CEFET/RJ
DIRETORIA DE PESQUISA E PÓS-GRADUAÇÃO

# UTILIZAÇÃO DO PROCESSO PLASMA PÓ PARA DEPOSIÇÃO DE REVESTIMENTOS RESISTENTES À CORROSÃO

Aline Ribeiro de Pina Rangel

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica e Tecnologia de Materiais, do Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca, CEFET/RJ, como parte dos requisitos necessários à obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica e Tecnologia de Materiais.

Orientador: Hector Reynaldo Meneses Costa
Coorientador: Humberto Nogueira Farneze

Rio de Janeiro
Maio/2021

UTILIZAÇÃO DO PROCESSO PLASMA PÓ PARA DEPOSIÇÃO DE REVESTIMENTOS RESISTENTES À CORROSÃO

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica e Tecnologia de Materiais, do Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca, CEFET/RJ, como parte dos requisitos necessários à obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica e Tecnologia de Materiais.

Aline Ribeiro de Pina Rangel

Banca Examinadora:

Presidente, Professor Dr. Hector Reynaldo Meneses Costa (CEFET/RJ) (orientador)

Professor Dr. Humberto Nogueira Farneze (CEFET/RJ) (coorientador)

Professor Dr. Ricardo Alexandre Amar de Aguiar (CEFET/RJ)

Professor Dr. João da Cruz Payão Filho (UFRJ)

Rio de Janeiro
Maio/2021

Ficha catalográfica elaborada pela Biblioteca Central do CEFET/RJ

R196 Rangel, Aline Ribeiro de Pina
Utilização do processo plasma pó para deposição de revestimentos resistentes à corrosão / Aline Ribeiro de Pina Rangel
– 2021.
99f. : il. color. , enc.

Dissertação (Mestrado) Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca, 2021.
Bibliografia : f. 87-99
Orientador: Hector Reynaldo Meneses Costa Co-Orientador: Humberto Nogueira Farneze

1. Solda e soldagem. 2. Revestimento em metal. 3. Tecnologia de materiais. 4. Cobalto. I. Costa, Hector Reynaldo Meneses (Orient.). II. Farneze, Humberto Nogueira (Co-orient.). III. Título.

CDD 671.52

Elaborada pelo bibliotecário Leandro Mota de Menezes – CRB/7 nº 5281

Ao meu marido (Rodrigo), aos meus pais (Anibal e Maria de Fátima) e aos meus irmãos (Fernanda e João Gabriel).

# Agradecimentos

Agradeço a Deus por ter me guiado em todos os momentos mais difíceis durante estes dois anos de estudo, que foram árduos e cheios de obstáculos.

Ao CEFET/RJ, o qual posso chamar de segunda casa, por ter me abrigado durante o ensino técnico, a graduação e o mestrado.

Ao professor Hector Reynaldo pela paciência e toda sua dedicação desde que decidi me tornar mestre, bem como ao longo de todo o período de duração do curso. Seus comentários e observações foram imprescindíveis para que este estudo fosse concluído de maneira satisfatória.

Ao professor Humberto por ter se colocado à disposição para realizarmos os ensaios de corrosão (o que foi prejudicado em razão da pandemia) e para colaborar de todas as formas possíveis.

Ao professor João Payão por ter aberto a oportunidade do projeto, bem como pela orientação, paciência e maestria em todas as suas observações.

Ao engenheiro Francisco Werley pelo apoio e paciência de sempre.

À empresa Maxxoil por ter me apoiado com a doação do material em estudo.

À empresa Kennametal por permitir o uso do equipamento de soldagem para este projeto.

*“O cientista não é o homem que fornece as verdadeiras respostas; é quem faz as verdadeiras perguntas.”*
(Claude Lévi-Strauss)

# RESUMO


**Utilização do Processo Plasma Pó para Deposição de Revestimentos Resistentes à Corrosão**

Ligas de cobalto são largamente aplicadas em componentes que operam em condições agressivas envolvendo corrosão, desgaste e elevadas temperaturas. As ligas deste grupo são conhecidas por seu excelente desempenho quando sujeitas a ambientes agressivos, que podem atuar individualmente ou sinergicamente. São amplamente aplicadas na forma de produtos fundidos e na forma de revestimentos obtidos por soldagem. O processamento de revestimentos pela técnica de plasma com arco transferido (PTA) vem sendo estudado para a obtenção de revestimentos com diversas vantagens sobre os processos de soldagem convencionais. O sistema de ligas endurecidas por carbonetos (CoCrWC), conhecido como da família “Stellite”, apresenta notável soldabilidade e facilidade de fabricação, entretanto, mostra desafios quanto ao processamento, decorrentes da interação com o substrato a ser revestido, o que leva à modificação das propriedades dos revestimentos obtidos e, consequentemente, do seu desempenho. Desta forma, o objetivo deste trabalho foi estudar o efeito de revestimentos CoCrWC (Stellite 6) obtidos por PTA sobre substrato de aço API 5L X65. Buscou-se determinar a influência da deposição de camada simples e dupla no grau de interação com o substrato (diluição), microestrutura e fases formadas. O impacto das diferenças observadas sobre a dureza da interface revestimento/substrato e da zona termicamente afetada (ZTA) também foi avaliado. Observou-se que a diluição reduziu à medida que o número de passes dispostos lateralmente e camadas de revestimento foram depositadas, variando entre 23,09% e 36,43%. Estruturas típicas de solidificação de soldagem de superfície são observadas conforme as camadas são depositadas. As microestruturas produzidas exibem uma interface plana, seguida da região colunar, celular e dendrítica na interface com o substrato. A condição com revestimento de duas camadas composta de vários passes apresentou o menor valor de diluição e ausência de ZPD. Já a condição com revestimento de uma camada composta de vários passes pode ser classificada como o melhor resultado, devido ao segundo menor valor de diluição, ausência de ZPD, a melhor uniformidade e ausência de defeitos.



Palavras-chave: Cobalto; Plasma Pó; Revestimentos.

# ABSTRACT

**Use of Plasma Powder Process for Deposition of Corrosion Resistant Coatings**

Cobalt alloys are widely applied to components that operate in aggressive conditions involving corrosion, wear and high temperatures. The alloys of this group are known for their excellent performance when subjected to aggressive environments, which can act individually or synergistically. They are widely applied in the form of cast products and in the form of coatings obtained by welding. The processing of coatings using the transferred arc plasma (PTA) technique has been studied to obtain coatings with several advantages over conventional welding processes. The system of carbide-hardened alloys (CoCrWC), known as of the “Stellite” family, presents remarkable weldability and ease of manufacture, however, it presents challenges regarding processing resulting from the interaction with the substrate to be coated, which leads to the modification of the properties of the obtained coatings and, consequently, their performance. Thus, the general objective of this work was to study the effect of CoCrWC coatings (Stellite 6) obtained by PTA on steel substrate API 5L X65. Was evaluated the influence of single- and double-layer deposition on the degree of interaction with the substrate (dilution), microstructure and formed phases. The impact of the observed differences on the hardness of the coating / substrate interface and the ZTA was also evaluated. It was observed that the dilution decreased as the number of strands disposed laterally and layers of coating were deposited, varying between 23.09 % to 36.43 %. Typical surface welding solidification structures are observed as the layers are deposited. The microstructures produced exhibit a flat interface, followed by the columnar, cellular and dendritic region at the interface with the substrate. The condition coating of two layers composed of several cords presented the lowest dilution value and absence of ZPD, however there are defects of cracks in the cordons analyzed. The coating of a layer composed of several cords can be classified as the best result due to the second lower dilution value, absence of DMR, the best uniformity and absence of defects.



Keywords: Cobalt; Plasma Powder; Cladding.

# LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1: Micrografia característica de três aços API. ..... 16
Figura 2: Esquema do processo termomecânico de laminação controlada com e sem resfriamento acelerado. ..... 19
Figura 3: Etapas do processo de fabricação de tubos UOE. ..... 23
Figura 4: Fenômeno de cavitação - (a) Bolhas próximas à superfície de um material, (b) Colapso das bolhas causando remoção de material da superfície ..... 27
Figura 5: Microestrutura do revestimento de Stellite 6 ..... 28
Figura 6: Estrutura típica da Stellite 6 com ampliação de 1000x estrutura. ..... 28
Figura 7: Representação esquemática da diluição. ..... 29
Figura 8: Elemento de referência representativo do sistema metal/molde. ..... 31
Figura 9: Sequência de fatores e eventos durante a solidificação de um metal. ..... 32
Figura 10: Vista de topo da estrutura de um lingote – estrutura bruta de fundição, mostrando as zonas coquilhada, colunar e equiaxial. ..... 34
Figura 11: Macroestrutura com transição colunar/equiaxial. ..... 35
Figura 12: Representação de diferentes formas da interface sólido-líquido durante a solidificação de um metal ou de uma liga: (a) planar; (b) celular e (c) dendrítica. ..... 36
Figura 13: Etapas de soldagem de revestimento. ..... 38
Figura 14: Desenho da geometria do cordão: (a) soldagem de penetração, e (b) soldagem de revestimento. ..... 39
Figura 15: Resistência à corrosão e à fluência de diferentes famílias de metais. ..... 40
Figura 16: Representação esquemática das regiões para uma soldagem dissimilar. ..... 42
Figura 17: Microestrutura da liga Stellite 6 – MEV. ..... 42
Figura 18: Carbonetos presentes no revestimento de Stellite 6 depositado a LASER. Ataque eletrolítico: ácido oxálico 10%. ..... 43
Figura 19: Esquema de uma tocha de aspersão pelo processo à base de plasma. ..... 46
Figura 20: Diferenças e similaridades entre o processo de plasma empregando metal de adição na forma de pó e arame. ..... 46
Figura 21: Esquema do processo de plasma com arco transferido. ..... 49
Figura 22: Equipamento de plasma com arco transferido (PTA). ..... 54
Figura 23: Soldagem plasma-pó. ..... 55
Figura 24: Tubo soldado nas duas extremidades pela técnica plasma-pó. ..... 55
Figura 25: Tubo soldado nas duas extremidades pela técnica plasma-pó. Extremidade 1 do tudo (esquerda) e extremidade 2 do tubo (direita). ..... 56
Figura 26: Uma das extremidades do tubo soldado pela técnica plasma-pó. ..... 58
Figura 27: Corpos de prova de passe único cortados para posterior análise. ..... 59
Figura 28: Corpos de prova de passe duplo cortados para posterior análise. ..... 59
Figura 29: Amostras 1A e 1B (camada única) e amostras 2A e 2B (camada dupla). ..... 60
Figura 30: Parâmetros utilizados para avaliar a geometria dos revestimentos e a diluição. ..... 62
Figura 31: Macrografia dos revestimentos: (a) amostra 1A; (b) amostra 1B; (c) amostra 2A; (d) amostra 2B. ..... 63
Figura 32: Micrografias via MO dos revestimentos: (a) amostra 1B; (b) amostra 2A; (c) amostra 2B. Ataque químico com água régia. ..... 64
Figura 33: Espectro da análise EDS da composição química do revestimento Stellite 6. Obs: Análise de ponto na região central do revestimento (amostra 1A). ..... 66
Figura 34: Microestrutura via MEV da região central do revestimento amostra 1A: (a) aumento 2500X e (b) aumento 5500X. ..... 66
Figura 35: Microestrutura da região central do revestimento amostra 1A via MEV. ..... 67
Figura 36: Análise por EDS no modo linha da região central do revestimento amostra

1A. ..... 68
Figura 37: Micrografia de zonas parcialmente diluída (ZPD) na amostra 1A via MEV. 69
Figura 38: Análise por EDS no modo linha da amostra 1A. ..... 70
Figura 39: Microscopia via MEV da interface substrato/revestimento da amostra 2A. . 71
Figura 40: Microestrutura região intermediária substrato/revestimento da amostra 2A. ..... 72
Figura 41: Análise por EDS no modo linha da amostra 2A. ..... 73
Figura 42: Micrografias das TZ-S/C: (a) amostra 1A, (b) amostra 1B, (c) amostra 2A e (d) amostra 2B. ..... 74
Figura 43: Micrografia da TZ-S/C: (a) amostra 1A, (b) detalhe ampliado da Figura. ..... 75
Figura 44: Gráfico do perfil de microdureza da amostra 1A. ..... 76
Figura 45: Gráfico do perfil de microdureza da amostra 1B. ..... 77
Figura 46: Gráfico do perfil de microdureza da amostra 2A. ..... 78
Figura 47: Gráfico do perfil de microdureza da amostra 2B. ..... 79
Figura 48: Gráfico da variação média e desvio padrão do perfil de dureza das amostras. ..... 81
Figura 49: Gráfico do perfil de dureza das duas camadas de revestimento da amostra 2B. ..... 82
Figura 50: Valores de diluição das condições estudadas. ..... 84

# LISTA DE TABELAS

Tabela 1: Requisitos de composição química para tubos soldados ..... 21
Tabela 2: Requisitos de limite de escoamento e limite de resistência..... 21
Tabela 3: Análise microestrutural de amostras de aço API 5L X65 ..... 22
Tabela 4: Propriedades mecânicas de algumas ligas Stellite ..... 24
Tabela 5: Composição química SAE1020 e Stellite 6 ..... 26
Tabela 6: Propriedades físicas da liga Stellite 6..... 27
Tabela 7: Parâmetros de fundição que afetam a macroestrutura de solidificação ..... 33
Tabela 8: Composição química do aço API5LX65..... 53
Tabela 9: Composição química do material de aporte ..... 54
Tabela 10: Identificação das amostras..... 56
Tabela 11: Parâmetros utilizados no processo de soldagem PTA-P para soldagem da liga ..... 57
Tabela 12: Microdureza Vickers da amostra 1A..... 75
Tabela 13: Microdureza Vickers da amostra 1B..... 76
Tabela 14: Microdureza Vickers da amostra 2A..... 77
Tabela 15: Microdureza Vickers da amostra 2B..... 78
Tabela 16: Variação média e desvio padrão do perfil de dureza das amostras..... 80
Tabela 17: Dureza Vickers das duas camadas de revestimento da amostra 2B. ..... 82

# SUMÁRIO

**INTRODUÇÃO** ..... **13**

**1- REVISÃO BIBLIOGRÁFICA** ..... **15**

1.1 Aço API 5L X65 ..... 15
1.2 Liga Stellite 6 ..... 23
1.3 Solidificação ..... 30
1.4 Soldagem de Revestimento ..... 37
*1.4.1 Aspectos de soldabilidade das Superligas* ..... *39*
1.5 Soldagem Plasma Pó ..... 44
*1.5.1 - Fundamentos* ..... *47*
*1.5.2 Produtividade no Processo Plasma-Pó* ..... *51*

**2- METODOLOGIA EXPERIMENTAL** ..... **53**

2.1 Substrato/Material de base ..... 53
2.2 Material de aporte, gases e eletrodo ..... 53
2.3 Processo de revestimento plasma com arco transferido (PTA) ..... 54
2.4 Características dos parâmetros de soldagem ..... 56
2.5 Preparação dos corpos de prova ..... 57
2.6 Caracterização microestrutural ..... 60
*2.6.1 Microscopia Óptica (MO)* ..... *61*
*2.6.2 Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV)* ..... *61*
2.7 Ensaio de Microdureza Vickers ..... 61
2.8 Análise da Diluição ..... 62

**3- RESULTADOS E DISCUSSÃO** ..... **63**

3.1 Macrografia ..... 63
3.2 Análise Microestrutural: Microscopia Óptica (MO) e Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) ..... 63
*3.2.1 Revestimento Stellite 6* ..... *64*
*3.2.2 Zona de transição entre revestimento e substrato (TZ-S/C)* ..... *73*
3.3 Microdureza ..... 75
3.4 Diluição ..... 83

**CONCLUSÃO** ..... **85**

**SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS** ..... **86**

**REFERÊNCIAS** ..... **87**

# Introdução

Na indústria química e petroquímica, no Brasil e no mundo, os investimentos nas refinarias de petróleo ganharam muita força ao longo dos anos, pois têm a importante missão de abastecer esse setor com tecnologias inovadoras e alto grau de exigência. Por isso, esse segmento tem lançado grandes desafios ao mercado fornecedor de acessórios, em especial os tubos e válvulas produzidos a partir de materiais que combinam alta resistência à corrosão com excelente processabilidade e resistência mecânica. Os tubos de aço carbono ou baixa liga até podem possuir alta resistência mecânica, mas não a resistência à corrosão exigida. Já os tubos de aços inoxidáveis ou ligas de níquel até possuem a resistência à corrosão necessária, mas seu custo é elevadíssimo, razão pela qual seu emprego acaba se tornando bastante restrito (ADOLPHO JUNIOR, 2014).

Vários processos são empregados na soldagem de revestimento (cladeamento) interno de tubos de aço carbono ou baixa liga com liga resistente à corrosão, que empregam arame quente como metal de adição e são os mais utilizados no mundo e, em particular, no Brasil. Entretanto, o processo de soldagem PTA (acrônimo em inglês de "*Plasma Transferred Arc*") com pó como metal de adição, também conhecido como PPTAW (Plasma *Powder Transferred ArcWelding*), parece ser mais vantajoso do que o GTAW com arame quente, já que possui diversas características interessantes, tanto no que diz respeito aos aspectos técnicos e econômicos, como também aos relacionados ao meio ambiente e à saúde (REIS, RUHAM PABLO E SCOTTI, AMÉRICO, 2007)

Tendo em vista ser impossível que um único processo de soldagem tenha todas estas características juntas, na prática empregam-se inúmeros processos no revestimento interno de tubos. Ademais, é muito difícil determinar qual processo de soldagem, dentre os disponíveis, é o mais adequado para fazer certo tipo de revestimento, considerando o controle de diluição como um dos critérios decisivos para o processo. Para controlar o efeito maléfico da diluição, o meio mais comumente utilizado é a restrição da participação do elemento prejudicial no metal de solda (no presente projeto, o ferro), melhorando o seu desempenho.

Todavia, as vantagens e limitações do processo de soldagem de revestimento plasma pó (PPTAW ou PTA, acrônimo mais conhecido) ainda são pouco conhecidas no mundo, especialmente no Brasil, onde não existe histórico de revestimento interno de

tubos com esse processo. Assim, é bastante interessante estudar a viabilidade de sua aplicação com relação a aspectos técnicos, econômicos, ambientais e de saúde, principalmente na área de exploração e produção de petróleo e gás no Brasil, como no Pré-Sal e dutos de gás natural, que apresentam condições muito peculiares.

O objetivo deste trabalho foi estudar o efeito de revestimentos CoCrWC (Stellite 6) obtidos por PTA sobre substrato de aço API 5L X65. Buscou-se determinar a influência da deposição de camadas una e dupla no grau de interação com o substrato (diluição), microestrutura e fases formadas. O impacto das diferenças observadas sobre a dureza da interface revestimento/substrato e da ZTA também foi avaliado.

Para tal, a liga Stellite 6 foi depositada em forma de pó sobre o substrato de aço API 5L X65. Os revestimentos foram produzidos a partir de passes únicos e de camadas e caracterizados quanto à diluição desenvolvida. O efeito da deposição foi avaliado a partir de microscopia óptica (MO) e microscopia eletrônica de varredura (MEV). Ao final, as diferenças foram correlacionadas com o desempenho, a partir de ensaios de dureza.

# 1- Revisão Bibliográfica

## 1.1 Aço API 5L X65

Segundo Alves (2009), o limite de ruptura e o elemento carbono já foram os principais elementos a serem considerados nos projetos de aço. Porém, o avanço nas técnicas de soldagem determinou a necessidade de diminuir o teor de carbono nos aços, razão pela qual se começou a aumentar os níveis de manganês visando à manutenção da resistência. No entanto, acidentes em estruturas soldadas chamaram atenção para novas considerações a serem feitas. Foi observado que era fundamental controlar o limite de escoamento e se notou a importância do tamanho do grão na resistência e na tenacidade. Com base nos estudos que se intensificaram, foi se buscando formas de diminuir cada vez mais os grãos, aumentando, assim, a resistência e a tenacidade sem afetar a soldabilidade e a ductibilidade.

Os aços de alta resistência e baixa liga (ARBL) ou High Strength Low Alloy (HSLA) são aços que atingem limite de escoamento acima de 40ksi (275 MPa) na forma laminada, por meio de pequenas adições de elementos de liga. Outra característica determinante em relação aos aços ARBL é o seu baixo percentual de carbono (SOEIRO JUNIOR ET AL., 2013). Esse tipo de material é uma alternativa viável, pois possibilita a redução da espessura dos tubos, sem diminuir sua eficiência, reduzindo, assim, os custos de construção dos gasodutos e oleodutos.

Os estudos para o desenvolvimento dos aços ARBL se iniciaram na Europa, entre as décadas de 1950 e 1960 (SOEIRO JUNIOR ET AL., 2013). Até a década de 1970, os aços ARBL, como, por exemplo, os aços X52 e X60, eram fabricados por laminação a quente e, em seguida, aplicada a normalização. Havia a necessidade de impedir a formação de bandas altamente segregadas que geravam a diminuição na resistência à fragilização por hidrogênio (MONTE, 2013). No início da década de 70, ocorreu uma melhoria no processo, que consistia em uma nova rota de produção para chapas desses aços, definida como laminação controlada. Esse avanço permitiu a fabricação de aços mais resistentes, como o grau API X70 microligado ao nióbio e ao vanádio com redução de tamanho de grão e do teor de carbono (SOEIRO JUNIOR ET AL., 2013). A evolução da tecnologia empregada propiciou o desenvolvimento de aços ainda mais resistentes, como foi o caso do API X80. Esse aperfeiçoamento baseava-se em tratamentos termomecânicos seguidos de resfriamento acelerado. O próximo passo foi elaborar aços adicionando elementos como Mo, Cu e Ni e combinar com tratamentos

termomecânicos com resfriamento acelerado modificado, resultando em aços API X100 e API X120 (MONTE, 2013).

De acordo com Ogata (2009), a figura 1 indica as microestruturas representativas para alguns dos aços da família API com os tamanhos dos grãos. Na figura 1 (a) é mostrada a microestrutura do aço API X60, que recebeu a técnica de laminação convencional e normalizada e possui grãos relativamente grandes, além de microestrutura de ferrita-perlita. Na figura 1 (b) é indicada a microestrutura do aço API X70, advinda do processo termomecânico controlado, a qual dispõe de grãos mais refinados. E na figura 1 (c) pode ser vista a microestrutura do aço API X80, que tem a característica mais fina e mais uniforme que as demais.

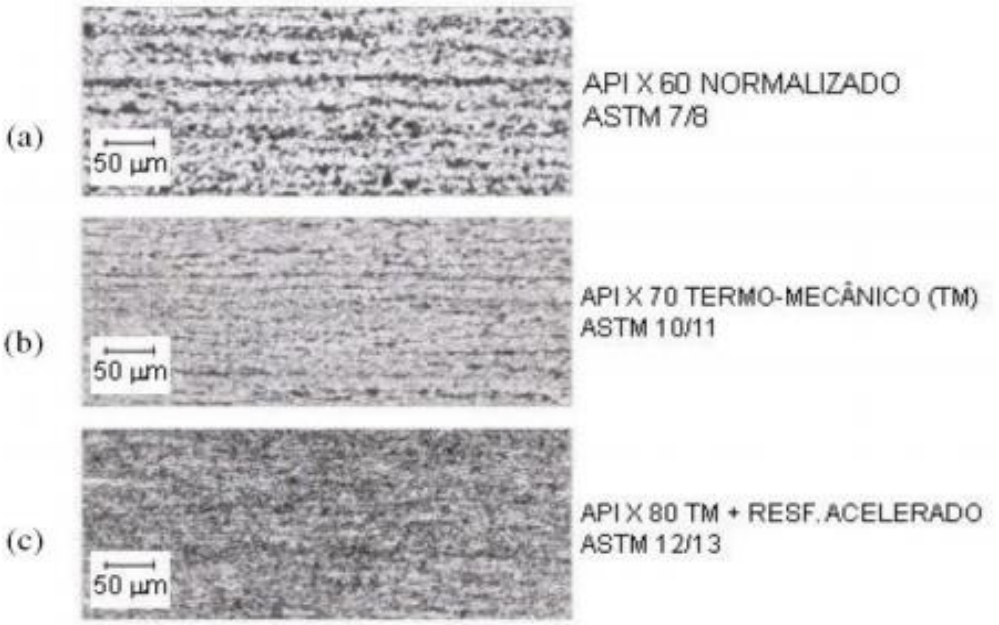



Figura 1: Micrografia característica de três aços API.

