

UNIVERSIDADE FEDERAL DO PARANÁ

RAFAEL GUETTER BOHATCH

**MICROESTRUTURA E PROPRIEDADES DE REVESTIMENTOS DE LIGA
CoCrMoSi (TRIBALLOY T400) OBTIDOS POR PLASMA COM ARCO
TRANSFERIDO**

**CURITIBA
2014**

RAFAEL GUETTER BOHATCH

MICROESTRUTURA E PROPRIEDADES DE REVESTIMENTOS DE LIGA
CoCrMoSi (TRIBALLOY T400) OBTIDOS POR PLASMA COM ARCO
TRANSFERIDO

Dissertação aprovada como requisito parcial à obtenção de grau de Mestre em Engenharia Mecânica, área de concentração Manufatura, no Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, Departamento de Engenharia Mecânica, Setor de Tecnologia da Universidade Federal do Paraná.

Orientador: Prof. Dr. Adriano Scheid

CURITIBA
2014

B676m

Bohatch, Rafael Guetter

Microestrutura e propriedades de revestimentos de liga CoCrMoSi (tribaloy T400) obtidos por plasma com arco transferido / Rafael Guetter Bohatch. – Curitiba, 2014.

79f. : il. [algumas color.] ; 30 cm.

Dissertação (mestrado) - Universidade Federal do Paraná, Setor de Tecnologia, Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica, 2014.

Orientador: Adriano Scheid.

Bibliografia: 76-79

1. Engenharia mecânica. 2. Mecânica dos sólidos. 3. Plasma. I. Universidade Federal do Paraná. II. Scheid, Adriano. III. Título.

CDD: 620.16

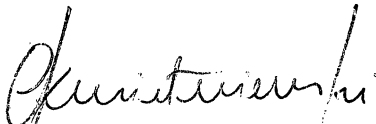
TERMO DE APROVAÇÃO

RAFAEL GUETTER BOHATCH

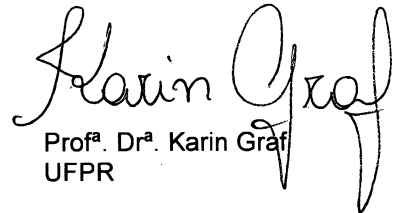
MICROESTRUTURA E PROPRIEDADES DE REVESTIMENTOS DE LIGA
CoCrMoSi (TRIBALLOY T400) OBTIDOS POR PLASMA
COM ARCO TRANSFERIDO

Dissertação aprovada como requisito parcial à obtenção de grau de Mestre em Engenharia Mecânica, área de concentração Manufatura, no Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, Departamento de Engenharia Mecânica, Setor de Tecnologia da Universidade Federal do Paraná.

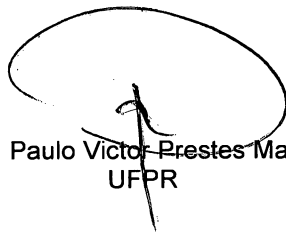
Banca Examinadora:



Prof. Dr. Carlos Eduardo Fortis Kwietniewski
UFRGS



Prof.ª Dr.ª Karin Graf
UFPR



Prof. Dr. Paulo Victor Prestes Marcondes
UFPR

Curitiba, 12 de dezembro de 2014.

Aos meus pais,
Antonio e Ndia
com amor e carinho

AGRADECIMENTOS

Ao PG-MEC – Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica do Setor de Tecnologia da Universidade Federal do Paraná;

Ao meu orientador Prof. Dr. Adriano Scheid pela oportunidade de realizar este trabalho, pela paciência, compreensão e apoio;

Ao Laboratório de Engenharia de Superfícies da Universidade Federal do Paraná, pelos materiais e equipamentos cedidos;

Ao Laboratório de Biomateriais e Eletroquímica da Universidade Federal do Paraná;

Ao Laboratório de Tribologia e Revestimentos da Universidade Federal do Paraná, em especial ao doutorando Sr. José Athayde;

À Metalus, empresa prestadora de serviços na área metal-mecânica, em especial ao Sr. Ricardo Canestraro;

À Spectroscan Tecnologia de Materiais, empresa especializada em diversas atividades laboratoriais, em especial ao Prof. MSc. César Lúcio Molitz Allenstein e à engenheira Dra. Ângela Nardelli Allenstein;

Aos futuros engenheiros: Rafael Delai e Ricardo Giovanella;

À minha família, que sempre me apoiou em meus estudos;

À minha esposa, pelo apoio e compreensão no período em que desenvolvi este trabalho;

Aos amigos, que direta ou indiretamente contribuíram para execução deste trabalho.

RESUMO

Ligas de Cobalto CoCrMoSi são largamente usadas para a proteção de componentes que operam em condições agressivas de desgaste, corrosão em diversos meios e elevadas temperaturas. Desempenho promissor tem sido relatado para o processamento de revestimentos pela técnica de plasma com arco transferido (PTA). A liga CoCrMoSi Tribaloy T400 apresenta composição hipereutética e ainda apresenta desafios durante o processamento devido à presença de fases frágeis de Laves. A interação com o substrato a ser revestido (diluição), altera a composição dos revestimentos, demandando investigação. Desta forma, o objetivo deste trabalho foi avaliar revestimentos da liga Tribaloy T400 processados por PTA sobre um substrato de aço inoxidável AISI 316L utilizando três diferentes níveis de corrente de deposição: 120, 150 e 180A. Adicionalmente, um estudo da sobreposição de cordões foi realizado visando o revestimento de áreas. A avaliação inicial envolveu a geometria dos cordões e a diluição e, posteriormente, os revestimentos foram caracterizados por microscopia ótica e eletrônica de varredura, difração de raios X e dureza Vickers. O efeito das condições de processamento sobre o desempenho foi avaliado a partir de ensaios de desgaste. Cordões únicos apresentaram diluição entre 18 e 38 %. Os depósitos processados com 120 A apresentaram microestrutura eutética lamelar, com fase Laves e solução sólida em Cobalto. O aumento da corrente para 150A e 180A, levou à solidificação hipoeutética, com estrutura dendrítica de solução sólida de Cobalto e interdendrítico lamelar eutético. A dureza foi fortemente influenciada pela microestrutura desenvolvida, mostrando valores entre 702 e 526 HV_{0,5}, decrescentes à medida que a corrente de deposição aumentou. Para cordões únicos, a taxa de perda de massa em desgaste e o coeficiente de atrito foram se elevando à medida que a diluição aumentou e a dureza foi reduzida. A sobreposição de cordões alterou significativamente a diluição com o substrato. Os revestimentos hipoeutéticos obtidos para cordões únicos depositados com corrente de 180 A apresentaram microestrutura eutética lamelar quando processados com 25 % de sobreposição. Já para 50 % de sobreposição, observou-se uma microestrutura hipereutética composta de fase primária de Laves em uma estrutura eutética lamelar, levando ao aumento da dureza. O desempenho em desgaste apresentou dependência direta com a microestrutura, ou seja, com a fração de fase Laves. Menor taxa de perda de massa em desgaste abrasivo por deslizamento foi obtido para estruturas com maior dureza, eutéticas e hipereutéticas, obtidas pela sobreposição de cordões.

Palavras-chave: Liga CoCrMoSi. Plasma com arco transferido. Diluição. Microestrutura. Ensaios de desgaste.

ABSTRACT

Cobalt-based CoCrMoSi alloys are largely applied for components protection, which operate under aggressive environments involving wear, corrosion in different media and high temperatures. Better performance has been reported for alloys processed as coatings by plasma transferred arc (PTA). CoCrMoSi Tribaloy T400 alloy is a hypereutectic alloy and presents challenge for processing due to the presence of brittle Laves phase in the microstructure. The interaction with substrate (dilution) change the chemical composition of coatings, demanding research. So, the main objective of this work was to evaluate Tribaloy T400 coatings by PTA on AISI 316L stainless steel substrate utilizing three different main deposition current: 120, 150 e 180 A. Furthermore, overlapping was studied for processing coated areas. First evaluation was performed by track geometry and dilution then, coatings were characterized by scanning electron and optical microscopy, X ray diffraction analysis and Vickers hardness profiles. The effect of processing condition on performance was carried out by wear tests. Single track coatings presented dilution ranging from 18 to 38 %. Single track coatings with 120 A deposition current showed lamellar eutectic microstructure with Cobalt solid solution and Laves phase. Increasing deposition current to 150 and 180 A, led to the development of a hypoeutectic microstructure, composed by Cobalt solid solution dendrites and interdendritic lamellar eutectic. Hardness was deeply influenced by microstructure, ranging from 702 to 526 HV_{0,5} and decreasing as deposition current increased. Single track coatings showed wear mass loss rate and friction coefficient increase for higher dilution and lower hardness. The track overlapping changed significantly interaction with the substrate. The hypoeutectic coatings obtained for single track deposits processed with 180 A deposition current showed lamellar eutectic microstructure for 25 % track overlapping. Otherwise, for 50 % track overlapping, a hypereutectic microstructure composed by primary Laves phase in lamellar eutectic developed, inducing hardness increase. Wear performance showed microstructure dependence on Laves fraction. Lower wear rate was measured for higher hardness, observed on eutectic or hypereutectic coatings microstructure.

Keywords: CoCrMoSi alloy. Plasma transferred arc. Dilution. Microstructure. Wear test.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Resistência à corrosão e à fluência de diferentes famílias de metais (GEDDES et al., 2010).	19
Figura 2 - Comparação entre os processos PTA e PAW (VERGARA et al., 2010).	28
Figura 3 - Distância bico-peça (DBP) e Recuo do Eletrodo (Rc) (VERGARA, 2005).	31
Figura 4 - Influência da corrente de soldagem e da taxa de deposição na diluição (HALLEN et al., 1991).	33
Figura 5 - Equipamento de PTA Starweld Microstar.	36
Figura 6 - (a) Substrato revestido com dois cordões da liga CoCrMoSi (Tribaloy T400); (b) Representação esquemática dos cordões.	37
Figura 7 - Esquema da medição do ângulo de molhamento (θ), largura (W) e altura de reforço (t) dos cordões únicos depositados (a) e esquema da sobreposição adotada (b) para 25% de sobreposição e (c) 50% de sobreposição.	39
Figura 8 - Esquema representativo da sequencia das etapas do ensaio de desgaste pino sobre disco.	40
Figura 9 - (a) Visão geral do equipamento do ensaio pino sobre disco; (b) Detalhe da trilha formada após 1250 m de deslizamento pino - lixa.	41
Figura 10 - Balança de precisão do fabricante Ohaus.	41
Figura 11 - Tribômetro do fabricante CSM Instruments.	42
Figura 12 - Vista detalhada do revestimento em desgaste contra o pino do tribômetro.	43
Figura 13 - Lavadora ultrassônica do fabricante Unique.	43
Figura 14 - Fases formadas para os revestimentos CoCrMoSi depositados a partir de cordões únicos.	46
Figura 15 - Estrutura celular eutética da liga Tribaloy T400 depositada com corrente de 120 A.	47
Figura 16 - Dendritas de solução sólida em Cobalto e estrutura interdendrítica eutética lamelar da liga Tribaloy T400 depositada com corrente de 150 A.	48
Figura 17 - Dendritas de solução sólida em Cobalto e estrutura interdendrítica eutética lamelar da liga Tribaloy T400 depositada com corrente de 180 A.	49
Figura 18 - Microestrutura lamelar eutética da liga Tribaloy T400 com diluição de 18%.	50
Figura 19 - Microestrutura hipoeutética contendo dendritas de Cobalto e estrutura interdendrítica lamelar eutética para a liga Tribaloy T400 com diluição de 26%.	51
Figura 20 - Microestrutura hipoeutética contendo dendritas de Cobalto e estrutura interdendrítica lamelar eutética para a liga Tribaloy T400 com diluição de 38%.	52
Figura 21 - Fração lamelar eutética para cordões únicos da liga Tribaloy T400.	53
Figura 22 - Dureza Vickers dos revestimentos por PTA da liga Tribaloy T400.	55
Figura 23 - Curvas de desgaste obtidas para os revestimentos de liga Tribaloy T400 produzidos a partir de cordões únicos.	56
Figura 24 - Taxa de desgaste obtidos para os revestimentos de liga Tribaloy T400.	57

Figura 25 - Coeficientes de atrito para revestimentos com a liga CoCrMoSi nas 3 condições de deposição.....	58
Figura 26 - Trilha de desgaste da liga Tribaloy T400 com estrutura eutética, mostrando a geração de pequenos “debris” em um arranhão ou “groove” (120 A).	59
Figura 27 - Trilha de desgaste da liga Tribaloy T400 com estrutura hipoeutética, mostrando a geração de grandes “debris” arrancados na trilha (150 A).	59
Figura 28 - Trilha de desgaste da liga Tribaloy T400 com estrutura hipoeutética, mostrando a geração de grandes “debris” arrancados na trilha de desgaste (180 A).....	60
Figura 29 - Microestrutura eutética lamelar obtida para a liga Tribaloy T400 depositada com 180 A de corrente e 25 % de sobreposição de cordões (SCHEID e D’OLIVEIRA, 2011).....	62
Figura 30 - Microestrutura hipereutética com fase primária de Laves e estrutura lamelar eutética obtida para a liga Tribaloy T400 depositada com 180 A de corrente e 50 % de sobreposição de cordões (SCHEID e D’OLIVEIRA, 2011).	63
Figura 31 - Composição percentual da microestrutura em revestimentos de área com a liga Tribaloy T400.....	64
Figura 32 - Fases formadas para os revestimentos de área com a liga Tribaloy T400.	64
Figura 33 - Microestrutura da liga Tribaloy T400 na interface com o substrato com 25% de sobreposição, para: (a) 1º cordão, (b) 2º cordão, (c) 3º cordão e (d) 5º cordão.....	66
Figura 34 - Microestrutura da liga Tribaloy T400 na interface com o substrato com 50% de sobreposição, para: (a) 1º cordão, (b) 2º cordão, (c) 3º cordão e (d) 5º cordão.....	67
Figura 35 - Microestrutura da liga Tribaloy T400 na interface entre cordões (ZTA) com 25% de sobreposição.....	68
Figura 36 - Microestrutura da liga Tribaloy T400 na interface entre cordões (ZTA) com 50% de sobreposição.....	68
Figura 37 - Dureza Vickers dos revestimentos de liga Tribaloy T400 com 25% e 50% de sobreposição.....	70
Figura 38 - Curvas de desgaste para os revestimentos de liga Tribaloy T400.	71
Figura 39 - Taxas de desgaste para os revestimentos de liga Tribaloy T400.	72

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Propriedades mecânicas típicas de Cobalto puro (CROOK, 1992).	22
Tabela 2 - Composição química nominal de algumas ligas de Cobalto (BLAU et al., 2009).	24
Tabela 3 - Composição química da liga de Cobalto estudada neste projeto. ..	35
Tabela 4 - Composição química do substrato de aço AISI 316L.	35
Tabela 5 : Quantidade de depósitos realizados por intensidade de corrente. ..	36
Tabela 6 - Parâmetros da deposição por PTA.	38
Tabela 7 - Parâmetros do ensaio de desgaste.	44
Tabela 8 - Geometria e diluição obtidos para os revestimentos de cordões únicos da liga T400.	45
Tabela 9 - Composição química pontual realizada sobre as microestruturas dos revestimentos: Laves: fase de Laves, Co-SS: Solução Sólida em Cobalto.....	53

LISTA DE SIMBOLOS

A	Ampère
AISI	American Iron and Steel Institute
ASTM	American Society for Testing and Materials
CCC	Cúbico de corpo centrado
CFC	Cúbico de face centrada
EDS	Espectroscopia de dispersão de energia
EFE	Energia de falha de empilhamento
HC	Hexagonal compacta
HRC	Dureza Rockwell C
MEV	Microscópio eletrônico de varredura
PAW	<i>Plasma Arc Welding</i> – processo de soldagem por plasma
PTA	Plasma por arco transferido
TIG	<i>Tungsten Inert Gas</i> – processo de soldagem com eletrodo de Tungstênio
UFPR	Universidade Federal do Paraná

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO.....	12
2 OBJETIVOS.....	15
3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	16
3.1 HISTÓRICO DAS SUPERLIGAS	16
3.2 INTRODUÇÃO ÀS SUPERLIGAS.....	18
3.3 PROPRIEDADES DO ELEMENTO COBALTO.....	20
3.4 AS LIGAS DE COBALTO	23
3.5 LIGAS TRIBALLOY	25
3.6 PROCESSO DE DEPOSIÇÃO POR PTA	27
3.7 INFLUÊNCIA DOS PARÂMETROS DE SOLDAGEM POR PTA	32
3.8 VANTAGENS E DESVANTAGENS DA DEPOSIÇÃO POR PTA.....	33
4 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL.....	35
4.1 MATERIAIS UTILIZADOS.....	35
4.2 PREPARAÇÃO DO SUBSTRATO	35
4.3 PROCEDIMENTO E PARÂMETROS DE DEPOSIÇÃO	36
4.4 PREPARAÇÃO DAS AMOSTRAS E CARACTERIZAÇÃO.....	38
4.5 ENSAIO DE DESGASTE PINO SOBRE DISCO.....	39
4.6 ENSAIO DE DESGASTE NO TRIBÔMETRO	41
5 RESULTADOS E DISCUSSÕES.....	45
5.1 INTEGRIDADE, GEOMETRIA DOS CORDÕES E DILUIÇÃO	45
5.2 FASES FORMADAS E MICROESTRUTURA	45
5.3 DUREZA DOS REVESTIMENTOS	54
5.4 ENSAIOS DE DESGASTE EM CORDÕES ÚNICOS.....	55
5.5 EFEITO DA SOBREPOSIÇÃO NO REVESTIMENTO DE ÁREAS COM LIGA TRIBALLOY T400	61
5.5.1 Efeito do grau de sobreposição sobre a microestrutura e fases dos revestimentos	61
5.5.2 Interfaces dos revestimentos.....	65
5.5.3 Efeito da sobreposição na dureza e desempenho em desgaste por deslizamento	69
6 CONCLUSÃO	73
7 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	75
REFERÊNCIAS	76

1 INTRODUÇÃO

Diversas peças e componentes da indústria estão sujeitos a severas condições de operação, podendo-se citar elevadas temperaturas, ambiente corrosivo e desgaste. Buchas de rolos de galvanização por imersão a quente são um exemplo de condição limite (crítica) de operação. Estes componentes necessitam de proteção da superfície para aumento da sua disponibilidade, aumentando assim o intervalo entre intervenções de manutenção. Esta preocupação se justifica não somente pela redução de custos de manutenção corretiva ou substituição de componentes. Mas, principalmente, pela possibilidade de aumento do lucro pela eliminação de paradas de manutenção.

Uma das soluções é o chamado endurecimento superficial através do *hardfacing*, que consiste na aplicação de um material duro e resistente ao desgaste e/ou corrosão na superfície de um material menos nobre (substrato), através de um processo de soldagem ou aspersão térmica. Esta solução busca o aumento da vida útil de um componente fabricado com menor custo, o qual é revestido com material de alto desempenho, o que confere uma redução da taxa de perda de material (ex. desgaste). Adicionalmente, é obtido menor custo em relação a um componente integralmente construído de material nobre e resistente ao desgaste.

Dentro dos processos produtivos, os equipamentos podem estar sujeitos a diferentes situações de desgaste, podendo-se classificar estas condições entre os diferentes mecanismos, como abrasão, adesão, erosão e cavitação. Além disso, juntamente com o desgaste pode ocorrer corrosão, que contribui ainda mais para a perda de material podendo-se configurar num mecanismo sinérgico como, por exemplo: corrosão-erosão. Mesmo quando se identifica o mecanismo de desgaste operante, a escolha do material mais adequado para aquele serviço depende de um estudo que leve em consideração os demais fatores, tais como: temperatura, tensão de trabalho e natureza do agente corrosivo. Assim, um componente sujeito a abrasão, por exemplo, pode exigir um material de baixa ou elevada dureza dependendo das demais condições.

Dentre os materiais tradicionalmente utilizados em situações de desgaste, as ligas a base de Cobalto apresentam desempenho superior aos aços, principalmente em operação a alta temperatura, devido à estrutura

cristalográfica e endurecimento por fases de elevada dureza como: carbonetos e intermetálicos. Dentre essas ligas, a mais largamente empregada é a Stellite #6 (CoCrWC), sendo a primeira opção contra o desgaste. Nessas ligas, o elemento que governa as propriedades mecânicas é o Carbono, elemento essencial para formação dos carbonetos de elevada dureza que conferem a resistência ao desgaste. Na Stellite #6 o percentual de Carbono em peso é de 1,2%, enquanto na família Stellite esse percentual varia de 0,1 a 3,3%.

Outra família de ligas bastante importante é a Triballoy (CoCrMoSi). Estas ligas são conhecidas pela resistência ao desgaste em elevadas temperaturas e resistência ao desgaste em meio corrosivos diversos, como em metais líquidos. Nestas ligas, o Carbono é mantido no menor nível possível para evitar a precipitação de carbonetos e o endurecimento provém da formação de fases intermetálicas de Laves. É uma liga que alia dureza e tenacidade em elevadas temperaturas. Dependendo da fração de fase intermetálica de Laves, estas ligas apresentam limitada ductilidade e tenacidade.

Os revestimentos podem ser depositados por diversas técnicas de soldagem, como eletrodo revestido, plasma e laser. O processo de deposição por Plasma de Arco Transferido (PTA) é mais indicado para revestir grandes áreas, enquanto no laser, a taxa de deposição é bastante baixa, sendo mais indicada para componentes pequenos. O eletrodo revestido é o processo normalmente empregado em trabalhos de campo. O processo PTA vem ganhando destaque devido às vantagens apresentadas em relação às técnicas convencionais, como elevada produtividade e depósitos de elevada qualidade e com controle da diluição e da microestrutura.

O presente trabalho avaliou revestimentos da liga CoCrMoSi T400 por PTA sobre substrato de aço inoxidável AISI 316L, processados com diferentes correntes de deposição e, para uma intensidade de corrente específica, dois graus de sobreposição de cordões. O efeito do processamento sobre a microestrutura e propriedades da liga foi avaliado. Para tal, cordões únicos com correntes de deposição de 120, 150 e 180A foram produzidos a fim de induzir diferentes diluições com o substrato, permitindo avaliar o efeito da interação com o mesmo sobre a microestrutura e propriedades dos revestimentos produzidos. Em seguida, revestimentos de área foram estudados com 25 e

50 % de sobreposição dos cordões depositados com 180 A. O desempenho dos revestimentos produzidos em diferentes condições foi avaliado por meio de ensaio de desgaste abrasivo por deslizamento. Adicionalmente, algumas condições foram avaliadas por meio da medição do coeficiente de atrito em tribômetro linear.

2 OBJETIVOS

O objetivo geral deste trabalho é estudar o efeito da corrente de deposição e da sobreposição de cordões sobre as características dos revestimentos de liga de Cobalto CoCrMoSi Tribaloy T400 obtidos por Plasma com Arco Transferido (PTA). Para tal, a geometria dos cordões, diluição, microestrutura, fases formadas e propriedades mecânicas foram estudadas para as condições de processamento utilizadas.

