

**RICARDO LUIZ CARDOSO DOS SANTOS**

**DEPOSIÇÃO POR PLASMA DE ARCO TRANSFERIDO  
COM CORRENTE CONTÍNUA PULSADA**

**CURITIBA**

**2003**

**RICARDO LUIZ CARDOSO DOS SANTOS**

**DEPOSIÇÃO POR PLASMA DE ARCO TRANSFERIDO  
COM CORRENTE CONTÍNUA PULSADA**

**Dissertação apresentada ao Programa de  
Pós-Graduação em Engenharia Mecânica,  
Área de concentração – Materiais e  
Manufatura, Setor de Tecnologia,  
Universidade Federal do Paraná.**

**Orientadora: Profa. Dra. Ana Sofia Climaco  
Monteiro d'Oliveira.**

**Co-Orientador: Prof. Dr. Ramón Sigifredo  
Cortes Paredes**

**CURITIBA**

**2003**

Aos meus pais.

## **AGRADECIMENTOS**

À minha orientadora, prof<sup>a</sup>. Dr. Ana Sofia Climaco Monteiro de Oliveira, pela orientação e crédito dado a este trabalho.

Ao prof. Dr. Ramón Sigifredo Cortes Paredes, pelo apoio e co-orientação.

Ao Departamento de Engenharia Mecânica da Universidade Federal do Paraná e ao Programa de Pós Graduação em Engenharia Mecânica, pelo apoio recebido, especialmente aos membros do LaMaTS, onde este trabalho foi realizado.

Ao PRH-24, tanto pelo apoio financeiro, quanto pela oportunidade de conhecer o universo do Petróleo e Gás Natural, assim como pelas amizades e boas lembranças proporcionadas pelas pessoas pertencentes ao programa.

Ao CNPq/RHAE pelo financiamento parcial da bolsa de mestrado.

E por fim, mas de maneira alguma menos importantes, à todos os amigos que me acompanharam e me acompanham neste grande projeto de rumo incerto que usualmente chamamos de vida.

O homem é um fabricante de ferramentas.

Benjamim Franklin.

## SUMÁRIO

<b>LISTA DE FIGURAS</b> .....	iii
<b>LISTA DE TABELAS</b> .....	v
<b>RESUMO</b> .....	vi
<b>ABSTRACT</b> .....	vii
<b>1 INTRODUÇÃO E JUSTIFICATIVA</b> .....	01
<b>2 OBJETIVOS</b> .....	03
<b>3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA</b> .....	04
3.1 DEPOSIÇÃO POR PLASMA .....	04
3.1.1 Histórico .....	04
3.2 DEPOSIÇÃO POR PLASMA DE ARCO TRANSFERIDO - PTA .....	04
3.3 PARÂMETROS E VARIÁVEIS DE DEPOSIÇÃO .....	11
3.3.1 Corrente de Deposição .....	11
3.3.2 Velocidade de Soldagem .....	15
3.3.3 Aporte de Calor e Eficiência Térmica .....	16
3.3.4 Vazão do Gás de Plasma .....	16
3.3.5 Composição e Vazão do Gás de proteção .....	17
3.3.6 Vazão do Gás de Transporte de Pó e Taxa de Alimentação .....	18
3.3.7 Distância Tocha-Peça .....	20
3.3.8 Diâmetro e Comprimento do Orifício Constritor .....	21
3.3.9 Ângulo de Ponta e Afição do Eletrodo .....	21
3.3.10 Recuo do Eletrodo .....	22
<b>4 MICROESTRUTURA</b> .....	23
4.1 DILUIÇÃO .....	23
4.2 INFLUÊNCIAS METALÚRGICAS DO FLUXO DE CALOR NA ZONA FUNDIDA .....	24
<b>5 LIGAS A BASE DE COBALTO</b> .....	28
5.1 INTRODUÇÃO .....	28
5.2 PROPRIEDADES METALÚRGICAS .....	29
<b>6 DESGASTE POR DESLIZAMENTO</b> .....	31
6.1 INTRODUÇÃO .....	31
6.2 PINO SOBRE DISCO .....	33
<b>7 RESUMO DAS ATIVIDADES EXPERIMENTAIS</b> .....	35
7.1 EQUIPAMENTOS .....	35
7.2 SUBSTRATOS E MATERIAL DE APORTE .....	36
7.3 DEPOSIÇÃO .....	36
7.4 CARACTERIZAÇÃO DOS REVESTIMENTOS .....	37
7.4.1 Avaliação Superficial .....	37
7.4.2 Diluição e Dimensões dos Depósitos .....	38
7.4.3 Perfil de Microdureza .....	39
7.4.4 Procedimentos Metalográficos .....	39
7.4.5 Análise Metalográfica .....	40
7.4.6 Ensaio Pino sobre Disco .....	41

<b>8</b>	<b>RESULTADOS E DISCUSSÃO</b> .....	43
8.1	CARACTERÍSTICAS GERAIS.....	43
8.2	DILUIÇÃO E PERFIL QUÍMICO DOS DEPÓSITOS.....	50
8.3	MICROESTRUTURA .....	53
8.4	MICRO DUREZA .....	61
8.5	PINO SOBRE DISCO .....	63
<b>9</b>	<b>CONCLUSÕES</b> .....	67
<b>10</b>	<b>TRABALHOS FUTUROS</b> .....	68
	<b>REFERÊNCIAS</b> .....	69

## LISTA DE FIGURAS

FIGURA 01 – ESQUEMATIZAÇÃO DO ARCO TRANFERIDO E NÃO TRANSFERIDO.....	05
FIGURA 02 – CORTE ESQUEMÁTICO DE UMA TOCHA PAW .....	07
FIGURA 03 – EFEITO DA DENSIDADE DE ENERGIA NA PENETRAÇÃO.....	07
FIGURA 04 – ISOTERMAS DO PROCESSO PLASMA E TIG.....	08
FIGURA 05 – ESQUEMA DA DISTRIBUIÇÃO DE TEMPERATURAS ENTRE O PROCESSO TIG E PLASMA .....	08
FIGURA 06 – DESENHO ESQUEMÁTICO DE UMA TOCHA PTA.....	09
FIGURA 07 – DESENHO ESQUEMÁTICO DO ARCO PRINCIPAL E ARCO PILOTO.....	10
FIGURA 08 – EFEITO DA POLARIDADE NA ENERGIA APORTADA AO ELETRODO E NA PENETRAÇÃO.....	11
FIGURA 09 – EFEITO DA POLARIDADE DIRETA SOBRE O METAL DE APORTE DURANTE A SOLDAGEM MIG DE ALUMÍNIO.....	11
FIGURA 10 – PARÂMETROS DA CORRENTE CONTÍNUA PULSADA.....	13
FIGURA 11 – PADRÕES TÍPICOS DE TECIMENTO.....	14
FIGURA 12 – VARIAÇÃO DA LARGURA DA ZTA COM O AUMENTO DA VELOCIDADE DE SOLDAGEM .....	15
FIGURA 13 – CORDÃO COM BAIXA MOLHABILIDADE.....	18
FIGURA 14 – ESQUEMA DO SISTEMA DE ALIMENTAÇÃO DE PÓ UTILIZADO NO PROCESSO PTA .....	19
FIGURA 15 – CORDÕES DEPOSITADOS COM OS MESMOS PARÂMETROS E DIFERENTES TAXAS DE ALIMENTAÇÃO DE PÓ. ....	19
FIGURA 16 – DETERMINAÇÃO DA DISTÂNCIA TOCHA-PEÇA.....	20
FIGURA 17 – ASPECTO DE UM CORDÃO DEPOSITADO UTILIZANDO-SE UM ELETRODO COM AFIANÇA INADEQUADA.....	22
FIGURA 18 – ESQUEMA DA DILUIÇÃO DE UMA LIGA .....	23
FIGURA 19 – DIAGRAMA ESQUEMÁTICO DA INTERFACE SOLIDO-LÍQUIDO.....	26
FIGURA 20 – DIAGRAMA ESQUEMÁTICO DOS MODOS DE SOLIDIFICAÇÃO.....	27
FIGURA 21 – DIAGRAMA PSEUDO-BINÁRIO $Co-M_7C_3.C$ .....	30
FIGURA 22 – PROPRIEDADES DE DOIS SÓLIDOS EM CONTATO QUE INFLUENCIAM A FRICÇÃO E O DESGASTE POR DESLIZAMENTO.....	31
FIGURA 23 – MECANISMOS DE DESGASTE DURANTE CONTATO DESLIZANTE.....	32
FIGURA 24 – ESQUEMA DO EQUIPAMENTO PINO SOBRE DISCO.....	34
FIGURA 25 – PROCEDIMENTO UTILIZADO PARA AVALIAÇÃO DO NÍVEL DE DILUIÇÃO.....	38
FIGURA 26 – DIMENSÕES DA SECÇÃO TRANSVERSAL DE UM DEPÓSITO.....	38
FIGURA 27 – TELA DO SOFTWARE DE ANÁLISE QUANTITATIVA DE IMAGENS.....	40

FIGURA 28 – FALTA DE FUSÃO VERIFICADA NAS AMOSTRAS PROCESSADAS COM 75A E 110A .....	43
FIGURA 29 – FALTA DE FUSÃO VERIFICADA NAS AMOSTRAS PROCESSADAS COM 130A E 160A .....	43
FIGURA 30 – FALTA DE FUSÃO VERIFICADA NAS AMOSTRAS PROCESSADAS COM 170A E 220A .....	43
FIGURA 31 – ASPECTO SUPERFICIAL DOS DEPÓSITOS.....	45
FIGURA 32 – RUGOSIDADE SUPERFICIAL DOS DEPÓSITOS.....	47
FIGURA 33 – SECÇÃO TRANSVERSAL DOS DEPÓSITOS ANALISADOS.....	49
FIGURA 34 – DILUIÇÃO DOS DEPÓSITOS.....	50
FIGURA 35 – PORCENTAGEM DE FERRO AO LONGO DOS DEPÓSITOS REALIZADOS COM CORRENTE CONTÍNUA CONSTANTE SOBRE AÇO CARBONO E AÇO INOXIDÁVEL .....	51
FIGURA 36 – PORCENTAGEM DE FERRO AO LONGO DOS DEPÓSITOS REALIZADOS COM CORRENTE CONTÍNUA E CORRENTE CONTÍNUA PULSADA SOBRE SUBSTRATO DE AÇO INOXIDÁVEL .....	52
FIGURA 37 – MICROESTRUTURAS DOS DEPÓSITOS PARA CONDIÇÕES AVALIADAS, INTENSIDADE DE CORRENTE 170A.....	53
FIGURA 38 – MICROESTRUTURAS DOS DEPÓSITOS PARA CONDIÇÕES AVALIADAS, INTENSIDADE DE CORRENTE 220A.....	54
FIGURA 39 – MICROESTRUTURAS DOS DEPÓSITOS PARA CONDIÇÕES AVALIADAS OBTIDAS ATRAVÉS DE MEV.....	57
FIGURA 40 – ESPAÇAMENTO DOS BRAÇOS DENDRÍTICOS NA SUPERFÍCIE DOS DEPÓSITOS.....	58
FIGURA 41 – ESPAÇAMENTO DOS BRAÇOS DENDRÍTICOS PRÓXIMO À LINHA DE FUSÃO.....	58
FIGURA 44 – PORCENTAGEM DE FASE INTERDENDRÍTICA NO INTERIOR DO CORDÃO.....	60
FIGURA 45 – PORCENTAGEM DE FASE INTERDENDRÍTICA PRÓXIMO À LINHA DE FUSÃO.....	60
FIGURA 46 – DUREZA VICKERS AO LONGO DA SECÇÃO TRANSVERSAL DOS DEPÓSITOS PROCESSADOS COM 170A.....	61
FIGURA 47 – DUREZA VICKERS AO LONGO DA SECÇÃO TRANSVERSAL DOS DEPÓSITOS PROCESSADOS COM 220A.....	61
FIGURA 48 – TAXA DE DESGASTE VERSUS CARGA APLICADA.....	63
FIGURA 49 – SUPERFÍCIE DESGASTADA DOS PINOS.....	65
FIGURA 50 – DETALHE DA SUPERFÍCIE DESGASTADA DA AMOSTRA PROCESSADA COM CORRENTE CONTÍNUA CONSTANTE SOBRE AÇO INOXIDÁVEL.....	66

## LISTA DE TABELAS

TABELA 01 – COMPARAÇÃO DOS DIÂMETROS DOS ORIFÍCIOS CONSTRITORES PARA PTA E PAW .....	21
TABELA 02 – CLASSIFICAÇÃO DAS LIGAS DE COBALTO DE ACORDO COM A PORCENTAGEM DE CARBONO.....	28
TABELA 03 – COMPOSIÇÃO QUÍMICA NOMINAL E APLICAÇÃO DAS LIGAS DE COBALTO.....	29
TABELA 04 – COMPOSIÇÃO QUÍMICA DO MATERIAL DE APORTE E DOS SUBSTRATOS.....	36
TABELA 05 – PARÂMETROS UTILIZADOS.....	42
TABELA 06 – IDENTIFICAÇÃO DAS AMOSTRAS.....	46
TABELA 07 – CARACTERIZAÇÕES DIMENSIONAIS E CONVEXIDADE.....	48

## RESUMO

Altas temperaturas e desgaste severo estão entre as condições de serviço as quais equipamentos em uma refinaria de petróleo estão submetidos. Tipicamente, a vida útil de um equipamento tem sido prolongada através do emprego de ligas resistentes ao desgaste. Maiores benefícios podem ser alcançados com uma seleção mais rigorosa do material de revestimento e do processo de deposição. Técnicas de revestimento convencionais têm sido utilizadas, apresentando, entretanto, alguns inconvenientes, tais como limitação à deposição de ligas de elevada dureza, elevada diluição, etc. O objetivo deste trabalho é caracterizar os depósitos de uma liga de Cobalto com alto Carbono obtidos através de um processo de soldagem ao arco elétrico, conhecido por Plasma de Arco Transferido (PTA - do inglês *Plasma Transferred Arc*). As condições de processamento incluíram intensidades distintas de corrente contínua constante, dois níveis de corrente contínua pulsada e dois substratos distintos, um de aço inoxidável austenítico e outro de aço carbono. As características dos revestimentos foram avaliadas através da caracterização do acabamento superficial, dos aspectos dimensionais, da análise microestrutural e da determinação da microdureza. A resistência ao desgaste dos revestimentos depositados foi avaliada por desgaste metal/metal através de ensaio tipo pino sobre disco. Os resultados mostraram que a influência do substrato sobre o revestimento dependeu da intensidade de corrente, e a utilização de corrente contínua pulsada permitiu melhorar as características dos depósitos, resultando em refino de microestrutura, menores níveis de diluição e maiores durezas.

## **ABSTRACT**

Equipments of oil refineries are subjected to high temperature and severe wear. Typically, equipments service life has been extended by deposition of wear resistant coatings on the parts prone to wear. Further improvements may be achieved with a more contentious selection of the hardfacing alloy and deposition process. Conventional welding processes have been used, but present some restraints, such as high dilution and material selection. The aim of this work is to characterize the coatings processed by Plasma Transferred Arc (PTA) process. Experimental conditions included two current modes, continuous and pulsed, and two substrates carbon steel and austenitic stainless steel. Coatings features were assessed through their superficial finishing, dimensional assets, microstructure and hardness. Wear resistance was evaluated by pin on disc tests. The results showed that the chemical composition of the substrate influence on the coatings characteristics depended upon current intensity, while current pulsation allowed a microstructure refinement, lower dilution and higher hardness.

## 1 INTRODUÇÃO E JUSTIFICATIVA

A fabricação ou recuperação de componentes mecânicos sujeitos ao desgaste tem sido estudada e aprimorada ao longo dos anos, seja no tocante à seleção e desenvolvimento de materiais, seja no que se refere às técnicas de deposição dos mesmos. Este tipo de atividade tem encontrado um grande campo de aplicação na indústria petrolífera, na qual os componentes e equipamentos experimentam condições severas de desgaste em combinação com altas temperaturas e ambientes corrosivos, demandando processos de deposição e materiais que possibilitem uma maior vida útil destes, aliada com uma melhora no desempenho.

A deposição pelo processo plasma de arco transferido (PTA) apresenta a vantagem de trabalhar com materiais na forma de pó, o que proporciona uma enorme versatilidade na seleção dos mesmos. Além desta vantagem do PTA, deve-se mencionar a excelente estabilidade do plasma, qualidade do depósito, baixa diluição e distorção (BRACARENCE, 2000, BRANDI, 1992, DIAZ, 1999, LUCAS, 1990, LUGSCHEIDER, 1991, MODENESI, 2001, OLIVEIRA, 2001).

Por ser uma técnica relativamente recente, não existe para o processo PTA, em nível mundial, uma base de dados que permita a seleção adequada de parâmetros de deposição, tendo em vista o número de variáveis a serem consideradas, aliadas à seleção de material, que na forma de pó permitirá, potencialmente, uma maior flexibilidade na formulação de ligas.

Além disto, o desenvolvimento de fontes de potência micro-controladas oferece uma série de recursos, entre os quais a pulsação de corrente, a qual tem trazido benefícios, tanto do ponto de vista de processamento, quanto do ponto de vista metalúrgico, e que, apesar destas vantagens, ainda não foi explorada quando da deposição por PTA.

O uso predominante de ligas resistentes a altas temperaturas foi a indústria de turbinas a gás (DAWSON, 1991). Nesta aplicação, os principais requisitos dos materiais eram a resistência à erosão por partículas em altas temperaturas e também a resistência à fluência. Na atualidade, o uso de ligas resistentes a altas temperaturas é mais diversificado, conforme maior eficiência tem sido procurada

para a queima de combustíveis fósseis e também para o processamento de óleo cru em refinarias, entre outras (CROOK, 1993).

## **2 OBJETIVOS**

Este trabalho tem por objetivo avaliar no processo plasma PTA a influência da pulsação de corrente e do material do substrato para diferentes intensidades na deposição de uma liga de cobalto com alto teor de carbono. Pretende-se, através da caracterização do revestimento depositado, contribuir para o melhor entendimento da relação dos parâmetros de deposição com as propriedades metalúrgicas e mecânicas do revestimento.

### 3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

#### 3.1 DEPOSIÇÃO POR PLASMA

##### 3.1.1 Histórico

O processo de soldagem PLASMA pode ser considerado uma evolução do processo de soldagem TIG, onde a coluna do arco elétrico (PLASMA) sofre uma constrição, resultante da passagem do arco através de um orifício de diâmetro reduzido, normalmente de cobre, refrigerado a água. O princípio fundamental de geração do arco por plasma, atualmente utilizado para soldagem, corte, fusão e deposição de metais e não metais, pode ser atribuído a Gerdien, que em 1923 trabalhou com arcos refrigerados com água para obtenção de iluminação de grande intensidade (BRACARENCE, 2000, BRANDI, 1992). Robert Gage, ao estudar a constrição do arco TIG, tinha a intenção de utilizá-lo em operações de cortes de metais. Pesquisas posteriores revelaram a possibilidade de utilização do processo plasma também para operações de soldagem, sendo que na década de 60, os Estados Unidos realizaram a primeira aplicação do processo, soldando partes do foguete TITAN III-C (BRACARENCE, 2000, BRANDI, 1999, DIAZ, 1999, OLIVEIRA, 2001). A partir de então, a soldagem plasma tem sido investigada e as propriedades básicas da constrição do arco têm sido estabelecidas experimentalmente (BRACARENCE, 2000, BRANDI, 1999, DIAZ, 1999). O processo de deposição plasma utilizando pó como metal de adição, consagrado pela literatura como PTA (do inglês *Plasma Transferred Arc* – plasma de arco transferido (DAVIS, 1990)), foi desenvolvido de maneira a se conseguir um processo que oferecesse uma maior flexibilidade do ponto de vista da utilização de materiais, uma vez que a manufatura de pós permite uma maior flexibilização na seleção de materiais de adição, aliada a maiores espessuras de depósito em relação ao processo laser e menores diluições em relação aos processos convencionais (FOLTRAN, 2000). Além da utilização de material de adição em na forma de pó, o processo PTA tem algumas diferenças fundamentais em relação ao processo de soldagem plasma. As dimensões dos bocais utilizados no PTA são relativamente maiores, de modo que se obtenha uma coluna de arco mais larga, devido a menor constrição do arco (DIAZ, 1999), o que

traz uma densidade de energia relativamente menor que vem a favorecer a deposição, uma vez que isto permite a deposição de cordões mais largos e com maior reforço, o que traz como vantagens a diminuição do tempo de operação e a menor diluição, além da melhor qualidade metalúrgica do depósito, levando esta tecnologia a ser amplamente pesquisada em nível mundial, em substituição principalmente aos processos MIG e eletrodos revestidos (WINKELMANN, 2001).

### 3.2 DEPOSIÇÃO POR PLASMA DE ARCO TRANSFERIDO – PTA

Os processos de deposição têm em comum com a soldagem o fato de, no caso dos processos denominados “PLASMA” – PTA, PAW e PLASMA Spray, o uso de um plasma com as mesmas características, que são a alta densidade de energia e direcionalidade do arco (BRACARENCE, 2000, BRANDI, 1999, DIAZ, 1999). Porém, a regulagem dos parâmetros e o modo de transferência do arco – se transferido ou não transferido, figura 01 - são distintos, de acordo com o objetivo de cada processo, sendo o da soldagem a união de materiais e o da deposição o aumento da performance de uma superfície.

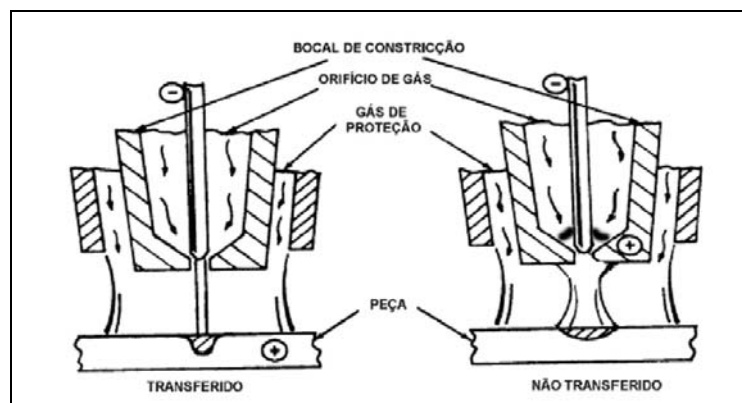


Figura 01- Esquemática do arco transferido (direita) e não transferido (esquerda). No arco transferido, a peça faz parte do circuito elétrico. Adaptado de (MODENESI, 2000).

As similaridades entre o processo TIG, o processo Plasma Arc Welding (PAW) e o processo PTA são evidentes quanto à formação do arco entre um

eletrodo de tungstênio e a peça, porém as tochas PTA e PAW geram as características únicas de suas colunas de plasma devido à constrição de seus arcos. Nos processos PLASMA, o eletrodo é posicionado dentro do corpo da tocha e o gás formador do plasma é separado do gás de proteção. Entre as vantagens proporcionadas pela constrição do PLASMA, nos processos PTA e PAW, destacam-se (BRANDI, 1992, DIAZ, 1999, LUCAS, 1990, LUGSCHEIDER, 1991, MODENESI, 2001, OLIVEIRA, 2001,):

- a) Estabilidade do arco, mesmo com correntes muito baixas;
- b) a coluna do arco é rígida e de diâmetro reduzido, o que acarreta em um aumento da concentração de energia e proporciona uma Zona Termicamente Afetada (ZTA) e uma poça de fusão mais estreitas;
- c) jato de plasma mais forte, em consequência da alta densidade de energia e do aumento da velocidade do gás de plasma;
- d) menor tendência à distorção e diluição quando comparado ao processo de eletrodo revestido e MIG;
- e) maior velocidade de deslocamento, devido à maior concentração de energia;
- f) as características do PLASMA se mantêm para pequenas variações da Distância Tocha Peça (*Torch Stand-off*).