Fonte: (Ogata, 2009)

Conforme afirma Silva (2004), os aços de alta resistência e baixa liga se destacam por ter como características alta resistência mecânica, tenacidade, ductilidade e boa soldabilidade. Esses atributos advêm da coexistência de diferentes constituintes microestruturais. Parte da microestrutura dos novos aços estruturais de alta resistência e baixa liga é composta por produtos da transformação bainílica associados a produtos de decomposição austenita.

A composição química dos aços ARBL é parecida com a de um aço baixo-carbono, porém conta com microadições de elementos de liga, que propiciam

propriedades mecânicas superiores. Assim, pode haver uma redução no teor de carbono equilibrado com o efeito endurecedor provocado pelas alterações químicas (RIBEIRO, 2014). Segundo Oliveira (2014), em geral, o teor de carbono fica em torno de 0,05% a 0,25%, o que confere uma boa plasticidade e soldabilidade. Ademais, o teor de manganês fica em torno de 2,0%. Como microadições, podem ser adicionados elementos como titânio, nióbio, vanádio, cromo, níquel, molibdênio, cobre e/ou zircônio. Podem, ainda, contar com técnicas de laminação e refrigeração contendo nióbio, vanádio e titânio, que são fortes formadores de carboneto e nitreto, que dificultam o movimento dos limites dos grãos, reduzindo o tamanho dos mesmos. Com essa redução, os aços aumentam sua força e resistência ao mesmo tempo (JINDAL, CHHIBBER, MEHTA, 2012).

O termo “aços microligados” diz respeito a aços com pequenas adições de elementos de liga, que promoverão endurecimento por refino de grão e/ou precipitação, por meio da formação de carbonetos ou nitretos estáveis (TOFFOLO, 2008). As adições de elementos microligantes como o titânio, nióbio, vanádio, entre outros, em combinação com os processos de laminação controlada, tem permitido aos aços ARBL atingir uma estrutura ferrítica de tamanho de grão muito fino (entre 5 e 10μm). É pertinente destacar que o meio mais adequado de elevar a resistência mecânica dos aços é o refinamento dos grãos, devido às considerações de tenacidade (GONÇALVES, 1998).

A adição de elementos de liga vai ser determinada de acordo com as características que se quer obter. A adição de carbono vai conferir ao aço maior resistência, em especial no limite de escoamento, entretanto, pode tornar o aço mais quebradiço e comprometer a sua soldabilidade. A adição de manganês eleva a resistência mecânica e a resistência à fadiga, no entanto, prejudica a soldabilidade, mas não tanto quanto o carbono. O silício adicionado à microestrutura do aço aumenta a resistência mecânica e a resistência à corrosão. Além disso, é um elemento desoxidante, porém também afeta a soldabilidade. O cobre pode ser utilizado para aumentar a resistência do aço à fadiga e à corrosão, mas também reduz a soldabilidade. O níquel adicionado ao aço vai também aumentar a resistência mecânica e a resistência à corrosão. Em relação à tenacidade, ele trabalha reduzindo a temperatura de transição dúctil/frágil, sendo usado também como agente endurecedor e estabilizador da austenita. O nióbio é um dos elementos mais importantes de adição nos aços microligados, sendo fundamental nos aços ARBL. Com ele é possível diminuir os teores

de carbono e manganês, pois ele aumenta o limite de resistência e o limite de escoamento. A adição de titânio eleva o limite de resistência e amplia o desempenho mecânico em temperaturas elevadas. O cromo adicionado ao aço, além de aumentar a resistência à tração, à corrosão e ao desgaste vai trabalhar como agente endurecedor nos aços temperados. O vanádio é adicionado ao aço com a finalidade de refinar a estrutura deste e impedir o crescimento dos grãos. Além desses, outros elementos podem ser acrescentados aos aços em pequenas quantidades de acordo com a necessidade (TOFFOLO, 2008).

De acordo com Lemos (2009), a adição de elementos estabilizantes como o nitrogênio e o manganês desacelera a transformação austenita-ferrita e, assim, melhora ainda mais o refinamento da microestrutura. Esse processo possibilita que a ferrita seja formada apenas em temperaturas menores e, com isso, eleva-se a taxa de nucleação. A composição desse material em geral é de ferrita e perlita.

Consoante a observação de Sant'Anna (2006), a qualidade interna do aço é aperfeiçoada durante o processo de fabricação. O nível de impurezas residuais como o enxofre e o fósforo é diminuído, o que evita o surgimento de zonas de segregação e o bandeamento da microestrutura. Com isso, dificulta-se a formação de trincas e regiões de alta temperabilidade. Nesse processo, o avanço ocorrido nas técnicas de processamento termo-mecânico do aço, como os processos de laminação controlada e resfriamento acelerado, foi fundamental para otimizar esse mecanismo.

O processo termomecânico controlado requer muita atenção no controle do processo de laminação a quente, principalmente nas etapas finais e na disposição de resfriamento depois da laminação final. Para a produção de chapas que são utilizadas para fabricar tubos é utilizado o processo de laminação a quente (ORDÓÑEZ, 2004).

Conforme os conceitos de Macedo (2017), o processo de produção do aço API 5L X65, que é utilizado em gasodutos, passa pelo método de laminação controlada, técnica que tem como benefício o fato de não necessitar de um tratamento térmico posterior, como é o caso da laminação convencional. O procedimento de laminação controlada compreende três etapas, como pode ser visto na Figura 2. No início, o aço é reaquecido para que haja a dissolução completa dos microligantes na matriz. Desse modo, a austenita irá se recristalizar e dar origem a um grão austenítico fino e homogêneo. Esse processo se repete por algumas vezes até que, na segunda etapa, a austenita já esteja em seu formato deformado final, obtendo-se, assim, um crescimento da taxa de nucleação da ferrita que impede o crescimento do grão. Por fim, mistura-se a austenita e a ferrita, onde esta vai sofrer o encruamento. Ao término da conformação,

a austenita apresentará grãos finos, provenientes do mecanismo de encruamento.

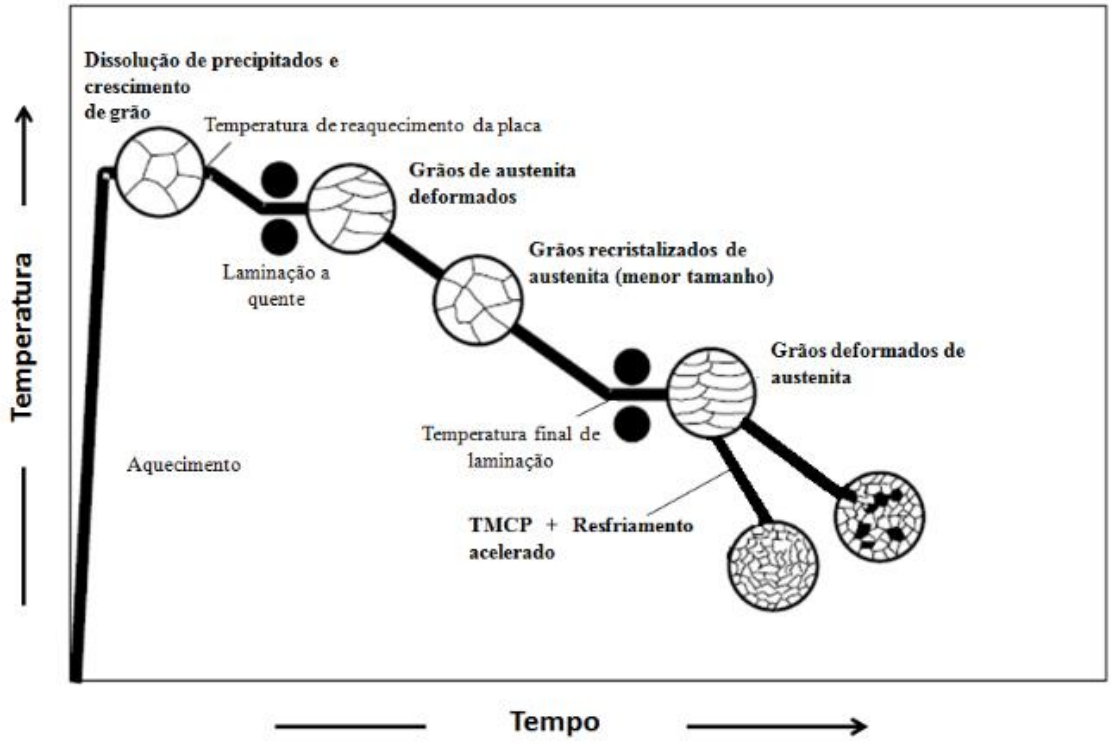



Figura 2: Esquema do processo termomecânico de laminação controlada com e sem resfriamento acelerado.
Fonte: (MACEDO, 2017)

Segundo Skobir (2011), com o objetivo de alcançar o equilíbrio adequado entre resistência, tenacidade, ductilidade e conformabilidade, os aços microligados são obtidos por meio de uma combinação de composição química e parâmetros de tratamento termomecânico.

Dos mecanismos para aumentar a resistência ao escoamento do aço, o principal é o controle dos limites de grãos, pois a influência sobre o tamanho do grão pode ser gerada por uma modificação da composição química ou parâmetros de produção.

De acordo com Versuto (2010), os aços ARBL são divididos em 6 categorias principais:

- Aços resistentes à corrosão atmosférica – possuem adições como cobre e fósforo;
- Aços ferríticos-perlíticos microligados – possuem adições de nióbio, vanádio e titânio, formando carbonetos e carbonitretos para atenuar a resistência por precipitação e o refino do grão;
- Aços perlíticos no estado laminado – contêm adição de carbono-manganês,

além de outros elementos que aprimoram a resistência, a tenacidade, a conformabilidade e a soldabilidade;

- Aços de ferrita acicular – possuem baixo teor de carbono e altos limites de escoamento, tenacidade, soldabilidade e conformabilidade;
- Aços Dual-Phase ou bifásicos – possuem boa ductibilidade e alta resistência à tração; e
- Aços com resistência a trincas induzidas por hidrogênio – têm como característica baixos teores de carbono e enxofre.

Segundo Cantarin (2011), uma das desvantagens dos aços ARBL diz respeito à sua pouca resistência à corrosão. Por isso, em alguns casos, há a necessidade de utilizar alternativas que neutralizem essa característica, como, por exemplo, o uso de revestimentos corrosivos.

A API (American Petroleum Institute) é responsável por classificar os tubos que são empregados na indústria do petróleo. Essa identificação é feita a partir da resistência mecânica e da aplicação desses materiais. A classe API-5L corresponde aos aços utilizados na produção de tubos aptos para transporte de gás, água e óleo que serão utilizados nas indústrias de petróleo e gás natural, sendo a utilização maior para o transporte de óleo e gás (HIPPERT JUNIOR, 2004). Esses tubos são produzidos com aços de baixo teor de carbono, com teor de manganês de até 2% e com teor de nióbio, vanádio e titânio menores que 0,1%. Além disso, têm como limite de escoamento valores maiores que 483MPa (CALDEIRA, 2006).

Na categoria 5L, a classificação se dá pela composição química e pela resistência mecânica. O primeiro item da lista é o API-5L-A25, e o último, o API-5L-X80. A referência A ou X é seguida de dois números que identificam o limite mínimo de escoamento do material tendo como unidade o ksi (1000lb/in$^2$) (HIPPERT JUNIOR, 2004). Os tubos mais utilizados para o transporte de gás com alta pressão são os aços da categoria API-5L-X60, API-5L-X65, API-5L-X70 e o API-5L-X80 (RIBEIRO, 2014). Os aços designados API 5L A e B são usados em tubulações de baixa pressão. Já os aços API 5L X42, 46, 52 em diante são aços utilizados em altas pressões (MOTTA, 2011).
As especificações correspondentes ao fabricante do material, dimensões, espessuras, defeitos e critérios de aceitação, assim como práticas de inspeção e ensaios do material, são mencionadas na API 5L.

De acordo com Pinto (2010), a partir do ano 2000, com a atualização na norma API 5L, passou a existir uma separação das especificações dos tubos em duas categorias, o PSL 1 e o PSL 2 (Product Specification Level). O PSL 1 estabelece as

mesmas exigências da norma anterior, ao passo que o PSL 2 apresenta exigências adicionais, como o ensaio Charpy, a 0ºC, mais restrições de composição química, o cálculo do carbono equivalente, limites mínimos e máximos de escoamento e resistência. Nas Tabelas 1 e 2 pode-se verificar os requisitos de composição química e os requisitos de limite de escoamento e resistência para o aço API 5L X65.

Tabela 1: Requisitos de composição química para tubos soldados

| Valores máximo admissíveis (% em peso) | | | | | | |
|---|---|---|---|---|---|---|
| | Grau | Carbono (*) | Manganês (*) | Fósforo | Enxofre | Outros |
| PSL 1 | X65 | 0,26 | 1,45 | 0,030 | 0,030 | Nb+Ti+V <0,15% |
| PSL 2 | X65 | 0,22 | 1,45 | 0,025 | 0,015 | Nb+Ti+V <0,15% |

Fonte: (adaptado de PINTO, 2010)

(*) Para cada redução de 0,01% abaixo do máximo especificado para o carbono é permitido aumento de 0,05% de manganês acima do máximo especificado, com a restrição máxima de 1,65% para o X65.

Tabela 2: Requisitos de limite de escoamento e limite de resistência

| Valores especificados das tensões em “ksi” e “Mpa” | | | | | | | | | |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| | Grau | LE (mín) | | LE (máx) | | LR (mín) | | LR (máx) | |
| | | ksi | MPa | ksi | MPa | ksi | MPa | ksi | MPa |
| PSL 1 | X65 | 65 | 448 | - | - | 77 | 531 | - | - |
| PSL 2 | X65 | 65 | 448 | 87 | 600 | 77 | 531 | 110 | 758 |

Fonte: (adaptado de PINTO, 2011)

Ogata (2009) declara que o aço API X65 é gerado a partir de diferentes processos, como laminação controlada seguida de normalização, laminação termomecânica controlada, resfriamento acelerado após a laminação e tratamento de

têmpera e revenimento após a laminação. Na produção de chapa para gasoduto, o aço agrega algumas propriedades, como a microestrutura refinada e a eliminação do pré-aquecimento da chapa durante o processo de soldagem.

Ogata et al. (2008) elaboraram um estudo de investigação da evolução microestrutural, onde austenitizaram e resfriaram diferentes amostras de aço API 5L X65, obtendo, assim, uma caracterização microestrutural. Estes resultados podem ser observados na Tabela 3:

Tabela 3: Análise microestrutural de amostras de aço API 5L X65

| Taxa de resfriamento (ºC/s) | Microestrutura | TG de ferrita | Dureza (HV) |
|---|---|---|---|
| 0,5 | Ferrita poligonal e perlita | 14µ | 156 |
| 1 | Ferrita poligonal e lamelas finas de perlita | 14µ | 167 |
| 5 | Ferrita poligonal. Ferrita quase poligonal, perlita degenerada, bainita e microconstituinte MA | 13µ | 194 |
| 10 | Ferrita poligonal. Ferrita quase poligonal, perlita degenerada, bainita e microconstituinte MA | 10µ | 214 |
| 20 | Ferrita quase poligonal, bainita e microconstituinte MA refinado | 7µ | 216 |
| 30 | Ferrita, bainita e microconstituinte MA | 6µ | 219 |

Fonte: (Ogata, 2008)

Segundo Hippert Junior (2004), os aços ARBL têm como principal utilização a fabricação de elementos industriais como gasodutos, oleodutos, tubulações, vasos de pressão, reatores e tanques. Além disso, têm tido espaço em estruturas navais e *offshore*, além da sua utilização em veículos e materiais da construção civil.

A fabricação dos dutos de transporte pode ser realizada de duas maneiras. Uma não conta com o processo de soldagem e é conhecida como *seamless* – sem costura, a qual é realizada via extrusão a quente, fundição por centrifugação ou, ainda, fundição convencional, sendo um processo mais caro. A outra maneira é realizando o processo de conformação a frio UOE de uma chapa, que inclui soldagem (*welded* – com costura),

que é o processo mais utilizado e basicamente remete a uma dobragem em formato de U, em seguida um fechamento em forma de O, e, por fim, a expansão. A figura 3 demonstra as etapas de fabricação de tubos.

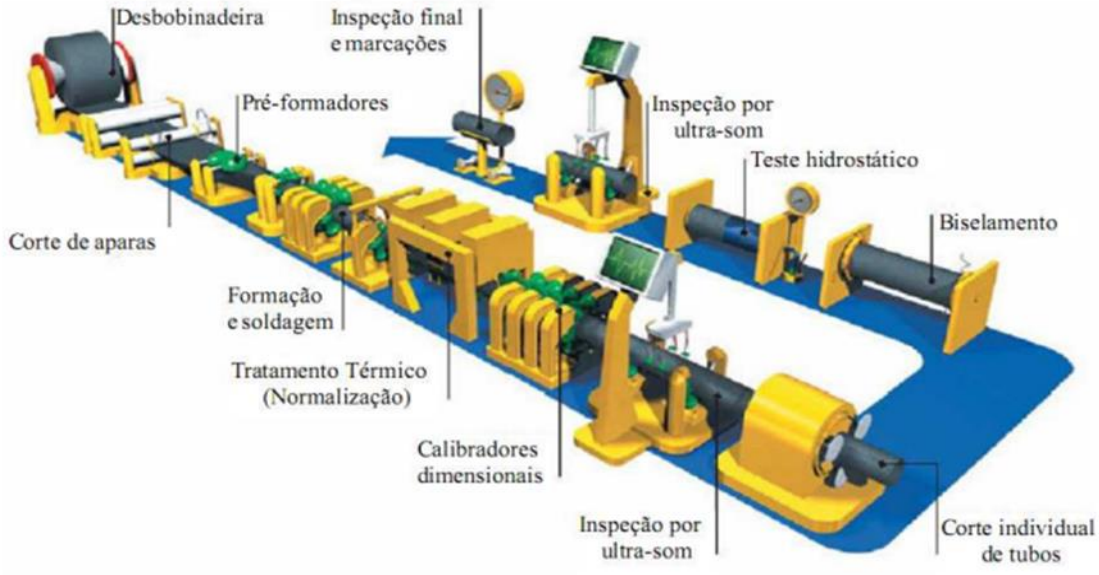



Figura 3: Etapas do processo de fabricação de tubos UOE.
Fonte: (Lemos, 2009)

**1.2 Liga Stellite 6**

Um conjunto de ligas à base de cobalto é denominado "Stellite", nome que foi dado por seu brilho em forma de estrela. Essa liga é amplamente utilizada para finalidades que exigem resistência superior ao desgaste e à corrosão em temperaturas entre 315ºC e 600ºC. Essa superliga foi desenvolvida por Elwood Haynes e pode ser dividida em dois grupos: 1) Co-Cr-W-C e 2) Co-Cr-W/Mo-Ni/Fe-C. No início, estas ligas foram utilizadas em ferramentas de corte de materiais por disporem de alta resistência mecânica em temperaturas elevadas. As primeiras ligas com base em cobalto foram utilizadas em arados, furadeiras e válvulas de motores de combustão. Dos anos 1930 aos anos 1940 as pesquisas acerca das ligas à base de cobalto para aplicações em altas temperaturas foram desenvolvidas com a atuação do laboratório Austenal e Haynes Stellite Divisão da Union Carbide. (KUZUCU ET AL., 1998).

Uma das ligas Stellites mais utilizadas é o Stellite 6, que possui uma microestrutura com dendritas ricas em cobalto envoltos por partículas de carboneto duro (KUZUCU ET AL., 1998).

Takeyama (2005) afirma que, em relação às ligas de níquel, as ligas de cobalto apresentam algumas vantagens, como, por exemplo, pontos de fusão mais altos, o que permite absorver maiores tensões em altas temperaturas. Além disso, são menos sensíveis ao choque e são mais adequadas para partes estáticas de componentes onde os níveis de tensões são moderados. Ademais, têm maior resistência à corrosão a quente nas atmosferas de turbinas a gás, em consequência da sua maior quantidade de cromo, além da resistência à fadiga térmica e da soldabilidade.

De acordo com Moselli (2013), na atualidade existem cerca de sessenta ligas da categoria quaternária que fazem parte da família Stellite, apresentando como elementos predominantes: Cobalto-Cromo-Tungstênio-Carbono e Cobalto-Cromo-Molibdênio-Carbono.

A diferença mais importante entre as ligas Stellite reside na sua concentração de carbono. A Stellite 3, por exemplo, possui uma quantidade de carbono de 2,4% em peso, dessa forma, os carbonetos representam cerca de 30% em peso do material. Contudo, a liga Stellite 6B com 1% em peso de carbono possui uma constituição de cerca de 13% em peso do material. Deste modo, pode-se categorizar as ligas de acordo com a quantidade de carbono nelas presente. Ligas com incorporação abaixo de 2% em peso são hipoeutéticas com dendritas primárias de cobalto CFC, envoltas por uma malha de carbonetos eutéticos M7C3. No caso de a concentração de carbono ficar acima de 2,5% em peso, configuram-se as hiper-eutéticas e compreendem carbonetos primários do tipo M7C3 em uma matriz eutética interdendrítica (BRAGATTO JUNIOR, 2016). As propriedades mecânicas de algumas ligas Stellite podem ser analisadas na Tabela 4.

Tabela 4: Propriedades mecânicas de algumas ligas Stellite

| **Propriedade** | **Stellite 1** | **Stellite 6** | **Stellite 12** | **Stellite 21** | **Stellite 6B** |
|---|---|---|---|---|---|
| **Tensão de Escoamento (MPa)** | 1050 | 700 | 580 | 565 | 632 |
| **Alongamento (%)** | <1 | <1 | <1 | 9 | 11 |
| **Modulo de Elasticidade (GPa)** | 230 | 209 | 226 | 250 | 210 |
| **Dureza (HV)** | 550-720 | 380-490 | 435-590 | 290-430 | - |

Fonte: (Bragatto junior, 2016)

Gomes (2012) afirma que os carbonetos formados ocasionam uma elevação da resistência de forma direta na matriz ou de forma indireta, o que vai provocar a estabilização dos contornos de grão, diminuindo o deslizamento resultante dos esforços de cisalhamento. Sendo assim, detêm a função de controlar o tamanho de grão, em especial para as ligas trabalhadas. Os carbonetos executam, ainda, a função de impedir a ação de alguns elementos que podem promover instabilidade de fase em serviço. A quantidade de carbonetos vai determinar as propriedades finais da liga no que concerne à dureza da liga em temperatura ambiente e à resistência à abrasão.

Em relação à utilização, as ligas à base de cobalto podem ser classificadas em três categorias: liga resistente ao desgaste, material estrutural para altas temperaturas e material resistente à corrosão. As ligas de cobalto se destacam principalmente pelo grupo de materiais que se apresentam com grande resistência ao desgaste. As ligas resistentes ao desgaste demonstram boa resistência à corrosão e apresentam bons resultados em ambiente atmosférico (SOUZA NETO, 2015).

A liga Stellite 6 possui como base o cobalto, que, por sua vez, tem propriedades semelhantes às ligas de níquel, entretanto possui maior resistência mecânica. A liga Stellite 6 é empregada como material de enchimento de metal em pó e possui partículas que medem entre 45 μm e 180 μm, e tem dureza de aproximadamente 405 HV. A característica mais relevante desse material é sua resistência ao desgaste, à alta temperatura e à corrosão. Na Tabela 5 pode ser vista uma comparação básica a respeito da composição química entre o aço SAE 1020 e a liga Stellite 6 (BAZALIA, 2017).

Kuchanovicz (2017) alega que o cobalto é comumente utilizado em aplicações que envolvem propriedades magnéticas e também que necessitam de boa resistência à corrosão e ao desgaste, ou, ainda, em altas temperaturas. À medida em que a temperatura se eleva, seu coeficiente de expansão térmica também aumenta. Ele possui uma alta temperatura de recristalização e possibilita o encruamento a elevadas temperaturas.

Tabela 5: Composição química SAE1020 e Stellite 6

| | **Co** | **Fe** | **C** | **Cr** | **Ni** | **W** | **Si** | **Mo** | **Mn** | **P** | **S** | **Outros** |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| **SAE 1020** | - | Bal. | 0,19 | - | - | - | - | - | 0,4 | 0,03 | 0,04 | - |
| **Stellite 6** | Bal. | 2,13 | 1,13 | 30,85 | 2,39 | 4,65 | 1,4 | 0,35 | 0,25 | 0,005 | 0,006 | 0,4 |

Fonte: (Bazalia, 2017)

De acordo com Moselli (2013), de modo geral, pode-se ter a presença do cromo variando entre 19% e 35% da composição. O tungstênio presente em 72% das ligas tem sua participação variando entre 0,5% e 19%. O molibdênio que comparece em 58% das ligas possui uma variação entre 0,25% e 18%. O carbono que determina a formação de carbonetos tem uma presença que pode variar entre 0,1% e 3,3%. Essa variação determina a fração volumétrica de carbonetos, a dureza e a resistência à abrasão.

