

UNIVERSIDADE FEDERAL DE SANTA CATARINA
CENTRO DE JOINVILLE
CURSO DE ENGENHARIA NAVAL

CRISTINA MENDES DA SILVA

**ANÁLISE DE SOLDAS PRODUZIDAS PELO PROCESSO DE ARCO SUBMERSO
COM PULSAÇÃO ULTRASSÔNICA DA CORRENTE**

Joinville

2016

Cristina Mendes da Silva

**ANÁLISE DE SOLDAS PRODUZIDAS PELO PROCESSO DE ARCO SUBMERSO
COM PULSAÇÃO ULTRASSÔNICA DA CORRENTE**

Trabalho de Conclusão de Curso apresentado como requisito parcial para obtenção do título de bacharel em Engenharia Naval no curso de Engenharia Naval da Universidade Federal de Santa Catarina, Centro de Joinville.

Orientador: Dr. Tiago Vieira da Cunha.

Joinville

2016

Cristina Mendes da Silva

**ANÁLISE DE SOLDAS PRODUZIDAS PELO PROCESSO DE ARCO SUBMERSO
COM PULSAÇÃO ULTRASSÔNICA DA CORRENTE**

Este Trabalho de Conclusão de Curso foi julgado adequado para obtenção do título de bacharel em Engenharia Naval, e aprovado em sua forma final pelo Curso de Engenharia Naval.

Joinville, 29 de junho de 2016.

Dr. Thiago Pontin Tancredi
Coordenador do Curso

BANCA EXAMINADORA:

Dr. Tiago Vieira da Cunha
Presidente

Dr. Hélio Ormeu Ribeiro
Membro

Dr. Modesto Hurtado Ferrer
Membro

Dr. Alexandre Mikowski
Membro

AGRADECIMENTOS

Agradeço a Deus por sempre me guiar.

Agradeço a minha família, ao meu namorado e amigos pelo apoio, incentivo e motivação para continuar sempre buscando a superação dos obstáculos.

Agradeço ao meu Orientador, Dr. Tiago Vieira da Cunha, por ter me permitido trabalhar com um tema inovador e pela troca de conhecimento gerada ao longo desses anos de trabalho.

Agradeço ao meu Coorientador, Dr. Alexandre Mikowski, pela orientação e viabilização dos ensaios MEV e Charpy.

Agradeço ao professor Modesto Hurtado Ferrer, pela orientação e viabilização dos ensaios de micrografia óptica e microdureza.

Agradeço a Universidade Federal de Santa Catarina Campus Joinville por ter permitido a realização dos ensaios de soldagem e ao Técnico em Mecânica Leandro Carlos Setúbal, pela orientação para viabilização da preparação das amostras quanto aos cortes.

Agradeço a Universidade Federal de Santa Catarina Campus Florianópolis por ter permitido a realização dos ensaios de micrografia óptica.

Agradeço a instituição SENAI SC Joinville por ter permitido a realização dos ensaios de micrografia óptica.

Agradeço a instituição UNISOCIESC Joinville por ter cedido o espaço para a realização dos ensaios de micrografia óptica e microdureza e ao técnico Augusto Cesar Tavares pela orientação e viabilização dos mesmos.

Agradeço a empresa Tupy de Joinville por ter cedido o espaço para a realização dos cortes das amostras e dos ensaios de Charpy e ao técnico Éder dos Reis Silva pela orientação e viabilização dos mesmos.

Agradeço a instituição Pontifícia Universidade Católica do Paraná PUCPR por ter cedido o espaço para a realização do ensaio MEV e aos professores do Departamento de Engenharia Mecânica, Dr. Paulo César Soares Júnior pelo auxílio e na realização do ensaio MEV e ao Dr. Ricardo Diego Torres pelas discussões promovidas acerca do tema.

RESUMO

Em estaleiros a soldagem é o principal processo dentro da cadeia produtiva, com destaque para o processo de soldagem por arco submerso, o qual é caracterizado pela alta taxa de deposição e penetração dado os seus elevados patamares de corrente. Isso o torna um processo de uso recorrente em detrimento a outros, uma vez que esse consegue atender a demanda da construção de navios e estruturas oceânicas a qual requer a utilização de chapas de maior espessura. De forma a obter ganhos operacionais e metalúrgicos, a soldagem por arco submerso permite o emprego de diversas técnicas. Neste contexto, recentemente a técnica de arco excitado ultrassonicamente por meio da pulsação da corrente em frequências acima de 20 kHz tem adquirido notoriedade. Diante disso, este trabalho tem como enfoque principal a caracterização de juntas obtidas por soldagem a arco submerso empregando corrente pulsada com frequências de pulsação ultrassônicas (>20kHz). Para tanto foi realizada a montagem de uma bancada de ensaios que viabilizasse a aplicação do citado método, e foram efetuados ensaios de soldagem em chapas de aço carbono ASTM A36 com 10 mm de espessura, variando-se a corrente de excitação ultrassônica em dois níveis (25 e 50 A) e a frequência de pulsação ultrassônica em três níveis (20, 50 e 80 kHz). Para todos esses ensaios, utilizou-se a mesma corrente média de soldagem, e para servir como referência, em um dos cordões não se aplicou a pulsação da corrente. Foram então obtidas amostras, as quais passaram por análise de micrografia óptica e eletrônica de forma a avaliar o comportamento microestrutural das principais regiões resultantes da solda e também por ensaios mecânicos como microdureza Vickers e Charpy. Como resultado, verificou-se que na zona fundida há o aparecimento de placas laterais de ferrita Widmanstätten secundária nas amostras obtidas com corrente pulsada. Já ao investigar a zona afetada pelo calor em sua porção crítica (ZAC-GG), há também estruturas de ferrita Widmanstätten com o crescimento de grão conforme o aumento da frequência de pulsação ultrassônica. Em relação à microdureza, não houveram diferenças significativas nos níveis de dureza da amostra de referência em relação às que se aplicou pulsação da corrente. Em contrapartida, no ensaio Charpy à temperatura ambiente a energia absorvida ao impacto foi crescente conforme o aumento da amplitude da corrente e frequência de pulsação ultrassônica. Porém, para o ensaio Charpy à temperatura subzero esse nível crescente de energia absorvida média, é perceptível apenas para a amplitude de 25 A, mas para amplitudes maiores isso não se repete. Os resultados dos ensaios Charpy e da análise micrográfica da ZAC-GG reforçam a hipótese de que o crescimento de grão pode ser devido ao resfriamento mais lento da junta, já a mudança microestrutural observada, pode não estar relacionada diretamente ao efeito térmico, mas talvez ao efeito de propagação da onda ultrassônica no material.

Palavras-chave: Arco submerso. Corrente pulsada. Excitação ultrassônica do arco. Aço ASTM A36. Alterações microestruturais.

ABSTRACT

In shipyards welding is the main process in the production chain, especially the submerged arc welding process, which is characterized by high deposition rate and penetration given its high current levels. This makes it a recurrent use of the process over the others, since it can meet the demand for shipbuilding and offshore structures which require use of thicker sheets. In order to obtain operating and metallurgical profit, submerged arc welding allows the use of various techniques. In this context, recently arc technique ultrasonically excited by the pulse current at frequencies above 20 kHz has gained notoriety. Thus, this work has as its main focus the characterization of joints obtained by submerged arc welding using pulsed current with ultrasonic pulse frequencies (>20 kHz). For this, we assembled a bench tests that make feasible the implementation of said method and then welding tests were performed on carbon steel plates ASTM A36 with 10 mm thick, by varying the ultrasonic excitation current at two levels (25 and 50 A) and frequency of the ultrasonic pulse in three levels (20, 50 and 80 kHz). For all of these tests it was used the same average welding current, and to serve as a reference in one of the weld beads was not applied pulse current. Samples were then obtained, which passed by analysis of optical and electronic micrographs in order to assess the behavior of key microstructural regions resulting from welding and also for mechanical tests and Vickers hardness and Charpy. As a result, it was found that in the melted zone there is the appearance of ferrite Widmanstätten secondary in the samples with pulsed current ultrasonically. Already investigating the heat-affected zone in its critical portion (HAZ-GG), there are also ferrite structures Widmanstätten with the grain growth with increasing the frequency of the ultrasonic pulse. Regarding the hardness, there were no significant differences in the levels of hardness between the sample of reference and the samples that were applied pulsed current. In contrast, in the Charpy test at room temperature the impact energy absorbed was increased with increasing current amplitude and frequency of the ultrasonic pulse. However, for the Charpy test at subzero temperature this increasing level of this average energy absorbed is perceptible only to the extent of 25 A, but for larger amplitudes it is not repeated. The results of Charpy testing and micrographic analysis of HAZ-GG reinforce the hypothesis that the grain growth may be due to slower cooling of the welded joint, nevertheless microstructural change observed, can not be directly related to the thermal effect, but perhaps the propagation effect the ultrasonic wave in the material.

Keywords: Submerged arc. Ultrasonic flow. Ultrasonic excitement of arc. ASTM A36 steel. Microstructural changes.

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1 - Esquema da soldagem SAW.....	14
Figura 2 - Diagrama esquemático do método de excitação ultrassônica pela modulação da corrente.....	17
Figura 3 - Componentes da bancada de ensaios.....	19
Figura 4 - Cordão de solda resultante do processo SAW com corrente pulsada ultrassônica..	22
Figura 5 - Representação do perfil de microdureza da amostra 5080. Fator de ampliação de 20X.....	23
Figura 6 - Dimensionamento do corpo de prova para ensaio Charpy segundo norma ASTM E23.....	24
Figura 7 - Micrografias da zona fundida dos diferentes ensaios realizados. Fator de ampliação de 200X.....	25
Figura 8 – Amostra 5020 apresentando Ferrita Widmanstätten serrilhada (Fws), placas laterais primária (Fwp1) e secundária (Fwp2). Fator de ampliação de 200X.....	27
Figura 9 – Microscopia eletrônica de varredura da zona fundida da amostra 2520. Fator de ampliação de 1000X.....	29
Figura 10 - Micrografias da ZAC-GG dos diferentes ensaios realizados. Fator de ampliação de 200X.....	30
Figura 11 – Perfil de dureza obtido com carga de 200g e tempo de 10s.....	33
Figura 12 – Locais de indentação para amostra REF.....	34
Figura 13 – Resultados do ensaio Charpy à temperatura ambiente.....	35
Figura 14 – Fratura das amostras após ensaio Charpy à temperatura ambiente.....	36
Figura 15 - Resultados do ensaio Charpy à temperatura subzero.....	38
Figura 16 - Fratura das amostras após ensaio Charpy à temperatura subzero.....	38

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Composição química do aço ASTM A36.....	20
Tabela 2 - Propriedades mecânicas do aço ASTM A36.....	20
Tabela 3 - Parâmetros utilizados para a realização dos ensaios	21

LISTA DE ABREVIATURAS

ASTM	-	American Society For Testing And Materials
AWS	-	American Welding Society
Fm	-	Ferrita massiva
Fw	-	Ferrita Widmanstätten
Fwp1	-	Ferrita Widmanstätten do tipo placas laterais primária
Fwp2	-	Ferrita Widmanstätten do tipo placas laterais secundária
Fws	-	Ferrita Widmanstätten serrilhada
MB	-	Metal de base
Pf	-	Perlita fina
ZAC	-	Zona termicamente afetada pelo calor
ZF	-	Zona fundida

LISTA DE SÍMBOLOS

d	Média das diagonais da indentação	[mm]
f	Frequência	[Hz]
F _z	Carga	[kgf]
I	Corrente	[A]
V _a	Velocidade de alimentação do arame	[m/min]

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO.....	12
2	FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA	14
2.1	Arco Submerso.....	14
2.2	Arco Excitado Ultrassonicamente.....	15
3	METODOLOGIA.....	19
4	RESULTADOS E DISCUSSÕES.....	25
5	CONCLUSÕES	40
6	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	42
	REFERÊNCIAS	43

1 INTRODUÇÃO

O setor de construção naval brasileiro, após longo período de estagnação, tem experimentado, na última década, uma retomada de investimentos, o que resultou na expansão e na modernização da capacidade produtiva de embarcações. Segundo o Instituto de Pesquisa Econômica Aplicada (IPEA), desde 2000 a indústria naval brasileira cresce 19,5% ao ano e os investimentos no setor já atingem 149,5 bilhões, isso se deve ao crescimento das atividades petrolíferas offshore e de uma política voltada ao desenvolvimento da indústria nacional.

Esse segmento situa-se em um mercado competitivo que busca constantemente aprimorar suas tecnologias com o intuito de alcançar maior eficiência em sua produção. Em estaleiros as atividades mais recorrentes são as de corte, conformação e soldagem, sendo que esta última se configura como principal processo dentro da cadeia produtiva, uma vez que essa indústria trabalha basicamente na montagem de equipamentos e sistemas que recebe, integrando-os para compor a embarcação.

Existem diferentes processos de soldagem que podem ser aplicados na concepção de uma embarcação ou edificação de uma estrutura oceânica, os quais são escolhidos de acordo com os requisitos de projeto, as características físicas e geométricas do material e o grau de mecanização desejado (STUPELLO; ANDERSON; PINTO, 2008). Os mais comumente usados são arco submerso, Metal Inert Gas/Metal Active Gas (MIG/MAG), arame tubular e eletrodo revestido. Porém, esse último se torna não competitivo devido à relativa baixa produtividade atrelada aos cuidados relacionados ao eletrodo, como a constante necessidade de troca do eletrodo, a remoção da escória e o grande volume de gases gerados, bem como o baixo fator de ocupação do soldador (MARQUES; MODENESI; BRACARENSE, 2005). Por outro lado, os processos MIG/MAG e arame tubular apresentam alta taxa de deposição, produtividade e fácil automatização, contudo, podem se tornar inviáveis para chapas de grande espessura, por exemplo, presentes em painéis estruturais, quilhas e longarinas. Para casos assim, a soldagem por arco submerso se mostra adequada. Neste, o calor requerido para fundir o metal de base é gerado por um arco formado a partir da corrente elétrica percorrida entre o arame de soldagem e a peça de trabalho. Tanto o arco elétrico como a poça de fusão se encontram sob uma camada de fluxo granulada, fazendo com que o arco não seja visível e se desenvolva sem respingos.

