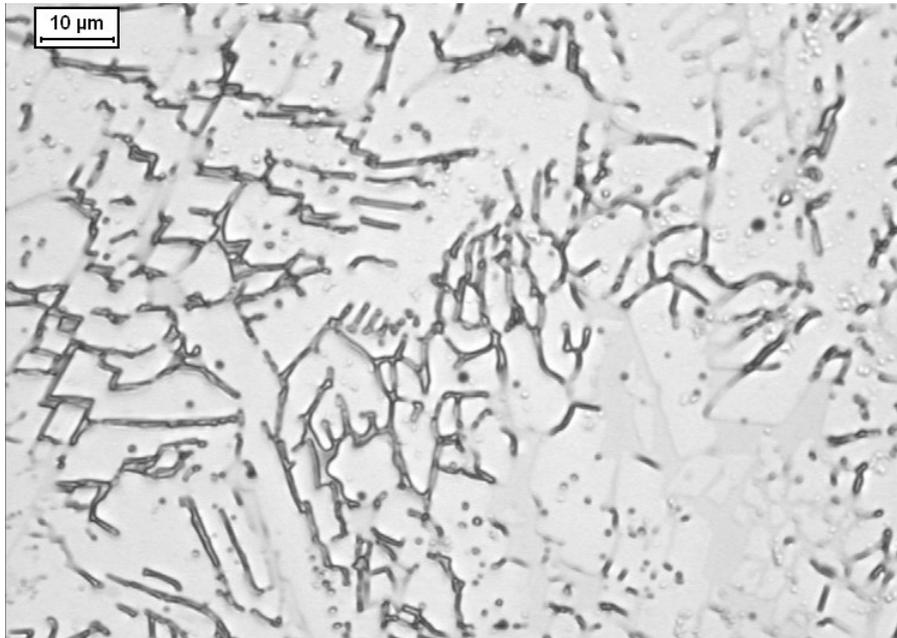
Foi também realizado ataque eletrolítico com solução 10% de hidróxido de potássio para identificação de possível formação de fase sigma no material em estudo, e os resultados encontram-se nas Micrografias 6 a 8. A micrografia 6 apresenta o metal base, onde nota-se que a superfície permanece inalterada. A micrografia 7 trata-se da região da ZTA, onde se pode ver um aumento na quantidade de pontos escuros, que provavelmente são nitretos de cromo devido a alta velocidade de resfriamento que sofre o material após soldagem. A micrografia 8 mostra a região onde foi fundido o material, a região do metal de adição que sofreu a maior diferença de temperaturas, ocasionando provavelmente uma formação mais acentuada de nitreto de cromo, de acordo com as informações discutidas no item 2.3.1 do presente trabalho. No entanto, não há formação de estruturas típicas da presença de fase sigma.



Micrografia 6. Amostra do metal de base que não sofreu interferência da solda, nota-se a matriz permaneceu sem ataque. Ataque: KOH.



Micrografia 7. Amostra referente à zona termicamente afetada pelo calor, nitreto de cromo (escuro), nota-se que a medida que eu vou aumentando o gradiente de temperatura a formação de nitreto de cromo se torna mais acentuada devido a velocidade de resfriamento sofrida pelo material. Ataque: KOH.



Micrografia 8. Amostra referente ao metal de adição, nitreto de cromo (escuro), nota-se que à medida que eu aumento o gradiente de temperatura, a formação de nitreto de cromo se torna mais acentuada devido a velocidade de resfriamento sofrida pelo material. Ataque: KOH.

4.1.2 Caracterização quantitativa da microestrutura.

Foram determinadas as frações volumétricas de ferrita por esteorologia quantitativa onde as análises foram feitas por campos de acordo com as micrografias apresentadas. As mesmas tiveram início no cordão de solda e avançaram para o metal base, com isso pode-se constatar a variação da fração volumétrica de ferrita encontrada no material nos diversos pontos da junta.

Como constatada nas micrografias de 1 a 5 e nas figuras 20 e 21, a fração de ferrita muda de acordo com que se sai do metal base e se avança para o metal de adição, devido a um maior número de elementos estabilizadores de austenita encontrados no eletrodo utilizado para realização da solda; como consequência dessa variação da composição a região do metal de adição possui uma maior quantidade de austenita se comparado com o metal base.

