

Faculdade de Engenharia
Departamento de Engenharia Mecânica - Campus de Bauru

ESTUDO DA INFLUÊNCIA DO RESFRIAMENTO EM REVESTIMENTO DE LIGA
STELLITE 6 APLICADA PELO PROCESSO TIG

ILDEU BASTOS DE ARAÚJO JÚNIOR

Dissertação apresentada à Faculdade de
Engenharia, Departamento de Engenharia
Mecânica da UNESP – Campus de Bauru,
para obtenção do título de Mestre em
Engenharia Mecânica.

BAURU – SP

Março – 2009

Faculdade de Engenharia
Departamento de Engenharia Mecânica - Campus de Bauru

ESTUDO DA INFLUÊNCIA DO RESFRIAMENTO EM REVESTIMENTO DE LIGA
STELLITE 6 APLICADA PELO PROCESSO TIG

ILDEU BASTOS DE ARAÚJO JÚNIOR

Orientador: Prof. Dr. Yukio Kobayashi

Dissertação apresentada à Faculdade de Engenharia, Departamento de Engenharia Mecânica da UNESP – Campus de Bauru, para obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica.

BAURU – SP

Março – 2009

**DIVISÃO TÉCNICA DE BIBLIOTECA E DOCUMENTAÇÃO
UNESP – BAURU**

Araújo Júnior, Ildeu Bastos de.

Estudo da influência do resfriamento em
revestimento de liga Stellite 6 aplicada pelo processo
TIG / Ildeu Bastos de Araújo Júnior, 2009.
71 f.

Orientador: Yukio Kobayashi

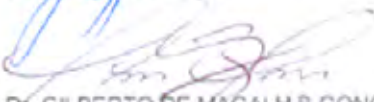
Dissertação (Mestrado)-Universidade Estadual
Paulista. Faculdade de Engenharia, Bauru, 2009

1. Stellite 6. 2. Revestimento anti-desgaste. 3.
Ligas a base de cobalto. I. Universidade Estadual
Paulista. Faculdade de Engenharia. II. Título.

ATA DA DEFESA PÚBLICA DA DISSERTAÇÃO DE MESTRADO DE ILDEU BASTOS DE ARAUJO JUNIOR, DISCENTE DO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA, DO(A) FACULDADE DE ENGENHARIA DE BAURU.

Aos 05 dias do mês de março do ano de 2009, às 14:30 horas, no(a) ANFITEATRO DA PÓS-GRADUAÇÃO, reuniu-se a Comissão Examinadora da Defesa Pública, composta pelos seguintes membros: Prof. Dr. YUKIO KOBAYASHI do(a) Departamento de Engenharia Mecânica / Faculdade de Engenharia de Bauru, Prof. Dr. GILBERTO DE MAGALH B GONCALVES do(a) Departamento de Engenharia Mecânica / Faculdade de Engenharia de Bauru, Prof. Dr. RODOLFO LIBARDI do(a) Departamento de Engenharia Mecânica / Universidade Metodista de Piracicaba, sob a presidência do primeiro, a fim de proceder a arguição pública da DISSERTAÇÃO DE MESTRADO de ILDEU BASTOS DE ARAUJO JUNIOR, intitulado "ESTUDO DA INFLUÊNCIA DO RESFRIAMENTO EM REVESTIMENTO DE LIGA STELLITE 6 APLICADA PELO PROCESSO TIG". Após a exposição, o discente foi arguido oralmente pelos membros da Comissão Examinadora, tendo recebido o conceito final: APROVADO Nada mais havendo, foi lavrada a presente ata, que, após lida e aprovada, foi assinada pelos membros da Comissão Examinadora.


Prof. Dr. YUKIO KOBAYASHI


Prof. Dr. GILBERTO DE MAGALH B GONCALVES


Prof. Dr. RODOLFO LIBARDI

DEDICATÓRIA

Dedico este trabalho a minha amada esposa Daniele e aos meus filhos Ildeu Netto e Isabelle pela sua compreensão nas horas de minha ausência e também pelo companheirismo empreendido.

Aos meus pais Ildeu e Maria Olímpia pelo apoio e incentivo durante toda vida acadêmica e profissional.

AGRADECIMENTOS

Agradeço primeiramente a Deus por ter me proporcionado a perseverança e a possibilidade de busca pelo saber e por ter sempre estado ao meu lado nos momentos difíceis da caminhada.

À minha esposa Daniele Aparecida Cabrera Araújo pela compreensão e cumplicidade, ela foi pai e mãe durante minha ausência na elaboração deste trabalho.

Aos meus pais Ildeu e Maria Olímpia pelo apoio e incentivo.

Ao Prof. Dr. Yukio Kobayashi pela acolhida na UNESP, amizade, ensinamentos e orientação na elaboração deste trabalho.

Ao Prof. Dr. Rodolfo Libardi do laboratório de materiais de construção mecânica da UNIMEP pelo apoio e incentivo à minha inclusão no programa de pós- graduação strictu-senso da UNESP Campus Bauru.

Aos engenheiros Pedro Luiz Lanzoni e Edmar Matos Barros e à empresa Kraton Polymers do Brasil S/A pela disponibilização de tempo e recurso para a conclusão deste trabalho.

Ao soldador Nilton César Cruz de Paiva da Kraton Polymers do Brasil S/A pelo apoio, auxílio e talento na realização das soldas pelo processo TIG.

Aos técnicos Caio Avanzi e Thiago Pereira dos Santos do Laboratório de Materiais de Construção Mecânica da UNIMEP pelo auxílio empreendido na preparação dos corpos de prova.

Aos demais professores, funcionários e alunos do Departamento de Engenharia Mecânica e da Pós-Graduação da UNESP – Campus de Bauru que colaboraram direta e indiretamente para a realização deste trabalho.

"A coisa mais bela que o homem pode experimentar é o mistério. É esta a emoção fundamental que está na raiz de toda ciência e arte. O homem que desconhece esse encanto, incapaz de sentir admiração e estupefação, esse já está, por assim dizer, morto e tem os olhos extintos".

(Albert Einstein)

RESUMO

A indústria busca uma melhor otimização e performance de seus equipamentos, há muito notou-se a importância da contenção do desgaste para o aumento de vida útil dos componentes de máquinas. Em condições operacionais onde há o desgaste por abrasão, comumente faz-se o endurecimento da camada superficial ou a aplicação de uma liga mais nobre e de dureza mais elevada, visando conter este desgaste. A técnica também é chamada de revestimento. Entender melhor os parâmetros que influenciam nos resultados da aplicação destes revestimentos torna-se importante possibilitando menores perdas e uma maior economia, pois busca-se como alvo trabalhar com a melhor performance do revestimento. Objetivou-se neste trabalho o estudo das ligas a base de Cobalto que são aplicadas cada vez mais rotineiramente nas indústrias petroquímicas, onde os componentes e órgãos de máquinas estão expostos a condições severas de desgaste por abrasão e corrosão além da severidade dos trabalhos a altas temperaturas e pressão. Relacionando o desgaste, as ligas a base de Cobalto possuem uma posição destacada e a liga é conhecida comercialmente como “Stellite 6”. Em alguns trabalhos é chamada também de liga coringa por sua versatilidade e destaque em especial. Neste trabalho procurou-se variar as velocidades de resfriamento em cinco patamares, analisou-se a influência da diluição na micro-dureza e os efeitos da variação da velocidade de resfriamento no mecanismo de endurecimento. A aplicação do revestimento ocorreu em três camadas através do processo TIG. Verificamos ainda a interferência da diluição na dureza em cada camada de revestimento. A terceira e última camada foi a que apresentou maior dureza devido à menor diluição com o metal base principalmente no corpo de prova que possuía a menor velocidade de resfriamento devido ao tempo para a formação de precipitados e carbonetos na liga metálica.

Palavras chave: Stellite 6, revestimento anti-desgaste, ligas a base de cobalto.

ABSTRACT

The industry searches a better optimization and performance of their equipment, long noted the importance of containment to increase the wear life of components of machines. In operating conditions where there is wear by abrasion, usually it is the hardening of the surface layer or the application of a more noble alloy and high hardness, wear it to contain. The technique also called hardfacing. Better understand the parameters that influence the results of applying these coatings becomes important because it enables lower losses and greater economy as it seeks to target work with the best performance of the coating. The objective of this research is complements the study of cobalt-based alloys that are applied more routinely in petrochemical industries, where the component units and machines are exposed to severe conditions of wear by abrasion and corrosion than the severity of the work at high temperatures and pressure. Relating the wear, the cobalt-based alloys have a prominent position and the league is known commercially as “Stellite 6”. Some work is also called the league wildcard for its versatility and highlight in particular. In this work we have tried to vary the speed of cooling in five steps, looked up the influence of dilution on micro hardness and the effects of variation in the rate of cooling in the hardening mechanism. The application of the coating occurred in three layers using the TIG process. We note also the interference of dilution in hardness in each layer of coating. The third and final layer was the one with higher hardness due to less dilution with the base metal mainly in the body of evidence that had the lowest rate of cooling due to the time for the formation of precipitates and carbides in the metal.

Keywords: Stellite 6, anti-wear coating, cobalt-based alloys.

SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS	viii
LISTA DE TABELAS	ix
LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS	x
1. INTRODUÇÃO	
1.1 Objetivos	4
2. REVISÃO DA LITERATURA	
2.1 Resistência ao desgaste	
2.1.1. Introdução	5
2.1.2. Desgaste abrasivo	7
2.1.3. Desgaste por deslizamento	8
2.2 Processo TIG	
2.2.1 Introdução	12
2.2.2 Equipamento	14
2.2.3 Eletrodos	14
2.2.4 Contaminação do eletrodo	16
2.2.5 Fonte de energia	17
2.2.6 Gás de Proteção e Metal de Adição	20
2.2.7 Técnicas de soldagem	22
2.2.8 Qualidade da solda	22
2.3 Ligas de Cobalto	
2.3.1 Propriedades do Cobalto	24
2.3.2 As ligas de Cobalto	24
2.4 Trincas	
2.4.1 Trincas de solidificação	31

3. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL	
3.1. Corpos de prova	37
3.2. Identificação dos corpos de prova	38
3.3 Deposição do revestimento	39
3.4 Preparação de amostras	40
3.5 Perfil de micro dureza	41
3.6 Análises metalográficas	42
3.7 Diluição	42
3.8 Stellite 6	42
 4. RESULTADOS	
4.1. Superfície e Macrografia	
 4.2 Microestrutura	
4.2.1 Microestrutura das amostras da série A	46
4.2.2 Microestrutura das amostras da série B	48
4.2.3 Microestrutura das amostras da série C	50
4.2.4 Microestrutura das amostras da série D	52
4.2.5 Microestrutura das amostras da série E	54
 5. CONCLUSÕES	61
 6. TRABALHOS FUTUROS	62
 7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	63
 8. ANEXOS	66

‘LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1- Definição da fração F_{ab}	7
Figura 2.2- Modelo de contato entre duas irregularidades	9
Figura 2.3- Taxa de coeficiente normalizado e coeficiente de atrito	11
Figura 2.4- Representação esquemática do processo TIG	12
Figura 2.5- Curva de tensão/corrente para fonte TIG	16
Figura 2.6- Curva de tensão/corrente para fonte pulsada	18
Figura 2.7- Aspecto do cordão gerado por fonte pulsada	19
Figura 2.8- Comportamento do Ar e He sobre tensão e corrente	21
Figura 2.9- Efeito das características constitucionais na susceptibilidade às trincas em sistemas binários	34
Figura 2.10- Teoria de deformação Borland	35
Figura 3.1- Microestrutura do substrato	37
Figura 3.2- Esquema dos corpos de prova	38
Figura 3.3- Máquina de solda e instrumentos utilizados no experimento	40
Figura 3.4- Determinação do perfil de micro dureza	41
Figura 3.5- Diagrama pseudo-binário	43
Figura 4.1- Aspecto visual dos cordões de solda	44
Figura 4.2- Cordão de solda na transversal	45
Figura 4.3- Ensaio de LP	45
Figura 4.4- Taxa de resfriamento do CDP série A	46
Figura 4.5- Microestrutura na taxa de resfriamento A	47
Figura 4.6- Taxa de resfriamento do CDP série B	48
Figura 4.7- Microestrutura na taxa de resfriamento B	49
Figura 4.8- Taxa de resfriamento do CDP série C	50
Figura 4.9- Microestrutura na taxa de resfriamento C	51
Figura 4.10- Taxa de resfriamento do CDP série D	52
Figura 4.11- Microestrutura na taxa de resfriamento D	53
Figura 4.12- Taxa de resfriamento do CDP série E	54
Figura 4.13- Microestrutura na taxa de resfriamento E	55
Figura 4.14- Comparativo do revestimento séries “A” e “C”	56
Figura 4.15- Microestrutura na vareta de aço ao cobalto	56
Figura 4.16- Perfil de micro dureza CDP com taxas de resfriamento variadas	60

LISTA DE TABELAS E EQUAÇÕES

Tabela 2.1-Valores do coeficiente adimensional K	9
Tabela 2.2- Principais elementos de liga e seus efeitos no aço	25
Tabela 2.3- Composição química nominal de ligas a base de cobalto	27
Tabela 2.4- Corrosão de ligas de Stellite	27
Tabela 2.5- Comparação entre definições de trincas	30
Tabela 2.6- Classificação de trincas intergranulares em temperaturas elevadas	31
Tabela 3.1- Composição nominal no substrato	38
Tabela 3.2- Composição química da vareta de Stellite 6	38
Tabela 3.3- Parâmetros de deposição do revestimento	39
Tabela 4.1- Micro dureza dos CDP série A	57
Tabela 4.2- Micro dureza dos CDP série B	57
Tabela 4.3- Micro dureza dos CDP série C	58
Tabela 4.4- Micro dureza dos CDP série D	58
Tabela 4.5- Micro dureza dos CDP série E	59
Tabela 4.6- Micro dureza da vareta de Stellite 6	59
Tabela 4.7- Tempo de resfriamento e meio	59
Equação 2.1- Taxa de desgaste por distancia	6
Equação 2.2- Definição da fração F_{ab}	7

LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS

TIG- Tungsten Inert Gas
CC- Corrente Contínua
CA- Corrente Alternada
CCEN- Corrente Continua Eletrodo Pólo Negativo
CCEP- Corrente Continua Eletrodo Pólo Positivo
CDP- Corpo de Prova
CFC- Cúbico de Face Centrada
HC- Hexagonal Compacto
EFE- Energia de Falha de Empilhamento
ZTA- Zona Termicamente Afetada
LP- Líquido Penetrante
ZF- Zona de Fusão
MB- Metal Base
AM- Camada de Amanteigamento
P1- Passe 1
P2- Passe 2
P3- Passe 3

Capítulo 1

INTRODUÇÃO

Soldagem metálica de revestimento é um processo de união de metais cujo objetivo é adicionar um material mais nobre para o recobrimento do substrato ou metal base. O metal de revestimento deve fazer uma proteção contra ataques químicos ou contra desgastes oriundos de erosão por abrasão ou cavitação.

Para que se introduza o revestimento faz-se necessário o fornecimento de energia e aporte de calor para que haja a fusão dos metais e conseqüente união.

Atualmente devido às constantes exigências de mercado relacionadas à qualidade e devido aos fatores competitivos impostos pela alta produtividade e necessidade de maior confiabilidade e disponibilidade de equipamentos a baixos custos, tem havido grande interesse da área de manutenção e projetos na aplicação e utilização das ligas especiais para aumento de vida útil dos equipamentos.

A utilização das superligas tem crescido amplamente nas indústrias e a sua aplicação visa atender os requisitos de resistência mecânica e de resistência à corrosão mesmo em aplicações a altas temperaturas.

As superligas surgiram com as necessidades de engenharias oriundas da II Guerra Mundial. Onde após a descoberta das turbinas a gás utilizadas principalmente em motores à reação de aviões também chamados à jato, exigia-se materiais com maior resistência mecânica e resistência à corrosão com característica de trabalho à altas temperaturas.

Dentre as superligas, destacam-se as superligas de Cobalto, primeiramente descobertas e empregadas em odontologia. Entre as ligas de Cobalto existe uma liga comercialmente conhecida como Stellite 6 que será objeto de nosso estudo devido a sua versatilidade. Esta liga também é conhecida entre as ligas de cobalto como uma liga versátil devido as suas características intermediárias de utilização.

O processo de aplicação comumente utilizado é o processo de soldagem TIG que é um processo realizado através de arco elétrico e gás de proteção. No caso a deposição é feita pela fusão das varetas de ligas de Cobalto em um metal base ou substrato. Neste processo de soldagem o eletrodo não é o consumível, normalmente ele é feito de tungstênio ou ligas. Como no caso da soldagem com eletrodos revestidos, neste processo é gerado um arco elétrico entre o eletrodo e a peça gerando grande aporte térmico e assim fundindo a material base e as varetas de adição. Sobre a poça fundida existe uma atmosfera protetora e inerte, na

qual geralmente é composta pelo gás hélio ou argônio que também é responsável pela ionização do meio.

O processo TIG é um processo extremamente eficiente e utilizado em soldas de alta responsabilidade permitindo ao operador um alto controle e domínio.

Este processo é utilizado largamente em soldagem de manutenção, caracterizado pela sua precisão, qualidade, versatilidade e eficiência. Outra característica do processo é sua reduzida taxa de deposição.

As ligas de Cobalto estão ganhando espaço na solução de problemas de engenharia onde a resistência a corrosão, desgaste por abrasão em trabalhos a altas temperaturas de operação reduzem a vida útil de peças e componentes.

Segundo Crook (1991), as ligas de Cobalto apresentam um excelente resultado com relação ao desgaste, mas a liga Stellite 6 apresenta uma excelente soldabilidade e um desempenho intermediário com relação ao desgaste.

Algumas pesquisas, principalmente no campo prático, foram realizadas para se obter um perfil de desgaste das ligas as bases de cobalto, nesse trabalho buscaram estudar a liga Stellite 6 que possui boa soldabilidade e um perfil de desgaste intermediário.

A conclusão que Atamert e Bhadeshia (1989) chegaram, foi que após seus experimentos as estruturas soldadas com eletrodo revestido apresentaram uma condição mais grosseira e as estruturas soldadas por laser, uma solda mais refinada e por último as estruturas soldadas pelo processo TIG apresentaram um misto entre estruturas grosseiras e refinadas.

Após a deposição as amostras foram testadas em relação ao desgaste abrasivo com alumina e a que se saiu melhor, ou seja, teve uma maior estabilidade e eficácia foi a que sofreu deposição pelo processo TIG. O pior desempenho ocorreu por conta da amostra que foi depositada pelo processo de eletrodo revestido.

Em casos onde o desgaste tem sido a causa fundamental de intervenções, uma alternativa é a aplicação de um material duro e resistente ao desgaste e ou corrosão na superfície. Utiliza-se de um material menos nobre (substrato) e através de um processo de soldagem ou aspersão térmica aplica-se o chamado *hardfacing*. (DAVIS, 1993). Espera-se um resultado com aumento da vida útil do componente e um menor custo representativo em relação a um componente integralmente construído de material nobre. (YAEDU, 2003).

A principal motivação para o presente trabalho foi à ampliação dos conhecimentos do processo e métodos de soldagem de revestimentos anti-desgaste com o processo TIG e das ligas a base de cobalto.

Nesse trabalho buscou-se entender e verificar a importância e as influências da taxa de resfriamento na formação das trincas de solidificação e na garantia da dureza no revestimento, buscando assim os melhores parâmetros para seu resfriamento e obtenção da integridade do revestimento. A ausência ou redução das trincas de solidificação e garantia da dureza próxima da especificada pelo revestimento visa minimizar os efeitos de desgaste por abrasão ou fricção e conseqüentemente aumentar a vida útil dos elementos de máquinas.

Devido às necessidades de desenvolvimento de parâmetros de aplicação de revestimentos anti-desgaste e do aumento significativo de sua utilização, busca-se parâmetros para uma melhor metodologia de aplicação perseguindo assim sua melhor performance e conseqüentemente o aumento de vida útil.

No Brasil não são encontrados muitos trabalhos técnico/científicos, faz-se, portanto, importante estudar o processo de aplicação do Stellite bem como os detalhes de resfriamento visando assim uma melhor utilização deste revestimento para o setor produtivo e industrial onde os problemas de desgaste representam grande parte dos custos de manutenção que são agregados ao valor do produto final e que impactam diretamente na competitividade.

