



UNIVERSIDADE TECNOLÓGICA FEDERAL DO PARANÁ
CAMPUS DE CURITIBA
DEPARTAMENTO DE PESQUISA E PÓS-GRADUAÇÃO
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA
E DE MATERIAIS - PPGEM

FERNANDO HENRIQUE GRUBER COLAÇO

AVALIAÇÃO DA PERDA DE MASSA DE
REVESTIMENTO DURO DEPOSITADO POR
SOLDAGEM COM ARAME TUBULAR DE LIGA
FeCrC-Ti

CURITIBA
JUNHO - 2013

FERNANDO HENRIQUE GRUBER COLAÇO

**AVALIAÇÃO DA PERDA DE MASSA DE
REVESTIMENTO DURO DEPOSITADO POR
SOLDAGEM COM ARAME TUBULAR DE LIGA
FeCrC-Ti**

Dissertação apresentada como requisito parcial à obtenção do título de Mestre em Engenharia, do Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica e de Materiais, Área de Concentração em Engenharia de Materiais, do Departamento de Pesquisa e Pós-Graduação, do Campus de Curitiba, da UTFPR.

Orientador: Prof. Ossimar Maranhão, Dr.

CURITIBA
JUNHO – 2013

TERMO DE APROVAÇÃO

FERNANDO HENRIQUE GRUBER COLAÇO

AVALIAÇÃO DA PERDA DE MASSA DE REVESTIMENTO DURO DEPOSITADO POR SOLDAGEM COM ARAME TUBULAR DE LIGA FeCrC-Ti

Esta Dissertação foi julgada para a obtenção do título de mestre em engenharia, área de concentração em engenharia de Materiais, e aprovada em sua forma final pelo Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica e de Materiais.

Prof. Giuseppe Pintaúde, Dr.
Coordenador de Curso

Banca Examinadora

Prof. Ossimar Maranhão, Dr.
UTFPR

Prof. Fábio Martins, Dr.
UTFPR

Prof. Giuseppe Pintaúde, Dr.
UTFPR

Prof. Ramón S. Cortés Paredes, Dr.
UFPR

Curitiba, 17 de Junho de 2013.

A minha família

*Pela educação, apoio e lição de vida
transmitida.*

*A minha esposa Cláudia Colaço, pelo
eterno amor, apoio, compreensão e
carinho.*

AGRADECIMENTOS

A Deus pela força e coragem que me deu para realizar este trabalho e não desistir diante dos inúmeros obstáculos que apareceram ao longo dessa caminhada.

À Vida que tem me ensinado a acreditar, a superar obstáculos, a querer sempre progredir e ter vontade de viver da melhor maneira possível.

Ao meu orientador e amigo, Prof. Ossimar Maranhão, pelo conhecimento transmitido, estímulo e confiança no meu trabalho.

À UTFPR pela oportunidade de realizar este trabalho e utilizar seus laboratórios e dependências.

Ao corpo docente do PPGEM que transmitiram a mim vários ensinamentos técnicos e forneceu o apoio necessário para o desenvolvimento deste projeto.

À ESAB S.A. indústria e Comércio, nas pessoas de Ronaldo C. Junior, Bernardo H. B. Gonçalves, Mateus C. Cunha e todos os funcionários envolvidos, pela oportunidade e pelo fornecimento dos materiais ao desenvolvimento deste trabalho.

Ao IPT – Instituto de Pesquisas Tecnológicas, pelo fornecimento de areia, componente indispensável para realização dos ensaios de desgaste em roda de borracha.

A Fundação Araucária pelo apoio a realização deste projeto de pesquisa através de financiamento para aquisição de materiais e equipamentos.

Aos bolsistas Vitor B. Bassi e Luciano Peruchi, pelo auxílio na realização da parte experimental e pelos momentos de descontração.

A banca de professores que colaboraram com a aprovação do projeto de dissertação.

Aos meus colegas de trabalho, pelo grande incentivo e apoio nas horas de dificuldades. Em especial, ao amigo Marlon que me mostrou os caminhos e me incentivou de forma insistente.

A todos aqueles que de alguma maneira contribuíram à realização desta Dissertação.

“é muito melhor lançar-se em busca de conquistas grandiosas, mesmo expondo-se ao fracasso, do que alinhar-se com os pobres de espírito, que nem gozam muito nem sofrem muito, porque vivem numa penumbra cinzenta, onde não conhecem nem a vitória, nem derrota.”

(Theodore Roosevelt)

COLAÇO, Fernando H. G., **Avaliação da Perda de Massa de Revestimento Duro Depositado por Soldagem com Arame Tubular de Liga FeCrC-Ti**. 2013, Dissertação (Mestrado em Engenharia) - Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica e de Materiais, Universidade Tecnológica Federal do Paraná, Curitiba, 122p.

RESUMO

Neste trabalho estudou-se a perda de massa de revestimento duro aplicado pelo processo de soldagem com arame tubular com a variação de energia de soldagem, gás de proteção e número de camadas do revestimento. Com arame tubular autoprottegido de liga Fe-Cr-C-Ti foram depositados cordões simples sobre chapas de aço ao Carbono AISI 1020 para a análise da morfologia, diluição e dureza. Para a análise da perda de massa foram depositados cordões sobrepostos formando camadas de revestimento. Por meio de análise de imagem foram feitas medições do reforço, largura e penetração do cordão de solda e, por consequência, obtida a diluição. Foram realizadas medições de dureza na secção transversal dos cordões e na superfície dos corpos de prova de desgaste. Abrasômetro tipo roda de borracha foi usado para determinar a perda de massa dos revestimentos. Os revestimentos apresentaram microestrutura martensítica e austenita retida com carbonetos finamente dispersos na matriz. Os principais fatores que contribuíram para o aumento na perda de massa foram as trincas devido a maior taxa de resfriamento das amostras depositadas com baixa energia de soldagem, a diluição na primeira camada de todas as amostras também contribuíram para o aumento na perda de massa. As menores perdas de massa foram dos revestimentos de duas e quatro camadas depositados com alta energia de soldagem. A fração volumétrica de carbonetos de Titânio contribuíram para a diminuição do caminho livre médio entre as partículas de carbonetos aumentando a resistência ao desgaste dos revestimentos.

Palavras-chave: Soldagem com arame tubular, revestimento duro, perda de massa.

COLAÇO, Fernando H. G., **Evaluation of Mass Loss of Weld-Deposited Hardfacing with Cored Wire Ti-FeCrC Alloy**. 2013, Dissertação (Mestrado em Engenharia) - Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica e de Materiais, Universidade Tecnológica Federal do Paraná, Curitiba, 122p.

ABSTRACT

In this work we have studied the mass loss of hardfacing applied by flux cored arc welding. Heat input, shielding gas and number of layers coating. Were changed to application of Fe-Cr-Ti-C self-shielded tubular wire. Single beads were deposited on plates of carbon steel AISI 1020 to analyze the morphology, hardness and dilution. For the analysis of mass loss were deposited beads forming overlapped layers coatings. By means of image analysis measurements were made of the reinforcement, width and penetration and, consequently, the dilution obtained. Hardness measurements were performed on cross-section of the beads and the surface of the specimens of wear. Rubber wheel abrasion tester was used to access the mass loss of coatings. The coatings had retained austenite and martensite microstructure with carbides finely dispersed in the matrix. The main factors that contributed to the increase in mass loss were the cracks due to higher cooling rate of the samples deposited with low heat input, the dilution in the first layer of all samples also contributed to the increase in mass loss. The smallest mass losses were those deposited coatings with high heat input the second and fourth layer, the samples AC2, AC4 and AS2. The volume fraction of titanium carbides contributed to the decrease in the mean free path between the particles of carbides increase the wear resistance of the coatings.

Keywords: Cored wire welding, hardfacing, mass loss.

SUMÁRIO

RESUMO.....	vii
ABSTRACT.....	viii
LISTA DE FIGURAS.....	xi
LISTA DE TABELAS.....	xiv
LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS.....	xv
1 INTRODUÇÃO.....	17
1.1 Objetivo.....	20
2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	21
2.1 Introdução à Soldagem.....	21
2.2 Processos de Soldagem para Aplicação de Revestimentos Duros.....	22
2.3 Processo de Soldagem com Arames Tubulares.....	22
2.3.1 Equipamentos do Processo Soldagem com Arames Tubulares.....	24
2.3.2 Classificação dos Arames Tubulares.....	25
2.3.3 Energia de Soldagem.....	29
2.3.4 Gás de Proteção.....	35
2.3.5 Diluição dos Cordões de Solda.....	37
2.4 Desgaste Abrasivo.....	39
2.4.1 Mecanismo de Desgaste Abrasivo.....	41
2.5 Desgaste de Revestimentos Duros Aplicados com Arame tubular.....	43
2.5.1 Influência do Número de Camadas de Revestimentos.....	43
2.5.2 Microestrutura de Revestimentos Duros Aplicados com Arame Tubular.....	45
2.5.3 Mecanismos de Desgaste dos Revestimentos.....	52
2.5.4 Ensaio de Desgaste por Abrasômetro “Roda de Borracha”.....	56
3 MATERIAIS E MÉTODOS.....	57
3.1 Materiais.....	57
3.2 Equipamentos.....	58
3.2.1 Bancada de Deposição dos Cordões de Solda.....	58

3.2.2	Equipamento para Avaliação do Desgaste.....	59
3.3	Procedimento Experimental.....	60
3.3.1	Aplicação dos Cordões de Solda.....	61
3.3.2	Aplicação dos Revestimentos.....	63
3.3.3	Análise da Morfologia dos Cordões de Solda.....	65
3.3.4	Análise da Diluição Dos Cordões de Solda.....	66
3.3.5	Análise da Dureza dos Cordões dos Revestimentos.....	67
3.3.6	Análise do Teor de Carbono dos Revestimentos.....	68
3.3.7	Análise da Perda de Massa nos Revestimentos.....	69
3.3.8	Análise da Microestrutura dos Revestimentos.....	70
3.3.9	Análise dos Mecanismos de Desgaste.....	71
4	RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	72
4.1	Morfologia dos Cordões de Solda.....	72
4.2	Diluição dos Cordões de Solda.....	74
4.3	Dureza dos Cordões de Solda.....	75
4.4	Percentual de Carbono dos Revestimentos.....	76
4.4.1	Efeito da Energia de Soldagem.....	77
4.4.2	Efeito do gás de Proteção.....	79
4.4.3	Efeito do Número de Camadas.....	81
4.5	Dureza dos Revestimentos	83
4.5.1	Efeito da Energia de Soldagem.....	84
4.5.2	Efeito do Gás de Proteção.....	85
4.5.3	Efeito do Número de Camadas.....	87
4.6	Microestrutura dos Revestimentos.....	88
4.6.1	Contagem de Carbonetos.....	91
4.7	Perda de Massa dos Revestimentos.....	96
4.7.1	Efeito da energia de soldagem.....	97
4.7.2	Efeito do gás de proteção.....	99
4.7.3	Efeito do número de camadas.....	101
4.8	Mecanismos de desgaste.....	104
5	CONCLUSÕES.....	111
5.1	Sugestões para Trabalhos Futuros.....	112

LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1: Equipamento semi-automático para soldagem com arames tubulares.	24
Figura 2.2: Efeito dos parâmetros da energia de soldagem na penetração de cordões de solda.....	30
Figura 2.3: Efeito da corrente de soldagem quanto a diluição, reforço, penetração e largura do cordão de solda.....	31
Figura 2.4: Efeito da distância entre o bico de contato e a peça na geometria do cordão.....	32
Figura 2.5: Efeito da energia de soldagem na microdureza do cordão de solda.....	34
Figura 2.6: Efeito da energia de soldagem na dureza, diluição e perda de volume de revestimento duro (FeCrC).....	34
Figura 2.7: Valores de Microdureza dos cordões de solda variando o gás de proteção.....	36
Figura 2.8: Representa as áreas A (reforço) e B (penetração) para o cálculo da diluição.....	37
Figura 2.9: Efeito da interação entre a corrente e velocidade de soldagem.....	38
Figura 2.10: Esquema do sistema tribológico a) abrasão a dois-corpos e b) a três-corpos.....	40
Figura 2.11: Microsulcamento - sulcos formados por deformação plástica sem remoção de material.	42
Figura 2.12: Microsulcamento com formação de proa pelo acúmulo de material deslocado por deformação plástica para a frente da partícula abrasiva.....	42
Figura 2.13: Microcorte com formação de cavaco pelo acúmulo de material deslocado por deformação plástica para a frente da partícula abrasiva.....	43
Figura 2.14: Valores de desgaste para revestimentos com uma e duas camadas.....	44
Figura 2.15: Perda de massa dos revestimentos de uma e três camadas para dois tipos de arame..	45
Figura 2.16: Ilustração da importância do tamanho e da fração volumétrica dos carbonetos.....	47
Figura 2.17: Distribuição de partículas de TiC na camada de revestimento duro. Imagens de microscopia a) ótica e b) eletrônica de varredura.....	47
Figura 2.18: Partículas de Carboneto Titânio em matriz austenítica-martensítica.....	48
Figura 2.19: Microestrutura antes (a)(bainita acicular) e após (b) (bainita esferoidita) a sobreposição do cordão de solda, na mesma região.....	49
Figura 2.20: Microestrutura de revestimento depositado com arame tubular: (a) camada única; (b) três camadas.	50
Figura 2.21: Microestrutura de revestimento contendo Titânio: (a) camada única; (b) três camadas...	51

Figura 2.22: Microestrutura dos cordões de solda para (a) 20cm/min, (b) 40cm/min e (c) 60cm/min. Aumento de 200x.....	51
Figura 2.23: Trilhas desgastadas de revestimentos duros depositados por soldagem.....	52
Figura 2.24: Trilhas de desgaste da superfície desgastada para (a) revestimento com baixo teor de Ti e (b) com teor de Ti mais elevado.....	53
Figura 2.25: Microestrutura dos revestimentos desgastados por roda de borracha em (a) camada única e (b) duas camadas com presença de trincas.....	54
Figura 2.26: Riscos da partícula de quartzo na superfície polida de ferro fundido causando trinca em um carboneto.....	55
Figura 3.1: Bancada utilizada para deposição dos cordões e revestimentos: a) fonte de soldagem e b) movimentador da tocha.....	58
Figura 3.2: Abrasômetro "Roda de Borracha", projetado de acordo com a norma ASTM G65.....	60
Figura 3.3: Esquema de deposição do cordão de solda.....	61
Figura 3.4: Representação esquemática da deposição dos revestimentos.....	64
Figura 3.5: Representação esquemática da deposição das camadas de revestimentos.....	65
Figura 3.6: Esquema mostrando a região de retirada dos corpos de prova da secção transversal dos cordões de solda.....	65
Figura 3.7: Esquema da morfologia do cordão apresentando largura (L), reforço (R), penetração (P) e áreas A e B.....	66
Figura 3.8: Representação esquemática das indentações da microdureza na Zona Fundida.....	67
Figura 3.9: Esquema de posição das medições de Dureza dos revestimentos.....	68
Figura 3.10: Esquema de preparação dos corpos de prova para caracterização dos revestimentos...	69
Figura 3.11: Representação esquemática do perfil das imagens da microestrutura.....	71
Figura 4.1: Seção transversal dos cordões de solda.	72
Figura 4.2: Percentual de Carbono em função da energia de soldagem para revestimentos com uma, duas e quatro camadas. a) com gás de proteção e b) sem gás de proteção.....	78
Figura 4.3: Percentual de Carbono em função da atmosfera gasosa de CO ₂ para revestimentos com alta e baixa energia de soldagem. a) com uma, b) duas e c) quatro camadas.....	80
Figura 4.4: Percentual de Carbono em função do número de camadas para revestimentos com e sem atmosfera gasosa. a) com alta e b) baixa energia de soldagem.....	82
Figura 4.5: Dureza [HRc] em função da energia de soldagem para revestimentos com uma, duas e quatro camadas. a) com gás de proteção e b) sem gás de proteção.....	85
Figura 4.6: Dureza [HRc] em função da atmosfera gasosa de CO ₂ para revestimentos com alta e baixa energia de soldagem. a) com uma, b) duas e c) quatro camadas.....	86

Figura 4.7: Dureza [HRc] em função do número de camadas para revestimentos com e sem atmosfera gasosa. a) com alta e b) baixa energia de soldagem.....	87
Figura 4.8: Microestrutura apresentada pelos revestimentos. Aumento de 500x.....	88
Figura 4.9: Microestrutura do revestimento identificando os carbonetos de Titânio.....	89
Figura 4.10: Caracterização química dos carbonetos de Titânio por EDS.....	90
Figura 4.11: Microestrutura do revestimento identificando as regiões brancas formada por austenita retida.....	90
Figura 4.12: Caracterização química das regiões brancas de austenita retida através de EDS.....	91
Figura 4.13: Microestrutura da seção transversal das amostras depositadas com Alta energia de soldagem para uma, duas e quatro camadas de revestimento, com e sem atmosfera gasosa. Ataque Vilella por 1 minuto e com aumento de 1000x.....	92
Figura 4.14: Microestrutura da seção transversal das amostras depositadas com baixa energia de soldagem para uma, duas e quatro camadas de revestimento, com e sem atmosfera gasosa. Ataque Vilella por 1 minuto e com aumento de 1000x	93
Figura 4.15: Perda de massa em função da energia de soldagem para revestimentos com uma, duas e quatro camadas. a) com gás de proteção e b)sem gás de proteção.....	97
Figura 4.16: Perda de massa [mg] em função da atmosfera gasosa de CO ₂ para revestimentos com alta e baixa energia de soldagem. a) com uma, b) duas e c) quatro camadas.....	100
Figura 4.17: Perda de massa [mg] em função do número de camadas para revestimentos com e sem atmosfera gasosa. a) com alta e b) baixa energia de soldagem.....	102
Figura 4.18: Superfície de desgaste do revestimento da liga FeCrC-Ti com aumento de 950 vezes.	104
Figura 4.19: Ampliação da superfície de desgastada mostrando riscos causados pelo abrasivo.....	105
Figura 4.20: Marca de desgaste colidindo com um carboneto primário de Titânio.	106
Figura 4.21: Trincas paralelas sugerindo destacamento de material.....	107
Figura 4.22: Trincas na superfície de desgaste dos revestimentos de alta energia de soldagem.....	108
Figura 4.23: Trincas na superfície de desgaste dos revestimentos de baixa energia de soldagem... ..	109
Figura 5.1: Certificado de conformidade do gás de proteção.	119
Figura 5.2: Resultados da análise química das amostras de revestimentos – Parte 1.....	120
Figura 5.3: Resultados da análise química das amostras de revestimentos – Parte 2.....	121
Figura 5.4: Resultados da análise química das amostras de revestimentos – Parte 2.....	122

LISTA DE TABELAS

Tabela 2.1 - Representação do processo de soldagem.....	27
Tabela 2.2 - Representação do tipo de metal de adição.....	27
Tabela 2.3 - Representação do método de produção dos arames consumíveis.....	28
Tabela 2.4 - Representação da faixa de dureza apresentada pelos consumíveis aplicados.....	28
Tabela 2.5 - Representação das propriedades do metal de adição.....	29
Tabela 2.6 - Proposta de classificação de severidade para desgaste abrasivo.....	41
Tabela 3.1: Composição química nominal do arame-eletrodo.....	61
Tabela 3.2: Parâmetros utilizados para a deposição e identificação dos cordões de solda.....	66
Tabela 3.3: Nomenclatura dos corpos de prova dos revestimento.....	67
Tabela 4.1: Valores de morfologia dos cordões de solda.....	77
Tabela 4.2: Valores de percentual de diluição dos cordões de solda.....	78
Tabela 4.3: Valores de dureza da zona fundida na seção transversal dos cordões de solda.....	80
Tabela 4.4: Percentual de Carbono dos arames e das amostras dos revestimentos.....	81
Tabela 4.5: Dureza média dos revestimentos.....	88
Tabela 4.6: Percentual de carbonetos de Titânio e austenita retida nos revestimentos.....	98
Tabela 4.7: Perda de massa dos revestimentos.....	100

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

AISI	- <i>American Iron and Steel Institute</i>
Al	- Alumínio
Ar	- Argônio
ASTM	- <i>American Society for Testing and Materials</i>
AWS	- <i>American Welding Society</i>
C	- Carbono
CO ₂	- Dióxido de Carbono
Cr	- Cromo
Cu	- Cobre
DBCP	- Distância entre o Bico de Contato a Peça
DIN	- <i>Deustches Institut für Normung</i>
EDS	- Espectroscopia de Energia Dispersiva
FCAW	- Flux Cored Arc Welding
Fe	- Ferro
GMAW	- <i>Gas Metal Arc Welding</i>
HB	- Dureza Brinell
HRc	- Dureza Rockwell C
HV	- Dureza Vickers
M ₇ C ₃	- Formação de Carbonetos
MAG	- <i>Metal Active Gas</i>
MB	- Metal de Base
MEV	- Microscópio Eletrônico de Varredura
MIG	- <i>Metal Inert Gas</i>
Mn	- Manganês
Mo	- Molibdênio
Mo ₂ C	- Carboneto de Molibdênio
Nb	- Nióbio
NbC	- Carboneto de Nióbio
Ni	- Níquel

PPGEM - Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica

RPM - Rotações por Minuto

SAW - *Submerged Arc Welding*

SMAW - *Shielded Metal Arc Welding*

Sn - Estanho

Ti - Titânio

TiC - Carboneto de Titânio

W - Tungstênio

μ - Coeficiente de atrito

1 INTRODUÇÃO

Aumentar o tempo de vida dos componentes mecânicos é de grande interesse na indústria, principalmente quando se fala em desgaste abrasivo. O desgaste abrasivo tem como consequência a perda de massa, que causa mudanças de dimensões e leva a falha dos componentes mecânicos (MILLER, 2005). Isso está ligado ao custo de reposição das peças devido a onerosidade dos materiais e as paradas da produção (BAPTISTA; NASCIMENTO, 2009). Alguns métodos foram desenvolvidos e incorporados aos processos de fabricação visando prolongar a durabilidade de componentes (CHAMBERLAIN, 2003). Entre eles as técnicas de endurecimento superficial ou *hardfacing*, que trata da deposição por soldagem de um material com elevada resistência ao desgaste sobre a superfície da peça (D'OLIVEIRA *et al.*, 2002) (MILLER, 2005).

Uma das principais aplicações de revestimentos depositados por soldagem é a recuperação de peças desgastadas ou danificadas, que geram um grande custo de manutenção, levando ao desenvolvimento de um vasto leque de técnicas conhecidas como revestimento duro, que pode restaurar as partes dando condições de reutilização (HORSFIELD, 1980). Muitos desses reparos têm vida mais longa que o componente original, devido à possibilidade de depositar revestimentos mais resistentes ao desgaste, impacto, abrasão ou corrosão que o material original.

Para reduzir estes fenômenos, foram estudadas soluções que visam à aplicação de revestimentos em superfícies para prevenir, minimizar ou recuperar a perda de material pelas diferentes formas de desgaste de metais (BAPTISTA; NASCIMENTO, 2009) (LIMA; FERRARESI, 2010) (BUCHELY *et. al.*, 2005).

Em face de grande demanda por componentes com alto desempenho em relação ao desgaste abrasivo é preponderante a utilização de processos de fabricação que proporcionem a obtenção dos mesmos com menor relação custo/benefício. Como, por exemplo, a aplicação de revestimentos com maior dureza em relação ao material base utilizando processos de soldagem. Nesse

sentido, procura-se fabricar componentes bimetálicos, ou seja, com núcleo constituído de materiais mais dúcteis e menos resistentes ao desgaste revestidos por um material duro (BAPTISTA; NASCIMENTO, 2009).

Os processos de soldagem mais utilizados para a aplicação de revestimentos são aqueles que têm como característica grande taxa de deposição e, se possível, menor diluição. Com isso obtém-se alto rendimento e menor influência do material base na composição do metal solidificado (WAINER *et al.*, 1992). Dentre os processos, um dos quais se enquadra no quesito de produtividade, é o processo de soldagem com arame tubular (FCAW – *Flux Cored Arc Welding*) (CORONADO *et al.*, 2009) (KANNAN; MURUGAN, 2006).

LIMA e FERRARESI (2010) estudaram a aplicação de revestimentos duros depositados por soldagem com arames tubulares em facas picadoras de cana-de-açúcar. Utilizaram quatro tipos de consumíveis, sendo três arames tubulares e um eletrodo revestido com elementos básicos idênticos de FeCrC, diferenciados pela adição de Ti e Nb. Por outro lado BUCHELY *et al.* (2005) avaliaram revestimentos de várias ligas contendo Ferro, Cromo, Carbono e outros elementos depositados pelo processo eletrodo revestido. Constataram que a liga rica em Cr (liga do Tipo FeCrC) demonstrou maior resistência ao desgaste abrasivo utilizando Abrasômetro Roda de Borracha que a liga rica em carbonetos complexos, como Mo_2C , NbC e M_7C_3 (liga C-Cr-W-Nb-Mo-V).

A vantagem da técnica de soldagem com arame tubular está na obtenção de componentes com adequada resistência ao desgaste utilizando quantidade menor de materiais mais onerosos. Além disso, esses componentes, também, podem ser recuperados várias vezes sem que ocorra a perda por danos nas suas dimensões, pois com o desgaste da superfície é possível a aplicação de novo revestimento duro. [referencia]

No estudo de desgaste, por ser um fenômeno de remoção indesejável de material da superfície, deve-se considerar as características próprias do material em função do tipo de solicitação atuante. “O desgaste abrasivo é caracterizado quando

partículas duras deslizam ou são forçadas contra uma superfície metálica em relação à qual estão em movimento, provocando por deformação plástica ou fratura frágil a remoção do material” (HUTCHINGS, 1992). Especificamente, no caso do desgaste abrasivo, é interessante que os materiais possuam carbonetos duros inseridos em uma matriz dúctil (TYLCZAK; ORENGON, 1992) (ZUM GAHR, 1987). Uma possibilidade de obtenção de carbonetos é quando da solidificação de materiais com altos teores de Carbono e de elementos formadores de carbonetos como Vanádio, Molibdênio, Tungstênio e Titânio.

Os carbonetos podem ser obtidos pelo controle das variáveis de processo que proporcionam a solidificação em condições tais que favoreçam a formação de carbonetos duros em uma matriz dúctil (WU *et al.*, 1996) (BOCCALINI; GOLDENSTEIN, 2001). Nesses casos os revestimentos podem ser aplicados por processos de soldagem, nos quais também ocorre a fusão do material base (MARQUES *et al.*, 2005) (MACHADO, 1996).

Um dos fatores que influenciam sobre a fração volumétrica dos carbonetos formado no revestimento é a diluição. A diluição do material base no revestimento é responsável pela perda de dureza e possivelmente aumento no desgaste. RIBEIRO *et al.* (2005) verificaram maior perda de volume nos pontos que registraram maior diluição. De forma geral uma maior diluição tem influência negativa na resistência ao desgaste por abrasão. Este resultado, é explicado pela relação que existe entre a diluição e a composição química do metal depositado e consequentemente com a microestrutura final do revestimento.

Além da diluição é possível que a atmosfera protetora também tenha influência na formação de carbonetos. Estudo realizado por CARDOSO *et al.* (2003), mostrou que na aplicação de revestimentos com arame tubular ocorre aumento do teor de Carbono no metal de solda com a variação do tipo de gás de proteção. Nesse caso, foi utilizado arame e metal base de ligas de Ni-Cr, que são constituídos de menor número de elementos de liga com afinidade para formar carbonetos. Por outro lado, existem arames tubulares fornecidos por vários fabricantes que possuem

em sua composição química maior quantidade de elementos formadores de carbonetos, similar aos aços rápidos.

Diante disso, neste trabalho foram verificadas as propriedades do material depositado como dureza, microestrutura e outros fatores que afetam a resistência ao desgaste, onde variou-se a energia de soldagem, o gás de proteção e o número de camadas. O propósito deste trabalho foi medir a perda de massa dos revestimentos e caracterizar a superfície desgastada, além do estudo da morfologia dos cordões de solda para um melhor depósito destes revestimentos.

1.1 Objetivo

Este trabalho tem por objetivo principal determinar a perda de massa de revestimentos duros aplicados pelo processo de soldagem com arame tubular autoprotégido usando uma liga do sistema Fe-Cr-C-Ti.

Para alcançar o objetivo principal desse trabalho foram realizadas etapas caracterizadas pelos seguintes objetivos secundários:

- Determinar a influência da energia de soldagem na morfologia, diluição e dureza dos cordões de solda.
- Determinar a influência do CO₂ como gás de proteção adicional, na dureza, morfologia e diluição dos cordões de solda.
- Determinar a influência da energia de soldagem, do CO₂ como gás de proteção adicional e do número de camadas na dureza, na microestrutura e na perda de massa dos revestimentos.
- Determinar os mecanismos de desgaste na superfície dos revestimentos.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 Introdução à Soldagem

Soldagem é definida como a união de dois ou mais materiais, através da fusão dos mesmos, com ou sem adição de outro material fundido. A união dos materiais é uma tecnologia desenvolvida no final do século XIX e ganhou impulso no início do século XX. De acordo com relatos de MACHADO (1996) e MARQUES (2002) os principais marcos da evolução dessa técnica começaram a partir de 1800 com a descoberta dos princípios da bateria por Alessandro Volta. Usando a bateria, o inglês Humphry Davy, produziu um arco elétrico entre dois eletrodos de carvão. Com o período da Iª Guerra Mundial, devido às necessidades, a soldagem passou a ser usada mais intensamente como processo de fabricação. A partir desta época, a tecnologia da soldagem sofreu um grande impulso, os processos de soldagem já existentes foram aperfeiçoados e novos processos foram desenvolvidos. Em torno de 1926 foram apresentados os princípios da alimentação contínua de um arame formando um arco sob proteção gasosa.

Em 1948, o processo de soldagem MIG foi desenvolvido no *Battelle Memorial Institute*. Em 1953, o processo de soldagem MAG empregando somente gás oxidante foi desenvolvido por K. V. Lyubavskii e N. M. Novoshilov na (ex-) URSS, aplicando no arame continuamente alimentado com proteção gasosa de CO₂. Em 1954, Arthur A. Bernard desenvolveu o processo Eletrodo Tubular protegido por gás (“*Dualshield*”), patenteado em 1957 nos Estados Unidos da América. O processo Eletrodo Tubular autoprottegido (“*Innershield*”) foi desenvolvido por George G. Landis e D. M. Patton nos Estados Unidos da América em 1959 (MACHADO, 1996 e MARQUES, 2002). Além da união dos materiais na fabricação de estruturas, utilizam-se muitos processos de soldagem para deposição de material sobre uma superfície, visando a formação de revestimentos com características especiais como revestimento duro contra desgaste ou mesmo a recuperação de peças desgastadas.

2.2 Processos de Soldagem para Aplicação de Revestimentos Duros

Na aplicação de revestimentos superficiais em materiais de grandes dimensões empregados na indústria são utilizados processos de soldagem com fontes de energia a arco elétrico, que também são citados na literatura inglesa como *hardfacing* (GREGORY; BARTLE, 1980). Estes processos apresentam altas taxas de deposição, alta eficiência, entre outras características particulares (MARQUES, 2002). Os processos mais utilizados para a deposição de revestimentos duros são: soldagem a arco com eletrodos revestidos (SMAW - *Shielded Metal Arc Welding*), soldagem a arco submerso (SAW - *Submerged Arc Welding*), soldagem a arco com arame sólido nu alimentado continuamente ou MIG/MAG (GMAW - *Gas Metal Arc Welding*) e soldagem com arame tubular (FCAW - *Flux Cored Arc Welding*) (SCOTTI; PONOMAREV, 2008) (MARQUES, 2002) (MACHADO, 1996). Entretanto, o processo de deposição com arame tubular possui características que diferenciam de outros processos a arco elétrico como os ingredientes do fluxo inseridos internamente no arame (LIMA; FERRARESI, 2007). Por isso será mais detalhado nos próximos itens.

2.3 Processo de Soldagem com Arames Tubulares

O processo de soldagem com arame tubular consiste na formação do arco elétrico entre um tubo metálico (arame-eletrodo alimentado continuamente) e a peça. O tubo metálico é preenchido por um fluxo que pode formar reações metalúrgicas durante a soldagem (AWS, 1991).

Existem duas variações básicas do processo arame tubular: uma em que toda a proteção necessária é dada pelo próprio fluxo contido no eletrodo, chamado de arame autoprotetido; outra em que a proteção é complementada por um gás, geralmente o CO₂, chamado de processo protegido por gás externo (MEYER, 1993).

O processo de soldagem com arame tubular se assemelha à soldagem com eletrodos revestidos, pois apresenta vantagens como alto fator de trabalho, alta taxa de deposição, alto rendimento. Além disso, tem algumas das vantagens apresentada na soldagem com eletrodos revestidos tais como alta versatilidade, possibilidade de ajustes da composição química do cordão de solda e facilidade de operação em campo (AWS, 1991).

Segundo MACHADO (1996), a taxa de deposição do processo de soldagem com arame tubular é elevada. Comparando com o processo de soldagem com eletrodo revestido a mesma é cerca de duas vezes maior na posição vertical e seis vezes na plana horizontal, alcançando até 11 kg/h. De acordo com BRACARENSE *et al.* (2006), o tempo de soldagem para um quilômetro de tubulação de aço carbono é de aproximadamente 175 horas com o processo soldagem com eletrodo revestido, 128 horas com o processo de soldagem MIG/MAG e 112 horas com o processo de soldagem com arame tubular, para tubos com 254 mm (10”) de diâmetro nominal e 9,5 mm de espessura.

Diversos trabalhos foram desenvolvidos em relação à confecção de revestimentos utilizando arames tubulares, para melhorar a resistência ao desgaste abrasivo de componentes mecânicos. Deste modo são avaliadas as características do processo de deposição em relação à qualidade dos revestimentos, melhorando a resistência ao desgaste abrasivo.

Por exemplo, CORONADO *et al.* (2009) avaliaram a resistência ao desgaste abrasivo de quatro diferentes ligas depositadas através de dois tipos de processos de soldagem: eletrodo revestido e arame tubular, com o objetivo de determinar a resistência ao desgaste abrasivo através da perda de massa dos revestimentos utilizando o equipamento Abrasômetro “Roda de Borracha”. Os autores verificaram que a perda de massa dos revestimentos depositados pelo processo de soldagem com os arames tubulares foi menor em relação ao processo de soldagem com eletrodo revestido. Por outro lado, LIMA e FERRARESI (2010) encontraram resultados semelhantes entre os processos de soldagem com arame tubular e eletrodo revestido com as ligas de Fe-Cr-C e com adição Nb e Ti.

2.3.1 Equipamentos do Processo Soldagem com Arames Tubulares

Segundo a Sociedade Americana de Soldagem - AWS (AWS, 1991), o processo de soldagem com arames tubulares utiliza sistemas da soldagem semiautomática ou mecanizada.

