

CENTRO UNIVERSITÁRIO DA FEI

PAULO MELO MODENEZI

TENACIDADE DO AÇO UNS S31803 APÓS SOLDAGEM TIG.

**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

2009

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 do material de adição 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 à 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 tanto redução nas propriedades mecânicas quanto afetam a resistência à corrosão. Além disso, a formação de diferentes frações de ferrita na zona fundida (ZF) e na zona termicamente afetada (ZTA), e a possível formação de nitretos de cromo pode comprometer, junto da possível presença de fase sigma e alfa linha na ZTA, a tenacidade das estruturas soldadas. Assim, o presente trabalho procurou avaliar as alterações de energia absorvida no ensaio de impacto Charpy e a temperatura de transição dúctil-frágil (TTDF) do aço UNS S31803 soldado pela técnica TIG (Tungsten Inert Gas) com e sem metal de adição, localizando o entalhe dos corpos-de-prova no metal base (MB), na zona fundida (ZF) e na zona termicamente afetada (ZTA). Constatou-se do ponto de vista de tenacidade que não houve impedimento para a solda autógena se comparado com a solda com metal de adição, apesar das mudanças microestruturais constatadas nas mesmas.

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).....	15
FIGURA 2 - Foto das superfícies de fratura, de aço baixo carbono, corpos-de-prova segundo o ensaio Charpy com entalhe em V. (MAGNABOSCO, 2009).....	16
FIGURA 3 – Gráfico ilustrando a taxa de corrosão de aços ao cromo expostos por 10 anos a uma atmosfera industrial (CHIAVERINI, 1977).....	18
FIGURA 4 – Seção isométrica a 1000°C do ternário Fe-Cr-Ni (RAYNOR e RIVLIN, 1988).....	21
FIGURA 5 – Seção isométrica a 1100°C do ternário Fe-Cr-Ni (RAYNOR e RIVLIN, 1988).....	21
FIGURA 6 – Seção isotérmica a 1100°C do ternário Fe-Cr-Ni, mostrando as “tie lines” no campo de α e γ . O ponto A representa a composição (em cromo e níquel equivalente) do aço SAF 2205 (RAYNOR e RIVLIN, 1988).....	22
FIGURA 7 – Diagrama de Schaeffler modificado (SOLOMON e DEVINE, 1982).....	24
FIGURA 8 – Croqui apresentado das diferentes regiões do corpo-de-prova após a solda, segundo BADJI (2008).....	26
FIGURA 9 - Máquina de solda Square Wave TIG-355 da Lincoln Electric, do CLM-FEI.....	29
FIGURA 10 – Corpo-de-prova embutido em resina termofixa, a linha azul representa o caminho que foi seguido no ensaio de microdureza, tendo início as medições no cordão de solda e avançando para o metal base.....	30
FIGURA 11 - Máquina STRUERS ABRAMIN utilizada para os procedimentos de lixamento e polimento automático dos corpos-de-prova. CDMatM-FEI.....	31
FIGURA 12 - Microscópio LEICA DMLM e analisador de imagens. CDMatM-FEI.....	32
FIGURA 13 - Microdurômetro Shimadzu HMV-2. CDMatM-FEI.....	33
FIGURA 14 – Corpo-de-Prova do ensaio Charpy.....	34

FIGURA 15 – Desenho do corpo-de-prova utilizado no ensaio Charpy com dimensões segundo a norma ASTM E23-02.....	34
FIGURA 16 - Retificadora Plana de Precisão Mello do CLM–FEI.....	35
FIGURA 17 - Plaina Rocco 450 da Oficina do CLM–FEI.....	35
FIGURA 18 - Brochadeira do CDMatM-FEI.....	36
FIGURA 19 – Corpo-de-prova com o entalhe localizado na ZTA.....	36
FIGURA 20 – Corpo-de-prova com o entalhe localizado na zona fundida.....	36
FIGURA 21 – Máquina de ensaio de impacto Charpy com capacidade máxima de 300J, do Centro de Desenvolvimento de Materiais Metálicos do Centro Universitário da FEL.....	38
FIGURA 22 - Curva ajustada segundo procedimento ASME PVP-2008-61650 (ERICKSONKIRK ;SHAIKH,2008).....	38
FIGURA 23 – Fração volumétrica de ferrita ao longo da junta soldada, tendo início as medições no cordão de solda e avançando para o metal base, amostra soldada sem metal de adição.....	47
FIGURA 24 - Fração volumétrica de ferrita ao longo da junta soldada, tendo início as medições no cordão de solda e avançando para o metal base, amostra soldada com metal de adição.....	47
FIGURA 25 – Gráfico de microdureza em diversos pontos da junta soldada, sem material de adição, medições com inicio na região da solda e caminhando para o metal base.....	48
FIGURA 26 – Gráfico de microdureza em diversos pontos da junta soldada, com material de adição, medições com inicio na região da solda e caminhando para o metal base.....	49
FIGURA 27 – Efeito da temperatura na energia absorvida no ensaio de impacto Charpy analisando o Metal Base.....	50
FIGURA 28 – Fraturas do entalhe localizado no metal base à -196 ^o C, -73 ^o C, -30 ^o C, 21 ^o C, 70 ^o C.....	50
FIGURA 29 – Efeito da temperatura na energia absorvida no ensaio de impacto Charpy	

analisando a Zona Termicamente Afetada.....	51
FIGURA 30 – Efeito da temperatura na energia absorvida no ensaio de impacto Charpy	
analisando a Zona Fundida.....	51
FIGURA 31 - Fraturas do entalhe localizado na ZTA (sem material de adição) à -196°C, -70°C, -30°C, 0°C, 23°C, 70°C.....	52
FIGURA 32 - Fraturas do entalhe localizado na zona fundida (sem material de adição) à -196°C, -70°C, -30°C, 0°C, 23°C, 70°C.....	52
FIGURA 33 – Efeito da temperatura na energia absorvida no ensaio de impacto Charpy analisando a Zona Termicamente Afetada com material de adição.....	53
FIGURA 34 – Efeito da temperatura na energia absorvida no ensaio de impacto Charpy analisando a Zona Fundida com material de adição.....	53
FIGURA 35 - Fraturas do entalhe localizado na ZTA (com material de adição) à -196°C, -70°C, -30°C, 0°C, 23°C, 70°C.....	54
FIGURA 36 - Fraturas do entalhe localizado na zona fundida (com material de adição) à -196°C, -70°C, -30°C, 0°C, 23°C, 70°C.....	54
FIGURA 37 – Porcentagens de ferrita ao longo da estrutura soldada, solda autógena (S/A, em amarelo) e solda com metal de adição (C/A, em verde).....	57
FIGURA 38 – Curvas de energia absorvida nos três casos apresentados, metal base (azul), ZTA (verde) e zona fundida (amarelo), para a solda autógena.....	57
FIGURA 39 – Curvas de energia absorvida nos três casos apresentados, metal base (azul), ZTA (verde) e zona fundida (amarelo), para a solda com metal de adição.....	58
FIGURA 40 – Curvas de energia absorvida nos dois tipos de solda, solda autógena (amarelo) e solda com metal de adição (verde), em ambos os casos o entalhe foi localizado na zona fundida.....	58
FIGURA 41 – Curvas de energia absorvida nos dois tipos de solda, solda autógena (amarelo) e solda com metal de adição (verde), em ambos os casos o entalhe foi localizado na ZTA.....	59

LISTA DE MICROGRAFIAS

MICROGRAFIA 1. Amostra solubilizada. Ferrita (escura) e austenita (cinza). Ataque: Behara modificado, corpo-de-prova soldado sem metal de adição, trabalhando com um aumento de 50x.....	39
MICROGRAFIA 2. Amostra solubilizada. Ferrita (escura) e austenita (cinza). Ataque: Behara modificado, corpo-de-prova soldado sem metal de adição, trabalhando com um aumento de 500x visando melhorar os detalhes da micrografia 1.....	40
MICROGRAFIA 3. Amostra apresentando a fase de transição entre metal base e ZTA. Ferrita (escura) e austenita (cinza). Ataque: Behara modificado, corpo-de-prova soldado sem metal de adição, trabalhando com um aumento de 50x.....	41
MICROGRAFIA 4. Amostra apresentando a fase de transição entre metal base e ZTA. Ferrita (escura) e austenita (cinza). Ataque: Behara modificado, corpo-de-prova soldado sem metal de adição, trabalhando com um aumento de 200x visando melhorar os detalhes da micrografia 3.....	41
MICROGRAFIA 5. Amostra apresentando a zona fundida. Ferrita (escura) e austenita (cinza). Ataque: Behara modificado, corpo-de-prova soldado sem metal de adição, trabalhando com um aumento de 50x.....	42
MICROGRAFIA 6. Amostra apresentando a zona fundida. Ferrita (escura) e austenita (cinza). Ataque: Behara modificado, corpo-de-prova soldado sem metal de adição, trabalhando com um aumento de 200x visando melhorar os detalhes da micrografia 5.....	43
MICROGRAFIA 7. Amostra apresentando a fase de transição entre metal base e ZTA. Ferrita (escura) e austenita (cinza). Ataque: Behara modificado, corpo-de-prova soldado com metal de adição, trabalhando com um aumento de 50x.....	44
MICROGRAFIA 8. Amostra apresentando a fase de transição entre metal base e ZTA. Ferrita (escura) e austenita (cinza). Ataque: Behara modificado, corpo-de-prova soldado com metal de adição, trabalhando com um aumento de 200x visando melhorar os detalhes da micrografia 8.....	44

MICROGRAFIA 9. Amostra apresentando a zona fundida. Ferrita (escura) e austenita (cinza). Ataque: Behara modificado, corpo-de-prova soldado com metal de adição, trabalhando com um aumento de 50x.....	45
MICROGRAFIA 10. Amostra apresentando a zona fundida. Ferrita (escura) e austenita (cinza). Ataque: Behara modificado, corpo-de-prova soldado com metal de adição, trabalhando com um aumento de 200x visando melhorar os detalhes da micrografia 9.....	46

LISTA DE TABELAS

TABELA 1 - Propriedades mecânicas do aço SAF 2205 na condição recozida (SEDRIKS, 1996).....	25
TABELA 2 – Volume percentual de ferrita e austenita medidos em diferentes regiões do corpo-de-prova descritas na Figura 8, segundo BADJI (2008).....	26
TABELA 3 - Composição química (% massa) do aço em estudo.....	27
TABELA 4 - Composição química em % massa do arame.....	27
TABELA 5 – Etapas de lixamento e polimento dos corpos-de-prova metalográficos na politriz automática.....	30
TABELA 6 – TTDF das diferentes condições.....	54

SUMÁRIO

RESUMO	4
1 INTRODUÇÃO E OBJETIVO.....	13
2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	14
2.1 Ensaio de impacto	14
2.2 Processo de soldagem	16
2.2.1 Introdução	16
2.2.2 TIG (Tungsten Inert Gas).....	17
2.3 Aços inoxidáveis	18
2.3.1 Metalurgia física dos aços dúplex.....	19
2.3.2 Soldagem de aços inoxidáveis dúplex.....	25
3. MATERIAIS E MÉTODOS.....	27
3.1 Material em estudo.....	27
3.2 Soldagem da chapa.....	27
3.3 Caracterização microestrutural.....	29
3.3.1 Preparação metalográfica.....	29
3.3.2 Microscopia ótica.....	31
3.3.3 Caracterização quantitativa da microestrutura.....	32
3.4 Ensaio de microdureza	32
3.5 Ensaio de impacto.....	33
3.5.1 Preparação dos corpos-de-prova.....	33
3.5.2 Ensaio Charpy.....	32
4. RESULTADOS EXPERIMENTAIS.....	39
4.1 Caracterização microestrutural.....	39

	12
4.1.1 Metal base.....	39
4.1.2 Solda autógena.....	40
4.1.3 Solda com metal de adição.....	43
4.2 Caracterização quantitativa da microestrutura.....	46
4.3 Perfil de dureza.....	48
4.4 Ensaio de impacto Charpy	49
4.4.1 Metal base.....	49
4.4.2 Solda autógena.....	50
4.4.3 Solda com metal de adição.....	52
5. DISCUSSÃO DOS RESULTADOS.....	56
6. CONCLUSÕES.....	60
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	61

1 INTRODUÇÃO E OBJETIVO

Aços inoxidáveis dúplex são muito usados em indústrias alimentícias, farmacêuticas, químicas, de construção, 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 inicialmente presentes (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 consequências das transformações de fase na estrutura da junta soldada e em que as novas estruturas formadas irão afetar a tenacidade 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 pela técnica TIG (*Tungsten Inert Gas*) com e sem metal de adição, localizando o entalhe dos corpos-de-prova no metal base (MB), na zona fundida (ZF) 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 constante (H , definida na Figura 1), 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 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).

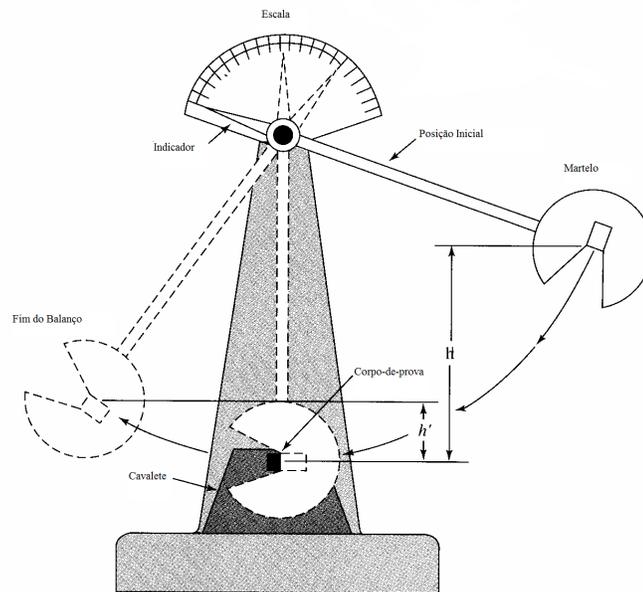


Figura 1 - Desenho esquemático de um equipamento para o ensaio de impacto (CALLISTER, 2002).

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), característica da fratura frágil por clivagem, passível em estruturas CCC como a da fase α . Ao longo da transição dúctil-frágil, existirão características de ambos os tipos (Fig. 2) (CALLISTER, 2002).



Figura 2 - Foto das superfícies de fratura, de aço baixo carbono, corpos-de-prova segundo o ensaio Charpy com entalhe em V. (MAGNABOSCO, 2009).