O processo de soldagem a arco submerso permite o emprego de arames de elevado diâmetro e elevados valores de corrente. Conseqüentemente, o processo possui elevada taxa de deposição. Não obstante, técnicas de soldagem são desenvolvidas no processo de arco submerso com o intuito de aumentar a taxa de deposição e/ou obter melhores propriedades da junta soldada atrelado a esta alta capacidade de deposição.

Neste contexto, uma técnica aplicada a soldagem a arco que vem alcançando notoriedade por apresentar resultados promissores quanto ao aumento do desempenho operacional dos processos e, ao mesmo tempo, melhorar a qualidade das soldas resultantes é a excitação ultrassônica do arco devido ao uso de corrente pulsada em frequências acima de 20 kHz.

Conforme Cunha (2013) a excitação ultrassônica do arco é obtida mediante a pulsação da corrente em frequências acima de 20kHz (frequências ultrassônicas), a qual promove ganhos tanto do ponto de vista operacional quanto microestrutural na soldagem com o processo TIG. Já na soldagem com arco submerso, trabalhos presentes na literatura abordam o emprego da citada técnica, o qual apresentam resultados também interessantes, porém conflitantes.

OBJETIVOS

Objetivo Geral

O presente trabalho tem por objetivo caracterizar microestruturalmente e mecanicamente cordões de solda obtidos pelo processo de soldagem a arco submerso com corrente pulsada em frequências ultrassônicas.

Objetivos Específicos

Investigar a microestrutura resultante da junta soldada (zona fundida e zona termicamente afetada) obtida com a pulsação da corrente em frequências ultrassônicas;

Realizar ensaios a fim de avaliar as propriedades mecânicas das juntas soldadas resultantes;

Avaliar os efeitos obtidos com o uso da corrente pulsada em frequências ultrassônicas na soldagem por arco submerso em relação àquele obtido em corrente constante.

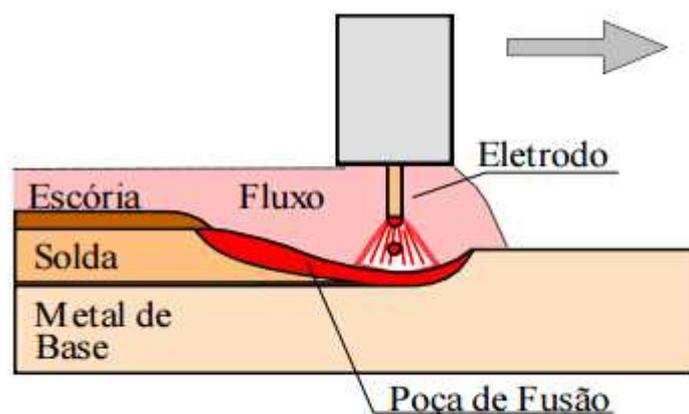
2 FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA

Este capítulo aborda o emprego do método da pulsação da corrente no processo de soldagem por arco submerso. Inicialmente é realizada uma revisão da literatura acerca da soldagem por arco submerso abordando suas principais características para, na sequência, pontuar a aplicação da pulsação da corrente em frequência ultrassônica na soldagem.

2.1 Arco Submerso

O processo de soldagem por arco submerso (SAW) consiste no estabelecimento de um arco voltaico entre o arame-eletrodo e a peça de trabalho, a fim de produzir o calor necessário para fundir o metal de base, metal de adição e o fluxo, o que confere características particulares ao processo (PARANHOS; SOUZA, 1999). Conforme mostrado na Figura 1, devido ao fato do arco voltaico estar sob uma camada de fluxo, o mesmo não é visível, o que faz com que a solda se desenvolva sem que haja geração de faíscas, luminosidades, fumos ou respingos, normalmente encontrados em outros processos de soldagem a arco (WAINER; BRANDI; MELLO, 2004).

Figura 1 - Esquema da soldagem SAW



Fonte: Marques et al. (2011, p. 263).

O fluxo então se funde parcialmente, formando inicialmente uma camada de escória líquida, a qual sobrenada a poça de fusão e, que posteriormente, irá se solidificar sobre o cordão de solda (ARAÚJO, 2006). O fluxo uma vez fundido deve possuir densidade menor para sempre ficar por cima e não virar inclusão de escória protegendo, assim, o cordão contra efeitos da atmosfera e também diminuir a velocidade de resfriamento (WAINER et al., 2004).

A escolha do eletrodo está atrelada ao tipo de fluxo que se pretende utilizar, uma vez que esses trabalham em conjunto. Quem define a seleção adequada destes é a norma AWS A5.17. Essa apresenta uma classificação dos fluxos quanto a sua influência sobre a composição química do metal depositado, classificando-os em ativos, neutros ou ligados. Naturalmente, o fluxo neutro, por praticamente não interferir na composição química resultante da solda, se mostra o mais adequado naquelas aplicações onde se deseja avaliar a influência de determinada técnica sobre as propriedades mecânicas. Os eletrodos empregados neste processo geralmente possuem diâmetro entre 2,4 e 6 mm, o que permite uma soldagem com elevado patamar de corrente, sendo aplicável a chapas de maior espessura, dado o grande volume da poça de fusão e alta taxa de deposição (FORTES, 2004). No entanto, o problema da utilização de altas correntes, é que essas podem propiciar o efeito de sopro magnético, que podem influenciar negativamente no cordão de solda resultante.

Com relação ao equipamento, para aqueles que trabalham com arames de diâmetro inferior a 4 mm, utiliza-se normalmente fontes de tensão constante, cuja alimentação de arame se dá a velocidade constante, visto que deste modo há um controle intrínseco do comprimento do arco (conhecido como controle interno). Já ao utilizar arames com diâmetros acima de 4 mm, é normalmente requerido o uso de fonte do tipo corrente constante, uma vez que o controle interno nestas condições tende a não operar de forma muito adequada. Como a bitola nesse caso possui um diâmetro maior, seria necessária uma alta variação da corrente para estabilizar o processo, e mesmo assim, demoraria para fundir tanta área. Então ao invés de se atuar na taxa de fusão, atua-se na taxa de alimentação por meio de alimentadores de arame equipados com sistemas eletrônicos que controlam sua velocidade variável, de forma a manter o comprimento do arco constante (MARQUES; MODENESI; BRACARENSE, 2011). Isso faz com que o equipamento se torne mais complexo e caro.

2.2 Arco Excitado Ultrassonicamente

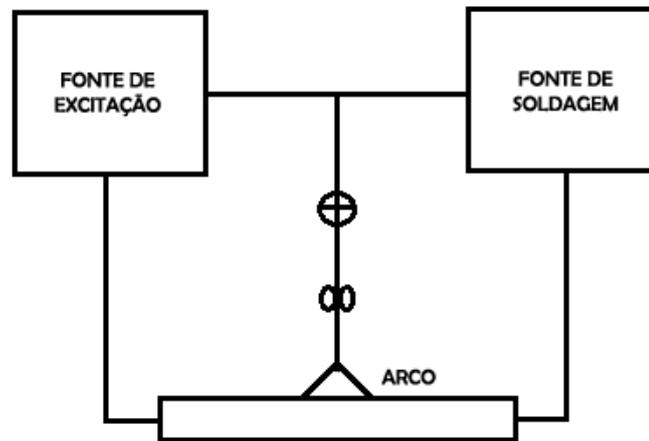
A introdução de energia ultrassônica na soldagem a arco tem sido intensamente estudada na última década (CUNHA; BOHÓRQUEZ, 2014). Essa técnica pode ser aplicada de

duas formas: uma mecânica, mediante a vibração ultrassônica do eletrodo (SUN et al., 2008; 2009), da peça de trabalho (WEN, 2003) ou do material de adição (WATANABE, 2010), e outra, que consiste na excitação ultrassônica do arco pela pulsação da corrente de soldagem, em frequências acima de 20 kHz, sem a necessidade de dispositivos ou sistemas auxiliares de soldagem (CUNHA, 2013).

A excitação mecânica consiste no uso de transdutores mecânicos – baseados em cristais piezelétricos e transdutores magnetostritivos, para a obtenção da energia ultrassônica a ser introduzida no arco voltaico. Isso acaba limitando sua aplicação, visto que esses transdutores não suportam as elevadas temperaturas presentes em regiões próximas ao arco, e suas dimensões e massas dificultam o seu deslocamento juntamente com a tocha de soldagem, o que faz com que seu uso seja restringido pelas dimensões da peça de trabalho (ZHANG; WU; DU, 2001). Diante dessa problemática, Wu et al. (1999) desenvolveram um novo método ao final da década de 1990, chamado *arco com excitação ultrassônica da corrente*. Nesse, o arco voltaico atua como fonte de calor e também como um mecanismo de emissão de ultrassom, para introduzir energia na poça fundida, dada a boa característica de resposta dinâmica do arco, sem restrições dentro do espectro ultrassônico (ZHANG et al., 2001). Como essa técnica não condiciona nenhuma limitação quanto às dimensões da peça de trabalho e ao deslocamento da tocha de soldagem, muito menos exige alterações no projeto da tocha e das juntas de soldagem, mas apenas um equipamento de soldagem que seja capaz de viabilizar a pulsação da corrente em frequências ultrassônicas, encontra-se na literatura o emprego do método em diversos processos de soldagem como o TIG, plasma e arco submerso (CUNHA, 2013).

O arco excitado ultrassonicamente é obtido pela associação em paralelo de duas fontes de soldagem, uma que fornece a corrente principal de soldagem e outra responsável pela corrente de excitação. Ao estabelecer essa conexão em paralelo, consegue-se a modulação da corrente pulsada (em frequências acima de 20 kHz) na corrente principal, resultando na corrente que passa pelo arco de soldagem, Figura 2. Naturalmente, essa modulação da corrente ocasiona a mudança na corrente média de soldagem, o que altera a energia de soldagem. No entanto, no caso do processo SAW para arames de pequenos diâmetros (≤ 4 mm), onde normalmente utiliza-se fontes do tipo tensão constante esse efeito não ocorre (por definição a fonte de excitação deve ser do tipo corrente constante). Isso se deve ao fato da fonte de tensão constante compensar o valor médio de corrente fornecido pela fonte de excitação graças ao auto ajuste do processo. Por serem duas fontes distintas, tanto os controles do aporte de calor quanto da emissão ultrassônica se tornam independentes (CUNHA, 2013).

Figura 2 - Diagrama esquemático do método de excitação ultrassônica pela modulação da corrente



Fonte: Lei et al. (2011).

Percebe-se com base na literatura, uma série de benefícios decorrentes do uso do ultrassom na soldagem a arco, mas de fato o método ainda precisa ser explorado para compreender de modo mais profundo os efeitos que levam a obter esses ganhos operacionais e metalúrgicos.

Em relação à melhoria das características operacionais do processo, Cong et al. (2009) e Qi et al. (2012), através da aplicação do método de pulso híbrido no processo TIG, relatam que a vibração das partículas no plasma sob influência do campo ultrassônico pode aumentar a velocidade instantânea e a condutividade dessas partículas, contribuindo assim para a constrição do arco. Ao mesmo tempo que leva a um aumento da densidade de corrente, que pode resultar em maior penetração da solda. Na soldagem a arco submerso, por exemplo, trabalhos como o de Wu et al. (2006) evidenciam que o emprego de ultrassom também pode melhorar a estabilidade de transferência metálica. Já ao se tratar das características dimensionais do cordão, de acordo com Qi et al. (2012) à medida que a frequência e a energia de excitação aumentam, a largura do cordão de solda tende a diminuir, enquanto que a penetração da solda aumenta na soldagem do aço inoxidável 0Cr18Ni9Ti pelo processo GTAW. Contudo, seus resultados para uma liga de alumínio do tipo 2219, soldada pelo processo TIG com corrente alternada pelo método de excitação do pulso híbrido, mostram que a largura do cordão de solda também pode vir a aumentar com a frequência de pulsação da corrente (Qi et al. 2011).

A maioria dos trabalhos, no entanto, aborda os efeitos metalúrgicos advindos da excitação ultrassônica do arco. Neste contexto, a introdução de energia ultrassônica na poça

fundida tem se mostrado promissora em relação ao aumento da qualidade de soldas resultantes. Embora o tamanho da ZAC cresça na medida em que a excitação ultrassônica aumenta (ZHANG; WU; DU, 2001), estudos como o de He et al. (2006) utilizando o processo de arco submerso para o aço Q235A, descrevem a redução do tamanho do grão na zona fundida e o estreitamento da região de grãos grosseiros na zona afetada pelo calor (ZAC), possuindo propriedades mecânicas melhores que aquelas do metal de base. Neste contexto, Zhang et al. (2000) citam a mudança microestrutural na zona fundida, onde há o aparecimento de mais ferrita acicular ao passo que a ferrita proeutetóide diminui. Relatam também, a obtenção do refino da microestrutura de grãos grosseiros na zona parcialmente fundida (ZPF) na soldagem por arco submerso do aço ao níquel 09MnNiDR. Isso encontra justificativa devido à vibração ultrassônica acelerar a condução de calor aumentado, assim, a taxa de resfriamento da solda e fazendo com que o metal permaneça acima da temperatura AC3 por um menor período de tempo, resultando na redução do tamanho dos grãos na ZPF (ZHANG et al., 2001). Além disso, ao empregar correntes de excitação com frequência de 50 kHz, Zhang et al. (2006), relatam melhoras na resistência ao impacto do aço 09MnNiDR na zona fundida em 47 % e em 82 % na zona afetada pelo calor quando comparada com os resultados obtidos nas mesmas condições, mas sem pulsação. E em relação a ZAC-GG, Zhang et al. (2001) afirmam uma diminuição de 50% no tamanho de grão em comparação com os resultados obtidos sem ultrassom, bem como melhores propriedades mecânicas se comparado com o metal de base.