O equipamento básico, mostrado na Figura 2.1, para a soldagem inclui fonte de alimentação, sistema da alimentação de arame e pistola de soldagem. Quando o processo necessita de proteção gasosa é utilizado um equipamento auxiliar de alimentação do gás de proteção contendo cilindro de gás, reguladores, mangueiras e um dispositivo de liberação do gás acionado pelo gatilho no punho da tocha de soldagem.

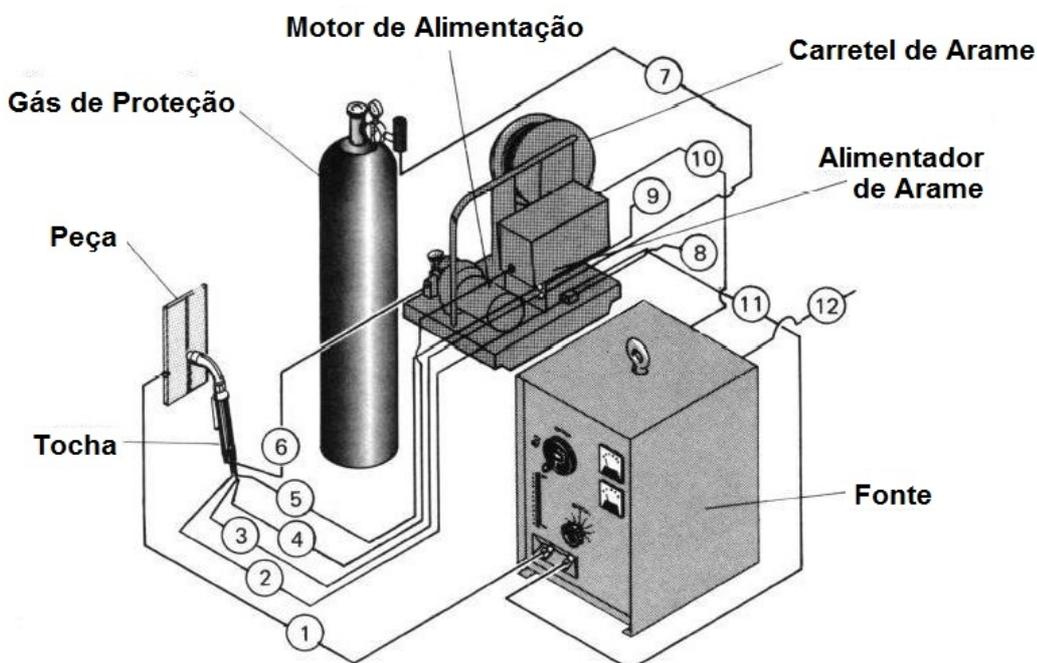


Figura 2.1: Equipamento semi-automático para soldagem com arames tubulares.

(1) cabo de solda (negativo), (2) refrigeração da tocha (entrada), (3) gás de proteção, (4) gatilho da tocha, (5) refrigeração da tocha (retorno), (6) conduíte do arame, (7) gás de proteção vindo do cilindro, (8) saída de água de refrigeração, (9) entrada de água de refrigeração, (10) entrada de 42 V (CA), (11) cabo de solda (positivo), (12) conexão para a fonte primária (220/380/440 V).

Fonte: Adaptado de FORTES e VAZ (2005).

Este equipamento é semelhante ao usado na soldagem soldagem a arco com arame sólido nu alimentado continuamente, especialmente aquele que utiliza gás de proteção. Segundo MEYER (1993), MACHADO (1996) e MARQUES (2002), arames com diâmetros até 2,4 mm geralmente são utilizados com uma fonte que possui curva característica tensão constante (plana) e um alimentador de arame com velocidade constante.

A fonte de alimentação tensão constante fornece corrente suficiente para manter um arco na tensão que é pré-ajustada na fonte de alimentação. Uma mudança na velocidade de alimentação do arame, conduz a uma variação na corrente de soldagem, a qual permite a estabilidade do arco sem nenhum equipamento adicional (MARQUES, 2002). Portanto, ajustando-se a velocidade de alimentação do arame eletrodo obtém-se maior ou menor valor da corrente média de soldagem, considerando ainda a compatibilidade da tensão de operação para a estabilidade do processo (MEYER, 1993).

O sistema de alimentação de arame é composto por roletes tracionados que impulsionam o arame para dentro da tocha na direção do bico de contato através de um condutor (MARQUES, 2002) (SCOTTI; PONOMAREV, 2008). De acordo com a MEYER (1993), os arames autoprotetido são deformados facilmente pela pressão excessiva dos rolos de alimentação, neste caso utiliza-se rolos de alimentação serrilhados.

Segundo MARQUES (2002) pode ser usado uma tocha mais simples na soldagem com arames do tipo autoprotetido, já que neste caso não é necessário o uso de gás de proteção.

2.3.2 Classificação dos Arames Tubulares

Para atender às necessidades das indústrias melhorando sua competitividade, através do aumento da produtividade e da redução de custos,

foram desenvolvidos arames tubulares combinando as melhores características da soldagem com eletrodo revestido e MIG/MAG.

Os arames tubulares tem como proteção do arco e do cordão de solda um fluxo de material contido dentro do arame, e ainda pode ser suplementada por um fluxo de gás fornecido por uma fonte externa (MARQUES, 2002). Esse fluxo do arame pode fornecer uma proteção gasosa para o arco e poça de fusão além de melhorar as propriedades do material, chamado de arame autoprotetido (“*Innershield*”). Outra opção é o uso de arames tubulares que necessitam de proteção gasosa, que são denominados arames tubulares com gás de proteção externa (“*Dualshield*”).

A utilização de arames tubulares em revestimentos de moinhos, dentes de engrenagens, bordas de caçambas, pás carregadeiras, dentre outros, necessitam de boa resistência ao impacto e abrasão. Segundo o fabricante (ESAB, 2011), arames tubulares autoprotetido para revestimento duro depositam através da soldagem uma liga de Fe-Cr-C formando carbonetos de Titânio em matriz martensítica, que são indicados para estas aplicações. Estes arames são comercialmente disponíveis em carretéis de 12,5 kg com diâmetro de 1,60 mm e bobinas de 25 kg com diâmetro de 2,40 mm, utilizando como parâmetros de trabalho uma gama de tensão de 26-28 V e corrente 180 – 280 A para arames com 1,60 mm e 24 – 30 V e 280 – 400 A para arames com 2,40 mm de diâmetro.

Os consumíveis para revestimento duro utilizados neste trabalho são classificados de acordo com a norma DIN 8555, por exemplo MF-6-GF-55-GP, especificados nas Tabela 2.1 até Tabela 2.5.

A Tabela 2.1 representa em qual processo de soldagem se aplicam os consumíveis, de acordo com a norma DIN 8555, na especificação do arame consumível através da primeira descrição na classificação.

A Tabela 2.2 representa o tipo de metal de adição, de acordo com a norma DIN 8555, na especificação do arame consumível através da segunda descrição na classificação.

Tabela 2.1 - Representação do processo de soldagem.

Exemplo	Sigla	Processo de Soldagem
	G	Soldagem Oxiacetilênica
	E	Soldagem manual ao arco elétrico com eletrodo revestidos
MF	MF	Soldagem ao arco elétrico utilizando-se arames tubulares
	TIG	Soldagem ao arco elétrico com eletrodo não consumível de Tungstênio
	MSG	Soldagem ao arco elétrico com proteção gasosa
	UP	Soldagem ao arco submerso

Fonte: ESAB (2011).

Tabela 2.2 - Representação do tipo de metal de adição.

Exemplo	Sigla	Tipo de Metal de Adição
	1	Não ligado com 0,4%C ou baixa liga com até 0,4%C e até um máximo de 5% dos elementos de liga Cr, Mn, Ni no total.
	2	Não ligado com até ou mais de 0,4%C ou baixa liga com mais de 0,4C e até um máximo de 5% dos elementos de liga Cr, Mn, Mo, Ni no total.
	3	Ligado com as propriedades dos aços de trabalho à quente.
	4	Ligado, com as propriedades dos aços rápidos.
	5	Ligados, com mais de 5%Cr, com um baixo teor de C (até mais ou menos 0,2%).
6	6	Ligados, com mais de 5%Cr, com um teor maior de C (até mais ou menos 0,2% a 2,0%).
	7	Martensíticos ao Mn com 11 a 18%Mn, mais de 0,5%C e até 3%Ni.
	8	Austeníticos Cr-Ni-Mn
	9	Aços Cr-Ni (resistente à oxidação, ácidos e calor)
	10	Com um alto teor de C e alto teor de Cr e sem agentes adicionais formadores de carbonetos
	20	À base de Co, ligados a Cr-W, com ou sem Ni e Mo.
	21	À base de carbonetos (sintetizado, fundido ou tubular).
	22	À base de Ni, ligado ao Cr, ligado ao Cr-B.
	23	À base de Ni, ligado ao Mo, com ou sem Cr.
	30	À base de Cu, ligado ao Sn
	31	À base de Cu, ligado ao Al.
	32	À base de Cu, ligado ao Ni.

Fonte: ESAB (2011).

A Tabela 2.3 representa o método de produção dos consumíveis, de acordo com a norma DIN 8555, na especificação do arame consumível através da terceira descrição na classificação.

Tabela 2.3 - Representação do método de produção dos arames consumíveis.

Exemplo	Sigla	Método de Produção
	GW	Laminado
	GO	Fundido
GF	GZ	Extrudado
	GS	Sinterizado
	GF	Tubular
	UM	Revestido

Fonte: ESAB (2011).

A Tabela 2.4 representa a faixa de dureza apresentada pelos consumíveis aplicados, de acordo com a norma DIN 8555, na especificação do arame consumível através da quarta descrição na classificação.

Tabela 2.4 - Representação da faixa de dureza apresentada pelos consumíveis aplicados.

Exemplo	Nível de Dureza	Faixa de Dureza
	150	$125 \leq HB \leq 175$
	200	$175 \leq HB \leq 225$
	250	$225 \leq HB \leq 275$
	300	$275 \leq HB \leq 325$
	350	$325 \leq HB \leq 375$
	400	$375 \leq HB \leq 425$
	450	$125 \leq HB \leq 170$
	500	$450 \leq HB \leq 530$
	40	$37 \leq HRC \leq 42$
	45	$42 \leq HRC \leq 47$
	50	$47 \leq HRC \leq 52$
55	55	$52 \leq HRC \leq 57$
	60	$57 \leq HRC \leq 62$
	65	$62 \leq HRC \leq 67$
	70	$HRC \geq 68$

Fonte: ESAB (2011).

A Tabela 2.5 representa propriedades dos consumíveis aplicados, de acordo com a norma DIN 8555, na especificação do arame consumível através da quinta descrição na classificação.

Tabela 2.5 - Representação das propriedades do metal de adição.

Exemplo	Sigla	Propriedades do Metal de Adição
	C	Resistência a corrosão
	G	Resistente ao desgaste abrasivo
	K	Capaz de endurecer em trabalho
	N	Não magnetizável
GP	P	Resistente ao impacto
	R	Resistente a formação de carepa
	S	Habilidade de corte (aços rápidos, etc)
	T	Tão resistente a altas temperaturas quanto os aços ferramenta para trabalho a quente
	Z	Resistente ao calor (não formadores de carepa), para temperaturas acima de 600°C

Fonte: ESAB (2011).

2.3.3 Energia de Soldagem

A energia de soldagem (E)(J/mm), aporte térmico ou aporte de calor é medido como a quantidade de calor aplicado a um material, por unidade de comprimento linear, considerando os efeitos de tensão no arco (V) em Volts (V), corrente de soldagem (I) em Amperes (A), velocidade de soldagem (v) em (mm/s) e eficiência térmica do processo (n) (AWS, 1991). A equação 2.1 mostra como calcular a energia de soldagem.

$$\text{Energia de Soldagem} = \frac{n \cdot V \cdot l}{v} \tag{Eq. 2.1}$$

A energia de soldagem é um fator de grande importância, pois tem influência nos valores de morfologia dos cordões, na microestrutura, na diluição, na dureza e na perda de massa dos revestimentos depositados.

A corrente de soldagem é diretamente proporcional e a principal responsável pela mudança na morfologia através da penetração do cordão de solda (MACHADO, 1996).

Estudos realizados por MOHAMAT *et al.* (2012) mostraram a influência da tensão, corrente e velocidade de soldagem na penetração e microestrutura de revestimentos aplicados por soldagem com arame tubular. Nos resultados mostrados na Figura 2.2 observa-se que a penetração do cordão de solda foi mais influenciada pela corrente de soldagem, os parâmetros velocidade de soldagem e tensão apresentaram pouca influência na penetração do cordão de solda.

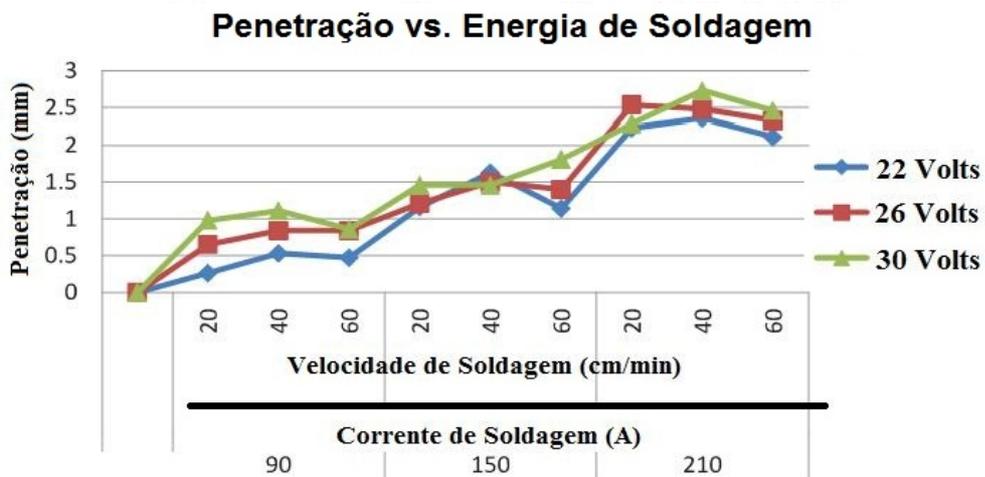


Figura 2.2: Efeito dos parâmetros da energia de soldagem na penetração de cordões de solda. Fonte: Adaptado de MOHAMAT *et al.* (2012).

Experimentos realizados por KANNAN e MURUGAN (2006), otimizando combinações dos parâmetros do processo de soldagem com arame tubular, avaliaram os efeitos da corrente de soldagem quanto a diluição, penetração, reforço e largura do cordão. Os resultados podem ser observados na Figura 2.3 que mostra o efeito do aumento da corrente de soldagem utilizando os parâmetros: distância bico de contato - peça (DBCP) de 26 mm, ângulo da tocha de 10° e velocidade de soldagem de 6,66 mm/s. Percebe-se que há um aumento proporcional na inclinação da reta entre penetração e reforço, e conseqüentemente um aumento na diluição. A largura do cordão de solda foi o fator mais influenciado pelo aumento do parâmetro corrente de soldagem.

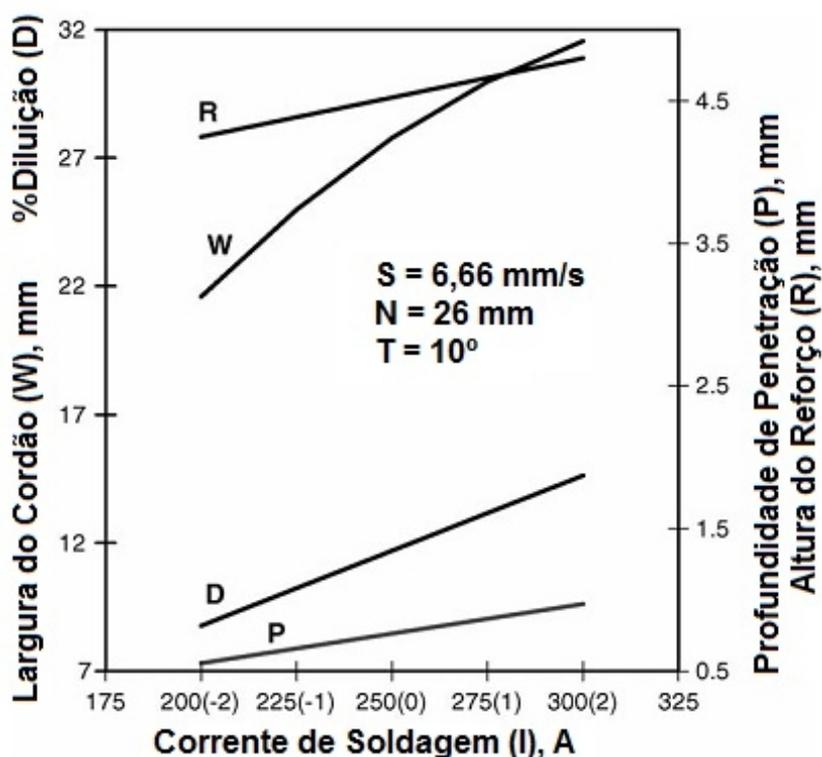


Figura 2.3: Efeito da corrente de soldagem quanto a diluição, reforço, penetração e largura do cordão de solda.

Fonte: Adaptado de KANNAN e MURUGAN (2006).

Esses resultados foram confirmados por PALANI e MURUGAN (2007) que estudaram o efeito da corrente e da velocidade de soldagem na penetração do

cordão de solda. Os autores perceberam que a penetração diminui com o aumento da velocidade de soldagem para todos os níveis de corrente até 230 A, para correntes acima deste valor a penetração não apresenta diferenças significativas, pois, segundo os autores, a poça de fusão não amortece o arco em correntes mais elevadas.

Um dos parâmetros que afetam a tensão de soldagem é a variação da distância bico de contato – peça (WAINER *et al.*, 1992) tendo influência na morfologia do cordão de solda. Elevados valores de DBCP podem minimizar a eficiência da proteção gasosa e baixos valores de DBCP causam penetração profunda, altos reforços e cordões estreitos devido ao efeito da variação da distância entre o bico de contato e a peça promovem uma variação da tensão de soldagem.

Estudos realizados por KANNAN e MURUGAN (2006) mostraram a influência da DBCP na morfologia dos cordões de solda, como pode ser visto na Figura 2.4.

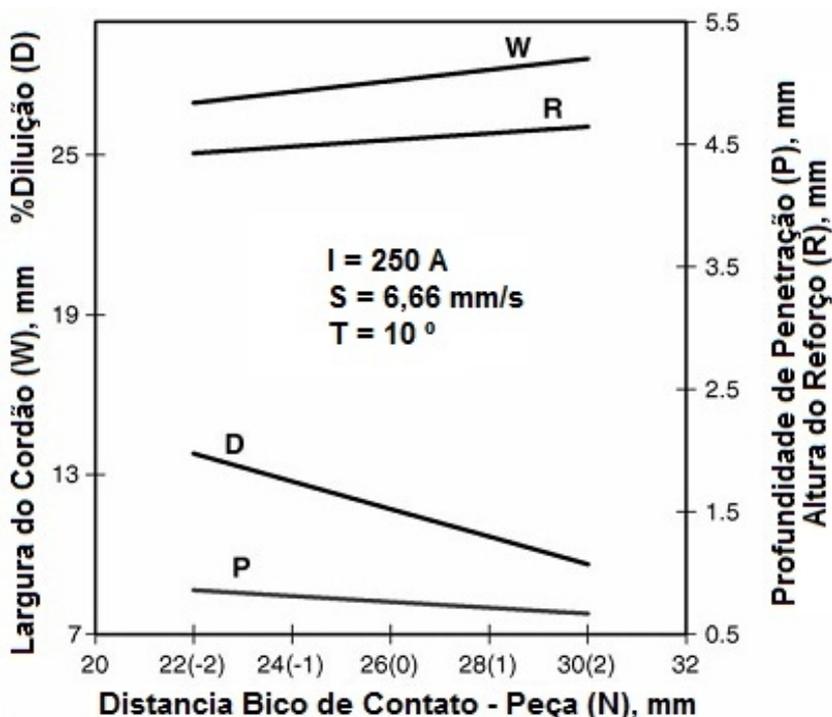


Figura 2.4: Efeito da distância entre o bico de contato e a peça na geometria do cordão. Fonte: Adaptado de KANNAN e MURUGAN (2006).

Observando os resultados, percebe-se um aumento uniforme nos valores de largura e reforço dos cordões de solda, e uma redução da penetração quando se aumenta a DBCP. Estes resultados apresentam importante variação no percentual de diluição dos cordões de solda, pois diminuindo a penetração e aumentando o reforço ocorre a redução do percentual de diluição.

Segundo os autores, o aumento na largura se dá devido ao aumento da área do arco na superfície da solda. O aumento no reforço é resultante de um mesmo volume de material depositado com a diminuição da diluição, penetração e aumento da largura do cordão. O aumento da DBCP aumenta a resistência do circuito através do efeito *Joule*, que aumenta a energia em forma de calor para o arame, diminuindo assim a corrente de soldagem. Devido ao aumento da tensão de soldagem pelo aumento da DBCP a penetração do arco é reduzida e, conseqüentemente, reduz a diluição do cordão de solda (KANNAN; MURUGAN, 2006).

KUMAR e SHAHI (2011) avaliaram a influência de três diferentes níveis de energia de soldagem (2,563 kJ/mm, 2,784 kJ/mm e 3,017kJ/mm) na microestrutura e propriedades mecânicas do aço AISI 304, verificaram que ocorre redução no perfil da microdureza com o aumento da energia de soldagem na zona fundida, como pode ser visto na Figura 2.5. Os autores relatam que tal comportamento está relacionado com a taxa de resfriamento e tem por consequência a mudança na microestrutura do material como refino de grão.

RIBEIRO *et al.* (2005) avaliaram o efeito da energia de soldagem na diluição, dureza e perda de volume (desgaste abrasivo realizado por Abrasômetro Roda de Borracha) de revestimentos duros depositados com eletrodo revestido de liga Fe-Cr-C em camada única sobre um substrato de aço estrutural ASTM A-36. Os autores relatam que houve um aumento na diluição e uma redução na dureza do revestimento com o aumento da energia de soldagem, como pode ser visto na Figura 2.6. A consequência do aumento da perda de massa foi o resultado da redução na dureza devido ao aumento da diluição no revestimento.

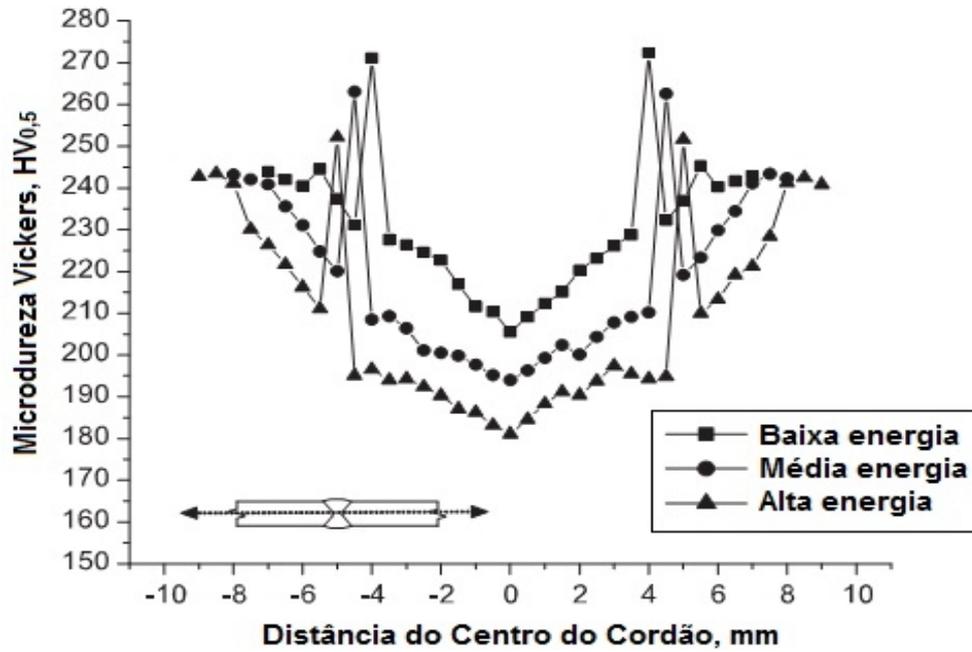


Figura 2.5: Efeito da energia de soldagem na microdureza do cordão de solda. Fonte: Adaptado de KUMAR e SHAHI (2011)

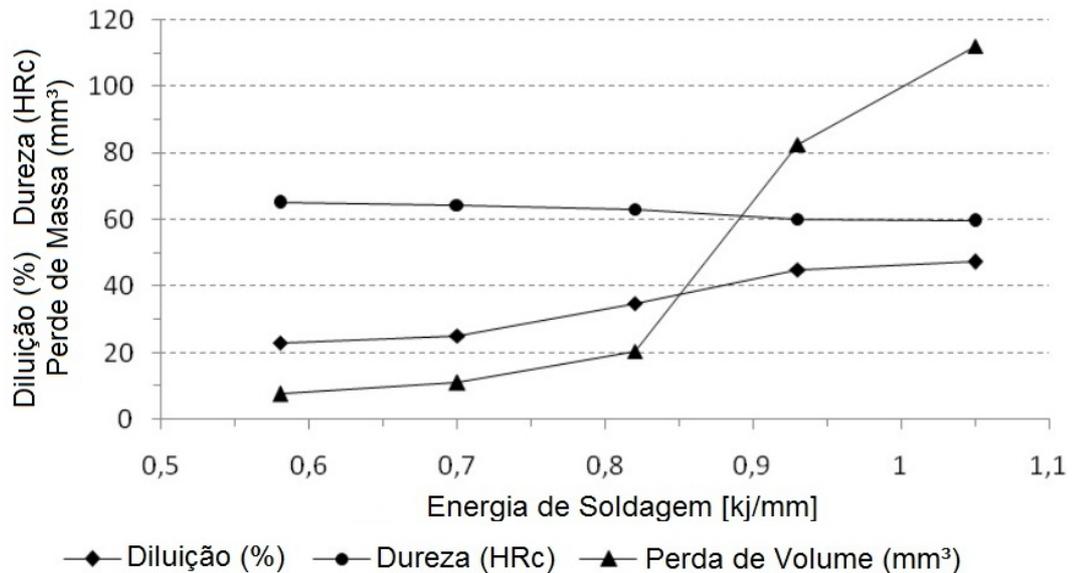


Figura 2.6: Efeito da energia de soldagem na dureza, diluição e perda de volume de revestimento duro (FeCrC). Fonte: RIBEIRO et al. (2005).

2.3.4 Gás de Proteção

Na soldagem a arco com eletrodo consumível o metal de adição fundido é transferido para poça de fusão, aquecido a temperaturas muito elevadas necessitando de uma proteção contra os gases da atmosfera. Nas regiões superaquecidas ocorre uma interação do metal fundido com os gases e escórias presentes na região do arco (MARQUES, 2002).

A atmosfera de proteção usada na soldagem com arames tubulares pode ser formada por alguns tipos de gases, sendo os mais comuns CO₂ e misturas com CO₂ e Ar podendo ser aplicado em diferentes proporções de misturas. O tipo de gás de proteção influencia em vários aspectos na soldagem, como modo de transferência metálica, formato do arco, geometria do cordão de solda, microestrutura e dureza. (AWS, 1991).

Na soldagem utilizando o gás de proteção CO₂, o gás pode influenciar nas características dos cordões como morfologia, dureza e percentual de Carbono. CARDOSO *et al.* (2003) em seus experimentos aplicaram revestimentos com quatro camadas utilizando dois tipos de arames – E410NiMo e E309LT1 para verificar a influência da composição do gás de proteção. O teor de Carbono das três composições de gás utilizadas para o arame E410NiMo foi: 0,031% (Ar-8% CO₂), 0,081% (Ar-20% CO₂) e 0,141% (CO₂ puro); o mesmo comportamento aconteceu para o arame E309LT1: 0,045% (Ar-8% CO₂), 0,036% (Ar-20% CO₂) e 0,096% (CO₂ puro). Segundo os autores, a variação do teor de C mostrou-se dependente do gás de proteção utilizado. Os maiores teores de Carbono ocorreram nas amostras soldadas com CO₂ puro para ambos os arames. Estes resultados apontam para a tendência de incorporação de Carbono no metal de solda quando são utilizados gases de proteção com maiores teores de CO₂.

Em estudos realizados por STARLING *et al.* (2011) avaliou-se os efeitos de algumas variáveis do processo, inclusive do gás CO₂, nas características do cordão como morfologia, microestrutura e dureza. Observou-se que com o aumento

do percentual de CO₂ houve variação na morfologia principalmente na largura do cordão de solda e na formação de uma microestrutura mais grosseira e de menor dureza.

KATHERASAN *et al.* (2013) realizaram trabalhos utilizando arame tubular 316LT para soldar metal de base AISI 316L, para analisar a influência do percentual de CO₂ no gás de proteção. Os autores verificaram que com o aumento do percentual de CO₂ no gás de proteção ocorre redução no percentual de ferrita, esse comportamento pode ser explicado pela presença de Carbono que é um estabilizador da austenita. Neste caso a área da austenita aumenta e reduz o percentual de ferrita com o incremento no percentual de CO₂ no gás de proteção e que, segundo os autores, desacelera a taxa de solidificação. A redução no dureza através do aumento do percentual de CO₂ pode estar associado como a redução do percentual de ferrita. Os valores de dureza são apresentados na Figura 2.7.

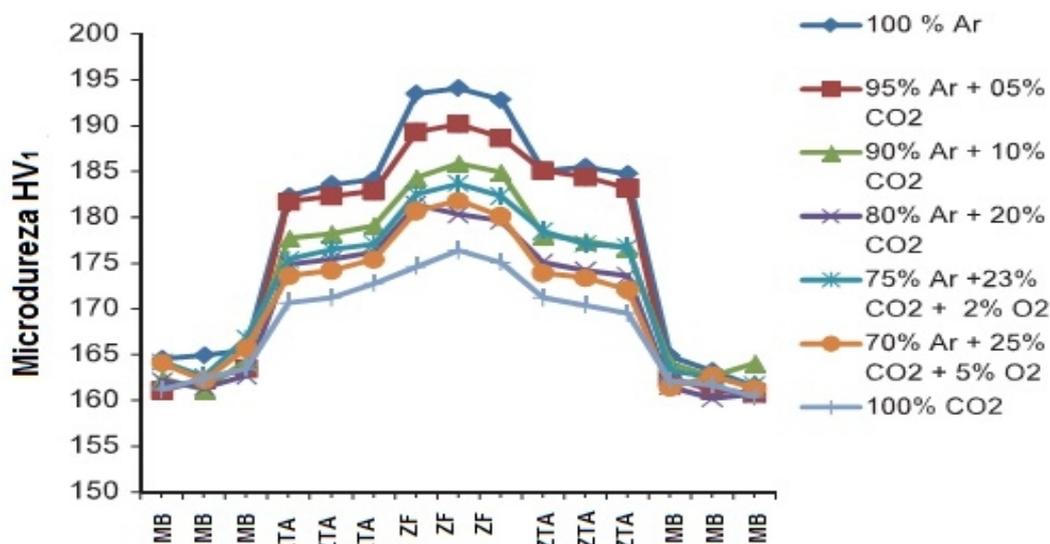


Figura 2.7: Valores de Microdureza dos cordões de solda variando o gás de proteção. Fonte: KATHERASAN *et al.* (2013).

2.3.5 Diluição dos Cordões de Solda

“Na soldagem por fusão chama-se diluição a parcela de metal de base que entra na composição da zona fundida (metal de solda) (AWS, 1991)”. O percentual de diluição é medido pela porcentagem do metal de base no cordão de solda e pode ser calculado da seguinte equação 2.2:

$$\text{Diluição} = \left[\frac{\text{área B}}{\text{áreas A + B}} \right] \times 100 \quad [\%] \quad \text{Eq. 2.2}$$

Na deposição de revestimentos duros é desejável baixa diluição para que a composição química e as propriedades do depósito de solda sejam minimamente influenciadas pelas propriedades do metal de base, geralmente inferiores quanto ao requisito de resistência ao desgaste (LIMA *et al.*, 2007) (RIBEIRO *et al.*, 2005).

A Figura 2.8 está representando as áreas A (área de reforço do cordão de solda) e B (área de penetração do cordão de solda) utilizadas para o cálculo do percentual de diluição, além de indicar o que é penetração, reforço e largura do cordão de solda.

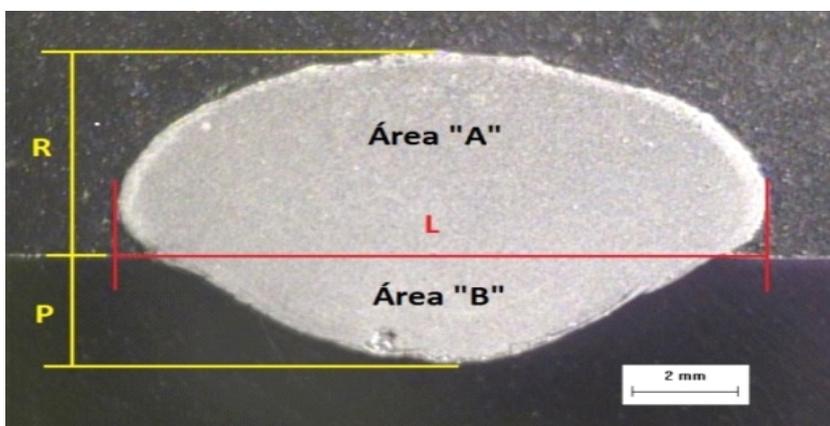


Figura 2.8: Representa as áreas A (reforço) e B (penetração) para o cálculo da diluição. Fonte: COLAÇO *et al.* (2012).

KANNAN e MURUGAN (2006) estudaram a interação entre a corrente e a velocidade de soldagem no percentual de diluição de cordões de solda utilizando processo de soldagem com arame tubular, os resultados podem ser vistos na Figura 2.9. Verifica-se que com o aumento da corrente obtêm-se maiores percentuais de diluição devido ao aumento da energia de soldagem. Porém para altas velocidades de soldagem, o percentual de diluição deixa de aumentar porque a energia de soldagem empregada é menor.