Na figura 02, é mostrada a configuração de uma tocha PAW. A distância da face externa do bocal constritor até o material base é a distância tocha-peça ou afastamento da tocha. O recuo do eletrodo (*Electrode Setback*) é medido desde a ponta do eletrodo até a face externa do bocal constritor. As alterações das características do arco são influenciadas por este fator, o qual define, juntamente com o diâmetro e comprimento do bocal constritor, o grau de constrição e a rigidez do jato plasma (o termo rigidez é referido para explicar que o arco é menos afetado por campos magnéticos) (DIAZ, 1999).

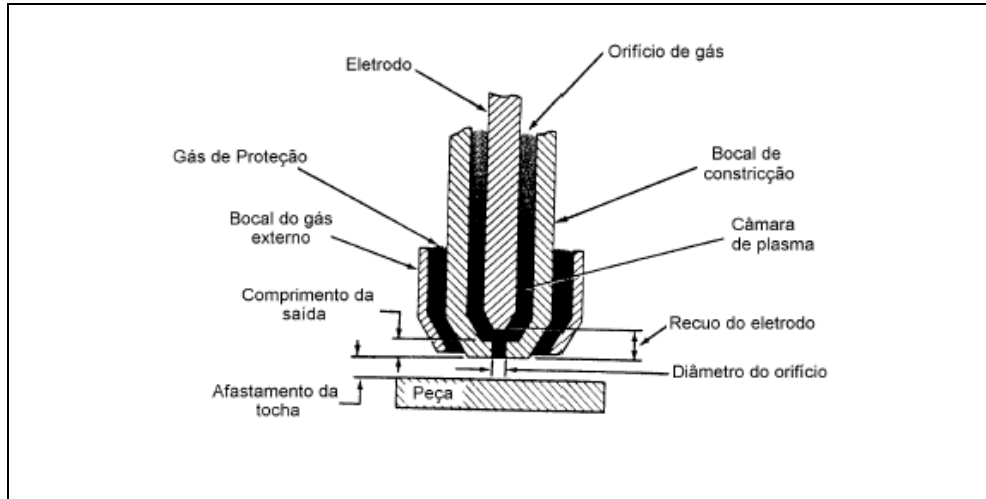


Figura 02 - Corte Esquemático de uma tocha PAW.

O PLASMA é colimado por um pequeno orifício localizado no bocal constritor. O efeito mais significativo da constrictão do plasma é sua alta direcionalidade e penetração devido ao aumento da densidade de energia, figura 03. O aumento da penetração é interessante do ponto de vista estrutural, uma vez que permite a união de peças de maiores espessuras em um único passe sem necessidade de preparação de chanfro (BRANDI, 1992, MODENESI, 2001). Para a deposição de revestimentos, deve-se ter em atenção que uma penetração excessiva pode vir a comprometer o revestimento devido ao aumento de diluição, sendo necessários realizar ajustes nas variáveis de deposição (DAVIES, 1990).

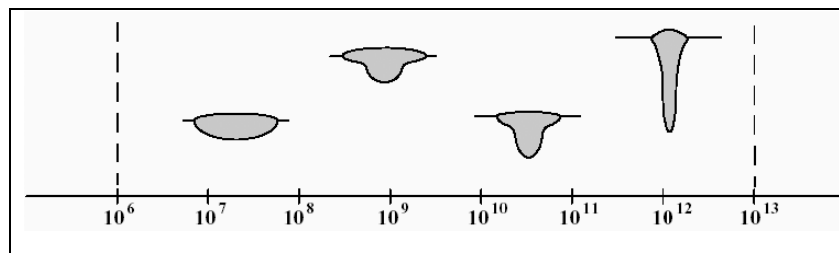


Figura 03 - Efeito da densidade de energia ( $W/m^2$ ) na penetração. A densidade de Energia do Plasma está entre  $10^9$  e  $10^{10}$   $W/m^2$ .

Na figura 04, as fotografias mostram as isotermas de perda de calor para uma tocha PLASMA e uma tocha TIG.

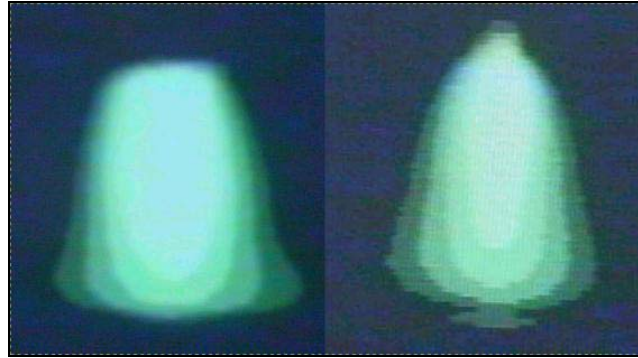


Figura 04 - Isotermas do processo PLASMA (esquerda) e TIG (direita). As regiões mais claras têm temperaturas mais elevadas.

Fonte: [www.labsolda.ufsc.br/projetos/projetos\\_labsolda.htm](http://www.labsolda.ufsc.br/projetos/projetos_labsolda.htm).

Na figura 05, temos um esquema da distribuição de temperaturas na coluna do arco de um processo TIG e um processo PLASMA.

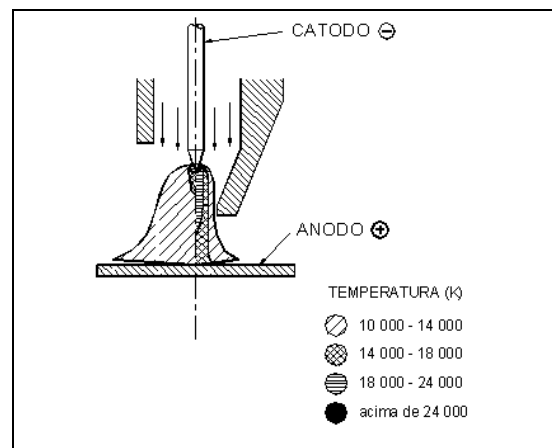


Figura 05 - Esquema da distribuição de temperaturas entre o processo TIG e PLASMA.

Segundo o esquema, o PLASMA se apresenta muito mais concentrado no processo PAW que no processo TIG. A capacidade de penetração do arco, para uma determinada corrente, é determinada pelo grau de constricção do plasma (diâmetro e comprimento do orifício do bocal) e o fluxo de gás de plasma. O ângulo da ponta do eletrodo de tungstênio não tem efeito sobre a penetração (DIAZ, 1999), e é geralmente determinado pelo fabricante da tocha.

O processo PAW pode trabalhar sem metal de adição, utilizando-se a técnica de união convencional e/ou a técnica keyhole, e ainda pode utilizar varetas

ou arames, com alimentação manual ou automática, como consumíveis, assim como trabalhar com arco transferido ou não transferido. Quando da utilização de pó e arco transferido, o processo é chamado Plasma Transferred Arc (PTA) (DAVIS, 1990).

A deposição de materiais por PTA é um processo no qual o pó de uma liga é introduzido no jato PLASMA para formar uma poça fundida sobre a peça. O depósito resultante é denso e homogêneo, com excelente ligação metalúrgica ao metal de base, como ocorre em soldagem convencional.

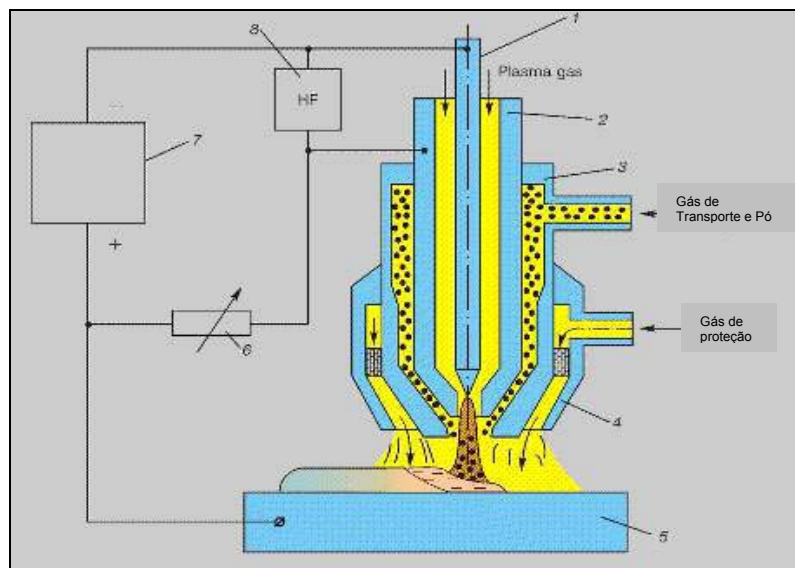


Figura 06 - Desenho esquemático de uma tocha PTA.

- |                                |   |
|--------------------------------|---|
| 1-Eletrodo de Tungstênio       | 5-Substrato   |
| 2-Bocal do Orifício Constritor | 6-Circuito do Arco Piloto                               |
| 3-Condutor de Pó               | 7-Circuito do Arco Principal                            |
| 4-Bocal do Gás de Proteção     | 8-Gerador de Alta Freqüência para início do Arco Piloto |

O material a ser depositado é transportado de um alimentador de pó à tocha em um fluxo de gás, normalmente o argônio (DAVIS, 1990, LUCAS, 1990), ou misturas de gases, os quais podem ser ativos ou inertes (BOUAIFI, 2001), o qual é direcionado ao PLASMA, onde é fundido juntamente com o metal de base, figura 06. A principal diferença construtiva entre a tocha PAW e a tocha PTA consiste nos canais para a alimentação de pó e na necessidade da utilização de um fluxo adicional de gás para o transporte de pó na tocha PTA.

Devido ao fato do eletrodo ficar no interior do bocal constritor da tocha PLASMA, impedindo o seu contato com a peça, para a abertura do arco elétrico é utilizado um sistema de alta frequência, que impõe picos de alta tensão que causam centelhamento entre o eletrodo e o bocal constritor, iniciando desta forma um arco entre estes, figura 07. Este arco, chamado de arco piloto, é mantido durante toda a operação de deposição e também durante o posicionamento da tocha, de maneira que não seja necessária sua reignição. O arco principal é iniciado quando se aplica a corrente de soldagem e o circuito eletrodo-peça se fecha. Por necessitar de dois arcos, a fonte de energia utilizada pelo processo PTA é composta de dois circuitos de alimentação, sendo um responsável pelo controle e manutenção do arco principal, arco este que é transferido, e o outro responsável pelo controle e manutenção do arco piloto, este sendo não-transferido, figura 07. O circuito do arco principal, o qual pode ser de corrente contínua constante (CC), corrente alternada (CA) ou de corrente contínua pulsada, é conectado ao eletrodo de tungstênio e a peça. O circuito do arco piloto conecta o eletrodo de tungstênio e o bocal constritor, e é obrigatoriamente CC. Este arco não transferido serve como um arco piloto para o início do arco transferido.

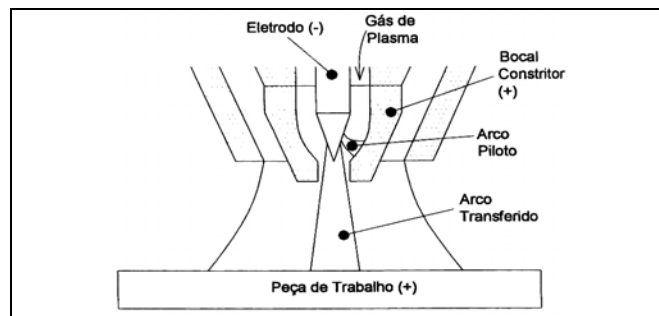


Figura 07 - Desenho esquemático, onde se observa o Arco Principal e o Arco Piloto, adaptado de (OLIVEIRA, 2001).

### 3.3 PARÂMETROS E VARIÁVEIS DE DEPOSIÇÃO

#### 3.3.1 Corrente de Deposição

A intensidade de corrente é a principal variável quando se considera o aporte de calor ao substrato. No processo PTA, a corrente contínua constante com polaridade direta (CC-) é utilizada pelo maior aquecimento do metal de base e menor desgaste do eletrodo, devido ao menor aporte de energia destinado ao eletrodo que esta polaridade proporciona (BRANDI, 1992, LUCAS, 1990, LUGSCHEIDER, 1991, MARQUES, 1991, MODENESI, 2001), figura 08. Apesar de preservar o eletrodo, esta polaridade apresenta problemas quando da soldagem com eletrodos consumíveis. Segundo a literatura especializada isto pode ocorrer devido ao fluxo de íons metálicos em direção ao eletrodo, o material de aporte tende a ser expulso da coluna do arco como observado no processo MIG, figura 09, (BRANDI, 1992, KOU, 1987).

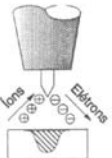
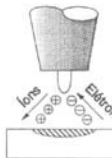
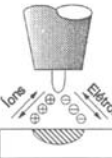
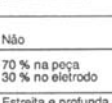
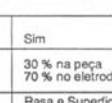
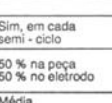
Tipo de corrente	CC -	CC +	CA (Balanceada)
Poliaridade de eletrodo	Negativa ou direta	Positiva ou inversa	
Fluxo de elétrons e íons			
Característica de penetração			
Ação de limpeza de óxidos	Não	Sim	Sim, em cada semi-ciclo
Balanco de calor no arco (aprox.)	70 % na peça 30 % no eletrodo	30 % na peça 70 % no eletrodo	50 % na peça 50 % no eletrodo
Penetração	Estreita e profunda	Rasa e Superficial	Média

Figura 08 - Efeito da polaridade na energia aportada ao eletrodo e na penetração (TIG), adaptado de (MARQUES, 1991).

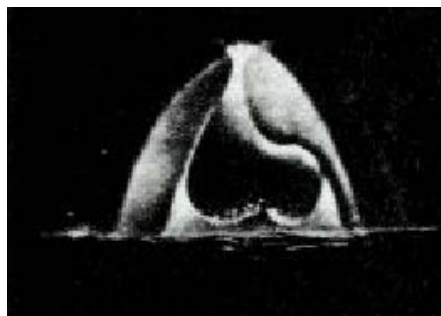


Figura 09 - Efeito da polaridade direta (CC-) sobre o metal de aporte durante a soldagem MIG de alumínio (Kou, 1987).

Na utilização do PTA, o aumento da corrente de deposição deve ser acompanhado de um aumento da taxa de alimentação de pó para que se consiga uma divisão do aporte de calor mais favorável à deposição, de modo a se ter uma diluição minimizada. As condições operacionais se mantêm estáveis para uma estreita faixa da corrente de soldagem. Esta faixa de corrente tem como resultados extremos uma elevada ZTA e diluição excessiva para altas correntes e a falta de fusão do metal de aporte e substrato para baixas correntes. O aumento excessivo da corrente tende a deteriorar as características dos revestimentos, principalmente com o aumento da diluição, além de causar desgaste excessivo do eletrodo e do bocal constritor, devido, segundo a literatura especializada, à formação de arco duplo (double arcing), um entre o eletrodo e bocal constritor e outro entre o bocal e a peça (LUGSCHEIDER, 1991).

Com a evolução das fontes de energia para os processos de deposição, mais opções para seleção de parâmetros têm sido possíveis, tais como a possibilidade de controle das rampas de corrente e controle dos fluxos de gases, etc. Estas opções são interessantes para a minimização de defeitos no início e final do depósito, conforme observado por DIAZ (1999) e OLIVEIRA (2001). Outra opção importante é a corrente contínua pulsada, a qual se apresenta como uma alternativa interessante à corrente contínua constante tanto do ponto de vista de estabilidade do processo, quanto do ponto de vista metalúrgico. A principal vantagem de processamento é a possibilidade de se trabalhar com picos elevados de corrente sem aumentar o aporte médio de calor (energia) imposta ao substrato. Do ponto de vista metalúrgico, a corrente contínua pulsada patrocina o refino da estrutura de solidificação, o que foi atribuído, quando da soldagem TIG de alumínio com material de adição na forma de vareta, à quebra das dendritas durante a solidificação, decorrente da maior agitação da poça de fusão, conforme avaliado por MARTINS e TREVISAN (1999).

A corrente contínua pulsada se caracteriza por variar a amplitude de corrente, e conseqüentemente a energia, entre um valor mínimo (corrente de base  $I_b$ ) e um valor máximo (corrente de pulso  $I_p$ ), durante tempos de pulso ( $t_p$ ) e tempos de base ( $t_b$ ), respectivamente, figura 10. O período correspondente a  $I_p$  representa aquele em que normalmente ocorre a fusão do metal de deposição e do metal de base.

A corrente e o tempo de base são ajustados de maneira que se mantenha um aquecimento minimizado do metal de deposição e do substrato (BRANDI, 1992, DIAZ, 1999). Para o PTA, e para qualquer processo no qual a alimentação do material de aporte é independente do arco elétrico, como no caso do processo plasma com alimentação de arame, é possível ajustar este aquecimento mínimo, de modo que ocorra ou não fusão do pó e/ou do substrato durante o tempo de base.

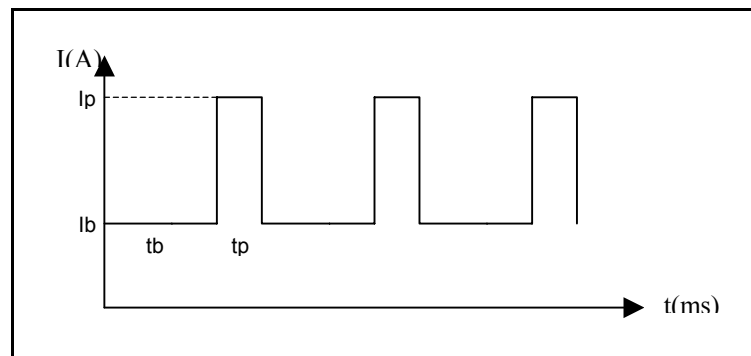


Figura 10: Parâmetros da corrente contínua pulsada.

Entre as vantagens do uso da corrente contínua pulsada, podemos destacar:

- a) Menor distorção e menor ZTA;
- b) maior homogeneidade microestrutural do material depositado, devido à agitação provocada pela pulsação da corrente (Kou, 1987);
- c) intensidade média de corrente e aporte térmico menores do que na corrente contínua constante.

A intensidade média pode ser calculada através da equação 01:

$$I_m = \frac{I_p \cdot t_p + I_b \cdot t_b}{t_p + t_b} \quad (01)$$

Com relação às desvantagens, deve-se destacar:

- a) Maior custo do equipamento em relação ao equipamento que trabalha unicamente com corrente contínua constante;
- b) maior dificuldade na otimização dos parâmetros, devido a seu maior número.

Os tempos de pico e de base devem ser ajustados de maneira que a relação entre eles permita uma adequada solidificação entre os pulsos, de maneira a se evitar defeitos tais como falta de fusão ou penetração, (BRANDI, 1992, DIAZ, 1999). A determinação dos tempos depende de uma série de fatores, tais como o material e espessura do substrato, material de aporte e seu tipo (arame ou pó), e velocidade de soldagem, porém alguns comportamentos se verificam, por exemplo, a utilização de tempos de pulso maiores que tempos de base pode causar maior penetração e conseqüentemente maior diluição. Para tempos de base maiores que tempos de pulso, existe a tendência à falta de penetração e falta de integridade estrutural (DIAZ, 1999). A correta seleção da intensidade de corrente, no caso de corrente contínua constante, ou dos parâmetros, no caso da corrente contínua pulsada, é baseada na espessura e composição química do substrato e composição do pó. Outros fatores, porém, têm de ser levados em consideração para a seleção da corrente, tais como a vazão de gás de PLASMA, a taxa de alimentação do pó, a velocidade de soldagem, material e espessura do substrato e tipo de passe de deposição, se passe retilíneo ou com oscilação mecânica e/ou magnética.

A vazão de gás de PLASMA afeta diretamente a estabilidade e a quantidade de partículas expulsas da coluna do arco, desgaste do eletrodo e a penetração do cordão. Uma vazão maior redundará em uma maior penetração e maior quantidade de partículas expulsas, o que no caso de revestimentos não é interessante (DIAZ, 1999, LUCAS, 1990, MODENESI, 2001, OLIVEIRA, 2001).

A taxa de alimentação de pó influi na geometria, formato do cordão e obviamente na taxa de deposição. O tipo de passe de deposição, o qual pode ser realizado retilíneo ou com tecimento, figura 11, permite a deposição de revestimentos em um único passe ou a redução de número de passes e que pode incorrer na variação do aporte de calor e também no formato e geometria do cordão.



Figura 11: Padrões típicos de tecimento.

### 3.3.2 Velocidade de Soldagem

A velocidade de soldagem é uma variável que influencia de forma significativa na qualidade das soldas e está, apesar de não atuar diretamente nas características do arco, diretamente relacionada com a quantidade de calor transferido à peça por unidade de comprimento. Mantidos os outros parâmetros, a variação da velocidade de soldagem influi diretamente no formato da poça de fusão, microestrutura, tamanho da ZTA e oxidação superficial do cordão, sendo estas duas últimas características inversamente proporcionais ao aumento da velocidade, (figura 12).



Figura 12 - Variação da largura da ZTA com o aumento da velocidade de soldagem o cordão foi feito da direita para esquerda, sendo a velocidade no segmento mais largo 100 mm/s, na porção média 150 mm/s e ao final 300 mm/s (Adaptado de SILVÉRIO E SANTOS, 2002).

Quando se considera o fator produtividade, a soldagem deve ser realizada com as velocidades mais elevadas possíveis. Entretanto, uma velocidade excessiva de deposição pode resultar em defeitos, tais como mordeduras, trincas, porosidade e imperfeições superficiais.

Um outro efeito relativo a velocidade de soldagem que pode ocorrer é a falta de penetração, porém no caso do PTA e outros processos com elevada concentração de energia, tais como laser e feixe de elétrons, e até mesmo em condições especiais nos processos TIG e MIG, o excesso de penetração pode ocorrer, devido à variação do escoamento de calor no substrato (MACHADO, 1996). A velocidade de soldagem mais adequada é determinada através do compromisso entre a corrente, tipo e vazão do gás de plasma, taxa de alimentação de pó e diâmetro do bocal constritor (DIAZ, 1999).

### 3.3.3 Aporte de Calor e Eficiência Térmica

O aporte de calor está diretamente relacionado com a corrente e velocidade de soldagem, através da equação 02:

$$Q = \frac{\eta \cdot V \cdot I}{v} \quad (02)$$

Onde:

Q → Energia de Soldagem [J/cm];

$\eta$  → Eficiência térmica do arco [%];

V → tensão do arco [V];

I → corrente de soldagem [A];

v → velocidade de soldagem [cm/min].

Segundo Wu (1996), no processo PTA, a maior parte do calor é absorvida pelo material de aporte, conseqüentemente o aporte de calor à peça e a diluição são relativamente baixos. A eficiência térmica do arco no PTA é menor que no processo TIG, devido à extração de calor através do bocal constritor e seu sistema de refrigeração.

