

**UNIVERSIDADE TECNOLÓGICA FEDERAL DO PARANÁ
DEPARTAMENTO ACADÊMICO DE ENGENHARIA MECÂNICA
ENGENHARIA MECÂNICA**

KAREN JULIANA VANAT

**INFLUÊNCIA DA ADIÇÃO DE BORO NA MICROESTRUTURA E
RESISTÊNCIA À CAVITAÇÃO DE REVESTIMENTOS À BASE DE
Fe-Mn DEPOSITADOS POR PLASMA DE ARCO TRANSFERIDO**

TRABALHO DE CONCLUSÃO DE CURSO

PONTA GROSSA

2014

KAREN JULIANA VANAT

**INFLUÊNCIA DA ADIÇÃO DE BORO NA MICROESTRUTURA E
RESISTÊNCIA À CAVITAÇÃO DE REVESTIMENTOS À BASE DE
Fe-Mn DEPOSITADOS POR PLASMA DE ARCO TRANSFERIDO**

Trabalho de Conclusão de Curso
apresentado como requisito parcial à
obtenção do título de Bacharel em
Engenharia Mecânica, do Departamento
Acadêmico de Mecânica, da Universidade
Tecnológica Federal do Paraná.

Orientador: Prof. Dr. Anderson Geraldo
Marenda Pukasiewicz

PONTA GROSSA

2014



Ministério da Educação
Universidade Tecnológica Federal do Paraná
Campus Ponta Grossa
Diretoria de Graduação e Educação Profissional
Departamento Acadêmico de Mecânica
Bacharelado em Engenharia Mecânica



TERMO DE APROVAÇÃO

INFLUÊNCIA DA ADIÇÃO DE BORO NA MICROESTRUTURA E RESISTÊNCIA À CAVITAÇÃO DE RÉVESTIMENTOS À BASE DE Fe-Mn DEPOSITADOS POR PLASMA DE ARCO TRANSFERIDO

por

KAREN JULIANA VANAT

Este Trabalho de Conclusão de Curso foi apresentado em 13 de fevereiro de 2014 como requisito parcial para a obtenção do título de Bacharela em Engenharia Mecânica. A candidata foi arguida pela Banca Examinadora composta pelos professores abaixo assinados. Após deliberação, a Banca Examinadora considerou o trabalho aprovado.

Prof. Dr. Anderson Geraldo Marena Pukaszewicz
Orientador

Prof. Me. Fábio Edenei Mainginski
Membro Titular

Profa. Ma. Sandra Mara Kaminski Tramontin
Membro Titular

Prof. Dr. Luiz Eduardo Melo Lima
Responsável pelos Trabalhos
de Conclusão de Curso

Prof. Dr. Thiago Antonini Alves
Coordenador do Curso de
Engenharia Mecânica

AGRADECIMENTOS

Agradeço a meus pais Antonio e Nájlá, pelo acompanhamento da minha trajetória no curso, apoiando e incentivando durante essa etapa decisiva.

Ao meu Professor e Orientador Dr. Anderson Pukasiewicz, pelo auxílio e dedicação durante todo o desenvolvimento deste trabalho.

Ao Instituto de Tecnologia para o Desenvolvimento – LACTEC, à UTFPR Câmpus Ponta Grossa e à Fundação Araucária, pela disponibilidade de equipamentos, estrutura e suporte financeiro durante o processo.

A Deus, que me fortalece e ilumina meu caminho.

RESUMO

VANAT, Karen J. **Influência da adição de boro na microestrutura e resistência à cavitação de revestimentos à base de Fe-Mn depositados por Plasma de Arco Transferido.** 2014. 55. Trabalho de Conclusão de Curso de Bacharelado em Engenharia Mecânica - Universidade Tecnológica Federal do Paraná. Ponta Grossa, 2014.

A cavitação é um grande problema que ocorre nas turbinas hidráulicas. Esta é a principal causa da diminuição da eficiência das turbinas. A recuperação do perfil é realizada através de revestimentos à base de ligas resistentes à cavitação. Os revestimentos são depositados por MIG/MAG, podendo ser depositados por Plasma de Arco Transferido (PTA) utilizando-se pó como material de deposição. Na intenção de melhorar as características da liga, foi selecionado o Boro, a ser adicionado em porcentagens diferentes para verificar a sua influência sobre as características do revestimento final. O objetivo deste trabalho foi estudar os efeitos do Boro na microestrutura, soldabilidade e resistência à cavitação de revestimentos depositados por Plasma PTA, avaliando os efeitos da sua adição variada na microestrutura, microdureza, formação dos grãos e fases geradas. Foi realizada a preparação metalográfica dos revestimentos, análise em microscópio ótico, microscópio eletrônico de varredura e por difração de raios-x, cálculo da diluição, ensaio de microdureza Vickers e ensaio de cavitação acelerada. A adição de Boro à liga, diminui o ponto de fusão desta, melhorando sua molhabilidade. O Boro provoca a formação de dendritas mais refinadas, o que diminui o espaçamento interdendrítico, porém isso vale apenas para faixa de Boro de 2X a 5X%, pois quando se adiciona 10X% de Boro, há formação de agulhas ricas em Fe-B e grande quantidade de fase eutética de Fe-B. O Boro adicionado até 5X% promove o aumento da resistência à cavitação da liga.

Palavras-chave: Resistência à Cavitação. Efeitos do Boro. Características do Revestimento.

ABSTRACT

VANAT, Karen J. **Influence of boron addition on the microstructure and cavitation resistance of coatings based in Fe-Mn deposited by plasma transferred arc.** 2014. 55. Conclusion Course Work of Mechanical Engineering - Federal Technology University - Paraná. Ponta Grossa, 2014.

The cavitation is a big problem occurred in the hydraulic turbines. This is a main cause of decrease on the efficiency of the turbines. The profile recover is performed using coatings based on cavitation resistant alloys. These coatings can be deposited by MIG/MAG and can be deposited by Plasma Transferred Arc (PTA), using powder as deposition material. This work aims to study the effects of Boron on microstructure, weldability and cavitation resistance of coatings deposited by Plasma PTA, evaluating his effects on microstructure, microhardness, grain formation and phases generated. Was realized the metallographic preparation of coatings, analysis in optical microscopy, scanning electron microscopy and in x-ray diffraction, calculating the dilution, Vickers hardness test and accelerated cavitation. The addition of boron reduces the alloy melting point, promotes the dilution increase and improves wettability. Boron promotes the formation of refined dendrites, decreasing the interdendritic spacing, but this is only for the range of Boron 2X to 5X%, because when adding 10X% of boron, there is formation of the rich needles in Fe-B and large amount of phase eutectic Fe-B. Boron added until 5X% promotes the increased cavitation resistance of the alloy.

Keywords: Cavitation Resistance. Effects of Boron. Coating Characteristics.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Momento do colapso de uma bolha de vapor.	15
Figura 2 - Estágios do processo de cavitação.....	16
Figura 3 – Comparação da resistência à cavitação.....	19
Figura 4 - Processos Plasma de Arco Transferido PTA e PAW.....	21
Figura 5 - Média de microdureza nas deposições.....	22
Figura 6 - Distância Bico-Peça (DBP) e Recuo do Eletrodo.....	23
Figura 7 - Aspecto dos cordões de solda analisados por Takano (2008).....	24
Figura 8 – Análise do perfil dos cordões de solda.....	25
Figura 9 – Diagrama de Schaeffler, em uso desde 1949.	27
Figura 10 – Diagrama de DeLong, 1973.	28
Figura 11 – Esquema do ensaio de cavitação pelo método vibratório.	33
Figura 12 – Imagem real do esquema para o ensaio de cavitação.	33
Figura 13 - Equipamento para a limpeza por ultrassom.....	34
Figura 14 - Balança Analítica Digital.	34
Figura 15 – Diluição, a) 0% Boro – 0,19%, e b) 10X% Boro – 27%.	36
Figura 16 – Diagrama de Schaeffler analisado com: a) Amostra 1 – SMA_1NCr.	38
Figura 17 – Diagrama de Schaeffler analisado com: a) Amostra 5 – SMA_1NCrB...38	
Figura 18 – SMA_1NCr 0%B, Amostra 1, (a) 500x e (b) 1000x.	39
Figura 19 – SMA_1NCr X%B, Amostra 2, (a) 500x e (b) 1000x.....	40
Figura 20 – SMA_1NCr 2X%B, Amostra 3, (a) 500x e (b) 1000x.....	40
Figura 21 – SMA_1NCr 5X%B, Amostra 4, (a) 500x e (b) 1000x.....	41
Figura 22 – SMA_1NCr 10%B, Amostra 5, (a) 500x e (b) 1000x.	41
Figura 23 – SMA_1NCr 10X%B, Amostra 5, 1000x.	42
Figura 24 – Diagrama de fases de Ferro-Boro.....	43
Figura 25 – SMA_1NCr 0%B_12 h.....	44
Figura 26 – SMA_1NCr 0%B_22 h.....	44
Figura 36 – SMA_1NCr 2X%B_12 h.	45
Figura 37 – SMA_1NCr 2X %B_22 h.	45
Figura 38 – SMA_1NCr 5X%B_12 h.	45
Figura 39 – SA_1NCr 5X%B_22 h.	45
Figura 31 – MEV da liga SMA_1NCr 0%B - (a) 4h e (b) 12h.....	47
Figura 32 – MEV da liga SMA_1NCr 2X%B - (a) 4h e (b) 12h.	47
Figura 33 – MEV da liga SMA_1NCr 5X%B - (a) 4h e (b) 12h.	48

LISTA DE GRÁFICOS

Gráfico 1 – Microdureza média das amostras da Liga SMA_1NCrB.....	43
Gráfico 2 – Perda de massa acumulada no ensaio de cavitação acelerada.	45
Gráfico 3 – Difratoograma da Liga SMA_1NCr 0%B.....	49
Gráfico 4 – Difratoograma da Liga SMA_1NCr 2X%B	49
Gráfico 5 – Difratoograma da Liga SMA_1NCr 5X%B	50

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Relações de Ni e Cr equivalentes utilizadas nos aços austeníticos.	28
Tabela 2 - Composição Química das ligas SMA_1Ncr e SMA_1NcrB.	29
Tabela 3 - Densidade aparente.	30
Tabela 4 - Composição Química do Aço Inoxidável Austenítico AISI 304.	30
Tabela 5 – Parâmetros de deposição utilizados para a soldagem das ligas.	30
Tabela 6 – Diluição das amostras e energia de soldagem utilizada.	36
Tabela 7 – Comparação da diluição e microdureza Vickers da liga SMA_1Ncr.	42
Tabela 9 – Dados obtidos após o ensaio de cavitação pelo método indireto.	46

LISTA DE SIGLAS

AISI	American Iron and Steel Institute
ASTM	American Society for Testing and Materials
CCC	Cúbica de Corpo Centrado
CFC	Cúbica de Face Centrada
DRX	Difração de Raios-X
EFE	Energia de Falha de Empilhamento
EMF	Efeito de Memória de Forma
GTAW	Gas Tungsten Arc Welding
HC	Hexagonal Compacta
HV	Vickers Hardness
MEV	Microscópio Eletrônico de Varredura
MAG	Metal Active Gas
MIG	Metal Inert Gas
PAW	Plasma Arc Welding
PTA	Plasma a Arco Transferido
SMA	Shape Memory Alloys
UTFPR	Universidade Tecnológica Federal do Paraná
WRC	Welding Research Council
ZTA	Zona Termicamente Afetada

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO	12
1.1 PROBLEMA	13
1.2 JUSTIFICATIVA	13
1.3 OBJETIVOS	13
1.3.1 Objetivo geral	13
1.3.2 Objetivos específicos	14
2 FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA	15
2.1 CAVITAÇÃO	15
2.2 REVESTIMENTOS RESISTENTES À CAVITAÇÃO	17
2.3 LIGAS COM MEMÓRIA DE FORMA (SMA)	18
2.4 PROCESSO DE DEPOSIÇÃO POR PLASMA PTA	20
2.4.1 Variáveis do Processo	21
2.5 MICROESTRUTURA DE SOLIDIFICAÇÃO	26
2.5.1 Diagrama de Schaeffler	26
2.5.2 Diagrama de DeLong	27
3 METODOLOGIA	29
3.1 PREPARAÇÃO DAS LIGAS	29
3.2 PREPARAÇÃO METALGRÁFICA DOS REVESTIMENTOS	31
3.3 CÁLCULO DA DILUIÇÃO	31
3.4 ANÁLISE POR MICROSCOPIA ÓTICA	31
3.5 ENSAIO DE MICRODUREZA VICKERS	32
3.6 ENSAIO DE CAVITAÇÃO	32
3.7 ANÁLISE POR MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA	35
3.8 ANÁLISE POR DIFRAÇÃO DE RAIOS-X	35
4 RESULTADOS E DISCUSSÕES	36
4.1 ANÁLISE DO CÁLCULO DA DILUIÇÃO	36
4.2 ANÁLISE DA MICROESTRUTURA DE SOLIDIFICAÇÃO	37
4.3 ANÁLISE EM MICROSCÓPIO ÓTICO	39
4.4 ANÁLISE DA MICRODUREZA VICKERS (HV)	42
4.5 ANÁLISE DA PERDA DE MASSA POR CAVITAÇÃO	44
4.6 ANÁLISE DA EM MICROSCÓPIO ELETRÔNICO DE VARREDURA (MEV) ..	46
4.7 ANÁLISE COM DIFRATÔMETRO DE RAIOS-X (DRX)	48
5 CONCLUSÕES	51
REFERÊNCIAS	52

1 INTRODUÇÃO

As turbinas hidráulicas são projetadas para transformar a energia mecânica, de um fluxo de água, em potência de eixo. Atualmente são mais encontradas em usinas hidrelétricas, onde são acopladas a um gerador elétrico conectado à rede de energia. As turbinas hidráulicas são extremamente eficientes, entretanto, como manipulam enormes quantidades de energia, as pequenas perdas de eficiência são significativas, portanto, necessitam de manutenção.

Uma das principais causas da diminuição da eficiência da turbina, é a perda de massa de seus componentes por cavitação, então a manutenção é realizada através do processo de soldagem, onde se reveste a região erodida pela cavitação, seja a pá, rotor ou ambos, recuperando-se o perfil do componente e obtendo-se uma camada de revestimento para proteção desses componentes.

Uma vez que as características metalúrgicas do revestimento são dependentes dos parâmetros de soldagem escolhidos, do metal utilizado na fabricação dos componentes, entre outros, deve-se investigar a influência dos parâmetros e materiais a serem utilizados na recuperação da região erodida. Desta forma, é possível obter um revestimento com resistência à cavitação superior em relação ao metal base da turbina.

O revestimento à base de Fe-Mn (Ferro-Manganês) foi depositado por Plasma a Arco Transferido (PTA) utilizando pó como material de deposição. Este pó precisa ser resistente o suficiente a ponto de evitar ou atrasar o processo de erosão por cavitação dos componentes revestidos, para isso, foi selecionado o Boro (B), a ser adicionado ao revestimento, em porcentagens diferentes para verificar a sua influência sobre o resultado final, na intenção de melhorar as características da liga, tais como maior resistência a abrasão e cavitação.

A elaboração deste revestimento considerou o fato de que a combinação dos elementos foi baseada na melhora da resistência à corrosão e cavitação, e assim, selecionou-se uma liga Fe-Mn-Cr-Si (Ferro, Manganês, Cromo, Silício), com adição de Boro, que eleva a dureza e aumenta a formação de martensita por deformação, em virtude da precipitação de carbonetos em sua estrutura.

1.1 PROBLEMA

Como a adição de Boro irá influenciar nas características finais de revestimentos Fe-Mn-Cr-Si resistentes à cavitação, de forma a diminuir ou evitar os danos causados pela erosão e perda de massa dos componentes mecânicos de turbinas hidráulicas?

1.2 JUSTIFICATIVA

O problema da cavitação se tornou parte do cotidiano de empresas que utilizam turbinas hidráulicas, portanto, é preciso estudar a fundo as formas possíveis de evitar ou diminuir esse problema. Para isso, a utilização de revestimentos resistentes à erosão por cavitação se torna algo muito relevante, sendo necessário encontrar propriedades mecânicas ótimas para esses revestimentos, na forma de testes e ensaios mecânicos com as ligas desses revestimentos, verificando a influência destes e a importância de se utilizar algum elemento específico, que possa estar auxiliando na solução desejada.

1.3 OBJETIVOS

1.3.1 Objetivo geral

O objetivo deste trabalho é estudar os efeitos do Boro na microestrutura, soldabilidade e resistência à cavitação de revestimentos Fe-Mn-Cr-Si depositados, em chapas de aço inoxidável AISI 304, pelo processo de soldagem Plasma PTA, avaliando os efeitos da sua adição variada na microestrutura, microdureza, formação dos grãos e fases geradas.

1.3.2 Objetivos específicos

- Avaliar as alterações microestruturais e de microdureza nos revestimentos depositados por Plasma PTA pó, com ligas a base de Fe-Mn-Cr-Si resistentes à cavitação, com e sem a adição de Boro;
- Verificar a influência do Boro na solidificação e resistência à cavitação dos revestimentos depositados por Plasma PTA pó;

2 FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA

2.1 CAVITAÇÃO

Conforme citado por Ribeiro (2007), durante o fluxo de água sobre a pá de um rotor de turbina hidráulica, formam-se gradientes de pressão. Em alguns pontos da superfície da pá, onde a pressão atinge valores abaixo da pressão de vapor da água na temperatura de operação, formam-se bolhas de vapor de água que são conduzidas pelo fluxo de água até atingirem uma determinada região da pá, condensando-se instantaneamente.