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, dada a possibilidade de fratura por clivagem já mencionada (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 TIG (Tungsten Inert Gas)

O processo TIG ou Gas Tungsten Arc Welding (GTAW), foi desenvolvido na década de 40 devido a uma crescente necessidade de uma técnica mais eficaz para soldagem de aços inoxidáveis e de ligas de alumínio e magnésio, largamente utilizadas na indústria aeronáutica no começo da Segunda Grande Guerra.

A soldagem TIG consiste no aquecimento obtido por meio de um arco elétrico gerado com o auxílio de um eletrodo não consumível de tungstênio, devido a sua temperatura de fusão ser em torno de 3400°C. A poça de fusão e o eletrodo são protegidos por uma atmosfera de gás inerte que não reage com outros materiais, e gás esse que pode ser Argônio ou Hélio. No processo, pode-se utilizar metal de adição ou não (sendo esta última denominada solda autógena) (BRACARENSE,2000).

Muitos fatores são determinantes para a confiabilidade da junta soldada como: comprimento do arco elétrico, velocidade de soldagem, vazão do gás, corrente de soldagem, entre outros. O comprimento do arco elétrico é a distância entre a ponta do eletrodo e o metal a ser soldado; com o aumento do comprimento faz aumentar também a tensão do arco, sob uma dada corrente de soldagem e determinado gás de proteção, ocasionando assim um alargamento no cordão de solda e diminuição na penetração no mesmo. Um arco muito curto ou muito longo torna-se instável, favorecendo a formação de porosidades, mordeduras e falta de fusão (BRACARENSE,2000).

A velocidade de soldagem tem relação direta com a penetração e a largura do cordão, quanto maior for a velocidade de soldagem, menor vai ser a penetração e largura do mesmo, podendo ocasionar a descontinuidade da junta, bem como a falta de penetração e mordeduras.

A vazão do gás deve ser forte o suficiente para deslocar o ar para longe da área da solda e assim proteger a poça de fusão; no entanto, uma vazão elevada de gás pode causar turbulência no fluxo do gás e causar descontinuidades como as descritas anteriormente. (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).

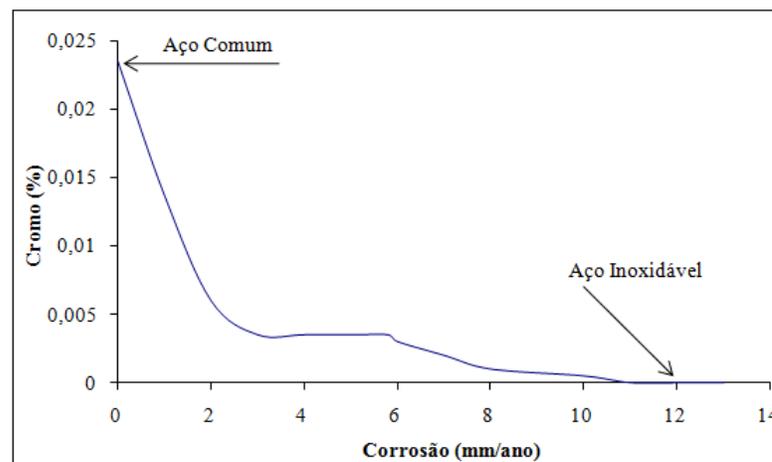


Figura 3 – Gráfico ilustrando a taxa de corrosão de aços ao cromo expostos por 10 anos a uma atmosfera industrial (CHIAVERINI, 1977).

Porém, para que se consiga manter os índices de resistência à corrosão, deve-se reduzir a presença de carbono a no máximo 0,03%, para que este não se combine com o cromo disponível, reduzindo localmente a concentração desse elemento e permitindo a formação de um fenômeno conhecido como sensitização (SEDRIKS, 1996). Esse fenômeno é identificado pela corrosão intergranular em um aço inoxidável, principalmente pela precipitação, nessas regiões, de fases ricas em cromo devido à maior velocidade de difusão desse elemento nos contornos de grão. Isso gera uma região pobre em cromo ao redor do contorno de grão, levando assim a corrosão dessas regiões (SOLOMON e DEVINE, 1982).

Como resultado desse fenômeno, nota-se um aumento na resistência mecânica e um aumento na dureza do material. Por outro lado ocorre uma fragilização do material sensitizado, com a diminuição nos valores de ductilidade e de tenacidade.

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 dos aços dúplex

Aços inoxidáveis dúplex são compostos basicamente por ferro, cromo e níquel, além de elementos com comportamento semelhante a estes dois últimos, gerando o conceito de cromo e níquel equivalentes (SOLOMON e DEVINE, 1982); assim pode-se ter início o estudo da metalurgia física desses aços com a análise do sistema ternário Fe-Cr-Ni.

Esses aços recebem essa denominação por apresentarem tanto a fase austenita (estrutura cúbica de fase centrada) quanto à 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).

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.

Porém devido ao tempo de precipitação ser relativamente elevado, os 2 mecanismos de fragilização indicados não ocorrem, em geral, durante a soldagem. Podem, contudo, ocorrer em componentes que trabalham em temperaturas elevadas (MODENESI, 2001) e nas regiões periféricas a solda.

Para ligas ferrosas denomina-se por δ todo sólido de estrutura cúbica de corpo centrado formado na solidificação; no entanto, autores que estudaram o sistema Fe-Cr-Ni (SOLOMON e DEVINE, 1982) convencionaram a utilização de α para qualquer ferrita por reações dependentes de difusão, fazendo distinção apenas à martensita, cuja formação independe de difusão. Assim evita-se a confusão causada por diferentes nomenclaturas, tornando a seção isotérmica mostrada nas Figuras 4 e 5 de fácil interpretação.

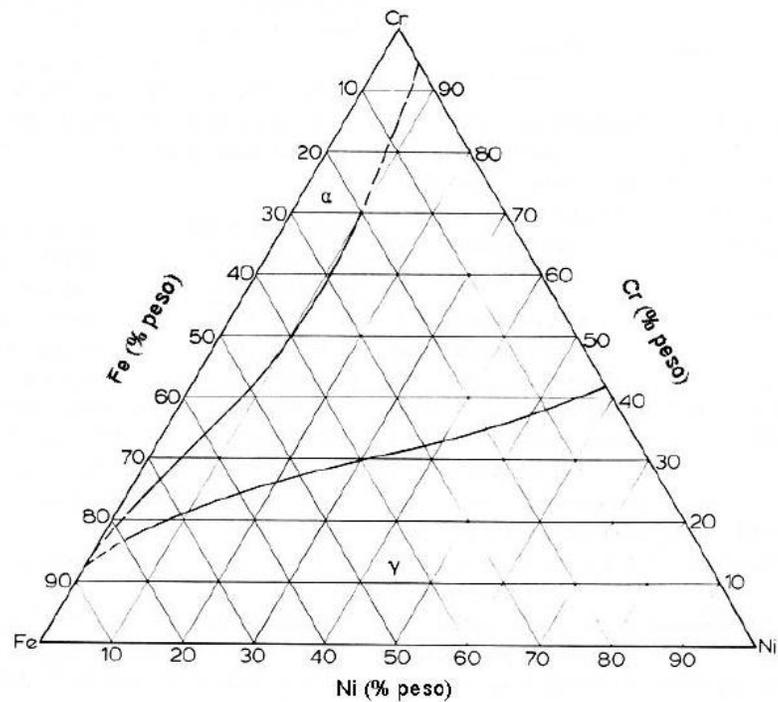


Figura 4 – Seção isométrica a 1000°C do ternário Fe-Cr-Ni (RAYNOR e RIVLIN, 1988).

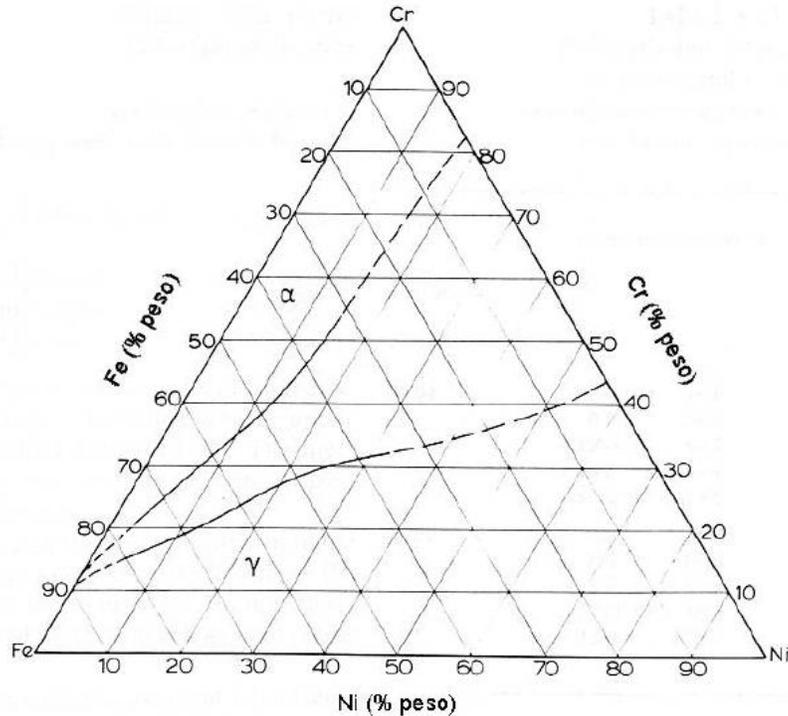


Figura 5 – Seção isométrica a 1100°C do ternário Fe-Cr-Ni (RAYNOR e RIVLIN, 1988).

Adotando-se os critérios de cromo e níquel equivalentes,

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

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

e considerando a composição química média 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), e que os elementos estão todos em solução sólida, tem-se como valor de cromo equivalente 26%, e níquel equivalente 10,6%.

Toma-se como base esses valores, e traçando-se sobre a Figura 5 as linhas que definem o equilíbrio entre α e γ (“tie lines”) fornecidas por RAYNOR e RIVLIN (1988) e a composição “equivalente” de cromo e níquel do aço SAF 2205 obtém-se a Figura 6, onde nota-se que o tratamento isotérmico deste aço a aproximadamente 1100°C, seguido de resfriamento rápido, é capaz de formar a estrutura dúplex ferrita-austenita. Se a “tie line” que passa pelo ponto A da Figura 6 for paralela a traçada a direita deste, tem-se que o aço SAF 2205 solubilizado a 1100°C

e resfriado rapidamente deve apresentar estrutura contendo aproximadamente 40% em peso de ferrita e 60% de austenita.

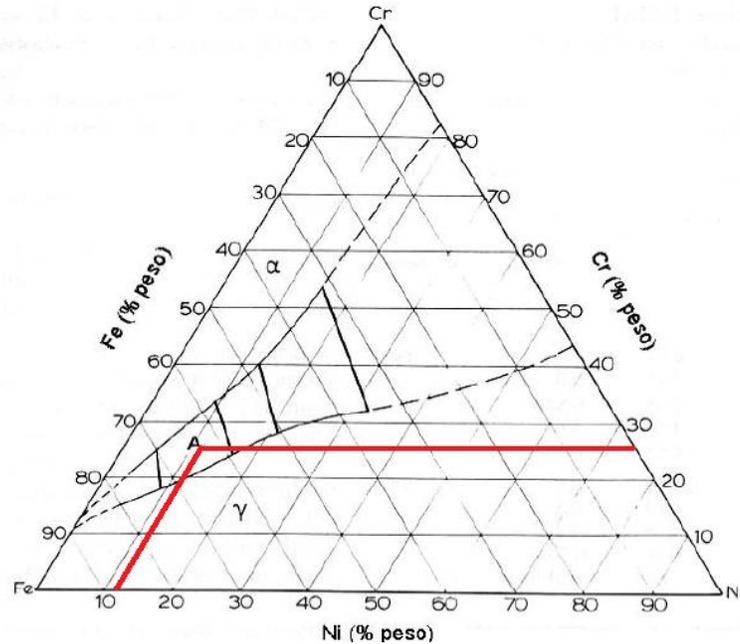


Figura 6 – Seção isotérmica a 1100°C do ternário Fe-Cr-Ni, mostrando as “tie lines” no campo de α e γ . O ponto A representa a composição (em cromo e níquel equivalente) do aço SAF 2205 (RAYNOR e RIVLIN, 1988).

De posse das propriedades químicas do aço e do Níquel e do Cromo equivalentes, anteriormente citados, através do diagrama de Schaeffler modificado (Fig. 7) pode-se ter uma noção das fases que irão se apresentar numa junta soldada. Em azul na Figura 7 mostra-se a estrutura na zona fundida da solda autógena de um aço UNS S31803 típico, usando-se os valores de Cr e Ni equivalentes citados anteriormente (SOLOMON e DEVINE, 1982).

Também de posse da composição química típica do arame TIG para soldagem do aço UNS S31803 (Fe – 22,5%Cr – 8,8%Ni – 3,2%Mo – 0,4%Si – 1,7%Mn – 0,15%N – 0,015%C) (comunicação verbal)¹, pode se calcular que Cromo equivalente e Níquel equivalente respectivamente são de 26,3% e 14,6% e no diagrama de Schaeffler da Figura 7 pode-se prever que também este metal de adição teria 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

¹ Informação obtida na empresa Böhler Tyssen em novembro de 2008.

austenita estão em maior quantidade no eletrodo se comparado com o metal de base, com isso tem-se uma diferença na fração das 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 Schaeffler (Fig. 7) 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.