O compromisso entre as variáveis corrente, tensão, velocidade de soldagem, distância tocha peça e taxa de alimentação de pó, determinará a energia de soldagem e também os modos de solidificação da poça fundida (FOLTRAN, 2000, Kou, 1990).

### 3.3.4 Vazão do Gás de Plasma

O gás normalmente utilizado é o argônio, porém há relatos do uso de misturas Argônio, Hélio, Hidrogênio e Nitrogênio (BOUAIFI, 2001 e LUCAS, 1990). Misturas Argônio e Hélio, apesar das características de maior energia e penetração apresentadas por esta mistura, não têm sido utilizadas devido ao alto custo do Hélio

e a maior dificuldade para o início e estabilização do arco voltaico, o mesmo ocorrendo com o Nitrogênio (BOUAIFI, 2001 e OLIVEIRA, 2001). Os valores usuais da vazão de gás de plasma, no caso do argônio, para aplicações de soldagem e deposição, estão na faixa de 0,25 a 2,2 l/min (DIAZ, 1999 E OLIVEIRA, 2001).

A vazão do gás de plasma está estreitamente relacionada com o comportamento da poça de fusão, qualidade e aspecto do depósito e velocidade de soldagem. Um aumento na vazão de gás de plasma resulta no aumento da velocidade e rigidez do jato de plasma e também na pressão do arco sobre a poça de fusão (DIAZ, 1999). À medida que a vazão é elevada, há um aumento na relação penetração/largura do cordão, devido principalmente a maior penetração (BRACARENSE, 2000). Vazões excessivas causam penetração excessiva, imperfeições superficiais, tais como poros, enquanto que vazões insuficientes causam a instabilidade do arco, poros e desgaste excessivo do eletrodo (OLIVEIRA, 2001).

### 3.3.5 Composição e Vazão do Gás de Proteção

Nos processos PTA e PAW, o gás de proteção tem a função exclusiva de proteger a poça de metal fundida da contaminação atmosférica (BRANDI, 1992, DIAZ, 1999, LUCAS, 1990, LUGSCHEIDER, 1991, MODENESI, 2001, OLIVEIRA, 2001).

Nas aplicações em soldagem e deposição por plasma, o gás de proteção é freqüentemente o mesmo utilizado como gás de plasma, devido à praticidade, custo e a não necessidade de equipamentos para mistura de gases. Tradicionalmente, o uso de argônio puro apresenta pouca fluidez da poça fundida, o que pode acarretar na deposição de cordões com falta de molhabilidade (BRANDI, 1992, OLIVEIRA, 2001), que apresentam uma série de desvantagens tais como concentração de tensões e dificuldades na deposição de cordões sucessivos, devido a geometria desfavorável do depósito, figura 13.

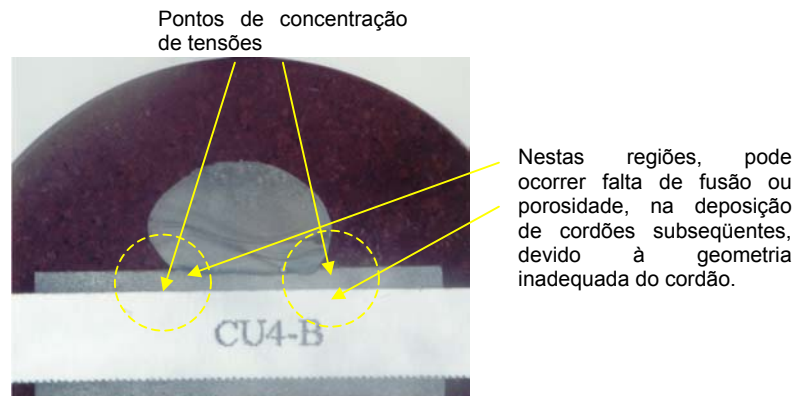


Figura 13 - Cordão com baixa molhabilidade, (YAEDU, 2003).

A utilização de misturas Argônio/CO<sub>2</sub> apresenta algumas vantagens em relação à utilização de Argônio puro, sendo a mais importante o incremento da molhabilidade do depósito, a qual faz com que o cordão tenha uma convexidade adequada, assim como acontece no processo MIG (BRACARENSE, 2000 , OLIVEIRA, 2001).

Com respeito à vazão, esta deve ser suficiente para que ocorra a proteção do depósito. Vazões muito baixas causam porosidade e oxidação do depósito. Vazões elevadas podem resultar em porosidade e desperdício de gás. Para o processo PTA, existe uma faixa de vazão adequada para cada faixa de corrente e velocidade de soldagem utilizada. Dentro desta faixa, uma vazão menor tenderá a proporcionar uma maior diluição, maior largura e menor altura do cordão, devido à menor taxa de resfriamento, o contrário ocorrendo para vazões maiores.

### 3.3.6 Vazão do Gás de Transporte de Pó e Taxa de Alimentação

O gás transportador de pó normalmente utilizado no PTA é o Argônio. A utilização de misturas de gases, entre eles o hélio, hidrogênio e nitrogênio é possível e está ligada ao tipo de material de deposição utilizado, porém pouco desenvolvimento tem sido feito neste sentido (BOUAIFI, 2001). A taxa de alimentação de pó é determinada pela característica de pó, corrente de soldagem, utilização ou não de tecimento, oscilação magnética e gás de proteção. Esta taxa, normalmente

em gramas por minuto, é determinada através do ajuste da rotação do parafuso transportador do sistema de alimentação de pó, figura 14.

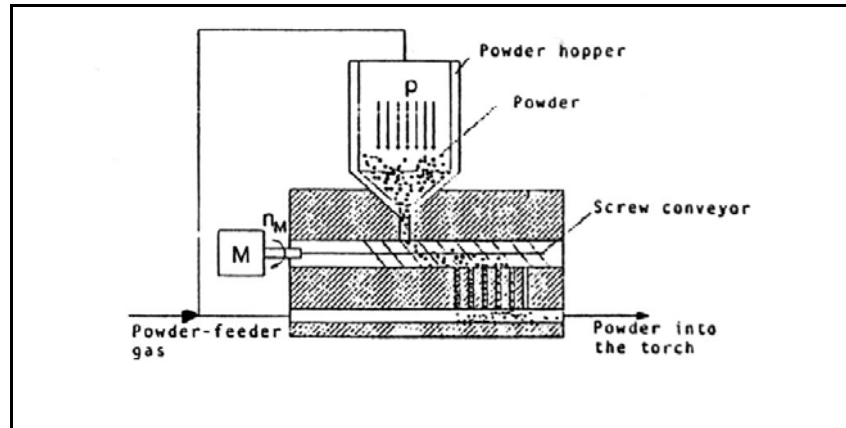


Figura 14 - Esquema do Sistema de Alimentação de Pó utilizado no processo PTA (SILVÉRIO E SANTOS, 2002).

A vazão do gás de transporte deve ser tal que possibilite o arraste da quantidade de pó transportada pelo parafuso transportador e o direcione para o jato plasma.

A taxa de alimentação de pó tem influência significativa na qualidade do depósito, sendo que, para os demais parâmetros fixos, a diluição diminui e a altura do cordão aumenta com para maiores taxa de alimentação. A qualidade superficial e a ocorrência de defeitos, tais como porosidade e falta de fusão, também são influenciados por ela, figura 15.



Figura 15 - Cordões depositados com os mesmos parâmetros e diferentes taxas de alimentação de pó. A maior taxa de alimentação foi utilizada no depósito à direita (SILVÉRIO E SANTOS, 2002)

### 3.3.7 Distância Tocha-peça

Devido à sua forma cilíndrica e rigidez, a coluna do plasma no processo PTA permite uma pequena variação da distância tocha-peça, geralmente menor que no processo PAW, devido aos maiores diâmetros utilizados no PTA, dentro de certos limites que dependem dos parâmetros utilizados e principalmente das dimensões do bocal, sem que ocorram mudanças significativas na geometria do plasma e na estabilidade do processo. A tensão do arco está diretamente relacionada com a distância tocha-peça, tal como no processo TIG, e o seu aumento leva a um aumento da largura da ZTA e da zona fundida (ZF) do depósito por causa da mudança da geometria espacial do plasma de uma forma cilíndrica para uma forma ligeiramente cônica (BRANDI, 1992, DIAZ, 1999, LUCAS, 1990, LUGSCHEIDER, 1991, MODENESI, 2001, OLIVEIRA, 2001). Porém, o grau de influência da distância tocha-peça no comportamento do plasma depende do recuo do eletrodo em relação ao bocal constritor, sendo que para menores recuos tem-se menor constrição, e do diâmetro do mesmo (DIAZ, 1999, OLIVEIRA, 2001).

No caso do PTA, a distância mínima para o processo é a distância que permite a injeção do pó na coluna do arco elétrico (PLASMA), determinada pela projeção dos canais de alimentação de pó em direção ao arco, figura 16.

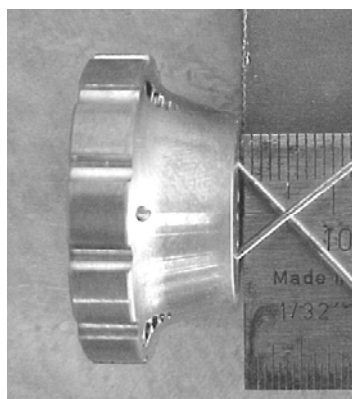


Figura 16 - Determinação da Distância Tocha – Peça (SANTOS E SILVÉRIO, 2002).

A deposição de revestimentos duros utilizando distâncias tocha-peça inferiores à projeção dos canais de alimentação de pó resulta em excesso de

respingos e deterioração severa do acabamento superficial. A distância tocha-peça máxima é determinada pelos demais parâmetros utilizados, porém na prática não se utilizam distâncias maiores que 15 mm devido a problemas de instabilidade do arco e deterioração do acabamento superficial (SILVÉRIO E SANTOS, 2002).

### 3.3.8 Diâmetro e Comprimento do Orifício Constritor

No caso do PTA, ao contrário do PAW que pode utilizar tanto bocais com um orifício constritor quanto bocais com vários orifícios (BRANDI, 1992), são utilizados somente bocais com um orifício, além dos orifícios para alimentação de pó. O diâmetro e o comprimento do orifício determinam o grau de constrição do plasma, sendo uma maior constrição alcançada com diâmetros menores e comprimentos maiores (DIAZ, 1999, OLIVEIRA, 2001). Um maior constrição proporciona uma maior liberdade na variação da distância tocha-peça. O PTA utiliza, em geral, orifícios de diâmetro maior que os utilizados no PAW, de modo que a coluna do arco tenha um diâmetro maior, com conseqüente menor constrição do arco e densidade de energia, de modo que não seja transmitida uma quantidade elevada de calor ao substrato, o que contribui para a obtenção de baixas diluições e cordões mais largos, tabela 01. Esta característica do PTA faz com que o processo seja mais sensível à variação da distância tocha peça.

TABELA 01: COMPARAÇÃO DOS DIÂMETROS DOS ORIFÍCIOS CONSTRITORES PARA PTA E PAW

<b>Processo</b>	<b>Ø do orifício constritor</b>
<b>PTA</b>	3,2-4,6
<b>PAW</b>	2,8-3,2

### 3.3.9 Ângulo de Ponta e Afiação do Eletrodo

O ângulo da ponta do eletrodo é um fator que não influencia significativamente na penetração dos cordões depositados. Afeta, porém a abertura e estabilização do arco principal (DIAZ, 1999). No caso do PTA, contrariamente às tochas para PAW, o mesmo é normalmente determinado pelo fornecedor do equipamento.

Quanto à afiação, esta deve ser feita de forma automatizada ou manual, desde que se consiga bom acabamento superficial e principalmente concentricidade da ponta. Ao contrário do processo TIG, onde o sentido da afiação, se paralelo ou transversal ao eletrodo, tem influência na configuração do plasma, isto não é verificado para o processo PTA. A ponta do eletrodo influencia sobremaneira o comportamento do plasma, de modo que a mesma deve ser reafiada ao menor sinal de mudança do comportamento do mesmo. A figura 17 mostra um dos efeitos resultantes de uma afiação inadequada do eletrodo.



Figura 17 - Aspecto de um cordão depositado utilizando-se um eletrodo com afiação inadequada. As ondulações observadas foram decorrência da instabilidade do arco. (SILVÉRIO E SANTOS, 2002).

### 3.3.10 Recuo do Eletrodo

O recuo do eletrodo (*Electrode setback*) é determinado pela distância entre sua ponta e a face externa do bocal constritor, figura 01. Combinações entre valores de recuo do eletrodo e diâmetro do orifício constritor determinam o grau de constrição do arco. Maior recuo do eletrodo e menor diâmetro do orifício constritor resultam em um maior grau de constrição, proporcionando um arco mais concentrado. Isto implica numa menor relação largura/penetração, com conseqüente aumento da diluição. Para um valor menor de recuo do eletrodo, aliado a um orifício constritor de diâmetro maior, o grau de constrição diminui, resultando em um arco de menor densidade de energia e, por sua vez, um aumento na relação largura/penetração, resultando numa maior área revestida e menor diluição.

## 4 MICROESTRUTURA

A microestrutura dos depósitos dependem de uma série de variáveis, tais como os parâmetros de soldagem, a natureza do material de aporte e do substrato, a diluição e a velocidade de solidificação. (Kou, 1987).

### 4.1 DILUIÇÃO

A diluição é definida como a participação do material do substrato no depósito, figura 18. No caso de revestimentos, ela constitui em um fator a mais a ser considerado em relação à deposição, uma vez que uma diluição elevada pode vir a deteriorar as características da liga depositada, devido à maior presença de elementos do substrato no revestimento e impactar nas características mecânicas do mesmo.

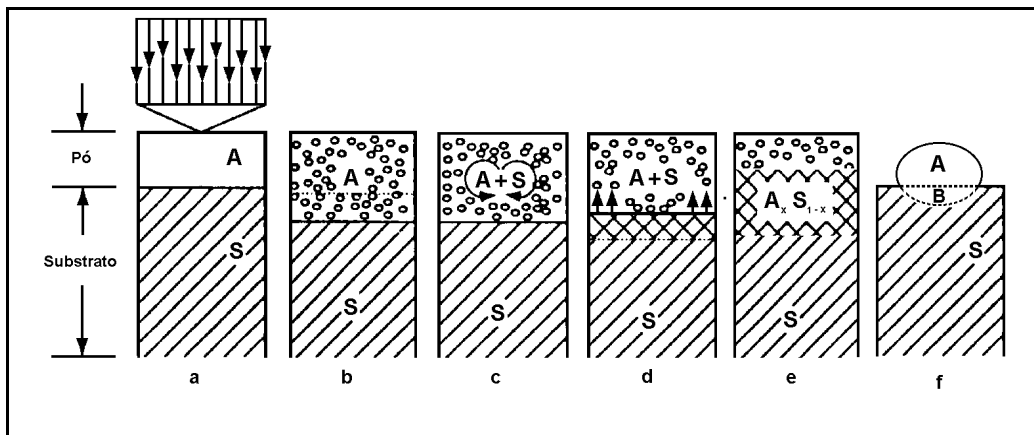


Figura18 - Esquema da diluição de uma liga: em **a** os materiais são aquecidos, de **b** a **e** ocorre a mistura de A com B, em **f**, tem-se a resultante de A e B (DAVIS, 1993).

O metal de adição (em pó, arame ou vareta) que será depositado sobre o substrato durante o processo de aplicação do revestimento (figura 19-a) é exposto a uma fonte de calor. Uma certa quantidade de energia é instantaneamente transferida ao metal de adição e ao substrato que rapidamente alcançam seus pontos de fusão (figura 19-b). A profundidade da região fundida do substrato depende das características do processo de deposição e do tempo de interação. Nesta fase há

interdifusão, ou mistura, do metal de adição com a região fundida do substrato, por um mecanismo de convecção (KOU, 1987, LINNERT, 1994). Por uma fração de um segundo, a interface sólido/líquido é estacionária (figura 19-c), e então a inicia-se o processo de solidificação. Durante a solidificação rápida, a interface sólido/líquido move-se para cima, por causa do fluxo de calor (figura 19-d). A interdifusão na região de fusão continua até a completa solidificação (figura 19-e). Se a taxa de solidificação for muito alta, a interdifusão no estado sólido pode ser considerada desprezível, ocorrendo então a segregação do soluto (KOU, 1987, LINNERT, 1994). Na região do substrato onde houve diluição forma-se uma liga com composição  $A_x S_{(1-x)}$  (figura 19-f). Na prática a diluição pode ser obtida pela medida, em uma macrografia da seção transversal do cordão de revestimento depositado, das áreas proporcionais as quantidades de metal base (B) e de adição (A) fundidos.

## 4.2 INFLUÊNCIAS METALÚRGICAS DO FLUXO DE CALOR NA ZONA FUNDIDA

A poça fundida pode ser comparada a um molde de fundição, com as principais diferenças sendo o seu tamanho reduzido, a elevada velocidade de solidificação, a fusão do metal de base (diluição), assim como a imposição da direção do fluxo de calor (BRANDI, 1991, KOU, 1987, LINNERT, 1994). Além disso, quando se trata de revestimentos e soldagem, também se leva em conta as alterações metalúrgicas da ZTA, uma vez que o ciclo de aquecimento devido ao processo de soldagem pode causar alterações tais como o crescimento de grão e/ou a transformação das fases presentes.

O resfriamento da poça de fusão começa imediatamente após a passagem da fonte de calor e tem as seguintes características:

- a) O primeiro sólido se forma como um prolongamento do metal de base;
- b) a velocidade de solidificação depende da velocidade de soldagem, sendo algumas ordens de grandeza maior do que as usualmente encontradas no lingotamento (KOU, 1987);
- c) os gradientes térmicos na poça de fusão são muito elevados (KOU, 1987);

- d) a forma da interface sólido/líquido se mantém essencialmente a mesma ao longo do deslocamento do cordão de solda, com exceção do início e fim do cordão onde se emprega o auge e declive da corrente de soldagem.

Os grãos da zona fundida (ZF) se formam como prolongamentos dos grãos do metal-base, fenômeno chamado crescimento epitaxial. O crescimento epitaxial pode ser explicado pelos gradientes térmicos elevados e contato direto entre um líquido e um sólido, os quais permitem o crescimento direto do sólido sem a nucleação de novos grãos e com um super-resfriamento mínimo (PORTER E EASTERLING, 1992). Em seguida, ocorre o crescimento da estrutura de solidificação, determinado pela direção do gradiente de extração de calor e a direção  $\langle 100 \rangle$  do reticulado cristalino do sistema cúbico. Os grãos que se formam a partir dos grãos do material do substrato que apresentam estas duas direções coincidentes têm velocidade de crescimento maior que os outros.

Na seqüência da solidificação, interface sólido-líquido pode passar por condições de instabilidade, em razão da rejeição de soluto que causa o superesfriamento constitucional, que resulta em sua transição de uma forma essencialmente plana para outras que apresentam irregularidades (maiores ou menores protuberâncias), figura 20. Como resultado, o material solidificado apresentará variações de composição ou de distribuição de fases indicativas do tipo de interface durante a solidificação (KOU, 1987).

O superesfriamento constitucional é favorecido por maiores gradientes térmicos ( $G$ ) e por variações abruptas e elevadas da concentração dos solutos que foram segregados, no líquido, à frente da interface sólido/líquido. Estas variações são conseqüência de velocidade de solidificação ( $R$ ) e concentração de soluto ( $C_0$ ) elevadas. Como resultado destas instabilidades, diferentes estruturas de solidificação podem surgir, figuras 19 e 20. Para estudar o modo de solidificação utiliza-se o valor  $G/\sqrt{R}$ , por  $R$  ser função de  $G$  e serem inversamente proporcionais um ao outro (LINNERT, 1994).

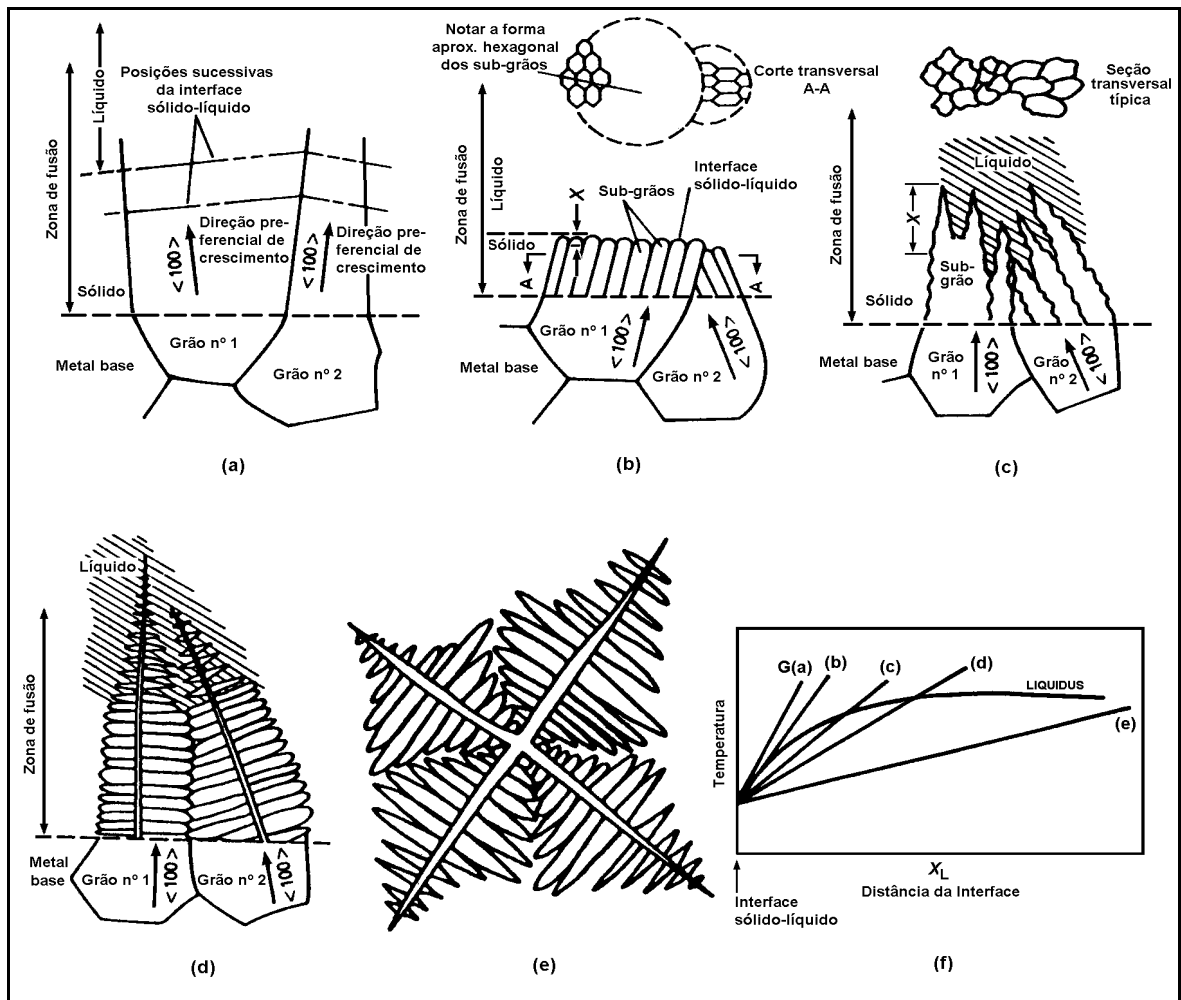


Figura 19 - Diagrama esquemático da interface sólido-líquido. (a) Interface plana; (b) celular; (c) celular dendrítica; (d) colunar dendrítica; (e) equiaxial; e (f) gradiente térmico característico para cada estrutura de solidificação Adaptado de Kou (1987). (----- Linha de Fusão)

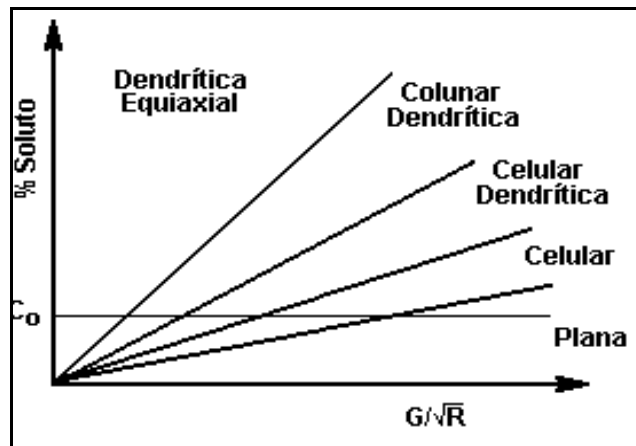


Figura 20 - Diagrama esquemático dos modos de solidificação.

