

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

BRUNA LARISSA TASCHECK

**TRATAMENTO SUPERFICIAL DA LIGA NÍQUEL-ALUMÍNIO BRONZE POR
ARCO VOLTAICO UTILIZANDO O PROCESSO TIG**

Joinville

2016

BRUNA LARISSA TASCHECK

**TRATAMENTO SUPERFICIAL DA LIGA NÍQUEL-ALUMÍNIO BRONZE POR
ARCO VOLTAICO UTILIZANDO O PROCESSO TIG**

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: Prof. Dr. Tiago Vieira da Cunha

Joinville

2016

AGRADECIMENTOS

Primeiramente a Deus por todas as possibilidades que me ofereceu.

Aos meus pais amados Marisa e Afonso e à minha irmã Andressa por todo o apoio nos momentos difíceis e pelo amor incondicional que me fez mais forte.

Ao meu Orientador, Dr. Tiago Vieira da Cunha pela oportunidade, acolhida, incentivo, confiança e pelo empenho dedicado à elaboração desse trabalho.

Aos professores Gabriel Benedit Dutra e Viviane Lilian Soethe, pela orientação e viabilização da preparação das amostras e dos ensaios de microdureza.

A empresa Hoffmann pela doação do material para a realização deste trabalho.

A Universidade Federal de Santa Catarina Campus Joinville por ter permitido a realização dos ensaios de soldagem e ao Técnico em Mecânica Leandro Carlor Setúbal, pela orientação e viabilização da preparação dos corpos de prova quanto a usinagem.

A universidade Univille por viabilizar e realizar os cortes dos corpos de prova para a obtenção das amostras.

A instituição UNISOCIESC Joinville por ter cedido o espaço para a realização da análise de composição química e os ensaios de microdureza, e aos amigos Eder Marlon Ramos e Augurto Cesar Tavares pela orientação e viabilização dos mesmos.

A empresa MIPS sistemas, por conceder o uso do software para análise das micrografias, em especial Gustavo Baumgarten pela orientação e viabilização do mesmo.

A empresa Metalab por ter cedido os equipamentos para a realização dos ensaios de micrografia óptica, e ao técnico Jackson Eneas Brenneisen pela orientação e viabilização do mesmo.

A todos os amigos que fiz na universidade, em especial aqueles que me acompanharam nesta jornada: Adilson, Ana, Ana Paula, Cristina, Jaqueline, Monica, Shirlei e Thuany, pelas conversas, apoio, risadas, companhia e por todos os momentos vivenciados.

RESUMO

Neste trabalho foi utilizado o método TIG pulsado e TIG normal para realizar o tratamento superficial da liga Níquel-Alumínio bronze (C63280), principal material utilizado na indústria para a manufatura de hélices navais. Para aplicação do método foram confeccionados corpos de prova a partir de uma pá de hélice, e uma bancada para realizar os ensaios foi montada. A técnica foi aplicada com baixas frequências de pulsação da corrente (2,5, 6, e 12 Hz) , com frequência de pulsação ultrassônica (30kHz), e sem pulsação. Os tratamentos foram submetidos a análise microestrutural e de microdureza, e os resultados foram comparados com o material sem qualquer tratamento. Quanto ao aspecto microestrutural todos os tratamentos resultaram num refino dos grãos, este aspecto é mais acentuado para a frequência de 6Hz. As análises também revelaram uma dispersão da fase β em todas as amostras e da fase k em algumas amostras. Contudo, o maior volume da fase α em todos os tratamentos confere maior ductibilidade ao material. Esta ultima característica foi evidenciada ao investigar a microdureza dos tratamentos, os resultados mostram uma maior continuidade na dureza na zona tratada devido ao refino de grão, porém, quando comparadas as médias das microdurezas com a microdureza do material referência, um aumento significativo da microdureza foi alcançado apenas para a frequência de 6Hz.

Palavras-Chave: NAB, Hélices Navais, Tratamento superficial, TIG, Pulsação da corrente.

ABSTRACT

In this essay the process of pulsed TIG and normal TIG were made to perform the surface treatment of nickel alloy aluminium bronze (C63280), the main material used in the industry for the manufacture of marine propellers. For the application of the process samples from a propeller blade were made, and a stand to perform the tests was assembled. The technique was applied with low frequency current pulsation (2.5, 6, and 12 Hz), with a pulsating ultrasonic frequency (30 kHz), and unpulsation. The treatments were subjected to microstructural and microhardness analysis, and the results were compared to the material without any treatment. Regarding the microstructural aspect, all the treatments resulted in grain refining, this aspect is more accentuated for the frequency of 6Hz. The analyzes also revealed a dispersion of the β phase in all samples and the κ phase in some samples. However, the higher volume of the α phase in all treatments gives a higher ductility to the material. This last characteristic was evidenced when investigating the microhardness of the treatments, the results show a greater continuity of hardness in the treated zone due to the grain refining. However, when comparing the average of the microhardness with the microhardness of the reference material, a significant increase of the microhardness was achieved only at the frequency of 6Hz.

Keywords: NAB, Marine Propellers, Surface Treatment, TIG, Pulsation Current.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1- Aproximados campos de fase para a liga NAB contendo Al-Cu-4Fe-4Ni.....	8
Figura 2- Pá do hélice obtida para a realização do presente trabalho.....	13
Figura 3- Bancada de ensaios	14
Figura 4- Sistema de deslocamento utilizado para realização da soldagem.....	15
Figura 5- Aquisições de corrente para os ensaios.....	20
Figura 6- Profundidade média da região tratada	21
Figura 7- Micrografias das amostras na região de interface entre ZT e ZNT. Aumento de 50X	22
Figura 8- Micrografia da ZT obtida. Aumento de 200X	24
Figura 9- Volume de fase presente nas amostras	25
Figura 10- Tamanho de grão das amostras	26
Figura 11- Micrografia das ZT das amostras. Aumento de 1000X	27
Figura 12- Perfil de dureza obtido com carga de 200g e tempo de 15s	28
Figura 13- Indentações de microdureza. a) sobre ZNT com aumento de 500X, b) sobre ZT com aumento de 200X.....	29
Figura 14- Média das microdureza sobre a ZT.....	30

LISTA DE TABELAS

Tabela 1- Composição química para as ligas NAB.....	7
Tabela 2- Parâmetros ajustados nos equipamentos para a realização dos ensaios.....	16
Tabela 3- Composição química do NAB- C63280.....	19
Tabela 4- Propriedades mecânicas da liga NAB-C63280.....	19
Tabela 5- Variáveis medidas.....	20

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ABS - American Bureau of Shipping

ASTM - American Society for Testing and Materials

DEP - Distância entre o eletrodo e a peça

LC - Revestimento a laser

LSA - Laser Surface Alloying

LSM - Fusão da superfície a laser

LTS - Laboratório de Tecnologia da Soldagem

MAB - Manganês-Níquel-Alumínio bronze

NAB - Níquel-Alumínio Bronze

REF - Amostra referência

TIG - Tunsten Inert Gas

UFSC - Universidade Federal de Santa Catarina

UNS - Unified Numbering System for Metals and Alloys

ZF - Zona fundida

ZNT - Zona não tratada

LISTA DE SÍMBOLOS

d - Média das diagonais da indentação [mm]

Fz - Carga [kgf]

I - Corrente de soldagem [A]

I_b - Corrente de base [A]

I_p - Corrente de pulso [A]

SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO.....	5
1.2. OBJETIVOS	6
1.2.1 Objetivo Geral.....	6
1.2.2 Objetivos Específicos	6
2. FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA	7
3. MATERIAIS E METODOS.....	13
3.1 OBTENÇÃO DOS CORPOS DE PROVA	13
3.2 BANCADA DE ENSAIOS	14
3.3 OBTENÇÃO DAS AMOSTRAS	16
3.4 ANÁLISE QUÍMICA.....	17
3.5 ANÁLISE DOS RESULTADOS	17
4. RESULTADOS E DISCUSSÕES.....	19
5. CONCLUSÕES.....	31
6. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	32
REFERÊNCIAS	33

1. INTRODUÇÃO

O hélice é o principal mecanismo propulsor de algumas embarcações. Tal função é primordial para o desempenho da embarcação, por este motivo é exigido do mesmo um compromisso harmonioso entre seus requisitos como, alta eficiência, baixa probabilidade de cavitação, ruído, erosão e vibração, boa capacidade para cessar o deslocamento, conferir maior manobrabilidade, vulnerabilidade mínima e baixos custos de manutenção iniciais (NAVAL STUDIES BOARD et al., 1997). É o conjunto destas qualidades, associadas aos grandes diâmetros que um hélice pode atingir e a natureza do qual é constituído, que o torna uma peça de alto valor. Por este motivo, pesquisas são realizadas com o intuito de ampliar a vida útil dos hélices.

O fenômeno mais comum e, prejudicial, em propulsores, é a cavitação. Esta deteriora o material por erosão, sendo este o principal obstáculo ao desenvolvimento de máquinas de alta performance (LI, 2000). Cavitação ocorre em escoamentos a altas velocidades em um fluido, quando a pressão estática decai para um valor menor que a pressão de vapor do mesmo. Nesta condição, surgem bolhas de vapor que são carregadas até uma região onde a pressão cresce novamente, ocorrendo a implosão das mesmas (D'AGOSTINO et al., 2007). Devido ao modo agressivo das implosões das bolhas de vapor, a superfície do material é atacada, degradando as pás que constituem o hélice. Assim, para resistir a esta forma de ataque o material deve suportar a fadiga e a fratura. Alterar a microestrutura do material constituinte é uma alternativa estudada para lhe conferir melhores propriedades, na tentativa de prolongar o exercício de sua função (TANG et al., 2004a; 2004b).

A microestrutura de distintos materiais aplicados aos hélices navais tem sido objeto de investigação, especialmente, em se tratando de tratamentos superficiais realizados por processos de soldagem. A aplicação destes métodos tem como objetivo homogeneizar e refinar a microestrutura dos grãos do material, e assim, aumentando a dureza e resistência ao desgaste do mesmo.

1.2. OBJETIVOS

1.2.1 Objetivo Geral

Realizar o tratamento superficial da liga Níquel-Alumínio Bronze (NAB), com arco voltaico, utilizando para tanto o processo TIG empregando diferentes frequências de pulsação e analisar os efeitos metalúrgicos e mecânicos resultantes.

1.2.2 Objetivos Específicos

- Confeccionar corpos de prova padrão a partir de uma pá de hélice;
- Montar uma bancada para realização de ensaios;
- Realizar ensaios de tratamento superficial utilizando o processo TIG pulsado;
- Avaliar os efeitos obtidos com a aplicação da técnica em relação à microestrutura resultante;
- Avaliar os efeitos obtidos com a aplicação da técnica em relação à microdureza.

2. FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA

A American Bureau of Shipping (ABS) indica os quatro materiais mais comuns para a fabricação de hélices navais, sendo um deles a liga NAB. O NAB constitui uma série de ligas de cobre com adição de alumínio, níquel e ferro. Sua composição pode conter no mínimo 78% de Cu, variando a porcentagem dos demais elementos, como mostra a Tabela 1, e no máximo 3,5% de Mn (ABS, 2009), combinando alta resistência à corrosão e ao desgaste. Por este motivo, esta liga é comumente utilizada em peças que exigem um maior comprometimento do material, como eixos, engrenagens, rolamentos, válvulas e propulsores de navios (CHEN et al., 2007). Devido à sua importância comercial, o NAB vem sendo estudado com relação a sua microestrutura e seu comportamento à corrosão.

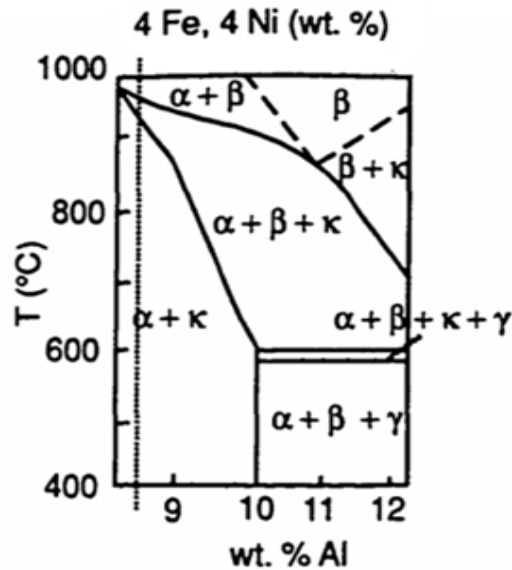
Tabela 1- Composição química para as ligas NAB.

%Cu	%Al	%Fe	%Ni	%Mn
78,0mín	8,5-11,0	3,0-5,0	3,0-5,5	3,50máx

Fonte: ABS (2009).

A microestrutura do NAB varia de acordo com sua composição, como mostra a Figura 1.

Figura 1- Aproximados campos de fase para a liga NAB contendo Al-Cu-4Fe-4Ni



Fonte: Cook et al. (1951) apud Marsico (1996, p 40).

A presença do Al confere ao material ductibilidade, particularidade necessária para evitar a fratura frágil em peças que se encontram em constante atrito. No entanto, para concentrações elevadas de Al (acima de 10%), a fase γ é presente. Esta apresenta um baixo potencial eletroquímico, sendo fase preferencial para corrosão na presença de água salgada. Deste modo, sua existência reduz a resistência mecânica e a corrosão. A fim de eliminar os problemas advindos da fase γ , concentrações maiores de Ni e Fe podem ser utilizadas, contribuindo na formação de fases intermetálicas designadas k (k_I , k_{II} , k_{III} , k_{IV}), que podem ser constituídas de Fe_3Al , $FeAl$ ou $NiAl$ dependendo da composição da liga. Neste contexto, o Ni amplia a resistência à corrosão, enquanto o Fe age como um refinador de grão aumentando a resistência à tração. Assim, a adição de ambos aumenta a estabilidade da fase α (rica em Cu) e reduz a formação da fase β (COOK, 1952 apud MARSICO, 1996, p. 41).

Para aquecimentos em temperaturas próximas a 900°C ocorre a transformação das fases $\alpha + \gamma$ para a fase β , e em resfriamento rápido, β se transforma em β' . Esta última denominada de fase martensítica devido ao seu formato acicular, sendo, portanto, responsável por melhorar as propriedades mecânicas da liga (MARSICO, 1996). Entretanto, estudos realizados por Zhang et al. (2010) mostram que esta fase é anódica, com relação a matriz α , reduzindo a resistência à corrosão do NAB. Devido a isto, tratamentos térmicos posteriores podem ser realizados a fim de decompor β' nas fases α e k, o que pode tornar o material mais dúctil devido a fase α , porém quando se obtêm precipitados intermetálicos mais finos a

resistência à corrosão aumenta (RODRIGUES et al., 2012). A microestrutura da liga NAB varia com o teor de elementos constituintes, principalmente o alumínio, e com os tratamentos térmicos aplicados.

As ligas NAB possuem uma composição complexa, não apenas por conter vários elementos de liga, mais também porque há várias transformações de fase que podem ocorrer dentro do processo de manufatura do material (ZHANG et al., 2010). Apesar das várias pesquisas realizadas na tentativa de homogeneizar a microestrutura do NAB, por meio de diferentes tratamentos térmicos, a relação entre o comportamento da microestrutura e a corrosão para essas ligas não é completamente compreendida.

A fim de reduzir os efeitos da degradação dos propulsores por erosão advinda da cavitação, algumas alternativas são possíveis. Dentre elas tem-se, a otimização do design do hélice com o intuito de minimizar a diferença de pressão hidrodinâmica. Outra forma seria alterar as condições do meio controlando a temperatura e, assim, a corrosibilidade do fluido. Tem-se também a possibilidade de selecionar materiais mais resistentes para a confecção do hélice, ou a aplicação de uma camada protetora resistente à corrosão. Como as primeiras opções não são tarefas fáceis, ou os custos envolvidos não são economicamente viáveis, os esforços se concentram na ultima alternativa (KWOK et al., 2016). Neste contexto, na tentativa de conferir características mais adequadas ao NAB para a aplicação em hélices navais Chen et al. (2007) submeteram o NAB a diferentes tratamentos térmicos comumente aplicados em metais como têmpera, normalização, envelhecimento e recozimento. Como resultado, o NAB, obtido através de extrusão a quente no qual contém as fases α , β' e k comuns para o processo, após têmpera seguida de envelhecimento manteve a mesma composição de fase, alterando somente as proporções de cada fase. Entretanto, os precipitados obtidos na fase k foram mais finos que nos demais tratamentos, conferindo maior resistência à tração e dureza, apesar, das amostras envelhecidas terem apresentado desempenho inferior quando submetidas ao teste de corrosão. Isto se deve, à formação de inúmeras células galvânicas em sua microestrutura. Além disso, o alongamento do material também foi reduzido drasticamente com o tratamento de têmpera seguida de envelhecimento, resultando num material frágil. Já para o recozimento foi observado a transformação da fase β' para as fases α e k, elevando a resistência a corrosão, fato também observado por Zhang et al. (2010). O recozimento também aumentou o tamanho de grão, bem como o alívio das tensões residuais, e por apresentar a fase α a resistência a tração e dureza diminuíram, enquanto que o alongamento do material foi ampliado. Contudo, nenhum tratamento térmico comprovou ser vantajoso com relação à corrosão, já que ao longo dos experimentos todas as amostras

obtiveram um declínio ao longo do tempo para a resistência à corrosão apontando para o mesmo resultado.

Nem sempre é economicamente viável, ou possível, submeter todo um hélice a um tratamento térmico a fim de obter propriedades mecânicas mais adequadas, em especial na sua superfície, à aplicação naval. Deste modo, a aplicação de técnicas que visam somente o tratamento superficial do material constitui-se de grande interesse para o setor. Neste sentido, os tratamentos superficiais mais abordados em pesquisas acadêmicas trazem o laser como principal fonte de energia. Uma variedade de técnicas utilizando o laser é estudada com o intuito de obter o aperfeiçoamento dos materiais contra a corrosão (KWOK et al., 2016).

Tang et al. (2004a; 2004b) utilizando a técnica da fusão da superfície a laser (LSM), obtiveram maior resistência à erosão por cavitação, empregando o tratamento superficial para a liga Manganês-Níquel-Alumínio bronze (MAB), material similar e de mesma aplicação que NAB. Como resultado, obtiveram um aumento na resistência à erosão por cavitação de até 30 vezes maior em relação à liga MAB não tratada. Ainda para o mesmo material, Tang et al. (2006), aplicando pó de alumínio através do processo laser surface alloying (LSA), obtiveram um aumento de três vezes na resistência à erosão por cavitação em comparação ao processo LSM. Entretanto, esses tratamentos conferiram maior fragilidade ao material, característica indesejada para peças sobre constante ataque de cavitação.

Segundo Hyatt et al. (1998) depositando o material NAB a própria liga NAB, se adquire maior resistência à erosão por cavitação, processo este realizado através da técnica chamada de revestimento a laser (LC). Aplicando esta técnica, estes autores obtiveram a alteração da microestrutura da superfície variando o aporte de calor no material. Porém, foi observada a formação da fase de Widmanstätten, reconhecida por sua baixa resistência à corrosão a água do mar, tornando o processo inválido para propulsores ou demais peças que operam submersas.

Em se tratando da fase de Widmanstätten, Cottam et al. (2014) observaram sua presença aplicando LSM em NAB. Identificaram também a presença de um precipitado lamelar k_{III} , fase preferencial para o ataque da erosão por cavitação. Os mesmos autores analisaram o método Laser Processed, para a mesma liga, porém, não identificaram a presença da fase k_{III} . Outro aspecto benéfico observado é a redução das tensões residuais no material, condição apontada por alguns autores como agente amplificador da resistência a cavitação. Entretanto a taxa de erosão por cavitação atingida por ambas as técnicas é muito semelhante, pois a análise da microdureza revelou que as amostras possuíam menor dureza para o Laser Processed.

Apesar das melhorias obtidas no NAB, e em materiais de natureza semelhante, empregando técnicas a laser, há de ser considerado o custo do equipamento laser que é relativamente alto. Diante disso, conjectura-se como alternativa mais acessível, os processos a arco voltaico, como o TIG.

O processo de soldagem TIG ainda não tem seus efeitos avaliados no NAB, mas em outros materiais sua aplicação vem obtendo resultados promissores. A aplicação do processo TIG pulsado está associada a uma série de benefícios na soldagem, em especial, na obtenção de refino de grão.

Segundo Wu et al. (1999), o refino de grão se dá pelo ciclo térmico imposto na peça de trabalho causada pela pulsação da corrente. O pulsar da corrente de soldagem afeta diretamente a distribuição de temperatura na poça de soldagem, as variações cíclicas de entrada de energia sobre a poça de soldagem promovem flutuações térmicas, as quais são caracterizadas pelos parâmetros de soldagem. Estas flutuações térmicas causam a interrupção periódica do processo de solidificação. Com o decréscimo da corrente de pulso, a fase sólido-líquido avança em direção ao arco e torna-se cada vez mais vulnerável a qualquer perturbação na forma do arco, posteriormente com o acréscimo da corrente de pulso, o crescimento dos grãos do material é interrompido, assim, conseqüentemente reduzindo a taxa de arrefecimento e promovendo o refino dos grãos (Garland et al. (1974) apud Sundaresan et al. (1999, p 95)).