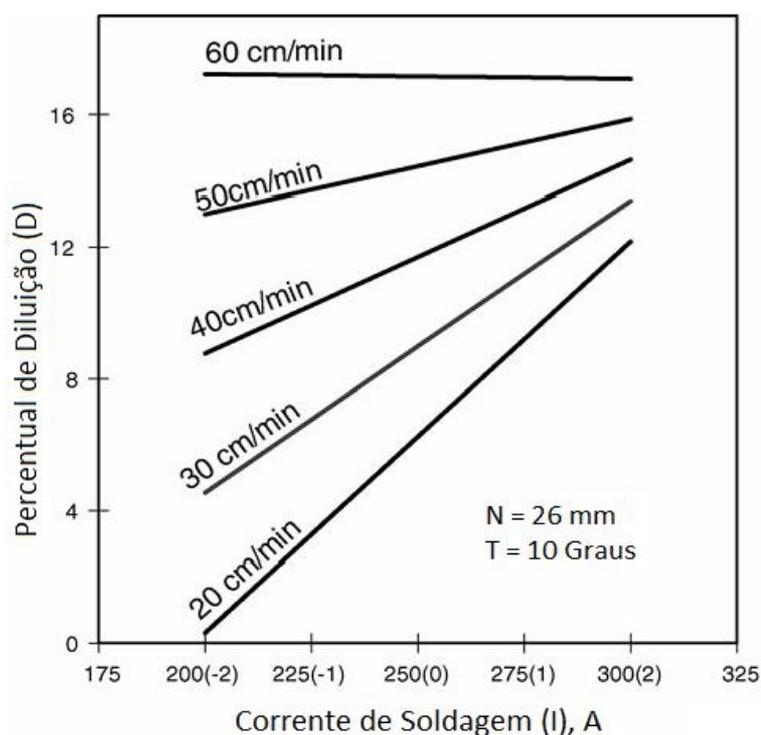


Figura 2.9: Efeito da interação entre a corrente e velocidade de soldagem.

Fonte: KANNAN e MURUGAN (2006).

Na deposição de revestimentos, o consumível é quase sempre de composição diferente do metal de base e os elementos de liga presentes são bem balanceados para garantir o efeito desejado. O aço ao Carbono é normalmente utilizado como metal base, cujo elemento em abundância é o Ferro, se houver diluição elevada do metal de base serão prejudicadas as características do revestimento.

Com relação a resistência ao desgaste abrasivo, segundo experimentos realizados por RIBEIRO (2004), observou-se que o aumento da corrente de soldagem resulta em um aumento da perda de volume devido ao aumento na diluição, com isso propicia a formação de microestruturas com baixa fração volumétrica de carbonetos.

2.4 Desgaste Abrasivo

Os principais tipos de desgaste e os mais encontrados nos setores da indústria foram classificados de acordo com EYRE (1978) como desgaste abrasivo, encontrado em 50% dos casos, 15% são desgaste adesivo, 8% erosivo, 8% fricção e 5% químico.

De acordo com a ASTM G40 (ASTM, 2001), o desgaste abrasivo é definido como “a perda progressiva de massa resultante da interação entre partículas ou asperezas duras que são forçadas contra uma superfície, ao longo da qual se movem”. Através desta definição existem duas situações que originam diferentes terminologias para o desgaste abrasivo sendo classificados como abrasão a dois-corpos e abrasão a três-corpos.

Define-se a abrasão a dois-corpos (Figura 2.10 a) como o sistema no qual as partículas, asperezas ou protuberâncias duras estão rigidamente fixas no segundo corpo ou contra-corpo, fazendo com que penetrem e causem riscos no primeiro corpo (HUTCHINGS, 1992) (PINTAÚDE, 2002). A definição para interpretação usual de abrasão a três-corpos (Figura 2.10 b) é dada como o sistema no qual os abrasivos estão livres para rolar (HUTCHINGS, 1992) (PINTAÚDE, 2002). Pode-se observar na Figura 2.10 o esquema do sistema tribológico.

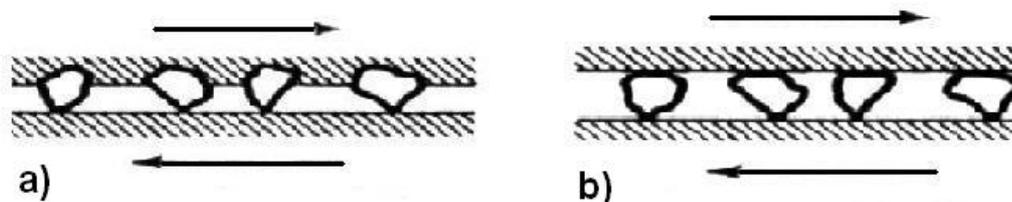


Figura 2.10: Esquema do sistema tribológico a) abrasão a dois-corpos e b) a três-corpos. Fonte: HUTCHINGS (1992).

Outra classificação pode ser usada para descrever o desgaste abrasivo considerando as tensões envolvidas no processo, sendo o desgaste abrasivo por baixa tensão e alta tensão. Para diferenciar esta classificação deve-se considerar se a deformação das partículas for excedido até que sejam fraturadas, então é considerado como desgaste abrasivo de alta tensão. No caso das partículas permanecerem intactas sem deformação considera-se desgaste abrasivo de baixa tensão (HUTCHINGS, 1992).

GATES (1998) faz uma crítica em relação ao desgaste abrasivo com a classificação dois e três-corpos, usando ensaio roda de borracha, teste padronizado pela ASTM G65 (ASTM, 2001), pois é classificado como desgaste abrasivo a três-corpos, porém existe a possibilidade dos abrasivos incrustarem na roda de borracha adquirindo uma configuração a dois-corpos.

De acordo com GATES (1998), devido a falta de uniformidade na abordagem da classificação, sugere-se que o desgaste abrasivo pode ser subdividido em três regimes de gravidade: moderado, severo e extremo. Sendo que as variáveis que definiriam esta classificação seriam: tamanho, angulosidade, restrição ao movimento dos abrasivos e os níveis de tensão aplicada. Na Tabela 2.6 é mostrada a proposta de classificação de severidade para o desgase abrasivo.

TREZONA *et al.* (1999) sugeriram que os termos abrasão por riscamento, partículas fixas (*growing wear*) e abrasão por rolamento, partículas em movimento (*rolling wear*), sejam usados como nomenclatura para classificação de abrasão a dois ou a três-corpos, com vista ao tipo de morfologia observada nas superfícies desgastadas.

Tabela 2.6 - Proposta de classificação de severidade para desgaste abrasivo.

Situação típica	Modo de desgaste abrasivo		
	Moderado	Severo	Extremo
Tamanho da partícula	Pequena	Média	Grande
Restrição ao movimento	Livre	Parcialmente restringida pela contra face	Fortemente constringida
Geometria da partícula	Arredondado	Anguloso	Anguloso
Tensão de contato	Baixa – Insuficiente para fraturar as partículas	Moderada – Suficiente para fraturar as partículas	Muito alta – Causa deformação macroscópica
Mecanismos dominante	Microsulcamento	Micro corte	Micro corte
Termos equivalentes	- Abrasão baixa tensão - Abrasão por riscamento - Baixa tensão a três-corpos	- Abrasão a alta tensão - Abrasão por moagem - Alta tensão a três-corpos - Baixa tensão a dois-corpos.	- Abrasão por goivadura - Alta tensão a dois-corpos

Fonte: GATES (1998).

2.4.1 Mecanismo de Desgaste Abrasivo

De acordo com HUTCHINGS (1992), os mecanismos de desgaste abrasivo podem ser controlados por deformação plástica e/ou controlados por fratura frágil, que podem ocorrer separadamente ou em conjunto, mesmo em materiais convencionalmente considerados como frágeis.

No mecanismo de desgaste abrasivo controlado por deformação plástica ocorrem eventos que podem remover ou não materiais da superfície (HUTCHINGS, 1992). O evento onde não ocorre remoção de material da superfície é chamado de microsulcamento que é caracterizado por deslocar o material por deformação plástica para as bordas dos sulcos.

Na Figura 2.11, pode se ver a formação de sulcos causados por deformação plástica sem remoção de material.

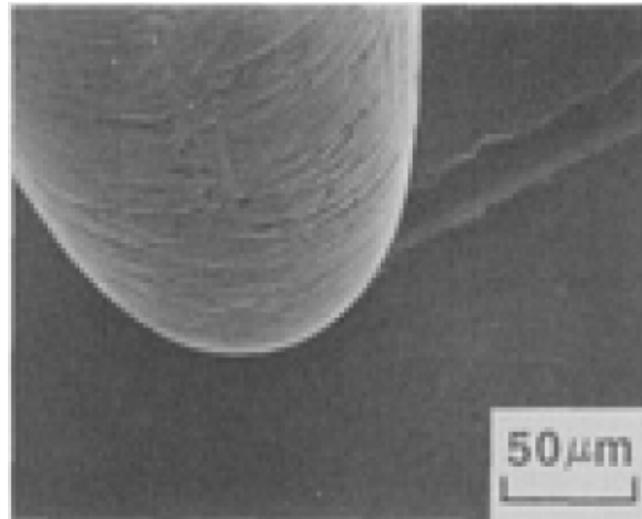


Figura 2.11: Microsulcamento - sulcos formados por deformação plástica sem remoção de material.

Fonte: TYLCZAK e OREGON (1992).

O caso mais extremo de microsulcamento é caracterizado quando ocorre a sucessão de eventos sob ação do mecanismo de microsulcamento. Esse fenômeno resulta na perda de massa pela geração de cavacos devido ao acúmulo sucessivo de danos na superfície de desgaste. Na Figura 2.12, pode-se verificar o acúmulo de material deslocado por deformação plástica para a frente da partícula abrasiva, este fenômeno é chamado de microsulcamento com formação de proa.

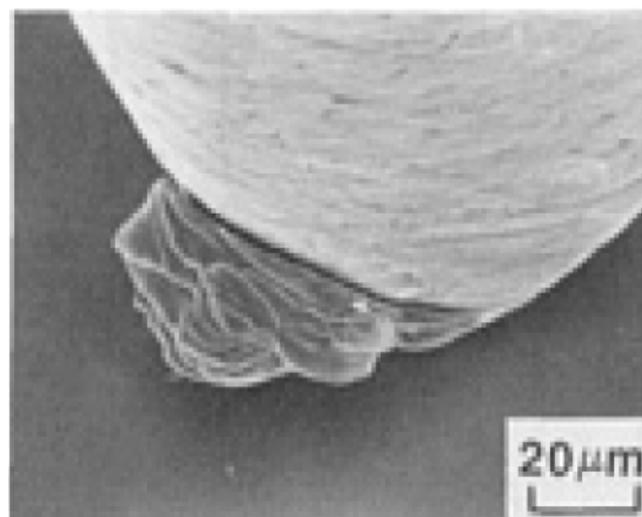


Figura 2.12: Microsulcamento com formação de proa pelo acúmulo de material deslocado por deformação plástica para a frente da partícula abrasiva.

Fonte: TYLCZAK e OREGON (1992).

O microcorte ou microriscamento é caracterizado pela remoção de material em um processo controlado por deformação plástica. Caracterizado pelas severas condições de desgaste, como o alto ângulo de ataque das partículas abrasivas e altas tensões atuantes entre partícula e superfície, promove um fluxo de material à frente dessas partículas, que se destacam formando cavacos, mostrado na Figura 2.13.

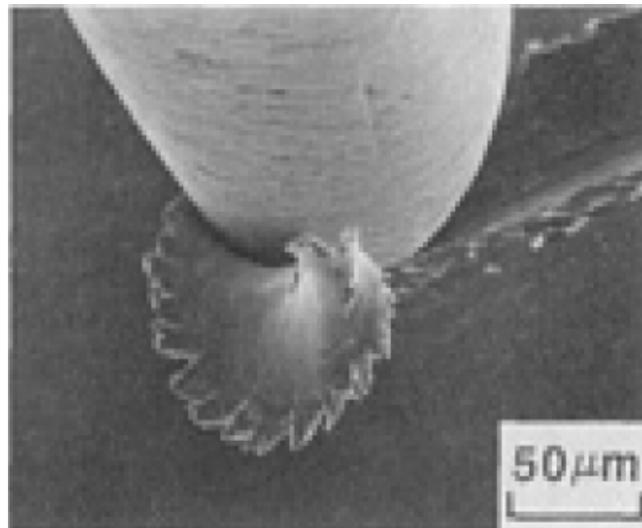


Figura 2.13: Microcorte com formação de cavaco pelo acúmulo de material deslocado por deformação plástica para a frente da partícula abrasiva.
Fonte: TYLCZAK e OREGON (1992).

2.5 Desgaste de Revestimentos Duros Aplicados com Arame tubular

2.5.1 Influência do Número de Camadas de Revestimentos

Camadas de revestimento são caracterizadas pela deposição de cordões de solda com alguma sobreposição, formando uma cobertura de material com características diferentes do material de base. Como já foi observado quando falado sobre percentual de diluição, não é interessante para a aplicação de revestimentos

resistente a abrasão a mistura entre o metal de base com o material depositado, pois pode alterar características desejadas no revestimento.

Então, segundo SEVILLA *et al.* (2004), para minimizar o efeito da diluição na microestrutura do depósito é aconselhável a deposição de pelo menos duas camadas de revestimento para melhorar a resistência ao desgaste abrasivo. Os autores avaliaram a resistência ao desgaste abrasivo por roda de borracha de cinco diferentes tipos de revestimentos duros e verificaram que os melhores resultados foram obtidos em revestimentos depositados em segunda camada com arames ricos em Cromo e Tungstênio com percentual de Carbono acima de 4%.

Estes resultados corroboram os de RIBEIRO (2004), onde observou-se que a perda de massa dos revestimentos em camada única é maior do que quando depositada a segunda camada, e são mais acentuados com o aumento da corrente de soldagem a partir de 140 A, como pode ser visto na Figura 2.14.

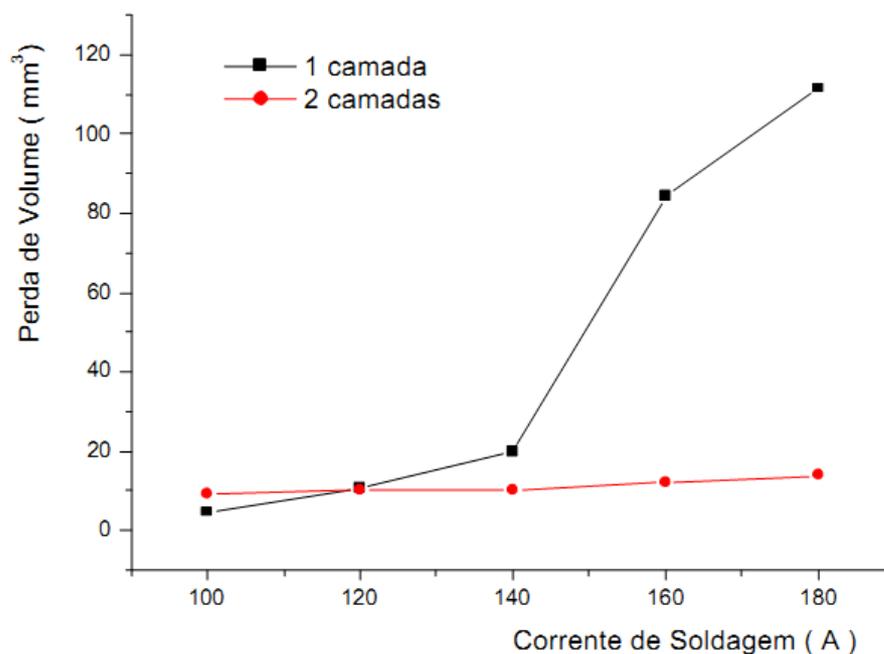


Figura 2.14: Valores de desgaste para revestimentos com uma e duas camadas. Fonte: RIBEIRO (2004).

Este comportamento também é observado por CORONADO *et al.* (2009) em revestimentos contendo Fe-Cr-C, variando o percentual de Titânio na composição do material depositado em uma e três camadas de revestimento. Verificou-se a importância da minimização do efeito da diluição, além do efeito da composição química na microestrutura do revestimento. Os revestimentos depositados com três camadas apresentaram menor perda de massa tanto para o arame “A” como para “B”, como pode ser visto na Figura 2.15. Contudo o arame “B”, que apresentou maior percentual de Titânio, foi mais resistente ao desgaste abrasivo.

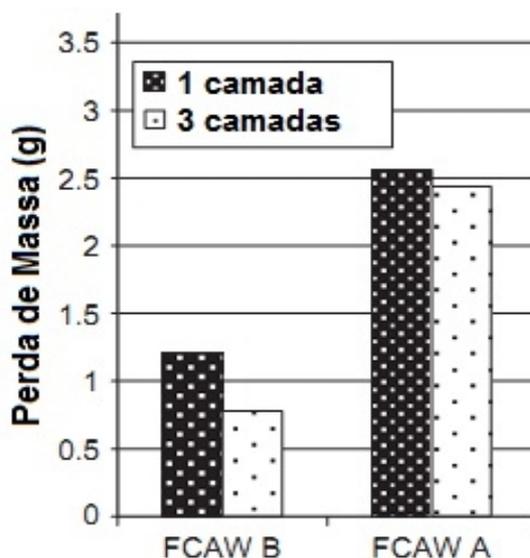


Figura 2.15: Perda de massa dos revestimentos de uma e três camadas para dois tipos de arame.

Fonte: Adaptado de CORONADO *et al.* (2009).

2.5.2 Microestrutura de Revestimentos Duros Aplicados com Arame Tubular

A microestrutura dos revestimentos tem um papel importante no desempenho em relação a resistência ao desgaste, principalmente a microestrutura formada por fases duras ou carbonetos duros. Fatores como composição da liga e

do tratamento térmico influenciam na formação de distintos tipos de carbonetos, como MC, M_6C , M_7C_3 , $M_{23}C_6$ e Cr_2C_3 , onde M representa um ou mais tipos de átomos metálicos e C Carbono (LIMA; FERRARESI, 2009).

Segundo GREGORY e BARTLE (1980) afirmam que o aumento da dureza não necessariamente aumenta a resistência ao desgaste. Exemplo disso é a comparação de materiais diferentes com a mesma dureza: um aço de construção tratado termicamente e um revestimento duro apresentaram perda de massa diferentes sendo menor para o revestimento duro, estando este comportamento relacionado com a microestrutura. Fatores como segunda fase dura ou carbonetos duros são preponderantes na microestrutura para a melhoria da resistência ao desgaste em revestimentos.

Outro fator importante é a quantidade de Carbono no material para a confecção do revestimento. CHANG *et al.* (2009) verificaram que, em revestimentos hipereutéticos de Fe-Cr-C, o percentual de Carbono influencia na fração volumétrica de carbonetos de materiais com o mesmo percentual de elementos formadores de carbonetos. Foi verificado que materiais com maior percentual de Carbono apresentam mais carbonetos por unidade de área, porém com tamanhos menores e materiais com menor percentual de Carbono apresentam carbonetos primários de tamanho maior. Os revestimentos que apresentaram maior percentual de Carbono foram responsáveis por apresentar maior dureza devido a maior quantidade de carbonetos de $(Cr,Fe)_7C_3$.

A perda de massa é influenciada pela microestrutura que é composta por diferentes fases e o modo em que são arranjadas. Entre as fases os carbonetos duros desempenham um papel fundamental na melhoria da resistência ao desgaste. Segundo ZUM GAHR (1987) e HUTCHINGS (1992) o tamanho e a fração volumétrica de carbonetos influenciam diretamente na perda de massa, devido ao aumento no caminho livre médio com carbonetos grandes ou frações muito baixas, possibilitando que o abrasivo penetre mais na matriz retirando mais material, como pode ser visto na Figura 2.16.

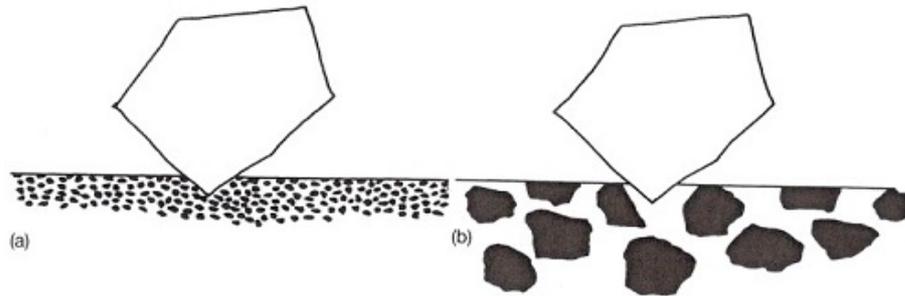


Figura 2.16: Ilustração da importância do tamanho e da fração volumétrica dos carbonetos. Fonte: HUTCHINGS (1992)

Pode-se perceber que conforme aumenta o espaçamento entre os carbonetos o abrasivo tende a penetrar mais profundamente no material causando mais perda de material, porém se os carbonetos forem muito pequenos o abrasivo irá simplesmente arrancá-lo da matriz. Então é importante confeccionar microestruturas de acordo com o tipo de desgaste atuante no processo.

WANG *et al.* (2005) estudaram a deposição de revestimento duro com reforço de carboneto de Titânio através do fluxo do eletrodo. Os autores verificaram que quantidade de FeTi e TiO_2 contida no fluxo melhora as reações metalúrgicas do TiC no revestimento, aumentando a dureza e a resistência ao desgaste. A microestrutura mostrada na Figura 2.17 é formada por partículas esféricas irregulares de carbonetos de Titânio (TiC), distribuídas em uma matriz martensítica com austenita retida.

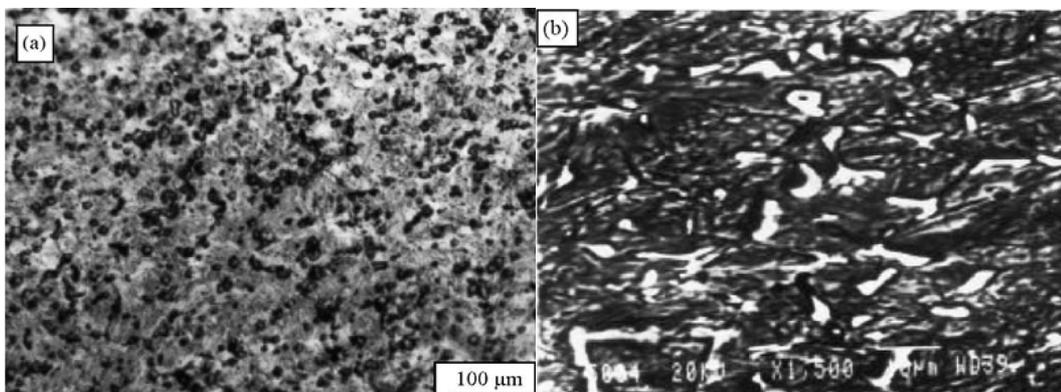


Figura 2.17: Distribuição de partículas de TiC na camada de revestimento duro. Imagens de microscopia a) óptica e b) eletrônica de varredura. Fonte: WANG *et al.* (2005).

As partículas de TiC oriundas do fluxo interno do arame tubular são depositadas durante a soldagem e fundidas com o calor do arco, formando carbonetos primários ancorados na matriz do revestimento. Na Figura 2.18 pode ser visto a microestrutura de um revestimento de Fe-Cr-C contendo carboneto de Titânio em uma matriz martensítica com austenita retida.

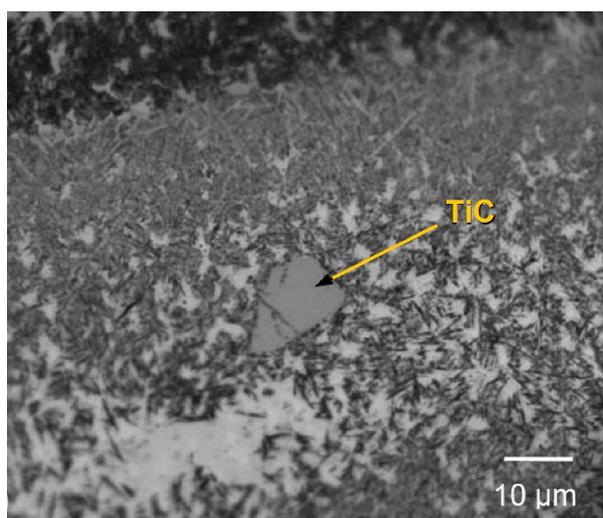


Figura 2.18: Partículas de Carboneto Titânio em matriz austenítica-martensítica.
Fonte: LIMA e FERRARESI (2009).

Nos resultados de LIMA e FERRARESI (2009) observou-se uma matriz austenítica-martensítica bastante homogênea em todo o volume de depósito, com dureza variando de 627 a 681 HV. Além de carbonetos primários de Titânio com dimensões variando de 25 μm (nas regiões de interface com o metal de base) e 150 μm próximos a superfície do cordão de solda. Estes resultados confirmam os descritos por HUTCHINGS (1992) e EYRE (1978) onde a matriz martensítica apresenta faixa de dureza de 500 a 1010 HV e os carbonetos de Titânio apresentam faixa de dureza entre 2470 a 3200 HV.

Com relação à influência da austenita, estudando ligas Fe-Cr-C, LEE *et al.*, 1996 (apud CORRÊA, 2005) verificaram que à medida que a fração de austenita aumenta na matriz, a tenacidade aumenta substancialmente enquanto que a resistência ao desgaste permanece razoavelmente constante, além de que a

austenita retida causa a transformação induzida da austenita para martensita pela deformação durante o desgaste abrasivo (TOTTEN; XIE, 2004).

A microestrutura pode ser alterada devido a influência do tratamento térmico dos cordões posteriormente depositados. Nos experimentos realizados por ALORAIER *et al.* (2006) verificou-se o efeito do percentual de sobreposição dos cordões de solda em revestimento depositado pelo processo arame tubular, quanto a dureza e microestrutura na região de sobreposição dos cordões de solda. Percebeu-se que não houve variação na dureza com a variação da sobreposição do cordão posterior, porém apresentou microestrutura refinada. As microestruturas retiradas na mesma área antes e após depositar o segundo cordão são mostradas na Figura 2.19 (a) bainita acicular foi transformado parcialmente bainita esferoidita, Figura 2.19 (b).

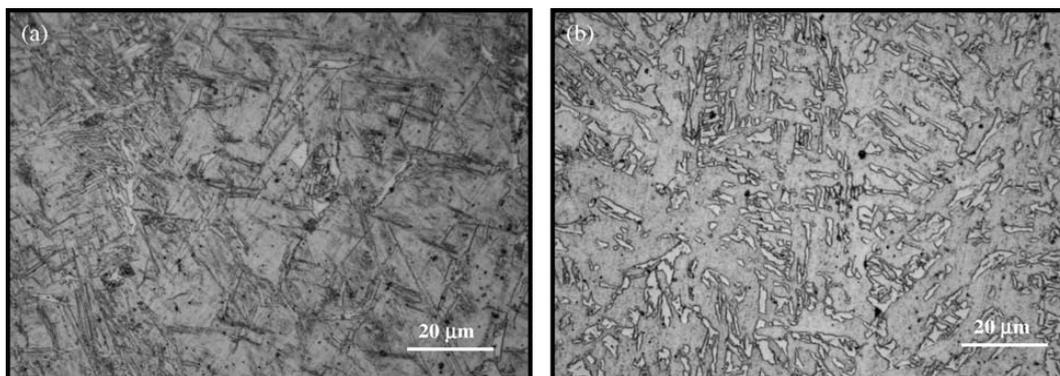


Figura 2.19: Microestrutura antes (a)(bainita acicular) e após (b) (bainita esferoidita) a sobreposição do cordão de solda, na mesma região.

Fonte: ALORAIER *et al.* (2006).

CORONADO *et al.* (2009) produziram revestimentos com uma e três camadas depositadas pelo processo arame tubular com duas ligas variando alguns parâmetros, dentre eles o teor de Ti. Segundo o autor é possível observar na Figura 2.20 (a) que em camada única o revestimento apresenta microestrutura de martensita maclada e fissuras propagadas devido a fragilidade da matriz e na Figura 2.20 (b) revestimento com três camadas que apresenta dentritas de austenita em matriz eutética.

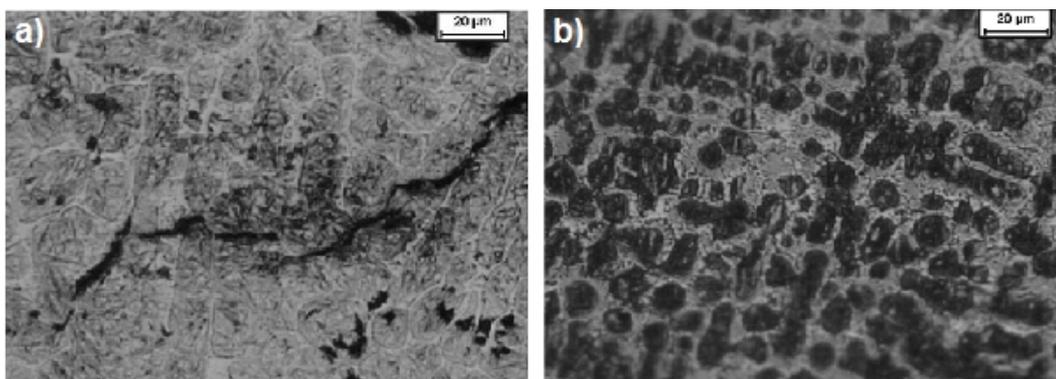


Figura 2.20: Microestrutura de revestimento depositado com arame tubular: (a) camada única; (b) três camadas.

Fonte: CORONADO *et al.* (2009).

A formação do grão austenítico está associado a menor taxa de resfriamento, apesar dos resultados em terceira camada apresentarem menor dureza em relação à camada única, possuem maior resistência ao desgaste abrasivo devido à propagação de trincas e fratura nos revestimentos depositados em camada única. Na microestrutura de revestimento depositado em camada única pode ser visto núcleos de martensita envolvidas por austenita, isto pode acontecer devido a elevada taxa de resfriamento na primeira camada transformando a austenita em martensita causado pelo contato direto com o substrato, criando tensões residuais. (CORONADO *et al.*, 2009).

As microestruturas mostradas na Figura 2.21 são das ligas com percentual de Ti entre 2,46% em (a) camada única e 4,66% em (b) três camadas de revestimento. As microestruturas apresentaram carbonetos finos (1-4 μm) rico em Titânio distribuídos uniformemente em matriz eutética. A fração volumétrica de carbonetos apresentou 14% para a primeira camada e 20% para a terceira camada. Percebeu-se um aumento na resistência ao desgaste a abrasão com três camadas de revestimentos (CORONADO *et al.*, 2009).

Estes resultados mostram que a variação na quantidade de camadas de revestimentos depositados pelo processo arame tubular resultam na diminuição da perda de massa de revestimentos duros contendo Titânio. Sendo a microestrutura a maior responsável pelo aumento da resistência ao desgaste abrasivo devido ao

aumento da fração volumétrica de carbonetos nos revestimentos com mais de uma camada, onde o efeito da diluição foi menor.

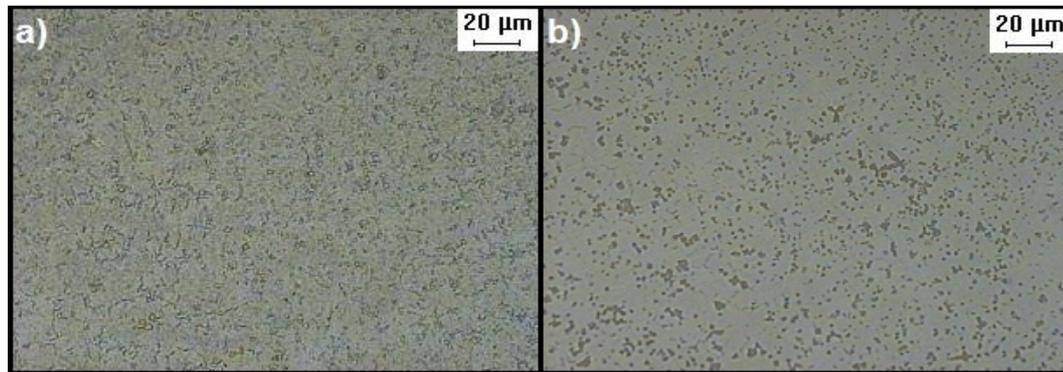


Figura 2.21: Microestrutura de revestimento contendo Titânio: (a) camada única; (b) três camadas.

Fonte: CORONADO *et al.* (2009).

Um fator que pode influenciar na microestrutura de revestimentos depositados com arame tubular é a velocidade de soldagem. MOHAMAT *et al.* (2012) perceberam uma mudança na microestrutura do material conforme aumenta a velocidade de soldagem. Os autores verificaram uma redução no tamanho do grão mantendo a tensão e corrente de soldagem constante e aumentando a velocidade de soldagem, como mostrado através da Figura 2.22.

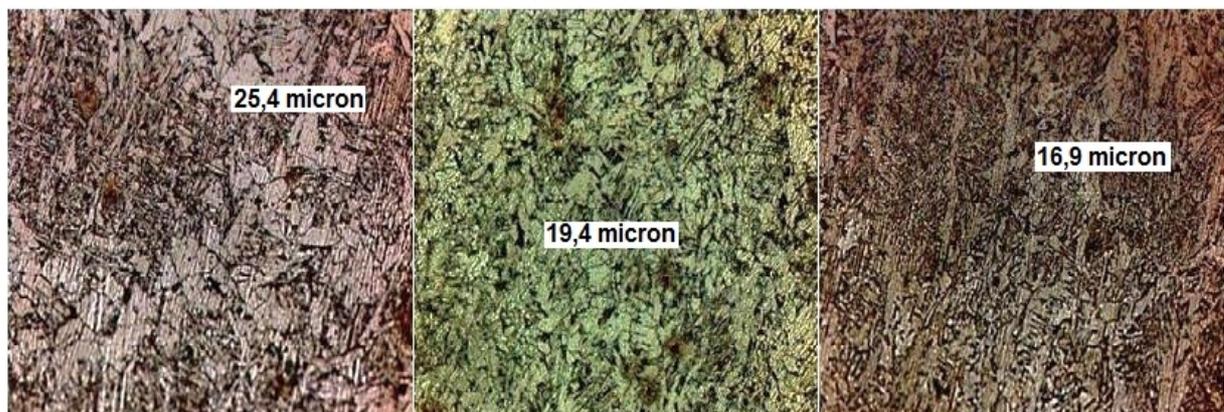


Figura 2.22: Microestrutura dos cordões de solda para (a) 20cm/min, (b) 40cm/min e (c) 60cm/min. Aumento de 200x.

Fonte: Adaptado de MOHAMAT *et al.* (2012).

2.5.3 Mecanismos de Desgaste dos Revestimentos

Os mecanismos de desgaste encontrados nos trabalhos de LIMA e FERRARESI (2007) utilizando três tipos de revestimentos duros depositados com arame tubular são mostrados através da Figura 2.23. A liga FeCrC apresenta maior uniformidade do revestimento apresentando trilhas de desgaste com riscamento mais fino e trincas perpendiculares ao cordão. O revestimento com Nb apresentou maior desgaste na saída do abrasivo devido a trincas perpendiculares ao cordão e porosidades dispersas no revestimento. Já o revestimento com maior quantidade de Ti não apresentou trincas visíveis, porém observa-se maior asperezas nos sulcos, denotando a presença de matriz mole em comparação com partículas de maior dureza que serviam de ancoramento contra o desgaste das partículas abrasivas, assim formando crateras na superfície. Os autores observaram mecanismos de desgaste seletivos (para revestimento com Ti), tanto microriscamento como microsulcamento (para revestimento Fe-Cr-C e com adição de Nb).