Essas alterações metalúrgicas contribuem positivamente para com a tenacidade, resistência mecânica e resistência à corrosão da solda (CUNHA; BOHÓRQUEZ, 2014). Visto que as propriedades mecânicas do metal de solda, a integridade da junta e a soldabilidade estão diretamente ligadas à microestrutura do metal de solda (CU; XU; HAN, 2007), a microestrutura com grãos refinados além de reduzir a susceptibilidade às trincas, melhora também as propriedades mecânicas do metal de solda, como dureza, ductibilidade, resistência à tração e à fadiga (CUNHA; BOHÓRQUEZ, 2014).

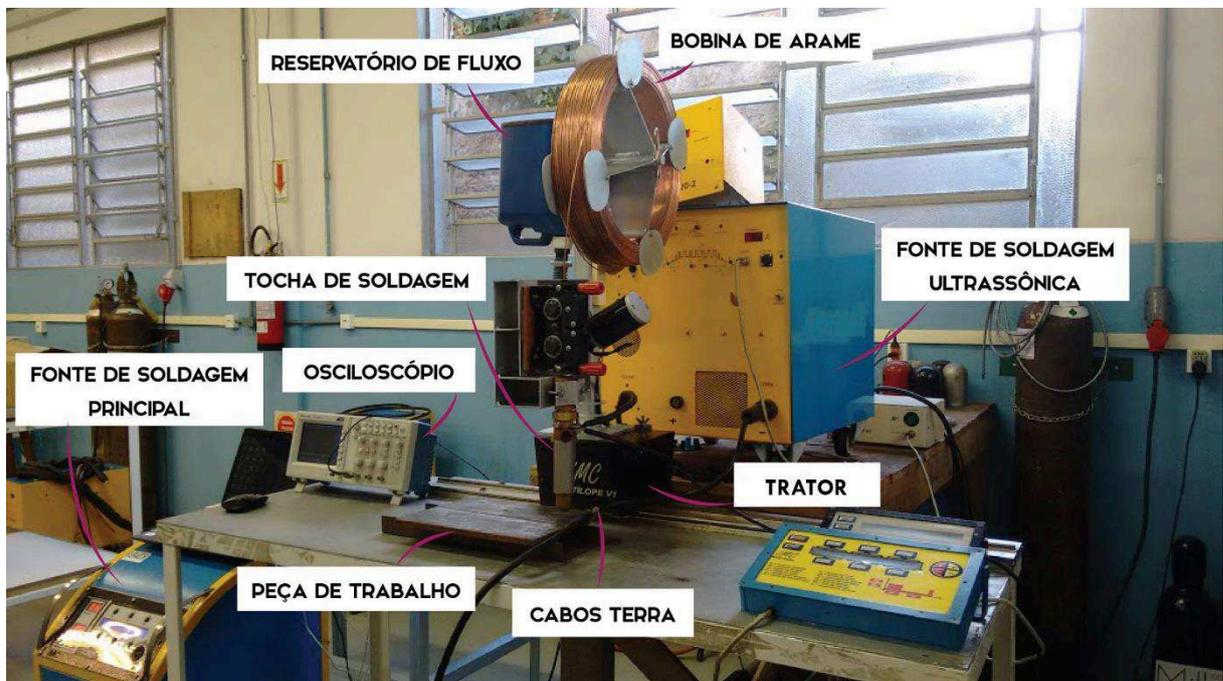
Com base nessas características, o método do arco excitado ultrassonicamente aparenta ser um método promissor. Contudo, a escassez de trabalhos, aliada à falta de acessibilidade e clareza de informações, impedem que sejam reproduzidos ensaios com materiais desse setor da indústria brasileira. Isso aponta a necessidade de estudo acerca da técnica de modo a comprovar sua eficiência e robustez, verificando em que situações a mesma funciona e a real gravidade de ganhos que se obtém.

3 METODOLOGIA

Neste capítulo serão descritos a metodologia e o planejamento experimental empregado neste trabalho, além da descrição do aparato experimental, materiais utilizados e ensaios realizados.

Para a aplicação da técnica da corrente ultrassônica na soldagem a arco submerso, uma bancada de ensaios foi montada no Laboratório de Tecnologia da Soldagem da Universidade Federal de Santa Catarina (UFSC), Centro de Joinville. Esta é composta por uma fonte principal de soldagem e outra de excitação ultrassônica, tocha de soldagem, alimentador de arame, sistema de aquisição de dados, cabos, alimentador de fluxo e sistema de deslocamento de tocha. A Figura 3 mostra a bancada desenvolvida.

Figura 3 - Componentes da bancada de ensaios



Fonte: A Autora.

A fonte de soldagem principal é uma fonte eletrônica multiprocesso configurada para operar no modo tensão constante a qual está conectada em paralelo com a fonte de excitação ultrassônica, desenvolvida por Cunha (2013), que permite obter correntes pulsadas em frequências ultrassônicas com diversas formas de onda.

Foi utilizado um arame de 2,4 mm de diâmetro, classificado pela American Welding Society (AWS) como EM12K de acordo com a norma AWS A5.17 (AWS, 1997). Esse é um arame cobreado com médio teor de manganês e baixa concentração de carbono e silício, para a soldagem a arco submerso de aços ao carbono em geral.

Em relação ao fluxo, utilizou-se o F7A6, também classificado pela norma AWS A5.17 (AWS, 1997) como fluxo que produzirá um metal de solda que, na condição soldada, terá uma resistência à tração superior de 70000 psi a 95000 psi (482 a 655 MPa) e resistência ao impacto Charpy com entalhe em V de, pelo menos, 20 ft-lbf (27,12 J) a -60 °C quando depositado com arame EM12K. Esse tipo de fluxo, caracterizado como neutro (basicidade em torno de 2,1), provoca poucas alterações na composição química do metal de solda em relação ao arame utilizado e possui excelente tenacidade e resistência a trincas a baixa temperatura do metal de solda (SUBMERGED ARC WIRES..., n. d.).

Como material de base, foram utilizadas chapas de aço ASTM A36 cuja composição química e propriedades mecânicas são apresentadas na Tabela 1 e Tabela 2.

Tabela 1 - Composição química do aço ASTM A36

% C	% P	% S	% Si	% Cu
0,26 máx	0,04 máx	0,05 máx	0,40 máx	0,2 mín

Fonte: ASTM (1999).

Tabela 2 - Propriedades mecânicas do aço ASTM A36

Densidade [kg/m ³]	Coefficiente de Poisson	Coefficiente de Expansão Térmica	Módulo de Elasticidade [GPa]	Limite de Resistência [MPa]	Limite de Escoamento [MPa]
7850	0,32	12 x 10 ⁻⁶	200	400 - 550	250 mín

Fonte: Hibbeler (2010, p. 640).

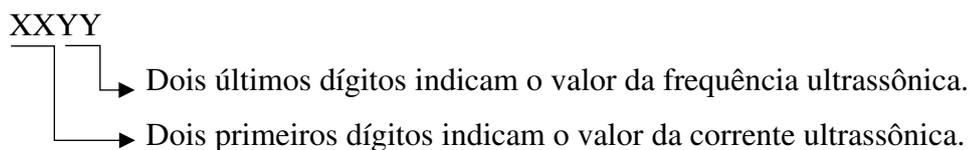
A obtenção dos cordões de solda se deu pela abertura do arco realizada pela fonte de corrente ultrassônica e posteriormente a habilitação da fonte principal para a execução da soldagem a arco submerso a uma velocidade de 60 cm/min controlada pelo sistema de deslocamento da tocha de soldagem.

Ao todo foram realizados 7 ensaios de soldagem com chapas de aço carbono ASTM A36 de 300 x 110 mm e com 10 mm de espessura. A fonte principal de soldagem foi regulada para uma velocidade de alimentação do arame (V_a) de 2,5 m/min e tensão de 30 V, bem como a corrente ultrassônica em 25 e 50 A e a frequência de pulsação ultrassônica em 20, 50 e 80 kHz. Em todos os ensaios manteve-se a mesma corrente média de soldagem, no entanto, em um dos ensaios não se aplicou pulsação da corrente, com o intuito de utilizá-lo como referência. Com o auxílio do sistema de aquisição de dados para soldagem, coletaram-se informações referentes a corrente da fonte principal de soldagem, e por meio de um osciloscópio, os dados da corrente ultrassônica. A Tabela 3 relaciona o conjunto de parâmetros aplicados a cada ensaio.

Tabela 3 - Parâmetros utilizados para a realização dos ensaios

Amostras	Fonte Principal de Soldagem		Corrente Ultrassônica [A]	Frequência Ultrassônica [kHz]	Corrente Principal [A]
	V_a	Tensão			
	[m/min]	[V]			
REF	2,5	30	0	0	417
2520	2,5	30	25	20	415
2550	2,5	30	25	50	421
2580	2,5	30	25	80	414
5020	2,5	30	50	20	420
5050	2,5	30	50	50	411
5080	2,5	30	50	80	418

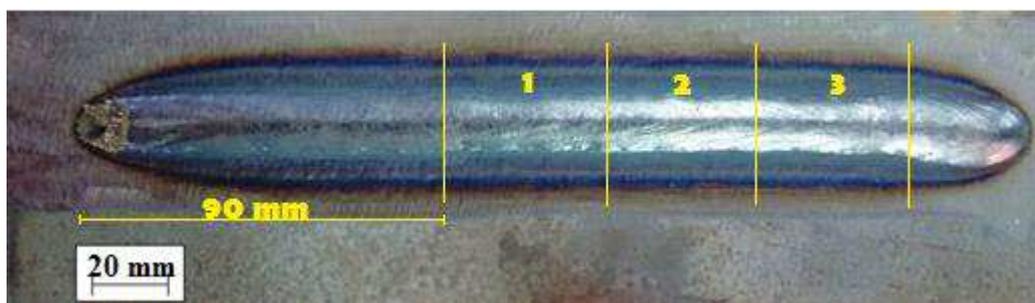
Legenda: REF – amostra de referência.



Fonte: A Autora.

Em seguida, retiraram-se três amostras de cada corpo de prova, sendo a primeira a 90 mm do início do cordão e as demais com espaçamento de 40 mm, com o auxílio de uma serra fita da marca ST-2730, totalizando 21 amostras. A Figura 4 traz o resultado de um dos cordões de solda obtido bem como um esboço da localização das amostras retiradas.

Figura 4 - Cordão de solda resultante do processo SAW com corrente pulsada ultrassônica



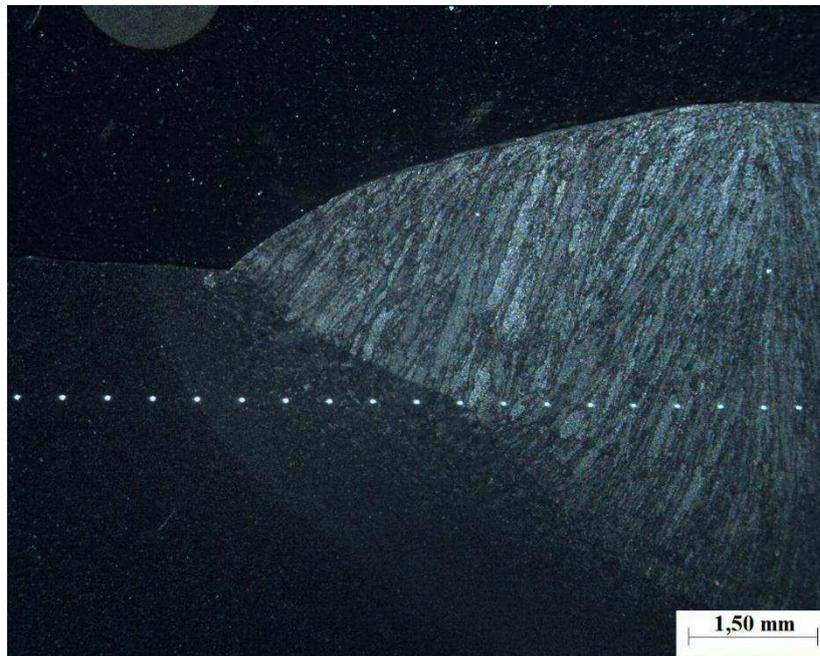
Fonte: A Autora.

Sete amostras foram submetidas a um processo de preparação metalográfica, que consistiu primeiramente no lixamento com as lixas de granulação 80, 120, 220, 320, 400, 600, 800 e 1200 e o polimento com alumina e pasta de diamante, de modo a eliminar qualquer imperfeição superficial. Então as amostras foram atacadas com nital 3,5 % revelando suas características macro e microestruturais. A captura das imagens ocorreu por intermédio de um microscópio nas ampliações de 200, 500 e 1000 vezes, para detalhar as três principais regiões – zona fundida (ZF), zona afetada pelo calor (ZAC) e metal de base (MB).

Na sequência, a partir dessas amostras, foram realizados novos cortes de forma a produzir amostras para os ensaios tanto de microdureza quanto de microscopia eletrônica de varredura (MEV). Estas amostras possuem dimensões de 25 mm de comprimento, centralizado no cordão de solda, por 10 mm de largura. Estas foram embutidas a quente com baquelite pelo equipamento da Arotec Pre-30. As novas amostras precisaram passar novamente por um processo de preparação metalográfica a fim de retirar indícios de corrosão e impurezas. Utilizou-se para isso lixas de granulação 80, 120, 320, 600 e 1200, com polimento com pasta de diamante do tipo 3 μ e 1 μ respectivamente, e por fim o ataque com nital 4%.

