

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

BRUNO SIQUEIRA SOARES

**AVALIAÇÃO DA MICROESTRUTURA, MACROESTRUTURA E
MICRODUREZA AO ADICIONAR CARBONETO DE BORO (B₄C) EM
LIGAS Fe-Mn-Cr-Si**

TRABALHO DE CONCLUSÃO DE CURSO

PONTA GROSSA

2013

BRUNO SIQUEIRA SOARES

**AVALIAÇÃO DA MICROESTRUTURA, MACROESTRUTURA E
MICRODUREZA AO ADICIONAR CARBONETO DE BORO (B₄C) EM
LIGAS Fe-Mn-Cr-Si**

Trabalho de Conclusão de Curso, apresentado como requisito parcial à obtenção do título de Bacharel em Engenharia Mecânica, da Coordenação Acadêmica de Engenharia Mecânica - CAEM - da Universidade Tecnológica Federal do Paraná.

Orientador: Prof. Dr. Anderson Geraldo Marena Pukasiewicz.

PONTA GROSSA

2013



TERMO DE APROVAÇÃO

**AVALIAÇÃO DA MICROESTRUTURA, MACROESTRUTURA E MICRODUREZA
AO ADICIONAR CARBONETO DE BORO (B₄C) EM LIGAS Fe-Mn-Cr-Si**

por

BRUNO SIQUEIRA SOARES

Este Trabalho de Conclusão de Curso foi apresentado em 25 de novembro de 2013 como requisito parcial para a obtenção do título de Bacharel em Engenharia Mecânica. O candidato foi arguido pela Banca Examinadora composta pelos professores abaixo assinados. Após deliberação, a Banca Examinadora considerou o trabalho aprovado.

Prof. Dr. Anderson Geraldo Marena Pukasiewicz
Orientador

Profa. Ma. Sandra Mara Kaminski Tramontin
Membro Titular

Prof. Dr. Luciano Augusto Lourençato
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

AGRADECIMENTO

Certamente estes parágrafos não irão atender a todas as pessoas que fizeram parte dessa importante fase de minha vida. Portanto, desde já peço desculpas àquelas que não estão presentes entre essas palavras, mas elas podem estar certas que fazem parte do meu pensamento e de minha gratidão.

Agradeço ao meu orientador Prof. Dr. Anderson Geraldo Marenda Pukasiewicz, pela sabedoria com que me guiou nesta trajetória.

A minha Família e aos colegas de sala.

A Secretaria do Curso, pela cooperação.

Gostaria de deixar registrado também, o meu reconhecimento ao Prof. Dr. Luciano Augusto Lourençato, pela sua ajuda durante o desenvolvimento desse trabalho.

Enfim, a todos os que por algum motivo contribuíram para a realização dessa pesquisa.

RESUMO

SOARES, Bruno Siqueira. **Avaliação da Microestrutura, Macroestrutura e Microdureza ao Adicionar Carboneto de Boro (B_4C) em Ligas Fe-Mn-Cr-Si.** 2013. 51f. Trabalho de Conclusão de Curso (Bacharelado em Engenharia Mecânica) - Universidade Tecnológica Federal do Paraná. Ponta Grossa, 2013.

A perda de massa das turbinas hidrodinâmicas é um fenômeno que ocorre na maioria das usinas hidroelétricas, e surge através do processo de erosão por cavitação. A cavitação surge quando o líquido em trabalho forma uma diferença de pressão ao longo das pás, que colidem contra a superfície metálica, liberando energia e promovendo a perda de massa da superfície do componente. A melhor maneira de controlar a erosão é mantê-la sob controle, podendo ser realizada através da reposição do material erodido. O principal problema quanto à reposição dos materiais erodidos, é a elaboração de ligas resistentes a este fenômeno. O elemento químico Boro, quando depositado sobre superfícies metálicas, proporciona um aumento da resistência mecânica e resistência à cavitação. Sendo assim, este trabalho tem por objetivo, determinar a quantidade ideal de Carboneto de Boro (B_4C), para elevar a resistência à cavitação das superfícies sujeitas a este fenômeno. A metodologia aplicada na pesquisa é classificada como metodologia de caráter experimental. Uma liga Fe-Mn-Cr-Si com adições de B_4C variando entre 10 e 20% foi escolhida para análise, sendo depositada pelo processo Plasma PTA em chapas de aço inoxidável austenítico ABNT 304, de composição 0,08%C, 2%Mn, 0,75%Si, 0,045%P, 0,03%S, 19%Cr, 9%Ni e 0,10%N. Variou-se a velocidade de soldagem para verificar a influência da diluição na macroestrutura e na microestrutura das ligas depositadas e verificou-se que a velocidade e conseqüentemente a diluição afetou significativamente o comportamento das ligas. Pode-se concluir que o composto B_4C quando adicionados nas ligas Fe-Mn-Cr-Si, forma uma fase na forma de agulhas ou blocos ricos em Ferro-Boro, que proporciona um aumento na microdureza geral do revestimento. Sendo assim, deve-se determinar com precisão, a quantidade ideal de Carboneto de Boro (B_4C) para elevar de forma eficaz, a resistência à cavitação das superfícies sujeitas a este fenômeno.

Palavras-chave: Cavitação. Boro. Microestrutura. Dureza.

ABSTRACT

SOARES, Bruno Siqueira. **Evaluation of the Microstructure, Microhardness and Macrostructure Add Boron Carbide (B_4C) Alloy Fe-Mn-Cr-Si**. 2013. 51f. Trabalho de Conclusão de Curso (Bacharelado em Engenharia Mecânica) - Universidade Tecnológica Federal do Paraná. Ponta Grossa, 2013.

The cavitation mass loss of the turbine blades is a phenomenon that occurs in the most of the hydroelectric plants. The cavitation appears when the liquid form a difference of pressure along the blades which bump against the metallic surface, releasing energy and promoting the mass loss of the components' surface. The best way to control the erosion is keep it under control, being carried out through the replacement of the eroded material. The main problem regarding the replacement of the eroded material is the elaboration of resistant alloys to this phenomenon. The chemical element boron, when deposited on metallic surfaces provides an increase of the mechanical and cavitation resistance. Thus, this paper has as a goal to determine an ideal amount of composite B_4C to elevate the resistance to cavitation of the surfaces subjects to this phenomenon. The methodology applied in this research is classified as a methodology of experimental feature. An alloy Fe-Mn-Cr-Si with additions of B_4C was chosen to the analysis, being placed by the plasma process PTA in austenitic stainless steel plates ABNT 304 with composition 0,08%C, 2%Mn, 0,75%Si, 0,045%P, 0,03%S, 19%Cr, 9%Ni and 0,10%N. The percentage of the composite B_4C in each alloy varied between 10 and 20% in weight. The welding velocity was varied to verify the influence of the dilution in the macrostructure and microstructure of the deposited alloys and it was verified that the velocity influenced significantly the microstructure of the alloys. It can be concluded that the composite B_4C when deposited in the alloys Fe-Mn-Cr-Si present a phase in the form of needles or blocks riches in Iron-Boron. These needles are responsible to the microhardness increase of the materials. Thus, the ideal amount of the composite B_4C must be determined accurately to increase the efficiency way the resistance to cavitation of the surfaces subjects to this phenomenon.

Keywords: Cavitation. Boron. Microstructure. Hardness.

LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1 - Momento de Contato entre a Bolha e a Superfície das Pás (www.spectru.com.br).....	4
Figura 2.2 - Danos Causados na Turbina Resultante do Processo de Cavitação (www.spectru.com.br).....	5
Figura 2.3 – Etapas da Taxa de Erosão Decorrente do Processo de Cavitação (www.spectru.com.br).....	6
Figura 2.4 - Característica da Superfície Após a Aspersão Térmica. (http://www.plasmateam.com).	10
Figura 2.5 - Desenho Esquemático do Funcionamento da Tocha PTA (http://www.plasmateam.com).	12
Figura 3.1 - Cordão de Solda da Liga com Adição de 10% de B ₄ C, e Ampliação de 4X.....	16
Figura 3.2- Equipamento Utilizado para o Ataque Eletrolítico	18
Figura 3.3 – Ensaio de Microdureza da Liga sem Adição de B ₄ C.....	19
Figura 4.1 – Cordões com Diferentes Velocidades de Deposição e sem Adição de B ₄ C, Ampliação de 0.75	20
Figura 4.2 – Cordões Depositados com Diferentes Velocidades e Composição de 10% de B ₄ C, Ampliação de 0.75	21
Figura 4.3 – Cordões com Diferentes Velocidades de Deposição e com 20% de B ₄ C, Ampliação de 0,75.....	22
Figura 4.4 – Diagrama de Fase Fe-Mn, (www.himikatus.com).....	23
Figura 4.5 – Diagrama de Fases Fe-B, (www.himikatus.com)	24
Figura 4.6 – Relação entre Carboneto de Boro e Altura de Reforço	25
Figura 4.7 – Microestrutura da Liga Depositada sem Adição de B ₄ C e Velocidade de 6 cm/min.....	27
Figura 4.8 – Microestrutura da Liga Depositada sem Adição de B ₄ C e Velocidade de 8 cm/min.....	27
Figura 4.9 – Ataque Eletrolítico das Ligas sem Adição de B ₄ C e Velocidade de 8 cm/min. (a) - Ataque com Duração de 30s, (b) - Ataque com Duração de 60s.	28
Figura 4.10 – Microestrutura das Ligas sem Adição de B ₄ C e Velocidade de 10 cm/min.....	28
Figura 4.11 – Microestrutura das Ligas com 10% de B ₄ C e Velocidade de Deposição de 6 cm/min.....	29
Figura 4.12 – Microestrutura das Ligas com 10% de B ₄ C e Velocidade de Deposição de 8 cm/min.....	30
Figura 4.13 – Microestrutura das Ligas com 10% de B ₄ C e Velocidade de 10 cm/min	30

Figura 4.14 – Microestrutura das Ligas com 20% de B ₄ C e Velocidade de 6 cm/min	31
Figura 4.15 – Microestrutura das Ligas com 20% de B ₄ C e Velocidade de 8 cm/min	32
Figura 4.16 – Fotografia com Dicra da Microestrutura das Ligas com 20% de B ₄ C e Velocidade de 10 cm/min	32
Figura 4.17 – Relação entre Carboneto de Boro (B ₄ C) e Microdureza das Ligas	35

LISTA DE TABELA

Tabela 2.1 – Características dos Elementos Químicos Adicionados às Ligas.	8
Tabela 3.1 - Parâmetros Utilizados na Deposição das Amostras das Ligas Fe-Mn-Cr-Si com Diferentes Adições de B ₄ C.	15
Tabela 3.2 – Composição Química do Produto Villela's.....	17
Tabela 4.1 - Soldabilidade das Ligas sem Adição de B ₄ C.....	22
Tabela 4.2 - Soldabilidade das Ligas com 10% de B ₄ C.	24
Tabela 4.3 - Soldabilidade das Ligas com 20 % de B ₄ C.	25
Tabela 4.4 - Microdureza (HV) das Ligas sem Adição de B ₄ C.	33
Tabela 4.5 - Microdureza (HV) das Ligas com Adição de 10% de B ₄ C.....	34
Tabela 4.6 - Microdureza (HV) das Ligas com Adição de 20% de B ₄ C.....	34

LISTA DE ABREVIATURAS E ACRÔNIMOS

AWS	American Welding Society
AT	Aspersão Térmica
ABNT	Associação Brasileira de Normas Técnicas
B	Boro
C	Carbono
Co	Cobalto
Cu	Cobre
COPEL	Companhia Paranaense de Energia
CAEM	Coordenação Acadêmica de Engenharia Mecânica
Cr	Cromo
Fe	Ferro
Fe-B	Ferro-Boro
GTAW	Gas Tungsten Arc Welding
gf	Grama-força
Mn	Manganês
MAG	Metal Active Gas
MIG	Metal Inert Gas
Mo	Molibdênio
Ni	Níquel
N	Nitrogênio
P	Fósforo
Rpm	Rotação por Minuto
Ti	Titânio
TIG	Tungsten Inert Gas

HV	Vickers
ZF	Zona Fundida
ZTA	Zona Termicamente Afetada

SUMÁRIO

1 - INTRODUÇÃO	1
CAPÍTULO 2 - REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	4
2.1 EROÇÃO POR CAVITAÇÃO	4
2.2 AÇOS INOXIDÁVEIS	7
2.2.1 Aços inoxidáveis Austeníticos.....	7
2.3 ASPERSÃO TÉRMICA	9
2.4 PLASMA A ARCO TRANSFERIDO – PTA	11
CAPÍTULO 3 - MATERIAIS E MÉTODOS	14
3.1 METODOLOGIA EXPERIMENTAL	14
3.2 ENSAIO DE MACROGRAFIA	15
3.3 ENSAIO DE METALOGRAFIA.....	16
3.3.1 Ataque Químico das Amostras	16
3.4 MICRODUREZA	18
CAPÍTULO 4 - RESULTADOS	20
4.1 AVALIAÇÃO DA INFLUÊNCIA DA ADIÇÃO DE B ₄ C NA SOLDABILIDADE DAS LIGAS DEPOSITADAS.....	20
4.2 AVALIAÇÃO DA INFLUÊNCIA DA ADIÇÃO DE B ₄ C NA MICROESTRUTURA DAS LIGAS DEPOSITADAS.....	26
4.2.1 Microestrutura das Ligas Depositadas sem Adição de B ₄ C.....	26
4.2.2 Microestrutura das Ligas Depositadas com Adição de 10% de B ₄ C.....	29
4.2.3 Microestrutura das Ligas Depositadas com Adição de 20% de B ₄ C.....	31
4.3 AVALIAÇÃO DA INFLUÊNCIA DA ADIÇÃO DE B ₄ C NA MICRODUREZA DAS LIGAS DEPOSITADAS	33
CAPÍTULO 5 - CONCLUSÕES	36
REFERÊNCIAS	38

1 INTRODUÇÃO

As turbinas das usinas hidrelétricas é um dos principais equipamentos responsável pela obtenção de energia, transformando energia cinética da água em energia elétrica. Segundo citado por Ribeiro (2007), um dos principais problemas enfrentados pelas usinas hidroelétricas é a perda de massa das turbinas, causadas pela erosão por cavitação. A melhor maneira de controlar a erosão é mantê-la sobre controle, a qual pode ser realizada pela reposição do material erodido.