1.1 OBJETIVOS

Buscando a questão de criação de parâmetros de taxa de resfriamento este trabalho procura como objetivos os seguintes aspectos:

- Observar o comportamento do revestimento quando depositado sobre uma camada mais dúctil, chamada camada de amanteigamento, com relação às trincas de solidificação;
- Avaliar a influência do resfriamento na obtenção da dureza e trincas de solidificação no revestimento;
- Avaliar a diluição na constituição da dureza do revestimento;
- Ampliar o conhecimento sobre as ligas de cobalto contribuindo para que a aplicação destas ligas seja feita de modo mais eficaz;
- Complementar estudo comparativo das propriedades de revestimentos a base de cobalto (Stellite) aplicado por soldagem e aspensão térmica e influência do substrato na deposição de Stellite 1 com plasma de arco transferido. (CAMELLO et al.,1998 e YAEDU, 2003).

Capítulo 2

REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

A proposta deste capítulo é apresentar as informações técnicas a fim de permitir um conhecimento teórico relevante sobre soldagem, revestimentos e desgaste, focando mais o processo TIG e as superligas a base de cobalto.

Este trabalho trará algumas informações relativas às propriedades de dureza e geração de trincas de solidificação no aço ao cobalto por tratar-se de estudo na área do revestimento sempre correlacionando temperaturas e taxas de resfriamento.

2.1 RESISTÊNCIA AO DESGASTE

2.1.1 Introdução

Em uma planta petroquímica o processo de produção impõe rígidas condições de operação aos equipamentos e seus componentes. Essas condições operacionais degradam e reduzem a vida útil dos equipamentos, exigindo assim o reparo ou substituição num tempo muitas vezes menor que o estimado.

O desgaste de componentes e equipamentos industriais agrícolas, bem como de inúmeros outros ramos de atividade, representa um grande fator de depreciação de capital e fonte de despesas como manutenção e reposição de componentes mecânicos. Sobre os custos de produção, o desgaste influi diretamente através do custo de peças danificadas e de sua reposição. Muitas vezes exige ainda o super dimensionamento de componentes, a limitação de produção devido aos equipamentos depreciados, ou pior, a interrupção drástica da produção. Estes fatores influem significativamente sobre as perdas indiretas do rendimento de produção (BATISTA et al.; 1999).

Os mecanismos de desgaste, corrosão, cavitação e fadiga são alguns dos meios responsáveis pela deterioração dos equipamentos. Um estudo detalhado nos leva ao conhecimento de alguns destes mecanismos, como por exemplo, o de desgaste que pode ocorrer por erosão, abrasão, deslizamento, difusão e adesão.

Existem alguns casos em que pode haver a combinação de mais de um mecanismo podendo inclusive ocorrer um efeito chamado de sinérgico como a corrosão-fadiga ou corrosão-erosão onde o dano ao componente é maior e mais acelerado do que o dano causado pelos mecanismos observados separadamente.

Quando se procura um material para revestimentos anti-desgaste, é comum associar a elevada dureza a este material, porém uma seleção criteriosa deve levar em conta as outras condições de operação. Materiais de elevada dureza e fragilidade não são adequados a trabalhos onde há grande variação de temperatura ou exista condição de choques mecânicos.

Deve-se verificar ainda a compatibilidade química do material, pois, não adianta nada ter-se uma boa resistência ao desgaste e apresentar altas taxas de corrosão em seu meio de operação.

O comportamento ao desgaste é ditado pelos mecanismos atuantes de desgaste (adesão, abrasão, corrosão), os quais dependem da estrutura do tribosistema (corpo, contra-corpo, interface, meio ao redor), a formação dos elementos tribo lógicos (rolamento, deslizamento, impacto, escoamento) e dos parâmetros de operação (carga, velocidade, temperatura, tempo). (RABINOWICZ; 1995).

Como é comumente dito a “Resistência ao desgaste não é propriedade mecânica”.

A rigor não se deve dizer que um material é resistente ao desgaste, pois para cada caso faz-se necessário um mínimo de estudo sobre as variáveis envolvidas.

A maioria das equações matemáticas ou mecânicas ao desgaste sugere uma variante da equação de desgaste de Archard, mostrada na Equação 2.1, onde a resistência ao desgaste por deslizamento é dependente da carga normal a qual o contato das superfícies deslizantes está submetida, assim como a dureza dos pares deslizantes.

$$Q = \frac{K * W}{H} \quad (2.1)$$

Onde:

- Q = taxa de desgaste por distância deslizada mm³/m;
- W é a carga norma em kgf;
- K é o coeficiente de desgaste;
- H a dureza em kgf/mm². (HB)

A Equação 2.1 é uma simplificação das complexas situações de desgaste, que não contempla as diversas variáveis encontradas nas aplicações reais, nem tampouco as interações dos tipos de desgaste sem um mínimo estudo das condições envolvidas (preferencialmente uma análise do modo de falha e testes de simulação). No entanto, a equação permite dizer que o volume perdido por desgaste diminui com o aumento da dureza (ANTONY; 1983).

2.1.2 Desgaste abrasivo

A teoria de desgaste abrasivo está centrada no conceito de um único riscamento (ZUM GAHR; 1987). A razão entre o volume de material removido em relação ao sulco do pode ser descrita pela fração f_{ab} definida na figura 2.1 e equação 2.2.

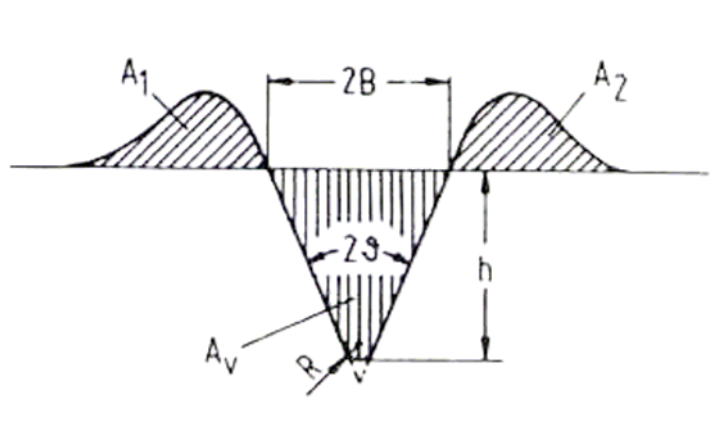


Figura 2.1: Definição da fração f_{ab} . (YAEDU; 2003).

$$f_{ab} = \frac{A_v - (A_1 + A_2)}{A_v} \quad (2.2)$$

Onde A_v é a área do sulco medido em uma seção transversal à direção do riscamento, $(A_1 + A_2)$ são as áreas de material deslocado por deformação plástica para as bordas do risco.

Assim, pode-se definir:

- Microsulcamento ideal, quando $f_{ab}=0$ ou seja, não há remoção de material, somente deformação plástica;
- Microcorte: $f_{ab}=1$, o material removido corresponde exatamente ao volume do sulco;
- Microtrincamento: $f_{ab} > 1$, o material vizinho ao risco sofre trincamento, de modo que o volume removido é maior do que a do sulco.

Vários trabalhos têm sido feitos procurando saber a influência de cada variável na resistência à abrasão. Estudando o Stellite 6 depositado por laser cladding, os trabalhos de Otterloo; De Hosson (1995) e Otterloo; De Hosson (1997) estudaram a influência de alguns fatores na resistência ao desgaste. Estes trabalhos observaram que o aumento da dureza do Stellite conduz a uma mudança de mecanismo de microcorte para microtrincamento.

O início do microtrincamento depende da tenacidade à fratura do material (K_{IC}). Abaixo de um determinado valor crítico, o microtrincamento se torna o mecanismo predominante. Vários fatores afetam o K_{IC} do material, como tensão residual, pressão aplicada e também as propriedades do abrasivo tais como dureza e tamanho. Mas em abrasão de menor severidade a resistência ao desgaste foi função somente da dureza.

A temperatura também influencia o mecanismo de desgaste. Conforme verificado por Jeng; Yan; Doong (1991) observaram a deformação e sulcamento a 50 °C, acima desta temperatura observou-se o microtrincamento e a fadiga por delaminação também passaram a serem observados na superfície desgastada.

Para temperaturas superiores a 250°C, além da mudança do mecanismo de desgaste outro fenômeno observado é a transferência de material do disco para o pino.

2.1.3 Desgaste por deslizamento

O desgaste por deslizamento é aquele que ocorre quando duas superfícies sólidas deslocam uma sobre a outra. Muitos autores consideram o desgaste adesivo como um sinônimo de deslizamento. Consideramos a adesão como um fenômeno que pode ocorrer no deslizamento.

O termo deslizamento é geral e abrange outros mecanismos como roçamento, riscamento e escoriação. O riscamento refere-se a danos superficiais localizados onde ocorre micro soldas no estado sólido, é um mecanismo que ocorre em deslizamento a altas velocidades. O roçamento às vezes é empregado como sinônimo de riscamento, ou quando há riscamento com partículas abrasivas junto com deslizamento. A escoriação é uma forma mais severa de riscamento, ocorre a baixas velocidades em deslizamento sem lubrificante, é caracterizada pela elevada rugosidade superficial e transferência ou remoção de fragmentos de material (HUTCHINGS; 1992).

A teoria básica do desgaste por deslizamento foi elaborada originalmente por Holm e Archard através da Equação 2.1. Ela é um modelo simples que leva em conta as principais variáveis deste modo de desgaste. A severidade é dada em termos do coeficiente K que é largamente empregado. O modelo assume que o contato entre duas superfícies ocorre onde as irregularidades dos materiais se tocam. A área de contato entre as superfícies é igual à soma de todas as áreas individualmente. A Figura 2.2 mostra o contato entre duas irregularidades. Assume-se que a área é circular de raio A, e à medida que o deslizamento ocorre o valor passa por um máximo.

O deslizamento conduz à formação e destruição contínua de contatos individuais. O desgaste é associado com o destacamento de fragmentos de material das irregularidades e ao volume de material removido depende do tamanho da irregularidade.

O coeficiente K é extremamente importante, indicando a severidade do processo de desgaste. A Tabela 2.1 mostra alguns valores do coeficiente medido no ensaio pino sobre anel. Importante ressaltar que os valores são referentes a condições específicas do ensaio.

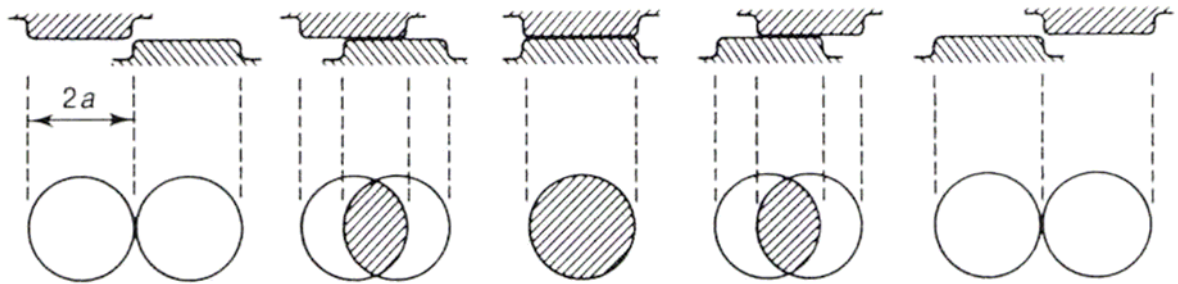


Figura 2.2: Modelo do contato entre duas irregularidades (YAEDU; 2003).

Tabela 2.1: Valores do coeficiente adimensional K para vários materiais deslizando contra aço ferramenta (YAEDU; 2003).

Material	Coeficiente de desgaste, K
Latão α/β	6×10^{-4}
PTFE	$2,5 \times 10^{-5}$
Aço carbono	7×10^{-3}
Aço ferramenta	$1,3 \times 10^{-4}$
Aço inoxidável ferrítico	$1,7 \times 10^{-5}$
Stellite 1	$5,5 \times 10^{-5}$

Como a equação de Archard leva-se em conta poucos parâmetros alguns estudos têm mostrado como outros fatores influenciam na resistência ao desgaste por deslizamento.

Frenk (1993) fez um estudo caracterizando a resistência ao desgaste por deslizamento do Stellite 6 depositado por LASER cladding. Utilizando o teste de pino sobre

disco (90% WC - 10% Co), carga entre 5 e 80 kg, e velocidade entre 0,5 e 10 m/s. Os resultados indicam que o desgaste por deslizamento resultou de pelo menos dois mecanismos. Desgaste médio ocorre a baixas cargas ou baixas velocidades de deslizamento, conduzindo a um regime “oxidativo”, onde a taxa de desgaste é controlada essencialmente pela cinética de formação do óxido, além das propriedades mecânicas e termomecânicas do óxido.

A microestrutura não é a característica mais importante nestas condições. Com cargas maiores ou elevadas velocidades de escorregamento, ocorre uma transição para um regime de desgaste severo, ocorrendo nucleação e propagação de trincas para a formação de cavacos de desgaste.

So; Chen; Chen (1996) também estudaram as propriedades do óxido no desgaste por deslizamento. A quebra dos óxidos é causada principalmente por fracionamento repetitivo das duas superfícies, em outras palavras, o mecanismo é basicamente de fadiga. A camada óxida do Stellite 6 possui uma espessura entre 6 e 12 μm , são muito duros e aderem bem à matriz. Quando a temperatura da superfície de contato sobe acima de 700 °C, ou quando a carga aumenta acima de um ponto crítico, o desgaste se torna severo.

Frenk (1993) estudou a influência da microestrutura, da dureza, da diluição e da composição química sobre a resistência ao desgaste. Para isso ele preparou seis amostras, sendo uma fundida e cinco revestidas por LASER cladding. A amostra fundida foi a que resultou na estrutura mais grosseira. Estruturas mais finas foram obtidas variando-se os parâmetros de deposição do LASER cladding, obtendo-se mais três estruturas com graus diferentes de refinamento (rápido, intermediário e lento). Uma quinta amostra foi feita com o objetivo de se atingir um maior grau de diluição. A última recebeu uma modificação na composição química, adicionando-se 5% de Cr_3C_2 ao pó de Stellite 6 modificado.

A dureza é fortemente dependente da microestrutura, em particular do tamanho das dendritas. Constatou-se uma diferença de até 30% nos valores de dureza, comparando a amostra fundida, e o depositado a LASER no modo rápido. Esta diferença correspondeu a um refinamento de aproximadamente 30 vezes, medido através do espaçamento entre os braços secundários das dendritas. A dureza também é influenciada pela composição química, em particular pelos elementos que modificam a energia de falha de empilhamento. A estrutura grosseira possui a vantagem de apresentar um coeficiente de atrito menor, como pode ser observado na Figura 2.3. Pode-se adicionar vários elementos de liga de forma a melhorar o desempenho ao desgaste, particularmente os elementos que diminuem a energia de falha de empilhamento. Quando o substrato possui níquel ou ferro, deve-se evitar a diluição ao máximo, pois são elementos que aumentam a energia de falha de empilhamento.

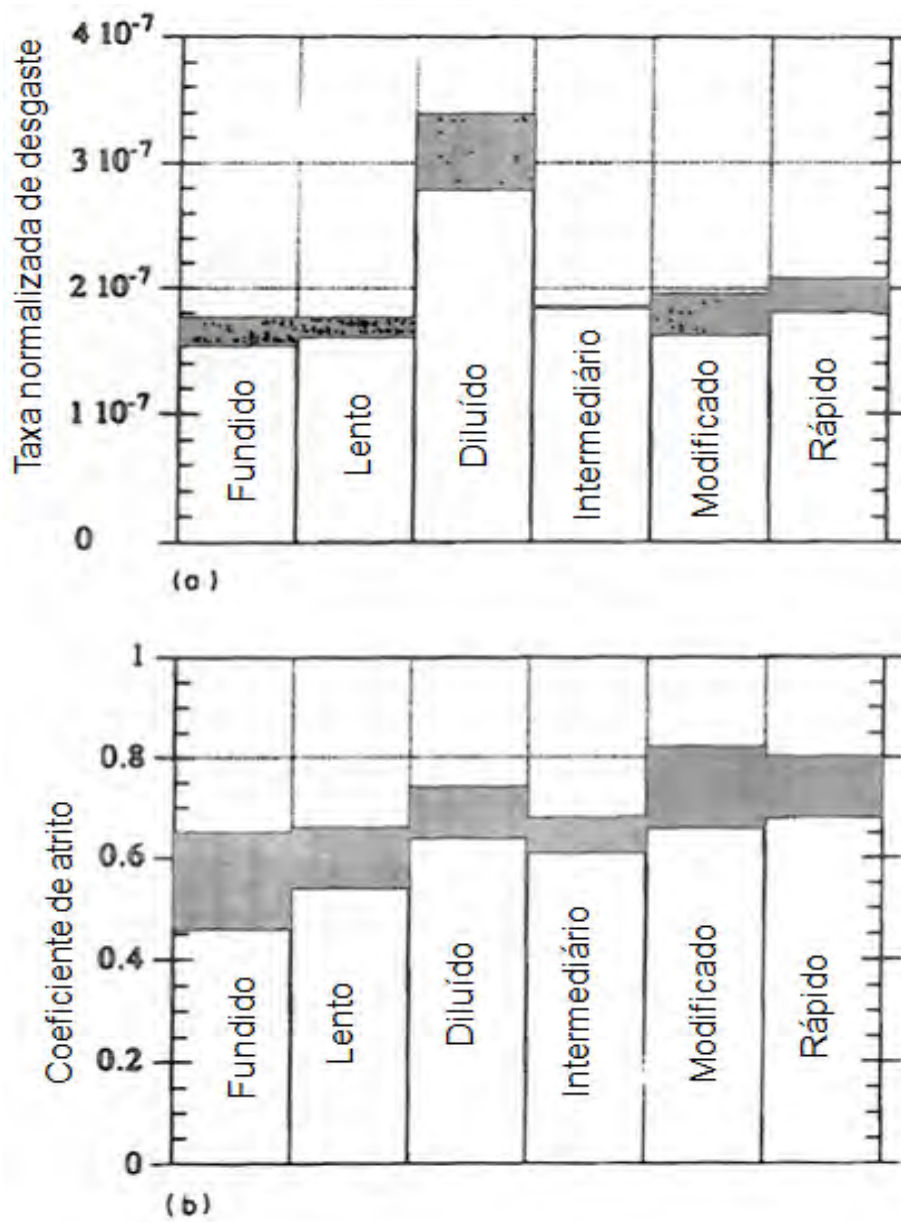


Figura 2.3: Taxa de desgaste normalizado e coeficiente de atrito. A área hachurada indica os valores máximos e mínimos medidos para cada condição de processamento segundo (FRENK; 1993).

2.2 PROCESSO TIG

2.2.1 Introdução

O processo de soldagem TIG é um processo de soldagem a arco elétrico que utiliza um arco entre um eletrodo não consumível de tungstênio e a poça de soldagem.

Conforme Figura 2.4, a poça de soldagem, o eletrodo e parte do cordão são protegidos através do gás de proteção que é soprado pelo bocal da tocha. No processo, pode-se utilizar adição ou não (solda autógena), e seu grande desenvolvimento deveu-se à necessidade de disponibilidade de processos eficientes de soldagem para materiais difíceis, como o alumínio e magnésio, notadamente na indústria da aviação no começo da segunda grande guerra mundial.

Assim, com o seu aperfeiçoamento, surgiu um processo de alta qualidade e baixo custo, de uso em aplicações diversas, com inúmeras vantagens que descreveremos a seguir.

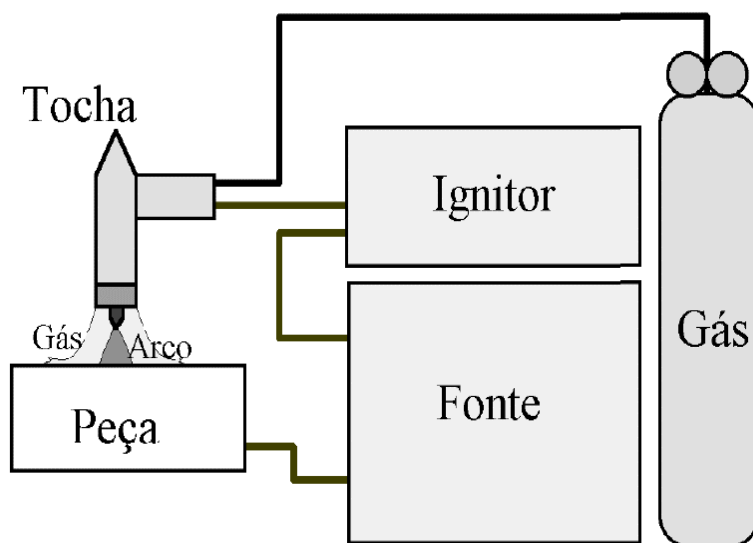


Figura 2.4 – Representação esquemática do processo TIG.