Os ensaios de microdureza Vickers (HV) foram realizados no microdurômetro da Leitz Wetzlar, onde se aplicou uma carga de 200g (0,2 kgf) por um período de tempo de 10 segundos com espaçamento de 0,5 mm entre as endentações. Assim, foi traçado um perfil de dureza, a partir do centro do cordão de solda, o qual englobava as três regiões principais (zona fundida, zona afetada pelo calor e metal de base), totalizando 20 endentações por amostra (Figura 5).

Figura 5 - Representação do perfil de microdureza da amostra 5080. Fator de ampliação de 20X



Fonte: A Autora.

Como as endentações apresentaram um perfil regular quadrado, coletou-se a medida da diagonal vertical de cada uma para poder calcular a dureza Vickers, a qual é definida pela norma ASTM E92-82 como:

$$HV = \frac{1,8544 \times F_z}{d^2} \quad 1$$

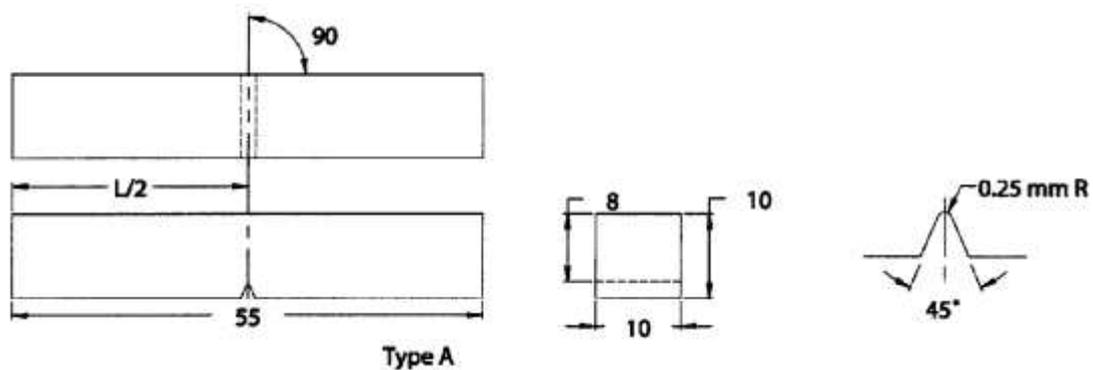
Onde F_z é a carga em kgf e d é a média das diagonais da indentação em mm.

Na sequência, dando continuidade a caracterização microestrutural, utilizou-se um microscópio eletrônico de varredura (MEV), de forma a avaliar com maior acuidade a zona fundida e a zona termicamente afetada. O ensaio foi realizado nas mesmas amostras utilizadas no ensaio de microdureza, com o equipamento da Oxford Instruments X-act.

As demais amostras foram sujeitadas ao ensaio destrutivo Charpy com o intuito de se avaliar a energia absorvida ao impacto na zona fundida para cada uma das amostras. Os corpos de prova foram cortados com uma serra fita da marca ST-2730 nas dimensões padrão propostas pela norma ASTM E23, 55 mm de comprimento e seção transversal quadrada com 10 mm, como mostra a Figura 6. A realização do entalhe no ponto médio do comprimento em forma de

V (Charpy tipo A, mais indicado para materiais dúcteis de acordo com a norma) se deu através de usinagem. O ensaio ocorreu primeiramente em temperatura ambiente, aproximadamente 26° C, onde foram ensaiadas 7 amostras, uma para cada condição. A carga aplicada foi definida pelo peso do próprio martelo utilizado para o impacto, nesse caso, 30 kg. Em seguida, realizou-se o ensaio a temperatura subzero com nitrogênio líquido, seguindo a norma AWS D1.1 (1999), a uma temperatura de -18 °C de acordo com o tipo de material, para avaliar o quão sensível o material é em relação à mudança de temperatura. Para isso, utilizou-se um tempo de homogeneização de 10 minutos, para um total de 21 amostras, 3 para cada condição de soldagem. Para o tratamento destes resultados, descartou-se o ponto mais discrepante para compor a média de absorção de energia em cada condição, e utilizou-se o valor máximo e mínimo de energia absorvida para construir a barra de erros.

Figura 6 - Dimensionamento do corpo de prova para ensaio Charpy segundo norma ASTM E23.

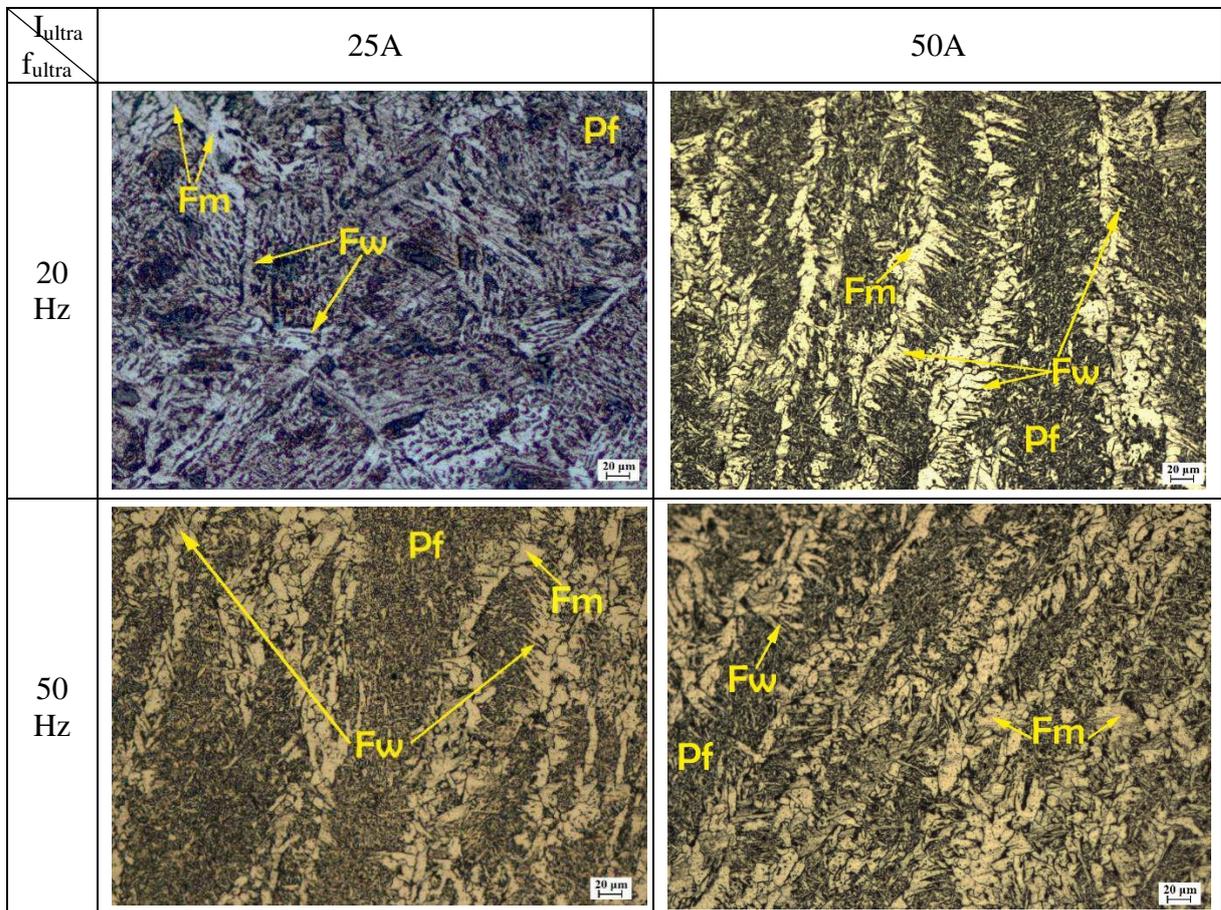


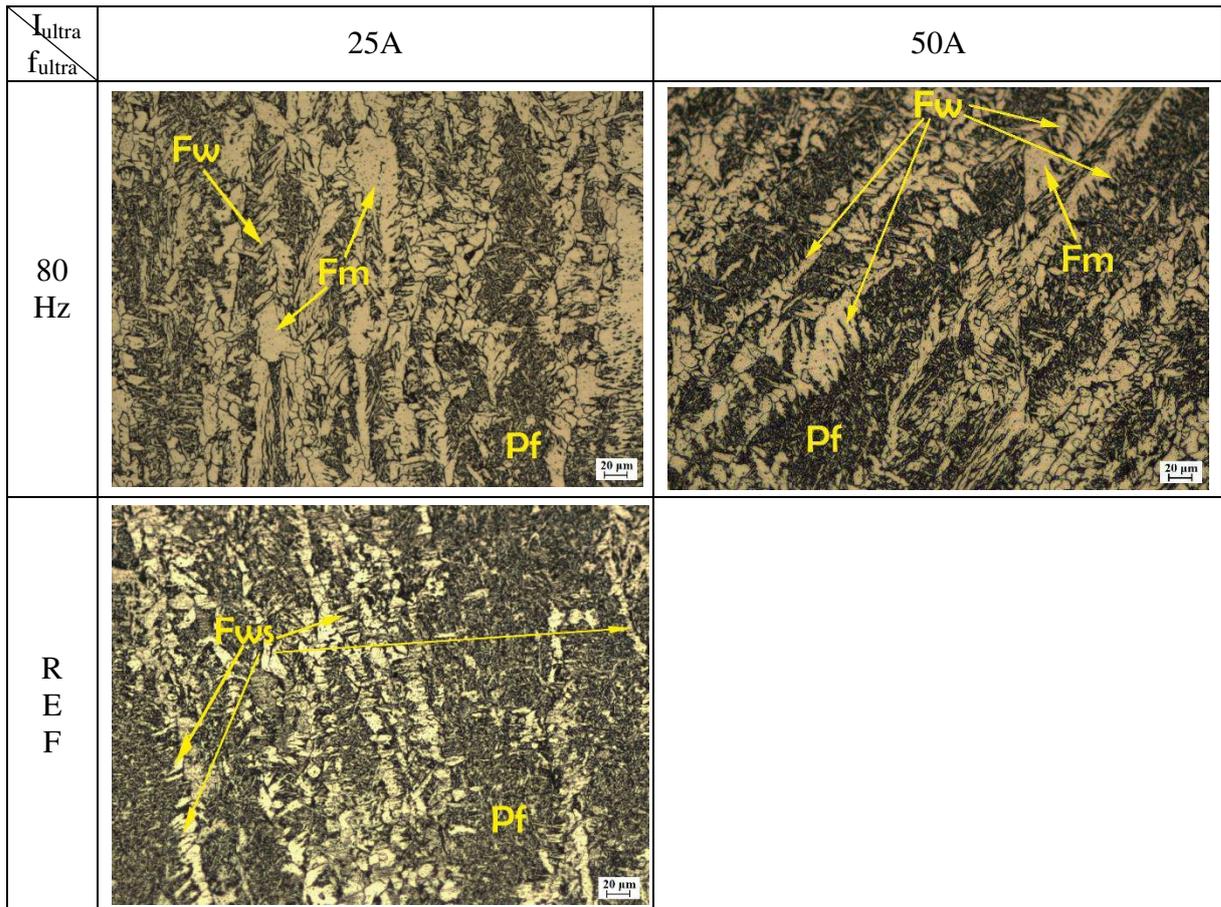
Fonte: ASTM (2012).

4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

As micrografias da zona fundida das amostras são mostradas na Figura 7.

Figura 7 - Micrografias da zona fundida dos diferentes ensaios realizados. Fator de ampliação de 200X





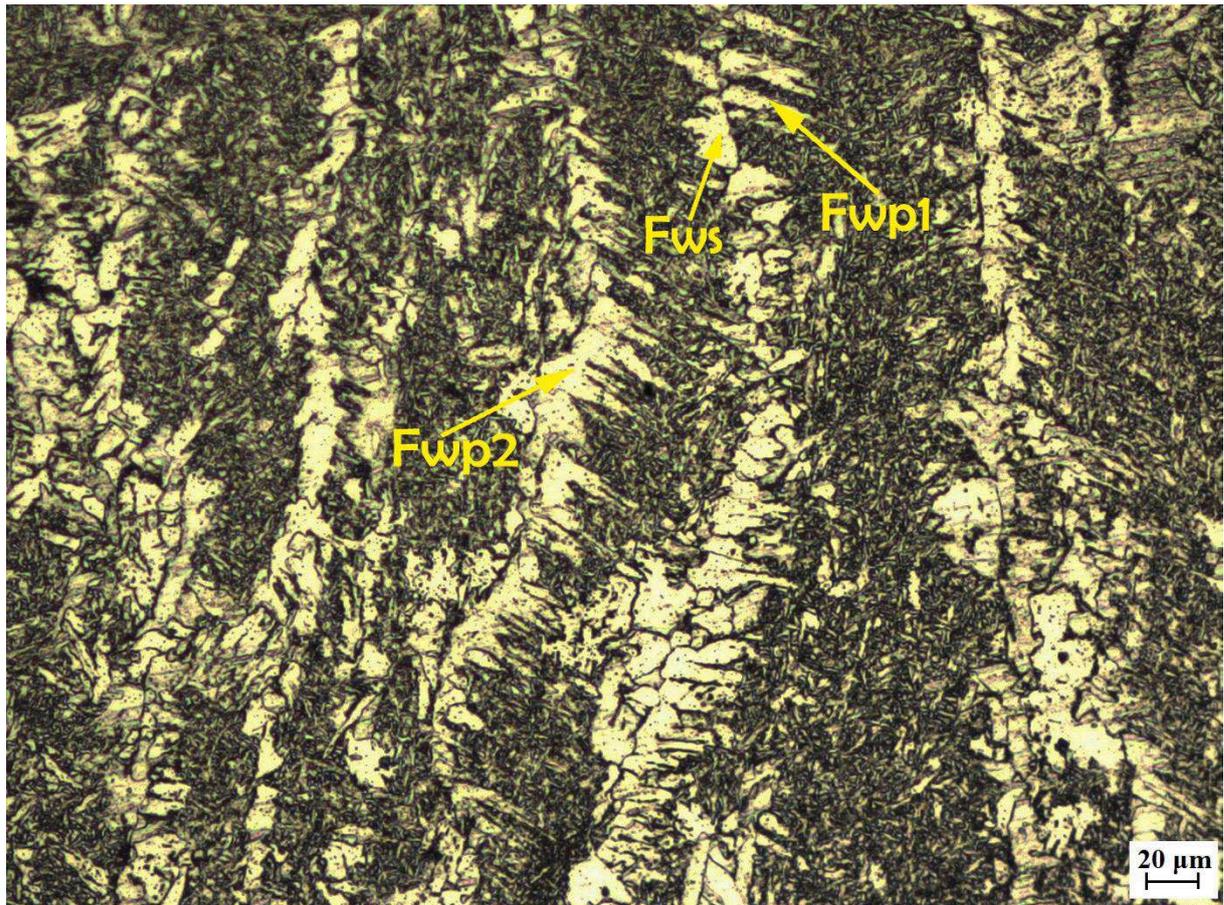
Legenda: Fw – Ferrita Widmanstätten; Fws – Ferrita Widmanstätten serrilhada; Fm – Ferrita Massiva; Pf – Perlita fina.