Os objetivos específicos deste trabalho são:

- ✓ Estudar o efeito da corrente de deposição sobre a geometria dos cordões e diluição da liga CoCrMoSi Tribaloy T400;
- ✓ Correlacionar o efeito das condições de processamento de revestimentos CoCrMoSi obtidos por PTA com a microestrutura e fases formadas;
- ✓ Estudar o efeito da sobreposição de cordões sobre a microestrutura e propriedades de revestimentos de áreas;
- ✓ Determinar como a microestrutura formada influencia a dureza dos revestimentos processados por PTA;
- ✓ Avaliar a influência da microestrutura no comportamento em desgaste dos revestimentos, por meio do coeficiente de atrito e taxa de perda de massa.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 HISTÓRICO DAS SUPERLIGAS

O desenvolvimento de superligas foi guiado pela necessidade de desenvolvimento de materiais para atender à crescente demanda gerada pela elevação da temperatura e das tensões de operação em componentes de turbinas a gás. O primeiro motor autosustentável de uma turbina a gás foi apresentado em Paris em 1903. Era um compressor de êmbolo de três cilindros ligado a uma turbina de impulso. Com eficiência térmica de três por cento, este foi o início de uma tecnologia que hoje é utilizada em navios, aviões e em equipamentos para geração de energia. Anos mais tarde, o engenheiro norueguês Aegidus Ellig, produziu uma turbina a gás baseada em um compressor centrífugo e uma turbina radial que atingiu 11 hp de potência, onde a temperatura na entrada da turbina atingia cerca de 400°C. Nesta temperatura, relativamente baixa, o uso de aço inoxidável austenítico como material estrutural atendia aos projetos. Este aço foi desenvolvido por volta de 1910 (GEDDES et al., 2010).

Segundo GEDDES et al. (2010), o desenvolvimento de superligas a base de Cobalto aconteceu ao mesmo tempo que as superligas austeníticas de Ferro. Por volta de 1900, patentes foram emitidas para sistemas Co-Cr e Co-Cr-W, desenvolvidos para aplicações em meios agressivos como: máquinas-ferramenta e superfícies resistentes ao desgaste. Elwood Haynes descobriu a elevada resistência e a natureza inoxidável da liga binária Cobalto-Cromo. Posteriormente observou-se 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, até hoje, é 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 na condição polida (ASPHAHINI, 1987). O primeiro emprego desses materiais foi na confecção de ferramentas de corte, devido à elevada resistência que apresentavam em alta temperatura, até aproximadamente 800°C. A família das “Stellites” começou a ser comercializada em 1917, tendo encontrado grande emprego na Primeira Guerra Mundial, na fabricação de

munição e na Segunda Grande Guerra, como liga resistente ao desgaste e a altas temperaturas (SULLIVAN et al., 1970). De acordo com GEDDES et al. (2010), quando os norte-americanos desenvolveram seu primeiro avião a jato em 1943, as superligas de Cobalto foram introduzidas e a Stellite 21 (liga fundida até então destinada principalmente para implantes dentários) foi escolhida como material para pás de turbina.

O desenvolvimento destas superligas no período entre 1930 e 1950 teve foco no controle microestrutural. O passo seguinte na história do desenvolvimento das superligas foi caracterizado pela otimização dos processos. Em 1952, Falih N. Darmara introduziu comercialmente a tecnologia de fusão a vácuo e as primeiras ligas obtidas por este processo apareceram em 1955. Este processo permitiu que o material permanecesse fundido por longos períodos de tempo, proporcionando a completa desgaseificação e consequente redução de impurezas, assim como o ajuste da composição química dos produtos fundidos. Os processos a vácuo melhoraram o desempenho das ligas, principalmente pelo controle desta característica, levando ao desenvolvimento de precipitados chamados de maneira generalizada de γ' (gama linha) (GEDDES et al., 2010).

Enquanto o desenvolvimento dos processos abriu as portas para obtenção de melhores ligas, a precipitação de fases prejudiciais e a subsequente perda de propriedades das superligas durante o serviço em alta temperatura revelou a necessidade de limites para composição, baseados na estabilidade termodinâmica das fases, que é independente dos processos de fabricação. Por um lado, a formação de fases prejudiciais pode estar associada aos elevados níveis de Cromo e, por outro lado, a redução do teor de Cromo nas ligas pode trazer vulnerabilidade frente à corrosão a quente (oxidação em elevada temperatura). Embora os níveis de Cromo não possam ser elevados sem a redução das propriedades mecânicas, a baixa resistência ao meio não podia ser tolerada. Uma das soluções para este problema foi aplicar revestimentos sobre diferentes metais base. Assim, ao longo do tempo, os revestimentos tornaram-se uma opção atrativa, pois aumentam a resistência à oxidação e à corrosão, mantendo o componente com melhores propriedades mecânicas em relação a componentes fundidos a partir da mesma superliga (GEDDES et al., 2010).

3.2 INTRODUÇÃO ÀS SUPERLIGAS

Para GEDDES et al. (2010), superligas são ligas de composição química complexa, contendo múltiplos elementos. Para SIMS et al. (1987), trata-se de ligas desenvolvidas para serviços em elevadas temperaturas, tendo como base os elementos do grupo VIIIA da tabela periódica, onde há severas condições mecânicas envolvidas e elevada estabilidade da superfície é requerida. A posse e o uso das superligas, estão baseadas principalmente em suas composições químicas patenteadas. Pode-se citar como elementos base o Níquel, Ferro e/ou Cobalto e elementos de liga como o Cromo, Tungstênio, Nióbio, Molibdênio, entre outros. A quantidade dos diversos elementos leva à formação de diferentes fases, que apresentam importante efeito sobre as propriedades mecânicas. Alguns poucos elementos de liga produzem as fases dominantes, enquanto uma variedade de outros elementos mesmo em pequenas quantidades podem também modificar as propriedades mecânicas.

Uma aplicação bastante comum de superligas é em motores de turbinas a gás, que são submetidos a temperaturas acima de 1500°C e tensões de trabalho, requerendo desempenho e propriedades mecânicas em contínua evolução. Os grandes avanços da metalurgia das superligas permitiu o desenvolvimento de aviões a jato. Outras aplicações das superligas são em componentes de foguete, trocadores de calor, reatores nucleares, turbocompressores, equipamentos médicos, indústria petroquímica e fornos de alta temperatura. A importância econômica dos motores de turbinas a gás impulsionou a contínua pesquisa nesta área (SIMS et al., 1987).

A característica marcante das superligas, é que combinam elevada resistência mecânica e resistência à oxidação em alta temperatura. A complexidade de composição química permite o desenvolvimento de uma ampla gama de ligas que podem ser selecionadas e processadas conforme a aplicação. Os altos investimentos, a complexidade da composição química e o processamento fazem com que o custo de uma superliga seja de 30 a 200 vezes o custo de um aço inoxidável (GEDDES et al., 2010).

Embora haja outros grupos de materiais que podem ser usados a elevadas temperaturas, como as cerâmicas e ligas de metais refratários, as superligas combinam propriedades mecânicas em alta temperatura (resistência

à fluência) e resistência à corrosão em diversos meios, Figura 1 (GEDDES et al., 2010).

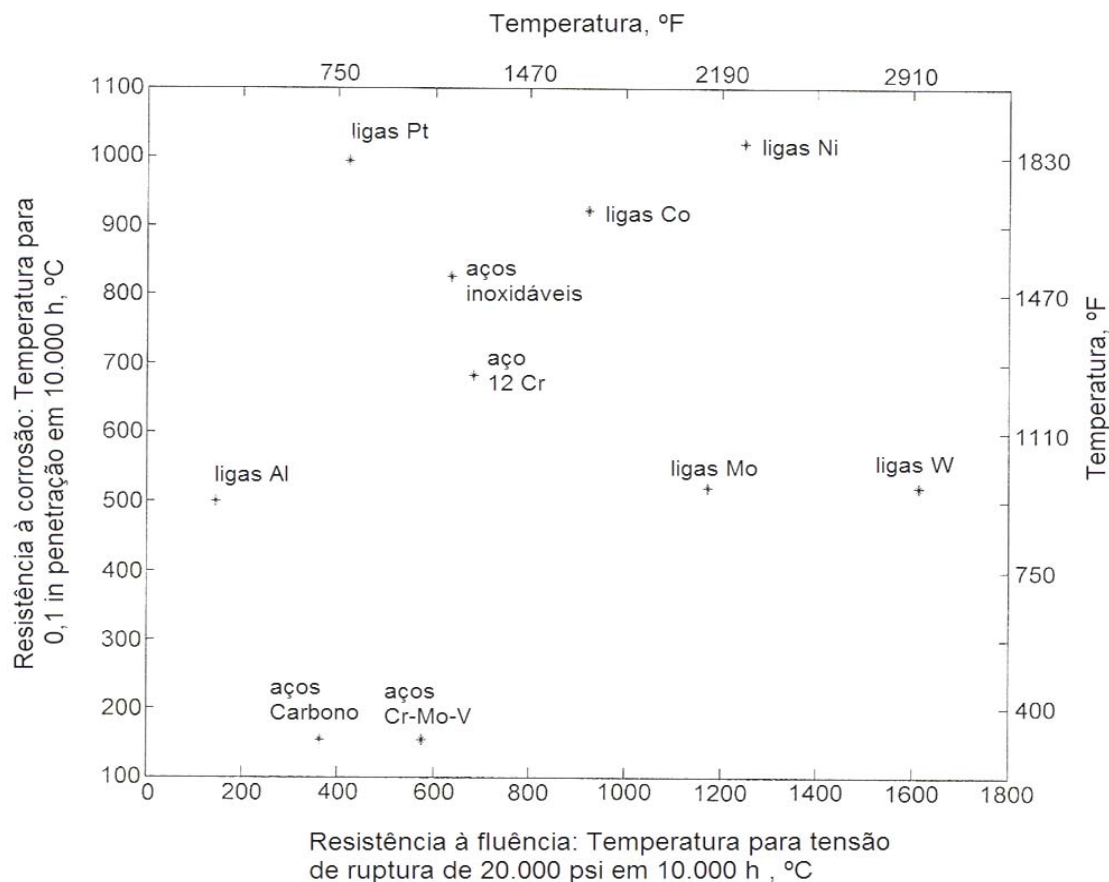


Figura 1 - Resistência à corrosão e à fluência de diferentes famílias de metais (GEDDES et al., 2010).

Segundo GEDDES et al. (2010), as cerâmicas apresentam boa resistência à corrosão, porém sua baixa tenacidade à fratura faz deste tipo de material inadequado para maior parte de aplicações estruturais. Já as ligas de metais refratários (Tungstênio, Tântalo, Zircônio) apresentam boas propriedades mecânicas a elevadas temperaturas devido ao elevado ponto de fusão, mas podem apresentar limitada resistência à oxidação.

Conforme SIMS et al. (1987), geralmente as superligas não são estáveis em temperaturas de serviço, visto que o meio dinâmico que o cerca envolve tensão, temperatura, tempo e interação da superfície com a atmosfera. A interdifusão dos elementos entre as fases, ao longo dos contornos de grão ou na superfície promove diversas reações em solução sólida que constantemente alteram a composição e influenciam fortemente a estabilidade de fases.

As superligas são classificadas de acordo com o principal elemento ligante na composição, sendo os três metais base: Níquel, Cobalto e Ferro. As famílias das superligas são divididas de acordo com a microestrutura, que é a matriz CFC (cúbica de face centrada) com dispersão de fases secundárias. Somente o elemento Níquel é o metal base das superligas que apresenta estrutura CFC em qualquer temperatura. Nas superligas, ambos os elementos Ferro e Cobalto recebem a adição de Níquel para estabilizar a estrutura cristalina CFC (GEDDES et al., 2010).

Para CALLISTER (2002), alguns metais, bem como alguns não-metais, podem ter mais do que uma estrutura cristalina, fenômeno este conhecido por polimorfismo. Quando encontrado em sólidos elementares, esta condição é frequentemente conhecida por alotropia. A estrutura cristalina que prevalece depende tanto da temperatura como da pressão externa. Um exemplo familiar é encontrado no Carbono: a grafita é o polimorfo estável nas condições ambientes, enquanto o diamante é formado a pressões extremamente elevadas. Ainda, o Ferro puro possui uma estrutura cristalina CCC (cúbica de corpo centrado) à temperatura ambiente, que se altera para uma estrutura CFC austenítica à temperatura de 912°C. Na maioria das vezes, uma mudança da densidade e de outras propriedades físicas acompanha uma transformação polimórfica.

O ponto de fusão do Cobalto é 1495°C, ao passo que no Níquel se funde a 1455°C. Este é um indicativo de que as propriedades em elevadas temperaturas de uma liga a base Cobalto, podem ser comparadas a ligas com base no elemento Níquel (GEDDES et al., 2010).

3.3 PROPRIEDADES DO ELEMENTO COBALTO

O Cobalto é um metal tenaz, magnético e de cor cinza/prata que se assemelha ao Ferro e Níquel em aparência e também em algumas propriedades. O Cobalto é utilizado em aplicações para:

- ✓ Propriedades magnéticas;
- ✓ Resistência à corrosão;
- ✓ Resistência ao desgaste;

- ✓ Resistência em elevadas temperaturas.

Segundo CROOK (1992), a aplicação mais comum das ligas de Cobalto está voltada à resistência ao desgaste. Em aplicações onde há calor envolvido, o Cobalto entra como elemento de liga adicional em ligas a base de Níquel.

Com número atômico 27, o Cobalto está entre o Ferro e o Níquel na tabela periódica. A densidade é de $8,8 \text{ g/cm}^3$, similar ao Níquel. O coeficiente de expansão térmica está entre o Ferro e o Níquel. O Cobalto possui duas formas alotrópicas, uma CFC estável em altas temperaturas e uma HC (hexagonal compacta) estável a baixas temperaturas. A transformação é do tipo martensítica e ocorre por cisalhamento, o que pode contribuir para o aumento da taxa de encruamento. Em temperaturas abaixo de 417°C , o Cobalto tem estrutura cristalina hexagonal compacta HC. Entre 417°C e o ponto de fusão, a 1495°C , o Cobalto tem estrutura CFC (CROOK, 1992).

De acordo com SULLIVAN et al. (1970) e WU et al. (1994), 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. A baixa EFE deixa as discordâncias parciais mais separadas, o que dificulta os mecanismos de deslizamento cruzado e escalonamento (que ocorrem na fluência). 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 et al., 1970 e ZUM GAHR, 1987). Conforme BERNIS (1995), 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 a elevadas temperaturas.

Para CROOK (1992), as propriedades mecânicas típicas do Cobalto puro são apresentadas na Tabela 1. O módulo de elasticidade é de 210 GPa em tração e de 183 GPa em compressão.

O Cobalto também é um importante elemento de adição em outros materiais, como:

- ✓ Pigmento para tintas;
- ✓ Superligas a base de Níquel;
- ✓ Metal duro e aços ferramenta;
- ✓ Materiais magnéticos;
- ✓ Fontes radioativas emissoras de raios- γ .

Tabela 1 - Propriedades mecânicas típicas de Cobalto puro (CROOK, 1992).

Forma e pureza	Resistência à tração (MPa)	Resistência à compressão (MPa)
Fundido (99,9%)	235	290
Recozido (99,9%)	255	385
Estampado (99,9%)	690	---

Em metal duro (compósito com matriz metálica de Cobalto e carbonetos (WC), fabricados por sinterização), o Cobalto fornece uma ligação dúctil na matriz para partículas de carboneto de Tungstênio. O elemento é usado como uma matriz de ligação com carboneto de Tungstênio, porque sua ação capilar durante a sinterização da fase líquida permite atingir elevada densidade. Os metais duros comerciais apresentam Cobalto na faixa de 3 a 25% do peso. No uso de materiais para ferramentas de corte, o Cobalto representa de 3% a 12% do peso. Em materiais magnéticos, o Cobalto fornece resistência à desmagnetização em muitos grupos de materiais magnéticos. Isto inclui as ligas Al-Ni-Co (5 a 35% do peso em Co), ligas Fe-Co (5 a 12% em peso) e em intermetálicos de Cobalto-(terras raras), que tem uma das maiores propriedades magnéticas dentre os materiais conhecidos. Como fonte radioativa, o isótopo artificial Co-60 é uma fonte importante de raios gama para aplicações médicas e industriais (CROOK, 1992).

Assim como nas outras superligas, a microestrutura das ligas com base em Cobalto apresenta matriz γ -CFC com fases de elevada dureza dispersas. Entretanto, o endurecimento por precipitação nestas ligas não é efetivo a partir da formação de fases como γ' ou γ'' , como observado nas superligas com base Ferro-Níquel e Níquel. Isto faz com que as superligas a base de Cobalto sejam fortemente dependentes da formação de carbonetos, fases intermetálicas de Laves e de endurecimento por solução sólida (GEDDES et al., 2010).

3.4 AS LIGAS DE COBALTO

Para SULLIVAN et al., (1970), as ligas a base de Cobalto são uma combinação complexa de elementos intencionalmente adicionados, com o objetivo de atender aplicações que demandam propriedades específicas. Esses materiais são normalmente endurecidos por carbonetos, fases intermetálicas e por solução sólida. Suas vantagens são:

- ✓ Estabilidade em altas temperaturas, sendo algumas vezes similar às ligas com base de Níquel e Níquel-Ferro;
- ✓ Resistência superior à corrosão a quente devido ao elevado teor de Cromo;
- ✓ Resistência à fadiga térmica superior se comparados a ligas de Níquel;
- ✓ A quantidade limitada dos elementos alumínio e titânio permite o processamento de superligas de Cobalto pela fusão ao ar ou argônio, que é mais econômico em relação às técnicas de fusão a vácuo.

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 e a resistência à oxidação em alta temperatura. Níquel é adicionado para estabilizar a estrutura FCC, e Molibdênio melhora a resistência a meios corrosivos diversos. A formação de fases de Laves (Co-Mo-Si) é outra opção importante para elevar a resistência mecânica e ao desgaste nas ligas de Cobalto (SULLIVAN et al., 1970).

Quanto à aplicação, as ligas a base de Cobalto podem ser separadas em três grupos: ligas resistentes ao desgaste, ligas estruturais para alta temperatura, e ligas resistentes à corrosão. Destes três grupos, o resistente ao desgaste ganha maior destaque. As ligas de Cobalto designadas para altas temperaturas possuem baixo Carbono e adição de Níquel e Tungstênio, além de normalmente serem trabalhadas (conformadas). A função do Níquel é

estabilizar a estrutura CFC, enquanto que o Tungstênio promove endurecimento por solução sólida e leva à 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, conforme exibido na Tabela 2.

Tabela 2 - Composição química nominal de algumas ligas de Cobalto (BLAU et al., 2009).

Nome comercial	Composição nominal (percentagem em peso)								
	Co	Cr	W	Mo	C	Fe	Ni	Si	Mn
Stellite 1	Bal.	31,0	12,5	1,0	2,5	3,0	3,0	2,0	1,0
Stellite 6	Bal.	28,0	4,5	1,0	1,2	3,0	3,0	2,0	1,0
Stellite 12	Bal.	30,0	8,3	1,0	1,4	3,0	3,0	2,0	1,0
Stellite 21	Bal.	28,0	-	5,5	0,25	2,0	2,5	2,0	1,0
Stellite 190	Bal.	26,0	14,0	-	3,3	Máx 2,5	1,0	1,0	0,5
Stellite 238	Bal.	26,0	-	3,0	0,1	20,0	-	1,0	1,0
Ultimet	Bal.	26,0	2,0	5,0	0,06	3,0	9,0	0,3	0,8
Tribaloy T400	Bal.	8,5	-	28,5	< 0,1	Máx 1,5	Máx 1,5	2,6	-
Tribaloy T800	Bal.	18,0	-	28,5	< 0,1	Máx 1,5	Máx 1,5	3,4	-
Haynes 25	Bal.	20,0	15,0	-	0,1	Máx 3,0	10,0	Máx 0,4	-

De acordo com HOU et al. (2005), 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 como, por exemplo, para a liga Ultimet. Esta liga é indicada para condições de corrosão com ácidos oxidantes e corrosão localizada. Além disso, a liga é recomendada para situações de desgaste, principalmente cavitação e erosão. Devido ao baixo teor Carbono (0,06%), a liga possui excelente soldabilidade, não exigindo pré-aquecimento.

Para CROOK (1992), a liga Stellite 21 é uma liga de menor teor de Carbono, e que emprega Molibdênio ao invés de Tungstênio para promover o endurecimento por solução sólida. Uma vez que o Molibdênio é a maior parte

do Cromo estão em solução, esta liga possui maior resistência à corrosão do que as ligas Stellite 1 e 6.

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 (BATTELLE MEMORIAL INSTITUTE, 1960).

Conforme BLAU et al. (2009), as ligas resistentes ao desgaste podem ser reforçadas por dois mecanismos: formação de fases de Laves (chamadas também de intermetálicos de Laves) ou carbonetos. Durante muito tempo as fases de Laves eram evitadas pelos metalurgistas devido à perda de ductilidade em temperaturas elevadas ou baixa tenacidade. Estas fases intermetálicas são formadas por Cobalto-Molibdênio-Silício, estáveis até 788°C, o que faz com que retenham sua dureza em temperaturas ainda maiores do que as ligas endurecidas por carbonetos. As primeiras ligas dessa família foram desenvolvidas pela Dupont na década de 60, e formaram a família de ligas Tribaloy. Grandes quantidades de Molibdênio e Silício adicionados às ligas de Cobalto formavam durante a solidificação compostos intermetálicos de elevada dureza e resistência à corrosão que, posteriormente, foram chamados de fases Laves.

3.5 LIGAS TRIBALOY

De acordo com BLAU et al. (2009), estas ligas são conhecidas pela resistência ao desgaste em elevadas temperaturas. Nestas ligas, o Carbono é mantido no menor nível possível para evitar a precipitação de carbonetos e o endurecimento provém da formação de fases intermetálicas. Além da resistência à corrosão, as fases de Laves conferem resistência à abrasão e ao desgaste metal-metal, mas reduzem a ductilidade. Estas ligas à base de Cobalto apresentam elementos de liga como: Molibdênio, Cromo e Silício (RAGHU e WU, 1997).

Estas ligas são processadas na forma de produtos fundidos, peças por metalurgia do pó ou consumíveis para a soldagem de revestimentos duros, incluindo a deposição por plasma com arco transferido (PTA). Após a

solidificação, fases de Laves intermetálicas se formam, desenvolvendo dureza entre 48 e 58 HRC e melhorando suas propriedades, especialmente de resistência ao desgaste. Além da elevada dureza, as fases de Laves são mais estáveis a elevadas temperaturas, isto faz com que as ligas Tribaloy sejam muito utilizadas nestas condições (BLAU et al., 2009).

Ainda para BLAU et al. (2009), na família de ligas Tribaloy existem as ligas: T400, T800, T-900, T-401 e T-700. Entre elas, a liga T400 tem sido amplamente aplicada na indústria automotiva por aliar dureza e tenacidade em elevadas temperaturas. Recentemente foi desenvolvida e patenteada a liga T400C, que tem uma melhor resistência à corrosão.

Segundo YAO et al. (2005), as ligas Tribaloy tem maior resistência devido à presença de fases intermetálicas de Laves, enquanto que a resistência das ligas Stellite se dá em função de carbonetos dispersos na matriz. Ambas Tribaloy e Stellite podem ser aplicadas na forma de revestimentos sobre aços Carbono, baixa liga ou aços inoxidáveis por meio de processos de sinterização ou soldagem. Para RAGHU e WU (1997), os revestimentos são preferidos para determinada resistência ao desgaste uma vez que são mais econômicos que o uso de componentes sólidos de mesma composição.

A liga Tribaloy T800 solidifica de forma hipereutética, com fração de volume que pode variar entre 35 e 70% de fase primária de Laves, dispersa numa matriz eutética. Devido à alta fração de volume em fase de Laves, a dureza elevada e a resistência ao desgaste são características que ganham destaque, enquanto a baixa ductilidade e tenacidade à fratura são os aspectos que limitam a sua aplicação (GAO et al., 2011).

Segundo XU et al. (2007), entre os constituintes das ligas Tribaloy, o Cromo é utilizado para aumentar a resistência à corrosão, Molibdênio e Silício são usados para resistência ao desgaste (formadores de fase de Laves). O Cobalto pode ser ligado a estes elementos e tende a formar uma matriz tenaz. Dependendo das quantidades de Cromo, Molibdênio e Silício, as ligas podem variar a microestrutura e as propriedades mecânicas significativamente.