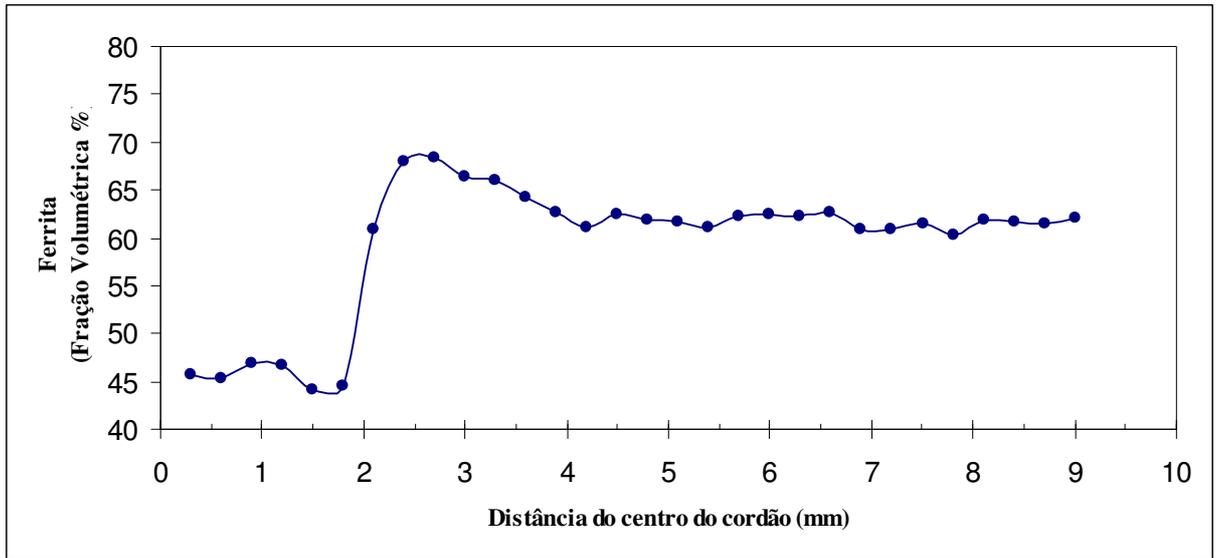


Figura 20 – Fração volumétrica de ferrita ao longo da junta soldada, tendo início as medições no cordão de solda e avançando para o metal base, amostra 1.