A erosão por cavitação modifica o perfil ideal da turbina, diminuindo seu desempenho e acelerando o processo de cavitação. Segundo citado por Ribeiro (2007), o mecanismo de erosão ainda não é totalmente esclarecido, mas, admite-se que o impacto seja caracterizado por uma pressão da ordem de Giga Pascal, com tempo de duração de microssegundos e superfície de impacto de décimo de milímetro.

A cavitação varia de acordo com o perfil hidráulico. Conforme citado por Pukasiewicz (2008), a erosão por cavitação ocorre quando, o líquido em trabalho forma uma diferença de pressão ao longo das pás, que colidem contra a superfície metálica, liberando energia e promovendo a perda de massa da superfície do componente. A perda de massa, assim como o processo de reparo, faz com que as superfícies das pás percam o perfil original, podendo agravar o fenômeno de cavitação.

Para entender melhor o prejuízo causado pela erosão por cavitação, o autor Will (2008) cita que, na maior usina hidrelétrica da Companhia Paranaense de Energia (COPEL), a UHEGBM - Foz do Areia, a cada 15.000 horas a usina realiza a manutenção das regiões erodidas por cavitação, depositando em média 630 kg de aço inoxidável austenítico AWS 309LT1 (400 kg nas pás e 230 kg na região de sucção) totalizando um custo de R\$205.000,00, sem contabilizar o tempo sem produzir energia.

A resistência à cavitação está relacionada diretamente com a microestrutura do material no ambiente de trabalho. O elemento químico Boro, quando depositado sobre as superfícies metálicas, tende a modificar a microestrutura da superfície, aumentando sua dureza e sua resistência à cavitação.

Das tecnologias utilizadas para a deposição dos revestimentos, destaca-se a deposição por eletrodo revestido e o MIG/MAG. Schiefner (2004) cita que, os

revestimentos devem apresentar as propriedades adequadas ao ambiente de trabalho das turbinas. A Aspersão Térmica (AT) é uma técnica bastante versátil que engloba vários processos de revestimento, os quais promovem a deposição de materiais metálicos ou não-metálicos, sobre substrato previamente preparado.

Dos processos por aspersão térmica, o Plasma a Arco Transferido (PTA), apresenta elevada eficiência de deposição se comparado com outros métodos. Para Ribeiro (2007), esse processo tem grande potencial de deposição, isso se caracteriza devido á elevada produtividade, alta estabilidade do plasma, baixa diluição com maior flexibilidade na formulação de ligas, requisitos esses que favorecem para obtenção de um bom revestimento.

Conforme citado por Will (2008) o revestimento considerado ideal, deve conter baixa energia de falha de empilhamento, grãos pequenos, alta plasticidade e elevada resistência para ancoramento das discordâncias. Mesmo conhecendo os fatores necessários para aumentar a resistência à cavitação, observa-se que não existem materiais que são completamente imunes à cavitação, pois os materiais não apresentam ao mesmo tempo, todas as características essenciais para resistir à erosão por cavitação.

As ligas inoxidáveis austeníticas, ou ligas inoxidáveis austeníticas com Cobalto, apresenta elevada resistência à cavitação. Pukasiewicz (2008) cita que, essas ligas apresenta elevada tenacidade, que combinado com o elevado endurecimento por deformação, confere a esses materiais elevada resistência à cavitação. No entanto esses materiais são sensíveis a trincas, difíceis de esmerilhar e custo elevado.

A dureza das ligas a base de ferro pode ser elevada pela adição de certa quantidade de carbonetos tais como B_4C , levando a formação de fases secundárias que apresenta elevada dureza. Sendo assim, este trabalho tem por objetivo, avaliar a influência da adição de B_4C na formação do cordão depositado, microestrutura e microdureza de uma liga Fe-Mn-Cr-Si, avaliando também a influência da velocidade de deposição na macroestrutura do cordão depositado. Analisou-se três ligas Fe-Mn-Cr-Si com diferentes concentrações de B_4C , sendo depositadas pelo processo plasma de arco transferido-PTA em chapas de aço inoxidável austenítico ABNT 304.

Este trabalho está subdividido da seguinte maneira:

No capítulo 2, a fundamentação teórica, mostrando algumas definições dos processos de deposições e as características dos elementos químicos quando depositados sobre o substrato.

No capítulo 3, são apresentados os materiais e métodos utilizados no trabalho.

No capítulo 4, são apresentados os resultados obtidos e as discussões.

No capítulo 5, são realizadas as considerações finais e apresentadas as sugestões para trabalhos futuros.

CAPÍTULO 2 - REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Neste capítulo é apresentada uma revisão dos principais trabalhos recentemente publicados relacionados à cavitação e ligas resistentes a erosão por cavitação.

2.1 EROSÃO POR CAVITAÇÃO

A cavitação é uma forma de erosão que ocorre na superfície de sólidos em contato com líquido em movimento. Este processo caracteriza-se pela formação de bolhas de vapor, resultante da diferença de pressão, sendo formado microjato de água e projetado abruptamente sobre a superfície da pá, danificando a superfície do material e causando a chamada erosão por cavitação.

Segundo citado por Pukasiewicz (2008) a perda de massa do material está relacionada com a conversão de energia potencial, associada com as dimensões das bolhas antes do rompimento, em energia cinética no líquido ao seu redor. Dois mecanismos têm sido propostos, sendo que o primeiro envolve a pressão gerada pela onda de choque ao redor do rompimento e o segundo sugere que o dano no material é resultado do impacto gerado por um microjato originado durante o colapso da bolha sobre a superfície. Esse mecanismo é observado na Figura 2.1.

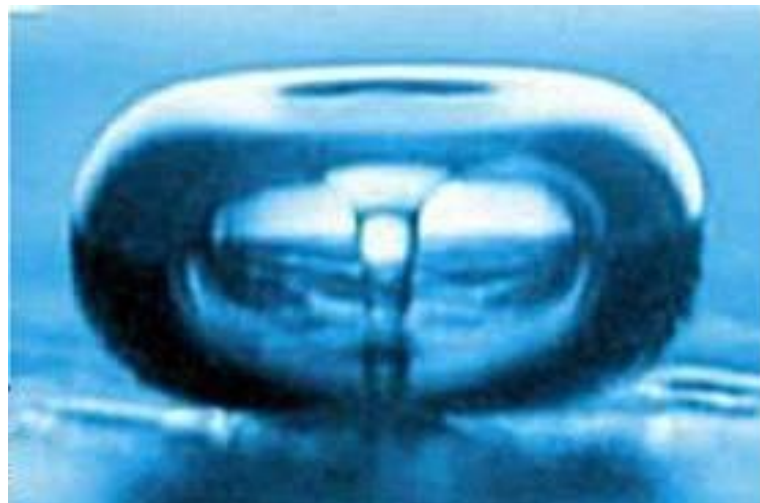


Figura 2.1 - Momento de Contato entre a Bolha e a Superfície das Pás (www.spectru.com.br).

A erosão ocorre devido à concentração de energia cinética em uma pequena área sólida, próxima ou no próprio local do colapso. Essa concentração de energia é responsável pelas altas tensões que provoca a degradação da superfície, através da fadiga ou por superação da resistência ao cisalhamento, Ribeiro (2007). A Figura 2.2, mostra uma superfície danificada pela erosão por cavitação.



Figura 2.2 - Danos Causados na Turbina Resultante do Processo de Cavitação
(www.spectru.com.br).

Como observado na Figura 2.2, pode-se verificar que a cavitação modifica o perfil ideal da turbina, diminuindo seu potencial de transformar energia hidráulica em energia mecânica. Segundo Ribeiro (2007) mesmo o mecanismo de colapso não sendo totalmente esclarecido, admite que o impacto seja caracterizado por uma pressão da ordem de Giga Pascal, com tempo de duração de micro segundos e superfície de impacto de décimo de milímetro.

Conforme citado por Will (2008), os principais fatores que contribuem para o surgimento da cavitação são:

- Rugosidade excessiva;
- Operação fora da faixa garantida, isto é, com carga parcial ou sobrecarga;
- Projeto de perfil inadequado;
- Característica da água do reservatório;
- Perda do perfil das pás rotoras, devido a intervenções para reparo;

Conforme dito anteriormente, a perda de massa por cavitação é dividido em quatro estágios, sendo eles apresentados na Figura 2.3.

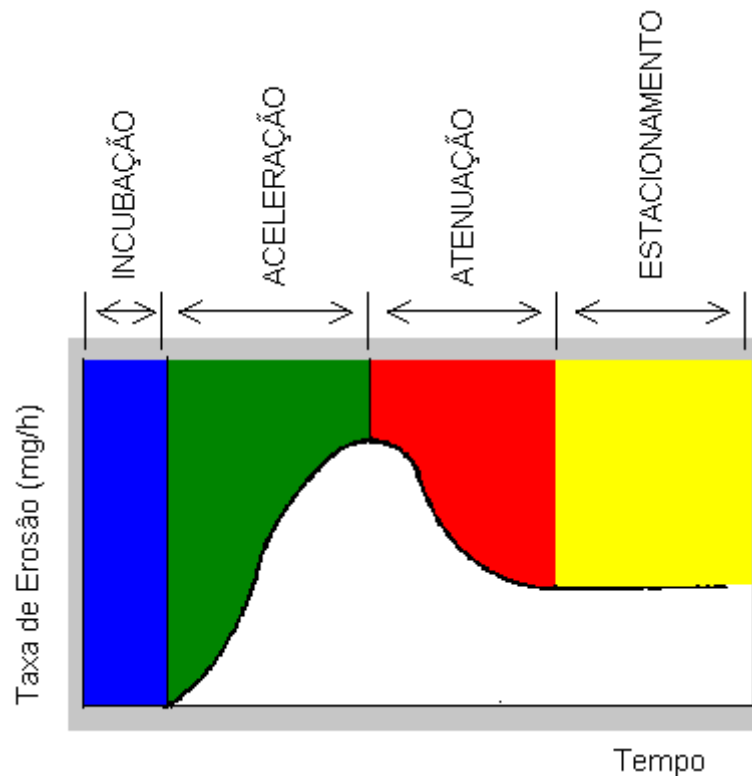


Figura 2.3 – Etapas da Taxa de Erosão Decorrente do Processo de Cavitação
(www.spectru.com.br).

O primeiro estágio é chamado de período de incubação, neste período nenhuma perda de massa é detectada, ou então sua perda é muito baixa se comparada com o estágio 2, pois a energia do colapso é absorvida pela deformação do material.

No estágio 2, a perda de massa chega no seu valor máximo, isso ocorre porque o material não absorve mais a energia, iniciando a perda de massa nas regiões de elevadas concentrações de deformações, como é o caso dos contornos de grãos. No processo 3 ocorre o aumento gradativo da rugosidade, devido a perda de massa ocorrido na fase 2, diminuindo a taxa de erosão. Por fim no quarto estágio, a erosão por cavitação apresenta um valor constante. Deve-se lembrar de que o número de estágio depende da microestrutura apresentada pela superfície.

Com objetivo de retardar o processo de cavitação, está sendo testadas ligas que possam aumentar a resistência a esse fenômeno. Para Ribeiro (2007), os materiais metálicos dúcteis são os mais recomendados, principalmente as ligas aço carbono, nas quais apresentam elevadas deformações iniciais e um encruamento crescente.

Os materiais metálicos frágeis por apresentar menor capacidade de absorção de energia, formam rapidamente núcleos concentradores de tensões, dando lugar a erosão da superfície e a formação de cavidades. Entre os materiais com maior utilização comercial, destacam-se os aços inoxidáveis austeníticos, pois possui boa resistência a cavitação, sendo depositadas pelo processo de soldagem.

2.2 AÇOS INOXIDÁVEIS

Os aços inoxidáveis são ligas a base de ferro que possuem, aproximadamente, 11% de cromo, quantidade necessária para prevenir a formação de oxidação em meio corrosivos, por esse motivo recebe o nome de aços inoxidáveis. Esses aços são divididos em três grupos conforme a característica da estrutura cristalina, sendo eles, ligas ferríticas, martensíticas e austeníticas.