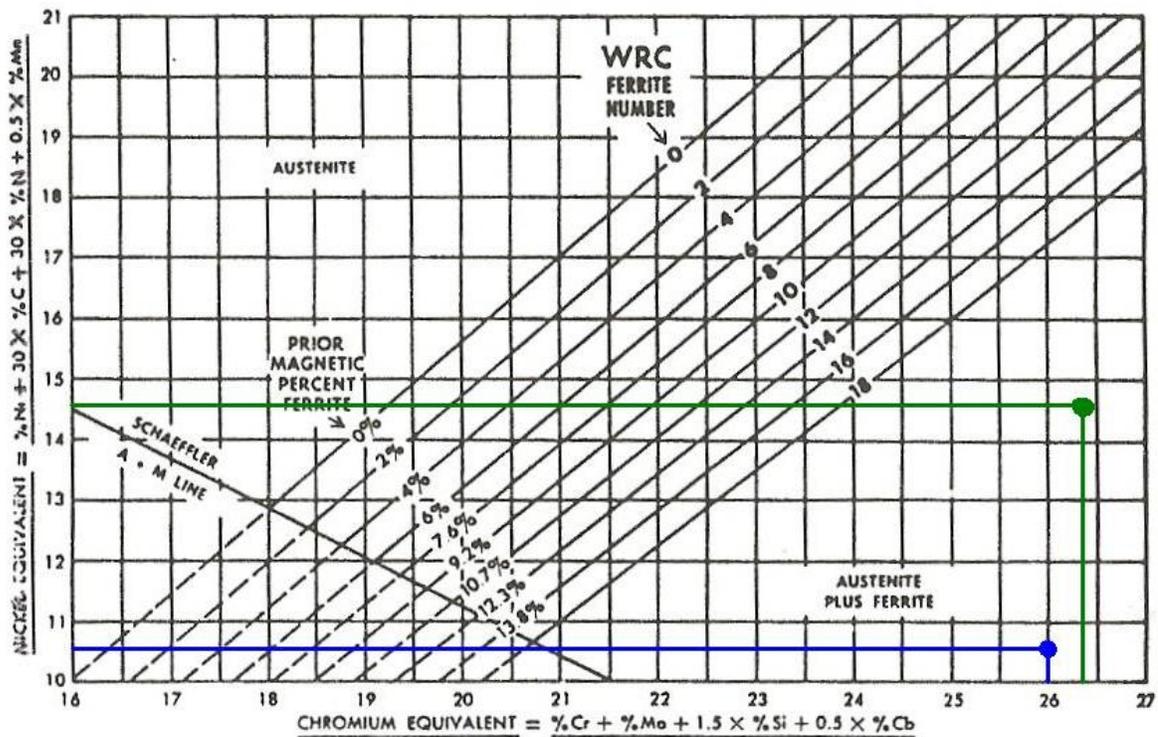


Figura 7 – Diagrama de Schaeffler modificado (SOLOMON e DEVINE, 1982).

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 (SEDRIKS, 1996).

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

O aumento do teor de nitrogênio como elemento de liga nos aços inoxidáveis, apesar de estabilizar a austenita, pode favorecer 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 do cordão de solda 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, o que inviabilizaria a formação de nitretos.

MAGNABOSCO e MODENEZI (2008), trabalhando com a liga SAF 2205 (UNS S31803), verificaram que após soldagem com eletrodo revestido a junta soldada não apresentou a formação de fases fragilizantes, como σ e α' , devido a alta velocidade de resfriamento, porém houve a formação de nitreto de cromo que possivelmente associada a grande porcentagem de nitrogênio no metal de adição.

2.3.2 Soldagem de aços inoxidáveis dúplex

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 TIG (Tungsten Inert Gas) e a estrutura obtida após soldagem está especificada na Tabela 2, tomando como base as posições descritas na Figura 8.

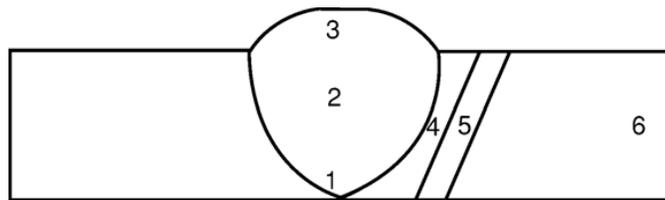


Figura 8 – Croqui apresentado das diferentes regiões do corpo-de-prova após a solda, segundo BADJI (2008).

Tabela 2 – Volume percentual de ferrita e austenita medidos em diferentes regiões do corpo-de-prova descritas na Figura 8, 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, constatada na tabela 2 ao longo da estrutura soldada, se dá pelas diferenças de resfriamento e devido a esse fato pode-se ver que na região central da solda (zona 2, Fig. 8) por ter um pouco mais de tempo para resfriar se comparado às zonas de fronteira (zona 1 e 3), tem-se um aumento 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).

Após soldagem, utilizando eletrodo revestido, verificou-se a diminuição da energia absorvida no ensaio de impacto Charpy do aço inoxidável dúplex UNS 31803, quando o entalhe foi orientado no metal de adição, isso deu-se provavelmente devido à morfologia das fases ferrita e austenita, formas estas em que a austenita apareceu em formas de “agulhas” na matriz ferrítica, já

que nos ensaios de microdureza e na caracterização microestrutural não foi constatada a formação de fases fragilizantes como σ e α' (MAGNABOSCO e MODENEZI, 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, e a composição química do material pode ser constatada na Tabela 3.

Tabela 3 - Composição química (% massa) do aço em estudo.

Cr	Ni	Mo	Mn	N	C	Si	Fe
22,48	5,74	3,20	1,42	0,162	0,018	0,35	Balanço

Foram utilizados arames TIG para soldagem, 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 arame.

Cr	Ni	Mo	Mn	N	C	Si	Fe
22,5	8,8	3,2	1,7	0,15	0,015	0,4	Balanço

3.2 Soldagem da chapa

Da chapa original foi cortada uma chapa com 65mm de largura por 300mm de comprimento, sendo este paralelo ao sentido de laminação original, para a confecção dos corpos-de-prova do metal base.

Além delas foram cortadas quatro tiras com 40mm de largura e 800mm de comprimento, sendo este paralelo ao sentido de laminação original. Em seguida essas chapas de 800mm de comprimento foram divididas em 4 chapas de 200mm cada uma, visando uma melhor qualidade

da junta soldada, bem como o completo preenchimento com apenas um arame de solda para o caso na soldagem com metal de adição.

Na soldagem autógena tomou-se 8 chapas, com 200mm de comprimento cada, e a união se deu por par de chapas para a soldagem. Realizou-se a soldagem em dois passes visando o completo preenchimento da junta soldada.

Na soldagem com metal de adição o mesmo procedimento foi realizado, 8 chapas com 200mm de comprimento cada, soldadas em par, com duplo passe visando também a completa penetração do metal de adição.

Foi realizada a união das chapas sem nenhum espaço 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 que se originou no lado oposto a junta soldada, e 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.

A solda foi realizada com a máquina Square Wave TIG-355 (Fig. 9), do Centro de Laboratórios Mecânicos (CLM) do Centro Universitário da FEI, operando com eletrodo de 3mm de diâmetro composto por 98% de Tungstênio e 2% de tório, com vazão de Argônio de 10 litros por minuto, corrente contínua, polaridade direta e com uma corrente de 110 A e tensão de 12 Volts (seguindo instruções de comunicação verbal)² para a solda com adição, e corrente de 80 A e tensão de 10V para a solda autógena. As condições de tensão e corrente não foram as mesmas pois realizando a soldagem autógena com as mesmas condições de tensão e corrente que o fabricante do eletrodo propôs as chapas estavam sendo fundidas muito rapidamente, ocasionando assim descontinuidades na união das mesmas.

² Informação obtida na empresa Böhler Tyssen em novembro de 2008.



Figura 9- Máquina de solda Square Wave TIG-355 da Lincoln Electric, do CLM-FEI.

Como nas juntas soldadas com material de adição há uma camada acima do plano da junta, foi realizado, 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. As juntas que não utilizaram material de adição para sua preparação não necessitaram deste procedimento.

3.3 Caracterização Microestrutural.

3.3.1 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. 10). Os corpos-de-prova metalográficos foram lixados e polidos conforme as etapas mostradas na Tabela 5, utilizando a politriz automática Struers Abramin (Fig. 11) do Centro de Desenvolvimento de Materiais Metálicos da FEI (CDMatM-FEI).

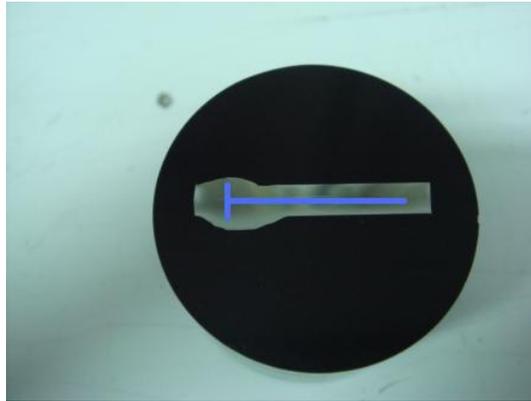


Figura 10 – Corpo-de-prova embutido em resina termofixa, a linha azul representa o caminho que foi seguido nos ensaios de caracterização quantitativa da microestrutura e microdureza, tendo início as medições no cordão de solda e avançando para o metal base.

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	200	3	300	Álcool Etílico
7	Diamante 1 μ m	200	3	150	Álcool Etílico
8	OPS	120	2	150	Sílica Coloidal



Figura 11 - Máquina STRUERS ABRAMIN utilizada para os procedimentos de lixamento e polimento automático dos corpos-de-prova. CDMatM-FEI.

3.3.2 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 metabissulfato 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 comprimido a temperatura ambiente. 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. 12) identificando as fases presentes.



Figura 12 - Microscópio LEICA DMLM e analisador de imagens. CDMatM-FEI

3.3.3 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. 12). 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, como já indicado na Figura 10.

3.4. 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. 13). 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. 10), com espaçamento de 0,2 mm cada medição. As medições tiveram início no meio do cordão de solda e terminaram no metal base.



Figura 13 - Microdurômetro Shimadzu HMV-2. CDMatM-FEI

3.5 Ensaio de impacto

3.5.1 Preparação dos corpos-de-prova

Para realização do ensaio de impacto Charpy os corpos-de-prova (Fig. 14) 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. 15).



Figura 14 – Corpo-de-Prova do ensaio Charpy.

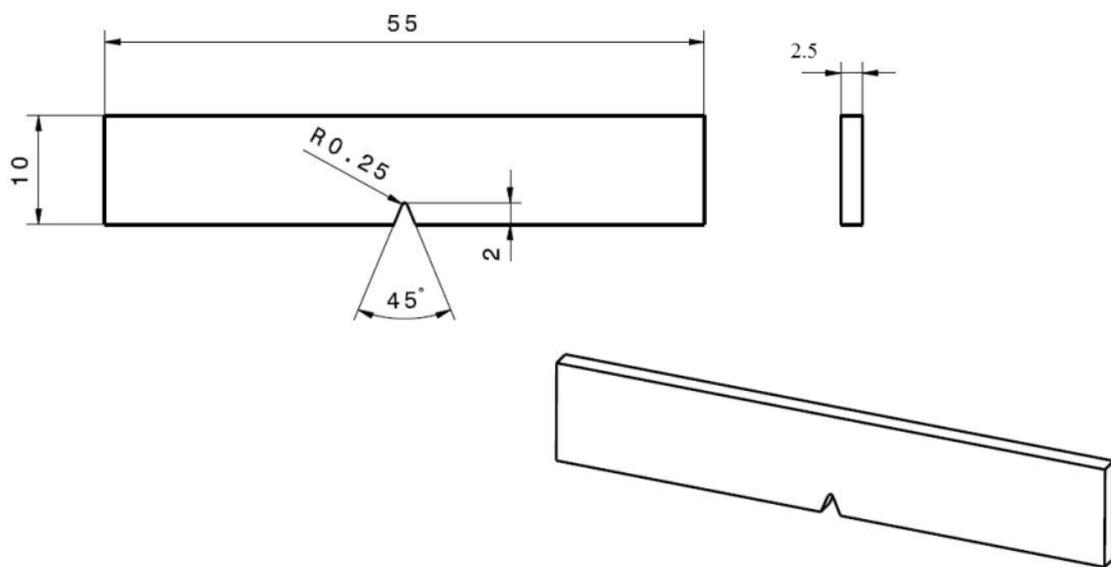


Figura 15 – Desenho do corpo-de-prova utilizado no ensaio Charpy com dimensões segundo a norma ASTM E23-02.

O material possuía originalmente a espessura de 3mm, sendo assim todos os corpos-de-prova precisaram ser usinados. Como os corpos-de-prova do metal base possuíam uma superfície plana, foram usinados na Retificadora Plana de Precisão (Fig. 16); como na região da solda a superfície não estava completamente uniforme, foi preciso usinar os mesmos numa plaina Rocco 450 (Fig. 17) e para garantir o mínimo encruamento da superfície da peça a usinagem utilizaram-

se passes de 0,1mm. 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. 18) do Centro de Desenvolvimento de Materiais Metálicos da FEI (CDMatM-FEI), para orientar a trinca em três posições distintas: no metal base (MB), na zona termicamente afetada (ZTA) e no centro da zona fundida (ZF).



Figura 16 - Retificadora Plana de Precisão Mello do CLM-FEI.



Figura 17 - Plaina Rocco 450 da Oficina do CLM-FEI.



Figura 18 - Brochadeira do CDMatM-FEI.

Nas Figuras 19 e 20 observam-se os entalhes posicionados, respectivamente, na ZTA e na zona fundida (ZF) do cordão.



Figura 19 – Corpo-de-prova com o entalhe localizado na ZTA.



Figura 20 – Corpo-de-prova com o entalhe localizado na zona fundida.

3.5.2 Ensaio Charpy.

Os ensaios de impacto Charpy foram realizados no equipamento de impacto (Fig. 21), nas dependências do CDMatM-FEI. No metal base os corpos-de-prova foram ensaiados nas temperaturas de -196°C , -70°C , -30°C , 23°C e 70°C , para determinação da energia absorvida a cada temperatura, levantando a curva de transição dúctil-frágil do material em questão.

Na zona fundida dos corpos-de-prova sem adição, em 4 temperaturas foram utilizados 3 corpos-de-prova (-196°C , 0°C , 23°C , 70°C) e em outras duas temperaturas (-70°C e -30°C), devido à discrepância dos resultados, foram realizados quatro ensaios. Por fim na ZTA dos corpos-de-prova sem material de adição foram feitos ensaios em 6 temperaturas e foram utilizados 3 corpos-de-prova em cada temperatura (-196°C , -70°C , -30°C , 0°C , 23°C , 70°C). De posse destes dados, foi possível determinar a curva de transição dúctil-frágil do material nestas três regiões.

Na zona fundida dos corpos-de-prova com adição, em 5 temperaturas foram utilizados 3 corpos-de-prova (-196°C , -70°C , -30°C , 0°C , 23°C) e em apenas 1 temperatura (70°C), devido à discrepância dos resultados, foram realizados 5 ensaios. Por fim na ZTA dos corpos-de-prova com material de adição foram feitos ensaios em 5 temperaturas com 3 corpos-de-prova cada (-196°C , -30°C , 0°C , 23°C , 70°C) e em apenas 1 temperatura (-70°C) devido à discrepância dos resultados, foram realizados 5 ensaios. De posse destes dados, foi possível determinar a curva de transição dúctil-frágil do material nestas cinco regiões.