Fonte: A Autora.

Conforme se pode ver na Figura 7 todas as amostras apresentam em sua constituição principal estruturas de ferrita Widmanstätten, tanto do tipo serrilhada quanto de placas laterais primária e secundária. A ferrita Widmanstätten serrilhada possui uma morfologia que se assemelha a serras. Já as placas de ferrita Widmanstätten primária tem origem no contorno de grão de uma ferrita, enquanto as placas de ferrita Widmanstätten secundária a partir de uma ferrita pré-existente em contorno (Figura 8). A diferença está que na amostra REF há uma maior presença de ferrita Widmanstätten serrilhada enquanto que nas amostras obtidas com pulsação ultrassônica da corrente, percebe-se a predominância de placas laterais de ferrita Widmanstätten secundária. Esta diferença entre os tipos de ferrita citada, está relacionada diretamente com a taxa de resfriamento. A ferrita Widmanstätten serrilhada tende a se formar a partir de um resfriamento controlado (mais lento), enquanto a secundária, surge devido um resfriamento mais descontrolado (mais rápido). Isso evidencia que apesar do aporte de energia de soldagem ser praticamente o mesmo para todas as amostras, ao aumentar os níveis de frequência acelera-

se a taxa de resfriamento. Com a presença de ferrita Widmanstätten há uma grande probabilidade de comportamento com ruptura frágil, comprometendo a ductibilidade da região. Isso por que este tipo de ferrita é um constituinte microestrutural capaz de provocar tensão interna no material comprometendo a integridade física do mesmo.

Figura 8 – Amostra 5020 apresentando Ferrita Widmanstätten serrilhada (Fws), placas laterais primária (Fwp1) e secundária (Fwp2). Fator de ampliação de 200X



Fonte: A Autora.

A zona fundida é uma zona de crescimento competitivo, neste caso de grãos colunares de ferrita Widmanstätten. Relativo a isto, é possível verificar que na amostra 5080 há uma fração volumétrica maior de ferrita Widmanstätten e uma microestrutura mais grosseira, enquanto que na amostra 5050 uma menor fração volumétrica de ferrita Widmanstätten e maior refino da microestrutura.

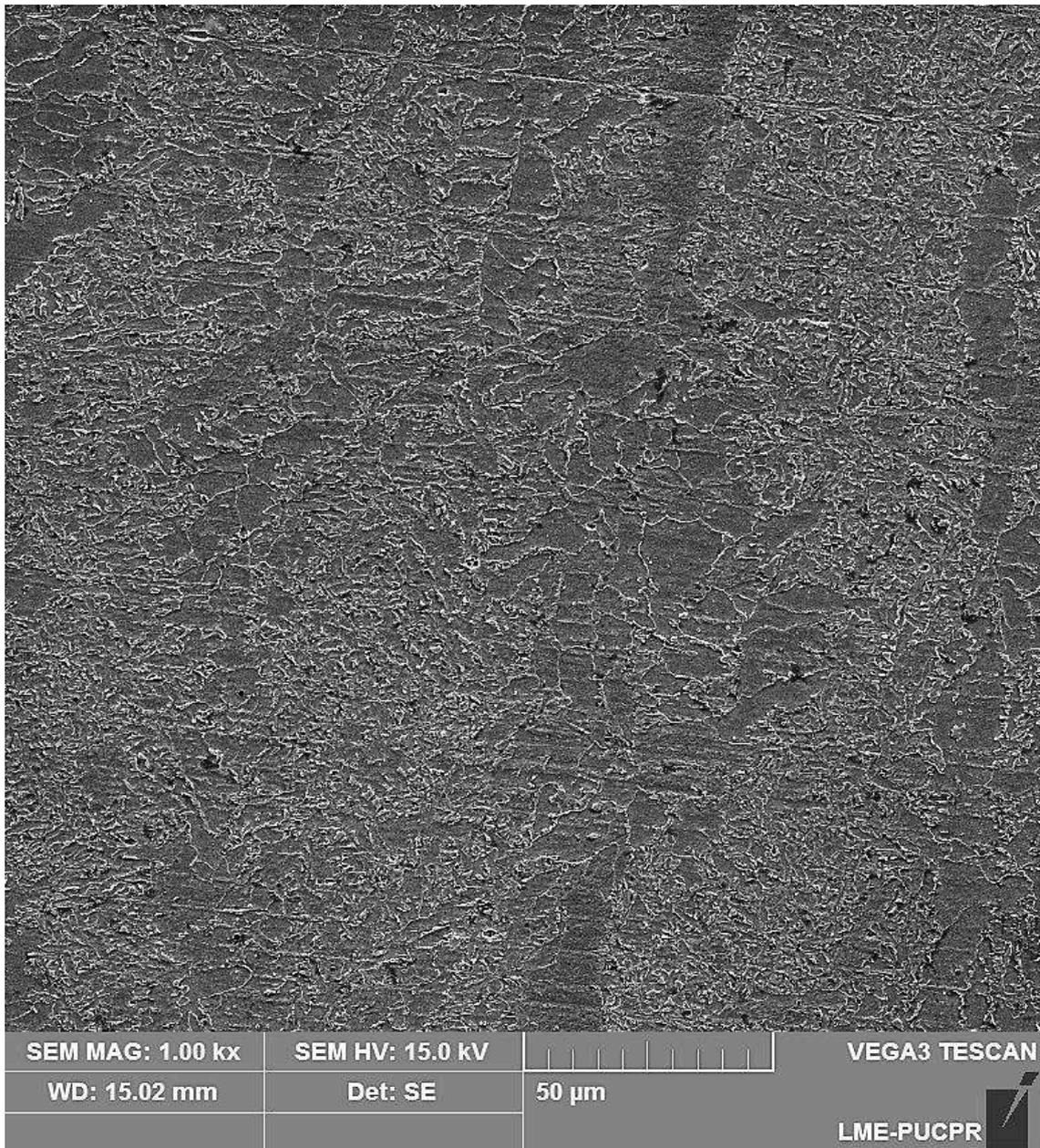
Há também o aparecimento de perlita fina em todas as amostras, sendo que a diferença está na quantidade e não no tamanho da microestrutura, por exemplo, a amostra REF possui mais perlita fina que as obtidas com pulsação ultrassônica. Sabe-se que quanto maior a

quantidade de perlita, maior será a dureza do material e que a dureza da perlita está associada à quantidade de carbono que está saturando o local onde se forma os pontos de cementita. No entanto, acredita-se que mesmo com a menor quantidade de perlita fina nas amostras em que se aplicou pulsação ultrassônica da corrente, a sua dureza pode não ter sido comprometida devido a presença de ferrita Widmanstätten. Esta pode provocar o aumento de dureza a partir da geração de tensões internas causadas pela sua morfologia. Os feixes da fase acicular causam deformação plástica na fase de partida, proporcionando a tensão interna que fica circunvizinha a ela. Aqui há uma transformação de fase que está entre uma transformação de fase de equilíbrio, onde se tem uma perlita fina distribuída com mais difusão atômica, e outra fora do equilíbrio onde há o cisalhamento do material pela ferrita Widmanstätten.

Outra estrutura encontrada nas amostras foi a ferrita massiva, principalmente nas condições com frequência ultrassônica de 80 kHz, o que pode contribuir para o aumento de tenacidade do material devido a sua morfologia grosseira.

Além das microestruturas citadas, as quais tendem a manter um certo padrão para as amostras sujeitadas a pulsação ultrassônica da corrente, ao contrário das demais, a condição específica de pulsação com 25 A de amplitude e 20 kHz de frequência apresentou um comportamento microestrutural na zona fundida completamente diferente das outras, conforme visto na Figura 7. Essa possui uma transformação bainítica com a presença de vários grãos de cementita conforme pode ser verificado com maiores detalhes na Figura 9.

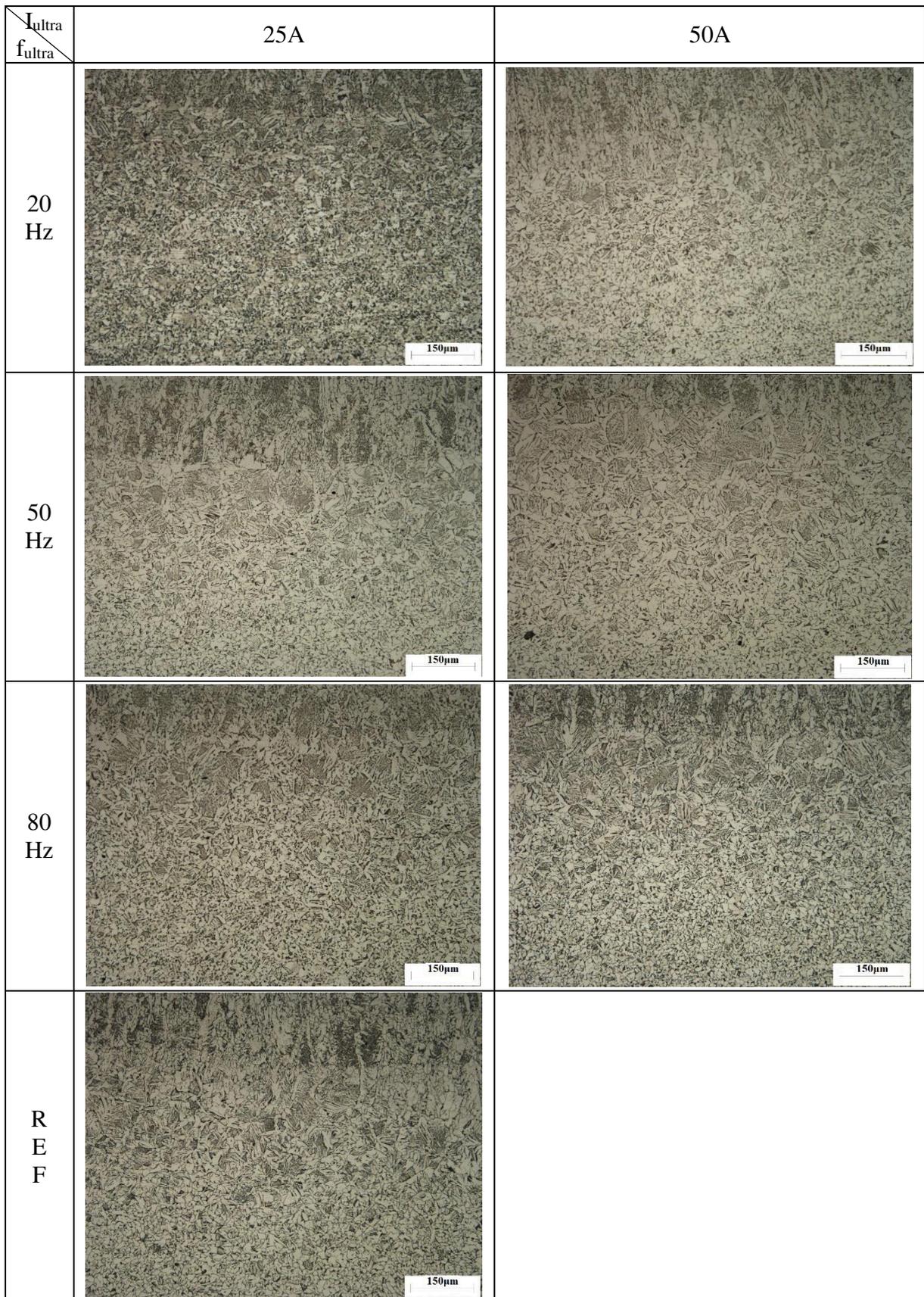
Figura 9 – Microscopia eletrônica de varredura da zona fundida da amostra 2520. Fator de ampliação de 1000X



Fonte: A Autora.

Para a análise da zona afetada pelo calor, optou-se por concentrar-se na região da ZAC-GG visto que essa é a região que pode apresentar alterações mais significativas uma vez que está localizada logo abaixo da zona de transição entre a zona fundida e a zona afetada pelo calor propriamente dita. As micrografias da ZAC-GG das amostras são mostradas na Figura 10.

Figura 10 - Micrografias da ZAC-GG dos diferentes ensaios realizados. Fator de ampliação de 200X



Fonte: A Autora.

As micrografias da zona afetada pelo calor, logo abaixo da linha de transição da zona fundida, para todas as condições de correntes e frequências ultrassônicas, apresentam configurações bem homogêneas e, assim como a zona fundida, há presença predominante de estruturas com ferrita Widmanstätten.