2.2.1 Aços inoxidáveis Austeníticos.

São as ligas mais utilizadas no processo de recuperação dos componentes cavitados, pois apresentam as principais características para a proteção dos componentes, como por exemplo, boa soldabilidade, alta resistência à cavitação e oxidação.

Segundo citado por Will (2008) os aços austeníticos representam cerca de 65 a 70% de todo os aços inoxidáveis produzidos. Ao contrário dos aços inoxidáveis ferríticos e principalmente dos martensíticos, cujas propriedades se assemelham aquelas dos aços de baixa liga, os aços austeníticos têm uma série de propriedades própria, diferenciando das outras classes dos aços. Essas ligas apresentam boa resistência mecânica, soldabilidade relativamente boa e elevada capacidade de endurecimento por deformação plástica, características essas que aumentam a resistência à cavitação.

A resistência à cavitação destas ligas caracteriza-se pelos elementos químicos que a mesma possui. Cada elemento químico adicionado a essas ligas resulta em propriedades mecânicas diferentes. A Tabela 2.1, apresenta as características dos elementos químicos quando adicionados nos Aços Inoxidáveis.

Tabela 2.1 – Características dos Elementos Químicos Adicionados às Ligas.

Elementos	Efeitos
Cr	Promover a formação de ferrita. Aumenta a resistência à oxidação e à corrosão.
Ni	Promover a formação de austenita. Aumenta a resistência à alta temperatura, resistência à corrosão e ductilidade.
N	Promover fortemente a formação da austenita. Aumenta a resistência mecânica.
Mn	Estabilidade a austenita a temperaturas próximas da ambiente, mas forma ferrita a altas temperaturas.
Mo	Aumenta a resistência à alta temperatura. Aumenta a resistência à corrosão em meios redutores. Promove a formação de ferrita.
P,Se,S	Aumentar a usinabilidade, mas promovem fissuração de solidificação durante soldagem. Diminui ligeiramente a resistência a corrosão.
Si	Promover a formação de ferrita. Em todos os tipos, pequenas quantidades são adicionadas para desoxidação.
Ti	Reduz a sensibilidade à corrosão intergranular, combinado com o C. Age como refinador de grão. Promove a formação de ferrita.
Cu	Diminui a sensibilidade à fissuração por corrosão sob tensão .
Co	Diminui a energia de falha de empilhamento, facilita a transformação de fase.
C	Promover fortemente a formação de austenita. Pode formar carbonetos com o cromo e resultar em corrosão intergranular.

Fonte: Autor Will 2008.

O elemento químico Boro (B), quando depositado em superfícies metálicas, tende a aumentar a dureza e a resistência à cavitação das superfícies, de acordo com as fases presentes pela liga Fe-B.

Conforme citado por Ribeiro (2007), os impactos gerados pelos microjatos, produz energia suficiente para a transformação de fase, e quanto maior o tempo de transformação de fase, maior será o período de incubação, conseqüentemente maior será a resistência à erosão por cavitação. Sabe-se que, somente após a transformação de fase, os impactos provocarão o desenvolvimento de tensões localizadas, iniciando a fratura no material.

Vários autores classificam o cobalto como um dos principais elementos químicos responsável em aumentar a resistência à cavitação. Para Procopiak (1995), o principal motivo para a grande utilização dos Aços Inoxidáveis, está na questão deles apresentarem baixa energia de falha de empilhamento e elevada resistência à corrosão.

Dos aços inoxidáveis utilizados para aumentar a resistência à cavitação, o autor Will (2008) cita algumas propriedades destas ligas:

- Tenacidade e ductilidade superior à maioria dos aços utilizados, suas propriedades são mantidas mesmo em temperaturas muito baixas, não apresentando transição dúctil/frágil.
- Boa resistência mecânica e a corrosão a temperaturas elevadas, o que permite sua utilização em temperaturas consideravelmente superior à temperatura máxima de serviço dos aços de baixa liga ou dos aços inoxidáveis martensíticos e ferríticos;
- Soldabilidade relativamente boa. Na ausência de transformação martensítica, sua boa tenacidade resulta na insensibilidade à fissuração pelo hidrogênio. Como sua formação de porosidade também é baixa, a zona fundida tem propriedades que se assemelham à do metal de base. Assim, geralmente é fácil obter soldas adequadas, podendo ser postas em serviço sem tratamentos térmicos, pós-soldagem. Mas, esse resultado somente pode ser obtido, pela escolha adequada do processo de soldagem e metal de adição, devendo ser feito de acordo com os princípios metalurgia da soldagem dos aços, de sua soldabilidade e de suas condições de serviço.

2.3 ASPERSÃO TÉRMICA

O processo de aspersão térmica é realizado através da deposição de materiais sobre uma superfície, com objetivo de proporcionar propriedades diferentes à superfície depositada. Pukasiewicz (2008) resume esta técnica como sendo basicamente um grupo de processo, no qual se deposita sobre uma superfície previamente preparada, camadas de materiais metálicos ou não metálicos.

O processo de aspersão térmica é uma técnica bastante versátil, que engloba vários processos de revestimentos, promovendo a deposição particulada de materiais sobre um substrato, conforme citado por Schieffler, (2004).

Durante essa operação, o material sofre um aquecimento rápido no interior de uma pistola, incidindo sobre ele um fluxo de gás de alta pressão, projetando as partículas geradas, na superfície a ser revestida, utilizando como fonte de calor a combustão de gases, arco elétrico ou plasma. No final desse processo a microestrutura do material aspergido se solidifica ao se resfriar, desenvolvendo uma

estrutura lamelar típica, Schieffler (2004). A Figura 2.4 apresenta as características das superfícies depositadas.

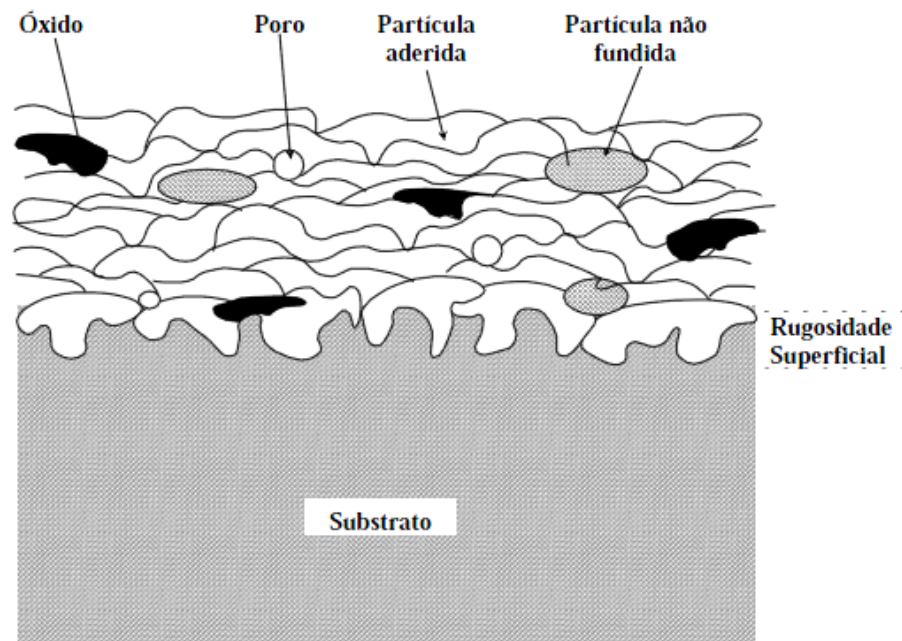


Figura 2.4 - Característica da Superfície Após a Aspersão Térmica.
(<http://www.plasmateam.com>).

Verifica-se na Figura 2.4, que a superfície aspergida apresenta poros e óxidos e o surgimento dessas partículas se deve as características desse processo de deposição.

A utilização da Aspersão Térmica é muito abrangente no setor industrial, segundo o autor Schieffler (2004) esse processo proporciona a superfície, uma proteção contra a corrosão e desgaste, proporcionando um isolamento térmico e elétrico, sendo classificados em diversos critérios, sendo os mais usuais estabelecidos em função do meio de aquecimento, e do tipo de material de deposição que está sendo empregado. Dentre esses processos destacamos:

- FS = Flame Spraying (Aspersão a chama oxi-gás com material de adição na forma de pó ou arame);
- AS = Arc Spraying (Aspersão a arco elétrico);
- HVOF = High Velocity Oxy-fuel flame spraying (aspersão a chama de alta velocidade com material de adição na forma de pó);
- AS = Plasma Spraying (aspersão a plasma);
- LS = Laser Spraying (aspersão a laser);

2.4 PLASMA A ARCO TRANSFERIDO – PTA

Na soldagem a plasma o arco opera em condições especiais, atuando com uma fonte extremamente estável de calor que permite a soldagem da maioria dos metais. Esta técnica é baseada no processo GTAW (*gas tungsten arc welding*). O processo de soldagem Plasma a Arco Transferido, utilizando pó como material de adição é usualmente denominado PTA (*Plasma Transferred Arc*).

A técnica de deposição Plasma a Arco Transferido - PTA é um processo de deposição entre aspensão e soldagem, gerando uma microestrutura soldada. O autor Ribeiro (2007) classifica esse processo como um tipo de soldagem a arco elétrico. Este processo de deposição é uma modificação da soldagem a arco de tungstênio sobre gás inerte (TIG), pois, ambos utilizam um arco elétrico (plasma), produzido por um eletrodo de tungstênio não consumível como fonte primária de calor. A diferença é que a soldagem PTA utiliza um bocal de construção do arco, três sistemas de gás e dois arcos ajustáveis independentes.

A soldagem PTA utiliza frequentemente como “Gás de Plasma” o argônio, que circunda o eletrodo e sai por um orifício no bocal constritor na forma de um jato de gás. O segundo gás serve para proteção, passando por um bocal externo, concêntrico ao bocal constritor.

O arco não transferido é chamado de arco piloto, tendo a função de iniciar e estabilizar o arco primário, estabelecido entre o eletrodo de tungstênio e a peça. A partir do momento em que o arco principal é formado, o arco-piloto é extinto, voltando somente a ser estabelecido quando o arco principal é extinto. A Figura 2.5 exemplifica esse processo de soldagem.

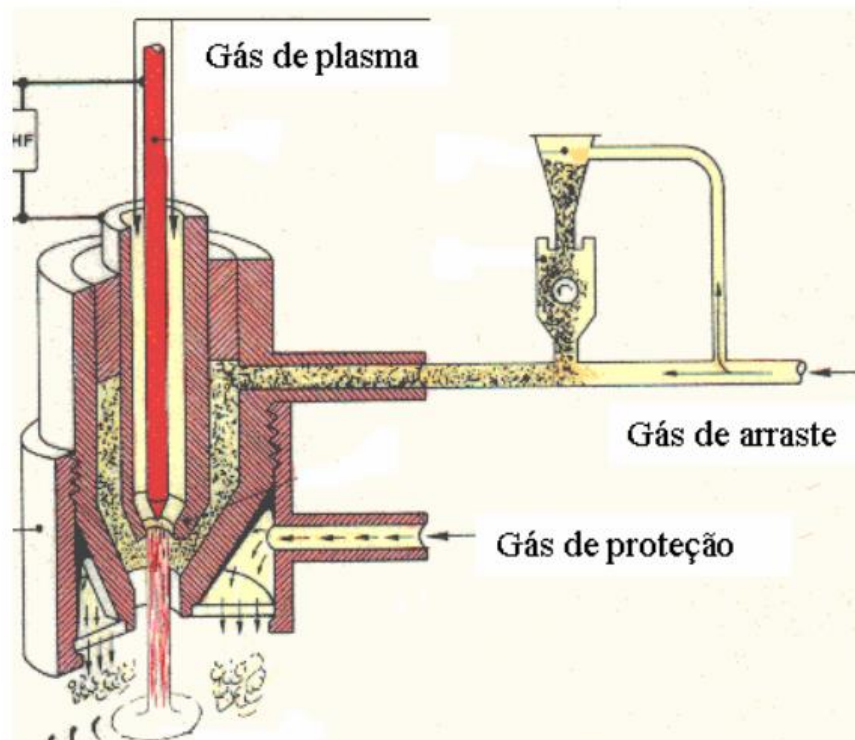


Figura 2.5 - Desenho Esquemático do Funcionamento da Tocha PTA (<http://www.plasmateam.com>).

Observando-se a Figura 2.5, pode-se entender claramente o funcionamento de deposição do processo PTA. Neste processo, o arco é essencialmente esférico, e pequenas variações no comprimento do arco não influenciam na variação da área projetada. Na Figura 2.5, verifica-se que o material a ser depositado é transportado do alimentador de pó até a tocha, com o auxílio de um fluxo de gás, geralmente utiliza-se o argônio. Este processo de deposição pode ser manual ou automático, diferenciando nessas situações o tipo de tocha específica.