Conforme Bracarense (2000) o processo TIG funciona através do eletrodo de tungstênio (ou liga de tungstênio) preso a uma tocha. Por essa mesma tocha é alimentado o gás que irá proteger a soldagem contra a contaminação da atmosfera. O arco elétrico é criado pela passagem de corrente elétrica pelo gás de proteção ionizado, estabelecendo-se o arco entre a ponta do eletrodo e a peça. Em termos básicos, os componentes do GTAW são:

- Tocha;
- Eletrodo;
- Fonte de Potência;
- Gás de Proteção

As variáveis que determinam basicamente o processo são a tensão do arco, a corrente de soldagem, velocidade de avanço e o gás de proteção. Deve-se considerar que as variáveis não agem especificamente de forma independente, havendo forte interação entre elas.

No caso do gás de proteção, pode-se utilizar o Argônio, Hélio ou a mistura dos dois. Ao utilizar-se o Hélio é possível obter uma solda com maior penetração, devido ao maior potencial de ionização deste gás. Mais adiante, descreveremos mais detalhadamente os gases de proteção e suas características.

Em relação à corrente de soldagem pode-se considerar, de forma geral, que ela controla a penetração da solda, com efeito, diretamente proporcional. Ainda assim, a corrente afeta também a tensão do arco, sendo que para um mesmo comprimento de arco, um aumento na corrente causará um aumento na tensão do arco. As soldagens com corrente contínua em eletrodo no pólo negativo oferecem elevada penetração e maiores velocidades de soldagem, enquanto a corrente alternada é especialmente eficaz quando na soldagem de materiais com óxidos refratários, como alumínio e magnésio, pois se pode realizar a chamada limpeza catódica, quando o eletrodo encontra-se no pólo positivo. A terceira opção, de corrente contínua com eletrodo no pólo positivo, é pouco utilizada devido ao superaquecimento do eletrodo.

A tensão do arco, designação dada para a tensão entre o eletrodo e a peça, é fortemente influenciada por diversos fatores, a saber:

- Corrente do arco;
- Perfil da ponta do eletrodo;
- Distância entre o eletrodo e a peça (comprimento do arco);
- Tipo do gás de proteção;

Como existe uma relação direta entre a tensão e o comprimento do arco, a tensão é usada para controlar o processo, pois uma vez fixados diversos outros parâmetros, a tensão do arco possibilita o controle do comprimento do arco, que é difícil de monitorar. Por sua vez, o

comprimento do arco afeta diretamente a largura da poça. Apesar disso, na maioria dos processos com chapas, o comprimento do arco desejado é o menor possível. Este controle do comprimento do arco pela tensão, entretanto, deve ser feito de maneira cuidadosa, observando-se outros parâmetros que também afetam a tensão como contaminação do eletrodo e do gás de proteção, alimentação imprópria do material de adição, mudanças de temperatura no eletrodo e erosão do eletrodo.

A velocidade de avanço afeta a penetração e a largura no processo, sendo esta última, porém, muito mais afetada. Sua grande importância reside no fato dela determinar o custo do processo por estar intimamente ligada à velocidade do processo. Entretanto, muitas vezes, a velocidade torna-se apenas uma consequência a partir da definição de padrões de qualidade e uniformidade.

A forma de alimentação do material de adição é outro parâmetro importante. Em processos manuais, a maneira como o material é adicionado influencia no número de passes e na aparência da solda acabada. Já no caso de soldas mecanizadas e automatizadas, a variação na velocidade irá significar variação na quantidade de adição por unidade de comprimento.

Aumentando-se a velocidade de alimentação do arame produzem-se soldas com menor penetração e perfis convexos diminuindo-se a velocidade aumentam-se a penetração e têm-se perfis mais achatados. A redução da velocidade tem um limite, entretanto, pois pode levar a fissuras e falta de material.

2.2.2 Equipamento

Parte fundamental do equipamento são as tochas que suportam o eletrodo e conduzem o gás de proteção até o arco e são classificadas basicamente pelo seu mecanismo de refrigeração.

Além das tochas existem também os bocais que podem geralmente ser fabricados de materiais cerâmicos, metais, metais revestidos com cerâmicos, quartzo fundido ou outros materiais dependendo de sua utilização. Os aspectos mais importantes nos bocais são suas dimensões e perfis que devem prover cobertura da área de soldagem pelo gás e devem estar de acordo com o volume e a densidade necessária de gás no processo.

2.2.3 Eletrodos

Segundo Bracarense (2000), no processo TIG os eletrodos não são consumíveis e tem o papel de servir como um dos terminais do arco que irá gerar o calor para o processo. Ao

aproximar-se da sua temperatura de fusão (3410 °C), o tungstênio torna-se termoiônico, como uma fonte disponível de elétrons.

Ele alcança esta temperatura através de aquecimento por resistência e caso não houvesse um forte efeito de resfriamento pela saída dos elétrons de sua extremidade, esta ponta poderia fundir-se. Os eletrodos são classificados com base em sua composição química e são produzidos através de acabamento químico ou mecânico para remoção de imperfeições e impurezas na sua superfície. As capacidades de corrente dos eletrodos devem ser respeitadas e a sua utilização acima de seu limite causará erosão ou fundição do eletrodo. Com correntes muito baixas haverá instabilidade no arco.

Devido ao superaquecimento que provoca, a utilização de eletrodo como pólo positivo em CC (corrente contínua) necessita de diâmetros de eletrodos bastante superiores para uma mesma corrente, comparativamente com CCEN (corrente contínua com eletrodo no pólo negativo). CCEP (corrente contínua com eletrodo no pólo positivo), desta forma, permite uma corrente de apenas aproximadamente 10 % da utilizada para um mesmo eletrodo em CCEN. A corrente para CA (corrente alternada) é da ordem de 50 % da corrente em CCEN, para um mesmo eletrodo.

Os eletrodos de tungstênio puro possuem, no mínimo, 99,5 % de W e tem uma capacidade de corrente inferior que os eletrodos de liga de tungstênio. Entretanto, são muito utilizados em soldagem com CA, pois mantém uma extremidade limpa e arredondada, que provê boa estabilidade ao arco neste processo.

Os eletrodos com óxido de tório, (tória) possuem 1% ou 2% deste material, sendo classificados respectivamente, como EWTh-1 e EWTh-2. A tória incrementa a emissividade termoiônica do tungstênio, permitindo a operação em correntes mais elevadas (aproximadamente 20 % de acréscimo). O eletrodo torinados mantém um fino perfil da ponta durante a soldagem, o que é desejável na soldagem de aços. Por outro lado, na soldagem CA torna-se deficiente, pois tem dificuldade de manter a extremidade arredondada. Os eletrodos com óxido de cério (EWCe-2), a céria, possui características muito semelhantes aos torinados com a vantagem de não trabalhar com um elemento radioativo. Estas mesmas características são mantidas nos eletrodos com óxido de lantânio. Já os eletrodos com óxido de zircônio (EWZr) têm características intermediárias para soldagem entre os eletrodos puros e os torinados. Eles são muito utilizados em soldagem CA pois, combinam a estabilidade e ponta arredondada do eletrodo puro e a capacidade de corrente e partida dos eletrodos torinados. Ainda assim, eles possuem resistência à contaminação mais alta que os eletrodos puros. Os eletrodos que não se classifiquem nas designações acima são classificados como

EWG, contendo quantidade não especificada de uma adição não especificada ou uma combinação de óxidos. A extremidade do eletrodo normalmente é preparada pelo arredondamento, esmerilamento ou afiação química. Via de regra, uma ponta cônica é preparada, mesmo que a extremidade vá ser arredondada para um processo em CA.

2.2.4 Contaminação do eletrodo

Conforme Bracarense (2000), normalmente a contaminação do eletrodo ocorre quando o soldador acidentalmente mergulha o eletrodo na poça ou toca o eletrodo com o metal de adição. Uma proteção imprópria também pode causar oxidação do eletrodo e conseqüente contaminação da solda. Outras fontes que podem contaminar o eletrodo são, por exemplo, a vaporização de metais no arco, as erupções ou respingos da poça causada por aprisionamento de gás e evaporação de impurezas superficiais. A contaminação pode afetar as características do arco e causar inclusões no metal de solda. Caso isso ocorra, a operação deve ser interrompida e a porção contaminada do eletrodo deve ser removida, com nova afiação de acordo com as características necessárias na ponta. Normalmente, a contaminação do eletrodo ocorre quando o soldador acidentalmente mergulha o eletrodo na poça ou toca o eletrodo com o metal de adição. Uma proteção imprópria também pode causar oxidação do eletrodo e conseqüente contaminação da solda.

Outras fontes de contaminação podem ser a vaporização de metais no arco, erupções ou respingos da poça causados por aprisionamento de gás e evaporação de impurezas superficiais. A contaminação pode afetar as características do arco e causar inclusões no metal de solda. Caso isso ocorra, a operação deve ser interrompida e a porção contaminada do eletrodo deve ser removida, com nova afiação de acordo com as características necessárias na ponta.

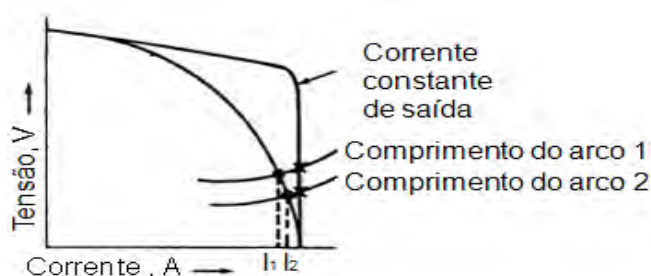


Figura 2.5 – Curva tensão versus corrente para fonte TIG (BRACARENSE; 2000).

(BRACARENSE; 2000), na soldagem manual, em locais onde não é possível a colocação de um pedal para controle da corrente, as fontes magnéticas oferecem uma

alternativa para fazê-lo através do deslocamento do comprimento do arco conforme mostra a Figura 2.5. Entretanto, devido ao seu alto tempo de resposta, estas fontes não são utilizadas em processos com corrente pulsada.

A maior parte deste tipo de fonte é considerada como um circuito aberto de controle, isto é, não há retorno dos parâmetros do processo para a própria fonte. Assim sendo, elas tem menor repetibilidade, precisão e resposta, além de serem menos eficientes e maiores. Suas vantagens estão na simplicidade de operação, baixa manutenção em ambientes industriais e relativo baixo custo.

Já as fontes eletrônicas são muito vantajosas para processos automatizados, pois como o seu controle acontece em circuito fechado, isto é, há retorno dos parâmetros do processo (corrente), estas fontes provêm a necessária precisão e repetibilidade necessárias. Na sua maioria, oferecem tempos dinâmicos de resposta muito baixos, o que as habilita a soldagem por pulso. As maiores desvantagens destas máquinas são a maior complexidade na operação e manutenção e custos relativamente mais altos.

A escolha da fonte para TIG dependerá fortemente do tipo de corrente que será utilizada no processo, incluindo-se aí correntes senoidais, correntes de onda quadrada, corrente contínua e corrente contínua pulsada.

2.2.5 Fonte de energia

Em corrente contínua, na maioria dos casos utiliza-se CCEN com os eletrodos fluindo do eletrodo para a peça e os íons no sentido contrário. Assim sendo, 70 % do calor estarão na peça e somente 30 % no eletrodo. Desta forma, além de preservar o eletrodo a CCEN também provê maior penetração. Quando, entretanto, for importante o efeito de limpeza catódica, propiciada pela saída de elétrons da peça, a CCEP pode ser utilizada. Esta limpeza catódica é particularmente importante na soldagem de materiais que tem óxidos refratários, como alumínio e magnésio, que são retirados desta maneira.

Esta forma de operação, entretanto, por manter o eletrodo extremamente aquecido, necessita de eletrodos de diâmetro sensivelmente maiores, ficando a capacidade do eletrodo neste processo em cerca de um décimo do que quando operando em CCEN.

Em corrente contínua, na maioria dos casos utiliza-se CCEN com os elétrons fluindo do eletrodo para a peça e os íons no sentido contrário. Assim sendo, 70 % do calor estarão na peça e somente 30 % no eletrodo. Desta forma, além de preservar o eletrodo a CCEN também provê maior penetração. Quando, entretanto, for importante o efeito de limpeza catódica, propiciada pela saída de elétrons da peça, a CCEP pode ser utilizada. Esta limpeza catódica é

particularmente importante na soldagem de materiais que tem óxidos refratários, como alumínio e magnésio, que são retirados desta maneira. Esta forma de operação, entretanto, por manter o eletrodo extremamente aquecido, necessita de eletrodos de diâmetro sensivelmente maiores, ficando a capacidade do eletrodo neste processo em cerca de um décimo do que quando operando em CCEN.

A corrente contínua pulsada envolve a variação repetitiva da corrente do arco entre um valor mínimo retorno e um valor máximo, controlando-se o tempo do pulso, o tempo no valor mínimo, nível de corrente máximo e nível de corrente mínimo conforme visualiza-se na Figura 2.6.

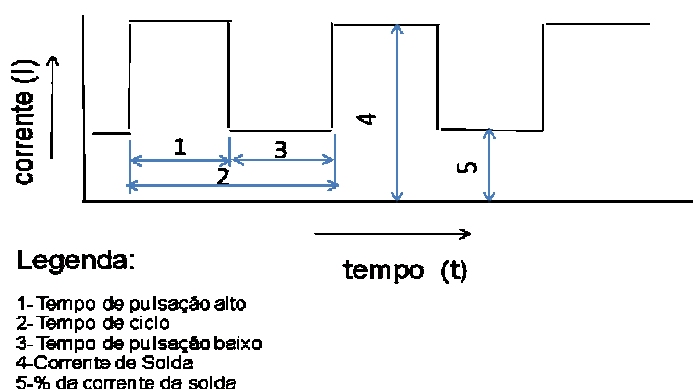


Figura 2.6 – Gráfico de corrente para fonte pulsada (BRACARENSE; 2000).

A principal vantagem da corrente pulsada é permitir uma combinação da força, boa penetração e fusão do pulso, enquanto mantém a área de soldagem relativamente fria.

Assim, é possível obter maiores penetrações do que em corrente contínua constante e trabalhar com materiais mais sensíveis à oposição de calor com minimização das distorções.

Por esses motivos, o processo também é particularmente útil na soldagem de materiais muito finos. Apesar de muito utilizada nos processos automatizados, a corrente pulsada oferece vantagens também para a soldagem manual. Os soldadores mais inexperientes podem aumentar a sua habilidade através da contagem dos pulsos para controlar a velocidade da tocha e do arame frio de alimentação. Para os soldadores mais experientes, permite a soldagem de materiais mais finos e ligas não similares com maior facilidade. Na Figura 2.7, apresenta-se uma representação de um cordão de solda realizado por corrente pulsante.

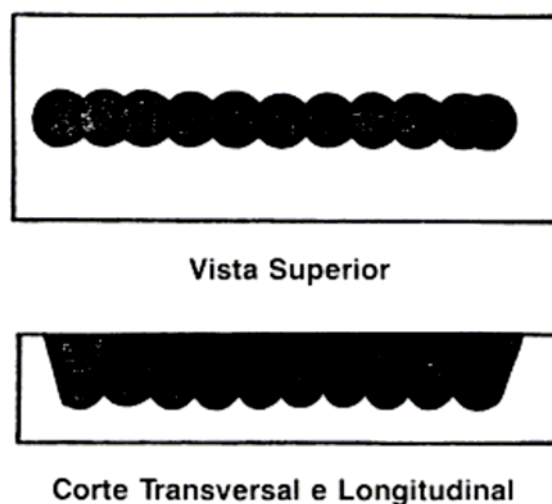


Figura 2.7 – Aspecto do cordão gerado por fonte pulsada (BRACARENSE; 2000).

A corrente pulsada pode ser aplicada ainda com uma alta frequência de aproximadamente 20 Hz, que permite uma maior pressão de arco. Este aumento significa um arco mais firme onde características excepcionais de direção e estabilidade são requeridas. Entretanto, além de caros, estes equipamentos podem ser bastante incômodos se estiverem em uma frequência dentro da faixa de frequência audível.

A CA é de grande utilidade em TIG, pois combina a limpeza catódica do processo com o eletrodo no pólo positivo, com a penetração mais profunda do eletrodo negativo. Entretanto, quando em operação, diversos fenômenos podem ocorrer e devem ser analisados.

Ao tornar-se negativo, o eletrodo termoiônico de tungstênio provê elétrons para a reignição do arco, imediatamente após ter passado pelo ponto de corrente zero. Quando positivo o mesmo não ocorrerá pois a poça não poderá suprir elétrons até que um determinado nível de tensão seja atingido.

Isto deriva de diferentes aspectos como área mais extensa da poça, material menos termoiônico e inércia na mudança de direção dos elétrons.

Assim, algumas formas de estabilização do arco na corrente reversa são necessárias. Podem-se utilizar fontes de alta tensão em circuito aberto, capacitores para descarga no momento apropriado, a utilização de velas (ignitores) utilizando alta frequência e alta tensão em paralelo ao arco ou a utilização de ondas quadradas.

2.2.6 Gás de Proteção e Metal de Adição

Os gases de proteção são direcionados pela tocha para o arco e a poça de fusão para proteger o eletrodo e o material metálico fundido da contaminação atmosférica. Eles também podem ser utilizados como “back-up” para proteção do lado contrário da solda da oxidação durante a soldagem.

Os gases inertes, devido a suas características não reativas, são responsáveis pela proteção da junta contra a oxidação, isto impede que tanto a liga de solda quanto o material a ser soldado entre em contato com o oxigênio durante o processo de soldagem (JAMES, STEVEN, ARUN; 1998).

Os tipos mais comuns de gases são o argônio e o hélio e as misturas entre estes, utilizadas em aplicações especiais, além de misturas com hidrogênio e nitrogênio. O argônio utilizado em processos de soldagem normalmente possui uma pureza de 99,95 %, sendo aceitável para a maioria dos metais, excetuando-se aqueles reativos ou refratários. O argônio é mais utilizado que o hélio no processo devido às seguintes características:

- Possibilita arco mais suave;
- Penetração reduzida;
- Ação de limpeza quando da soldagem de alumínio ou magnésio;
- Baixo custo e alta disponibilidade;
- Boa proteção com baixos fluxos;
- Maior resistência a ventos cruzados;
- Melhor partida do arco

A menor penetração é particularmente útil na soldagem de materiais finos ou soldagens verticais ou sobre cabeça. O gás hélio transmite maior calor para uma mesma corrente e tensão que o argônio e, portanto, é particularmente importante na soldagem de peças espessas ou materiais com alta condutividade térmica como o cobre.

Características intermediárias podem ser obtidas através da mistura dos dois gases.

A principal característica envolvida no processo de proteção é a densidade dos gases, neste aspecto, o argônio por ter uma densidade aproximadamente dez vezes maior que a do hélio forma uma camada sobre a área de solda após deixar o bocal, ao contrário o hélio que por ser extremamente leve tende a subir em torno do bocal ao deixá-lo.

Assim, para prover a mesma eficiência de proteção, a vazão de hélio deverá ser de 2 a 3 vezes maior que a vazão de argônio.

Em relação ao arco, as características dos gases são definidas pela sua curva tensão e corrente como mostra a Figura 2.8.

Como se verifica pelas curvas a tensão do arco obtido com hélio é significativamente maior que com o argônio. Sendo assim, o hélio fornece mais calor ao processo permitindo as vantagens discutidas acima.

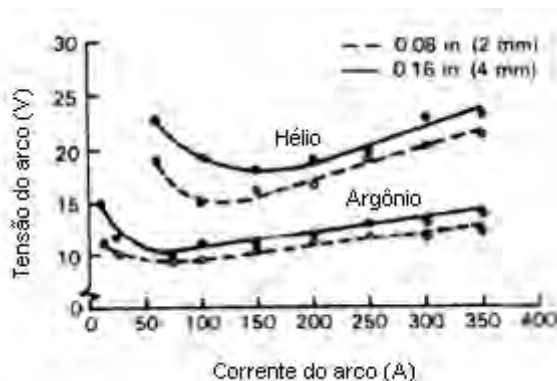


Figura 2.8 – Comportamento do Argônio e Hélio sobre a tensão e corrente (BRACARENSE; 2000).

