

UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL
ESCOLA DE ENGENHARIA - CURSO DE ENGENHARIA MECÂNICA
TRABALHO DE CONCLUSÃO DE CURSO

INFLUÊNCIA DA ENERGIA DE SOLDAGEM NA SOLDA DISSIMILAR ENTRE AÇO
INOXIDÁVEL DUPLEX E AÇO AO CARBONO

por

Victor Gonzaga Nogueira

Monografia apresentada ao Departamento de Engenharia Mecânica da Escola de Engenharia da Universidade Federal do Rio Grande do Sul, como parte dos requisitos para obtenção do diploma de Engenheiro Mecânico.

Porto Alegre, dezembro de 2019

Nogueira, Victor Gonzaga
INFLUÊNCIA DA ENERGIA DE SOLDAGEM NA SOLDA
DISSIMILAR ENTRE AÇO INOXIDÁVEL DUPLEX E AÇO AO
CARBONO / Victor Gonzaga Nogueira. -- 2019.
25 f.
Orientadora: Cintia Cristiane Petry Mazzaferro.

Trabalho de conclusão de curso (Graduação) --
Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Escola de
Engenharia, Curso de Engenharia Mecânica, Porto
Alegre, BR-RS, 2019.

1. Soldagem Dissimilar. 2. Aço Inoxidável Duplex.
3. Aço ao Carbono. 4. Energia de Soldagem. I.
Mazzaferro, Cintia Cristiane Petry, orient. II.
Titulo.

Victor Gonzaga Nogueira

INFLUÊNCIA DA ENERGIA DE SOLDAGEM NA SOLDA DISSIMILAR ENTRE AÇO
INOXIDÁVEL DUPLEX E AÇO AO CARBONO

ESTA MONOGRAFIA FOI JULGADA ADEQUADA COMO PARTE DOS
REQUISITOS PARA A OBTENÇÃO DO TÍTULO DE
ENGENHEIRO MECÂNICO
APROVADA EM SUA FORMA FINAL PELA BANCA EXAMINADORA DO
CURSO DE ENGENHARIA MECÂNICA

Prof. Mario Roland Sobczyk Sobrinho
Coordenador do Curso de Engenharia Mecânica

Área de Concentração: Processos de Fabricação

Orientador: Prof^a. Cíntia Cristiane Petry Mazzaferro

Comissão de Avaliação:

Prof. Patric Daniel Neis

Prof^a. Cíntia Cristiane Petry Mazzaferro

Prof. Arnaldo Ruben Gonzalez

Porto Alegre, dezembro de 2019

DEDICATÓRIA E AGRADECIMENTOS

Dedico este trabalho à minha família que, mesmo frente às dificuldades impostas pela vida, nunca hesitou em me propiciar o melhor da educação e saúde.

Obrigado, mãe, pai e mano, por estarem sempre de coração aberto para me ensinar, corrigir, confortar e apoiar durante toda a minha caminhada. Eu amo vocês.

Agradeço aos meus amigos e familiares também envolvidos nesta etapa, seja pela companhia em momentos de descontração, seja com conselhos de carreira ou com oportunidades de crescimento.

Agradeço à minha namorada, pela parceria nos momentos bons e ruins durante esta etapa.

Agradeço aos membros do Laboratório de Soldagem & Técnicas Conexas, em especial à professora Cíntia Cristiane Petry Mazzaferro pela atenção, paciência e compromisso com a orientação deste trabalho. Obrigado por compartilharem tanto conhecimento.

*O modo que você reúne,
administra
e usa
a informação
determina se vencerá ou perderá.*

Bill Gates

UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL
ESCOLA DE ENGENHARIA - CURSO DE ENGENHARIA MECÂNICA
TRABALHO DE CONCLUSÃO DE CURSO – 2019

INFLUÊNCIA DA ENERGIA DE SOLDAGEM NA SOLDA DISSIMILAR
ENTRE AÇO INOXIDÁVEL DUPLEX E AÇO AO CARBONO

Nogueira, Victor Gonzaga

v.nogueira95@gmail.com

Resumo. A soldagem dissimilar entre aços inoxidáveis duplex (AID) e aços ao carbono (AC) é necessária para determinadas aplicações industriais, entretanto, devido às diferenças de propriedades termofísicas e de composição química, manter as características de ambos materiais é um desafio após tal processo. O AID apresenta uma elevada resistência mecânica e à corrosão e o AC apresenta elevada soldabilidade, forjabilidade, tenacidade e boa ductilidade. O presente trabalho visa analisar a influência dos parâmetros de soldagem na solda dissimilar de chapas de 5 mm de espessura nos aços SAF 2205 e SAE 1020 unidas pelo processo MAG utilizando o arame AWS ER2209 e quatro energias distintas de soldagem, alterando velocidades de soldagem, de alimentação de arame e valores de corrente, resultando em energias entre 0,51 kJ/mm e 0,79 kJ/mm. Foram realizadas medições de diluição e microdureza, assim como análise das microestruturas. A maior velocidade e corrente de soldagem juntas resultaram na maior diluição, de 63,08%. A menor energia de soldagem apresentou valores de dureza de 21% a 35% maiores para a zona termicamente afetada do AC e 4% a 10% maiores para o metal de solda. As amostras de maior energia de soldagem apresentaram microestruturas associadas à menores taxas de resfriamento.

Palavras-chave: soldagem dissimilar, aço inoxidável duplex, aço ao carbono, energia de soldagem.

Abstract. The dissimilar welding between duplex stainless steels (DSS) and carbon steels (CS) is necessary for certain industrial applications, however, due to differences in thermophysical properties and chemical composition, maintaining the characteristics of both materials is a challenge after such process. The DSS presents high strength and corrosion resistance and the CS presents high weldability, forging, toughness and good ductility. The present work aims to analyze the influence of the welding parameters in the dissimilar weld of 5 mm thick plates of SAF 2205 and SAE 1020 welded by MAG process using AWS ER2209 as the welding wire and four distinct heat inputs, changing welding and wire feed speed and current values, resulting in heat inputs from 0,51 kJ/mm to 0,79 kJ/mm. Dilution and microhardness measurement were made, as well as microstructure analysis. The highest welding speed and current together resulted in the highest dilution, of 63,08%. The lowest heat input presented the hardness values 21% to 35% higher for the CS heat affected zone and 4% to 10% higher for the weld metal. The specimen of higher heat input presented microstructures associated with lower cooling rates.

Keywords: dissimilar welding, duplex stainless steel, carbon steel, heat input

1. INTRODUÇÃO

1.1. Motivação e justificativa

Uma das maiores barreiras da aplicação das técnicas mais eficientes da engenharia é o custo do projeto. A indústria passa cada vez mais a procurar competitividade no preço de seus produtos e acaba tendo de baixar os custos da produção e limitar os investimentos em melhorias para se manter no mercado. Custos relacionados a materiais com propriedades específicas (resistência à corrosão, dureza, condutibilidade térmica, entre outros) tendem a ser altos, tornando-os alvos de análise de viabilidade econômica. Os aços inoxidáveis duplex (AID) são muito bem vistos e cada vez mais utilizados na indústria, pois combinam propriedades como boa resistência à corrosão com alta resistência mecânica.

Em algumas aplicações, a união entre aços inoxidáveis e aço carbono (AC) é necessária (para diminuição de custos, por exemplo), porém desafiante, visto que ambos os materiais têm propriedades diferentes, tanto térmicas - como a temperatura de fusão (maior para o AC), condutividade térmica (maior para o AC) e o coeficiente de expansão (maior para o AID) - quanto químicas (composições de ambos os materiais) e metalúrgicas (transformações de fase em função da temperatura).

O presente trabalho traz a união do AID SAF 2205 com o aço ao carbono SAE 1020, de baixo custo, alta usinabilidade, soldabilidade e forjabilidade, resultados do seu baixo teor de carbono (entre 0,18 e 0,23%). Os AID têm sua microestrutura básica balanceada entre austenita e ferrita, onde suas frações volumétricas para os AID fundidos ou conformados são praticamente equivalentes (BORSATO, 2001). Já os AC SAE 1020 caracterizam-se pelas fases ferrita e perlita (ferrita e cementita).

A soldagem dissimilar de AID com quaisquer outros aços depende de diversos fatores, como a geometria do chanfro, a composição do metal de adição, processo e parâmetros de soldagem, assim como a entrada de calor e a temperatura entre passes. Caso não aplicadas as técnicas já desenvolvidas e testadas para tal processo, o resultado da junta soldada pode ser catastrófico, levando à perda de tenacidade e perda de resistência à corrosão. De maneira similar, o processo de soldagem do AC também deve ter certos cuidados, pois a soldagem inadequada pode levar à fragilidade e fratura.

O desafio, pelo lado do AID, é a obtenção de uma junta com fração de fases (austenita e ferrita) mais balanceada possível e isenta de precipitados. Como trouxe Vasconcellos et. al. (2010), a energia de soldagem deve ser alta o suficiente para promover a formação de ferrita delta e baixa o suficiente para prevenir a formação de fases deletérias. Já pelo lado do SAE 1020, o desafio é obter uma energia de soldagem alta o suficiente para que a taxa de resfriamento não seja exageradamente alta (o que poderia ocasionar a formação de microestruturas frágeis e também maior dureza) e baixa o suficiente para não aumentar tanto o tamanho de grão, o que gera uma microestrutura mais grosseira, levando à menor resistência e menor tenacidade do material (O'BRIEN; GUZMAN, 2011).