Esta técnica de deposição apresenta varias vantagens e essas vantagens são observadas claramente nos processos de deposição. Conforme citado pelo autor Will (2008), são cinco vantagens que esse processo se diferencia dos outros processos de soldagem:

- Mesmo com correntes baixas, o arco é estável;
- A coluna do arco é rígida e de reduzido diâmetro, produzindo poça de fusão de tamanho relativamente reduzido, e estreita zona afetada pelo calor;
- Como consequência a tendência à distorção é muito menor;
- A velocidade de soldagem pode ser mais elevada que no processo TIG;
- O comprimento do arco exerce pequeno efeito sobre a tensão;

O equipamento PTA é composto basicamente por:

- Fonte de energia e unidade de controle de plasma;
- Tocha de soldagem;
- Sistema de suprimento a gás;
- Sistema de alimentação de pó;

A fonte de energia tem como função, fornecer energia para o sistema de soldagem, nela é feita a regulação dos gases, da corrente de soldagem, dentre outros parâmetros. A tocha tem a função de fixar o eletrodo e direcionar o arco, sendo refrigerada por água para evitar o superaquecimento, aumentando a vida útil do equipamento. O sistema de suprimento do gás é chamado gás de plasma onde geralmente é utilizado o argônio, esse gás ajuda a gerar o feixe de plasma e proteger o eletrodo de tungstênio, conforme citado pelo autor Will (2008).

As principais desvantagens desses equipamentos são citadas pelo autor Ribeiro (2007). Segundo ele, as principais desvantagens são:

- Equipamento de maior complexidade, gerando maior custo de produção;
- O equipamento necessita de uma instalação permanente;
- O consumo de gás de argônio é maior se comparada com os outros processos;
- Requer do operador maior conhecimento do processo;
- A tocha é mais complexa, o eletrodo requer configurações e posicionamento precisos.

Apesar destas desvantagens, este é o método que proporciona melhor acabamento superficial.

CAPÍTULO 3 - MATERIAIS E MÉTODOS

Neste capítulo é descrito toda a parte experimental do trabalho, explicando detalhadamente os materiais utilizados e os ensaios realizados para a obtenção dos resultados.

3.1 METODOLOGIA EXPERIMENTAL

A metodologia aplicada na pesquisa é classificada como metodologia de caráter experimental. Diferentes concentrações de Carboneto de Boro (B_4C) foram adicionados em ligas Fe-Mn-Cr-Si de composição a ser patenteada por isso não identificada no trabalho, e depositadas em chapas de aço inoxidável austenítico ABNT 304, de composição 0,08%C, 2%Mn, 0,75%Si, 0,045%P, 0,03%S, 19%Cr, 9%Ni e 0,10%N.

A deposição do material foi realizada através do processo plasma pó PTA (Plasma Transferred Arc), ou Plasma de Arco Transferido, em equipamento da Marca TBA Plasma Arc 200.

Os materiais foram depositados com diferentes velocidades de deposição, com objetivo de avaliar a influência da diluição na microestrutura dos revestimentos. Utilizou-se velocidades de 6, 8 e 10 cm/min, mantendo constante a taxa de deposição. Os parâmetros de deposição podem ser verificados na Tabela 3.1.

Tabela 3.1 - Parâmetros Utilizados na Deposição das Amostras das Ligas Fe-Mn-Cr-Si com Diferentes Adições de B₄C.

Composições esperadas das ligas em estudos	Corrente (A)	Taxa de Alimentação do Pó (kg/h)	Velocidade de Deposição (cm/min)
Fe-Mn-Cr-Si	100	8	6
Fe-Mn-Cr-Si	100	8	8
Fe-Mn-Cr-Si	100	8	10
Fe-Mn-Cr-Si + (10%)B ₄ C	100	8	6
Fe-Mn-Cr-Si + (10%)B ₄ C	100	8	8
Fe-Mn-Cr-Si + (10%)B ₄ C	100	8	10
Fe-Mn-Cr-Si + (20%)B ₄ C	100	8	6
Fe-Mn-Cr-Si + (20%)B ₄ C	100	8	8
Fe-Mn-Cr-Si + (20%)B ₄ C	100	8	10

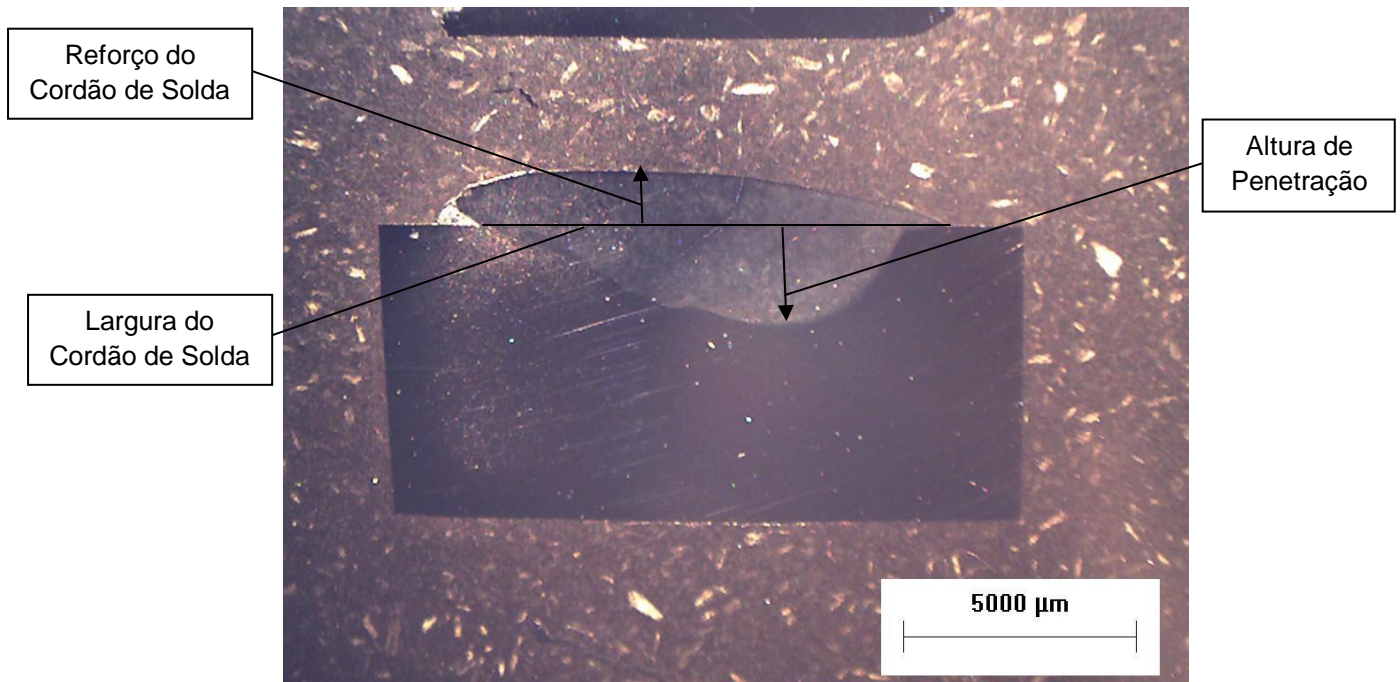
Fonte: Autoria Própria

Como o objetivo deste trabalho é analisar a microestrutura, microdureza e soldabilidade das ligas depositadas com diferentes concentrações de Carboneto de Boro (B₄C), observa-se na Tabela 3.1 que a taxa de alimentação dos pós se manteve constante, tentando apenas manter um padrão otimizado de trabalho e com deposição de cordões de bom aspecto.

3.2 ENSAIO DE MACROGRAFIA

A diluição e a penetração do cordão de solda são parâmetros fundamentais para a qualificação de revestimentos metálicos depositados por soldagem. Sendo assim, realizou-se o ensaio de macrografia para avaliar a soldabilidade das ligas, juntamente com a diluição e as dimensões dos cordões depositados.

Para avaliar estas propriedades, as amostras polidas foram levadas ao microscópio para analisar a espessura do cordão de solda, comprimento de penetração e diluição. A diluição é representada pela área da seção transversal do cordão de solda, formada abaixo da linha de espessura do cordão. A Figura 3.1 mostra como se realizou a avaliação da diluição dos materiais depositados.



**Figura 3.1 - Cordão de Solda da Liga com Adição de 10% de B_4C , e Ampliação de 4X.
Fonte: Autoria Própria**

3.3 ENSAIO DE METALOGRAFIA

O ensaio de metalografia consiste em analisar a microestrutura do material por Microscopia Ótica e Eletrônica de varredura. Neste trabalho, o ensaio de metalografia foi realizado com objetivo de avaliar a influência do composto B_4C na microestrutura das amostras em estudo.

Para realização deste ensaio, as amostras foram cortadas transversalmente, pois nestas regiões é possível realizar a avaliação da diluição, e em seguida embutidas em máquina semiautomática. As amostras embutidas foram lixadas com rotação de 400rpm e 20N de força, utilizando-se lixas de 220, 320, 400, 600 e 1200 mesh. Já no polimento das amostras, utilizou-se rotação de 200 rpm e 15N de força, com suspensão de diamante de $3\mu m$ e $0,25\mu m$.

3.3.1 Ataque Químico das Amostras

O ataque químico é a etapa da metalografia que evidência as heterogeneidades presentes no material, como diferenças na composição química e na estrutura cristalina. Neste trabalho, foi adotado o ataque químico com reativo

Vilella para revelação da estrutura do cordão de solda. A composição deste reativo está mostrada na Tabela 3.2.

Tabela 3.2 – Composição Química do Produto Vilella.

Composição Química do Vilella	Quantidade
Álcool Etílico (ml)	100
Ácido Pícrico (g)	1
HCL (ml)	5

Fonte: (www.urisan.tche.br)

Para realização deste ataque químico, as amostras polidas foram mergulhadas no reativo Vilella durante 20s, e em seguida, lavadas e levadas ao Microscópio Ótico Olympus BX60, para análise da microestrutura das ligas depositadas. Após análise da microestrutura, avaliou-se a quantidade de poros presente em cada amostra. Esta análise é realizada pelo software Analysis, onde o mesmo, através de uma fotografia da microestrutura, compara a área ocupada pelos poros e a área sem os poros, fazendo uma porcentagem da relação das áreas.

Algumas amostras após o tempo de 20s, não sofreram ataque químico do reativo Vilella. Estas amostras foram atacadas pelo processo eletrolítico durante 30 e 60s no equipamento Eletromet 4 com tensão de 3,0V. Neste ataque as amostras foram mergulhadas em meio ácido, contendo 200 ml de água destilada e 20g de ácido Oxálico. O equipamento utilizado no ensaio eletrolítico é mostrado na Figura 3.2.

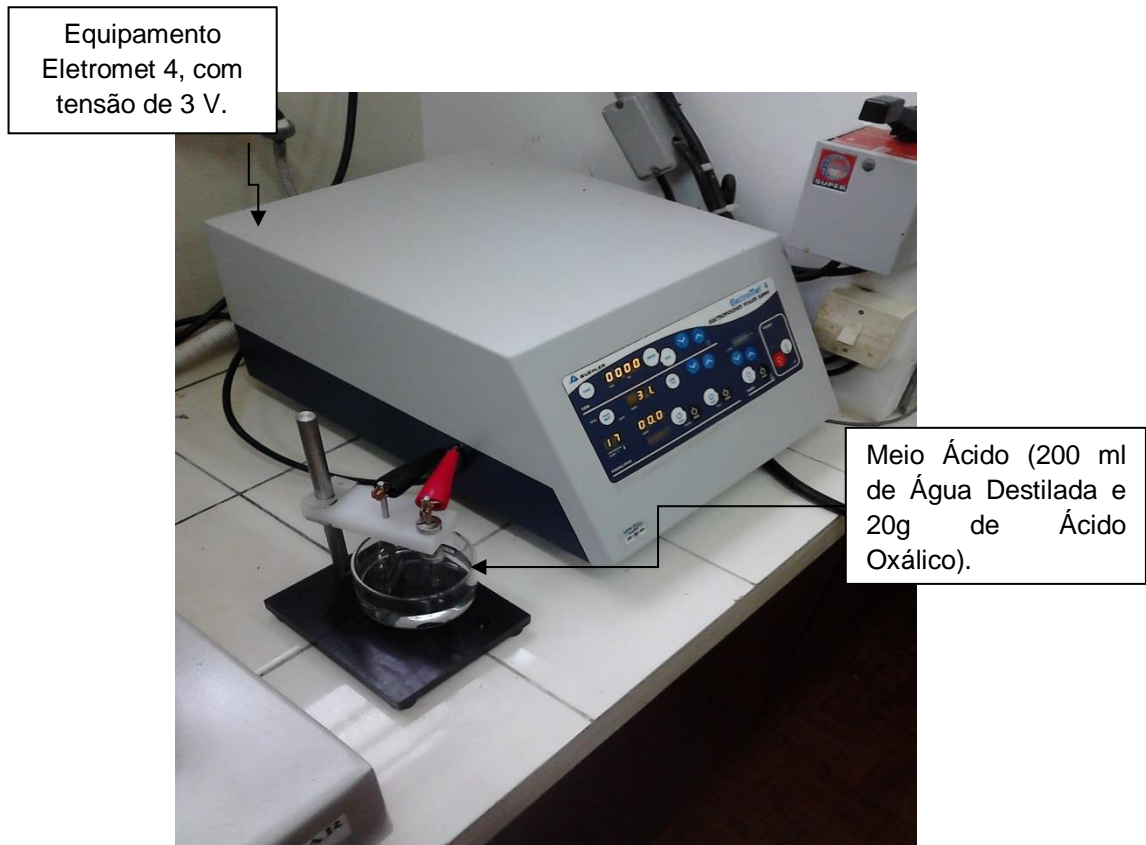


Figura 3.2- Equipamento Utilizado para o Ataque Eletrolítico
Fonte: Autoria Própria

3.4 MICRODUREZA

O ensaio de microdureza Vickers foi realizado no equipamento Shimadzu HMV-20G. Neste ensaio, as amostras foram comprimidas com forças de 300gf e 50gf, por um indentador Vickers com formato de pirâmide de diamante e ângulo diedro de 136°. Após a aplicação da força, os materiais dúcteis tendem a apresentar uma deformação plástica na região comprimida. A Figura 3.3 mostra a deformação plástica realizada pelo indentador Vickers.