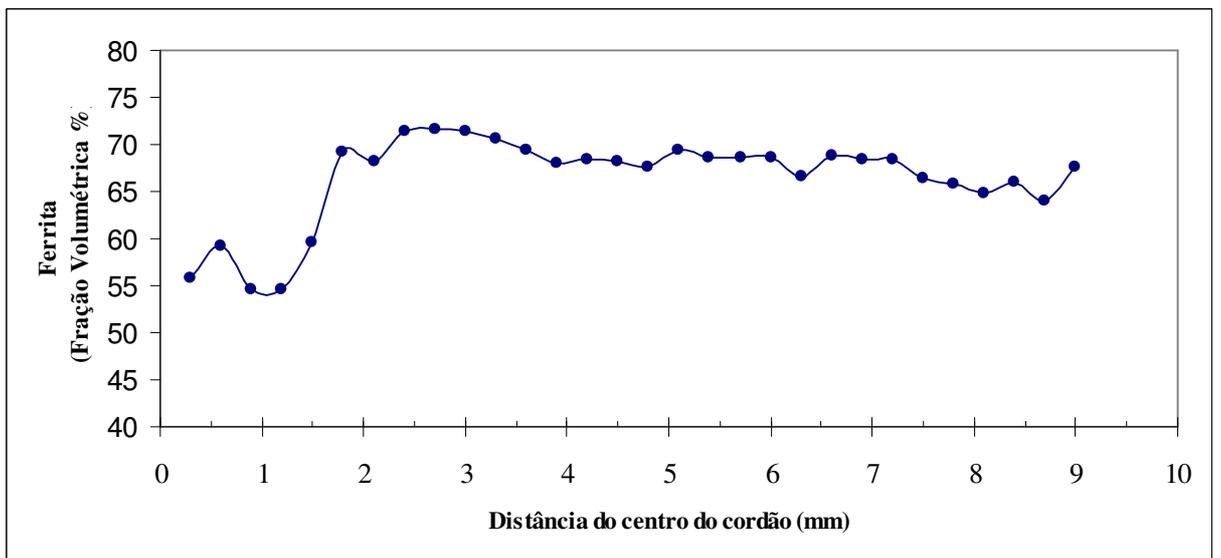


Figura 21 - Fração volumétrica de ferrita ao longo da junta soldada, tendo início as medições no cordão de solda e avançando para o metal base, amostra 2.

4.1.3 Perfil de dureza.

A partir do ensaio descrito no item 3.5, foi obtida a curva de dureza em função da distância com relação ao meio do cordão de solda (Fig. 16), para dois corpos-de-prova. Observa-se que não houve uma alteração significativa no valor de dureza medida ao longo do mesmo. Deste modo, esta técnica não foi capaz de evidenciar indiretamente as alterações microestruturais observadas.

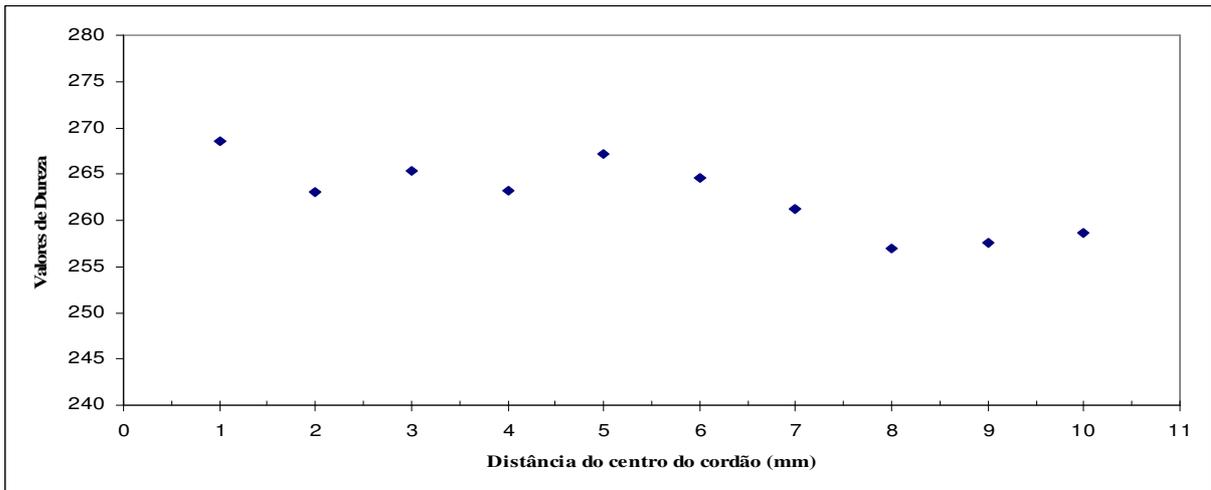


Figura 22 – Gráfico de microdureza em diversos pontos da junta soldada, medições com início na região da solda e caminhando para o metal base, amostra 1.