Para a análise dos resultados obtidos nesse ensaio, foi utilizado o ajuste das curvas pelo método da tangente hiperbólica, de acordo com o procedimento ASME PVP2008-61650, cujo método se baseia nos coeficientes da Figura 22 (ERICKSONKIRK; SHAIKH, 2008)

$$Y = A + B \cdot \tanh \{T-D/C\}$$

Em que:

A: média das energias entre o patamar superior e o patamar inferior;

B: média das diferenças entre as energias do patamar superior e inferior;

C: temperatura média na região de transição;

D: temperatura de transição dúctil-frágil (TTDF);

T: temperatura de ensaio.



Figura 21 – Máquina de ensaio de impacto Charpy com capacidade máxima de 300J, do Centro de Desenvolvimento de Materiais Metálicos do Centro Universitário da FEI.

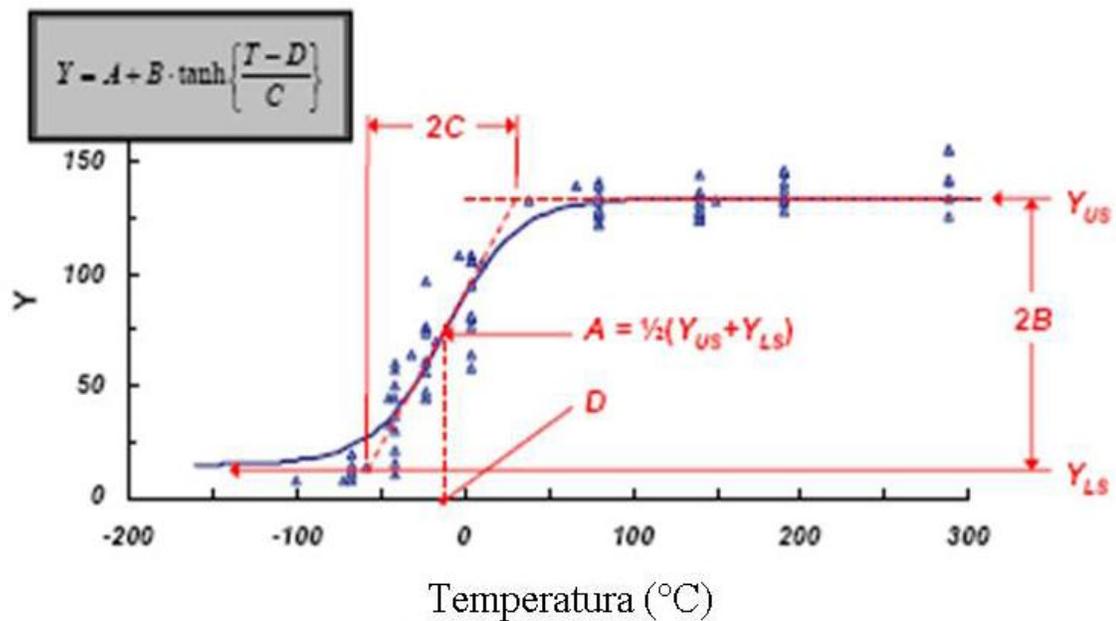


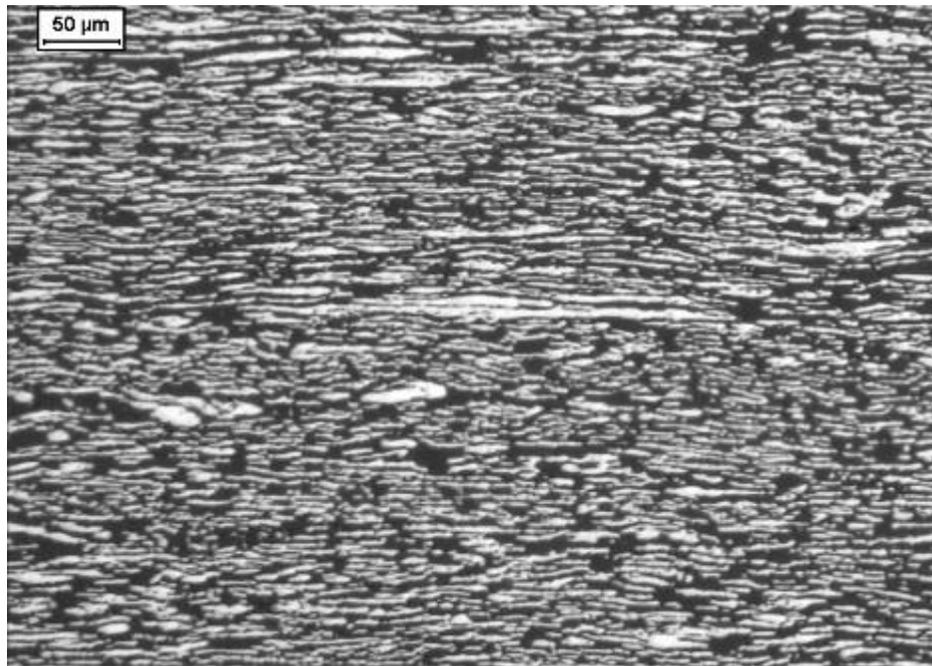
Figura 22 - Curva ajustada segundo procedimento ASME PVP-2008-61650 (ERICKSONKIRK; SHAIKH,2008).

4 RESULTADOS EXPERIMENTAIS

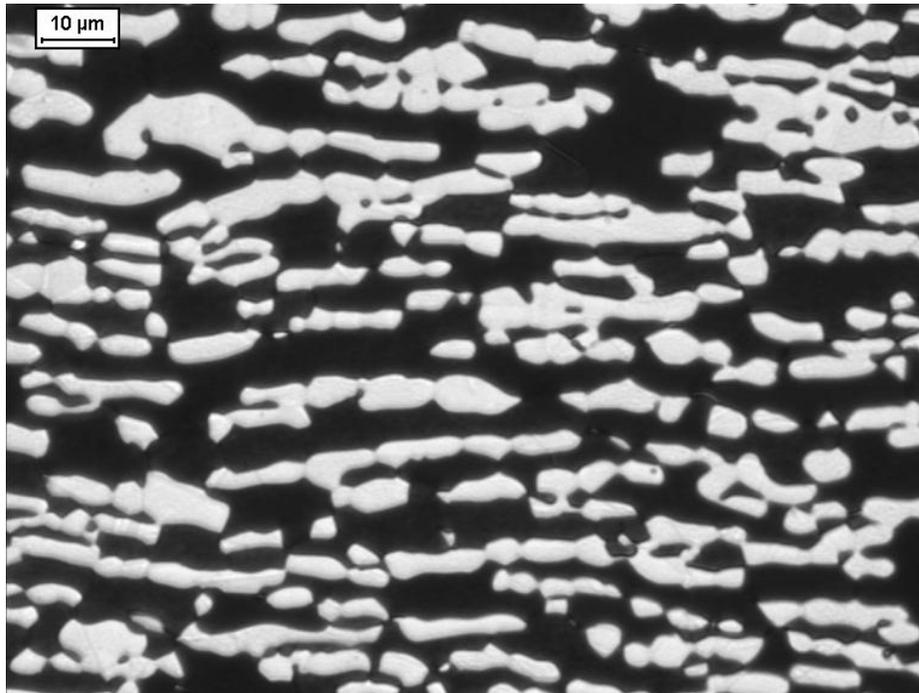
4.1 Caracterização microestrutural

4.1.1 Metal base.

Após a preparação metalográfica e ataque na solução de *Behara* modificado pode-se observar as microestruturas representadas nas Micrografias 1 a 12. 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 pode-se constatar o material solubilizado com um aumento maior, visando melhorar a definição constatada na micrografia 1.



Micrografia 1. Amostra solubilizada. Ferrita (escura) e austenita (cinza). Ataque: Behara modificado, corpo-de-prova soldado sem metal de adição, trabalhando com um aumento de 50x.

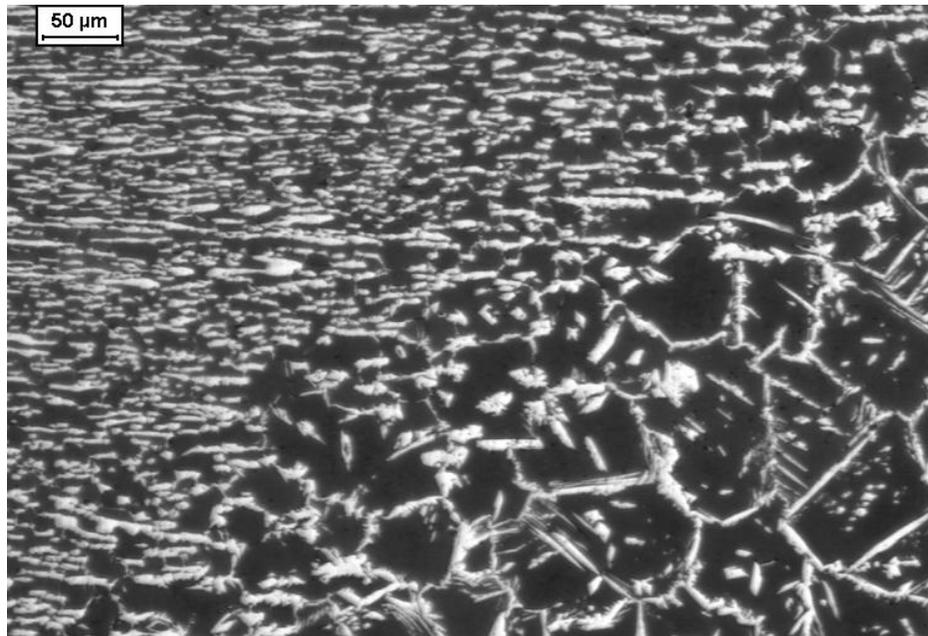


Micrografia 2. Amostra solubilizada. Ferrita (escura) e austenita (cinza). Ataque: Behara modificado, corpo-de-prova soldado sem metal de adição, trabalhando com um aumento de 500x visando melhorar os detalhes da micrografia 1.

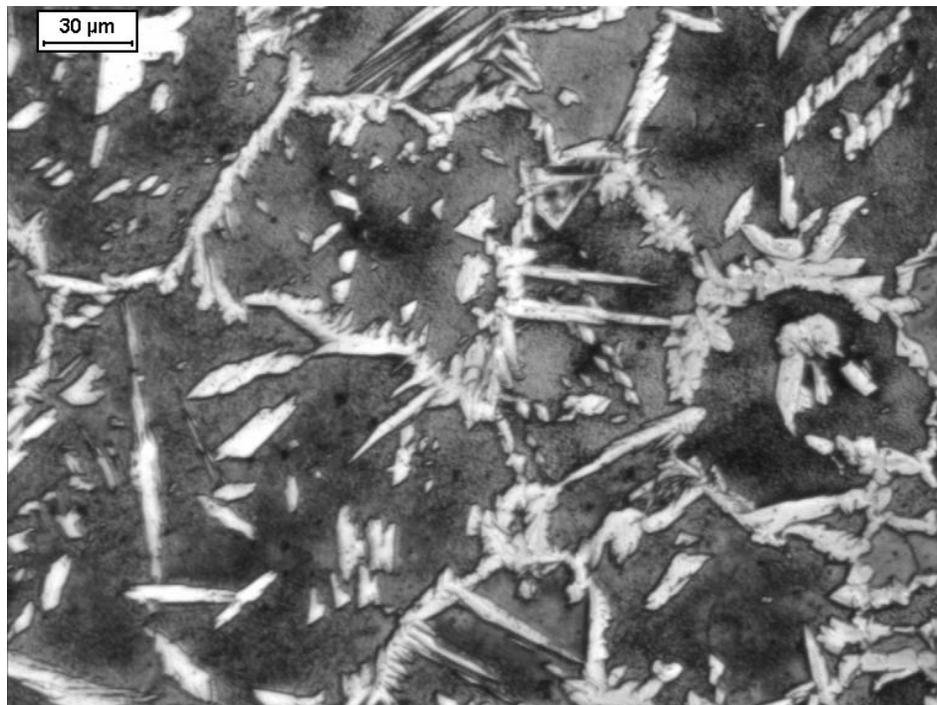
4.1.2 Solda autógena.

Na micrografia 3, nota-se uma maior quantidade de ferrita (fase mais escura) em relação à austenita (cinza) e também a quebra do alinhamento da estrutura dos grãos, o que caracteriza o início da zona termicamente afetada pelo calor, zona esta que não sofreu fusão de sua estrutura, porém com o aquecimento ocasionado pela solda houve o crescimento de grão se comparado com o metal base anteriormente citado.

Na micrografia 4, devido ao seu maior aumento, pode-se constatar de uma forma mais precisa que a formação de austenita se deu como estruturas de Widmanstätten, onde se vê a formação dessas estruturas em forma de “agulhas” o que caracteriza a mesma.

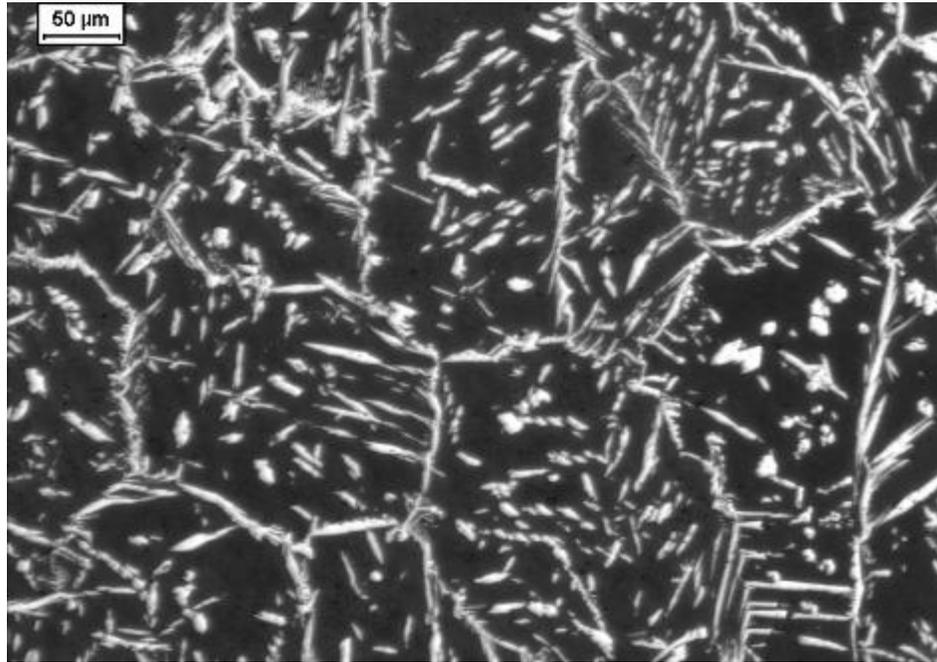


Micrografia 3. Amostra apresentando a fase de transição entre metal base e ZTA. Ferrita (escura) e austenita (cinza). Ataque: Behara modificado, corpo-de-prova soldado sem metal de adição, trabalhando com um aumento de 50x.