Misturas de argônio-hidrogênio também podem ser utilizadas, especialmente em casos de soldas mecanizadas de tubos finos de aço inoxidável. Aumento na velocidade pode ser obtido de forma diretamente proporcional à quantidade de hidrogênio adicionada à mistura, limitado, entretanto, para não permitir a porosidade. As misturas mais comuns deste tipo contém cerca de 15 % de Hidrogênio.

A vazão de gás é baseada no movimento do ar no tamanho do bocal e na dimensão da poça. O ponto mínimo é determinado pela necessidade de manutenção de uma corrente firme do gás, enquanto vazões excessivas causam turbulência que pode aspirar contaminantes da atmosfera.

Quando o ambiente for sujeito a ventos cruzados, deve-se introduzir telas de proteção, ao invés de aumentar a vazão do gás, o que além de mais oneroso pode levar ao problema da turbulência.

Na realização de passes de raiz, a solda pode ser contaminada pela atmosfera do lado contrário à solda. Para evitar este problema, o ar deve ser purgado dessa região. O nitrogênio pode ser utilizado satisfatoriamente para esse fim na soldagem de aços inoxidáveis austeníticos, cobre e ligas de cobre.

Uma atmosfera relativamente inerte pode ser obtida através da injeção de cerca de 4 vezes o volume a ser purgado. Uma vez efetivada a purga, a vazão deste gás deve ser mantida apenas para manter-se uma ligeira pressão positiva. A área de escape do gás deve ser no mínimo igual à área de entrada e especial cuidado deve ser tomado para não haver excessos de pressão, principalmente nos últimos cinco centímetros do passe de raiz, prevenindo-se a sopragem da poça ou concavidade da raiz.

2.2.7 Técnicas de soldagem

O arco elétrico é uma descarga elétrica em meio ionizado, acompanhado por uma luz brilhante e desprendimento de intenso calor (MARQUES; 1991).

O método mais simples de iniciação do arco, o toque do eletrodo na peça, apesar de extremamente simples, não é recomendado, pois ao tocar a peça o eletrodo pode contaminá-la e danificar-se.

Outro método é a utilização de uma fonte de alta frequência, que fornece uma alta tensão com alta frequência em série ao circuito de soldagem, para ionizar o gás e permitir a abertura do arco e poder trabalhar com uma corrente igual à corrente de soldagem ou não. Este método tem o inconveniente de gerar grande quantidade de distúrbios para a rede de alimentação elétrica.

A partida pulsada também pode ser utilizada, sendo obtida através de pulsos de alta tensão que ionizam o gás e permitem a abertura do arco, trabalhando via de regra com corrente iguais às de soldagem.

A partida através de arco piloto pode ser utilizada com fontes de CC mantendo-se um arco entre o eletrodo e o bocal da tocha. Este arco piloto ioniza o gás necessário para estabelecer o arco. O arco piloto é alimentado por uma pequena fonte e é iniciado por alta frequência.

A soldagem TIG pode ser usada na forma manual ou automatizada e é considerada como um dos processos de soldagem a arco que permite um melhor controle das condições operacionais, permitindo a execução de soldas de excelente qualidade e acabamento, particularmente juntas de pequenas espessuras (inferior a 10mm e mais comumente entre 2mm e 3mm) (MODENESI; 2000).

2.2.8 Qualidade da Solda

Descontinuidades são interrupções típicas na estrutura da soldagem e podem ocorrer no metal de base, no metal fundido e nas zonas termicamente afetadas. Quando estas

descontinuidades levam o material a não satisfazer os requisitos do trabalho a ser realizado elas são classificadas como defeitos.

Um tipo de descontinuidade encontrado exclusivamente em processos TIG são inclusões de Tungstênio. As causas típicas destas inclusões são:

- Contato da ponta eletrodo com a poça;
- Contato do material de adição com a ponta aquecida do eletrodo;
- Contaminação do eletrodo por respingo da poça;
- Extensão dos eletrodos muito além da pinça ou mandril, resultando em superaquecimento;
- Eletrodo inadequadamente preso ao mandril;
- Taxas de gás inadequadas ou ventos excessivos;
- Defeitos como rachaduras e trincas;
- Uso de gases não apropriados como misturas Argônio – CO₂.

A falta de proteção no processo está relacionada a descontinuidades como inclusão de tungstênio, porosidade, filmes óxidos e inclusões, fusão incompleta e fissuras.

2.3 LIGAS DE COBALTO

A história do cobalto como liga metálica começou com as pesquisas de Elwood Haynes no início do século XX. Ele descobriu a elevada resistência e a natureza inoxidável da liga binária cobalto-cromo. Na sequência observou o aumento das propriedades mecânicas com a adição de molibdênio e tungstênio. Assim, Haynes registrou em 1907 a patente U.S. 873.745, a primeira deste tipo de liga, e estabeleceu o que é até hoje a base da maioria das superligas de cobalto. Haynes chamou essas ligas de Stellite, que em latim significa estrela, devido ao brilho que ela adquire quando polido (ASPHAHINI; 1987).

O primeiro emprego desses materiais foi na confecção de ferramentas de corte, devido à elevada resistência que eles apresentavam em altas temperaturas.

Os Stellites começaram a ser comercializados em 1917, tendo encontrado grande emprego na I Grande Guerra na fabricação de munição, e II Grande Guerra como liga resistente ao desgaste e a altas temperaturas. (CROOK, SULLIVAN; 1991) e (DONACHIE, MORRAL; 1970). Haynes também foi o primeiro a reconhecer sua resistência ao desgaste, e a partir de 1922 iniciou-se o uso dessas ligas na confecção de revestimentos duros e soldados. Em

relação às ligas iniciais, poucas foram às inovações introduzidas, a diferença mais importante é o controle do carbono e do silício, que eram impurezas nas primeiras ligas.

2.3.1 Propriedades do cobalto

O cobalto puro possui duas formas alotrópicas, uma estrutura cúbica de face centrada (CFC) estável em altas temperaturas e uma hexagonal compacta (HC) estável a baixas temperaturas.

A transformação é do tipo martensítica e ocorre por cisalhamento, o que contribui para aumentar a taxa de encruamento. No cobalto puro a transformação ocorre a 417 °C, mas os elementos de liga afetam a transformação. Cromo, tungstênio e molibdênio estabilizam a estrutura HC, enquanto ferro e níquel estabilizam a estrutura (CFC) (ANTONY; 1983).

As propriedades que conferem as características de resistência ao desgaste em altas temperaturas são a baixa energia de falha de empilhamento (EFE), a elevada temperatura de recristalização, e a estrutura CFC metaestável. (SULLIVAN, DONACHIE, MORRAL; 1970) e (Wu; 1994). A baixa EFE deixa as discordâncias parciais mais separadas, o que dificulta os mecanismos de deslizamento cruzado e escalonamento. Como estes processos requerem recombinação de discordâncias, há um aumento de tensão. Este aumento se traduz em encruamento do material, que é normalmente considerado benéfico para a resistência ao desgaste. (SULLIVAN, DONACHIE, MORRAL; 1970) e (ZUM GAHR; 1987).

O trabalho de Berns (1995) cita que o cobalto apresenta uma temperatura de recristalização maior do que os aços e as ligas a base de níquel. A combinação de baixa EFE e elevada temperatura de recristalização conferem melhor resistência ao desgaste ao cobalto. Baixa EFE acarreta maior capacidade de encruamento à elevadas temperaturas.

2.3.2 As ligas de cobalto

As ligas a base de cobalto atuais são uma combinação complexa de elementos intencionalmente adicionados, com o objetivo de atingir determinadas propriedades específicas. Esses materiais são normalmente endurecidos por uma combinação de carbonetos e por solução sólida. Os elementos endurecedores por solução sólida são: tântalo, tungstênio, nióbio, cromo e molibdênio, mas todos estes elementos também são formadores de carbonetos. O que determina se estes permanecem em solução ou formam carbonetos é a porcentagem desses elementos e a quantidade de carbono. Os elementos que ficam em solução sólida produzem outros efeitos além do endurecimento. O cromo melhora a resistência à corrosão a quente e a resistência à oxidação. O níquel é adicionado para

estabilizar a estrutura CFC, e o molibdênio melhora a resistência a meios corrosivos. A tabela 3.1 resume os principais elementos de liga, juntamente com seus efeitos. (SULLIVAN, DONACHIE, MORRAL; 1970).

Tabela 2.2: Principais elementos de liga e seus efeitos no aço. (YAEDU; 2003).

Elemento	Efeitos
Cromo	Endurecedor de solução sólida Aumenta resistência a oxidação Aumenta resistência a corrosão quente Promove a formação de carbonetos M_7C_3 e $M_{23}C_6$
Molibdênio	Endurecedor de solução sólida Promove a formação de carbonetos M_6C Promove a formação do composto intermetálico Co_3M
Tungstênio	Endurecedor de solução sólida Promove a formação de carbonetos M_6C Promove a formação de carbonetos M_7C_3 e $M_{23}C_6$
Tântalo	Endurecedor de solução sólida Promove a formação de composto intermetálico Co_3M Promove a formação de carbonetos MC e M_6C
Nióbio	Endurecedor de solução sólida Promove formação de composto intermetálico Co_3M Promove a formação de carbonetos MC e M_6C
Alumínio	Aumenta a resistência a oxidação Promove a formação de composto intermetálico Co_3Al
Titânio	Promove a formação de composto intermetálico Co_3Ti Promove a formação de composto intermetálico Ni_3T quando há adição suficiente de níquel Promove a formação de carboneto MC
Níquel	Estabiliza a estrutura CFC Promove a formação de composto intermetálico Ni_3T
Bóro	Aumenta a resistência reduzindo o tamanho do grão Formação de precipitados
Zircônio	Aumenta a resistência reduzindo o tamanho do grão Formação de precipitados Formação de carbonetos MC
Carbono	Formação de carbonetos tipo MC, M_6C, M_7C_3 e $M_{23}C_6$
Ytrium	Aumenta a resistência à oxidação
Lantânio	Aumenta a resistência à oxidação

Quanto à aplicação, as ligas a base de cobalto podem ser separadas em três grupos: liga resistente ao desgaste, material estrutural para altas temperaturas, e material resistente à corrosão.

Das três aplicações, é como material resistente ao desgaste que as ligas de cobalto ganharam maior destaque.

O desenvolvimento das ligas de cobalto para altas temperaturas teve seu início na 2ª Grande Guerra quando começaram a ser desenvolvidas as turbinas aeronáuticas. Battelle (1960).

Para a nova aplicação exigia-se materiais que resistissem a temperaturas e tensões maiores.

Observou-se que as ligas de cobalto apresentavam maior resistência à fluência comparado com as ligas ferrosas.

As ligas de cobalto designadas para altas temperaturas possuem baixo carbono e adição de níquel e tungstênio, além de normalmente serem trabalhadas. A função do níquel é estabilizar a estrutura FCC, enquanto que o tungstênio promove endurecimento por solução sólida e a formação de carbonetos. A quantidade de carbono geralmente fica entre 0,25 e 1%, podendo ser adicionado nitrogênio para substituir o carbono.

Um exemplo desta liga é o Haynes 25, que é uma liga Co-Ni-Cr-W que combina resistência em altas temperaturas (até 980°C), e resistência a meios oxidantes e sulfurosos, sua composição química é dada na tabela 2.3.

As ligas de cobalto resistentes à corrosão aliam alta resistência com tenacidade, e possuem baixos teores de carbono para minimizar a formação de carbonetos. Normalmente as ligas são trabalhadas, podendo ser fornecidas nas condições encruada, ou encruada/envelhecida.

Um exemplo deste tipo de liga é o Ultimet, cuja composição química é dada na Tabela 2.3. O fabricante indica a liga para condições de corrosão com ácidos oxidantes e corrosão localizada. Além disso, recomenda para situações de desgaste, principalmente cavitação e erosão. Devido ao baixo carbono, possui excelente soldabilidade, não exigindo pré-aquecimento. O Stellite 21 é uma liga de menor teor de carbono, e que emprega molibdênio ao invés de tungstênio para endurecimento por solução sólida. Devido ao molibdênio e da maior parte do cromo estar em solução, esta liga possui maior resistência à corrosão do que os Stellites 1 e 6. (CROOK; 1991).

Tabela 2.3: Composição química nominal de algumas ligas a base de cobalto.

Nome Comercial	Composição nominal (percentagem em peso)								
	Co	Cr	W	Mo	C	Fe	Ni	Si	Mn
Stellite 1	Balanceado	31,0	12,5	1,0	2,5	3,0	3,0	2,0	1,0
Stellite 1 (nova)	Balanceado	31,0	13,0	-	2,45	Máx. 2,5	Máx 3,0	1,0	1,0
Stellite 6	Balanceado	28,0	4,5	1,0	1,2	3,0	3,0	2,0	1,0
Stellite 12	Balanceado	30,0	8,3	1,0	1,4	3,0	3,0	2,0	1,0
Stellite 21	Balanceado	28,0	-	5,5	0,25	2,0	2,5	2,0	1,0
Stellite 238	Balanceado	26,0	-	3,0	0,1	20,0	-	1,0	1,0
Stellite 190	Balanceado	26,0	14,0	-	3,3	Máx. 2,5	1,0	1,0	0,5
Ultimet	Balanceado	26,0	2,0	5,0	0,06	3,0	9,0	0,3	0,8
Tribaloy T-800	Balanceado	18,0	-	28,0	Máx. 0,08	Máx. 1,5	Máx 1,5	3,4	-
Haynes 25	Balanceado	20,0	15,0	-	0,1	Máx. 3,0	10,0	Máx 0,4	1,5

As ligas resistentes ao desgaste possuem boa resistência à corrosão, apresentando ótimo comportamento em ambiente atmosférico. Sob meio ácido, possuem resistência semelhante a um aço inoxidável austenítico com molibdênio, conforme mostra a Tabela 2.4.

Os resultados mostram uma comparação da taxa de corrosão por perda de massa em 3 meios, ácido nítrico, ácido sulfúrico e ácido hidrocloreídrico. Em ácido sulfúrico os Stellites 6 e 12 apresentaram corrosão por pite e resultados variáveis.

Em ácido hidrocloreídrico o Stellite 6 corroi a uma taxa progressiva à medida que a concentração aumenta. O Stellite 1 mostrou boa resistência aos 3 ácidos, e no caso do ácido sulfúrico, foi superior ao aço inoxidável. (CROOK; 1991).

Tabela 2.4: Corrosão de 3 ligas Stellite em ácido mineral a temperatura ambiente.

Perda de peso em mg por dm ² por dia											
Material	Ácido nítrico			Ácido sulfúrico				Ácido hipocloreídrico			
	5%	20%	50%	10%	30%	55%	74%	2%	10%	20%	37%
Stellite 6	0,6	0,6	3,5	1,9	variável	variável	variável	406	965	>1000	>1000
Stellite 12	0,3	2,4	5,5	0,7	variável	variável	variável	152	853	546	530
Stellite 1	0	2,7	2,7	0	1,1	0	0,8	2,2	488	283	151
Aço Inox 18-8-3 Mo	3,3	1,9	2,2	1,2	58	>1000	246	184	325	319	-

As ligas resistentes ao desgaste podem ser de dois tipos: Laves (chamadas também de intermetálicos) ou carboneto. Durante muito tempo as fases Laves eram evitadas pelos metalurgistas devido à perda de ductilidade em temperaturas elevadas. As fases Laves são intermetálicos molibdênio-silício, que são estáveis até 788°C, o que faz com que essas ligas retenham sua dureza em temperaturas ainda maiores do que as ligas tipo carboneto. As

primeiras ligas dessa família foram desenvolvidas pela Dupont nos anos 70, e foram chamadas de *Tribaloy*. Eles descobriram que grandes quantidades de molibdênio e silício formavam durante a solidificação um composto intermetálico duro e resistente à corrosão.

Nestas ligas, o carbono é mantido no menor nível possível para evitar a precipitação de carbonetos. Além da resistência à corrosão, as fases de Laves conferem resistência à abrasão, e ao desgaste metal-metal, mas reduzem a ductilidade. (CROOK, RAGHU; 1991) e (WU; 1997).

As ligas do tipo carboneto são endurecidas por uma combinação de solução sólida e carbonetos de elevada dureza, onde os Stellites representam a principal família deste tipo de liga. (DAVIS; 1993).

A principal diferença entre essas ligas é a quantidade de carbono, que é o fator que determina a fração volumétrica de carbonetos, a dureza a temperatura ambiente, e a resistência à abrasão. (DAVIS; 1993).

Os *Stellites* compõem hoje uma família de 57 ligas, que em termos de composição química são classificadas como ligas quaternárias Co-Cr-W-C. O cromo varia entre 19 e 35%, e está presente em todas as ligas atuais. Tungstênio e molibdênio não são elementos obrigatórios, sendo que o tungstênio é encontrado na composição de 72% das ligas, e o molibdênio em 58% das ligas existentes. Naquelas em que se faz presente, tungstênio varia entre 0,5 e 19%, e molibdênio varia entre 0,25 e 18%. Carbono é o elemento que rege a formação de carbonetos, que varia entre 0,1 e 3,3%. O Stellite 238 é um exemplo de liga com 0,1% de carbono, enquanto o Stellite 790 é o membro da família com maior porcentagem de carbono, 3,3%. A composição destas ligas é dada na Tabela 3.2. O Stellite 790 é indicado para condições de trabalho onde há abrasão severa, mas que não submeta o material a choques térmicos ou mecânicos. Devido ao elevado teor de carbono, deve-se tomar o cuidado de evitar tensões durante a deposição, pois o resfriamento pode ocasionar o aparecimento de trincas. O Stellite 238 é uma liga Co-Fe-Cr, desenhada para a confecção de matrizes de forjamento. Devido ao baixo carbono, a liga possui excelente resistência a choques mecânicos e térmicos. Molibdênio é adicionado para aumentar a dureza a quente.

2.4 Trincas

Devido ao grande número de possíveis tipos de trincas e causas para sua formação, a compreensão da formação das trincas em processos de soldagem é complexa. Existem diferentes tipos de trincas, onde sua formação está ligada a diferentes fenômenos e a várias causas. A ocorrência da trinca depende muito do material utilizado, dos severos ciclos

térmicos, das transformações metalúrgicas, da indução de deformações e tensões residuais, envolvidos na execução do processo de soldagem.

As trincas podem ocorrer tanto em ligas não ferrosas, como em ferrosas. As trincas em soldas podem ser divididas em duas categorias segundo Easterling (1983) e são atribuídas ao processo de soldagem e que ocorrem durante o serviço.

As ocorrentes durante o serviço é devido a fatores externos, que degradam a solda e causam o trincamento, tal como efeito do ambiente, vibração ou ciclo térmico.

Bailey (1994) relaciona que entre a grande maioria dos tipos de trinca existentes, apenas quatro tipos devem ser considerados como associados ao processo de soldagem:

- Trinca lamelar;
- Trinca de reaquecimento;
- Trinca por hidrogênio;
- Trinca a quente

Alguns tipos de trincas ocorrem unicamente em um determinado tipo de material, assim como certos tipos de trincas que são de difícil ocorrência. Como por exemplo, as trincas de solidificação que possuem uma grande possibilidade de ocorrer nas ligas de alumínio, assim como em ligas de aço inoxidável austenítico. Por sua vez, as trincas por hidrogênio possuem grande ocorrência em aços microligados, assim como em aço inox martensítico.

Existe na literatura metalúrgica internacional uma grande confusão no que se refere a terminologias de trincas que ocorrem em temperaturas elevadas. A tendência em utilizar a expressão trinca a quente pode levar a conceitos imprecisos, já que uma trinca a quente pode ser causada por um filme líquido, ou por uma diminuição da ductilidade do material a quente. Por isso, é importante diferenciar um tipo de trinca à quente do outro.