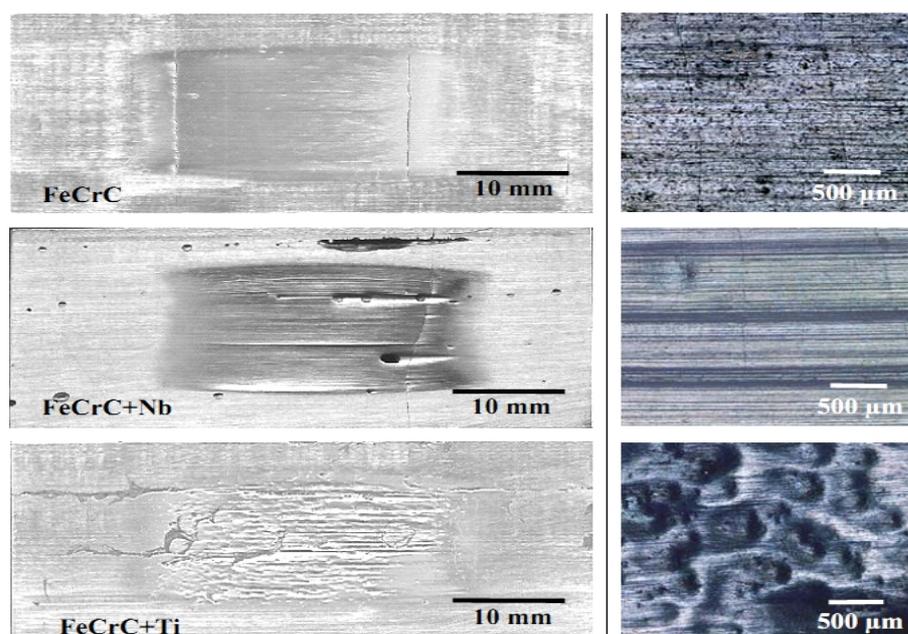


Figura 2.23: Trilhas desgastadas de revestimentos duros depositados por soldagem.
Fonte: LIMA e FERRARESI (2007).

A Figura 2.24 mostra os mecanismos de desgaste atuantes em ligas de Fe-Cr-C com percentual de Ti de (a) 0,18% e (b) 4,66%. Os autores verificaram o microsulcamento como mecanismo predominante, porém os sulcos são menores para percentuais de Ti maiores, apresentando maior resistência ao desgaste abrasivo devido a grande quantidade de carbonetos ricos em Ti distribuídos uniformemente pela matriz, (CORONADO *et al.*, 2009).

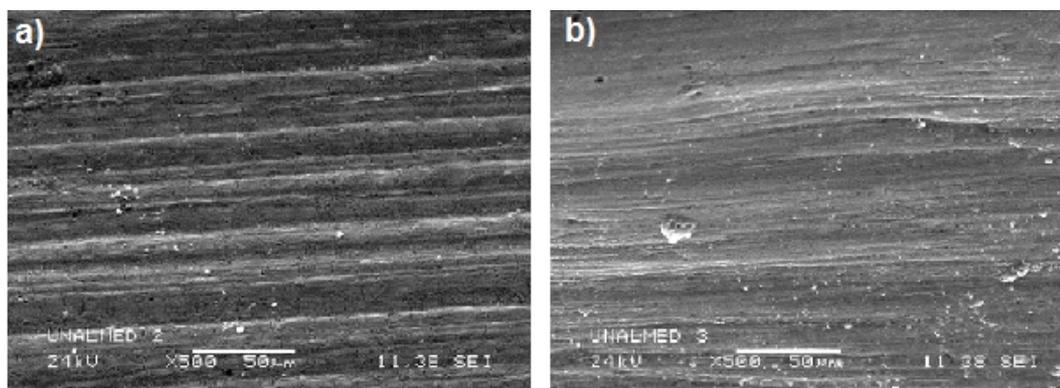


Figura 2.24: Trilhas de desgaste da superfície desgastada para (a) revestimento com baixo teor de Ti e (b) com teor de Ti mais elevado.

Fonte: Adaptado de CORONADO *et al.* (2009).

Os experimentos de BUCHELY *et al.* (2005) também utilizaram Abrasômetro Roda de Borracha para caracterizar seus revestimentos depositados por eletrodos revestidos com eletrodos ricos em Cromo, Tungstênio e carbonetos complexos. Verificaram uma diminuição da perda de massa com o aumento do número de camadas de revestimentos para os eletrodos rico em Cr e carbonetos complexos. Foram observadas trincas no depósitos em segunda camada para os eletrodos ricos em Cr como visto na Figura 2.25.

Um fator que deve se considerar para diferenciar a severidade do desgaste é a relação de dureza entre a matriz e o abrasivo H/H_a , considerando-se o sistema de classificação proposto por GATES (1998) a abrasão grave ocorrerá quando o parâmetro H/H_a for menor do que 0,8 possibilitando que os abrasivos causem riscos na matriz e a abrasão moderada quando esse parâmetro for maior que este valor onde o abrasivo é suficientemente duro para riscar a matriz.

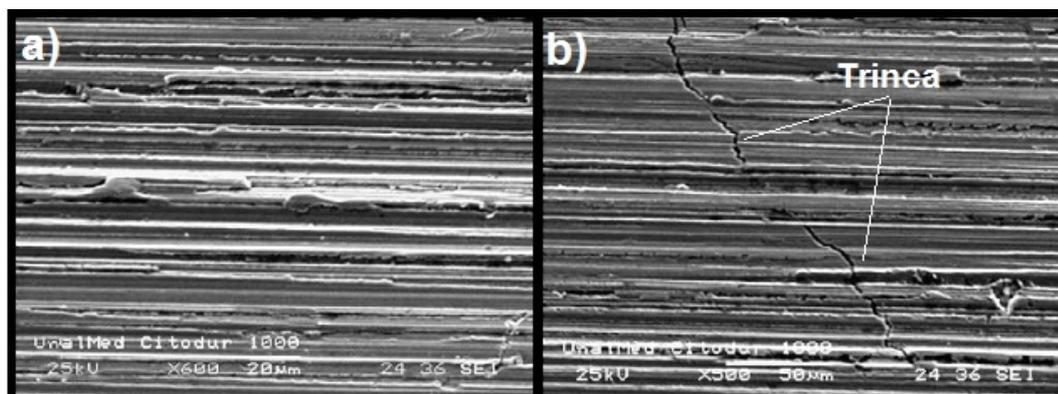


Figura 2.25: Microestrutura dos revestimentos desgastados por roda de borracha em (a) camada única e (b) duas camadas com presença de trincas.

Fonte: Adaptado de BUCHELY *et al.* (2005).

Ensaio realizado por PINTAÚDE *et al.* (2009) utilizando diferentes materiais para verificar as taxas e mecanismos de desgaste através de ensaio pino-sobre-disco. Foram produzidos testes selecionando parâmetros de modo a obter taxas de desgaste que corresponde a abrasão moderada e severa. Foi possível perceber mecanismo de microriscamento nos materiais que apresentaram relação H/H_a menor que 0,8, ou seja, abrasão severa. Outra consideração pode ser feita com relação a transição entre a abrasão moderada e severa são os valores de coeficiente de atrito, os valores de coeficiente de atrito acima de 0,5 apresentam abrasão severa e para valores menores, abrasão moderada.

O mecanismo de desgaste microriscamento depende muito do tipo de matriz e da fração volumétrica de carbonetos duros, ou seja, os efeitos do microriscamento é minimizado quando se testa materiais com considerável fração volumétrica de carbonetos duros e matriz mais resistente que dá suporte para os carbonetos.

Em trabalhos realizados por ALBERTIN e SINATORA (2001), foram avaliados os efeitos da fração volumétrica de carbonetos e da microestrutura no desgaste de esferas de ferro fundido testados em laboratório utilizando moinho de bolas. Nestes experimentos foram utilizados ferro fundido com variação nas frações volumétricas de carbonetos entre 13 a 41 % e realizado tratamentos térmicos com o objetivo de produzir matriz martensítica, perlítica e austenítica para avaliação da

resistência ao desgaste. Como abrasivo foram utilizados hematita, fosfato e quartzo durante os testes com moinho de bolas. Posteriormente foram extraídos corpos de prova no formato de pinos para realizar testes denominados pino-sobre-disco utilizando como abrasivo Alumina e Sílica. Foi possível verificar que as amostras com fração volumétrica de 30% apresentaram perdas de volume diferentes para as matrizes testadas, a martensita apresentou as menores perdas de volume para todos os abrasivos testados com o moinho de bolas.

Estes resultados mostram a importância da sustentação dos carbonetos por uma matriz mais resistente. A Figura 2.26 mostra um carboneto protegendo a superfície do ferro fundido contra o abrasivo, foi possível verificar que o carboneto apresentou sustentação suficiente para bloquear um abrasivo de quartzo.

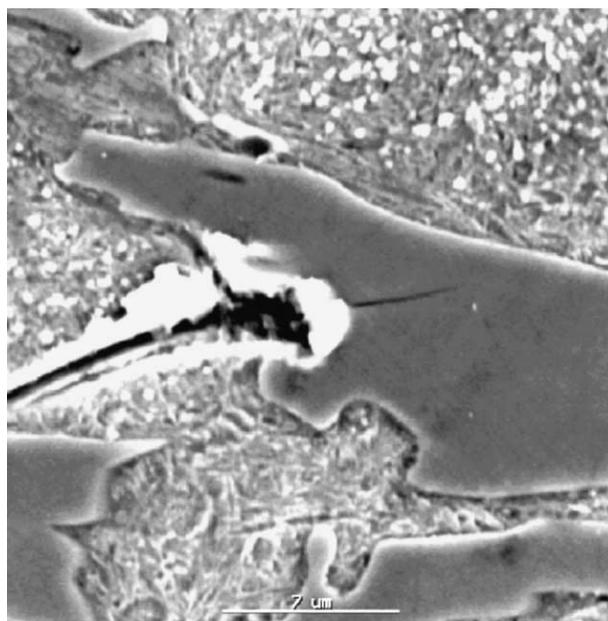


Figura 2.26: Riscos da partícula de quartzo na superfície polida de ferro fundido causando trinca em um carboneto.

Fonte: ALBERTIN e SINATORA, (2001).

Os autores também verificaram que o aumento na fração volumétrica melhorou a resistência ao desgaste para os abrasivos de hematite e rocha de fosfato, porém para o abrasivo de quartzo foi observado o efeito contrário. Este comportamento pode ser explicado através da dureza do abrasivo, que faz com que

a matriz seja desgastada reduzindo a sustentação do carboneto duro e causando a quebra dos carbonetos (ALBERTIN e SINATORA, 2001).

2.5.4 Ensaio de Desgaste por Abrasômetro “Roda de Borracha”

Para ensaio de abrasão a baixa tensão, o equipamento para teste mais utilizado é o Abrasômetro "Roda de Borracha", cujo procedimento é estabelecido pela norma ASTM G65. O funcionamento do Abrasômetro consiste em desgastar um corpo de prova padronizado com areia cujo tamanho de grão e composição são controlados. O abrasivo é introduzido entre o corpo de prova e um anel de borracha, de dureza especificada, provocando o desgaste (ASTM G65, 2001). A exigência do uso da areia normal brasileira como material de referência está estabelecida na norma ABNT NBR 7214 (ABNT 1982), o abrasivo deve ser produzido com controles específicos de materiais e processos.

Nesse equipamento, um motor de corrente contínua aciona o contra-corpo, que consiste de um disco metálico recoberto por um anel de borracha de dureza 60 Shore A. A amostra é fixada a um sistema que permite a aplicação de uma força normal à amostra, enquanto o fluxo de abrasivo escoar por gravidade através de um tubo até a interface de desgaste, permitindo somente a presença de abrasivo novo durante a realização do ensaio de desgaste.

A configuração deste sistema permite a aplicação de alta carga e utilização de um contra-corpo com baixa dureza, promove o deslizamento das partículas abrasivas na interface de desgaste. Os eventos resultantes da movimentação das partículas abrasivas apresentam um forte direcionamento de acordo com o movimento do contra-corpo (ASTM G65-00, 2001). O desgaste é quantificado via perda de massa pela pesagem dos corpos de prova antes e após o ensaio.

3 MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 Materiais

Como material do substrato foram utilizadas chapas de aço Carbono AISI 1020 com dimensões de 6,4 mm x 100 mm x 200 mm, para todas as deposições deste trabalho. O material usado no revestimento foi o arame tubular contendo em sua composição teores de C, Si, Mn, Cr, Mo e Ti, classificado pela Norma DIN 8555 como MF-6-GF-55-GP. A Tabela 3.1 representa a composição química nominal do arame autoprotégido para revestimento duro.

Tabela 3.1: Composição química nominal do arame-eletrodo.

Material	Composição Química (%)					
	C	Si	Mn	Cr	Mo	Ti
TiC	2,00	0,40	1,00	6,50	1,10	6,00

Fonte: ESAB, 2011.

A principal proteção gasosa foi produzida pela fusão do fluxo do arame autoprotégido. Para algumas condições foram utilizadas proteção gasosa secundária de CO₂ puro conforme certificado fornecido pelo fabricante disponível no Anexo A (certificado de conformidade do gás de proteção). Em todos os ensaios que utilizaram proteção gasosa de CO₂, foram aplicados com vazão de 30 l/min. A utilização do gás CO₂ como atmosfera de proteção para um arame autoprotégido foi verificar a influência do CO₂, quando ao percentual de Carbono no metal de solda. Este procedimento teve com o objetivo de proporcionar maior formação de carbonetos para melhorar a resistência ao desgaste abrasivo.

3.2 Equipamentos

3.2.1 Bancada de Deposição dos Cordões de Solda

A bancada de deposição dos cordões de solda é mostrada na Figura 3.1. Essa bancada consiste de uma fonte de soldagem multiprocesso, denominada INVERSAL 450, operando no modo convencional com controle de tensão. O equipamento para soldagem é composto pela fonte de soldagem, cabeçote alimentador de arame, cilindro de gás, regulador de pressão, mangueiras, tocha de soldagem, movimentador da tocha de soldagem, microcomputador e sistema de aquisição de dados de soldagem.

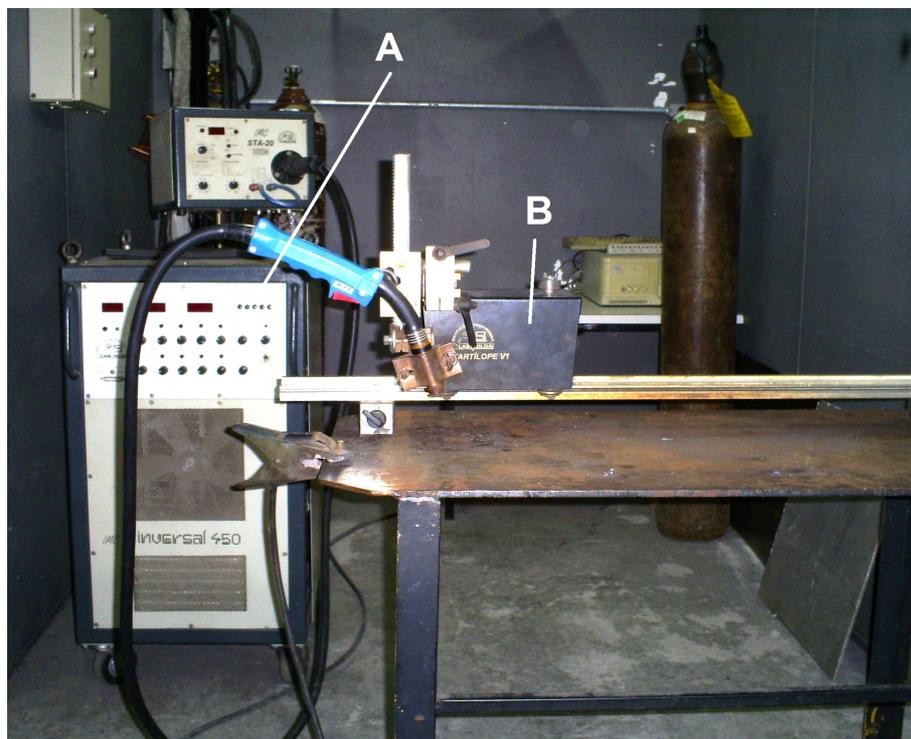


Figura 3.1: Bancada utilizada para deposição dos cordões e revestimentos: a) fonte de soldagem e b) movimentador da tocha.

Fonte: Laboratório da UTFPR.

Os cordões de solda foram realizados de forma automática utilizando um sistema de deslocamento automático da tocha de soldagem, denominado TARTÍLOPE V1. Composto por um dispositivo eletromecânico que segura a tocha pelo bocal podendo ser feito regulagens nos três eixos de movimentação. Este dispositivo é tracionado de forma constante por um trilho guia e uma cremalheira por onde é realizado o movimento. Esse equipamento permitiu manter o controle da velocidade de soldagem (mm/s), DBCP (mm) e a inclinação da tocha constantes para garantir a correta determinação das energias de soldagem aplicadas nos ensaios.

Para a aquisição dos dados de soldagem como corrente (I), tensão (V) e velocidade de alimentação (Valim) do arame foi utilizado o sistema de aquisição de sinais SAP – V 4.01, que opera com a fonte de soldagem adquirindo sinais do processo arame tubular. O sistema é composto por sensores para medir os sinais de corrente, tensão, velocidade de arame, vazão de gás de soldagem e por ser um software de aquisição destes sinais, necessita de um microcomputador como interface de trabalho.

3.2.2 Equipamento para Avaliação do Desgaste

O Abrasômetro "Roda de Borracha" utilizado para os ensaios de desgaste abrasivo construído nos laboratórios da Universidade Tecnológica Federal do Paraná, obedecendo a norma ASTM G65, pode ser visto através da Figura 3.2.

Este equipamento consiste em um reservatório de abrasivo (1), uma roda de borracha (2) e o porta amostra com dispositivo de medição das forças aplicadas (3). Seu funcionamento se dá, basicamente, com a aproximação e aplicação de uma carga na amostra contra a roda de borracha girando e gerando o atrito com o corpo de prova, nos entremeios ocorre a vazão do abrasivo gerando o desgaste.

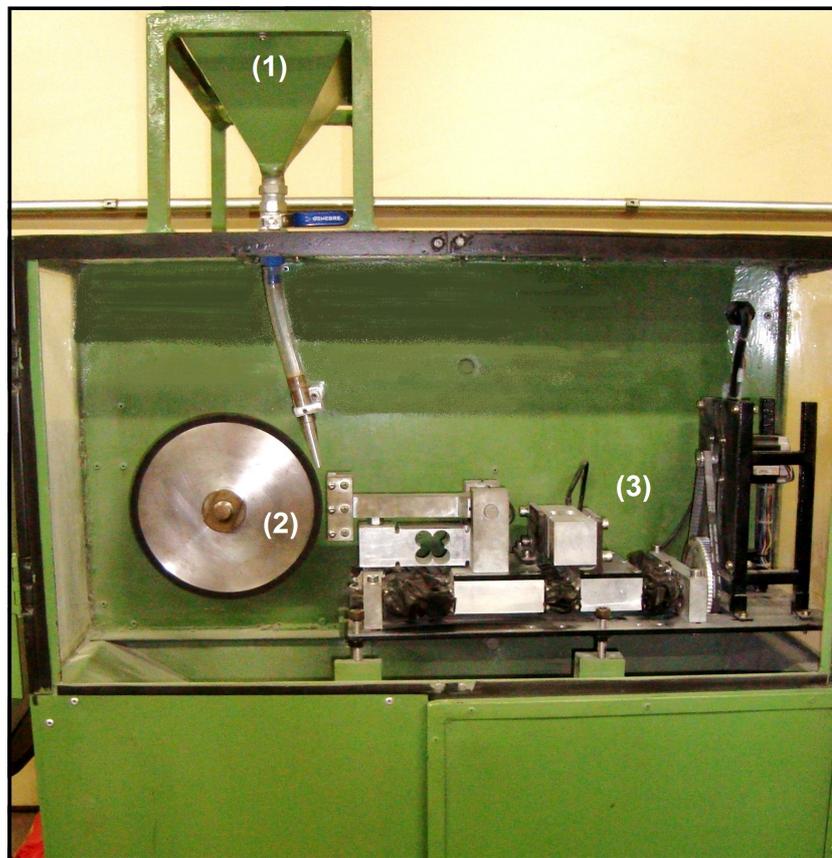


Figura 3.2: Abrasômetro "Roda de Borracha", projetado de acordo com a norma ASTM G65.
Fonte: Laboratório da UTFPR.

3.3 Procedimento Experimental

Este trabalho foi realizado em duas etapas:

- A primeira etapa consistiu na aplicação dos cordões de solda para a análise da morfologia, diluição e dureza.
- Na segunda etapa houve a aplicação de cordões sobrepostos para caracterizar as camadas de revestimentos no desgaste abrasivo.

3.3.1 Aplicação dos Cordões de Solda

Os cordões de solda foram depositados na superfície do substrato de uma borda até a outra de forma centralizada, como mostrado na Figura 3.3. Foi utilizado um gabarito para fixação das chapas de deposição dos cordões de solda com o objetivo de minimizar o efeito das tensões do material como o empenamento. Este gabarito, também, atuou como um dissipador de calor já que foram utilizadas chapas com baixa espessura.

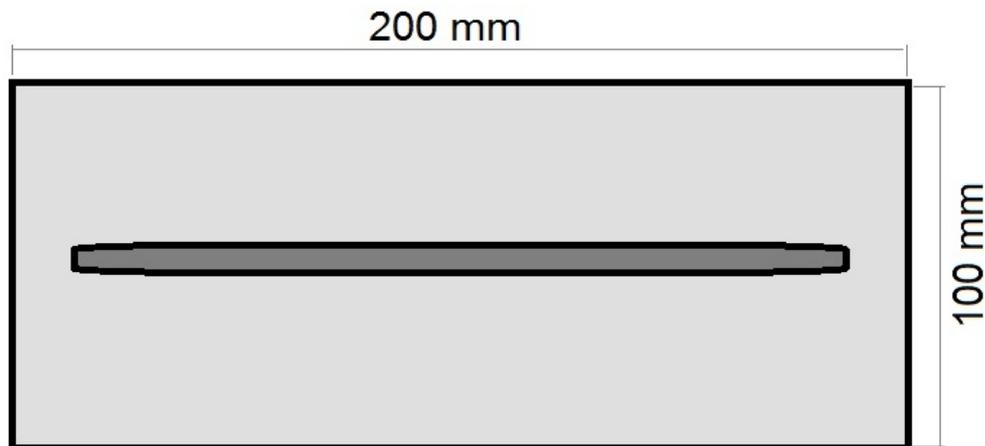


Figura 3.3: Esquema de deposição do cordão de solda.
Fonte: Do autor.

Foram pré-definidas a tensão e a variação da velocidade de alimentação do arame de modo a obter correntes na faixa indicada pelo fabricante do arame. Esses cordões foram depositados para determinar a dureza, a morfologia e diluição dos cordões em função da energia de soldagem e percentual de CO₂.

A identificação dos corpos de prova foram feitas de acordo com o exemplo a seguir:

XY

X = B - Baixa energia de soldagem; A – Alta energia de soldagem.

Y = S – Sem Dióxido de Carbono; C – Com Dióxido de Carbono.

A Tabela 3.2 mostra os valores utilizados dos parâmetros tensão, velocidade do arame e percentual de CO₂, conforme recomendação do fabricante do eletrodo e de maneira a obter a estabilidade do processo.

Além disso, os valores médios da corrente e energia de soldagem resultantes também podem ser vistos nessa tabela. A variação da corrente de soldagem para uma mesma condição (desvio padrão) foi obtida através da aquisição dos dados de todos os cordões depositados.

Tabela 3.2: Parâmetros utilizados para a deposição e identificação dos cordões de solda.

Corpos de prova	Variáveis			Gás [% CO ₂]	Energia de Soldagem [J/mm]
	Tensão [V]	V arame [mm/s]	Corrente [A]		
BS	25	50	163 (±3)	-	808 (±9,6)
AS	28	117	262 (±10)	-	1458 (±47,4)
BC	25	50	169 (±2)	100	840 (±7,4)
AC	28	117	269 (±6)	100	1509 (±40,7)

* Velocidade de soldagem de 5 mm/s.

Fonte: Do autor.

A velocidade de soldagem, a distância entre o bico de contato com a peça e o grau de inclinação da tocha de soldagem foram mantidos constantes em todas as deposições em (Vs) 5 mm/s, (DBCP) 20 mm e (°) 75° puxando, respectivamente.

3.3.2 Aplicação dos Revestimentos

Com o intuito de avaliar a perda de massa, dureza, percentual de Carbono, microestrutura dos revestimentos e mecanismos de desgaste, foram confeccionados corpos de prova a partir de parâmetros avaliados na aplicação dos cordões de solda descritos na Tabela 3.2.

As variáveis utilizadas foram energia de soldagem, percentual de CO₂ e número de camadas e foram realizadas três réplicas para cada condição. A Tabela 3.3 mostra a nomenclatura dos corpos de prova e as variáveis reproduzidas. A identificação foi feita de acordo com as variáveis aplicadas, por exemplo:

XYn

X =	B – Baixa energia de soldagem; A – Alta energia de soldagem.
Y =	S – Sem atmosfera gasosa; C – 100% Dióxido de Carbono.
n =	1 – Camada única; 2 – Duas camadas; 4 – Quatro camadas

Tabela 3.3: Nomenclatura dos corpos de prova dos revestimento.

Condição de Deposição (x3)	Energia	Atmosfera Gasosa	Nº de Camadas
AC1	Alta	com CO ₂	1 Camada
AC2	Alta	com CO ₂	2 Camadas
AC4	Alta	com CO ₂	4 Camadas
BC1	Baixa	com CO ₂	1 Camada
BC2	Baixa	com CO ₂	2 Camadas
BC4	Baixa	com CO ₂	4 Camadas
AS1	Alta	Sem Gás	1 Camada
AS2	Alta	Sem Gás	2 Camadas
AS4	Alta	Sem Gás	4 Camadas
BS1	Baixa	Sem Gás	1 Camada
BS2	Baixa	Sem Gás	2 Camadas
BS4	Baixa	Sem Gás	4 Camadas

Fonte: Do autor.

Os revestimentos foram formados pela deposição de cordões de solda sobrepostos lateralmente e no topo, para revestimentos com mais de uma camada, respeitando a temperatura ambiente para os próximos cordões de solda. A sobreposição lateral foi de aproximadamente 40%, sendo que o primeiro cordão da camada foi depositado próximo a borda da chapa e os outros cordões aplicados obedecendo uma das laterais do cordão anterior formando uma camada, conforme mostrado na Figura 3.4.

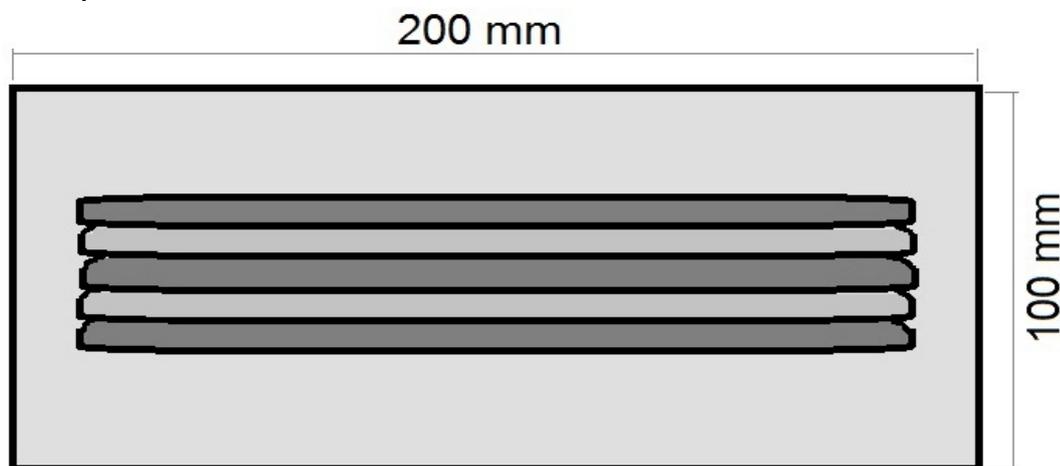


Figura 3.4: Representação esquemática da deposição dos revestimentos.
Fonte: Do autor.

Na formação dos revestimentos foram observadas a temperatura de interpasse para todos os cordões de solda, sendo todos os cordões depositados nas chapas com temperatura do ambiente.

Para corpos de prova com mais de uma camada, foram produzidas com a mesma configuração de uma camada, porém adicionando camadas na superfície da camada inferior, como mostrado na Figura 3.5. A condição de diferentes camadas depositadas teve como objetivo avaliar o efeito da diluição nos revestimentos.

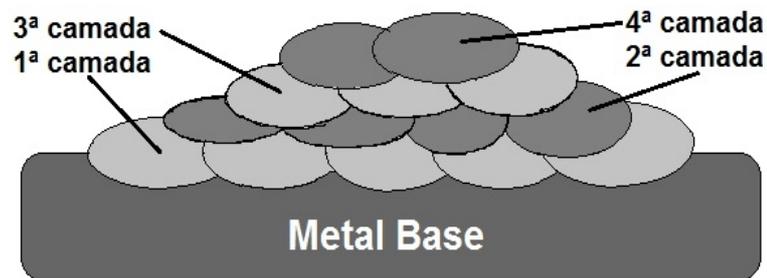


Figura 3.5: Representação esquemática da deposição das camadas de revestimentos.
Fonte: Do Autor.

3.3.3 Análise da Morfologia dos Cordões de Solda

A morfologia dos cordões de solda foi obtida por meio da seção transversal dos corpos de prova após preparação metalográfica.

As amostras foram retiradas da região central do cordão de solda através de cortadeira metalográfica modelo Strers Labotom, como mostrado na Figura 3.6. Posteriormente todas as amostras metalográficas foram embutidas em baquelite utilizando a embutidora Struers Predopress.

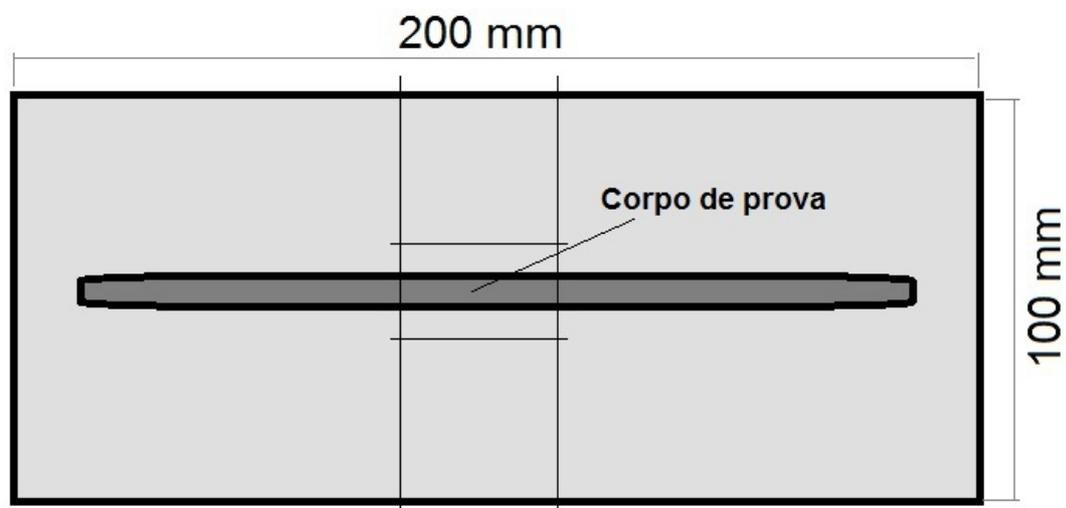


Figura 3.6: Esquema mostrando a região de retirada dos corpos de prova da seção transversal dos cordões de solda.
Fonte: Do autor.

A preparação metalográfica foi realizada com um equipamento automático de lixamento e polimento. Iniciando com um disco de lixamento de 70 μ m lubrificado com água, seguido de discos de polimento de 9 μ m, 3 μ m e 1 μ m utilizando diamante em suspensão com lubrificante.

A limpeza de todas as mostras foram realizadas em um equipamento de limpeza por ultrassom Struers 60T por 5 minutos em imersão de álcool 70% e posteriormente secas por jato de ar quente.

As amostras dos cordões de solda foram atacadas utilizando reagente Nital em solução de 10% molar durante 30 segundos, objetivando revelar a linha de fusão e possibilitando a medição da penetração, o reforço e a largura dos cordões de solda.

A Figura 3.7 mostra um esquema da morfologia de um cordão de solda apresentando largura (L), reforço (R), penetração (P) e áreas A e B.

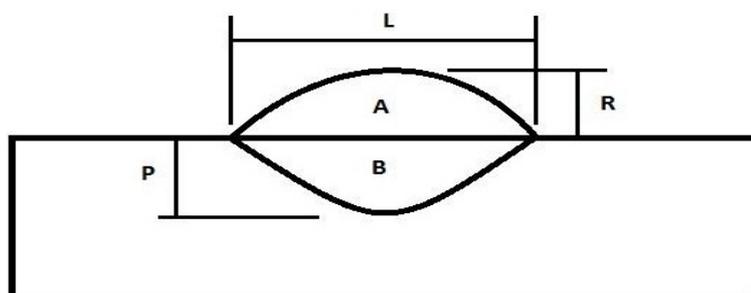


Figura 3.7: Esquema da morfologia do cordão apresentando largura (L), reforço (R), penetração (P) e áreas A e B.

Fonte: Do autor.

3.3.4 Análise da Diluição Dos Cordões de Solda

A medição da diluição foi efetuada através da análise de proporção das áreas de reforço “A” e penetração “B”, nas imagens das seções transversais dos

cordões. Neste caso foi feita a medição da área transversal de material fundido abaixo da linha horizontal do substrato, e encontrada a relação com a área transversal total do cordão solidificado. Com estas medições realizadas foi calculada a diluição da solda por meio da equação 3.1:

$$\text{Diluição} = \left[\frac{\text{área B}}{\text{áreas A + B}} \right] \times 100 \quad [\%] \quad \text{Eq. 3.1}$$

3.3.5 Análise da Dureza dos Cordões dos Revestimentos

Na avaliação da microdureza dos cordões de solda foram efetuadas cinco medições em pontos definidos da zona fundida na sessão transversal de cada amostra de cordão. Para isso foi utilizado um microdurômetro Shimadzu HVM-2 no padrão de dureza HV 0,5 (carga nominal de 4,903N) com tempo de aplicação de 10 segundos. As medições de dureza foram realizadas conforme o esquema da Figura 3.8.