1.2. Revisão Bibliográfica

Mesmo que um processo muito difundido na indústria, a soldagem de aços inoxidáveis duplex ainda carece um pouco no que tange a sua união soldada com materiais dissimilares. Cesar Neto (2015) realizou um trabalho de questionamento sobre a utilização do material de adição geralmente utilizado (varetas R309) no processo de soldagem dissimilar de AID com AC, e assim comparou seus resultados com testes com um metal de adição essencialmente de aço ao carbono. Tal trabalho provou a possibilidade da substituição do metal de adição, podendo gerar economia no processo.

A energia de soldagem e os parâmetros envolvidos no seu cálculo já foram objeto de estudo tanto para o aço inoxidável duplex quanto para o aço carbono. Pereira (2009) comparou a influência da baixa, média e alta energia de soldagem na fração volumétrica das fases austenita/ferrita, onde concluiu que com o maior aporte de energia houve uma diminuição na fração volumétrica da ferrita.

Também existem estudos quanto à influência dos processos e condições sobre a microestrutura e resistência mecânica e à corrosão (VERMA; TAIWADE, 2017). Entre as conclusões deste estudo está a melhor resistência mecânica e à corrosão com a aplicação do eletrodo ER2209.

Nunes et. al. (2011) analisaram a influência, também da energia de soldagem, sobre a microestrutura e propriedades mecânicas na zona termicamente afetada (ZTA) de juntas de AID, onde a solda com energia mais elevada apresentou maior ZTA para passes de acabamento e ZTA mais refinada para passes de enchimento.

Uma análise também sobre juntas soldadas dissimilares entre AID e AC foi realizada comparando as relações entre microestruturas e propriedades das soldas (BARNHOUSE; LIPPOLD, 1998). Dentre suas conclusões está que as microestruturas da zona de fusão resultaram em um aumento do percentual de ferrita a cada passe.

Polinski (2017), avaliou o efeito da energia de soldagem na fração de austenita/ferrita na resistência à corrosão, onde mostrou que com o aumento da energia de soldagem, a quantidade de austenita no metal de solda tem um acréscimo considerável, assim como os metais de solda para as duas maiores energias de soldagem apresentaram maior quantidade de austenita alotriomórfica.

1.3. Objetivo principal

O objetivo principal deste trabalho será verificar a influência dos parâmetros de soldagem sobre a diluição, microdureza e microestruturas resultantes de uma soldagem dissimilar entre um AID SAF 2205 e o AC SAE 1020.

2. FUNDAMENTAÇÃO

2.1. Processo MAG de soldagem

Metal Active Gas (MAG) é o processo de soldagem por arco elétrico o qual é estabelecido entre o consumível em forma de arame não revestido, continuamente alimentado, e a peça (Machado, 1996). Neste processo, a poça de fusão é protegida por um gás ativo (oxidante) que tem como principal função proteger a poça de fusão dos gases atmosféricos – prejudiciais ao processo de soldagem - da região de solda, além de manter o arco elétrico mais estável do que se o gás utilizado fosse apenas composto apenas pelo inerte.

O fato deste processo haver uma alta estabilidade de soldagem, efetuando soldas em qualquer posição com ótima estabilidade de arco, resulta em uma maior facilidade de robotização, considerado uma das principais vantagens por Machado, 1996. A utilização do gás de proteção traz outra vantagem para este tipo de soldagem, que é o baixo conteúdo de hidrogênio depositado no metal de solda, assim diminuindo os riscos de trinca induzida por ele. Outra característica do processo é utilizar o arame nu, que produz pouca escória.

2.2. Soldagem dissimilar

A soldagem dissimilar é a realização da união de dois materiais de composições químicas diferentes, resultando em uma solda que não comprometa as propriedades mecânicas e químicas dos materiais envolvidos, provavelmente relacionadas à performance da junta. As causas mais usuais para este tipo de solda são a disponibilidade de material e o custo envolvido.

Particularmente aplicada na união de aços inoxidáveis com outros aços inoxidáveis, metais de baixa liga ou aço carbono, são largamente utilizados nas indústrias como a petroquímica, de petróleo e gás e de papel e celulose (SILVA et al., 2019).

A junta dissimilar geralmente é mais desafiadora do que a similar, devido à diversos fatores, como diferentes composições químicas e propriedades termofísicas, como coeficientes de expansão e

condutividade térmica, que levam a diferentes tensões residuais ao longo das regiões de solda (MORTAZAVI et al., 2017). A Tabela 2.1 traz propriedades termofísicas referentes aos materiais do presente trabalho.

Tab. 2.1 – Propriedades termofísicas do AID e do AC

PROPRIEDADE	AID	AC
COEFICIENTE MÉDIO DE EXPANSÃO TÉRMICA [$\mu\text{m}/(\text{m} \cdot ^\circ\text{C})$]	13,3 - 13,7	11,7
CONDUTIVIDADE TÉRMICA [$\text{W}/(\text{m} \cdot \text{K})$]	16,2 - 19,0	60
INTERVALO DE FUSÃO [$^\circ\text{C}$]	1430 - 1450	1538

Fonte: O'Brien; Guzman, 2011

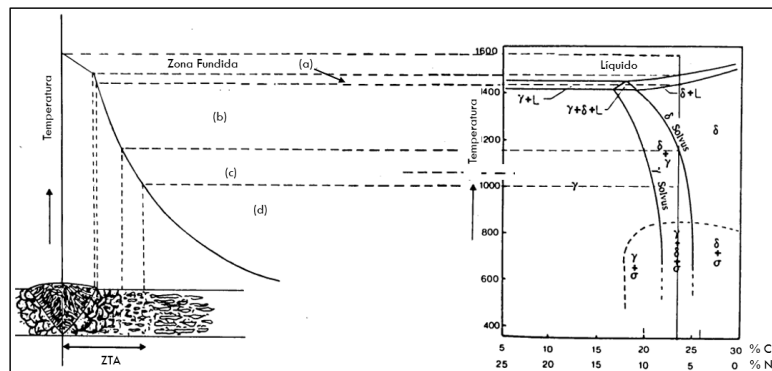
2.3 Microestruturas resultantes da soldagem

As estruturas obtidas na zona de fusão (ZF) e na ZTA dependem, entre outros fatores, da história térmica a qual é submetida cada uma destas regiões. A solidificação dos AID após o processo de soldagem, diretamente ligado com a taxa de resfriamento e assim também com a energia de soldagem, deve ocorrer de maneira controlada, de modo que as propriedades do AID se mantenham mesmo após os ciclos térmicos. Pode ser observado, na Figura 2.1, as regiões da junta soldada: zona de transformação parcial, zona de crescimento de grão ferrítico, zona parcialmente fundida, zona fundida e zona bifásica (similar ao metal de base).

Londoño, 2001, descreve os ciclos térmicos que atingem as zonas termicamente afetadas das uniões soldadas de maneira que a ZTA de alta temperatura (ZTAAT) tenha três estágios e a de baixa temperatura (ZTABT) dois. A diferença é imposta na temperatura limite que cada ciclo atinge: para o da ZTAAT é a temperatura solidus e para o da ZTABT é a temperatura solvus da ferrita.

Para a ZTAAT, primeiro ocorre o aquecimento até a temperatura solvus da ferrita, ocorrendo a transformação de austenita para ferrita, assim como a difusão de elementos intersticiais e substitucionais. Após, austenita e precipitados são continuamente dissolvidos, e o material se encontra dentro do campo ferrítico. Por último ocorre o resfriamento, onde a austenita é precipitada a partir da ferrita. A morfologia da austenita depende não só da taxa de resfriamento, mas também do tamanho de grão e da composição química da liga. Para a zona de fusão o ciclo é semelhante, porém a fração e forma da austenita dependem da composição química do arame utilizado e do gás de proteção. Para a ZTABT, primeiro pode ocorrer a dissolução parcial da austenita, e após ocorre a precipitação das fases intermetálicas e austenita secundária, dependendo da taxa de resfriamento. A Figura 2.1 mostra uma relação das zonas de uma solda com o diagrama Temperatura x Relação Cromo-Níquel Equivalente $(\text{Cr}/\text{Ni})_{\text{eq}}$.

Fig. 2.1 – Diagrama esquemático das mudanças microestruturais em uma junta soldada de AID.



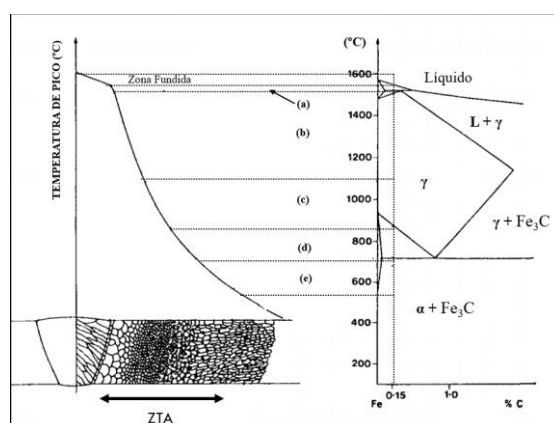
Adaptado - Fonte: Atamert; King, 1992

Onde as letras representam: (a) Zona parcialmente fundida; (b) Zona de crescimento de grão ferrítico; (c) Zona de transformação parcial; (d) Metal base não afetado.

Para os AC, a solidificação ocorre maneira similar conforme Easterling, 1992, onde o tempo de permanência em altas temperaturas e o ciclo de resfriamento são de extrema importância em termos de influência das microestruturas finais e propriedades da ZTA.