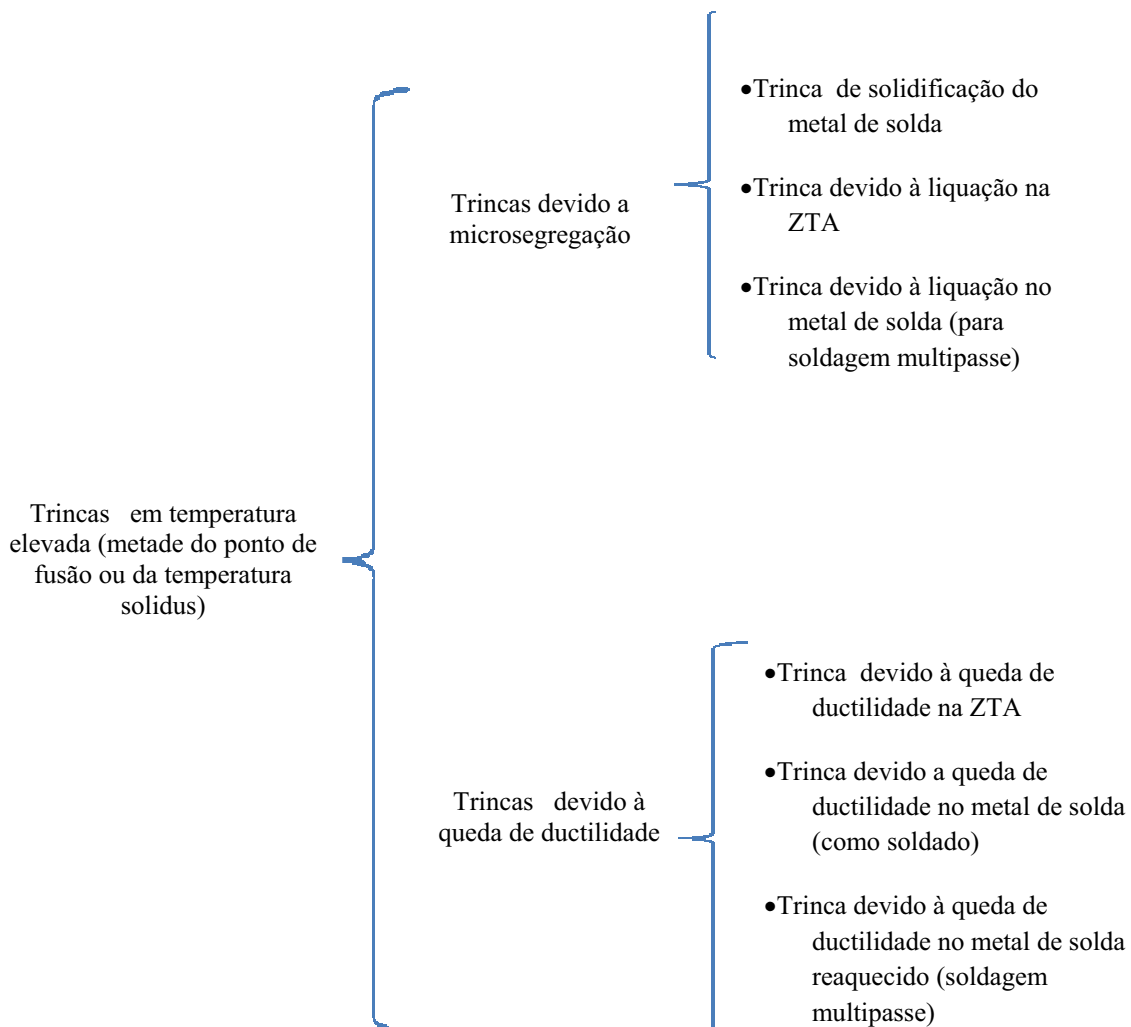
Para mostrar os diferentes conceitos empregados nesta terminologia, Wainer et al (1992) compara as normas DIN 8524 e AWS D 1.0, relacionadas com a conceituação dos defeitos nas juntas soldadas. A comparação realizada por Wainer et al (1992) é apresentada na tabela 2.5. A análise desta tabela mostra que algumas definições não são corretas. Na norma DIN, por exemplo, a trinca, devido à queda de ductibilidade, é classificada como trinca a frio, quando realmente ela ocorre em temperaturas próxima à metade da temperatura do ponto de fusão do metal.

Com o objetivo de padronizar a terminologia (HEMOSWORTH *et. al.*; 1967) propuseram uma classificação para trincas que ocorrem em temperaturas acima da metade do ponto de fusão, o da temperatura solidus, conforme metal ou liga metálica respectivamente. Essas trincas são geralmente intergranulares. Este tipo de trinca pode ser a microsegregação ou a queda de ductilidade. A primeira tem por origem um filme líquido de uma fase de baixo ponto de fusão; a segunda ocorre no estado sólido e próximo a temperatura de recristalização da liga. Essa classificação é mostrada na Tabela 2.5.

Tabela 2.5 – Comparação entre as definições de trincas de acordo com normas DIN 8524 e AWS B 1.0 (WAINER *et. al.*; 1992).

✓ DIN 8524	✓ AWS B 1.0
✓ Trinca a quente: associada com a presença de um filme líquido. ✓ Trinca de solidificação (cratera). ✓ Trinca de liquação (fusão no contorno de grão). ✓ Trinca a frio: ocorre com o material no estado totalmente sólido. ✓ Trinca devido à queda de ductilidade. ✓ Trinca devido à contração de solidificação. ✓ Trinca induzida por hidrogênio. ✓ Trinca lamelar, etc.	✓ Trinca a quente: ocorre em temperatura elevada, próximo ao ponto de fusão durante a solidificação da solda. ✓ Trinca a frio: ocorre após a solidificação da solda e é geralmente associada à presença de hidrogênio. ✓ Trinca lamelar

Tabela 2.6- Classificação das trincas intergranulares e em temperatura elevada (HEMOSWORTH et al, 1967).



2.4.1 Trincas de solidificação

Vários autores e pesquisadores, tais como Kol (1987), Folkhard (1988), Bailey (1994) e Lundin; et al (1993), entre outros relatam que a formação das trincas de solidificação está relacionada metalurgicamente pela formação de fases de baixo ponto de fusão as quais durante a solidificação em um curto intervalo de tempo permanecem em forma de filmes líquidos nos contornos de grão dos primeiros cristais solidificados. Conseqüentemente, durante a solidificação da poça de fusão ou no resfriamento subsequente, há o surgimento de tensões de correntes da contração metálica. Estas tensões são capazes de provocar a ruptura dos filmes líquidos intergranulares e desta maneira originar a trinca de solidificação.

Em geral, as trincas de solidificação possuem uma maior ocorrência perpendicularmente a direção da tensão de contração. Dependendo da resistência a contração da estrutura, do tipo de solda e tipo de cristalização da estrutura, a trinca pode se apresentar sobre a forma paralela, transversal ou diagonal a direção de soldagem. A trinca de solidificação quando atinge a superfície da solda, não possui um aspecto metálico brilhante, e sim um aspecto descolorado devido à formação de óxidos resultante propriamente da exposição de sua superfície para a atmosfera (FOLKHARD; 1988).

As trincas de solidificação são tidas como um dos mais problemáticos tipos de defeito ocorrentes na soldagem. A trinca de solidificação ocorre durante a fusão da poça de solda na zona de fusão (ZF). A trinca de solidificação tem sua ocorrência em vários tipos de materiais, sendo os que apresentam este tipo de problemas são as ligas de alumínio, ligas de níquel, ligas de titânio e aços inoxidáveis austeníticos. O material que possui o maior número de trabalhos publicados sobre trincas de solidificação e considerado um dos mais problemáticos a este tipo de defeito é a liga de aço inoxidável austenítico (GOODWIN; 1990).

Para a formação da trinca de solidificação, é necessário que haja uma potencial deformação localizada no material em questão. Inicialmente pode surgir uma trinca, sendo que sua extensão e propagação dependente do nível de tensão imposto no material e da potencial deformação do material na ponta da trinca.

A trinca de solidificação se associa com as operações de soldagem, considerando que durante o resfriamento após a execução da soldagem há uma mudança muito brusca na temperatura, passando rapidamente do ponto de fusão para a temperatura ambiente, havendo uma deformação potencial e forçada no material pela contínua mudança da tensão de contração presente.

A formação da trinca também é influenciada pela rigidez da soldagem. Se a rigidez é baixa, isto é, soldagem de chapa fina, a deformação transfere-se do metal de solda para o metal de base, podendo ser severamente distorcido. Desta forma, há uma deformação no metal de solda de forma reduzida.

No caso de chapas grossas e componentes rígidos isto não é possível. A deformação pela contração é mais ou menos limitada pelo metal de solda, onde há possivelmente um grande risco de formação da trinca.

Para se produzir soldagens livres de trincas, deve ser grande o potencial de deformação no metal de solda em toda fase de resfriamento, quando há também a total deformação forçada no material, pela tensão de contração (FOLKHARD; 1988).

Para se entender melhor a ocorrência do fenômeno da trinca de solidificação é necessário conhecer as várias teorias que relacionam os efeitos metalúrgicos e os fatores mecânicos provenientes da solidificação da poça de fusão em uma solda.

Existe um amplo número de teorias sobre a ocorrência da trinca de solidificação sejam elas ocorrentes em ligas binárias ou não. Matsuda (1990) indica aproximadamente 7 teorias que explicam a ocorrência de trincas de solidificação e seus correspondentes autores, como sendo a teoria da fragilização devido a contração de solidificação “*Shrinkage Brittleness Theory*”, desenvolvida por (PUMPHREY, JENNINGS; 1948), a teoria da deformação “*Strain Theory*” por (APBLETT, PELLINI; 1954), a teoria do filme liquido “*Liquid film Theory*” por (SAVEIKO apud BORLAND; 1979) e (MATSUDA; 1990), a teoria generalizada “*Generalized Theory*” por (BORLAND; 1960), a teoria da velocidade critica “*Critical Speed Theory*” por (SMOLYANITSKII apud MATSUDA; 1990) e a teoria do preenchimento liquido da trinca “*Liquid Filled Crack Theory*” por (STOLOFF apud MATSUDA; 1990) e a teoria do escorregamento de grão “*Grain Boundary Sliding Theory*” por (MASUBUSHI, BLUMM e PROKHOROV apud MATSUDA; 1990), individualmente.

Segundo Matsuda (1990), Borland (1960) e Wainer; et al (1987), as teorias que melhor explicam qualitativamente o fenômeno da trinca de solidificação são: a teoria da fragilização devido a contração de solidificação, a teoria da deformação e a teoria generalizada. Estas teorias são utilizadas para sistemas de ligas binárias de materiais ferrosos e não ferrosos.

A teoria de fragilização devido à contração de solidificação foi desenvolvida principalmente para estudos de ligas de alumínio fundidas ou soldadas. Essa teoria foi inicialmente proposta por um pesquisador russo no final da década de 40, a qual postula que o trincamento ocorre na região de temperatura frágil do material. Esta teoria propõe que durante a solidificação existem quatro estágios diferentes, como pode ser visto na Figura 2.9. (BORLAND; 1960).

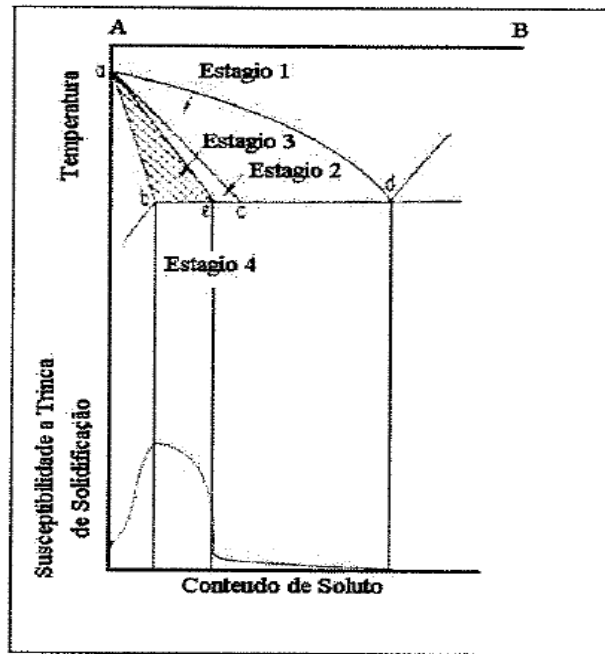


Figura 2.9– Efeito das características constitucionais na susceptibilidade á trinca em sistemas binários. (BORLAND; 1960).

Conforme a Figura 2.9, no estágio 1, as dendritas estão dispersas no líquido. No estágio 2 elas começam a se tocar; caso haja a formação da trinca, esta pode ser preenchida pelo líquido presente dependendo das propriedades físico-químicas desse líquido. No estágio 3 o líquido presente não tem condição de preencher a trinca, já não existe interligação entre as regiões com o líquido; nesse estágio a susceptibilidade a trinca de solidificação é maior. Entretanto ao redor e abaixo da temperatura coerente deformações podem se desenvolver devido a ligações contínuas sólido/sólido não poderem se mover livremente, não há acomodação de contração.

Portanto cada dendrita é contraída pela outra a que está ligada. Este estágio é chamado de estágio pastoso “Mushy Stage” e afirma-se que uma deformação significativa pode desenvolver-se e se uma tensão crítica é excedida, a ocorrência de uma trinca de solidificação para aliviar a tensão. (PEREIRA; 1992). Na fase pastosa de solidificação o metal tem baixa resistência e não possui ductilidade nesta região e intervalo de temperatura.

No estágio 4, o metal está completamente no estado sólido, não havendo portanto a ocorrência da trinca de solidificação. Esta teoria é bastante utilizada para o alumínio e suas ligas.

A teoria de deformação “Strain Theory” desenvolvida por Apblett; Pellini (1954) nos Estados Unidos, nos inícios dos anos 50, sugere que o trincamento é causado por deformações

localizadas, geradas por gradientes térmicos que tendem a separar massas sólidas que estão separadas umas das outras essencialmente por um filme continuo líquido, isto é, a trinca não ocorreria nos estágios finais de solidificação. Segundo esta teoria, o trincamento não ocorre na fase pastosa de solidificação, como sugere a teoria da fragilização devido à contração de solidificação, desde que as tensões de contração estejam uniformemente distribuídas. O trincamento acontece quando atinge o estágio do filme líquido e há tensões localizadas excessivamente altas.

A Figura 2.10 ilustra a teoria de deformação. Esta teoria não focaliza a importância da faixa total de temperatura de solidificação, ao contrario, postula que o trincamento ocorreria somente sobre uma restrita faixa de temperaturas.

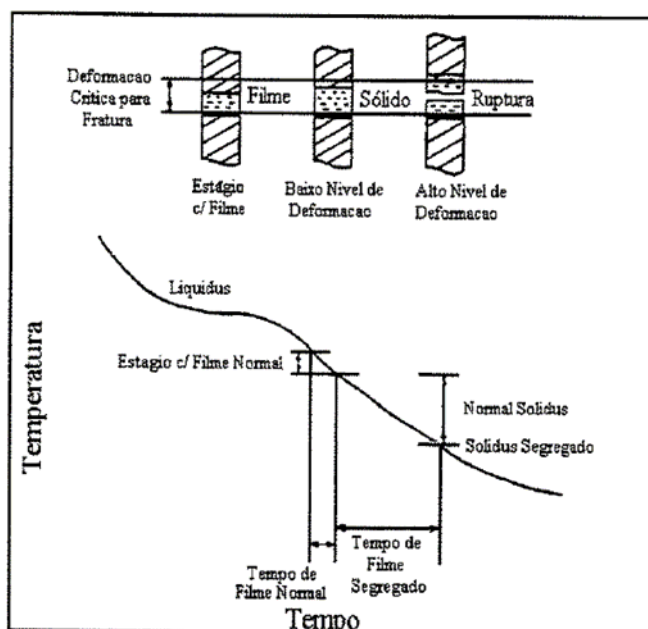


Figura 2.10 – Teoria de deformação. (BORLAND; 1979).

A teoria generalizada de Borland (1979) tenta englobar as duas teorias anteriores, sugerindo que o trincamento pode ocorrer em regiões onde se tem o desenvolvimento de altas tensões intergranulares ou através da falta de repressões na superfície livre da separação da fase líquida resultante do desenvolvimento de altas tensões localizadas.

De acordo com essa teoria, as trincas podem ocorrer em três situações diferentes:

- No estreitamento dos filmes líquidos ao redor dos contornos de grãos;

- Nos contornos de grão onde existam filmes líquidos não muito finos insuficientes para selar as trincas, sem pontos de contatos entre os grãos;
- Quando já existem uniões entre os contornos de grãos em alguns pontos, chamados de pontes sólidas ou uniões sólido-sólido, e a fração líquida remanescente existe em quantidade suficiente para que as tensões atuantes recaiam apenas sobre os pontos de união sólido-sólido. É o tipo de consideração mais comum em situações de soldagens industriais.

Capítulo 3

PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

3.1. Corpos de Prova

O metal base utilizado foi um aço AISI 304 e realizou-se um cordão de solda visando depositar uma camada de amanteigamento para o aumento de ductilidade e tenacidade com o eletrodo E-308. Após a soldagem, a camada de amanteigamento foi usinada visando obter uma superfície mais regular para a aplicação da liga *Stellite 6*. Após a deposição destas camadas observamos no microscópio apenas uma estrutura austenítica e na zona termicamente afetada uma estrutura austenítica com crescimento de grãos diferenciando-se da estrutura do substrato. Observou-se também no substrato dos corpos de prova, zona termicamente afetada e camada de amanteigamento uma dureza média em torno de 208 HV1.

Foram feitos quinze corpos de prova. O objetivo era estudar cinco taxas diferentes de resfriamento. As dimensões dos corpos de prova foram de 80 X 50 X 12,7mm e após a usinagem inclusive da camada de amanteigamento foi feito um jateamento com óxido de alumínio para a remoção de contaminantes como óleo, graxa e sujeira e na sequência iniciou-se a deposição de três cordões da liga *Stellite 6*.

Iniciou-se a deposição após o pré-aquecimento dos corpos de prova entre 200 à 250°C e temperaturas entre-passes 250 a 350°C visando reduzir a probabilidade de trincas de solidificação e melhorar a diluição.

Notou-se gradativo aumento de dureza na terceira camada de revestimento, passe P3, possivelmente devido à pureza do revestimento, e a não existência da diluição como encontrada como no passe P1.

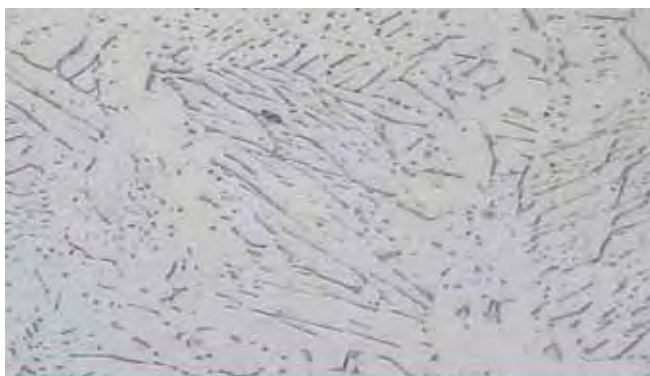


Figura 3.1- Microestrutura no substrato MB (aumento 400X)

Tabela 3.1- Composição química nominal do substrato

Especificação	%Fe	%C	%Cr	%Ni	%Si	%Mn
AISI-304	Balanceado	0,08	18,0 - 20,0	8,0 - 12,0	1,0	2,0

Tabela 3.2- Composição química da vareta de Stellite 6

Nome Comercial	Composição nominal (percentagem em peso)								
Elemento de liga	Co	Cr	W	Mo	C	Fe	Ni	Si	Mn
Stellite 6	Balanceado	27,9	4,6	1,0	1,2	3,2	2,8	1,9	1,0

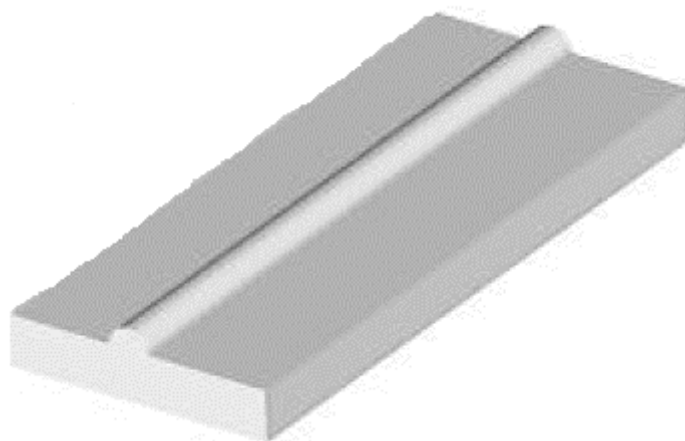


Figura 3.2. Esquema dos corpos de prova em AISI 304

3.2. Identificação dos Corpos de Prova

Os corpos de prova foram identificados por uma letra que representa a taxa de resfriamento e por um número que representa a ordem de execução dos corpos de prova.

A letra “A” representa os corpos de prova que tiveram um resfriamento brusco. A “B” os corpos de prova que tiveram um resfriamento ao ar livre. A “C” indica um resfriamento lento, envolvido na cal, e as letras “D” e “E” um resfriamento forçado utilizando ar comprimido.