Ao comparar as amostras em que se aplicou a pulsação ultrassônica, percebe-se que o comportamento microestrutural no geral não difere muito de uma amostra para outra. No entanto, conforme a frequência foi aumentada, maior foi o tamanho de grão obtido. Isto pode ser atrelado ao fato de que ao alterar a frequência modificou-se as condições de condutividade térmica do material ou eficiência do processo.

Esse crescimento de grãos resulta de um ciclo térmico mais lento. Quanto mais tempo o material permanecer em uma condição de alta temperatura, mais tempo de mobilidade os contornos de grão terão para fazer com que este cresça. Contudo, sabendo que os ensaios foram efetuados com a mesma corrente média e velocidade de soldagem, e mesma tensão de arco, ou seja, mesmo aporte de energia do processo, espera-se que o ciclo térmico permaneça igual. Porém, a literatura cita que ao utilizar correntes pulsadas com frequência de pulsação acima de 20 kHz, a corrente ultrassônica consegue se propagar dentro do metal pela rede cristalina excitando-o (ZHANG et al., 2001). Ao pulsar a corrente, o arco oscila na frequência ultrassônica introduzindo energia ultrassônica na peça, fazendo com que a matriz metálica tenha regiões de compressão e rarefação. Essas regiões criam gradientes de temperatura interno na matriz metálica aumentando a condução de calor (ZHANG et al., 2001).

A condição para que um reticulado cristalino se movimente é a exposição dos átomos a altas temperaturas, assim esses adquirem mobilidade graças à frequência de vibração atômica nos pontos em que teoricamente estariam em equilíbrio. Já em relação à técnica da pulsação ultrassônica da corrente, acredita-se que a própria condição de frequência promove essa excitação atômica, não pela temperatura, mas devido a propagação da energia ultrassônica. Isso configura uma forma de excitação mecânica, onde a fonte de energia não é a deformação plástica como acontece em um processo de compressão ou estiramento, e sim o ultrassom. Dito isso, percebemos que os resultados são conflitantes, visto que teoricamente a mudança na morfologia do grão de uma amostra para outra se deu pelo resfriamento mais rápido. No entanto, os resultados obtidos na ZAC-GG confirmam aqueles observados na ZF, pois na ZAC-GG o grão também cresceu, indicando uma taxa de resfriamento mais lenta. Diante disso, é possível que outro mecanismo, possivelmente devido à introdução de energia ultrassônica, esteja fazendo com que haja essa mudança na morfologia do grão.

Ao analisarmos as micrografias das amostras obtidas com frequência de pulsação de 20 kHz tanto para a amplitude de corrente de 25 A quanto para 50 A, há um maior refino de grão do que para as frequências maiores. Uma explicação para esse refino se dá pelo fato de que quando a energia de excitação ultrassônica se propaga pelo material, esta quebra as pontas das dendritas, a partir do qual começa a nuclear novos grãos. No entanto ao que parece para frequências mais elevadas, a excitação ultrassônica perde o controle.

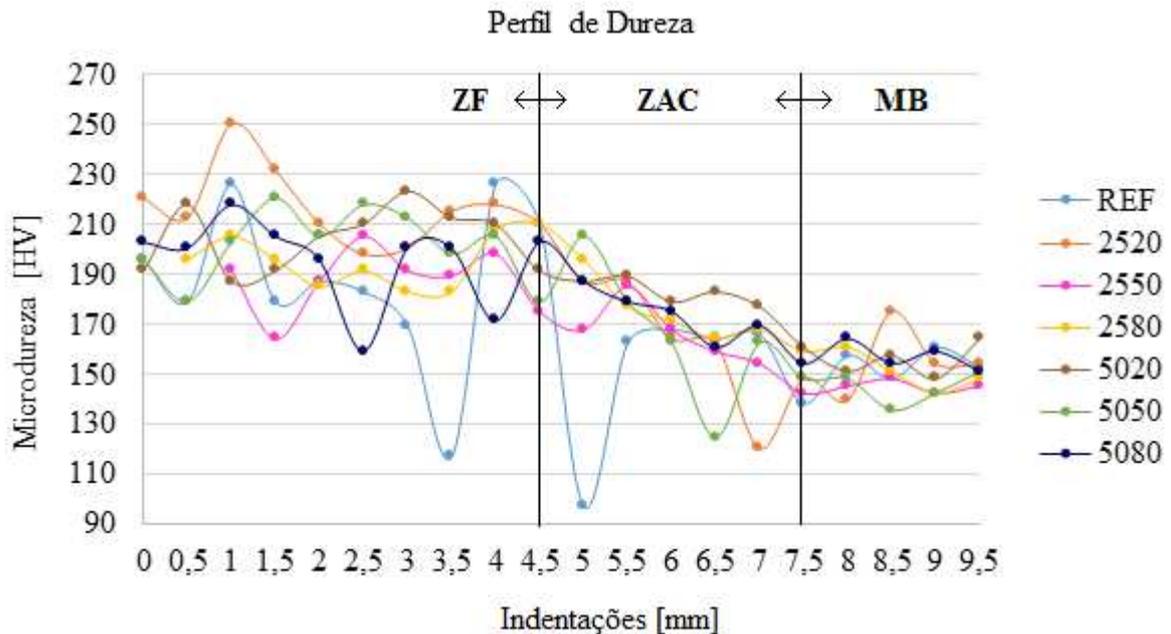
Comparando os resultados obtidos nas amostras com frequência de pulsação em relação a amostra de referência, percebe-se que com frequência de 20 kHz os grãos têm tamanhos compatíveis com a amostra de referência, e a medida que a frequência aumenta, o grão cresce. No geral, não há grandes alterações de uma condição para a outra. Isso leva a acreditar que a técnica proposta não é interessante visto que a microestrutura não diferencia muito. E também, a microestrutura se mostra grosseira ao aumentar a frequência de pulsação ultrassônica, não proporcionando então o ganho expressivo em propriedades mecânicas como citado pela literatura (ZHANG et al., 2001). Entretanto, se o material de base possuir uma tendência ao bandejamento pode existir bandas de deformação. Em uma banda de deformação há uma microestrutura bandeada e outra recristalizada, característico de materiais que passaram por um processo de resfriamento controlado durante a laminação a quente ou por recozimento contínuo após laminação a frio. A banda é um local da microestrutura onde ainda predomina energia interna de deformação e que não passou pelo processo de recristalização. Neste ponto onde há uma energia de deformação acumulada há um potencial local de nucleação de novos grãos quando submetido a um ciclo térmico.

Na soldagem o ciclo térmico gerado cria uma condição de nucleação e crescimento primeiramente nas bandas de deformação e, posteriormente, nos grãos que já estão recristalizados e que podem crescer, resultando em uma microestrutura mais heterogênea, com grãos finos e grosseiros. Os grãos grosseiros já estão recristalizados, enquanto que os finos são decorrentes de um processo de recristalização que ocorrerá durante o aporte térmico que se desenvolve no processo de soldagem. Ou seja, a técnica nesse caso se mostra interessante, primeiramente por que os grãos que estavam presentes na estrutura antes do ciclo térmico já estariam recristalizados e não iriam crescer tanto, e segundo, os grãos que irão nuclear e crescer a partir das bandas preexistentes irão continuar nucleando e crescendo, mas não tanto como no modo convencional.

Embora os resultados de micrografia apontem certo refino de grão das amostras em que foram utilizados 20 kHz em comparação com a amostra de referência (REF), necessita-se

averiguar o quanto isso reflete em ganho de propriedades mecânicas. A Figura 11 mostra os resultados do ensaio de microdureza.

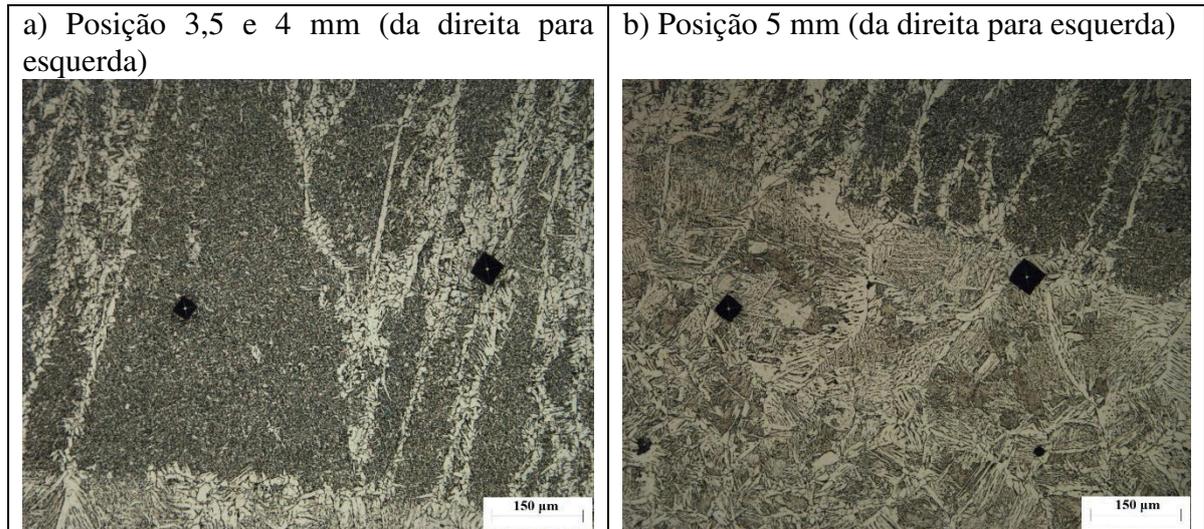
Figura 11 – Perfil de dureza obtido com carga de 200g e tempo de 10s



Fonte: A Autora.

Analisando a Figura 11 observa-se que o perfil de microdureza apresenta-se de forma contínua, não havendo diferenças nos níveis de dureza quando comparada a amostra REF em relação as amostras que se aplicou a pulsação da corrente. O primeiro ponto de pico inferior (posição 3,5 mm) na amostra de referência (REF) é justificado pela indentação ter ocorrido em cima de uma estrutura ferrítica, já o segundo ponto de pico inferior (posição 5 mm) está localizado logo após a linha de transição entre a ZF e a ZAG, enquanto que o ponto de pico superior (posição 4 mm) ocorreu em uma estrutura perlítica. Isto é confirmado pelas imagens obtidas da região onde foram realizadas estas indentações (Figura 12).

Figura 12 – Locais de indentação para amostra REF

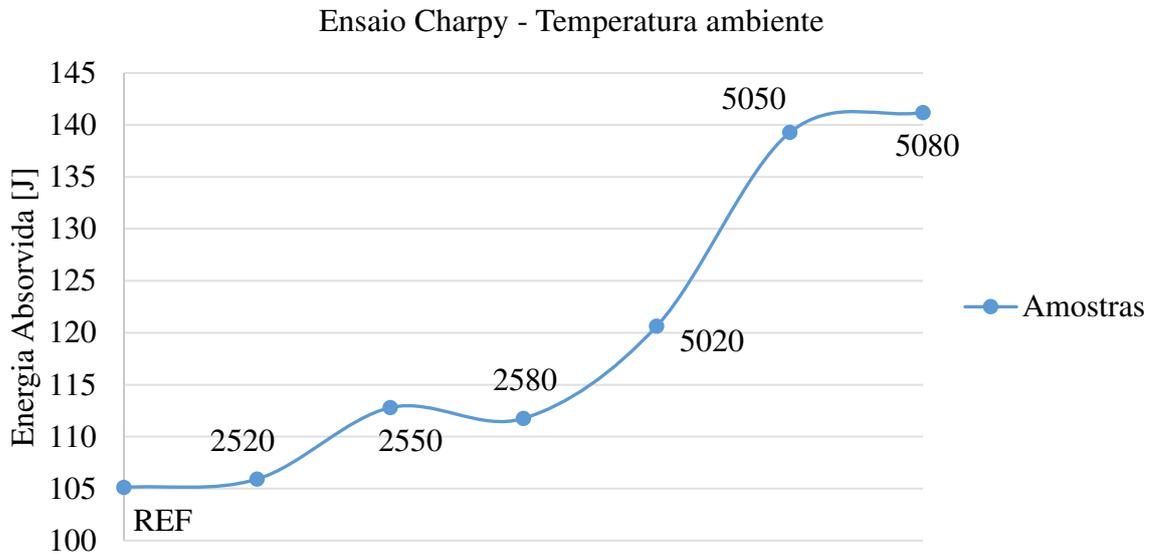


Fonte: A Autora.

Assim, apesar das alterações microestruturais observadas, isso não reflete na microdureza. Mesmo a ferrita Widmanstätten possuir dureza maior (até 300 HV) que os outros tipos de ferrita, esse nível de dureza não é muito diferente daquele típico encontrado em um aço baixo carbono. As tensões internas que a ferrita Widmanstätten produz, podem não ser reportadas em um ensaio de microdureza, mas sim em um ensaio de tração, pois as fibras do material durante a deformação podem ser mais stressadas pelo formato da ferrita.

A Figura 13 mostra a quantidade de energia absorvida por cada amostra em ensaio Charpy à temperatura ambiente de 26 °C.

Figura 13 – Resultados do ensaio Charpy à temperatura ambiente



Fonte: A Autora.

O aumento de energia absorvida é crescente em relação à amostra de referência (REF), chegando a 34,33 % para a amostra 5080, concordando com o resultado encontrado por Zhang et al. (2006). Esse aumento está diretamente relacionado com a quantidade de ferrita Widmanstätten, quanto menor for a quantidade, mais dúctil e tenaz será a microestrutura. No entanto, como discutido anteriormente, a fração volumétrica de ferrita Widmanstätten tende a aumentar conforme a frequência aumenta. Contudo, percebe-se na Figura 7, que ao passo que a fração volumétrica de ferrita Widmanstätten aumentou, sua microestrutura se tornou mais grosseira, com grãos maiores, justificando o aumento de absorção de energia ao impacto. Esse crescimento está associado a maior difusão, pois a fase teve mais tempo para crescer, consequentemente, passou por um resfriamento mais lento.