Mehdi et al. (2016) comparam as técnicas TIG pulsado e TIG normal, sobre uma liga de titânio, e observaram um maior refino de grão utilizando a corrente pulsada na zona tratada (ZT). Para o mesmo, ainda foi observado o acréscimo do refino de grão conforme o aumento da frequência (1 a 5 Hz). O oposto foi observado na análise de microdureza, a amostra com maior dureza foi obtida para a frequência de 1Hz, devido a abundante presença de uma fase mais dúctil para a amostra submetida a frequência de 5Hz. Maiores refinamentos de grão, resistência a tração e aumento da desejada ductibilidade também são observados por Badu et al. (2007) e Sundaresan et al. (1999).

Para as duas ligas de titânio Ti-6Al-4V e Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo, avaliando TIG com e sem corrente pulsada, Sundaresan et al. (1999) destaca o processo TIG pulsado, especificamente na frequência de 6Hz, dentre as frequências estudadas (2, 4, 6 e 8 Hz), como a frequência que obteve o máximo refino de grão e maior resistência a tração. O tratamento realizado com TIG pulsado denota maior resistência a tração, e alongamento do material devido a maior ductibilidade do material. Estes resultados vão de encontro com os obtidos por Badu et al. (2007), que faz semelhante estudo para a liga de titânio Ti-6Al-4V, onde os mesmos efeitos foram observados em corrente pulsada com frequência de 6Hz.

Avaliando diferentes frequências de pulsação sobre uma liga de magnésio, Padmanaban et al. (2011) aponta a frequência de pulsação de 6Hz, como a melhor frequência de pulsação, para obter propriedades microestruturais e mecânicas superiores. A mesma afirmação é feita por Balasubramanian et al. (2008), ao estudar uma liga de titânio (Ti-6Al-4V).

Em relação ao TIG pulsado, a mais recente técnica abordada por pesquisadores tem sido a introdução de energia ultrassônica na soldagem a arco voltaico por intermédio da pulsação da corrente em frequências ultrassônicas. O método da excitação ultrassônica do arco é um recurso relativamente recente, que tem como propósito conferir melhores propriedades mecânicas ao cordão de solda, além de melhorar a produtividade oferecida pelos processos de soldagem. Em se tratando especificamente do aspecto microestrutural dos cordões de solda, pesquisadores encontram significativos refinamentos de grão, que são justificados através da intensa propagação da energia ultrassônica, ocasionando a geração de cavitação dentro da poça de fusão. Neste caso, o colapso das bolhas de cavitação quebram os cristais dos grãos em crescimento, outro efeito é a redução dos gases e impurezas presentes na poça de fusão, melhorando assim as propriedades mecânicas dos materiais (ESKIN et al., 2003).

Lei et al. (2011) observam em seus estudos refinamentos de grão, aumento da resistência à tração e maior penetração do cordão de solda, aplicando o arco ultrassônico no material SiCp/6061Al MMCs, para as frequências de 30kHz, 50kHz e 70kHz. Melhores resultados foram obtidos para as menores frequências ultrassônicas, já que com o aumento da frequência o tempo não é suficiente para o completo desenvolvimento da cavitação, reduzindo as propriedades mecânicas do material. Semelhantes resultados foram obtidos por Zhu et al. (2014), que estudaram uma ampla faixa de frequências ultrassônicas (30-80 kHz), sobre a liga MGH956, para a análise microdureza não foi observada uma correlação entre as frequências ultrassônicas, porém dentre as frequências maior resistência à tração é observada em 30kHz.

3. MATERIAIS E METODOS

3.1 OBTENÇÃO DOS CORPOS DE PROVA

O material para a confecção dos corpos de prova provém de uma pá de um hélice (Figura 2). Em virtude da geometria complexa da pá foram realizadas medições para a otimização da área, a superfície foi medida e subdividida em um número máximo de áreas iguais dentro de um limite, onde a espessura mínima deste limite era de 6mm. Desta, seis corpos de prova, com dimensões de 90x80 mm² foram retirados através do corte, em serra fita refrigerada, como o intuito de manter sua integridade microestrutural. Na sequência, a fim de conferir a espessura padrão de 6 mm à todos os corpos de prova, os mesmos foram usinados numa fresa, modelo Diplomat FVF 3000.

Figura 2- Pá do hélice obtida para a realização do presente trabalho

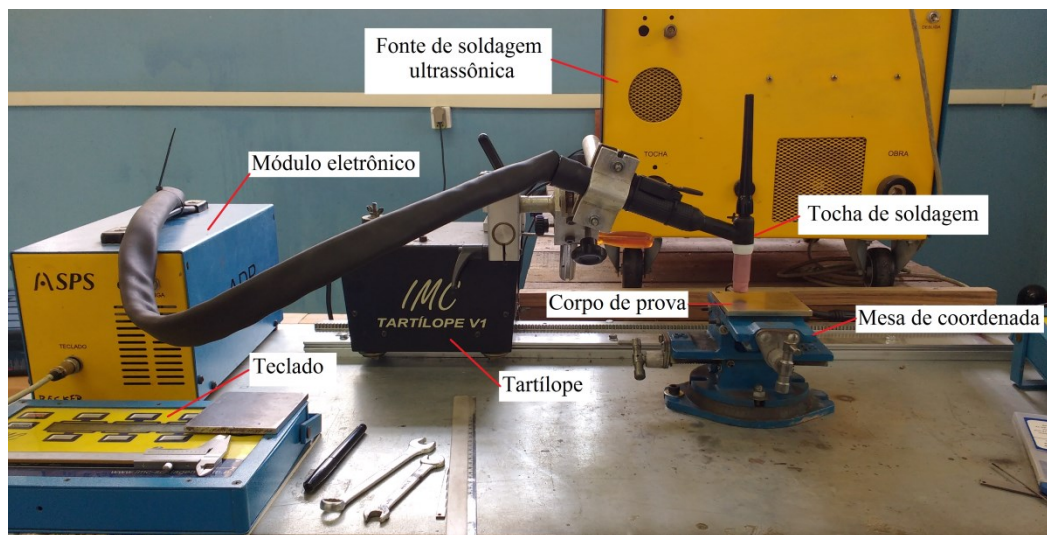


Fonte: Autora (2016).

3.2 BANCADA DE ENSAIOS

A bancada para a realização dos experimentos foi montada no Laboratório de Tecnologia da Soldagem (LTS), localizado na Universidade Federal de Santa Catarina (UFSC), campus de Joinville. Esta é composta por fontes de soldagem, tocha de soldagem, sistemas de aquisição de dados e sistema de deslocamento da tocha. A bancada é apresentada na Figura 3.

Figura 3- Bancada de ensaios



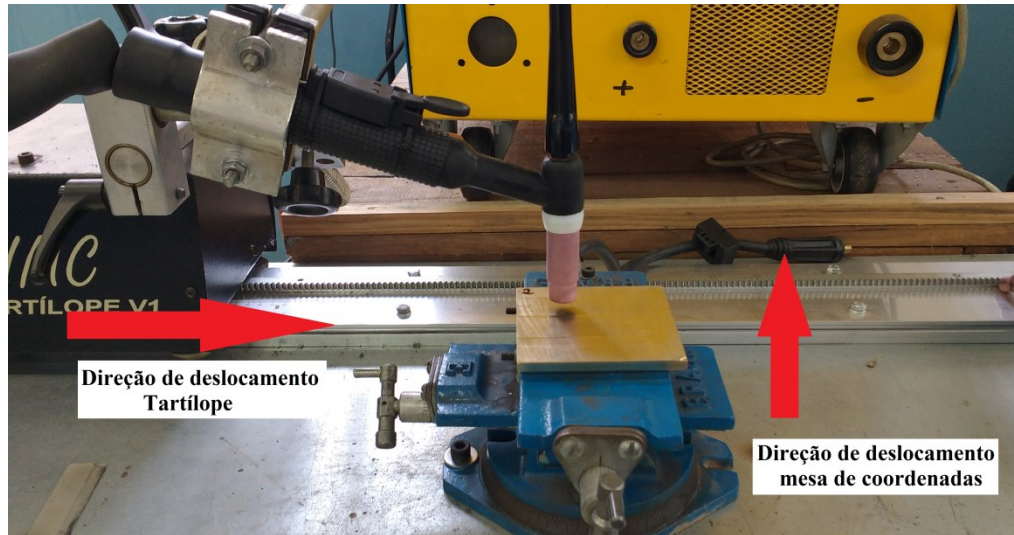
Fonte: Autora (2016).

Para a aplicação do processo TIG em baixas frequências de pulsação foi utilizada uma fonte de soldagem eletrônica multiprocessado, modelo DigiPLUS A7 da empresa IMC. Já para a realização dos ensaios com corrente pulsada em frequências ultrassônicas (acima de 20kHz) foi utilizada a fonte de soldagem desenvolvida por Cunha (2013). Esta possui como principal característica a capacidade de realizar a pulsação da corrente de soldagem em frequências de até 80 kHz sem, entretanto, distorcer a forma de onda (neste caso, retangular).

Para realizar o deslocamento da tocha de soldagem foi empregado o equipamento Tartilope V1, que permite o movimento mecanizado da tocha a partir de uma posição inicial até a final, com velocidade constante. Entretanto, o dispositivo só possui um grau de liberdade, sendo que para realizar o recobrimento superficial de uma área de 30mm² mais um grau de liberdade foi adicionado. Isto foi realizado com a implementação de uma mesa de

coordenadas permitindo, assim, o avanço na direção transversal à de movimento do Tartilope (Figura 4).

Figura 4- Sistema de deslocamento utilizado para realização da soldagem



Fonte: Autora (2016).

Para realizar a aquisição da tensão de arco e da corrente de soldagem da fonte eletrônica multiprocessado, o sistema de aquisição de dados SAP V4 foi utilizado, já para obter os dados da fonte de excitação ultrassônica foi empregado um osciloscópio e um sensor de corrente do tipo Hall, compatível ao sistema confeccionado por Cunha (2013).