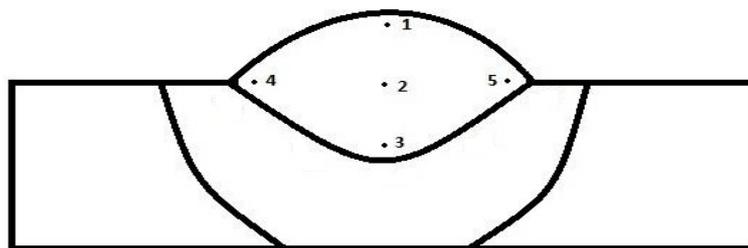


Figura 3.8: Representação esquemática das indentações da microdureza na Zona Fundida.
Fonte: Do autor.

Nos revestimentos foram efetuadas seis medições de dureza em pontos definidos da superfície dos revestimentos após a preparação para o ensaio de desgaste.

Utilizou-se o equipamento EMCO – TEST M4C 025 G3M no padrão de dureza HV 30 (carga nominal de 294,30 N) com tempo de 10 segundos, foram convertidas para HRc para todos os corpos de prova. As medições de dureza foram realizadas conforme o esquema da Figura 3.9.

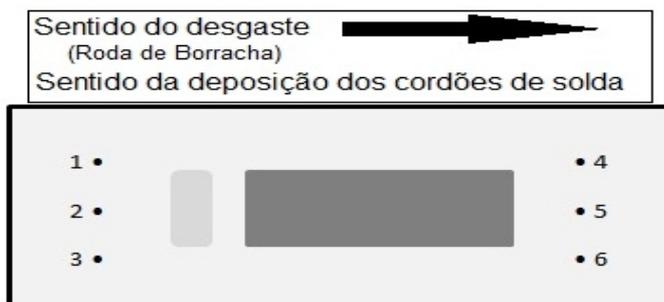


Figura 3.9: Esquema de posição das medições de Dureza dos revestimentos.
Fonte: Do autor.

3.3.6 Análise do Teor de Carbono dos Revestimentos

Foram analisados o percentual de Carbono de todas as condições de deposição dos revestimentos, além de verificar o percentual de Carbono dos arames depositados “como soldado”.

A confirmação da composição química quantitativa de Carbono, foi utilizado o equipamento analisador por combustão de Carbono/Enxofre, marca Horiba modelo EMIA – 1200. Foram medidos dois pontos para cada amostra a fim de se obter uma média da concentração de Carbono do material. Para verificar a composição do arame “como soldado”, foram depositadas com alta energia de soldagem e sem gás de proteção, seis camadas de revestimentos para garantir uma superfície sem a influência do metal base. Para verificar o teor de Carbono dos revestimentos foi retirado material da parte superior da ultima camada do revestimento.

3.3.7 Análise da Perda de Massa nos Revestimentos

Para avaliação da resistência ao desgaste abrasivo, caracterizado pela perda de massa, foram realizados testes de resistência à abrasão a baixa tensão pelo método Abrasômetro "Roda de Borracha" instrumentado de acordo com a norma ASTM G65 – Procedimento "B", para cada amostra produzida.

Os corpos de prova para análise do desgaste foram retirados da região central dos revestimentos como mostrado na Figura 3.10, por meio de um dispositivo de corte com disco abrasivo refrigerado, com as dimensões padronizadas de 76 mm x 25 mm. A espessura do revestimento variou conforme a quantidade de camadas. As faces foram fresadas e retificadas para obter as dimensões desejadas.

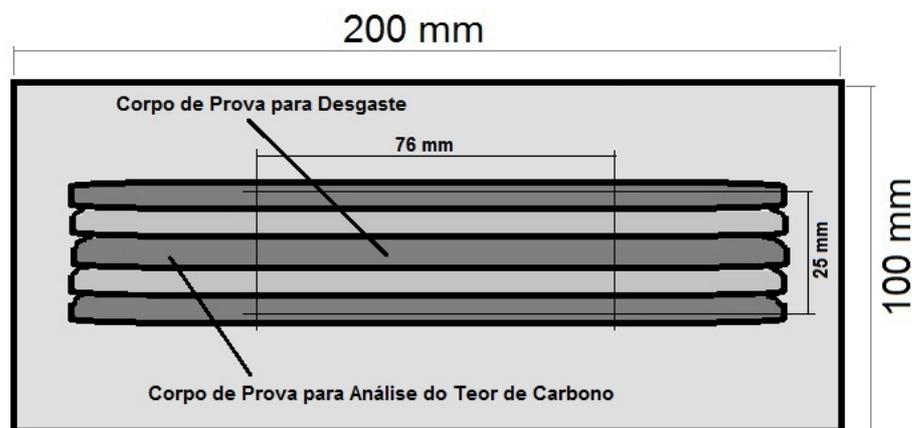


Figura 3.10: Esquema de preparação dos corpos de prova para caracterização dos revestimentos.

Fonte: Do autor.

Foi utilizado como abrasivo para os ensaios de desgaste no Abrasômetro "Roda de Borracha", areia normal brasileira com granulometria fina (#100) conforme a norma ASTM G65 (ASTM G65, 2001). Os ensaios foram realizados a seco e em temperatura ambiente. Os parâmetros de ensaio foram fixados 2.000 revoluções com rotação mantida de 200 RPM, aplicando carga normal de 130 N, conforme o

procedimento “B” da norma. O tempo para cada ensaio teve duração de 10 minutos. Aferição do equipamento foi feito de acordo com as instruções da norma ASTM G65.

Antes e após os ensaios, os corpos de prova foram limpos por ultrassom durante 5 minutos, e pesados utilizando uma balança analítica com precisão de 0,1mg. Utilizando este equipamento Abrasômetro “Roda de Borracha” foi possível obter resultados de perda de massa (P_m), determinada pela variação entre a massa inicial ($M_{inicial}$) e final (M_{final}), como definida a seguir:

$$P_m [g] = M_{inicial} - M_{final} \quad \text{Eq. 3.2}$$

Porém como a roda de borracha sofreu desgaste devido aos ensaios, a norma ASTM G65 sugere um ajuste do diâmetro da roda nos cálculos de perda de massa levando em consideração o diâmetro inicial ($\Phi_{inicial} = 228,6\text{mm}$) antes de qualquer ensaio e final (Φ_{final}) após cada ensaio. O cálculo do ajuste é dado pela seguinte equação 3.3:

$$P_{mc} [g] = P_m \times \frac{\Phi_{inicial}}{\Phi_{final}} \quad \text{Eq. 3.3}$$

3.3.8 Análise da Microestrutura dos Revestimentos

Para a caracterização da microestrutura dos revestimentos foram extraídas amostras dos corpos de prova para obter a fração volumétrica dos microconstituintes. A preparação metalográfica foi realizada com o equipamento automático de lixamento e polimento da mesma forma que os cordões de solda foram preparados para a análise da morfologia. Estas amostras foram atacadas com reagente Vilella para revelar os constituintes presentes.

Para obter a média da fração volumétrica dos constituintes, foram analisadas dez imagens da seção transversal a 0,2 mm da superfície dos revestimentos de modo a simular a região desgastada pela roda de borracha, como mostrado na Figura 3.11. As imagens foram feitas através de microscopia ótica utilizando microscópio ótico NEOPHOT 32 com aumento de 1000 vezes, e analisadas através do software “*Image-Pro Plus*” por medidas e contagem de objetos. Para a determinação dos constituintes, foram analisadas as diferentes regiões através de microscopia eletrônica de varredura (MEV) equipado com Espectroscopia de Energia Dispersiva (EDS), onde foi possível obter quantitativamente a caracterização química na microestrutura das amostras.



Figura 3.11: Representação esquemática do perfil das imagens da microestrutura.
Fonte: Do autor.

3.3.9 Análise dos Mecanismos de Desgaste

Para a caracterização dos mecanismos de desgaste atuantes nos revestimentos, foram retiradas amostras dos corpos de prova de revestimentos submetidos ao ensaio de perda de massa. Estas amostras também foram polidas atacadas com reagente Vilella, depois foram levadas novamente ao equipamento Abrasômetro “Roda de Borracha”, submetidas a carga de 130 N e uma única revolução da roda com fluxo de areia, com o objetivo de promover algum desgaste. Posteriormente foram levados ao microscópio eletrônica de varredura (MEV) para a identificação dos mecanismos de desgaste atuantes.

4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Os ensaios realizados com os cordões de solda serviram para determinar a influência da energia de soldagem e atmosfera gasosa na morfologia, diluição e dureza. Os cordões de solda foram depositados de acordo com as condições descritas no Capítulo 3.

4.1 Morfologia dos Cordões de Solda

A Figura 4.1 mostra a seção transversal dos cordões de solda depositados variando a energia de soldagem e atmosfera gasosa de CO₂.

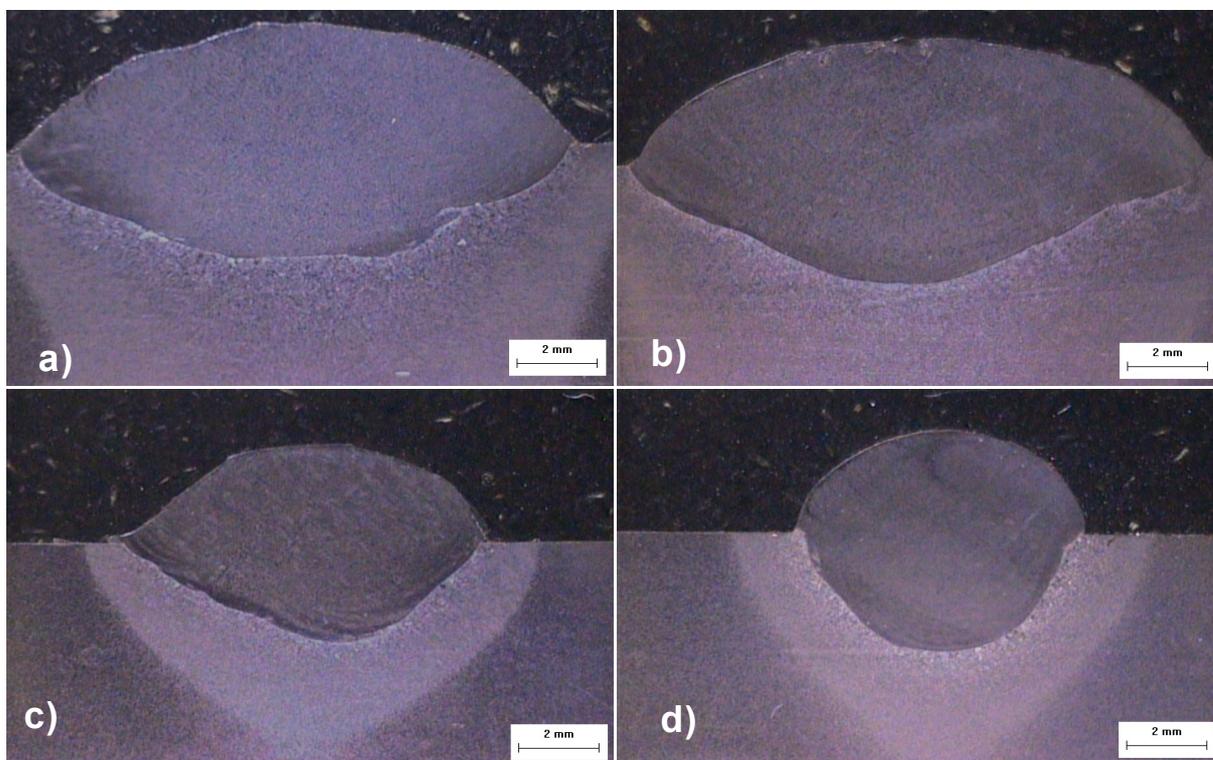


Figura 4.1: Seção transversal dos cordões de solda.

a) alta energia com CO₂, b) alta energia sem CO₂, c) baixa energia com CO₂ e d) baixa energia sem CO₂.

Fonte: Do autor.

Na Tabela 4.1 tem-se os valores de largura (L), reforço (R), penetração (P) dos cordões de solda depositados variando a energia de soldagem e atmosfera de CO₂ mostrados na Figura 4.1.

Tabela 4.1: Valores de morfologia dos cordões de solda.

CP's	Morfologia		
	L (mm)	R (mm)	P (mm)
BS	7,2	2,7	3,2
AS	14,4	3,3	3,2
BC	9,1	2,6	2,7
AC	13,9	3,3	3,0

Fonte: Do autor.

Da análise da Figura 4.1 e Tabela 4.1 verifica-se que a energia de soldagem influenciou mais significativamente a largura dos cordões de solda. Nota-se que a largura dos cordões depositados com alta energia de soldagem (AS) foi de até o dobro daqueles depositados com baixa energia (BS), no caso da não utilização de gás de proteção CO₂, e de 50% maiores para a deposição com alta energia (AC) em relação às deposições com baixa energia (BC), para deposições com proteção gasosa de CO₂.

O reforço dos cordões também foi influenciado pela energia de soldagem, porém de forma menos intensa. Houve aumento de aproximadamente 20% no reforço do cordão para deposição com alta energia em relação às deposições com baixa energia. Esse comportamento foi semelhante tanto para deposição com gás de proteção como sem proteção gasosa de CO₂.

Por outro lado, a energia de soldagem não influenciou significativamente a penetração, pois os valores medidos foram semelhantes para cordões depositados com alta (AS) e baixa (BS) energia de soldagem e sem gás de proteção adicional.

Além disso, o aumento da penetração foi de apenas 0,3 mm com o aumento da energia (AC – BC) nos cordões depositados com gás de proteção CO₂.

Da mesma maneira, a análise da influência do gás de proteção na largura, reforço e penetração permite dizer que, para as vazões e composições utilizadas, não foi significativa. A maior variação ocorreu na largura dos cordões depositados com baixa energia. Os cordões depositados com gás de proteção (BC) apresentaram valores 26% superiores àqueles depositados sem gás de proteção (BS).

Dessa maneira os resultados corroboram dados encontrados na literatura, os quais descrevem o aumento da largura do cordão de solda está associado com o aumento da tensão de soldagem assim como o reforço, porém com menos intensidade (KANNAN; MURUGAN, 2006). Por outro lado a penetração é mais influenciada pela corrente de soldagem, como observada por MOHAMAT *et al.* (2012), porém neste trabalho não houve variação significativa da penetração do cordão de solda com o aumento da corrente de soldagem.

4.2 Diluição dos Cordões de Solda

A Tabela 4.2 apresenta os valores das áreas de penetração e de reforço dos cordões de solda e a diluição resultante.

Tabela 4.2: Valores de percentual de diluição dos cordões de solda.

CP's	Áreas		% Diluição
	A (mm ²)	B (mm ²)	
BS	15,2	16,0	51,3
AS	35,7	29,3	45,1
BC	16,5	14,7	47,1
AC	32,7	29,8	47,7

Fonte: Do autor.

Pelos resultados apresentados na Tabela 4.2 verifica-se que a energia de soldagem influenciou mais significativamente no caso dos cordões depositados sem adição de CO₂. Nota-se que a diluição dos cordões depositados com baixa energia de soldagem (BS) foi de aproximadamente 6,2% maior do que aqueles depositados com alta energia (AS) no caso da não utilização de gás de proteção, e com variação, de apenas 0,6%, com o aumento da energia (AC > BC) nos cordões depositados com gás de proteção CO₂.

Verificando a influência do gás de proteção CO₂ no percentual de diluição permite-se dizer que houve comportamentos diferentes com relação às energias utilizadas. Os cordões depositados com baixa energia de soldagem (BS) apresentaram valores 4,2% inferiores com a adição do gás de proteção (BC). Já para os cordões depositados com alta energia de soldagem (AS), apresentaram valores 2,6% superiores àqueles depositados com CO₂ (AC).

A variação nos valores da morfologia refletem na diluição dos cordões de solda. Percebeu-se que, para as amostras depositadas sem gás de proteção CO₂, a energia de soldagem afeta os valores de largura e com menor intensidade o reforço do cordão de solda resultando na redução da diluição. E com a adição do gás de proteção percebeu-se um pequeno aumento da diluição através do aumento da energia de soldagem, esse comportamento pode estar associado a redução da penetração para os mesmos valores da largura e do reforço do cordão.

4.3 Dureza dos Cordões de Solda

A Tabela 4.3 apresenta os valores de microdureza Vickers HV e a transformação dos valores em dureza HRc na zona fundida para as condições de deposição dos cordões de solda. E também pode ser visto o desvio padrão dos valores de dureza para todas as condições de deposição dos cordões de solda.

Tabela 4.3: Valores de dureza da zona fundida na seção transversal dos cordões de solda.

CP's	Dureza HV _{0,5}	Dureza HRc
BS	711 (± 41)	60,5 (± 1,7)
AS	765 (± 19)	62,7 (± 0,7)
BC	778 (± 19)	63,0 (± 0,7)
AC	731 (± 34)	61,4 (± 1,3)

Fonte: Do autor.

Verifica-se que a dureza dos cordões apresentou diferentes comportamentos com relação a avaliação da energia de soldagem. É possível perceber que a dureza aumentou aproximadamente 7% com o aumento da energia de soldagem sem CO₂ (BS - AS), porém com a deposição utilizando CO₂ (BC - AC) o aumento da energia de soldagem ocasionou uma redução em torno de 6% na dureza.

Também foram encontrados comportamentos diferentes entre as amostras variando o gás de proteção na dureza dos cordões de solda. Para as amostras depositadas com baixa energia de soldagem verificou-se um aumento de 8,6% na dureza com a adição do gás de proteção CO₂ (BS – BC) e as amostras depositadas com alta energia de soldagem verificou-se que os valores de dureza são iguais considerando o desvio padrão entre as amostras “AS” e “AC”.

4.4 Percentual de Carbono dos Revestimentos

Na Tabela 4.4 pode ser visto o percentual de Carbono dos revestimentos depositados com todas as condições de soldagem e o desvio padrão (Dp). Além disso, tem-se também os percentuais de Carbono do arame “como depositado”.

É possível perceber que não houve acréscimo de Carbono na composição dos revestimentos comparado ao arame como depositado, porém nota-se que há condições que apresentaram menor perda de Carbono. Então, pode-se

considerar que em nenhuma condição de aplicação de revestimento houve “acréscimo” de Carbono provido do gás aplicado, mas apenas menor perda de Carbono.

Na apresentação dos resultados a seguir foram realizados a comparação entre as condições de soldagem utilizando o termo “menor perda” de Carbono do percentual de Carbono para realizar a comparação.

Tabela 4.4: Percentual de Carbono dos arames e das amostras dos revestimentos.

Cp	Análise Química	
	Média % Carbono	Dp
Arames	1,57 – 1,80	0,01
AC1	1,26	0,01
AC2	1,40	0,02
AC4	1,52	0,01
AS1	1,22	0,01
AS2	1,48	0,02
AS4	1,38	0,02
BC1	1,13	0,01
BC2	1,37	0,01
BC4	1,48	0,00
BS1	1,11	0,00
BS2	1,43	0,01
BS4	1,51	0,01

Fonte: Do autor.

4.4.1 Efeito da Energia de Soldagem

A Figura 4.2 (a) e (b) mostra os valores percentuais de Carbono em função da energia de soldagem para diferentes números de camadas e com (a) e sem (b) gás de proteção CO₂.

Analisando os resultados verifica-se que a energia de soldagem influenciou no percentual de Carbono em todas as condições de deposição dos revestimentos. De uma forma geral, o aumento da energia de soldagem proporcionou menor perda de Carbono para todas as condições com exceção das amostras depositadas em quatro camadas sem adição de gás de proteção (BS4 e AS4).

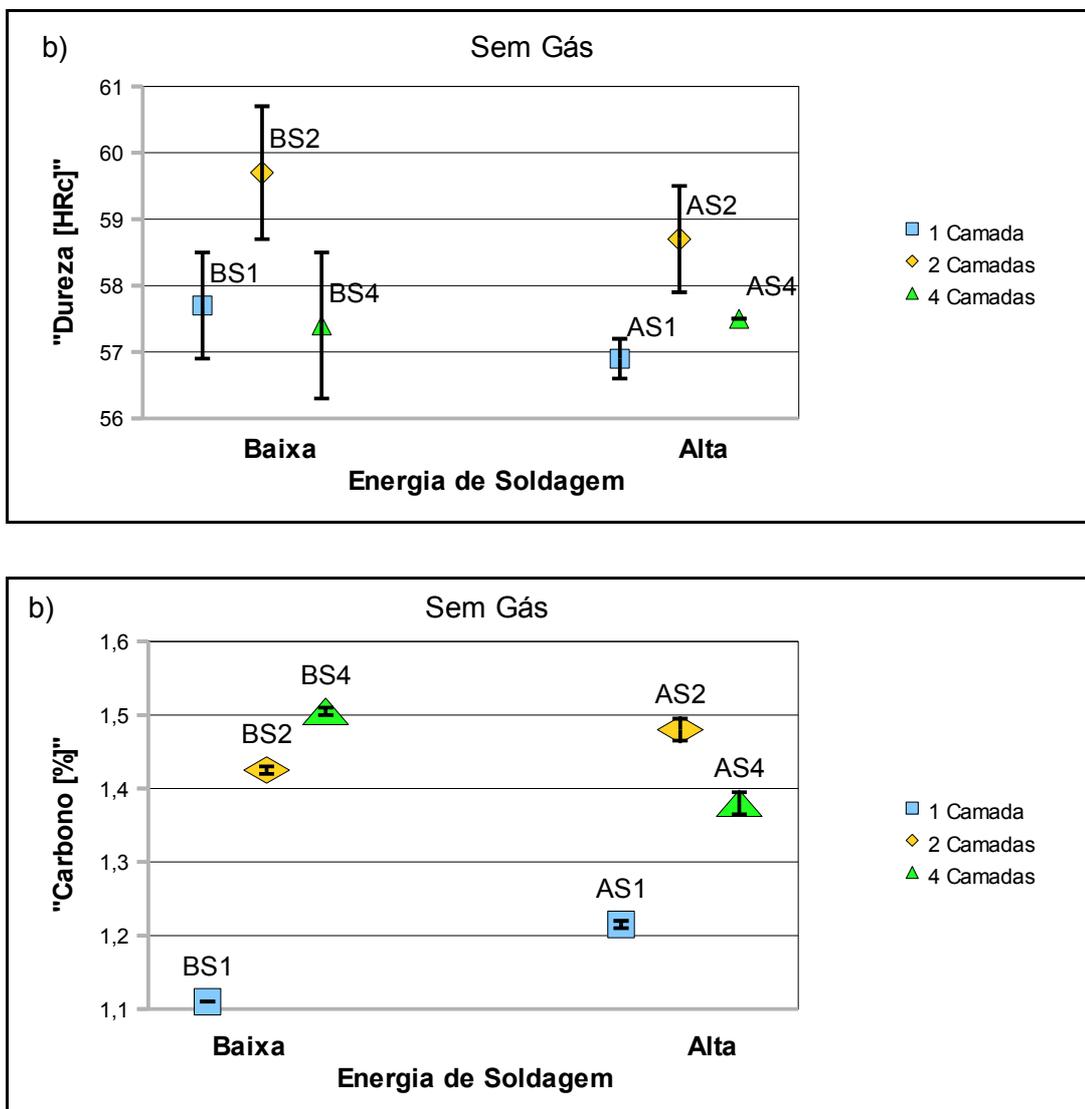


Figura 4.2: Percentual de Carbono em função da energia de soldagem para revestimentos com uma, duas e quatro camadas. a) com gás de proteção e b) sem gás de proteção. Fonte: Do autor.

Nota-se que as maiores variações de percentual de Carbono foram encontradas nas amostras depositadas em camada única. Por exemplo, o aumento da energia de soldagem influenciou no aumento de 0,13% de Carbono com a adição de proteção gasosa (Figura 4.2 “a” para as amostras BC1 e AC1) e de 0,11% de Carbono sem proteção gasosa (Figura 4.2 “b” para as amostras BS1 e AS1), ambas em camada única.

Entretanto as outras amostras variaram em torno de 0,05% para duas e quatro camadas de revestimento. Com relação a exceção, o aumento da energia de soldagem resultou em uma redução de 0,13% de Carbono nas amostras depositadas com quatro camada sem gás de proteção (BS4 > AS4).

Em resumo, as amostras depositadas com maior energia de soldagem apresentaram menor perda de Carbono nos revestimentos depositados com e sem gás de proteção e também com qualquer número de camadas, salvo a exceção.

4.4.2 Efeito do gás de Proteção

A Figura 4.3 mostra os valores percentuais de Carbono em função do percentual de CO₂ para uma (a), duas (b) e quatro (c) camadas de revestimento e diferentes energias de soldagem.

Verifica-se que a adição da atmosfera gasosa de CO₂ apresentou maior influência no percentual de Carbono entre as amostras depositadas com alta energia de soldagem em quarta camada, ou seja, apresentou uma diferença de 0,14% de Carbono com a adição de proteção gasosa (AC4) em relação a sem proteção gasosa de CO₂ (AS4). Com relação aos demais resultados, a perda de Carbono foi menor nos revestimentos depositados com alta energia de soldagem. Foram observados menor perda de Carbono em torno de 0,04% com a adição da proteção gasosa de CO₂ em camada única (AC1>AS1) e menor perda de Carbono em torno de 0,08% sem a adição de proteção gasosa de CO₂ nos revestimentos depositados com duas camadas (AS2>AC2).

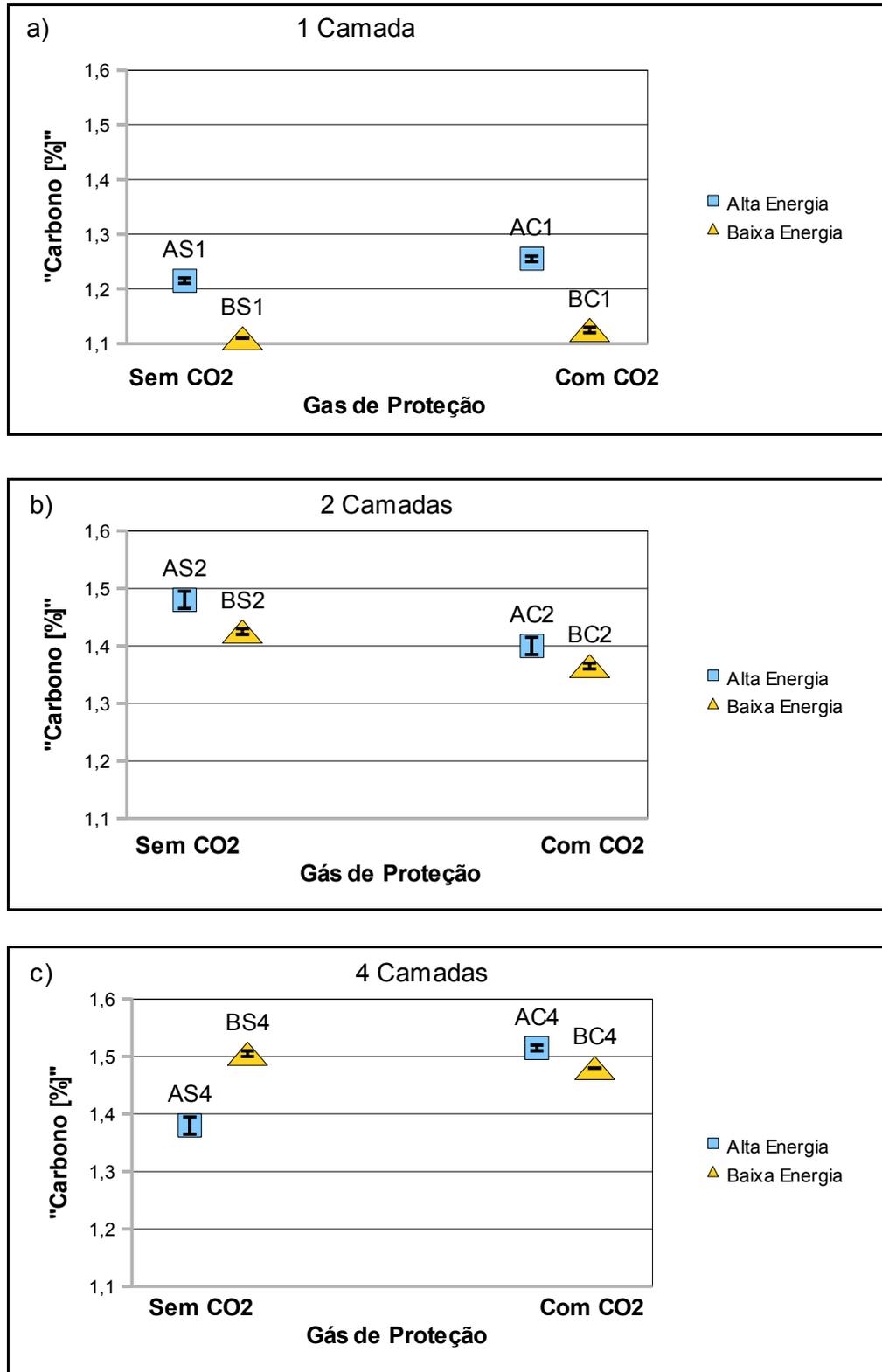


Figura 4.3: Percentual de Carbono em função da atmosfera gasosa de CO₂ para revestimentos com alta e baixa energia de soldagem. a) com uma, b) duas e c) quatro camadas.

Fonte: Do autor.

Entretanto para os revestimentos depositados com baixa energia de soldagem, houve menor perda de Carbono com a adição da proteção gasosa somente em camada única (BC1>BS1), com uma diferença mínima de 0,02% de Carbono. Porém, o gás de proteção atuou de forma contrária no percentual de Carbono dos revestimentos depositados com duas e quatro camadas em baixa energia de soldagem.

Em outras palavras houve menor perda de Carbono sem a proteção gasosa de CO₂ nas condições de baixa energia com duas (BS2>BC2) e quatro (BS4>BC4) camadas, com diferença de 0,06% para a segunda camada e 0,03% de Carbono para a quarta camada, essa menor perda de Carbono foi percebido nos trabalhos de CARDOSO *et al.* (2003).

Então, com uma camada de revestimento houve menor perda de Carbono com gás de proteção, já com duas e quatro camadas houve menor perda sem gás de proteção exceto para as condições AC4/AS4.

4.4.3 Efeito do Número de Camadas

A Figura 4.4 mostra os valores de percentual de Carbono em função da quantidade de camadas em alta (a) e baixa (b) energia de soldagem e gás CO₂. Analisando os resultados pode-se dizer que a quantidade de camadas de revestimentos tem grande influência na composição química do material com relação ao percentual de Carbono, pois um aumento do número de camadas minimizou a perda de Carbono dos revestimentos devido ao efeito da diluição, onde a partir da segunda camada tem-se materiais mais próximos ao arame.

Foi observado um comportamento padrão entre as todas as amostras depositadas com uma e duas camadas de revestimentos, onde o maior número de camadas apresentou menor perda de carbono. A diferença mais significativa pode ser observada entre as amostras depositadas em baixa energia de soldagem e sem

adição de atmosfera gasosa, com uma redução de 0,32% de Carbono para a primeira camada (BS1) com relação a segunda camada (BS2) de revestimento.

De uma forma menos intensa, houve também uma perda de Carbono de 0,26% das amostras de uma camada (AS1) com relação as amostras depositadas com duas camadas (AS2) sem gás de proteção e alta energia de soldagem, e perda de Carbono de 0,24% nas amostras depositadas com baixa energia de soldagem e com proteção gasosa variando a quantidade de camadas (BC2 > BC1).

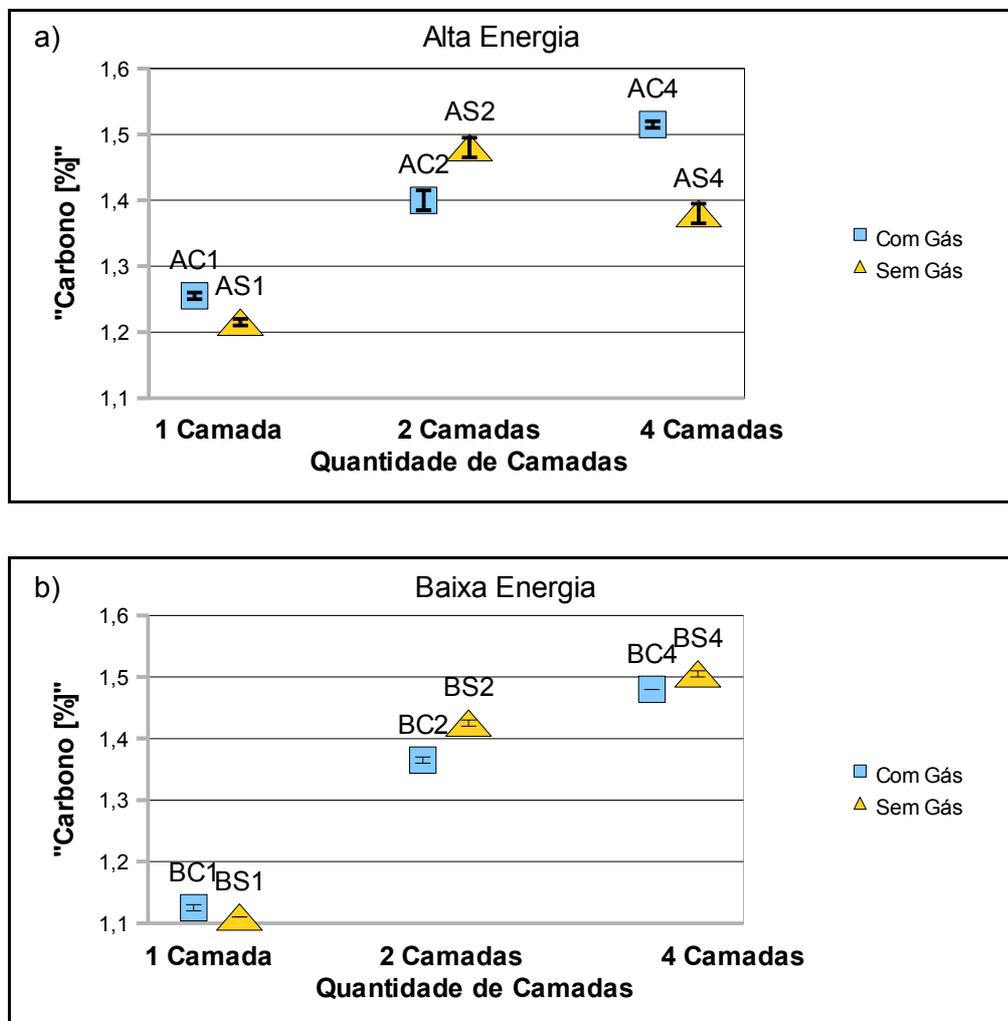


Figura 4.4: Percentual de Carbono em função do número de camadas para revestimentos com e sem atmosfera gasosa. a) com alta e b) baixa energia de soldagem.