Devido ao colapso da bolha de vapor, conforme aparece na Figura 1, ocorre a projeção abrupta de um microjato de água contra a superfície da pá e com a projeção intermitente de microjatos ocorre a aplicação contínua de tensões cíclicas, que se sobrepõem ao carregamento operacional do rotor. As solicitações impostas por este carregamento causam a perda de massa do componente, denominada erosão por cavitação.

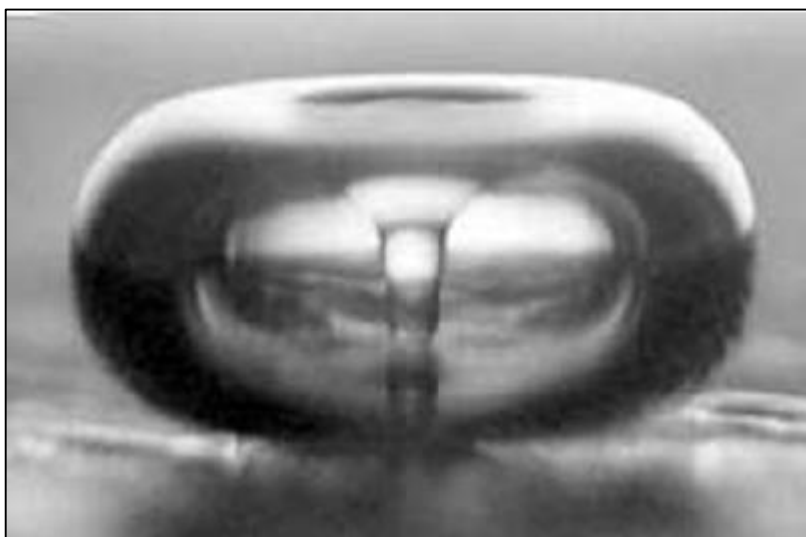


Figura 1 - Momento do colapso de uma bolha de vapor.
Fonte: www.sonosys.de/images.

Tal desgaste resulta em vibração e ruídos excessivos, além da redução do rendimento da unidade geradora pela queda de potência do motor hidráulico (RIBEIRO, 2007). A cavitação tem diferentes estágios ou períodos de desenvolvimento (RIBEIRO, 2007), como apresenta a Figura 2.

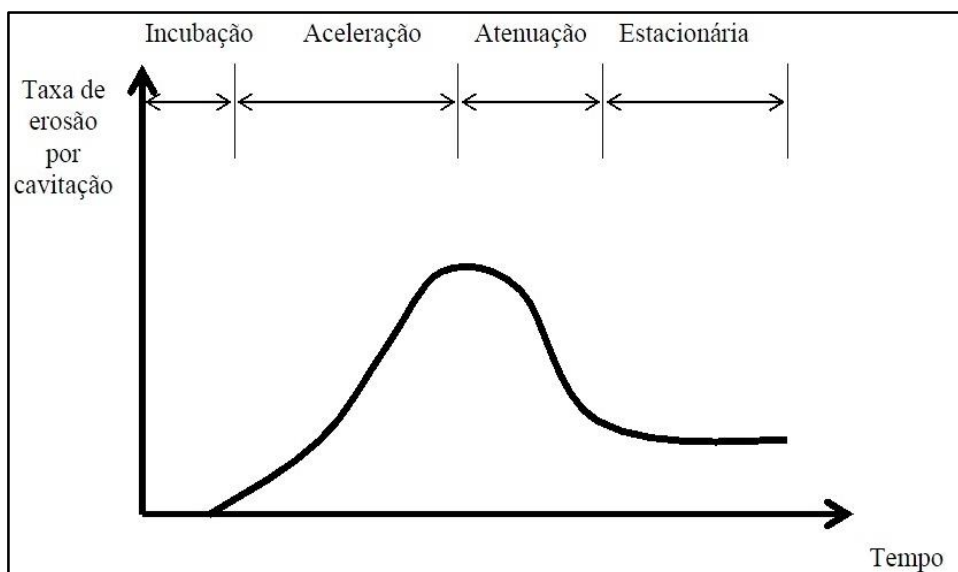


Figura 2 - Estágios do processo de cavitação.
Fonte: RIBEIRO (2007).

O processo de perda de massa inicia-se numa fase de incubação, em que as tensões causam deformação superficial com pequena ou inexistente perda de massa. Em seguida ocorre a fase de acumulação ou aceleração, onde a perda de massa atinge um valor máximo, devido ao encruamento da superfície.

A fase de atenuação é caracterizada pela redução da taxa de erosão por cavitação, pois a energia do impacto das bolhas de vapor é parcialmente absorvida pelo aumento da rugosidade superficial da área que sofre a cavitação. Por fim, a perda de massa torna-se aproximadamente constante, chamada de fase estacionária. Ocorre devido à redução de pressão no colapso das bolhas no entorno da superfície rugosa e do amortecimento da colisão das bolhas pelo líquido retido nas reentrâncias da superfície erodida.

Conforme citado por Pukasiewicz (2008), alguns dos principais fatores que levam os rotores de turbinas à perda de massa por cavitação, são:

- Projeto de perfil inadequado;
- Perda do perfil das pás rotoras, devido a sucessivos reparos;
- Material de fabricação da turbina inadequado à aplicação;
- Processo de corrosão do rotor e das pás da turbina;
- Rugosidade excessiva da superfície da pá;
- Operação fora dos limites, com carga parcial ou com sobrecarga;
- Proteções insuficientes das áreas sujeitas à cavitação severa.

Um dos fatores que mais afeta a resistência à cavitação de uma liga é a microestrutura e alguns aspectos metalúrgicos, que variam conforme a característica do material, tais como: estrutura cristalina, transformação de fase, tamanho de grão, formação de maclas, entre outros (SIMONEAU, 1986).

2.2 REVESTIMENTOS RESISTENTES À CAVITAÇÃO

Em meados da década de 90, as áreas sujeitas à cavitação em turbinas hidráulicas eram recuperadas exclusivamente por soldagem com eletrodos revestidos de aços inoxidáveis austeníticos tradicionais, entretanto a resistência relativamente baixa desses aços à erosão por cavitação, motivou o desenvolvimento de aços inoxidáveis ao Cobalto (Co), como as ligas comerciais *Cavitec* e *Hidroloy*, que possuem resistência mais elevada, porém são de alto custo. Ligas a base de Co (*Stellites*) tem excelente resistência a cavitação, mas têm alto custo e apresentam susceptibilidade a trincas, acrescida da dificuldade no acabamento final por esmerilhamento (BOCCANERA, 1999; MENON, MOSIER, 1996; SIMONEAU, 1986).

Apesar do bom desempenho na proteção contra cavitação, os consumíveis disponíveis no mercado brasileiro tem custo elevado, seja pelo fato da importação ou, somado a isso, a existência do teor relativamente elevado de Co (cerca de 10% em peso) em sua composição (BOCCANERA, 1999; SIMONEAU, 1986). Nesse contexto a pesquisa e desenvolvimento de novos materiais, em particular de aços inoxidáveis isentos de cobalto, para revestir superfícies cavitadas ou sujeitas à cavitação, são atividades de relevante interesse especialmente na área hidrelétrica, portanto, a utilização de aços inoxidáveis ao Cromo, Manganês, Silício e Nitrogênio (Cr-Mn-Si-N), de elevada resistência a erosão por cavitação se torna viável, pois além do baixo custo, atendem aos requisitos de boa soldabilidade e funcionalidade.

Aços inoxidáveis constituem um grupo de materiais metálicos de alta liga cujos principais elementos químicos são: Ferro (Fe), Carbono (C), Cromo (Cr) e Níquel (Ni). Caracterizam-se pela sua resistência à oxidação atmosférica e à corrosão, devido à formação de uma camada passiva, uma reação entre o Cr e o Oxigênio (O). Para isto, é necessário que o material apresente no mínimo 10,5% de Cr em sua constituição (LIPPOLD; KOTECKI, 2005).

Simoneau (1986) observou um aumento na resistência à cavitação conforme a energia de falha de empilhamento (EFE) diminui. Esta energia é associada à mudança da sequência de empilhamento das posições atômicas e esta falha ocorre porque a energia livre para a ocorrência da falha de empilhamento é menor que a energia para a movimentação de uma discordância unitária. Vários estudos demonstram que a EFE pode ser influenciada pela utilização de elementos de liga.

É comprovado que o Mn incrementa a solubilidade do N, aumenta a resistência à trincas de solidificação e contribui para diminuir a EFE (MCCAUL, 1996). Substituindo o Ni pelo Mn nos aços inoxidáveis, produz-se um aumento de três vezes mais na resistência a cavitação. O Mn regula a presença das martensitas ϵ (martensita HC) e α' (martensita CCC). Quanto maior o conteúdo de Mn, maior é a transformação de γ (austenita CFC) e ϵ (martensita HC) (SIMONEAU, 1986).

No caso do Silício (Si), Reed (1988) mostra dados de sua forte influência na EFE, chegando a diminuí-la para 4,7 mJ/m² por cada incremento de 1 % em peso. O autor analisou ainda a dependência da EFE com a composição química e verificou a influência positiva desse elemento na transformação austenita e martensita.

O Cromo (Cr) é um elemento estabilizador da ferrita, contribui com o aumento da dureza por solução sólida substitucional, tende a diminuir a EFE, sendo que seus efeitos são mais significativos para uma porcentagem em peso próximo a 9%, acima deste valor há uma tendência de elevar a EFE (LI, LÜ, JIANG, 1999).

O Boro (B) proporciona o refinamento dos grãos, formação de intermetálicos de Fe-B, diminui a taxa de corrosão e o ponto de fusão da liga, e segundo Gregory (1980), sua adição está associada a uma microestrutura com características específicas na resistência ao desgaste abrasivo a baixas tensões. Segundo Shyne *et al.* (1956), a adição de Boro aumenta a resistência mecânica e refina os grãos.

2.3 LIGAS COM MEMÓRIA DE FORMA (SMA)

Observou-se na literatura que adições controladas de elementos formadores de nitretos e carbonetos com posterior tratamento termomecânico produzem precipitados finos, na ordem nanométrica, que elevam a resistência da matriz austenítica e diminuem o tamanho de grão, favorecendo o efeito de memória de forma (EMF) em ligas Fe-Mn-Si (ARIAPOUR *et al.*, 2001; BARUJ *et al.*, 2004; KAJIWARA *et al.*, 2001; KUBO *et al.*, 2004).

As ligas com memória de forma (*Shape Memory Alloys - SMA*) são compostas de metais que quando submetidos a uma deformação plástica possuem a capacidade de retornar à sua forma original depois de um aquecimento subsequente. Se a recuperação de forma for impedida, de alguma maneira, forças elevadas podem ser geradas, através do Efeito de Memória de Forma (EMF). Estas características de geração de força, sensibilidade térmica e atuação termomecânica, promovem o potencial de desenvolvimento de vários dispositivos e equipamentos avançados (OTSUKA, KEN, 1999a).

Uma liga com memória de forma pode, também, ser definida como um material em que há formação de martensita termoelástica. Neste caso, a liga sofre uma transformação martensítica que lhe viabiliza a deformação (reversível quando aquecida a temperatura elevada) por um mecanismo de maclagem, abaixo da temperatura de transformação (OTSUKA, KEN, 1999b).

A Figura 3 apresenta um gráfico de uma liga L03 estudada por Ribeiro *et al.* (2010) semelhante a ligas SMA, comparando a resistência à cavitação desta liga com a resistência à cavitação de algumas ligas convencionais.

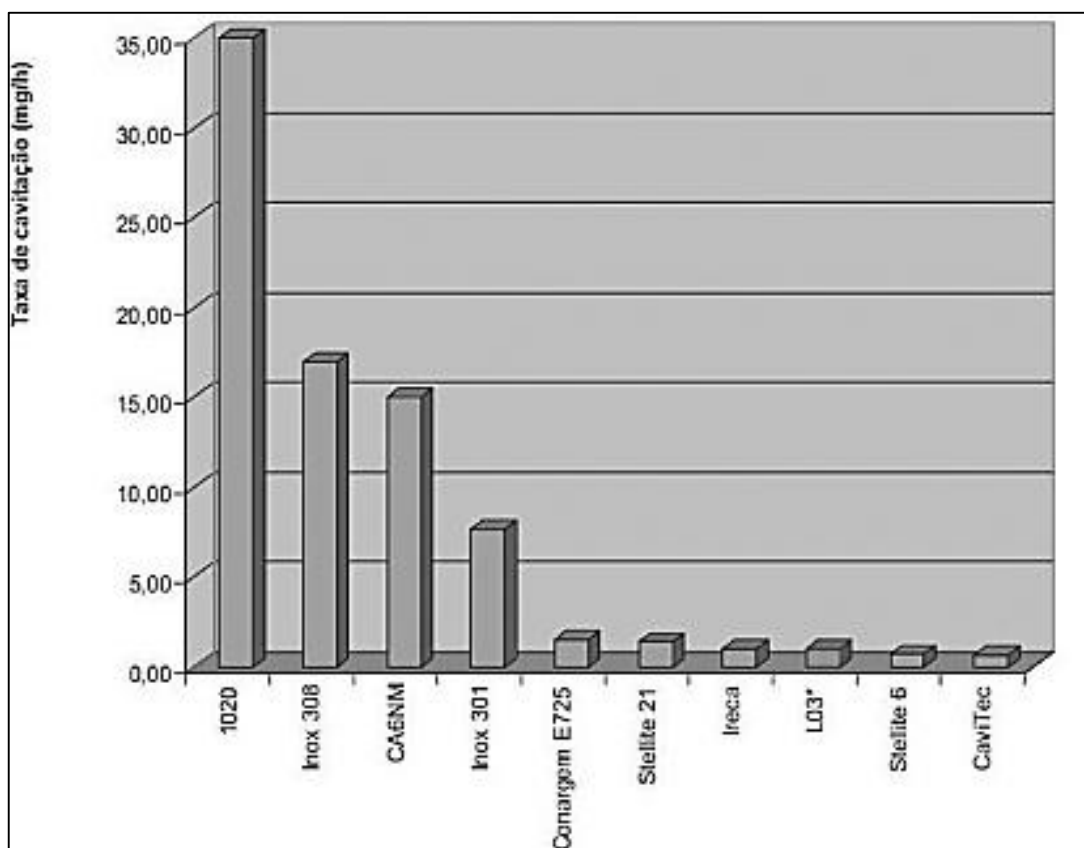


Figura 3 – Comparação da resistência à cavitação da liga L03 com ligas comerciais.
Fonte: RIBEIRO *et al* (2010).

Comparando a resistência à cavitação da liga L03 (Figura 3) com a liga convencional do aço inoxidável martensítico ASTM A743-CA6NM, é possível verificar que é muito maior, pois perdeu menos massa em relação à perda do aço.

2.4 PROCESSO DE DEPOSIÇÃO POR PLASMA PTA

O processo Plasma de Arco Transferido (PTA) consiste em uma descarga elétrica, sustentada através de um gás ionizado à elevada temperatura, produzindo energia térmica suficiente para ser usado em soldagem. A soldagem a plasma é um processo que utiliza o arco operando em condições especiais que atua como uma fonte extremamente estável de calor que permite a soldagem da maioria dos metais com espessuras de 0,02 mm a 6 mm (DIAZ *et al.*, 2010).

Este processo é baseado no processo de soldagem a arco elétrico com gás tungstênio (*Gas Tungsten Arc Welding* - GTAW), que utiliza um eletrodo de tungstênio não-consumível que fica no interior da tocha, um bico constritor refrigerado a água, gás de proteção para a poça fundida e o gás de plasma (MARQUES, MODENESI, 2006; DIAZ, DUTRA, D'OLIVEIRA, 2010).

O bocal constritor impede que o arco sofra uma variação muito grande ao longo de sua extensão, desde a sua saída do orifício constritor até o substrato, mesmo que ocorram pequenas variações na distância tocha-peça. Esta seria uma das diferenças marcantes entre o processo PTA e o GTAW (DIAZ *et al.*, 2010).

Um pequeno fluxo de argônio passa através do bocal constritor para formar a chama de plasma. A proteção do plasma e da poça de fusão é feita por um gás (normalmente argônio ou hélio) fornecido pelo bocal externo. O arco de soldagem é iniciado com o auxílio de um arco piloto de baixa corrente, mantido entre o eletrodo e o bocal. Quando a peça é parte do circuito elétrico de soldagem, o processo é denominado de plasma “transferido”; quando a peça não faz parte do circuito elétrico tem-se soldagem a plasma “não-transferido” (MARQUES, MODENESI, 2006).

O processo de soldagem Plasma de Arco transferido que utiliza metal de adição na forma de arame é chamado PAW (*Plasma Arc Welding*) e quando o processo de soldagem utiliza pó como material de adição, o processo é usualmente denominado PTA (*Plasma Transferred Arc*) (BOND, 2010; TAKANO, 2008; TIGRINHO, 2005).