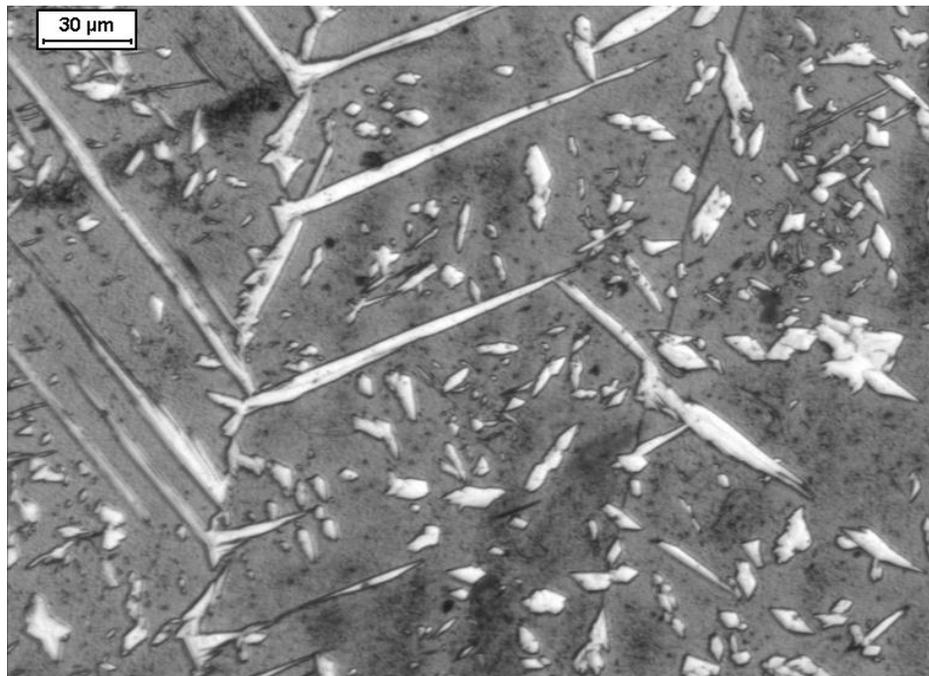


Micrografia 4. Amostra apresentando a fase de transição entre metal base e ZTA. Ferrita (escura) e austenita (cinza). Ataque: Behara modificado, corpo-de-prova soldado sem metal de adição, trabalhando com um aumento de 200x visando melhorar os detalhes da micrografia 3.

Nas micrografias 5 e 6, nota-se a zona fundida, onde se pode constatar uma matriz ferrítica (fase mais escura) com a austenita (cinza) orientada em formas de “agulhas”, caracterizando assim as estruturas de Widmanstätten.



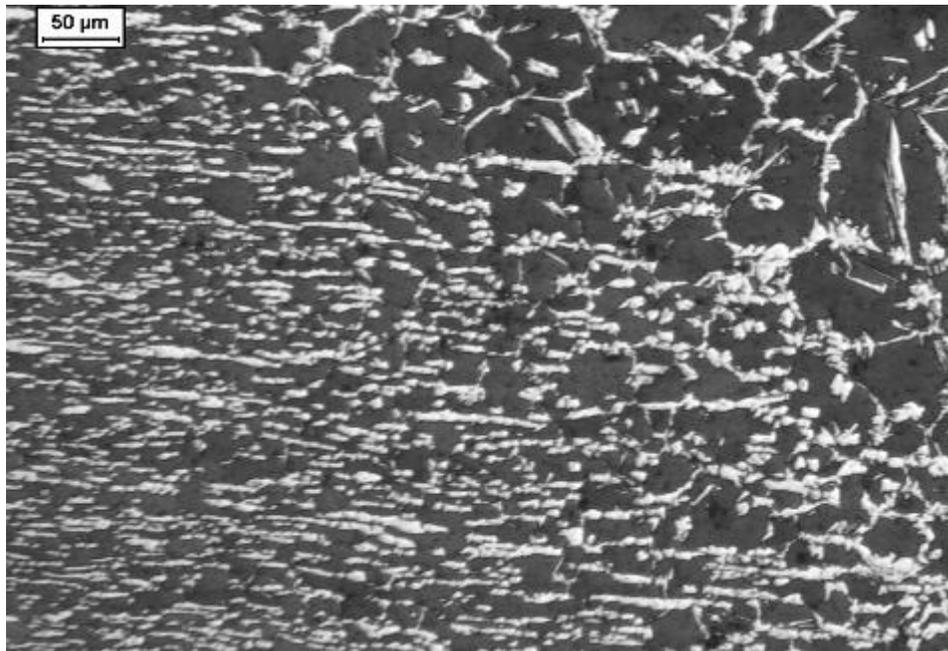
Micrografia 5. Amostra apresentando a zona fundida. Ferrita (escura) e austenita (cinza). Ataque: Behara modificado, corpo-de-prova soldado sem metal de adição, trabalhando com um aumento de 50x.



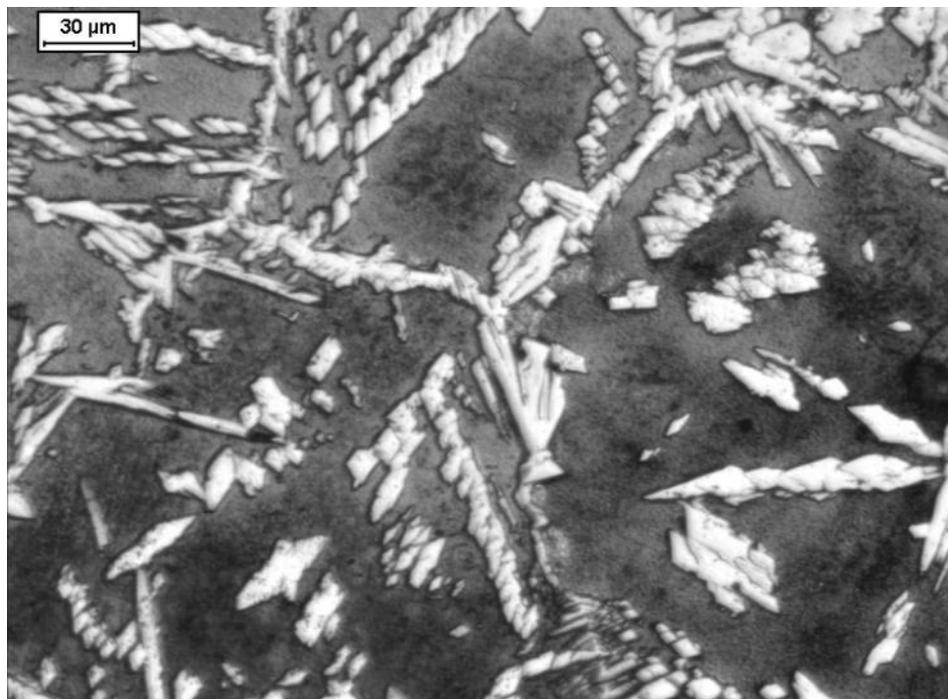
Micrografia 6. Amostra apresentando a zona fundida. Ferrita (escura) e austenita (cinza). Ataque: Behara modificado, corpo-de-prova soldado sem metal de adição, trabalhando com um aumento de 200x visando melhorar os detalhes da micrografia 5.

4.1.3 Solda com metal de adição.

Nas micrografias 7 e 8 tem-se a fase de transição entre o metal base e a ZTA, onde nota-se modificação da estrutura de ferrita (fase mais escura) e de austenita (cinza) o que caracteriza a zona de transição entre o metal base e a ZTA, além de constatar que a formação de austenita se deu como estruturas tendendo a morfologia alotriomorfa, caracterizando assim a ZTA.

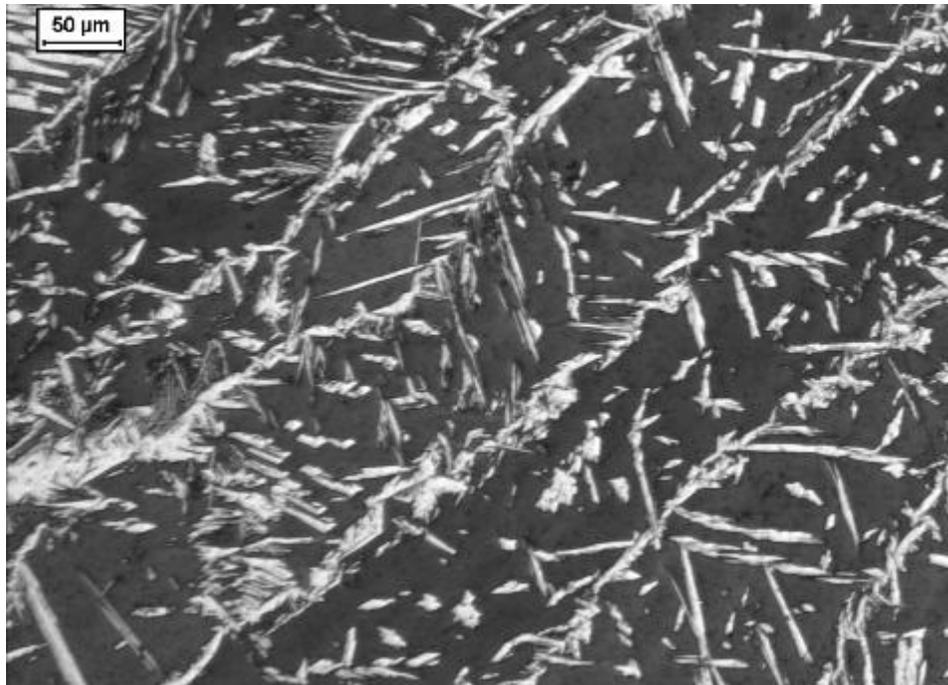


Micrografia 7. Amostra apresentando a fase de transição entre metal base e ZTA. Ferrita (escura) e austenita (cinza). Ataque: Behara modificado, corpo-de-prova soldado com metal de adição, trabalhando com um aumento de 50x.

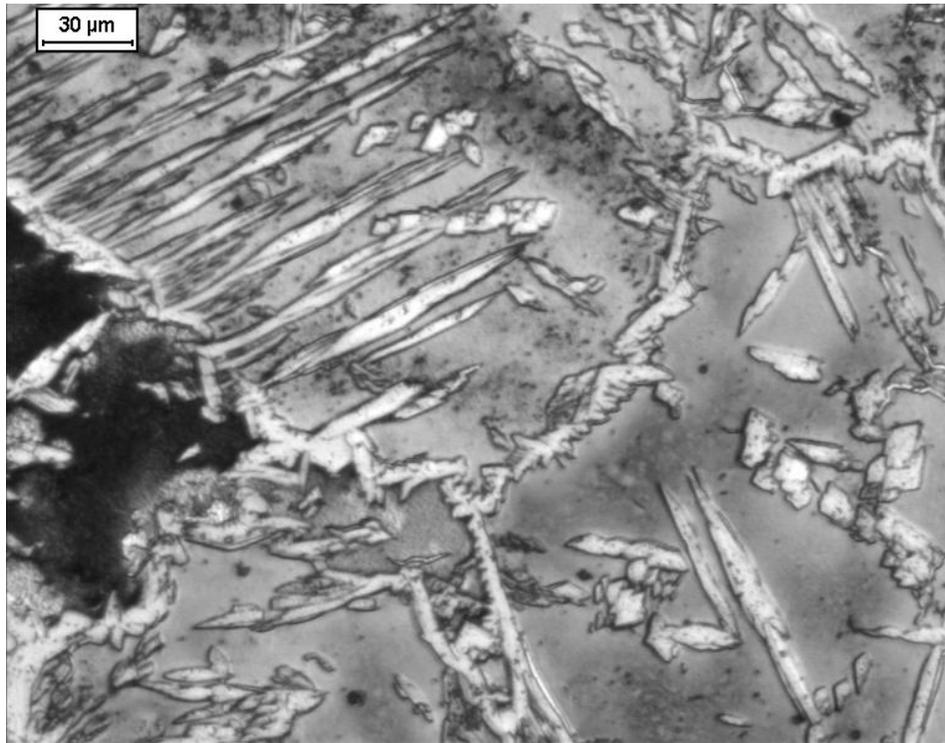


Micrografia 8. Amostra apresentando a fase de transição entre metal base e ZTA. Ferrita (escura) e austenita (cinza). Ataque: Behara modificado, corpo-de-prova soldado com metal de adição, trabalhando com um aumento de 200x visando melhorar os detalhes da micrografia 7.

Nas micrografias 9 e 10 nota-se uma completa desorientação nos grãos tanto de ferrita (fase mais escura) quanto de austenita (cinza), tem-se também a formação de estruturas de Widmanstätten, onde nota-se que a alta velocidade de resfriamento favoreceu a orientação da austenita em forma de “agulhas”, caracterizando assim esta estrutura.



Micrografia 9. Amostra apresentando a zona fundida. Ferrita (escura) e austenita (cinza). Ataque: Behara modificado, corpo-de-prova soldado com metal de adição, trabalhando com um aumento de 50x.



Micrografia 10. Amostra apresentando a zona fundida. Ferrita (escura) e austenita (cinza). Ataque: Behara modificado, corpo-de-prova soldado com metal de adição, trabalhando com um aumento de 200x visando melhorar os detalhes da micrografia 9.

4.2 Caracterização quantitativa da microestrutura

Foram determinadas as frações volumétricas de ferrita por estereologia quantitativa, iniciando no cordão de solda e avançando para o metal base, com isso pode-se constatar a variação da fração volumétrica de ferrita encontrada no material nos diversos pontos da junta, mostradas nas figuras 23 e 24.

Nota-se que na Figura 24 a inclusão de metal de adição não foi suficiente para mudar a fração das fases da zona fundida se comparado com a solda autógena (Fig. 23), houve sim uma variação na ZTA da solda, sem metal de adição e com metal adição. Esta variação se deu pela formação de austenita ao longo da ZTA, nota-se que na junta soldada sem metal de adição (Fig. 23) a formação de austenita, tendo início no cordão de solda, se deu de forma mais acentuada se comparado com a junta com metal de adição (Fig. 24) que se deu de forma mais brusca, onde no gráfico pode-se constatar por uma curva mais inclinada se comparado com a solda autógena.