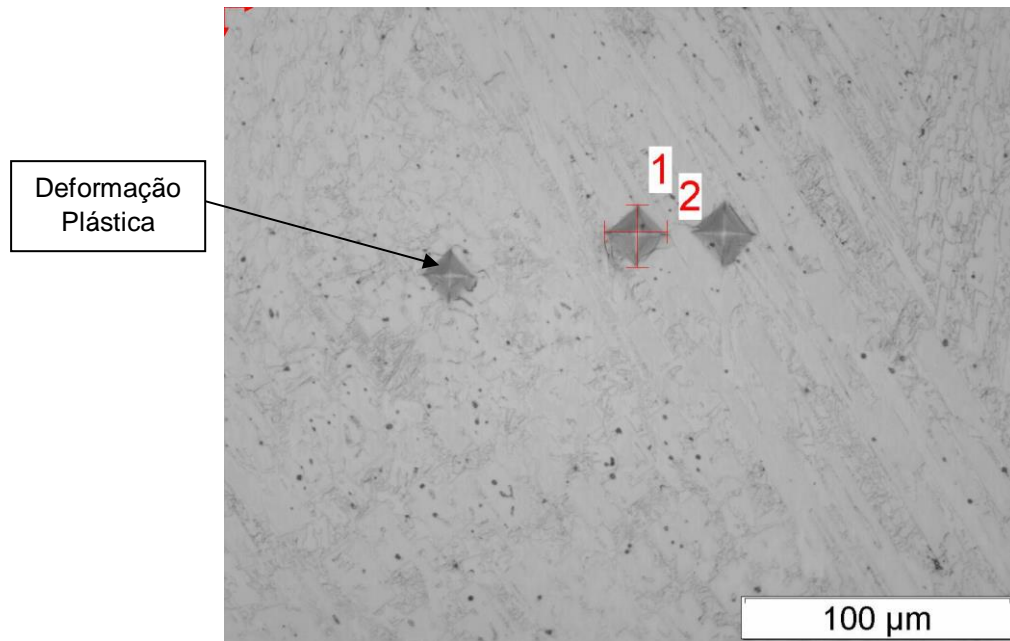


Figura 3.3 – Identações da Liga sem Adição de B_4C .

Fonte: Autoria Própria

A aplicação da carga 50gf sobre a microestrutura, tem por objetivo avaliar a dureza dos intermetálicos produzidos e da matriz formada durante a deposição desta liga com diferentes adições de carboneto de boro, haja visto que valores de cargas maiores que 50gf, apresentam grande área de deformação, impedindo a leitura da dureza dessas fases.

CAPÍTULO 4 - RESULTADOS

Neste capítulo são apresentados os resultados da soldabilidade, microestrutura e microdureza das ligas obtidas sob a deposição em forma de pó.

4.1 AVALIAÇÃO DA INFLUÊNCIA DA ADIÇÃO DE B_4C NA SOLDABILIDADE DAS LIGAS DEPOSITADAS

A soldabilidade, diluição e penetração do cordão de solda são parâmetros fundamentais em revestimentos depositados sobre superfícies metálicas. Como dito anteriormente, as ligas em estudos foram depositadas sobre chapas de aço inoxidável austenítico ABNT 304 através do processo plasma pó PTA (Plasma Transferred Arc), ou Plasma de arco Transferido, em equipamento da Marca TBA Plasma Arc 200. A Figura 4.1 mostra os cordões de solda sem adição de B_4C .



Figura 4.1 – Cordões com Diferentes Velocidades de Deposição e sem Adição de B_4C , Ampliação de 0.75

Fonte: Autoria Própria

Como observado na Figura 4.1, os cordões depositados sem adição do composto B_4C apresentaram pequenas variações na largura dos cordões. Conforme citado pelo autor Ribeiro (2007), o sistema de alimentação dos pós no processo PTA, tem importância fundamental na deposição dos materiais, influenciando

diretamente na geometria, nas possíveis discontinuidades, acabamento superficial e nas características metalúrgicas do depósito.

As ligas depositadas com 10% de B_4C apresentaram grande homogeneidade de espessura dos cordões de solda. A Figura 4.2 mostra os cordões depositados com 10% de Carboneto de Boro (B_4C).



Figura 4.2 – Cordões Depositados com Diferentes Velocidades e com Composição de 10% de B_4C , Ampliação de 0.75
Fonte: Autoria Própria

A máquina de deposição PTA apresentou maiores variações de deposições quando se utilizou as ligas com 20% de B_4C . Os cordões tiveram grandes discontinuidades de deposição e estas variações podem ter ocorrido devido ao problema de fluidez do pó, haja visto que o carboneto de boro é moído, reduzindo sua eficiência de deposição. A Figura 4.3 mostra as características dos cordões depositados com 20% de B_4C .



Figura 4.3 – Cordões com Diferentes Velocidades de Deposição e com 20% de B₄C, Ampliação de 0,75

Fonte: Autoria Própria

Para verificar o perfil da soldabilidade das ligas depositadas, realizou-se o ensaio de macrografia. Como dito anteriormente, este ensaio consiste em determinar através de uma fotografia do cordão de solda, a diluição, penetração e altura do reforço dos cordões.

As ligas depositadas sem adição de B₄C apresentaram maiores porcentagem de diluição, com cordões estreitos e baixa altura de reforço. Outro parâmetro que influenciou na característica dos cordões, foi à velocidade de deposição. A Velocidade de 10 cm/min apresentou largura dos cordões duas vezes menores do que os cordões depositados com velocidade de 6 cm/min. A Tabela 4.1 apresenta os resultados da macrografia das ligas sem adição de B₄C.

Tabela 4.1 - Soldabilidade das Ligas sem Adição de B₄C.

Velocidade (cm/min)	6	8	10
Altura de penetração do cordão (mm)	1,25	1,69	1,63
Altura do Reforço (mm)	1,27	1,72	1,06
Largura do cordão de solda (mm)	12,59	9,58	6,64
Área Total (m ²)	2,12x10 ⁻⁷	1,72x10 ⁻⁷	1,64x10 ⁻⁷
Penetração (m ²)	1,28x10 ⁻⁷	9,41x10 ⁻⁸	1,00x10 ⁻⁷
% Diluição	60,5	54,8	60,9

Fonte: Autoria Própria

De acordo com Ramdan (2008), a altura de reforço é função da temperatura de fusão das ligas. Observa-se na literatura, que a temperatura de fusão das ligas Fe-Mn é aproximadamente 912 °C, mas como há adição de outros elementos, não podemos analisar detalhadamente a temperatura de fusão das ligas depositadas sem adição de B₄C. A Figura 4.4 mostra o diagrama de fases Fe-Mn com suas temperaturas de fusão.

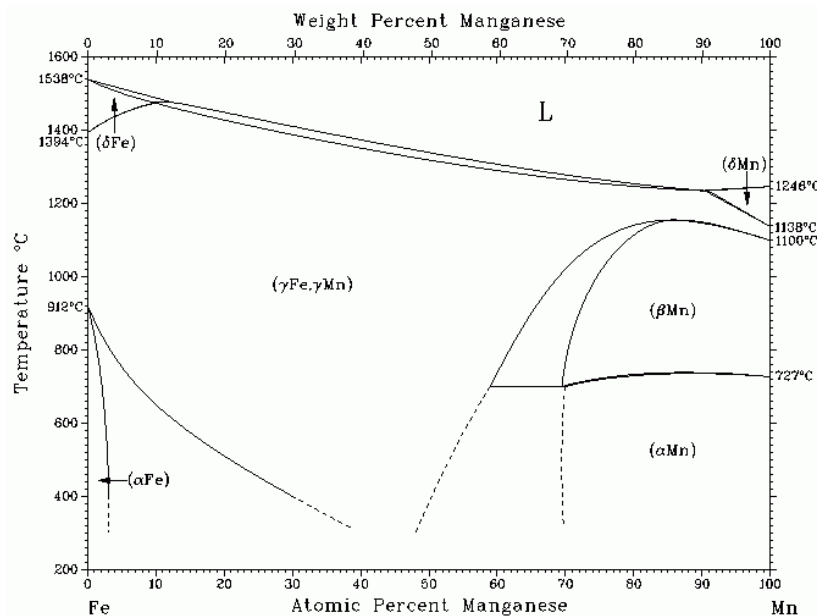


Figura 4.4 – Diagrama de Fase Fe-Mn, (www.himikatus.com)

As características dos cordões depositados com 10% de B₄C também foram influenciadas com a variação da velocidade de deposição, apresentando baixa penetração, principalmente quando se utilizou velocidade de 10 cm/min. À baixa penetração pode ser uma vantagem para a deposição de revestimentos, em virtude da menor diluição, a composição química do revestimento é menos afetada pelo metal base, produzindo melhores propriedades.

O autor Will (2008) cita que a diluição dos cordões depositados é um parâmetro importante nos processos onde há fusão do substrato, pois ela provoca alteração na composição química e conseqüentemente na microestrutura. As características dos cordões com 10% de B₄C estão mostradas na Tabela 4.2.

Tabela 4.2 - Soldabilidade das Ligas com 10% de B₄C.

Velocidade (cm/min)	6	8	10
Altura de penetração do cordão (mm)	1,89	1,93	1,14
Altura do Reforço(mm)	1,65	1,04	1,74
Largura do cordão de solda (mm)	10,58	10,52	8,55
Área Total (m ²)	2,65x10 ⁻⁷	1,93x10 ⁻⁷	1,74x10 ⁻⁷
Penetração (m ²)	1,39x10 ⁻⁷	1,13x10 ⁻⁷	5,34x10 ⁻⁸
% Diluição	52,5	58,7	30,7

Fonte: Autoria Própria

Para determinar a temperatura de fusão das ligas depositadas com 10% de B₄C, teve-se que determinar a quantidade de deposição do Boro. Sabe-se que o composto B₄C tem 55,2g/mol e que o Boro tem peso atômico de 10,8 g/mol, logo a adição de 10% e 20% de B₄C depositará 4,4 e 8,8 % de Boro, respectivamente. A Figura 4.5 mostra o diagrama de fases Fe-B com as temperaturas de fusão das ligas.

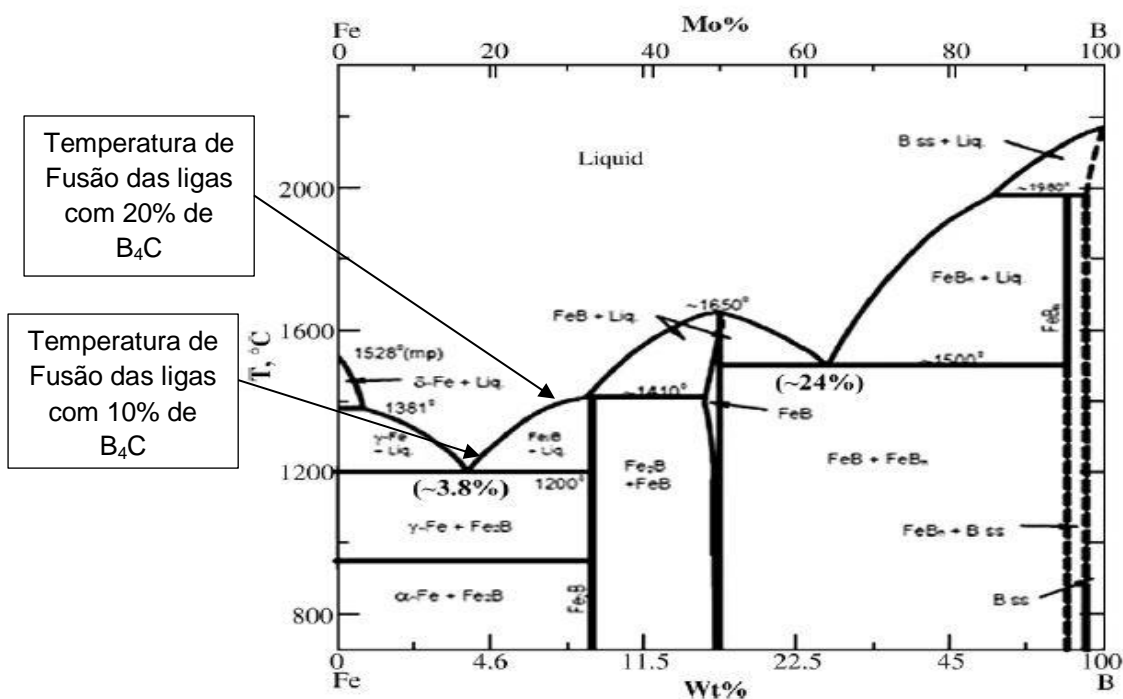


Figura 4.5 – Diagrama de Fases Fe-B, (www.himikatus.com)

Analisando-se a diagrama de fases Fe-B, verifica-se que a adição do composto B₄C proporcionou um aumento na temperatura de fusão das ligas.