Como mostra a Figura 2.2, a ZTA pode ser separada em diferentes zonas. Começando pela ZTA de grãos grosseiros (os grãos de austenita crescem devido à alta temperatura atingida na região durante a soldagem), onde ocorre a formação de ferrita proeutetóide a partir das fronteiras de grão austeníticas para os casos de baixo carbono equivalente, podendo o restante da microestrutura se transformar em ferrita de Widmanstätten, perlita, bainita e/ou martensita, dependendo do tamanho de grão do aço e sua composição química. Já na ZTA de refino de grão, onde a temperatura de pico não é tão alta os grãos de austenita se mantêm pequenos. No resfriamento, a transformação de austenita para ferrita tende a produzir grãos refinados de ferrita e perlita. Na zona intercrítica ou parcialmente transformada as possibilidades para estruturas são diversas e dependem da taxa de resfriamento (perlita, bainita e martensita), dependendo também da composição química do aço. Esta zona também pode gerar aglomerados de cementita em contornos de grão. Para a zona subcrítica, o efeito de aquecimento pode causar uma recuperação/recristalização do material.

Fig. 2.2 – Diagrama esquemático das regiões da ZTA para um aço carbono.



Adaptado: Easterling, 1992

Onde as letras representam: (a) Zona de transição entre líquido e sólido; (b) ZTA de grãos grosseiros; (c) ZTA de refino de grão ou normalizada; (d) ZTA – zona intercrítica; (e) ZTA – zona subcrítica. A linha do diagrama ferro-carbono é representada para 0,15% de carbono, porém, para fins de demonstração de zonas da ZTA, serve de base para aços carbono de 0,18% a 0,23% de carbono.

2.4. Aços inoxidáveis duplex

Visando menores custos de fabricação, porém mantendo as propriedades dos aços inoxidáveis como resistência à corrosão e resistência mecânica, surgiram os aços inoxidáveis duplex (SILVA et al., 2019).

Os AID são baseados no sistema Ferro-Cromo-Níquel-Nitrogênio e caracterizados pelo baixo conteúdo de carbono e com adições de molibdênio, tungstênio e cobre (O'BRIEN; GUZMAN, 2011). As ligas de AID são consideradas bifásicas, resultando em um equilíbrio de aproximadamente 50% de ferrita e 50% de austenita em sua microestrutura.

Considerados membros da família de ligas resistentes à corrosão (LRC), os AID com o seu número PREN (*Pitting Resistance Equivalent Number*) abaixo de 35 são considerados AID e os que tiverem

este número entre 40 e 45 são considerados aços inoxidáveis superduplex (AISD) e acima de 45 hiperduplex (IMOA, 2014).

2.5. Aços ao carbono

Seguindo a norma SAE, os aços SAE 1020 têm percentual de carbono entre 0,18% e 0,23% e apresentam em sua composição outros elementos, como o manganês, fósforo e o enxofre (estas duas últimas em baixíssimas quantidades). Dias (2018) levanta o ponto de que o SAE 1020 é um aço constituído de duas fases, sendo elas ferrita e perlita (mistura de ferrita e cementita).

Todas as propriedades e microestruturas supramencionadas levam tal aço a ter características como elevada forjabilidade, soldabilidade e usinabilidade, baixa dureza, boa ductilidade e alta tenacidade, o que torna o aço carbono SAE 1020 de uso comum e baixo custo.

3. METODOLOGIA

3.1. Materiais

Foram utilizadas chapas de AID SAF 2205 e AC SAE 1020 e o metal de adição (MA) AWS ER2209 para a confecção das soldas, cujas composições químicas estão na tabela 3.1.

Tabela 3.1 – Composição química dos materiais utilizados (% em peso).

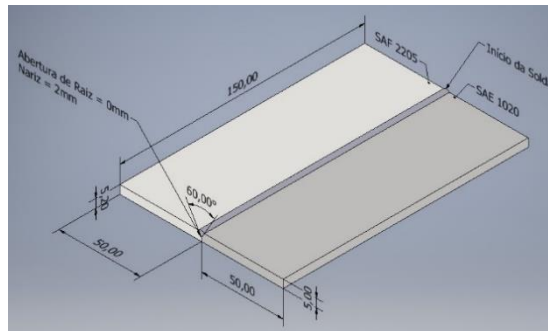
Composições Químicas - % em peso											
Metal	Valor	C	Mn	Si	Cr	Ni	P	S	Mo	N (p.p.m)	Cu
SAF 2205	Mín	-	-	-	22	5	-	-	3,2	0,18	-
	Máx	0,03	2	1			0,03	0,015			
SAE 1020	Mín	0,18	0,3	-	-	-	-	-	-	-	-
	Máx	0,23	0,6				0,03	0,05			
AWS ER2209	Mín	-	1,7	0,5	22,5	8,5	-	-	3,3	-	-
	Máx	0,025									0,3

Fontes: Sandvik (SAF); Catálogo Gerdau (SAE); ESAB (AWS).

3.2. Processo de Soldagem

Foram produzidas quatro juntas soldadas pelo processo MAG robotizado, utilizando o robô modelo MA1400/DX100 da Yaskawa Motoman Robotics com uma fonte TransPuls Synergic 4000 R da marca Fronius no Laboratório de Soldagem & Técnicas Conexas (LS&TC UFRGS), unindo chapas de 50 mm x 150 mm, com espessuras de 5,2 mm para o AID SAF2205 e 5 mm para o AC SAE1020. Todas as juntas utilizaram o chanfro em V, com ângulo do chanfro de 60°, altura do nariz de 2 mm e abertura de raiz de 0 mm. A Figura 3.1 representa a junta soldada e foi criada no software gratuito para estudantes, Autodesk Inventor Professional 2019.

Figura 3.1 – Desenho da junta soldada, valores em mm.



O metal de adição utilizado foi o AWS ER2209, com diâmetro de 1,2 mm. O gás de proteção utilizado foi o argônio com 2% de oxigênio, com vazão de 16 L/min para todas as condições de soldagem, com tocha na posição neutra e soldagem em corrente contínua eletrodo positivo. Todas as soldagens ocorreram na direção transversal à laminação das chapas.

Foram empregadas quatro energias de soldagem distintas, resultantes dos parâmetros de soldagem apresentados na Tabela 3.2, para verificar suas influências nas geometrias dos cordões de solda, diluições, microdurezas e transformações microestruturais.

Os parâmetros de soldagem, e consequentemente as energias de soldagem, foram escolhidos com base no artigo de Tasaloti et al., 2017, onde é analisado o efeito das energias de soldagem em uma solda dissimilar entre aços de altíssima resistência, e uma chapa de AID de 5 mm é utilizada.

Tab. 3.2 – Parâmetros de soldagem utilizados para cada amostra do presente trabalho.

Parâmetro	Amostra 1	Amostra 2	Amostra 3	Amostra 4
Velocidade de Alimentação [m/min]	7,7	7,7	7,7	7,4
Corrente [A]	258	255	280	260
Tensão [V]	27	27	27	27
Velocidade de Soldagem [mm/s]	9	7	11	11
Energia Líquida de Soldagem [kJ/mm]	0,62	0,79	0,55	0,51

Dos valores da tabela 3.2, as respectivas energias líquidas de soldagem E_L , em J/mm, foram obtidas com a Equação 3.1, conforme Machado, 1996.

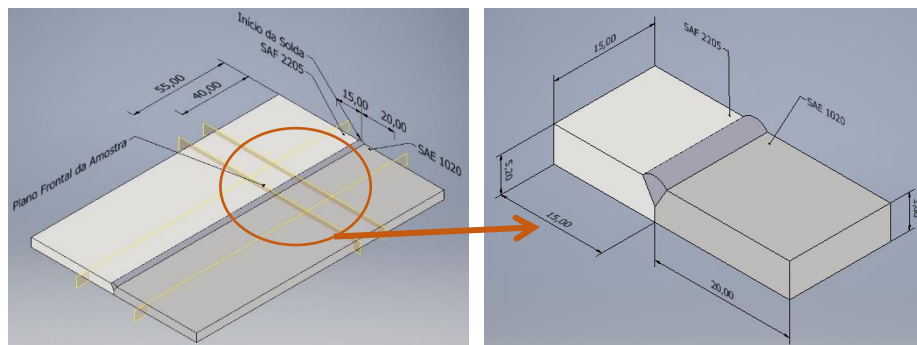
$$E_L = \eta \frac{U \cdot I}{v} \quad (3.1)$$

Onde U é a tensão de soldagem (V), I é a corrente de soldagem (A) e v a velocidade de soldagem (mm/s). O rendimento térmico do processo η é considerado 80%, levando em conta o estudo realizado por Hackenhaar, 2016. O DBCP foi igual para todas as amostras, de 15 mm.

3.3. Materiais e métodos para caracterização da solda

As amostras foram cortadas em um local onde o arco elétrico já estava estabilizado, a 55 mm do início do cordão de solda, e possuíam dimensões de 15 mm x 35 mm. Destes 35 mm de largura a amostra, 15 mm foram medidos para o lado do AID a partir do centro do cordão de solda e 20 mm para o lado do SAE1020, a partir do mesmo local. A Figura 3.2 indica, na junta soldada, as cotas dos planos de corte para a retirada das amostras nas juntas soldadas, e suas dimensões finais.

Figura 3.2 – Esquema das juntas soldadas apresentando as cotas de corte para retirada de amostras, e esquema da amostra final.



Os cortes foram realizados com disco abrasivo e resfriados, de maneira que o calor do corte não influenciasse nos resultados. Após o corte, para melhorar a estabilidade no lixamento e polimento manual, as amostras foram embutidas a frio, com resina, e preparadas para posteriores análises metalográficas, o que incluía um processo de lixamento variando a granulometria de lixas abrasivas continuamente de #100 até #1500. Posteriormente, as amostras foram polidas com alumina em suspensão, com granulometria de 1 μm .