Além da nucleação heterogênea a partir dos grãos do substrato, existe ainda mais um mecanismo que permite a nucleação dentro da poça fundida. Por causa da convecção, da temperatura da poça de fusão e também da agitação promovida pelo jato de plasma, as pontas das dendritas podem ser quebradas, e estes fragmentos se tornam núcleos para crescimentos de novos grãos no interior da poça fundida. Este fenômeno é interessante do ponto de vista das propriedades mecânicas, pois ele promove um refinamento maior do depósito e/ou cordão.

## 5 LIGAS A BASE DE COBALTO

### 5.1 INTRODUÇÃO

As ligas de Cobalto, conhecidas como Stellite, compreendem ligas de diversas composições, produzidas para proporcionar os requisitos necessários para aplicações específicas. Na tabela 02 tem-se uma classificação das ligas Stellite de acordo com seu teor de Carbono:

TABELA 02 – CLASSIFICAÇÃO DAS LIGAS DE COBALTO DE ACORDO COM A PORCENTAGEM DE CARBONO, ADAPTADO DE (DAWSON, 1991)

<b>Ligas com alto teor de Carbono (1,9 a 2,5% C)</b>		
Stellite 1	Stellite 35	Stellite 98M2
Stellite 3	Stellite 100	Stellite Star J
<b>Ligas com médio teor de Carbono (0,8 a 1,8% C)</b>		
Stellite 4B	Stellite 12	
Stellite 6	Stellite 19	
<b>Ligas com baixo teor de Carbono (0 a 0,7% C)</b>		
Stellite 7	Stellite 25	Stellite 250
Stellite 21	Stellite 31	

As aplicações do Cobalto e suas ligas abrangem desde a eletro-deposição até seu uso em materiais para ferramentas de corte modernos.

Os tipos de ligas de Cobalto para revestimentos duros disponíveis comercialmente são ligas contendo carbonetos, ligas endurecidas por solução sólida e ligas contendo fase *Laves* (CROOK, 1993). As maiores diferenças entre as várias ligas que contêm carbonetos de tungstênio são os teores de carbono e, em decorrência disto, a fração volumétrica de carbonetos, dureza a temperatura ambiente e nível de resistência ao desgaste abrasivo e por deslizamento (CROOK, 1993, DAVIS, 1993). Atualmente, os maiores usos das ligas de Cobalto são em aplicações onde são necessárias elevada dureza, tanto a temperatura ambiente e a quente, e resistência ao desgaste. Estas aplicações são encontradas, por exemplo, em instalações de refinarias de petróleo, turbinas a gás e vapor, tubulações e, indústrias químicas e petroquímicas. A tabela 03, mostra a composição nominal, o tipo de aplicação e a dureza obtida para cada processo de deposição (somente para revestimentos duros) de várias ligas de Cobalto:

TABELA 03 – COMPOSIÇÃO QUÍMICA NOMINAL E APLICAÇÕES DAS LIGAS DE COBALTO, ADAPTADO DE (DAWSON, 1991)

Liga e Aplicação	C	Cr	W	Mo	Ni	Outros	Dureza HRC
<b>Fundidas</b>							
Stellite 4B	0,85	32	14	-	-	-	41 – 45
Stellite 4	0,95	30	14	-	2,2	-	45 – 49
Stellite 6	1,2	29	5,3	-	2,8	-	39 – 43
Stellite 19	1,7	31	10,5	-	1,0	-	50 – 53
Stellite 12	1,8	29	9,0	-	3,0	-	47 – 51
<b>Laminadas</b>							
Stellite 6B	1,1	30	4	-	2,5	-	37 – 43
Stellite 6K	1,6	30	4	-	2,5	-	45 – 48
<b>Metalurgia do pó</b>							
Stellite 6 P/M	1,2	29	4,5	-	-	0,5 B	40 – 44
Stellite 12 P/M	1,5	30	8,5	-	-	0,3 B	42 – 47
Stellite 19 P/M	1,9	31	10,5	-	-	0,3 B	45 - 49
<b>Revestimento Duro</b>							
Stellite 1	2,4	31	12,5	1,0	3,0	1,0 Mn; Si 2,0	PTA 49 - 65
Stellite 6	1,1	28	4	-	-	1,0 Mn; 3,0 Fe	TIG 40 OFW 42 SMAW 39 PTA 40
Stellite 12	1,4	29	8	-	-	1,0 Mn; 3,0 Fe	TIG 47 OFW 48 SMAW 40 PTA 43
Stellite 156	1,6	28	4	-	-	-	

## 5.2 PROPRIEDADES METALÚRGICAS

Grande parte das propriedades das ligas de Cobalto, em particular sua resposta a sollicitação mecânica, originam-se da natureza cristalográfica do Cobalto e dos efeitos de endurecimento advindos do Cromo, Tungstênio e Molibdênio e sua resistência à corrosão proporcionada pelo Cromo (FOLTRAN, 2000, CROOK, 1993, DAVIES, 1993). Os elementos de liga tais como o Ferro, Manganês, Níquel e Carbono tendem a estabilizar a estrutura CFC e aumentam a energia de falha de empilhamento (EFE). Já os elementos de liga Cromo, Molibdênio, Silício e Tungstênio tendem a estabilizar a estrutura Hexagonal Compacta (HC) e diminuem a EFE (DAMODARAN, 1999).

A composição básica das ligas de Cobalto é Co-Cr-W-C, o que lhes proporciona resistência ao desgaste, corrosão, dureza a quente e baixo coeficiente de fricção (CROOK, 1993, DAVIES, 1993). As ligas hipoeutéticas, com teores de carbono menores que 2,5 %, apresentam uma matriz cúbica de face centrada (CFC) rica em cobalto, contendo fases secundárias (carbonetos de cromo e tungstênio). As

ligas hipereutéticas (%C>2,5) consistem de carbonetos primários e eutético (CROOK, 1993, DAVIES, 1993). Os carbonetos são geralmente do tipo  $M_7C_3$ , ricos em cromo, porém em ligas com maior quantidade de tungstênio, como o Stellite 1, também podem ser encontrados carbonetos  $M_6C$  ricos em tungstênio (FOLTRAN, 2000, CROOK, 1993). As ligas com alto teor de carbono, categoria do Stellite 1, cuja composição química no diagrama pseudo-binário é apresentada na figura 21, proporcionam o máximo de resistência à abrasão, deslizamento e dureza a quente (CROOK, 1993, DAVIES, 1993). Sua resistência ao desgaste aumenta junto com o aumento da fração de fases duras. A resistência ao desgaste é fortemente influenciada pelo tamanho e forma dos precipitados duros na microestrutura.

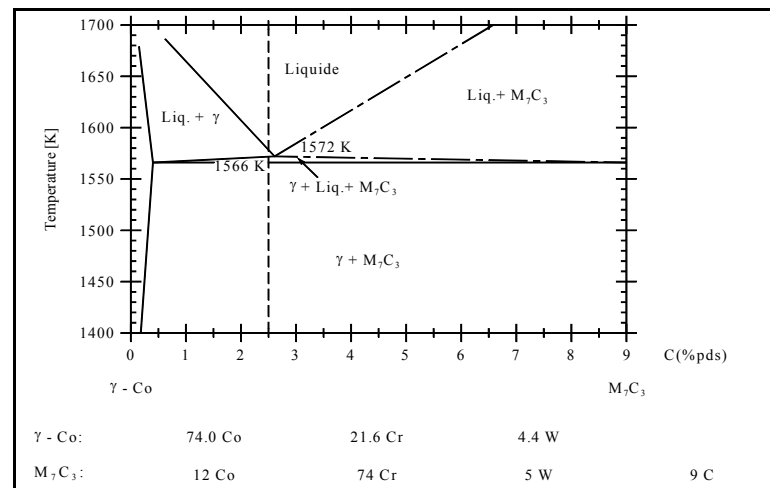


Figura 21 - Diagrama pseudo binário Co- $M_7C_3$ -C. A composição da liga utilizada neste trabalho está indicada pela linha tracejada; Adaptado de (FRENK, 1993).

As ligas de cobalto com alto teor de carbono são uma opção vantajosa quando partículas abrasivas estão presentes em conjunto com altas temperaturas, corrosão ou desgaste metal com metal (DAWSON, 1991). Sua excelente resistência a quente tem aumentado sua popularidade para ferramentas e equipamentos operando a altas temperaturas e sob tensões compressivas. Estas ligas são frágeis quando comparadas com outras ligas de Cobalto com menor teor de Carbono, porém elas são mais tenazes que quaisquer materiais cerâmicos (CROOK, 1993).

## 6 DESGASTE POR DESLIZAMENTO

### 6.1 INTRODUÇÃO

O comportamento ao desgaste dos materiais é regido pelos mecanismos atuantes de desgaste (aderência, abrasão, corrosão, fadiga), os quais dependem da estrutura do tribosistema (corpo, contra-corpo, interface, meio circundante), a forma de interação entre os elementos tribológicos (rolamento, deslizamento, *fretting*, impacto, escoamento) e dos parâmetros de serviço (carga, velocidade, temperatura, tempo) (KARL-HEINZ, 1987).

O desgaste de uma superfície sempre está presente onde quer que exista uma carga e movimento relativo entre superfícies. O desgaste pode ocorrer sozinho ou em sinergia com corrosão (deterioração por reação química ou eletroquímica).

Muitos fatores influem na fricção e desgaste de pares deslizantes. A figura 22 resume as principais características encontradas em um sistema tribológico.

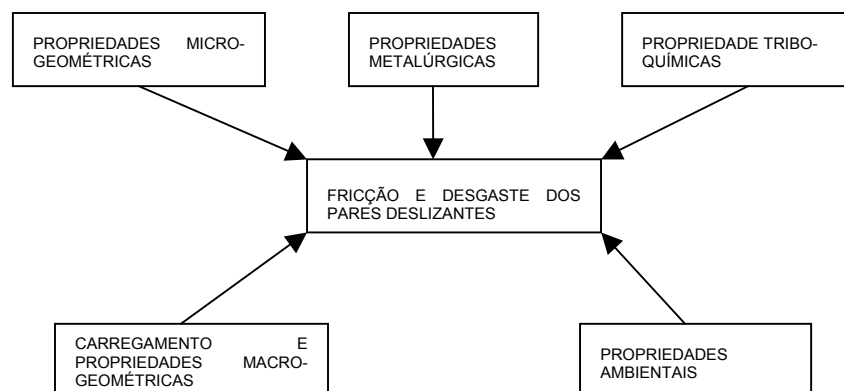


Figura 22 - Propriedades de dois sólidos em contato que influenciam a fricção e o desgaste por deslizamento adaptado de (KART-HEINZ, 1987)

Dentre os vários mecanismos de desgaste, o desgaste por deslizamento está presente em várias aplicações, notadamente as aplicações onde o deslizamento de uma superfície sobre outra é uma função do componente, como ocorre em mancais de deslizamento, guias de máquinas ferramenta e também em corpos e insertos de válvulas de deslizamento (DAVIES, 1993).

O desgaste por deslizamento pode ser caracterizado como o movimento relativo entre duas superfícies lisas em contato sob pressão, onde o dano a superfície durante o deslizamento não ocorre pelo ranhuramento devido a penetração por asperidades ou partículas estranhas, mas por outros mecanismos, tais como a adesão, fadiga superficial, reação tribo-química ou abrasão devido ao desprendimento de partículas das superfícies em contato, figura 23 (KART-HEINZ,1987).

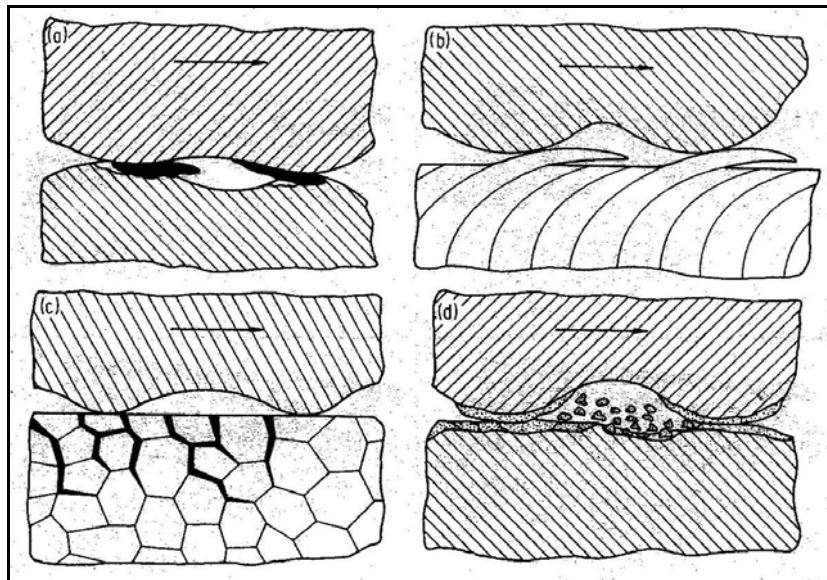


Figura 23 - Mecanismos de desgaste durante o contato deslizante: (a) junções adesivas, transferência de material e ranhuramento, (b) fadiga superficial devido a deformação plástica repetitiva em sólidos dúcteis, (c) fadiga superficial resulta em trincamento em sólidos frágeis, (d) reação tribo química e trincamento de filmes de reação – Adaptado de (KART-HEINZ,1987).

A resistência ao desgaste por deslizamento é dependente da carga normal a qual o contanto das superfícies deslizantes estão submetidas, assim como a dureza dos pares deslizantes.

$$Q = \frac{KW}{H} \quad (03)$$

(Equação de desgaste de Archard), onde:

Q é a taxa de desgaste por distância deslizada ( $\text{mm}^3/\text{m}$ ),

W é a carga normal (kgf),

K é o coeficiente de desgaste adimensional  
H a dureza (kgf/mm<sup>2</sup>).

Algumas ligas de Cobalto utilizadas na atualidade para resistir ao desgaste são derivadas das ligas Co-Cr-W desenvolvidas por Haynes (CROOK, 1993). Estas ligas são caracterizadas pelo seu alto teor de Carbono e Silício e também Tungstênio. A liga *Stellite 1*, pertencente a este grupo, possui a maior dureza, resistência a abrasão e menor ductilidade, conseqüência de seu elevado teor de Carbono (CROOK, 1993).

A dureza e resistência ao desgaste das ligas Co-Cr-W-C resultam do volume, forma e dispersão dos carbonetos na matriz de Cobalto. Estas características dependem da composição química da liga, da cinética de solidificação imposta pelo processo de deposição e seus parâmetros (velocidade de soldagem, temperatura de pré-aquecimento, tensão, corrente, etc), assim como da diluição com o substrato (CROOK, 1993, DAVIES, 1993).

Assim, é esperada uma maior resistência ao desgaste através da deposição com altas concentrações de energia, as quais levam a maiores velocidades de solidificação, resultando em estruturas mais refinadas, maiores durezas, e menores diluições.

## 6.2 PINO SOBRE DISCO

O ensaio de Pino sobre disco, figura 24, visa proporcionar um dado quantitativo e qualitativo de maneira que se possa avaliar a resistência ao desgaste por deslizamento de um material ou se comparar a resistência ao desgaste por deslizamento entre materiais distintos. Este ensaio é feito sob condições nominalmente não abrasivas, ou seja, condições onde não há a interferência e inclusão intencional de corpos abrasivos, salvo as partículas que podem se desprender das superfícies em contato (ASTM G99-95A).

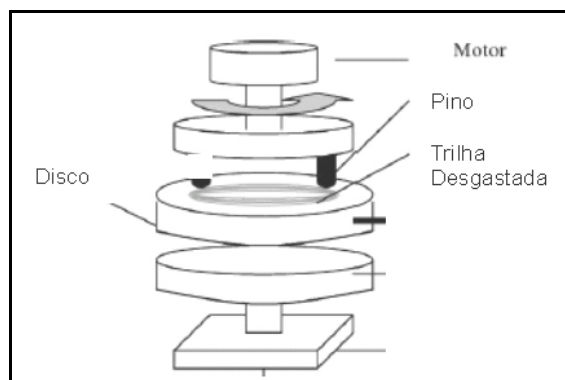


Figura 24 - Esquema do equipamento pino sobre disco adaptado de (AON, 2001).

Para o ensaio pino sobre disco, são utilizados dois espécimes, um pino e um disco, conseqüentemente o nome. O pino é posicionado perpendicularmente ao disco e então são colocados em movimento relativo. O ensaio pode ser realizado de duas maneiras. Numa delas, os pinos são obtidos a partir de depósitos, os quais se quer avaliar a resistência ao desgaste, e os discos são confeccionados de um material duro, como um aço ferramenta temperado e revenido. Outra maneira é utilizar um pino obtido a partir de uma material duro, e o disco é obtido a partir da deposição do revestimento sobre o mesmo.

Quando dois materiais diferentes são testados, ou seja, quando o desgaste entre dois materiais é procurado, recomenda-se que cada material seja testado em ambas as posições (ASTM G99-95A).

Os resultados quantitativos são reportados como perda de volume em milímetros cúbicos, ou ainda massa para o pino e o disco separadamente, variação do torque do motor e variação da temperatura ocasionada pelo desgaste das superfícies. Os resultados qualitativos são obtidos através da avaliação das superfícies e/ou dos detritos provenientes das superfícies desgastadas através de microscopia ótica e eletrônica. Os fatores cruciais deste ensaio são a manutenção da perpendicularidade da força aplicada, velocidade linear, carga aplicada e distância de deslizamento. As massas do pino e do disco são medidas para cada distância de deslizamento para traçar uma curva da perda de massa versus a distância de deslizamento. Uma vez que a curva torna-se estável, a taxa de fricção (perda de massa/unidade de distância) pode ser utilizada para estimar a resistência ao desgaste do material (ASTM G99-95A, Wu, 1996).

## 7 RESUMO DAS ATIVIDADES EXPERIMENTAIS

Com o intuito de avaliar a influência do modo e da intensidade de corrente, assim como a influência do substrato sobre as características do revestimento, foram realizados as seguintes atividades:

- a) Deposição da liga a base de cobalto utilizando-se corrente contínua constante pulsada, sobre substratos de aço inoxidável e aço carbono;
- b) análise superficial através da rugosidade e ensaio de líquidos penetrantes;
- c) macrografia dos depósitos;
- d) microscopia ótica e eletrônica dos depósitos;
- e) ensaio de desempenho ao desgaste metal/metal pelo ensaio de pino sobre disco, com determinação da taxa de desgaste versus carga aplicada.

### 7.1 EQUIPAMENTOS

Para deposição dos cordões, foi utilizada uma central de deposição para revestimentos duros *Starweld 300 PTA Welding System*®. Este equipamento permite a deposição automatizada de revestimentos dentro da faixa de corrente de 40 a 300 A, possibilitando ainda a opção de corrente contínua constante ou corrente contínua pulsada.

Os ensaios tipo pino sobre disco foram realizados em um equipamento desenvolvido no LaMaTS de acordo com a norma ASTM G99-95a. O equipamento permite o controle da velocidade tangencial dos pinos, através do controle da rotação do motor. A rotação do motor está na faixa de 30 a 1100 rpm, sendo estes valores determinados através de um inversor de frequência acoplado ao mesmo. A carga máxima admitida pelo equipamento é de 50 N.

## 7.2 SUBSTRATOS E MATERIAL DE APORTE

Foram utilizados como substrato o aço inoxidável AISI 304 e o aço carbono AISI 1020, sobre os quais foram depositados revestimentos duros com liga à base de cobalto, comercialmente conhecida como Stellite 1. As composições químicas segundo o fornecedor encontram-se na tabela 04. A distribuição do tamanho de partícula utilizado como material de aporte, segundo o fornecedor, é de 45 a 250  $\mu\text{m}$ .

TABELA 04 - COMPOSIÇÃO QUÍMICA DO MATERIAL DE APORTE E DOS SUBSTRATOS

	<b>Co</b>	<b>Fe</b>	<b>C</b>	<b>Cr</b>	<b>Ni</b>	<b>W</b>	<b>Mo</b>	<b>Si</b>	<b>Mn</b>
Stellite 1	Bal.	2,5	2,4	31,0	3,0	12,5	1,0	2,0	1,0
AISI 1020	-	Bal.	0,18 – 0,23	-	-	-	-	-	0,3 – 0,6
AISI 304	-	Bal.	0,08	18 – 20	8,0 – 12,0	-	-	1,0	2,0

Para deposição foram confeccionados substratos com dimensões de 100x75x8 mm a partir de barras laminadas. Os substratos, anteriormente à deposição, sofreram jateamento abrasivo com granalha de óxido de alumínio ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ), com o objetivo de obter uma superfície isenta de graxas, óleos e demais resíduos oriundos dos processos de laminação, armazenagem e transporte.

## 7.3 DEPOSIÇÃO

Os cordões foram depositados de maneira a se conhecer a influência dos parâmetros intensidade de corrente e pulsação de corrente sobre as características dos depósitos, sem a influência do ciclo de aquecimento que ocorre para deposição de dois ou mais cordões. As intensidades de corrente utilizadas para o aço carbono foram 75, 110, 130, 160, 170 e 220 A. A deposição com pulsação de corrente sobre aço carbono foi realizada de maneira a se obter uma corrente de pico em um valor previamente estabelecido, no caso 170 e 220 A. O tempo de pico selecionado foi 5 ms, sendo este o tempo mínimo oferecido pelo controle da fonte e a corrente de base foi adotada como 75 A, e o tempo de base foi ajustado para 8 ms, obtendo-se

correntes médias de 111 e 131 A. Posteriormente foram realizados depósitos sobre aço inoxidável austenítico AISI 304 com intensidades de corrente contínua constante de 170 e 220 A e também com corrente contínua pulsada utilizando os mesmos parâmetros utilizados para o AISI 1020.

As intensidades de corrente foram selecionadas com o intuito de avaliar se a corrente de base é suficiente para aquecer e fundir parcialmente o pó, e quais as características dos revestimentos depositados com intensidades de corrente correspondentes às correntes de pico e corrente média do processamento com corrente contínua pulsada.