Uma das ligas mais utilizadas, a liga Stellite 6, apresenta uma excelente resistência a vários tipos de degradação, tanto química quanto mecânica. Pode ser citada, como exemplo, a sua boa resistência ao desgaste por abrasão, erosão, por impacto e cavitação (TAKANO E D'OLIVEIRA, 2007).

O principal dano causado pela cavitação (Figura 4) é a remoção de material da superfície próxima à cavidade, que pode acometer todos os tipos de sólidos, como metais duros, macios, dúcteis ou frágeis, quimicamente ativos ou inertes e, ainda, borrachas, plásticos, vidros, concretos e outros sólidos não metálicos. A liga Stellite 6 é classificada como a mais nobre para resistência à erosão cavitacional, entretanto possui um alto custo (SANTOS, 2009).

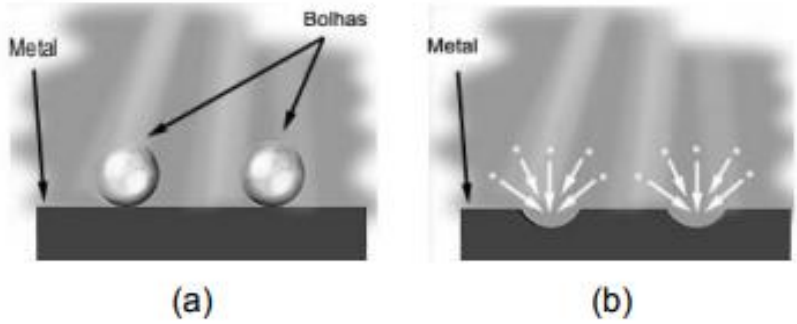



Figura 4: Fenômeno de cavitação - (a) Bolhas próximas à superfície de um material, (b) Colapso das bolhas causando remoção de material da superfície

Fonte: (SANTOS, 2009)

Outra vantagem da liga Stellite 6 é a facilidade na produção de revestimentos, pelo excelente acabamento de passes assentados pelo processo PTA. A Tabela 6 apresenta as propriedades da liga Stellite 6 (PAES, 2015).

Tabela 6: Propriedades físicas da liga Stellite 6

| **Características** | | |
|---|---|---|
| **Dureza** | **Densidade** | **Temperatura de fusão (ºC)** |
| 400-490 HV | 8.46 g/cm³ | 1.286 – 1.395 |

Fonte: (Paes, 2015)

Na figura 5 pode-se ver um exemplo de microestrutura do revestimento de Stellite 6, aplicado em três camadas de revestimentos pelo processo de solda oxiacetileno. Pode-se observar duas fases, onde a primeira é composta por cobalto e a segunda possui uma estrutura complexa de carbetos que representam uma estrutura de partículas duras (SILVA, 2017; NAIL WIDYA SATYA ET AL., 2020).

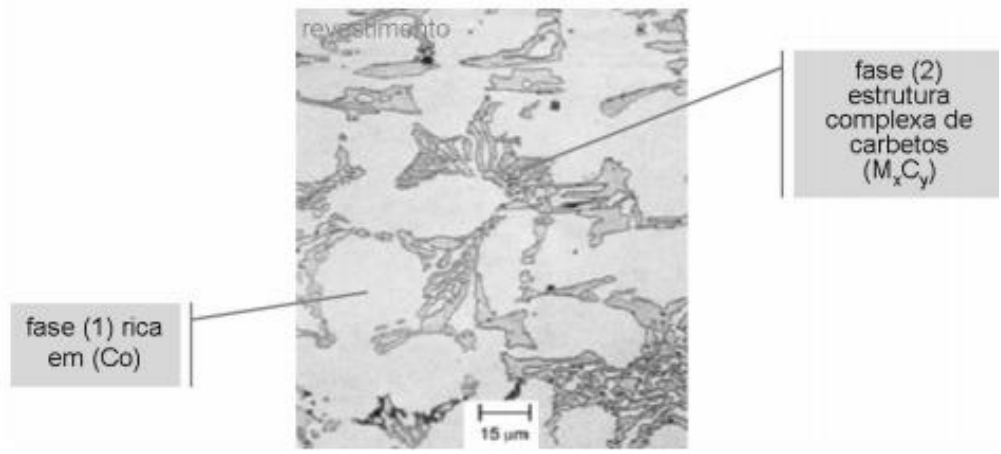



Figura 5: Microestrutura do revestimento de Stellite 6

Fonte: (Silva, 2017)

Segundo Paes (2015), a liga Stellite 6 revela uma estrutura hipoeutética constituída por carbonetos complexos dispersos com uma matriz dúctil cobalto-cromo. Na figura 6 pode-se observar pontos mais claros que são os carbonetos de tungstênio.

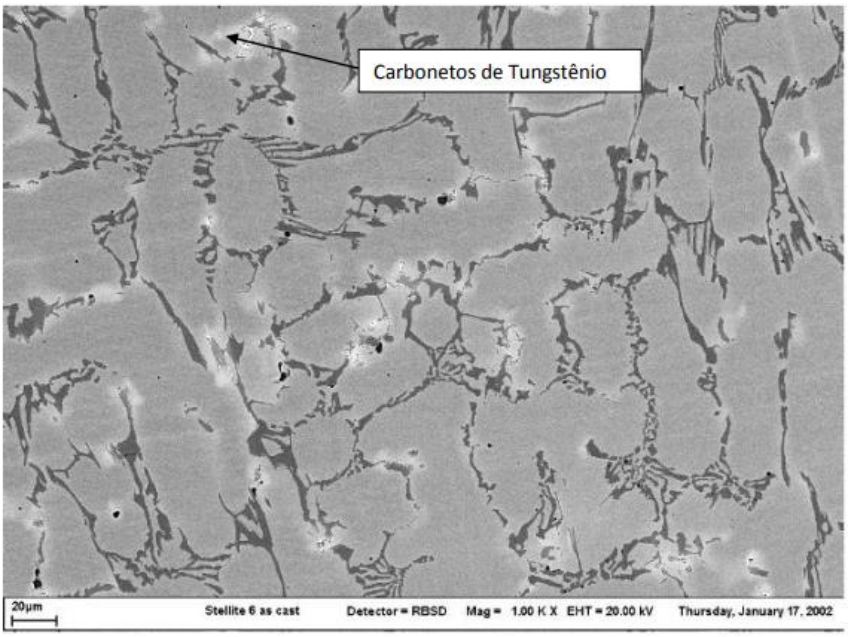



Figura 6: Estrutura típica da Stellite 6 com ampliação de 1000x estrutura.

De acordo com Foltran et al. (2001), um atributo fundamental que analisa o desempenho de revestimentos como o Stelllite é a diluição, que é determinada pela fração fundida de substrato na quantidade total de revestimento depositado. O coeficiente de diluição pode ser estabelecido por meio da equação:

$$\delta = \frac{massa\ fundida\ de\ substrato}{massa\ total\ de\ revestimento} \cdot 100 = \frac{B}{A+B} \cdot 100$$

Na figura 7 pode-se observar o fenômeno de diluição considerando o metal de adição em pó. O metal de adição e o substrato são sujeitados a uma fonte de calor, e, assim, ambos atingem seus pontos de fusão. As características do processo de deposição e do tempo de interação vão afetar a profundidade da região fundida do substrato. Nesta etapa ocorre uma mistura entre o metal de adição e a região fundida do substrato, resultante de um mecanismo de convecção. Esta mistura na região de fusão prossegue até que haja a completa solidificação. Desta forma, a seção transversal do conjunto substrato/revestimento vai apresentar uma região onde ocorreu diluição com o substrato. Para preservar as características da composição da liga, deve-se minimizar as alterações que a diluição pode causar ao endurecimento superficial, pois a resistência ao desgaste e outras qualidades do revestimento podem ser diminuídas com o aumento da diluição (FOLTRAN ET AL., 2001).

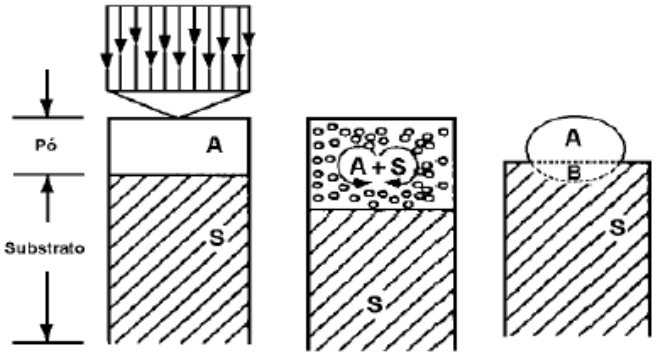



Figura 7: Representação esquemática da diluição.

Fonte: (Foltran et al., 2001)

Arnoni *et al.* (2002) afirmam que as ligas Stellite são muito requisitadas na fabricação de materiais que sofrem situações de desgaste intensos, associados ou não à corrosão. Dispõem de boa resistência à oxidação por terem em sua composição um alto teor de cromo. São largamente utilizadas na produção de turbinas, no

processamento de metais, em aplicações médicas, nas indústrias nucleares, químicas e petroquímicas. Sua utilização também abrange materiais de procedimentos hidráulicos, por reduzir a degradação por desgaste mecânico e por corrosão eletroquímica. São utilizadas, ainda, na produção e refino do petróleo e na indústria de mineração, por apresentarem condições de abrasão, erosão e corrosão. Ainda pode-se observar a presença da liga Stellite em condições onde não se pode utilizar lubrificação e existe a necessidade do deslizamento com outros metais.

### 1.3 Solidificação

Para Quaresma (1999), uma substância em estado sólido pode vir a se tornar líquida por ação do aquecimento. Essa mudança de estado físico é denominada fusão. Em metais puros e em ligas eutéticas, essas mudanças de estado ocorrem com temperaturas fixas e já conhecidas. Sabe-se, ainda, que esses valores vão estar ligados à pressão. O caminho inverso à fusão é denominado solidificação, que consiste na alteração da substância do estado líquido para o estado sólido. Nesse processo, pequenas partículas se formam e passam a crescer até que a transformação seja completa. O modo de formação da microestrutura nos metais e ligas metálicas é identificado pelo crescimento dessas partículas e, assim, percebe-se uma relação entre os aspectos cinéticos, químicos e termodinâmicos. Estes conceitos básicos são importantes no estudo de ligas usadas em revestimentos.

A composição química do material vai determinar a solidificação, ou seja, um sólido cristalino puro tem uma temperatura de fusão/solidificação única, contudo, acima da temperatura de fusão, a energia livre do sólido é mais elevada do que a do líquido. Já abaixo da temperatura de fusão, o sólido apresenta menor energia livre. Nas ligas metálicas, a solidificação vai ocorrer em uma faixa de temperaturas de acordo com a composição específica da liga. Em ambas as situações, o líquido não é convertido instantaneamente em sólido ao atingir Tf durante o processo de resfriamento. É necessário que o super resfriamento atinja um certo nível para que o núcleo cristalino seja formado. Em consequência da contração térmica, poros e bolhas podem nuclear e crescer à medida que o metal solidifica, e, assim, gerar defeitos no produto final (RIBEIRO, B., 2015).

A transformação do estado líquido para o estado sólido está associada a uma liberação de energia térmica. Esse calor latente é transferido por condução, convecção, radiação e transferência newtoniana. Os objetivos da análise da transferência de calor

são: a determinação, a disposição das temperaturas no sistema material/molde e a definição da cinética da solidificação. Na Figura 8 pode ser observado um elemento de referência do sistema metal/molde da solidificação de um lingote (GOMES, L., 2012).

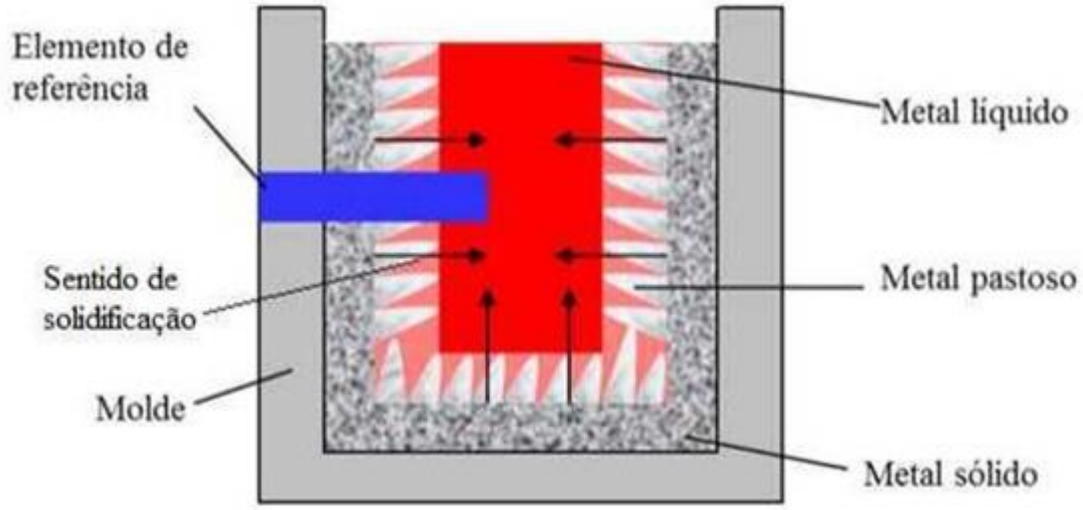



Figura 8: Elemento de referência representativo do sistema metal/molde.

Fonte: Gomes, L. (2012)

Quaresma (1999) traz alguns aspectos acerca da solidificação. No que concerne à nucleação, faz-se menção ao modo de formação do núcleo sólido estável na massa líquida. Neste processo há agitação de átomos por difusão ou movimento análogo, e uma alteração da estrutura original em estrutura instável, além da composição dos núcleos em uma nova fase. A segunda etapa diz respeito ao crescimento do núcleo, que é influenciado pela estrutura atômica da interface sólido/líquido. Outro aspecto a ser considerado é a partição de soluto, que vai ser diferente de acordo com a característica do material, a saber, pode ocorrer a solidificação sob condições de equilíbrio ou fora de equilíbrio.

Na Figura 9 pode ser observada a sequência dos fenômenos que originam a solidificação. Ao ser definida a composição química da liga, as características microestruturais do objeto solidificado vão ser determinadas pela cinética da transformação líquido/sólido. Influências diretas nas taxas de resfriamento são, por exemplo, a temperatura de vazamento do metal líquido e o molde utilizado para extração de calor do metal. Em contrapartida, o processo termodinâmico promove a rejeição de soluto ou de solvente e estabelece um movimento de transferência de calor. Para peças de fundição e para elementos que sofrem processos de transformações mecânicas ou térmicas, as condições da morfologia de crescimento vão ser determinadas pela transferência de massa e calor, sendo assim, o resultado microestrutural vai ser

responsável por determinar as características mecânicas e químicas da peça solidificada (GOMES, L., 2012).




Figura 9: Sequência de fatores e eventos durante a solidificação de um metal.

Fonte: Gomes, L. (2012)

Os estudos a respeito dos fenômenos da solidificação, em geral, podem ser divididos em duas categorias: os que remetem à solidificação em condições estacionárias de fluxo de calor e os que se referem à solidificação em regime transitório. No primeiro caso, durante o experimento, o gradiente de temperatura GL e a velocidade de crescimento de avanço da isoterma de transformação, VL, são monitorados independentemente e mantidos constantes. Neste estudo é possível determinar as relações quantitativas entre os aspectos microestruturais e as variáveis térmicas de solidificação. No entanto, o estudo da solidificação transitória é fundamental, por se assemelhar ao processo utilizado nas indústrias. Nesse processo o gradiente de temperatura e a velocidade de avanço da isoterma de transformação vão variar com o tempo e a posição no interior do metal (CANTÉ, 2009).

Segundo Spinelli (2005), vários fatores vão influenciar a macroestrutura da solidificação, como o superaquecimento do líquido, a composição química, o fluxo de fluido, a adição de refinadores de grãos e o tamanho do fundido. Na Tabela 7 pode-se analisar os efeitos dessas variáveis.

Tabela 7: Parâmetros de fundição que afetam a macroestrutura de solidificação

| **Variáveis de Solidificação** | **Efeitos** |
|---|---|
| Superaquecimento | Com o aumento do superaquecimento a extensão da zona colunar também aumenta. |
| Ligas Binárias | Valores baixos do parâmetro $-mL\ (1-k_o)C_o/k_o$ favorecem a estrutura colunar e altos valores vão favorecer a estrutural equiaxial. |
| Composição | Aumentar o conteúdo da liga ($C_o$) provoca uma diminuição da região colunar. |
| Fluxo de Fluido (natural ou forçado) | Elevar o fluxo de fluido vai diminuir a extensão da região colunar. |
| Refinadores de grãos | A produção de núcleos não suficiente para gerar uma zona equiaxial. O tamanho do grão vai depender da taxa de resfriamento. |
| | Adicionar refinadores de grão pode reduzir a extensão do crescimento colunar. |
| Mecanismos de vibração | O mecanismo de vibração promove o refinamento de grãos e pode assim aumentar a zona equiaxial. |
| Tamanho dos grãos | Aumentando a seção transversal, aumenta-se a proporção de grãos equiaxiais. Maior sensibilidade para variação na altura da peça |

Fonte: Adaptado de Spinelli (2015)

De acordo com Rosa (2007), o processo de solidificação se inicia com uma fina camada de metal solidificando-se junto à parede do molde. Em um segundo momento, é estabelecido um espaço físico dividindo o metal e o molde (*gap*), e que tende a ampliar, auxiliado por processos ligados à relação físico-química do metal com o molde: contração do metal e ampliação do molde. Esse processo de separação entre o metal e o molde estabelece uma resistência térmica à transição do calor em direção ao molde.

Uma das regiões formadas no processo de solidificação em molde é a Zona Coquilhada, que pode ser definida como a região de pequenos grãos com orientação cristalina aleatória, localizada na parede do molde, por ser uma região com maior taxa de extração de calor e, em consequência, com elevada taxa de resfriamento, o que facilita a formação destes grãos. Nessa zona, os grãos tendem a crescer na direção oposta à da extração de calor. Os grãos da Zona Coquilhada, por possuírem as direções cristalinas de maiores velocidades de crescimento alinhadas com a direção de extração de calor, possuem aceleração de crescimento. Esta aceleração produz grãos alongados que constituem a Zona Colunar, a qual, por sua vez, tem grãos orientados no sentido da extração de calor, e fica situada na posição intermediária entre a parede e o centro

do molde. Por fim, temos a Zona Equiaxial, que é uma região de pequenos grãos estabelecidos no centro do molde em resultado da nucleação de cristais ou da migração de fragmentos de grãos colunares. Nesta região os grãos são menores, equiaxiais e de orientação cristalina aleatória. Na Figura 10 pode ser observada a representação dessas três zonas (RIBEIRO, B., 2015).

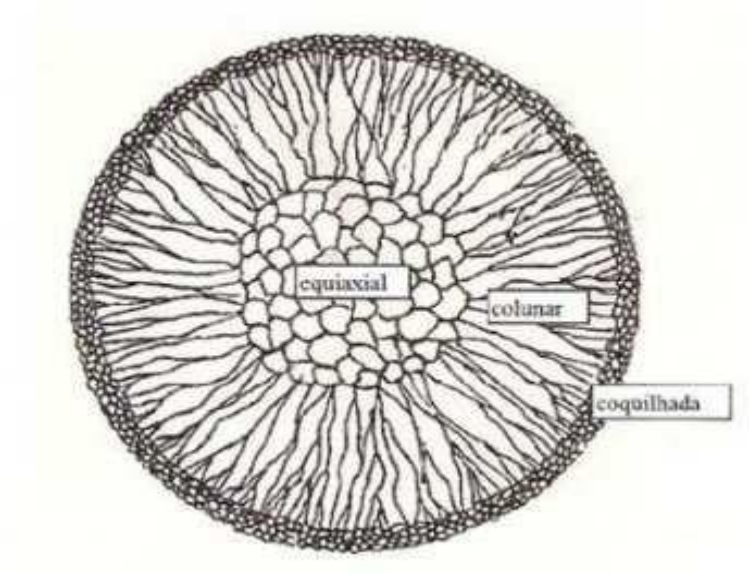



Figura 10: Vista de topo da estrutura de um lingote – estrutura bruta de fundição, mostrando as zonas coquilhada, colunar e equiaxial.

Fonte: Ribeiro, B. (2015)

Segundo Siqueira Filho (2002), entre as décadas de 1960 e 1970 passou-se a esclarecer o procedimento de transição colunar para equiaxial apenas em condições de mecanismos de suprimentos de núcleos equiaxiais distintos. Acreditava-se que estes núcleos se desenvolviam no interior da Zona Equiaxial. Não consideravam a tendência de crescimento dos grãos. Apesar dos núcleos axiais estarem presentes, o crescimento colunar pode acontecer em toda a macroestrutura, absorvendo os grãos equiaxiais menores, conforme o avanço da frente, desde que o crescimento equiaxial seja mais lento que o crescimento colunar, ou que seja limitado a uma pequena região super-resfriada à frente da interface colunar/líquido.

Ainda de acordo com o referido autor, a composição da Zona Equiaxial depende da presença de pequenos cristais ou núcleos no metal líquido enquanto está havendo o resfriamento. São apresentados três procedimentos utilizados na composição desses núcleos: Super-resfriamento Constitucional, Mecanismo do "*Big Bang*" e Mecanismo de Separação Dendrítica.

De acordo com a composição química da liga e suas circunstâncias de

solidificação, pode-se ter peças fundidas ou lingotes de materiais metálicos com estruturas completamente colunares ou totalmente equiaxiais. Porém, em uma estrutura mais complexa ocorrem os dois tipos mencionados. Nestes casos, ocorre o que é denominado Zona de Transição Colunar-Equiaxial. A ocorrência deste tipo de estrutura mista se dá mediante a possibilidade de nuclear e crescer grãos equiaxiais à frente da interface colunar de crescimento, o que gera uma transição entre os modos de crescimento. Como os grãos equiaxiais podem crescer de forma semelhante à frente colunar, se os cristais equiaxiais se mostrarem pequenos, podem ser incorporados pela frente e passam a aumentar de forma colunar dendrítica. Contudo, caso a zona super-resfriada à frente da interface colunar seja maior e com alta densidade de cristais, os grãos equiaxiais podem vir a gerar uma fração volumétrica alta e chegar a impedir o crescimento colunar. É importante determinar o momento em que se inicia a transição colunar/equiaxial para que se possa projetar as características microestruturais (GOULART, 2010). Microestruturas completamente equiaxiais são mais utilizadas onde há a necessidade da isotropia de propriedades físicas e mecânicas. Já a anisotropia das propriedades das estruturas colunares possibilita aplicações tecnológicas relevantes, como pode ser observado no crescimento de palhetas de turbinas de motores a jato, em que o crescimento colunar corresponde à direção de máxima solicitação mecânica enquanto ocorre o funcionamento das turbinas (GARCIA, 2005). Na Figura 11 pode-se observar a transição colunar/equiaxial.

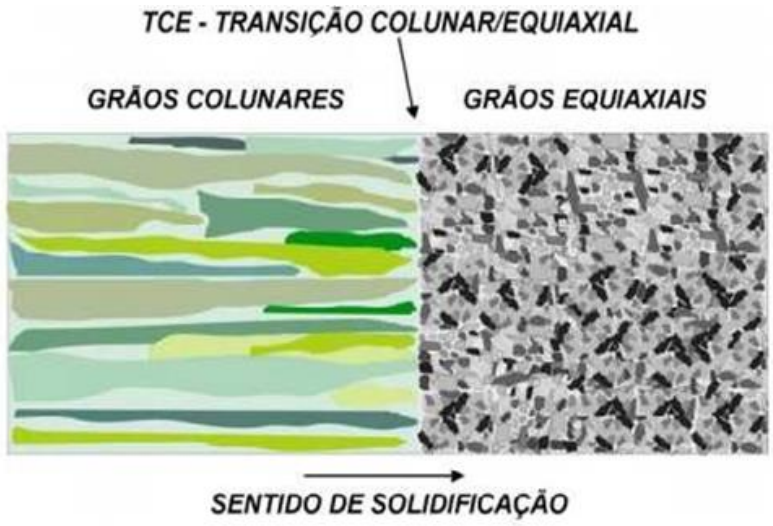



Figura 11: Macroestrutura com transição colunar/equiaxial.