Conforme verificado nos diagramas de fases, as ligas depositadas sem adição de B_4C tiveram temperatura de fusão de aproximadamente $912\text{ }^\circ\text{C}$, já as ligas com 10 e 20% apresentaram temperaturas de fusão de $1250\text{ }^\circ\text{C}$ e $1400\text{ }^\circ\text{C}$, sendo que as ligas que apresentaram maiores temperaturas de fusão foram às mesmas que apresentaram maiores alturas de reforço. A Figura 4.6 mostra a relação entre o Carboneto de Boro e a altura de reforço dos cordões.

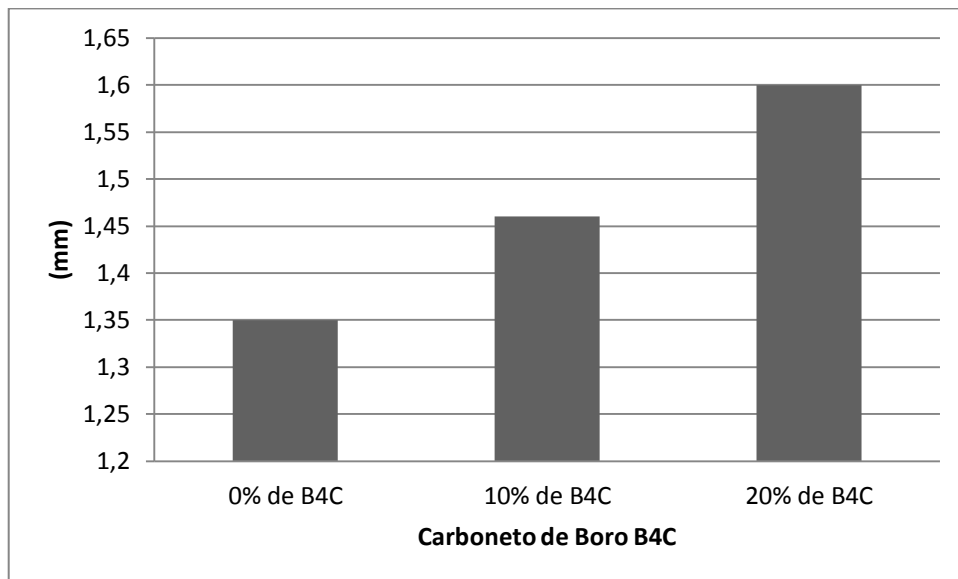


Figura 4.6 – Relação entre adição de Carboneto de Boro e Altura de Reforço Autoria Própria

Analisando-se a Figura 4.6, verifica-se que o composto proporcionou um aumento na altura de reforço dos cordões, esse aumento é função da temperatura de fusão das ligas causada pela adição do Carboneto de Boro B_4C . A soldabilidade das ligas depositadas com 20% de B_4C é mostrada na Tabela 4.3.

Tabela 4.3 - Soldabilidade das Ligas com 20 % de B_4C .

Velocidade (cm/min)	6	8	10
Altura de penetração do cordão (mm)	2,57	1,63	2,14
Altura do Reforço (mm)	2,14	1,48	1,17
Largura do cordão de solda (mm)	14,87	10,06	9,96
Área Total (m^2)	$4,45 \times 10^{-7}$	$2,31 \times 10^{-7}$	$2,07 \times 10^{-7}$
Penetração (m^2)	$2,14 \times 10^{-7}$	$1,00 \times 10^{-7}$	$1,18 \times 10^{-7}$
% Diluição	48,0	43,4	57,2

Fonte: Autoria Própria

Verifica-se pelos resultados acima, que a largura dos cordões foi significativamente influenciada pela variação da velocidade de deposição, velocidades menores apresentaram cordões com larguras maiores.

4.2 AVALIAÇÃO DA INFLUÊNCIA DA ADIÇÃO DE B_4C NA MICROESTRUTURA DAS LIGAS DEPOSITADAS

Neste item, serão apresentadas as microestruturas das ligas depositadas com ou sem adição de B_4C , determinando quais fases foram geradas após a solidificação dos mesmos.

4.2.1 Microestrutura das Ligas Depositadas sem Adição de B_4C

As ligas depositadas sem adição de B_4C apresentaram microestrutura com formação de ferrita δ e austenita γ . Não foi observada alterações na formação das fases em virtude das diferentes diluições. Conforme citado por Prokopiak (1995), as ligas que apresentam fase ferrita δ , tende a apresentar maiores taxa de erosão, iniciando a erosão por cavitação na fase ferrita δ , o que reduz a resistência da liga à cavitação. A Figura 4.7 mostra a microestrutura da liga depositada sem adição de B_4C e com velocidade de 6 cm/min.

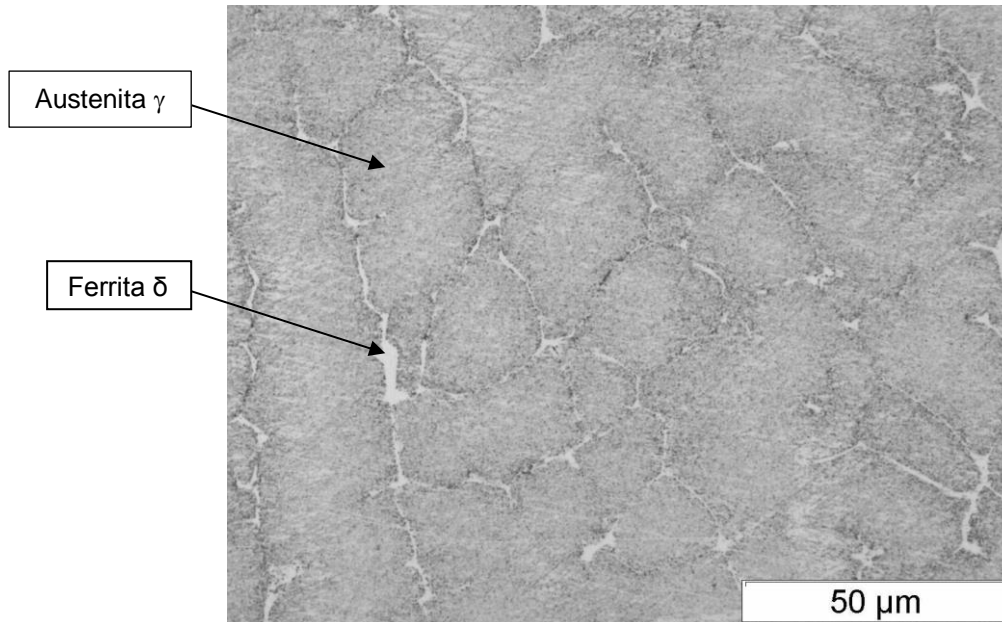


Figura 4.7 – Microestrutura da Liga Depositada sem Adição de B_4C e Velocidade de 6 cm/min
Fonte: Autoria Própria

A microestrutura das ligas depositadas com velocidade de 8 cm/min apresentaram maior resistência quanto ao ataque químico do reagente Vilella, dificultando a leitura das fases presentes. A Figura 4.8 apresenta a microestrutura dessas ligas após o ataque químico do reativo Vilella.

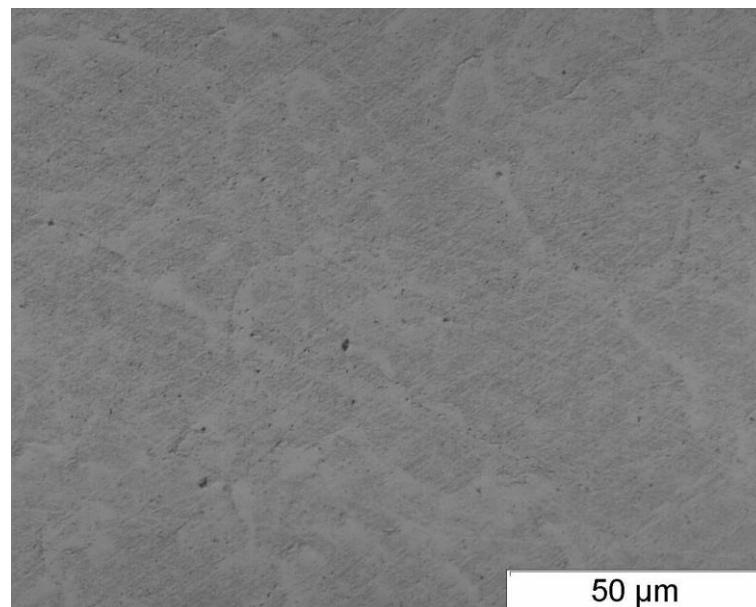


Figura 4.8 – Microestrutura da Liga Depositada sem Adição de B_4C e Velocidade de 8 cm/min
Fonte: Autoria Própria

Como se observa na Figura 4.8, o reativo Vilella não diferenciou as fases presentes em cada amostra, sendo assim, as amostras foram submetidas ao ataque

eletrolítico com ácido Oxálico, com durações de 30 e 60s. Após o ataque eletrolítico, pode-se observar que as ligas depositadas sem adição de B_4C e com velocidade de 8 cm/min, também apresentaram fases de ferrita δ e austenita γ . A microestrutura gerada após o ataque eletrolítico é mostra na Figura 4.9.

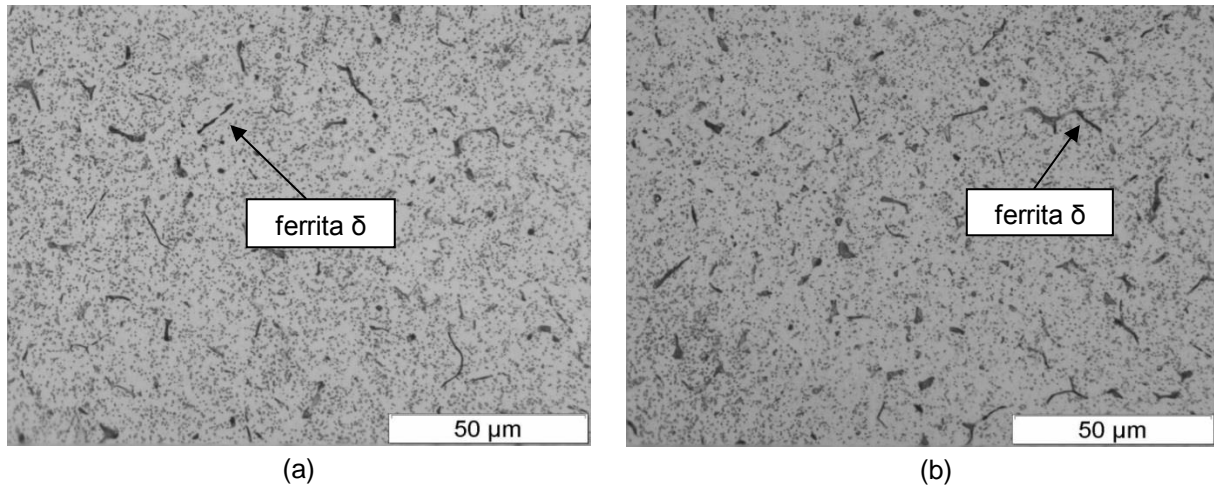


Figura 4.9 – Ataque Eletrolítico das Ligas sem Adição de B_4C e Velocidade de 8 cm/min. (a) - Ataque com Duração de 30s, (b) - Ataque com Duração de 60s.

Fonte: Autoria própria

As amostras depositadas sem adição do composto B_4C apresentaram 0,02 % de poros, valor considerado baixo se comparar com as ligas depositadas com 10 e 20 % de B_4C . A Figura 4.10 mostra as fases de ferrita δ e a quantidade de poros da liga depositada com velocidade de 10 cm/min.