As ligas Tribaloy T400 e T800 fazem parte de um grupo de ligas resistentes ao desgaste e que dependem de uma alto percentual de

intermetálico duro em fase Laves disperso em solução sólida de Cobalto. A liga T800 tem um percentual mais alto de fase intermetálica primária e teor de Cromo mais elevado, que resulta numa liga mais dura com melhor resistência à corrosão, se comparado com a liga T400. Esta última forma menor percentual de fase Laves primária e maior proporção de estrutura lamelar eutética, que é composta de fase Laves secundária e solução sólida de Cobalto, tornando a liga mais tenaz.

Além da fase Laves primária e lamelar eutética, ambas ligas podem conter áreas de solução sólida em Cobalto, que são essencialmente livres de partículas de fase Laves secundária. Em comum com outras ligas comerciais resistentes ao desgaste, as ligas T400 e T800 são duras e tem elevada resistência ao rolamento, mas apresentam baixa tenacidade à fratura devido à natureza frágil da fase de Laves. A principal diferença destas ligas é a quantidade de fase Laves, que apresenta fração média de 60% na T800 e 35% na T400, e o alto teor de Cromo que faz a T800 mais dura e resistente à corrosão (XU et al., 2007).

3.6 PROCESSO DE DEPOSIÇÃO POR PTA

De acordo com a DAI et al. (2001), o processo de soldagem a Plasma com Arco Transferido que utiliza metal de adição na forma de arame é chamado de PAW (*Plasma Arc Welding*) e quando o processo de soldagem utiliza pó como material de adição, o processo é usualmente chamado de Plasma com arco transferido PTA (*Plasma Transferred Arc*).

O PTA pode ser considerado como uma derivação do processo PAW. Na Figura 2 (VERGARA et al., 2010), observa-se as similaridades e diferenças entre os dois processos. Ambos utilizam um eletrodo de Tungstênio não consumível que fica no interior da tocha, um bico constritor refrigerado a água, gás de proteção para a poça fundida e o gás de plasma. A diferença entre os processos de soldagem está na forma do material de adição, pó ao invés de arame para o processo PTA, o qual requer de um gás para o seu transporte até a região do arco.

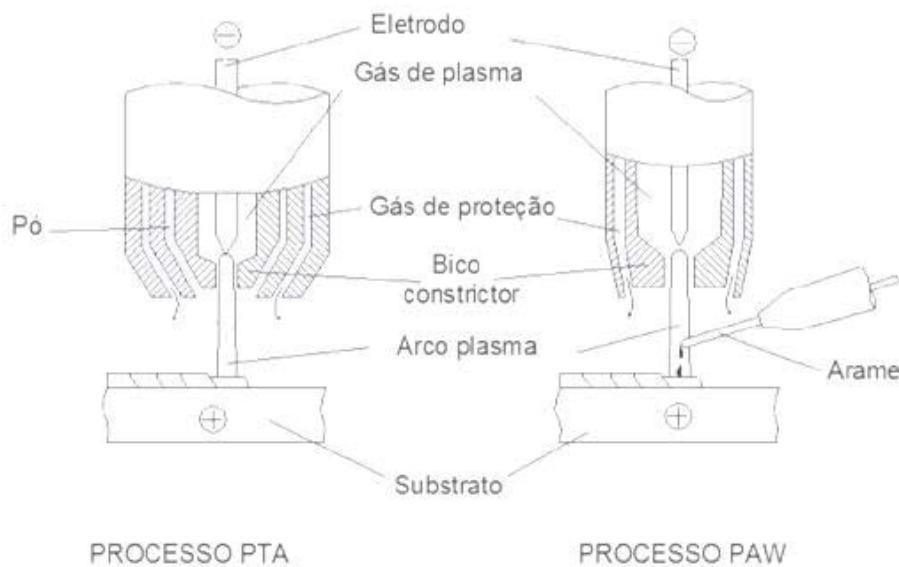


Figura 2 - Comparação entre os processos PTA e PAW (VERGARA et al., 2010).

Os equipamentos necessários para execução de depósitos através do processo de PTA são muito similares aos empregados no processo de PAW. Quando é utilizado o processo PAW é necessário um equipamento capaz de tracionar arames bobinados de diversas bitolas e de diferentes materiais, com velocidades constantes ou pulsadas. Já no processo PTA, o consumível usado é na forma de pó, e para poder ser transportado até o arco voltaico para produzir o revestimento é necessário de um equipamento específico denominado de alimentador de pó (VERGARA et al., 2010).

Do ponto de vista de sua aplicação para revestimento, o processo PTA se apresenta adequado porque pode produzir valores baixos de diluição da ordem de 6% a 15% (GATTO et al., 2004), inferior ao que se obtém com outros processos de soldagem a arco da ordem de 20% a 25%. A baixa distorção, pequena zona afetada pelo calor e microestrutura refinada também são destaques desta técnica (ZHANG, 2008 e LIU et al., 2007).

No processo PTA e PAW como gás de plasma é utilizado um gás inerte, que é forçado a passar através do orifício do bico constritor, onde o eletrodo é fixado concentricamente. O gás de proteção, passa por um bocal externo, concêntrico ao bico constritor, atuando, efetivamente na proteção da solda contra a contaminação pelo ar atmosférico (pode se ativo ou inerte). Já para o processo PTA, como meio de transporte do pó é utilizado um gás de arraste

utilizado para conduzir o material de adição (consumível), permitindo a entrada em forma convergente no arco plasma.

O gás geralmente utilizado é o Argônio, porque promove uma proteção efetiva, apresenta uma menor taxa de erosão do eletrodo e do bocal, e um menor custo que o Hélio. A escolha do gás de proteção é em função do metal de base a ser soldado. Hélio e misturas de Hélio com Argônio acarretam uma maior energia do plasma, aumentando a sua temperatura. O hélio resulta em arcos mais largos do que o argônio porque produz uma tensão de arco maior (VERGARA et al., 2010).

O plasma que é considerado o quarto estado da matéria, é descrito como um gás parcial ou totalmente ionizado e eletricamente condutor. O gás é formado por moléculas e se dissocia em átomos quando energizado. Se esta energização continua, os átomos perdem elétrons tornando-se ionizados. Além da ionização, o plasma converte a energia recebida em calor, que é utilizada no processo para fundir o metal de adição e o metal base.

De acordo com VERGARA et al. (2010), estes fatores juntamente com a constrição do arco, permitem que se atinjam temperaturas da ordem de 30.000°C. O aumento de temperatura obtido pelo processo pode ser entendido quando se pensa na condução elétrica num fio metálico. Para uma dada corrente elétrica, a redução do diâmetro do condutor acarreta no aumento da resistência. Para manter a mesma corrente, é necessário aumentar a tensão e como consequência a temperatura do fio condutor se eleva.

Devido ao fato do eletrodo de Tungstênio ficar no interior do bico constritor da tocha de soldagem, torna-se difícil a abertura do arco por contato, sendo então indispensável a utilização de um equipamento, denominado de módulo plasma, para estabelecer a abertura do arco. Um ignitor eletrônico fornece picos de tensão entre o eletrodo de Tungstênio e o bocal constritor, gerando faíscas nesta região. Assim, com a passagem do gás de plasma surge um arco elétrico de baixa intensidade entre o eletrodo de Tungstênio e o bocal constritor, chamado de arco piloto (arco não-transferido). Por sua vez, o arco piloto forma um caminho de baixa resistência elétrica entre o eletrodo de Tungstênio e a peça a ser soldada facilitando o estabelecimento do arco principal quando a fonte de potência for acionada.

Na prática, os parâmetros que controlam a qualidade da solda são taxa do material de adição, vazão de gás (gás de proteção, gás de plasma, gás de transporte), corrente de soldagem, distância bico-peça e velocidade de soldagem.

A configuração básica do bico constritor é mostrada na Figura 3 (VERGARA, 2005), onde estão indicados os parâmetros empregados no processo. A distância da face externa do bico constritor até o substrato é chamada de distância bico-peça (DBP). O recuo (R_c) do eletrodo é medido desde a ponta do eletrodo até a face externa do bico constritor. As alterações das características do arco são influenciadas por este fator, o qual define o grau de constrição e a rigidez do jato plasma (OLIVEIRA, 2001).

Normalmente os valores máximo e mínimo para ajuste de recuo do eletrodo variam conforme o modelo da tocha de soldagem. À medida que se reduz o recuo do eletrodo, a largura do cordão aumenta e são obtidos cordões com menor profundidade de penetração. Esta variação nas características geométricas do cordão de solda se deve a redução do efeito de constrição, produzindo uma maior área de incidência do arco sobre o substrato.

O bico constritor, de cobre, onde o eletrodo fica confinado, apresenta um orifício central pelo qual o arco e todo o volume de gás de plasma passam. O diâmetro do orifício do bico constritor tem uma grande influência sobre a qualidade do revestimento devido a que está relacionado diretamente com a largura e penetração do cordão produzido. Uma vazão de gás de plasma deficiente afeta a vida do bico constritor produzindo seu desgaste. A corrente de soldagem fica mais reduzida à medida que se utiliza menor diâmetro de orifício constritor, devido ao aumento de temperatura do arco de soldagem.

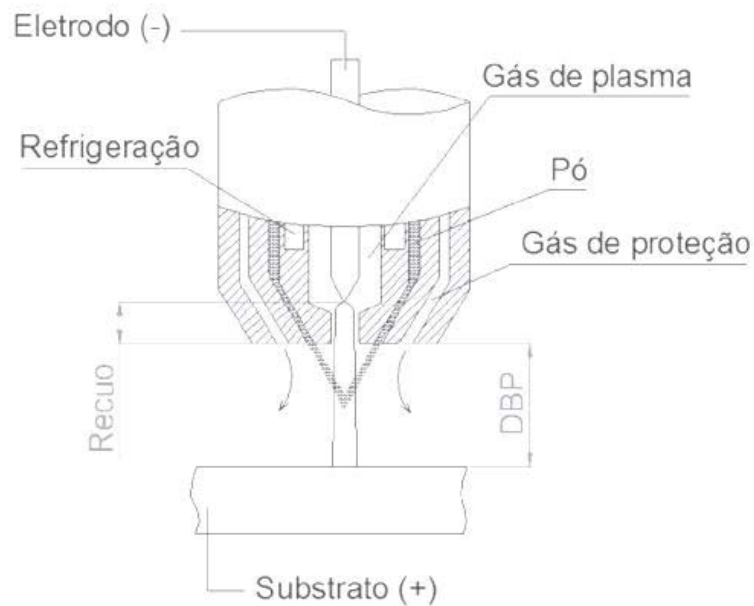


Figura 3 - Distância bico-peça (DBP) e Recuo do Eletrodo (Rc) (VERGARA, 2005).

Para VERGARA et al. 2010, o grau de influência da distância tocha-peça sobre o revestimento depende muito do recuo de eletrodo em relação ao bico constritor e do diâmetro do orifício constritor. Quanto maior é o recuo adotado para o eletrodo e menor o diâmetro do orifício constritor, maior é o efeito de constrição do arco, tornando-se mais concentrado.

Os processos de soldagem a plasma podem ser utilizados em 2 modos de operação: por fusão (“melt-in”), ou pela técnica chamada de “buraco de fechadura” (“keyhole”). O modo “melt-in” é similar ao processo TIG, onde o arco penetra certa profundidade do substrato, fundindo uma porção côncava do mesmo. No modo “keyhole” o arco penetra toda a espessura do metal base, formando um orifício concêntrico, que dá origem ao termo “keyhole”.

À medida que a tocha é deslocada, o metal fundido flui em seu entorno, e solidifica atrás dele. O modo “keyhole” opera com correntes mais elevadas, acima de 100 ampères. Já o modo “melt-in” varia de 0,1 a 100 ampères, sendo que de 0,1 a 15 ampères costuma ser designado como micro-plasma. Esta divisão não é rígida, ocorrendo sobreposição entre elas (HARRIS, 1993).

Na técnica “melt-in” se utiliza pequenos valores de recuo do eletrodo, sendo o arco submetido a um pequeno grau de colimação, assumindo uma forma cônica. Nesta situação, a variação da distância tocha-peça, mesmo dentro dos limites normais, resulta na alteração das características do cordão

de solda, do mesmo modo que ocorre no processo TIG. Desta maneira, quanto maior distância tocha-peça, menor a penetração e maior largura do cordão devido ao aumento da área de incidência do arco sobre o substrato. Para obter um bom rendimento de deposição, a distância tocha-peça não deve ser maior do que 10 a 15 mm. Para valores acima desta faixa, a eficácia da proteção gasosa é reduzida significativamente (HALLEN et al., 1991).

3.7 INFLUÊNCIA DOS PARÂMETROS DE SOLDAGEM POR PTA

Segundo HALLEN et al. (1991) a soldagem por PTA normalmente emprega corrente contínua com polaridade direta, porém há outros estudos que tem por objetivo de verificar a aplicabilidade de outros modos, como polaridade inversa e corrente alternada retangular, senoidal ou pulsada.

Ainda para HALLEN et al. (1991), a capacidade de produzir cordões de baixa diluição é considerada uma das principais características do processo por PTA utilizado no depósito de revestimentos. Apesar disso, não existem muitos trabalhos que discutem a influência de cada parâmetro na diluição do cordão. Um dos parâmetros de maior influência na diluição é a corrente de soldagem ou corrente de deposição. A Figura 4 apresenta a influência da corrente e da taxa de alimentação no grau de diluição. Pela figura percebe-se que a diluição aumenta com a elevação da corrente, com a redução da taxa de alimentação, e com a maior vazão do gás de plasma.

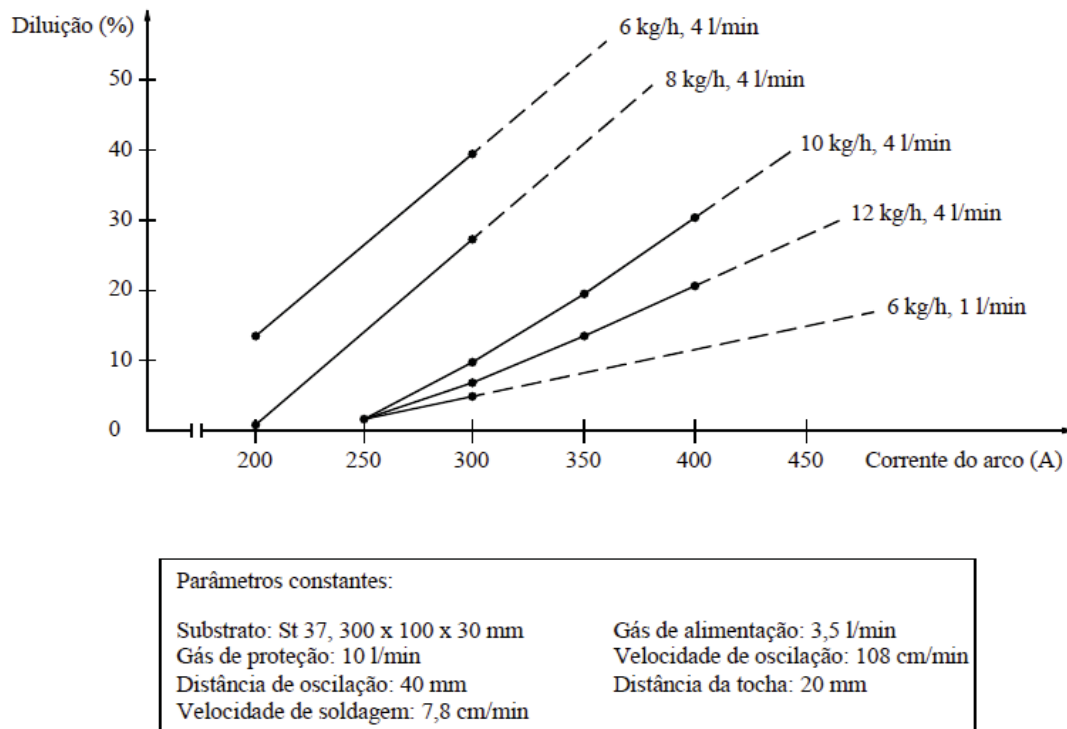


Figura 4 - Influência da corrente de soldagem e da taxa de deposição na diluição (HALLEN et al., 1991).

3.8 VANTAGENS E DESVANTAGENS DA DEPOSIÇÃO POR PTA

De acordo com RAGHU e WEBER (1996) e ZIEDAS e TATINI (1997), as vantagens comumente associados ao processo de PTA são:

- ✓ Baixa diluição, chegando até a 2% segundo alguns fabricantes;
- ✓ Alta produtividade, de até 10 kg/h;
- ✓ Depósitos de boa qualidade;
- ✓ Maior facilidade para automatizar;
- ✓ Maior concentração de energia e densidade de corrente;
- ✓ Menor distorção;
- ✓ Menor nível de descontinuidades, reduzindo o número de retrabalhos e descartes;

- ✓ Alimentação em pó, o que o torna mais flexível na elaboração de novas ligas ou modificação de ligas comerciais;
- ✓ Controle preciso dos parâmetros, que garante maior uniformidade entre os lotes;
- ✓ Maior tolerância quanto à variação da distância tocha-peça;
- ✓ Melhor controle do aporte térmico possibilita a redução da diluição, e consequentemente a redução da espessura do revestimento para obter as mesmas propriedades. Além disso, ajuda a regular o tamanho e a dureza da zona termicamente afetada (ZTA), e portanto a tendência ao trincamento devido ao crescimento de grão, transformação martensítica ou envelhecimento.

As desvantagens são:

- ✓ Maior custo em relação a um equipamento TIG;
- ✓ Maior consumo de gases;
- ✓ Equipamento de maior complexidade, o que gera maior custo de manutenção;
- ✓ Exigência de mão-de-obra qualificada.

4 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

4.1 MATERIAIS UTILIZADOS

A liga CoCrMoSi foi utilizada na forma de pó atomizado (tamanho das partículas de 90 a 150 μm) para a produção dos revestimentos em substrato de aço AISI 316L com 12,5mm de espessura. A composição química (wt %) da liga CoCrMoSi Tribaloy T400 e do substrato de aço AISI 316L são apresentados nas Tabelas 3 e 4. Foi selecionado o aço AISI 316L como substrato, em função da sua ampla aplicação na indústria de galvanização e de componentes industriais submetidos à corrosão e ao desgaste.

Tabela 3 - Composição química da liga de Cobalto estudada neste projeto.

Ligas de Cobalto Tribaloy T400 – CoCrMoSi						
Liga/Elemento	Co	Mo	W	Cr	Si	C
Tribaloy T400	Balanço	29,1	-	8,8	2,4	<0,1

Tabela 4 - Composição química do substrato de aço AISI 316L.

Substrato de aço AISI 316L									
Elemento	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	Al
AISI 316L	0,02	1,35	0,43	0,026	0,008	16,78	10,12	2,126	0,002

4.2 PREPARAÇÃO DO SUBSTRATO

A primeira etapa da pesquisa envolveu a produção dos revestimentos por Plasma com Arco Transferido. Para tal, substratos de aço inoxidável AISI 316L foram preparados pelo corte com esmerilhadeira comercial da marca Bosch e discos abrasivos da Tyrolit, modelo A600 – BFXA (114 x 1,0 x 22,2 mm), específicos para o corte de aços inoxidáveis.

A rotação inversa da esmerilhadeira foi selecionada com o objetivo de facilitar o corte e reduzir o tempo. A carga aplicada na esmerilhadeira foi controlada a fim de evitar a queima do substrato e causar superaquecimento. As amostras foram lixadas com o objetivo de remover todo material deformado na etapa de corte, obtendo-se ao final, uma superfície plana e livre de

deformações. Para o lixamento das superfícies, foram utilizados discos da marca Vonder, modelo G60 FLAP DISC cônico (115 x 22,2 mm furo 7/8”).

4.3 PROCEDIMENTO E PARÂMETROS DE DEPOSIÇÃO

Antes da deposição, o pó metálico da liga foi ressecado em um forno por 24 horas a 120⁰C, para evitar quaisquer problemas referentes à umidade. É importante a retirada de umidade para impedir a formação de vapor de água e posterior formação de poros no cordão de revestimento. A deposição foi realizada em equipamento Starweld 300M PTA Welding System da Deloro Stellite, localizado no Laboratório de Superfícies da UFPR, conforme a Figura 5. A Tabela 5 apresenta a quantidade de cordões únicos processados para cada intensidade de corrente.



Figura 5 - Equipamento de PTA Starweld Microstar.

Tabela 5: Quantidade de depósitos realizados por intensidade de corrente.

Substrato	Corrente (A)	Número de Cordões
AISI 316L	120	6
AISI 316L	150	6
AISI 316L	180	6

As deposições foram realizadas sobre placas com dimensões de 100 x 100 mm com três níveis de corrente de deposição diferentes, a fim de avaliar o efeito da corrente sobre a geometria, diluição, microestrutura e propriedades dos revestimentos. Em cada placa foram depositados dois cordões individuais (cordões únicos sem sobreposição) e a distância entre eles é de três vezes a largura da chapa, Figura 6.

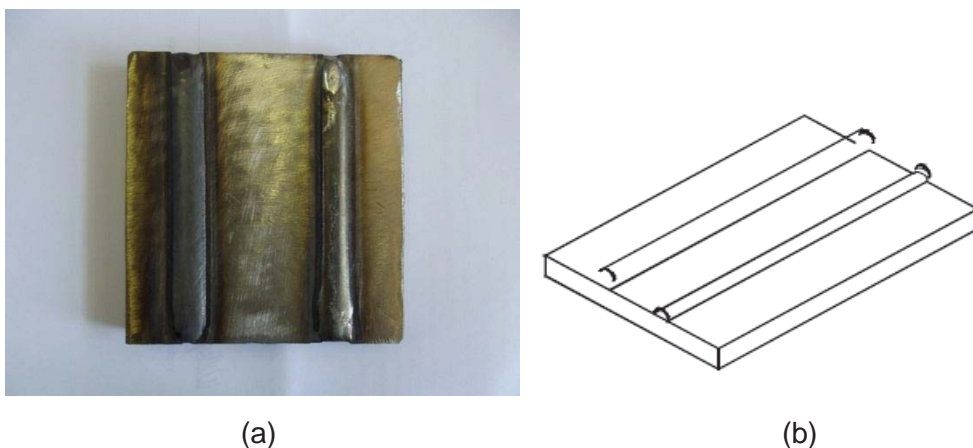


Figura 6 - (a) Substrato revestido com dois cordões da liga CoCrMoSi (Tribaloy T400); (b) Representação esquemática dos cordões.

Estudo da produção de áreas revestidas foi realizado a partir da realização de múltiplos cordões. Para tal, a intensidade de corrente de 180 A e sobreposição de 25% e 50% foram adotadas. O deslocamento lateral para a sobreposição foi determinada a partir da geometria do cordão depositado com 180 A. O procedimento considerou a expressão:

$$DL = \left(\frac{100 - O}{100} \right) * W \quad (1)$$

onde, DL é o deslocamento lateral na sobreposição (mm), O é a sobreposição (%) e W é a largura (mm) do cordão único depositado.

A deposição foi realizada com condições controladas de vazão do gás de plasma, vazão do gás de proteção, vazão do gás de transporte, intensidade da corrente, taxa de alimentação, velocidade de avanço, distância da tocha-substrato, diâmetro do eletrodo, diâmetro de constrição do bocal, posição de soldagem, Tabela 6.

Tabela 6 - Parâmetros da deposição por PTA.