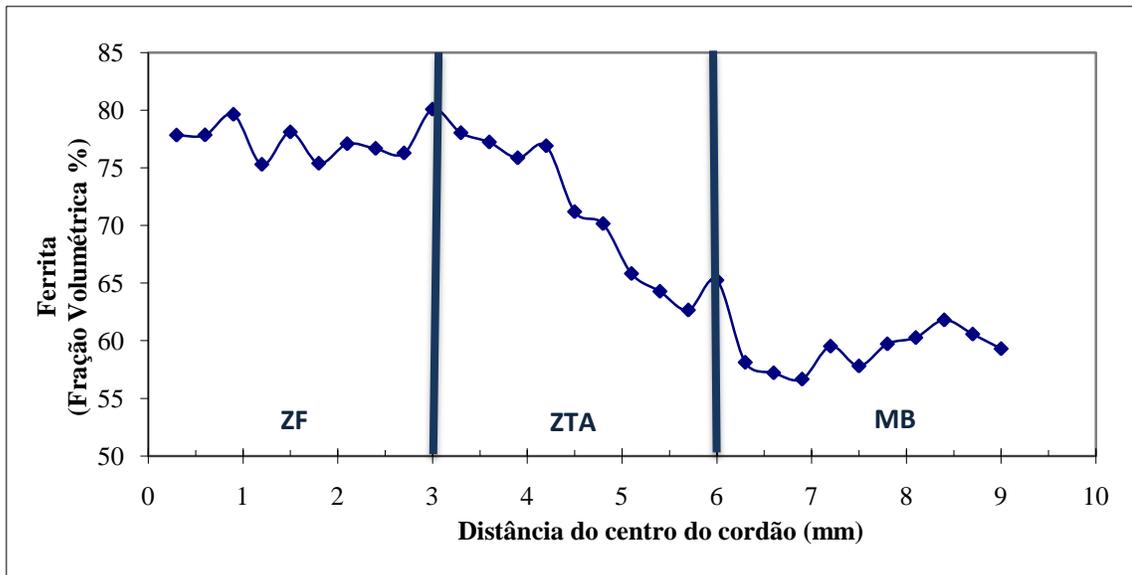


Figura 23 – Fração volumétrica de ferrita ao longo da junta soldada, tendo início as medições no cordão de solda e avançando para o metal base, amostra soldada sem metal de adição.

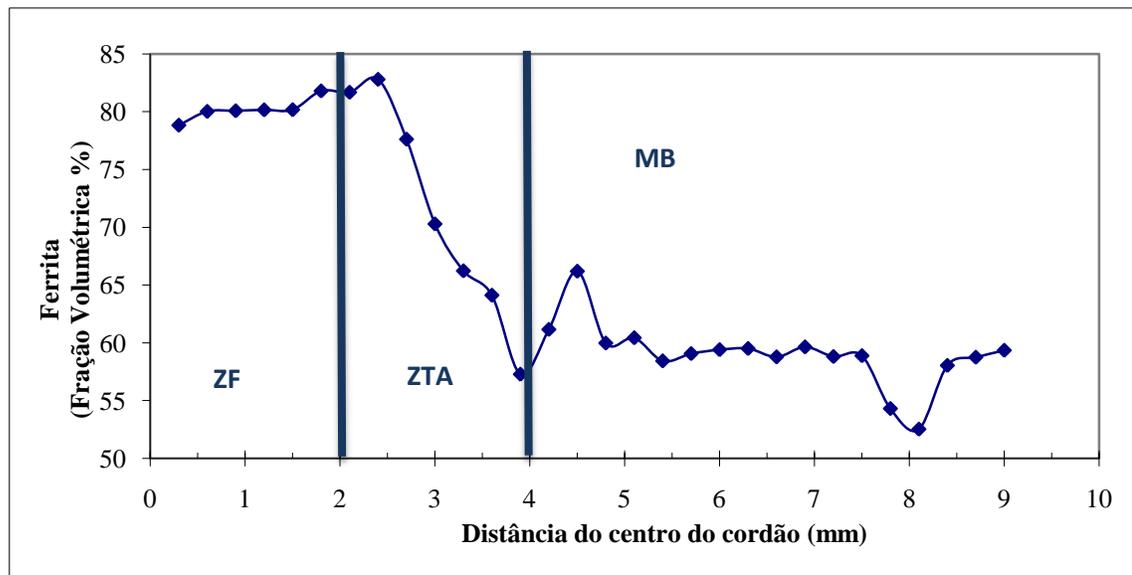


Figura 24 - Fração volumétrica de ferrita ao longo da junta soldada, tendo início as medições no cordão de solda e avançando para o metal base, amostra soldada com metal de adição.

4.3 Perfil de dureza

A partir do ensaio descrito no item 3.5, foram obtidas as curvas de dureza em função da distância com relação ao meio do cordão de solda, para o corpo-de-prova sem adição (Fig. 25) e o corpo-de-prova com adição (Fig. 26). 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.

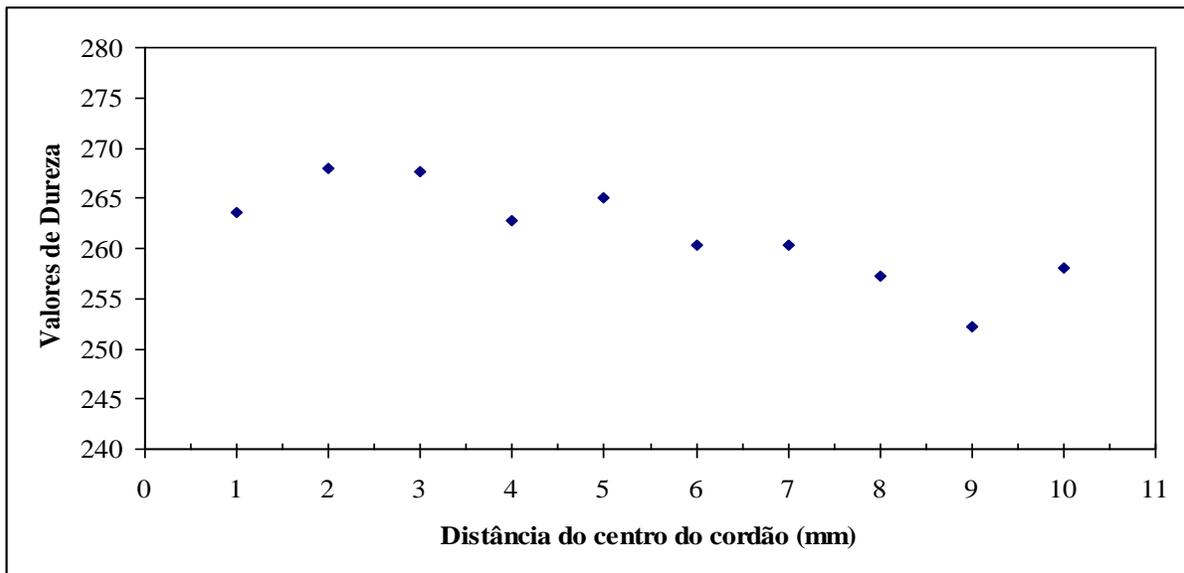


Figura 25 – Gráfico de microdureza em diversos pontos da junta soldada, sem material de adição, medições com início na região da solda e caminhando para o metal base.

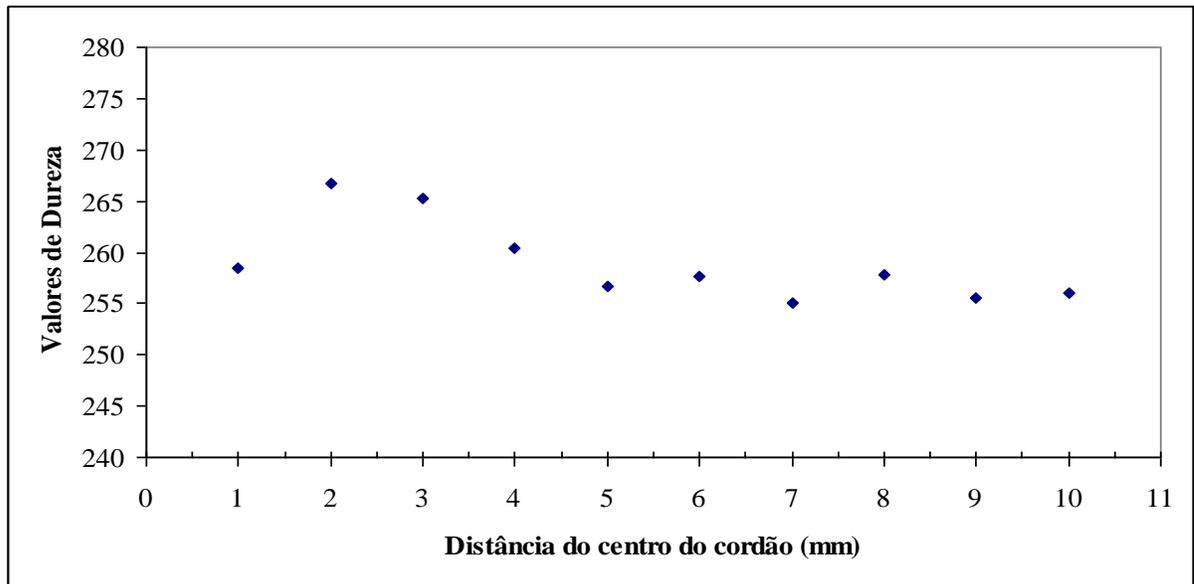


Figura 26 – Gráfico de microdureza em diversos pontos da junta soldada, com material de adição, medições com início na região da solda e caminhando para o metal base.

4.4 Ensaio de impacto Charpy

4.4.1 Metal base.

A partir do ensaio de impacto descrito no item 3.5, foi obtida a curva de energia absorvida em função da temperatura de ensaio no metal base (MB) (Fig. 27) e na figura 28 pode-se ver as fraturas dos corpos-de-prova em que o entalhe foi localizado no metal base, 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.

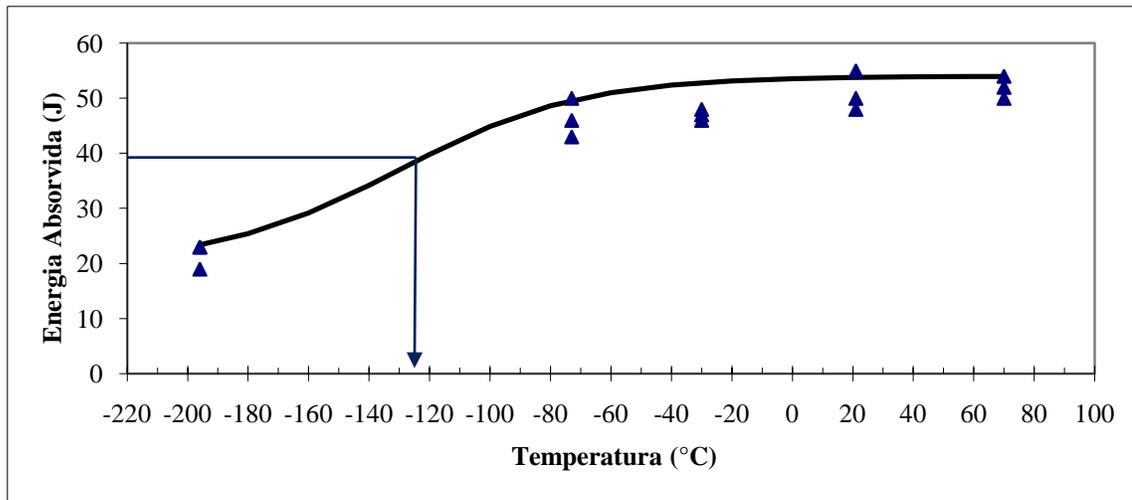


Figura 27 – Efeito da temperatura na energia absorvida no ensaio de impacto Charpy analisando o Metal Base.



Figura 28 – Fraturas do entalhe localizado no metal base à -196°C , -73°C , -30°C , 21°C , 70°C .

4.4.2 Solda autógena.

As curvas de energia foram levantadas também para os dois casos em que o entalhe foi orientado, na Zona Termicamente Afetada (ZTA) (Fig. 29) e na Zona Fundida (ZF) (Fig. 30). Através dessas curvas nota-se uma diminuição da energia absorvida no ensaio de impacto Charpy, se comparado com o metal base e uma consequente mudança na temperatura de transição dúctil-frágil nesses casos, como constatado na Tabela 6.

Nas figuras 31 e 32 pode-se ver a fratura dos corpos-de-prova do material com o entalhe localizado na ZTA e na zona fundida 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.

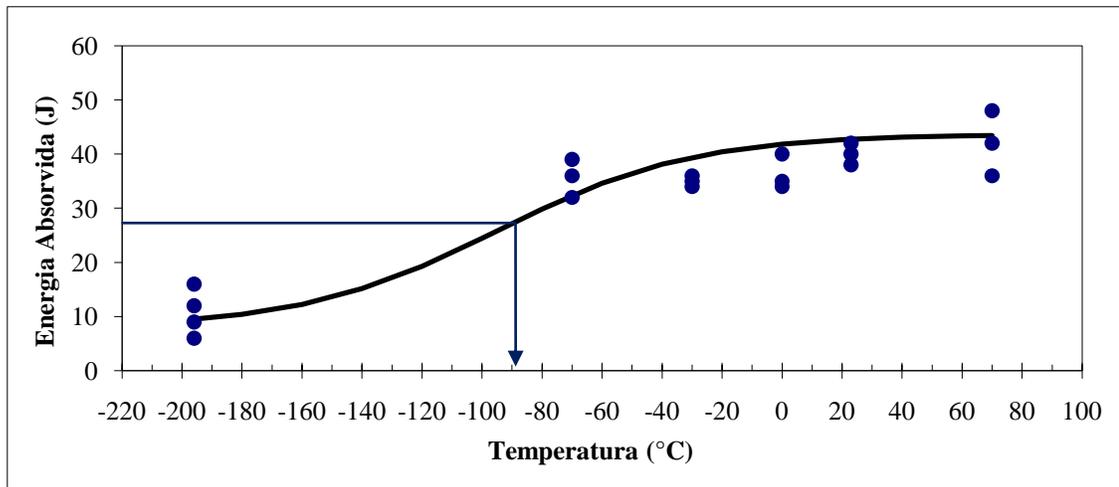


Figura 29 – Efeito da temperatura na energia absorvida no ensaio de impacto Charpy analisando a Zona Termicamente Afetada.