A taxa de deposição de pó selecionada foi 21,4 g/min (1,28 kg/h), sendo verificado na literatura que valores na faixa de 20 a 25 g/min foram utilizados em outros trabalhos (FOLTRAN, 2000, SILVÉRIO, 2003, YAEDU, 2002). A velocidade de deslocamento da tocha (velocidade de soldagem) foi de 100 mm/min. A vazão de gás de plasma utilizada seguiu a recomendação do manual da tocha para cada intensidade de corrente e varia de 1,80 l/min para a corrente de 75 A a 2,20 l/min para a corrente de 220 A, sendo que no caso da pulsação de corrente, foi adotada a vazão de gás correspondente a vazão para a corrente de pico. A vazão de gás de proteção foi de 15 l/min. Foi utilizado argônio para os três gases: plasma, arraste do pó e proteção.

## 7.4 CARACTERIZAÇÃO DOS REVESTIMENTOS

### 7.4.1 Avaliação Superficial

As amostras foram analisadas através da determinação da rugosidade, com um rugosímetro portátil, marca Mitutoyo, inspeção visual e ensaio de Líquido Penetrante. Desta forma, avaliaram-se as diferentes intensidades e modos de corrente de processamento, quanto à rugosidade e à ocorrência de descontinuidades superficiais, ou seja, trincas e poros superficiais.

### 7.4.2 Diluição e Dimensões dos Depósitos

A diluição foi determinada na secção transversal dos revestimentos, conforme esquematizado pela figura 25, recorrendo a metalografia quantitativa.

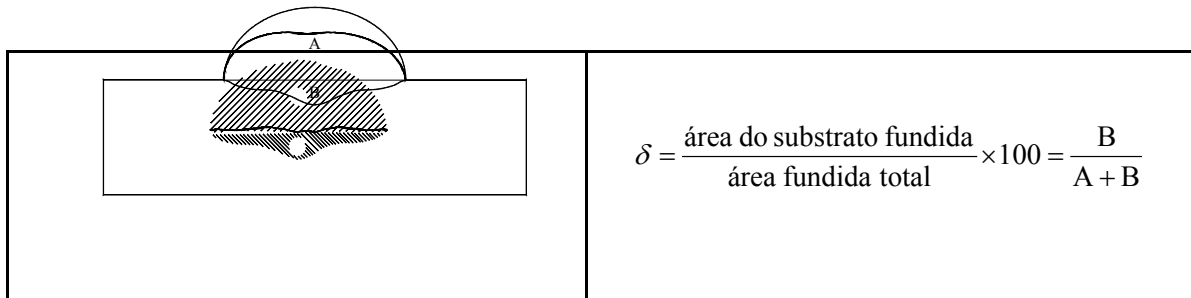


Fig 25: Procedimento utilizado para avaliação do nível de Diluição.

As dimensões penetração, largura e reforço, figura 26, foram medidas na secção transversal dos depósitos com a utilização de lupa escleroscópica, a convexidade dos depósitos foi calculada através da relação Reforço/Largura ou  $C=R/L$ .

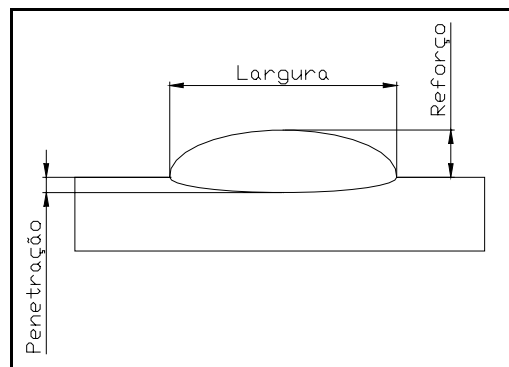


Figura 26: Dimensões da secção transversal de um depósito.

### 7.4.3 Perfil de Microdureza

O perfil de microdureza mostra a dureza ao longo da secção transversal do depósito e possibilita uma primeira avaliação das propriedades do revestimento ao longo de sua secção transversal. Pode-se de imediato comparar a influência dos parâmetros de processamento na dureza dos depósitos. O perfil de microdureza foi medido na secção transversal da amostra, próximo à metade do comprimento cordão, focalizando-se inicialmente o sistema ótico do microdurômetro na superfície externa e deslocando-se 125  $\mu\text{m}$  para a indentação da primeira impressão da primeira coluna de impressões. Após, fizeram-se avanços 250  $\mu\text{m}$  em direção ao substrato para execução das impressões subseqüentes até ter-se alcançado, ao longo da direção de avanço, valores iguais de dureza, já no substrato. As colunas de impressões subseqüentes guardaram um afastamento de no mínimo 2,5 vezes a diagonal das impressões anteriores (ABNT NBR 6672/81). No total foram executas medições ao longo de cinco colunas, e a média destes 5 valores foi considerada. A carga utilizada no ensaio de microdureza Vickers foi de 500 g (HV 0,5).

### 7.4.4 Procedimentos Metalográficos

Cada amostra foi preparada para exame metalográfico através de embutimento a quente em baquelite, lixamento com lixas de grana 220, 320, 400, 600 e 1200, sendo que o procedimento iniciava com a lixa de menor grana e terminava com a de maior grana e polimento com alumina. O ataque químico foi realizado em solução de 15 ml  $\text{H}_2\text{O}$ , 15 ml  $\text{HNO}_3$ , 15 ml  $\text{CH}_3\text{COOH}$  e 60 ml  $\text{HCl}$  através de imersão. O tempo de ataque variou em função dos parâmetros utilizados. Primeiramente, as amostras foram imersas por 30 segundos. Em seguida, após limpeza e secagem eram observadas ao microscópio, voltando a serem imersas no ataque, porém desta vez em incrementos de 15 segundos, sendo o tempo máximo de 02 minutos. Após cada incremento de 15 segundos, repetiam-se os procedimentos de limpeza e observação ao microscópio até a obtenção de um contraste adequado entre as fases.

### 7.4.5 Análise Metalográfica

Seguido ao ataque químico as amostras foram analisadas por microscopia ótica, de maneira a se caracterizar a microestrutura ao longo secção transversal dos cordões, além de avaliar as porcentagens de fase presentes.

Através do uso do microscópio eletrônico de varredura (MEV) foi possível observar as regiões dendrítica e interdendrítica e realizar microanálise semi-quantitativa da composição química destas regiões, empregando-se a técnica de espectroscopia por dispersão de energia (EDS – Energy Dispersion Spectroscopy). A análise semi-quantitativa permite identificar os elementos de liga presentes e correlacionar com o grau de diluição. Buscou-se identificar a morfologia e o tipo das fases presentes, assim como a composição química das mesmas. Uma vez que a eficiência com a qual os elétrons retro-espalhados são gerados é fortemente dependente do número atômico dos elementos da amostra, quanto mais clara a tonalidade da imagem, maior o número atômico do elemento químico.

Para o caso da liga Stellite 1, na região interdendrítica as áreas claras são ricas em carbonetos de tungstênio e as áreas escuras ricas em carbonetos de cromo (FOLTRAN, 2000). Para cada amostra processada foram obtidas as porcentagens de fases dendrítica e interdendrítica. A imagem, obtida através de microscopia ótica, foi editada, de maneira que a região interdendrítica adquirisse uma coloração (neste trabalho azul) que pudesse contrastar com a coloração da região dendrítica, figura 27.

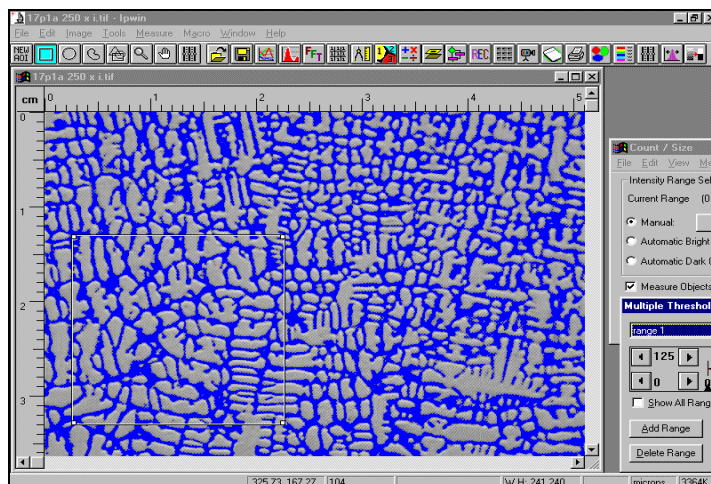


Figura 27: Tela do software de análise quantitativa de imagens, mostrando as regiões dendrítica (cinza) e interdendrítica (azul)

Em seguida o programa forneceu as respectivas porcentagens. Neste trabalho, as imagens foram analisadas através do programa de análise quantitativa de imagem Image Pro Plus.

Outra informação obtida através da metalografia quantitativa foi o espaçamento dos braços dendríticos, medido próximo à superfície e junto à linha de fusão. As medidas foram feitas pelo método linear sobre imagens obtidas por MEV. A razão entre o comprimento das retas e do número de cruzamentos com as dendritas forneceu o espaçamento interdendrítico.

#### 7.4.6 Ensaio Pino sobre Disco

A influência do modo de corrente e do material do substrato foi analisada submetendo as amostras processadas com 170 A, modo contínuo constante e 170 de corrente de pico em modo contínuo pulsado, sobre aço inoxidável e a amostra depositada com 170 A modo contínuo sobre aço carbono a ensaios tipo pino sobre disco.

Os corpos de prova para o ensaio pino-sobre-disco foram retirados dos depósitos através de usinagem por eletro-erosão a fio, de maneira a se obter pinos com 3 mm de diâmetro. Esta dimensão foi adotada em função da largura dos cordões. Anteriormente ao corte dos pinos, as amostras sofreram retificação da superfície dos cordões, assim como da face oposta do substrato, de maneira a obter duas superfícies planas e paralelas. A rugosidade dos pinos ( $R_a$ ) ficou entre 0,43 e 0,48  $\mu\text{m}$ .

Foram manufacturados 15 pinos a partir de cada amostra, totalizando 45 corpos de prova. Cada pino foi pesado em balança com precisão de 0,1 mg e carga máxima de 210 g antes e depois do ensaio, após limpeza em álcool e secagem com jato de ar aquecido.

Os ensaios foram realizados com cargas diferentes e velocidade tangencial fixa e igual a 1,89 m/s, pelo tempo de 55 minutos, totalizando 6300 m, tabela 05.

TABELA 05 - PARÂMETROS UTILIZADOS

Intensidade	Substrato	Modo	Carga (N)	Velocidade	Distância
170 A	AISI 1020	Contínua Constante	5 – 10 – 20 – 30	1,89 m/s	6300 m
	AISI 304	Contínua Constante			
	AISI 304	Contínua Pulsada			

Os ensaios foram realizados sob cargas de 5, 10, 20, 30 e 50 N. O incremento relativo às massas dos pinos foi considerado insignificante uma vez que a massa do pino (0,50 g) pode ser considerada desprezível frente à carga.

Os pinos foram ensaiados contra discos de 5" de diâmetro de AISI D6 temperados em óleo e revenidos, com dureza superficial de 60 HRC, os quais foram retificados à uma rugosidade de 0,53  $\mu\text{m}$  anteriormente ao ensaio. Foram utilizados 03 discos, de maneira que os pinos provenientes de um dado depósito foram ensaiados em discos individuais.

Para cada carga ensaiada foram utilizados 03 pinos. Cada pino foi ensaiado em uma parte nova do disco, tendo-se desta maneira uma trilha para cada pino. Com a utilização de cargas distintas, obteve-se um total de 15 trilhas por disco, sendo que as trilhas de menor diâmetro foram utilizadas com a menor carga, e assim sucessivamente, até a utilização da trilha mais externa com a carga de 30 N. O ensaio com carga de 50 N foi realizado nas trilhas mais externas de um disco virgem, resultando em 03 trilhas.

Após o término dos ensaios, foi realizada microscopia ótica da superfície desgastada dos pinos e analisadas as características do desgaste dos pinos para cada condição avaliada. A taxa de desgaste foi calculada como sendo a razão entre o volume desgastado do revestimento, calculado em função da perda mássica multiplicado pelo peso específico da liga original, e a distância ensaiada (HUTCHINGS, 1992).

## 8 RESULTADOS E DISCUSSÃO

### 8.1 CARACTERÍSTICAS GERAIS

Os depósitos apresentaram bom acabamento superficial, sem a ocorrência de defeitos identificáveis por inspeção visual. Após o seccionamento, foram verificados problemas de falta de fusão, principalmente ao longo da lateral dos depósitos, nas amostras processadas com corrente contínua constante e intensidades de 75, 110, 130 e 160, e também corrente contínua pulsada sobre aço carbono, figuras 28 a 30.

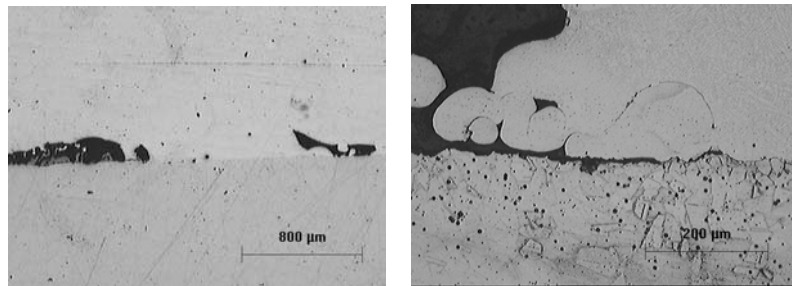


Figura 28 - Falta de fusão verificada nas amostras processadas com 75 A (esq.) e 110 A (dir.), corrente contínua constante sobre aço carbono.

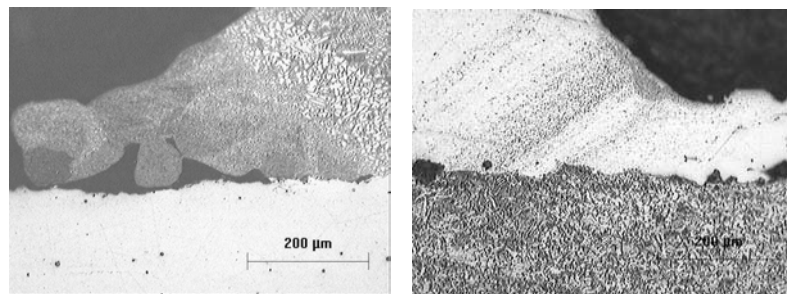


Figura 29 - Falta de fusão verificada nas amostras processadas com 130 A (esq.) e 160 A (dir.), corrente contínua constante sobre aço carbono.

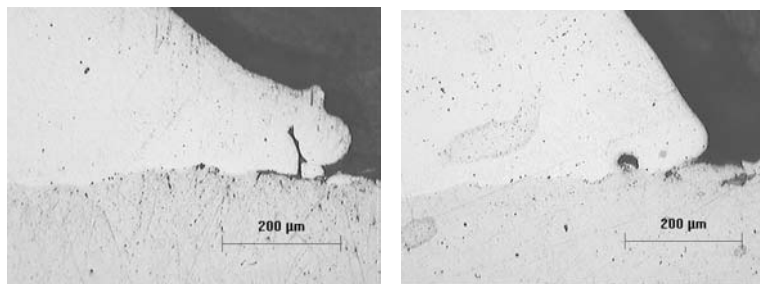


Figura 30 - Falta de fusão verificada nas amostras processadas com 170 A (esq.) e 220 A (dir.), corrente contínua pulsada sobre aço carbono.

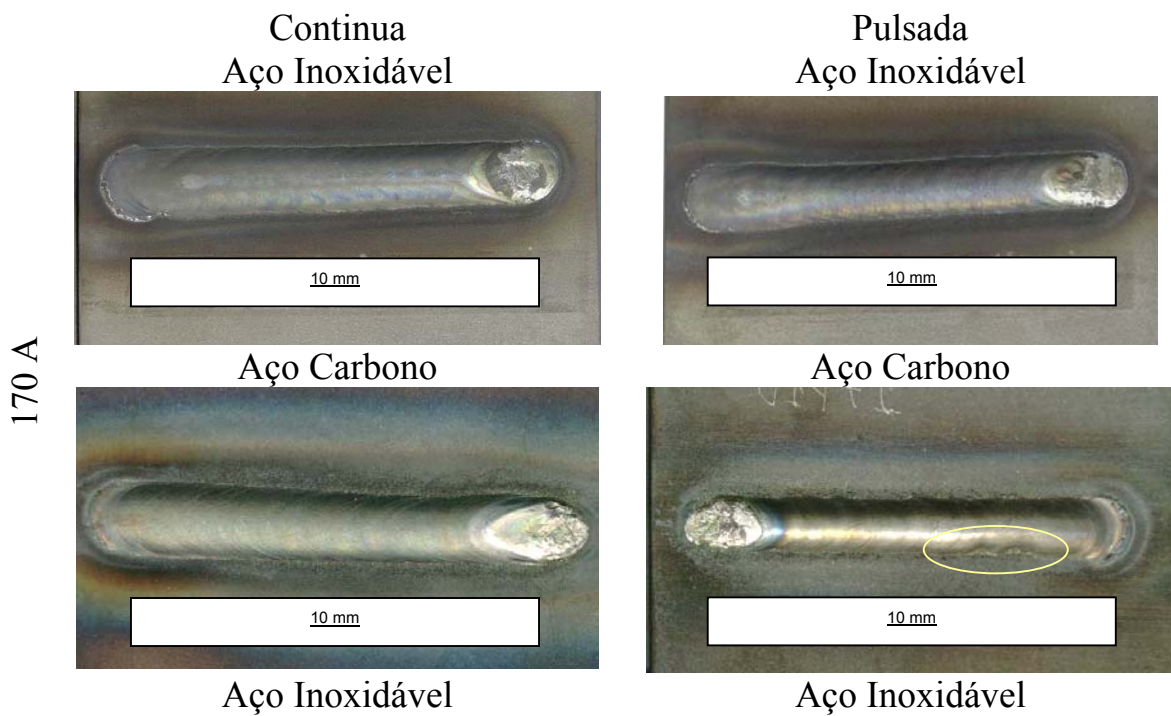
A falta de fusão nas laterais do cordão nas amostras processadas com correntes de 75 a 160 A, modo de corrente contínua sobre aço carbono, mostra que a intensidade de corrente não foi suficiente para fundir homogeneamente a quantidade de pó juntamente com o substrato. A amostra processada com 75 A, além de falta de fusão na lateral, apresentou falta de fusão no interior do cordão ao longo da linha de fusão e também porosidades no interior do depósito, sendo indicativo que esta intensidade de corrente foi suficiente somente para ocasionar a fusão parcial do metal aportado.

Estes defeitos podem ser eliminados por uma otimização de parâmetros de processamento, no entanto, para a comparação dos revestimentos obtidos com corrente contínua constante e pulsada, foram analisadas as amostras processadas com intensidades de corrente contínua constante de 170 A e 220 A, sobre aço carbono e aço inoxidável. Revestimentos sobre aço inoxidável com corrente contínua constante foram também avaliados em relação àqueles obtidos por corrente contínua pulsada.

Os depósitos analisados exibiram boa aparência sem oxidação severa da superfície. As amostras processadas com corrente contínua pulsada apresentaram uma leve coloração azul da superfície, figura 31, tanto para o aço carbono, quanto para o aço inoxidável, sendo mais visível nas amostras processadas com maior corrente de pico, evidência de contaminação por oxigênio. Esta pode ser atribuída à variação do jato de plasma imposta pela

pulsação de corrente durante o processamento, o que faz com que a proteção gasosa perca eficiência, devido a perturbação do fluxo de gás (Brandi, 1992, Paredes, 1999).

Pode ser observada ainda a falta de fusão ao longo dos cordões processados com corrente contínua pulsada sobre aço carbono, também mostrados na figura 31, já confirmado pela análise do corte transversal das amostras, figura 30.



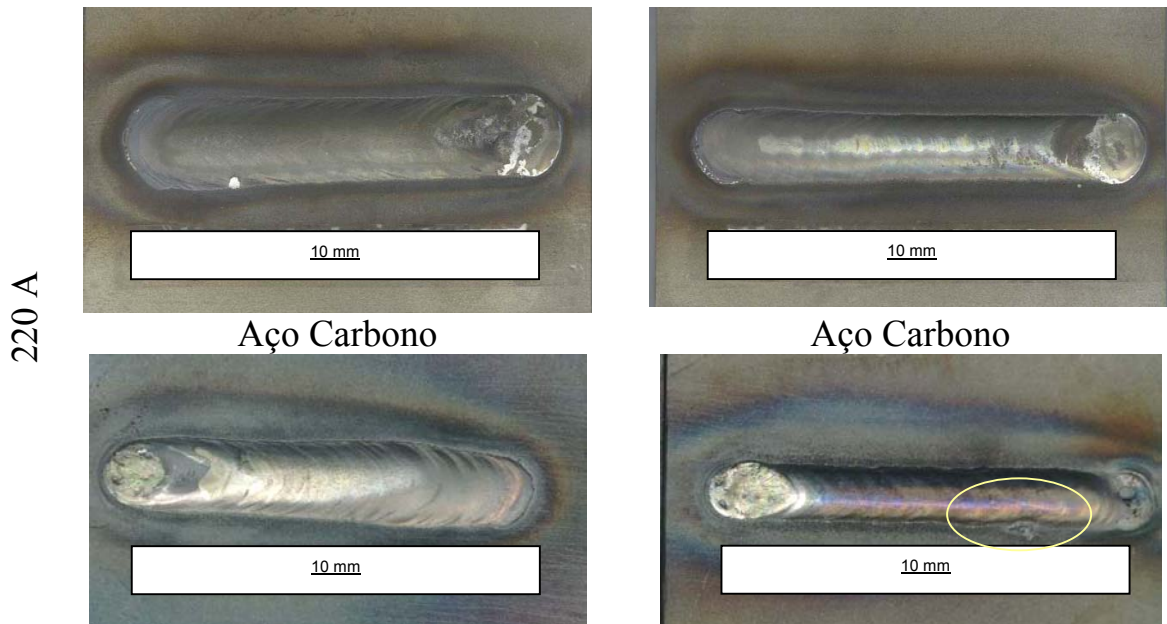


Figura 31 - Aspecto Superficial dos depósitos. Os círculos destacam a falta de fusão ocorrida nos cordões depositados sobre aço carbono com corrente contínua pulsada.

A superfície dos cordões não apresentou porosidade ou trincas ao longo dos cordões nos dois modos de corrente, apesar da não utilização de pré-aquecimento durante a deposição, ao contrário do esperado ao se depositar ligas de elevada dureza. Três fatores contribuíram para a não ocorrência de trincas, o primeiro, a deposição automatizada, a qual eliminou a possibilidade de formação de defeitos de soldagem, tais como cordão excessivamente irregular, o que minimizou a ocorrência de concentradores de tensões ao longo do depósito.

Outro fator foi a diluição relativamente elevada observada nos depósitos selecionados, o que contribuiu para obtenção de valores de dureza menores do revestimento (XIAOJUN, 2002, YAEDU, 2002). Um terceiro fator está ligado à espessura do substrato, a qual é relativamente baixa, o que permitiu sua deformação e conseqüente alívio de tensões na superfície do depósito (BRANDI, 1991).

A qualidade superficial dos cordões poderia ser aprimorada através da otimização dos parâmetros de deposição. Para o início e final do cordão, poderia se utilizar recursos tais como ajuste das rampas de ascensão e declínio de corrente (Diaz, 1999).