Com a bancada de ensaios montada, o processo TIG pulsado foi aplicado nos quatro corpos de prova com uma distinta frequência de pulsação, como mostra a Tabela 2. Além disso, a fim de estabelecer uma condição de referência, também foram realizados ensaios sem pulsação, porém com o mesmo valor de corrente média daqueles realizados com corrente pulsada. Os demais parâmetros foram mantidos constantes, utilizando para todos os corpos de prova Argônio como gás de proteção, vazão de gás de 10 L/min, distância entre o eletrodo e a peça (DEP) de 3mm, bocal de cerâmica de numeração 7, eletrodo EW – Th2 com diâmetro de 2,4mm.

Tabela 2- Parâmetros ajustados nos equipamentos para a realização dos ensaios.

Corpos de prova	Velocidade de soldagem [cm/mim]	Corrente de base (I _b) [A]	Corrente de pulso (I _p) [A]	Corrente média calculada [A]	Frequência de pulsação da corrente [Hz]	Amplitude de pulsação da corrente [A]
1	5	-	-	68	-	-
2	5	35	85	68	2,5	50
3	5	35	85	68	6	50
4	5	35	85	68	12	50
5	5	35	85	68	30.000	50

Fonte: Autora (2016).

Com o corpo de prova posicionado sobre a mesa de coordenadas o posicionamento da tocha era ajustado pelo Tartílope. O deslocamento do Tartílope foi de 30mm em uma direção, recuando em direção oposta até o referencial zero, ao final cada percurso realizado em uma direção pelo Tartílope, a mesa de coordenadas foi deslocada manualmente 0,5mm na direção transversal à de movimento do Tartílope como mostra a Figura 4. Assim, uma área de 30mm² foi recoberta pelo tratamento térmico com uma sobreposição aproximada de 0,25mm dos cordões de solda.

Após os ensaios, os corpos de prova foram resfriados a temperatura ambiente.

3.3 OBTENÇÃO DAS AMOSTRAS

Após a realização dos ensaios de tratamento superficial, os corpos de prova foram novamente cortados. A área de 30mm² foi subdividida em quatro partes, para a obtenção das amostras.

Estas amostras, juntamente com a amostra referência (REF) (tal como retirada da pá do hélice), foram embutidas a frio com resina poliéster cristal. Na sequência, as mesmas foram lixadas em um processo semiautomático, processando em cinco lixas de granulometria na seguinte sequência 80, 120, 320, 600 e 1200. Em seguida, as mesmas foram submetidas a um processo de polimento com pasta de diamante com granulometria de 3 μ e 1 μ , respectivamente. Por fim, o ataque químico foi realizado de acordo com Cottam et al. (2014) em uma solução contendo 5g FeCl₃ + 15ml HCl + 60ml etanol durante 3s, para revelar os contornos de grão e as diferentes fases da microestrutura.

3.4 ANÁLISE QUÍMICA

A composição do material utilizado foi investigada por intermédio das análises de Espectrofotometria de Absorção Atômica e Gravimetria para determinação do teor de Cu. Ambas as técnicas foram realizadas conforme os procedimentos do laboratório de materiais da UNISOCIESC.

3.5 ANÁLISE DOS RESULTADOS

A profundidade da região tratada (região da superfície dos corpos de prova que foram fundidas pelo processo de soldagem) foi analisada em um estereoscópio com um aumento de 13 vezes. A medida da profundidade das regiões tratadas é resultado de média aritmética obtida a partir de três medidas.

A caracterização da microestrutura foi realizada utilizando um microscópio óptico Zeiss modelo AX10. Para tanto foram realizadas imagens com fator de ampliação de 50, 200, 500 e 1000 vezes para todas as amostras. A ampliação de 500X foi obtida na zona não tratada (ZNT), para uma análise mais detalhada da microestrutura dentro dessa área. A menor ampliação foi obtida para revelar as principais diferenças entre as microestruturas obtidas na ZT e ZNT, já para realizar uma análise mais detalhada da microestrutura obtida pelo tratamento realizado, as ampliações de 200 e 1000X foram retiradas da ZT. Para a identificação das fases presentes no material, as imagens foram comparadas com as obtidas pelos autores Rodrigues et al. (2012) e Cottam et al. (2014). Com o auxílio do software Digimet Plus 5G, para as imagens com a ampliação de 200X foram realizadas as análises de tamanho de grão, utilizando a norma ASTM E 112, e a distinção das frações volumétricas das fases presentes.

Os ensaios de microdureza Vickers (HV) foram realizados no microdurômetro da marca Laitz Wetzlar. As medidas foram obtidas na vertical iniciando-se a 0,5mm de distância a partir da superfície das amostras, esta medida foi tomada devido à rugosidade que o tratamento imprimiu na face das amostras, assim assegurando que as medidas das indentações fossem feitas em superfícies homogêneas. Os espaçamentos entre as indentações foram de 0,125mm, para as amostras com menor profundidade da região tratada, para as maiores se utilizou um espaçamento de 0,25 mm, isto para que as indentações correspondessem aproximadamente para as mesmas áreas (ZT e ZNT) nas diferentes amostras. A carga aplicada no ensaio foi de 200g (0,2 kgf), com um período de indentação de 15s. Em cada

amostra foi realizado um perfil de microdureza compostos por 20 indentações. O cálculo da microdureza Vickers foi obtido de acordo com a norma ASTM E92-82 a partir da medida da sua diagonal vertical e pela fórmula:

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

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

4. RESULTADOS E DISCUSSÕES

A análise da composição química do material utilizado para os experimentos é mostrada na Tabela 3.

Tabela 3- Composição química do NAB- C63280.

%Cu	%Al	%Fe	%Ni	%Mn
80,55	8,30	4,54	4,30	0,98

Fonte: Autora (2016).

Confrontado as porcentagens de cada elemento com as exigidas pela ABS (Tabela 1), certifica-se que o material em questão é uma liga NAB, classificada pela Unified Numbering System for Metals and Alloys (UNS) como a liga C63280 (KUTZ, 2015). O material tem sua microestrutura composta aproximadamente pelos campos de fase propostos pela Figura 1 (4Fe, 4Ni e Al (wt %)) para 8Al%, devido a menor porcentagem existente de Al a fase α não esta presente no material.

Esta liga tem as suas propriedades mecânicas definidas conforme (Tabela 4).

Tabela 4- Propriedades mecânicas da liga NAB-C63280.

Densidade [g/cm ³]	Coefficiente de Expansão Térmica [m/m*°C]	Módulo de Elasticidade [GPa]	Limite de Resistência [MPa]	Limite de Escoamento [MPa]
7,6	16,2*10 ⁻⁶	124	590	245

Fonte: ABS (2009), KUTZ (2015).

Os dados gerados durante a aplicação do processo foram arquivados com o auxílio do SAP V4. Com as aquisições se obteve os gráficos de tensão e corrente da fonte multiprocesso, e com o auxílio do osciloscópio os mesmos gráficos foram gerados para a fonte de pulsação da corrente em frequências elevadas. Os valores de corrente média e tensão média medidos

são apresentados na Tabela 5. É possível notar que a energia de soldagem para todos os ensaios é aproximadamente igual, sendo calculada de acordo com Guo et al. (2016).

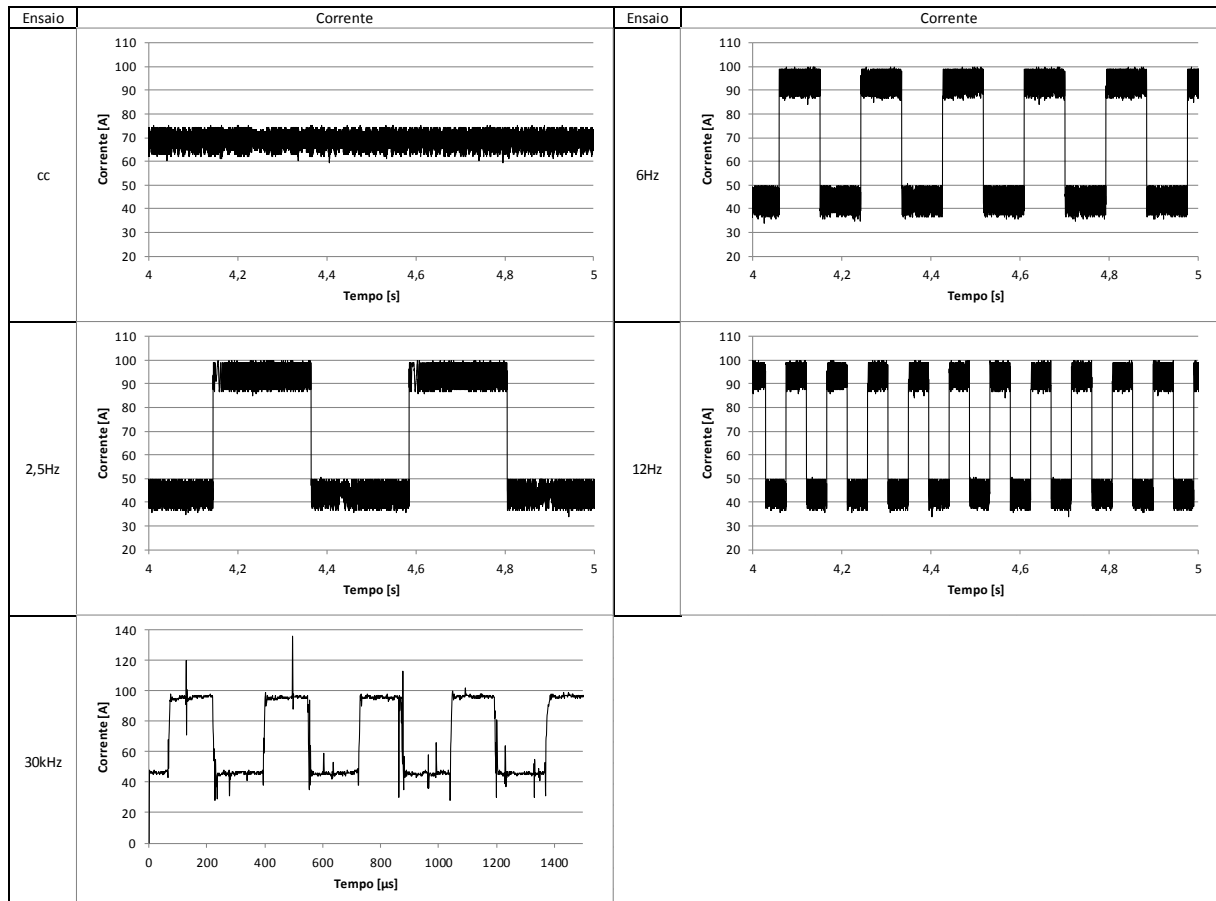
Tabela 5- Variáveis medidas.