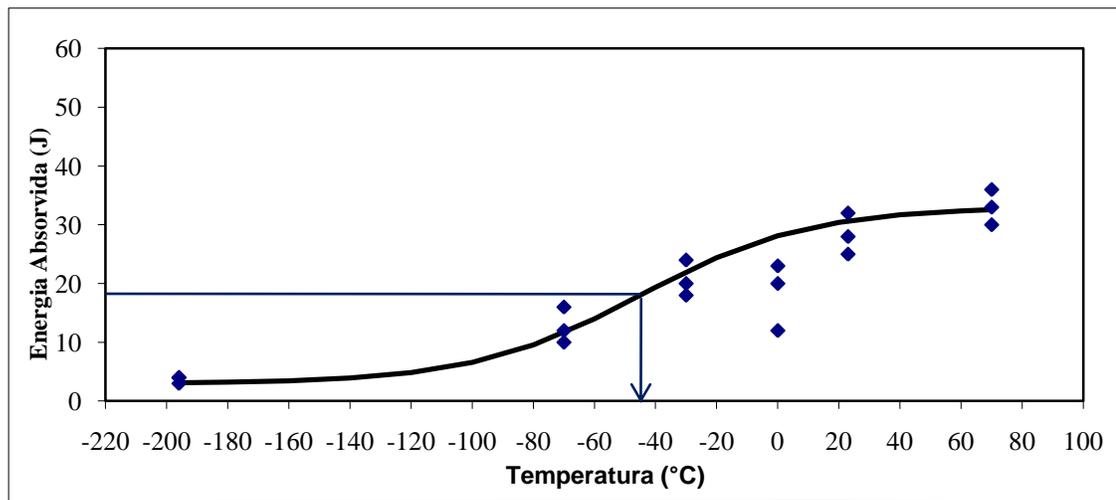


Figura 30 – Efeito da temperatura na energia absorvida no ensaio de impacto Charpy analisando a Zona Fundida.



Figura 31 - Fraturas do entalhe localizado na ZTA (sem material de adição) à -196°C , -70°C , -30°C , 0°C , 23°C , 70°C .

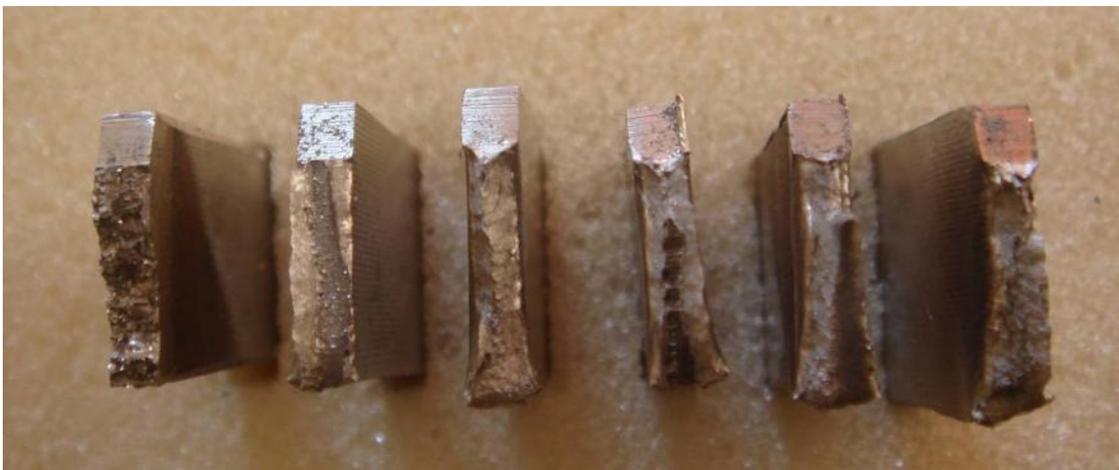


Figura 32 - Fraturas do entalhe localizado na zona fundida (sem material de adição) à -196°C , -70°C , -30°C , 0°C , 23°C , 70°C .

4.4.3 Solda com metal de adição.

Foram obtidas também as curvas de energia absorvida em função da temperatura de ensaio, para os corpos-de-prova soldados com material de adição, em que o entalhe foi orientado na Zona Termicamente Afetada (ZTA) (Fig. 33) e na Zona Fundida (ZF) (Fig. 34). Através dessas curvas nota-se também uma diminuição na tenacidade do material quando o entalhe é posicionado na zona fundida (Fig. 34) e uma conseqüente mudança na temperatura de transição dúctil-frágil nesse caso, como mostrado na Tabela 6.

Nas figuras 35 e 36 pode-se ver a fratura dos corpos-de-prova do material com o entalhe localizado na ZTA e na zona fundida 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.

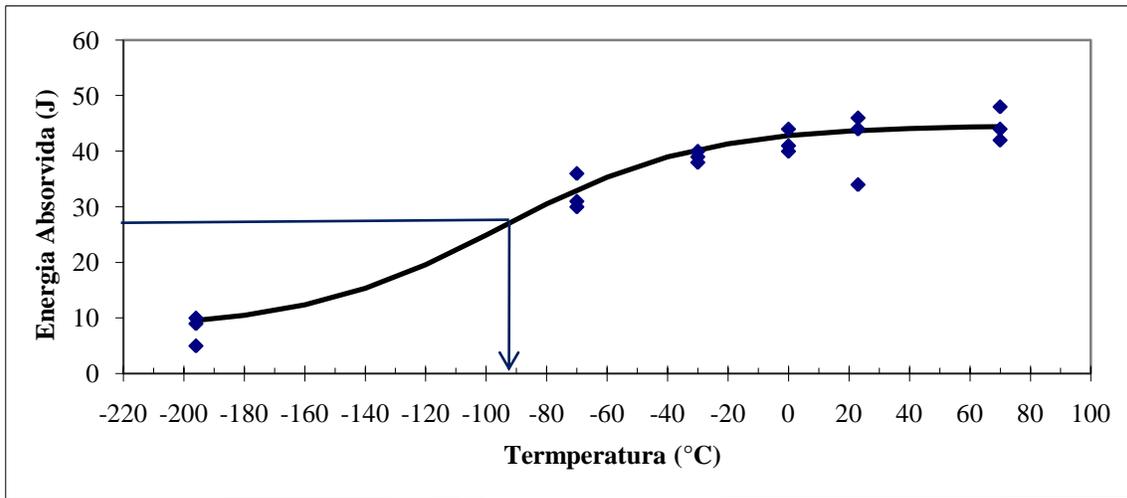


Figura 33 – Efeito da temperatura na energia absorvida no ensaio de impacto Charpy analisando a Zona Termicamente Afetada.

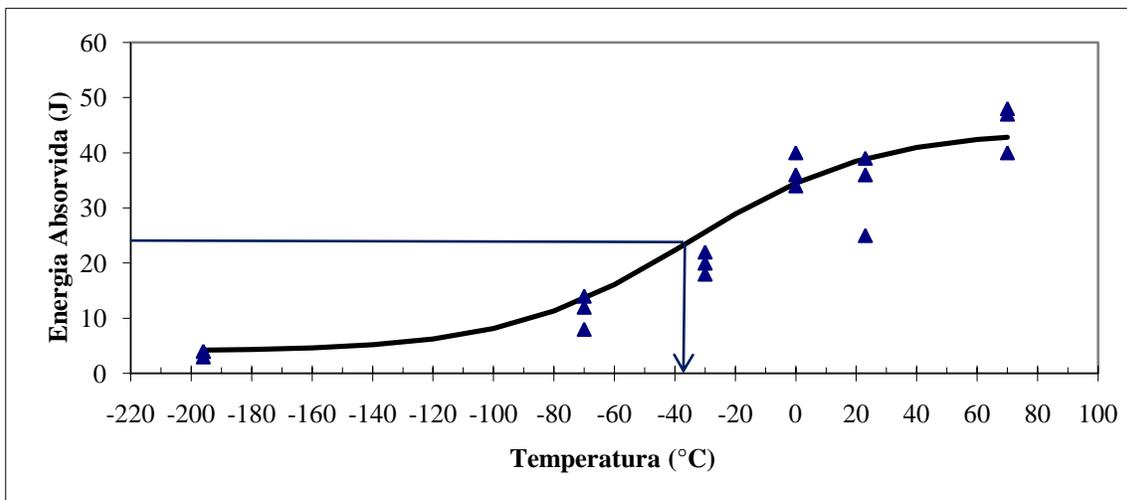


Figura 34 – Efeito da temperatura na energia absorvida no ensaio de impacto Charpy analisando a Zona Fundida.

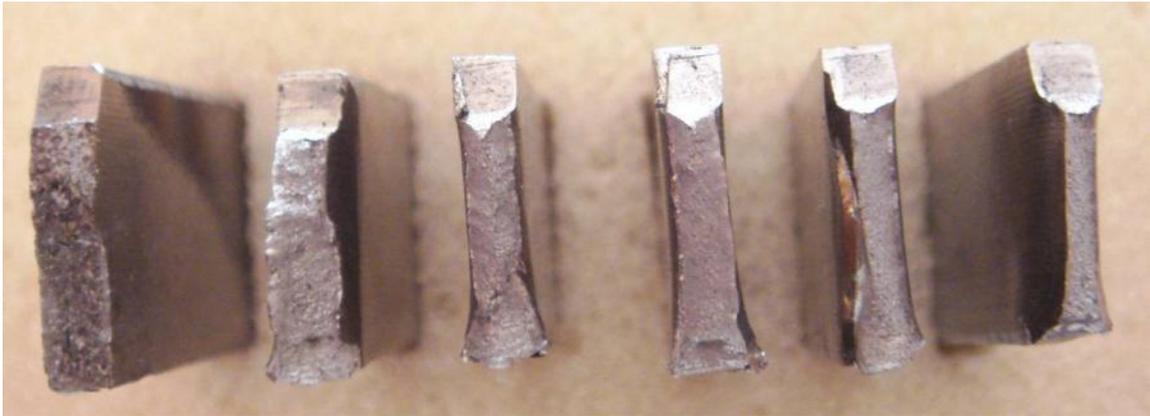


Figura 35 - Fraturas do entalhe localizado na ZTA (com material de adição) à -196°C , -70°C , -30°C , 0°C , 23°C , 70°C .

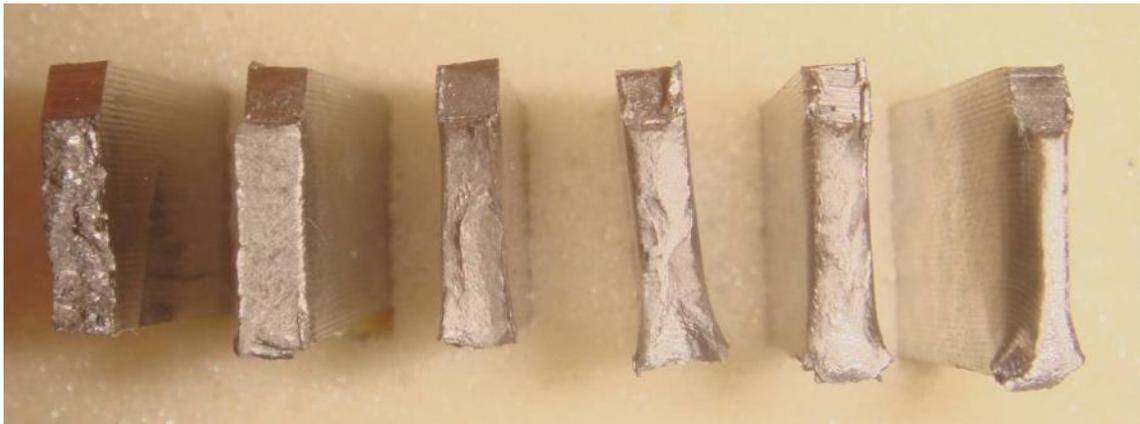


Figura 36 - Fraturas do entalhe localizado na zona fundida (com material de adição) à -196°C , -70°C , -30°C , 0°C , 23°C , 70°C .

Tabela 6 – TTDF das diferentes condições.

	Autógena	Com Adição
MB		-122°C
ZTA	-90°C	-93°C
ZF	-44°C	-37°C

No ensaio de impacto Charpy, em ambas as soldas os pontos levantados experimentalmente foram utilizados para determinação dos gráficos já mostrados e depois utilizados para fazer a aproximação usando a função tangente hiperbólica. Constatou-se, através do coeficiente de correlação (R^2), uma excelente representação dos respectivos experimentos, uma vez que os valores apresentados foram: $R^2_{MB} = 0,99$, $R^2_{ZF/com\ adição} = 0,98$, $R^2_{ZTA/com\ adição} = 0,98$, $R^2_{ZF/autógena} = 0,975$, $R^2_{ZTA/autógena} = 0,99$. Como o erro apresentado nas curvas de interpolação foi baixo, pode-se ter como base essas curvas para a interpretação dos resultados.

5. 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 a zona fundida, sendo ela com metal de adição ou sem metal de adição; através do microscópio LEICA DMLM do CDMatM-FEI, pode-se constatar não só qualitativamente como quantitativamente essa variação na porcentagem de austenita e ferrita ao longo da estrutura soldada.

Em ambas as soldas notam-se a formação de estruturas de Widmanstätten na zona fundida, estruturas estas em que a austenita devido à alta velocidade de resfriamento se forma na forma de “agulhas”, porém nota-se que devido ao aporte térmico ter sido diferente na solda autógena e na solda com metal base, essas estruturas se formaram diferentemente. No caso da soldagem autógena as estruturas de Widmanstätten formadas tem forma mais delgada se comparadas com as obtidas na soldagem com adição, isso se deu ao principalmente devido ao aporte térmico na soldagem autógena ter sido menor, com isso a extração de calor se deu em menor tempo, o que não possibilitou a formação ideal da estrutura (minimizando a área de interface entre ferrita e austenita), formando assim a estrutura na forma de “agulhas” delgadas. Já na soldagem com metal de adição esta estrutura se deu de forma mais “espessa” isto devido ao aporte térmico ter sido maior, tendo as fases da estrutura um tempo maior a sua formação, o que possibilitou o crescimento alotriomorfo da austenita.