Parâmetros	Cordões Únicos	Com Sobreposição
Gás de Cobertura (l/min)	2	2
Gás de Proteção (l/min)	15	15
Gás de Arraste do Pó (l/min)	2	2
Corrente do Arco Principal (A)	120, 150 e 180	180
Taxa de Alimentação do Pó	Constante em volume	Constante em volume
Velocidade de Avanço (mm/min)	100	100
Distância Tocha / Peça (mm)	10	10
Diâmetro do Eletrodo (mm)	3,125	3,125
Sobreposição (%)	0	25 e 50
Sobreposição (mm)	0	3 e 6

4.4 PREPARAÇÃO DAS AMOSTRAS E CARACTERIZAÇÃO

Os cordões únicos foram removidos das placas padrão de 100 x 100mm, exibidos na Figura 6, por meio de esmerilhadeira, enquanto as áreas revestidas foram cortadas em seção transversal para a caracterização. Em seguida, as extremidades dos cordões obtidos foram removidas (comprimento de 15 mm em cada extremidade) e descartadas.

Amostras com 5 mm de espessura foram retiradas de cada cordão pelo corte transversal com disco abrasivo refrigerado, para a caracterização dos revestimentos. Amostras depositadas em cada condição foram embutidas para a análise da seção transversal e caracterização da geometria dos cordões, diluição, microestrutura e da dureza dos revestimentos.

A preparação metalográfica envolveu sequência de lixamento com granulometrias (#) 200, 320, 400, 600, 800, 1000 e 1200, sendo usada uma lixadeira rotativa. Após o lixamento, as amostras foram polidas com pano de polimento de feltro e alumina com granulometria de 1 μ m.

Ataque eletrolítico com ácido oxálico saturado diluído em água destilada em tempo de 5 s foi utilizado para revelar a microestrutura e as diferentes fases presentes no revestimento, permitindo a observação em microscópio laser Confocal e em microscópio eletrônico de varredura (MEV).

A dureza Vickers foi medida na seção transversal dos cordões com durômetro marca Shimadzu HMV, calibrado conforme Certificado Quality Control nº 6169 / 07.

O topo dos cordões ou revestimentos foi preparado por meio de lixamento e polimento metalográfico para a identificação das fases formadas na deposição utilizando a técnica de difração de raios X. A difração de raios X foi realizada utilizando ângulo entre 20° e 120° , resultando em difratogramas que serviram para analisar as fases formadas no processo de deposição para diferentes níveis de correntes e sobreposições. Foi utilizada a radiação K- α (Cu) para todas as análises. O passo angular utilizado para a liga foi de $0,05^\circ$ e o tempo de exposição por canal foi de 1 s. O equipamento utilizado é da marca Shimadzu modelo DRX 7000, com software de análise de fases CSM.

A geometria dos cordões únicos sem sobreposição foi avaliada a partir da medida do ângulo de molhamento (Θ), altura de reforço (t) e largura dos cordões depositados (W). A Figura 7 apresenta um esquema da geometria dos cordões únicos (a) e da produção de áreas revestidas (b) e (c).

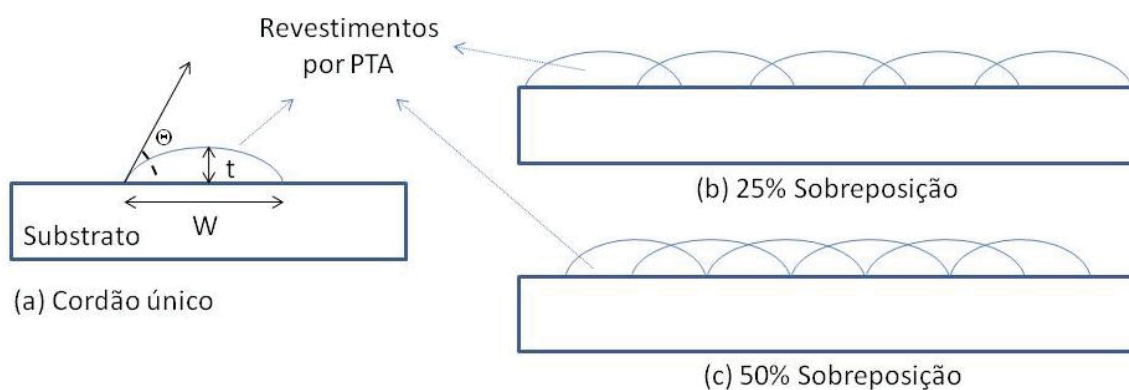


Figura 7 - Esquema da medição do ângulo de molhamento (Θ), largura (W) e altura de reforço (t) dos cordões únicos depositados (a) e esquema da sobreposição adotada (b) para 25% de sobreposição e (c) 50% de sobreposição.

4.5 ENSAIO DE DESGASTE PINO SOBRE DISCO

A partir dos cordões de solda obtidos nas três intensidades de corrente (120 A, 150 A e 180 A), pinos foram retirados pelo processo de eletro-erosão.

Seis pinos para cada condição de deposição em cordão único foram preparados, assim como seis pinos para cada condição de área revestida. Os pinos apresentaram seção quadrada de 4 x 4 mm e 14 mm de altura.

A avaliação da resistência ao desgaste dos revestimentos foi realizada através de ensaios tipo pino sobre disco. O equipamento recebe este nome porque o contato de desgaste é feito entre um pino e um disco giratório. Sobre o pino é aplicada uma carga conhecida, e ao disco é acoplado um motor elétrico que o faz girar a uma velocidade controlada. O ensaio foi realizado nas instalações do laboratório Engenharia de Superfícies da UFPR. Ensaios de desgaste tipo pino sobre disco foram realizados para todos os pinos preparados, com carga de 500 gf. Sobre o disco do equipamento, foram coladas lixas com granulometria #220 e diâmetro de 270 mm. A rotação utilizada no equipamento foi de 255,7 rpm num ciclo de 2 min e 47 s para um diâmetro de trilha de 256 mm.

A velocidade de rotação foi controlada por um inversor de frequência, de modo que a velocidade tangencial fosse mantida em 1,5 m/s. A duração do ensaio foi estabelecida em termos da distância percorrida e foi a mesma para todos os ensaios.

A partir da correlação entre a rotação, tempo e o diâmetro da trilha, uma trilha de 250 m foi percorrida a cada ensaio. Os pinos foram pesados antes do ensaio e a cada 250 m de deslizamento, totalizando 1250 m para os pinos de cordão único e 750 m para os pinos dos revestimentos de área, conforme o esquema da Figura 8. A lixa com granulometria #220 foi substituída antes do início de cada novo ciclo de desgaste. A Figura 9 exibe uma visão geral do equipamento, bem como a trilha formada na lixa após o término do ensaio.

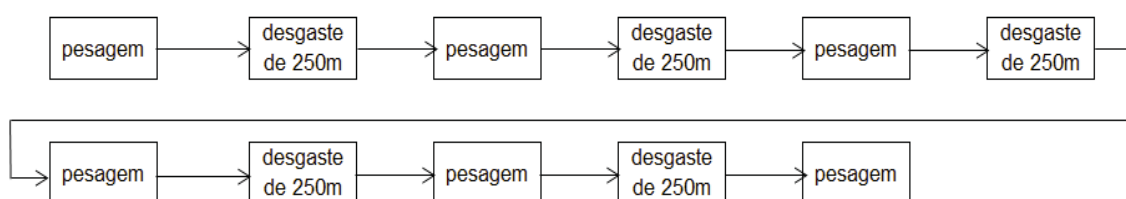


Figura 8 - Esquema representativo da sequência das etapas do ensaio de desgaste pino sobre disco.

Os resultados foram avaliados em termos de perda de massa, subtraindo a massa final da massa inicial de cada pino. Foi empregada uma balança de precisão do fabricante Ohaus, com precisão de quatro casas decimais (0,0001g) para fazer as medições. Esta balança pertence ao Laboratório de Biomateriais e Eletroquímica da UFPR, Figura 10.



Figura 9 - (a) Visão geral do equipamento do ensaio pino sobre disco; (b) Detalhe da trilha formada após 1250 m de deslizamento pino - lixa.



Figura 10 - Balança de precisão do fabricante Ohaus.

4.6 ENSAIO DE DESGASTE NO TRIBÔMETRO

Ensaio adicional do comportamento dos revestimentos foi realizado para os cordões únicos, a partir de tribômetro linear. O tribômetro é um equipamento

utilizado para realizar testes e simulações de desgaste, determinação da força de atrito, coeficiente de atrito e lubrificação entre duas superfícies de contato. O equipamento utilizado foi do modelo 1-124 da CSM Instruments e pertence ao Laboratório de Tribologia e Revestimentos da UFPR, Figura 11.

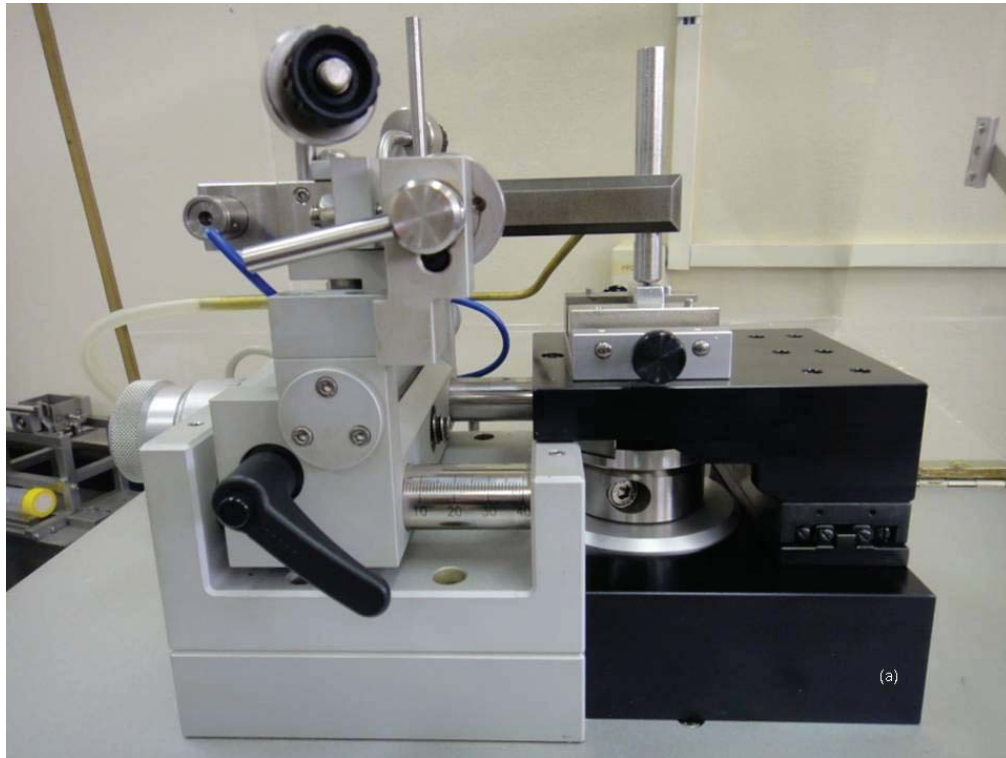


Figura 11 - Tribômetro do fabricante CSM Instruments.

Para o ensaio em tribômetro, utilizou-se uma esfera de Zircônia (ZrO_2) com diâmetro de 5 mm como contra corpo. Esta deslizou sobre o topo dos revestimentos, preparados previamente por lixamento e polimento, Figura 12.

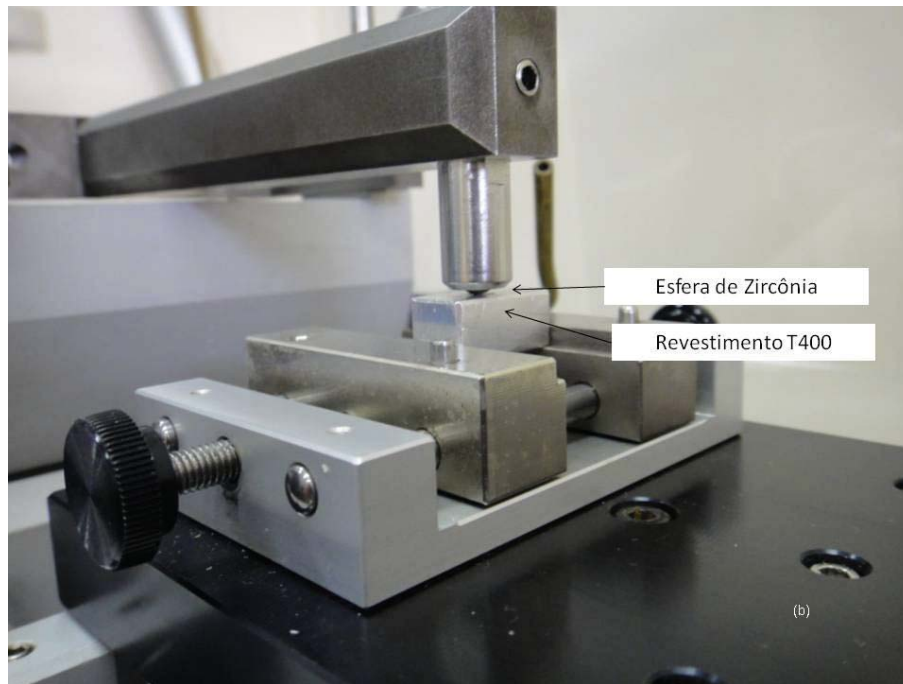


Figura 12 - Vista detalhada do revestimento em desgaste contra o pino do tribômetro.

Antes do ensaio, a esfera e os revestimentos foram limpos em lavadora ultrassônica (modelo USC 700) utilizando acetona, num ciclo de 5 minutos, Figura 13. As amostras secas foram então posicionadas num dispositivo para o ensaio em tribômetro e niveladas.



Figura 13 - Lavadora ultrassônica do fabricante Unique.

O ensaio de desgaste foi realizado nos revestimentos depositados a partir de cordões únicos, Tabela 7. A partir destes ensaios foi determinado o coeficiente de atrito para o par revestimento e esfera de Zircônia.

Tabela 7 - Parâmetros do ensaio de desgaste.

Carga (N)	5
Taxa de aquisição (Hz)	20
Temperatura (°C)	22,6
Umidade relativa do ar (%)	46
Velocidade (mm/s)	20
Duração do ensaio (h)	3
Distância percorrida (m)	140
½ amplitude (mm)	2

5 RESULTADOS E DISCUSSÕES

5.1 INTEGRIDADE, GEOMETRIA DOS CORDÕES E DILUIÇÃO

Os revestimentos depositados a partir de cordões únicos apresentaram superfície livre de defeitos superficiais, porosidades, mordeduras e trincas. À medida que a corrente aumentou, maior largura de cordão foi obtida, menor altura de reforço e menor ângulo de molhamento, conforme esperado, Tabela 8, HALLEN et al. (2001).

A diluição foi determinada para medir o grau de interação com o substrato durante a deposição e foi determinada pela razão entre a área fundida do substrato e a área total fundida no cordão de revestimento pelo método das áreas, através do Image Software Solutions Olympus. A diluição variou entre 18% e 38% e os revestimentos soldados apresentaram diluição crescente com a corrente de deposição, como consequência do maior aporte térmico (maior calor introduzido na solda), Tabela 8. A diluição elevada observada para os cordões únicos está relacionada à baixa condutividade térmica do substrato utilizado, HALLEN et al. (2001) e SILVA (2012).

Tabela 8 - Geometria e diluição obtidos para os revestimentos de cordões únicos da liga T400.

Liga CoCrMoSi - Tribaloy T400				
Substrato	Parâmetro	120 A	150 A	180 A
	Diluição (%)	18,0	26,0	38,0
Aço	Altura t (mm)	2,7	2,4	2,1
Inoxidável	Largura W (mm)	7,7	11,2	12,0
316L	Ângulo de molhamento Θ ($^{\circ}$)	83,0	49,4	37,8

5.2 FASES FORMADAS E MICROESTRUTURA

A partir dos ensaios de difração de raios X, realizados na superfície do topo dos revestimentos, foi possível confirmar a formação das fases intermetálicas de Laves (CoMoSi e Co₃Mo₂Si) para as três condições de

deposição, SCHEID e D'OLIVEIRA (2010) e JIANG et al. (2013). Intermetálicos Cobalto-Molibdênio também foram observados, Figura 14. Isto indica que a diluição não afeta o tipo de fase formada e que os elementos provenientes do substrato principalmente Ferro, Cromo e Níquel, formam soluções sólidas com o Cobalto. O resultado deste ensaio está apresentado nos difratogramas na Figura 14, onde os picos resultantes são as fases formadas, comparadas com a base de dados do software CSM.

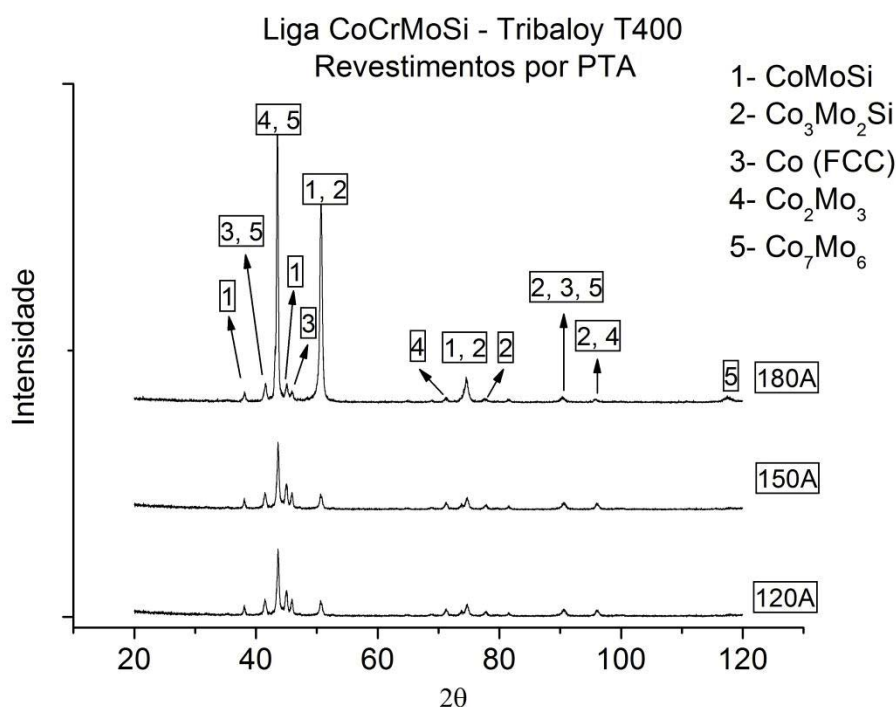


Figura 14 - Fases formadas para os revestimentos CoCrMoSi depositados a partir de cordões únicos.

A análise da microestrutura foi primeiramente realizada por meio de microscopia laser Confocal para os três níveis diferentes de corrente utilizados. Observou-se uma variação da corrente de deposição houve uma variação na microestrutura dos revestimentos. Conforme diversos autores, a solidificação destas ligas é tipicamente hipereutética para a fabricação por fundição. Observou-se uma microestrutura composta por células eutéticas com estrutura lamelar composta de fase Laves e solução sólida em Cobalto para os revestimentos depositados com corrente de 120 A, seguindo as previsões de

trabalhos anteriores para revestimentos desta liga, PRZYBYLOWICZ e KUSINSKI (2000), SCHEID e D'OLIVEIRA (2010), Figura 15.

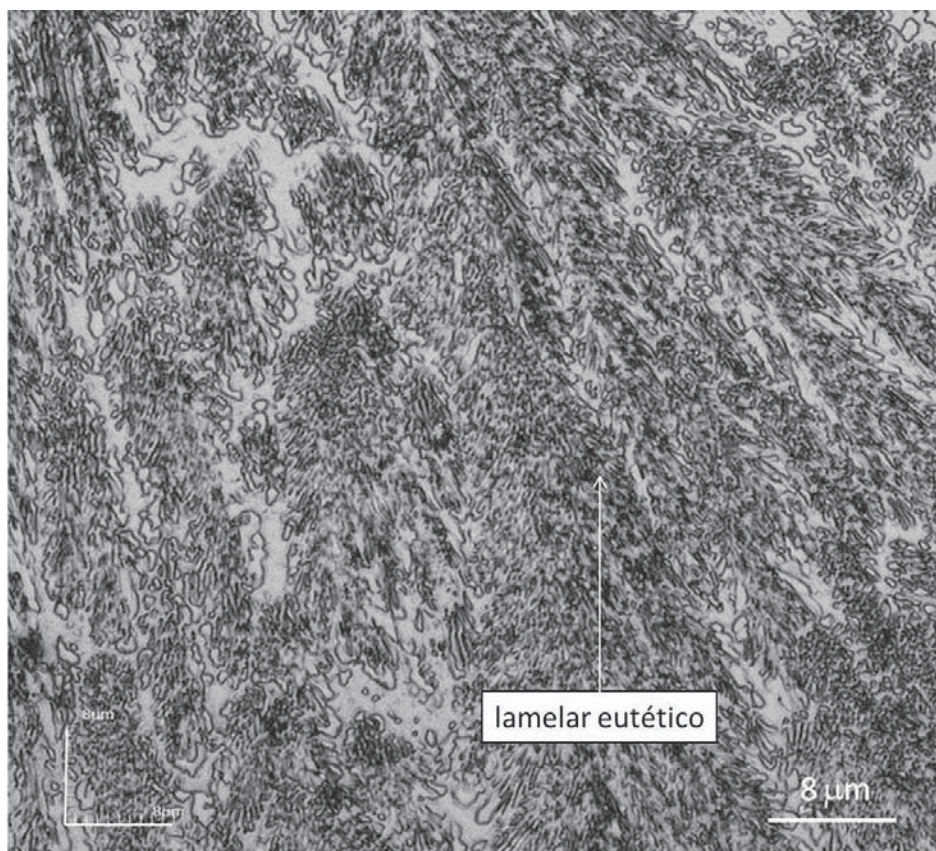


Figura 15 - Estrutura celular eutética da liga Tribaloy T400 depositada com corrente de 120 A.

Observou-se, por outro lado, que correntes a partir de 150 A levaram à formação de uma microestrutura resultante da solidificação hipoeutética, composta por dendritas de solução sólida em Cobalto e estrutura interdendrítica lamelar eutética com fase Laves, Figuras 16 e 17, conforme previsto por JIANG et al. (2013).

Segundo PRZYBYLOWICZ e KUSINSKI (2000), a alteração intencional da composição química, especialmente a partir da redução do teor de Silício e Molibdênio (formadores de fase de Laves), tem sido estudada visando a obtenção de microestruturas mais tenazes e dúcteis.

É importante notar que no processo de deposição por PTA, à medida que a diluição aumentou, ou seja, maior corrente (A) foi utilizada na deposição, uma redução do teor destes elementos foi obtida como consequência de uma liga de composição intermediária entre o pó de deposição e o substrato de aço

AISI 316L. Assim, a interação com o substrato (diluição) decorrente do processamento levou à redução na dureza a partir do deslocamento da composição hipereutética para eutética na deposição com corrente de 120 A e para hipoeutética com 150 e 180 A. Assim, os revestimentos apresentam potencialmente microestruturas com maior tenacidade e menor dureza, entretanto, com provável redução da resistência ao desgaste abrasivo.