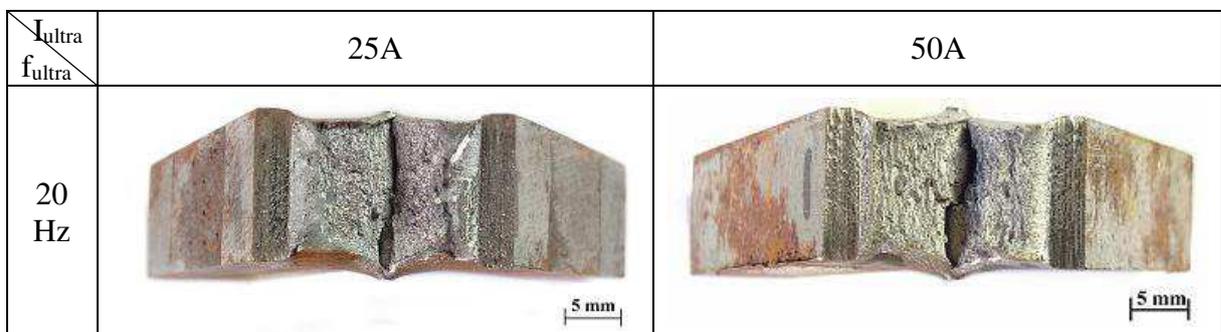
Podemos comparar este fenômeno ao mecanismo de precipitados decorrente do tratamento térmico de envelhecimento em ligas que possuem variação de solubilidade de um elemento em outro, como por exemplo, a liga alumínio-cobre. Ao aquecer e resfriar o material e, posteriormente passar por um processo de envelhecimento, surgem precipitados. Se ocorrer o aumento de precipitados, aumenta-se o limite de resistência e diminui-se o alongamento total. Caso o tempo de tratamento seja muito grande, os precipitados coalescem e ganham tamanho, diminuindo a quantidade de grãos. Devido esse coalescimento, propiciam-se condições favoráveis para que haja mobilidade das discordâncias, as quais são responsáveis pela plasticidade do material. Quanto maior o número de discordâncias em movimento, maior a plasticidade do material. Ou seja, o precipitado é um mecanismo de endurecimento, pois inibe

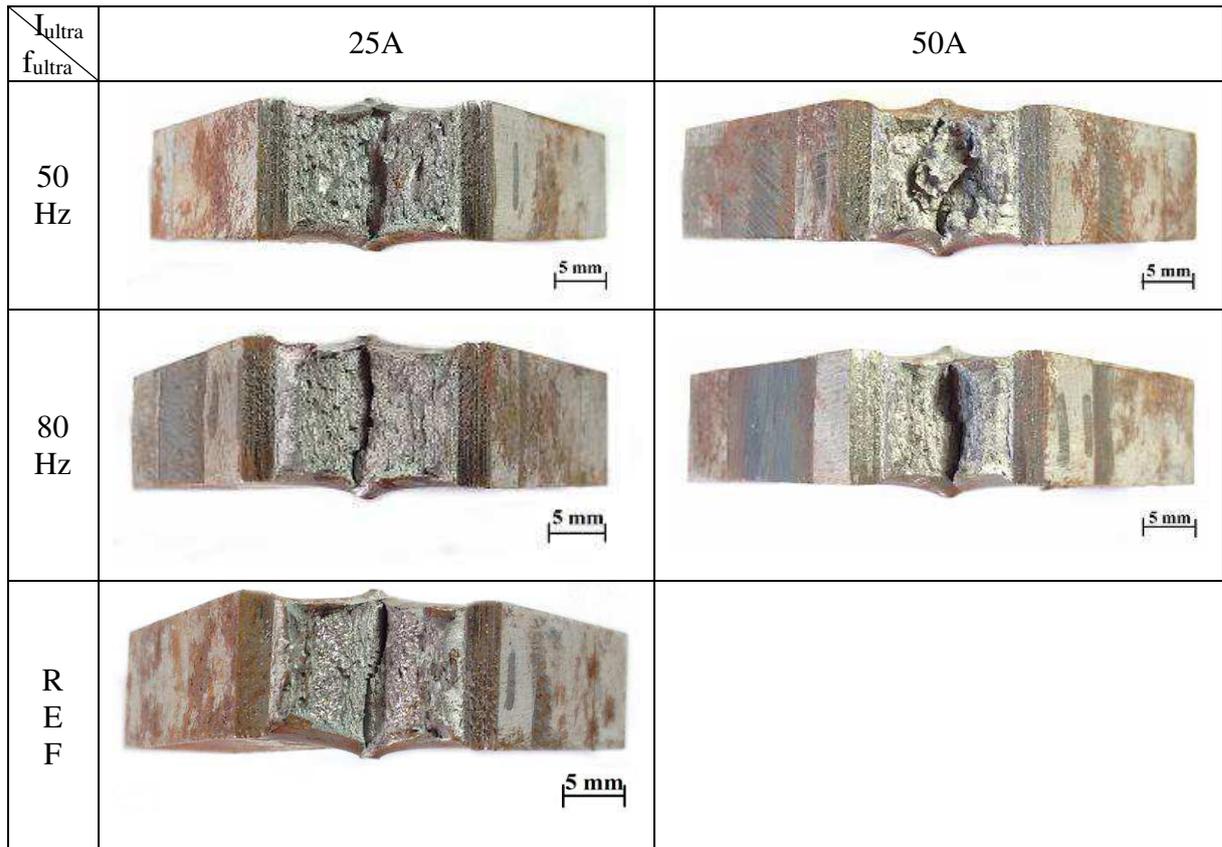
o movimento das discordâncias. Logo quanto maior for o número de precipitados dispersos no grão, maior a dificuldade para as discordâncias se moverem, resultando em menos alongamento e mais resistência.

Sabe-se que a ferrita Widmanstätten é um constituinte microestrutural que provoca tensão interna no material, sendo mais expressiva conforme se aumenta o teor de carbono do material e também pela rapidez do resfriamento, independentemente do tipo de ferrita. Sendo ela um mecanismo de endurecimento por transformação de fase, dependendo da condição em que o tratamento que origina essa nova fase seja feito, pode causar no material em termos de endurecimento, respeitando as proporções de cada mecanismo, o mesmo efeito do mecanismo de precipitado. Se as condições de tratamento propiciarem o crescimento da fase, fazendo com que o precipitado tenha tempo para coalescer, a ductibilidade aumenta e a resistência cai. Por que quando se coalesce o precipitado a distância entre eles aumenta, abrindo espaço para a passagem das discordâncias. Assim, quanto mais refinada for a ferrita, ou seja, mais acicular, mais tensão interna é gerada, acarretando em menor ductibilidade e menor tenacidade à fratura, mais dureza e encruamento. Isso faz com que qualquer esforço aplicado induza a um processo de ruptura, devido ao comportamento mais frágil do que dúctil, já que a própria forma da ferrita ser acicular pode proporcionar internamente pontos de nucleação de trinca, e com esforço a propagação da trinca se dá e acontece a ruptura. Por isso a importância do fenômeno do crescimento/engrossamento da ferrita Widmanstätten associado também ao aparecimento de ferrita massiva, o qual permite que o material se torne mais dúctil, absorvendo maior energia ao impacto, logo maior tenacidade à fratura.

A Figura 14 mostra a fratura ocorrida em cada amostra.

Figura 14 – Fratura das amostras após ensaio Charpy à temperatura ambiente



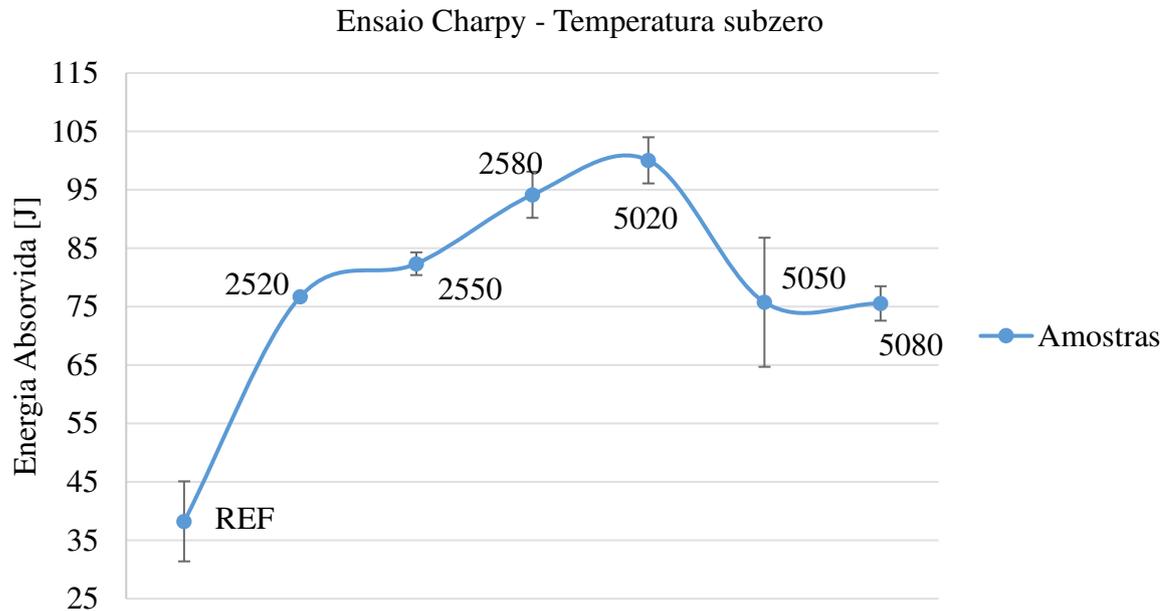


Fonte: A Autora.

A partir dessas imagens verifica-se que a amostra REF e 2520 apresentaram o tipo de fratura frágil, caracterizada por uma estrutura cristalina. As demais amostras possuem uma fratura com tendência mais dúctil, pois possui uma configuração mais fibrosa no centro, e cisalhante nas extremidades. Esses resultados confirmam os discutidos anteriormente a partir da Figura 13.

Já os resultados do ensaio Charpy à temperatura subzero ($-18\text{ }^{\circ}\text{C}$), apresentam níveis de absorção de energia menores do que aqueles do ensaio Charpy à temperatura ambiente, como pode ser visto na Figura 15. Esta redução nos níveis de absorção de energia era esperada, uma vez que para o material que já não apresenta elevada ductibilidade a uma temperatura ambiente, esse tende a absorver menos energia a uma temperatura abaixo de zero. Com base na teoria das discordâncias isso ocorre devido o travamento das discordâncias a temperaturas baixas, impedindo seu movimento, fazendo com que o material perca completamente a ductibilidade.

Figura 15 - Resultados do ensaio Charpy à temperatura subzero

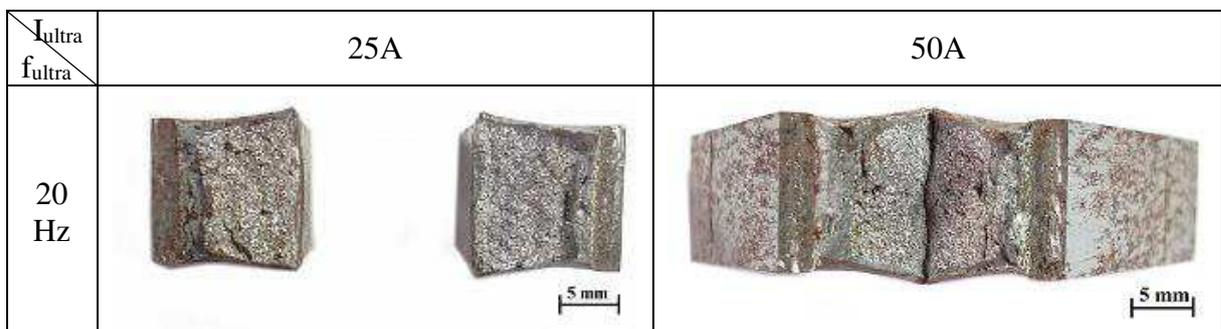


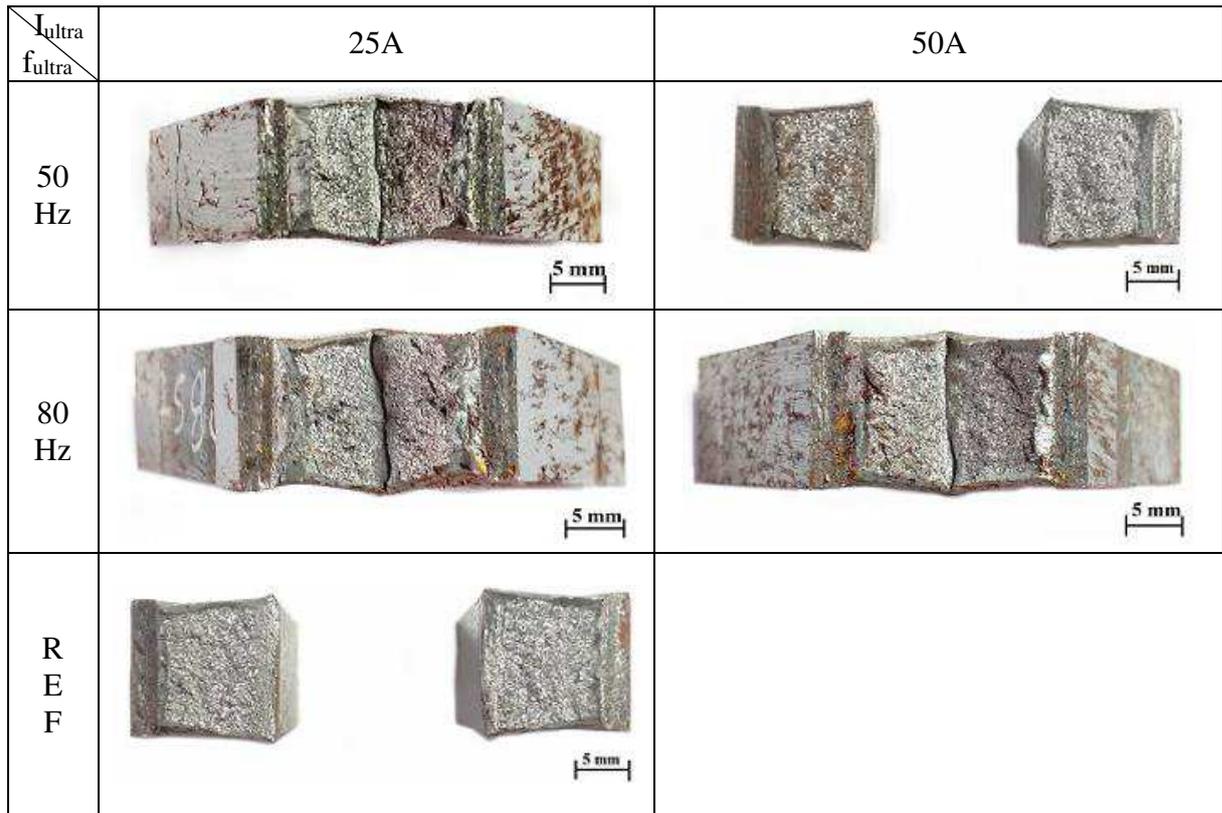
Fonte: A Autora.