Na figura 37 nota-se uma diminuição mais gradativa na quantidade de ferrita na solda autógena se comparada a solda com adição, essa diminuição pode ser explicada, pois como o aporte térmico na solda autógena somente foi responsável pela fusão do metal base e mesmo sendo menor que o da solda com metal de adição, a região afetada pelo calor foi maior o que pode se constatar pela diferença na inclinação das curvas na figura 37.

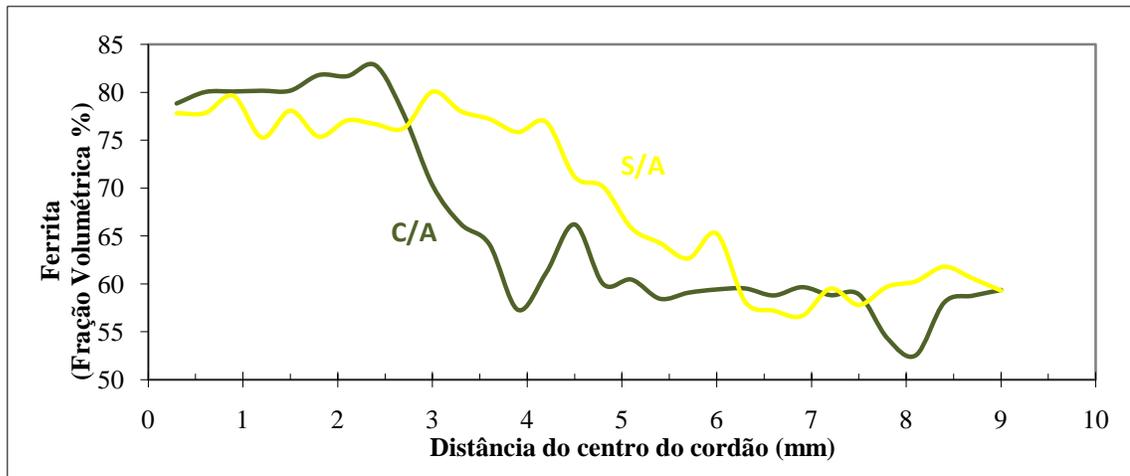


Figura 37 – Porcentagens de ferrita ao longo da estrutura soldada, solda autógena (S/A, em amarelo) e solda com metal de adição (C/A, em verde).

Como já mencionado anteriormente, para a comparação das tenacidades das diferentes regiões serão utilizadas as curvas extrapoladas dos dados experimentais. Nota-se nas Figuras 38 e 39 que em ambos os casos a maior tenacidade foi constatada quando o entalhe foi localizado no metal base e o pior caso, onde a tenacidade foi menor, foi quando o entalhe esteve localizado na zona fundida sendo ela tanto com metal de adição ou sem.

Essa diminuição na zona fundida se deve principalmente a maior formação de ferrita nesta região, e como a austenita presente nesta região está em formas de “agulhas”, como descrito anteriormente, essa morfologia provavelmente não foi capaz de barrar de forma eficaz o caminho da fratura.

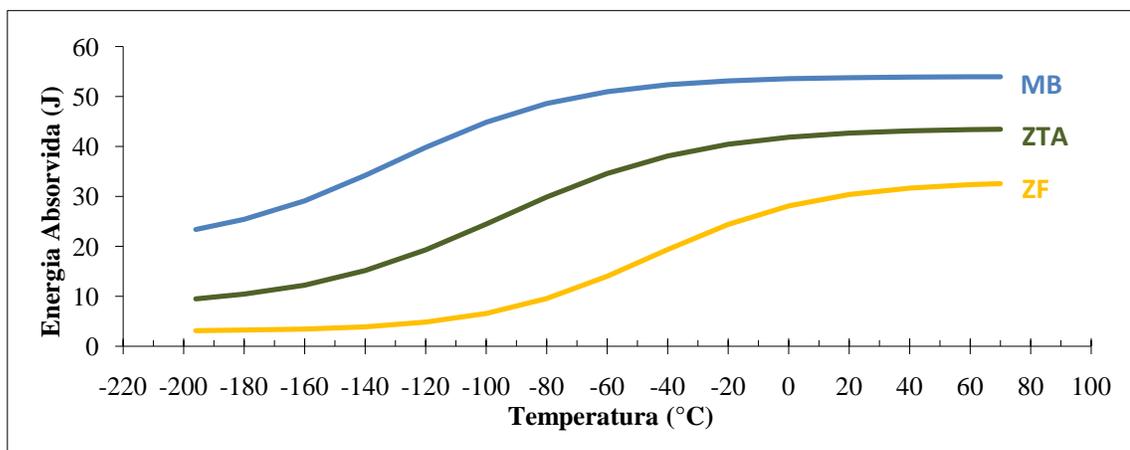


Figura 38 – Curvas de energia absorvida nos três casos apresentados, metal base (azul), ZTA (verde) e zona fundida (amarelo), para a solda autógena.

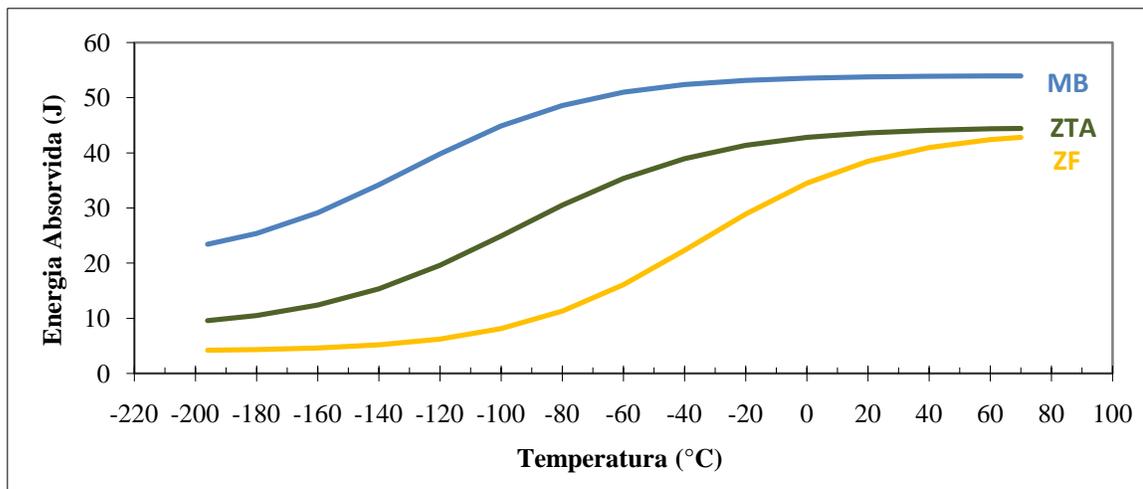


Figura 39 – Curvas de energia absorvida nos três casos apresentados, metal base (azul), ZTA (verde) e zona fundida (amarelo), para a solda com metal de adição.

Esta mudança na energia absorvida no ensaio de impacto Charpy, quando o entalhe é localizado na zona fundida, sendo ela tanto da soldagem autógena quanto da soldagem com material de adição pode ser constatada na Figura 40.

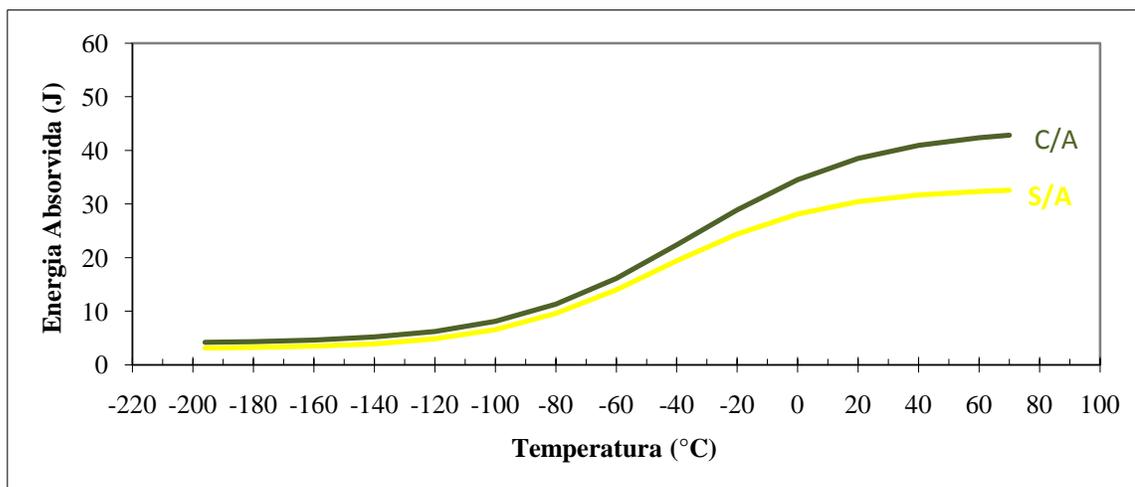


Figura 40 – Curvas de energia absorvida nos dois tipos de solda, solda autógena (amarelo) e solda com metal de adição (verde), em ambos os casos o entalhe foi localizado na zona fundida.

Nota-se na Figura 40 um pequeno aumento na energia absorvida da ZF quando a solda foi realizada com metal de adição, isto devido ao metal de adição possuir mais elementos estabilizadores de austenita, única diferença entre as duas situações, já que a fração de austenita na ZF independe da forma de soldagem (Figura 37) e a microestrutura das ZF obtidas é composta pelas mesmas morfologias de austenita (Micrografias 5, 6, 9 e 10).

Apesar das alterações microestruturais, a variação no perfil de dureza mostrado na figuras 25 e 26, para solda autógena e com adição respectivamente, não foi significativa demonstrando assim que possivelmente não houve formação de fases fragilizantes como descrito no item 2.3.1 do presente trabalho.

Através da sobreposição das curvas de energia (Fig. 41), quando o entalhe foi orientado na ZTA, nota-se que apesar das diferenças encontradas na microestrutura da ZTA quando a solda é autógena e quando ela é com metal de adição, a tenacidade é pouco afetada.

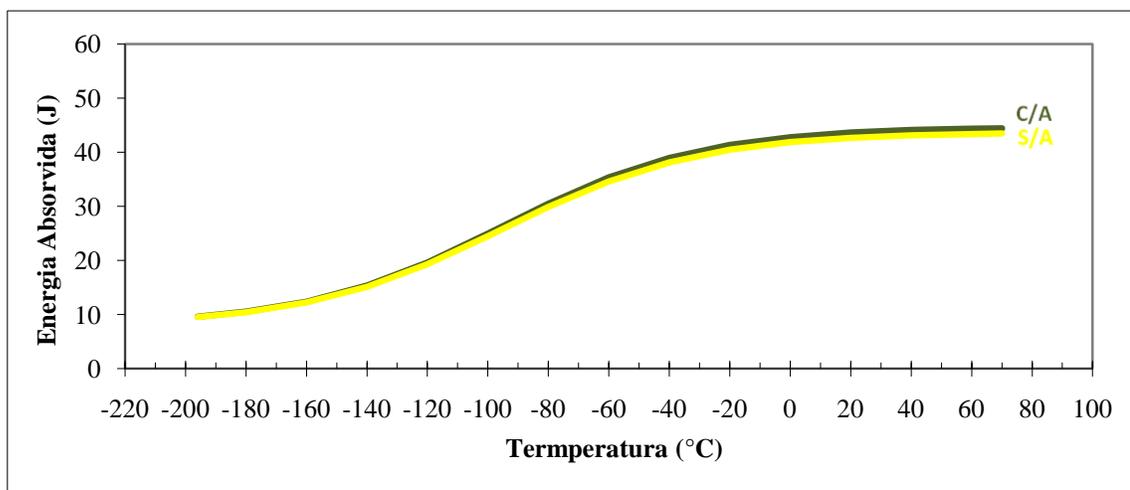


Figura 41 – Curvas de energia absorvida nos dois tipos de solda, solda autógena (amarelo) e solda com metal de adição (verde), em ambos os casos o entalhe foi localizado na ZTA.

6. CONCLUSÃO

Com base nos estudos realizados, constatou-se que após soldagem do aço inoxidável dúplex UNS 31803, sendo ela autógena ou com metal de adição, houve uma diminuição na energia absorvida no ensaio de impacto Charpy quando o entalhe foi orientado na zona fundida, provavelmente devido à morfologia das fases ferrita e austenita, e ao aumento da fração de ferrita desta região.

Não há diferenças significativas nas zonas termicamente afetadas, apesar da diferença entre espessura das mesmas, após a sobreposição das curvas de energia absorvidas no ensaio de impacto Charpy constatou-se que não houve diferença significativa entre as mesmas.

Assim, do ponto de vista de tenacidade, não há impedimento para a solda autógena, visto que a diferença entre energias tanto na soldagem autógena quanto na soldagem com metal de adição foram praticamente as mesmas e no ponto de maior problema, quando o entalhe foi localizado na ZF não houve uma mudança significativa na tenacidade com a solda autógena e com metal de adição.

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.

BRACARENSE A. Q., ‘**Processo de Soldagem TIG – GTAW**’ Universidade Federal de Minas Gerais. Escola de Engenharia. Apostila disponível em: <<http://www.infosolda.com.br/download/61dpb.pdf>>. Acesso em: 10/10/2008

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.

CHIAVERINE, F. **Aços e Ferros Fundidos**. 4 ed. ABM, São Paulo, 1977, p.309-344.

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

EIRCKSONKIRK, M.; SHAIKH, A. Insights and observations arising from curve-fitting the Charpy V-Notch and tensile data contained within the United States’ light water reactor surveillance database. **Proceedings of PVP2008-61650 ASME 2008 Pressure Vessels and Piping Division Conference**. Chicago-Illinois, USA, 2008.

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; MODENEZI, Paulo Melo; GIRÃO, Izabela Ferreira. Caracterização da tenacidade e resistência a corrosão por pite do aço inoxidável duplex UNS 31803 (SAF 2205)

após soldagem. In: SEMINÁRIO BRASILEIRO DO AÇO, 2008, São Paulo. **INÓX 2008...** São Paulo: p. 213 a 218.

MAGNABOSCO, Rodrigo. **Abm.** Disponível em: <<http://www.fei.edu.br/~rodrmag/MR6120/Abm.zip>>. Acesso em: 22 jun. 2009.

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.

MODENESI, Paulo J. **Soldabilidade dos Aços Inoxidáveis**. São Paulo, SENAI-SP, 2001. 100p.; il.

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

RAYNOR, G. V. RIVLIN, V. G. **Phase equilibria in iron ternary alloys**. The Institute of Metals : London 1985 p. 316-32.

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 8ª, p. 31-45 e 359.