Corpos de prova	Frequência de pulsação da corrente [Hz]	Tensão média medida [V]	Corrente média medida [A]	Energia de soldagem [J/mm]
1	-	12,4	69	1024,8
2	2,5	12,9	68	1080
3	6	12	68	1022,4
4	12	11,9	69	1016,4
5	30.000	12,5	69	1035

Fonte: Autora (2016).

A Figura 5 mostra as aquisições da corrente para os quatro ensaios.

Figura 5- Aquisições de corrente para os ensaios

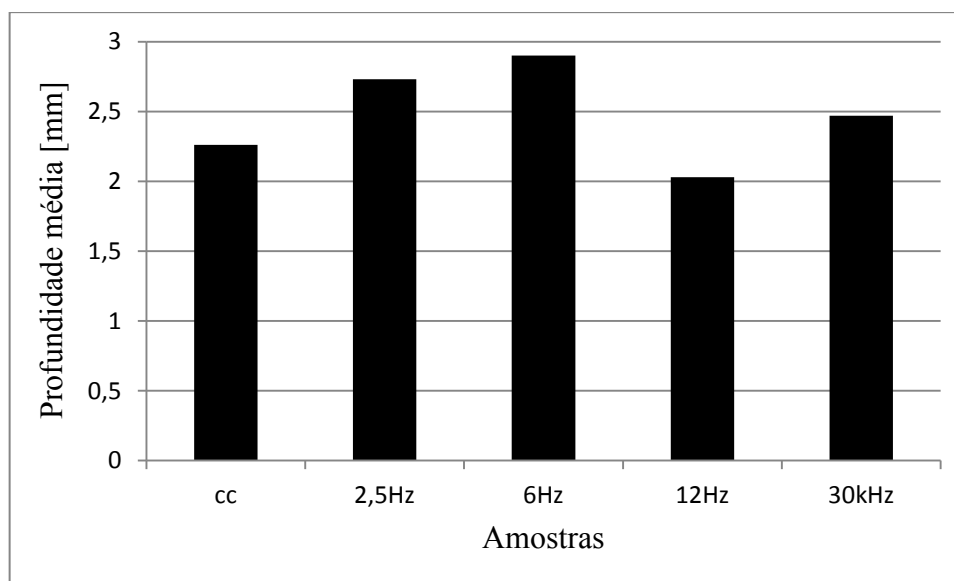


Fonte: Autora (2016).

Como pode ser observado na Figura 5, o processo de soldagem foi aplicado corretamente, com corrente constante para o primeiro ensaio, e com a variação da frequência de pulsação da corrente nos demais ensaios.

A profundidade média dos tratamentos superficiais é apresentada na Figura 6.

Figura 6- Profundidade média da região tratada



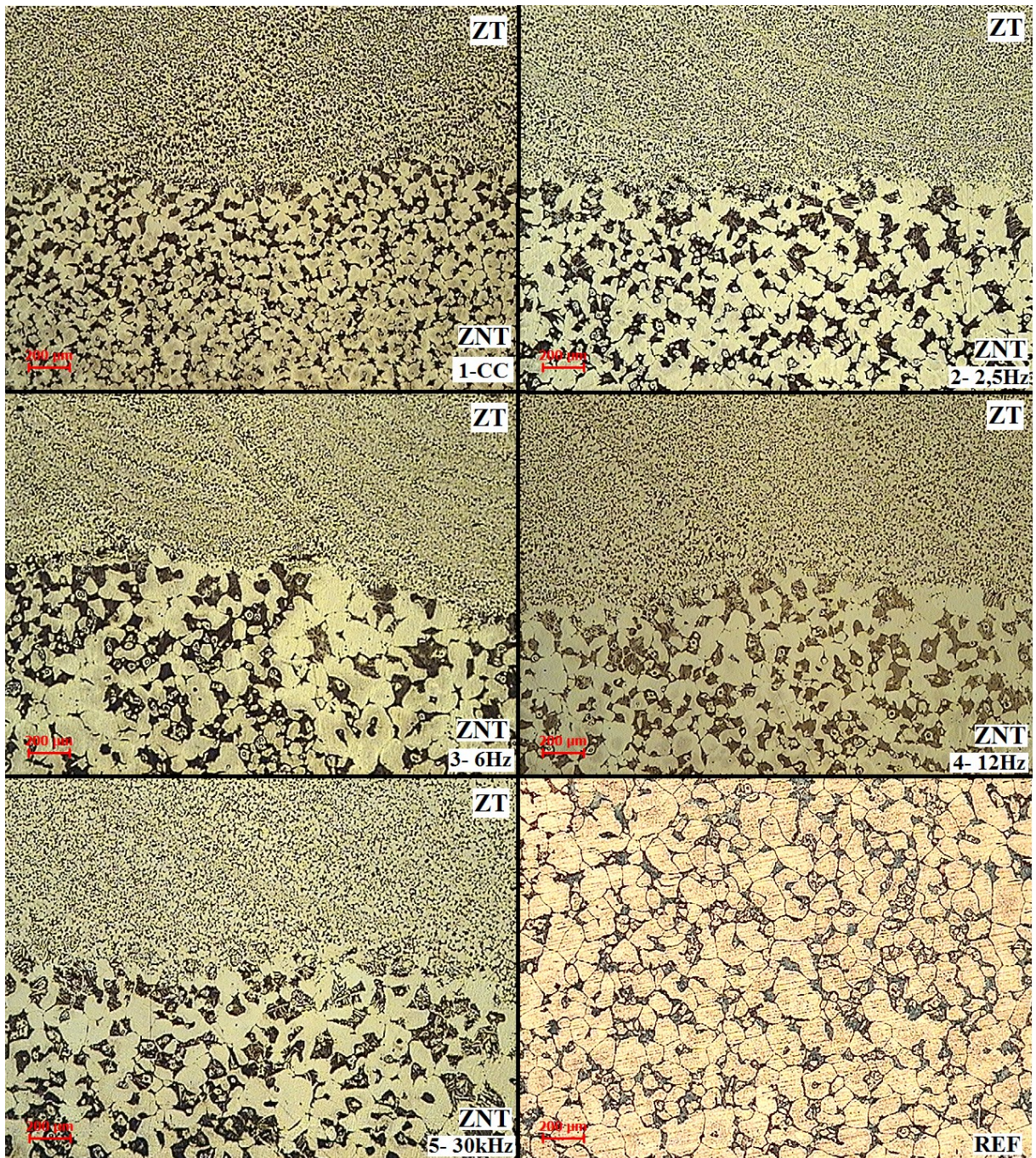
Fonte: Autora (2016).

O valor médio da profundidade da região tratada de todos os ensaios é de 2,48mm, profundidade compatível com os tratamentos superficiais estudados na literatura (COTTAM et al., 2014). A maior profundidade da região tratada obtida pelos tratamentos é observada para a frequência de 6Hz, este resultado pode estar relacionado com a eficiência do processo nesta frequência, ou ainda, com a possível formação de cordões de solda mais largos, que com a sobreposição dos cordões resultou em uma maior concentração de energia, portanto maior profundidade da região tratada. Já para a frequência de 12Hz se obteve a menor penetração, uma diferença de 30%, quando comparada com a maior penetração, este resultado pode ser o reflexo da frequência de pulsação. Quando se aumenta a frequência de pulsação da corrente às variações cíclicas de energia na poça de soldagem ocorrem de forma mais rápida, diminuindo a flutuação térmica e, conseqüentemente, a penetração. Porém, existem muitas outras características que influenciam o processo, levando a estes resultados, como a pressão

impressa pelo arco de soldagem na poça de fusão, a variação da afiação do eletrodo, e outros parâmetros não estudados neste trabalho.

As imagens da interface entre ZT e ZNT para os ensaios, assim como para a amostra REF são mostradas na Figura 7.

Figura 7- Micrografias das amostras na região de interface entre ZT e ZNT. Aumento de 50X

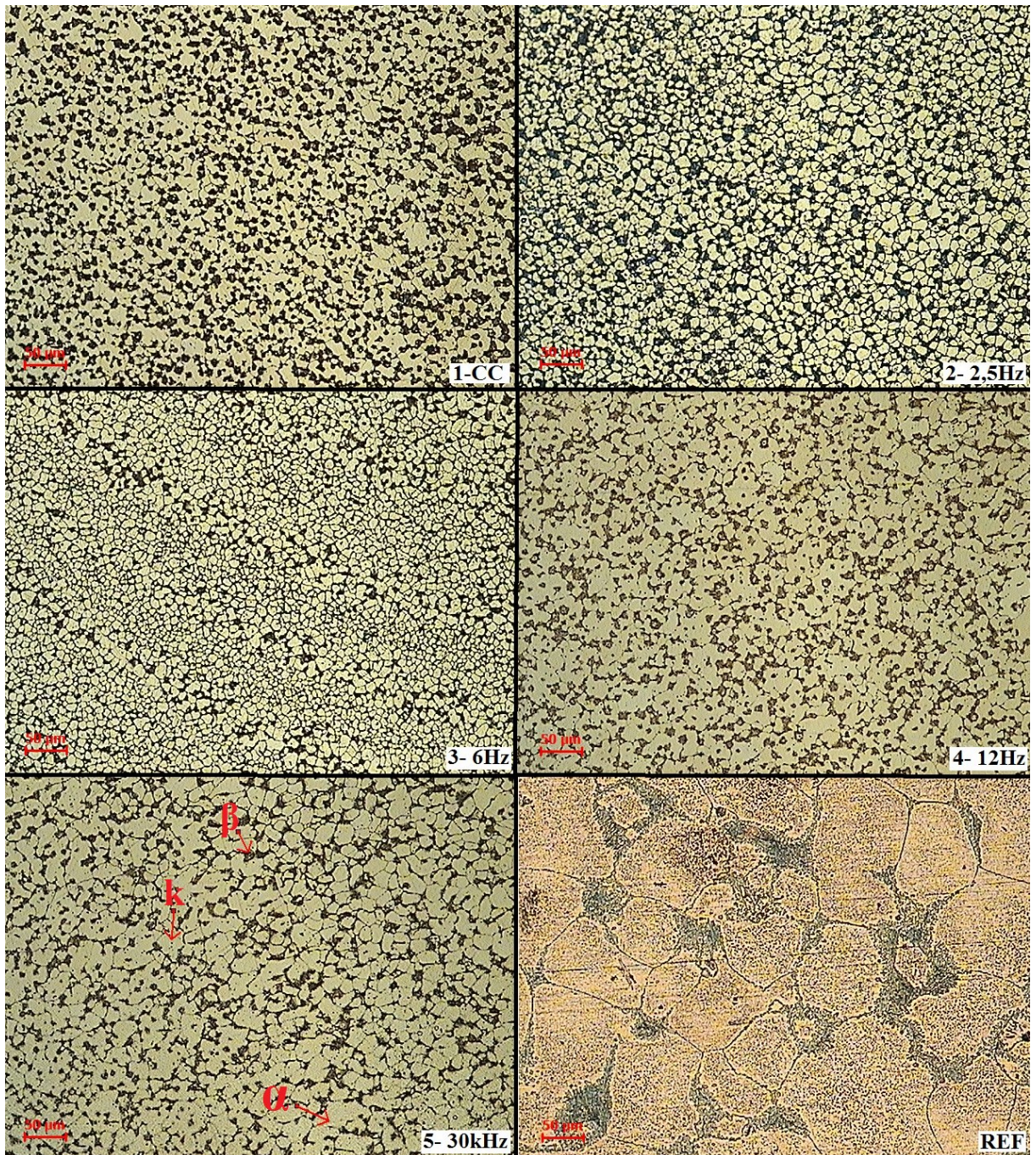


Fonte: Autora (2016).