Como base nesta análise, os revestimentos que foram caracterizados, são os que não apresentaram falta de fusão ao longo da linha de fusão, estão apresentados na tabela 06:

TABELA 06 - IDENTIFICAÇÃO DAS AMOSTRAS

Intensidade	Substrato	Modo	Intensidade	Substrato	Modo
170 A	AISI 1020	Contínua Constante	220 A	AISI 1020	Contínua Constante
	AISI 304	Contínua Constante		AISI 304	Contínua Constante
	AISI 304	Contínua Pulsada		AISI 304	Contínua Pulsada

O acabamento superficial dos revestimentos foi obtido por medições de rugosidade ao longo dos cordões, figura 32.

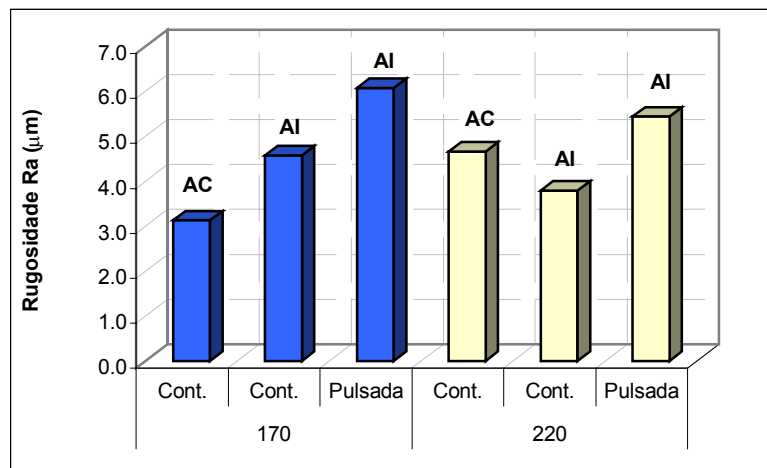


Figura 32: Rugosidade Superficial (Ra) dos depósitos.

De acordo com os resultados, o acabamento dos revestimentos, medido pela rugosidade, é determinado primariamente pelo modo de corrente e depois

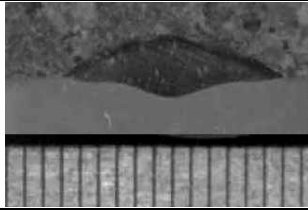
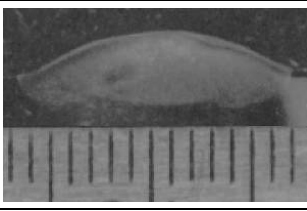
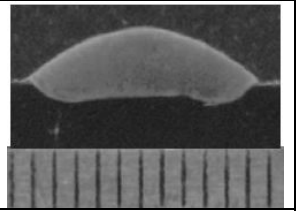
pela sua intensidade, de maneira que as amostras processadas com pulsação de corrente apresentaram os maiores valores de rugosidade. Este comportamento pode ser interpretado levando em consideração o aporte de energia para cada uma das condições de processamento utilizadas neste trabalho. As amostras processadas por corrente contínua pulsada apresentam a formação de escamas de solidificação, conforme observado em outros processos (Foltran, 2000, Kou, 1987, Linnert, 1994), o que também contribui para um aumento da rugosidade. As escamas são formadas quando a velocidade de solidificação não é suficiente para acompanhar a fonte de calor, ocorrendo então a solidificação de uma porção do material a uma pequena distância da poça de fusão. Com a ocorrência sucessiva deste fenômeno, formam-se ondulações denominadas escamas. Os principais fatores que influem na velocidade de solidificação, para um dado material do substrato e espessura, são o modo e a intensidade de corrente e a velocidade de soldagem, sendo que quanto maior a intensidade de corrente, menor a tendência à formação de escamas e quanto maior a velocidade de soldagem, maior esta tendência, devido à variação do aporte térmico. A utilização da pulsação de corrente contribui para a formação de escamas de solidificação pois atua diretamente no aporte térmico, causando uma redução do mesmo.

Um outro aspecto que contribuiu para o aumento da rugosidade está associado a utilização de material de adição na forma de pó, já que a presença de partículas parcialmente ou não fundidas sobre a superfície do depósito contribui para seu aumento. Isto também se verificou em outros processos que utilizam materiais de adição no forma de pó, como o laser cladding. Neste trabalho, a maior quantidade de partículas não fundidas, independe da boa ligação com o substrato e está relacionada com a intensidade de corrente utilizada ser suficiente ou não para garantir a fusão completa de todo o pó.

Na tabela 06 estão apresentados dados referentes às dimensões e convexidade de cordões individuais, medidos em suas secções transversais, figura 33. A convexidade, calculada como a relação entre a largura e o reforço, é um parâmetro quantitativo que indica o ângulo de ataque da poça de fusão. Este ângulo tem suma importância para a prevenção de defeitos de soldagem quando da deposição de vários cordões com sobreposição, uma vez que uma convexidade excessiva causa porosidade e falta de fusão.

TABELA 07 - CARACTERÍSTICAS DIMENSIONAIS (MM) E CONVEXIDADE

Intensidade	Substrato	Modo	Largura	Penetração	Reforço	Convexidade
170 A	AISI 1020	Contínua Constante	12,00	1,00	2,20	0,18
	AISI 304	Contínua Pulsada	8,48	1,08	2,56	0,30
	AISI 304	Contínua Constante	13,82	1,54	2,23	0,16
220 A	AISI 1020	Contínua Constante	14,70	3,50	2,40	0,16
	AISI 304	Contínua Pulsada	12,21	1,19	2,42	0,20
	AISI 304	Contínua Constante	15,62	1,91	2,17	0,14

	Contínua Constante	Contínua Constante	Contínua Pulsada
170 A			
	Aço Carbono	Aço Inoxidável	Aço Inoxidável

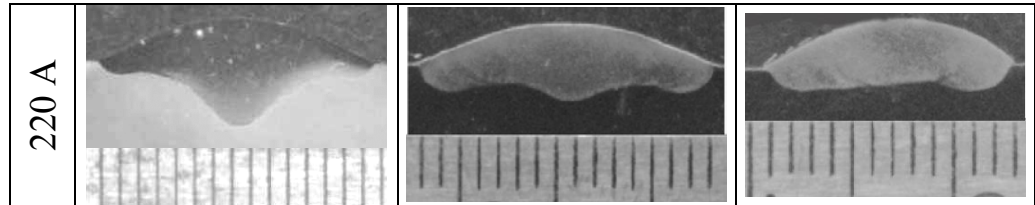


Figura 33 - Secção transversal dos depósitos analisados, escala em mm.

As dimensões dos cordões estão relacionadas através da sua convexidade, principalmente quando se fala de reforço, sendo este inversamente proporcional a intensidade de corrente utilizada, exceção ocorrendo para as amostras processadas com corrente contínua constante sobre aço carbono. Uma vez mais se verifica que a utilização de corrente contínua pulsada leva a depósitos com características diferenciadas, permitindo reforços maiores, quando comparados aos depósitos realizados com corrente contínua constante. É interessante notar a influência marcante da intensidade de corrente na penetração, evidenciada principalmente no caso da corrente contínua constante. Estes resultados são um forte indicativo de que a intensidade de corrente deve ser levada em consideração quando da definição dos outros parâmetros, notadamente os parâmetros taxa de alimentação e velocidade de soldagem, uma vez que a elevada concentração de energia do processo PTA pode vir a deteriorar as características do revestimento através de uma diluição excessiva causada por uma elevada penetração. A disponibilização destes dados é indispensável na seleção dos parâmetros de processamento, uma vez que permite programar a operação de deposição em função da espessura da camada a ser revestida, assim com avaliar o grau de sobreposição necessário de maneira a se minimizar problemas quando da sobreposição do cordão.

## 8.2 DILUIÇÃO E PERFIL QUÍMICO DOS DEPÓSITOS

A diluição com o substrato é um dos fatores levados em consideração quando da avaliação de um revestimento com ligação metalúrgica com o substrato (CROOK, 1993, DAVIES, 1993). Via de regra, quanto maior a diluição, maior a alteração das propriedades do revestimento em relação ao especificado originalmente para o material de aporte. Os parâmetros de deposição, principalmente a corrente e o modo de corrente, têm influência direta sobre esta característica (KOU, 1997). Além disso, o material do substrato, para mesma espessura, também tem grande influência nos níveis de diluição (YAEDU, 2002), sendo que o aço ao carbono, devido ao seu maior coeficiente de transferência de calor em relação ao aço inoxidável (FOLKHARD, 1998), normalmente determina menores níveis de diluição, mantidos os demais parâmetros constantes.

Os níveis de diluição obtidos a partir da análise da secção transversal dos depósitos são mostrados figura 34:

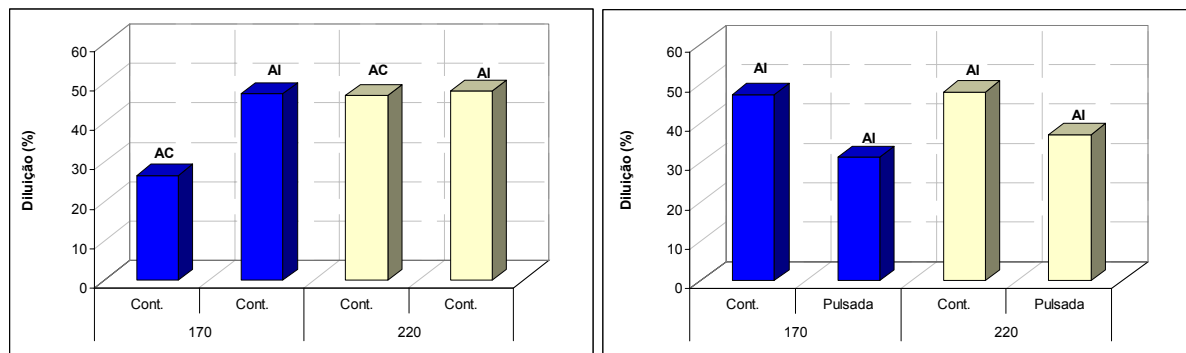


Figura 34 - Diluição dos depósitos. Direita: Corrente Contínua Constante sobre aço carbono e aço inoxidável. Esquerda: Corrente Contínua Constante e Corrente Contínua Pulsada sobre aço inoxidável.

Analisando-se os depósitos obtidos com corrente contínua constante, pode-se constatar que a influência do substrato foi mais significativa para a intensidade de corrente de corrente de 170 A. Pode ser observado que o substrato de aço carbono, devido ao seu maior coeficiente de condutividade

térmica permitiu um escoamento de calor mais eficiente, proporcionando uma redução no nível de diluição que foi verificado também no trabalho de YAEDU et al (2002).

Para a intensidade de 220 A, verificou-se que a diferença entre os níveis de diluição para o aço carbono e o aço inoxidável são marginais, evidenciando o fato do aumento da intensidade de corrente se sobrepôr às características do material do substrato.

Considerando-se a deposição sobre aço inoxidável com corrente contínua pulsada, verifica-se uma redução do nível de diluição quando comparado com corrente contínua constante, esperada em virtude do menor aporte térmico, sendo mais pronunciada esta redução para a intensidade de 170. Para as intensidades de corrente de 220 A a redução não foi tão significativa.

A diluição calculada através de metalografia quantitativa pode ser confirmada através da análise do perfil químico dos depósitos (FOLTRAN, 2000, XIAOJUN, 2002, YAEDU, 2002). Nas figuras 35 e 36, tem-se a variação da concentração do ferro, em massa, no depósito. A porcentagem de ferro presente no material de aporte anteriormente à deposição, segundo o fornecedor era de 3%.

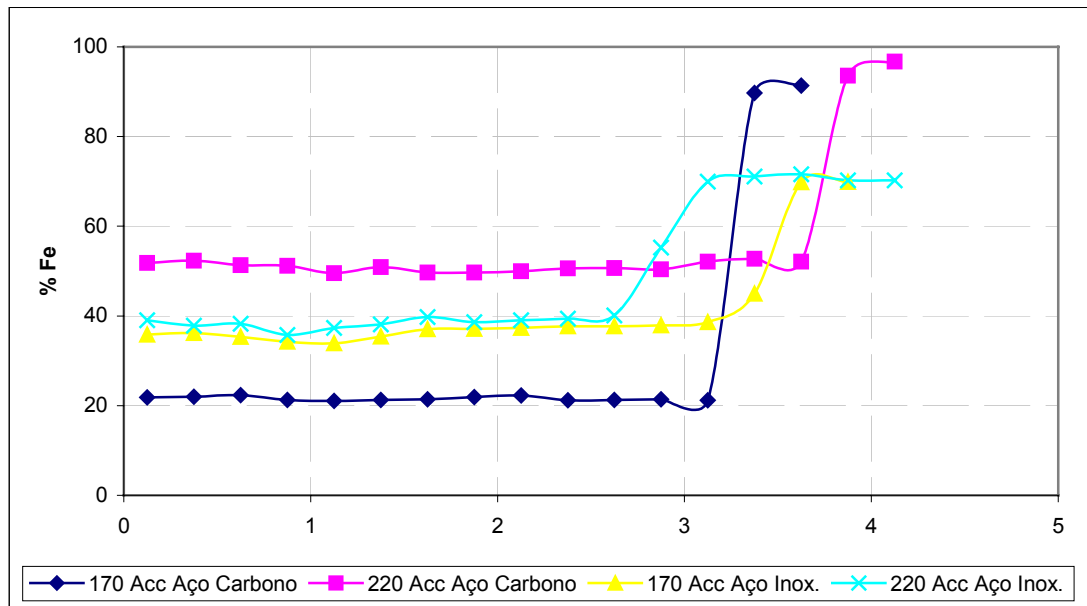


Figura 35 - Porcentagem de ferro ao longo dos depósitos realizados com corrente contínua constante sobre aço carbono e aço inoxidável.

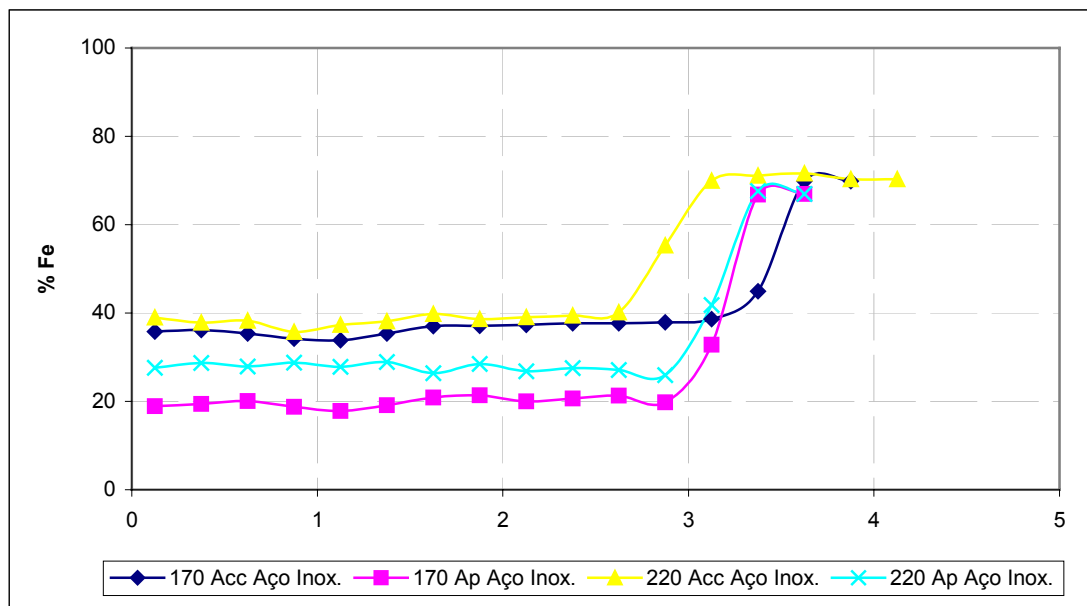


Figura 36 - Porcentagem de ferro ao longo dos depósitos realizados com corrente contínua e corrente contínua pulsada sobre substrato de aço inoxidável.

Confirmando os resultados obtidos por metalografia quantitativa, para as amostras processadas com corrente contínua constante, o nível de ferro presente nos revestimentos, para um mesmo substrato, aumentou consoante com o aumento da intensidade de corrente. Para as amostras processadas com 170 A, apesar do menor teor de ferro apresentado pelo substrato de aço inoxidável, o

elevado nível de diluição resultou na maior presença do elemento ferro no revestimento, quando comparado com o aço carbono.

As amostras processadas com corrente de 220 A apresentaram comportamento diferenciado, isto pode ser explicado uma vez que os níveis de diluição obtidos por metalografia quantitativa foram semelhantes, em torno de 47%, o maior teor de ferro do substrato pode ter sido responsável pela maior presença deste elemento no revestimento.

Analisando-se as amostras processadas sobre aço inoxidável com corrente contínua constante e corrente contínua pulsada, verificou-se que a redução da diluição proporcionada pela corrente contínua pulsada foi acompanhada por uma redução no teor de ferro no revestimento para ambas correntes de pico consideradas. Isto encontra explicação no aporte térmico reduzido proporcionado pelo emprego de pulsação de corrente.

### **8.3 MICROESTRUTURA**

As microestruturas observadas, figuras 37 e 38, são típicas de solidificação, com dendritas ricas em cobalto, as quais constituem a matriz e uma região interdendrítica rica em carbonetos de cromo (partículas escuras) e tungstênio (partículas brancas), identificados via MEV. É evidente a presença de uma estrutura hipoeutética em todas as amostras, apesar de se poder esperar que a liga utilizada, segundo seu diagrama pseudo-binário, figura 21, fosse hipereutética. Este efeito tem sido atribuído à diluição com o substrato (CROOK, 1993, YAEDU, 2002). Observa-se também o crescimento epitaxial, com frente de crescimento planar, a partir dos grãos parcialmente fundidos do substrato.

Outro aspecto comum a todas as amostras é a linha de fusão bem definida, ao contrário do observado em outros processos de soldagem (CROOK, 1993, DAVIES, 1993, FOLTRAN, 2000, LINNERT, 1994).

Os parâmetros de processamento e o material do substrato afetam as características microestruturais, tais como refino de estrutura e distribuição de fases. O efeito do modo de corrente sobre a microestrutura é mostrado nas figuras 39 e 40. O refinamento de microestrutura ocorre sob o processamento com corrente contínua pulsada. Este efeito pode ser observado por toda espessura do revestimento, em sua secção transversal, a partir da superfície até a linha de fusão.

7.5 170 A

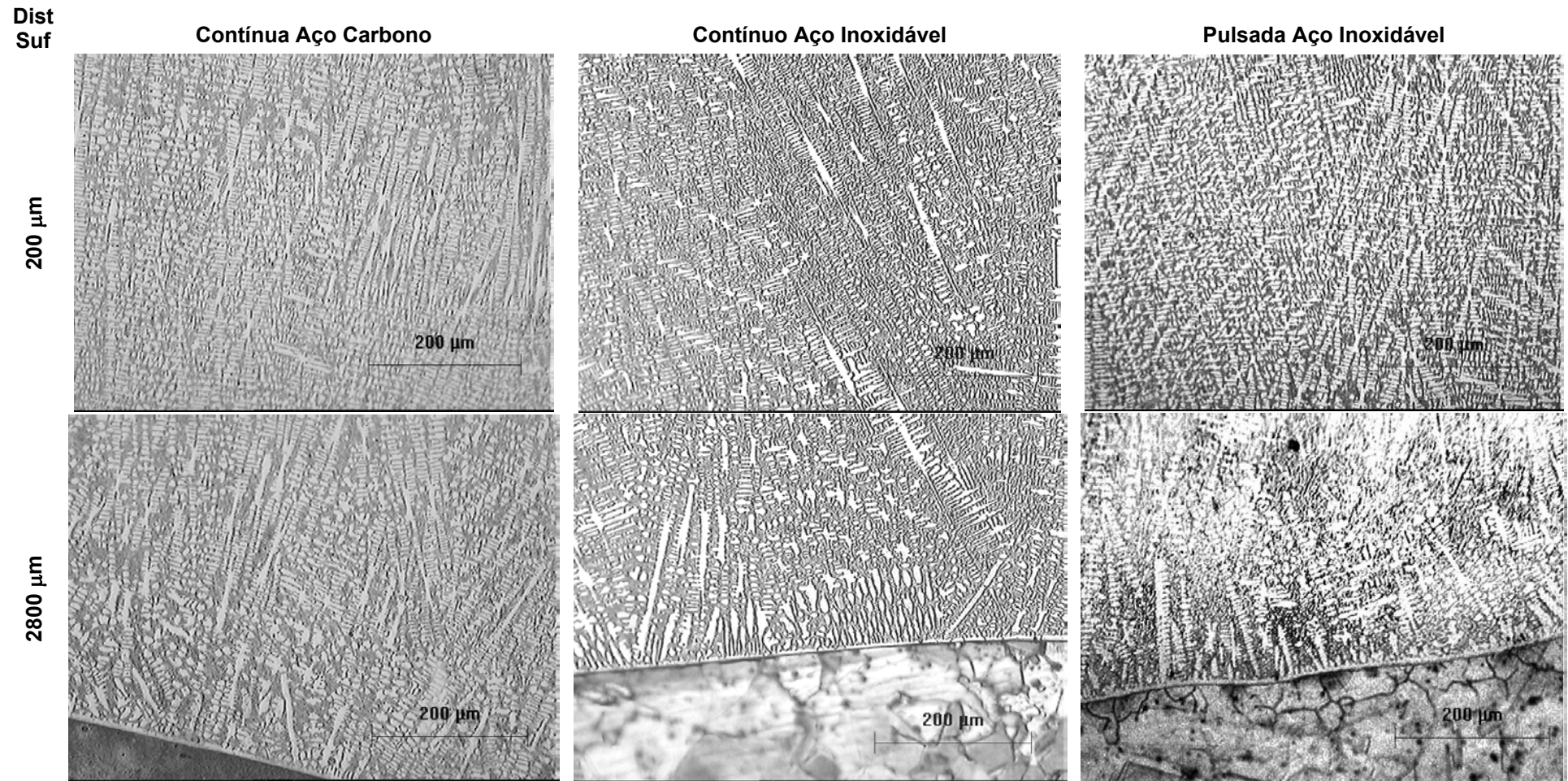


Figura 37 - Microestruturas dos depósitos para condições avaliadas, intensidade de corrente 170 A, junto à superfície (no alto) e junto à linha de fusão.