Como prefixo têm-se um número que indica a ordem de execução do corpo de prova, por exemplo, os números 1, 2 ou 3.

Os corpos de prova foram separados da seguinte forma (1A, 2A, 3A); (1B, 2B, 3B); (1C, 2C, 3C); (4A, 4B, 4C) e (5A, 5B, 5C).

3.3. Deposição do revestimento

Foi utilizado para a deposição dos cordões de revestimento o processo TIG, a máquina de solda é da marca Stel Inverter e seu modelo é o TIG 160H com capacidade de solda até 160A em corrente contínua com polaridade (+) ou (-), tensão entre 5V e 26,5V e potência de até 4,8 kva. O gás de proteção utilizado foi o argônio. O eletrodo foi o de tungstênio puro.

Os parâmetros de soldagem estão descritos conforme a Tabela 3.2. Observa-se que a corrente, vazão de gás, taxa aproximada de deposição e velocidade de deposição são fixas para todos os corpos de prova, variou-se apenas a taxa de resfriamento.

Tabela 3.3 Parâmetros de deposição dos revestimentos.

Parâmetro	Condição de processamento
Vazão de gás de proteção (Argônio)	5,0 l/min
Faixa de corrente de Soldagem	90A à 95A
Faixa de tensão de Soldagem	9,5V à 12,3V
Taxa de deposição de Stellite 6	6,21 g/min
Velocidade de Soldagem	96,56 mm/min
Faixa de temperatura de pré-aquecimento	170°C a 200°C
Polaridade	CCEN



Figura 3.3- Máquina de solda e instrumentos de monitoramento dos parâmetros

Os parâmetros de soldagem foram monitorados através de alicate amperímetro e multímetro marca Fluke, termopar e calibrador Beta. A vazão de gás foi monitorada através de medidor de fluxo da White Martins. O pré-aquecimento das peças foi realizado através de chama oxi-acetilênica medindo-se as temperaturas através de termopar instalado em região próximo à poça de fusão. As medições de temperatura ocorreram através de um furo interno na lateral do corpo de prova no sentido de realização do cordão, onde foi instalado um termopar em conjunto com um instrumento indicador de temperatura. Os valores eram freqüentemente comparados com um termômetro infravermelho manual a fim de verificar a temperatura medida nos corpos de provas pelo termopar.

3.4. Preparação das amostras

Após a deposição dos três passes de Stellite 6 iniciou-se a observação e inspeção visual das trincas de solidificação e o aspecto geral dos cordões de solda. Efetuou-se o ensaio de líquido penetrante para uma verificação de possíveis micro trincas e para o registro deste resultado. Foram realizadas várias macrografias a fim de comparar com as demais amostras.

Para as análises metalográficas em microscópio ótico, cada cordão foi seccionado na direção transversal no meio de cada amostra desprezando-se os pontos de abertura e

fechamento do arco voltaico (utilizado o ponto do meio do cordão visando ter uma amostra mais representativa). As amostras foram polidas com alumina 1μ de granulometria e o ataque químico foi realizado com uma solução de 15 ml de H_2O , 15 ml de HNO_3 , 15 ml de CH_3COOH e 60 ml de HCl com tempo de ataque aproximado de 1 minuto.

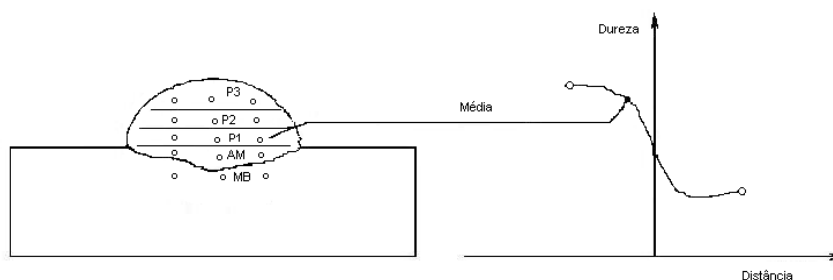
3.5. Perfil de micro dureza

Com relação ao desgaste por abrasão/fricção, a dureza é obtida como uma das propriedades mais importantes. Devido a essa importância faz-se necessário fazer o levantamento dos perfis de micro dureza e entender sua resposta com relação à variação das taxas de resfriamento e camadas de medição. Os perfis como na análise metalográfica foram levantados na seção transversal do cordão, tendo como referência sua linha de fusão. As medições de dureza foram executadas todas na mesma altura, conforme Figura 3.4.

As microdurezas foram executadas no microdurômetro da marca Shimadizu modelo HMV com comando computadorizado. Notou-se que as amostras com menores taxas de resfriamento possuíam maior dureza na 3ª camada do revestimento.

Efetuuou-se três medições em cada área, foram efetuadas medições no substrato, na zona termicamente afetada pelo aporte de calor, na camada de amanteigamento, no passe 1, no passe 2 e no passe 3 do revestimento de Stellite 6. Esta abordagem é adequada quando a linha de fusão é plana ou quando apresenta uma variação menor do que a distância entre 2 impressões.

Adotou-se esse método a fim de traçar o perfil de micro dureza nas diversas camadas. Nesta abordagem, os pontos de micro dureza distanciam-se entre si aproximadamente $200\mu m$. Fato interessante a ser observado é que as durezas aumentam gradativamente nos 1º, 2º e 3º passe em função da diluição ocorrida entre o 1º passe e a camada de amanteigamento.



3.4- Determinação do perfil de micro dureza

3.6 Análises metalográficas

As amostras atacadas quimicamente foram analisadas em microscópio ótico. Analisamos e capturamos imagens da microestrutura do substrato, zona afetada termicamente, na camada de amanteigamento, no passe 1, no passe 2 e no passe 3 do revestimento a base de cobalto.

Para a visualização microscópica e registros fotográficos das microestruturas, utilizamos um microscópio metalúrgico da marca Nikon modelo Eclipse ME600 L utilizando aumentos de 50, 100, 200, 400 e 1000 vezes.

3.7 Diluição

A diluição é um parâmetro essencial com relação ao desempenho do revestimento em serviço. O material do revestimento ou “hardfacing” é especialmente desenvolvido para aplicações de desgaste, portanto possui composição química e propriedades mecânicas bem definidas e diferenciadas da camada de amanteigamento ou substrato.

Na aplicação do revestimento, pensa-se em unir as propriedades mecânicas e químicas do revestimento a um material sujeito a intempéries como desgaste por abrasão, corrosão etc., e objetiva-se explorar as propriedades deste revestimento visando um aumento da vida útil do componente. O que ocorre quando da mistura por diluição destes materiais é perda de características do revestimento puro, então sendo assim, quanto maior a diluição mais distante estará das propriedades do material da liga original.

Faz-se então necessário um controle exato e preciso da diluição num menor patamar possível, porém garantindo a ligação adequada do revestimento com a camada de amanteigamento ou substrato. As medições de micro dureza também nos norteiam com relação à diluição do material.

3.8 Stellite 6

A liga Stellite 6 é uma liga considerada como sendo de médio carbono, desta forma quando da diluição com o substrato, no caso de nosso experimento a chamada camada de amanteigamento, que possui um baixo teor de carbono ocorrerá à redução da porcentagem de carbonetos, levando a microestrutura tender mais para o lado hipoeutético. Pode se verificar esta tendência observando o diagrama pseudo-binário, conforme Figura 3.6. A porcentagem de carbono exerce papel fundamental no comportamento da mistura.

Faz-se então notar-se a necessidade de um controle na diluição, haja visto que o cordão não deverá apresentar uma diluição muito elevada, pois essa diluição impacta de

forma significativa nas características da liga original, teoricamente esta diluição deveria ser zero, mas sabe-se da necessidade da ligação metalúrgica entre o substrato e o revestimento.

Sabe-se também que a porcentagem de carbono no depósito pode ser reduzida em função da pericia do soldador e dos parâmetros de soldagem. Espera-se que o processo TIG consiga fornecer uma proteção efetiva da poça.

Em tese não existe a possibilidade de obter-se um cordão de revestimento com a composição original da liga, para tanto testamos a deposição do cordão em 3 camadas o que nos mostrou a real influência da diluição e ficou bem perceptível o aumento de dureza a cada novo cordão.

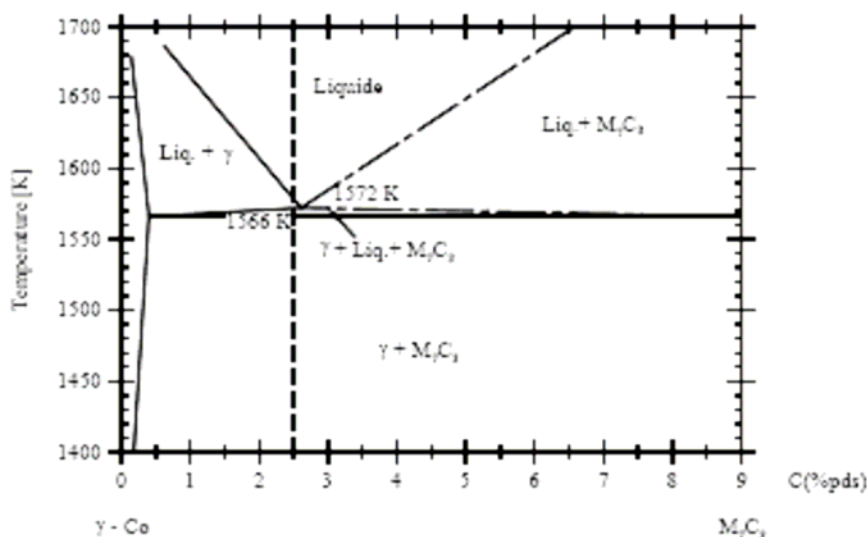


Figura 3.5- Diagrama pseudo-binário (YAEDU; 2003)

Capítulo 4

RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1. Superfície e Macrografia

A superfície dos cordões de revestimento mostrada na Figura 4.1, apresentaram um excelente acabamento. Após o preenchimento da terceira camada de revestimento, foram efetuados ensaio de líquido penetrante em todos os corpos de provas conforme se verifica na Figura 4.3. Não foram detectadas trincas de solidificação, possivelmente pela utilização da camada de amanteigamento que aumentou a ductilidade e a tenacidade dos cordões de revestimento. Vê-se na Figura 4.2 o perfil da solda.



Figura 4.1- Macrografia apontando o aspecto visual do revestimento para as amostras 1,2 e 3 na condição de resfriamento “C”.



Figura 4.2- Aspecto visual do cordão na transversal



Figura 4.3- Ensaio de líquido penetrante

4.2. Microestrutura

4.2.1 Microestrutura da amostra da série A

Na Figura 4.4 têm-se o perfil de resfriamento das peças da série A, estas peças após soldagem foram submetidas a um resfriamento brusco em água.

A Figura 4.5 mostra a imagens da microestrutura em cinco regiões:

- Entre o substrato e a camada de amanteigamento, (MB+AM)
- Na camada de amanteigamento e o passe 1, (AM+P1)
- No passe 1, (P1)
- No passe 2, (P2)
- No passe 3. (P3)

Observa-se que no metal base existe uma região austenítica proveniente do aço inox AISI 304 com um pequeno crescimento de grão na ZTA. Na camada de amanteigamento, verifica-se a diluição do revestimento e uma zona de transição entre o aço inox austenítico e o revestimento ao cobalto.

Nos passes 1, 2 e 3 observa-se uma microestrutura hipoeutética com uma solução sólida de cobalto cúbica de face centrada rodeada pelo eutético interdendrítico.

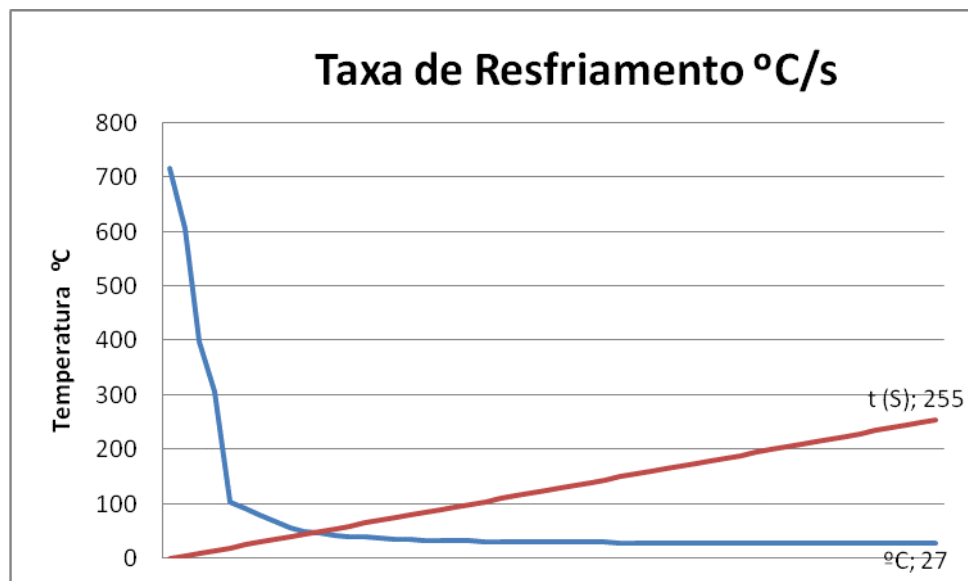


Figura 4.4- Taxa de resfriamento CDP série A
(Meio de resfriamento água)

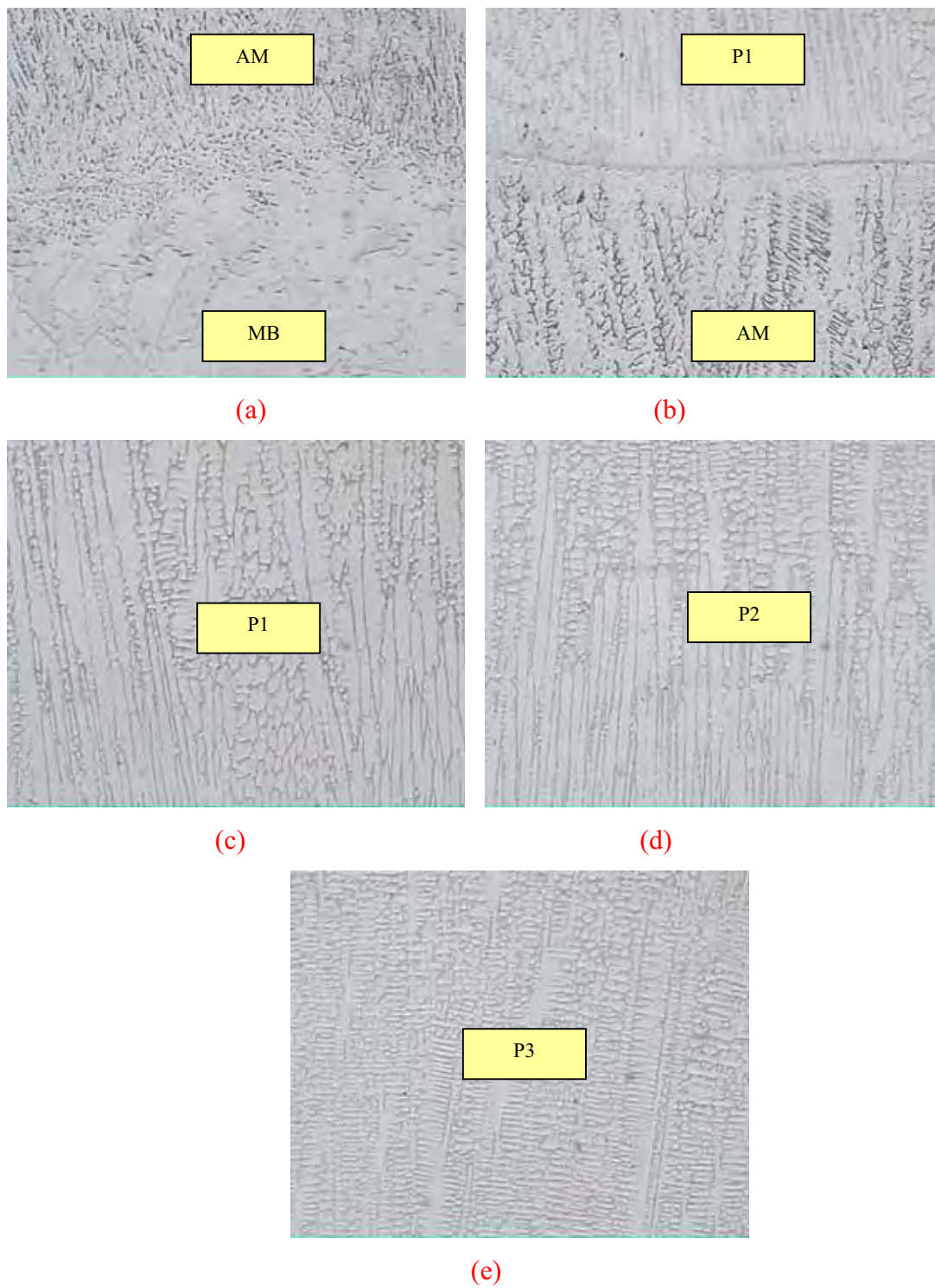


Figura 4.5- Microestrutura na taxa de resfriamento A (400x)

4.2.2 Microestrutura da amostra da série B

A Figura 4.6 nos mostra o perfil de resfriamento das peças amostradas no grupo B. Neste grupo de amostras também nota-se na camada de amanteigamento o ponto fundamental do controle da diluição que impacta de forma significativa nas propriedades químicas e mecânicas do revestimento.

A Figura 4.7 mostra a microestrutura entre o substrato e a camada de amanteigamento, a camada de amanteigamento e o passe 1, passes 1, 2 e 3. Neste grupo de amostras houve um resfriamento brando, porém ao ar livre.