Fonte: Garcia (2005)

Conforme ensina Toledo (2013), à medida em que a razão de solidificação se

eleva sob a influência de iguais condições térmicas, a forma da interface de solidificação é submetida a uma série de transições. Em baixas taxas de solidificação, a interface se mostra plana (reta ou levemente curvada), porém, à medida em que a taxa de crescimento aumenta, a interface passa a apresentar uma textura corrugada até que células tridimensionais se componham no sólido. Caso haja um aumento ainda maior na taxa de crescimento, a formação de dendritas (estruturas em forma de árvores) é gerada no sólido. O desenvolvimento dessas três formas distintas de interfaces e a modificação de uma para a outra são controladas pela estabilidade morfológica da interface, que é influenciada por inúmeros fatores, como, por exemplo, a convecção correspondente à força de empuxo, que depende da aceleração da gravidade, conforme Figura 12.

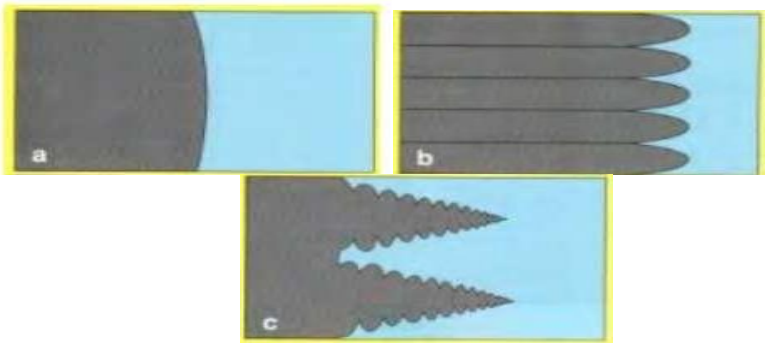



Figura 12: Representação de diferentes formas da interface sólido-líquido durante a solidificação de um metal ou de uma liga: (a) planar; (b) celular e (c) dendrítica.

Fonte: Toledo (2013)

Segundo João Marcos (2000), em relação à soldagem, é possível afirmar que a poça de fusão pode influenciar consideravelmente o modelo de solidificação da poça, independentemente de a poça ser elíptica ou em forma de gota alongada.

Ainda de acordo com o autor, em se tratando de uma fusão de forma de gota alongada, a direção do gradiente máximo de temperatura permanece quase sem variações ao longo de grande parte da superfície de solidificação da poça de fusão. Dessa forma, quando um grão cresce com orientação preferencial perpendicular a esta superfície, ele bloqueia o crescimento dos grãos adjacentes cuja orientação seja menos favorável. Participam do processo de crescimento ao longo de toda sua duração apenas os poucos grãos cuja direção de crescimento preferencial seja paralela à direção do

gradiente máximo de temperatura invariante. Neste caso, os grãos são poucos e grandes.

Prossegue João Marcos (2000) afirmando que, por outro lado, no caso de uma poça de fusão de forma elíptica, o gradiente de temperatura, ao contrário, varia continuamente ao longo de seu contorno. Em seu crescimento, os grãos tendem a se encurvar na direção de soldagem seguindo a interface em movimento. Nesse processo de crescimento, os grãos mais favorecidos de início cedem lugar a outros cujas orientações se tornam mais favoráveis em virtude da re-orientação contínua do gradiente máximo de temperatura. Assim, no aspecto genérico do crescimento de um grão, ele tende a seguir a interface de solidificação até que a competição com os grãos adjacentes cesse o seu crescimento. Nenhum grão consegue manter, por muito tempo, a sua direção de crescimento preferencial alinhada com a direção do gradiente máximo de temperatura e, por isso, muitos grãos vão se concentrar na interface.

## 1.4 Soldagem de Revestimento

Para proteção dos equipamentos em relação ao desgaste e à cavitação ou corrosão, emprega-se o processo de revestimento de soldagem - o que possibilita propriedades anti-corrosivas e resistências necessárias dos equipamentos. A deposição de uma camada de aço inoxidável em superfícies de aço de carbono ou aço de baixa liga produz este revestimento.

Os processos de soldagem por deposição podem ser classificados em três diferentes tipos: revestimento comum, revestimento duro e amanteigamento, e serão escolhidos de acordo com as propriedades requeridas do material. Dentre os materiais empregados neste tipo de processo de soldagem podemos citar os aços inoxidáveis, que são os mais empregados para resistir à corrosão e a temperaturas elevadas em serviço, e têm uma boa soldabilidade. Este processo visa conseguir resistência à corrosão, resistência ao desgaste e controle dimensional e metalúrgico para recuperação de componentes (CORRÊA, 2008). Quanto aos materiais de adição, compostos na forma de eletrodos nus, eletrodos revestidos, bobinas de arames, pastas e pós são disponíveis em uma grande variedade. A adesão ao material de base ocorre pela fusão ou união metalúrgica.

O custo, tipo de liga para revestimento, diluição, fator operacional, taxa de deposição, tamanho da peça, habilidade do soldador, afinidade metalúrgica entre metal de base e metal de adição e energia de soldagem são alguns dos fatores que devem

ser levados em consideração para definir o melhor processo da soldagem de revestimento e a qualidade final da solda. Estes parâmetros, escolhidos corretamente, interferem na qualidade final dos revestimentos. Os efeitos de parâmetros de soldagem sobre os resultados do processo de revestimento são conhecidos por estarem relacionados em passes com a menor quantidade possível de defeitos, e depositados na geometria desejada, com bom rendimento e um mínimo de desperdício de material (ELIAS, 2013).

Diversas técnicas (manuais, semiautomáticas ou automáticas) podem ser utilizadas independentemente do processo empregado. A soldagem de revestimento requer alguns cuidados, e a qualidade do material depositado será escolhida dependendo de aplicação, da habilidade do soldador e do tipo de aplicação. Deve-se ficar atento à geometria da peça, ao custo do procedimento de soldagem, ao desenvolvimento de trincas ou distorções a partir das tensões térmicas de soldagem e à qualidade desejada do revestimento (ELIAS, 2013).

Os passes de solda são aplicados lateralmente, camada a camada, até que toda a região de interesse seja recoberta. A aplicação do revestimento e o processo de soldagem irão influenciar no nível de deposição dos passes (ELIAS, 2013). A Figura 13 demonstra as etapas.

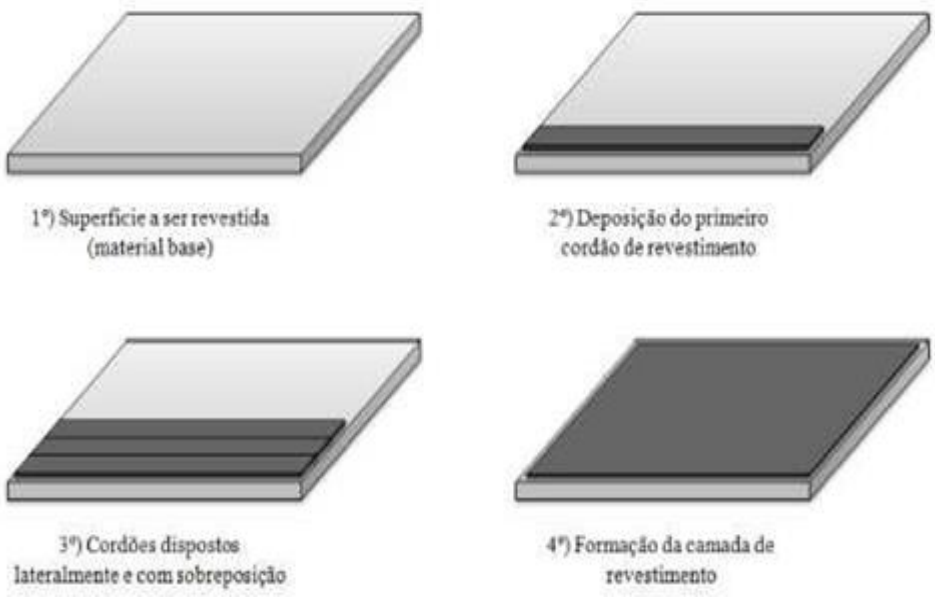



Figura 13: Etapas de soldagem de revestimento.

Fonte: SOUZA (2013)

Deve-se selecionar corretamente o material depositado, viabilizando, dentre

outras coisas, o aumento da resistência, fornecendo as superfícies suscetíveis ao desgaste de características e propriedades desejadas e, em geral, aumentando a eficiência do processo em que tomam parte os elementos refeitos e/ou protegidos (CORRÊA, 2008).

A Figura 14 ilustra dois tipos de soldagem: a soldagem de penetração e a soldagem de revestimento, sendo R o reforço, L a largura do passe de soldagem e P a penetração. Na soldagem de penetração o objetivo é conseguir uma penetração grande, um pequeno reforço e a maior diluição possível, enquanto na soldagem de revestimento deseja-se uma área de penetração pequena (região B) e uma de reforço maior possível (região A), e, ainda, a menor diluição possível. Ainda nesta mesma figura apresenta-se o cálculo da Diluição (D) (GOMES *et al.,* 2012).

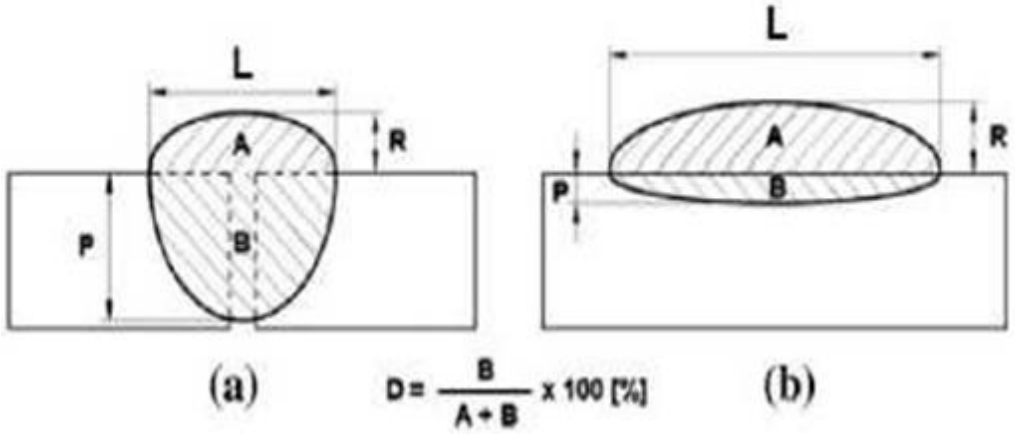



Figura 14: Desenho da geometria do cordão: (a) soldagem de penetração, e (b) soldagem de revestimento.

Fonte: Gomes et al. (2012)

### 1.4.1 Aspectos de soldabilidade das Superligas

De acordo com Bond (2008), a microestrutura influi nas características dos revestimentos soldados e depende de sua solidificação. Modificar a forma da solidificação torna possível ampliar o refinamento da microestrutura, mas a composição de grãos refinados na zona fundida traz dois principais benefícios: reduz a disposição às trincas de solidificação e aumenta as propriedades mecânicas da solda. As altas temperaturas e os gradientes térmicos em relação aos fundidos e ao tipo de crescimento de natureza epitaxial dificultam o controle da estrutura de solidificação em soldas.

Porém, existem alguns procedimentos que melhoram o refino de grão em soldas, como: inoculação em nucleação heterogênea, nucleação na superfície induzida por gás, realização de distúrbios físicos através de técnicas como agitação eletromagnética e o uso de corrente pulsada.

Essa característica das superligas, de combinar propriedades mecânicas em altas temperatura e resistência à corrosão em diversos meios, pode ser observada na Figura 15, onde se tem a resistência à corrosão e à fluência de diferentes famílias de metais (BOHATCH, 2014). Outros materiais podem ser usados a elevadas temperaturas, como as cerâmicas e ligas de metais refratários, mas não têm desempenho comparado às superligas.

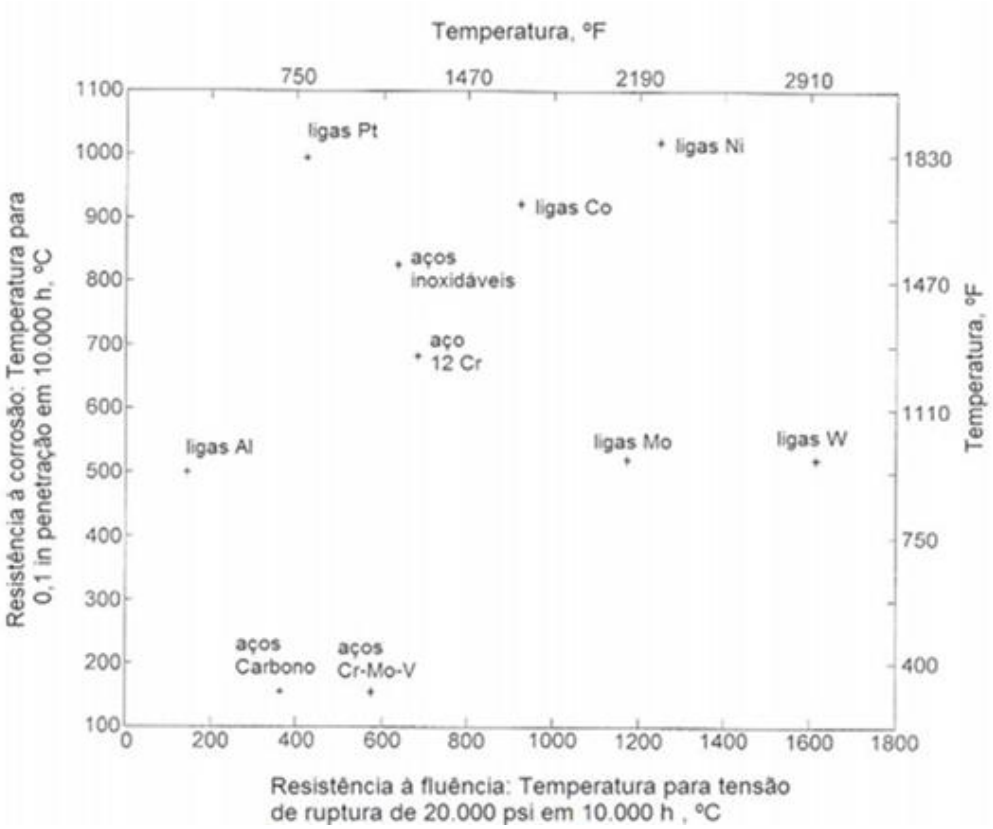



Figura 15: Resistência à corrosão e à fluência de diferentes famílias de metais.

Fonte: Bohatch (2014)

Uma das formas utilizadas para recuperar peças de equipamentos industriais é a aplicação de revestimentos. As superligas são fundamentais nesse processo, visto que foram desenvolvidas com o objetivo de melhorar o desgaste e a corrosão dos aços em altas temperaturas. Elas podem ter como base o ferro, o níquel e/ou o cobalto e podem conter adições de elementos com o objetivo de obter características mais específicas. Podem apresentar como elemento de liga o cromo, tungstênio, molibdênio,

nióbio ou outro elemento, dependendo da propriedade que se deseje. O teor destes elementos vai ser fundamental na determinação do tipo de liga e de seu mecanismo de endurecimento (KUCHANOVICZ, 2017).

Segundo Cantarin (2011), a soldagem por revestimento é normalmente aplicada em aços baixa liga, com o objetivo de melhorar as características de uma peça ou, ainda, restaurar uma peça desgastada. Além disso, proporciona propriedades específicas e continuidade mecânica entre as peças unidas. Esse processo se dá através da deposição de camadas de um metal de adição na superfície do objeto. A soldagem pode se dar por técnicas como arco elétrico, revestimento a laser e aspersão térmica.

No processo de soldagem a arco, a fusão do metal de adição dá origem à camada de revestimento. Este processo pode utilizar arame ou pó e fazer uso de várias técnicas, tais como o *gas tungsten arc welding* (GTAW), *plasma arc welding* (PAW), *plasma transfered arc* (PTA), *gas metal arc welding* (GMAW) e *submerged arc welding* (SAW), entre outros. Como resultado tem-se uma soldagem com boa ligação metalúrgica e baixa porosidade. Na técnica de soldagem de revestimento por aspersão térmica, o componente do revestimento é fundido por chama ou arco elétrico, e posteriormente é pulverizado na superfície e aquecido durante o processo. Nesse caso, o material empregado pode estar na forma de pó, vareta, cordão ou arame. Nessa técnica são obtidas melhorias em relação à corrosão e resistência ao desgaste dos componentes. No processo de revestimento a laser, o feixe de laser é empregado de modo a fundir o substrato e o metal de adição. A diluição e a porosidade são baixas e há uma boa uniformidade na superfície, o que garante um revestimento de ótima qualidade (GOMES, 2016; SANTOS, 2015).

Segundo Silva (2018), a diluição é um aspecto importante na avaliação dos parâmetros de qualidade do processo de soldagem de revestimento. Assim sendo, um valor elevado de diluição resulta em prejuízo no desempenho do revestimento porque o metal de base é menos nobre que o metal de adição, o que compromete as propriedades finais do material depositado. A taxa de diluição é uma variável determinante para distinguir os procedimentos de soldagem de revestimento , isto é, o volume do metal de adição que adere ao metal de base enquanto ocorre o processo de soldagem na composição da zona fundida. Na soldagem, há uma intensa infiltração do metal de adição no metal de base, entretanto, na soldagem de revestimento o propósito é formar uma superfície no metal de base com características diferentes de sua essência por meio de adição de camadas.

A soldagem de revestimento está classificada como um recurso de soldagem

dissimilar, que se caracteriza por ter uma união de componentes com composições químicas distintas. Por ter características diferentes, algumas regiões na solda podem ter microestruturas discrepantes em relação ao metal base e ao metal de adição. Em função das temperaturas alcançadas e do grau de homogeneidade química, podem ser estabelecidas cinco regiões na soldagem de juntas: zona de mistura completa (ZMC), zona de transição entre o substrato e o revestimento (TZ-S/C), zona não misturada (ZNM), zona parcialmente fundida (ZPF) e zona termicamente afetada (ZTA). Na Figura 16 pode-se observar as regiões para uma soldagem dissimilar (FARIAS, 2019).

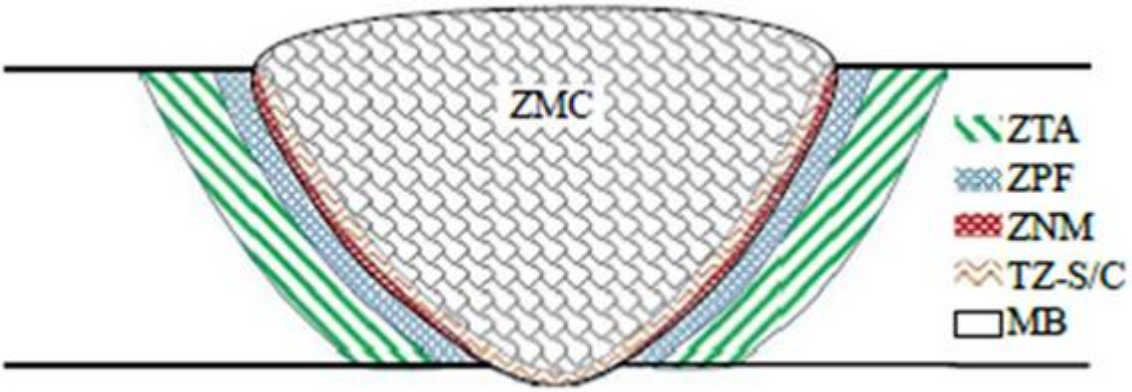



Figura 16: Representação esquemática das regiões para uma soldagem dissimilar.

Fonte: Farias (2019)

As figuras 17 e 18 exemplificam microestruturas presentes na liga Stellite 6.

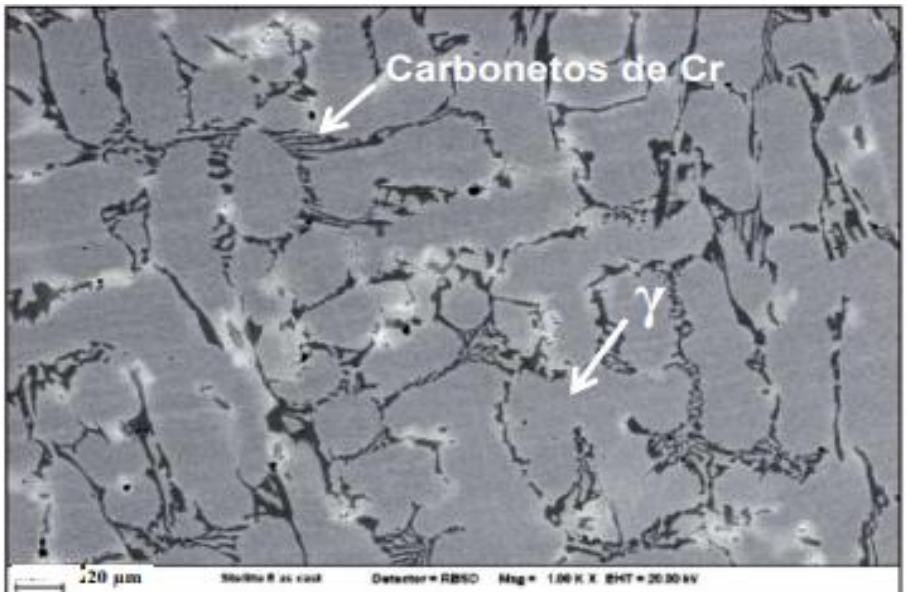



Figura 17: Microestrutura da liga Stellite 6 – MEV.

Fonte: Deloro (2015)

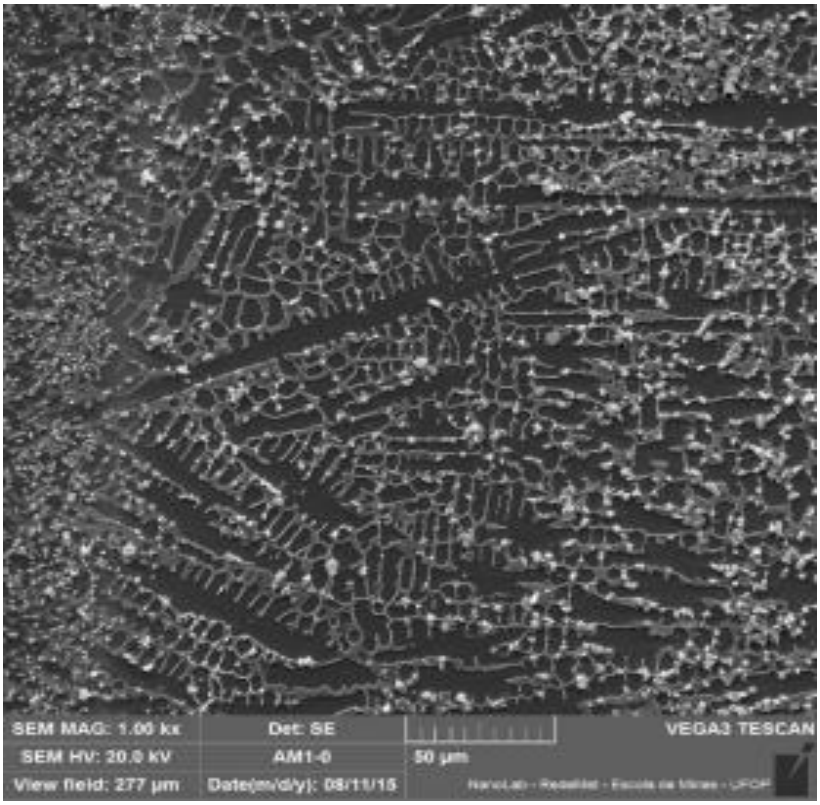



Figura 18: Carbonetos presentes no revestimento de Stellite 6 depositado a LASER. Ataque eletrolítico: ácido oxálico 10%.

Fonte: Almeida (2016)

Santos (2015) realizou um estudo no qual buscava avaliar a soldagem com laser empregando pó em revestimento de aço inoxidável superduplex com liga de cobalto Stellite 6. Em seus resultados, observou que a eficiência da deposição do pó de metal de adição não foi satisfatória, pois compreendeu 32% de perda de pó, o que corresponde, basicamente, ao desempenho do equipamento utilizado. Em compensação, a aparência dos passes de solda apresentou-se satisfatória, sem trincas externas, apresentando, porém, porosidade. Entretanto, os valores de rugosidade superficial entre 0,606 µm e 0,842 µm indicam um bom acabamento superficial. Esse estudo considerou a deposição do revestimento com uma e com duas camadas de Stellite 6. Ambos os resultados da análise de superfície apresentaram uma microestrutura mais refinadas em relação a outras regiões, como intermediária e próxima à interface. No geral, pode-se dizer que a microestrutura apresentada pelo revestimento de Stellite 6 é considerada muito fina, com baixa porosidade e com insignificante presença de trincas.