3.4. Análise Metalográfica

Por tratar-se de uma solda envolvendo dois tipos de aços com propriedades físicas distintas, a realização de um ataque com um reagente químico é necessária para a revelação da ZTA de cada aço separadamente. Para o ataque do AID foi usada uma mistura de água régia com glicerina, composto químico de ácido nítrico e ácido clorídrico concentrados, em uma proporção de um para três, adicionando glicerina, como indicado na norma ASTM E407-99 (ataque número 87). Para o ataque do AC foi utilizado o Nital 10% (10 ml de ácido nítrico para 90 ml de álcool etílico), por aproximadamente 5 segundos, pois é um reagente comumente utilizado em macro e micrografias de juntas soldadas de aços ao carbono.

Visto que o ataque para os metais em soldas dissimilares diverge, a realização da análise de microestrutura foi feita em duas etapas, devido a uma impossibilidade de atacar os dois materiais ao mesmo tempo (sem queimar o aço ao carbono) e da necessidade de relaxamento e repolimento à fim de retirar ataques que levaram à queima e corrosão de parte das amostras (principalmente de aço ao carbono).

A primeira etapa foi a imersão das amostras em Nital 10%, a qual ataca apenas o aço ao carbono SAE1020.

Após o repolimento das amostras com a finalidade de retirar toda a camada afetada pelo primeiro ataque, a segunda etapa consistiu em atacar o aço com maior resistência à corrosão, o AID. O segundo ataque foi realizado com o ataque de água régia glicerada. As amostras foram imersas nesta solução, para que as estruturas de ferrita e austenita do AID fossem realçadas, assim como os contornos de grão, revelando as microestruturas resultantes das soldas realizadas.

As amostras foram observadas em um microscópio ótico ZEISS AX10.

3.4.1 Cálculo da Diluição

Com o auxílio de uma câmera acoplada em uma lupa, com o aumento total de 8 \times , foram tiradas fotos das seções transversais das amostras. Utilizando a escala definida da foto, mediante o programa computacional *ImageJ* foi possível o cálculo das áreas referentes às áreas fundidas dos metais de base

e à área total do cordão de solda, sendo posteriormente utilizadas para o cálculo da diluição D do material, em porcentagem, pela Equação 3.2, segundo Machado, 1996.

$$D = \frac{A_{mb}}{A_{tms}} \cdot 100\% \quad (3.2)$$

Sendo A_{mb} (mm²) a área do metal de base fundido e A_{tms} (mm²) a área total do metal de solda. Com a mesma metodologia, também foram realizadas medidas de diluição para cada metal de base separadamente, visando comparar as diluições entre as amostras.

3.5. Perfil de microdureza

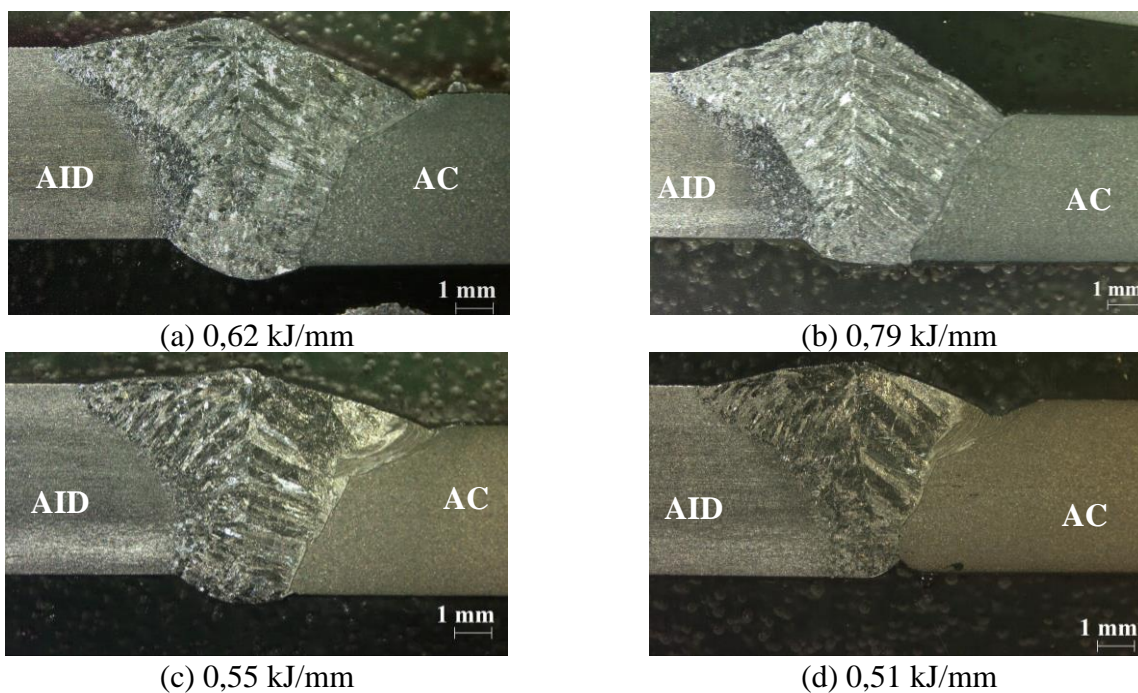
Para as análises de microdureza, foi utilizado o microdurômetro Insize, fazendo as medidas de Dureza Vickers, com uma carga de 500 gramas à temperatura ambiente, aplicada durante 10 s. Para cada amostra, ao menos 21 indentações foram realizadas a 1,5 mm da parte superior do AC (pois o AC ficou um pouco abaixo do AID nas juntas), desde o centro do metal de solda até os locais de dureza já estabilizadas (nos metais base), e uma distância de 0,5 mm entre cada indentação.

4. . RESULTADOS

4.1. Macrografias e Diluição

Observando-se a macrografia dos cordões de solda na Figura 4.1, é possível verificar uma diversidade de resultados relacionados com a mudança da energia de soldagem de cada amostra.

Figura 4.1 – Macrografia dos cordões de solda para todas as 4 energias de soldagem

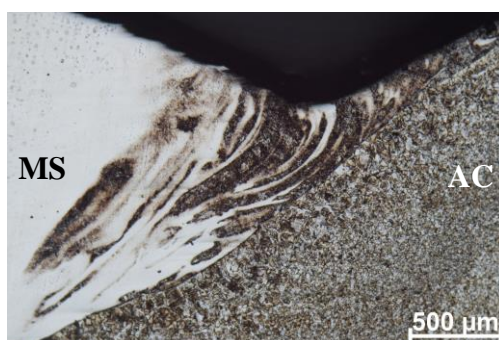


Para as amostras 1, 2 e 3, é visível o desalinhamento das chapas. Tal movimentação pode estar associada a uma distorção (MODENESI, 2001). É possível observar que à medida que aumenta a energia de soldagem, aumenta a largura do cordão de solda, assim como também aumenta a largura da ZTA, tanto no lado do AID quanto no lado do AC.

Nas quatro amostras, na parte superior próximo à linha de fusão no lado do AC, pode-se visualizar uma região no metal de base adjacente ao MS que acaba sendo fundida, gerando sulcos no contorno do metal de base. Tal formação é chamada de mordedura e pode ser resultado de diversos fatores, como a velocidade de soldagem elevada, tensão elétrica elevada, corrente elevada e energia de soldagem elevada (Carvalho, 1999). A redução da seção resistente devido às mordeduras e concentração de tensões, resulta em uma menor resistência mecânica da junta soldada (BARRA; PEREIRA, 1999).

Foi observada uma mordedura mais intensa nas amostras 3 e principalmente 4, onde as velocidades de soldagem eram maiores comparadas às amostras 1 e 2, assim como a corrente também. Pode ser observada, com maior aumento, a mordedura presente na amostra 4 na Figura 4.2.

Fig. 4.2 – Mordedura de face na amostra 4 (0,51 kJ/mm)



A combinação de parâmetros da amostra 4 resultou em uma mordedura de face significativa, além de, como mostrado na Figura 4.1 (d), também ter obtido uma mordedura de raiz. Mesmo apresentando estes defeitos, tal amostra será levada em consideração no presente trabalho, principalmente pelo fato de representar a menor energia de soldagem, o que ainda permite a verificação do efeito da energia de soldagem na dureza e nas microestruturas, comparando assim com as outras amostras.

A Tabela 4.1 mostra os valores de diluição calculados para cada amostra, além das diluições medidas separadamente por material (metal de base).

Tab. 4.1 - Valores das diluições resultantes em cada amostra (%).

	Amostra 1 (0,62 kJ/mm)		Amostra 2 (0,79 kJ/mm)		Amostra 3 (0,55 kJ/mm)		Amostra 4 (0,51 kJ/mm)	
Diluição Média	60,73 ± 0,12		55,16 ± 0,60		63,08 ± 1,02		61,87 ± ,041	
Metal Base	AID	AC	AID	AC	AID	AC	AID	AC
Diluição por MB	27,58 ± 0,11	32,97 ± 0,03	26,44 ± 0,24	29,02 ± 1,03	29,27 ± 0,15	34,22 ± 0,18	23,45 ± 1,14	37,99 ± 0,55

Os valores da diluição sempre foram maiores para o AC, provavelmente devido à menor condutividade térmica do AID quando comparada ao AC. O valor da diluição por metal de base não demonstrou mudanças quando comparada à média, pois a diluição tanto para o AID quanto para o AC continuou tendo a amostra 3 com os valores mais altos, seguido da amostra 1 e depois amostra 2.

Foi observada uma ZTA maior para as amostras de maior energia de soldagem (1 e 2), e assim, o contrário também pode ser visto na amostra 4, que resultou em uma ZTA com uma zona de grão grosseiro pequena.