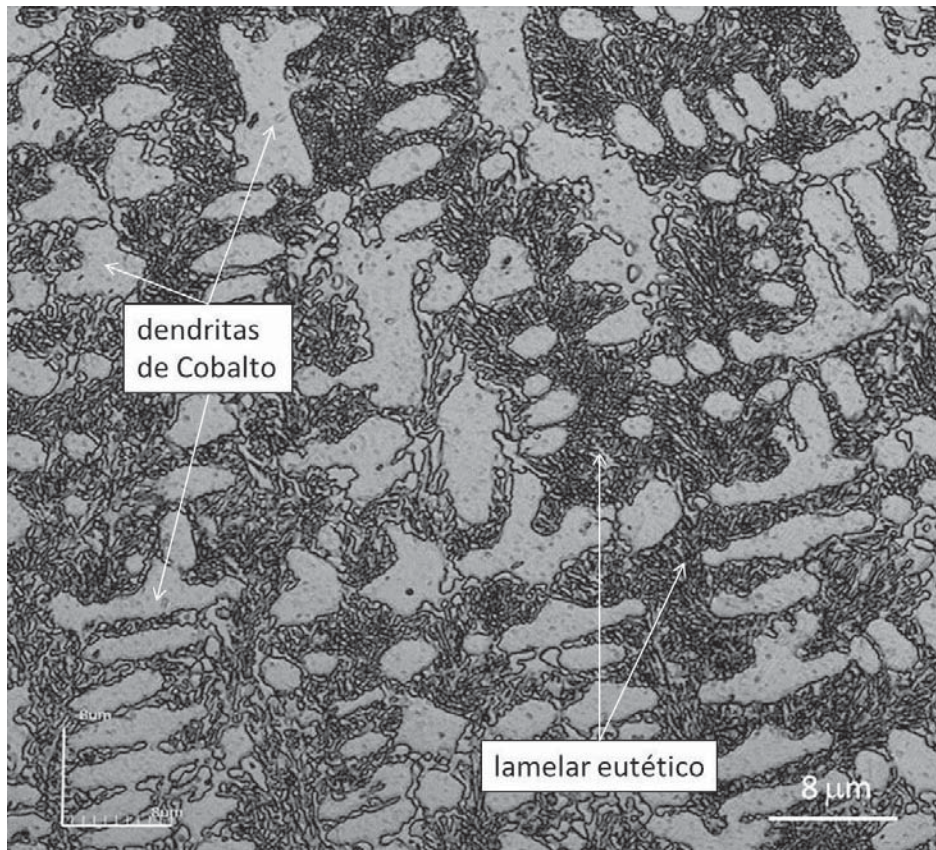


Figura 16 - Dendritas de solução sólida em Cobalto e estrutura interdendrítica eutética lamelar da liga Tribaloy T400 depositada com corrente de 150 A.

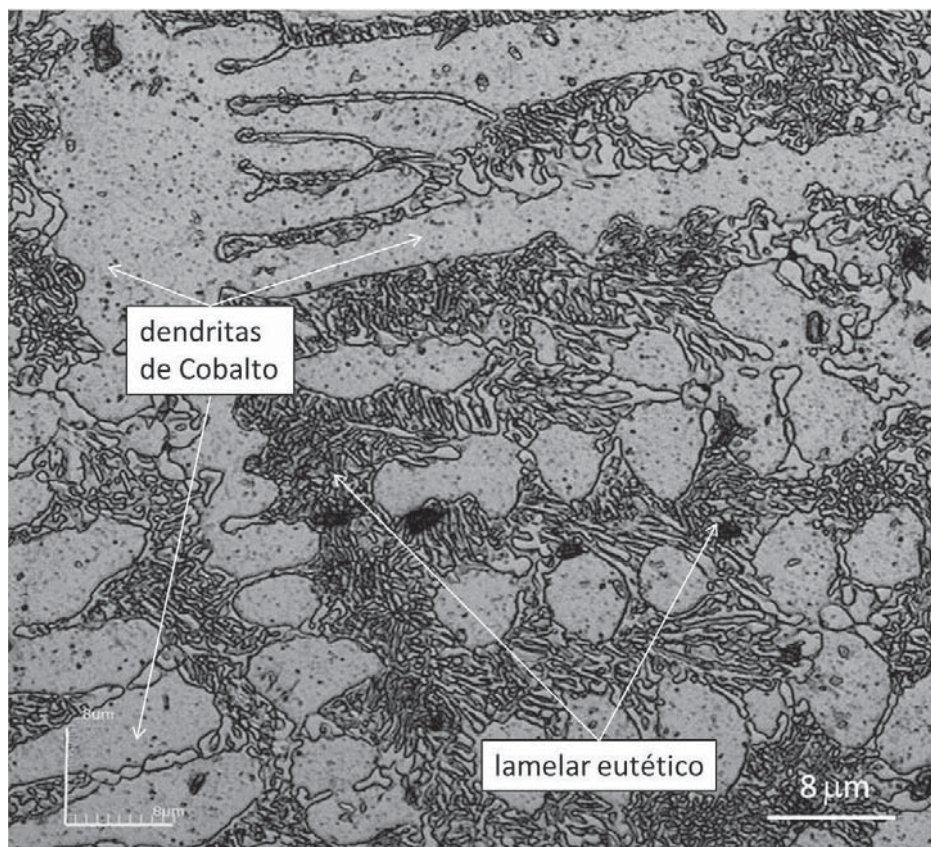


Figura 17 - Dendritas de solução sólida em Cobalto e estrutura interdendrítica eutética lamelar da liga Tribaloy T400 depositada com corrente de 180 A.

As diferenças observadas foram induzidas pela interação com o substrato. Uma estrutura eutética foi observada para 18% de diluição e, adicionalmente, a microestrutura modificou-se para hipoeutética para 26% e 38% de diluição. A diluição levou à redução dos teores de Molibdênio e Silício da composição dos revestimentos. Para 18% de diluição, a composição hipereutética da liga estudada foi deslocada para eutética. Maiores diluições levaram a composição para hipoeutética, justificando assim as diferenças observadas (YAO et al., 2005).

A microestrutura foi também analisada por meio de microscopia eletrônica de varredura, podendo ser observado com detalhes o efeito da diluição sobre a microestrutura dos revestimentos nas Figuras 18 a 20.

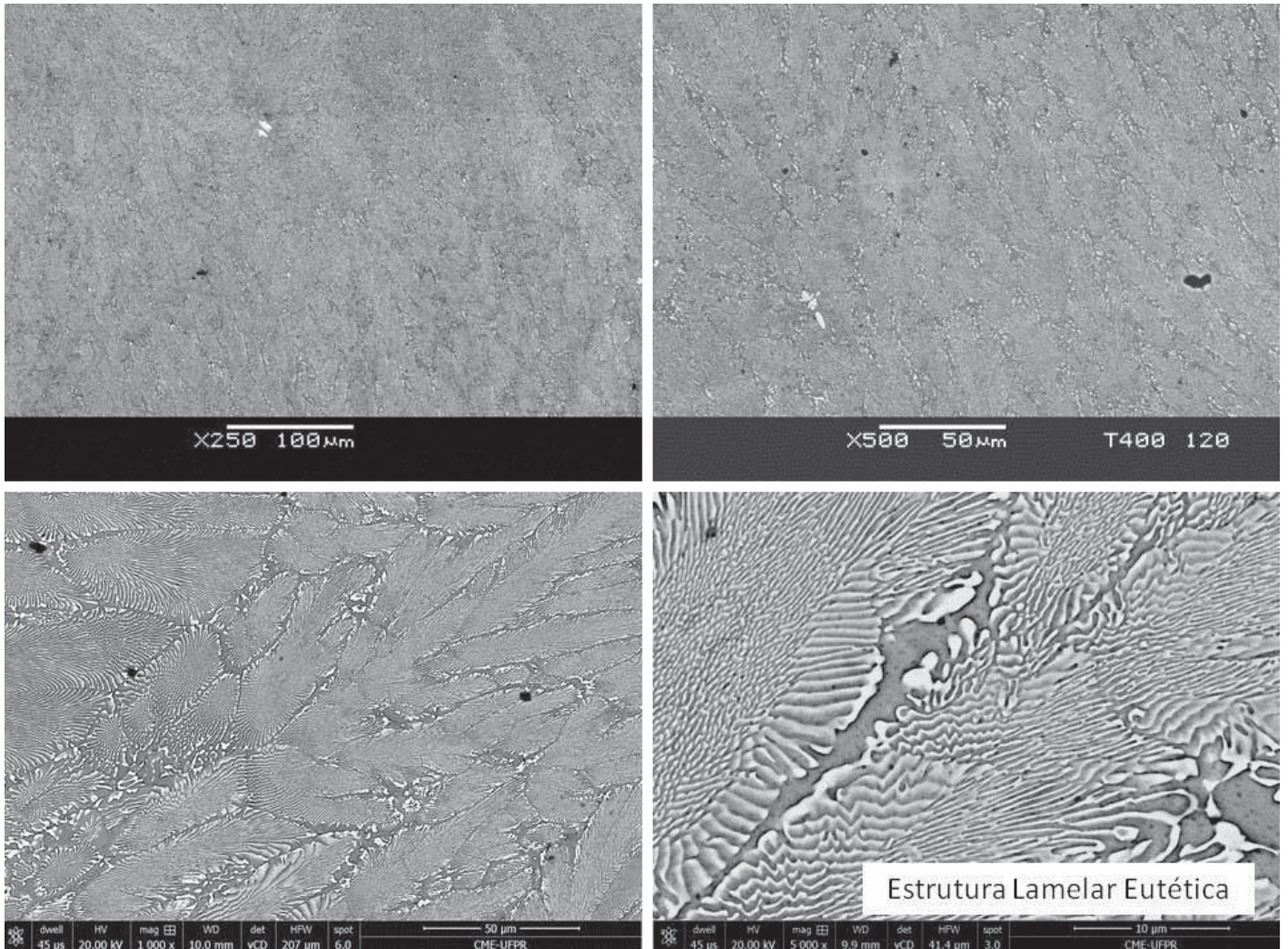


Figura 18 - Microestrutura lamelar eutética da liga Tribaloy T400 com diluição de 18%.

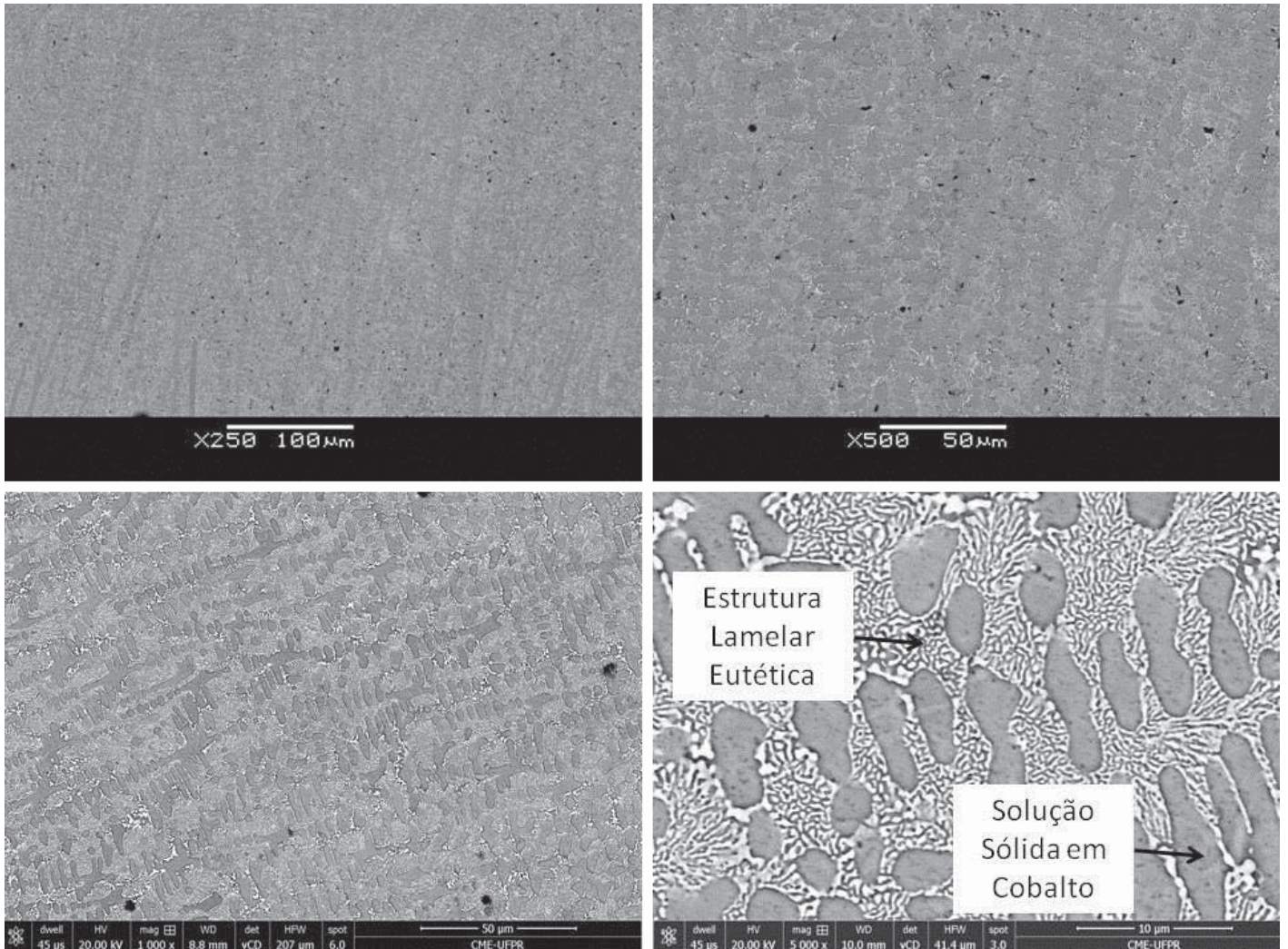


Figura 19 - Microestrutura hipoeutética contendo dendritas de Cobalto e estrutura interdendrítica lamelar eutética para a liga Tribaloy T400 com diluição de 26%.

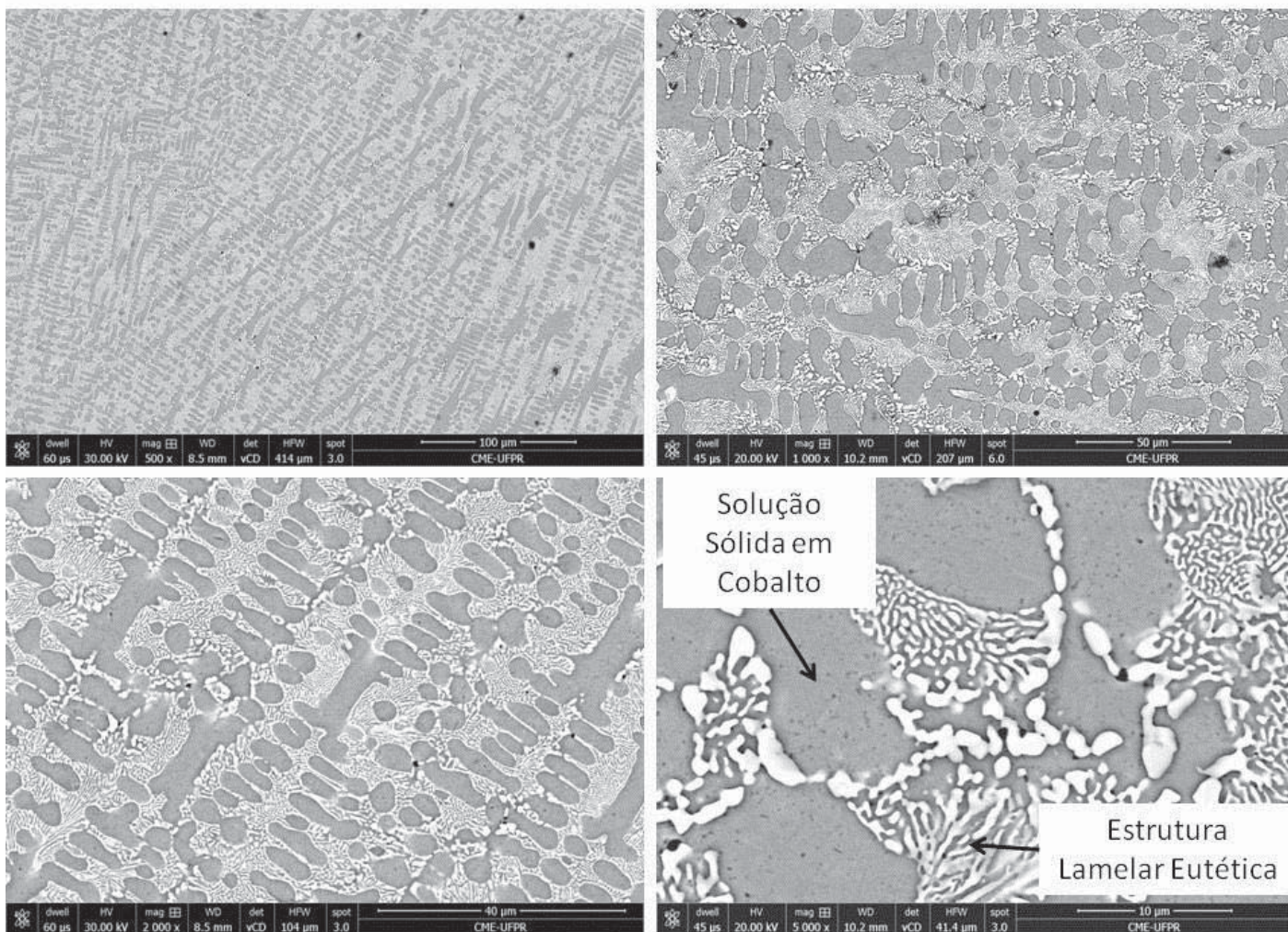


Figura 20 - Microestrutura hipoeutética contendo dendritas de Cobalto e estrutura interdendrítica lamelar eutética para a liga Tribaloy T400 com diluição de 38%.

A partir da análise química pontual realizada por meio de EDS (Energy Dispersive Spectrometry) acoplado ao microscópio eletrônico de varredura, confirmou-se o efeito da diluição sobre a composição química dos revestimentos. Maior teor de Ferro, Cromo e Níquel foi verificado nos revestimentos da liga T400, uma vez que o substrato aço AISI 316L apresenta 70% de Ferro, 17% de Cromo e 10 % de Níquel na composição química.

Como consequência, os teores resultantes de Silício e Molibdênio foram reduzidos à medida que a diluição aumentou, promovendo a redução da fração de fase Laves formada, Tabela 9. Isto comprova o efeito da diluição no deslocamento da composição hipereutética da liga original T400 (XU et al., 2007). Adicionalmente, foi realizada a medida da fração de estrutura eutética dos revestimentos, Figura 21.

Tabela 9 - Composição química pontual realizada sobre as microestruturas dos revestimentos: Laves: fase de Laves, Co-SS: Solução Sólida em Cobalto.

		Composição Química Pontual – EDS					
Corrente (A)	Região	Wt%					
		Si	Mo	Co	Cr	Fe	Ni
	Composição liga T400	2,6	28,5	Bal.	8,5	-----	-----
120	Laves	2,23	29,42	49,58	9,02	9,75	
	Co-SS	0,81	14,04	56,23	12,30	13,42	3,20
150	Laves	2,12	28,40	42,08	9,32	18,08	
	Co-SS	0,86	11,84	48,64	13,44	21,08	4,14
180	Laves	2,36	22,56	37,37	11,08	26,63	
	Co-SS	0,85	11,94	41,65	14,23	27,28	4,05

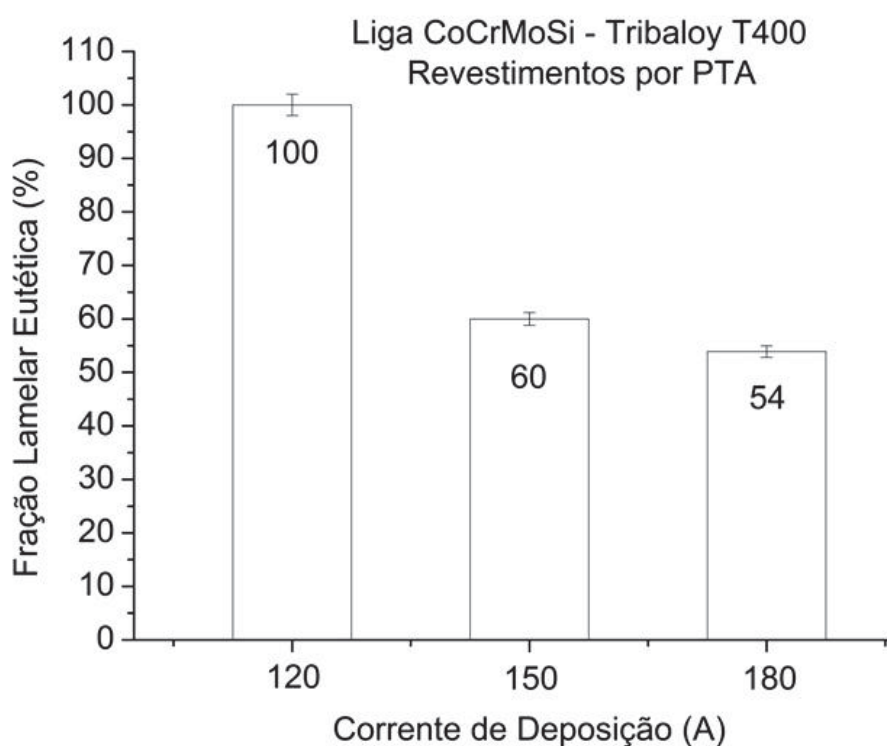


Figura 21 - Fração lamelar eutética para cordões únicos da liga Tribaloy T400.

A modificação da composição química tem sido objeto de alguns estudos para elevar a tenacidade destas ligas, por ser este um dos fatores limitantes para muitas aplicações. Assim, considerando a produção de revestimentos, a diluição poderá ser benéfica para propriedades, como ductilidade e tenacidade, mesmo este não sendo o objeto de estudo do presente trabalho. De acordo

com SCHEID e D'OLIVEIRA (2013), a menor fração de fase de Laves afeta a dureza e a resistência ao desgaste da liga Tribaloy T400.

5.3 DUREZA DOS REVESTIMENTOS

Os revestimentos apresentaram dureza uniforme ao longo da espessura, conforme perfis de dureza realizados na seção transversal. A dureza foi medida a partir do topo dos cordões únicos até o substrato do aço inoxidável AISI 316L, Figura 22.

Observou-se significativa redução na dureza dos revestimentos com o aumento da corrente de deposição ou diluição, mostrando faixa de dureza média entre 702 HV_{0,5} e 526 HV_{0,5}. O aumento do teor de Ferro, Cromo e Níquel, principalmente, levam à redução na fração de fase intermetálica de elevada dureza de Laves, primeiramente pela supressão da fase primária (para 18 % diluição) e em seguida leva ao aparecimento de dendritas de solução sólida em Cobalto, fase de baixa dureza. A dureza da estrutura eutética observada de cerca de 700 HV_{0,5}, mostra valor um pouco menor em relação à estrutura similar da liga T400 depositada por *Laser Cladding* (PRZYBYLOWICZ e KUSINSKI, 2000) e valores similares aos relatos anteriores para deposição de ligas com fases Laves por PTA.

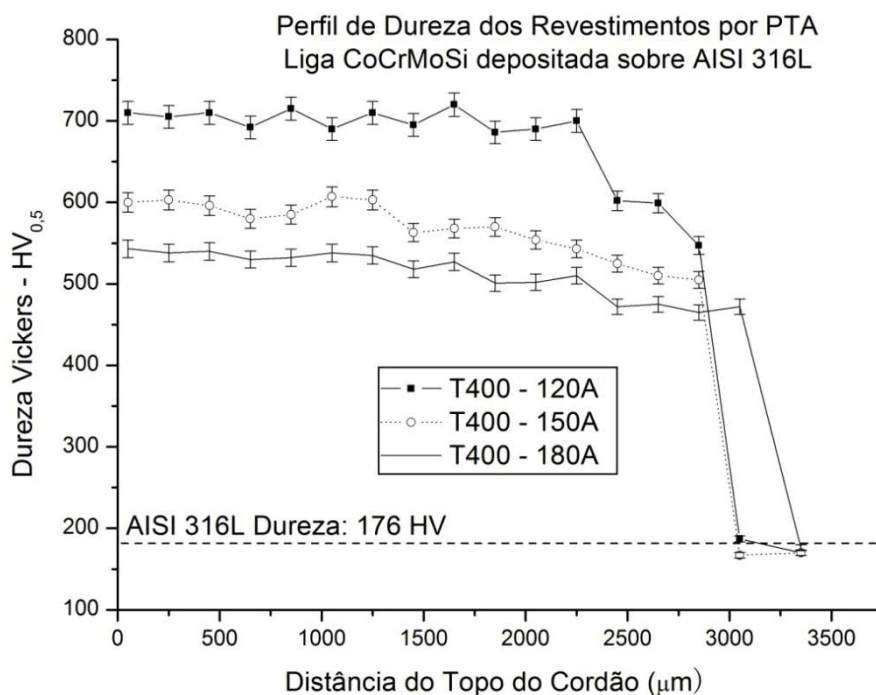


Figura 22 - Dureza Vickers dos revestimentos por PTA da liga Tribaloy T400.