O estudo realizado por Paes (2015) buscava analisar as propriedades de

revestimentos utilizando Stellite 6, realizados pelo processo de plasma com arco transferido. Neste estudo foram feitas alterações na corrente de deposição e se observou o desempenho dos revestimentos. Com os resultados, avaliou-se que a microestrutura dos revestimentos apresentou uma redução na fração volumétrica de carbetos ao aumentar a corrente de deposição. Quanto à avaliação do grau de refinamento da microestrutura, foi observado um aumento do espaçamento conforme o aumento da corrente, sendo certo que os valores de espaçamento variaram entre 10,4 μm e 14,5 μm. Quanto às propriedades dos revestimentos, foi observado que a dureza se manteve uniforme independentemente da corrente de deposição, apresentando uma redução conforme aumentou-se a corrente. As alterações observadas na microestrutura e na dureza com o processamento, utilizando correntes mais elevadas, levaram a um aumento na taxa de perda de massa. Avaliações em relação ao desgaste mostraram que o desempenho dos revestimentos depende de forma direta da fração de carbonetos neles presente.

Araújo Júnior (2009) analisou a influência do resfriamento em revestimento utilizando Stellite 6 aplicado pelo processo TIG. Neste estudo variou-se a velocidade de resfriamento e se analisou a influência da diluição na microdureza. Foi possível identificar que quando é aplicada uma camada de amanteigamento, as camadas de Stellite 6 recebem interferência na microdureza no que corresponde à diluição. À medida em que há uma diminuição na diluição do Stellite 6 por meio da camada de amanteigamento, a microdureza aumenta. Além disso, quanto à velocidade de resfriamento, foi percebido que, quanto menor a velocidade, mais duro o revestimento se torna, em consequência do tempo disponível para a precipitação de carbetos e da dissolução no mecanismo de endurecimento.

## 1.5 Soldagem Plasma Pó

O Processo de Soldagem Plasma de Arco Transferido alimentado com pó é uma modificação do processo de soldagem plasma convencional, desenvolvido em meados dos anos 1960. Este avanço tecnológico se deu em alternativa à fabricação de revestimentos de alta qualidade, visando otimizar componentes utilizados na indústria nuclear (DÍAZ, 2005).

O plasma é considerado o quarto estado da matéria. Segundo Bracarense (2000), a introdução do processo de soldagem à base plasma na indústria melhorou o controle da soldagem em níveis mais baixos de corrente. Os gases, por si sós, não

conduzem eletricidade, porém o termo “plasma” se refere a um gás que, quando aquecido a uma temperatura muito elevada, torna-se ionizado e passa a ser um condutor de eletricidade. O processo de soldagem a arco com plasma produz coalescência de metais pelo aquecimento com um arco comprimido entre o eletrodo e a peça de trabalho ou, ainda, entre o eletrodo e o bocal contraído da tocha. Um gás inerte ou uma mistura de gases inertes são utilizados como proteção, e esse gás é aquecido e ionizado, sendo proveniente da tocha.

O processo de plasma, analisado sob o ponto de vista de suas características físicas, pode ser considerado uma evolução do TIG, onde o eletrodo fica localizado dentro de uma tocha também, e o gás de proteção fica separado do gás que forma o plasma. Assim como o TIG, o processo de plasma utiliza eletrodos não consumíveis e gases inertes. Ambos os processos apresentam regiões com as mesmas temperaturas máximas, no entanto, a constrição do arco origina uma considerável mudança na concentração de calor na superfície da peça, tornando-a mais favorável ao processo de soldagem. As principais diferenças entre o plasma e o TIG são a localização do eletrodo e a existência do orifício que constringe a passagem do arco (BRACARENCE, 2000).

A família de processos que usa um arco elétrico constringido para gerar energia térmica de alta intensidade é denominada “arco plasma”. O processo é realizado à medida em que um gás (ou uma mistura de gases) percorre o arco elétrico formado entre um cátodo de tungstênio e um ânodo de cobre refrigerado por água, composto por um orifício e dispostos coaxialmente e constringindo o arco. À medida em que o gás percorre o arco ele é aquecido a temperaturas superelevadas. Esse processo é conhecido como ionização e consiste na criação de elétrons e íons livres entre os átomos do gás. Durante esse processo de superaquecimento a ionização gera o plasma, que converte a energia recebida em calor e derrete o metal de adição e o metal de base. Neste procedimento o pó é alimentado pelo plasma, fundido e acelerado em direção ao substrato por meio de um jato de alta velocidade. A escolha do bocal constritor, da intensidade que a corrente elétrica será aplicada, da composição do gás e da vazão que ele vai transcorrer vai definir a energia, a temperatura e a velocidade do jato de plasma. Usualmente, os gases utilizados como gás de plasma são o nitrogênio e o argônio, podendo ainda conter adições de hidrogênio ou hélio, que ampliam sua velocidade e potência (BRITO, 2010). A Figura 19 demonstra o processo.

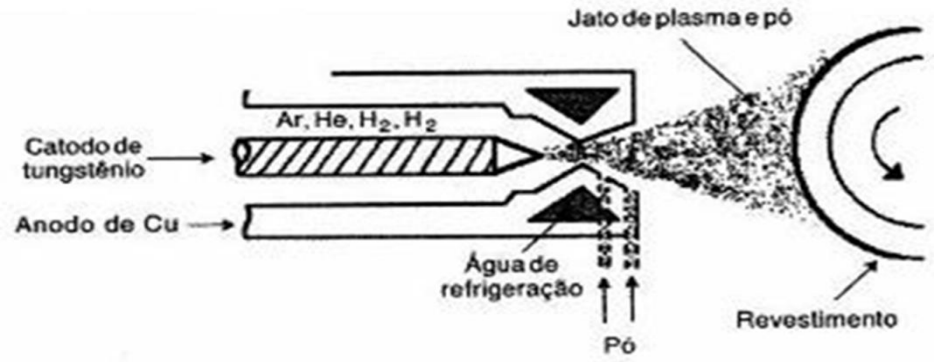



Figura 19: Esquema de uma tocha de aspersão pelo processo à base de plasma.

Fonte: Brito (2010)

A soldagem de revestimento com o processo plasma de arco transferido pode ser classificada em dois tipos: de um lado temos a que utiliza metal de adição na forma de arame, denominada PAW (*Plasma Arc Welding),* e do outro lado temos a que aplica o pó em sua metodologia denominada PTA (*Plasma Transferred Arc*).

Conforme as lições de Adolpho Junior (2014), na Figura 20 podem ser observadas as semelhanças e as diferenças entre os processos PWA e PTA. Ambos fazem uso de um eletrodo de tungstênio não consumível que fica localizado no interior da tocha, além de bico constritor que utiliza a água no processo de refrigeração, gás de proteção e gás de plasma. A diferença mais atenuante entre eles é a natureza do material utilizado, no caso do PAW o arame e, no PTA, o pó. Outra diferença entre os dois processos consiste na necessidade da utilização de um gás para o transporte até a região do arco elétrico no método PTA.

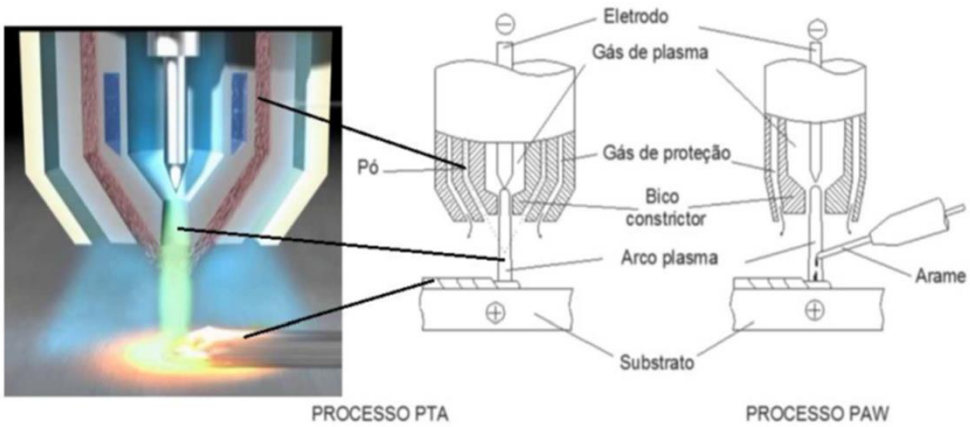



Figura 20: Diferenças e similaridades entre o processo de plasma empregando metal de adição na forma de pó e arame.

Fonte: ADOLPHO JÚNIOR (2014)

Alguns parâmetros diferenciam o PTA do PAW, como a corrente e a velocidade de avanço de deposição. Contudo, outros parâmetros influenciam o passe de solda, causando vantagens como o refino microestrutural e ausência de respingos, acarretando um maior controle da poça de fusão, otimizando o acabamento do passe (ANTOSZCZYSZYN, 2014).

A aplicação do processo plasma se torna mais comum em soldagens de alta produção, pois as desvantagens em relação aos custos são superadas pelas vantagens do processo. A maior utilização do processo de soldagem à base de plasma na indústria é na fabricação de equipamentos de aços inoxidáveis, com chapas de espessuras médias (3 a 8 mm), e dos que requerem passes longos, por exemplo os tanques e reatores para a indústria química e de bebidas. Também é aplicada na união de aços carbono, aços-liga, aços inoxidáveis, ligas refratárias e ligas de titânio, entre outras. Pode ser empregada em espessuras de 0,02 mm até 6 mm, todavia, em espessuras de 2,4 mm a 6 mm é aplicada a técnica de soldagem chamada "*keyhole*". Também encontramos aplicação na indústria aeroespacial, na soldagem de ligas especiais de alumínio e em uniões de aços ao carbono, como na soldagem da parte superior de amortecedores destinados à indústria automobilística. Da mesma maneira, há utilização na fabricação de radiadores, na soldagem de pontos críticos em motores de automóveis e na soldagem de componentes elétricos, como chapas para transformadores e alternadores. É utilizada ainda na soldagem de compressores e demais componentes para a linha branca (LUZ, 2018).

Apesar de a tecnologia utilizada no processo de soldagem pelo método plasma já ser dominada por diversos centros de pesquisa e empresas, as constantes atualizações de solicitações mecânicas requeridas exigem desenvolvimento de novas pesquisas e caracterizações otimizando seu emprego.

### 1.5.1 - Fundamentos

Segundo Santos (2015), o equipamento do processo de soldagem PTA é composto por uma fonte de calor, uma tocha e um alimentador de pó. Essa fonte de calor é formada por uma fonte de corrente para o arco principal e uma fonte de corrente para o arco piloto, e a tocha é constituída pelo eletrodo de tungstênio e pelo bico constritor. Este equipamento demanda três sistemas de gás, sendo que os gases utilizados devem ser inertes, o que reduz o desgaste do eletrodo e protege a peça fundida da atmosfera. O gás de plasma utilizado geralmente é o argônio, que ajuda a

gerar o feixe de plasma e protege o eletrodo de tungstênio. Este gás fica localizado no espaço mais interno. O gás de proteção vai ser responsável por evitar a contaminação e a oxidação da peça, sendo geralmente utilizado o argônio ou uma mistura de argônio e hidrogênio para fazer essa proteção, que fica na parte mais externa. O terceiro é o gás de transporte, que faz o deslocamento das partículas de pó durante a aplicação do revestimento, sendo certo que, em geral, utiliza-se o argônio, hélio ou uma mistura de argônio e hidrogênio.

O plasma é direcionado por um pequeno orifício localizado no bocal constritor. A constrição do plasma proporciona uma alta direcionalidade e penetração devido ao aumento da densidade de energia, que permite a união de peças de maiores espessuras em um único passe sem necessidade de preparação de chanfro. Deve-se levar em consideração que uma penetração excessiva pode vir a comprometer o revestimento devido ao aumento de diluição, sendo necessário realizar ajustes nas variáveis de deposição (SANTOS, 2003).

De acordo com Díaz (2005), o fato de o eletrodo de tungstênio ficar no interior do bico constritor da tocha de soldagem torna a abertura do arco por contato difícil, sendo assim, é necessária a utilização de um equipamento para estabelecer a abertura do arco, chamado módulo plasma. Para provocar a ionização da região situada entre a ponta do eletrodo e o bico constritor é empregado um circuito que gera uma alta tensão em alta frequência. Esse processo provoca a abertura do arco piloto. Quando o jato de plasma que foi produzido pelo arco piloto entra em contato com o substrato, torna-se um condutor elétrico, conectando–o ao eletrodo de tungstênio. Consequentemente, quando a fonte de energia é ativada, já existe um caminho preferencial de gás ionizado e condutor de eletricidade, o que facilita a abertura do arco transferido entre o eletrodo e o substrato.

Em virtude da fonte de calor altamente concentrada, o processo PTA permite um alto consumo de pó, propiciando um nível baixo da diluição do ferro na camada de solda. Pelos materiais estarem na forma de pó, é possível fazer diversas combinações de materiais modificando as propriedades. Além disso, por ser facilmente automatizado, esse processo permite um alto grau de reprodução das camadas de solda.

O processo PTA é apropriado nos processos de soldagem de revestimento por ter a diluição do metal de base no metal de solda em torno de 6% a 10%, enquanto os processos com arco elétrico se apresentam entre 15% a 25%. Outras vantagens da utilização do PTA dizem respeito à sua pequena distorção, à zona termicamente afetada pelo calor, sua microestrutura refinada, estabilidade do arco, mesmo com corrente muito

baixa, jato de plasma mais forte em consequência da constrição do metal e do aumento da velocidade do gás, bom acabamento superficial e a confiabilidade no controle dos parâmetros (ADOLPHO JUNIOR, 2014). Na Figura 21 pode-se ver detalhadamente as divisões da estrutura de uma tocha do PTA.

Takano *et al.* (2008) destacam que, como desvantagem do processo PTA em relação aos outros processos de soldagem, pode-se verificar que o equipamento se apresenta mais complexo e demanda maior custo de instalação e manutenção, sendo que o consumo do gás argônio é maior do que é demandado no processo TIG. Além disso, este processo requer maior conhecimento do operador pela necessidade de sua precisão.

O processo PTA em português teria como tradução mais adequada PTAP, Plasma de Arco Transferido Alimentado com Pó. O processo PTA que utiliza o metal de adição em pó pode ser confundido com a pulverização térmica por plasma. Porém, a utilização principal do plasma com arco transferido é, essencialmente, para revestimento de superfícies, com fusão e consequente diluição do metal de base (DÍAZ, 2005).

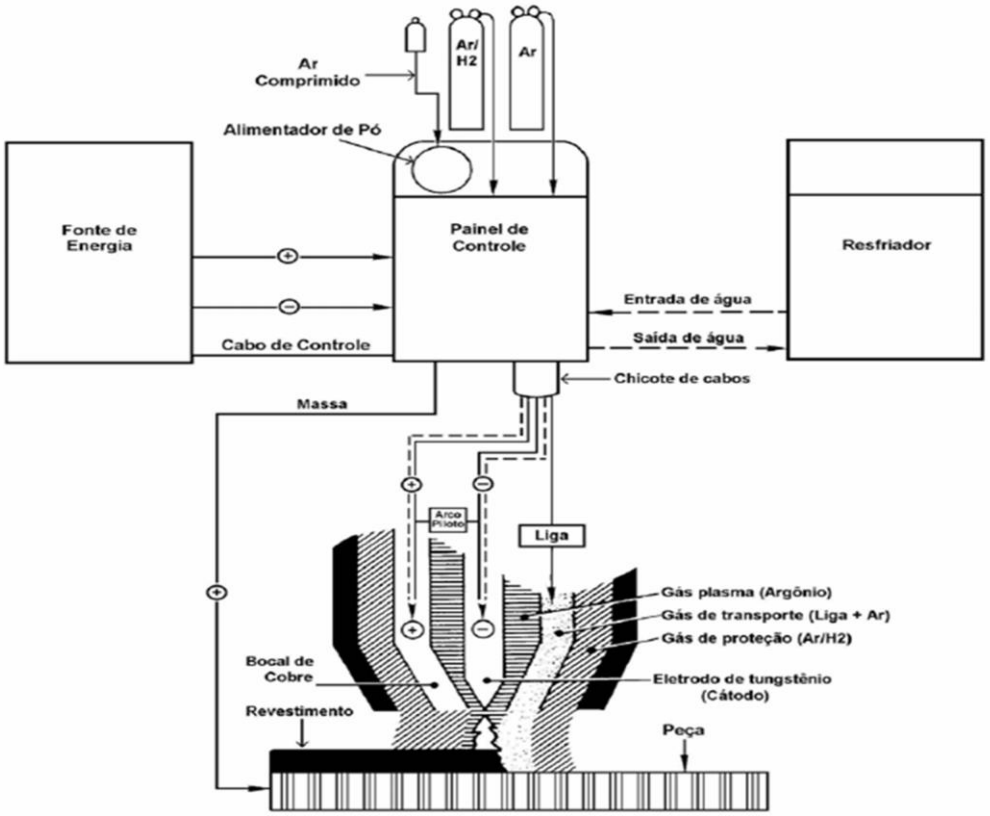



Figura 21: Esquema do processo de plasma com arco transferido.

Fonte: Bracarense (2000)

O processo PTA permite alguns ajustes que modificam os indicadores e permitem a adequação a necessidades, como variações na corrente de deposição, na composição química e na granulometria do pó, na trajetória e velocidade das partículas do pó, na sua taxa de alimentação, na vazão dos gases de plasma, proteção e transporte, na distância entre o bico e a peça e no recuo do eletrodo. Além destes, outros elementos influenciam as propriedades dos revestimentos, como, por exemplo, o modelo da tocha, o diâmetro do bico constritor, a distância do ponto focal do pó até a poça de solda, o ângulo dos canais injetores do pó e o circuito de refrigeração da tocha (ANTOSZCZYSZYN, 2014).

Irregularidades no calor aportado à peça e à poça fundida ocasionam defeitos de soldagem. A potência do arco principal e o calor transmitido à peça vão resultar da corrente do arco principal. A estrutura torna-se mais refinada em baixos níveis de corrente, no entanto, existe a possibilidade de ocorrência de depósitos com descontinuidades e partículas não fundidas. Consequentemente, para maiores intensidades de corrente obtém-se elevada diluição com o substrato. Porém, com a elevação da corrente, há uma redução na dureza dos depósitos, assim como o cordão ficará sujeito à oxidação, resultando em uma granulometria inferior à obtida com arame (ANTOSZCZYSZYN, 2014).

De acordo com Tigrinho (2005), os revestimentos obtidos pela técnica PTA possuem como características:

- Depósitos mais homogêneos e de alta densidade;
- Revestimentos de alta qualidade de acabamento;
- Diminuição de alterações da peça;
- Pequena diluição em relação a outros processos (entre 5% e 20%).

A aplicação da técnica de soldagem pelo método de plasma com arco transferido representou uma grande flexibilização nos processos de revestimentos, possibilitando a deposição de praticamente qualquer tipo de material, como, por exemplo, materiais duros como os cerâmicos, que anteriormente encontravam obstáculos na utilização por não poderem ser executados sob a forma de arames ou varetas para aplicação em outras técnicas de endurecimento superficial. Além disso, o avanço desta técnica facilitou a obtenção de maiores espessuras de depósitos e de menores taxas de diluição em relação a processos convencionais de soldagem utilizados nas operações de revestimentos (TIGRINHO, 2005).

### 1.5.2 Produtividade no Processo Plasma-Pó

Menezes (2016) destaca que, para alcançar alta produtividade, redução de custos e boa qualidade dos revestimentos aplicados por processo de soldagem, é necessário propiciar uma alta taxa de deposição, associada à baixa diluição e penetração uniforme. Sendo assim, ao escolher a técnica de soldagem mais adequada, deve-se levar em conta fatores como: versatilidade, custo, tempo operacional, energia de soldagem e taxa de deposição.

A taxa de deposição é definida como o peso do metal depositado no processo de soldagem, sendo esse um dos fatores mais relevantes a ser levado em consideração caso o volume do metal de solda a ser depositado seja elevado (GIOIA, 2008).

O processo plasma pó apresenta como vantagem maior produtividade para revestimento e dispõe de maior espessura e maior largura do depósito, podendo, assim, diminuir custos. Outro fator que melhora a produtividade utilizando esta técnica é o fato de não necessitar da deposição de mais de uma camada e dispor de uma microestrutura mais homogênea com boa ligação metalúrgica entre o substrato e o revestimento e o bom acabamento superficial. Quanto maior a largura dos passes soldados, maior a produtividade, de maneira que se deve experimentar técnicas que possam oferecer uma melhora neste aspecto da soldagem de revestimento (NUNES, 2015).

Segundo Richetti (2003), a velocidade de soldagem é outro parâmetro fundamental na produtividade do processo, por ser um dos fatores determinantes na geometria do passe de solda. Essa taxa influencia os níveis de distorção e tensões residuais no componente soldado. O aumento da velocidade tende a diminuir o volume da poça de fusão e as dimensões da raiz de solda, e, consequentemente, aumenta a produtividade.

Algumas das propriedades do processo de revestimento PTA-P evidenciam benefícios produtivos, o que interfere diretamente na economia de empresas que fazem uso desta técnica. Os pontos mais incisivos correspondem à redução de custos. Isso pode ser evidenciado pela redução de retrabalhos, pela diminuição de desperdício e, ainda, pelo menor tempo total de manutenção e menor quantidade de material de elevada resistência, que possui alto custo. Pode-se levar ainda em consideração que o menor tempo de paradas para manutenção também ocasiona um benefício na produtividade. Além desses benefícios, a utilização da soldagem plasma pó confere ao

revestimento um maior tempo de vida útil (SILVA, 2010).

# 2- Metodologia Experimental

A execução deste trabalho se deu nas instalações da empresa CMI John Conkeril, no município de Macaé, Rio de Janeiro, e nos laboratórios do Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca (CEFET/RJ).

As atividades desenvolvidas consistiram na soldagem com substrato revestido pelo processo de Plasma Pó em passe único e passe duplo; caracterização microestrutural e análise de fase do revestimento; estudo da diluição do revestimento; e análise da microdureza da região revestimento/interface/substrato.

## 2.1 Substrato/Material de base

O material utilizado como substrato / material base foi um tubo produzido com o aço API 5L X65, diâmetro 304,8 mm e espessura de parede 23,8 mm. O aço API 5L X65 pertence à classe de aços ARBL, tradicionalmente empregado na fabricação de oleodutos e gasodutos e a composição química do mesmo é apresentada na Tabela 8.

Tabela 8: Composição química do aço API5LX65

| C | Mn | P | S | Ti | Outros |
|---|---|---|---|---|---|
| 0,26 | 1,45 | 0,030 | 0,030 | 0,06 | Ni,Fe,Si,Mo |

Fonte: Norma API 5L

## 2.2 Material de aporte, gases e eletrodo

O material de aporte utilizado foi a liga Stellite 6 na forma de pó. A Tabela 9 apresenta a composição química do material, o qual pertence ao grupo de ligas classificadas como superligas com alto teor de Co e Cr.

Tabela 9: Composição química do material de aporte

| Co | Cr | W | C | Outros |
|---|---|---|---|---|
| Balanço | 27,0 – 32,0 | 4,0 – 6,0 | 0,9 – 1,4 | Ni, Fe, Si, Mn, Mo |

Fonte: Catálogo Kennametal

Nos ensaios foi utilizado argônio com pureza de 99,99 % como gás de plasma, de proteção e de arraste. Utilizou-se um eletrodo de tungstênio com 2% de óxido de tório (EWTh-2) e o diâmetro de 4,8 mm. O ângulo da ponta do eletrodo foi mantido a 30º em todos os experimentos.

## 2.3 Processo de revestimento plasma com arco transferido (PTA)

O equipamento de PTA e os acessórios utilizados no processo de soldagem do presente trabalho estão instalados no laboratório de Engenharia da empresa CMI (Macaé-RJ), apresentados na Figura 22, fabricante Kennametal Stellite "*Kennametal Stellite Starweld Plasma Transferred Arc*", corrente de soldagem de 10 A - 300 A, com 100% (cem por cento) do ciclo de trabalho, e possui controles individuais para vazão de gás (gás de plasma, de arraste e de proteção).



Figura 22: Equipamento de plasma com arco transferido (PTA).