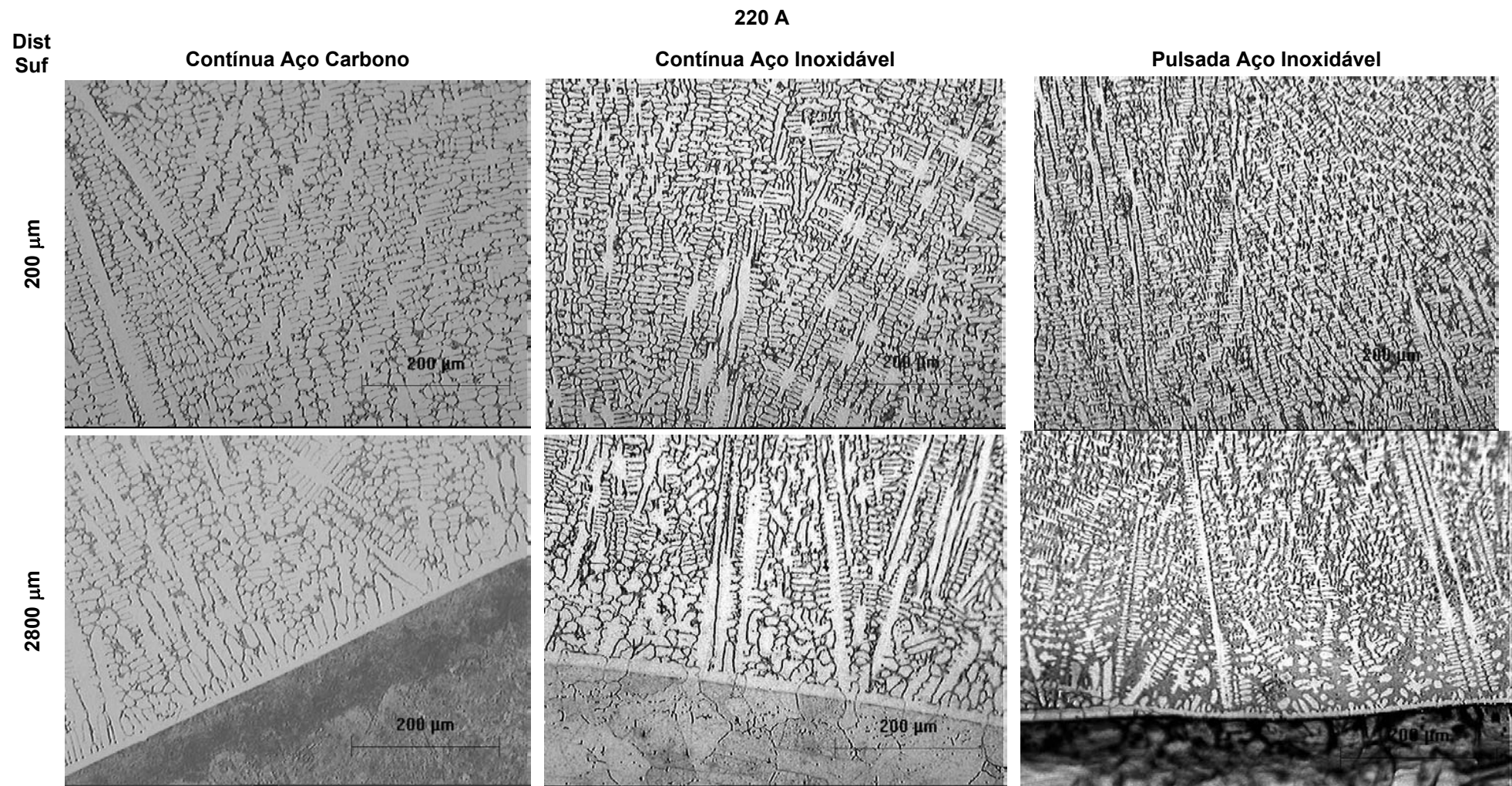


Figura 38 - Microestruturas dos depósitos para as condições avaliadas, intensidade de corrente 220 A, junto à superfície (no alto) e junto à linha de fusão.

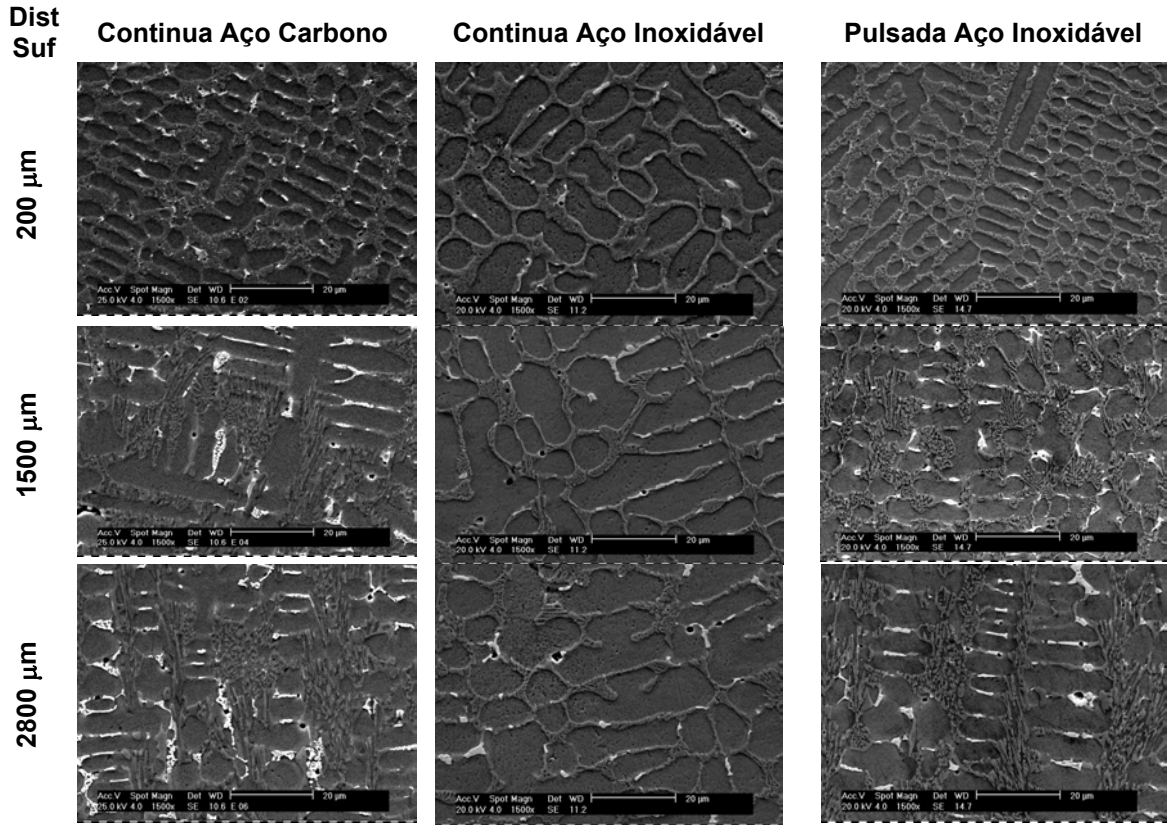
A literatura especializada tem atribuído a refino de estrutura após processamento com pulsação de corrente a um aumento da taxa de nucleação, conforme os braços das dendritas quebram devido à agitação da poça de fusão (SUDARESAN, 1999). Porém, neste trabalho, o aumento da taxa de nucleação pode ter uma origem diferente. Comparado ao tamanho das partículas do pó do material de aporte, os braços da dendritas são de espessura muito pequena para não voltarem a fundir no interior da poça de fusão. O estudo de SILVÉRIO E D'OLIVEIRA (2003) mostrou que revestimentos depositados por PTA utilizando pó como material de adição, exibiam estruturas mais refinadas comparadas àquelas obtidas utilizando-se material de adição na forma de arame. Esta diferença foi atribuída a uma mudança na cinética de solidificação, onde um aumento na taxa de nucleação provocou o agrupamento de partículas de pó que atuaram como núcleos de solidificação.

Seguindo a mesma teoria, o refino de estrutura pode ser atribuído à formação de menores agrupamentos de pó devido à pulsação de corrente, resultando no aumento na taxa de nucleação. Durante o processamento utilizando pulsação de corrente, o super-resfriamento foi maior devido aos maiores gradientes de temperatura na poça de fusão, o que resultou em um tamanho crítico de núcleo menor (PORTER & EASTERLING 1992).

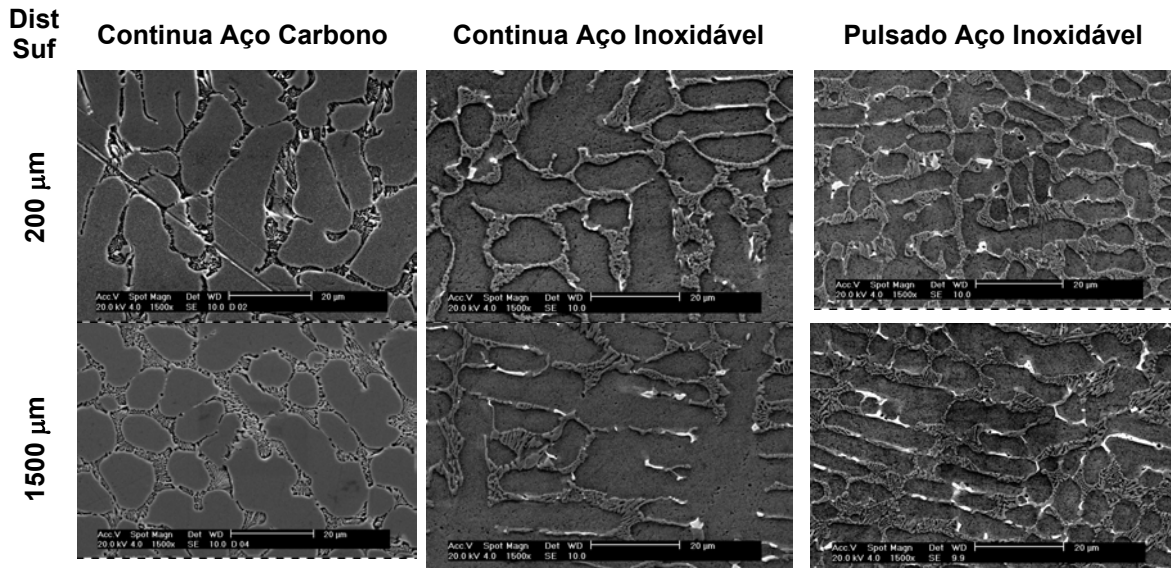
A maior taxa de nucleação levou a uma maior taxa de crescimento, favorecendo inicialmente a segregação, a qual foi responsável pela maior quantidade de região interdendrítica observada perto da linha de fusão nos depósitos processados com corrente contínua pulsada, figura 37 e 38. Conforme deslocamento da interface sólido/líquido, espera-se um acúmulo de soluto à frente do sólido formado. Após a estabilização da taxa de crescimento do sólido para distâncias maiores à linha de fusão, passou-se a um estado estático, o que promoveu uma estrutura mais homogênea, a qual pode ser observada na poça de fusão solidificada (PORTER E EASTERLING, 1992).

Este refino de estrutura foi observado para ambas intensidades de corrente de pico utilizadas neste trabalho, sendo menos pronunciada para a intensidade de corrente mais alta, conforme pôde ser observado em detalhe pela MEV, figura 39.

7.6 170 A



220 A



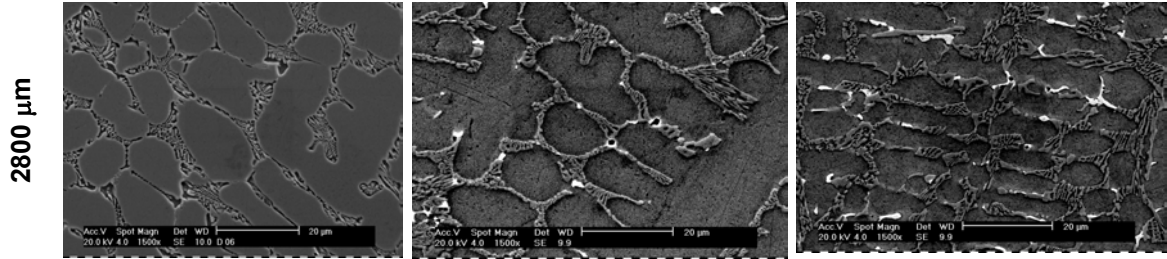


Figura 39 - Microestruturas dos depósitos para as condições avaliadas obtidas através de MEV para diferentes distâncias da superfície externa.

Revestimentos obtidos com corrente contínua constante sobre os dois substratos exibiram características que são função do tipo de material do substrato. Para a menor intensidade de corrente, 170 A, a maior condutividade térmica do aço carbono contribuiu para uma taxa de resfriamento mais elevada, resultando em estruturas mais refinadas. O aumento da intensidade de corrente para 220 A reduziu o efeito das características do substrato sobre o revestimento. De fato, estruturas grosseiras são observadas nos depósitos feitas sobre o aço carbono e aço inoxidável.

Nas figuras 40 e 41, têm-se os valores do espaçamento interdendrítico, próximos à superfície e juntos à linha de fusão, obtidos através de metalografia quantitativa.

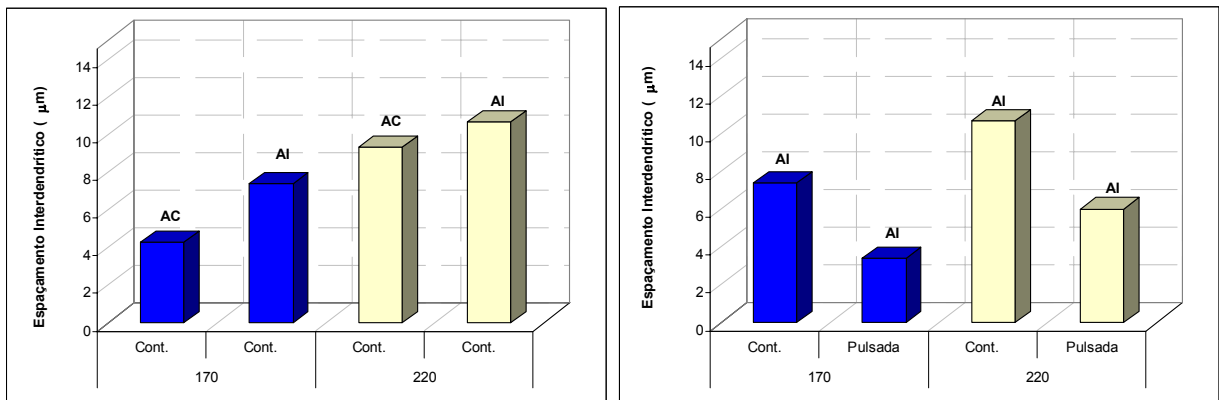


Figura 40 - Espaçamento dos braços dendríticos na superfície dos depósitos. Direita: Comparação da corrente contínua constante em diferentes substratos, esquerda, comparação do modo de corrente sobre aço inoxidável.

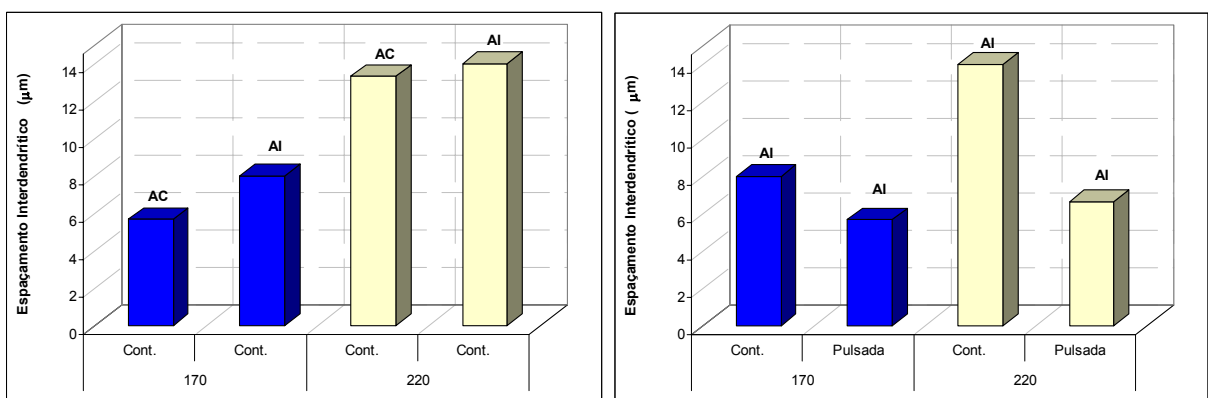


Figura 41 - Espaçamento dos braços dendríticos próxima à linha de fusão. Direita: Comparação da corrente contínua constante em diferentes substratos, esquerda, comparação do modo de corrente sobre aço inoxidável.

Como pode ser observado, para as amostras processadas com corrente contínua constante sobre os substratos de aços ao carbono e inoxidável, foi

confirmado o refino de microestrutura para os depósitos realizados sobre aço carbono. Este refino ocorreu tanto para a intensidade de 170 A, quanto para a intensidade de corrente de 220 A. Chama a atenção o fato de que, apesar de ter ocorrido o refinamento para esta última intensidade de corrente, o mesmo foi mais tênue, que com a intensidade de 170 A, endossando os resultados verificados por microscopia eletrônica. Outro aspecto verificado é a diferença no espaçamento interdendrítico medido entre a superfície e a linha de fusão, sendo que a superfície apresentou um maior refinamento em relação à linha de fusão.

Quando se analisa o processamento com pulsação de corrente, verificou-se que a mesma promoveu uma redução significativa no espaçamento interdendrítico, tanto para correntes de pico de 170 A, quanto para 220 A. Esta diminuição encontra explicação no maior superesfriamento imposto por este modo de corrente, conforme discutido anteriormente (Porter e Earterling, 1992). Outro aspecto que chama a atenção é que o espaçamento se manteve mais uniforme para a corrente pulsada constante, observando os valores obtidos próximo à superfície e junto à linha de fusão, sendo está uniformidade maior para a amostra processada com corrente de pico de 220 A, o que não foi verificado para amostra de 170 A, a qual apresentou uma diferença maior.

A distribuição de fases na seção transversal dos cordões também foi influenciada pelas condições de processamento. Nos revestimentos processados com corrente contínua constante a região interdendrítica aumenta à medida que se avança a partir da linha de fusão para superfície externa do revestimento, figuras 44 e 45, acompanhando o refino de estrutura já mencionado. A exceção a este comportamento sendo o revestimento depositado com 170 A sobre aço carbono, o qual apresentou maiores quantidades de região interdendrítica em toda a seção transversal do revestimento.

A estrutura mais homogênea observada na seção transversal após processamento com corrente contínua pulsada é acompanhada por uma distribuição mais uniforme de região interdendrítica como sugerem as porcentagens semelhantes medidas para a região interdendrítica da linha de fusão e da superfície externa do revestimento. Este comportamento foi observado para as duas correntes de pico utilizadas neste trabalho.

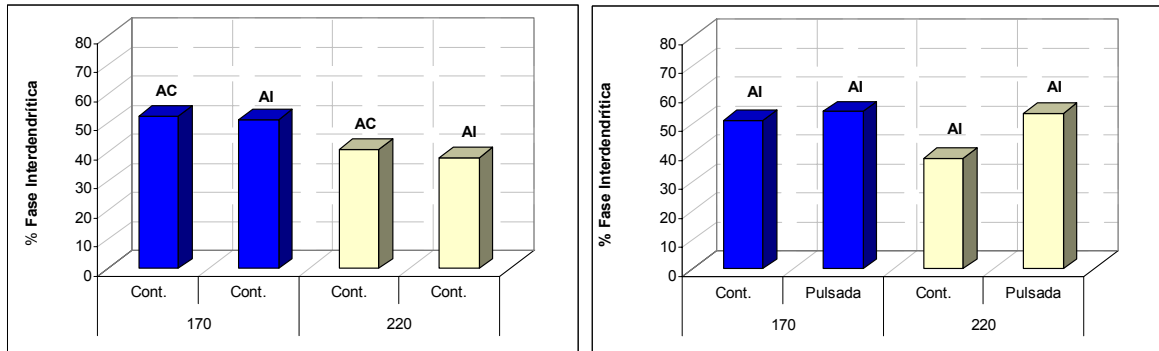


Figura 44 - Porcentagem de fase interdendrítica no interior do cordão, à 200  $\mu\text{m}$  da superfície. Direita: Comparação da corrente contínua constante em diferentes substratos, esquerda, comparação do modo de corrente sobre aço inoxidável.

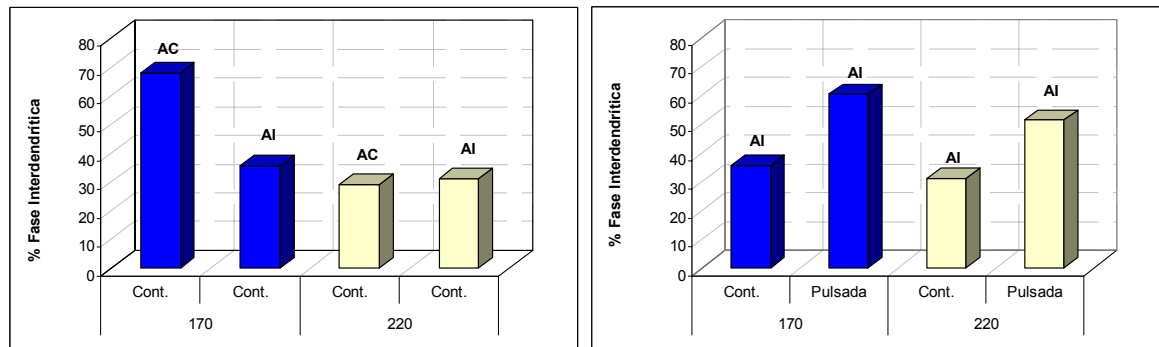


Figura 45 - Porcentagem de fase interdendrítica próxima à linha de fusão, à 2800  $\mu\text{m}$  da superfície. Direita: Comparação da corrente contínua constante em diferentes substratos, esquerda, comparação do modo de corrente sobre aço inoxidável.

Conforme explicado anteriormente, a pulsação de corrente contribuiu inicialmente para uma maior segregação, a qual refletiu na maior porcentagem de fase interdendrítica observadas nas amostras processadas com este modo de corrente (PORTER E EASTERLING, 1992), quando comparadas ao processamento com corrente contínua constante. Este aumento foi verificado para as duas intensidades de corrente contínua pulsada, sendo ligeiramente maior para a menor intensidade.

Chama a atenção a menor variação na quantidade de fase interdendrítica patrocinada pela utilização da pulsação de corrente, quando se comparam os valores mensurados no interior do cordão com os valores obtidos próximos à linha de fusão, o mesmo não ocorrendo para as amostras com corrente contínua constante, sendo apresentadas variações da ordem dos 20%, tanto para o aço inoxidável, quando para o aço carbono.

## 7.4 MICRO DUREZA

O perfil de microdureza avaliado ao longo da secção transversal dos revestimentos confirmou o papel determinante da cinética de solidificação e também da diluição sobre suas propriedades, figuras 46 e 47.

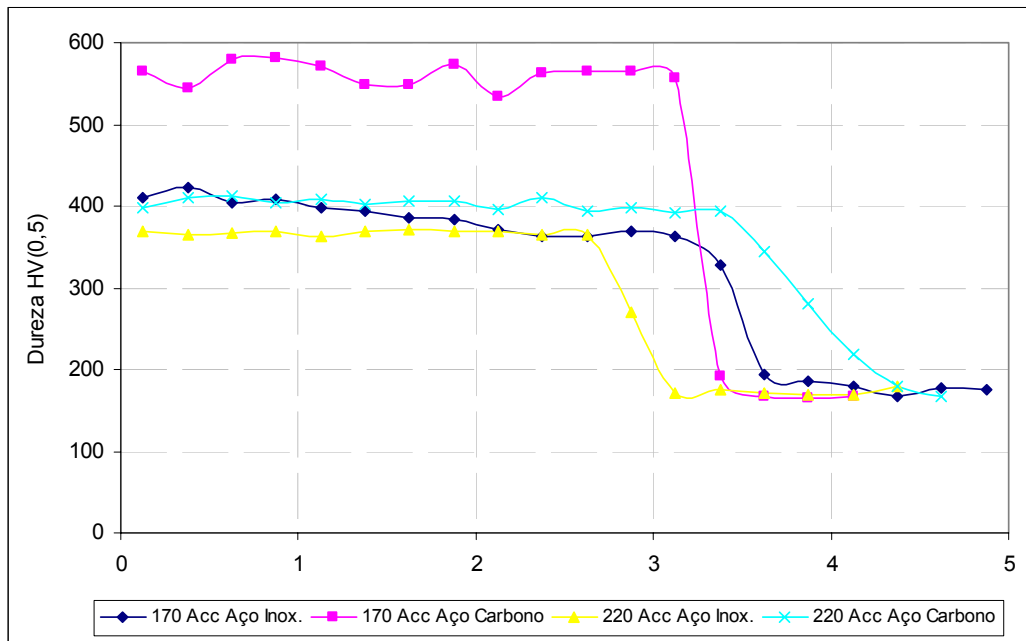


Figura 46 - Dureza Vickers ao longo da secção transversal dos depósitos processados com 170 A. Direita: Comparação da corrente contínua constante em diferentes substratos, esquerda, comparação do modo de corrente sobre aço inoxidável.