Pode-se visualizar que, mesmo com uma maior energia de soldagem, a amostra 2 apresentou a quarta maior diluição, pois sua velocidade de soldagem menor acaba depositando maior quantidade

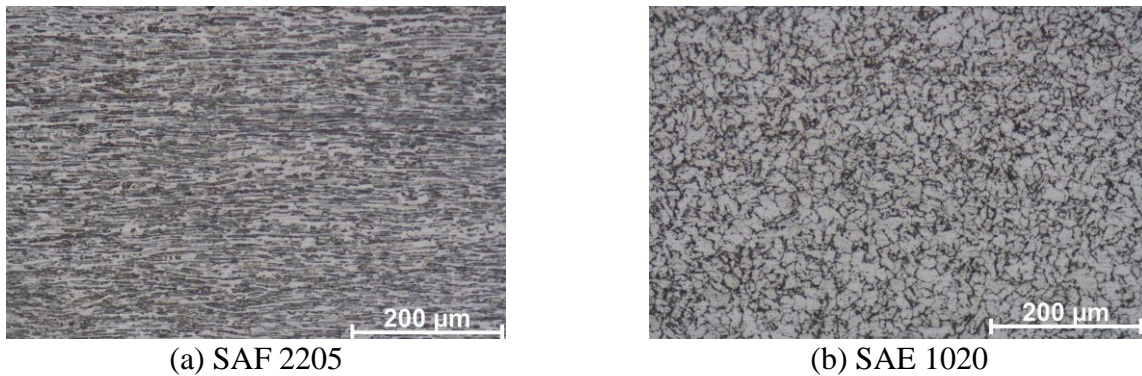
de material, como mostra a Figura 4.1 (b). Similarmente, foi observado que nas amostras com maior velocidade de soldagem esta mesma deposição é menor.

4.2 Microdureza e microestrutura dos materiais

4.2.1 Microestruturas

A Figura 4.3 refere-se às microestruturas dos metais base dos aços no presente trabalho. O AID SAF 2205 tem uma matriz ferrítica (fase clara) com ilhas de austenita (fase escura), e o AC SAE 1020 apresenta grãos de ferrita (fase clara) e perlita (fase escura).

Figura 4.3 – Microestruturas dos metais base (a) AID; (b) AC.



As zonas de transição entre MB, ZTA e MS das amostras soldadas com as quatro energias diferentes são mostradas nas Figuras 4.4 (lado do AID) e 4.5 (lado do AC).

Figura 4.4 - Visualização da zona de transição no lado do AID, entre MS, ZTA e MB, para as diferentes energias de soldagem utilizadas.

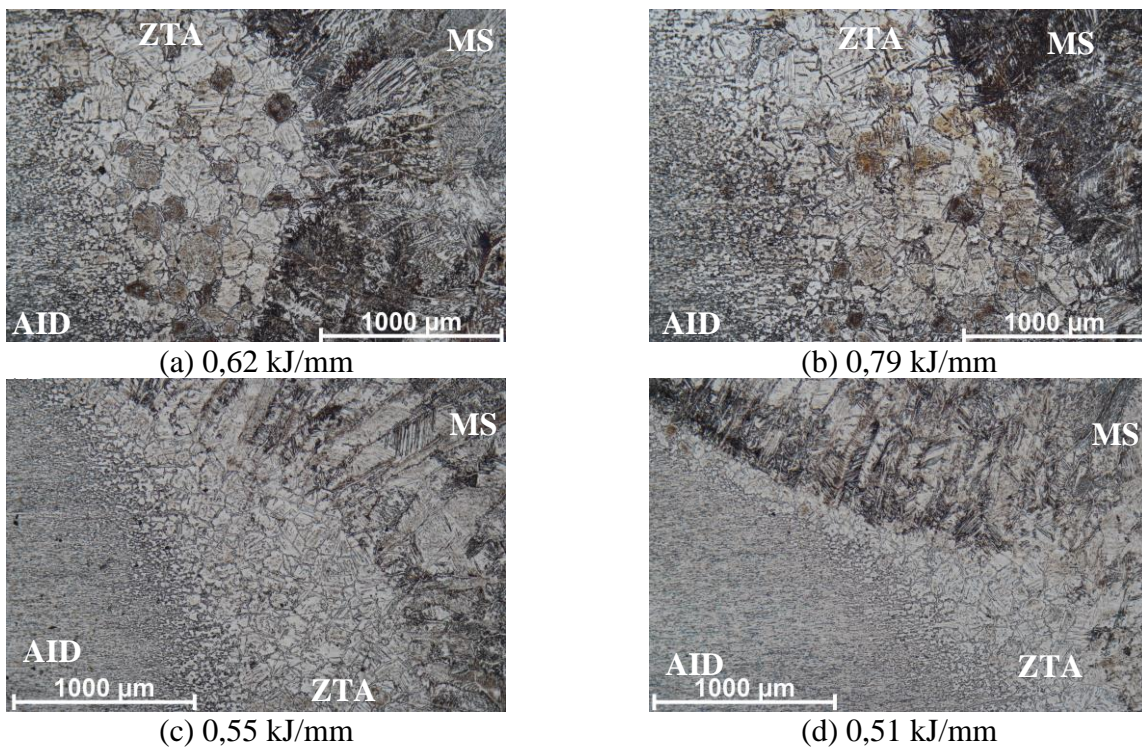
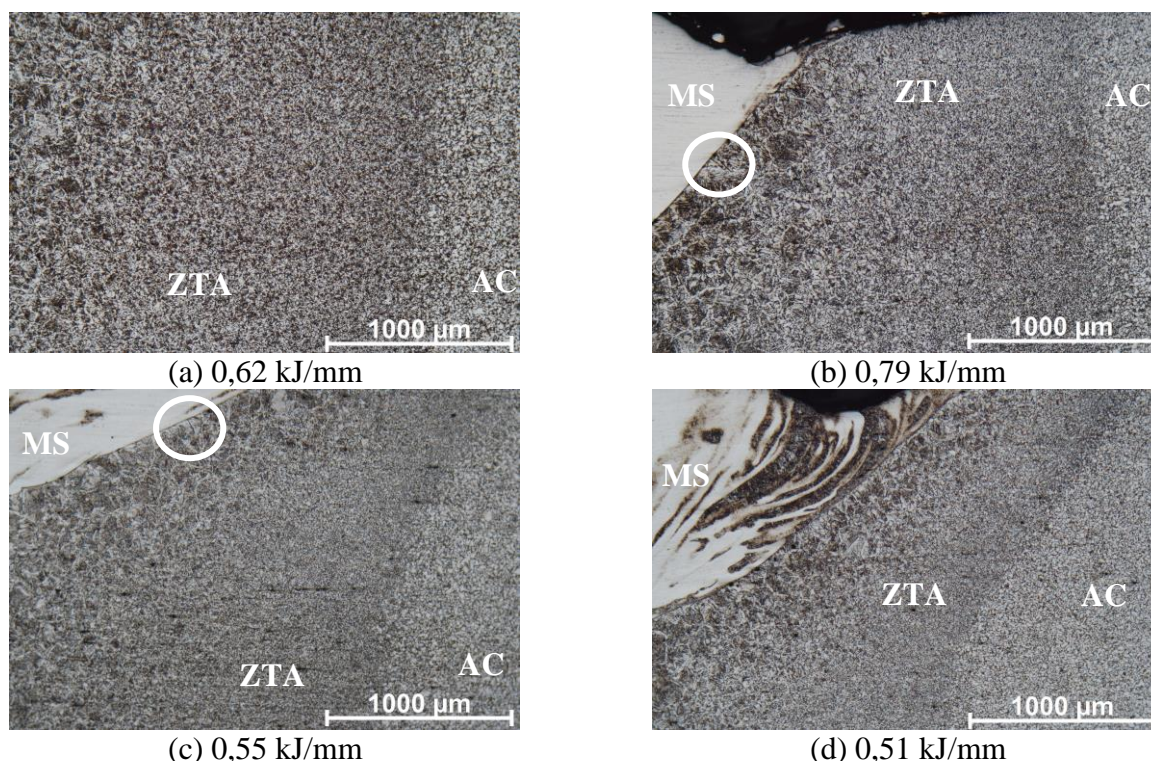


Figura 4.5 – Visualização da zona de transição no lado do AC, entre MS, ZTA e MB, para as diferentes energias de soldagem utilizadas.



Na Figura 4.4 observa-se as zonas de grão grosseiro na ZTA do AID, que se mostraram maiores para as amostras de maior energia de soldagem. Para alguns grãos grosseiros uma coloração se fez presente, que indica a possibilidade de uma área de precipitação de fases deletérias como a austenita secundária (γ_2) e o nitreto de cromo (CrN). A certeza da presença destas fases seria possível com a utilização de um microscópio eletrônico de varredura (MEV).

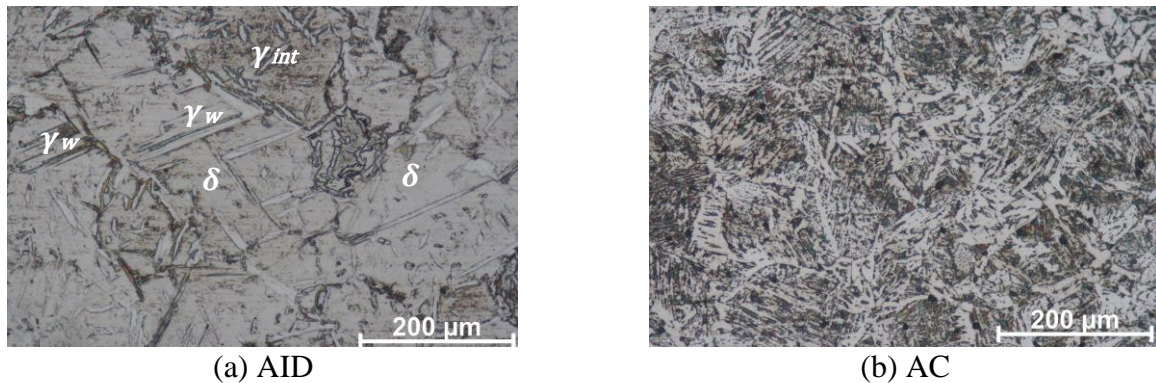
Na Figura 4.5 pode-se observar o tamanho da ZTA do AC, sendo o maior deles o da amostra 2, seguido da amostra 1. As imagens também evidenciam um maior crescimento de grão na ZTA de alta temperatura de todas amostras, porém mais acentuados nas amostras 1 e 2.