No caso do processo PTA, o metal de adição é transportado através de um gás de arraste inerte até a tocha, onde é fundido no arco plasma e transportado até a poça de fusão (BOND, 2010; TAKANO, 2008; TIGRINHO, 2005). Na Figura 4 é possível observar os processos PTA e PAW.

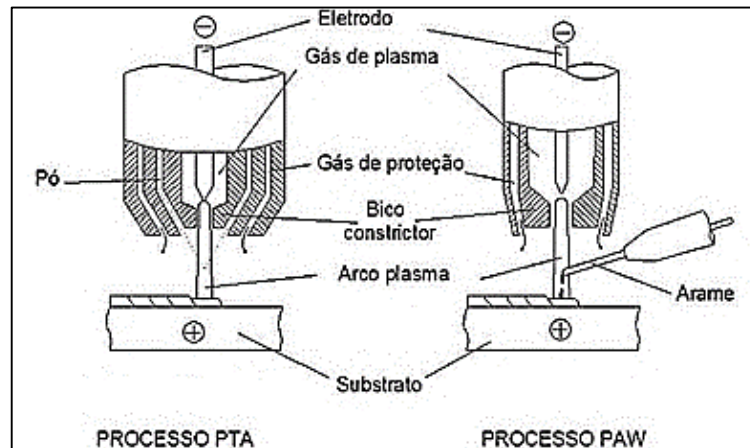


Figura 4 - Processos Plasma de Arco Transferido PTA e PAW.
Fonte: DIAZ, DUTRA, D'OLIVEIRA (2010).

A temperatura das partículas atomizadas influencia diretamente nas características do revestimento obtido, sendo esta temperatura diretamente influenciada pelos parâmetros: intensidade de corrente, distância tocha-peça e ângulo de alimentação. Revestimentos PTA são caracterizados por apresentar maior gradiente térmico na interface da linha de fusão e menor diluição, com isso o revestimento obtido possui um resfriamento mais rápido formando assim uma microestrutura refinada e densa (BOND, 2010; TAKANO, 2008; TIGRINHO, 2005).

2.4.1 Variáveis do Processo

- Intensidade de corrente

A intensidade de corrente é considerada como a principal variável que influencia no aporte térmico do revestimento PTA, observando que a uma corrente mais baixa, de 100 A, resultou em uma energia de 17 kJ/cm. Já a uma corrente mais elevada, de 160 A, observou-se que a energia resultante foi de 27 kJ/cm, diminuindo o rendimento de deposição e a presença de partículas não fundidas. Este incremento de energia na soldagem se mostrou eficaz para aumentar a fusão das partículas, mas causa uma maior diluição do revestimento, o que é indesejável para os resultados (RIBEIRO, 2007).

Analisando-se diferentes faixas de corrente para uma mesma composição de revestimento, observa-se que a uma corrente muito baixa, como 70 A, o revestimento apresenta reforço excessivo, partículas fundidas não aderidas ao cordão de solda e irregularidades na largura do cordão. Com 130 a 250 A, apresentam-se sem descontinuidades e com boa união metalúrgica. Já com 250 A, o cordão apresentou excesso de diluição ao substrato e oxidação (BOND, 2010).

- Ângulo de alimentação do Pó

Outro parâmetro variável é o ângulo de alimentação. Experimentalmente observou-se que com o bico de ângulo 60° não se obteve bons resultados, devido ao fato de haver contato do pó com o arco plasma por pouco tempo, fazendo com que o pó necessitasse absorver energia da poça fundida para ser fundido, com isso havia presença de partículas não fundidas na solda (RIBEIRO, 2007).

Na utilização do bico de 30°, o pó incidiu diretamente na região mais quente do arco, permanecendo mais tempo no jato de plasma, havendo a completa fusão das partículas, cujas as mais finas podem evaporar, assim, há maior diluição e menor dureza (Figura 5), sendo o inverso para o uso do bico de 60° (BOND, 2010).

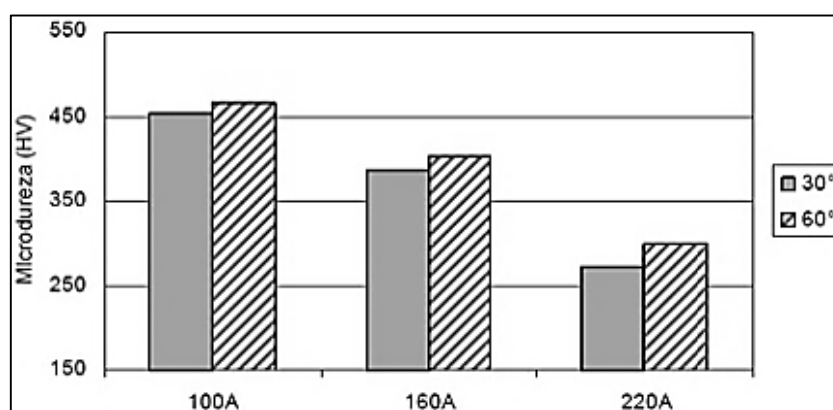


Figura 5 - Média de microdureza nas deposições.
Fonte: BOND (2010).

- Diâmetro do Bico Constritor

O bico constritor, onde fica confinado o eletrodo, apresenta um orifício central pelo qual o arco e o volume de gás de plasma passam. O diâmetro do bico constritor tem grande influência sobre a qualidade do revestimento, devido a relação com a largura e penetração do cordão. A corrente de soldagem diminui à medida que reduzem-se os diâmetros de bico constritor (DIAZ *et al.*, 2010; TAKANO, 2008).

- Recuo do Eletrodo

Oliveira (2001) estudou a influência do recuo do eletrodo (medido desde a ponta do eletrodo até a face externa do bico constritor), no processo plasma de arco transferido alimentado com arame, objetivando identificar uma possível influência do grau de constrição do arco sobre a tensão do arco. Os resultados mostraram uma variação da tensão em função do recuo do eletrodo. A medida que se reduz o recuo do eletrodo (Figura 6), a largura do cordão aumenta e são obtidos cordões com menor profundidade de penetração. Esta variação se deve à redução do efeito de constrição, produzindo uma maior área de incidência do arco sobre o substrato.

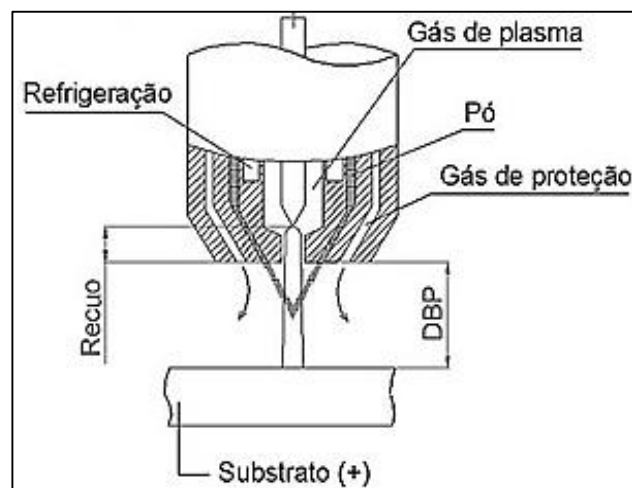


Figura 6 - Distância Bico-Peça (DBP) e Recuo do Eletrodo.
Fonte: DIAZ *et al* (2010).

- Distância Bico-Peça (DBP)

O grau de influência da distância bico-peça (Figura 6) sobre o revestimento depende muito do recuo de eletrodo em relação ao bico constritor e do diâmetro do orifício constritor, devendo estar entre 10 e 15 mm, pois se a distância for superior, a eficiência do gás de proteção é reduzida significativamente e a porcentagem de diluição diminui (RIBEIRO, 2007; HALLEN *et al.*, 1991; DIAZ *et al.*, 2010).

- Vazão do Gás de Plasma

A vazão do gás de plasma está diretamente ligada à intensidade do arco, à qualidade do depósito, ao desgaste do eletrodo e à penetração do cordão sobre o metal de base. Com uma vazão excessiva, ocorre o excesso de penetração, poros e óxidos, e com uma vazão insuficiente, ocorrem poros, instabilidade do arco e desgaste excessivo do eletrodo (RIBEIRO, 2007).

Para TAKANO *et al.* (2008), a vazão de gás de plasma também tem o mesmo efeito que a intensidade de corrente, quanto maior a vazão, maior a diluição, maior a estabilidade do arco e menor a dureza do revestimento.

A vazão do gás de arraste influencia na dispersão das partículas do pó, e em muitos casos é possível observar partículas de pó não-fundidas aderidas nas laterais do revestimento final. Nas ocasiões em que a taxa de deposição é muito alta em relação à corrente, observa-se pó não-fundido sobre o substrato (DIAZ *et al.*, 2010).

- Velocidade de Soldagem

A velocidade de soldagem também é um parâmetro a ser considerado, quanto menor esta velocidade de soldagem, maior será a largura do cordão de solda. Conforme varia a velocidade de soldagem, maior ou menor é a adição de metal para um mesmo comprimento de solda. Das variáveis citadas acima Takano *et al.* (2008) estudou sua influência na qualidade do revestimento por PTA (Figura 7).

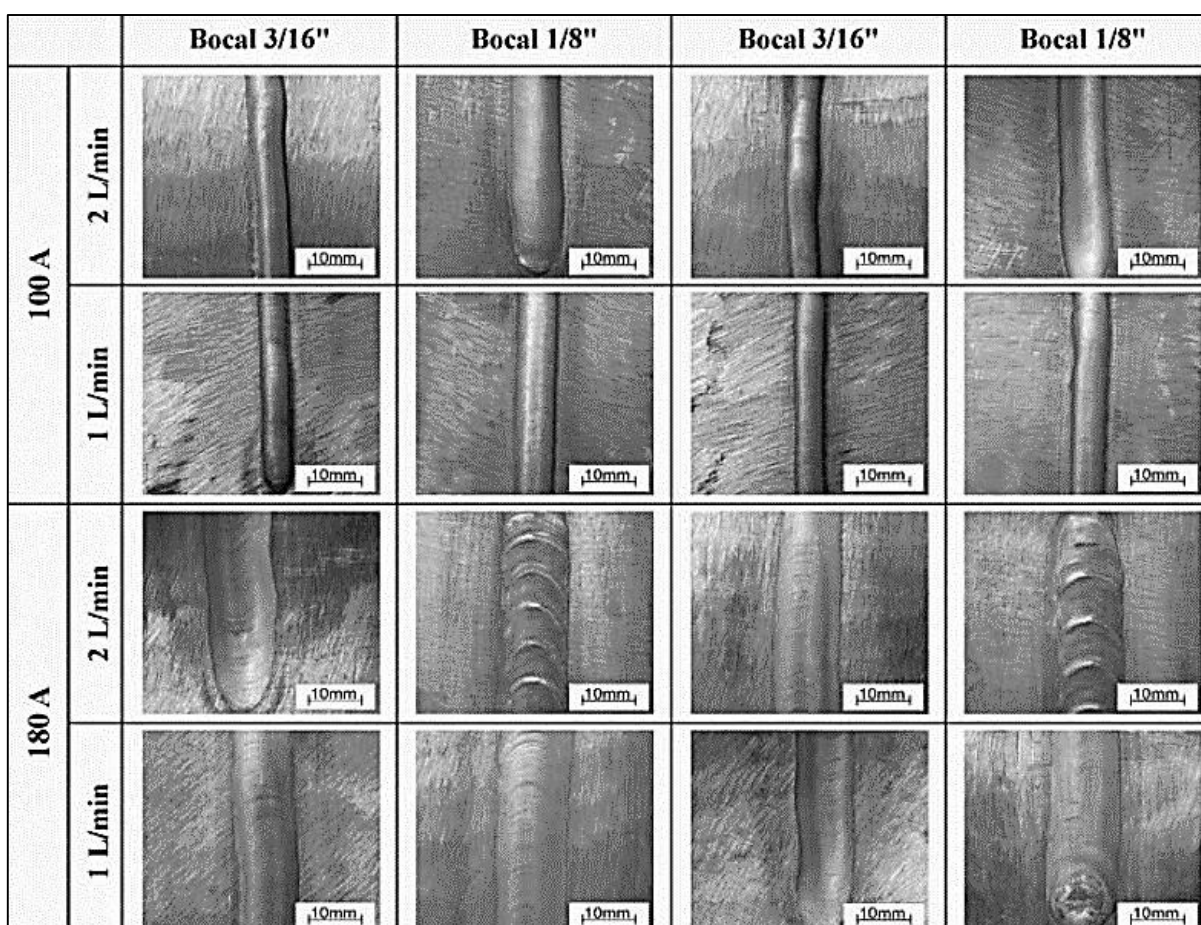


Figura 7 - Aspecto dos cordões de solda analisados por Takano (2008).

Fonte: Takano *et al.* (2008).

Analisando os cordões de solda apresentados na Figura 7, não se observa poros ou descontinuidades nos cordões. Com 100 A, apresentam-se partículas fundidas ao redor do cordão e com 180 A, apresenta-se uma maior turbulência na poça de fusão, evidenciada pela formação de escamas. A molhabilidade das amostras aumentou com o aumento da corrente e com a diminuição do tamanho do bocal (TAKANO *et al.*, 2008). Essa molhabilidade é a boa fusão entre o metal fundido e o metal de base (substrato) e é mais visível na Figura 7, através da análise visual do “espalhamento” do cordão sobre o substrato. Os cordões mais circulares têm molhabilidade menor em relação aos de maior área de contato com o substrato.

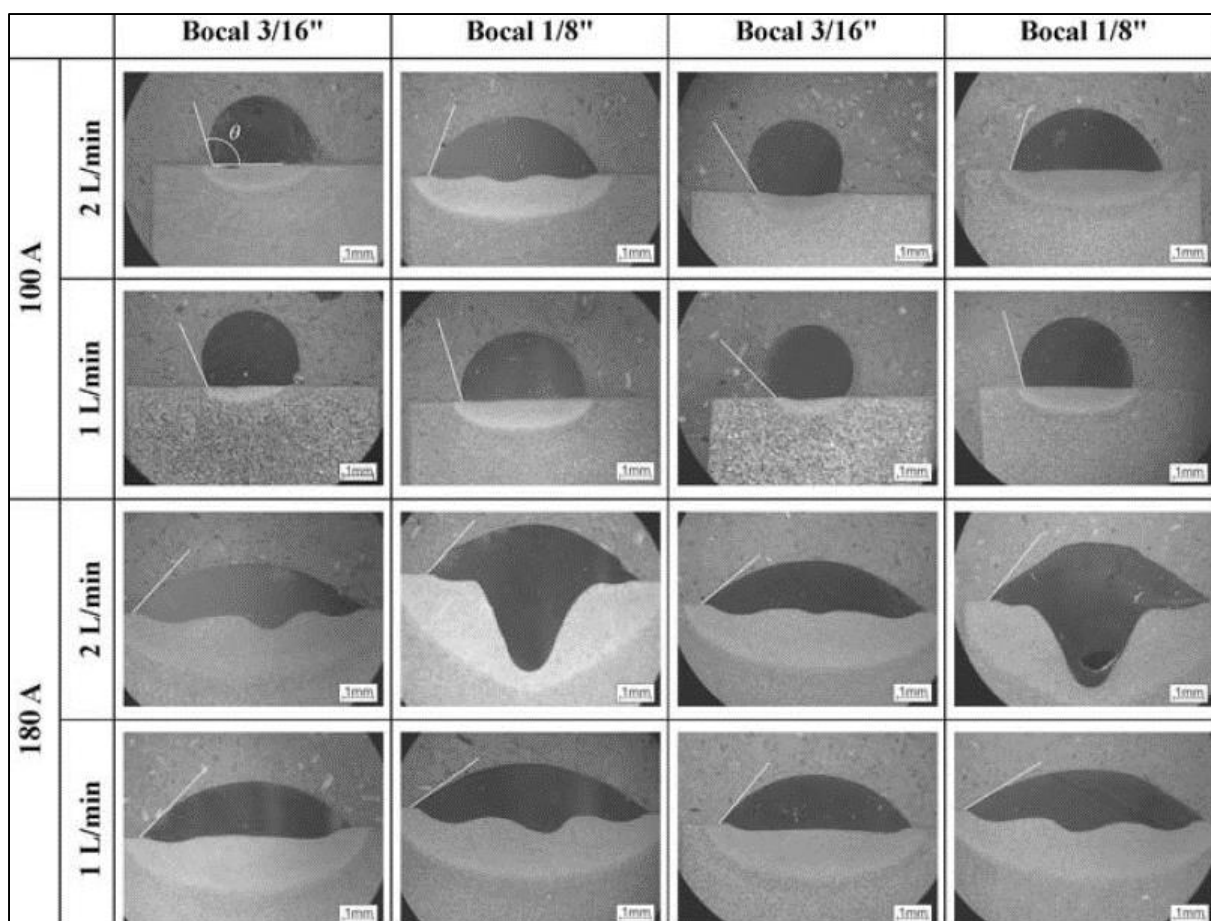


Figura 8 – Análise do perfil dos cordões de solda.
Fonte: Takano *et al.* (2008).

Na Figura 8, analisando-se a diluição, percebe-se que ficou muito elevada nos cordões com a aplicação de uma maior energia de soldagem, ou seja, maior intensidade de corrente e menor tamanho do bico constritor. Estes cordões, com maior energia de soldagem, foram os que apresentaram a formação de escamas, devido a turbulência na poça de fusão (TAKANO *et al.*, 2008).