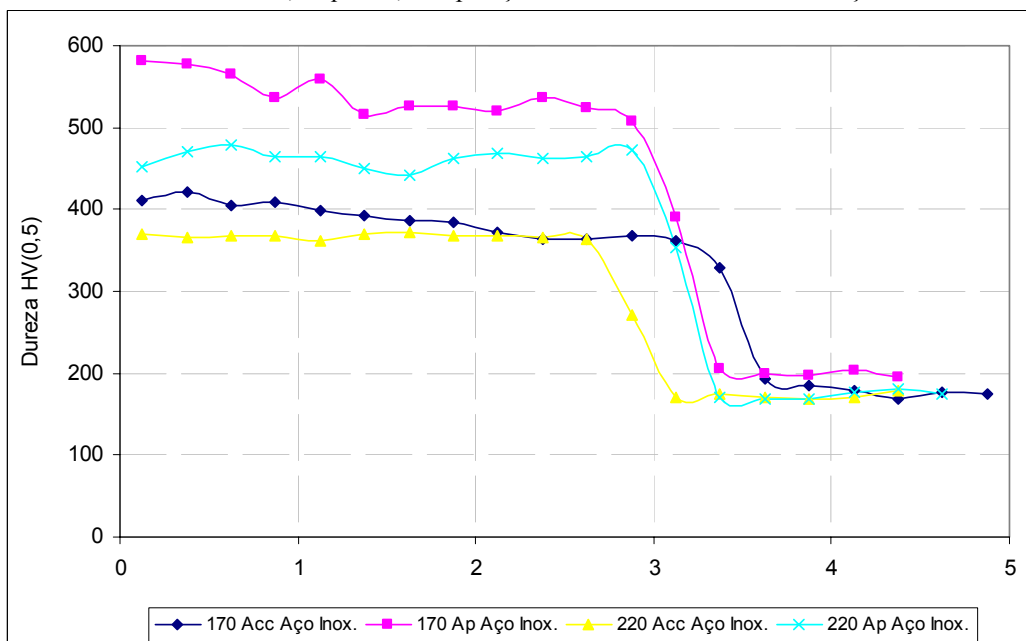


Figura 47 - Dureza Vickers ao longo da secção transversal dos depósitos processados com 220 A. Direita: Comparação da corrente contínua constante em diferentes

substratos, esquerda, comparação do modo de corrente sobre aço inoxidável.

Revestimentos processados com corrente contínua constante, maiores intensidades de corrente, tanto para o aço carbono quanto para o aço inoxidável, produziram valores de dureza menores, conforme esperado pelas estruturas mais grosseiras e maiores diluições destes revestimentos. Para a intensidade de 170 A a maior influência das características do material do substrato sobre os revestimentos é mais significativa. O depósito realizado sobre aço carbono apresentou o maior nível de dureza associado à menor diluição e também ao maior refinamento de estrutura. Para a intensidade de 220 A, a variação de dureza com o tipo de substrato não foi significativa para os revestimentos processados, os níveis similares de diluição e refinamento de estrutura obtidos por estas amostras permitiam prever este comportamento.

Considerando o processamento com corrente em modo pulsado, a dureza destes revestimentos é superior à dos depósitos obtidos com corrente contínua. Novamente o reduzido nível de diluição e o refinamento de estrutura estão associados a estes resultados. A dureza confirma esta expectativa uma vez que maiores níveis de dureza foram medidos nos revestimentos depositados com corrente contínua pulsada, independente da intensidade de corrente utilizada.

## 7.5 PINO SOBRE DISCO

A taxa de desgaste ( $\text{mm}^3/\text{m}$ ) versus a carga aplicada é mostrada na figura 48. Conforme esperado (Hutchings, 1992), em todos os ensaios, a taxa de desgaste aumentou com o aumento da carga aplicada.

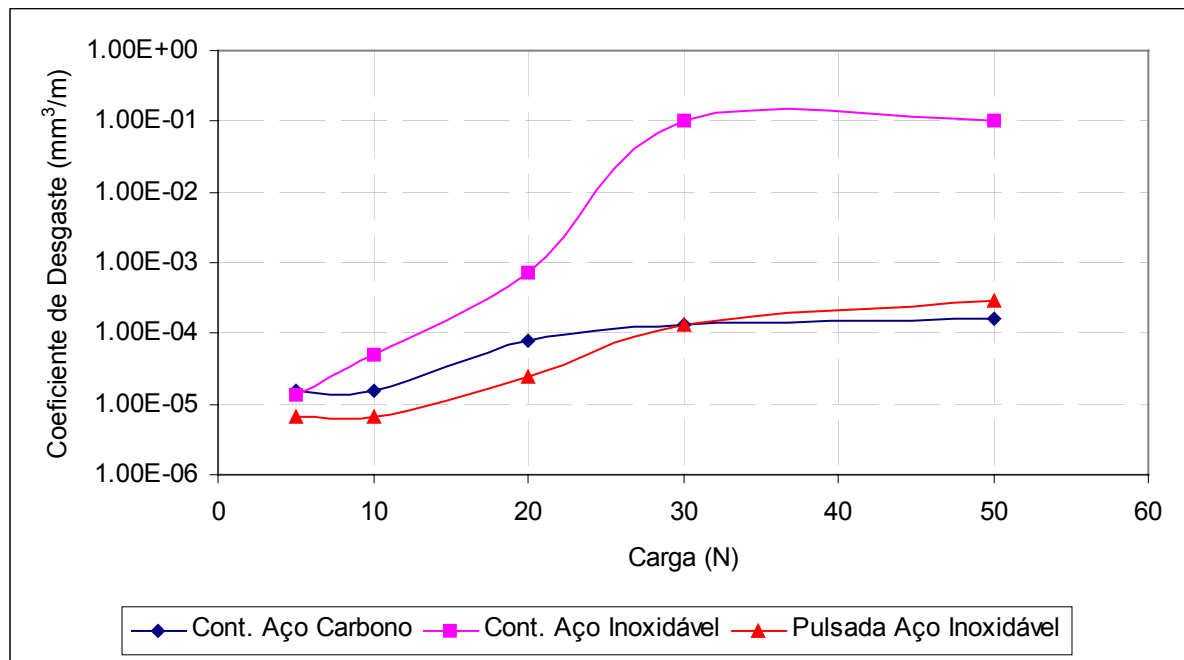


Fig. 48 - Taxa de desgaste versus carga aplicada. Distância ensaiada 6300 m. Todas as amostras processadas com 170 A.

Considerando-se primeiramente o efeito do substrato, observa-se para as amostras processadas com corrente contínua constante que, nos dois ensaios iniciais, com as cargas de 5 e 10 N, não houve diferença significativa na taxa de desgaste. Consoante com o aumento da carga, para a carga de 20 N, houve um aumento da taxa de desgaste, sendo que este aumento foi uma ordem de grandeza maior para a amostra processada em aço inoxidável.

Para as demais cargas, 30 e 50 N, no caso do revestimento obtido sobre aço inoxidável, as taxas de desgaste foram definidas como o volume total de revestimento, dividido pela distância de ensaio, uma vez que a totalidade do revestimento foi desgastada antes do final do ensaio. Para o

revestimento sobre aço carbono, para estas cargas, houve o esperado aumento da taxa de desgaste, porém o mesmo foi mais ténue, sendo pelo menos duas ordens de grandeza menor do que a taxa de desgaste apresentada pela amostra processada sobre aço inoxidável com corrente contínua constante, podendo ser um indicativo de que o mecanismo de desgaste atuante não se alterou.

É interessante notar que a taxa de desgaste teve uma variação de 04 ordens de grandeza, figura 48, para a amostra processada com corrente contínua constante sobre aço inoxidável. Este comportamento está associado à menor dureza deste revestimento, o que é previsto pela equação clássica de Archard (HUTCHINGS, 1992).

Focando a análise sobre o modo de corrente foi verificado que o processamento com corrente contínua constante pulsada resulta em um melhor desempenho ao desgaste.

A similaridade do desempenho ao desgaste do revestimento processado com corrente contínua pulsada sobre aço inoxidável e com corrente contínua constante sobre aço carbono pode ser associada à semelhanças na microestrutura e dureza destes revestimentos.

As taxas de desgaste apresentadas por todas as amostras, para as cargas de 5 e 10 N, apresentaram-se compatíveis com os valores obtidos anteriormente por HUTCHINGS (1992), aproximadamente  $5.5E-5 \text{ mm}^3/\text{m}$ .

Em relação a cargas de 20, 30 e 50 N, apesar do aumento esperado, o coeficiente de desgaste ainda se manteve em níveis aceitáveis, para as amostras processadas com corrente contínua constante e aço carbono e corrente contínua pulsada sobre aço inoxidável, fato que não ocorreu com a outra amostra, a qual já obteve um coeficiente de desgaste em torno de uma ordem de grandeza maior, para a carga de 20 N, sendo que para cargas

maiores esta amostra apresentou coeficientes de desgaste classificados como inaceitáveis (ASM HANDBOOK, vol 18, 1998).

A análise da superfície desgastada dos pinos, figura 49, permitiu um melhor entendimento da evolução do desgaste para as condições avaliadas. De acordo com a literatura especializada, o mecanismo de desgaste atuante para as amostra com cargas de 5 N deve ter sido o desgaste oxidativo, onde o material primeiramente foi oxidado, formando uma camada de óxidos de coloração escura, e posteriormente esta camada oxidada gradativamente se desprende, expondo o metal não oxidado que passa então a se oxidar, acelerando o desgaste da superfície.

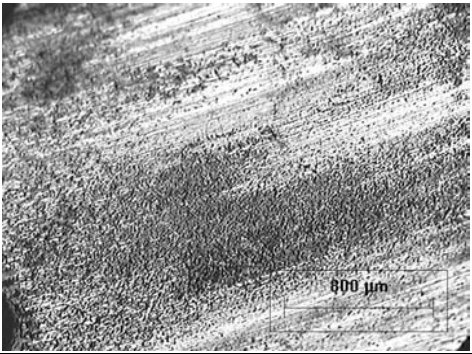
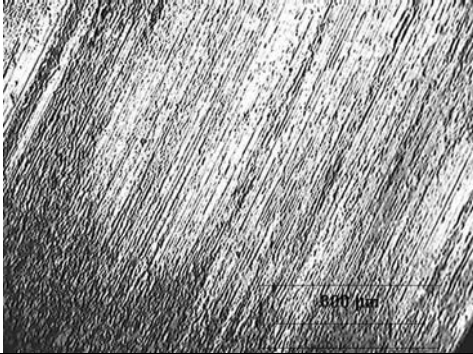
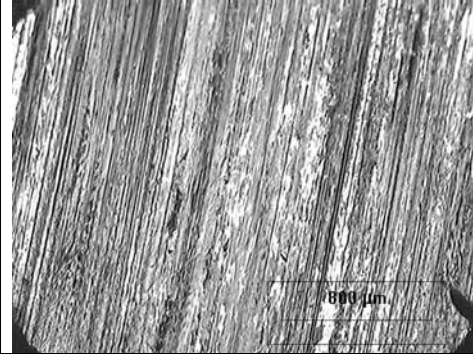
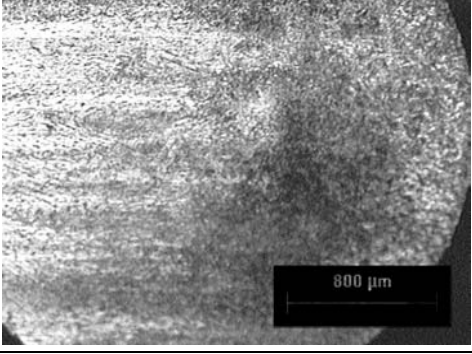
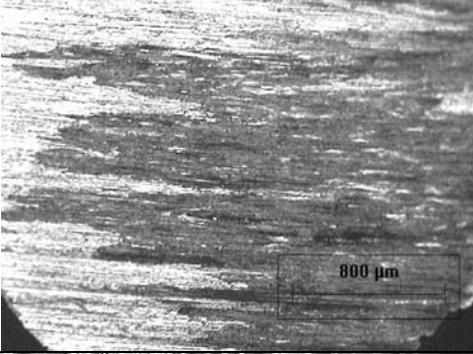
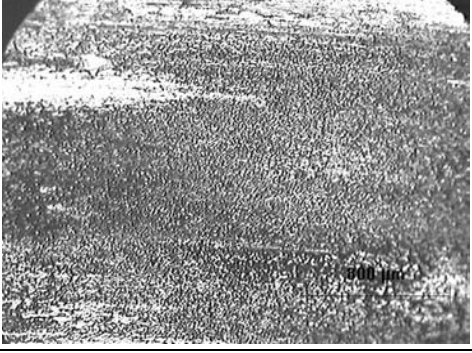
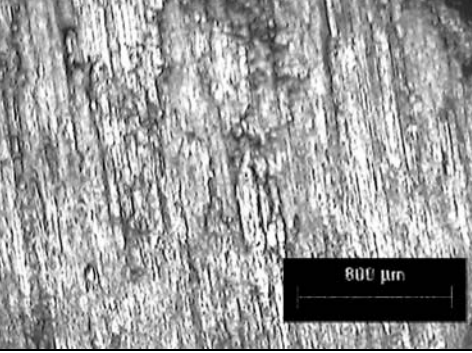
Carga ⇒		5	20	50
AISI 1020	Continua			
	Pulsada			
AISI 304	Continua			
	Pulsada			

Fig. 49: Superfície desgastadas dos pinos, para as cargas de 5, 20 e 50 N.

Este comportamento se repetiu para todas as amostras sob a carga de 10 N, sendo que para a carga de 20 N, este mecanismo de desgaste não se manteve para a amostra processada com corrente contínua constante sobre aço inoxidável, fato que pode ser confirmado pela brusca mudança na taxa de desgaste, figura 48, e que encontra explicação no detalhe visto na figura 50.

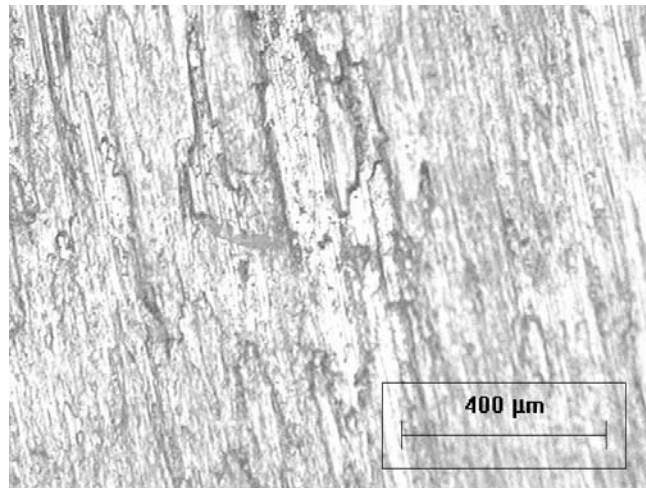


Fig. 50 - Detalhe da superfície desgasta da amostra processada com corrente contínua constante sobre aço inoxidável.

Segundo a literatura, se pressupõe que o mecanismo de desgaste pode ter mudado de desgaste oxidativo para um desgaste adesivo com deformação plástica e arrancamento de material, como pode ser observado em detalhe.

## 9 CONCLUSÕES

A utilização de corrente contínua pulsada possibilita a obtenção de revestimentos de qualidade os quais não foram possíveis de se obter com a utilização de corrente contínua constante, considerando-se a mesma corrente média nas duas situações.

O processamento com corrente contínua pulsada permite produzir revestimentos sem defeitos utilizando intensidades de corrente médias inferiores as correntes empregadas para produzir revestimentos de igual qualidade em modo contínuo.

O processamento com corrente em modo pulsado resultou em estruturas de solidificação mais refinadas e homogêneas e menores níveis de diluição, o que determinou revestimentos com maior dureza e resistência ao desgaste metal/metal.

A intensidade de corrente determinou o papel da composição química do substrato, sendo que intensidades maiores de corrente reduziram a influência do substrato na diluição, microestrutura e dureza dos revestimentos.

## **10 TRABALHOS FUTUROS**

Otimização dos parâmetros de deposição utilizando corrente contínua pulsada, visando diminuição da diluição, melhora na molhabilidade e penetração dos cordões.

Comparação com revestimentos produzidos por outros processos de soldagem, utilizando corrente contínua constante e pulsada.

Caracterização detalhada do comportamento ao desgaste de revestimentos processados com corrente contínua pulsada e constante.

## REFERÊNCIAS

AOH, J.; JIAN-CHENG, C. On the wear characteristics of cobalt-based hardfacing layer after thermal fatigue and oxidation. **Wear**, v. 250, p. 611 – 620, 2001.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS – ABNT. **NBR 9619: Produtos de Petróleo – Determinação das Propriedades de Destilação**. Rio de Janeiro, 1998.

ASM INTERNATIONAL. ASM Handbook v. 18 – Friction, lubrication and wear technology. 1998.

ASTM G99-95a<sup>e</sup> - Standard Test Method for Wear Testing with a Pin-on-Disk Apparatus.

BOUAIFI, B.; AIT-MEKIDECHE, A. Utilization of high-temperature plasmas containing nitrogen for reactive coating by means of plasma-arc weld surfacing. **Welding & Cutting**, 2001.

BRACARENCE, A. Q. Soldagem a Plasma PAW – Apostila do Curso de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica – UFMG, 2000.

BRANDI, S. D.; WAINER, E.; MELLO, F. D. H. **Soldagem – Processos e Metalurgia**. Ed. Edgard Blücher, São Paulo, 1992.

CROOK, P. Haynes International. Cobalt and Cobalt Alloys. In: ASM Handbook – Properties and Selection: Non ferrous alloys and Special Purpose Materials, Vol. 2. 10th ed. OH: ASM Metals Park, p. 446-454, 1993.

DAMODARAN, R.; WU, J. B. C. **Alloy Solutions to Combat Synergistic Wear and Corrosion in Demanding Process Environments**. EPRI: St. Pete Beach, Florida – USA, 1999.

DAVIS, J. R. **Hardfacing, Weld Cladding and Dissimilar Metal Joining**. ASM Handbook, v. 2.

DAWSON, R. J. **An Introduction to Metallurgy as Practiced at Deloro Stellite**. V. 3. Belleville: Ontario – Canada, 1991.

DIAZ, V. M. V. **Influência de Parâmetros e Variáveis da Soldagem Plasma sobre as Características da solda com Ênfase na Análise da Abertura e no Fechamento do KEYHOLE** – Dissertação de mestrado, Florianópolis, 1999.

FOLKHARD, E. **Welding Metallurgy of Stainless Steels**. Springer-Verlag Wien: New York, 1988.

FOLTRAN, B. B. **Comparação dos revestimentos de superligas à base de cobalto (Co-Cr-W-C) depositados por eletrodo revestido, plasma por arco transferido e laser.** Dissertação de mestrado, Curitiba, 2000.

FRENK, A.; Kurz, W. High speed laser cladding: solidification conditions and microstructure of cobalt-based alloy. **Materials Science and Engineering**. v. A 173. p. 339-342, 1993.

HUTCHINGS, I. M. **Tribology: Friction and Wear of Engineering Materials**. 1992.

KART-HEINZ, Z. G. **Microstructure and Wear of Materials**. Tribology Series. v. 10. Elsevier: Amsterdam, 1987.

KHEDKAR, J.; KHANNA, A. S.; GUPT, K. M. Tribological behaviour of plasma and laser coated steel. **Wear**. v. 205, p. 220-227, 1997.

KLARSTROM, D.L. **Wrought Cobalt-Base Superalloys**. ASM International, 1993.

KOU, S. **Welding Metallurgy**. Ed. John Wiley & Sons: EUA, 1987.

LINNERT, G. E. **Welding Metallurgy**. American Welding Society, 1994.

LUCAS, W. **TIG and PLASMA Welding**. Abington Publishing: Crambridge – UK, 1990.

LUGSCHEIDER, E.; MORKRAMER, U.; AIT-MEKIDECHE, A. **Advances in PTA Surfacing**. Fourth National Thermal Spray Conference, Pittsburgh, PA, USA, 1991.

MARQUES, P. V. **Tecnologia da Soldagem**. UFMG, Belo Horizonte, 1991.

MODENESI, P. J. **Introdução à Física do Arco Elétrico**. Apostila, UFMG, Belo Horizonte, 2001.

OLIVEIRA, M. A. **Estudo do Processo de Soldagem Plasma com Alimentação Automática de Arame, Visando sua Utilização em Revestimentos Metálicos**. Dissertação de mestrado, Florianópolis, 2001.

OZOLS, A.; SIRKIN, H.R.; VICENTE, E.E. Segregation in Stellite powders produced by the plasma rotating electrode process. **Materials Science and Engineering**. A262, p. 64–69, 1999.

PAREDES, R. **Soldagem I**. Apostila do Curso de Especialização em Engenharia dos Materiais Metálicos. Curitiba, 1999.

SILVÉRIO, R. B.; OLIVEIRA, A. S. C. M. **Revestimento de Liga a Base de Cobalto por PTA com alimentação de pó e arame**. In: 2º COBEF, Uberlândia, 2003.

SILVÉRIO, R. B.; SANTOS, R. L. C. Relatório Interno de Instalação e Calibração do Equipamento PTA. UFPR, Curitiba, 2002.

SULLIVAN, C. P.; DONACHIE, M. J.; MORRAL, F. R. **Cobalt Monograph**. Centre d'information du Cobalt, Brussels, Belgium, 1970.

SUNDARESAN, S.; RAM, G. D. J.; MADHUSUDHAN, R. G. Microstructural refinement of weld fusion zones in □-□ titanium alloys using pulsed current welding. **Materials Science and Engineering**. A262, p 88 –100, 1999.

WINKELMANN, R. Investigations into the abrasive wear of powder plasma-arc surface welds. **Welding & Cutting**, p. 265 – 269, 2001.

WU, W.; WU, L. **The wear behavior between hardfacing materials**. Metallurgical and materials transactions: Taiwan, 1996.

XIAOJUN, Z. **Effect of surface modification processes on cavitation erosion resistance**. Tese de doutorado, UFPR, Curitiba, 2002.

YAEDU, A. E.; D'OLIVEIRA, A. S. C. M.; DA SILVA, P. S. C. P. Influence of dilution on microstructure and mechanical properties of a cobalt-based alloy deposited by Plasma Transferred Arc welding. **Materials Week**. München, 2002.

YANG, L.J.; LOH, N.L. The wear properties of plasma transferred arc cladbed stellite specimens. **Surface and Coatings Technology**, v.71, Singapore, 1995.