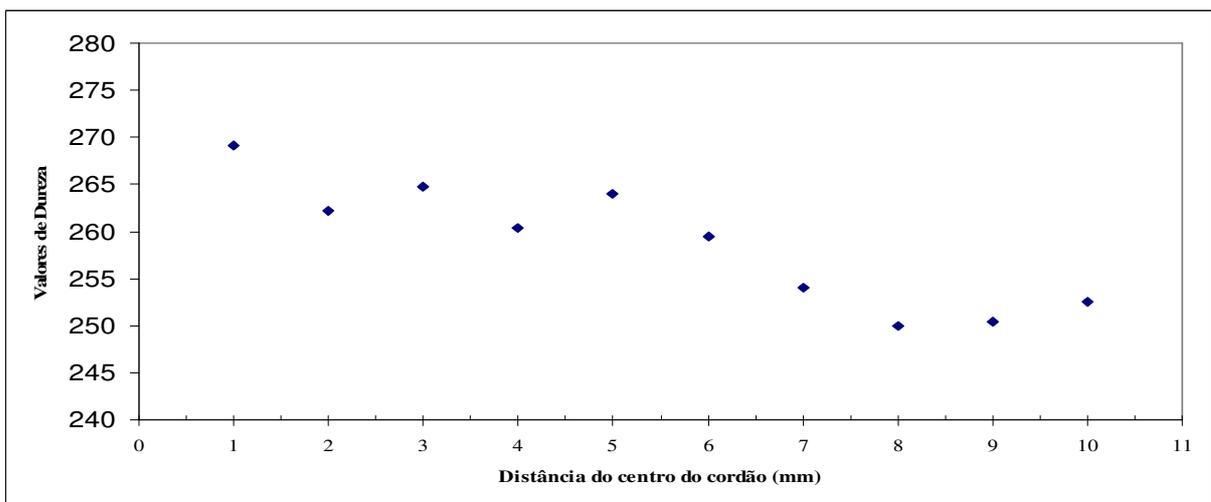


Figura 23 – Gráfico de microdureza em diversos pontos da junta soldada, medições com início na região da solda e caminhando para o metal base, amostra 2.

4.3 Ensaio de impacto Charpy.

A partir do ensaio de impacto descrito no item 3.6, foi obtida a curva de energia absorvida em função da temperatura de ensaio dos três casos em que o entalhe foi orientado, no metal base (MB) (Fig. 24), no Metal de Adição (MA) (Fig. 25) e na Zona Termicamente Afetada (ZTA) (Fig. 26). Através dessas curvas nota-se diminuição na tenacidade do material quando o entalhe é posicionado no metal de adição (Fig. 18) e uma conseqüente mudança na temperatura de transição dúctil-frágil nesse caso. Tal ocorrência pode ser relacionada à formação de estruturas mais delgadas de ferrita no metal de adição (Micrografia 5), que facilitaria a propagação de fratura frágil por clivagem nesta fase, além disso, encontra-se a provável formação de nitreto de cromo (Microg. 8) que se trata de um microconstituente fragilizante em aços inoxidáveis dúplex, o que favoreceu também para a diminuição da tenacidade do material. Com esta morfologia, a austenita não é capaz de barrar de maneira tão eficiente a propagação das trincas frágeis, e isto leva à redução da tenacidade do metal de adição em comparação ao metal base e a ZTA, apesar do maior conteúdo de austenita do metal de adição, mais rico em elementos austenitizantes como Ni e N. Nas figuras 27 a 29 pode-se ver a fratura dos corpos-de-prova do material com o entalhe localizado no metal base, no metal de adição e na ZTA onde se vê claramente as fraturas frágeis em baixa temperatura e as dúcteis em temperaturas mais elevadas como foi descrito no item 2.1 do presente trabalho.