Seguem algumas vantagens no uso da deposição por Plasma PTA em relação às outras técnicas:

- a) Elevada estabilidade do arco, mesmo com correntes baixas;
- b) Parâmetros bem controláveis;
- c) Jato de Plasma com energia mais concentrada;
- d) A coluna do arco é rígida e de pequeno diâmetro;
- e) A velocidade de soldagem pode ser mais elevada que no GTAW;
- f) Boa união metalúrgica do revestimento;
- g) Flexibilidade para mudar a composição química do revestimento.

2.5 MICROESTRUTURA DE SOLIDIFICAÇÃO

A microestrutura de solidificação de aços inoxidáveis exige muito estudo para ser predita, lidando principalmente com os efeitos da composição na microestrutura da solda nessas ligas. Vários diagramas foram desenvolvidos, baseados na composição química das ligas (LIPPOLD, KOTECKI, 2005).

2.5.1 Diagrama de Schaeffler

Anton Schaeffler desenvolveu, com base nas pesquisas anteriores, um diagrama de constituição para metais soldados que possibilita a predição da microestrutura de um metal de solda baseado na composição química. Esse diagrama contém fórmulas de níquel e cromo equivalentes para os eixos, com intervalos para as fases microestruturais específicas do metal de solda plotadas.

Elementos promotores de ferrita são incluídos no Cr_{eq} e elementos promotores de austenita são incluídos no Ni_{eq} (LIPPOLD, KOTECKI, 2005). A forma final do diagrama permite que se determine a microestrutura formada pelo cálculo de equivalências dos elementos promotores de austenita (níquel, manganês, carbono, nitrogênio, cobre e cobalto) e ferrita (cromo, molibdênio, silício, e nióbio) pelas fórmulas de níquel e cromo equivalentes, de acordo com as equações 1 e 2:

$$\text{Níquel equivalente} = Ni + 30 \times C + 0,5 \times Mn \quad (1)$$

$$\text{Cromo equivalente} = Cr + Mo + 1,5 \times Si + 0,5 \times Cb \quad (2)$$

O diagrama de Schaeffler, ainda em uso, é apresentado pela Figura 9.

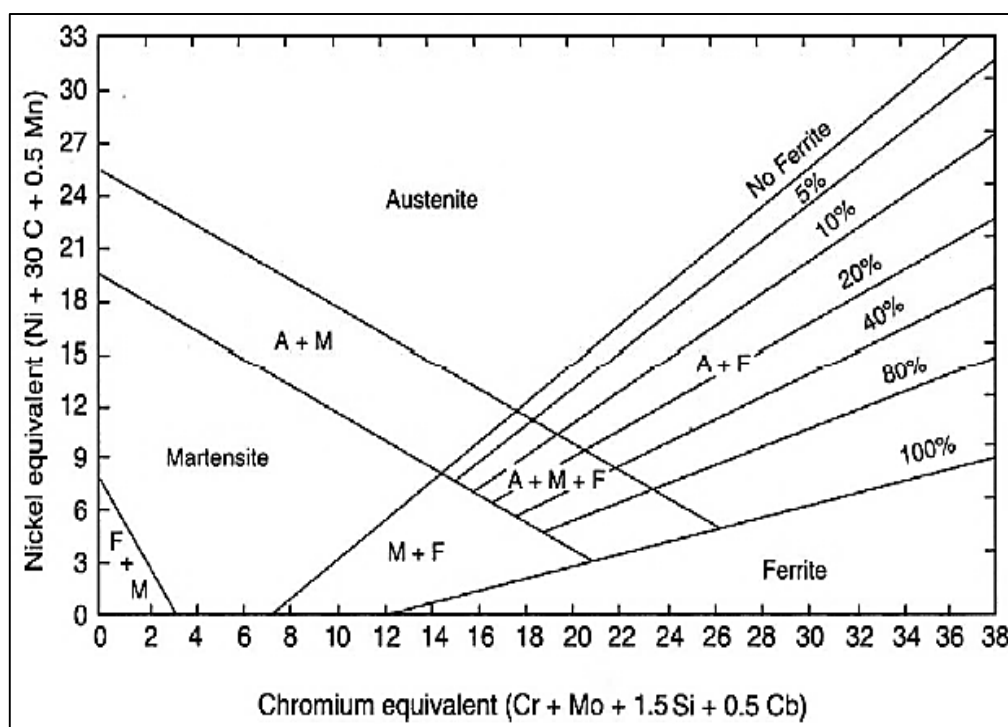


Figura 9 – Diagrama de Schaeffler, em uso desde 1949.
Fonte: SCHAEFFLER (1949).

A partir das fórmulas de Cr e Ni equivalentes, é possível encontrar-se o ponto correspondente à liga de interesse no diagrama da Figura 9, e assim prever as fases formadas no revestimento, porém, não prevê a ação do Nitrogênio como elemento estabilizador da austenita, sendo esta analisada por DeLong *et al.* (1973).

2.5.2 Diagrama de DeLong

Em 1973, DeLong *et al.*, em vez de tentarem prever a constituição do metal de solda para uma grande faixa de composições, focalizaram uma região particular de interesse, os aços inoxidáveis austeníticos. A escala aumentada e o posicionamento mais preciso das linhas (Figura 10) permitiam uma melhor previsão do teor de ferrita. Eles também pesquisaram a influência do N na microestrutura do metal de solda, e introduziram esse elemento na equação de Ni equivalente, originando a equação (3):

$$\text{Níquel equivalente} = \text{Ni} + 30 \times \text{C} + 0,5 \times \text{Mn} + 30 \times \text{N} \quad (3)$$

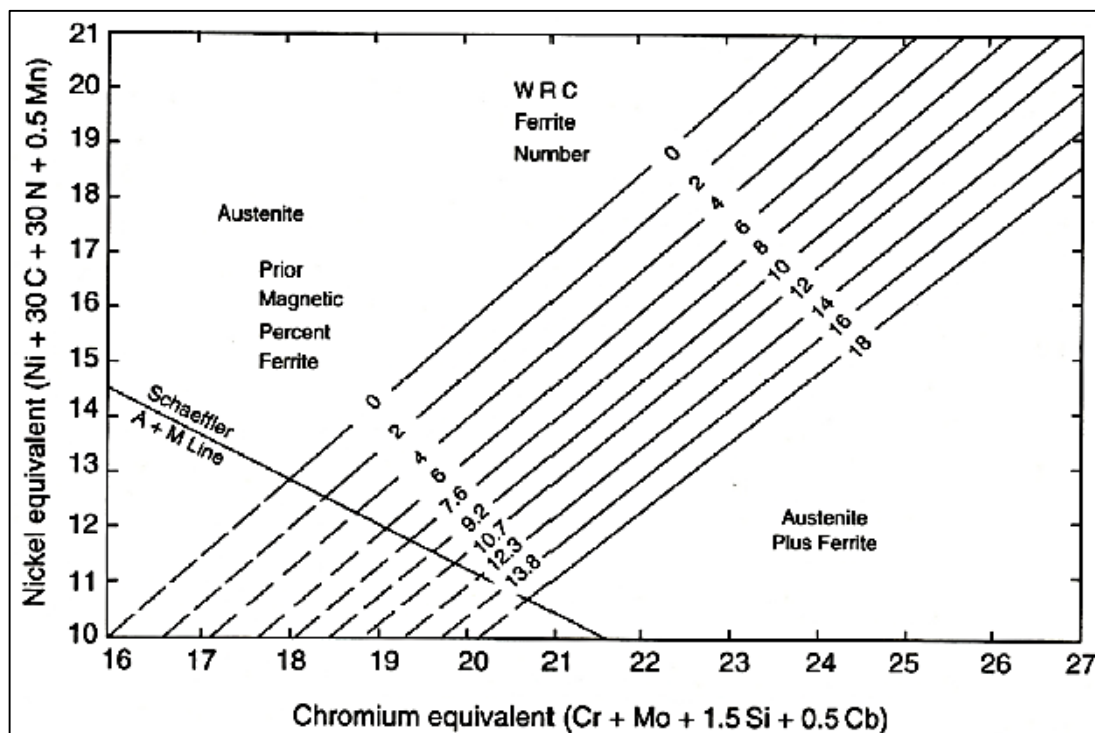


Figura 10 – Diagrama de DeLong, 1973.
Fonte: DELONG *et al.* (1973).

No diagrama de DeLong, na Figura 10, o espaçamento entre as linhas de igual teor de ferrita é relativamente constante, enquanto que no diagrama de Schaeffler (Figura 9) esse espaçamento varia. Foi adicionada a escala para o Número de Ferrita, em função da dificuldade de quantificar o teor em volume de ferrita. O valor do número de ferrita é obtido com base em medições magnéticas.

Existem outras relações utilizadas para aços austeníticos (Tabela 1).

Tabela 1 – Relações de Ni e Cr equivalentes utilizadas nos aços austeníticos.

Diagrama	Ano	Cromo equivalente [%]	Níquel Equivalente [%]
Schaeffler	1949	$Cr + Mo + 1,5Si + 0,5 Nb$	$Ni + 0,5Mn + 30C$
DeLong	1956	$Cr + Mo + 1,5Si + 0,5 Nb$	$Ni + 0,5Mn + 30C + 30N$
Hull	1973	$Cr + 1,21Mo + 0,48Si + 0,14Nb + 2,27V + 0,72W + 2,20Ti + 0,21Ta + 2,48Al$	$Ni + (0,11Mn - 0,0086Mn^2) + 24,5C + 14,2N + 0,41Co + 0,44Cu$
Hammar e Svensson	1979	$Cr + 1,37Mo + 1,5Si + 2Nb + 3Ti$	$Ni + 0,31Mn + 22C + 14,2N + Cu$
WRC 1992	1992	$Cr + Mo + 0,7Nb$	$Ni + 35C + 20N + 0,25Cu$

Fonte: LIPPOLD, KOTECKI (2005).

A quantidade de ferrita, martensita e austenita são normalmente estimadas pela utilização dos diagramas Schaeffler, DeLong, Hull e WRC 1992. Neste trabalho o diagrama escolhido foi o de Schaeffler, por ser o mais utilizado nas pesquisas.

3 METODOLOGIA

Esta pesquisa é de natureza aplicada, qualitativa-quantitativa e de caráter exploratório. Seus procedimentos técnicos foram realizados de forma experimental.

A metodologia deste trabalho é composta pela preparação das ligas, preparação metalográfica dos revestimentos, análise em microscópio ótico, microscópio eletrônico de varredura e por difração de raios-x, cálculo da diluição, ensaio de microdureza Vickers e ensaio de cavitação acelerada. As porcentagens de adição do Boro foram selecionadas a partir de estudos anteriores, como o de Wang e Zhu (2004), com porcentagens próximas às determinadas para os experimentos.

3.1 PREPARAÇÃO DAS LIGAS

Para se atingir as composições planejadas das ligas SMA_1NCr e SMA_1NCrB, utilizam-se pós metálicos de Cromo (Cr), Manganês (Mn), Silício (Si), Ferro (Fe) e algumas combinações, tais como Fe-Mn e Fe-Cr-N. As composições químicas dos pós metálicos utilizados nas ligas, são apresentadas na Tabela I. Não foram divulgadas as porcentagens devido ao registro de patente.

Tabela 2 - Composição Química das ligas SMA_1NCr e SMA_1NCrB.

Ligas	Composição Química						
	%Fe	%C	%N	%Mn	%Cr	%Si	%B
SMA_1NCr 0%B							0,00
SMA_1NCr X%B							X
SMA_1NCr 2X%B				Fe-Mn-Cr-Si			2X
SMA_1NCr 5X%B							5X
SMA_1NCr 10X%B							10X

Para a formação das ligas com os pós dos materiais selecionados, foi utilizado um misturador do tipo Y, rotacionando em um torno mecânico convencional a 31,5 rpm, durante 30 min, homogeneizando assim a mistura de cada liga formada.

Após a homogeneização das ligas, foi calculada a sua densidade aparente, dividindo uma certa quantidade de massa pelo volume ocupado por esta (volume aparente), obtendo os valores da Tabela 3. Em seguida foi realizada a secagem dos pós durante duas horas em estufa.

Tabela 3 - Densidade aparente.

Liga	Densidade Aparente (g/cm ³)
SMA_1NCr 0%B	3,7
SMA_1NCr X%B	3,7
SMA_1NCr 2X%B	3,5
SMA_1NCr 5X%B	3,5
SMA_1NCr 10X%B	3,5

As ligas SMA_1NCr e SMA_1NCrB, previamente preparadas, foram depositadas pelo Processo Plasma PTA em chapas de aço inoxidável AISI 304, com a sua composição química visualizada na Tabela 4.

Tabela 4 - Composição Química do Aço Inoxidável Austenítico AISI 304.

Composição Química (%)							
%C	%Mn	%Si	%P	%S	%Cr	%Ni	%N
0,08	2,00	0,75	0,045	0,03	18,00 a 20,00	8,00 a 10,50	0,10

Fonte: Catálogo Técnico *Favorit*.

Para efetuar a deposição utilizaram-se os parâmetros de soldagem observados na Tabela 5. O processo foi realizado com uma fonte de soldagem multiprocesso IMC450 e uma tocha plasma refrigerada *Thermal Dynamics* modelo 300.

Tabela 5 – Parâmetros de deposição utilizados para a soldagem das ligas.

Liga	Amostra
SMA_1 NCr 0%B	V
SMA_1 NCr X%B	W
SMA_1 NCr 2X%B	X
SMA_1 NCr 5X%B	Y
SMA_1 NCrB 10X%B	Z

Foi analisada somente uma amostra para as porcentagens intermediárias de Boro, a título de comparação, para verificar se havia uma grande variação de resultados em relação à adição de 0% e 10X% de Boro.

3.2 PREPARAÇÃO METALOGRÁFICA DOS REVESTIMENTOS

Os corpos de prova revestidos foram cortados com uma Cortadeira Metalográfica *Maxicut* na posição transversal em relação ao comprimento do cordão de solda, para então as amostras transversais e longitudinais serem embutidas em Embutidora Metalográfica *Maxipress* em baquelite. Em seguida as amostras passaram por processo de lixamento e polimento em uma Politriz Automática *Buehler*. Para o processo de lixamento, utilizou-se lixas com granulometrias de 320, 400, 600 e 1200 *mesh* a uma rotação de 250 rpm, e para o polimento utilizou-se suspensão de diamante de 3 μm e 0,25 μm e suspensão de sílica coloidal de 0,04 μm , a 150 rpm, até uniformizar a superfície das amostras.

3.3 CÁLCULO DA DILUIÇÃO

Com uma ampliação de 50x no microscópio ótico e o auxílio do *software Analysis*, foram obtidas imagens das amostras de forma a captar toda a área transversal do cordão de solda. A partir dessas fotos, uma imagem panorâmica foi montada, permitindo ao programa calcular a área do cordão de solda por completo e a área onde o revestimento foi fundido junto ao material de base durante o processo de deposição. A partir dos dados coletados, é possível calcular a porcentagem de diluição do revestimento, da forma descrita na equação (4) (SHAEFFLER, 1949).

$$\text{Diluição (\%)}: \frac{\text{Área fundida ao metal base}}{\text{Área total do cordão}} \times 100 \quad (4)$$

3.4 ANÁLISE POR MICROSCOPIA ÓTICA

O ataque químico foi então realizado, utilizando-se os reagentes químicos Vilella's (ácido clorídrico + ácido pícrico + álcool etílico) e Marble (sulfato cúprico + ácido clorídrico + água). As amostras foram analisadas em Microscópio Ótico *Olympus BX60* com aumentos de 50x, 100x, 200x, 500x e 1000x, respectivamente, através do *software* de análises *Analysis*.

Foram verificados aspectos tais como variação da microestrutura formada, tamanho de grão, presença de fases eutéticas, presença de defeitos tais como inclusões, porosidade, trincas e grãos de pó não-dissolvido. Com isso, pode-se determinar a influência da adição de Boro na microestrutura, nos defeitos formados e na diluição das amostras.

3.5 ENSAIO DE MICRODUREZA VICKERS

O ensaio de microdureza Vickers foi realizado em Microdurômetro *Time* para durezas Vickers/Knoop com carga de 300 gf e um penetrador pirâmide de diamante de base quadrada, com ângulo de 136° entre faces opostas. Seguem as etapas:

- Posicionamento da amostra de corte transversal no microdurômetro;
- Centralizar sob a linha de fusão da amostra, de forma paralela a superfície, como ponto de partida (distância 0 mm);
- Posicionamento do indentador a uma distância de 0,1 mm da linha de fusão em direção ao revestimento;
- A partir das medidas das diagonais, obtém-se o valor da microdureza;
- O procedimento é repetido com intervalos de 0,1 a 0,5 mm em direção ao revestimento, até o final deste. Em seguida volta-se à linha de fusão, realizando identificações em direção ao metal de base, com intervalos de 0,3 a 1 mm.

Com o auxílio do *software Origin* e utilizando as microdurezas coletadas nas amostras, foi gerado um gráfico de Microdureza (HV) x Distância (mm).

3.6 ENSAIO DE CAVITAÇÃO

O ensaio de cavitação foi realizado através do método vibratório, segundo a norma ASTM G32-92 (*Standard Test Method for Cavitation Erosion using Vibratory Apparatus*), modificado para o modo indireto, que consiste na colocação do corpo de prova a 500 µm de distância da ponta do sonotrodo (3/4”) que fornece uma oscilação de 50 µm de amplitude e a uma frequência de ± 20 kHz, no equipamento da marca *Qsonica*, modelo Q700.