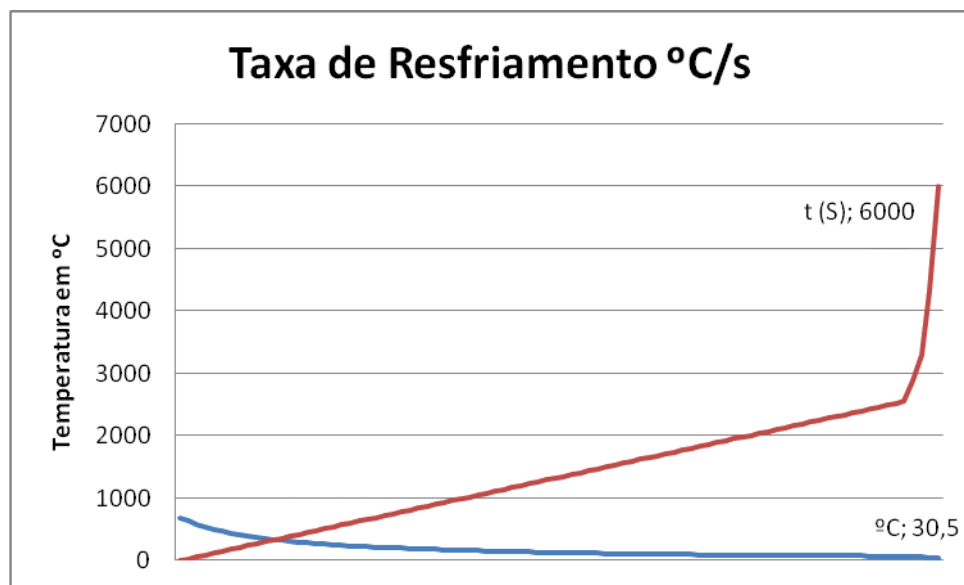


Figura 4.6- Taxa de resfriamento CDP série B
(Meio de resfriamento - ar livre)

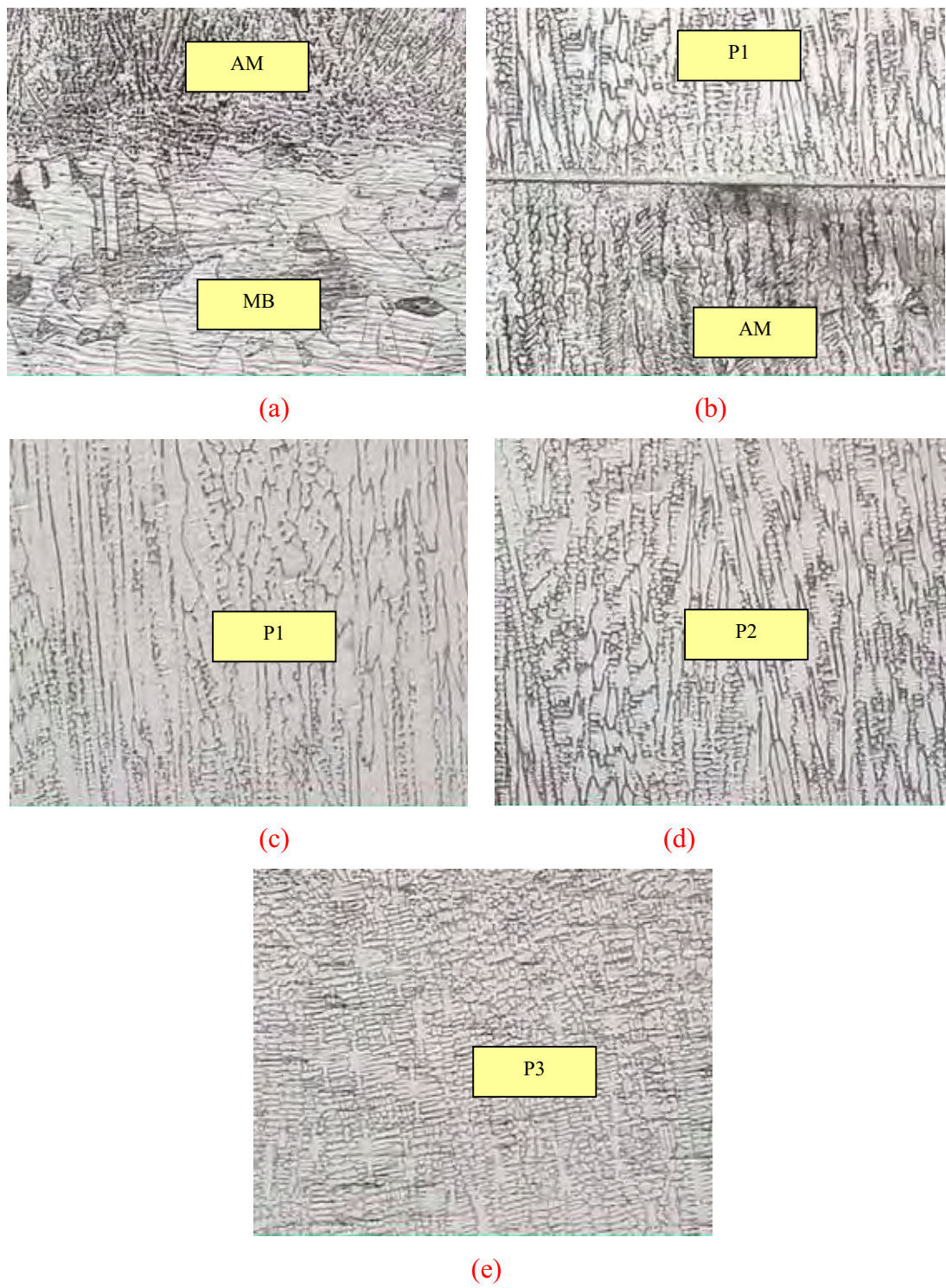


Figura 4.7- Microestrutura na taxa de resfriamento B (400x)

4.2.3 Microestrutura da amostra da série C

Nas amostras do grupo C foram aplicadas taxas de resfriamento bem lentas após a soldagem. As amostras foram envolvidas por cal virgem o que resultou em uma baixa velocidade de resfriamento devido ao isolamento com o meio.

A Figura 4.8 mostra o perfil de resfriamento das amostras do grupo C.

Na Figura 4.9 (a) verifica-se a microestrutura austenítica do substrato e a interface de transição da camada de amanteigamento.

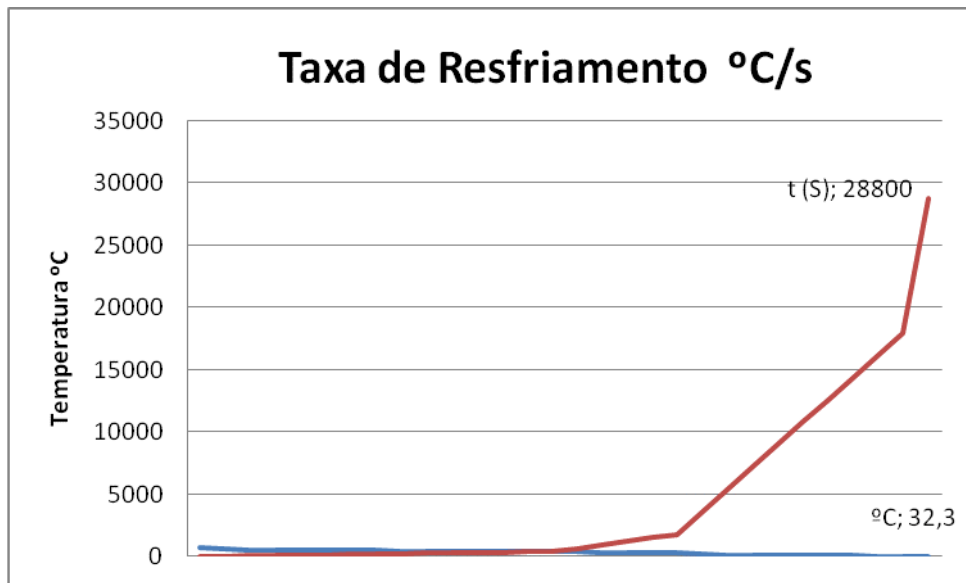
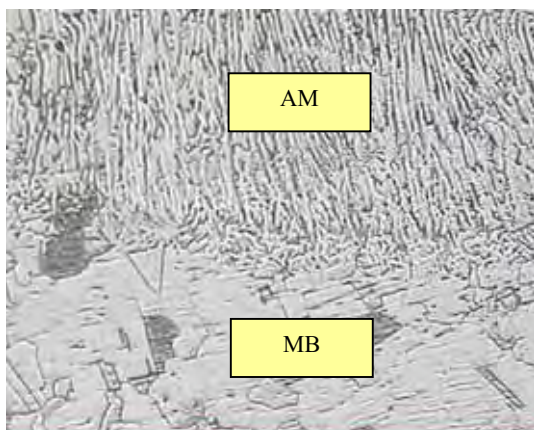
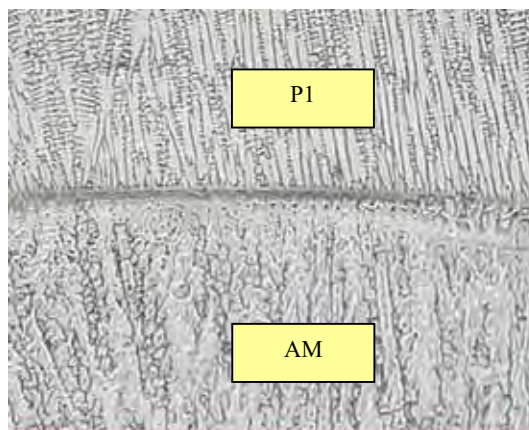


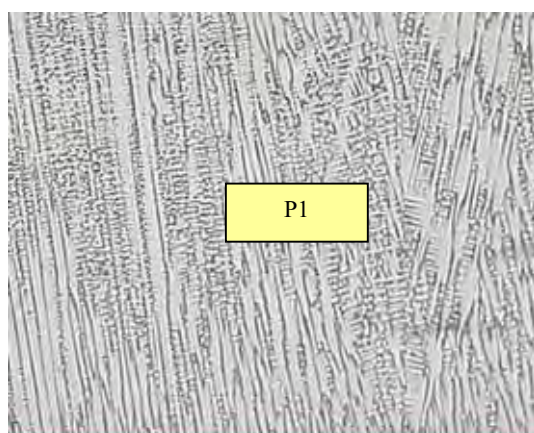
Figura 4.8- Taxa de resfriamento CDP série C
(Meio de resfriamento cal)



(a)



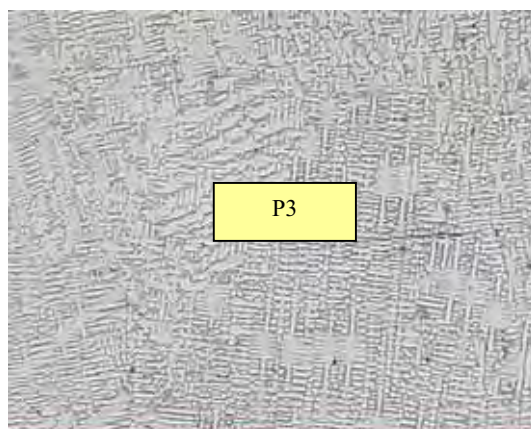
(b)



(c)



(d)



(e)

Figura 4.9- Microestrutura na taxa de resfriamento C (400x)

4.2.4 Microestrutura da amostra da série D

As amostras do grupo D tiveram um resfriamento acelerado por conta de um sistema de injeção de ar comprimido para o resfriamento da peça. Na Figura 4.10 temos o detalhe do resfriamento.

A Figura 4.11 mostra a microestrutura entre o substrato e a camada de amanteigamento, entre a camada de amanteigamento e o passe 1 e passes 1, 2 e 3.

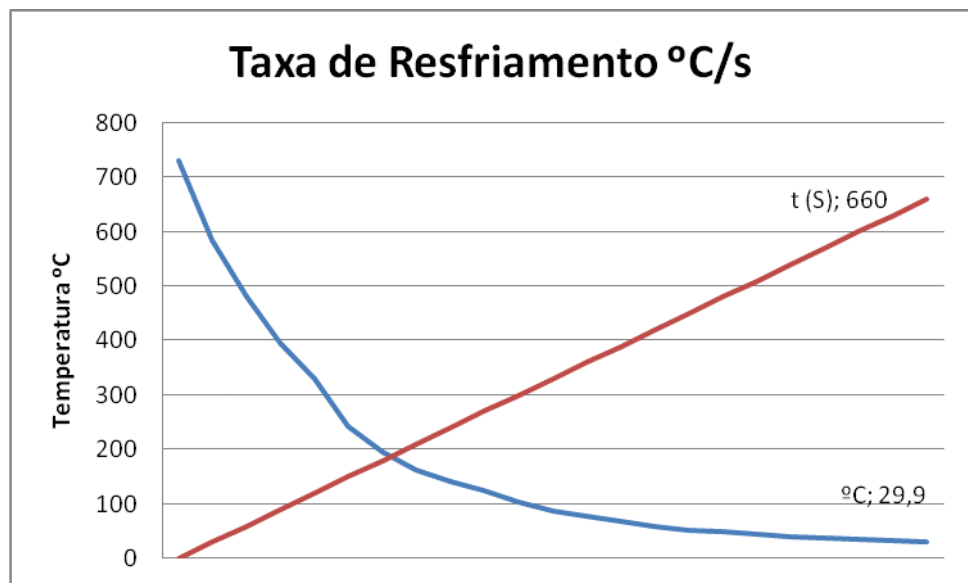
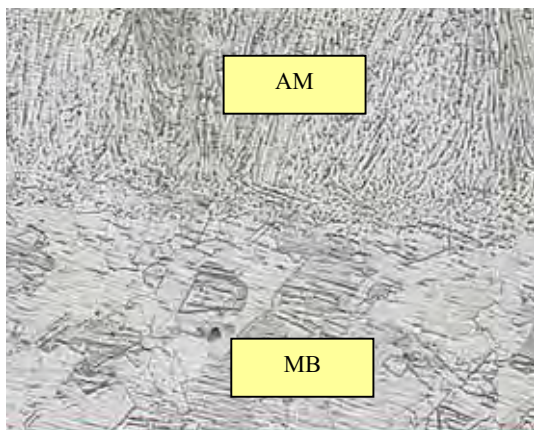
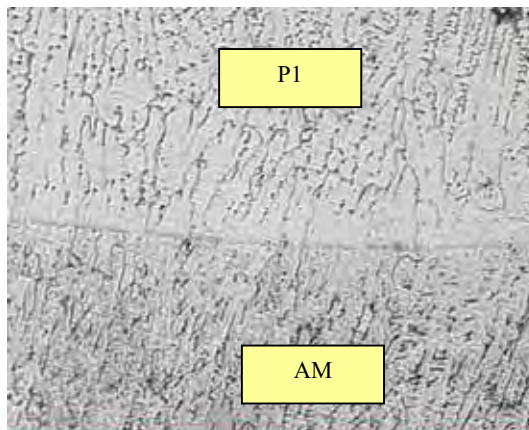


Figura 4.10- Taxa de resfriamento CDP série D
(Meio de resfriamento ar forçado velocidade menor)



(a)



(b)



(c)



(d)



(e)

Figura 4.11- Microestrutura na taxa de resfriamento D (400x)

4.2.5 Microestrutura da amostra da série E

As amostras do grupo E também tiveram um resfriamento mais acelerado por conta de um sistema de injeção de ar comprimido para o resfriamento da peça.

A vazão de ar foi reduzida em relação às amostras da série D tornando a velocidade de resfriamento quase que 50% conforme pode ser notado na Figura 4.12. Na Figura 4.13 temos a microestrutura visualizada para o resfriamento brusco com ar.

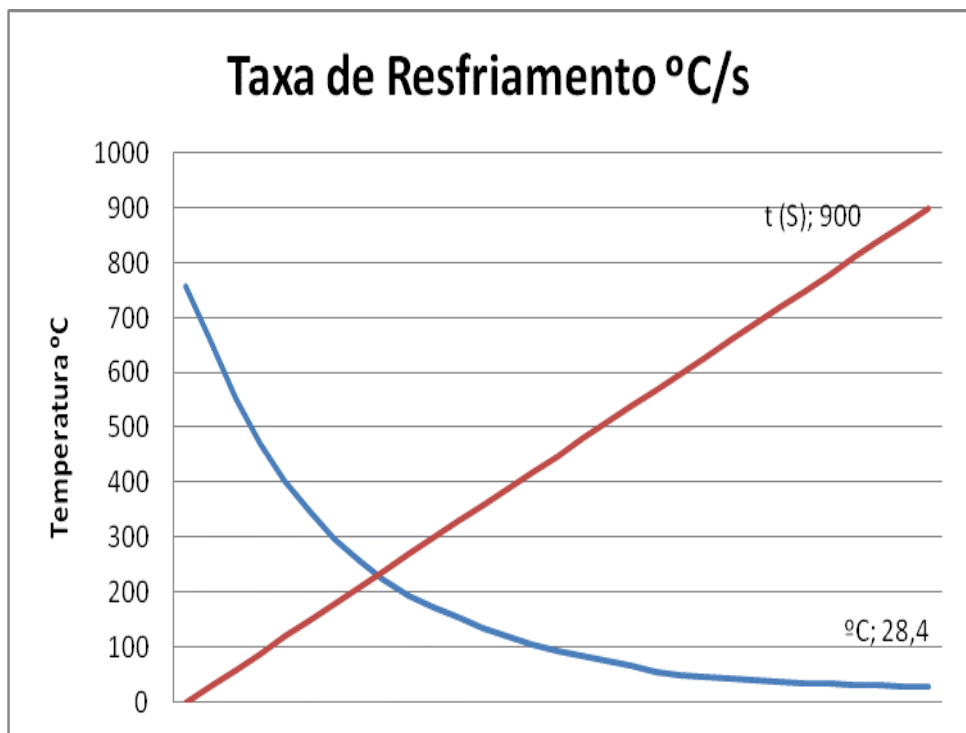
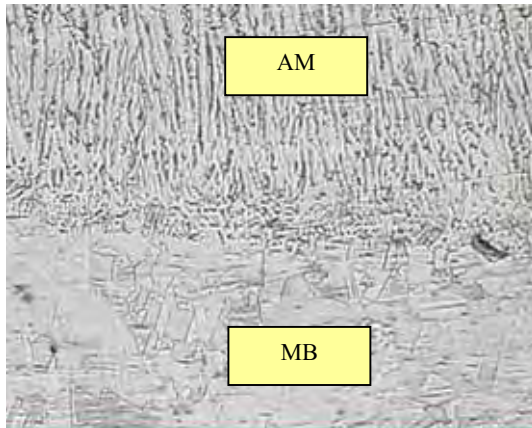
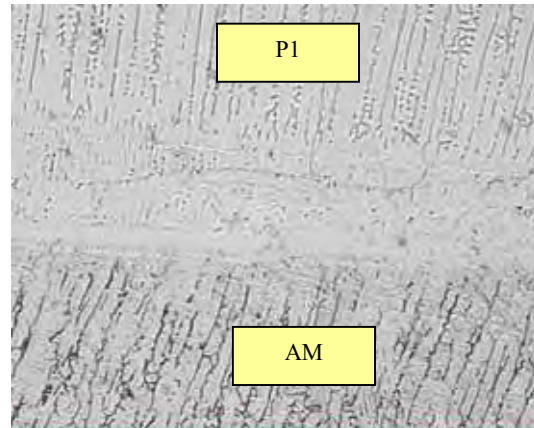


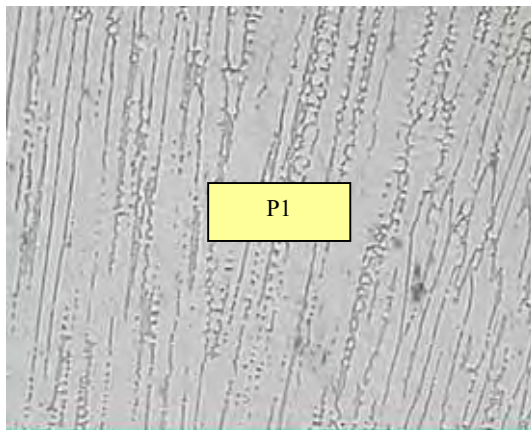
Figura 4.12- Taxa de resfriamento CDP série E
(Meio de resfriamento ar forçado - velocidade maior)



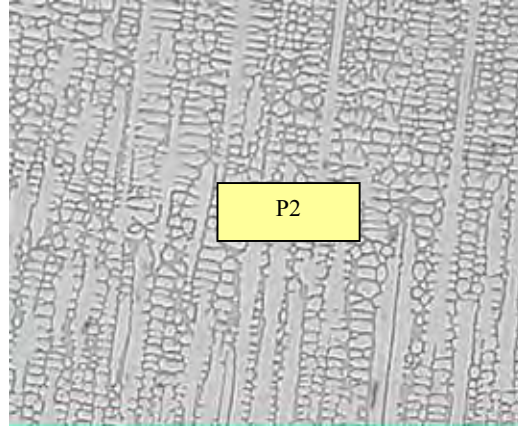
(a)



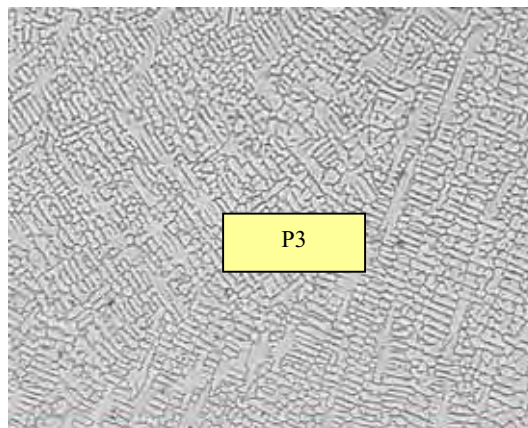
(b)



(c)



(d)



(e)

Figura 4.13- Microestrutura na taxa de resfriamento E (400x)

Na Figura 4.14 segue um comparativo visual das microestruturas no passe 3 que receberam o resfriamento mais rápido “A” e também o patamar de resfriamento mais lento “C”.

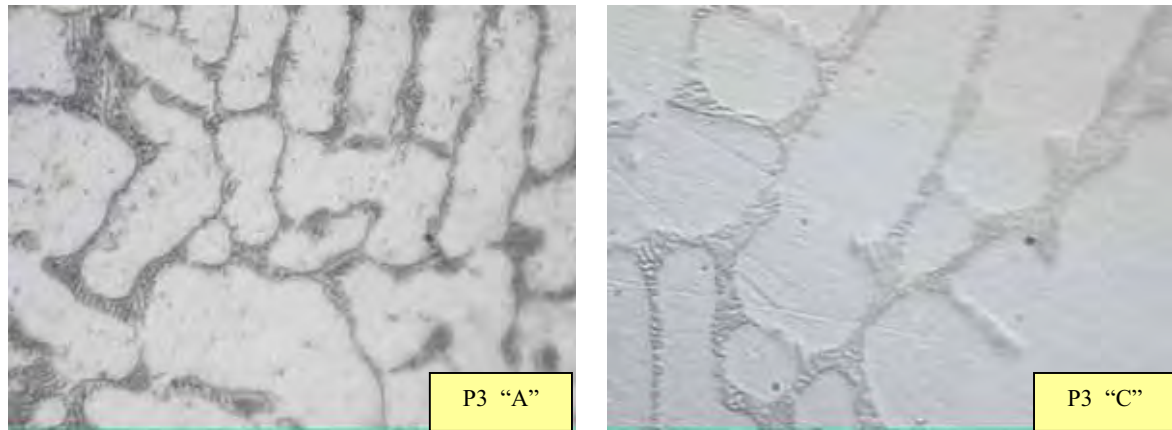


Figura 4.14- Comparativo do revestimento séries “A” e “C” ampliação de (1000x)

A Figura 4.15 mostra uma micrografia realizada na vareta de Stellite.