Ao fazer a comparação entre a ZTA nos AID, presente na Figura 4.4, e a ZTA dos AC, da Figura 4.5, percebe-se que a ZTA dos AC é maior que a dos AID. Tal fator está diretamente ligado à condutibilidade térmica dos dois materiais, indicada na Tabela 2.1. Quanto maior a condutibilidade térmica (exemplo do AC), mais o calor é difundido na junta, alcançando maior distância e afetando uma maior área.

Foram identificados possíveis inícios de trinca, indicados nas Figuras 4.5 (b) e (c) com círculos, e podem ser mais bem visualizados no Apêndice A. As trincas podem estar ligadas à uma diferença de coeficiente de expansão térmica entre os materiais, apresentado anteriormente na Tabela 2.1, o que pode gerar concentração de tensões.

A Figura 4.6 representa as diferentes microestruturas encontradas nas ZTA de alta temperatura (AT) do AID e na ZTA de grão grosseiro (GG) do AC das amostras. A amostra 1, de $E_L = 0,62$ kJ/mm, foi escolhida para representar as outras três pois ela tem a energia líquida de soldagem intermediária. As imagens das ZTA de alta temperatura e grão grosseiro das outras amostras podem ser encontradas nos Apêndices B e C, respectivamente.

Figura 4.6 – Micrografias mostrando a microestrutura das ZTA de alta temperatura no (a) AID e da ZTA de grão grosseiro do (b) AC – Amostra 1.

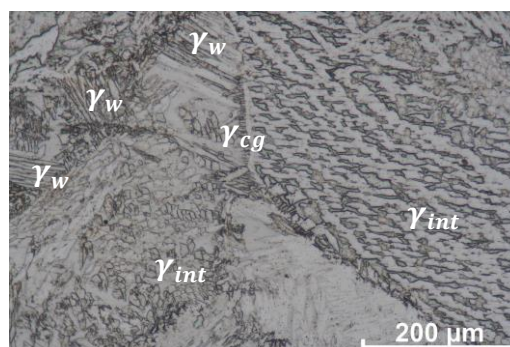


Para a ZTAAT do AID nota-se a matriz ferrítica, assim como presença de austenita de Widmanstätten (γ_w – placas laterais ou agulhas bastante finas nucleadas a partir dos contornos de grão da ferrita ou da austenita de contorno de grão, formando o padrão de Widmanstätten), austenita intragranular (γ_{int} – austenita desenvolvida no interior do grão de ferrita, podendo ser em placas ou finas) e a possível existência de austenita secundária (fase deletéria precipitada a partir da ferrita) e nitretos de cromo, tendo em vista as áreas mais escuras (que também podem ser resultado de um ataque não uniforme) da Figura 4.6 (a). A presença das fases de γ_2 e CrN seria comprovada com a utilização de MEV. A amostra 2 apresentou, visualmente, menores quantidades de austenita de Widmanstätten e maiores quantidades de austenita intragranular, resultados provavelmente ligados à alta energia de soldagem que leva à uma menor taxa de resfriamento. Para a ZTAGG do AC foi possível observar bainita, ferrita de contorno de grão e ferrita de Widmanstätten (morfologia com o padrão de Widmanstätten).

As amostras de maior energia de soldagem apresentaram um maior tamanho de grão em ambas as ZTA. Para o AC, quanto mais grosseiro o grão, menor a resistência mecânica e menor a tenacidade (O'BRIEN; GUZMAN, 2011). Já para o AID, quanto mais grosseiro o grão, menor a tenacidade e mais frágil é o material.

A Figura 4.7 mostra as diferentes morfologias no centro do metal de solda. A amostra 1 mais uma vez representou as outras amostras por causa de sua energia de soldagem. As demais imagens das microestruturas do centro do metal de solda podem ser vistas no Apêndice D.

Figura 4.7 – Micrografia do Centro do MS



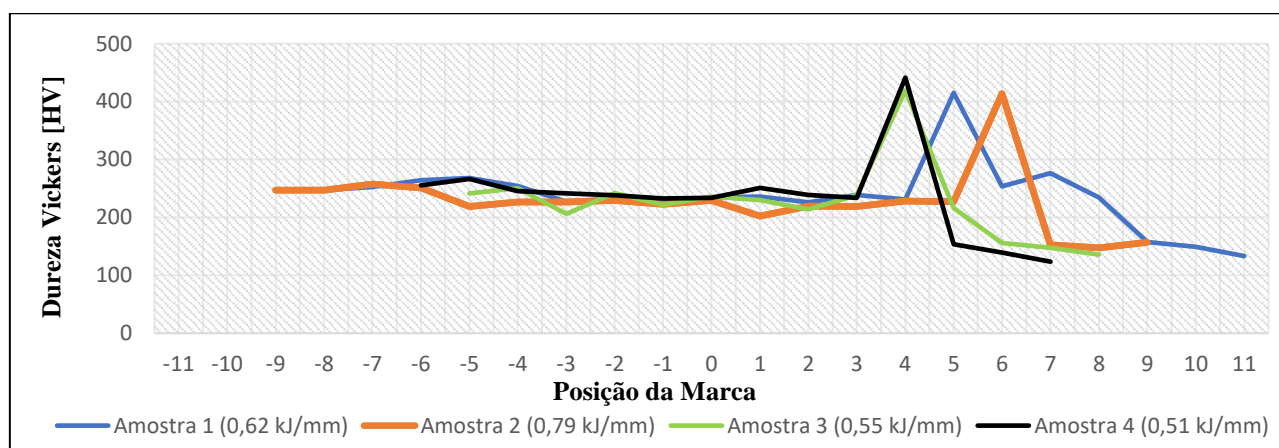
A microestrutura do metal de solda resultou em fases como austenita intragranular, austenita de contorno de grão e austenita de Widmanstätten em uma matriz ferrítica. Possíveis regiões de martensita também podem ter sido formadas, o que poderia ser certificado por um MEV.

As amostras 3 e 4, de menor E_L , apresentaram, visualmente, maior quantidade de γ_w . A amostra 2, de maior E_L , apresentou maior quantidade de γ_{int} e pouca formação de γ_w . Como observado na Figura 4.7, a amostra 1 mostrou uma maior mistura de fases, com grãos maiores de γ_{int} .

4.2.2 Microdureza

Os ensaios realizados exibiram valores de microdureza condizentes com o esperado, com variações mais bruscas no MS, próximos à linha de fusão. A Figura 4.8 traz o perfil de microdureza em cada amostra.

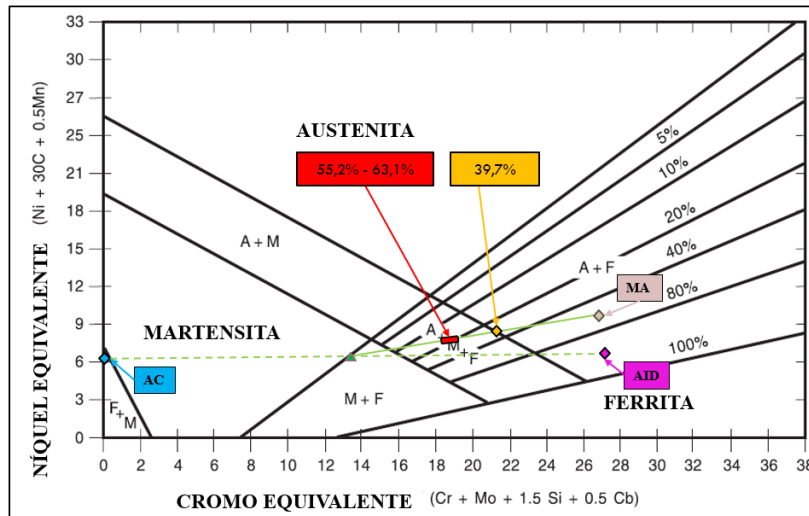
Fig. 4.8 – Perfil de microdureza para todas as condições de soldagem.



As médias de dureza dos MB foram de $254,45 \pm 10,01$ HV para o AID e de $129,95 \pm 14,86$ HV para o AC. As medições de microdureza das ZTA das amostras mostraram uma menor média na dureza na ZTA do AID (posições entre -6 e -2 na Figura 4.8). Estes valores menores estão possivelmente ligados a estruturas ferríticas de grão grosso que podem ser observadas na Figura 4.6 (a). Tais estruturas acabam diminuindo a dureza nessa região. Em contraste, o AC apresentou uma maior média de dureza na ZTA, comparando com as durezas dos materiais de base, o que pode ser explicado pelo seu refino de grão e a presença de algumas regiões com ferrita de Widmanstätten /bainita, que podem ser visualizadas na Figura 4.6 (b).