Foi utilizada água deionizada, com temperatura controlada em $19^{\circ}\text{C} \pm 1^{\circ}\text{C}$, para imergir as amostras a uma profundidade de aproximadamente 12,5 mm, por 2 horas, como mostrado no esquema da Figura 11, sendo a Figura 12 o esquema real.

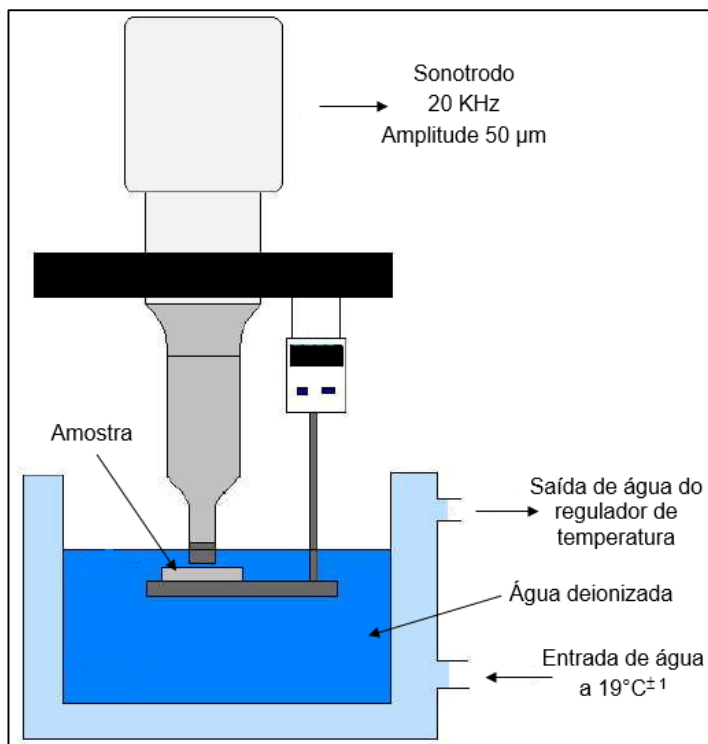


Figura 11 – Esquema do ensaio de cavitação pelo método vibratório.
Fonte: PUKASIEWICZ (2008).

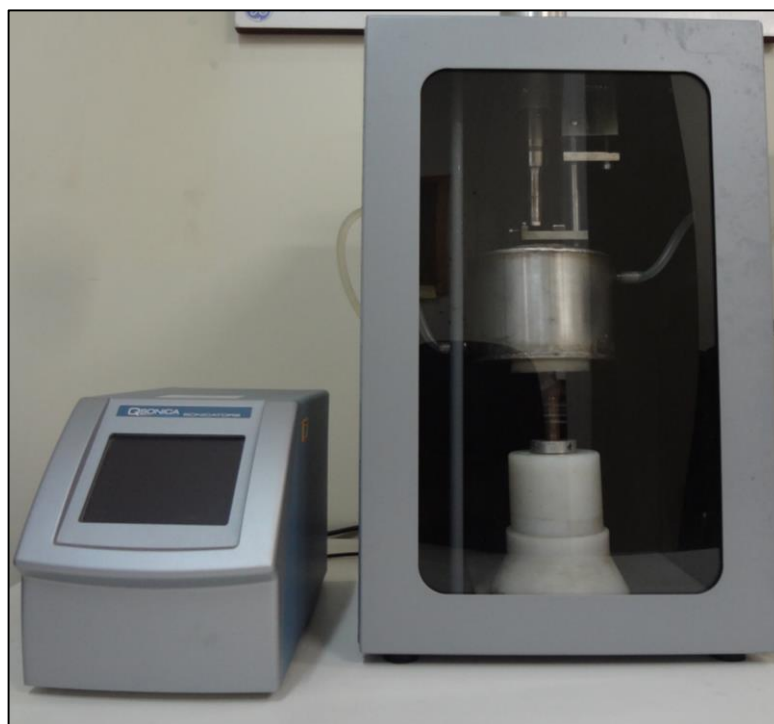


Figura 12 – Imagem real do esquema para o ensaio de cavitação.

Ao final de cada 2 horas de ensaio, de um total de 22 horas, foi realizada a limpeza por ultrassom das amostras, no equipamento da marca *Thornton*, modelo T7 (Figura 13), por aproximadamente 5 minutos, para retirada de quaisquer partículas soltas de material sobre a superfície da amostra, para efetuar a pesagem exata da massa da amostra (Figura 14).



Figura 13 - Equipamento para a limpeza por ultrassom.

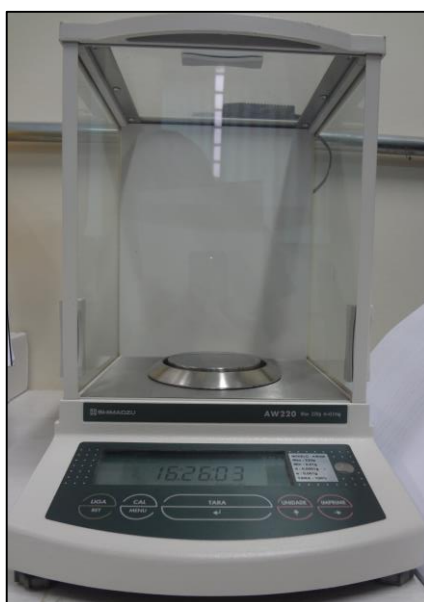


Figura 14 - Balança Analítica Digital.

Logo após cada limpeza por ultrassom, serão realizadas pesagens das amostras através da balança analítica da marca *Shimadzu* modelo AW220, apresentada na Figura 14, para verificar a perda de massa obtida a cada 2 horas de ensaio, e assim, calcular a perda total ao final das 22 horas.

3.7 ANÁLISE POR MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA

Observando-se as microestruturas das amostras dos revestimentos depositados por Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV), através do microscópio eletrônico de varredura da marca *Jeol*, é possível verificar as variações na composição química e transformações de fase e, durante e após os ensaios de cavitação, os mecanismos de perda de massa decorrentes da cavitação acelerada.

3.8 ANÁLISE POR DIFRAÇÃO DE RAIOS-X

A análise dos corpos de prova utilizando o Difratorômetro de Raio-X (DRX), permite identificar as fases presentes antes, durante e após o ensaio de cavitação, obtendo com precisão os dados e, desta forma, comparar as fases do material na presença da cavitação acelerada. Neste procedimento, utilizou-se o equipamento da marca *Shimadzu* modelo SDX 6000.

O ensaio de foi realizado com monocromador Cu, com comprimento de onda de 1,54 nm. A tensão de trabalho foi de 40 kV, com corrente de 20 mA. A leitura foi realizada entre os ângulos de 30° e 110°, com velocidade de varredura de 1°/min e passo de 0,02°. Os resultados foram obtidos através de difratogramas.

Um difratograma consiste de um registro da intensidade de raios difratados versus o dobro do ângulo de difração (2θ). A análise dos difratogramas foi realizada baseando-se em estudos anteriores com a liga trabalhada, para efeito de comparação dos resultados obtidos.

4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

Com o cálculo da diluição e utilizando os diagramas da revisão bibliográfica, foi possível analisar as ligas formadas, e através das suas composições e das equações específicas, foram verificadas as suas microestruturas de solidificação.

4.1 ANÁLISE DO CÁLCULO DA DILUIÇÃO

O Boro facilita a diluição das ligas pois diminui o ponto de fusão dessas, conforme a revisão literária. A Tabela 6 possibilita a comparação das amostras com suas respectivas diluições.

Tabela 6 – Diluição das amostras e energia de soldagem utilizada.

Liga	Amostra (AM)	Diluição (%)
SMA_1 NCr 0%B	1	0,19
SMA_1 NCr X%B	2	4,76
SMA_1 NCr 2X%B	3	7
SMA_1 NCr 5X%B	4	9
SMA_1 NCrB 10X%B	5	27

A Figura 15 apresenta os extremos das diluições calculadas, para análise visual da porcentagem diluída e comparação entre a menor e maior diluição.

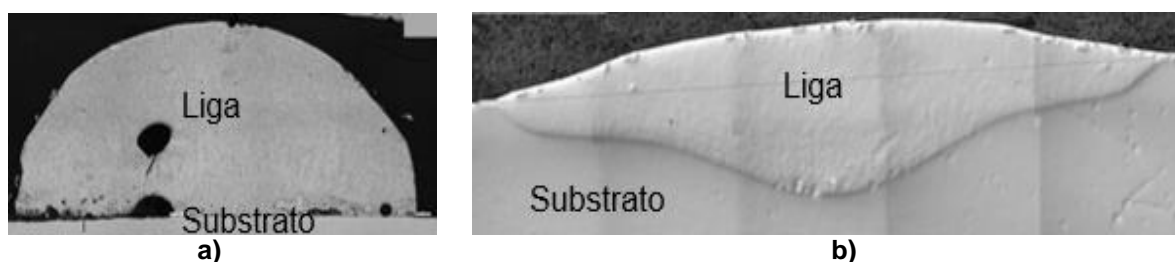


Figura 15 – Diluição, a) Amostra 1 (0% Boro) – 0,19%, e b) Amostra 5 (10X% Boro) – 27%.

Comparando a Figura 15 com os resultados apresentados por Takano *et al.* (2008), observa-se maior molhabilidade com a liga que obteve a maior diluição.

Ao comparar os resultados da Tabela 6, observa-se que quanto maior a porcentagem de Boro adicionada, mais elevada é a diluição, conforme o estudo de Shyne *et al.* (1956).

4.2 ANÁLISE DA MICROESTRUTURA DE SOLIDIFICAÇÃO

A microestrutura de solidificação foi analisada utilizando o diagrama de Schaeffler. Para a análise do diagrama foram utilizados as porcentagens das diluições e cálculos de Ni equivalente e Cr equivalente.

- Diagrama de Schaeffler

Com o diagrama de Schaeffler, Figura 9, e as equações (1) e (2), foi possível determinar, para as ligas SMA_1NCr e SMA_1NCrB, qual a microestrutura formada após a solidificação. Para efetuar esta análise, é preciso encontrar dois pontos no gráfico, um do metal de base e o outro da liga correspondente, para tanto, foram calculadas as porcentagens de Ni_{eq} e Cr_{eq} , a partir das composições químicas das Tabelas 2 e 4. A partir destes dois pontos, e da diluição da liga correspondente, é encontrado o terceiro ponto, e a área que ele estiver ocupando determina as fases formadas na solidificação do revestimento.

O cálculo de Ni_{eq} e Cr_{eq} para o aço inox AISI 304, material do substrato, resultou nos valores das equações (4) e (5), e para as ligas SMA_1NCr e SMA_1NCrB, os resultados são apresentados nas equações (6) e (7). O resultado é o mesmo, pois a composição química dos elementos envolvidos para ambas as ligas é a mesma. As variações de Boro não alteram os cálculos.

$$\text{Níquel equivalente} = 10,5 + 2,4 + 1 = 13,9 \quad (4)$$

$$\text{Cromo equivalente} = 20 + 0 + 1,13 + 0 = 21,13 \quad (5)$$

$$\text{Níquel equivalente} = 0 + 9,9 + 8,41 = 18,31 \quad (6)$$

$$\text{Cromo equivalente} = 18,07 + 0 + 5,42 + 0 = 23,49 \quad (7)$$

Com esses valores e utilizando a diluição obtida de 0,19 %, da Amostra 1 – SMA_1NCr, são traçados os pontos no diagrama, na Figura 16, para encontrar as fases formadas durante a solidificação dos revestimentos.

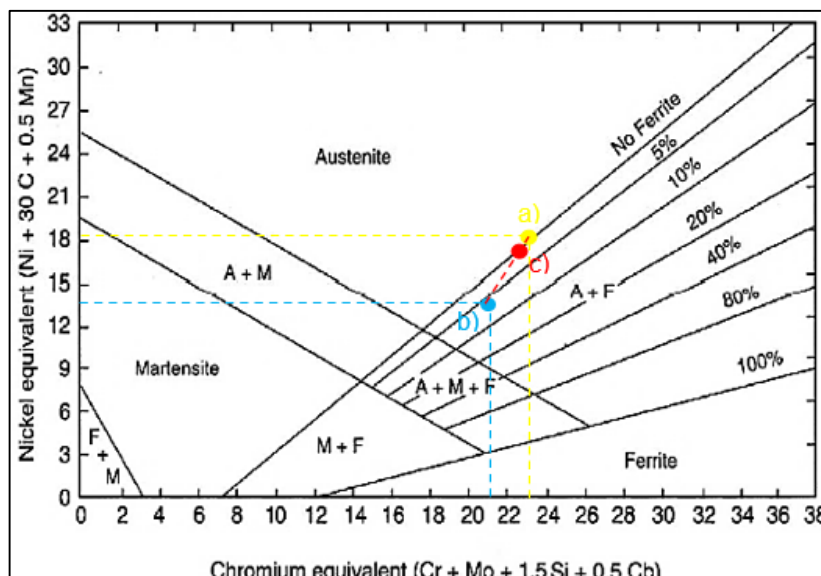


Figura 16 – Diagrama de Schaeffler analisado com: a) Amostra 1 – SMA_1NiCr, b) AISI 304, c) Microestrutura final resultante do processo de deposição.

No diagrama da Figura 16, ligando os pontos “a)” e “b)”, obtém-se o terceiro ponto, “c)” com a diluição específica, dentro da faixa de 0 a 5% de ferrita, portanto, a fase formada de A+F é composta por aproximadamente 98% austenita e 2% ferrita. A maior diluição da liga SMA_1NiCrB de 27%, da Amostra 5, proporciona uma leve diferença nas fases encontradas, segundo a Figura 17.

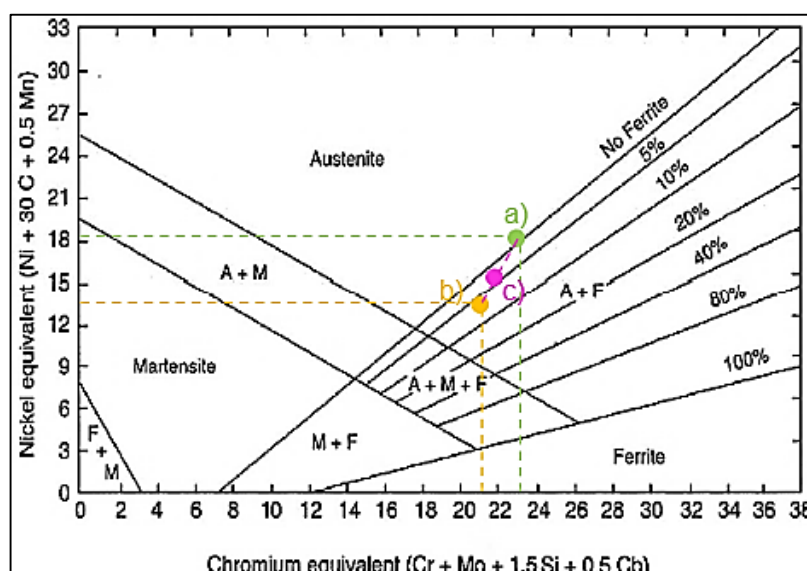


Figura 17 – Diagrama de Schaeffler analisado com: a) Amostra 5 – SMA_1NiCrB, b) AISI 304, c) Microestrutura final resultante do processo de deposição.

No diagrama da Figura 17, o ponto “c)” está dentro da área de A+F. A microestrutura é composta por aproximadamente 96% de austenita e 4% de ferrita.

É importante salientar que há uma limitação desta análise, em virtude da ausência da influência do Boro, que não encontra-se nos cálculos de Ni e Cr equivalentes.

4.3 ANÁLISE EM MICROSCÓPIO ÓTICO

Foram analisados aspectos como variação da microestrutura formada, tamanho de grão, presença de fase eutética, presença de imperfeições tais como inclusões, porosidade, trincas e partículas de pó não-dissolvido.

A amostra sem Boro da liga SMA_1NCr, apresentou os grãos equiaxiais sem fase eutética, conforme se observa na Figura 18, com suas respectivas ampliações, e ataque químico com o reagente Vilella's.

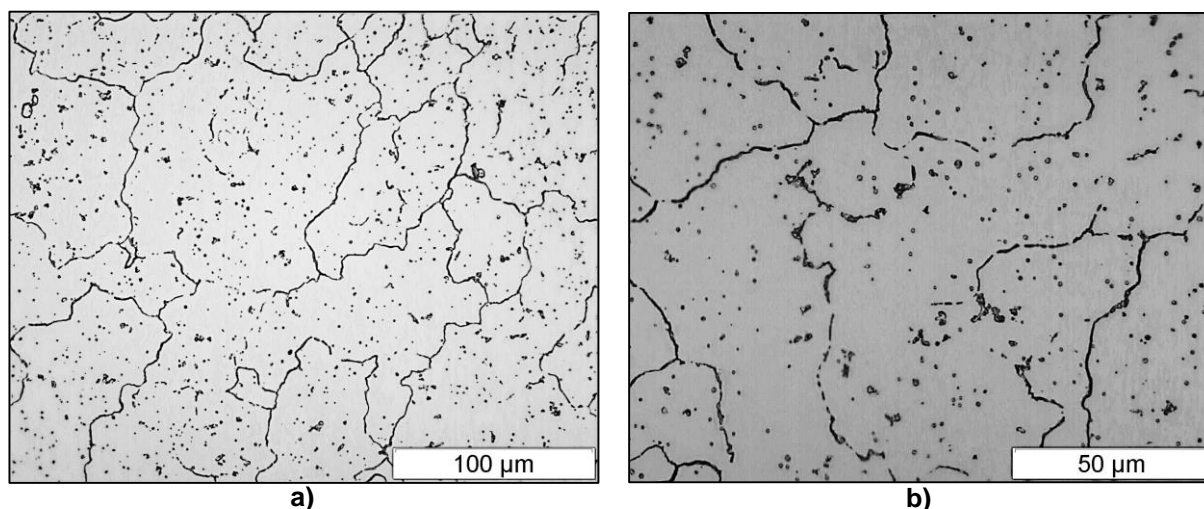


Figura 18 – SMA_1NCr 0%B, Amostra 1, (a) 500x e (b) 1000x.