Fonte: Do autor.

Com esse comportamento percebeu-se um efeito significativo do número de camadas no percentual de Carbono devido ao maior efeito da diluição do metal de base nas primeiras camadas do revestimento. Como o material diluído, da primeira camada, apresenta características do material do revestimento e do metal de base, é de se esperar que ocorra um equilíbrio nos valores de percentual de Carbono pela diluição nas próximas camadas. Os valores de perda de Carbono da segunda e da quarta camada ocorrem em torno de 0,08 a 0,12% de Carbono para todas as condições de energia e atmosfera.

Então é possível verificar que há tendência de equilíbrio com o aumento do número de camadas. Isso pode ser explicado devido ao fato de que a interação do metal de base causada pela diluição é maior nas primeiras camadas, então a perda de carbono é maior em camada única comparada com as outras camadas. Porém observa-se que há uma exceção nas mostras depositadas com alta energia sem proteção gasosa entre duas (AS2) e quatro (AS4) camadas de revestimentos.

4.5 Dureza dos Revestimentos

A Tabela 4.5 apresenta os resultados médios de Dureza Hrc e desvio padrão (Dp) na superfície dos revestimentos para as amostras depositadas variando as condições de energia de soldagem, gás de proteção e quantidade de camadas de revestimentos.

Conforme os dados informados no catalogo do eletrodo fornecido pelo fabricante, a dureza obtida em terceira camada seria de 53 HRc “como soldado”. Porém a menor dureza encontrada nestes experimentos foi de aproximadamente 56,8 HRc e a maior dureza foi 59,6 HRc.

A dureza depende de vários fatores como velocidade de resfriamento, temperatura entre passes, pré-aquecimento entre outros. Então pode-se dizer que é possível obter uma faixa de valores diferentes de dureza para um mesmo material.

Entretanto, se comparar a dureza de um único cordão com o revestimento é possível perceber que a dureza diminui com o tratamento térmico realizado pelo cordão subsequente na formação do revestimento. A seguir faz-se uma análise quanto as variáveis utilizadas neste trabalho.

Tabela 4.5: Dureza média dos revestimentos.

Cp	Dureza HRc	
	Média Dureza HRc	Dp
AC1	56,8	0,6
AC2	58,7	0,3
AC4	58,3	0,6
AS1	56,9	0,3
AS2	58,7	0,8
AS4	57,5	0,0
BC1	57,0	0,2
BC2	59,0	1,6
BC4	57,3	1,2
BS1	57,7	0,8
BS2	59,7	1,0
BS4	57,4	1,1

Fonte: Do autor.

4.5.1 Efeito da Energia de Soldagem

A Figura 4.5 mostra os valores médios de Dureza HRc em função da energia de soldagem quanto ao número de camadas e atmosfera gasosa. É possível verificar que o aumento da energia de soldagem não apresentou influência significativa na dureza dos revestimentos.

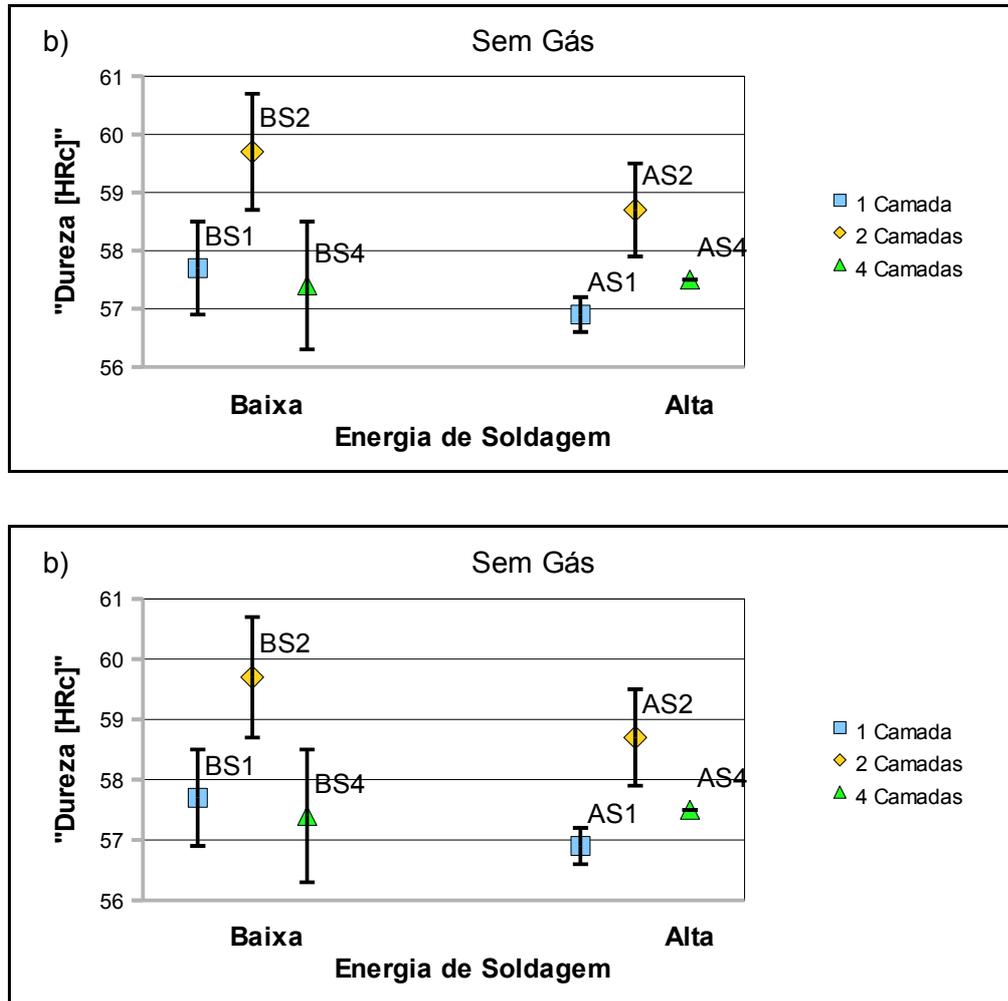


Figura 4.5: Dureza [HRc] em função da energia de soldagem para revestimentos com uma, duas e quatro camadas. a) com gás de proteção e b) sem gás de proteção. Fonte: Do autor.

4.5.2 Efeito do Gás de Proteção

A Figura 4.6 mostra os valores médios de Dureza HRc em função do gás de proteção para (a) uma, (b) duas e (c) quatro camadas e a energia de soldagem. Pode-se perceber que o gás de proteção também não influenciou na dureza dos revestimentos exceto quando depositado com alta energia na quarta camada (“AS4” e “AC4”), neste caso apresentou-se uma pequeno aumento na dureza com aplicação de CO₂, de 0,8 HRc.

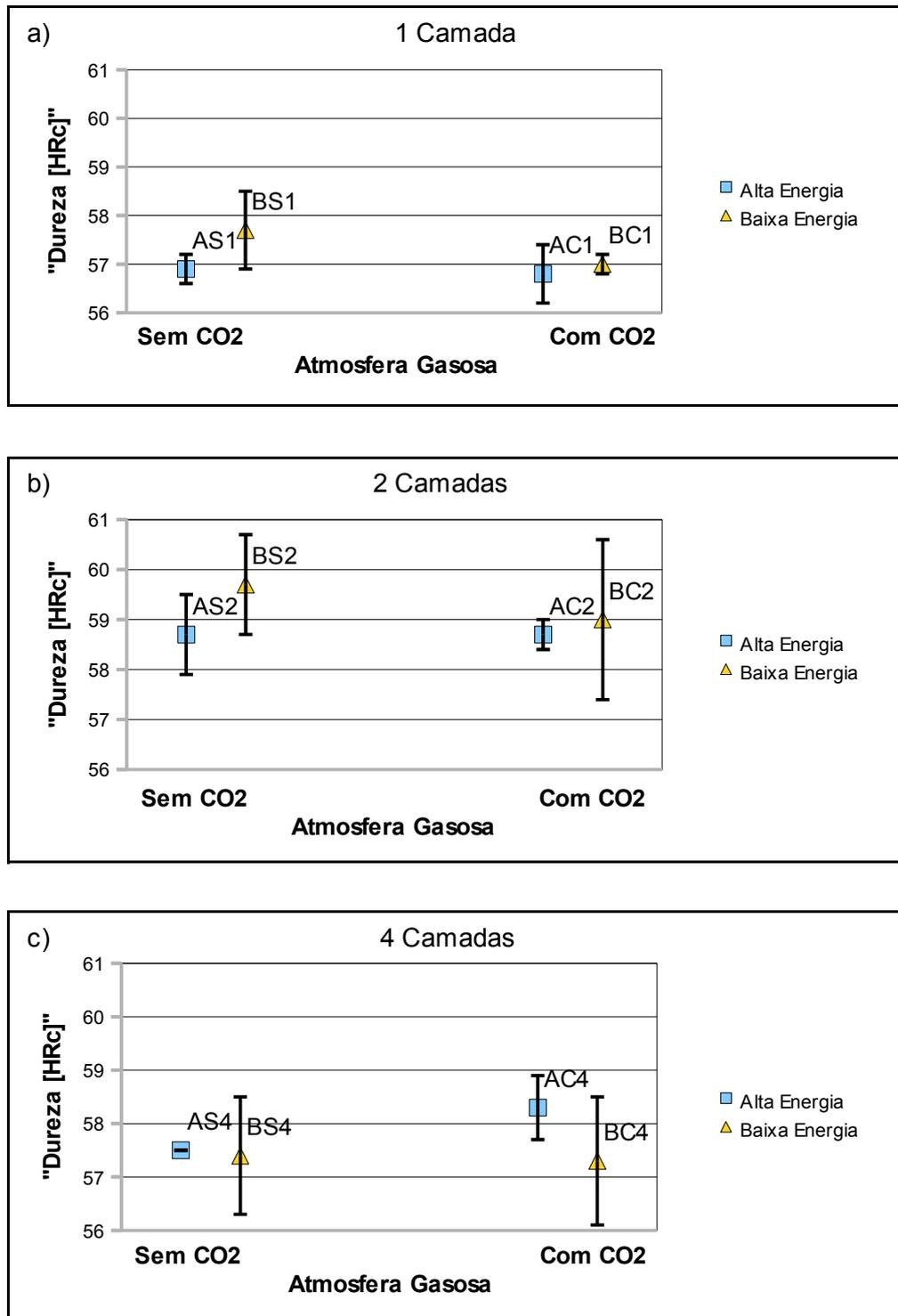


Figura 4.6: Dureza [HRC] em função da atmosfera gasosa de CO₂ para revestimentos com alta e baixa energia de soldagem. a) com uma, b) duas e c) quatro camadas.

Fonte: Do autor.

4.5.3 Efeito do Número de Camadas

A Figura 4.7 mostra os valores médios de Dureza HRC em função do número de camadas para (a) alta e (b) baixa energia de soldagem com e sem gás de proteção.

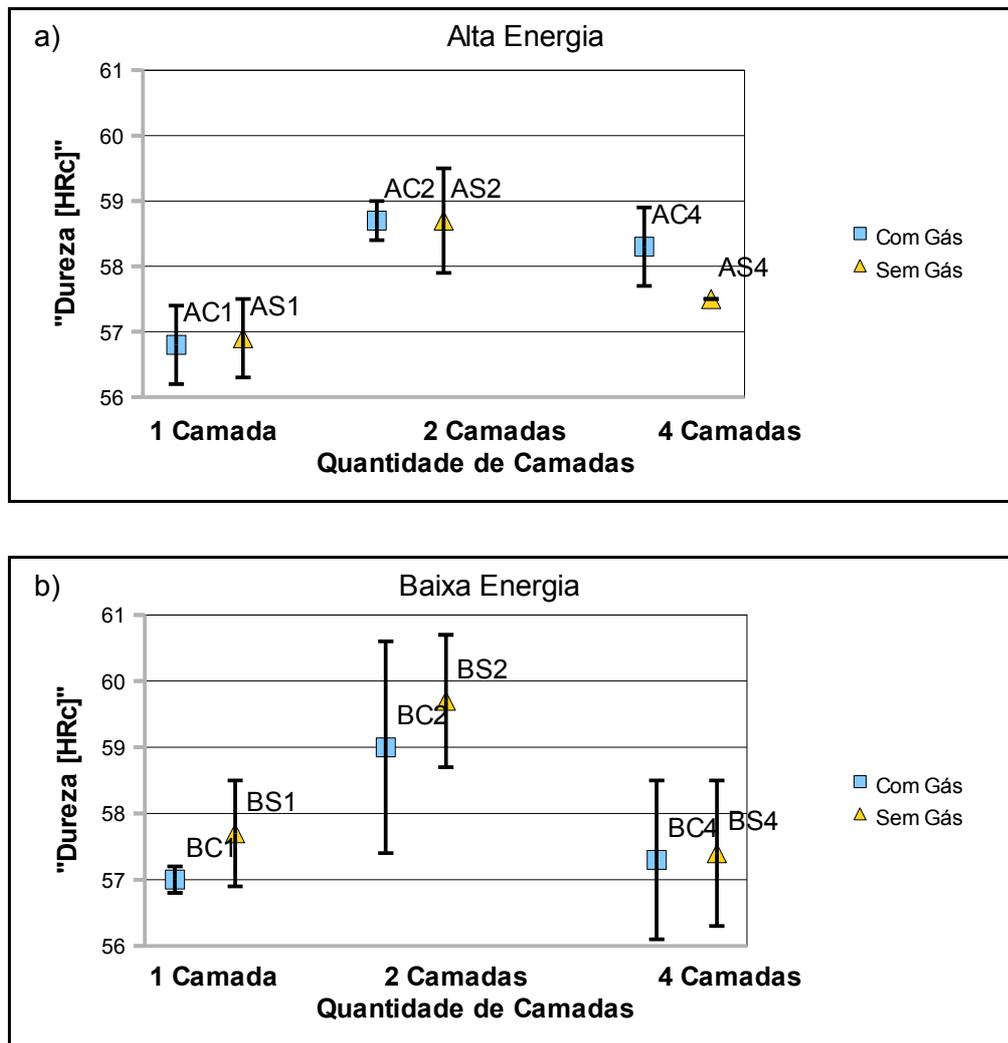


Figura 4.7: Dureza [HRC] em função do número de camadas para revestimentos com e sem atmosfera gasosa. a) com alta e b) baixa energia de soldagem. Fonte: Do autor.

É possível perceber que a dureza é menor na primeira camada dos revestimentos depositados independente da energia de soldagem e gás de

proteção. Verifica-se que duas e quatro camadas apresentam dureza similar devido a menor influência da diluição entre as camadas e o metal base. As amostras “AS4” apresentaram menor dureza possivelmente devido a maior perda de carbono. Se levar em conta somente a dureza como parâmetro de redução da perda de massa, pode-se considerar desnecessário a aplicação de revestimentos com maiores quantidades de camada, pois os melhores resultados de dureza obtidos foram dos revestimentos depositados com duas camadas.

4.6 Microestrutura dos Revestimentos

A microestrutura do revestimento FeCrC-Ti observada por microscopia ótica pode ser mostrada na Figura 4.8.

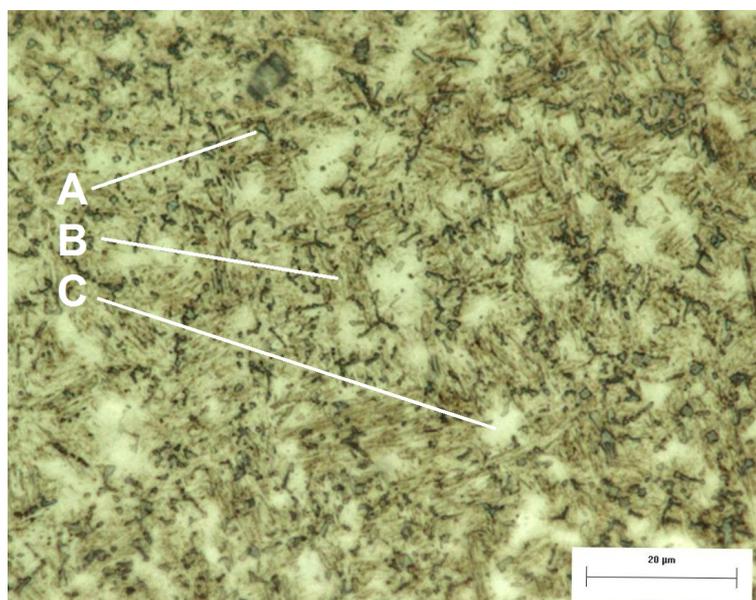


Figura 4.8: Microestrutura apresentada pelos revestimentos. Aumento de 500x.

A – Carbonetos primários; B – Martensita; C – Austenita retida.

Fonte: Do autor.

A microestrutura apresenta uma matriz martensítica (Figura 4.8 B) com austenita retida (Figura 4.8 C). Além disso, pode-se constatar a presença de carbonetos secundários precipitados nos contornos de grão e carbonetos primários

dispersos na matriz (Figura 4.8 A). Vários autores como LIMA e FERRARESI (2009), WANG *et al.* (2005) e CORONADO *et al.* (2009) também encontraram esse tipo de microestrutura nos depósitos de revestimento com materiais semelhantes de liga FeCrC-Ti utilizada neste trabalho.

Para comprovar por meio da análise química os constituintes das fases detectadas pela microscopia óptica foram feitas análises por MEV e EDS que serão apresentadas na sequência. Os constituintes mostrados na Figura 4.9 por microscopia eletrônica de varredura (MEV) foram identificados por meio de espectroscopia energia dispersiva (EDS) como mostrados através da Figura 4.10, o espectro de EDS mostra que os constituintes são formados basicamente de Carbono e Titânio, ou seja, são provavelmente carbonetos de Titânio.

A Figura 4.11 observada por microscópio ótico mostra as regiões claras que são características de austenita retida. A caracterização química destas regiões podem ser conferidas através do EDS visto na Figura 4.12. Nota-se que a microestrutura é formada por elementos que ficaram dissolvidos na austenita durante a transformação como Ferro, Carbono, Cromo, Manganês e Molibdênio, além de traços de Titânio.

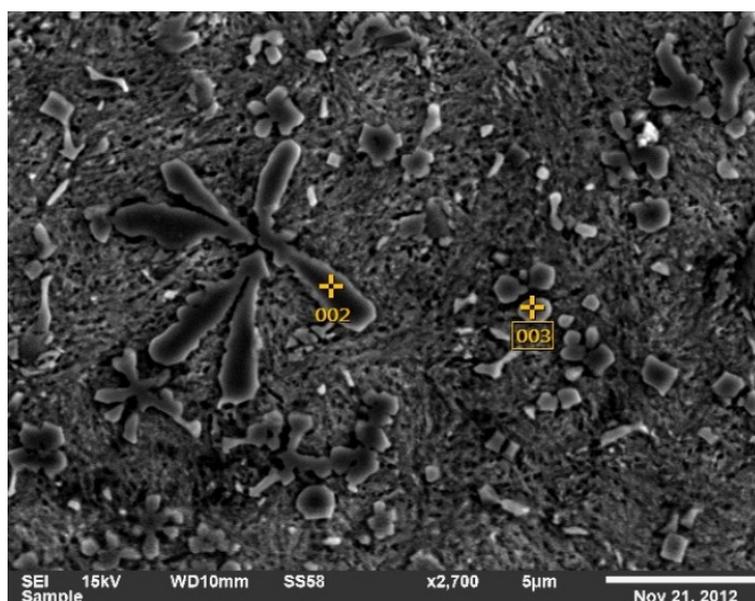


Figura 4.9: Microestrutura do revestimento identificando os carbonetos de Titânio.

Fonte: Do Autor.

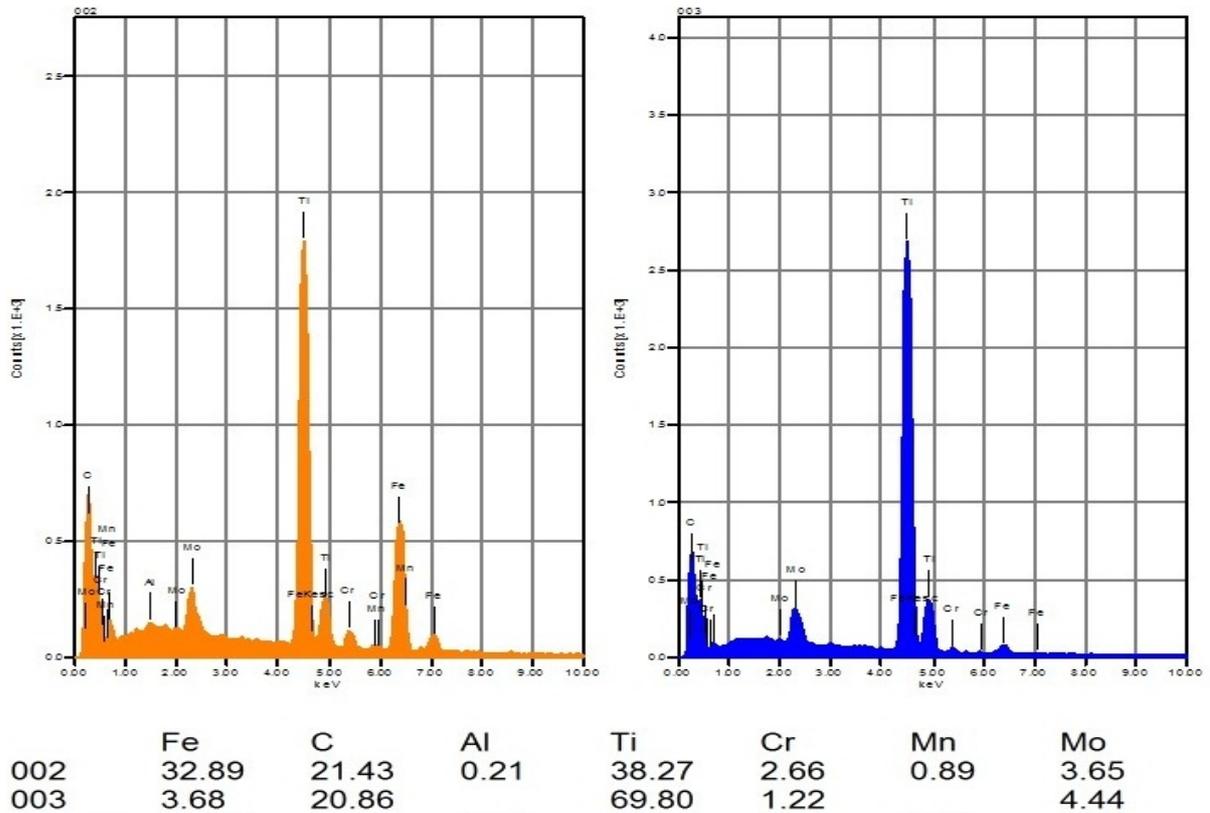


Figura 4.10: Caracterização química dos carbonetos de Titânio por EDS.

Fonte: Do autor.

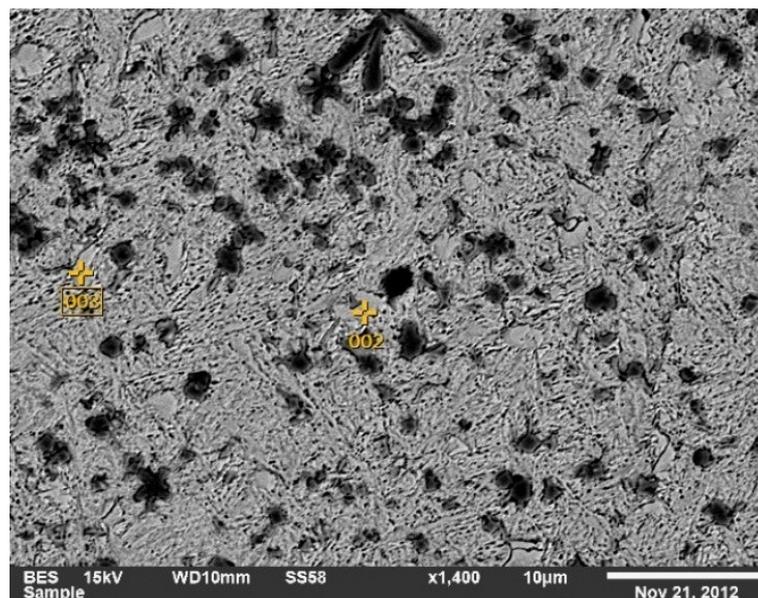


Figura 4.11: Microestrutura do revestimento identificando as regiões brancas formada por austenita retida.

Fonte: Do autor.

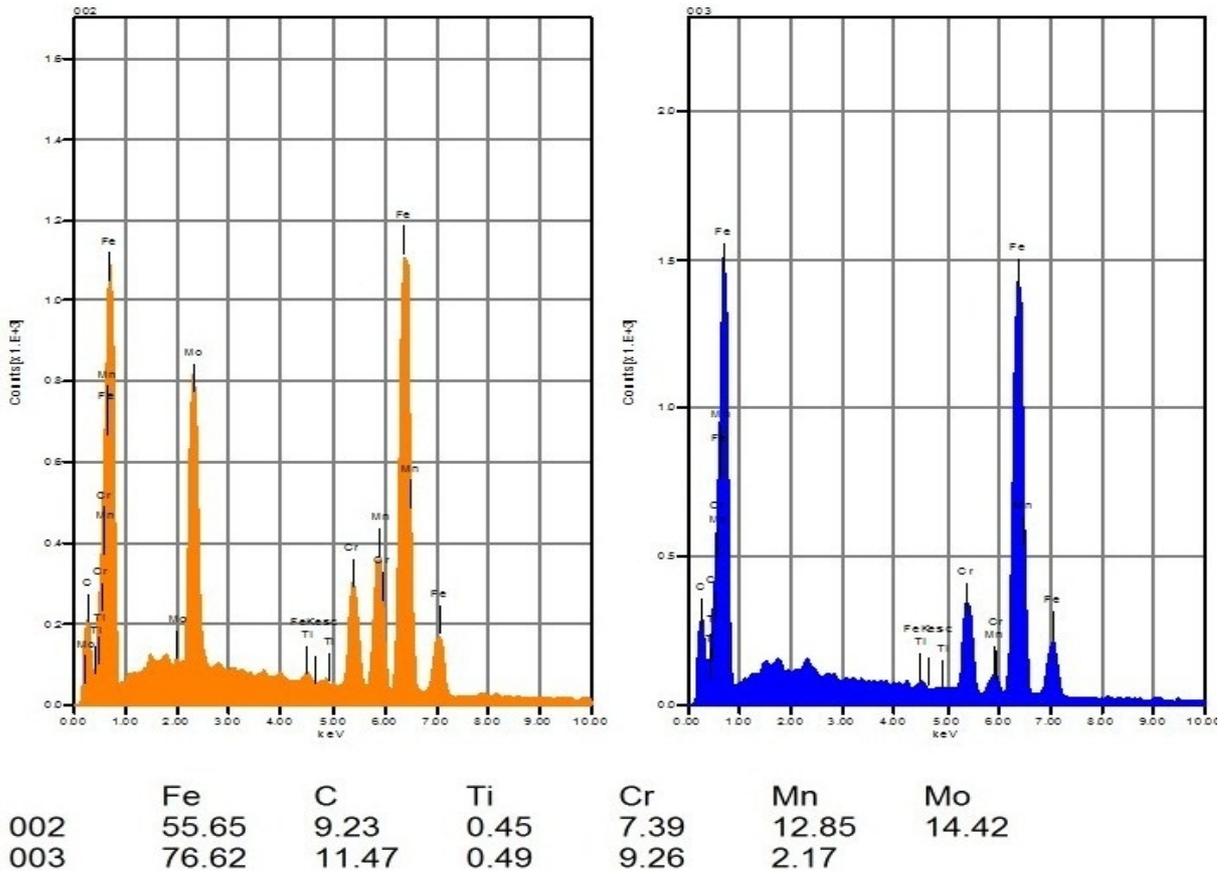


Figura 4.12: Caracterização química das regiões brancas de austenita retida através de EDS.

Fonte: Do autor.

É possível identificar carbonetos de Titânio ancorados em matriz martensítica e regiões de austenita retida assim com na microestrutura encontrada por LIMA e FERRARESI (2009), WANG *et al.* (2005) e CORONADO *et al.* (2009).

4.6.1 Contagem de Carbonetos

Uma amostra da microestrutura representada pela média de dez imagens de cada condição de deposição dos revestimentos é mostrado através da Figura 4.13 e Figura 4.14.

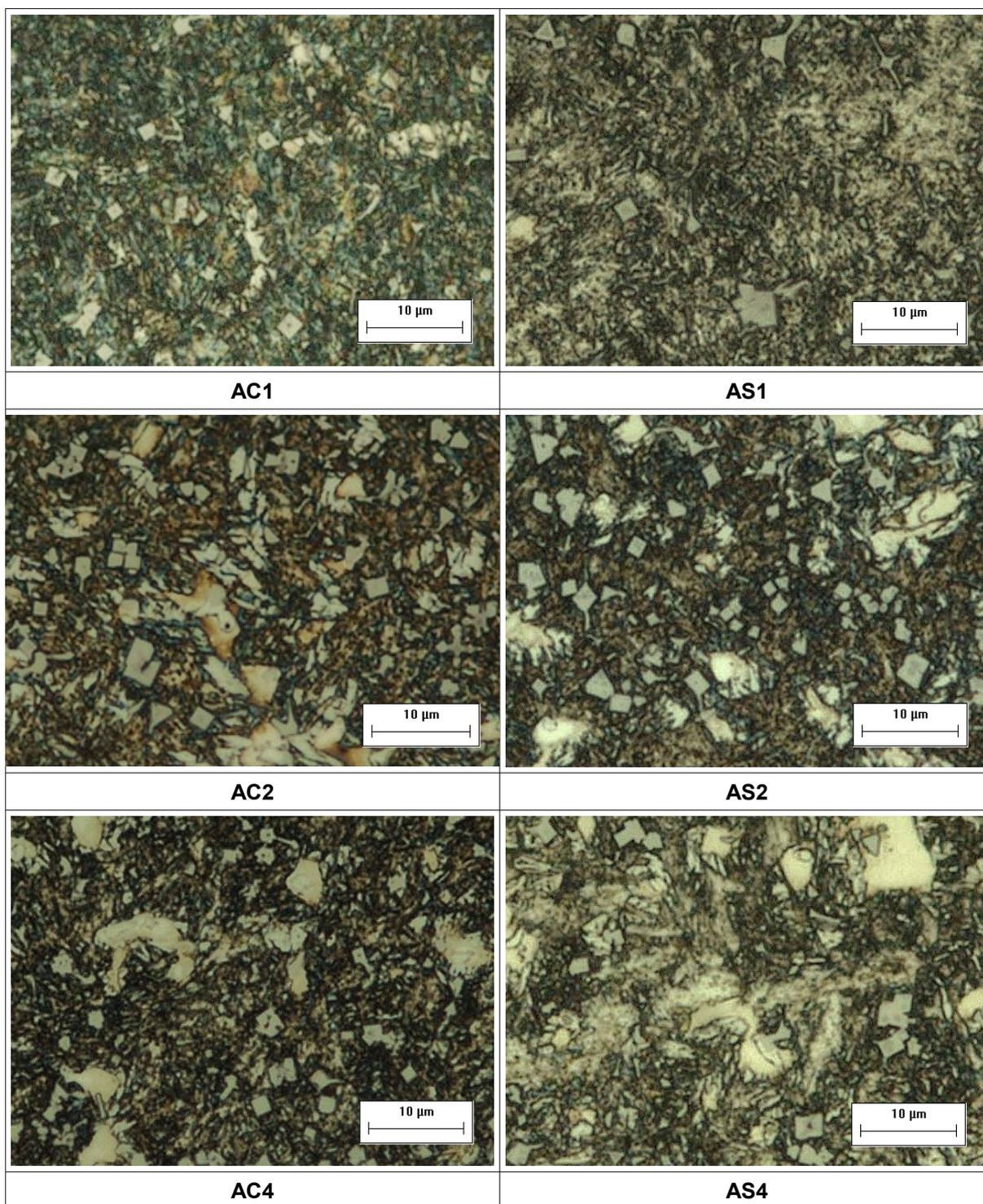


Figura 4.13: Microestrutura da seção transversal das amostras depositadas com Alta energia de soldagem para uma, duas e quatro camadas de revestimento, com e sem atmosfera gasosa. Ataque Vilella por 1 minuto e com aumento de 1000x.

Fonte: Do Autor.

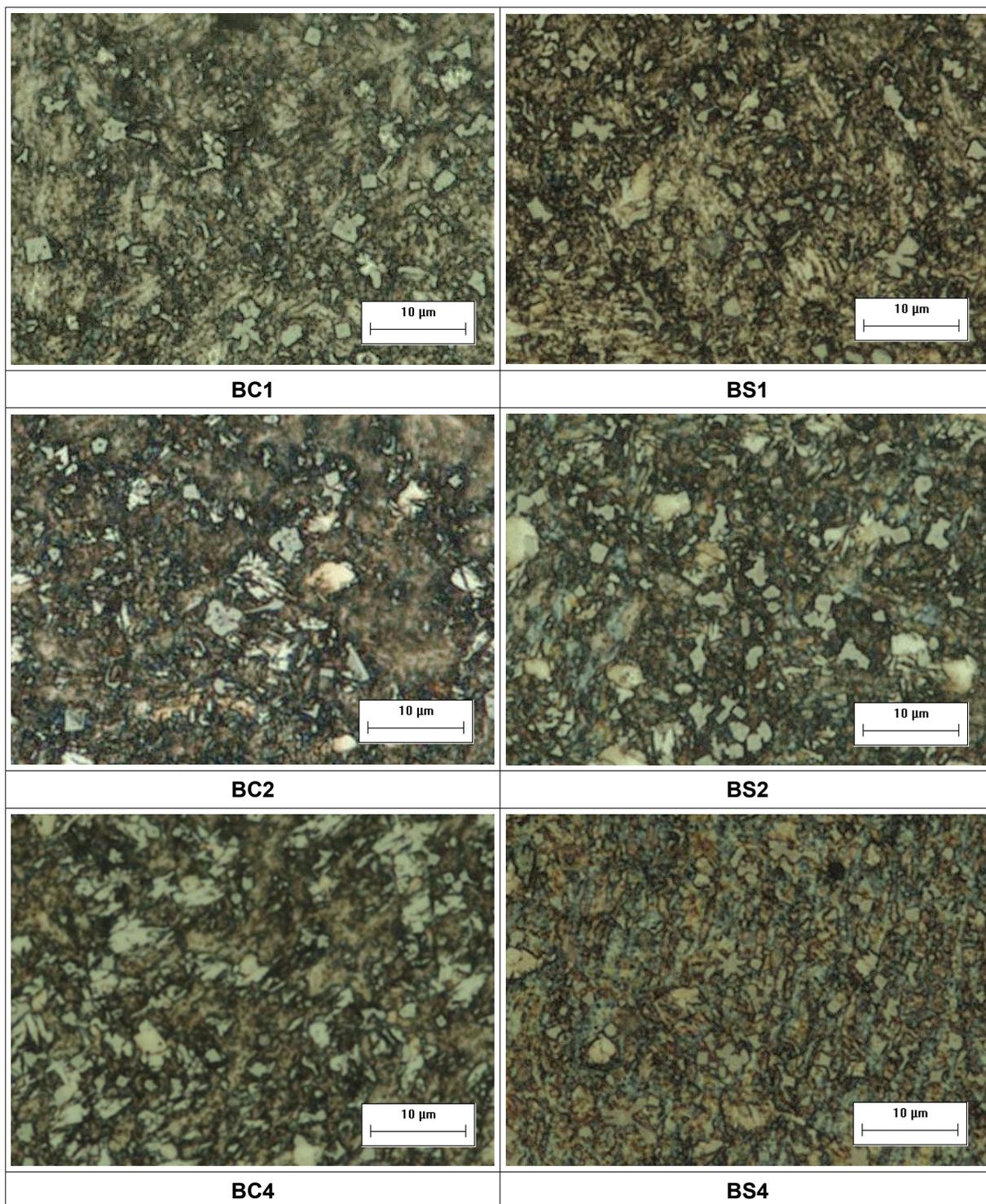


Figura 4.14: Microestrutura da seção transversal das amostras depositadas com baixa energia de soldagem para uma, duas e quatro camadas de revestimento, com e sem atmosfera gasosa. Ataque Vilella por 1 minuto e com aumento de 1000x .