Outro ponto de interesse levantado com as medições indicadas na Figura 4.8 foi que em todas as amostras, dentro do MS e próximo à ZTA do AC, houve um aumento considerável da microdureza, com medidas acima dos 400 HV. Estudos sobre soldagem dissimilar entre aços inoxidáveis duplex e superduplex com aços de alta resistência mostram a formação de uma banda de martensita, com microdurezas similares, decorrente da difusão de alguns átomos de carbono para o metal de solda, os quais promovem a transformação de martensita durante o resfriamento (EGHLIMI et al., 2014; TASALLOTTI et al., 2017). O Diagrama de Schaeffler, trazido por ambos estudos, que prevê a microestrutura a ser encontrada em soldas dissimilares dependendo da composição dos materiais e da diluição, pode ser visto na Figura 4.9. Através da sua análise, pode-se concluir que a diluição maior que 39,7% pode levar à formação de martensita no metal de solda, demonstrando a possibilidade da ocorrência desta banda de martensita. As diluições ficaram entre 55,2% e 63,1%.

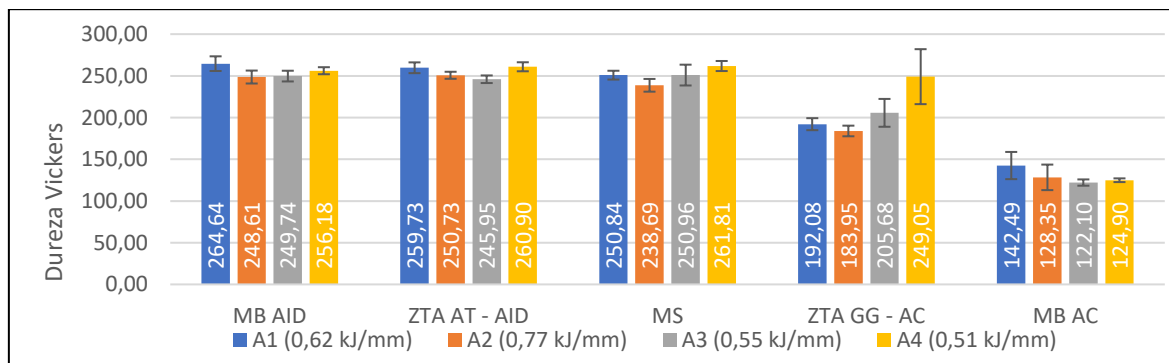
Fig. 4.9 – Predição da microestrutura do MS usando o Diagrama de Schaeffler.



Adaptado – Fonte: O'brien; Guzman, 2011

A Figura 4.10 mostra os valores de média e desvio padrão (DP) para as medidas de microdureza das amostras, divididos por local de indentação, começando pelo metal de base do AID, passando pela ZTAAT do AID, pelo metal de solda, pela ZTA de grão grosseiro (GG) do aço carbono e acabando no metal de base (MB) do aço carbono.

Fig. 4.10 - Média de dureza Vickers e desvio padrão por zona da junta soldada.



Para as ZTAs, a amostra que apresentou a maior média na dureza foi a de menor energia de soldagem e, conseqüentemente, maior taxa de resfriamento, com valores 21% a 35% maiores para a ZTA do AC e de 4% a 10% maiores para o MS.

Os valores de dureza para a região próxima à linha de fusão no lado do AC do MS foram desconsiderados, visto que diferiram bastante da média de dureza, possivelmente devido à banda de martensita mencionada anteriormente.

5. CONCLUSÃO

Os efeitos da energia de soldagem na diluição, microestruturas e microdureza foram investigados.

O perfil de microdureza resultou na identificação da formação de uma banda de martensita no metal de solda, exatamente ao lado da ZTA do AC. Não foi observada nenhuma influência da variação da energia de soldagem quanto a este fenômeno.

Quanto menor a energia de soldagem, menor foi o desalinhamento geométrico das peças após a soldagem. A combinação dos parâmetros da amostra 4 foi suficiente para produzir um cordão de solda, mas apresentou defeitos associados à elevada velocidade de soldagem (mordeduras), que geraram pontos de concentração de tensões, além da baixa diluição resultante.

A amostra de maior média de diluição, 63,08%, foi obtida na amostra 3, de maior corrente de soldagem e maior velocidade de soldagem. A diluição para o lado do AC foi sempre maior que para o lado do AID de mesma amostra, devido à maior condutividade térmica do AC.

Quanto maior a energia de soldagem, maior foi a ZTA resultante para ambos os lados das juntas soldadas, maiores foram os cordões de solda e mais grosseiros foram os grãos na ZTAAT e na ZTAGG.

As médias de microdureza em ambas ZTA e no MS foram maiores para a amostra 4, de menor energia de soldagem e conseqüentemente maior taxa de resfriamento, com valores 21% a 35% maiores para a ZTA do AC comparando com as outras amostras.

As amostras de maior energia de soldagem, devido à sua menor taxa de resfriamento, apresentaram maior quantidade de microestruturas de menor dureza no metal de solda, assim como as de menor energia de soldagem e maior taxa de resfriamento apresentaram estruturas de maior dureza.

As propriedades termofísicas se mostraram de grande importância nas reações da junta soldada dissimilar, tendo em vista as descontinuidades geométricas e as possíveis trincas, e devem ser alvo de análises posteriores, assim como as distorções resultantes deste tipo de união. Outro tema sugerido para futuros estudos é o da formação da banda de martensita e como ela se comporta frente à mudança dos parâmetros de soldagem.

REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- ATAMERT, S.; KING, J. E. Super duplex stainless steels Part 1 Heat affected zone microstructures. **Materials Science and Technology (United Kingdom)**, [s. l.], v. 8, n. 10, p. 896–912, 1992.
- BARNHOUSE, E. J.; LIPPOLD, J. C. Microstructure/Property Relationships in Dissimilar Welds between Duplex Stainless Steels and Carbon Steels. **Supplement To the Welding Journal**, [s. l.], p. 477-487, 1998. Disponível em: <http://files.aws.org/wj/supplement/WJ_1998_12_s477.pdf>
- BARRA, S. R.; PEREIRA, A. S. **Descontinuidades em soldagem**. Florianópolis, 1999.
- BORSATO, Karin Soldatelli. **Caracterização microestrutural e de propriedades mecânicas de chapas espessas de aço inoxidável duplex UNS 31803, submetido a ciclos térmicos de soldagem**. 2001.
- CARVALHO, Messias José De. **Orientações Práticas de Soldagem em Aço Inox**. [s. l.], 1999.
- CESAR NETO, Benedito. **Comparação de junta soldada aço carbono/ aço inox utilizando como metal de adição aço carbono e aço inox**. 2015.
- DE VASCONCELLOS, Pedro Ivo Guimarães; DA ROCHA PARANHOS, Ronaldo Pinheiro. Estudo da soldagem de tubos de aço inoxidável duplex e superduplex. **65th ABM International Congress, 18th IFHTSE Congress and 1st TMS/ABM International Materials Congress 2010**, [s. l.], v. 2, n. 3, p. 1384–1395, 2010.
- DIAS, F. R. **Caracterização da junta soldada de aço SAE 1020 com tratamento térmico pós soldagem**. Londrina, 2018.
- EASTERLING, K. **Introduction to the Physical Metallurgy of Welding**, Butterworth. [s. l.], n.3, p. 1-270, 1992.
- EGHLIMI, Abbas et al. Evaluation of microstructure and texture across the welded interface of super duplex stainless steel and high strength low alloy steel. **Surface and Coatings Technology**, [s. l.], v. 264, p. 150–162, 2015. Disponível em: <<http://dx.doi.org/10.1016/j.surfcoat.2014.12.060>>
- EM, Curso D. E. Pós-graduação et al. **Descontinuidades em soldagem**. [s. l.], 1999.
- ESAB. **Soldagem MIG / MAG. Apostila, ESAB**, [s. l.], p. 135, 2005.
- GERDAU. II Composição Química, Aços ABNT, AISI, SAE e ASTM, **Manual de Aços**. [s. l.], p. 33-42, 2003.
- HACKENHAAR, William. **Avaliação da Eficiência Térmica e de fusão na soldagem MAG em diferentes geometrias de juntas**. 2016. [s. l.], 2016. Disponível em: <<https://www.lume.ufrgs.br/bitstream/handle/10183/141208/000991871.pdf?sequence=1>>
- IMO. **Practical guidelines for the fabrication of duplex stainless steels**. Londres, p. 1-68, 2014.
- LONDOÑO, Antônio José Ramirez. **Precipitação de fases intermetálicas e austenita secundária na ZAC de soldagens multipasse de aços inoxidáveis duplex**. [s. l.], p. 265, 2001.
- Machado, I. G. **Soldagem e Técnicas Conexas: Processos**, Imprensa Livre, [s. l.], 1996.
- MAGNABOSCO, Rodrigo. **Influência da microestrutura no comportamento eletroquímico do aço inoxidável UNS S31803 (SAF 2205)**. 2001. Disponível em: <<http://fei.edu.br/~rodrmagm/mestrado/teseRM.pdf>>
- MODENESI, Paulo J. **Soldabilidade de Algumas Ligas Metálicas**. [s. l.], p. 27, 2011. Disponível em: <<http://demet.eng.ufmg.br/wp-content/uploads/2012/10/soldabilidade.pdf>>
- MORTAZAVI, Ebrahim; NAJAFABADI, Reza Amini; MEYSAMI, Amirhossein. Effect of heat input on microstructure and mechanical properties of dissimilar joints of AISI 316l steel and API X70 high-strength low-alloy steel. **Journal of Iron and Steel Research International**, [s. l.], 2017.
- NUNES, Everton Barbosa et al. Estudo dos efeitos da restrição na microestrutura, microdureza e tenacidade em juntas soldadas em aço inoxidável duplex. **Soldagem e Inspecao**, [s. l.], v. 16, n. 2, p. 156–164, 2011.
- O'BRIEN, Annette; GUZMAN, Carlos (Ed.). **Welding Handbook: Materials and Applications**. American Welding Society, 2011.
- PEREIRA, P. A. S. **Efeito da energia de soldagem na microestrutura de um aço**

inoxidável duplex e super duplex. Campos dos Goytacazes, 2009.