Na Figura 18 não há formação de dendritas e fase eutética interdendrítica, sendo apenas grãos equiaxiais e baixa porcentagem de contornos de grão.

Nas Figuras 19, 20 e 21 das amostras 2, 3 e 4 com X%, 2X%B e 5X%B, respectivamente, pode-se observar uma grande variação na microestrutura em relação à amostra da liga SMA_1NCr com 0%B, pois desconsiderando a diluição, a quantidade de Boro utilizada em cada uma das amostras define uma estrutura particular em cada caso. Essa microestrutura é composta de uma formação de dendritas e ausência de fase eutética interdendrítica.

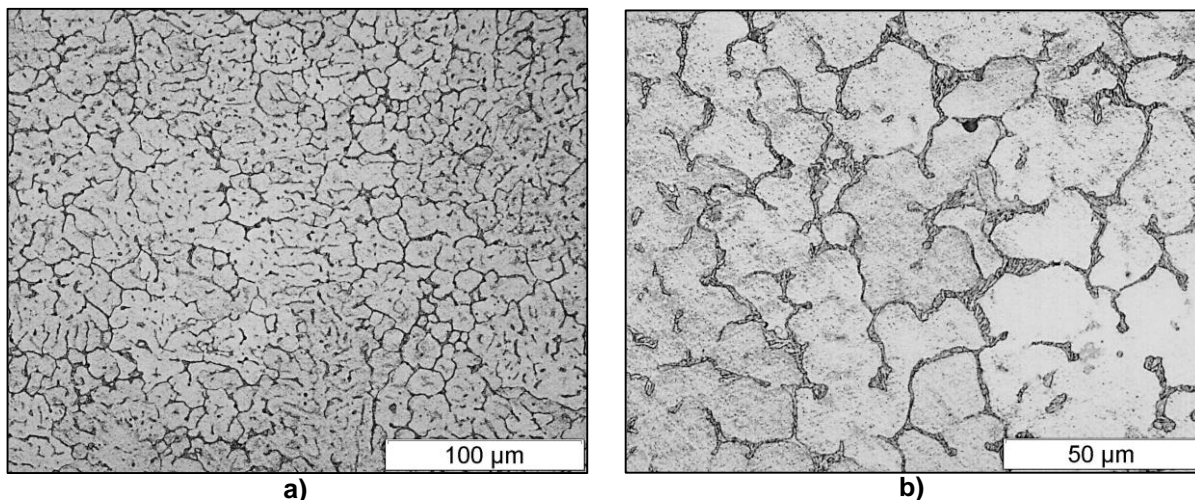


Figura 19 – SMA_1NCr X%B, Amostra 2, (a) 500x e (b) 1000x.

Na amostra 2 (Figura 19), há uma leve formação de dendritas, com uma microestrutura mais definida do que nas amostras sem adição de Boro. Já na amostra 3, Figura 20, verifica-se a existência de uma grande quantidade dendritas. Não há formação de fase eutética interdendrítica significativa.

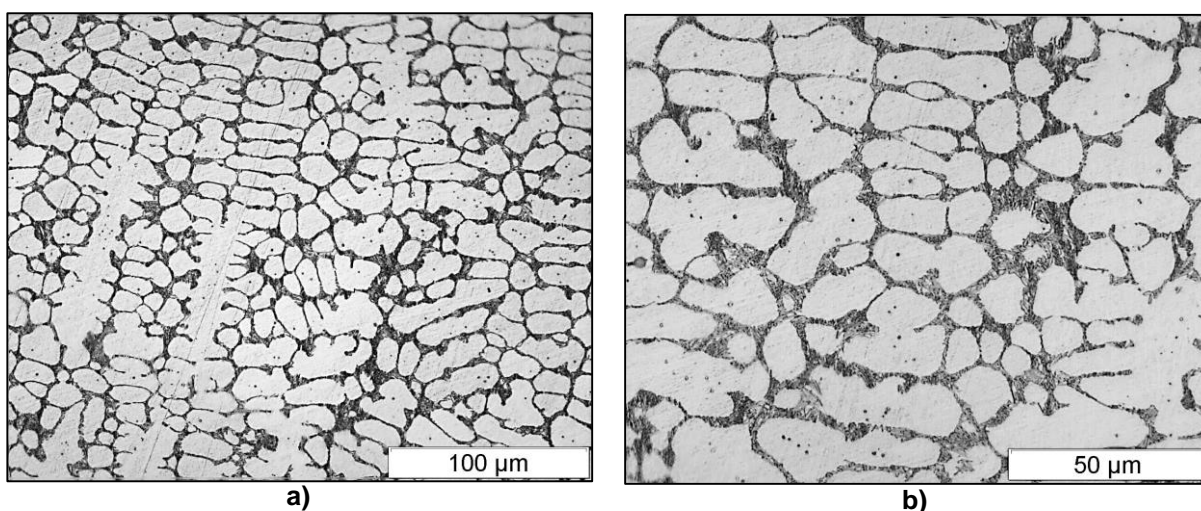


Figura 20 – SMA_1NCr 2X%B, Amostra 3, (a) 500x e (b) 1000x.

Comparando a amostra 3, da Figura 20, com a amostra 4 da Figura 21, verifica-se que o espaçamento interdendrítico diminuiu para a segunda amostra, e há formação de fase eutética interdendrítica significativa. Há uma menor quantidade de dendritas, devido à porcentagem maior de Boro.

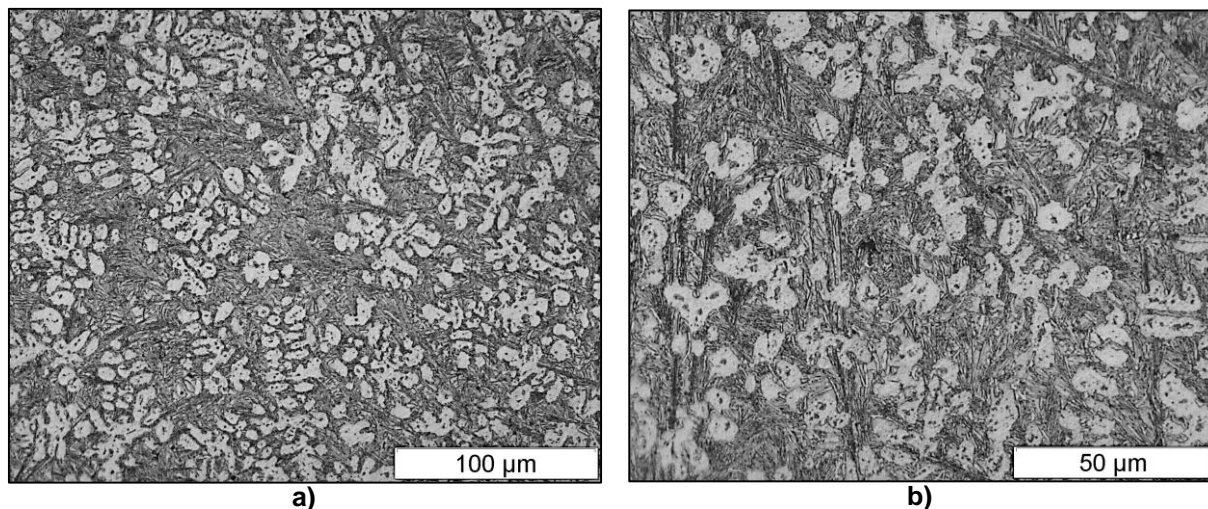


Figura 21 – SMA_1NCr 5X%B, Amostra 4, (a) 500x e (b) 1000x.

Na Figura 22 apresenta-se a amostra da liga SMA_1NCr com adição de 10X%B. Como a porcentagem de Boro é mais elevada, observa-se a formação de agulhas ricas em Fe-B, diferentemente da microestrutura interdendrítica típica da soldagem. Há formação de fase eutética interdendrítica em grande quantidade.

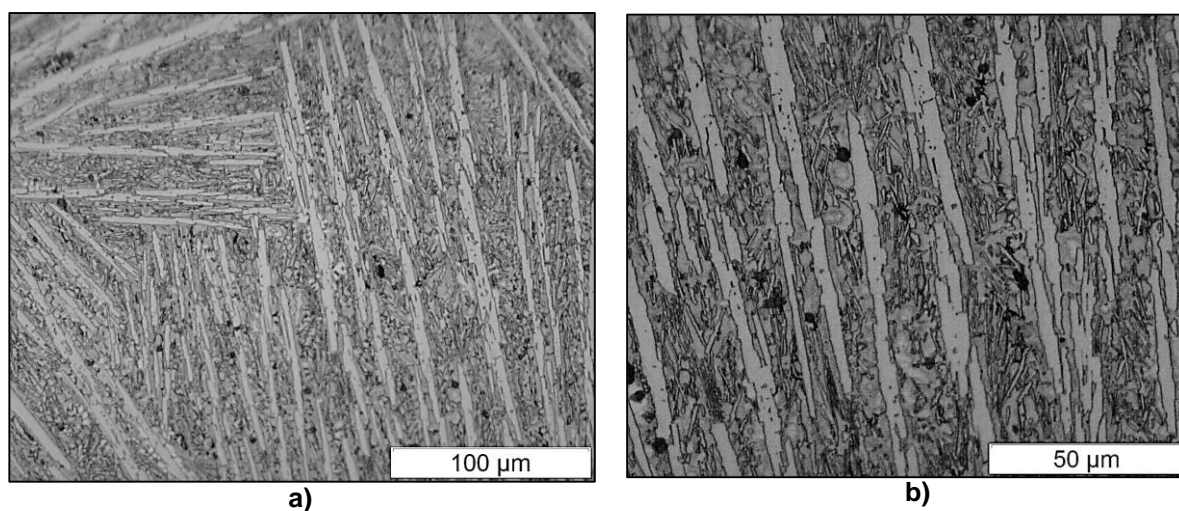


Figura 22 – SMA_1NCr 10%B, Amostra 5, (a) 500x e (b) 1000x.

Para uma visualização melhor das agulhas de Fe-B e da fase eutética interdendrítica, foi realizado o ataque químico com Marble, um reagente mais forte, que revela a microestrutura mais claramente, conforme a Figura 23, da amostra 5.

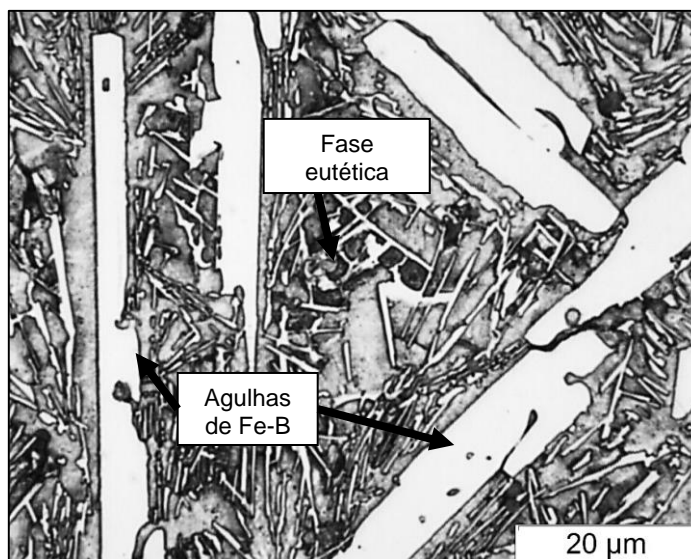


Figura 23 – SMA_1NCr 10X%B, Amostra 5, 1000x.

A adição de Boro proporciona ótimo refinamento de dendritas e diminuição do espaçamento interdendrítico, porém até a faixa de 5X% de Boro, pois com a adição de 10X% de Boro, houve a formação de agulhas ricas em Fe-B, fragilizando a microestrutura do revestimento e favorecendo seu deslocamento, o que se torna inviável, devido à influência negativa do Boro em relação a resistência à cavitação.

4.4 ANÁLISE DA MICRODUREZA VICKERS (HV)

A Tabela 7 possibilita a comparação das 5 amostras, a partir das suas respectivas microdurezas (média), com isso observa-se que a microdureza. A microdureza das amostras, para uma visualização mais clara, é apresentada no Gráfico 1.

Tabela 7 – Comparação da diluição e microdureza Vickers da liga SMA_1NCr.

Liga	Amostra (AM)	Microdureza (HV)
SMA_1 NCr 0%B	1	289,34
SMA_1 NCr X%B	2	271,15
SMA_1 NCr 2X%B	3	386,53
SMA_1 NCr 5X%B	4	496,49
SMA_1 NCr 10X%B	5	611,50

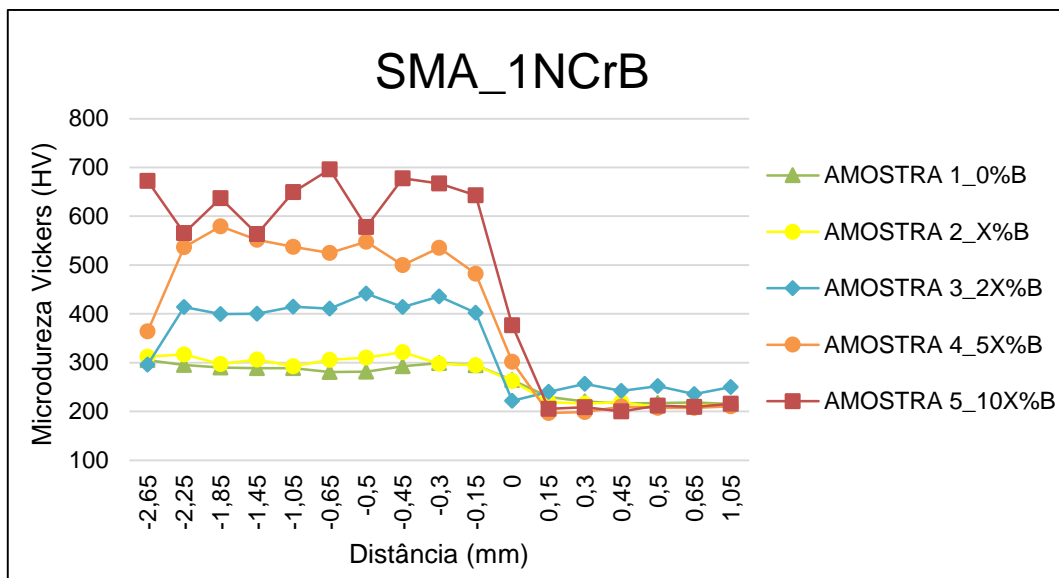


Gráfico 1 – Microdureza média das amostras da Liga SMA_1NCrB, com as respectivas porcentagens de adição de Boro.

Analisando-se o Gráfico 1, verifica-se que quanto maior a adição de Boro, maior é a microdureza medida e, a partir da ZTA (0,00 mm), as amostras obtiveram a microdureza aproximada, em decorrência do substrato não apresentar alteração significativa de microestrutura com o processo de aquecimento imposto pela deposição (LIPPOLD, KOTECKI, 2005). O Boro liga-se ao Ferro, diminuindo o ponto de fusão da mesma, conforme observa-se no diagrama de fases da Figura 24.

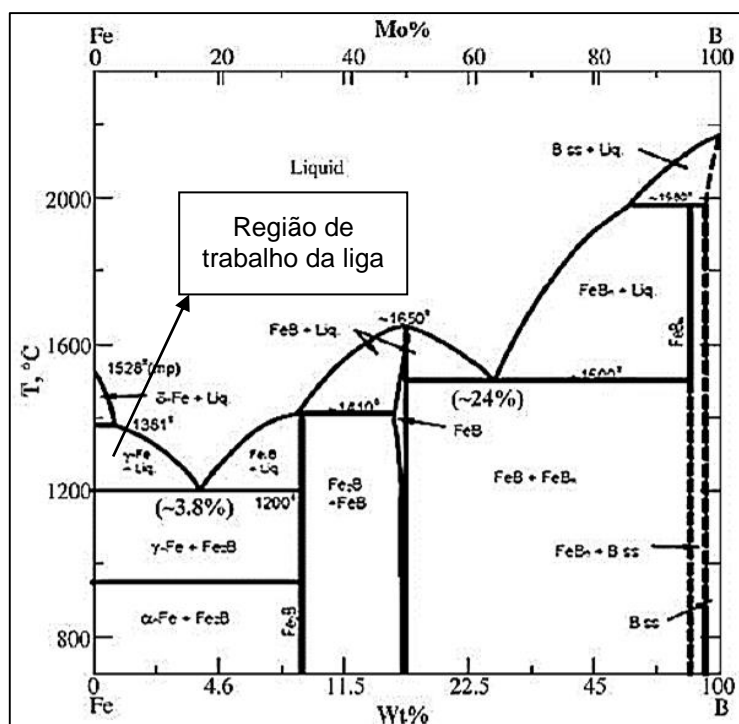


Figura 24 – Diagrama de fases de Ferro-Boro.
Fonte: ASM, 1992.