Fonte: Laboratório Nacional de Técnologia de Soldagem – COPPE UFRJ

Também faz parte do equipamento de PTA um alimentador de pó duplo com

capacidade de alimentação de até 4,8 kg/h cada, semelhante a um reservatório, onde é armazenado o material de adição em pó. O PTA é constituído por dois cilindros de armazenagem de gás, fonte de alimentação, central de arrefecimento, tocha, alimentador de pó e sistema de movimentação tartílope, conforme a Figura 23. A fonte de soldagem é o componente mais importante, pois conecta todos os demais elementos do PTA-P. Ela propicia o controle do processo, dos fluxos de gases e da intensidade.

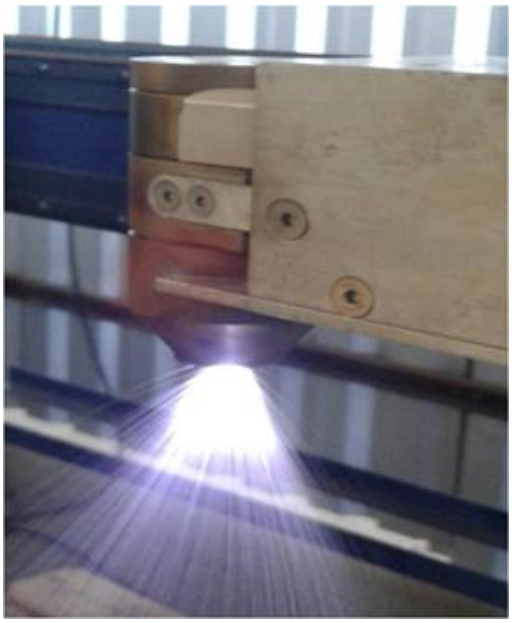


Figura 23: Soldagem plasma-pó.

Fonte: Laboratório Nacional de Técnologia de Soldagem – COPPE UFRJ

A soldagem foi executada na posição plana, sob corrente contínua, nas duas extremidades internas do tubo (em uma das extremidades com a camada de revestimento de solda em passe único e na extremidade oposta com a camada de revestimento de solda em dois passes), conforme Figuras 24 e 25 e Tabela 10.



Figura 24: Tubo soldado nas duas extremidades pela técnica plasma-pó.

Fonte: Registro fotográfico da autora

Tabela 10: Identificação das amostras

| Extremidade do Tubo | Camadas | N° de camadas de revestimento |
|---|---|---|
| 1 (A) | Uma | Um |
| 1 (B) | Uma | Vários |
| 2 (A) | Duas | Um |
| 2 (B) | Duas | Vários |

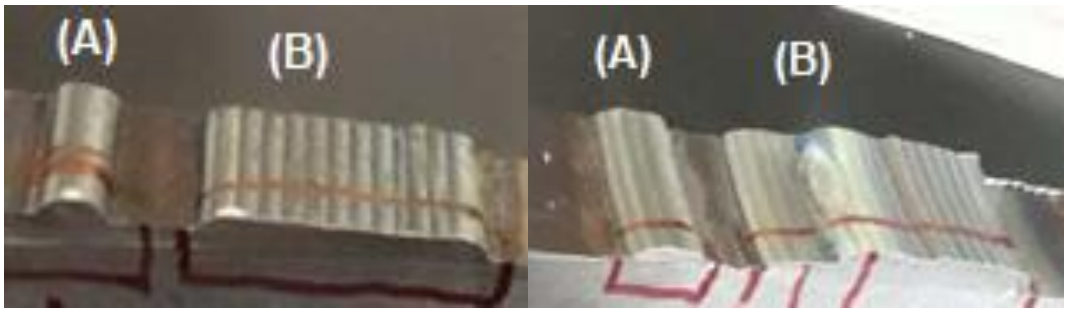



Figura 25: Tubo soldado nas duas extremidades pela técnica plasma-pó. Extremidade 1 do tudo (esquerda) e extremidade 2 do tubo (direita).

Fonte: Registro fotográfico da autora

**2.4 Características dos parâmetros de soldagem**

Esse trabalho foi desenvolvido em parceria com o LNTSold/UFRJ, o qual executou ensaios com o objetivo de definir os parâmetros para revestimentos de ligas Inconel 625, utilizando também o processo plasma pó. Por conta dessa circunstância, os parâmetros otimizados para a utilização de ligas Inconel 625 foram aproveitados como referência neste trabalho.

Os revestimentos foram processados em condições controladas e com parâmetros fixos do equipamento de PTA. Os parâmetros utilizados no processo de revestimento são apresentados na Tabela 11.

Tabela 11: Parâmetros utilizados no processo de soldagem PTA-P para soldagem da liga

| **Parâmetro** | **Valor** |
|---|---|
| Velocidade de soldagem [cm/min] | 0,80 |
| Corrente [A] | 180 |
| Tensão [V] | 32 |
| Taxa de alimentação [g/min] | 45 |
| Aporte térmico [kJ/mm] | 409,62 |

## 2.5 Preparação dos corpos de prova

Após a soldagem foram realizadas duas etapas de corte do tubo. A primeira etapa consistiu no corte das duas extremidades do tubo, locais onde foi efetuada a soldagem, em tamanhos menores, conforme a Figura 26.




Figura 26: Uma das extremidades do tubo soldado pela técnica plasma-pó.

Fonte: Registro fotográfico da autora

Na segunda etapa de corte foi utilizado o equipamento máquina de corte, operando disco de dureza 50 HRc. As instruções de corte dessa etapa são mostradas nas Figuras 27 e 28.

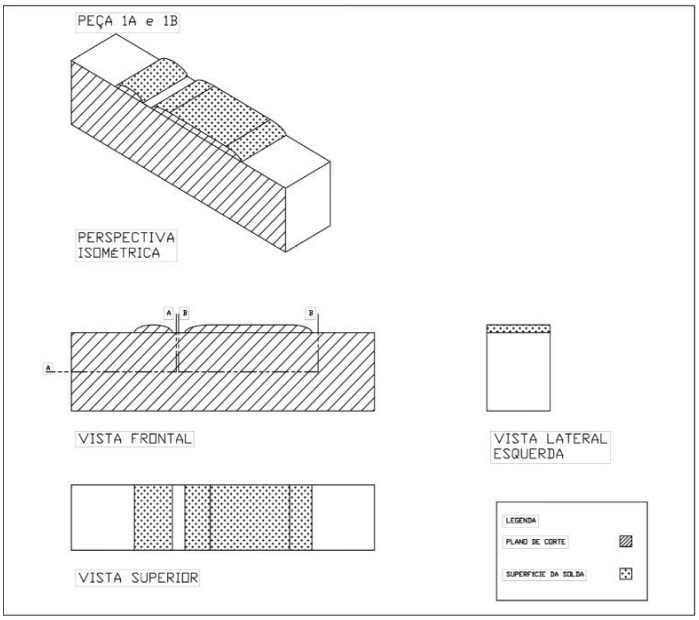



Figura 27: Corpos de prova de passe único cortados para posterior análise.

Fonte: Registro fotográfico da autora

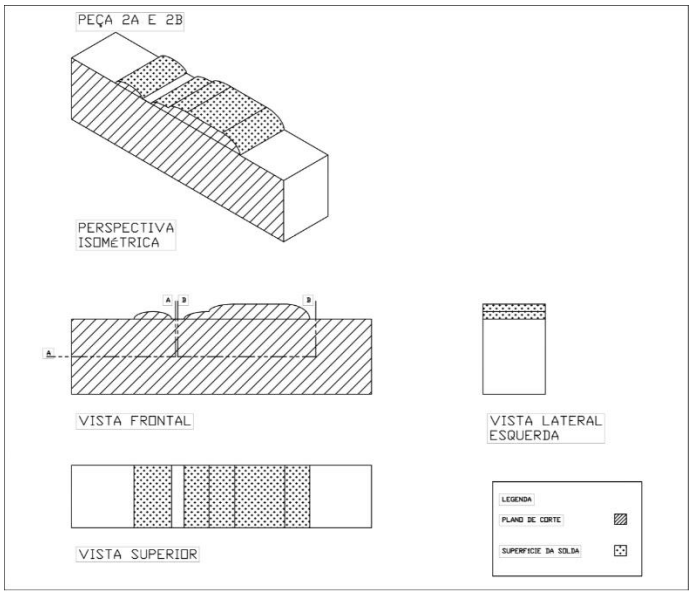



Figura 28: Corpos de prova de passe duplo cortados para posterior análise.

Fonte: Registro fotográfico da autora

As amostras para as caracterizações e análises foram seccionadas dos corpos de prova conforme exposto na Figura 29, preparadas metalograficamente pelo procedimento convencional de lixamento (sequência de lixas 100, 220, 320, 400, 500, 600 e 1200 mesh). Em seguida foi feito o polimento com pasta de diamante (sequência de pastas de diamante de 6 µm, 3 µm e 1 µm) e, na sequência, o ataque químico com água régia (1/3 água destilada H2O + 1/3 ácido clorídrico HCl + 1/3 ácido nítrico $HNO_3$).

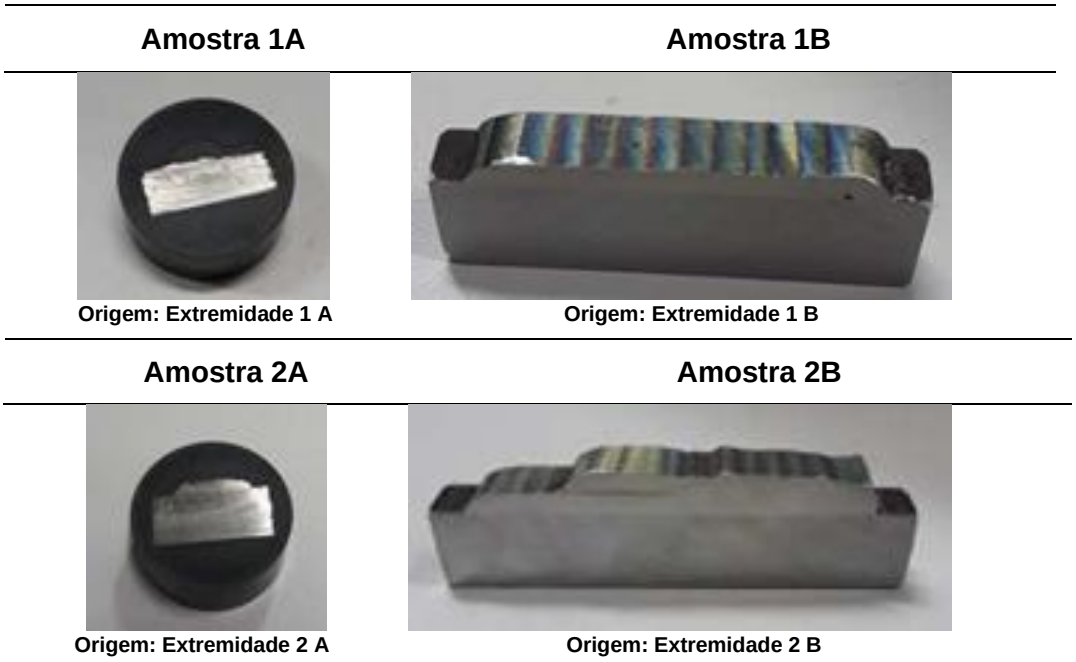



Figura 29: Amostras 1A e 1B (camada única) e amostras 2A e 2B (camada dupla).

Fonte: Registro fotográfico da autora

## 2.6 Caracterização microestrutural

Em seguida, foi realizada a análise microestrutural para que esses revestimentos pudessem ser analisados. Tais amostras foram analisadas por meio de Microscopia Óptica (MO) e Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV). Foram analisadas diferentes fases presentes na microestrutura do revestimento Stellite, sua microestrutura e os elementos de liga presentes.

### 2.6.1 Microscopia Óptica (MO)

O equipamento utilizado para executar esta caracterização foi um microscópio óptico modelo BX60MF no Laboratório de Metalografia do CEFET/RJ. A obtenção das micrografias fez-se na interface substrato/revestimento e região central do revestimento das amostras com aumentos de 100X, 200X e 500X para cada uma.

### 2.6.2 Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV)

O microscópio eletrônico de varredura (MEV) modelo 688A 1SS JEOL (20 kV) no Laboratório de Metalografia do CEFET/RJ foi o equipamento usado para efetuar essa caracterização, a qual consistiu em analisar as precipitações de fases decorrentes do processo de deposição (aumentos de 100X e 500X) e identificar os elementos de liga presentes, via técnica EDS (espectroscopia de energia dispersiva).

## 2.7 Ensaio de Microdureza Vickers

A dureza do revestimento foi obtida experimentalmente pelo Ensaio de Microdureza Vickers, utilizando o equipamento Microdurômetro de modelo 422 MVD.

As camadas de revestimentos das amostras foram submetidas a uma carga de 300 gf durante 5 s. Efetuou-se um total de dez (10) indentações mantendo o espaçamento de 500 µm entre as indentações efetuadas, tanto no eixo vertical quanto no horizontal.

As análises de microdureza foram realizadas abrangendo as seguintes regiões:

- Revestimento (próxima a interface até o topo);
- Interface revestimento/substrato;
- ZTA; e
- Substrato.

Os valores obtidos permitem avaliar o comportamento da intensidade da dureza conforme a quantidade de passes de solda no revestimento. O comportamento ideal é almejado com o aumento proporcional dos elementos envolvidos, ou seja, aumentar a dureza conforme aumenta-se o número de passes de solda e, consequentemente, a

espessura do revestimento.

## 2.8 Análise da Diluição

Os parâmetros utilizados para avaliar a geometria dos revestimentos e a percentagem de diluição são apresentados na Figura 30.

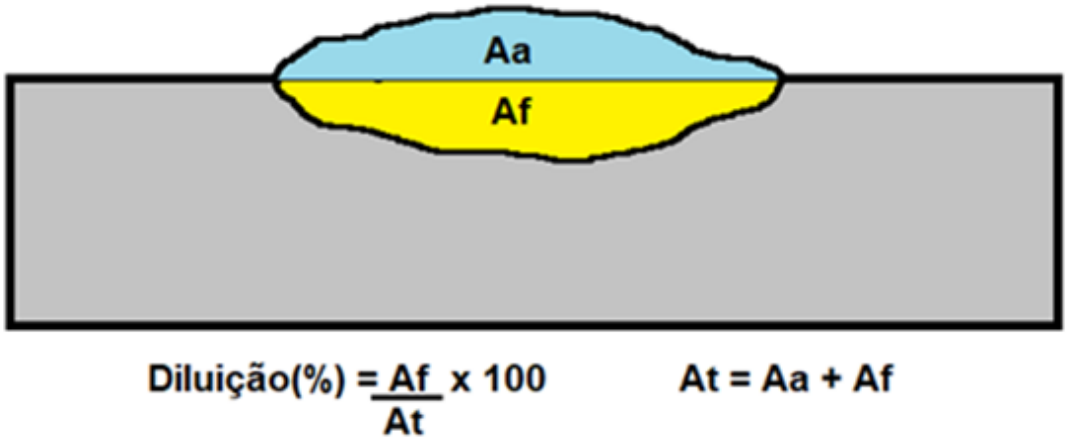



Figura 30: Parâmetros utilizados para avaliar a geometria dos revestimentos e a diluição.

Fonte: Silva, P. (2019)

A medição da diluição pode ser realizada pelo método geométrico, no qual é estabelecida a razão entre a área fundida (Af) e a área total (At), conforme Silva (2019). A medição dessas áreas foi realizada através do software Image J.

# 3- Resultados e Discussão

## 3.1 Macrografia

Inicialmente foi realizada uma inspeção visual dos revestimentos, logo após a execução das soldagens e da retirada das amostras, com o objetivo de verificar a regularidade geométrica da deposição de material, além da presença de descontinuidades, tais como trincas, porosidade, deposição insuficiente e respingos.

A Figura 31 exibe os registros macrográficos dos revestimentos, onde a aparência geral dos mesmos é boa, não apresentando porosidades. As condições que apresentam melhores aspectos são as condições 2A e 2B, sendo que a velocidade de soldagem é o parâmetro fundamental determinante na geometria do passe de solda. O aumento da velocidade tende a diminuir o volume da poça de fusão e as dimensões de penetração e molhabilidade, segundo Richetti (2003).

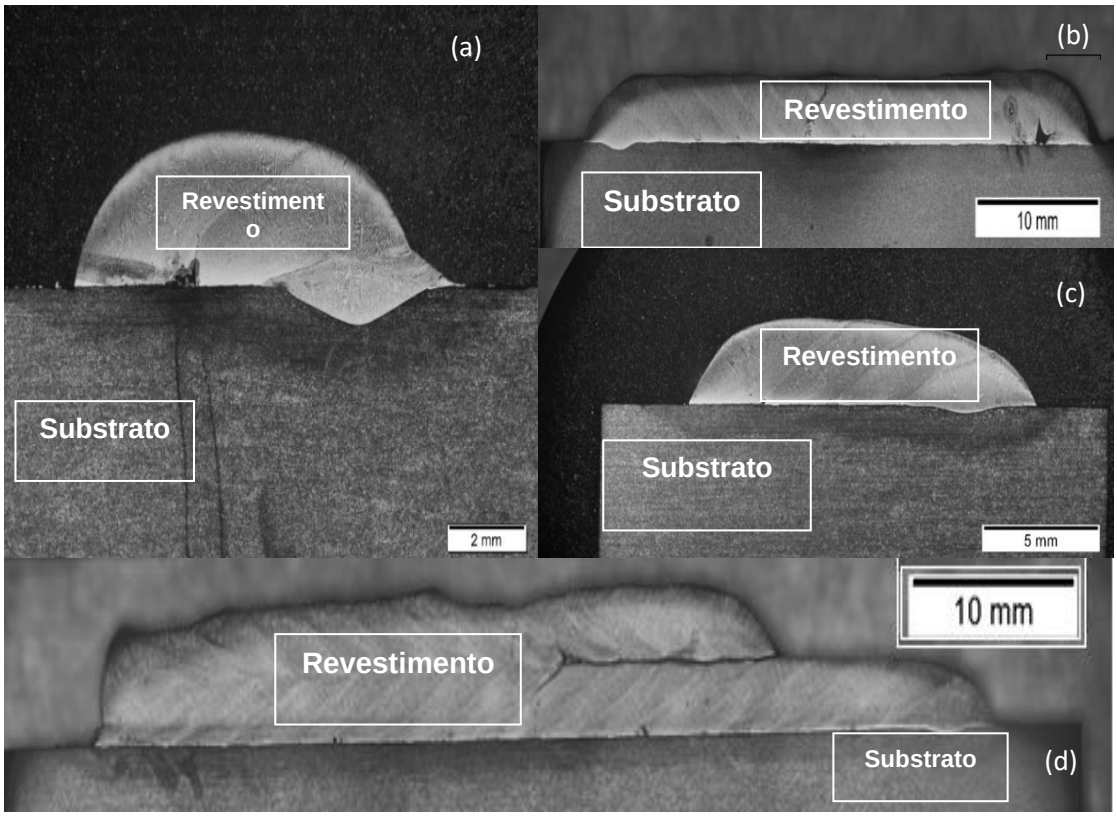



Figura 31: Macrografia dos revestimentos: (a) amostra 1A; (b) amostra 1B; (c) amostra 2A; (d) amostra 2B.

## 3.2 Análise Microestrutural: Microscopia Óptica (MO) e Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV)

### 3.2.1 Revestimento Stellite 6

Estruturas típicas de solidificação de soldagem de superfície são observadas conforme as camadas são depositadas. As microestruturas produzidas exibem uma interface plana, seguida da região colunar, celular e dendrítica na interface com o substrato, como pode ser observado na Figura 32. A sequência de deposição é claramente identificável, pois as camadas transversais à seção transversal examinada mostram a sobreposição de diferentes faixas, enquanto as depositadas paralelas à seção são identificadas como uma única faixa longitudinal, ou às vezes duas faixas longitudinais sobrepostas. As regiões dendríticas finas são alternadas com áreas colunares e celulares mais grosseiras, correspondendo às regiões onde ocorre a sobreposição de camada ou faixas (JENG *et al*., 1992; LUGSCHEIDER *et al.,*1992).

Pode-se lembrar que as amostras 1A e 1B são compostas por uma camada de solda e as amostras 2A e 2B por duas camadas de solda.

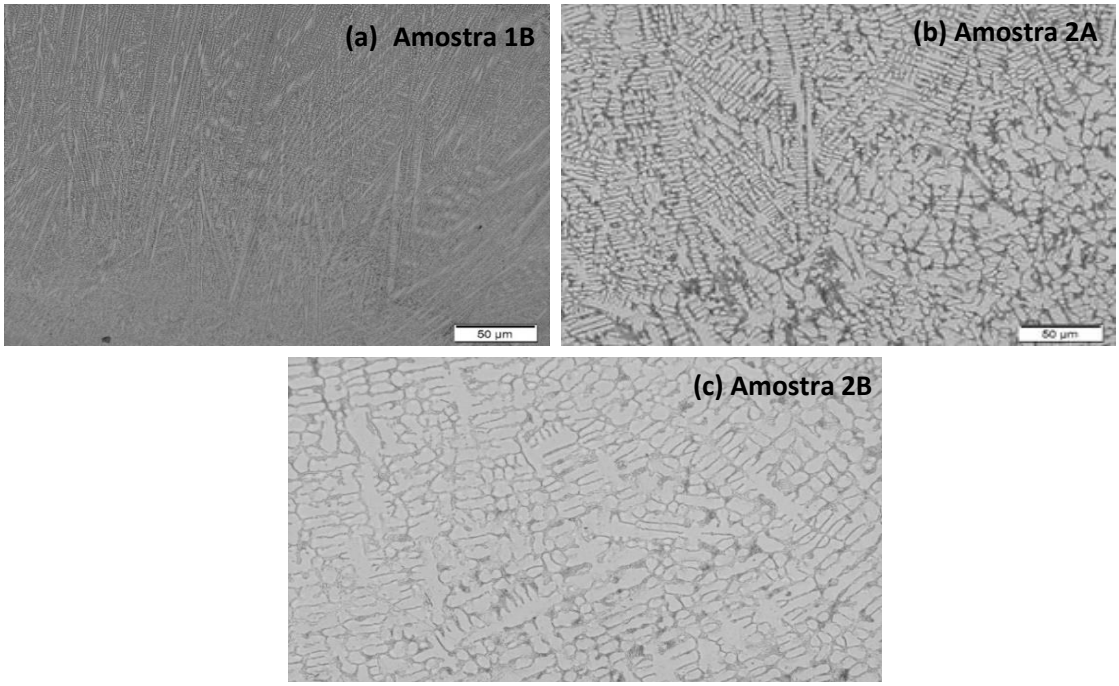



Figura 32: Micrografias via MO dos revestimentos: (a) amostra 1B; (b) amostra 2A; (c) amostra 2B. Ataque químico com água régia.

À medida em que as camadas foram depositadas, o engrossamento interdendrítico próximo da interface com o substrato é observado nas Figuras 32 (b) e (c), o que é atribuído aos tempos de exposição mais longos em temperatura elevada e

taxas de resfriamento mais lentas perto da interface,conforme mais camadas depositadas. A microscopia óptica confirmou um engrossamento das regiões interdendríticas, conforme Figuras 32 (b) e (c), fenômeno que foi enfatizado pela deposição de camadas consecutivas. Os resultados próximos à interface concordam com observações anteriores sobre as quais o engrossamento das regiões interdendríticas foi promovido por longas exposições em alta temperatura (OSMA *et al.,* 1996).

Os gradientes térmicos mais baixos esperados à medida que mais camadas consecutivas foram depositadas devem levar a uma estrutura mais grossa em comparação com a microestrutura da amostra de uma camada de revestimento. Esta observação contrasta com experimentos anteriores, onde o engrossamento da estrutura foi medido conforme as taxas de solidificação reduzem (FRENK, KURZ, MATER, 1993).

Através de análise por EDS, via MEV, foi possível ratificar a presença dos elementos de liga do revestimento Stellite 6. Como pode ser observado no espectro na Figura 33, condição 1A, a microestrutura do revestimento consiste em uma matriz rica em cobalto seguido por cromo, tungstênio, ferro e silício. A cristalografia natural do cobalto proporciona ao revestimento elevada resistência ao desgaste, à corrosão e ao calor (mesmo em altas temperaturas). Esta análise foi feita na região central do revestimento.

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. Como estes processos requerem recombinação de discordâncias, há um aumento de tensão. Este aumento se traduz em encruamento do material, que é normalmente considerado benéfico para a resistência ao desgaste (SULLIVAN, DONACHIE, MORRAL, 1970). O trabalho de Berns (1995) cita que o cobalto apresenta uma temperatura de recristalização maior do que os aços e as ligas à base de níquel. A combinação de baixa EFE e elevada temperatura de recristalização confere melhor resistência ao desgaste ao cobalto. Baixa EFE acarreta, portanto, em maior capacidade de encruamento a elevadas temperaturas.