POLINSKI, E. L. **Influência da energia de soldagem na resistência à corrosão por pites do aço inoxidável duplex SAF 2205.** Porto Alegre, 2017.

SANDVIK. Sandvik SAF™ 2205 Tube and Pipe, Seamless, Datasheet. [s. l.], 2019.

SILVA, G. C. et al. Avaliação Microestrutural e Resistência à Corrosão de uma Junta Dissimilar entre um Aço de Alta Resistência e Baixa Liga e Aço um Inoxidável Duplex. **Soldagem & Inspeção**, [s. l.], v. 24, n. 0, p. 1–13, 2019.

TASALLOTI, H.; KAH, P.; MARTIKAINEN, J. Effect of heat input on dissimilar welds of ultra high strength steel and duplex stainless steel: Microstructural and compositional analysis. **Materials Characterization**, [s. l.], v. 123, p. 29–41, 2017. Disponível em: <<http://dx.doi.org/10.1016/j.matchar.2016.11.014>>

VERMA, Jagesvar; TAIWADE, Ravindra Vasantrao. Effect of welding processes and conditions on the microstructure, mechanical properties and corrosion resistance of duplex stainless steel weldments—A review. **Journal of Manufacturing Processes**, [s. l.], v. 25, p. 134–152, 2017. Disponível em: <<http://dx.doi.org/10.1016/j.jmapro.2016.11.003>>

NOMENCLATURA

AC	Aço Carbono	
AID	Aço Inoxidável Duplex	
AISD	Aço Inoxidável Super Duplex	
Amb	Área do Metal de Base Fundido	mm ²
ASTM	American	
Atms	Área Total do Metal de Solda	mm ²
AWS	American Welding Society	
D	Diluição	%
DBCP	Distância Bico de Contato Peça	mm
DP	Desvio Padrão	
E	Energia de Soldagem	kJ/mm
HV	Hardness Vickers	
I	Corrente de Soldagem	A
LRC	Ligas Resistentes à Corrosão	
LS&TC	Laboratório de Soldagem & Técnicas Conexas	
M	Martensita	
MA	Metal de Adição	
MAG	Metal Active Gas	
MB	Metal de Base	
MEV	Microscópio Eletrônico de Varredura	
MS	Metal de Solda	
PREN	Pitting Resistance Equivalent Number	
SAE	Society of Automotive Engineers	
SAF	Sandvik Austenite Ferrite	
U	Tensão de Soldagem	V
v	Velocidade de Alimentação	mm/s
ZF	Zona de Fusão	
ZTA	Zona Termicamente Afetada	
ZTAAT	Zona Termicamente Afetada de Alta Temperatura	
ZTABT	Zona Termicamente Afetada de Baixa Temperatura	
ZTAGG	Zona Termicamente Afetada de Grão Grosseiro	
η	Rendimento Térmico	%

γ	Austenita
γ_2	Austenita Secundária
γ_{cg}	Austenita de Contorno de Grão
γ_{int}	Austenita Intragranular
γ_w	Austenita de Widmanstätten
δ	Ferrita

APÊNDICE

A – Ampliação das Figuras 4.5 (b) e (c) para melhor visualização das possíveis trincas nas amostras 2 (a) e 3 (b).

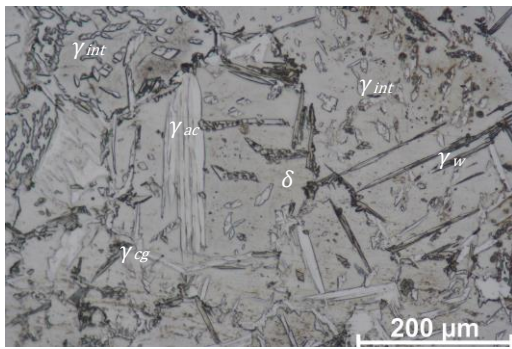


(a) 0,79 kJ/mm

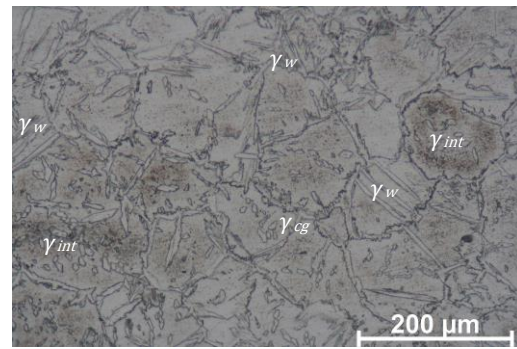


(b) 0,55 kJ/mm

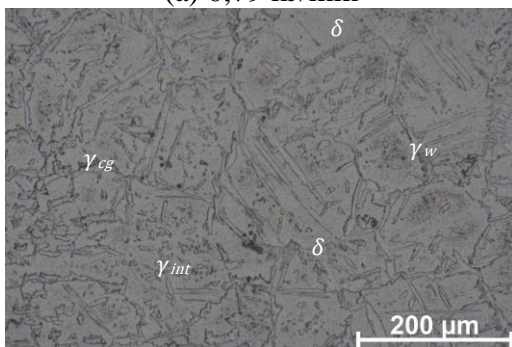
B – Micrografias das ZTA de alta temperatura do AID nas amostras 2 (a), 3 (b) e 4 (c).



(a) 0,79 kJ/mm

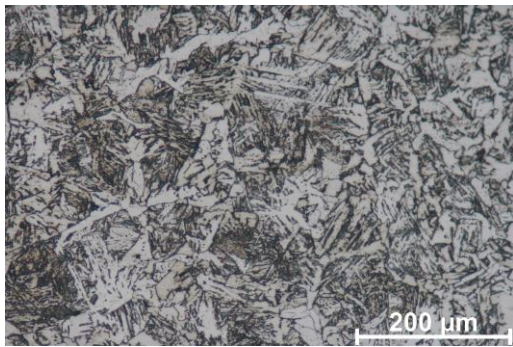


(b) 0,55 kJ/mm

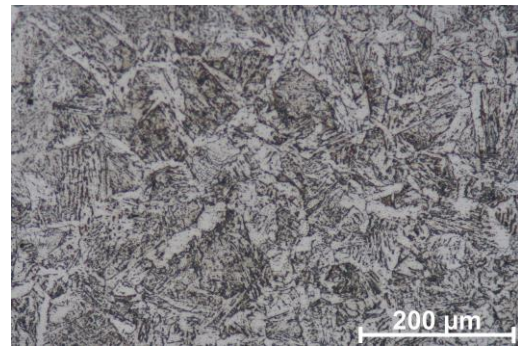


(c) 0,51 kJ/mm

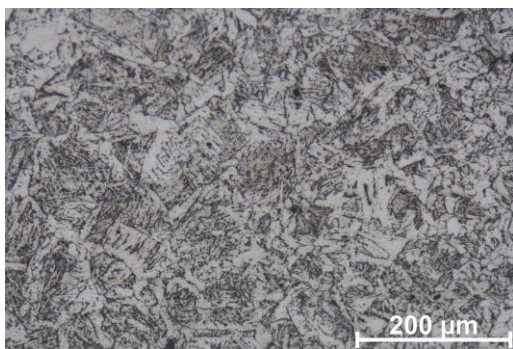
C – Micrografias das ZTA de grão grosseiro do AC nas amostras 2 (a), 3 (b) e 4 (c).



(a) 0,79 kJ/mm

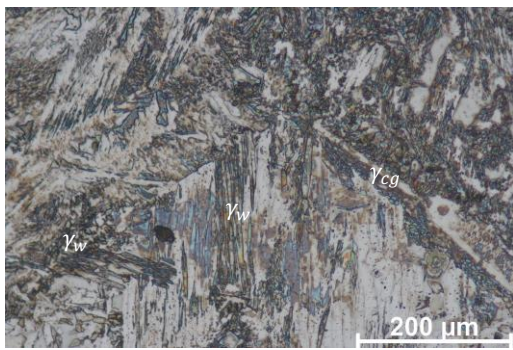


(b) 0,55 kJ/mm

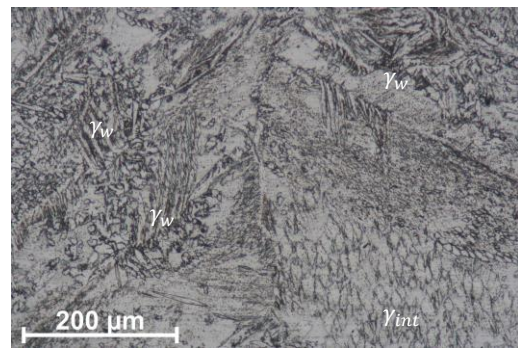


(c) 0,51 kJ/mm

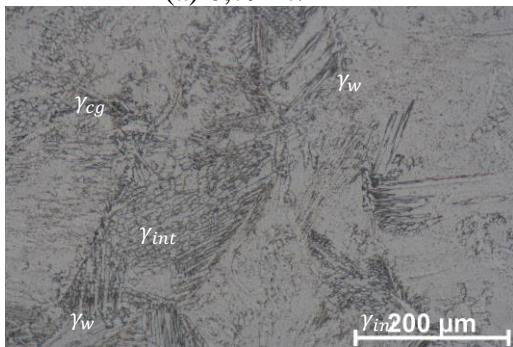
D – Microestruturas do Centro do MS nas amostras 2 (a), 3 (b) e 4 (c).



(a) 0,79 kJ/mm



(b) 0,55 kJ/mm



(c) 0,51 kJ/mm