Verificando na Figura 24, adicionando Boro ao ferro, em pequenas proporções, diminui o ponto de fusão de aproximadamente 1500°C para aproximadamente 1200°C, conforme apresentam os limites no diagrama.

Comparando a microdureza Vickers analisada nos resultados, foi verificado que existe uma correlação diretamente proporcional com o aumento da porcentagem de Boro, pois este proporciona o aumento da microdureza do revestimento. Este fato causa o aumento da molhabilidade da liga durante a soldagem, de acordo com o estudo prévio de Amushahi *et al.* (2010). Em comparação com o diagrama de fases da Figura 24 (ASM, 1992), os resultados são confirmados, pois uma pequena adição de Boro à liga promove a redução do ponto de fusão.

4.5 ANÁLISE DA PERDA DE MASSA POR CAVITAÇÃO

Para o ensaio de cavitação, optou-se realizar somente com as adições de Boro a 0%, 2X% e 5X%, pois com a adição de 10X% de Boro, houve a formação de agulhas ricas em Fe-B, fragilizando a microestrutura do revestimento e favorecendo seu deslocamento, o que se torna inviável.

A área cavitada das amostras é de aproximadamente 275 mm², conforme a área da ponteira que compõe o equipamento utilizado. Para efeito de comparação, foram capturadas imagens das amostras com 12h e com 22h, verificando o efeito da cavitação, nas Figuras 25 a 30.

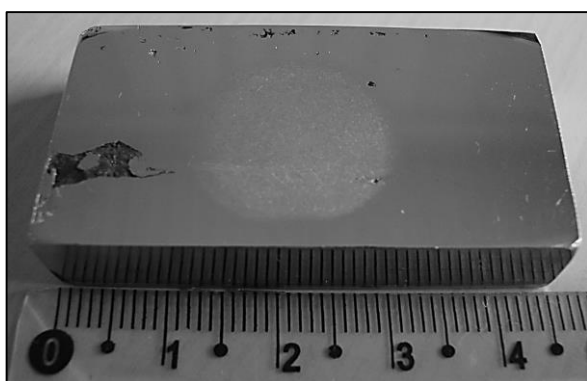


Figura 25 – SMA_1NCr 0%B_12 h.

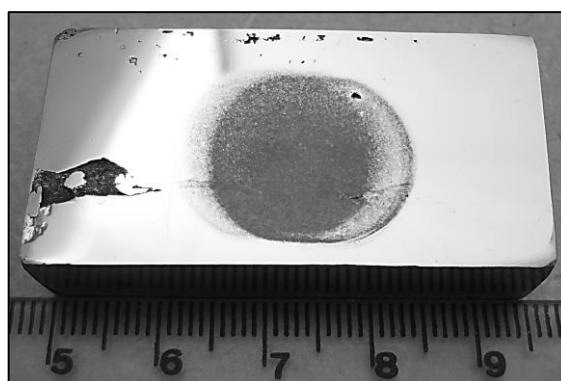


Figura 26 – SMA_1NCr 0%B_22 h.

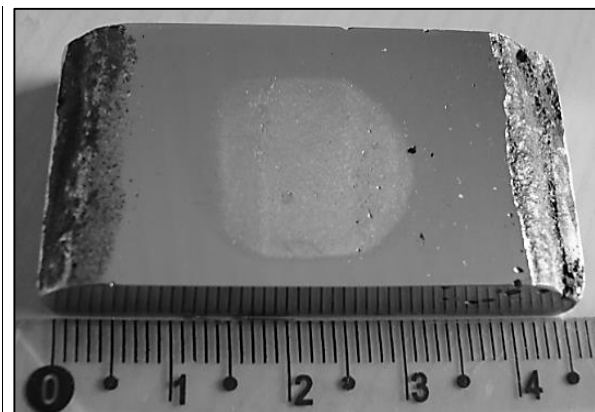


Figura 27 – SMA_1NCr 2X%B_12 h.

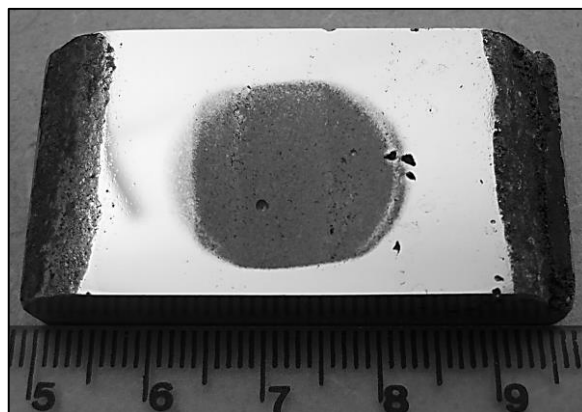


Figura 28 – SMA_1NCr 2X%B_22 h.

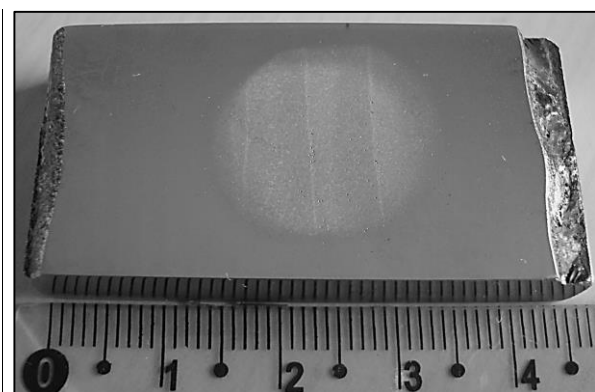


Figura 29 – SMA_1NCr 5X%B_12 h.

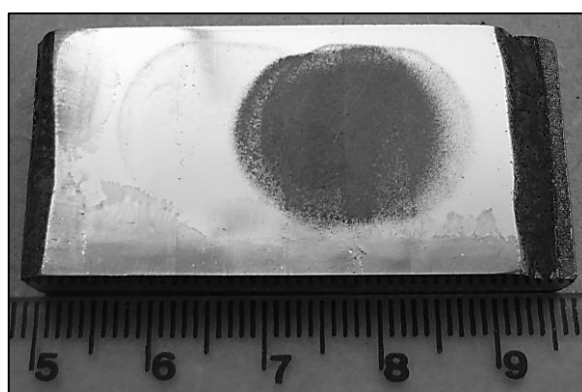


Figura 30 – SMA_1NCr 5X%B_22 h.

Observa-se nas imagens que a área cavitada se torna mais escura com o aumento de horas de ensaio, ou seja, a perda de massa aumenta progressivamente.

Com as medições das massas das amostras a cada 2 horas, ao final de 22 horas de ensaio foi obtido o resultado final da perda de massa devido à erosão por cavitação, sendo a liga com adição de 5X% a que obteve a menor perda de massa. Este resultado pode ser visualizado no Gráfico 2, onde há a perda de massa acumulada em relação ao tempo de ensaio.

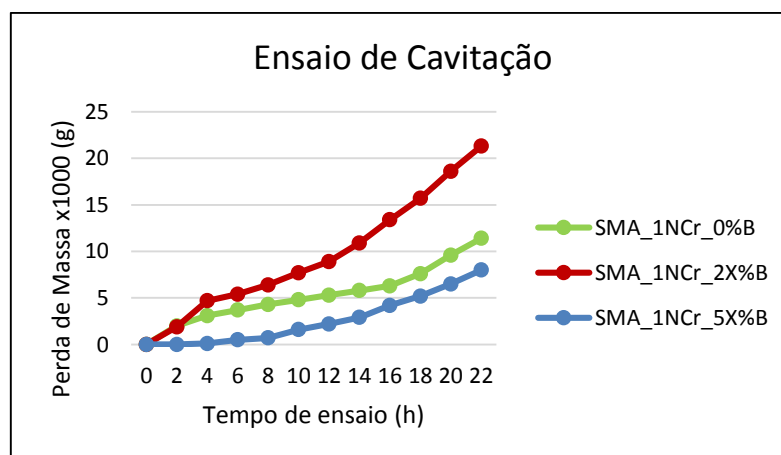


Gráfico 2 – Perda de massa acumulada no ensaio de cavitação acelerada.

Observando o Gráfico 2, verificou-se que a perda de massa diminuiu gradativamente conforme se elevou a porcentagem de Boro adicionada à liga.

A Tabela 9 apresenta os resultados obtidos neste trabalho e de algumas das ligas mais utilizadas, para efeito de comparação. O tempo de incubação é o período que demora para estabilizar a perda de massa por cavitação.

Tabela 8 – Dados obtidos e de referência após o ensaio de cavitação pelo método indireto.

Liga	Tempo de ensaio (h)	Tempo de Incubação (h)	Taxa de erosão (mg/h)
SMA_1NCr 0%B	22,0	10,5	0,26
SMA_1NCr 2X%B	22,0	6,2	0,47
SMA_1NCr 5X%B	22,0	10,3	0,13
Aço inox E309L	5,6	3,0	6,43
Cavitec	40,0	21,4	0,33
Stellite 6	49,0	28,3	0,34

Fonte: Autoria própria (2014), Boccanera (1999).

Comparando os resultados da Tabela 9, observa-se as ligas SMA_1NCr produziram resultados muito próximos aos encontrados nas ligas comerciais mais utilizadas, e que a liga SMA_1NCr 5X%B superou os resultados comerciais quanto à taxa de erosão, ou seja, perdeu menos massa por hora de ensaio. Isto significa que a resistência à cavitação será superior às demais ligas.

4.6 ANÁLISE DA SUPERFÍCIE DESGASTADA EM MICROSCÓPIO ELETRÔNICO DE VARREDURA (MEV)

Durante o ensaio de cavitação, foi realizada a análise da microestrutura do revestimento das amostras duas vezes, com 4 horas de ensaio e com 12 horas, utilizando o Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV), para observar o efeito da cavitação sobre a superfície das amostras, e alterações microestruturais.

As Figuras 31, 32 e 33 apresentam as amostras da liga com suas respectivas porcentagens de Boro, demonstrando a imagem com 4h e 12h de ensaio para efeito de comparação.

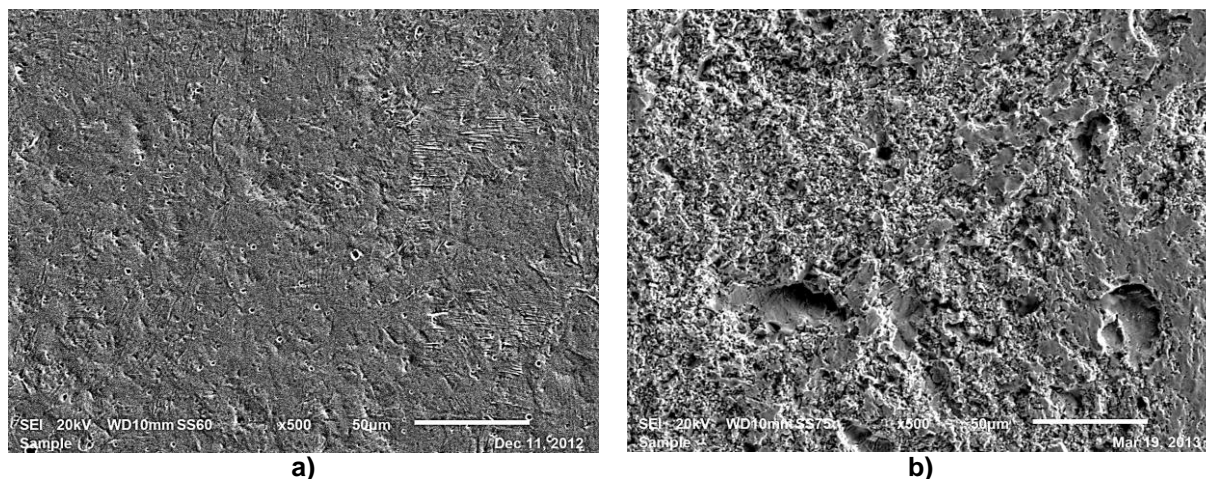


Figura 31 – MEV da liga SMA_1NCr 0%B durante o ensaio de cavitação, (a) 4h e (b) 12h.

Na Figura 31, há grande diferença entre 4h de ensaio de cavitação e as 12h, pois a microestrutura alterou significativamente, com grande número de poros e cavidades na superfície da amostra, confirmando claramente a perda de massa.

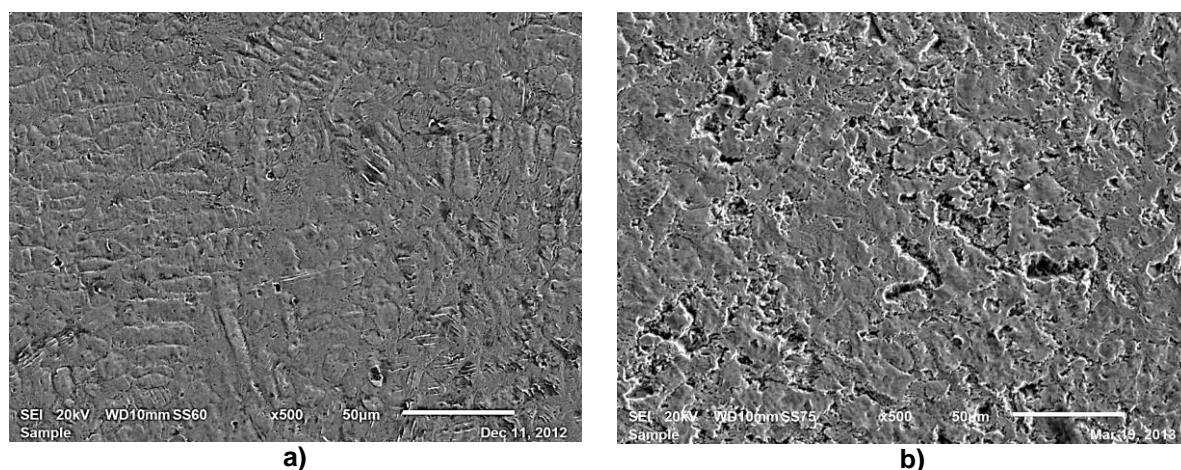


Figura 32 – MEV da liga SMA_1NCr 2X%B durante o ensaio de cavitação, (a) 4h e (b) 12h.

Na liga SMA_1NCr com 2X%B, observa-se uma diferença menor entre as 4h e 12h de ensaio, conforme a Figura 32, onde não aparecem cavidades muito grandes e há menor número de poros e visivelmente menor perda de massa.

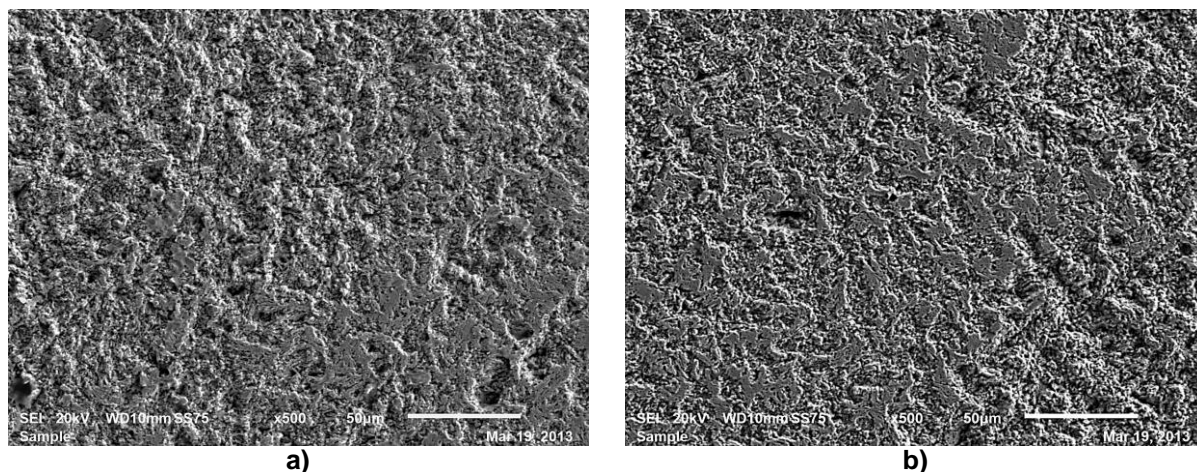


Figura 33 – MEV da liga SMA_1NCr 5X%B durante o ensaio de cavitação, (a) 4h e (b) 12h.

Através da visualização das Figuras 31, 32 e 33, é possível confirmar a resistência à cavitação das ligas, pois quanto menor a diferença entre as imagens “a)” e “b)” maior será a resistência à esse desgaste erosivo.

Verificou-se que conforme aumentou-se a porcentagem de Boro, a resistência à cavitação aumentou, sendo a liga SMA_1NCr 5X%B a que obteve o resultado mais satisfatório, pois a alteração nas imagens não foi significativa (Figura 33), fundamentando a baixa perda de massa medida durante os ensaios de cavitação desta liga.