Revestimentos depositados neste trabalho com corrente de 150 A apresentaram dureza de 582 HV_{0,5} para a liga T400 processada por PTA, 70 HV_{0,5} menor em relação aos resultados encontrados por SCHEID e D'OLIVEIRA (2010). Para 180 A de corrente de deposição, a dureza foi reduzida ainda mais, chegando à média de 526 HV_{0,5}.

5.4 ENSAIOS DE DESGASTE EM CORDÕES ÚNICOS

O impacto das mudanças observadas para a microestrutura e dureza dos revestimentos de cordões únicos sobre a resistência ao desgaste por deslizamento foi avaliado nesta seção. Com o intuito de identificar a relação entre as propriedades dos depósitos e a resistência ao desgaste, os parâmetros de teste foram mantidos constantes, conforme apresentado anteriormente.

A maior interação com o substrato (diluição) promoveu mudanças significativas sobre a taxa de perda de massa dos revestimentos. Apesar disso, comportamento linear entre a perda de massa e a distância de deslizamento foi verificado, auxiliando na determinação das taxas de desgaste (mg/m),

correspondentes ao coeficiente angular das curva de desgaste conforme previsto por SCHEID e D'OLIVEIRA (2013), Figura 23.

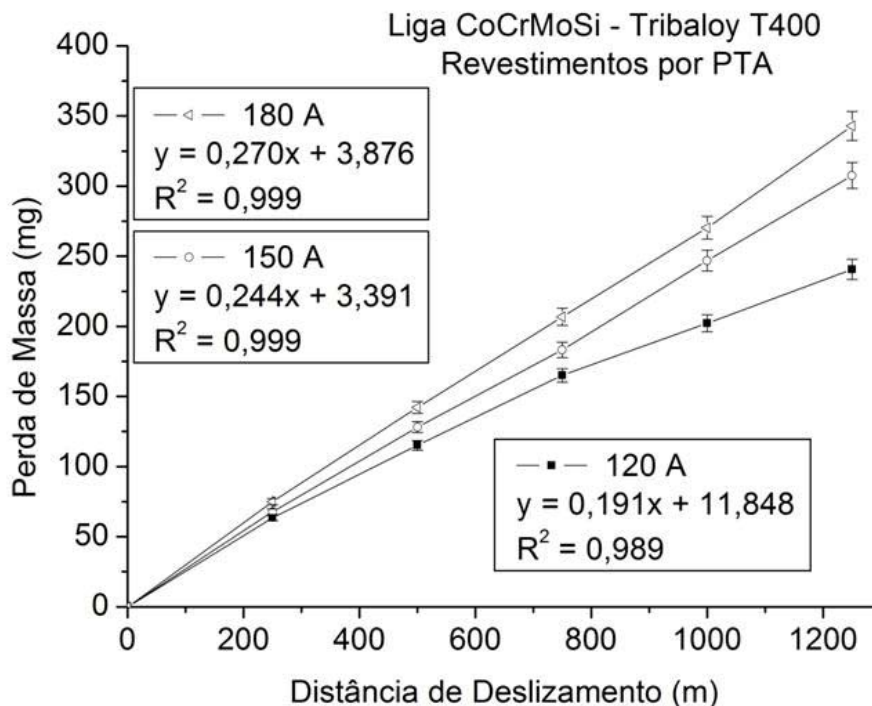


Figura 23 - Curvas de desgaste obtidas para os revestimentos de liga Tribaloy T400 produzidos a partir de cordões únicos.

Maior taxa de desgaste em deslizamento foi obtido para os revestimentos com menor dureza e menor fração de eutético, confirmando a importância da fase de Laves sobre esta propriedade nas ligas da família Tribaloy. Os resultados seguiram a equação de Holm-Archard, que estabelece uma relação para o desgaste abrasivo inversamente proporcional entre volume de desgaste e dureza (RABINOWICZ, 1995).

$$Q = \frac{K \cdot W \cdot L}{H} \quad (2)$$

onde: Q é o volume do desgaste produzido, K é uma constante adimensional, W*L é a energia dispendida e H é a dureza da superfície de contato.

As variações na composição química dos revestimentos da liga Tribaloy T400 influenciaram a taxa de perda de massa. Os revestimentos processados com 18% de diluição apresentaram a menor taxa de desgaste (0,191 mg/m). Quando a diluição aumentou para 26% e depois para 38%, a taxa de perda de massa aumentou para 0,244 mg/m e 0,270 mg/m, respectivamente. Conforme LIU et al. (2005) e GAO et al. (2011), o melhor comportamento ao desgaste está relacionado à fração lamelar eutética e, conseqüentemente, com a proporção de fase intermetálica de elevada dureza de Laves.

O deslocamento da composição da liga para hipoeutética induziu ao aparecimento da fase solução sólida em Cobalto, de menor dureza. De acordo com DONACHIE e DONACHIE (2002), isto ocorreu devido ao teor mais elevado de Ferro e Cromo, elementos que desenvolvem solução sólida substitucional no Cobalto. Segundo SCHEID e D'OLIVEIRA (2013), uma inferior resistência ao desgaste foi evidenciada, seguindo os resultados preliminares obtidos para liga CoCrMoSi.

A mudança na diluição de 18% para 26% levou a um aumento de 27,6% na taxa de perda de massa. A diluição de 38% resultou em incremento de 41,7% na taxa de perda de massa, Figura 24.

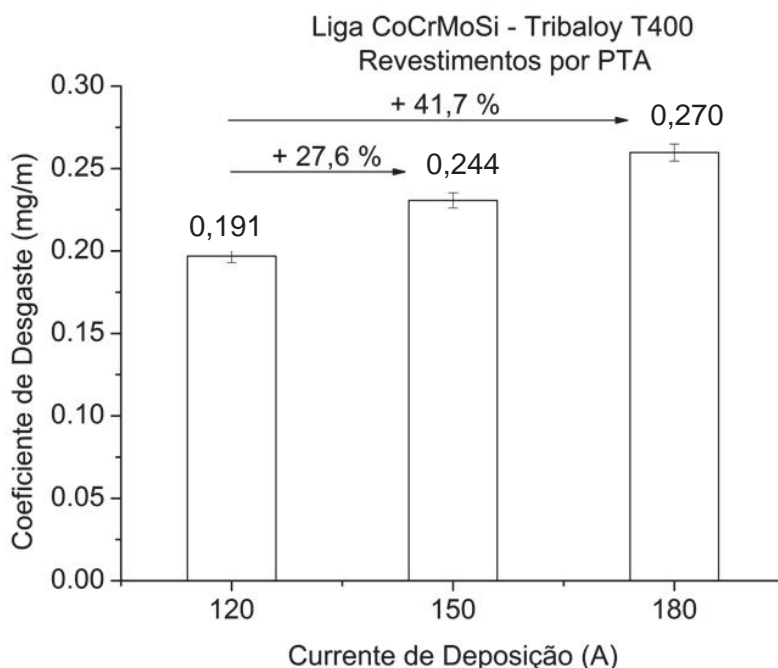


Figura 24 - Taxa de desgaste obtidos para os revestimentos de liga Tribaloy T400.

O coeficiente de atrito foi determinado entre os revestimentos e a esfera de Zircônia (ZrO_2). Menor valor de coeficiente de atrito ($\mu = 0,45$) foi obtido para os revestimentos com microestrutura eutética e maior dureza. Os revestimentos com microestrutura hipoeutética apresentaram os maiores valores ($\mu = 0,90$ e $\mu = 1,06$), Figura 25.

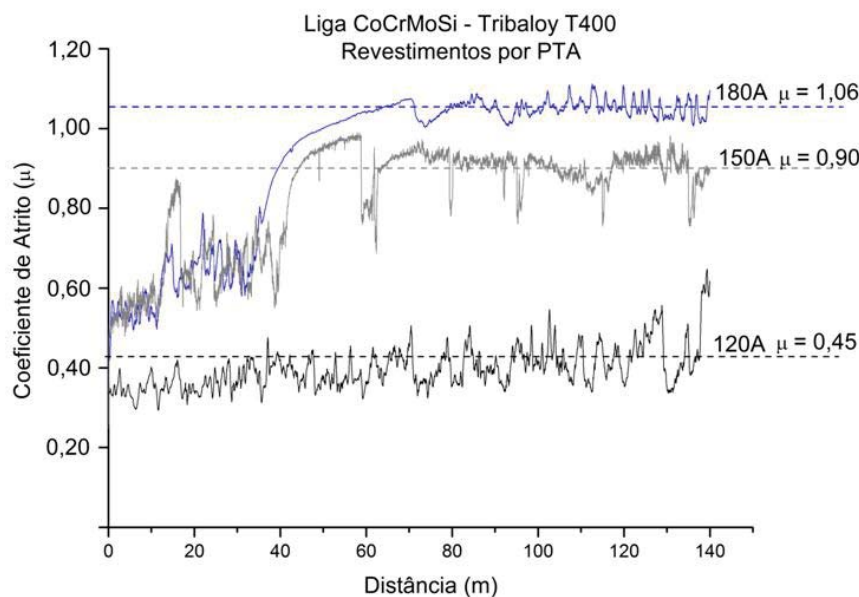


Figura 25 - Coeficientes de atrito para revestimentos com a liga CoCrMoSi nas 3 condições de deposição.

Segundo WEI et al. (2004) e ÇELIK et al. (2008), a liga CoCrMo forjada apresenta coeficiente de atrito variando entre 1,0 e 1,1 contra uma esfera de cerâmica, enquanto que a liga Tribaloy T400C fundida tem $\mu = 0,6$.

Com relação aos revestimentos obtidos por PTA, a microestrutura eutética apresentou trilhas de desgaste como resultado do destacamento de pequenas áreas lamelares de fase intermetálica e dura de Laves, enquanto os revestimentos hipoeutéticos apresentaram destacamento de maiores “debris”, Figuras 26 a 28. A alteração da intensidade do destacamento observado justifica a presença de um grande salto no coeficiente de atrito e maior oscilação observada nas curvas para os revestimentos hipoeutéticos.

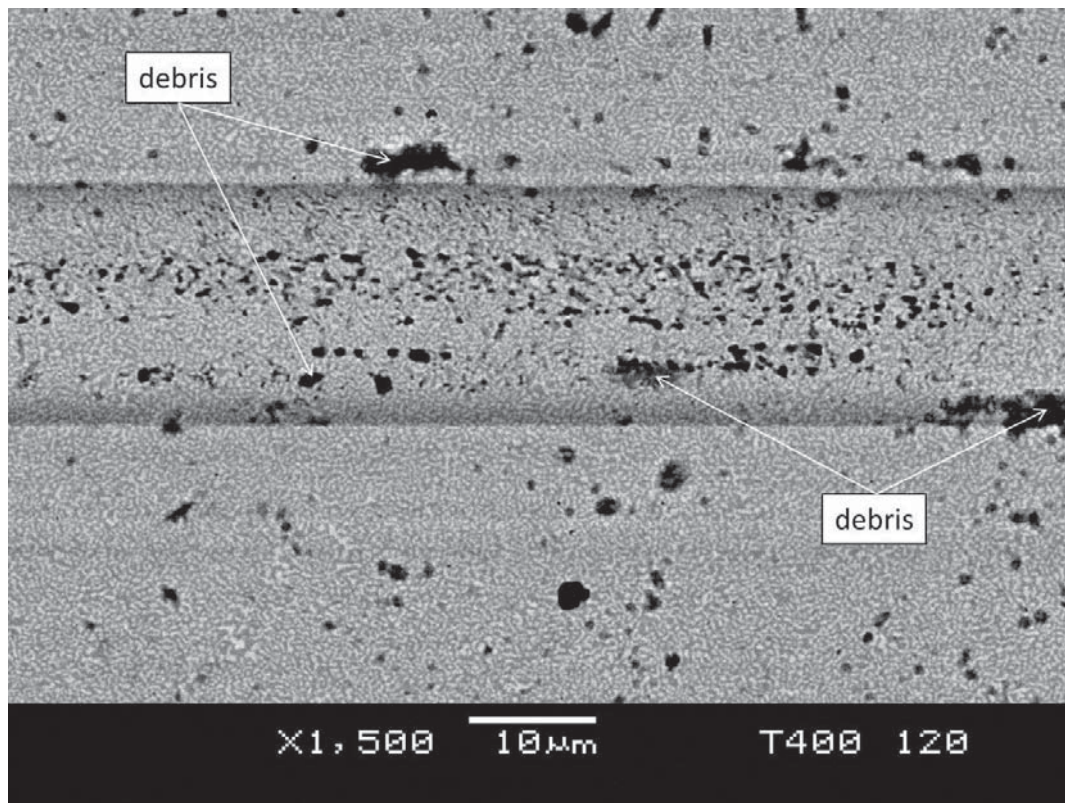


Figura 26 - Trilha de desgaste da liga Tribaloy T400 com estrutura eutética, mostrando a geração de pequenos “debris” em um arranhão ou “groove” (120 A).

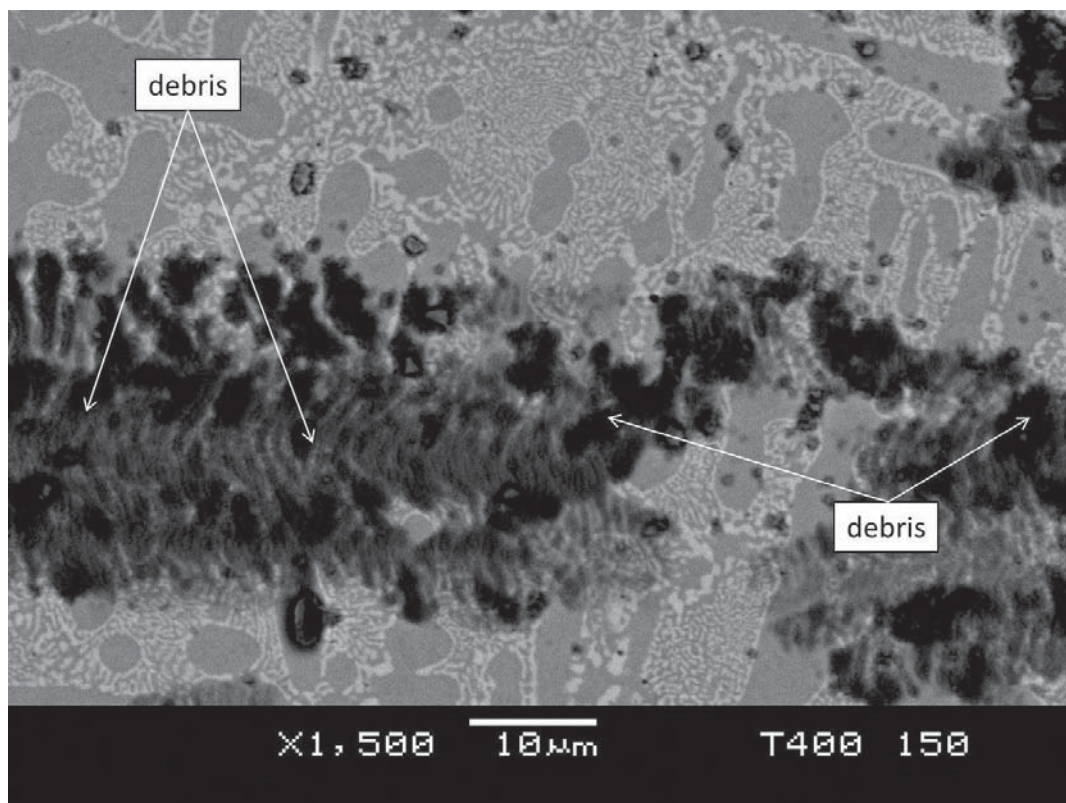


Figura 27 - Trilha de desgaste da liga Tribaloy T400 com estrutura hipoeutética, mostrando a geração de grandes “debris” arrancados na trilha (150 A).

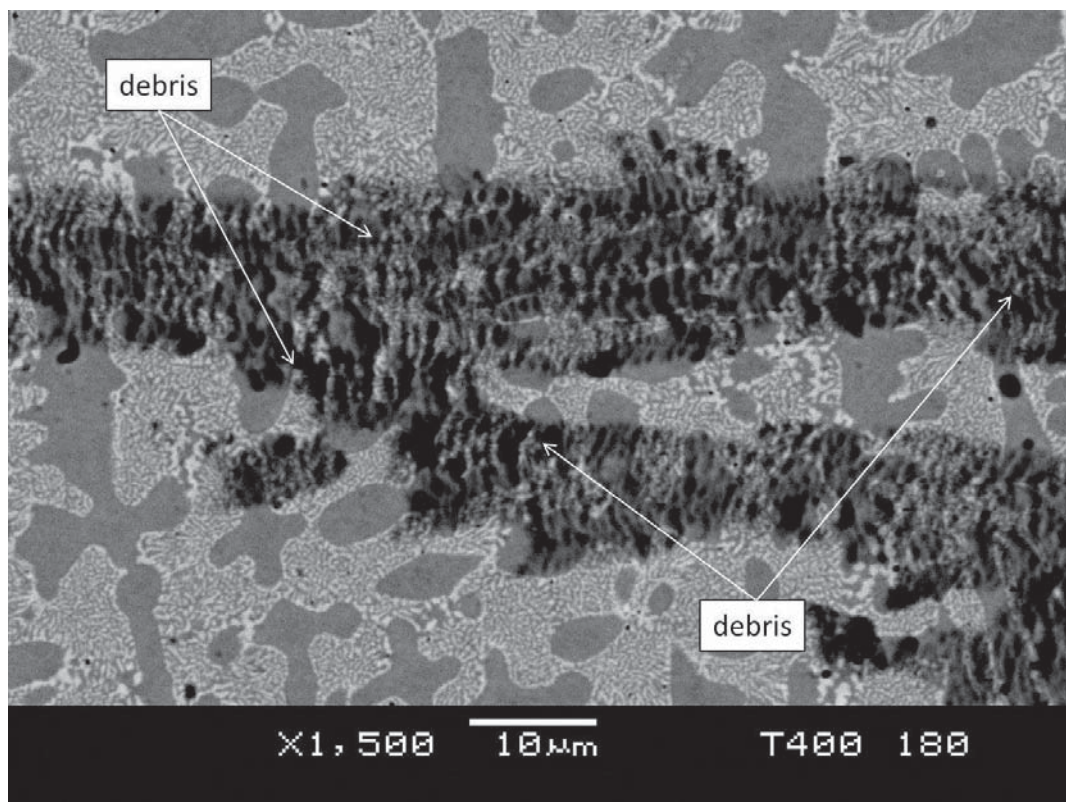


Figura 28 - Trilha de desgaste da liga Tribaloy T400 com estrutura hipoeutética, mostrando a geração de grandes “debris” arrancados na trilha de desgaste (180 A).

A presença de dendritas de Cobalto em solução sólida modificou a intensidade do destacamento porque este não suporta adequadamente a fase com dureza mais elevada ou microestrutura interdendrítica lamelar eutética, que foi desgastada / arrancada, promovendo a formação de grandes “debris”, quando comparadas à superfície da trilha na liga com estrutura eutética.

Conforme proposto inicialmente, a interação com o substrato durante o processamento por PTA afeta de forma significativa a composição química dos revestimentos. A composição mudou a microestrutura de hipereutética para eutética e hipoeutética, dependendo do grau de interação (diluição). O volume da fração da fase de Laves e de elementos de liga em solução sólida, os quais são alterados pelo aumento do teor de Ferro, Cromo e Níquel, influenciaram diretamente na dureza dos revestimentos (DONACHIE e DONACHIE, 2002).

Seguindo o mesmo raciocínio, o comportamento em desgaste também foi alterado, resultando em um aumento significativo da taxa de perda de massa e do coeficiente de atrito.

5.5 EFEITO DA SOBREPOSIÇÃO NO REVESTIMENTO DE ÁREAS COM LIGA TRIBALOY T400

O estudo do efeito da sobreposição sobre as características dos revestimentos de liga Tribaloy T400 é de extrema relevância para a aplicação prática. Um grande número de pesquisas vem sendo desenvolvidas a partir do estudo de cordões únicos, para melhor entender o comportamento dos revestimentos. Para tal, cada sistema de ligas em particular pode apresentar diferente resposta às condições de deposição.

Este capítulo apresenta os resultados da produção de revestimentos com dois diferentes níveis de sobreposição: 25% e 50%. A corrente de deposição escolhida para a produção dos revestimentos considerou a maior largura e menor ângulo de molhabilidade dos cordões únicos produzidos e analisados anteriormente. Assim, a corrente de deposição de 180 A foi escolhida para o revestimento de áreas, enquanto os outros parâmetros de processo foram mantidos constantes.

5.5.1 Efeito do grau de sobreposição sobre a microestrutura e fases dos revestimentos

A microestrutura hipereutética da liga Tribaloy T400, composta por fase primária de Laves em uma estrutura eutética lamelar não foi observada para o primeiro cordão dos revestimentos de área. O primeiro cordão apresentou microestrutura hipoeutética, conforme descrito anteriormente para 38% de diluição (cordões únicos). Uma vez que a sobreposição de cordões envolve agora a fusão parcial do substrato de aço e do cordão anterior, mudanças na microestrutura são esperadas.

A diluição total foi medida pela relação entre a área fundida do substrato e a área total fundida. Apesar da alteração gradual da diluição a partir do segundo cordão, até atingir um valor aproximadamente constante, não foram feitos cálculos da diluição composta pela área fundida do substrato e da área fundida do cordão anterior. Isto se justifica porque a microestrutura

desenvolvida não foi alterada significativamente a partir do segundo cordão depositado.

A diluição média encontrada para a sobreposição de 25% e 50% foi de 17% e 13%, respectivamente. A comparação com a diluição do primeiro cordão (38%) indicou uma redução de 55% e 66 %, confirmando a importante dependência das características dos revestimentos com o percentual de sobreposição.

A partir do segundo cordão, microestrutura completamente eutética lamelar foi obtida para 25% de sobreposição e hipereutética para 50 % de sobreposição, Figuras 29 e 30. A menor diluição dos revestimentos processados com 50% de sobreposição levou a solidificação para hipereutética, composta por fase primária de Laves em um eutético lamelar, o que não havia ocorrido para nenhuma das condições de processamento de cordões únicos. O comportamento observado foi o oposto ao da corrente de deposição, afetando a composição química e a microestrutura dos revestimentos, conforme relatos anteriores XU et al. (2007), DONACHIE e DONACHIE (2002).