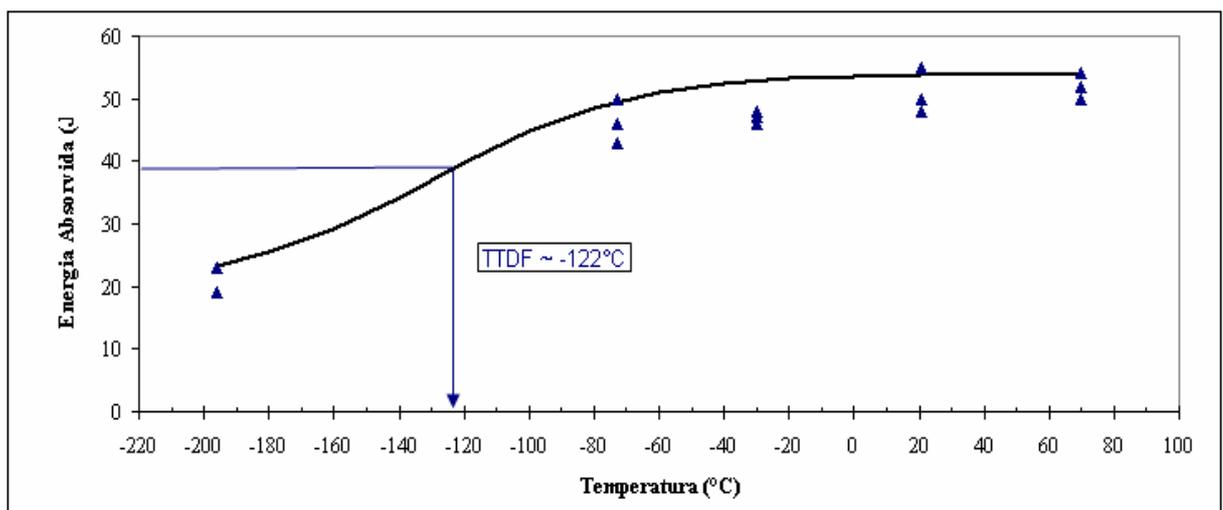


Figura 24 – Efeito da temperatura na energia absorvida no ensaio de impacto Charpy analisando o Metal Base.

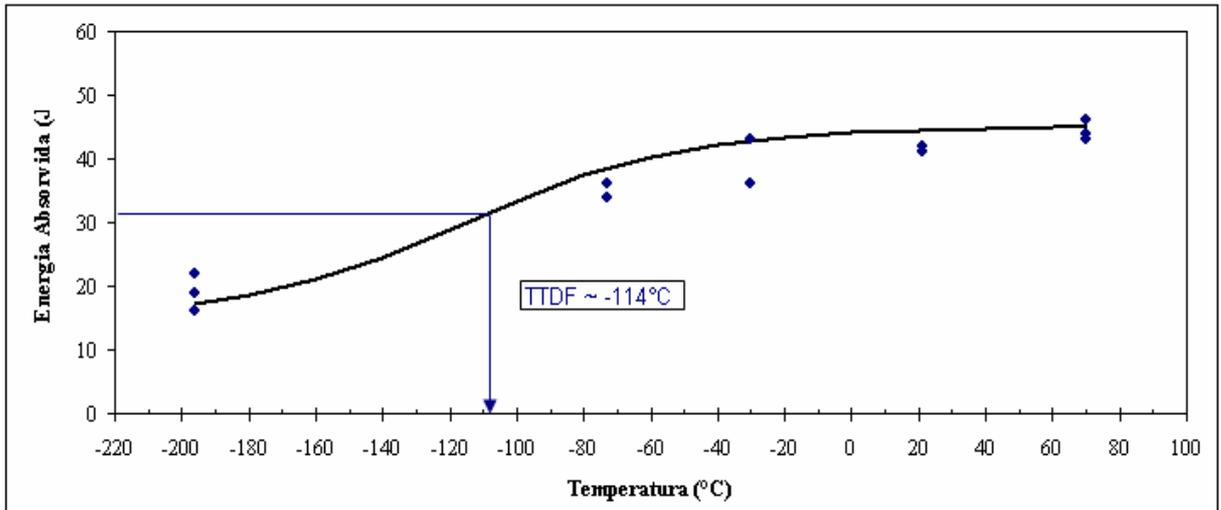


Figura 25 – Efeito da temperatura na energia absorvida no ensaio de impacto Charpy analisando a Zona Termicamente Afetada.