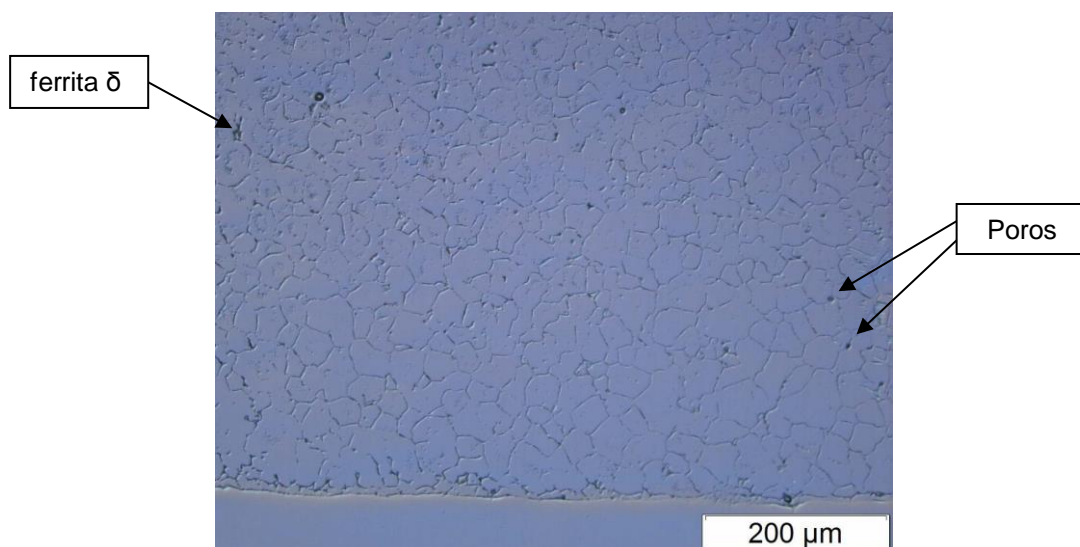


Figura 4.10 – Microestrutura das Ligas sem Adição de B_4C e Velocidade de 10 cm/min

Fonte: Autoria Própria

4.2.2 Microestrutura das Ligas Depositadas com Adição de 10% de B₄C

Para poder determinar as fases presentes na microestrutura das ligas depositadas com 10% de B₄C, realizou-se a aplicação de uma carga de 50gf sobre a microestrutura, com objetivo de avaliar a dureza dos intermetálicos produzidos e da matriz formada durante a deposição desta liga. Observou-se nestas ligas que as regiões apresentaram durezas aproximadamente iguais.

Conforme citado por Ramdan (2008), os precipitados de Fe₂B apresentam microdureza iguais à das fases eutéticas, concluindo-se que o composto depositado formou eutético e precipitado de Fe₂B, com microdureza de 475 HV e 482 HV, respectivamente. A Figura 4.11 mostra a microestrutura da liga depositada com velocidade de 6 cm/min.

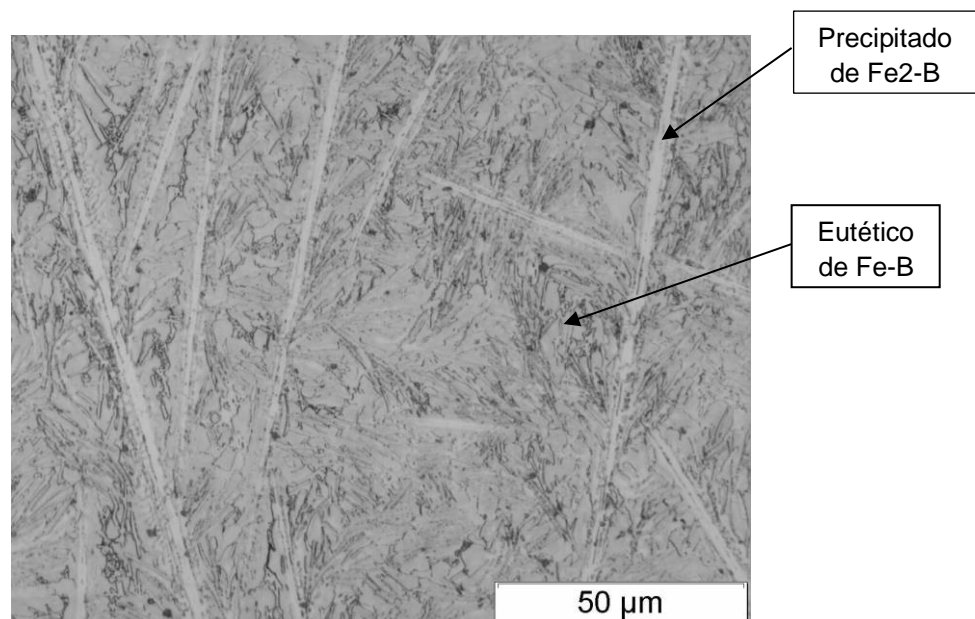


Figura 4.11 – Microestrutura das Ligas com 10% de B₄C e Velocidade de Deposição de 6 cm/min

Fonte: Autoria Própria

Observa-se na Figura 4.11 que o precipitado de Fe₂B apresentou uma geometria no formato de agulha e conforme citado por Vanat (2012), estas agulhas são intermetálicos ricos em Ferro-Boro. Diferentemente das demais amostras, a amostra com velocidade de 8 cm/min apresentou fase de austenita, provavelmente a maior diluição promoveu a formação de uma estrutura hipoeutetóide. A Figura 4.12 mostra a geometria da fase austenita das ligas depositadas com velocidade de 8 cm/min.

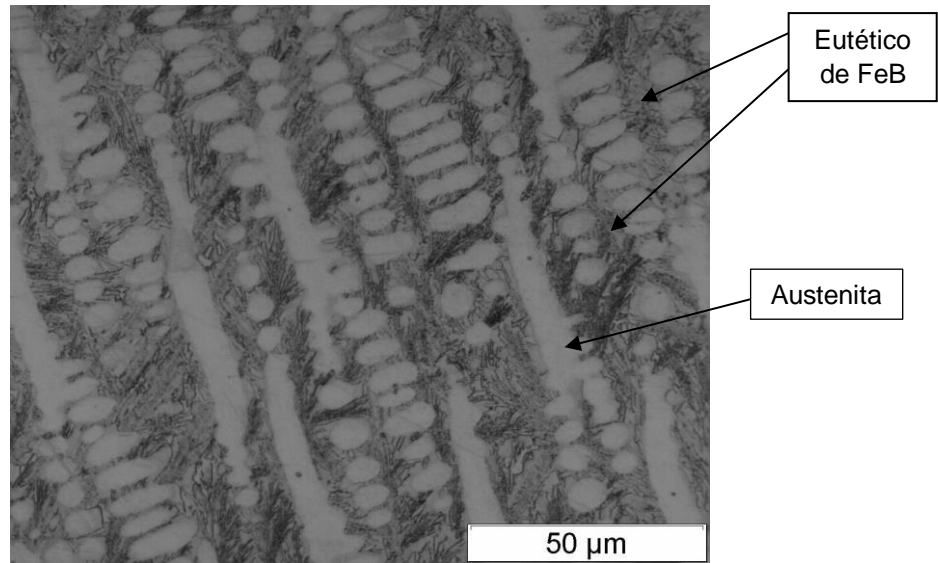


Figura 4.12 – Microestrutura das Ligas com 10% de B_4C e Velocidade de Deposição de 8 cm/min
Fonte: Autoria Própria

A velocidade de deposição de 10 cm/min apresentou também precipitado de Fe_2B . Analisando-se a Tabela 4.5, pode-se observar que as amostras que apresentaram fase austenita, foram às amostras que apresentaram maiores valores de microdureza. A adição do composto B_4C aumentou também a quantidade de poros, pois as ligas com 10% de B_4C apresentaram 0,16% em área de poros. A Figura 4.13 apresenta a microestrutura da liga depositada com velocidade de 10 cm/min.

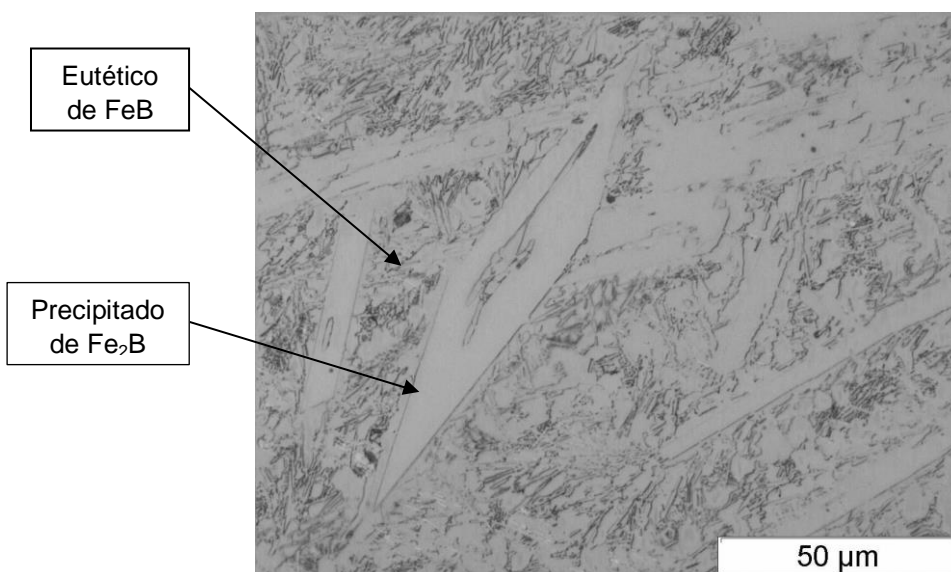


Figura 4.13 – Microestrutura das Ligas com 10% de B_4C e Velocidade de 10 cm/min
Fonte: Autoria Própria

4.2.3 Microestrutura das Ligas Depositadas com Adição de 20% de B_4C

Para poder determinar as fases presentes na microestrutura das ligas depositadas com 20% de B_4C , realizou-se o ensaio de microdureza com força de 50gf sobre a microestrutura, com objetivo de avaliar a dureza dos intermetálicos produzidos e da matriz formada durante a deposição desta liga, sendo que os precipitados apresentaram microdureza de 745 HV, enquanto que as regiões eutéticas apresentaram durezas de 426 HV.

Pode-se observar portanto, que os precipitados das amostras depositadas com 20% de B_4C apesar de terem mesma morfologia que da amostra com 10% de B_4C , apresentaram dureza significativamente maiores. Conforme citado por Ramdan (2008), os Precipitados de Fe-B, apresentam dureza maior do que os precipitados de Fe₂-B, concluindo-se que a adição de 20% de B_4C formou precipitado de Fe-B. A Figura 4.14 mostra a microestrutura da liga depositada com velocidade de 6 cm/min.

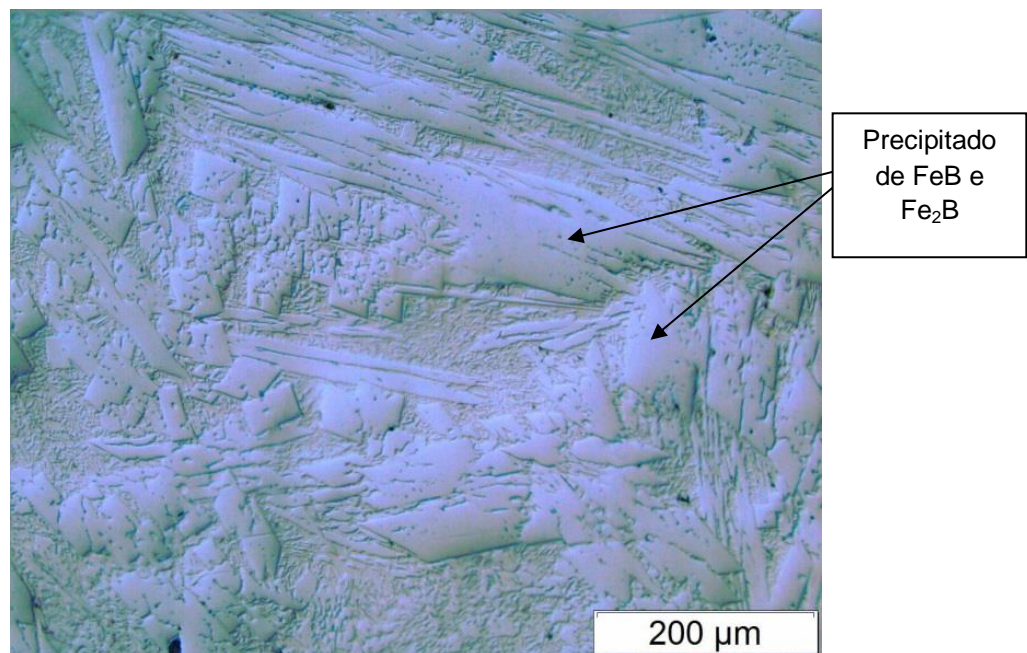


Figura 4.14 – Microestrutura das Ligas com 20% de B_4C e Velocidade de 6 cm/min
Fonte: Autoria Própria

Observa-se na Figura 4.14, que o precipitado apresentou geometria na forma de blocos, sendo que as amostras depositadas com velocidade de 8 cm/min também apresentou precipitado com estas geometrias. Já as deposições com 10 cm/min apresentou agulhas de precipitados. Esta análise pode ser observada verificando as Figuras 4.15 e 4.16.