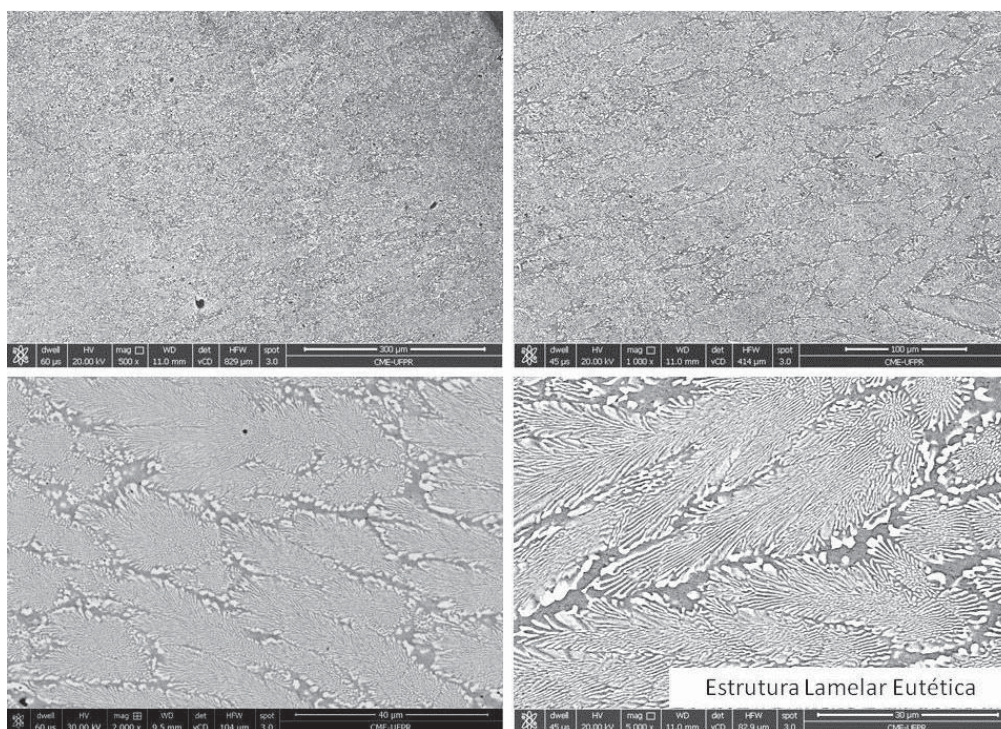


Figura 29 - Microestrutura eutética lamelar obtida para a liga Tribaloy T400 depositada com 180 A de corrente e 25 % de sobreposição de cordões (SCHEID e D'OLIVEIRA, 2011).

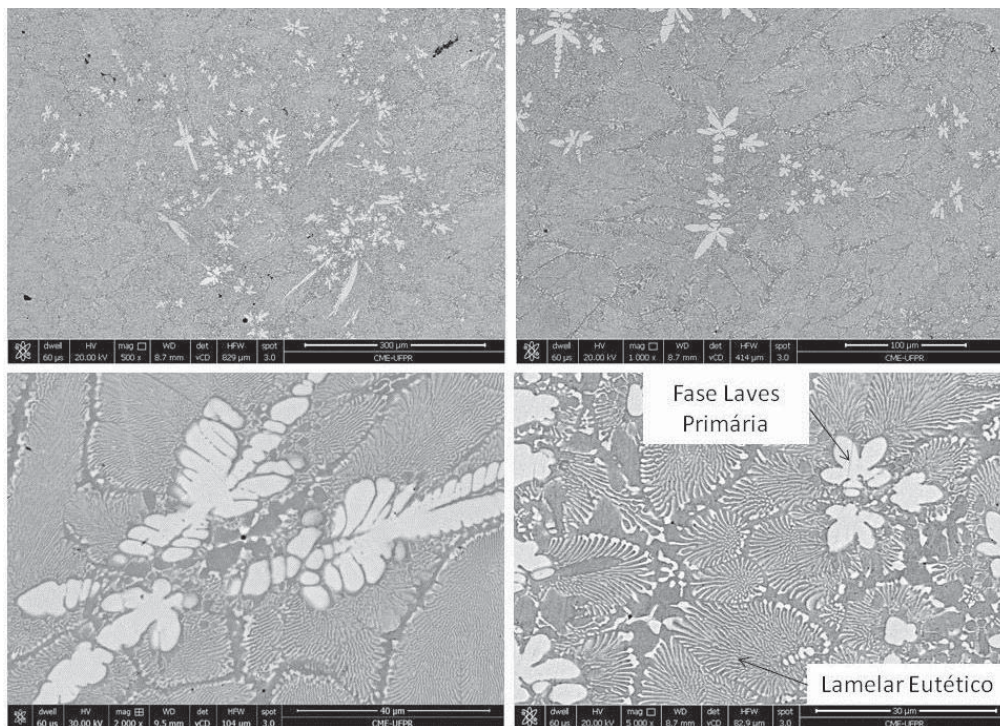


Figura 30 - Microestrutura hipereutética com fase primária de Laves e estrutura lamelar eutética obtida para a liga Tribaloy T400 depositada com 180 A de corrente e 50 % de sobreposição de cordões (SCHEID e D'OLIVEIRA, 2011).

A análise quantitativa da microestrutura dos revestimentos revelaram que o primeiro cordão apresenta aproximadamente 54% de estrutura lamelar eutética e 46% de estrutura dendrítica de solução sólida em Cobalto. A partir do segundo cordão, os revestimentos com 25% de sobreposição apresentaram microestrutura 100% eutética, enquanto os revestimentos processados com 50% de sobreposição apresentaram 84% de estrutura eutética lamelar e 16% de fase primária de Laves, que está ilustrado na Figura 31.

Apesar das grandes diferenças observadas para os revestimentos em termos microestruturais, o tipo de fases formadas não foi alterado. As fases solução sólida em Cobalto (CFC) e Laves CoMoSi e $\text{Co}_3\text{Mo}_2\text{Si}$ foram observadas para os dois níveis de sobreposição, sugerindo que não afeta o tipo de fases formadas, mas somente a sua fração relativa, Figura 32.

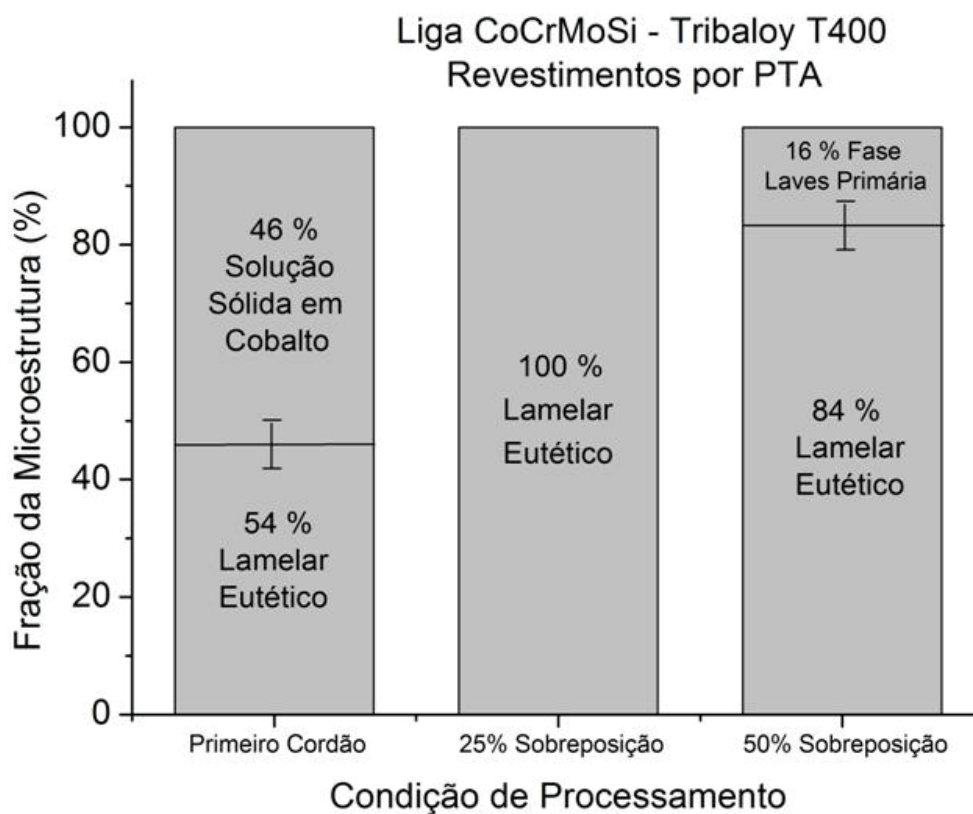


Figura 31 - Composição percentual da microestrutura em revestimentos de área com a liga Tribaloy T400.

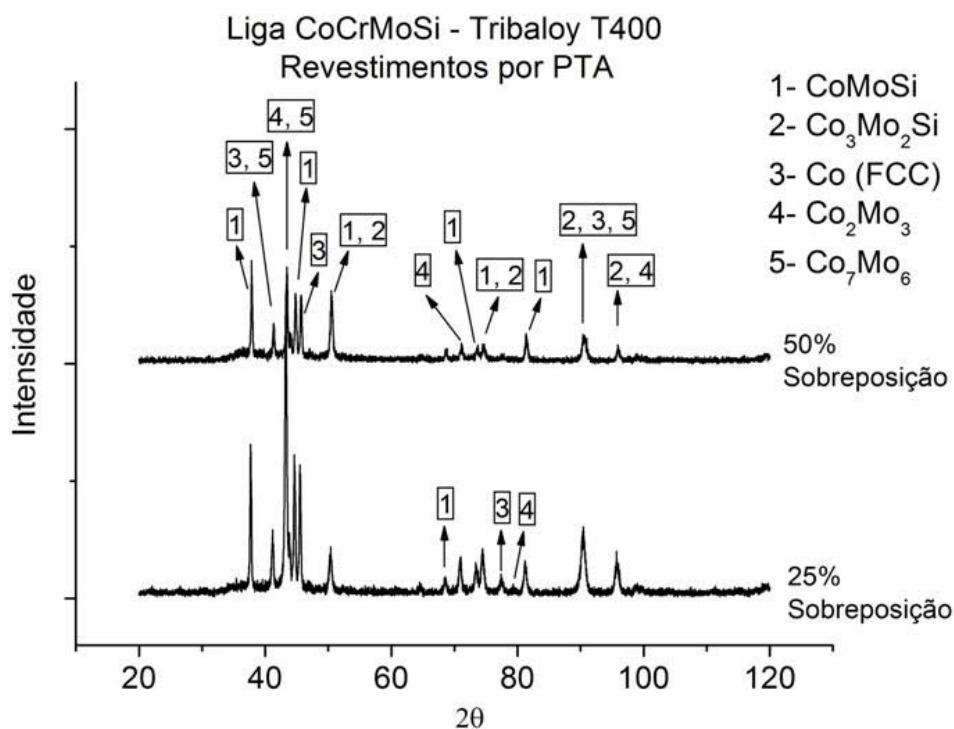


Figura 32 - Fases formadas para os revestimentos de área com a liga Tribaloy T400.

Um grande número de trabalhos de pesquisa vem sendo realizados para elevar a ductilidade da liga Tribaloy T400 fundida por meio da redução do teor de Molibdênio e Silício. Como consequência da redução do teor destes elementos de liga, ocorre a redução da fração de fase de Laves e melhor ductilidade é relatada, PRZYBYLOWICZ e KUSINSKI (2000), LIU (2005).

De forma similar, observou-se para os cordões únicos que o aumento da diluição ao substrato é decorrente do aumento da corrente de deposição e promove a redução na fração de fase Laves. Isto mostra que o controle da interação substrato permite alterar a ductilidade e a tenacidade em revestimentos.

No mesmo sentido, a microestrutura de revestimentos apresentou dependência direta com o percentual de sobreposição, uma vez que este afeta diretamente a diluição. Observou-se que o aumento no percentual de sobreposição promove o deslocamento da composição de hipocobalto para hipereutética, alterando diretamente a fração de fase Laves obtida. Não há relatos do efeito da sobreposição sobre a microestrutura da liga Tribaloy T400 processada por PTA.

Finalmente, observou-se que a corrente de deposição e o percentual de sobreposição apresentam uma forte influência sobre a interação com o substrato e devem ser considerados no projeto e desenvolvimento de áreas revestidas com a liga Tribaloy 400. Os princípios adotados para a produção de ligas fundidas com maior tenacidade, e que consideram a alteração da composição química nas ligas endurecidas por fase Laves, podem ser usados como referência para a discussão dos fenômenos observados com a interação com o substrato, LIU, 2007 e XU, 2007.

5.5.2 Interfaces dos revestimentos

Uma vez que mudanças na microestrutura ocorrem em função de interações que mudam a composição química, as interfaces com o aço base e com o cordão anterior foram analisadas.

Para o primeiro cordão, a interface entre os revestimentos e substrato de aço AISI 316L apresentou uma solidificação com crescimento planar com

espessura entre 5 e 20 μm na forma de uma camada contínua de solução sólida em Cobalto. Com a redução da temperatura da poça fundida, forma-se uma estrutura colunar dendrítica de solução sólida em Cobalto e interdendrítica eutética, seguida de uma estrutura hipoeutética do cordão, evidenciado nas Figuras 33a e 34a, como consequência do mais elevado teor de Ferro, Cromo e Níquel.

A partir do segundo cordão, revestimentos com 25% e 50% de sobreposição apresentaram a região inicial planar, seguido de crescimento colunar dendrítico que atinge espessura de até 100 μm e depois apresentaram a estrutura dendrítica eutética ou hipereutética, conforme o grau de sobreposição dos cordões, Figuras 33b a 33d e Figuras 34b a 34d.

A formação desta região hipoeutética (dureza entre 480 e 500 $\text{HV}_{0,5}$) formada na interface com o substrato de aço AISI 316L pode ser benéfica para as propriedades do componente revestido, já que reduz o gradiente de dureza na interface revestimento/substrato.

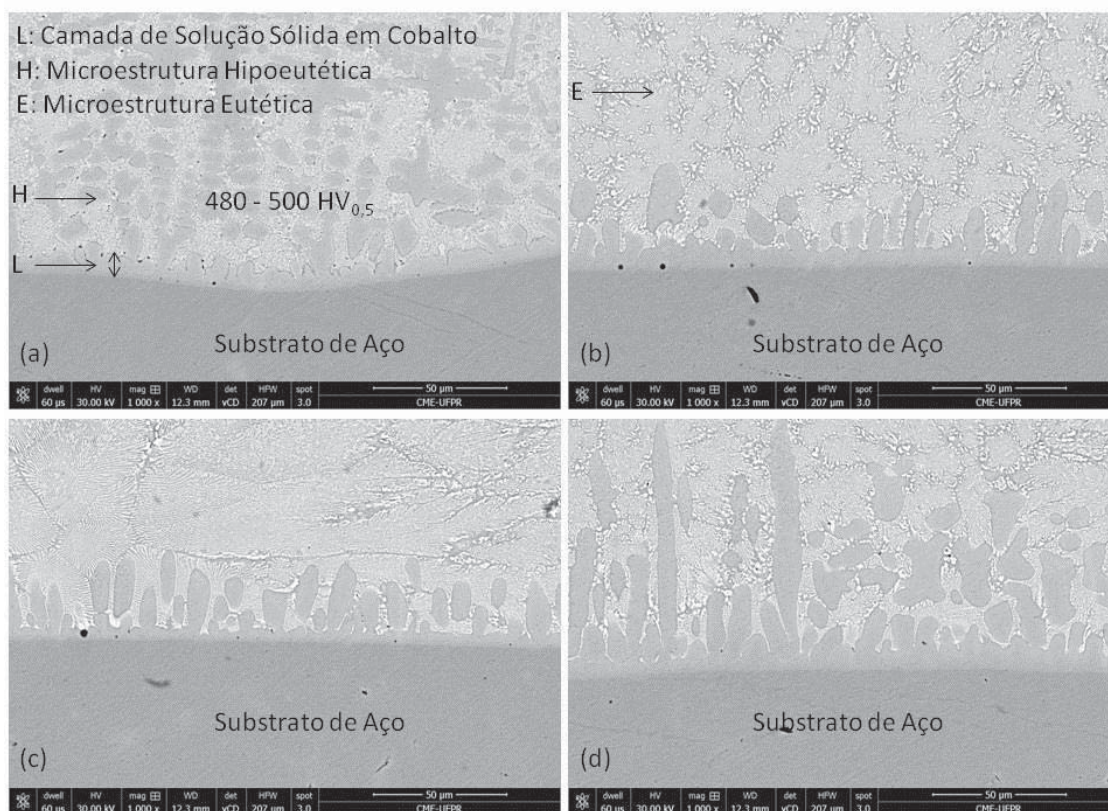


Figura 33 - Microestrutura da liga Tribaloy T400 na interface com o substrato com 25% de sobreposição, para: (a) 1º cordão, (b) 2º cordão, (c) 3º cordão e (d) 5º cordão.

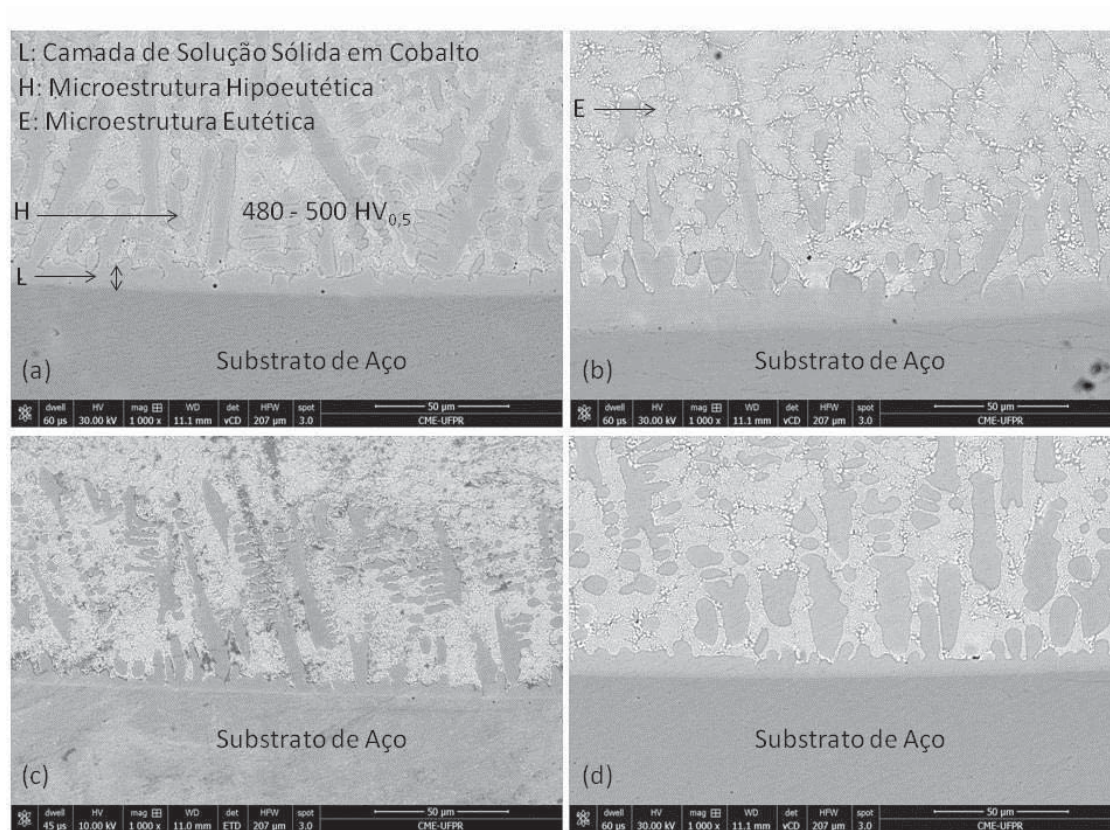


Figura 34 - Microestrutura da liga Tribaloy T400 na interface com o substrato com 50% de sobreposição, para: (a) 1º cordão, (b) 2º cordão, (c) 3º cordão e (d) 5º cordão.

A análise da interface entre os cordões mostrou a formação de uma faixa com fase Laves esferoidizada provavelmente devido ao aquecimento em que ocorre na zona afetada pelo calor. A esferoidização da fase Laves ocorreu independentemente do grau de sobreposição dos cordões.

Esta faixa com microestrutura coalescida apresentou espessura entre 500 a 800 µm, iniciando na linha de fusão e se estendendo até o topo dos cordões, Figuras 35 e 36.

A zona termicamente afetada observada na região entre os cordões é devido ao ciclo térmico em função dos sucessivos passes de revestimento. O coalescimento da fase Laves nestas regiões apresenta dureza similar (580 – 590 HV_{0,5}), conforme pesquisas anteriores realizadas por SCHEID e D'OLIVEIRA (2013), que estudaram o envelhecimento de revestimentos da liga T400 a 1000°C e também para a zona afetada termicamente em revestimentos da mesma liga por Laser Cladding (PRZYBYLOWICZ e KUSINSKI, 2000).

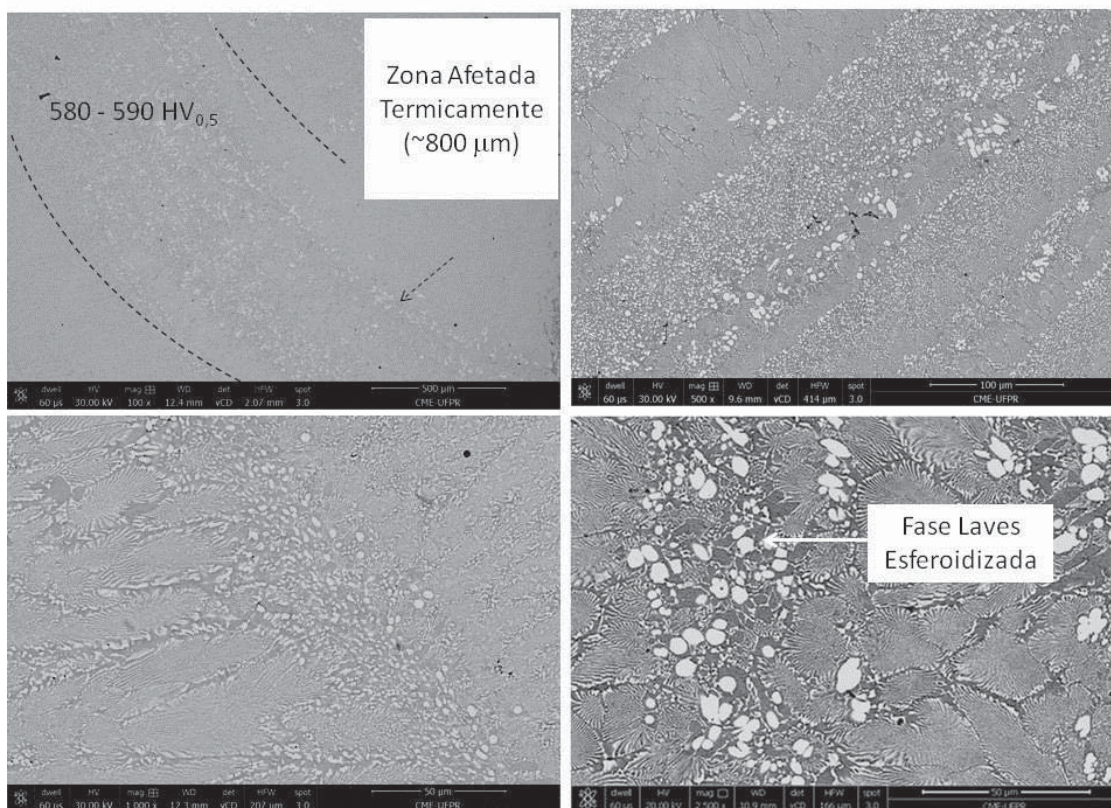


Figura 35 - Microestrutura da liga Tribaloy T400 na interface entre cordões (ZTA) com 25% de sobreposição.