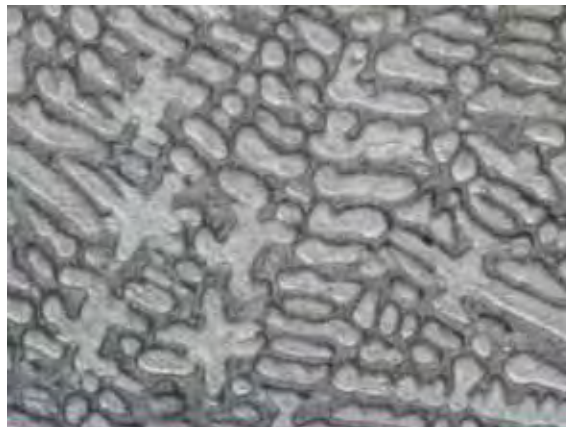


Figura 4.15- Microestrutura da vareta de aço ao cobalto

4.3 Microdureza

4.3.1 Perfil de micro dureza das amostras das séries A até E coletadas em três pontos diferentes.

O perfil de micro dureza foi traçado em função das diferentes camadas existentes no corpo de prova. Percebe-se a variação das nano dureza em função das velocidades de

resfriamento e da diluição. As Tabelas de número 4.1; 4.2; 4.3; 4.4 e 4.5 apresentadas a seguir nós mostram os valores médios da medição de dureza nos corpos de prova e nas respectivas camada com as diferentes velocidades de resfriamento descritas anteriormente. A Tabela 4.6 nós mostra o valor médio da medição de dureza em uma vareta de Stellite 6. Na Tabela 2.7 pode-se observar os corpos de prova, o tempo e meio de resfriamento.

Tabela 4.1 – Valores de micro dureza das amostras da série A

Amostras A	Dureza HV1 Média	Desvio Padrão
Metal Base	205	6,0
ZTA	192	4,0
Amaciamento	245	70,0
Passo 1	335	7,3
Passo 2	374	19,0
Passo 3	375	9,8

Tabela 4.2 – Valores de micro dureza das amostras da série B

Amostras B	Dureza HV1 Média	Desvio Padrão
Metal Base	210	9,3
ZTA	201	10,7
Amaciamento	213	14,2
Passo 1	345	23,8
Passo 2	349	16,4
Passo 3	433	5,9

Tabela 4.3 – Valores de micro dureza das amostras da série C

Amostras C	Dureza HV1 Média	Desvio Padrão
Metal Base	214	10,2
ZTA	208	2,3
Amaciamento	213	6,0
Passo 1	335	30,0
Passo 2	358	28,0
Passo 3	450	4,7

Tabela 4.4 – Valores de micro dureza das amostras da série D

Amostras D	Dureza HV1 Média	Desvio Padrão
Metal Base	216	2,0
ZTA	204	3,8
Amaciamento	215	7,2
Passo 1	294	16,1
Passo 2	351	18,2
Passo 3	372	9,0

Tabela 4.5 – Valores de micro dureza das amostras da série E

Amostras E	Dureza HV1 Média	Desvio Padrão
Metal Base	219	4,3
ZTA	208	12,4
Amaciamento	209	8,3
Passo 1	350	42,1
Passo 2	377	44,7
Passo 3	413	6,9

Tabela 4.6 – Valores de micro dureza das amostras da vareta de solda

Amostra Vareta	HV1 Médio
Stellite 6	532

Tabela 4.7 – Tempo de resfriamento e meio

Série	Tempo (s)	Meio de resfriamento
A	255	Àgua
B	6000	Ar livre
C	28800	Cal
D	660	Ar forçado > velocidade
E	900	Ar forçado < velocidade

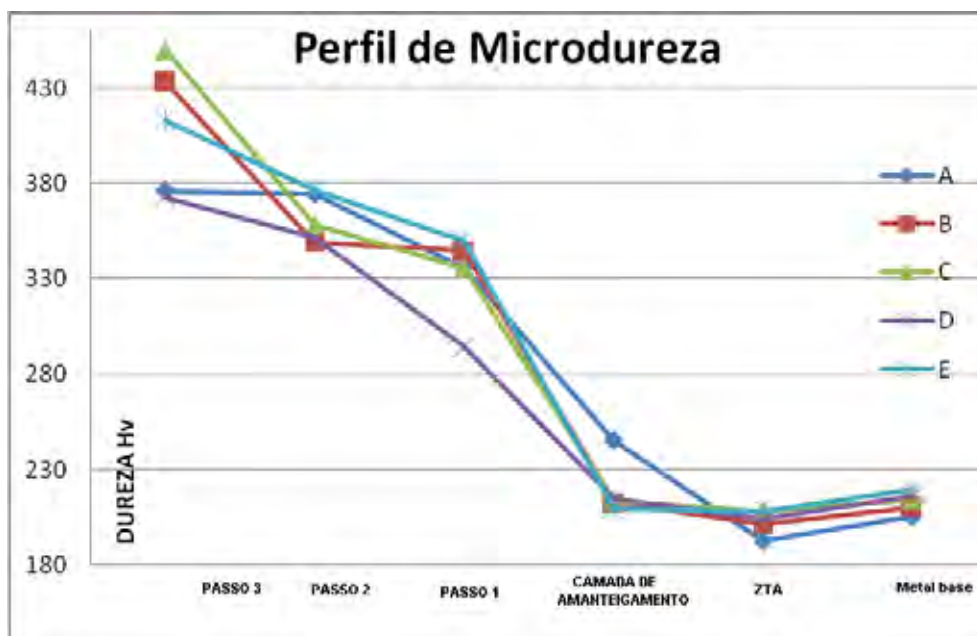


Figura 4.16- Perfil médio de micro dureza no CDP com taxas de resfriamento variadas

Na Figura 4.16 foi traçado o perfil médio de dureza para cada velocidade de resfriamento e cada camada para cada grupo dos corpos de prova.

Observa-se que no corpo de prova da taxa de resfriamento C, houve uma menor velocidade de resfriamento atingindo a maior dureza. Inversamente a esta analogia está o corpo de prova que possuiu a maior taxa de resfriamento, série A, que obteve a menor dureza.

Verifica-se também que a dureza aumenta à medida que se vai afastando da camada de amanteigamento e do metal base devido à influência da diluição.

Capítulo 5

CONCLUSÃO

Os testes e ensaios realizados visavam entender a influência do resfriamento sobre as características dos revestimentos de Stellite 6. Os ensaios foram executados com o objetivo de contribuir para a otimização da técnica de *hardfacing* e sua aplicação.

Os revestimentos foram depositados através do processo TIG e procurou-se garantir na camada de amanteigamento a ausência das trincas de solidificação. Na sequência variamos a taxa de resfriamento de alguns segundos até milhares de segundos e notou-se algumas variações.

Baseado nos resultados obtidos através das microdureza, microestrutura e registros da taxa de resfriamento, pode-se concluir que:

- Com o emprego da camada de amanteigamento não observou-se a formação de trincas de solidificação;
- As camadas de Stellite 6 recebem grande influência na micro dureza devido à diluição com a camada de amanteigamento;
- A microdureza aumenta à medida que se diminui a diluição do Stellite 6 com a camada de amanteigamento, praticamente na terceira camada o revestimento está com a dureza mais próxima à sua dureza nominal;
- As taxas de resfriamento (velocidades de resfriamento) exercem fundamental influência na obtenção da dureza do revestimento. Quanto menor a velocidade, mais duro o revestimento devido ao tempo disponível para a precipitação de carbonetos principalmente de cromo e dissolução no mecanismo de endurecimento (microestrutura).

Capítulo 6

FUTUROS TRABALHOS

- Alterar parâmetros de soldagem buscando reduzir a taxa de diluição a fim de conceber uma solda de boa qualidade otimizando o consumo do revestimento;
- Comparar resultados de dureza obtidos com outras ligas de aço ao Cobalto equivalentes ao Stellite 6 (produzidos por concorrentes da Delloro);
- Testar propriedades mecânicas e micro estruturais do Stellite 6 após aplicação do revestimento e usinagem;
- Variar temperaturas de pré-aquecimento visando alterar significativamente a diluição e conseqüentemente as propriedades mecânicas;
- Preparar amostras variando vazão e tipo de gás, corrente, polaridade, eletrodo etc.;
- Variar em maior quantidade taxas de resfriamento.

Capítulo 7

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

Antony, K.C., Wear resistant cobalt based alloys. *Journal of Metals* 35, p. 52-60, 1983.

Apblett, W. R.; Pellini, W. S.; Factors which weld hot cracking. *Welding Journal*, v.33, n.2, p.83-90, February 1954.

Asphahini, A. I. Corrosion of Cobalt-base Alloys. In: *ASM Handbook – Corrosion*, vol. 13, 5th ed., p. 658-667, 1987.

Atamert, S.; Bhadeshia, H.K.D.H. Comparison of the microstructures and wear properties of stellite hardfacing alloys deposited by arc welding and laser cladding. *Metallurgical Transactions A*, University of Cambridge, v. 20^a, p. 1037-1054, 1989.

Bailey, N. *Weldability of ferritic steels*. England: Abington Publish, 1994, 286p.

Baptista, A. L. de B.; Nascimento, I. A. Revestimentos duros resistentes ao desgaste depositados por soldagem utilizados na recuperação de elementos de máquinas. Rio Comprido – RJ. Divisão Metalurgia/Soldagem/Ensino e Pesquisa, 1999.

Battelle Memorial Institut. Cobalt Monograph. Centre D'information du Cobalt. Belgium, 1960.

Berns, H. Microstructural Properties of wear-resistant alloys. *Wear*, vol. 181-183, p. 271-279, 1995.

Borland, J. C.; Younger, R. N.; Some aspects of cracking in welded Cr-Ni austenitic steels. *British Welding Journal*, v.7, n.1, p. 22-59, 1960.

Borland, J. C.; Generalized of super-solidus cracking in welds (and casting). *British Welding Journal*, v.7, p. 508-512, August 1960.

Borland, J. C.; Fundamentals of solidification cracking in welds. Part 1. *Weld and Metal Fabrication*, p. 19-29, January/February 1979.

Borland, J. C.; Fundamentals of solidification cracking in welds. Part 2. *Weld and Metal Fabrication*, p. 99-105, March 1979.

Bracarense, A. Q.; *Processo de soldagem TIG-GTAW (Apostila)* – UFMG, 2000.

Crook, P. Cobalt and Cobalt alloys. *ASM Handbook*, vol. 02: Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials. 10th ed. ASM Metals Park, p. 195-199, 1991.

Davis, J. R. Hardfacing Weld Cladding and Dissimilar Metal Joining. In: *ASM Handbook – Welding, Brazing and Soldering*. 10th ed. ASM Metals Park: Davis and Associates – ASM International, 1993. 699-828 p.

Delloro Stellite. Properties of Delloro Stellite Alloys, England.

Delloro Stellite Company. Disponível em: <http://www.stellite.com>. Acesso em 28/07/2008.

Easterling, K. Introduction to the physical metallurgy of welding. London Butterworths monographs in materials, 1983, 231p.

Folkhard, E.; Welding Metallurgy of Stainless Steels. New York: Springer-Verlag, 1988, 279 p.

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

Goodwin, G. M.; The effects of heat input and weld processo hot cracking in stainless steel. Welding Journal, v.67, n. 4, p.88-94, April 1988.

Goodwin, G. M.; Hot cracking: measurement, mechanisms and modeling. Welding Journal, v.69, n.2, p. 26-31, February, 1990.

Hemosworth, B.; et al. Classification and definition of high temperature welding cracks in alloys. Metals Constrution & Brit. Wed. J., v.1, n.6, S-16, Feb. 1967.

Hutchings, I. M. Tribology: Friction and wear of engineering materials. E. Arnold, London, 1992.

James, C. T.; Steven, O. H.; Arun, P.; Effects of joint configuration for the arc welding of cast Ti-6Al-4V alloy rods in Argon. J.Prosthet. Dent., v.79, n.3, p. 291-297, mar. 1998.

Jeng, M. C.; Yan, L. Y.;Doong, J. L, Wear behaviour of cobalt-based alloys in laser surface cladding. Surface and Coating Technology, 48, p. 225 – 231, 1991.

Kou, S., Le, Y.; Alternating grain orientation and weld solidification cracking. Metallurgical Transanctions A, v. 16^a, p. 1985-1896, October 1985.

Kou, S.; Welding Metallurgy. New York: Jonh Wiley & Sons, 1987, 410 p.

Kou, S., Le, Y.; Welding parameters and the grain structure of weld metal- A thermodynamic consideration Metallurgica Transactions A, v.19^a, p. 1075-1082, April 1988.

Lourençato, L. A.; Estudo das influências dos parâmetros do teste varestraint e dos formatos das poças de fusão nas trincas de solidificação (Mestrado) – UNICAMP, 2000.

Lundin, C. D., Lingenfekter, A. C., Grotke, G. E., Lessmann, G. G.; S. J.; The verestraint test. Welding Research Council, New York, WRC Bulletin n. 280, 19p., 1982.

Lundin, C. D.; Lee, C.H.; Qiao, C. Y. P.; Evaluation of backfilled solidification cracks in austenitic stainless welds in relationship to evaluation hot cracking. Welding Journal, v. 72, n. 7, p. 321-s-328-s, July 1993.

Marques, P. V.; Tecnologia da Soldagem. Belo Horizonte: ESAB, 1991.

Matsuda, F. Hot crack susceptibility of weld metal. In: United States-Japan Symposium on Advances in Welding Metallurgy, San Francisco e Yokohama, p. 26-58, 1990.
Modenesi, P. J. Introdução à Física do Arco Elétrico. Belo Horizonte, 2001.

Otterloo, J. L. De Mol Van; De Hosson, J. Th. M., Microstructural features and mechanical properties of a cobalt-based laser coating. *Acta Materialia*, 45, vol. 1225 - 1236, 1997.

Otterloo, J. L. De Mol Van; De Hosson, J. Th. M., Microstructure and abrasive wear of cobalt-based laser coatings. *Scripta Materialia*, vol. 36, p. 239 – 245, 1997.

Pereira, M.; Análise da ocorrência de trincas de solidificação através do teste de houldcroft em liga Al-Mg-Si do tipo 6351, soldado pelo processo TIG, com alta frequência de pulsação de arco. São Paulo: Universidade de São Paulo, Departamento de engenharia Naval e Oceanica, 1992. 146 p. (Dissertação, mestrado em Tecnologia de Construção Naval)

Pereira, M.; Taniguchi, C.; Brandi, D.; Analysis of solidification cracks in welds of Al-Mg-Si A6351 type alloy welded by high frequency pulsed TIG Process. *Quarterly Journal of Japan Welding Society*, v.12, n.3, p. 342-350, 1994.

Pumphrey, W. I., Moore, D. C.; Cracking during and after solidification in some aluminium-copper-magnesium alloys of high purity. *Journal Institute of Metals*, v. 74, p. 439-455, 1948.

Rabinowicz, E, *Friction and Wear of Materials*. 2nd.ed. New York: John Wiley and Sons, 1995.

Raghu, D.; Wu, J. B. C. Recent developments in wear and corrosion-resistant alloys for the oil industry. *Materials performance*, vol. 36, n. 11, p. 27-36, 1997.

So, H.; Chen, C. T.; Chen, Y. A. Wear behaviours of laser-clad stellite alloy 6. *Wear*, vol. 192, p. 78 – 84, 1996.

Sullivan, C. P.; Donachie Jr, M. J.; Morral, F. R. Cobalt based superalloys-1970. *Centre D'information du cobalt*, Brussels, 1970.

Takeyama, R. R.; Caracterização de revestimentos de ligas a base de Co modificadas pela adição de carboneto de tungstênio (Mestrado) – UFPR; 2005.

UFMG. Disponível em: <ftp://www.demec.ufmg.br/ema097solda/6-GTAW1.pdf>
Wainer, E.; Brandi, S. D.; Mello, F. D. H. Soldagem processos e metalurgia. São Paulo: Editora Edgar Blucher Ltda, 1992, 494p.

Yaedu, A. E., Influência do substrato na deposição de Stellite 1 com Plasma de Arco Transferido. Dissertação (Mestrado) – UFPR, 2003.

Zum Gahr, K. H. *Microstructure and Wear of Materials*. North Holland, 1987.

Capítulo 8

ANEXOS

Tabela 8.1 – Valores de micro dureza das amostras da série A

Amostra 1A	HV1	HV1	HV1
Metal Base	195	204	196
ZTA	197	197	197
Amaciamento	345	313	321
Passo 1	339	345	345
Passo 2	392	388	388
Passo 3	388	332	386
Amostra 2A	-	-	-
Metal Base	212	208	206
ZTA	197	178	195
Amaciamento	194	211	201
Passo 1	337	326	342
Passo 2	386	374	381
Passo 3	393	385	383
Amostra 3A	-	-	-
Metal Base	207	209	210
ZTA	194	192	184
Amaciamento	204	211	208
Passo 1	335	323	327
Passo 2	374	345	340
Passo 3	375	371	370

Tabela 8.2 – Valores de micro dureza das amostras da série B

Amostra 1B	-	-	-
Metal Base	201	203	204
ZTA	193	193	189
Amaciamento	193	201	196
Passo 1	305	322	330
Passo 2	351	357	353
Passo 3	441	438	437
Amostra 2B	-	-	-
Metal Base	212	204	206
ZTA	196	200	200
Amaciamento	218	220	213
Passo 1	361	367	370
Passo 2	364	362	354
Passo 3	442	438	420
Amostra 3B	-	-	-
Metal Base	223	223	216
ZTA	216	220	202
Amaciamento	220	222	230
Passo 1	345	351	351
Passo 2	331	328	332
Passo 3	433	421	427

Tabela 8.3 – Valores de micro dureza das amostras da série C

Amostra 1C	HV1	HV1	HV1
Metal Base	208	202	198
ZTA	200	210	211
Amaciamento	220	223	200
Passo 1	313	300	300
Passo 2	360	332	315
Passo 3	452	453	454
Amostra 2C	-	-	-
Metal Base	223	218	222
ZTA	215	203	215
Amaciamento	224	215	218
Passo 1	341	368	384
Passo 2	340	358	350
Passo 3	451	448	456
Amostra 3C	-	-	-
Metal Base	219	219	220
ZTA	200	203	218
Amaciamento	209	206	206
Passo 1	334	339	339
Passo 2	382	393	394
Passo 3	441	446	446

Tabela 8.4 – Valores de micro dureza das amostras da série D

Amostra 1D	HV1	HV1	HV1
Metal Base	217	217	215
ZTA	207	207	207
Amaciamento	215	218	225
Passo 1	270	282	291
Passo 2	344	345	341
Passo 3	361	366	360
Amostra 2D	-	-	-
Metal Base	214	214	214
ZTA	198	209	208
Amaciamento	228	218	208
Passo 1	300	321	315
Passo 2	367	384	365
Passo 3	389	374	376
Amostra 3D	-	-	-
Metal Base	217	217	220
ZTA	210	197	192
Amaciamento	202	210	207
Passo 1	281	291	295
Passo 2	329	346	340
Passo 3	369	383	374

Tabela 8.5 – Valores de micro dureza das amostras da série E

Amostra 1E	HV1	HV1	HV1
Metal Base	224	226	222
ZTA	225	225	217
Amaciamento	195	203	204
Passo 1	396	396	392
Passo 2	399	423	385
Passo 3	415	425	421
Amostra 2E	-	-	-
Metal Base	215	214	218
ZTA	200	208	202
Amaciamento	200	211	218
Passo 1	312	320	302
Passo 2	318	329	328
Passo 3	418	398	420
Amostra 3E	-	-	-
Metal Base	221	219	214
ZTA	185	203	209
Amaciamento	210	220	222
Passo 1	335	360	334
Passo 2	426	408	374
Passo 3	411	400	409

Tabela 8.6 – Valores de micro dureza das amostras da vareta de solda

Amostra da Vareta	HV1	HV1	HV1
	532	538	527