Como se pode observar todas as amostras apresentaram um refino de grão significativo na ZT, com relação ao material como recebido, amostra REF.

Conforme pode ser visualizado nas amostras 2 e 3 da Figura 8, é possível identificar uma variação dos tamanhos de grão dentro da ZT. Isto advém da sobreposição dos cordões de solda, quando o arco voltaico sobrepõem o cordão anterior, o aporte de calor imposto pelo arco voltaico quebra os cristais dos grãos em crescimento do cordão precedente, ou ainda, esta variação pode ser formada pelo ciclo térmico empregado pela frequência de pulsação da corrente, que gera o mesmo efeito da sobreposição dos cordões de solda, entretanto este ultimo efeito produz maior variação nos tamanhos de grão.

Figura 8- Micrografia da ZT obtida. Aumento de 200X



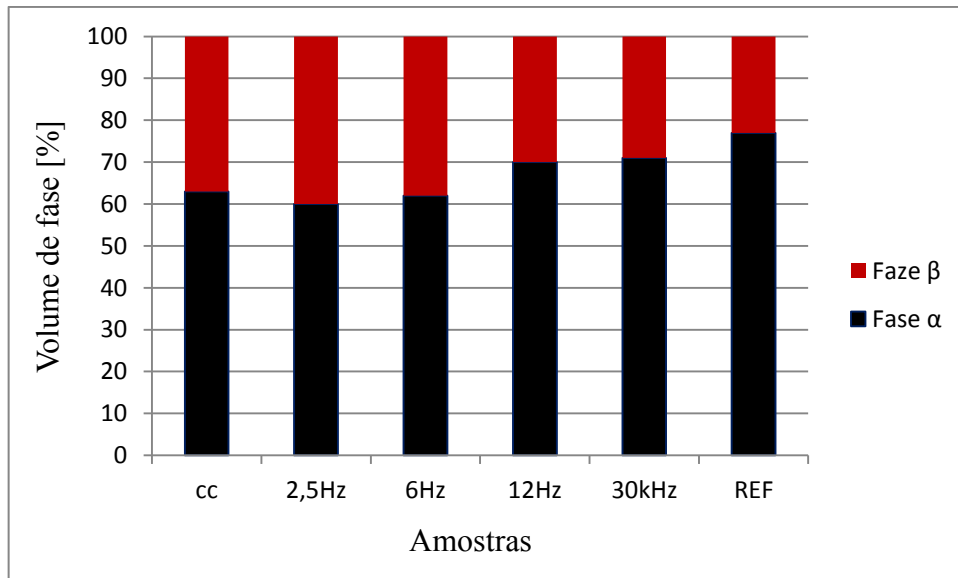
Fonte: Autora (2016).

Conforme pode ser visto na Figura 8 a fase α , fase mais clara, ainda é a fase predominante da microestrutura, fase esta responsável por manter a ductibilidade do material. A fase mais escura e de maior dureza é β .

A análise do volume de fase foi realizada para estas fases α e β , como mostra a Figura 9. Com maior volume da fase α , a amostra REF é mais dúctil, já para os tratamentos com as

freqüências de 2,5 e 6Hz, é obtido maior concentração da fase β , fase mais dura do material. Entretanto, o volume da fase α presente nas amostras é superior ao volume da fase β , resultado em maior ductibilidade e conseqüentemente em um alongamento maior do material.

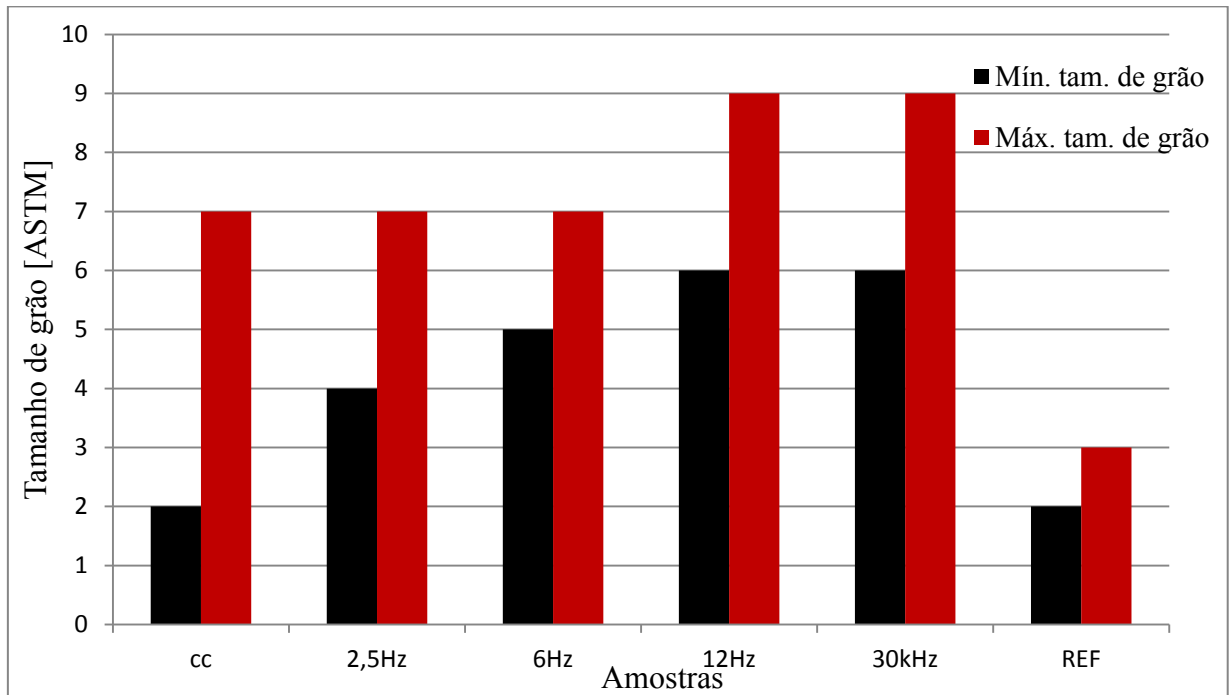
Figura 9- Volume de fase presente nas amostras



Fonte: Autora (2016).

A análise de tamanho de grão realizada no software Digimet Plus 5G, Figura 10, resulta em uma faixa de tamanhos de grão, compreendendo um valor mínimo e máximo, grãos maiores e menores respectivamente, ou seja, quanto menor essa faixa de valores, maior o tamanho de grão, de acordo com a ASTM E 112. Como esperado o maior tamanho de grão é observado para a amostra REF, porém, os demais resultados apresentados não convergem para o que é observado na Figura 8, já que indica maior refino de grão para as amostras com as freqüências de 12Hz e 30kHz, pois é visível que para estas amostras o refino de grão é menor. Assim, como também é possível observar na Figura 8, que a amostra com freqüência de 6Hz possui um maior refino de grão, concordando com a literatura, que aponta para a freqüência de pulsação da corrente de 6Hz como a mais apropriada para tratamentos térmicos (SUNDARESAN et al., (1999). Portanto, o tamanho de grão das amostras deve ser reavaliado em um diferente software, que possua uma análise mais completa para esta característica.

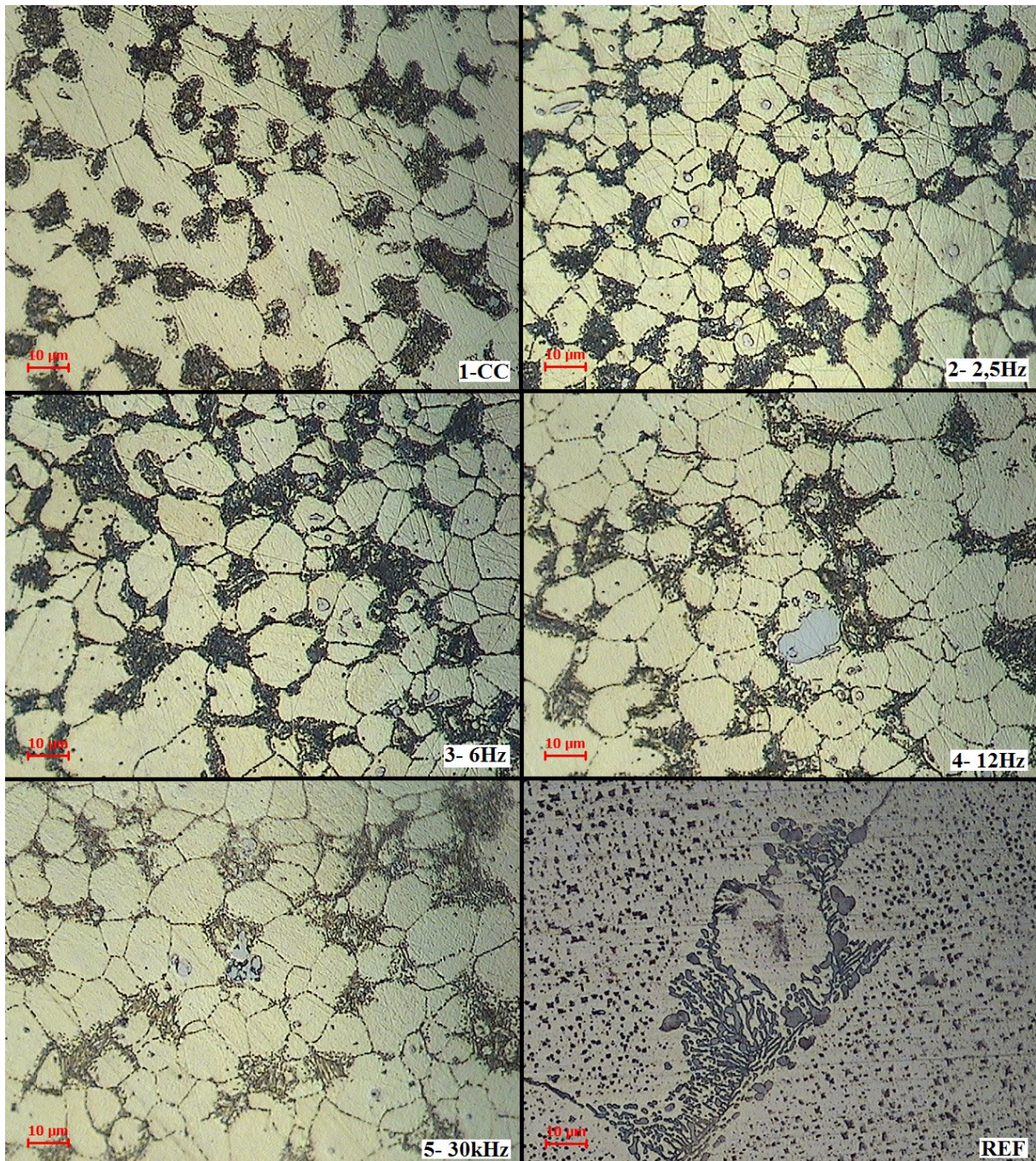
Figura 10- Tamanho de grão das amostras



Fonte: Autora (2016).