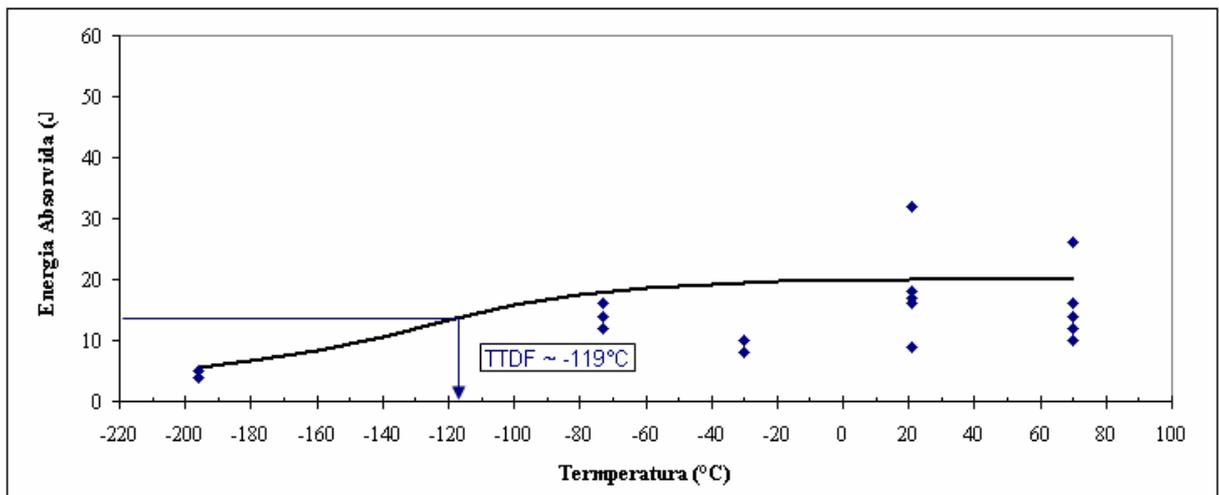


Figura 26 – Efeito da temperatura na energia absorvida no ensaio de impacto Charpy analisando o Metal de Adição.



Figura 27 - Fraturas do metal base à -196°C , -73°C , -30°C , 21°C , 70°C .



Figura 28 - Fraturas do metal de adição à -196°C , -73°C , -30°C , 21°C , 70°C .



Figura 29 - Fraturas da ZTA à -196°C , -73°C , -30°C , 21°C , 70°C .

DISCUSSÃO DOS RESULTADOS

Após a realização do ataque Behara modificado pode-se observar a diferente composição de ferrita (escura) e austenita (cinza) entre o metal base e o metal de adição. Nota-se que, como o eletrodo utilizado possui mais elementos estabilizadores de austenita (Tab. 4), em relação ao metal base (Tab. 3), o metal de adição apresenta maior quantidade de austenita (Microg. 5) de acordo com o autor (SEDRIKS, 1996). Além disso, nota-se a provável formação de ferrita delgada e a presença de nitreto de cromo, um elemento fragilizante, o que propiciou uma estrutura mais frágil com relação ao material solubilizado.

Pode-se verificar também uma modificação microestrutural na ZTA, onde há a formação de austenita acicular na matriz ferrítica (Microg. 3). Isto provavelmente ocorre, pois com o aquecimento da ZTA em temperaturas superiores a 1200°C, há aumento da fração de ferrita, e no resfriamento rápido subsequente à solda a austenita se forma com morfologia acicular.

Através do microscópio LEICA DMLM do CDMatM-FEI, pode-se constatar não só qualitativamente como quantitativamente essa variação das porcentagens de austenina e ferrita ao longo da estrutura soldada, e nota-se que através das figuras 20 e 21 uma diminuição da porcentagem de ferrita no metal de adição e depois um aumento quando deslocado para o metal base.

Apesar das alterações microestruturais, a variação no perfil de dureza mostrado nas Figuras 22 e 23 não foi significativa e através do ensaio KOH verificou-se a não formação de σ e α' na estrutura soldada, supondo assim a formação de nitreto de cromo na junta soldada bem como na ZTA devido a grande porcentagem de nitrogênio nesse setor da junta, o que se pode constatar através das micrografias 7 e 8. Além disso, por se tratar de um elemento fragilizante o mesmo contribuiu para a diminuição na energia absorvida no ensaio de impacto Charpy da junta soldada.

Conforme mostram as figuras 24 a 26 a ZTA apresenta TTDF levemente mais alta, provavelmente devido a estrutura acicular, grãos grosseiros de ferrita além de evidências de nitreto. Portanto há uma transição de comportamento à medida que se afasta do metal base em direção à ZTA.