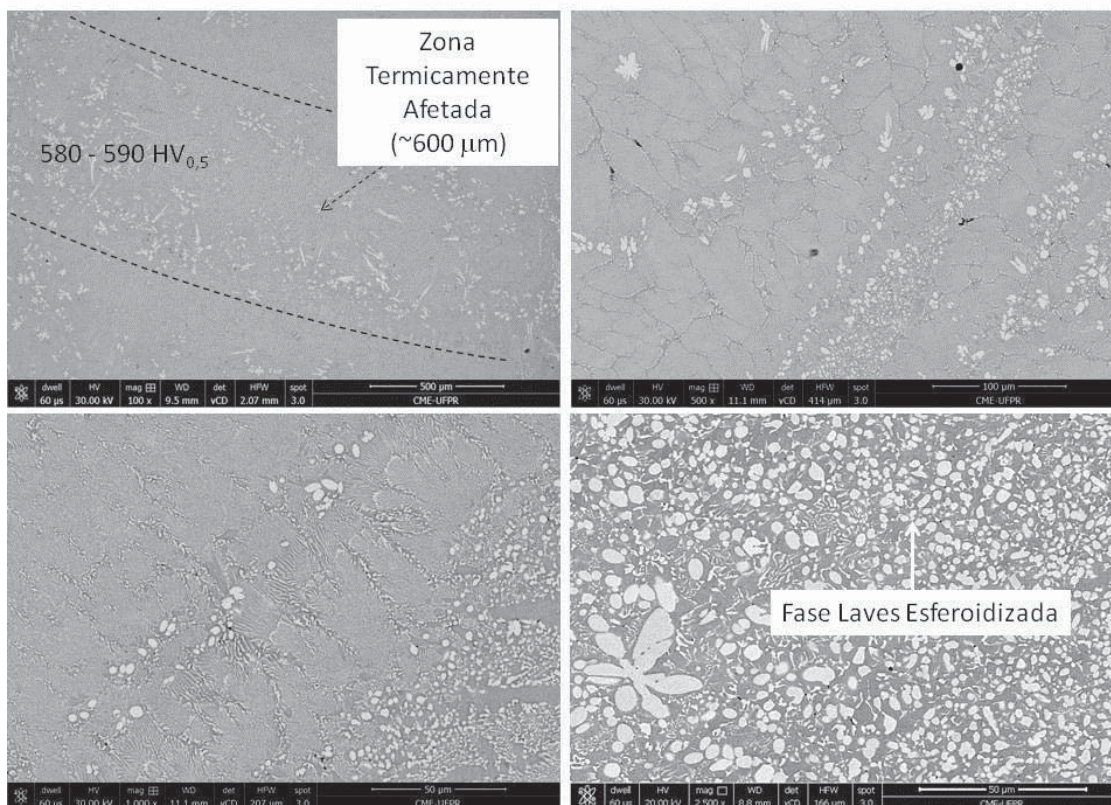


Figura 36 - Microestrutura da liga Tribaloy T400 na interface entre cordões (ZTA) com 50% de sobreposição.

5.5.3 Efeito da sobreposição na dureza e desempenho em desgaste por deslizamento

As ligas de Cobalto CoCrMoSi são materiais reforçados por intermetálicos e a composição química da liga é referida como o fator mais importante que dita a fração de fase dura de Laves (CAKMAK et al., 2010). Considerando a alteração da diluição promovida pela sobreposição de cordões e que alterou significativamente a microestrutura, diferenças importantes de desempenho são esperadas.

A maior diluição leva a redução na dureza dos revestimentos, como consequência da redução do volume de fase Laves. A menor dureza de revestimentos foi obtida para cordões únicos (527 HV_{0,5}) que apresentaram diluição de 38%, como resultado da reduzida fração de fase de Laves, medida indiretamente pela menor fração eutética e ausência de fase primária nesta condição, conforme relatado anteriormente por LIU et al. (2005).

A sobreposição promoveu o aumento da dureza, como resultado da redução na diluição. Assim, a dureza atingiu 643 e 701 HV_{0,5} para 25% e 50% de sobreposição, respectivamente, Figura 37. Isto representa elevação entre 22% e 33% nesta propriedade. Os resultados obtidos seguem a mesma tendência do trabalho de XU et al. (2007), que propôs a alteração da composição na liga fundida.

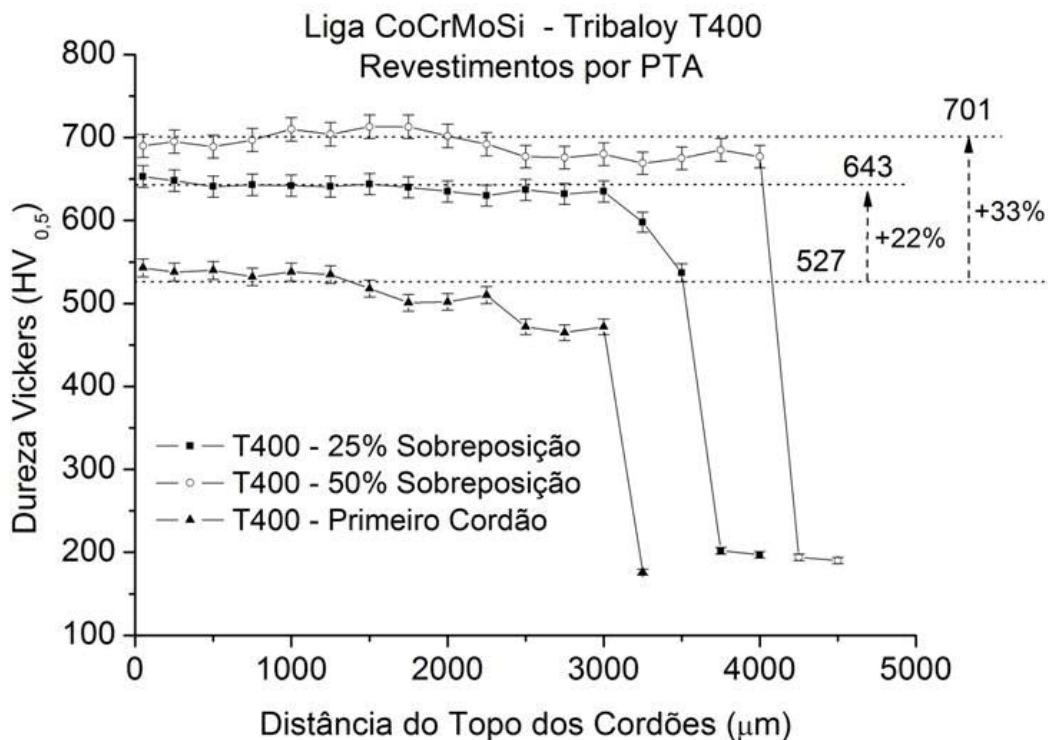


Figura 37 - Dureza Vickers dos revestimentos de liga Tribaloy T400 com 25% e 50% de sobreposição.

A dureza medida na interface dos revestimentos com o substrato apresentou valores entre 480 e 500 HV_{0,5}, seguindo valores desenvolvidos para estruturas hipoeutéticas. Por outro lado, a zona afetada termicamente mostrou esferoidização da fase Laves, resultando em decréscimo da dureza para a faixa entre 580 e 590 HV_{0,5}.

Para avaliar o desempenho em desgaste dos revestimentos, ensaios de desgaste abrasivo por deslizamento foram realizados e a taxa de perda de massa foi determinada.

A menor taxa de perda de massa de 0,146 mg/m foi obtida para revestimentos hipereutéticos obtidos com 50% de sobreposição, seguindo os relatos de que maior fração de fase Laves resulta em melhor desempenho deste sistema de ligas de acordo com SCHEID e D'OLIVEIRA (2013). Maiores taxas de perda de massa foram obtidos para a região hipoeutética do primeiro cordão (0,275 mg/m) e eutética dos revestimentos com 25% de sobreposição, Figura 38.

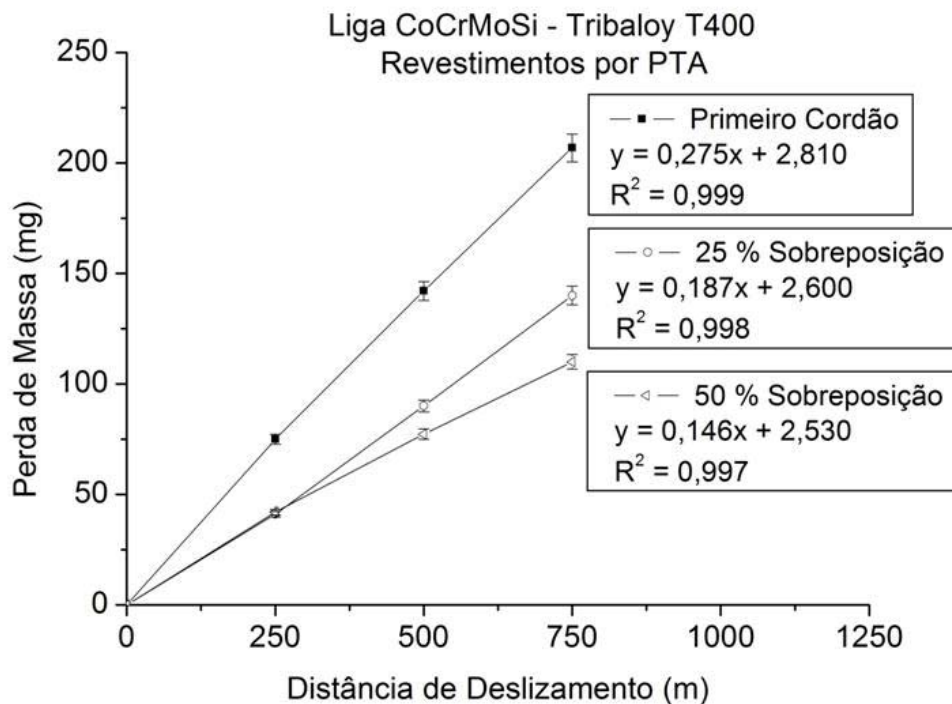


Figura 38 - Curvas de desgaste para os revestimentos de liga Tribaloy T400.

Foram obtidas diferenças significativas na taxa de perda de massa. Incremento na taxa de perda de massa de 28% foi observado com a supressão da fase primária de Laves para 25% de sobreposição e de 88% em relação à estrutura hipoeutética do primeiro cordão, Figura 39. Devido à baixa diluição, maior sobreposição levou a composição de volta ao hipereutético com fase primária de Laves, resultando no melhor desempenho em desgaste observado.

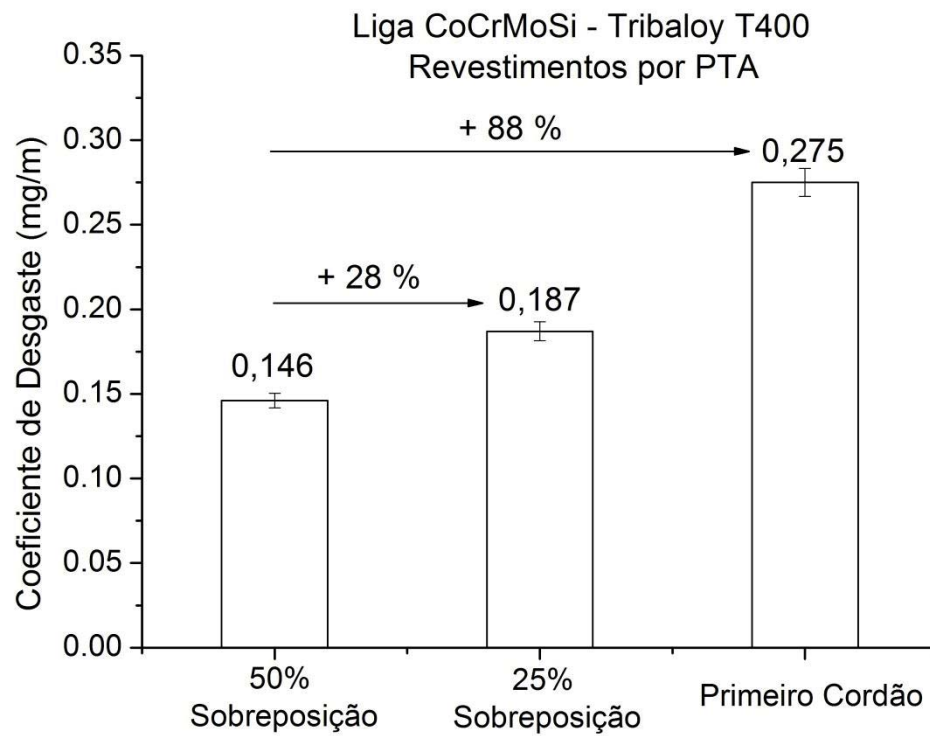


Figura 39 - Taxas de desgaste para os revestimentos de liga Tribaloy T400.

6 CONCLUSÃO

Este trabalho analisou a influência da corrente de deposição e da sobreposição de cordões sobre a diluição, microestrutura e propriedades de revestimentos de liga CoCrMoSi Tribaloy T400 obtidos por PTA. As principais contribuições são apontadas à seguir:

- 1) A intensidade de corrente influencia a geometria dos cordões formados, mostrando que o aumento da corrente resulta em maior largura dos cordões e menor ângulo de molhabilidade. Assim, estas condições apresentam maior facilidade de fabricação de revestimentos de grandes áreas, uma vez que a largura dos cordões aumentou.
- 2) Os revestimentos da liga CoCrMoSi apresentam clara dependência entre a microestrutura e as propriedades desenvolvidas e a corrente de deposição por PTA. À medida que a corrente de deposição aumenta, a composição química dos revestimentos é alterada pela diluição, o que altera a microestrutura de hipereutética para eutética ou hipoeutética, sem alteração das fases formadas.
- 3) Maior interação com o substrato (diluição) resulta em menor resistência ao desgaste. A microestrutura hipoeutética apresenta menor fração de fase de Laves, o que leva a menor resistência ao desgaste para tais revestimentos. As diferenças observadas também afetam negativamente o coeficiente de atrito e a intensidade de arrancamento de material em desgaste (“debris”).
- 4) Para o sistema de ligas CoCrMoSi, a interação com o substrato pode ser utilizada para controle da microestrutura e propriedades dos revestimentos. Foi possível reduzir o teor de elementos de ligas durante o processamento, seguindo os princípios desenvolvidos para obtenção de ductilidade mais elevada na liga Tribaloy T400 fundida.
- 5) A sobreposição influenciou significativamente a diluição com o substrato e, portanto, a microestrutura dos revestimentos. Maior teor de Ferro, Cromo e Níquel obtidos para 25% de sobreposição suprimiu a fase Laves primária, levando a uma microestrutura completamente eutética.

- 6) A microestrutura hipoeutética formada na interface com o substrato de aço foi resultado do mais elevado teor de Ferro, Cromo e Níquel nesta interface. Por outro lado, a interface entre cordões (ZTA) mostrou fase Laves esferoidizada, em decorrência do ciclo térmico na soldagem. Portanto, tanto a composição química quanto o ciclo térmico na soldagem afetam a microestrutura na interface dos cordões.
- 7) A sobreposição não altera as fases formadas nos revestimentos, mas determina a fração e distribuição de fase de Laves. O projeto da sobreposição determina a dureza e o comportamento em desgaste dos revestimentos, principalmente devido ao forte impacto da fração de fase de Laves na microestrutura.

7 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Considerando os avanços do entendimento do efeito do processamento sobre a microestrutura e as propriedades dos revestimentos de liga de Cobalto Tribaloy T400 por PTA, algumas sugestões para trabalhos futuros são apresentadas a seguir:

- ✓ Realizar medidas do teor de Ferro médio dos revestimentos avaliando o efeito sobre a resistência à corrosão destes revestimentos, a partir do levantamento das curvas de voltametria cíclica.
- ✓ Uma vez que a deposição por PTA da liga de Cobalto Tribaloy T400 sobre aço AISI 316L indicou potencial processamento de revestimentos, poderão ser realizados estudos de adição de elementos endurecedores por solução sólida ou de elementos formadores de carbonetos ou intermetálicos para manter a resistência ao desgaste dos revestimentos em maiores diluições.
- ✓ Os revestimentos de liga Tribaloy T400 poderão ser avaliados quanto à sua estabilidade em elevada temperatura, visando aplicações específicas para turbinas, componentes de fornos industriais, entre outros.
- ✓ Avaliar os revestimentos em componentes da indústria de galvanização. Nestes, os componentes estão sujeitos à corrosão em metal líquido e desgaste.
- ✓ Realizar estudos de usinabilidade dos revestimentos, a partir da medida dos esforços de usinagem, acabamento ou retífica.
- ✓ Avaliar o efeito da taxa de resfriamento sobre a microestrutura e propriedades dos revestimentos, já que esta característica não foi controlada.

REFERÊNCIAS

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

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

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

BLAU, P.J.; YAO, M.; QU, J.; WU, J. **Use of multiple criteria to map the high temperature scuffing behavior of Co-based superalloys**. Wear 267, p. 374-379, 2009.

CAKMAK, E; TEKIN, K.C.; MALAYOGLU, U. **Tribocorrosion of Stellite 706 and Tribaloy 400 superalloys**. Tribology, vol. 4, p. 8-14, 2010.

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. 1404-1407, 1992.

CALLISTER, W.D. **Ciência e Engenharia de Materiais: Uma Introdução**. 5. ed., p. 20-25, Rio de Janeiro: LTC, 2002.

ÇELIK, A.; BAYRAK, Ö.; ALSARAN, A.; KAYMAZ, I.; YETIM, A.F. **Effects of plasma nitriding on mechanical and tribological properties of CoCrMo alloy**. Surface and Coatings Technology. 202 (11), p. 2433-2438, 2008.

DAI, W. S.; CHEN, L. H.; LUI, T. S. **SiO₂ particle erosion of spheroidal graphite cast iron after surface remelting by the plasma transferred arc process**. Wear, vol. 248, p. 201-210, 2001.

DONACHIE, M.J.; DONACHIE, S.J. **Superalloys: A Technical Guide**, Second ed., ASM International, Ohio, 2002.

GAO, F.; LIU, R.; WU, X.J. **Triballoy alloy reinforced tin-bronze composite coating for journal bearing applications**. Thin Solid Films 519, p.4809-4817, 2011.

GATTO, A.; BASSOLI, E.; FORNARI, M. **Plasma Transferred Arc deposition of powdered high performances alloys: process parameters optimisation as a function of alloy and geometrical configuration**. Surface and Coatings Technology, vol. 187, p. 265-271, 2004.

GEDDES, B.; LEON, H.; HUANG X. **Superalloys – Alloying and Performance**. ASM Materials Park, p. 3-25, 2010.

GONÇALVES, R. H.; DUTRA, J. C. **PTA-P Process – A Literature Review as Basis for Innovations**. Part 2 of 2: Powder Thermal and Kinematic Behavior, Process Parameters and Consumables. *Soldagem e Inspeção*. 17 (20), p.173-183, 2012.

HALLEN, H.; LUGSCHEIDER, E.; AIT-MEKIDECHE, A. **Plasma Transferred Arc Surfacing with high deposition rates**. Proceedings of the Fourth National Thermal Spray Conference, USA, p. 537-539, 1991.

HARRIS, I. D. **Plasma Arc Welding**. In: ASM Handbook – Welding, Brazing and Soldering, vol. 6, 10th ed. ASM Metals Park, p. 195-199, 1993.

HOU, Q.Y.; GAO, J.S.; ZHOU, F. **Microstructure and wear characteristics of cobalt-based alloy deposited by plasma transferred arc weld surfacing**. *Surface and Coatings Technology*, vol. 194, p. 238-243, 2005.

JIANG, K.; LIU, R.; CHEN, K.; LAING, M. **Microstructure and tribological properties of solution-treated Tribaloy alloy**. *Wear*, vol. 307, p.22-27, 2013.

LIU R.; XU, W.; YAO, M.X.; PATNAIK, P.C.; WU, X.J. **A newly developed Tribaloy alloy with increased ductility**. *Scripta Materialia*. 53 (12), p. 1351-1355, 2005.

LIU, Y. F. et al. **Microstructure and dry-sliding wear properties of TiC-reinforced composite coating prepared by plasma transferred arc weld-surfacing process**. *Materials Science and Engineering*, vol. 458, p. 366-370, 2007.

OLIVEIRA, M. A. **Estudo do processo plasma com alimentação automática de arame**. p. 78, 2001. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica)-Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica, UFSC, Florianópolis.

PRZYBYLOWICZ, J.; KUSINSKI, J. **Laser Cladding and erosive wear of Co-Mo-Cr-Si coatings**. *Surface and Coatings Technology*, vol. 125, p. 13-18, 2000.

RABINOWICZ, E. **Friction and Wear of Materials**. Second ed., Wiley Interscience, New York, p. 143-190, 1995.

RAGHU, D.; WEBER, R. **PTA proves its worth in high-volume hardfacing jobs**. *Welding Journal*, vol. 75, p. 34-40, 1996.

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.

SCHEID, A.; D'OLIVEIRA, A. S. C. M. **Effect of Temperature and Reactivity of Molten 55Al-Zn alloy on Co based alloy coatings**. *Materials Science and Technology*, vol. 26 p. 1487-1493, 2010.

SCHEID, A.; D'OLIVEIRA, A.S.C.M. **Influence of Aluminum on the microstructure of Co based alloy coatings**. International Heat Treatment and Surface Engineering, vol. 5, p. 83-87, 2011.

SCHEID, A.; D'OLIVEIRA, A.S.C.M. **Analysis of PTA hardfacing with CoCrWC and CoCrMoSi alloys**. Soldagem e Inspeção, vol. 18, p. 322-328, 2013.

SCHEID, A.; D'OLIVEIRA, A. S. C. M. **Effect of processing on microstructure and properties of CoCrMoSi alloy**. Materials Research, 16 (6), p. 1325-1330, 2013.

SIMS, C.T.; STOLOFF, N.S.; HAGEL, W.C. **Superalloys II: High Temperature Materials for Aerospace and Industrial Power**. New York: J. Wiley, p.135-163, 1987.

SULLIVAN, C. P.; DONACHIE Jr, M. J.; MORRAL, F. R. **Cobalt based superalloys-1970**. Centre D'information du cobalt, Brussels, 1970.

VERGARA, V. M. **Inovação do equipamento e avaliação do processo plasma de arco transferido alimentado com pó (PTAP) para soldagem fora de posição**. P. 174, 2005. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) - Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica, UFSC, Florianópolis.

VERGARA, V. D., DUTRA, J. C., D'OLIVEIRA, A. S. C. **Deposição por Plasma com Arco Transferido**. Soldagem e Inspeção. São Paulo, vol. 15, No. 1, p.41-51, 2010.

WEI, R.; BOOKER, T.; RINCON,C.; ARPS, J. **High-intensity Plasma Ion Nitriding of Orthopedic Materials Part I**. Tribological study. Surface and Coatings Technology. 186 (1-2), p. 305-313, 2004.

WU, B. C. J.; REDMAN, J. E. **Hardfacing with cobalt and nickel alloys**. Welding Journal vol. 73, p. 63-68, 1994.

XU, W.; LIU, R; PATNAIK, P.C.; YAO, M.X.; WU, X.J. **Mechanical and tribological properties of newly developed Tribaloy alloys**. Materials Science Engineering A. 452-453, p. 427-436, 2007.

YAO, M.X.; WU, J.B.C.; LIU, R. **Microstructural characteristics and corrosion resistance in molten Zn-Al bath of Co-Mo-Cr-Si alloys**. Materials Science and Engineering, A 407, p. 239-305, 2005.

ZHANG, L. et al. **Effect of niobium on the microstructure and wear resistance of iron-based alloy coating produced by plasma cladding**. Materials Science and Engineering, vol. 490, p. 57-61, 2008.

ZIEDAS, S.; TATINI, I. **Soldagem**. Coleção tecnologia SENAI, São Paulo, 1997.

ZUM-GAHR, K. H. **Microstructure and Wear of Materials**. Tribology Series, 10, Elsevier, pp. 1-6, 1987.