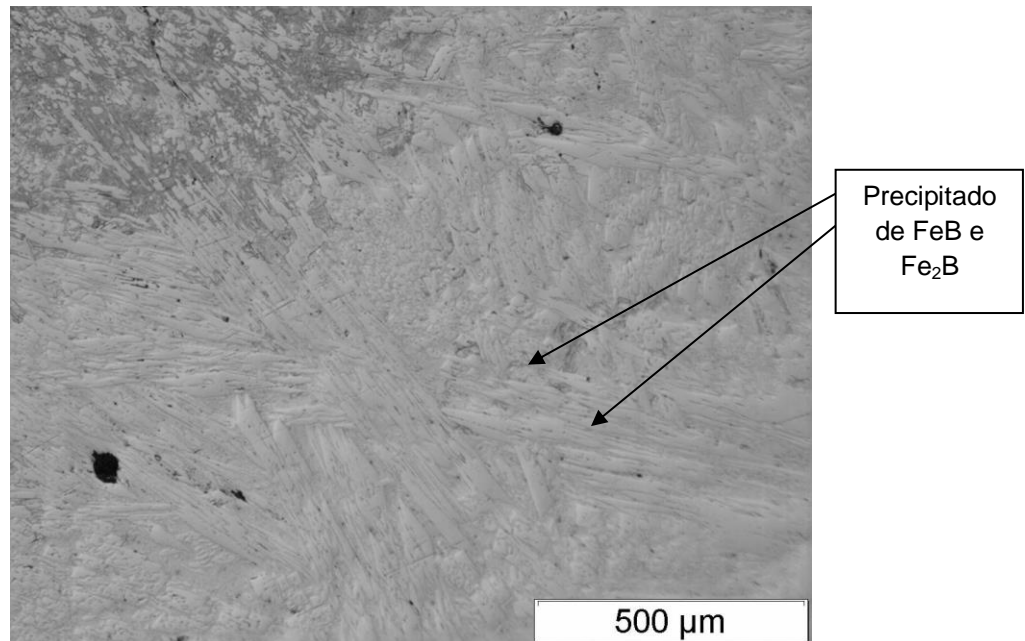


Figura 4.15 – Microestrutura das Ligas com 20% de B₄C e Velocidade de 8 cm/min
Fonte: Autoria Própria

Pode-se observar que as ligas depositadas com 20% de B₄C, apresentaram grande quantidade de precipitado, sendo a geometria do precipitado influenciada pela variação da velocidade. As ligas com 20% de B₄C apresentaram 0,23% de poros, logo se pode concluir, que o composto B₄C e a diluição do mesmo, tende a aumentar a porosidade da microestrutura. A Figura 4.16 apresenta a microestrutura das ligas depositadas com velocidade de 10 cm/min.

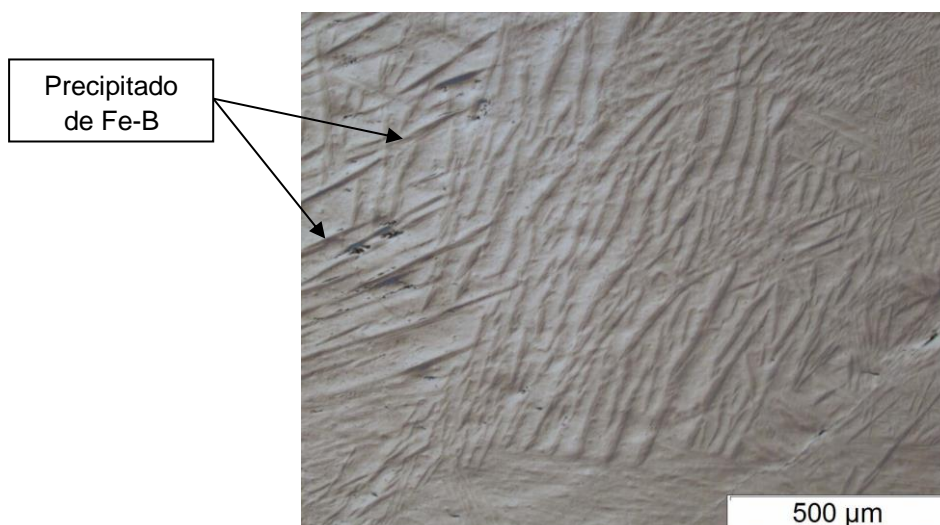


Figura 4.16 – Fotografia com Dicra da Microestrutura das Ligas com 20% de B₄C e Velocidade de 10 cm/min
Fonte: Autoria Própria

4.3 AVALIAÇÃO DA INFLUÊNCIA DA ADIÇÃO DE B₄C NA MICRODUREZA DAS LIGAS DEPOSITADAS

O ensaio de microdureza Vickers foi realizado para determinar a microdureza das ligas em estudo. Neste ensaio, as amostras foram comprimidas com forças de 300gf em três locais do cordão de solda para determinar a influência do composto B₄C na microdureza das ligas depositadas. A raiz do cordão foi considerada a região entre o substrato e o revestimento, e a região superior, foi considerada como a região próxima a superfície do cordão. A Tabela 4.4 mostra os resultados da microdureza da liga sem adição de B₄C.

Tabela 4.4 - Microdureza (HV) das Ligas sem Adição de B₄C.

Velocidade (cm/min)	6	8	10
Região superior do cordão de solda	223	254	260
Centro do cordão de solda	216	247	255
Raiz do cordão de solda	210	224	234
Média da microdureza	216,33	241,67	249,67
Desvio Padrão	4,32	5,32	6,41

Fonte: Autoria Própria

Observa-se na Tabela 4.4, que a microdureza das ligas sem adição de B₄C foram influenciadas pela velocidade de deposição. A velocidade de 10 cm/min apresentou os maiores valores em todos os pontos de aplicação da carga. Observa-se também que a região superior do cordão de solda apresentou maiores valores de microdureza.

As ligas com 10% de B₄C apresentaram maiores valores de dureza quando se depositou com velocidade de 8 cm/min. A região com maior valor de dureza foi a região superior do cordão de solda. Conforme citado por Will (2008) essas regiões apresentam maior taxa de resfriamento, formando microestrutura com grãos menores, aumentando a microdureza. A Tabela 4.5 mostra os resultados de microdureza das ligas depositadas com 10% de B₄C.

Tabela 4.5 - Microdureza (HV) das Ligas com Adição de 10% de B₄C.

Velocidade (cm/min)	6	8	10
Região superior do cordão de solda	485	894	668
Centro do cordão de solda	434	659	623
Raiz do cordão de solda	451	741	601
Média da microdureza	456,67	764,67	630,67
Desvio Padrão	4,12	5,63	4,21

Fonte: Autoria Própria

As ligas depositadas com adição de 20% de B₄C apresentaram praticamente as mesmas características que as ligas com 10% de B₄C. Os maiores valores de microdureza foram apresentadas na região superior do cordão de solda, e a velocidade de 8 cm/min apresentou maior valor de microdureza. Os resultados da microdureza das ligas com adição de 20% de B₄C estão mostrados na Tabela 4.6.

Tabela 4.6 - Microdureza (HV) das Ligas com Adição de 20% de B₄C.

Velocidade (cm/min)	6	8	10
Região superior do cordão de solda	1012	1145	1021
Centro do cordão de solda	964	973	786
Raiz do cordão de solda	612	813	867
Média da microdureza	862,67	977	891,33
Desvio Padrão	12,32	6,42	11,62

Fonte: Autoria Própria

Analisando-se os resultados de microdureza das ligas depositadas, pode-se concluir que a adição do B₄C aumentou a microdureza das ligas, haja visto que as ligas que apresentaram maiores valores de microdureza foram as ligas com 20, 10 e 0% de Carboneto de Boro. A relação entre o Carboneto de Boro e a microdureza é apresentada na Figura 4.17.

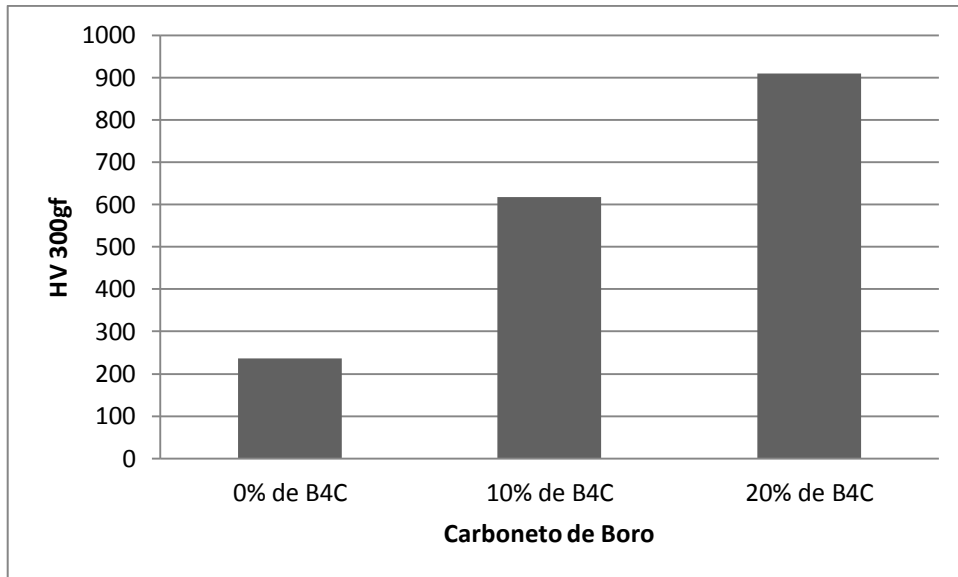


Figura 4.17 – Relação entre Carboneto de Boro (B_4C) e Microdureza das Ligas
Fonte: Autoria Própria

O aumento na microdureza foi resultado da característica da microestrutura formada quando adicionou o Carboneto de Boro (B_4C). O precipitado proporcionou um aumento na microdureza das ligas se comparada com a dureza das ligas que formaram ferrita e austenita.

CAPÍTULO 5 - CONCLUSÕES

Ao final deste trabalho foi possível obter as seguintes conclusões:

- Na avaliação da influência da adição de B_4C na soldabilidade das ligas depositadas, podemos concluir que:

As ligas depositadas sem adição de B_4C apresentaram maiores porcentagem de penetração, com cordões estreitos e baixa altura de reforço. A largura dos cordões depositados com velocidade de 6 cm/min, apresentou o dobro da largura de cordão depositados com velocidade de 10 cm/min, independentemente da adição de B_4C .

A diluição é fundamental nos processos de deposição, podendo influenciar de forma significativa a microestrutura e a dureza dos revestimentos. A temperatura de fusão das ligas depositadas influenciou diretamente na altura de reforço dos cordões depositados.

- Na avaliação da influência da adição de B_4C na microestrutura das ligas depositadas, podemos concluir que:

O processo de deposição sem adição do composto B_4C , apresentou microestrutura com fase de ferrita δ e austenita γ . Já as ligas depositadas com 10 e 20% de B_4C apresentaram fases eutéticas, austenita γ e precipitado de FeB e Fe_2B . A porosidade das ligas depositadas foi influenciada diretamente pela adição de Carboneto de Boro (B_4C). A precipitação das fases FeB e Fe_2B apresentaram uma geometria na forma de agulhas, 10% de B_4C e na forma de blocos, 20% B_4C .

- Na avaliação da influência da adição de B_4C na microdureza das ligas depositadas, podemos concluir que:

A adição de B_4C promoveu um aumento da microdureza das ligas em estudo. As ligas com 20% de B_4C apresentaram os maiores valores de microdureza, em virtude da precipitação de FeB. A região da superfície do cordão de solda foi o local com maiores valores de microdureza, isso ocorreu, pois, essas regiões apresentam maior taxa de resfriamento, se comparada com o centro do cordão de solda.

As regiões de precipitados são as regiões com maiores valores de microdureza, se comparar com as outras regiões.

REFERÊNCIAS

- [1] ALLENSTEIN, A. N. **Estudo da resistência à cavitação do aço inoxidável martensítico CA6-NM nitretado por plasma**. 2007. 113f. Dissertação (Mestrado em Engenharia e Ciência dos Materiais), Universidade Federal do Paraná, Curitiba. 2007.
- [2] MUSARDO, G. B. **Análise microestrutural de revestimentos usado no reparo de turbinas hidráulicas danificadas pela cavitação**. 2006. 99f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica), Universidade Estadual Paulista, Ilha Solteira. 2006.
- [3] PROKOPIAK, L. A. J. **Resistência à erosão por cavitação de três revestimentos soldados**, Florianópolis, 1995, 80f. Dissertação de Mestrado, Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Santa Catarina.
- [4] PUKASIEWICZ, A. G. M. **Desenvolvimento de revestimentos Fe-Mn-Cr-Si-Ni resistentes à cavitação depositadas por aspersão ASP**. 2008. 192f. Tese (Doutorado em Engenharia e Ciência dos Materiais), Universidade Federal do Paraná, Curitiba. 2008.
- [5] RAMDAN, R. D. **Free Energy Problem for the Simulations of the Growth of Fe₂B Phase Using Phase-Field Method**. 2008. 7f. Materials Transactions, Vol. 49, 2008. Tokyo, Japan. 2008.

- [6] RIBEIRO, H. O. **Desenvolvimento de ligas para revestimentos por PTA resistentes à cavitação**. 2007. 167f. Tese (Doutorado em Engenharia e Ciência dos Materiais), Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis. 2007.
- [7] SCHIEFLER, M. F. O. **Estudo microestrutural e eletroquímico de revestimentos metálicos depositados por aspersão térmica**. 2004. 313f. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica), Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis. 2004.
- [8] VANAT, K. J. **Influência do Boro na Microestrutura de Revestimentos Fe-Mn-Cr-Si Depositados por Plasma PTA**. Sicite, p.7. 2012. Universidade Tecnológica Federal do Paraná, Curitiba. 2012.
- [9] WIIL, C. R. **Ligas inoxidáveis resistentes à cavitação depositadas por plasma - PTA – arame**. 2008. 79f. Dissertação (Mestrado em Engenharia e Ciência dos Materiais), Universidade Federal do Paraná, Curitiba. 2008.