No metal base por se tratar de uma estrutura solubilizada as porcentagens de ferrita e austenita estão em conformidade com a especificação e suas estruturas se encontram de forma orientada, mas na ZTA os grãos de ferrita vão se tornando maiores, e portanto mais grosseiros; os de austenita, por sua vez, ficam deslocados uns dos outros dentro da matriz ferrítica e há uma maior região de interfaces ferrita/austenita. Além disso, há um gradativo aumento de nitreto de cromo, com isso há uma diminuição da tenacidade do material e por conseqüência um deslocamento da TTDF.

No metal de adição, os grãos de ferrita ficam mais delgados e há uma menor porcentagem dos mesmos por conseqüência de uma maior quantidade de elementos estabilizadores de austenita que se encontram no eletrodo utilizado, além disso, há um aumento na porcentagem de nitreto de cromo o que também favorece a diminuição da energia absorvida e também um deslocamento da TTDF.

Nas curvas de energia absorvida em função da temperatura obtidas no ensaio de impacto Charpy, figuras 24 a 26, nota-se diminuição na tenacidade do material quando o entalhe é posicionado no metal de adição (Fig. 25) e uma conseqüente mudança na temperatura de transição dúctil-frágil nesse caso. Tal ocorrência pode ser relacionada à formação de estruturas mais delgadas de ferrita no metal de adição (Microg. 5), que facilitaria a propagação de fratura frágil por clivagem nesta fase. Com esta morfologia, a austenita não é capaz de barrar de maneira tão eficiente a propagação das trincas frágeis, e isto leva à redução da tenacidade do metal de adição em comparação ao metal base e a ZTA, apesar do maior conteúdo de austenita do metal de adição, mais rico em elementos austenitizantes como Ni e N.

Nas Figuras 24 a 26 os pontos levantados experimentalmente e depois utilizados para fazer a aproximação usando a função tangente hiperbólica foram submetidos a avaliação do percentual de erro existente e constatou-se, através do coeficiente de correlação (R^2), uma excelente representação dos respectivos experimentos, uma vez que os valores apresentados foram: $R^2_{MB} = 0,99$, $R^2_{MA} = 0,98$ e $R^2_{ZTA} = 0,99$.

Assim devido ao baixo erro apresentado, as 3 curvas foram sobrepostas no mesmo gráfico (Fig. 30) a fim de comprovar as afirmações sobre tenacidade anteriormente realizadas.

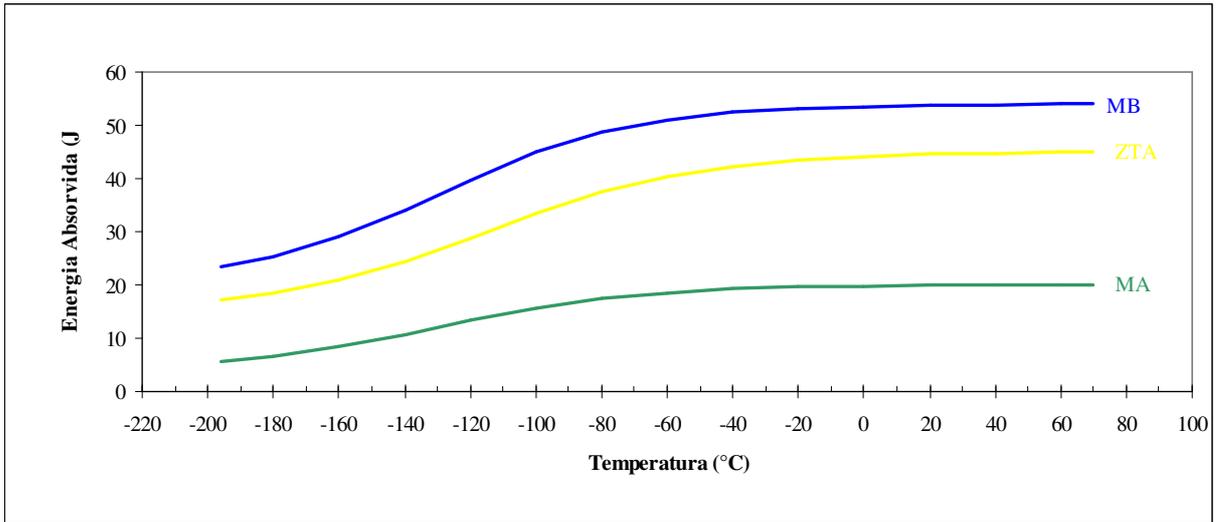


Figura 30 – Curvas de energia absorvida nos três casos apresentados, metal base (azul), ZTA (amarelo) e metal de adição (verde).