Com a ampliação de 1000X (Figura 11) é possível observar a presença de precipitados intermetálicos esféricos, conhecidos como fase k (RODRIGUES et al., 2012) e (COTTAM et al., 2014).

Figura 11- Micrografia das ZT das amostras. Aumento de 1000X



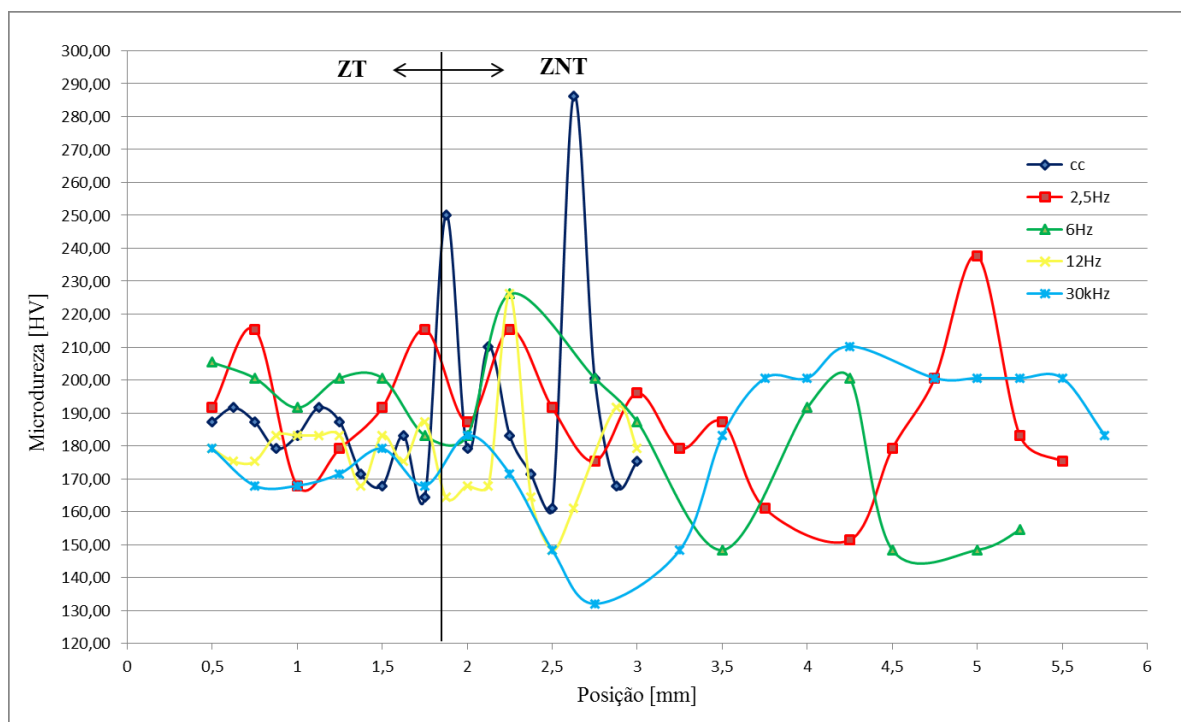
Fonte: Autora (2016).

Na análise da Figura 11 a fase intermetálica k é mais visível. Quando estes precipitados se apresentam de forma mais refinada e dispersos sobre a fase α , maior dureza é conferida ao material, esta configuração é apresentada nas amostras 1, 2, 3 e 5, justificando maior dureza para estas amostras. Já a amostra 4, que por exibir a fase k mais concentrada em sua microestrutura, terá sua dureza atribuída a fase β , que se encontra mais dispersa na

microestrutura, outra desvantagem desta condição com relação aos demais tratamentos, é a menor resistência à corrosão (RODRIGUES et al., 2012).

Como o resfriamento ocorreu de maneira lenta em temperatura ambiente, em nenhuma das amostras tratada foi encontrada a fase de Widmanstätten, fase característica da liga NAB quando resfriada rapidamente (COTTAM et al., 2014). Outro benefício proporcionado pelo resfriamento lento, é a não formação da fase β' , fase de alta dureza que reduz a ductibilidade tornando o material mais frágil, fazendo-se desnecessário o uso de um tratamento térmico posterior para transformar a fase β' em β . A presença da fase β como resultante do tratamento, traz variações menores na dureza do material, como é observado nos ensaios de microdureza mostrados na Figura 12.

Figura 12- Perfil de dureza obtido com carga de 200g e tempo de 15s

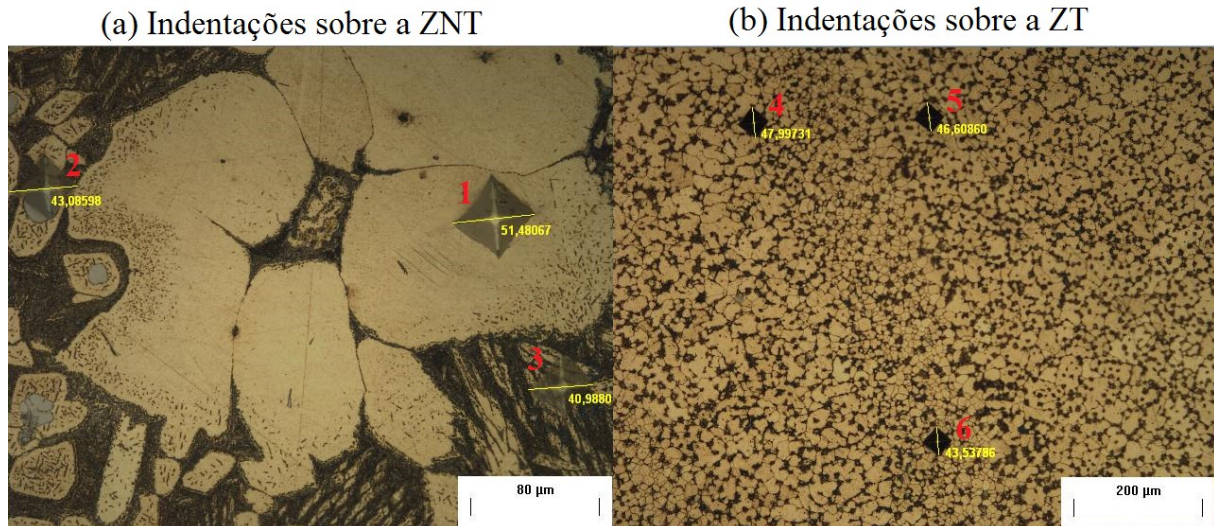


Fonte: Autora (2016).

A Figura 12 apresenta os perfis de microdureza para os diversos ensaios realizados, observa-se uma continuidade dos resultados até o primeiro ponto de pico superior (posição 1,875mm), essa continuidade pode ser atribuída pela fragmentação e dispersão da fase β e k dentro da fase α , a partir deste ponto as indentações foram realizadas sobre a ZNT. A dispersão dos resultados apresentada de forma descontínua dentro da ZNT é justificada pelo

maior tamanho de grão dessa área, os picos representam as indentações feitas em cima das fases β , já os pontos de menor dureza são indentações obtidas sobre a fase α , como mostra a Figura 13.

Figura 13- Indentações de microdureza. a) sobre ZNT com aumento de 500X, b) sobre ZT com aumento de 200X

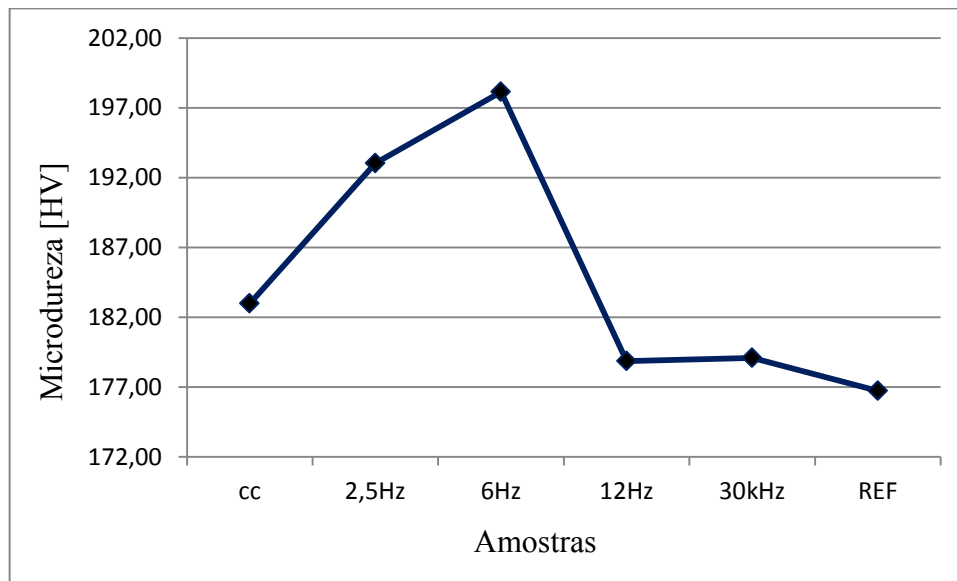


Fonte: Autora (2016).