Fonte: Do Autor.

Nas Figura 4.13 e Figura 4.14 é possível identificar a distribuição dos carbonetos em todas as condições de deposição dos revestimentos. Identificando estes constituintes é possível avaliar a microestrutura dos revestimentos quantificando as fases de acordo com as condições de soldagem. Na Tabela 4.6 verifica-se a fração volumétrica de carbonetos e de austenita retida na microestrutura para cada condição de soldagem.

Tabela 4.6: Percentual de carbonetos de Titânio e austenita retida nos revestimentos.

Condições de Soldagem	% Carbonetos de Titânio	% Austenita retida
	Média (dp)	Média (dp)
AC1	1,98 (± 1,0)	2,33 (± 1,5)
AC2	9,82 (± 1,5)	19,26 (± 9,5)
AC4	4,90 (± 2,5)	12,89 (± 4,0)
AS1	3,20 (± 1,0)	13,45 (± 8,5)
AS2	7,10 (± 0,5)	12,55 (± 4,0)
AS4	5,13 (± 1,0)	10,24 (± 5,5)
BC1	3,28 (± 2,0)	12,41 (± 10,0)
BC2	5,22 (± 1,0)	7,91 (± 3,0)
BC4	7,80 (± 2,5)	20,02 (± 8,5)
BS1	4,36 (± 1,0)	10,35 (± 3,5)
BS2	7,76 (± 2,5)	11,09 (± 6,5)
BS4	6,43 (± 2,5)	8,78 (± 3,5)

Fonte: Do autor.

Através da análise destes resultados verifica-se que a energia de soldagem influenciou significativamente no percentual de carbonetos na segunda e na quarta camada dos revestimentos depositados somente com proteção gasosa de CO₂. É possível identificar que na segunda camada houve aumento de 4,6% dos carbonetos de Titânio (BC2 < AC2) e na quarta camada houve redução de 2,9% com o aumento da energia de soldagem (BC4 > AC4), mesmo as duas condições tendo apresentado um aumento na quantidade de Carbono em torno de 0,05%, como mostrado na Tabela 4.4 da sessão 4.4 Percentual de Carbono dos Revestimentos.

Observando o aumento da energia de soldagem sem gás de proteção, os resultados de percentual de carbonetos de Titânio não apresentaram diferenças significativas.

Entretanto, o gás de proteção de CO₂ não influenciou significativamente no percentual de carbonetos de Titânio, com exceção das amostras depositadas na segunda camada com alta energia de soldagem. Nota-se um aumento de mais de 2,7% no percentual de carbonetos de Titânio com a adição do CO₂ (AS2 <AC2), para estas condições percebeu-se uma pequena redução no percentual de Carbono de 0,08% com a adição do gás.

Com relação ao número de camadas, observou-se os maiores percentuais de carbonetos de Titânio nos depósitos em segunda camada com exceção dos revestimentos depositados com baixa energia e com proteção gasosa de CO₂ (BC2). Nota-se uma diferença considerável entre as primeiras camadas de revestimentos com relação as camadas duplas, principalmente quando utilizou-se proteção gasosa de CO₂, onde os revestimentos apresentaram um aumento de aproximadamente 7,8% com a adição da segunda camada, para as outras condições essa diferença foi de 2 a 4% para mais na quantidade de carbonetos. Assim como CORONADO *et al.* (2009), a fração volumétrica de carbonetos apresentou um aumento entre a primeira camada e as demais devido o efeito da diluição, porém estes autores produziram revestimentos com maior percentual de carbonetos. Então pode-se perceber que há uma ligação entre o efeito da diluição através do número de camadas com a menor perda de Carbono, conseqüentemente afetando o percentual de carbonetos de Titânio melhorando a resistência ao desgaste abrasivo.

Com relação a austenita retida, não foi possível determinar a influência das variáveis, pois os resultados apresentaram comportamento indefinido. Verificou-se que a energia de soldagem é de quase 60% maior em alta energia de soldagem (AC2) com relação ao revestimento depositado com baixa energia de soldagem e proteção gasosa (BC2) na segunda camada. Com a adição do gás de proteção CO₂ verificou-se influência tanto em baixa como em alta energia de soldagem, porém em

camadas diferentes, ou seja, na primeira camada houve uma redução de 11% de austenita retida com a adição do gás em alta energia de soldagem (AS1>AC1) e na quarta camada houve um aumento de 11% de austenita retida com a adição do gás em baixa energia de soldagem (BS4<BC4)

4.7 Perda de Massa dos Revestimentos

Os resultados de perda de massa e desvio padrão (Dp) na superfície dos revestimentos, mostrados na Tabela 4.7, foram obtidos a fim de avaliar a influência das condições de soldagem produzidas nos experimentos deste trabalho.

Tabela 4.7: Perda de massa dos revestimentos.

Cp	Perda de massa	
	Pm média (mg)	Dp
AC1	221,4	11,9
AC2	139,1	5,9
AC4	142,3	9,2
AS1	216,2	13,1
AS2	137,9	5,2
AS4	178,0	2,4
BC1	234,5	5,4
BC2	169,7	10,9
BC4	180,6	5,5
BS1	205,6	4,6
BS2	210,7	4,7
BS4	169,6	10,8

Fonte: Do autor.

Observando a Tabela 4.7, podem ser vistos os resultados de perda de massa dos revestimentos para as amostras depositadas variando as condições de energia de soldagem, gás de proteção e quantidade de camadas de revestimentos.

4.7.1 Efeito da energia de soldagem

A Figura 4.15 mostra valores médios de perda de massa em função da energia de soldagem com (a) e sem (b) atmosfera gasosa de CO₂ para revestimento com uma, duas e quatro camadas. É possível verificar que o efeito da energia de soldagem na perda de massa dos revestimentos teve comportamentos diferentes com a variação do número de camadas e gás de proteção.

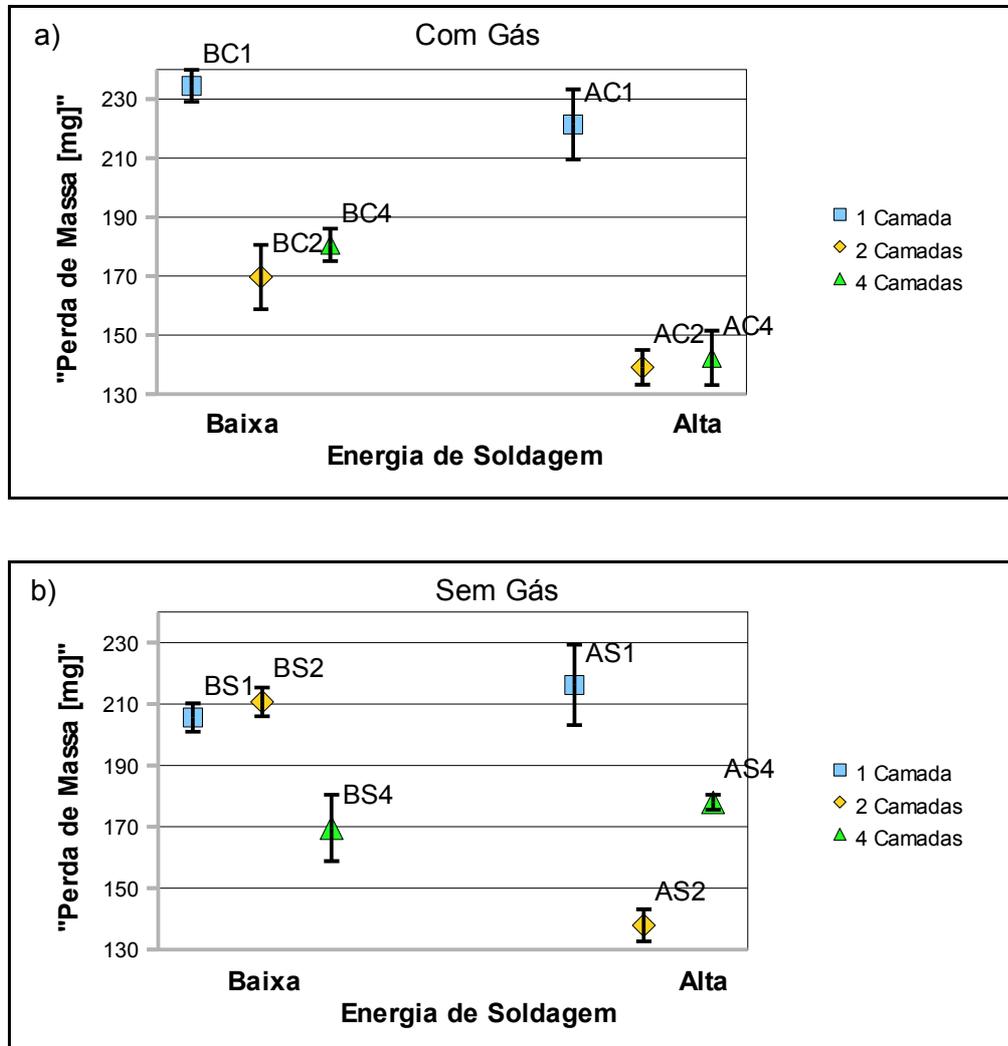


Figura 4.15: Perda de massa em função da energia de soldagem para revestimentos com uma, duas e quatro camadas. a) com gás de proteção e b) sem gás de proteção. Fonte: Do autor.

De um modo geral os revestimentos aplicados com alta energia de soldagem apresentaram menor ou igual perda de massa em relação àqueles aplicados com baixa energia. Para todos os revestimentos com uma camada e para aqueles com 4 camadas sem gás de proteção CO₂ não houve influência da energia de soldagem, pois os valores de perda de massa não apresentaram diferenças significativas. Nos demais casos os revestimentos apresentaram menor perda de massa quando aplicados com maior energia, devido a influência da velocidade de resfriamento nos cordões formando diferentes microestruturas. Nota-se que a perda de massa foi de aproximadamente 35% maior para os revestimentos depositados com baixa energia (BS2) com relação a alta energia sem atmosfera gasosa na segunda camada (AS2).

O aumento da energia de soldagem influenciou na diminuição da perda de massa em 18% na segunda (BC2>AC2) e 21% na quarta camada (BC4>AC4) na deposição dos revestimentos com atmosfera gasosa de CO₂. Mesmo estas amostras (BC2 e AC2) apresentando valores próximos de percentual de Carbono (BC2 com 1,37% C e AC2 com 1,4% C) as amostras depositadas com alta energia de soldagem com proteção gasosa obtiveram maior formação de carbonetos de Titânio. Porém apresentaram os mesmos valores de dureza que confirmam os relatos de RIBEIRO (2004) e KOTECKI e OGBOM (1995), onde concluíram que a dureza não é o único fator indicativo da resistência ao desgaste, mas também a microestrutura através da quantidade de carbonetos nos revestimentos.

Da mesma forma o comportamento das amostras depositadas em quarta camada com gás mostram o efeito da energia de soldagem na perda de massa. Nota-se que as amostras de alta energia (AC4) apresentaram maior percentual de Carbono com relação as amostras de baixa energia (BC4). Neste caso o comportamento da quantidade de Carbono não foi a mesma, pois um menor teor de Carbono propiciou um aumento no teor de carboneto de Titânio em torno de 3% para as amostras baixa energia (BC4), que por sua vez refletiu na tendência de aumento na dureza com o aumento da energia de soldagem.

Segundo CORONADO *et al.* (2009), ZUM GAHR (1987) e HUTCHINGS (1992) o aumento da fração volumétrica dos carbonetos de Titânio minimizam os efeitos da perda de massa nos revestimentos. Porém mesmo com a vantagem da maior quantidade de carbonetos em relação a amostra AC4, a perda de massa foi maior para as amostras de baixa energia com proteção gasosa (BC4) devido a presença de trincas gerada pela alta taxa de resfriamento.

No caso da perda de massa dos revestimentos depositados na segunda camada sem atmosfera gasosa, o efeito da energia de soldagem foi basicamente na taxa de resfriamento. Visto que com o aumento da energia de soldagem houve um pequeno aumento de 0,6% na quantidade dos carbonetos, porém o revestimento foi fragilizado pelas trincas causada pela alta taxa de resfriamento no revestimento depositado com baixa energia de soldagem (BS2). Percebeu-se que esta condição de deposição do revestimento apresentou um leve aumento da dureza em 1 HRc.

4.7.2 Efeito do gás de proteção

A Figura 4.16 mostra a influência do gás de proteção na perda de massa variando a energia de soldagem e o número de camadas de revestimento. Avaliando os dados é possível perceber dois comportamentos diferentes com relação a influência da proteção gasosa na perda de massa.

O primeiro comportamento foi observado em alta energia de soldagem onde o gás de proteção não influencia a perda de massa, exceto para a condição de soldagem com quatro camadas onde houve maior perda de massa com a aplicação do revestimento sem gás de proteção (AC4<AS4). Neste caso a perda de massa foi de 20% maior nos revestimentos depositados sem proteção gasosa de CO₂ (AS4) em relação aos depositados com gás (AC4). Esse comportamento pode estar associado ao maior percentual de Carbono, e conseqüentemente maior quantidade de carbonetos, que as amostras depositadas com gás de proteção CO₂

apresentaram e também pela presença de trincas nas amostras AS4 onde pode reduzir a resistência ao desgaste abrasivo.

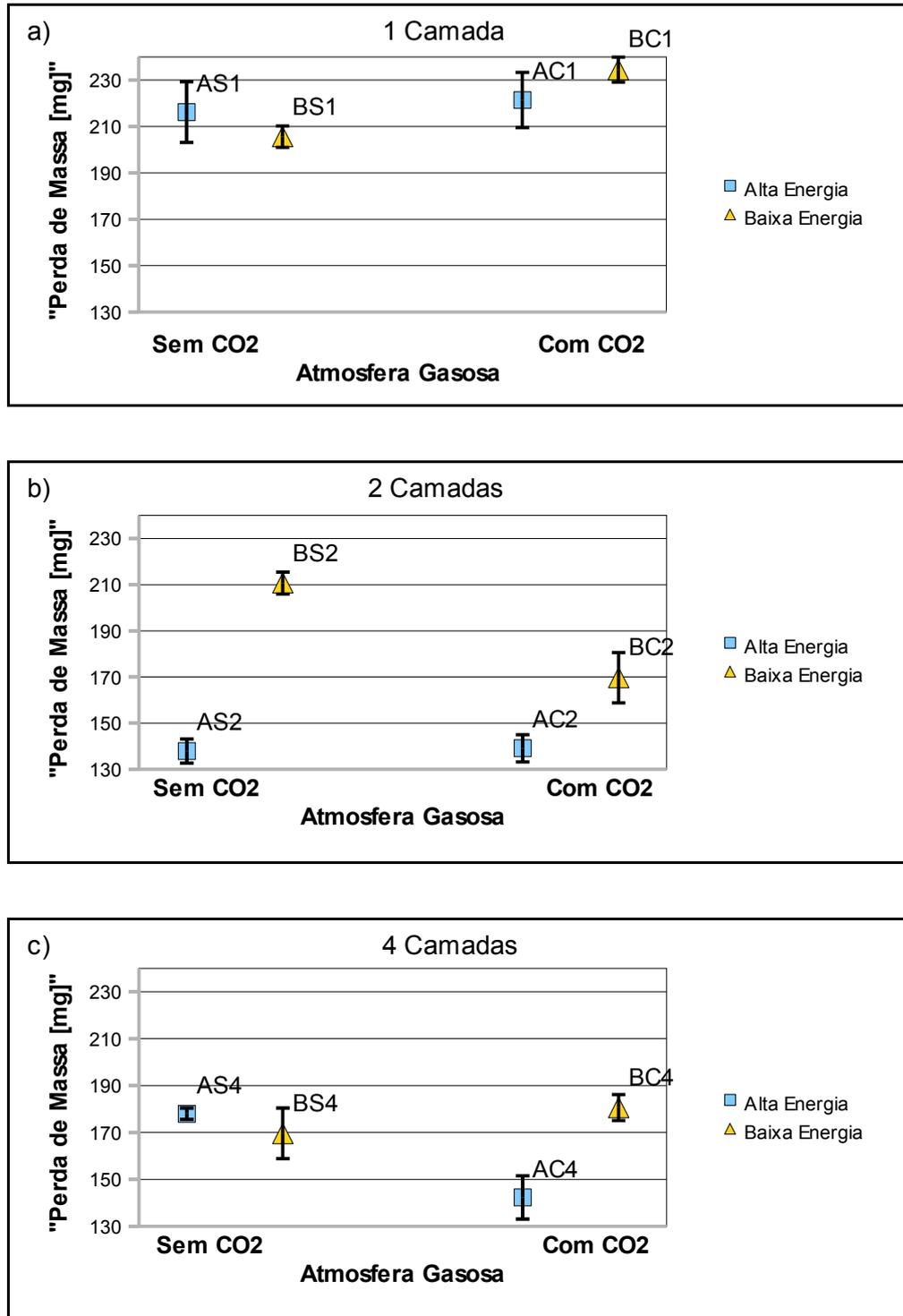


Figura 4.16: Perda de massa [mg] em função da atmosfera gasosa de CO₂ para revestimentos com alta e baixa energia de soldagem. a) com uma, b) duas e c) quatro camadas. Fonte: Do autor.

Com baixa energia não houve comportamento similar, pois percebeu-se que para baixa energia de soldagem a proteção gasosa influenciou significativamente na perda de massa. As amostras depositadas em camada única com proteção gasosa (BC1) apresentaram perda de massa 12,3% maior em relação as deposições sem gás (BS1).

De outra maneira, a perda de massa das amostras depositadas em segunda camada com proteção gasosa (BC2) resultou em 19,5% menor em relação as deposições sem gás de proteção (BS2). Esse comportamento apresentado pelas amostras depositadas em segunda camada é justificado através da maior presença de trincas nas amostras BS2 mesmo apresentando maior concentração de carbonetos de Titânio.

4.7.3 Efeito do número de camadas

A Figura 4.17 mostra valores médios de perda de massa em função do número de camadas, quanto ao gás de proteção e a energia de soldagem. Verifica-se que o número de camadas foi influente quando se compara revestimentos com uma camada e revestimentos com duas e quatro camadas. Ou seja, a partir de revestimentos aplicados com duas camadas não houve alteração da perda de massa, exceto nos revestimentos aplicados com baixa energia de soldagem e sem gás de proteção (BS1, BS2 e BS4) onde houve presença significativa de trincas.

A maior variação ocorreu nas amostras depositadas com alta energia e com atmosfera gasosa (AC1>AC2) onde a perda de massa foi 37% menor nas amostras depositadas em segunda camada (AC2) em relação às amostras com camada única (AC1). Assim como as amostras de alta energia sem a proteção gasosa apresentaram 36% menor perda de massa em duas camadas (AS2) quando comparado aos revestimentos com uma camada (AS1).

Da mesma maneira, os revestimentos aplicados com baixa energia foram 27,6% menor com a adição da segunda camada de revestimento e gás de proteção. Sem a proteção gasosa a perda de massa foi dependente da quantidade de trincas presentes na área de desgaste do revestimento.

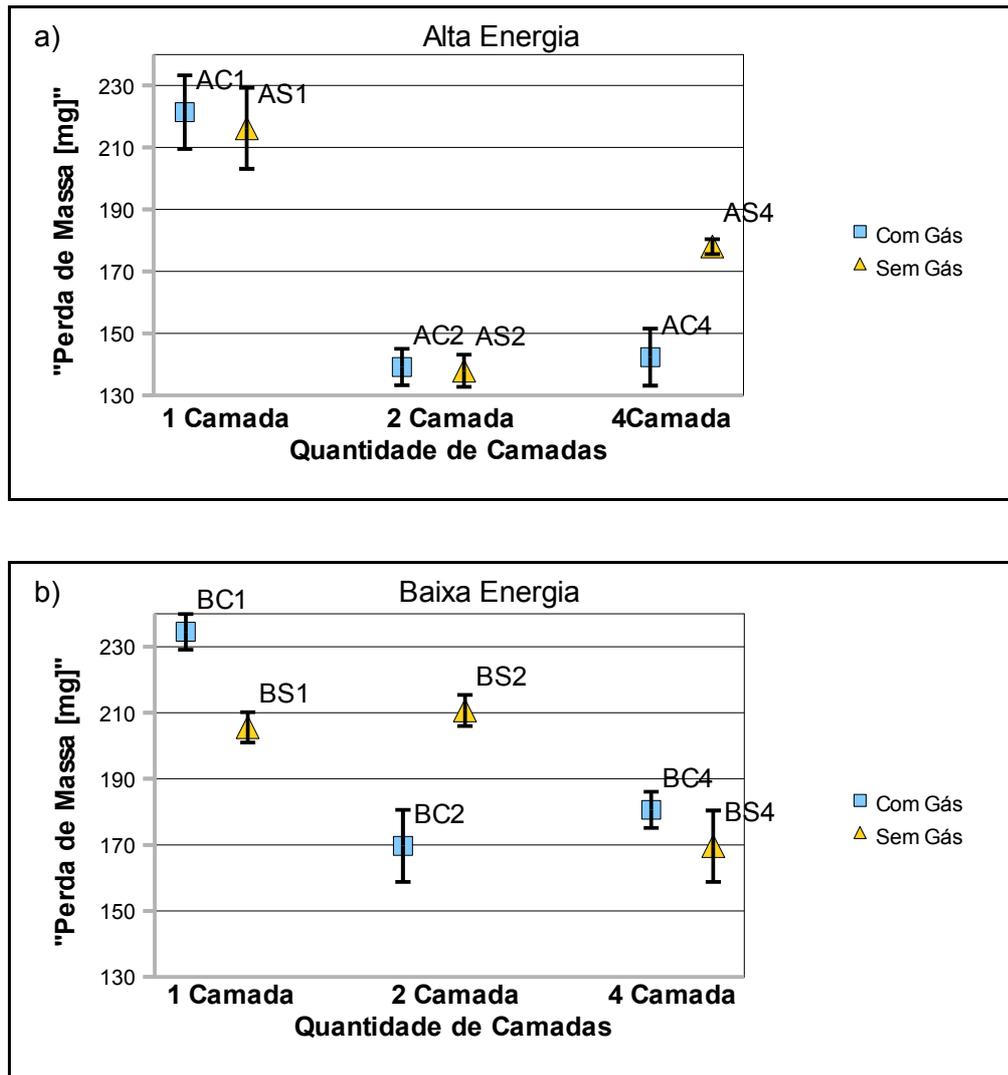


Figura 4.17: Perda de massa [mg] em função do número de camadas para revestimentos com e sem atmosfera gasosa. a) com alta e b) baixa energia de soldagem.

Fonte: Do autor.

Esse comportamento de redução da perda de massa com o aumento do número de camadas é consequente da redução do efeito da diluição, que por sua

vez tem uma relação com a composição química e por consequência com a microestrutura final do revestimento (RIBEIRO, 2004).

A diluição também influencia sobre a quantidade de carbonetos resultando em variações na dureza do revestimento, como se pode observar entre a primeira e segunda camadas dos revestimentos. Na segunda camada onde o efeito da diluição foi menor, houve um aumento no percentual de carbono, que por consequência proporcionou maior valores de percentual de carbonetos e dureza, com isso melhorando a resistência ao desgaste abrasivo. O número de camadas dos revestimentos foi determinante na perda de massa dos revestimentos. Revestimentos aplicados com apenas uma camada apresentaram maior perda de massa em relação aqueles com duas e quatro camadas, independente da energia e percentual de CO₂. Revestimentos com uma camada apresentaram menor percentual de carbonetos de Titânio devido ao efeito da diluição do metal de base. Dessa maneira esses revestimentos apresentaram menor resistência ao desgaste que é associado a presença de carbonetos de Titânio.

Resultados obtidos por CORONADO *et al.* (2009) mostraram que a adição da terceira camada de revestimento melhorou em mais de 35% na perda de massa com relação a primeira camada em revestimentos semelhantes aos utilizados neste trabalho contendo teor de Titânio na composição do material.

SEVILLA *et al.* (2004) já observaram melhora na resistência ao desgaste com a adição da segunda de revestimento. Assim como trabalhos de RIBEIRO (2004) onde percebeu uma redução na perda de massa com a adição da segunda camada, além de observar que a resistência ao desgaste em camada única é mais prejudicada aumentando a energia de soldagem.

Em outras palavras, com a adição da segunda camada de revestimento o comportamento da perda de massa é diminuído devido ao efeito da diluição do arame-eletrodo acontecer em materiais com composição mais próxima do próprio material de adição, ou seja estará depositando cordões sobre o revestimento com material muito próximo do original e não mais sobre um material com propriedades

muito diferentes. Sendo assim adquirindo as qualidades desejadas. Porém há exceções, pois fatores como a velocidade de resfriamento afetam a perda de massa devido a formação de trincas.

4.8 Mecanismos de desgaste

As micrografias obtidas por microscopia eletrônica de varredura da superfície desgastadas dos revestimentos da liga FeCrC-Ti mostradas na Figura 4.18 revelam que o principal mecanismo de desgaste é o microriscamento.

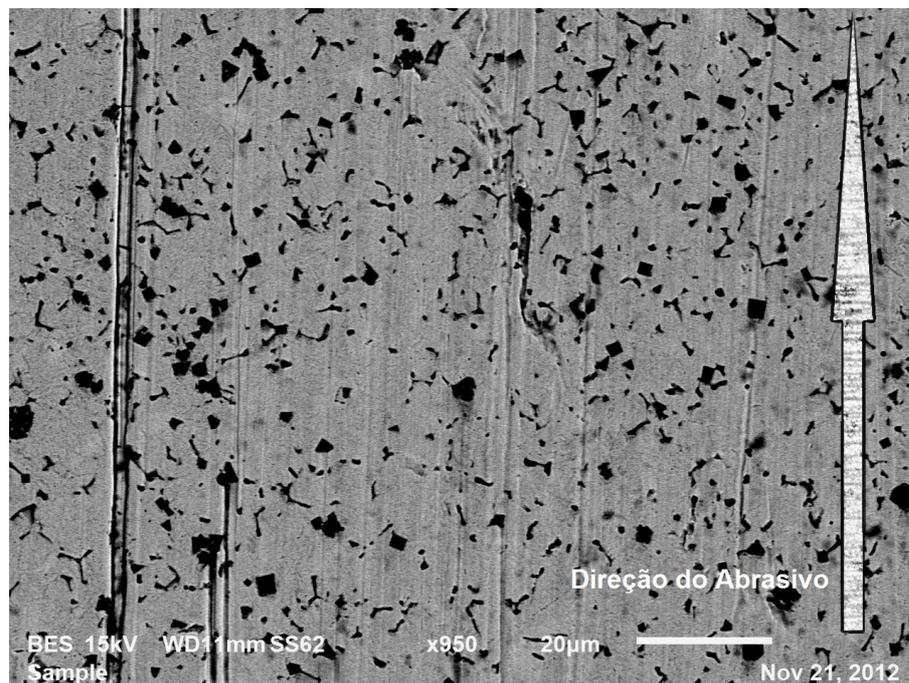


Figura 4.18: Superfície de desgaste do revestimento da liga FeCrC-Ti com aumento de 950 vezes.

Fonte: Do autor.

Além disso, verifica-se também pela análise da Figura 4.19 a influência dos carbonetos de Titânio no fenômeno de riscamento e, por consequência, na perda de massa. Verifica-se que nos carbonetos de Titânio pequenos o risco provocado pelo abrasivo não é interrompido (Figura 4.19 A). Por outro lado carbonetos de tamanho maior funcionam como barreira para o abrasivo provocar o riscamento (Figura 4.19 B).

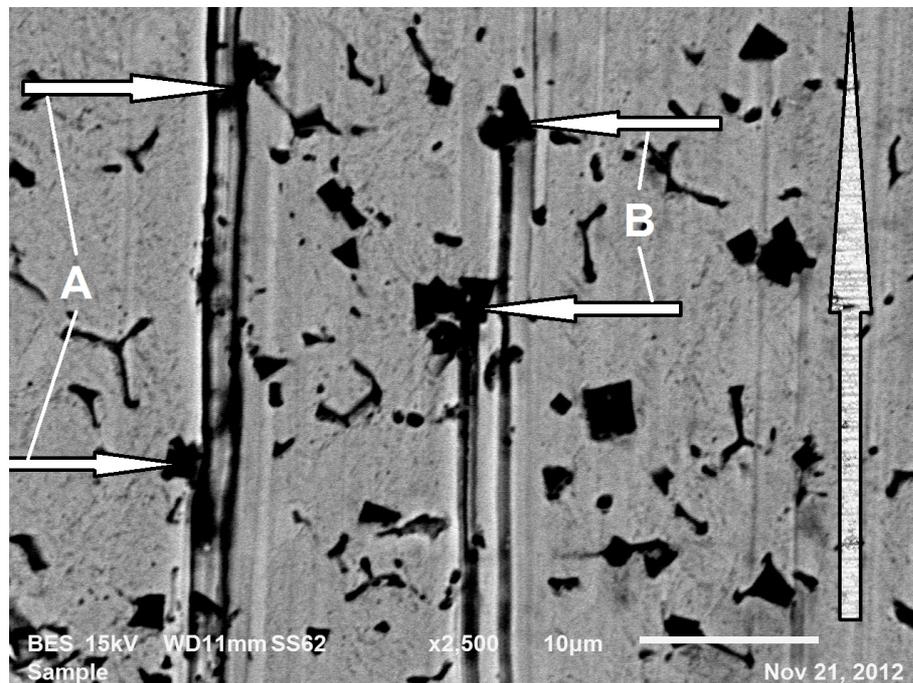


Figura 4.19: Ampliação da superfície de desgastada mostrando riscos causados pelo abrasivo. Fonte: Do autor

Na análise das superfícies desgastadas dos revestimentos verifica-se que o abrasivo gera riscos na matriz. Por outro lado o risco gerado pelo abrasivo é interrompido devido ao contato com o carboneto. Em casos onde o abrasivo é maior que o carboneto, a deformação causada não é afetada pela presença do carboneto.

A Figura 4.20 mostra que a matriz foi deformada por uma partícula abrasiva até o momento em que encontrou um carboneto, atuando como barreira de proteção contra o mecanismo de riscamento (Figura 4.20 A).

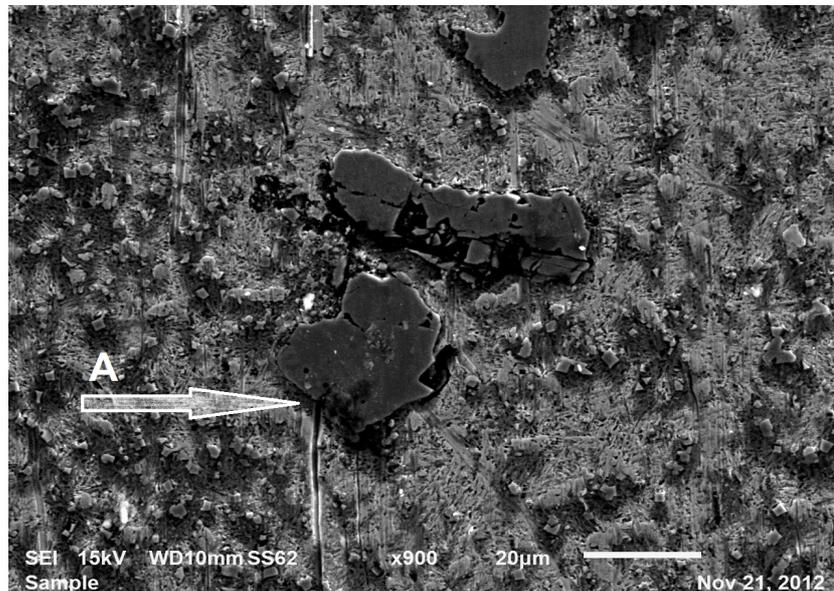


Figura 4.20: Marca de desgaste colidindo com um carboneto primário de Titânio.
Fonte: Do autor.

Através da Figura 4.20 pode-se constatar os resultados de ALBERTIN e SINATORA (2001) onde o risco do abrasivo é barrado pelo carboneto de tamanho maior, esse comprimento ocorreu devido a resistência da matriz em ancorar os carbonetos.

Outro mecanismo envolvido na perda de massa é o arrancamento de material entre as trincas existentes no revestimento. Na Figura 4.21 é possível verificar uma trinca decorrente do processo de resfriamento durante a soldagem do revestimento e uma trinca paralela possivelmente causada pela passagem do abrasivo. Com essa trinca paralela, o revestimento fica mais suscetível ao arrancamento da material da região entre as trinca devido a passagem das partículas abrasivas, que é comprovado pelos riscos no revestimento.

A Figura 4.21, na indicação (A), mostra uma trinca com tamanho e largura maior com relação a uma trinca paralela, sugerindo um possível destacamento de uma grande quantidade de material devido a tensão gerada pela passagem do abrasivo na superfície do revestimento, caracterizado como um dos mecanismos de desgaste.