4.7 ANÁLISE COM DIFRATÔMETRO DE RAIO-X (DRX)

A análise com Difratorômetro de Raio-X foi realizada nas amostras com 4 horas de ensaio de cavitação, para verificar alterações nas fases formadas na liga, com as porcentagens de Boro testadas no ensaio de cavitação.

Para identificar as fases formadas e interpretar o diagrama, foram verificados estudos anteriores com a mesma linha de trabalho, apresentados por Kim *et al.* (2006) e Will *et al.* (2007).

Os Gráficos 3, 4 e 5, da liga SMA_1NCr com 0%B, 2X%B e 5X%B, respectivamente, apresentam os difratogramas com os resultados obtidos no equipamento de análise por DRX.

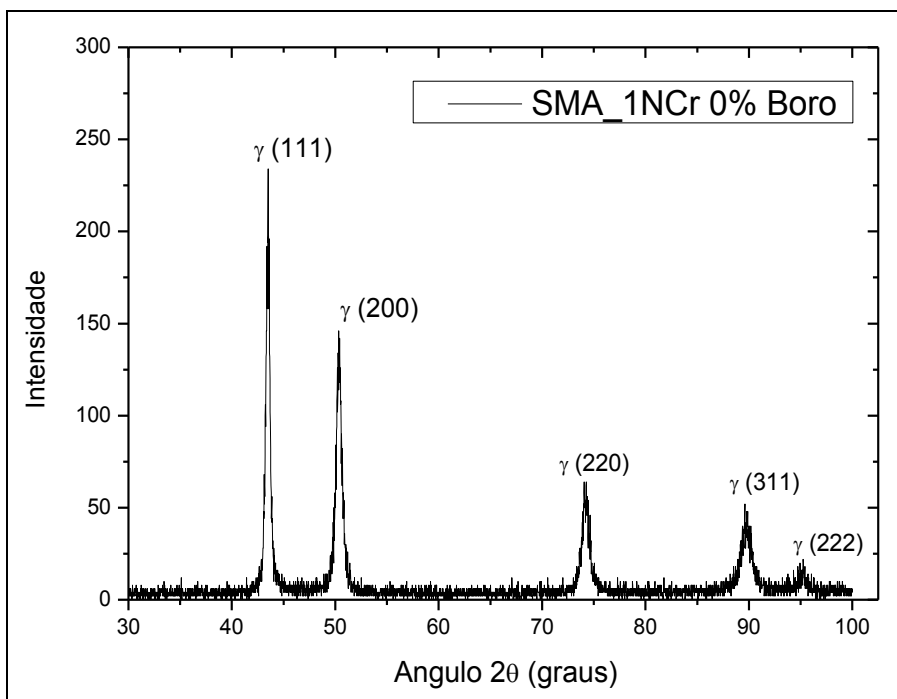


Gráfico 3 – Difratoograma da Liga SMA_1NCr 0%B com 4h de ensaio de cavitação.

De acordo com as linhas observadas no Gráfico 3, existem apenas picos de alta intensidade representantes de austenita (γ), para a liga SMA_1NCr com 0% de Boro.

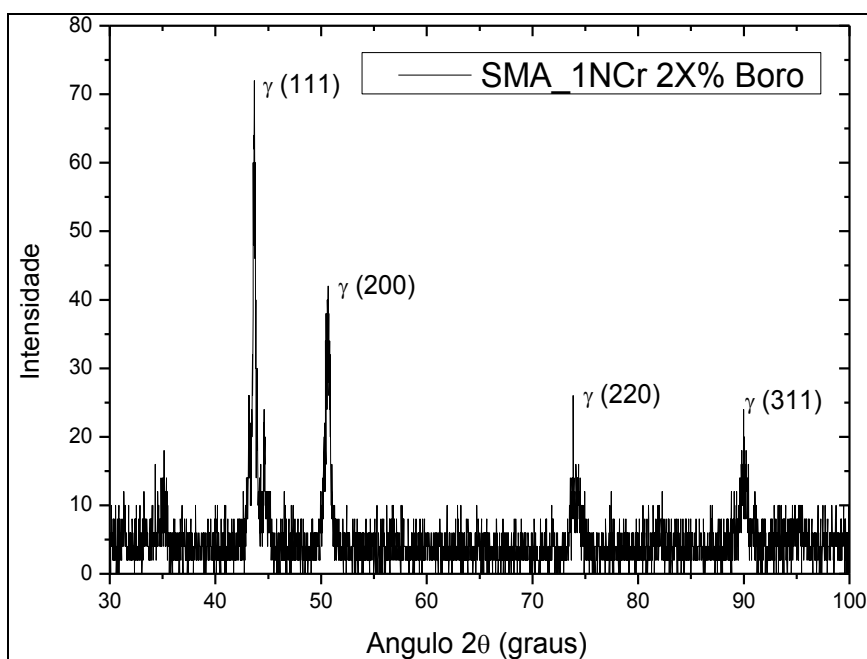


Gráfico 4 – Difratoograma da Liga SMA_1NCr 2X%B com 4h de ensaio de cavitação.

O Gráfico 4 também apresenta somente picos de austenita (γ), representados pelas linhas de alta intensidade.

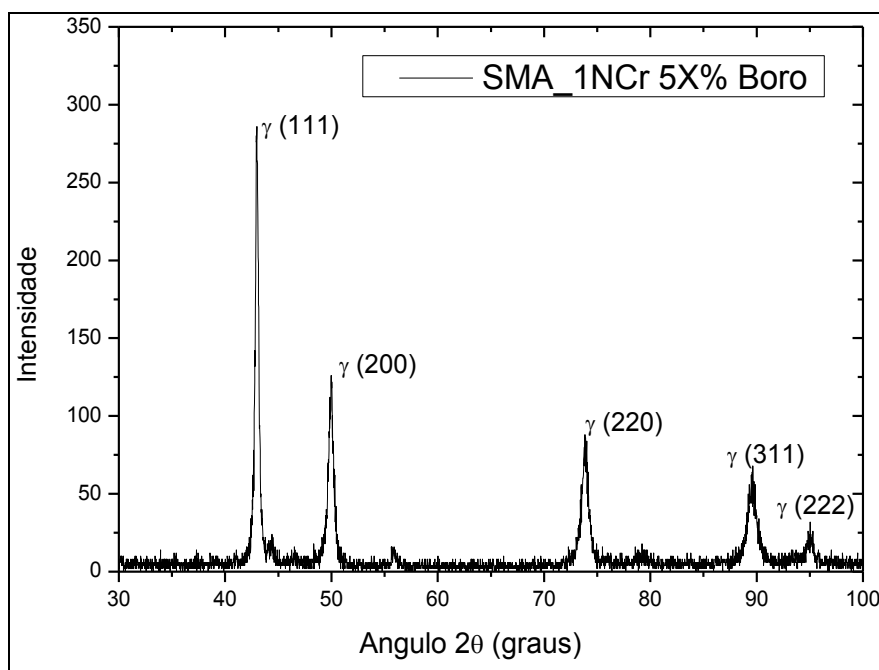


Gráfico 5 – Difratograma da Liga SMA_1NCr 5X%B com 4h de ensaio de cavitação.

No Gráfico 5 existem somente picos de austenita (γ), representados pelas linhas de alta intensidade.

Verificando os testes com DRX, não houve alteração significativa da microestrutura durante as 4 primeiras horas de ensaio de cavitação. As fases Fe-B formadas não foram observadas no ensaio de DRX, deve-se avaliar estes resultados com cuidado e refazer com uma varredura mais lenta para reduzir o ruído.

5 CONCLUSÕES

A adição de Boro à liga, diminui o ponto de fusão desta, e conforme aumenta a porcentagem de Boro adicionada, maior é a microdureza dos revestimentos, melhorando a molhabilidade. A diluição não promoveu alteração significativa na microdureza dos revestimentos depositados.

A adição do Boro no revestimento provoca a formação de dendritas mais refinadas diminuindo o espaçamento interdendrítico, porém isso vale apenas para faixa de Boro de 2X a 5X%, pois quando se adiciona 10X% de Boro, há formação de agulhas ricas em Ferro-Boro e grande quantidade de fase eutética de Ferro-Boro.

A perda de massa diminuiu gradativamente conforme se elevou a porcentagem de Boro adicionada à liga. A liga SMA_1NCrB com 5X% de Boro foi a que obteve a menor perda de massa durante a cavitação acelerada, superando as ligas comerciais mais utilizadas quanto à taxa de erosão, possuindo melhor resistência à cavitação entre as ligas ensaiadas.

REFERÊNCIAS

Aços Favorit Distribuidora Ltda. **Catálogo Técnico Favorit**. Edição nº 12, 2012. Acesso em Janeiro, 2014. Disponível em < <http://www.favorit.com.br/produtos/categoria/acos-inoxidaveis/aco-aisi-304-aisi-304-l>>.

Alloy Phase Diagrams, **ASM Metals Handbook**, 10th Ed, p. 427, Vol. 3, 1992.

American Standard of Testing Materials: **ASTM G32-92**: Standard Test Method for Cavitation Erosion Using Vibratory Apparatus, 2003.

AMUSHAHI, M.H., ASHFRAFIZADEH, F., SHAMANIAN, M. Characterization of Boride-rich Hardfacing on Carbon Steel by Arc Spray and GMAW Processes. In **Surface and Coatings Technology**, 204, p.2723-2728, 2010.

ARIAPOUR, A.; YAKUBTSOV, I.; PEROVIC, D. D. Shape-memory effect and strengthening Mechanism in a Nb and N-doped Fe-Mn-Si-Based Alloy, **Metallurgical and Materials Transactions A**, vol. 32, nº 7, p. 1621-1628, Jul 2001.

BARUJ, A.; KIKUCHI, T.; KAJIWARA, S.; SHINYA, N. Improvement of shape memory properties of NbC containing Fe–Mn–Si based shape memory alloys by simple thermomechanical treatments. **Materials Science and Engineering A**, v. 378, nº 1-2, p. 333–336, jul, 2004.

BOCCANERA, L. F. **Resistencia à erosão por cavitação de revestimentos depositados por soldagem e aspersão térmica**. Tese de Doutorado - UFSC, Florianópolis, SC, 1999.

BOND, D. **Avaliação de revestimentos soldados processados com materiais atomizados**. 2008. 151 f. Tese (Doutorado) - Universidade Federal do Paraná, Curitiba, 2010.

DELONG, W. T.; LONG, C. J. The ferrite content of austenitic steel weld metal. **Welding Journal**, 52(7), pp. 281s-297s, 1973.

DIAZ, V. V.; DUTRA, J. C.; D´OLIVEIRA, A. S. C. M. Deposição por plasma com arco transferido. **Soldagem & Inspeção**. v.1. 2010.

ESPITIA, L. A., TORO, A. Cavitation Resistance, Microstructure and Surface Topography of Materials Used for Hydraulic Components. **Tribology International**, vol. 43, p. 2037-2045, 2010.

HALLEN, H.; LUGSCHEIDER, E.; AIT-MEKIDECHE, A. Plasma transferred arc surfacing with high deposition rates. In: **Proceedings of conference on thermal spray coatings: properties, processes and applications**, Pittsburgh, USA, 4-10 May 1991. ASM International; 1992. p. 537-9.

HATTORI, S., ISHIKURA, R., ZHANG, Q. Construction of database on cavitation erosion and analyses of carbon steel data. **Proceedings of the 5th International Symposium on Cavitation**, Osaka, Japão, GS-11-002, 1-4 Nov. 2003.

GREGORY, E. N. Selection of Materials for Hardfacing. **Welding Surfacing and Hardfacing**. The Welding Institute. 88p, December 1980.

KAJDAS, C., HARVEY, S. S. K., WILUSZ, E. **Encyclopedia of Tribology**. vol. 15. Amsterdam-Holanda: Elsevier, 1990.

KAJIWARA, S.; LIU, D.; KIKUCHI, T.; SHINYA, N. Remarkable improvement of shape memory effect in Fe-Mn-Si based shape memory alloys by producing nbc precipitates. **Scripta Materialia**, v. 44, n^o 12, p. 2809–2814, Jun 2001.

KIM, J. H.; HONG, H. S.; KIM, S. J. Effect of boron addition on the cavitation erosion resistance of Fe-based hardfacing alloy. **Materials Letters**, p. 1235-1237, vol 61, July 2006.

KUBO, H.; NAKAMURA, K.; FARJAMI, S.; MARUYAMA, T. Characterization of Fe–Mn–Si–Cr shape memory alloys containing VN precipitates. **Materials Science and Engineering A**, v. 378, n^o 1-2, p. 343–348, Jul 2004.

LI, J.C., LÜ, X.X., JIANG, Q. Composition design of iron base shape memory alloys. **Journal of Materials Science Letters**. V. 18, p. 857-858, 1999.

LIPPOLD, J. C.; KOTECKI, D. J. **Welding metallurgy and weldability of stainless steels**. New Jersey: John Wiley & Sons, p. 357, 2005.

MARQUES, P. V.; MODENESI, P. J. **Soldagem I: Introdução aos Processos de Soldagem**. Departamento de Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2006. Disponível em: <<http://www.demet.ufmg.br/grad/disciplinas/emt019/processo.pdf>>. Acesso em Março de 2013.

MCCAUL, C. An advanced cavitation resistant austenitic stainless steel for pumps. *Corrosion* 96, March 1996, Denver, Colorado. **Nace International**, pp. 415, 1996.
MENON, R.; MOSIER, W.C. Stainless steel with improved weldability and cavitation resistance. **Brazilian Welding Congress**, 1996.

OLIVEIRA, M. A. **Estudo do processo plasma com alimentação automática de arame**. Dissertação de Mestrado - Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, UFSC, Florianópolis, 2001.

OTSUKA, K.; REN, X. Recent Developments in the Research of Shape Memory Alloys. **Intermetallics**, v 7, p. 511-528, 1999a.

OTSUKA, K.; REN, X. Martensitic Transformations in Nonferrous Shape Memory Alloys. **Materials Science and Engineering**, v. 273-275, p. 89-105, 1999b.

PUKASIEWICZ, A. G. M. **Desenvolvimento de Revestimentos Fe-Mn-Cr-Si-Ni Resistentes à Cavitação Depositadas por Aspersão APS**. Tese (Doutorado) – Universidade Federal do Paraná. Curitiba, 2008.

REED, R. Austenitic stainless steels with on strength at low temperatures. Fracture e Deformation Division. **National Bureau of Standarts**, 1988.

RIBEIRO, H. O. **Desenvolvimento de Ligas para Revestimentos por PTA Resistentes à Cavitação**. Tese (Doutorado). Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia dos Materiais. UFSC. Florianópolis. 2007.

RIBEIRO, H. O.; BUSCHIBELLI, A. J. A.; DUTRA, J. C.; D'OLIVEIRA, A. S. C. M. Resistência à Erosão por Cavitação de Aços Inoxidáveis Austeníticos CrMnSiN Depositados por PTA. **Soldagem & Inspeção**. São Paulo, Vol. 15, No. 2, p.121-129, Abr/Jun 2010.

RICHMAN, R.H.; MCNAUGHTON, W.P. Correlation of cavitation-erosion behavior with mechanical properties of metals, **Wear**, v. 140, nº 1, p. 63-82, 1990.

SIMONEAU, R., A new class of high strain hardening austenitic stainless steels to fight cavitation erosion, **Proceedings of the IAHR Symposium**, Montréal – Canada, set. 1986.

SCHAEFFLER, A. L. Constitution diagram for stainless steel weld metal. **Metal Progress**. v. 56, n.5, p.680-680B, nov. 1949.

SHYNE, J.C., MORGAN, E.R., FREY, D.N. **Trans. Metall. Soc. ASM** 48, p. 265, 1956.

TAKANO, E. H.; QUEIROZ, D.; D'OLIVEIRA, A. S. C. M. Avaliação dos Parâmetros de Processamento por PTA nas superfícies processadas. **Soldagem & Inspeção**. São Paulo, v. 13, n. 3, p. 210-218, mai. 2008.

TIGRINHO, J.J. **Superfícies enriquecidas por carbonetos de tungstênio depositados a plasma por arco transferido**. Dissertação (Mestrado) - Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais e Processos-PIPE, UFPR, 2005.

WANG, Z.; ZHU, J. Cavitation erosion of Fe-Mn-Si-Cr shape memory alloys. **Wear**, p. 66-72. Volume 256 (1). Jan 2004.

WILL, C. R. **Ligas inoxidáveis resistentes à cavitação depositadas por plasma – PTA - arame**. 79 f. Dissertação (Mestrado) - Universidade Federal do Paraná, Curitiba, 2008.

WILL, C. R., CAPRA, A.R., PUKASIEWICZ, A.G.M., CHANDELIER, J.G., PAREDES, R.S.C. Estudo comparativo de três ligas austeníticas com cobalto resistente à cavitação depositadas por plasma pulsado térmico, **Anais do XXXIII CONSOLDA**, Congresso Brasileiro de Soldagem, Rio Grande do Sul, ago. de 2007.

YUPING, W., PINGHUA, L., CHENGLIN, C., ZEHUA, W., MING, C., JUNHUA, H. Cavitation Erosion Characteristics of a Fe-Cr-Si-B-Mn Coating Fabricated by HVOF Thermal Spray. **Materials Letters**, vol. 61, p. 1867-1872, 2007.