Três indentações são mostradas na Figura 13 (a), estas estão situadas sobre diferentes fases na ZNT, como se pode observar as medidas das diagonais são distintas. Dentro da fase α se tem a maior diagonal (1), que resultará em uma microdureza menor de aproximadamente 139HV, a indentação 2 está sobre a fase k que possui maior dureza, cerca de 199HV, e a indentação 3 sobre um volume maior da fase β , que apresenta 220HV, a maior microdureza entre as fases. As indentações sobre a ZT (Figura 13 (b)) apresentam menos variações, devido a alternância do refino dos grãos, denotada pela sobreposição dos cordões de solda e pelo ciclo da frequência de pulsação. É visível que a indentação 6 esta sobre uma área de maior refino de grão, apresentando uma maior dureza de 195HV, já as indentações 4 e 5 estão sobre uma área com menor refino de grão, portanto com menores valores de dureza, 160 e 170HV respectivamente. A continuidade das microdurezas na ZT é atribuída ao refino de grão, pois a indentações esta sobre as fases (α , β e k) que compõem o material, deste modo aumentando a dureza na ZT.

Considerando apenas a microdureza da ZT temos na Figura 14 a média do valor de microdureza para todas as amostras.

Figura 14- Média das microdureza sobre a ZT



Fonte: Autora (2016).

Como era esperado, devido ao maior refino de grão obtido, é a frequência de 6Hz que possui a maior média para o valor de microdureza, aumentando de 176HV da amostra REF para 198HV, o que representa um aumento de 10,80%, seguida das demais frequências na ordem decrescente do refino de grão.

Os tratamentos superficiais estudados apresentaram um significativo refino de grão na região tratada, esta nova configuração da microestrutura confere ao material melhores propriedades mecânicas, como maior resistência a tração. Esta qualidade por sua vez atribui ao material maior resistência à fadiga, qualidade apreciada em um hélice, que sofre esforços que podem ocasionar a falha por fadiga. Além disso, a obtenção das fases β e k mais dispersas sobre a fase α , imprimem maior dureza ao material, e o maior volume de fase α obtido proporciona ductibilidade. Deste modo, o material concilia duas propriedades importantes para um propulsor, dureza e ductibilidade. Maior dureza é essencial para resistir ao ataque constante do fenômeno de cavitação, impedindo a perda de material por erosão, já a ductibilidade tem como função evitar a fratura frágil. Portanto, os tratamentos superficiais abordados neste trabalho, apresentaram características benéficas para as propriedades microestruturais e mecânica, mostrando viabilidade dos processos para prolongar a vida do propulsor.

5. CONCLUSÕES

Com este trabalho podemos concluir que:

- Os corpos de prova confeccionados atenderam os requisitos desejados para a aplicação do tratamento superficial.
- A bancada concebida para realização de ensaios de soldagem com o processo TIG atendeu as necessidades do trabalho.
- A realização dos ensaios de tratamento superficial utilizando o processo TIG foi executada como planejado.
- Com relação a os efeitos obtidos com a aplicação da técnica em relação à microestrutura resultante, conclui-se que todos os tratamentos superficiais atingiram um visível refino de grão.
- Para a amostra tratada com 6Hz de frequência de pulsação o resultado do refino de grão foi maior.
- Com um resfriamento lento, a fase de Widmanstätten e a fase β' foram evitadas tornando o material mais dúctil.
- Sendo que a resultante dos tratamentos foi a visível dispersão da fase β em todas as amostras e da fase k nas amostras 1, 2, 3 e 5, conferindo maiores valores de microdureza para estas amostras.
- Quando se trata da microdureza, a aplicação da técnica resultou em maiores valores de microdurezas com relação a REF, para todos os tratamentos realizados, porém por atingir um maior refino de grão a frequência de 6Hz proporcionou um aumento da dureza de cerca de 11%.

6. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Com a realização deste trabalho e os resultados obtidos, sugere-se:

- Realizar a análise de cavitação, para estudar seus efeitos sobre os diferentes tratamentos superficiais.
- Avaliar a presença das tensões residuais conferidas pela aplicação da técnica.
- Realizar ensaios para uma faixa mais ampla para as frequências de pulsação ultrassônica, e estudar seus efeitos sobre o material.
- Investigar parâmetros de soldagem para aplicação da técnica que confirmem melhores características e maior produtividade.

REFERÊNCIAS

- AMERICAN BUREAU OF SHIPPING (ABS). **Surveys after construction**. Houston: ABS, 2009.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS (ASTM). ASTM E384-11e1: Standard Test Method for Knoop and Vickers Hardness of Materials. West Conshohocken, PA, 2011.
- BABU, N. K. et al. Correlation of microstructure with mechanical properties of TIG weldments of Ti-6Al-4V made with and without current pulsing. **Materials Characterization**, v.58, n. 7, p. 581-587, jul. 2007.
- BALASUBRAMANIAN, V.; JAYABALAN, V.; BALASUBRAMANIAN, M. Effect of current pulsing on tensile properties of titanium alloy. **Materials and Design**, India, v. 29, n. 7, p.1459-1466, 2008.
- CHEN, R. et al. Effect of heat treatment on microstructure and properties of hot-extruded nickel-aluminum bronze. **Trans. Nonferrous Met. Soc. China**, China, v. 17, n. 6, p.1254-1258, set. 2007.
- COTTAM, R. et al. The role of microstructural characteristics in the cavitation erosion behaviour of laser melted and laser processed Nickel-Aluminium Bronze. **Wear**, Australia, v. 317, p.56-63, maio 2014.
- CUNHA, T.V. **Desenvolvimento e avaliação de tecnologia para soldagem TIG com pulsação ultrassônica**. 2013. 266 p. Tese (Doutorado) - Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 2013.
- D'AGOSTINO, L.; SALVETTI, M. V. (Ed.). **Fluid dynamics of cavitation and cavitating turbopumps**. New York: Springer Wien, 2007.
- ESKIN, G.I.; ESKIN, D.G. Production of natural and synthesized aluminum-based composite materials with the aid of ultrasonic (cavitation) treatment of the melt. **Ultrasonics Sonochemistry**, Moscow, v. 10, p.297-301, 2003.
- GUO, N. et al. Effects of welding velocity on metal transfer mode and weld morphology in underwater flux-cored wire welding. **Journal of Materials Processing Technology**. China, v. 239, p. 103-112, ago. 2016.

KUTZ, M. **Mechanical Engineers' Handbook, Volume 1: Materials and Engineering Mechanics**. 4. ed. New Jersey: John Wiley & Sons, 2015. 1040 p. Disponível em: <https://books.google.com.br/books?id=CWSRBgAAQBAJ&printsec=frontcover&hl=pt-BR&source=gbs_ge_summary_r&cad=0#v=onepage&q&f=false>. Acesso em: 10 ago. 2016.

KWOK, C.T. et al. Developments in laser-based surface engineering processes: with particular reference to protection against cavitation erosion. **Surface and Coatings Technology**, v. 291, p.189-204, abr. 2016.

HYATT, C.V.; MAGEE, K.H.; BETANCOURT, T. The effect of heat input on the microstructure and properties of nickel aluminum bronze laser clad with a consumable of composition Cu-9.0Al-4.6Ni-3.9Fe-1.2Mn. **Metallurgical and Materials Transactions A**, [s.l.], v. 29, n. 6, p.1677-1690, jun. 1998.

LEI, Y.; WANG, Z.; CHEN, X. Effect of arc-ultrasound on microstructures and mechanical properties of plasma arc welded joints of SiCp/Al MMCs. **Trans. Nonferrous Met. Soc. China**, China, v. 21, n. 2, p.272-277, fev. 2011.

LI, S.C. (Ed.). **Cavitation of hydraulic machinery**. London, Imperial College, 2000.

MARSICO, T.A. **Microstructural development in cast and laser beam clad nickel aluminum bronze**. 1996. 232 p. Tese (Doutorado) - Curso de Materials, Pennsylvania State University, Pennsylvania, 1996.

MEHDI, B. et al. Microstructure and residual stresses in Ti-6Al-4V alloy pulsed and unpulsed TIG welds. **Journal of Materials Processing Technology**. França, v.231, p. 441-448, maio 2016.

NAVAL STUDIES BOARD. **Twenty-first symposium on naval hydrodynamics**. Washington, D. C: National Academies Press, 1997.

PADMANABAN, G.; BALASUBRAMANIAN, V. Optimization of pulsed current gas tungsten arc welding process parameters to attain maximum tensile strength in AZ31B magnesium alloy. **Trans. Nonferrous Met. Soc. China**, India, v. 21, n. 3, p.467-476, mar. 2011.

RODRIGUES, C.A.; MELO, M.L.N.M.; PAES, L.E.S. Caracterização de uma liga de bronze de alumínio submetida a diferentes tratamentos térmicos. **Metallurgy and materials**, Ouro Preto, v. 65, n. 3, p. 343-348, set. 2012.

SUNDARESAN, S.; RAM, G.D.J; REDDY, G.M. Microstructural refinement of weld fusion zones in titanium alloys using pulsed current welding. **Materials Science and Engineering**, India, v. 262, p.88-100, abr. 1999.

TANG, C.H.; CHENG, F.T.; MAN, H.C. Effect of laser surface melting on the corrosion and cavitation erosion behaviors of a manganese-nickel-aluminium bronze. **Materials Science and Engineering**, v. 373, p.195-203, maio 2004a.

____. _____. _____. Improvement in cavitation erosion resistance of a copper-based propeller alloy by laser surface melting. **Surface & Coatings Technology**, v. 182, p. 300-307, abr. 2004b.

____. _____. _____. Laser surface alloying of a marine propeller bronze using aluminium powder Part I: Microstructural analysis and cavitation erosion study. **Surface & Coatings Technology**, China, v. 200, n. 8, p.2602-2609, jan. 2006.

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

WU, C.S.; ZHENG, W.; WU, L.; Modelling the transient behaviour of pulsed current tungsten-inert-gas weldpools. **Modell. Simul. Mater. Sci. Eng.** v. 7, n. 1, p. 15-23, 1999.

ZHANG, D. et al. Effect of microstructure on the mechanical and corrosion behaviors of a hot-extruded nickel aluminum bronze. **Acta Metall. Sin.**, Ns, v. 23, n. 2, p.113-120, abr. 2010.

ZHU, Q. et al. Effects of arc-ultrasonic on pores distribution and tensile property in TIG welding joints of MGH956 alloy. **Fusion Engineering And Design**. China, v. 89, n. 12, p. 2964-2970, dez. 2014.