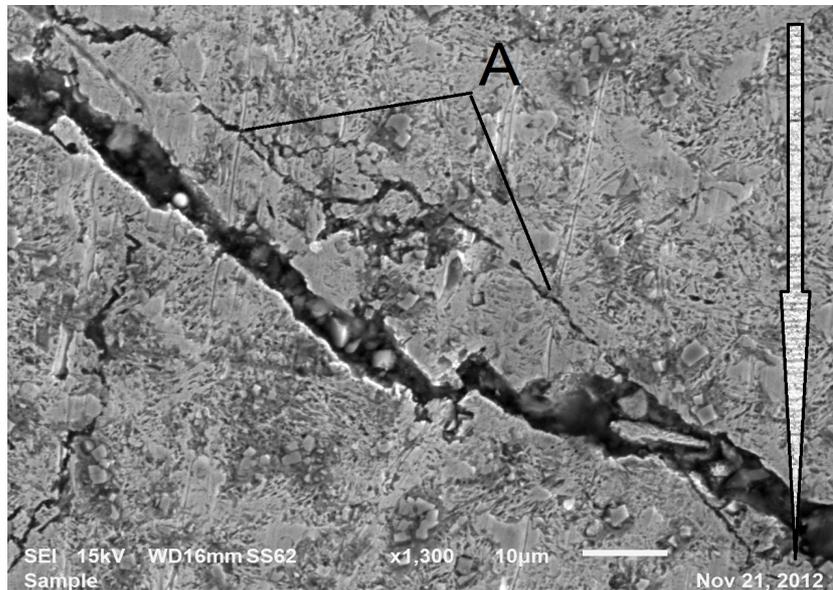


Figura 4.21: Trincas paralelas sugerindo destacamento de material.
Fonte: Do autor.

A resistência ao desgaste abrasivo pode ser diminuída com a presença de trincas na superfície dos revestimentos. É possível verificar que a maioria dos revestimentos depositados com baixa energia de soldagem apresentaram trincas e foram as amostras menos resistentes ao desgaste abrasivo provocado pela roda de borracha, ou seja apresentaram os piores resultados de perda de massa. As trincas foram fatores de redução na resistência ao desgaste abrasivo (CORONADO *et al.*, 2009).

As Figura 4.22 e Figura 4.23 mostram as superfícies desgastadas de todas as amostras utilizadas nestes experimentos, as amostras foram separadas de acordo com a nomenclatura iniciando com a variável energia de soldagem seguida por atmosfera gasosa e número de camadas.

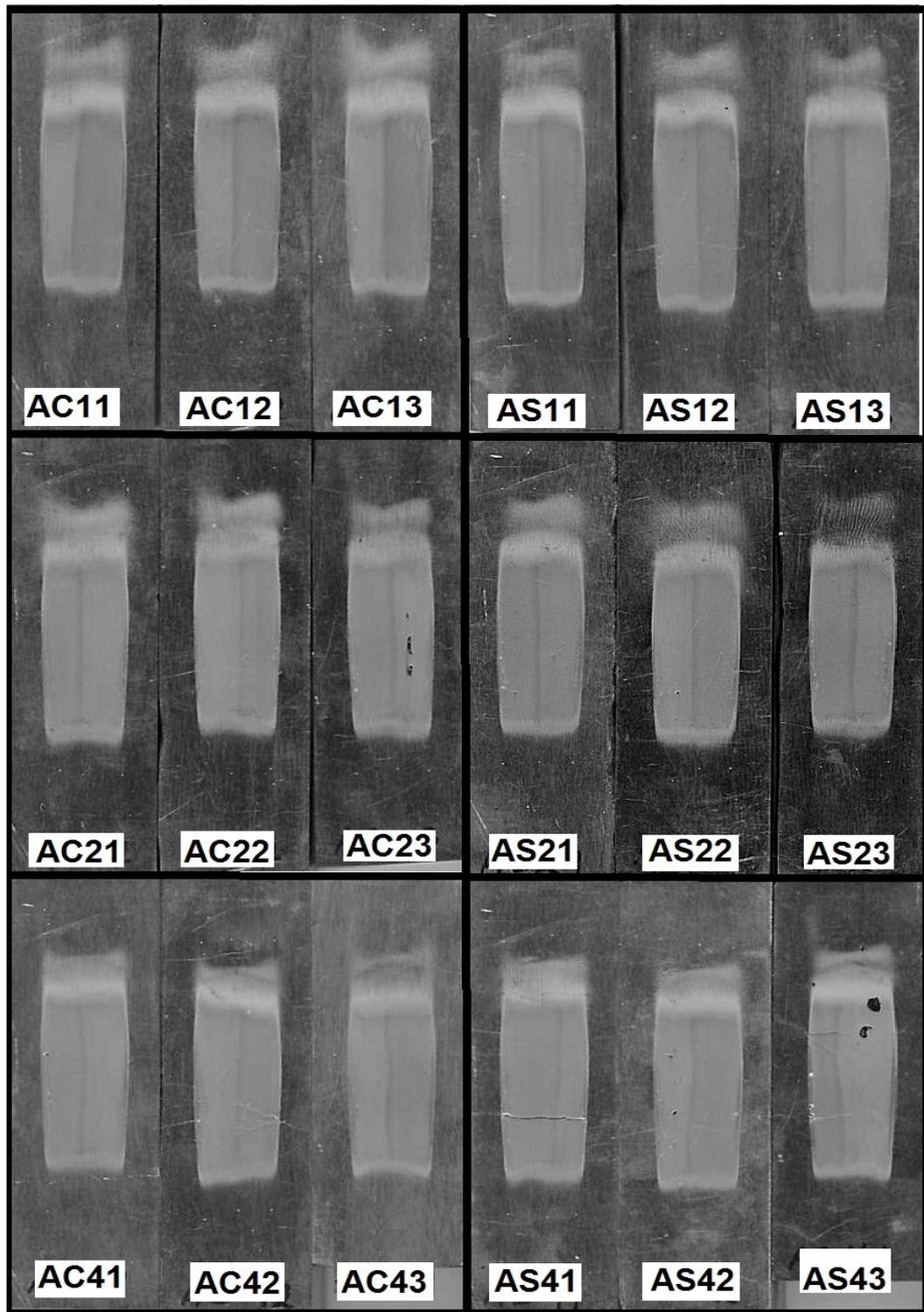


Figura 4.22: Trincas na superfície de desgaste dos revestimentos de alta energia de soldagem
Fonte: Do autor

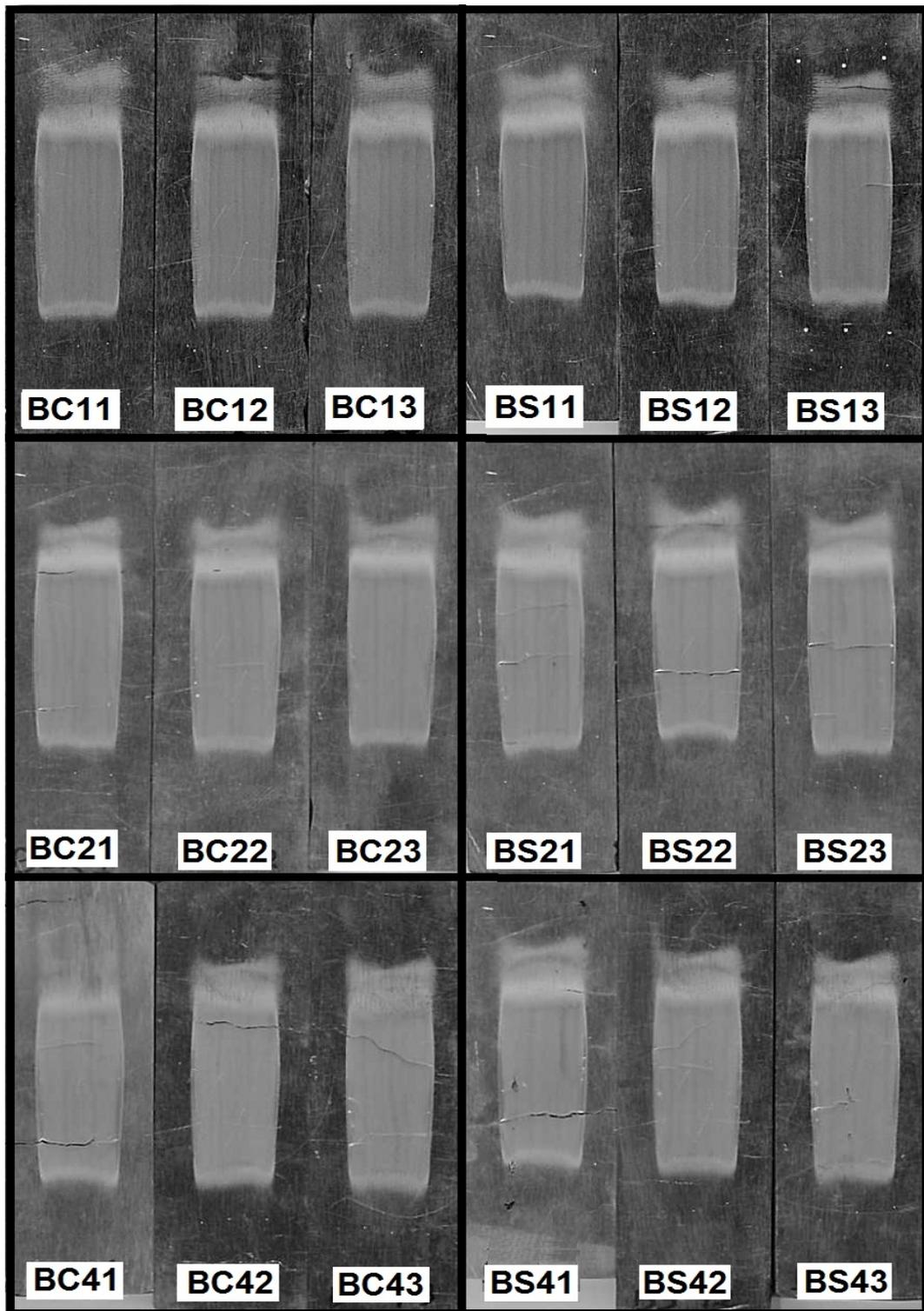


Figura 4.23: Trincas na superfície de desgaste dos revestimentos de baixa energia de soldagem.

Fonte: Do autor

Nestas imagens é possível identificar as marcas de desgaste bem como as trincas citadas. Nota-se que as trincas apareceram principalmente nas amostras depositadas com baixa energia de soldagem. O principal motivo para ocorrer esse fenômeno pode ser a alta taxa de resfriamento, justificando a maior perda de massa destes revestimentos.

De acordo com a classificação do desgaste abrasivo proposto por GATES (1998), considerando o tamanho e a geometria das partículas abrasivas, a restrição ao movimento, a tensão de contato e o mecanismo dominante; o modo de desgaste apresentado nestes experimentos pode ser considerado como abrasão por baixa tensão.

Se observar que o valor usual para a razão entre a dureza da superfície do revestimento e a dureza do abrasivo H/H_a de 0,8 reportado pela literatura (HUCTHINGS, 1992 e RICHARDSON, 1968) como limite para transição entre o regime de desgaste moderado para severo. Então observando a dureza dos revestimentos, em média 57HRc, e a do abrasivo utilizado é confirmado o modo de desgaste severo. Além dos valores de coeficiente de atrito apresentarem resultados superiores a 0,59 durante os ensaios de perda de massa indicam desgaste severo, assim como os resultados encontrados por PINTAÚDE *et al.* (2009) onde o coeficiente de atrito apresentou uma relação de transição entre desgaste moderado e severo com valor de 0,5 (coeficiente de atrito).

Então, os principais mecanismos de desgaste encontrados nestes experimentos foram o microriscamento na matriz com bloqueios na trilha de desgaste pelos carbonetos e as trincas geradas pelas maiores taxas de resfriamento das amostras de baixa energia de soldagem. O maior diferencial na perda de massa dos revestimentos foi a diluição das primeiras camadas, pois influenciaram nas características da microestrutura reduzindo a resistência ao desgaste abrasivo devido aos menores percentuais de carbonetos de Titânio. Além da taxa de resfriamento, que já citadas, foram responsáveis pelo aparecimento de trincas aumentando a perda de massa dos revestimentos.

5 CONCLUSÕES

Os experimentos realizados nesse trabalho permitiram concluir que:

- A energia de soldagem influenciou significativamente na largura do cordão, mas não alterou a diluição devido a pequena variação do reforço e penetração.
- O percentual de CO₂ não teve influência significativa na morfologia do cordão, na diluição e na dureza dos cordões de solda.
- A energia de soldagem influenciou significativamente a perda de massa dos revestimentos. Todos os revestimentos aplicados com maior energia apresentaram menor ou igual perda de massa independente do número de camadas e gás de proteção. Esse comportamento está associado a presença de trincas nos revestimentos aplicados com menor energia.
- A proteção com CO₂ não teve influência preponderante na perda de massa dos revestimentos.
 - As diferenças detectadas são provenientes dos diferentes mecanismos de desgaste atuantes. Pois nos revestimentos aplicados com maior energia, onde não foram detectadas trincas, os valores de perda de massa são iguais. Por outro lado, naqueles aplicados com menor energia as diferenças de perda de massa devido à proteção com CO₂ são sombreados pela grande presença de trincas nos revestimentos.
- O número de camadas dos revestimentos foi determinante na perda de massa dos revestimentos.
 - Revestimentos aplicados com apenas uma camada apresentaram maior perda de massa em relação aqueles com duas e quatro camadas, independente da energia e do CO₂. Revestimentos com uma camada apresentaram menor percentual de carbonetos de Titânio devido ao menor

percentual de diluição. Dessa maneira esses revestimentos apresentaram menor resistência ao desgaste que é associado a presença de carbonetos de Titânio.

- Nos revestimentos com duas e quatro camadas não são encontradas diferenças na perda de massa, na dureza e no percentual de carbonetos de Titânio. Dessa maneira conclui-se que é possível obter o mesmo desempenho em revestimentos aplicados com duas e quatro camadas.
- Os mecanismos de desgaste atuantes nos revestimentos são microriscamento associado com o destacamento de material fragilizado paralelo as trincas.
- Os carbonetos de Titânio foram preponderantes para a inibição da perda de massa dos revestimentos, principalmente aqueles com tamanhos suficientes para barrar a passagem das partículas abrasivas.
- A presença de trincas nos revestimentos são associadas a maior perda de massa dos revestimentos.

5.1 Sugestões para Trabalhos Futuros

- Avaliar a influência do metal base no desgaste de revestimentos aplicados com uma e duas camadas.
- Determinar a influência da vazão de gás CO₂ na perda de massa de revestimentos aplicados com duas camadas.
- Verificar a influência de tratamentos térmicos pós soldagem na perda de massa dos revestimentos.
- Analisar a influência de pré-aquecimento no controle de trincas dos revestimentos aplicados com baixa energia e suas consequência na perda de massa.
- Determinar por métodos mais precisos o percentual de austenita retida dos revestimentos.

REFERÊNCIAS

- ABNT - Associação Brasileira de Normas Técnicas. **NBR 7214**: Areia Normal para Ensaio de Cimento. Rio de Janeiro, 1982.
- ALBERTIN E.; SINATORA A.; Effect of Carbide Fraction and Matrix Microstructure on the Wear of Cast Iron Balls Tested in a Laboratory Ball Mill. **Wear**. v. 250, p. 492-501, 2001.
- ALORAIER, A.; IBRAHIM, R.; THOMSON, P.; FCAW Process to Avoid the Use of Post Weld Heat Treatment. **International Journal of Pressure Vessels and Piping**. v. 83, p 394-398, 2006.
- ASTM – American Standard for Testing Materials. G40-01 – Standard Terminology Relating to Wear and Erosion. Annual Book of Standards Volume 03.02: **Wear and Erosion**; Metal Corrosion. Philadelphia, USA, 2001.
- ASTM – American Standard for Testing Materials. G65-00e1 – Test Method for Measuring Abrasion Using the Dry Sand/Rubber Wheel Apparatus. Annual Book of Standards Volume 03.02: **Wear and Erosion**; Metal Corrosion. Philadelphia, USA, 2001.
- AWS - American Welding Society, **Welding Handbook**, 8th edition, Volume 2: Flux Cored Arc Welding., AWS, p.158. 1991.
- BAPTISTA, André Luís de Brito; NASCIMENTO, Ivaldo de Assis do; Revestimentos Duros Resistentes ao Desgaste Depositados por Soldagem Utilizados na Recuperação de Elementos de Máquinas. **Spectru Instrumental Científico**, 2009.
- BOCCALINI, M. Jr.; GOLDENSTEIN, H. Solidification of High Speed Steels. **International Materials Review**, n.2, v. 46, p. 92-115, 2001.
- BRACARENSE, Alexandre Queiroz; SORAGI, Carlos; FELIZARDO, Ivanilza. Parametrização para Soldagem Orbital Robotizada de Tubos com Arame Tubular. **Tecnologia em Metalurgia e Materiais**. São Paulo, v.2, n.3, p.6-10. jan-mar. 2006.
- BUCHELY, M. F.; GUTIERREZ, J. C.; LEÓN, L. M. E TORO, A. The Effect of Microstructure on Abrasive Wear of Hardfacing Alloys. **Wear**. Vol. 259, p. 52-61. 2005.

- CARDOSO, R. L.; PRADO, E. M. do; OKIMOTO, P.C.; PAREDES, R.S.C.; PROCOPIAK, L. A.; Avaliação da Influência de Gases Proteção Contendo Diferentes Teores de CO₂ nas Características dos Revestimentos Soldados Visando o Reparo de Turbinas Erodidas por Cavitação. **Soldagem & Inspeção**, v 8 (2), p 68 – 74 , Jun 2003.
- CHAMBERLAIN, S. Combating Tools Wear with Coating, **The Fabricator**, 2003.
- CHANG, Chia-Ming; LIN, Chi-Ming; HSIEH, Chih-Chun; CHEN, Jie-Hao; Fan, Chih-Ming; WU, Weite; Effect of Carbon Content on Microstructural Characteristic of the Hypereutectic Fe-Cr-C Cladding's. **Materials Chemistry and Physics**. v. 117, p. 257 – 261, 2009.
- COLAÇO, Fernando H. G.; PERUCHI, Luciano V. BERNARDI, Vitor de B.; MARANHO, Ossimar; Influência da Energia de Soldagem no Desgaste Abrasivo de Revestimentos Duros Aplicados pelo Processo FCAW. **VII Congresso Nacional de Engenharia Mecânica**, Maranhão, 2012.
- CORONADO, J.J.; CAICEDO, H. F.; GÓMEZ, A. L. The effects of welding processes on abrasive wear resistance for hardfacing deposits. **Tribology International**, v. 42, p 745 – 749, 2009.
- CORRÊA, Edmilson O.; **Avaliação da Resistência ao Desgaste de Ligas Desenvolvidas para Solda de Revestimento Duro para Uso sob Condições Altamente Abrasivas**. 2005. 137p. Tese (Doutorado) – Universidade Federal de São Carlos. Centro de Ciências Exatas e de Tecnologia. 2005.
- D'OLIVEIRA, A. S. C. M.; VILAR, R.; FEDER, C. G.; Feder High Temperature Behaviour of Plasma Transferred Arc and Laser Co-based Alloy Coatings. **Applied Surface Science**. v. 201, p.154–160, 2002.
- ESAB. Catalogo de Arames Tubulares. **ESAB** – 2011. Disponível em: <http://www.esab.com.br/br/por/Produtos/consumiveis/tubulares/upload/1900280-rev-20_CatalogoSoldagemcomAramesTubulares_pt.pdf > Acesso em: 24 de agosto de 2011.
- EYRE, T. S.; The Mechanisms of Wear. **Tribology International**. P 91 – 95, Abril, 1978.
- FORTES, Cleber; ARAÚJO, Welerson. **Arames Tubulares**. ESAB – 2004.
- FORTES, Cleber; VAZ, Cláudio Turani. **Soldagem MIG/MAG**. ESAB – 2005.

- GATES, J. Two-Body and Three-Body Abrasion: A Critical Discussion. **Wear**, v.214, n.1, p.139-146, 1998.
- GREGORY, E. N.; BARTLE, M; Materials for Hardfacing. Weld Surfacing and Hardfacing, **The Welding Institute**, Cambridge, UK, p.11-21, 1980.
- HORSFIELD, A. M. Weld Surfacing Processes. In: **Weld Surfacing and Hardfacing**. p. 88. 1980.
- HUTCHINGS, I.M. **Tribology. Friction and Wear of Engineering Materials**. London: Edward Arnold, p. 273, 1992.
- KANNAN, T.; MURUGAN, N. Effect of Flux Cored Arc Welding Process Parameters on Duplex Stainless Steel Clad Quality. **Journal of Materials Processing Technology**. v. 176, p 230 – 239, 2006.
- KATHERASAN, D.; SATHIYA, P.; RAJA, A.; Shielding Gas Effects on Flux Cored Arc Welding of AISI 316L (N) Austenitic Stainless Steel Joints. **Materials and Design**. v. 45, p. 43-51, 2013.
- KOTECKI J, OGBOM J S, Abrasion Resistance of Iron Based Hardfacing Alloys. **Welding Journal**, 1995, 74(8): 269 – 278.
- KUMAR, Subodh; SHAHI, A. S.; Effect of Heat Input on the Microstructure and Mechanical Properties of Gas Tungsten Arc Welded AISI 304 Stainless Steel Joints. **Materials and Design**. v. 32, p. 3617-3623, 2011.
- LIMA, Aldemi Coelho; FERRARESI, Valtair Antonio. Análise da Microestrutura e da Resistência ao Desgaste de Revestimento Duro Aplicado utilizado pela indústria Sucroalcooleira. **Soldagem & Inspeção**, v 14 (2), p 140-150, Abr/Jun 2009.
- _____. Análise da Resistência ao Desgaste de Revestimento Duro Aplicado por Soldagem em Facas Picadoras de Cana-de-Açúcar. **Soldagem & Inspeção**, v 15 (2), p 094-102 – 74 , Abr/Jun 2010.
- _____. Avaliação de Desgaste Abrasivo de Baixa tensão por Roda de Borracha em revestimentos Duros Soldados com Arames Tubulares. In: Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia - MG. **17 Simpósio do Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica**. Uberlândia : Femec - UFU, 2007.
- _____. Desgaste em Equipamentos de Processamento de Cana-de-Açúcar em Destilaria de Álcool. In: Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia -

MG. **16 Simpósio de Pós-graduação em Engenharia Mecânica. Uberlândia** : Femec - UFU, 2006.

LIMA, Aldemi Coelho. **Estudo da aplicação de Revestimentos Duros por Soldagem com Arames Tubulares quanto à Resistência ao Desgaste de Facas Picadoras de Cana-de-açúcar**. 2008. 232p. Tese (doutorado) – Universidade Federal de Uberlândia. 2008.

LIMA, Aldemi Coelho.; FERRARESI, Valtair Antonio; GONÇALVES, R. A.; Avaliação de Resistência ao Desgaste de Revestimentos Duros Aplicados com Arames Tubulares de Liga Ferro-Cromo-Carbono. **8º Congresso Iberoamericano de Engenharia Mecânica**. Cusco, Perú, 2007.

MACHADO, I. G. **Soldagem & Técnicas Conexas: Processos**. Editado pelo autor. 477 p. 1996.

MARQUES, Paulo Villani; MODENESI, Paulo José; BRACARENSE, Alexandre Queiroz. **Soldagem: Fundamentos e Tecnologia**. Belo Horizonte, Ed UFMG. 363p. 2005.

MARQUES, Paulo Villani; **Tecnologia da Soldagem**. Belo horizonte: ESAB, 1ª reimpressão, 352p. 2002.

MEYER, David W; Flux Cored Arc Welding. In: ASM Handbook, **Welding, Brazing and Soldering**, ASM International, v. 6, p. 581 – 590, 1993.

MILLER, B. Frequently Asked Questions about Hardfacing, **The Fabricator**, 2005.

MOHAMAT, S. A.; IBRAHIM, I. A.; AMIR, A.; GHALIB, A.; The effect of Flux Core Arc Welding (FCAW) Processes on Different Parameters. **Procedia Engineering**. V 41, p. 1497-1501. 2012.

PALANI, P. K.; MURUGAN, N.; Optimization of Weld Bead Geometry for Stainless Steel Cladding's Deposited by FCAW. **Journal of Materials Processing Technology**. v. 190, p 291 – 299, 2007.

PINTAUDE G.; BERNARDES F. G.; SANTOS M. M.; SINATORA A.; ALBERTIN E.; Mild and Severe Wear of Steels and Cast Irons in Sliding Abrasion. **Wear**. v. 267, p.19-25, 2009.

PINTAÚDE, Giuseppe. **Análise dos Regimes Moderado e Severo de Desgaste Abrasivo Utilizando Ensaio Instrumentado de Dureza**. 2002. 200p. Tese (doutorado) – Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. Departamento de Engenharia Mecânica. 2002.

- RIBEIRO, R.; VENTRELLA, V. A.; GALLEGO, J.; Avaliação da Resistência ao Desgaste Abrasivo de Revestimentos Soldados do Tipo Fe-C-Cr Utilizados na Indústria Sucro Alcooleira. **60º Congresso Anual da Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais** . Belo Horizonte-MG, Julho, 2005.
- RIBEIRO, RUBENS. **Avaliação da Resistência ao Desgaste Abrasivo de Revestimentos Soldados do Tipo Fe-C- Cr Utilizados na Indústria Sucroalcooleira**. 2004. 104p. Dissertação (Mestrado) – Universidade Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira. 2004
- RICHARDSON, R. C. D.; The Wear of Metals by Relatively Soft Abrasive. **Wear**. v. 11, p. 245-275, 1968.
- SCOTTI, Américo; PONOMAREV, Vladimir. **Soldagem MIG/MAG: melhor entendimento, melhor desempenho**. Ed. Artliber. São Paulo, 2008.
- SEVILLA, L. M. L.; PINEDA, J. C. G. & TORO, A. Relación Microestructura Resistencia al Desgaste de Recubrimientos Duros Ricos en Cromo y Tungsteno Aplicados por Soldadura Eléctrica (SMAW). **Dyna**, año/vol. 71, n.144, p.165-171, 2004.
- STARLING, Cicero M. D.; MODENESI, Paulo J.; BORBA, Tadeu M. D.; Caracterização do Cordão na Soldagem FCAW com um Arame Tubular “metal Cored”. **Soldagem & Inspeção**, v 16 (3), p 285-300, Jul/Set 2011.
- TOTTEN, George E.; XIE, Lin; **Handbook of Mechanical Alloy Design**. Ed. CRC Press, v. 164, 734p. 2004.
- TREZONA, R. I.; ALLSOPP, D. N.; HUTCHINGS, I. M. Transition Between Two-Body and Three-body Abrasive Wear: Influence of Test Conditions in the Micro scale Abrasive Wear Test. **Wear**, v.225-229, p205-214, 1999.
- TYLCZAK, J. H.; ORENGON, A. Abrasive wear. In: ASM Handbook. **Friction, Lubrication and Wear Technology**, v.18. p.337-351, 1992.
- WAINER, E.; BRANDI, S.; MELLO, F. **Soldagem – Processos e Metalurgia**. Ed. Edgard Blucher. 494p. 1992.
- WANG, X. H.; Zou, Z. D.; Qu, S. Y.; Song, S. I.; Microstructure and Wear Properties of Fe-Based Hardfacing Coating Reinforced BY TiC Particles. **Journal of Materials Processing Technology**. v.168, p. 89-94, 2005.

WU, H. Q.; SASAGURI, N.; MATSUBARA, Y.; HASHIMOTO, M. Solidification of Multi- Alloyed White Cast Iron: Type and Morphology of Carbides. **Transactions AFS**, v. 140, p. 103- 108, 1996.

ZUM GAHR, K. H. Microstructure and Wear of Materials. **Tribology** Series, v. 10, Elsevier, Science Publishers, Amsterdam. 560 p. 1987.

ANEXO A – CERTIFICADO DO GÁS DE PROTEÇÃO

WHITE MARTINS
PRAXAIR INC

CERTIFICADO DE CONFORMIDADE

Dióxido de Carbono - Industrial

Certificamos que o produto acima relacionado, fornecido pela White Martins Gases Industriais Ltda, foi produzido de acordo com as Normas aplicáveis e está em conformidade com a análise típica :

ANÁLISE TÍPICA

Pureza mínima 99,5 %
Umidade < 120 ppm

Data: 11 / 11 / 2010

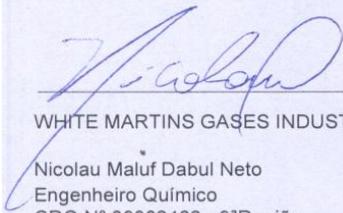

WHITE MARTINS GASES INDUSTRIAIS LTDA
Nicolau Maluf Dabul Neto
Engenheiro Químico
CRQ N° 09302466 - 9ª Região

Figura 5.1: Certificado de conformidade do gás de proteção.
Fonte: White Martins Gases Industriais.

ANEXO B – ANÁLISE QUÍMICA – 1ª PARTE

TECPAR

CENTRO de ANÁLISES e ENSAIOS TECNOLÓGICOS
LABORATÓRIO de METAL MECÂNICA



pag. 1/2
12006313

RELATÓRIO DE ENSAIOS n° 12006313

Cliente: UNIVERSIDADE TECNOLÓGICA FEDERAL DO PARANÁ
Laboratório de SOLDAGEM e ASPERSÃO TÉRMICA
Endereço: Avenida Sete de Setembro n° 3165, Rebouças, CURITIBA PR

Período de ensaio: 07 a 09/05/2012

Os resultados são restritos ao material recebido/ensaiado no TECPAR. A amostragem do material é responsabilidade do cliente. Este documento só poderá ser reproduzido por inteiro.

1.0 MATERIAL:

“12 corpos de provas (SOLDAS DEPOSITADAS EM CHAPAS DE AÇO), enviadas/solicitadas pelo Prof. Dr. Ossimar Maranhão do Laboratório de Soldagem e Aspersão Térmica, conforme proposta n° 001825/2012, identificadas como: AC12; AC23; AC42; AS12; AS22; AS41; BC12; BC22; BC42; BS13; BS21 e BS43”

2.0 SERVIÇO REALIZADO:

2.1 Determinação os teores de C e S na SOLDA DEPOSITADA em CHAPAS DE AÇO.

3.0 MÉTODOS UTILIZADOS:

3.1 Análise química quantitativa.

3.1.1 Carbono – Combustão direta (Absorção no Infravermelho), JIS G 1211/1977, IU LAMM MM08.

3.1.2 Enxôfre – Combustão direta (Absorção no Infravermelho), JIS G 1215/1982, IU LAMM MM08.

4.0 EQUIPAMENTOS UTILIZADOS:

4.1 Nome: Analisador de Carbono/Enxofre
Marca: HORIBA
Modelo: EMIA - 1200
N° de série: 510042-D

5.0 PADRÕES UTILIZADOS:

5.1 MATERIAL DE REFERÊNCIA CERTIFICADO.

JSS 600-7 – ALLOY TOOL STEEL SKS1.

JSS 601-7 – ALLOY TOOL STEEL SKS2.

JSS 602-8 – ALLOY TOOL STEEL SKS11.

NIST 342a – NODULAR CAST IRON.

Figura 5.2: Resultados da análise química das amostras de revestimentos – Parte 1.

Fonte: TECPAR, 2012.

ANEXO B – ANÁLISE QUÍMICA – CONTINUAÇÃO

TECPAR

CENTRO de ANÁLISES e ENSAIOS TECNOLÓGICOS
LABORATÓRIO de METAL MECÂNICA



pag.2/2
12006313

6.0 RESULTADOS:

6.1 ANÁLISE QUÍMICA QUANTITATIVA:

Amostras:	Elementos, teores em % ou (g/100g):			
	Carbono, resultados obtidos:	Carbono, Média:	Enxôfre, resultados obtidos:	Enxôfre, Média:
AC12	1,26; 1,25	1,26	0,0136; 0,0136	0,014
AC23	1,39; 1,41	1,40	0,0096; 0,0101	0,010
AC42	1,52; 1,51	1,52	0,0058; 0,0059	0,006
AS12	1,21; 1,22	1,22	0,0065; 0,0062	0,006
AS22	1,49; 1,47	1,48	0,0099; 0,0105	0,010
AS41	1,39; 1,37	1,38	0,0066; 0,0068	0,007
BC12	1,12; 1,13	1,12	0,0169; 0,0165	0,017
BC22	1,36; 1,37	1,36	0,0104; 0,0104	0,010
BC42	1,48; 1,48	1,48	0,0072; 0,0069	0,007
BS13	1,11; 1,11	1,11	0,0165; 0,0168	0,017
BS21	1,43; 1,42	1,42	0,0102; 0,0099	0,010
BS43	1,51; 1,50	1,50	0,0069; 0,0069	0,007

7.0 OBSERVAÇÃO:

Em função das amostras apresentarem-se extremamente duras durante o processo de retirada de amostras com furadeira de bancada/broca de vídea; foi necessário submetê-las ao processo de recozimento para alívio de tensão (aquecimento até 750°C, durante 30 minutos e resfriamento lento até a temperatura ambiente.

Curitiba, 10 de maio de 2012

José Luiz Olkuszewski
Técnico Químico, CRQ/9ª n° 9.400.727
210-lamm/12006313
LNZ

Ladislau Nelson Zempulski
Engenheiro Químico, CRQ/9ª n° 9.300.472

FIM

Figura 5.3: Resultados da análise química das amostras de revestimentos – Parte 2.

Fonte: TECPAR, 2012.

ANEXO C – ANÁLISE QUÍMICA – ARAMES DEPOSITADOS




CENTRO de ANÁLISES e ENSAIOS TECNOLÓGICOS
LABORATÓRIO de METAL MECÂNICA

pag. 2/2
12011493

6.0 RESULTADOS:
6.1 ANÁLISE QUÍMICA QUANTITATIVA:

Amostras:	Elementos, teores em % ou (g/100g):			
	Carbono, resultados obtidos:	Carbono, Média:	Enxofre, resultados obtidos:	Enxofre, Média:
AI	1,79; 1,80	1,80	0,0062; 0,0065	0,006
AII	1,56; 1,57	1,56	0,0061; 0,0064	0,006

7.0 OBSERVAÇÃO:
Em função das amostras apresentarem-se extremamente duras durante o processo de retirada de amostras com furadeira de bancada/broca de vídeo; foi necessário submetê-las ao processo de recozimento para alívio de tensão (aquecimento até 750°C, durante 30 minutos e resfriamento lento até a temperatura ambiente.

Curitiba, 06 de agosto de 2012



José Luiz Olkuszewski
Técnico Químico, CRQ/9ª nº 9.400.727
210-1amm/12011493
LNZ



Ladislau Nelson Zempulski
Engenheiro Químico, CRQ/9ª nº 9.300.472

FIM

INSTITUTO DE TECNOLOGIA DO PARANÁ
Rua Professor Algacyr Munhoz Mader 3775 - CC - CEP 81330-010 Curitiba - Paraná
Fone (41) 3316-3000 Fax (41) 3245 0844 Site WWW.ICTP2001.DF @ICTP2001@ig.com.br

Figura 5.4: Resultados da análise química das amostras de revestimentos – Parte 2.
Fonte: TECPAR, 2012.