Com estes resultados, consegue-se perceber a real absorção de energia ao impacto, em função da sensibilidade a temperatura. Nestas condições, o aumento de energia absorvida chega a aproximadamente 162% para a amostra 5020 em relação à amostra de referência (REF). E, em relação ao ensaio Charpy à temperatura ambiente que apresenta uma curva crescente de energia absorvida média, no ensaio Charpy subzero esse comportamento é perceptível apenas para amplitude de 25 A, mas para amplitudes maiores isso não se repete.

A Figura 16 apresenta a fratura ocorrida em pelo menos uma das três amostras geradas por cada condição de soldagem, ao ser submetida ao ensaio de impacto à temperatura subzero.

Figura 16 - Fratura das amostras após ensaio Charpy à temperatura subzero





Fonte: A Autora.

Com base em ambas as análises realizadas em torno dos ensaios Charpy (à temperatura ambiente e subzero), têm-se reiterada a ideia de que existe um outro mecanismo responsável pela alteração da microestrutura que não é o resfriamento. Visto que, sob a ótica de análise de morfologia do grão, percebe-se o aumento da fração volumétrica de ferrita Widmanstätten na zona fundida, e considerando o aspecto de formação dos diferentes tipos dessas microestruturas, a utilização da técnica acelerou a taxa de resfriamento da zona fundida. No entanto, se não analisarmos a morfologia do grão (natureza do grão), e sim sob a ótica de tamanho do grão, o grão obtido é maior, contrariando a hipótese de resfriamento mais rápido, dado que o crescimento de grão decorre de um resfriamento mais lento. Tem-se, portanto, um resultado conflitante, sob uma ótica leva a uma conclusão, e sob outra, leva a outra conclusão. Os motivos para isso não são conhecidos, e não foram explorados no âmbito deste trabalho. Deve-se considerar que outros efeitos estejam ocorrendo. A questão do crescimento do grão pode ser devido ao resfriamento mais lento, já a questão da mudança da microestrutura, pode não estar relacionada diretamente ao efeito térmico, mas talvez ao efeito de propagação da onda ultrassônica no material, o qual não faz parte do escopo deste trabalho.

5 CONCLUSÕES

Com base nos resultados obtidos com a realização deste trabalho, pode-se concluir que:

A utilização da técnica da pulsação da corrente ultrassônica alterou a microestrutura do grão de ferrita Widmanstätten serrilhada para ferrita Widmanstätten de placas laterais secundárias, indicando a presença de um resfriamento mais rápido. No entanto, analisando a mesma microestrutura sob a perspectiva do tamanho de grão, este indica um resfriamento mais lento. Este último confirmado pelos resultados de micrografia da região da ZAC-GG bem como dos ensaios Charpy.

Para as condições testadas, a introdução de energia ultrassônica conduz a formação de estruturas de ferrita Widmanstätten tanto na zona fundida quanto na zona termicamente afetada pelo calor.

A amostra 2520 apresentou comportamento microestrutural na zona fundida diferente das demais amostras analisadas. Essa alteração microestrutural é devido ao surgimento de transformação bainítica com a presença de grãos de cementita.

Quanto maior o valor de frequência de pulsação empregada, maior é o tamanho do grão resultante na região da ZAC-GG. Acredita-se que isto se deve ao fato da energia ultrassônica promover a excitação atômica introduzindo energia na peça, conseqüentemente, aumentando a temperatura interna da matriz metálica, permitindo o crescimento de grão em função do resfriamento mais lento.

Apesar da corrente de excitação com frequência de pulsação de 20 kHz resultar em refino de grão na ZAC-GG, se comparada as demais amostras em frequências maiores, esse refino não é tão significativo em relação à amostra REF.

Caso o material a ser soldado apresente tendência ao bandeamento, ao ser submetido a uma soldagem com a técnica da pulsação da corrente ultrassônica, os grãos presentes na sua estrutura antes da soldagem já estariam recristalizados e não cresceriam demasiadamente, e os grãos que iriam nuclear e crescer a partir das bandas de deformação, o fariam a uma taxa menor do que no modo convencional.

Não há diferenças expressivas quanto ao perfil de microdureza Vickers em função da aplicação da pulsação da corrente ultrassônica.

Há um aumento crescente no nível de absorção de energia ao impacto para as amostras onde se aplicou a técnica da pulsação da corrente ultrassônica, chegando a 33,4% para a condição em maior corrente e frequência (5080) em relação à amostra REF no ensaio Charpy à temperatura ambiente. Já no ensaio Charpy à temperatura subzero, esse comportamento crescente de energia absorvida média é perceptível apenas para amplitude de 25 A, mas para amplitudes maiores isso não se repete. E o aumento em relação a amostra de referência é aproximadamente 162% para a amostra 5020.

6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Com a realização deste trabalho e a partir dos resultados obtidos, sugere-se como temas a serem abordados em trabalhos futuros:

Avaliar os motivos pelos quais o emprego da corrente pulsada com amplitude de 25 A e frequência de pulsação de 20 kHz propiciaram a formação de uma microestrutura tão diferenciada das demais condições.

Procurar entender os mecanismos que levam ao mesmo tempo a uma mudança microestrutural de grão e maior tamanho de grão.

Investigar a razão pela qual há o decréscimo de energia absorvida no ensaio Charpy subzero para amplitude de 50 A tanto para frequência de 50 kHz quanto para de 80 kHz.

REFERÊNCIAS

ARAÚJO, Márcia Regina Vieira de. **Caracterização microestrutural do metal de solda depositado por arco submerso em chapas de aço-carbono estrutural**. 2006. 119 p. Dissertação (Mestrado) – Programa de Mestrado em Engenharia Mecânica, Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira da Universidade Estadual Paulista “Júlio de Mesquita Filho”, 2006.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS (ASTM). **ASTM A36**: Standard Specification for Carbon Structural Steel. United States of América, 1999.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS (ASTM). **ASTM E384-11e1**: Standard Test Method for Knoop and Vickers Hardness of Materials. West Conshohocken, PA, 2011.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS (ASTM). **ASTM E23**: Standard Test Methods for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials. West Conshohocken, PA, 2012.

AMERICAN WELDING SOCIETY (AWS). **AWS A5.17**: Specification for Carbon Steel Electrodes and Fluxes for Submerged Arc Welding. Miami, Fl., set. 1997.

AMERICAN WELDING SOCIETY (AWS). **AWS D1.1**: Structural Welding Code-Steel. Miami, Fl., out. 1999.

CONG, Baoqiang; QI, Bonjin; ZHOU, Xingguo. Ultrafast-convert hybrid pulse square-wave variable polarity TIG arc behavior. **Journal of Beijing University of Aeronautics and Astronautics**. Beijing, v. 35, n. 8, p. 1013-1017, 2009.

CUI, Yan; XU, Cailu; HAN, Qingyou. Microstructure Improvement in WeldMetal Using Ultrasonic Vibrations. **Advanced Engineering Materials**. v. 9, n. 3, mar. 2007.

CUNHA, Tiago Vieira da. **Desenvolvimento e avaliação de tecnologia para soldagem tig com pulsação ultrassônica**. 2013. 266 p. Dissertação (Doutorado) – Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Santa Catarina. Florianópolis, 2013.

CUNHA, Tiago Vieira da; BOHÓRQUEZ, Carlos Enrique Niño. Ultrassom na soldagem a arco: uma revisão acerca dos métodos de aplicação e seus efeitos. **Soldagem & Inspeção**, São Paulo, v. 19, n. 3, p. 221-230, 2014.

FORTES, Cleber. Apostila de Arco Submerso. **ESAB BR**, 2004. Disponível em <<http://www.esab.com.br/br/pt/education/apostilas/index.cfm>>. Acesso em: 29.ago.2015.

HE, Longbiao. et al. Effect of Arc-ultrasonic on Welding Structure and Property of Q235A Steel with SMAW. **Hot Working Technology**. Beijing, p. 11-13, out. 2006.

HIBBELER, R. C. **Resistência dos Materiais**. 7. ed., São Paulo: Pearson Prentice Hall, 2004.

LEI, Yu-cheng; WANG, Zhi-wei; CHEN, Xi-zhang. Effect of arc-ultrasound on microstructures and mechanical properties of plasma arc welded joints of SiCp/Al MMCs. **Transactions of Nonferrous Metals Society of China**. [s.l.], v. 21, n. 2, p. 272-277, fev. 2011.

MARQUES, Paulo Villani; MODENESI, Paulo José; BRACARENSE, Alexandre Queiroz. **Soldagem: Fundamentos e Tecnologia**. 3. ed., Belo Horizonte: UFMG, 2011.

NETO, Carlos Alvares da Silva Campos; POMPERMAYER, Fabiano Mezandre. **Ressurgimento da Indústria Naval no Brasil (2000 – 2013)**. Brasília: **Instituto de Pesquisa Econômica Aplicada (IPEA)**, 2014. Disponível em <<http://ipea.gov.br/agencia/>>. Acesso em: 12.ago. 2015.

PARANHOS, Ronaldo; SOUZA, Antônio Cordeiro. **Soldagem a Arco Submerso**. Rio de Janeiro: Firjan/SENAI, 1999.

QI, Bojin et al. The effect of hybrid ultrasonic pulse current parameters on VPTIG arc pressure and weld formation. **Materials Science Forum**. [s.l.], v. 704-705, p. 770-774, dez. 2011.

QI, Bojin et al. The effect of arc behavior on weld geometry by high-frequency pulse GTAW process with 0Cr18Ni9Ti stainless steel. **International Journal of Advanced Manufacturing Technology**. [s.l.], v. 66, n. 9-12, p. 1545-1553, ago. 2012.

STUPELLO, Bruno; ANDERSON, Valdir Lopes; PINTO, Marcos Mendes de Oliveira. Definição da estrutura analítica de produto de um navio SUEZMAX em função dos ativos disponíveis no estaleiro. In: 22o. Congresso Nacional de Transporte Aquaviário, Construção Naval e Offshore. **Anais Sobena**: Rio de Janeiro, 2008.

SUBMERGED ARC WIRES & FLUXES. [s.l.]: Air Liquide, [s.d.]. **Catalog**. Disponível em: <http://www.blueshield.ca/en/docs/pdf/marketinginfo/brochures/electronic/saw_e.pdf>. Acesso em: 29.set.2015.

SUN, Qingjie. et al. The arc characteristic of ultrasonic assisted TIG welding. **China Welding**. [s.l.], v. 17, n. 4, 2008.

SUN, Qingjie. et al. Penetration increase of AISI 304 using ultrasonic assisted tungsten inert gas welding. **Science and Technology of Welding and Joining**. [s.l.], v. 14, n. 8, p. 765-767, nov. 2009.

WAINER, Emílio; BRANDI, Sérgio Duarte; MELLO, Fábio Décourt Homem de. (Coord.). **Soldagem: Processos e Metalurgia**. São Paulo: Edgard Blüncher Ltda, 2004.

WATANABE, Takehiko et al. Improvement of mechanical properties of ferritic stainless steel weld metal by ultrasonic vibration. **Journal of Materials Processing Technology**. [s.l.], v. 210, n. 12, p. 1646-1651, set. 2010.

WEN, Long Dai. Effects of high-intensity ultrasonic-wave emission on the weldability of aluminum alloy 7075-T6. **Materials Letters**. [s.l.], v. 57, n. 16-17, p. 2447-2454, maio 2003.

WU, Minsheng et al. Study on Mechanism of Arc-Excited Ultrasonic. **Chinese Journal of Mechanical Engineering**. [s.l.], v.12, n.1, 1999.

WU, Minsheng et al. Arc-excited ultrasonic welding to improve the quality of 09MnNiDR joints. **Journal of Tsinghua University (Science and Technology)**. [s.l.], v. 2, 2006.

ZHANG, Chunlei et al. Effects of arc-excited ultrasonic on microstructures and properties of weld. **Transactions of Nonferrous Metals Society of China**. Beijing, v. 10, n. 6, dez. 2000.

ZHANG, Chunlei; WU, Minsheng; DU, Jinglei. Improving Weld Quality by Arc-Excited Ultrasonic Treatment. **Tsinghua Science And Technology**. Beijing, v. 6, n. 5, p. 475-478, dez. 2001.

ZHANG, Yan-jun. et al. Effect of arc-excited ultrasonic on the quality of the 09MnNiDR steel's joint. **Journal of Fuzhou University (Natural Science Edition)**. Beijing, v. 4, 2006.