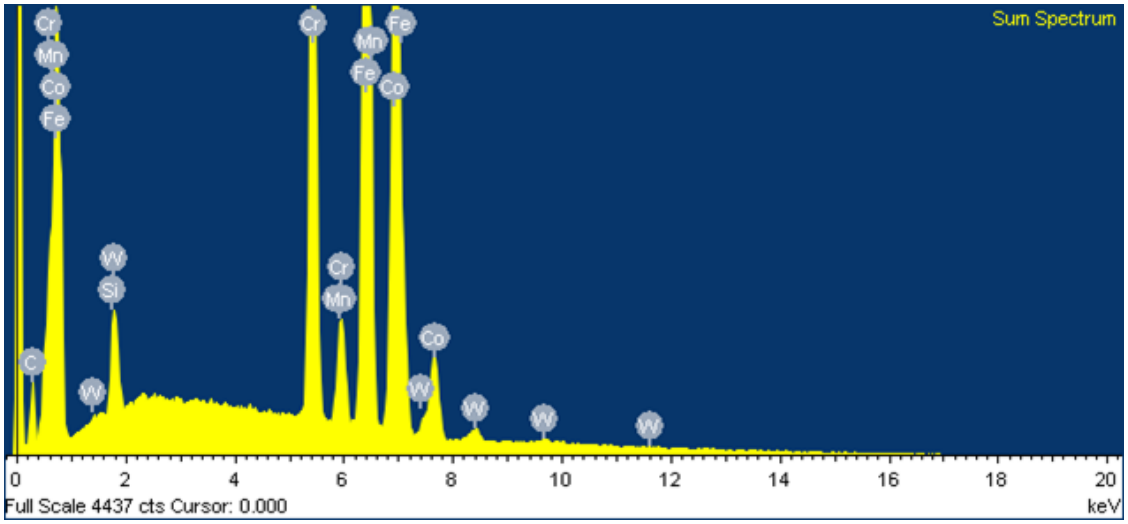



Figura 33: Espectro da análise EDS da composição química do revestimento Stellite 6. Obs: Análise de ponto na região central do revestimento (amostra 1A).

Pode-se ver com mais detalhes na Figura 34 uma das conjunturas da amostra 1A, a microestrutura acicular no centro do revestimento**.**

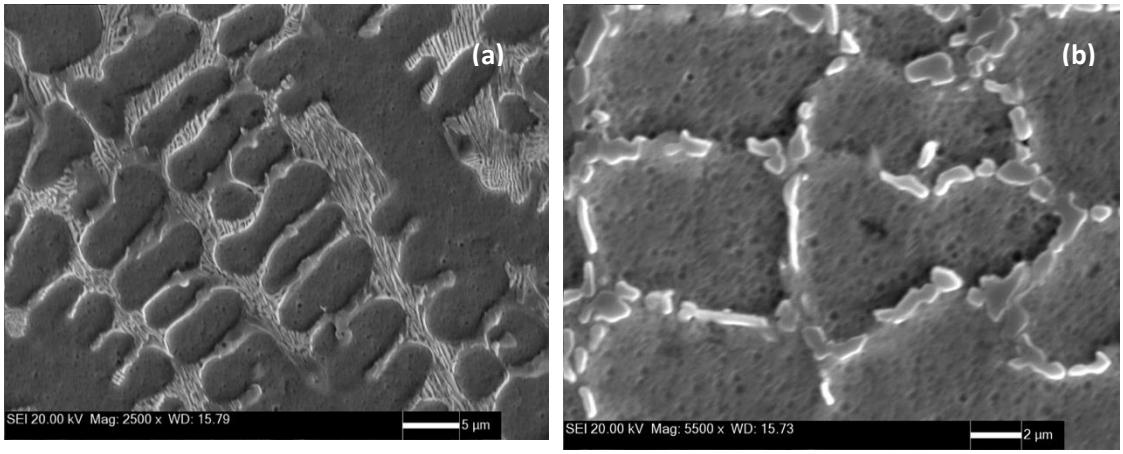



Figura 34: Microestrutura via MEV da região central do revestimento amostra 1A: (a) aumento 2500X e (b) aumento 5500X.

Através da Figura 35 nota-se, ainda, a presença de uma região de grãos aciculares e equiaxiais também no centro do revestimento.

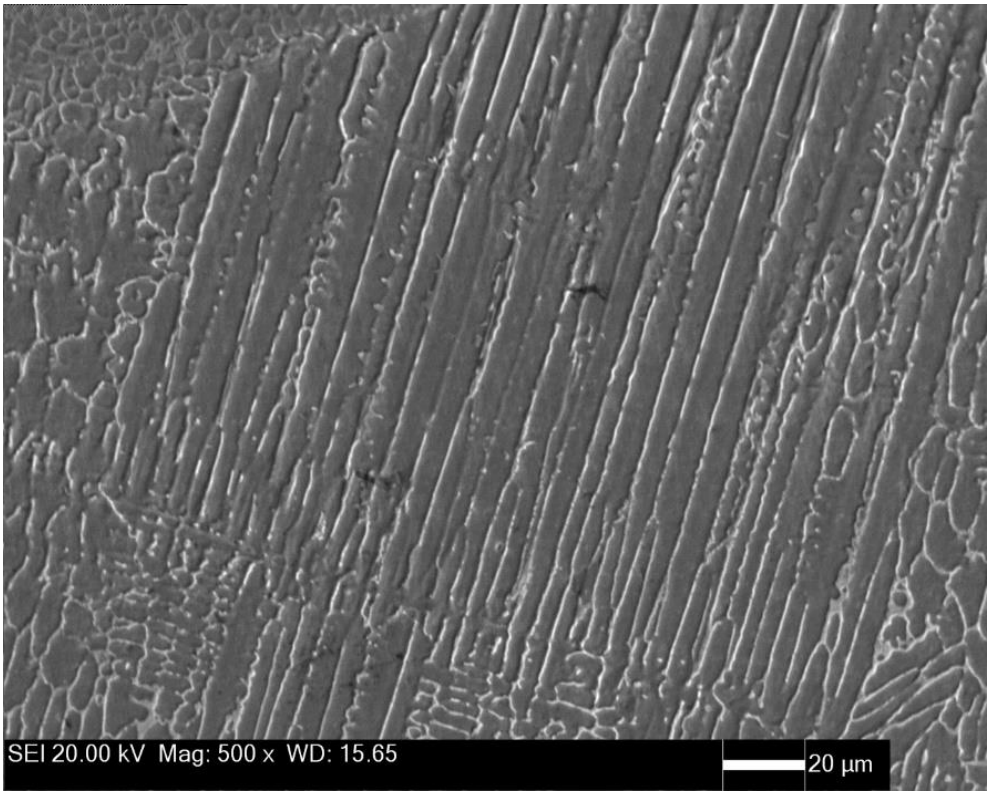



Figura 35: Microestrutura da região central do revestimento amostra 1A via MEV.

A análise de linha por EDS exibe claramente outra conjuntura da amostra 1A, com maior presença de Cr na região de precipitação. Na Figura 36 é apresentada uma possível presença de carbetos de Cr.

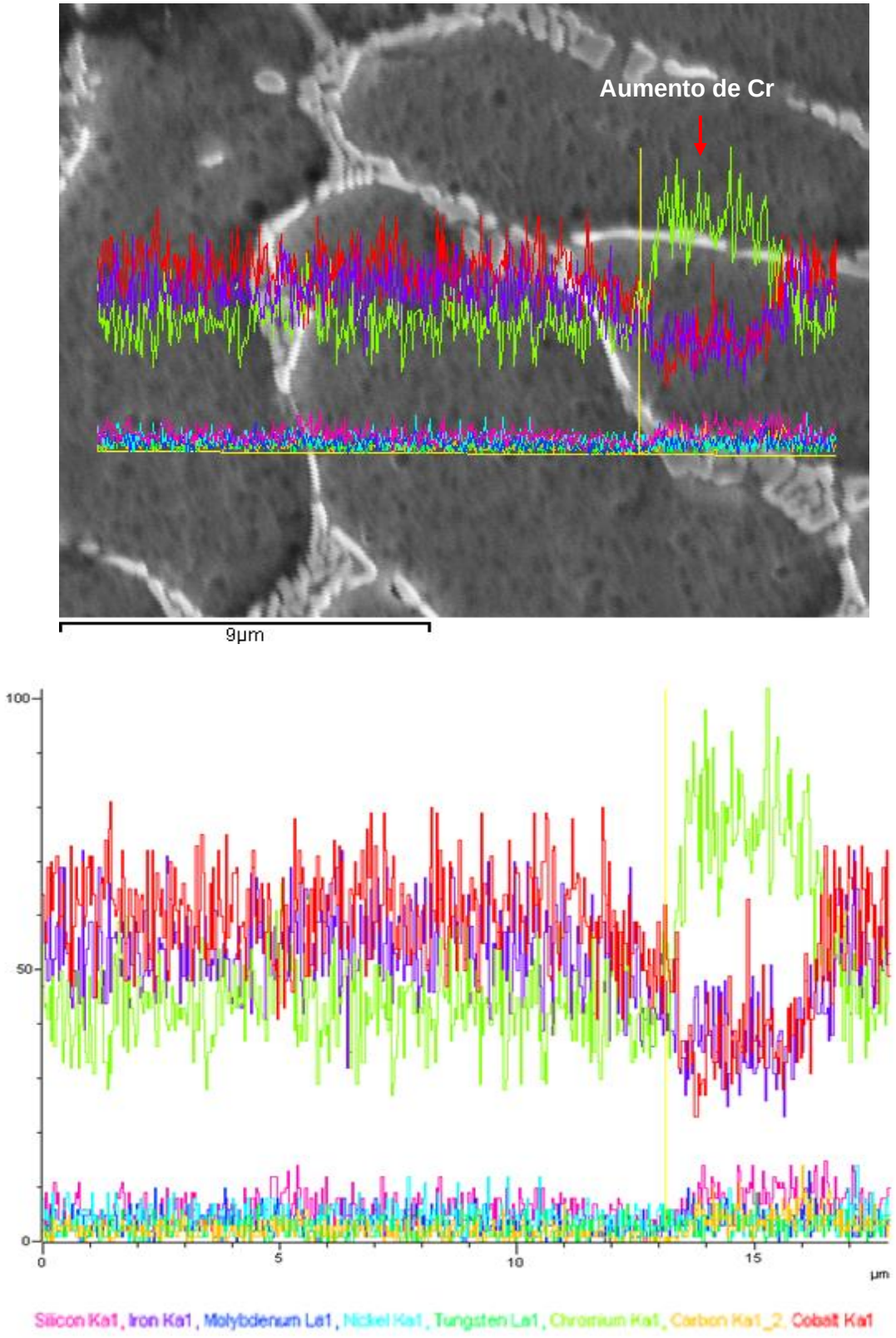



Figura 36: Análise por EDS no modo linha da região central do revestimento amostra 1A.

Outra característica importante desta conjuntura é a presença de zonas parcialmente diluídas (ZPD) na condição 1A, como pode ser observado na Figura 37. A figura comprova que as macrossegregações realmente advêm do substrato fundido, visto que elas têm morfologia celular e extremidades parcialmente diluídas, resultante do rápido resfriamento pelo líquido circunvizinho, assim como indicado por Soysal *et al*. (2016) e Farias (2019).

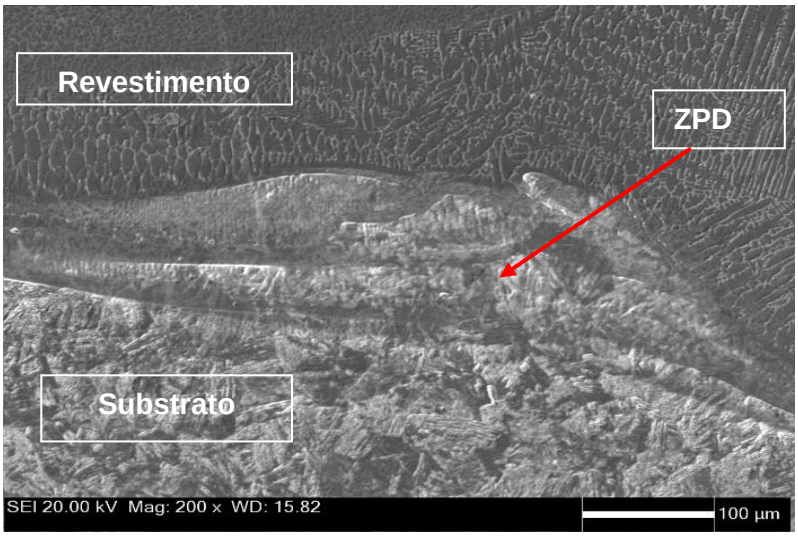



Figura 37: Micrografia de zonas parcialmente diluída (ZPD) na amostra 1A via MEV.

A análise de linha feita por EDS mostra a variação de composição química do revestimento ao substrato apresentando uma ZPD contínua (condição 1A), conforme a Figura 38.

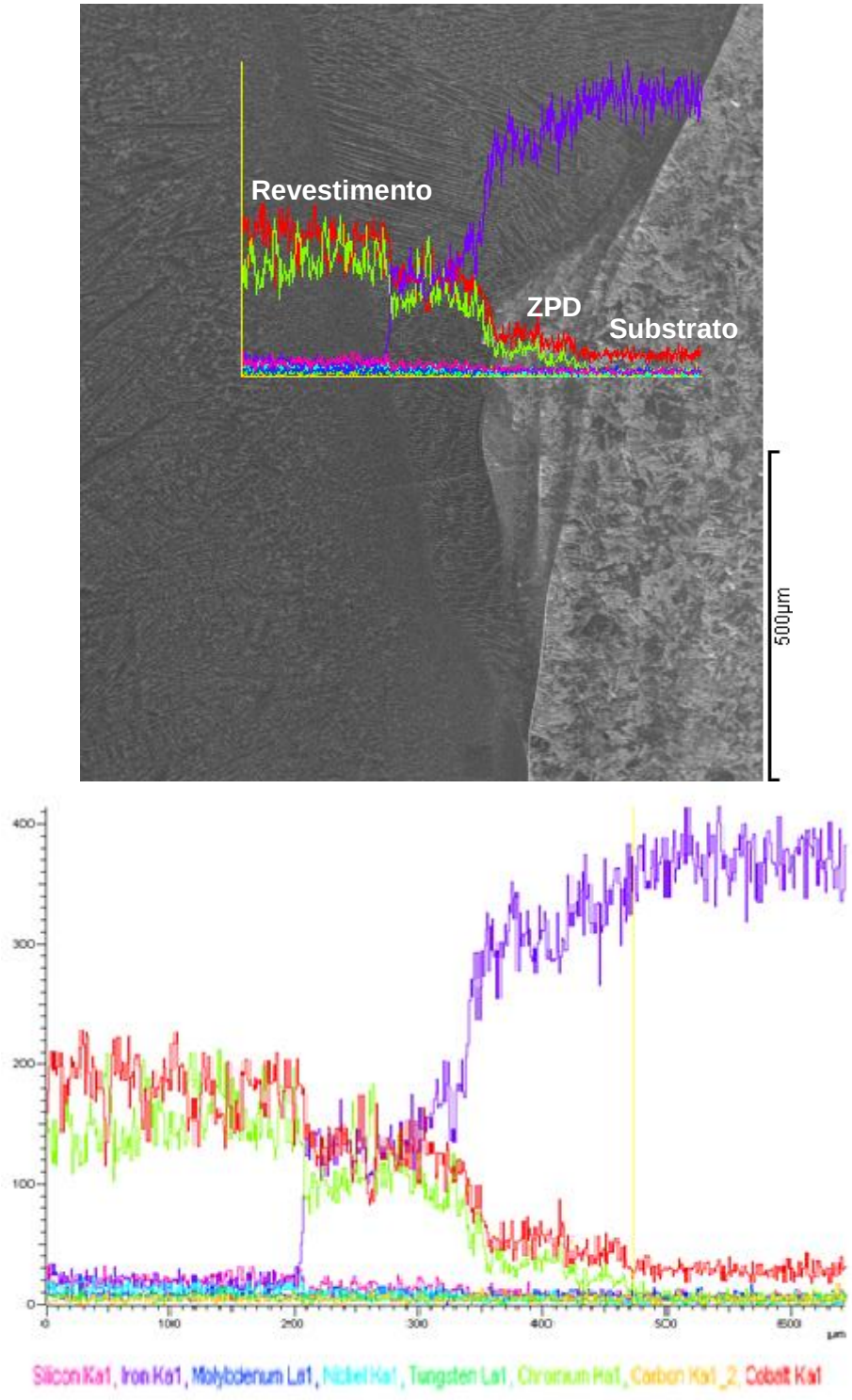



Figura 38: Análise por EDS no modo linha da amostra 1A.

De acordo com Barrick *et al.* (2017) e Farias (2019), apesar da pouca influência na ZPD, o calor da segunda camada altera a microestrutura da ZTA do substrato, provavelmente constituída de 100% de martensita, para ferrita com carbetos finamente dispersos e pequenas ilhas de austenita reversa, conforme figura 39.

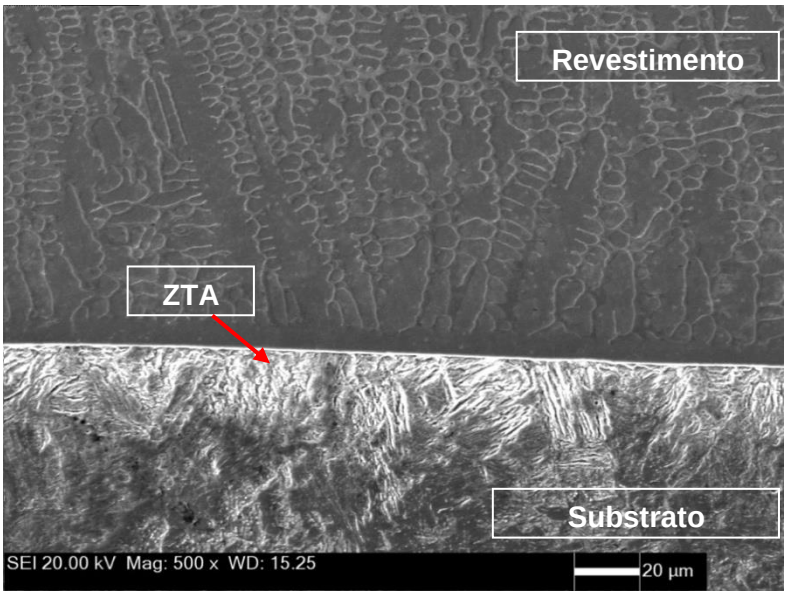



Figura 39: Microscopia via MEV da interface substrato/revestimento da amostra 2A.

Nas Figuras 40 e 41 (análise por EDS no modo linha), pode-se ver com mais detalhes a amostra 2A, em que não houve uma região com composição intermediária entre o substrato e revestimento, o que confirma que nesta condição não foi encontrada a região da ZPD, indicando uma melhor qualidade microestrutural, tendo em vista que a presença desta região é prejudicial ao revestimento em função de estar presentes os elementos de liga do substrato e do revestimento.

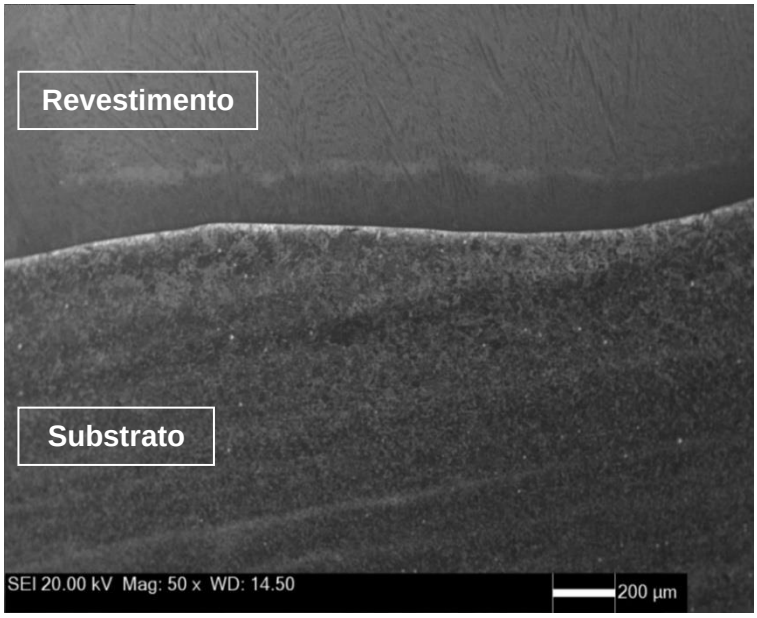
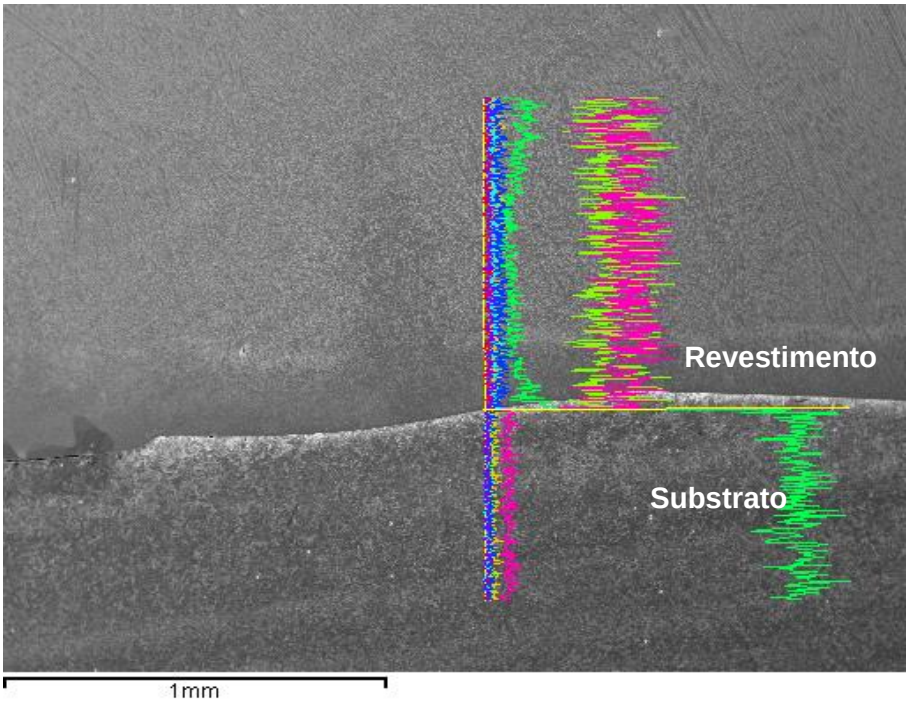



Figura 40: Microestrutura região intermediária substrato/revestimento da amostra 2A.



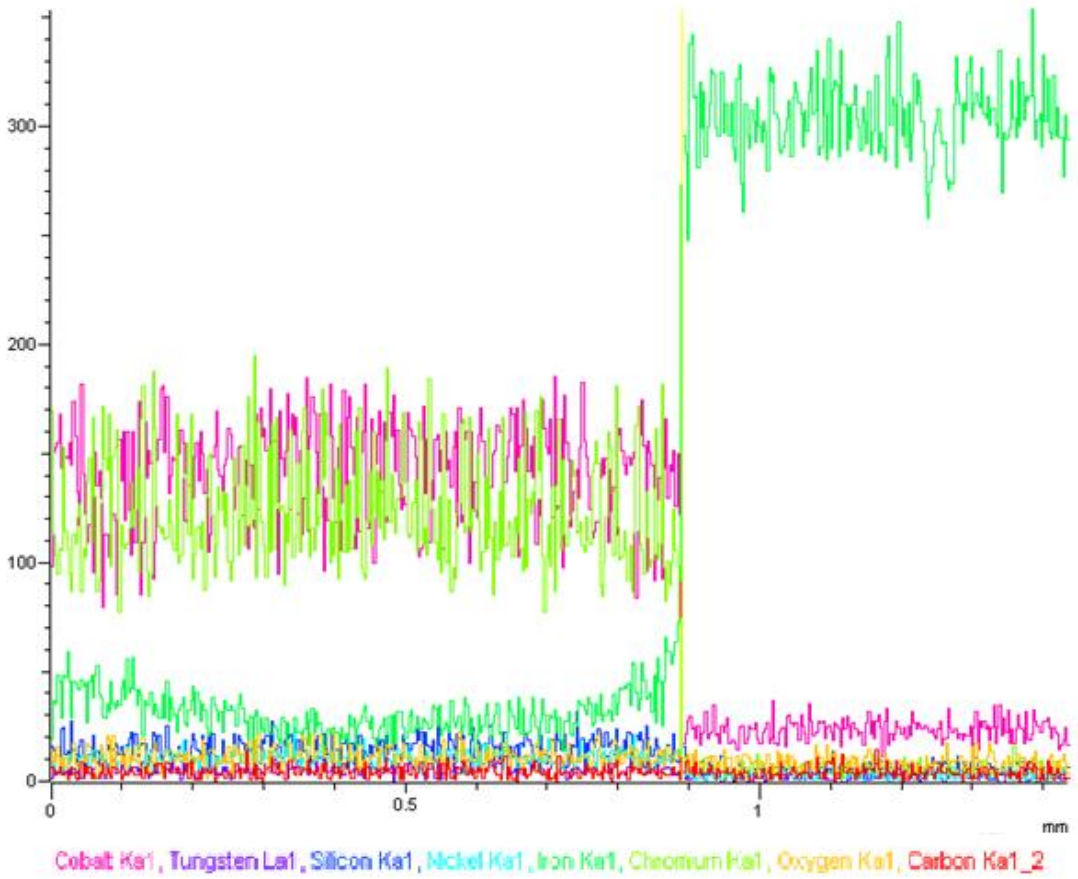



Figura 41: Análise por EDS no modo linha da amostra 2A.