5 CONCLUSÕES

Com base nos estudos realizados, constatou-se que após soldagem do aço inoxidável dúplex UNS 31803 houve uma diminuição na energia absorvida no ensaio de impacto Charpy quando o entalhe foi orientado no metal de adição, provavelmente devida à morfologia das fases ferrita e austenita, além da presença de microconstituintes fragilizantes como o nitreto de cromo provavelmente formado na ZTA e metal de adição.

Constatou-se uma porcentagem de austenita maior no metal de adição, isso devido ao eletrodo utilizado possuir mais elementos estabilizadores de austenita, porém esse aumento na fração de austenita não foi capaz de aumentar a tenacidade da junta soldada, pois houve formação de ferrita delgada e a presença de elementos fragilizantes no metal de adição e isso favoreceu a diminuição da tenacidade da junta.

O presente estudo ainda determinou que apesar de microconstituintes fragilizantes na região soldada, a junta não sofreu variação em sua dureza.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

AHN, Y. S. KANG, J. P. **Effect of aging treatments on microstructure and impact properties of tungsten substituted 2205 duplex stainless steel.** Materials science and technology. v. 16 abr. 2000 p.382-8.

ASTM E23-02, “Standard test methods for notched bar impact testing of metallic materials”, **ASTM – American Society for Testing and Materials**, Philadelphia, USA, 2003.

BADJI, Riad et al. Phase transformation and mechanical behavior in annealed 2205 duplex stainless steel welds. **Materials characterization**, USA, v. 59, p.447-453, 2008.

CALLISTER Jr, W. D. Falha. In:_____. **Ciência e engenharia de materiais:uma introdução**, 5. ed. Rio de Janeiro: LTC, 2002. cap 8, p. 129-146.

COLUMBIER, R.; HOCHMANN, J. Aceros austenoferríticos. In:_____.**Aceros inoxidables**, Aceros refratários, Bilbao: Espanha, 1968. cap. 2, p. 139-146.

GARCIA, Amauri et al. Ensaio de impacto. In:_____. **Ensaio dos materiais**, Rio de Janeiro: LTC, 2000. cap. 9, 154-164.

La VECCHIA, G. M. BERTANZI, R.. ROBERTI, R. **Infragilimento a 450°C in un acciaio inossidabile austenitico ferritico.** L'acciaio inossidabile v. 2 1994 p. 16-21.

MAGNABOSCO, Rodrigo. **Influência da microestrutura no comportamento eletroquímico do aço inoxidável UNS S31803 (SAF 2205).** 2001. 181 f. Tese (Doutorado em Engenharia) – Escola Politécnica, Universidade de São Paulo, São Paulo.

NILSSON, J. O. **Super duplex stainless steels.** Materials science and technology. v. 8 ago. 1992 p. 685-700.

SEDRIKS, A. J. **Corrosion of Stainless Steels.** 2. ed. New York: John Wiley, 1996. cap.1-2, p. 1-18.

SOLOMON, H. D.; DEVINE Jr, T. M. Duplex stainless steels – a tale two fases. In: Duplex stainless steels – conference proceedings. **ASM Metals Park**, Ohio, p. 693-756, 1982.

THORVALDSSON, T. ERIKSSON, H. KUTRA, J. SALWÉN, A. **Influence of microstructure on mechanical properties of a duplex stainless steel.** Stainless steels'84. Conf. Proceedings The Institute of Metals, London, 1985 p. 101-5.

WAINER, E.; BRANDI, S. D.; MELLO, F. D. de. **Soldagem**, processos e metalurgia. 2. ed. São Paulo: Edgard Blücher, 1992. cap. 2b e 8^a, p. 31-45 e 359.