### 3.2.2 Zona de transição entre revestimento e substrato (TZ-S/C)

Avaliando detalhadamente a região da interface foi possível observar nitidamente os limites entre os dois materiais (revestimento e substrato), conforme Figuras 42 e 43. Contudo, no interior da zona fundida imediatamente após a linha de fusão é notória a presença de uma zona de transição, constituída por uma faixa clara, cuja extensão varia de algumas dezenas de mícrons. Nesta zona de transição não são observadas as presenças nem de contornos de grão nem de interfaces entre dendritas. Essa morfologia da zona de transição sugere que ela tenha se solidificado de forma planar, apresentada na Figura 43. Por fim, tem-se o volume do metal de solda, cuja morfologia varia entre celular dendrítico e colunar dendrítico. Esta zona de transição tem recebido diversos nomes na literatura, sendo no presente trabalho referida como Zona de Transição entre Revestimento e Substrato (TZ-S/C). Este comportamento é similar ao encontrado por Farias (2019), que utilizou a soldagem TIG (com arame

quente) com o revestimento de superliga de níquel 625 e avaliou que a zona de transição substrato/revestimento pode ter baixas ductilidade e tenacidade. Além disso, entendeu que separar as análises destes dois materiais é importante para conhecer suas características.

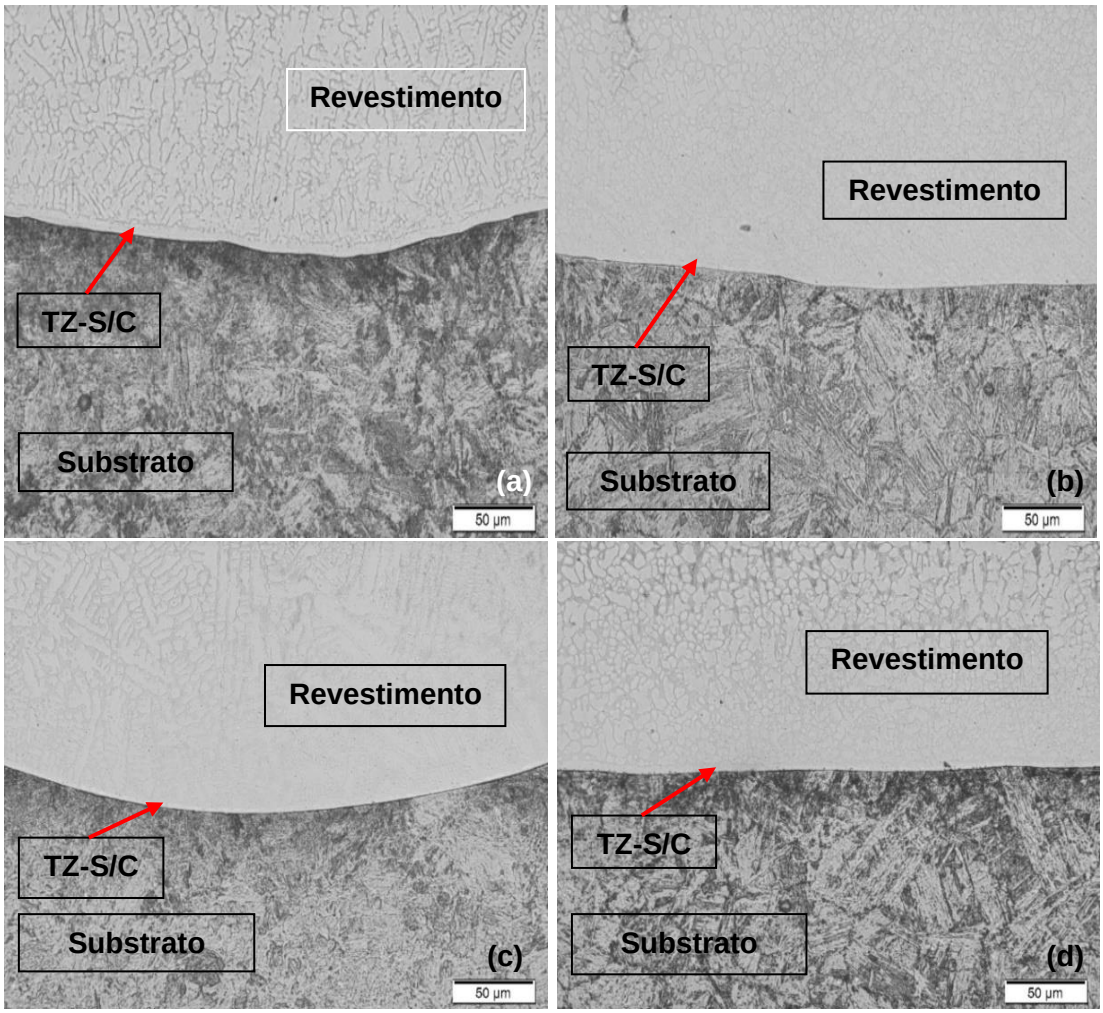



Figura 42: Micrografias das TZ-S/C: (a) amostra 1A, (b) amostra 1B, (c) amostra 2A e (d) amostra 2B.

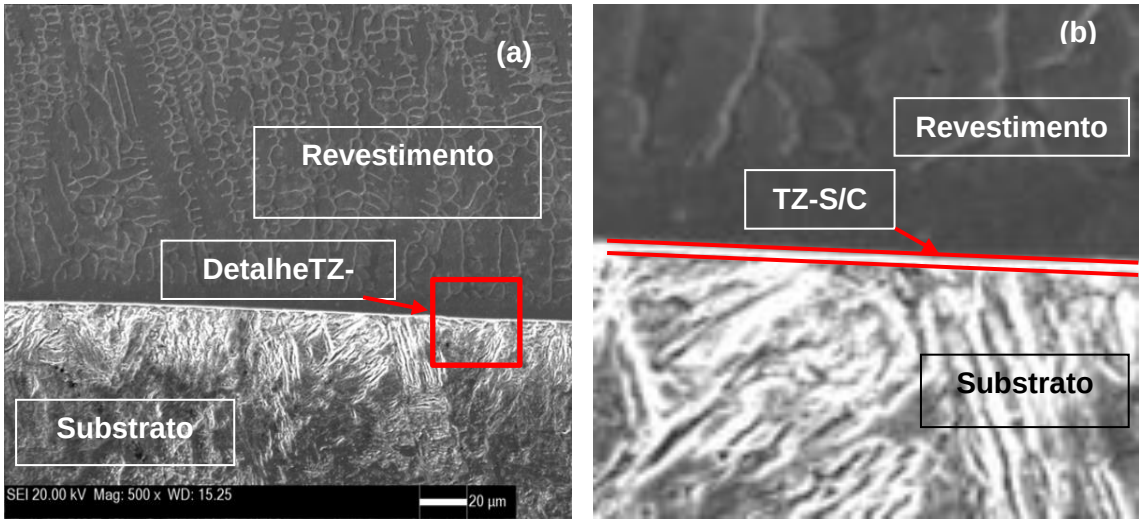



Figura 43: Micrografia da TZ-S/C: (a) amostra 1A, (b) detalhe ampliado da Figura.

### 3.3 Microdureza

O efeito da deposição de multicamadas sobre o valor de dureza foi avaliado medindo-se perfis de dureza, tanto ao longo do revestimento quanto ao longo da interface, da ZTA e do substrato. Os resultados da amostra 1A são apresentados pela Tabela 12 e pela Figura 44; da amostra 1B, pela Tabela 13 e pela Figura 45; da amostra 2A, pela Tabela 14 e pela Figura 46; e, por fim, da amostra 2B, pela Tabela 15 e pela Figura 47.

Tabela 12: Microdureza Vickers da amostra 1A

| **INDENTAÇÃO** | | **DUREZA (HV)** |
|---|---|---|
| **Nº** | **LOCAL** | |
| 1 | Revestimento | 553,8 |
| 2 | Revestimento | 546,2 |
| 3 | Revestimento | 518,2 |
| 4 | Revestimento | 539,6 |
| 5 | Revestimento | 537,4 |
| 6 | Interface | 390,3 |
| 7 | ZTA | 211,6 |
| 8 | ZTA | 238,2 |
| 9 | Substrato | 223,2 |
| 10 | Substrato | 212,0 |

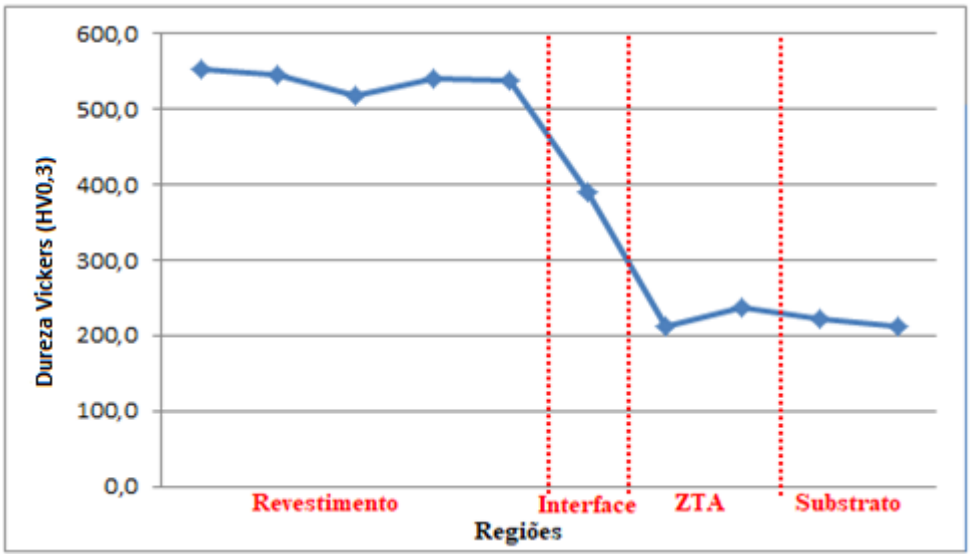



Figura 44: Gráfico do perfil de microdureza da amostra 1A.

Tabela 13: Microdureza Vickers da amostra 1B

| INDENTAÇÃO | | DUREZA (HV) |
|---|---|---|
| Nº | LOCAL | |
| 1 | Revestimento | 551,5 |
| 2 | Revestimento | 517,3 |
| 3 | Revestimento | 558,5 |
| 4 | Revestimento | 594,3 |
| 5 | Revestimento | 585,1 |
| 6 | Interface | 542,1 |
| 7 | ZTA | 256,5 |
| 8 | ZTA | 218,4 |
| 9 | Substrato | 225,2 |
| 10 | Substrato | 205,3 |

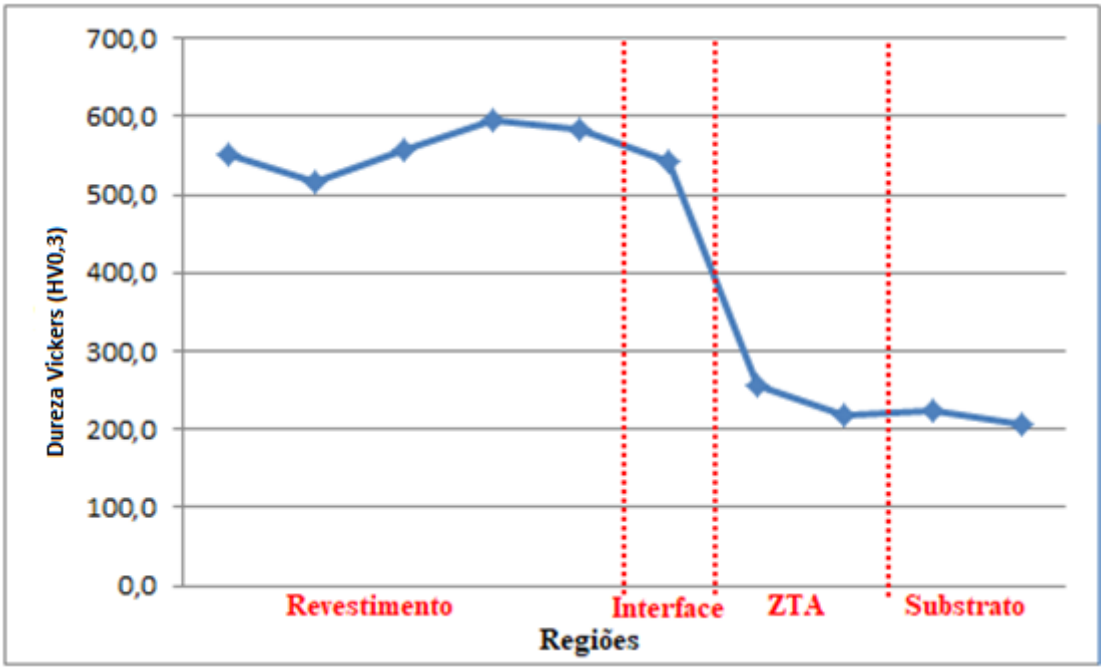



Figura 45: Gráfico do perfil de microdureza da amostra 1B.

Tabela 14: Microdureza Vickers da amostra 2A

| INDENTAÇÃO | | DUREZA (HV) |
|---|---|---|
| Nº | LOCAL | |
| 1 | Revestimento | 555,7 |
| 2 | Revestimento | 536,4 |
| 3 | Revestimento | 547,6 |
| 4 | Revestimento | 568,6 |
| 5 | Revestimento | 608,8 |
| 6 | Interface | 360,9 |
| 7 | ZTA | 190,6 |
| 8 | ZTA | 205,0 |
| 9 | Substrato | 203,2 |
| 10 | Substrato | 190,4 |

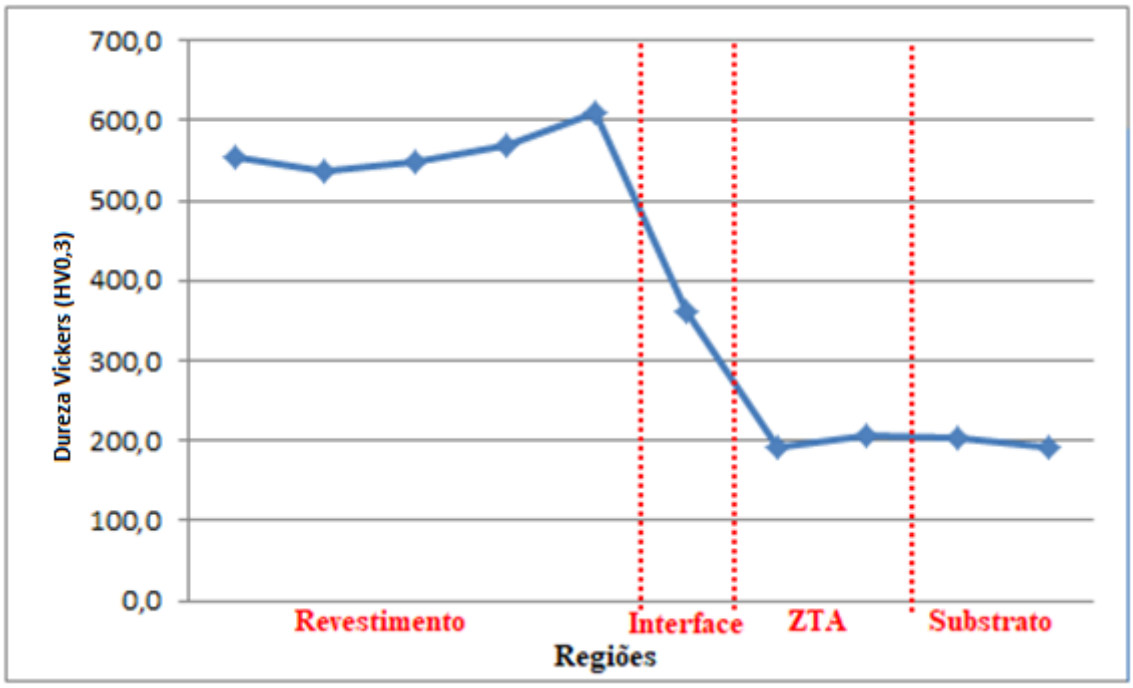



Figura 46: Gráfico do perfil de microdureza da amostra 2A.

Tabela 15: Microdureza Vickers da amostra 2B

| INDENTAÇÃO | | DUREZA (HV) |
|---|---|---|
| Nº | LOCAL | |
| 1 | Revestimento | 570,2 |
| 2 | Revestimento | 562,1 |
| 3 | Revestimento | 547,4 |
| 4 | Revestimento | 731,4 |
| 5 | Revestimento | 524,4 |
| 6 | Interface | 279,8 |
| 7 | ZTA | 510,2 |
| 8 | ZTA | 588,3 |
| 9 | Substrato | 238,6 |
| 10 | Substrato | 285,7 |

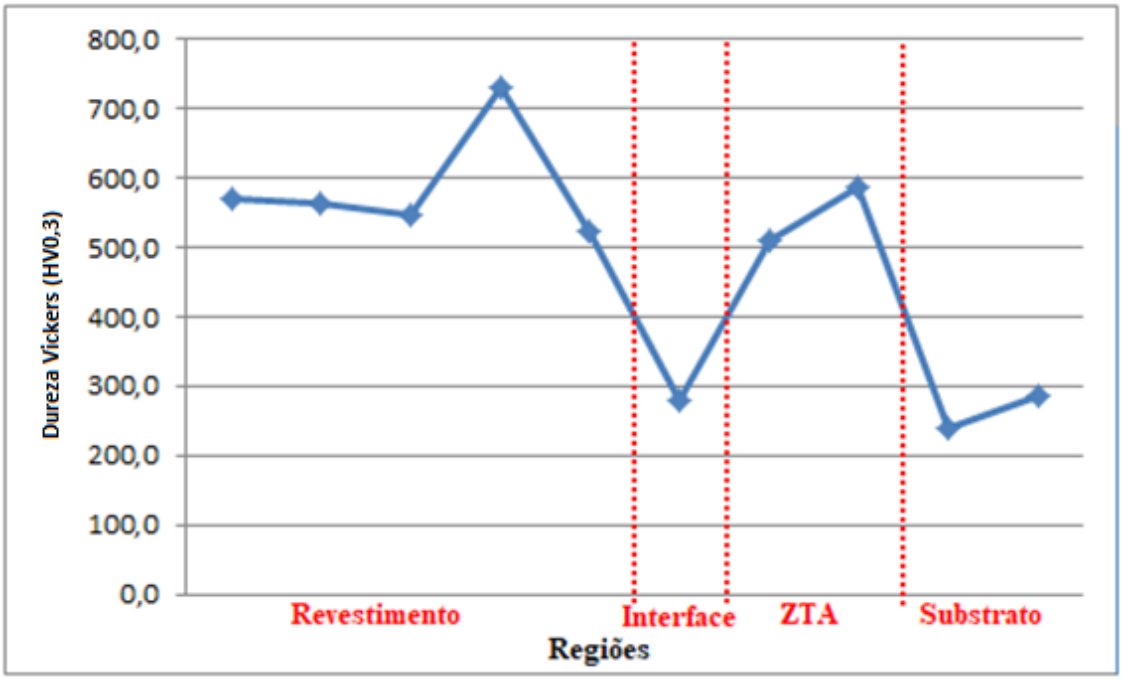



Figura 47: Gráfico do perfil de microdureza da amostra 2B.

Pode ser observado que o revestimento em todas as amostras apresenta dureza média em torno de 530 HV. Este valor encontra-se acima da dureza do substrato, como era esperado, mas também ultrapassa a faixa citada por Deloro (2015), de 392–458 HV. A dureza das ligas da família Stellite é predominantemente oriunda de carbonetos dispersos em uma solução sólida menos dura. A dureza das ligas também está relacionada com a cinética de solidificação e com a extensão da diluição do metal-base (ANTONY, 1983).

Observa-se que os perfis de microdureza permanecem constantes até uma certa distância da extremidade. Na sequência, inicia-se um decréscimo até atingir a região de interface, onde os valores caem bruscamente até alcançar uma região mista (revestimento e substrato). Após o fim da interface, percebe-se uma região mais homogênea (substrato) e sem grandes variações de dureza. As consequências geradas na região de interface, tais como variações no tamanho dos grãos e na microestrutura, estão fortemente interligadas à composição química dos materiais e também aos parâmetros do processo de soldagem utilizados.

No âmbito das interfaces na soldagem dissimilar, diversas zonas com características distintas têm sido observadas, conforme esclarece Deloro (2015). No entanto, uma dentre as demais tem merecido maiores atenções, que são as zonas nas quais são observadas a formação de martensita, com consequente aumento de dureza.

Os valores de dureza são semelhantes para o revestimento das amostras, embora ao longo de cada conjunto de medidas alguma dispersão seja identificada. Já na interface, foi observado um pico de microdureza (TZ-S/C) na amostra 1B, conforme apresentado na Tabela 13 e Figura 45. A variação de microdureza possivelmente é decorrente da heterogeneidade gerada pela solidificação, como tipos e tamanhos de grão, tipos e tamanhos de segundas fases interdendríticas e tensões e deformações residuais. Zhou *et al.* (2018) destacam que a microdureza na interface pode ser influenciada pela orientação cristalográfica de seus grãos; como há intensa nucleação de grãos com distintas orientações cristalinas na TZ-S/C, cujas propriedades mecânicas dependem delas, uma indentação pode ocorrer em um grão e a seguinte em outro com orientação cristalográfica bem distinta, o que aumenta a dispersão de resultados na TZ-S/C. Além disso, a presença de múltiplas fases, com propriedades mecânicas distintas, pode contribuir para essa dispersão, visto que estas podem interferir no comportamento mecânico de sua vizinhança, restringindo ou facilitando a deformação plástica (DURST, GO, 2004; GUO, LI, 2011).

A Tabela 16 e a Figura 48 apresentam a variação e o desvio padrão do perfil de dureza de todas as amostras.

Tabela 16: Variação média e desvio padrão do perfil de dureza das amostras

| **INDENTAÇÃO** | | **DUREZA AMOSTRAS (HV)** | | | | | |
|---|---|---|---|---|---|---|---|
| **Nº** | **LOCAL** | **1 A** | **1 B** | **2 A** | **2 B** | **MÉDIA** | **DP** |
| 1 | Revestimento | 553,8 | 551,5 | 555,7 | 570,2 | 557,8 | 8,44 |
| 2 | Revestimento | 546,2 | 517,3 | 536,4 | 562,1 | 540,5 | 18,74 |
| 3 | Revestimento | 518,2 | 558,5 | 547,6 | 547,4 | 542,9 | 17,28 |
| 4 | Revestimento | 539,6 | 594,3 | 568,6 | 731,4 | 608,5 | 84,94 |
| 5 | Revestimento | 537,4 | 585,1 | 608,8 | 524,4 | 563,9 | 39,70 |
| 6 | Interface | 390,3 | 542,1 | 360,9 | 279,8 | 393,3 | 109,67 |
| 7 | ZTA | 211,6 | 256,5 | 190,6 | 510,2 | 292,2 | 147,89 |
| 8 | ZTA | 238,2 | 218,4 | 205,0 | 588,3 | 312,5 | 184,39 |
| 9 | Substrato | 223,2 | 225,2 | 203,2 | 238,6 | 222,6 | 14,60 |
| 10 | Substrato | 212,0 | 205,3 | 190,4 | 285,7 | 223,4 | 42,54 |

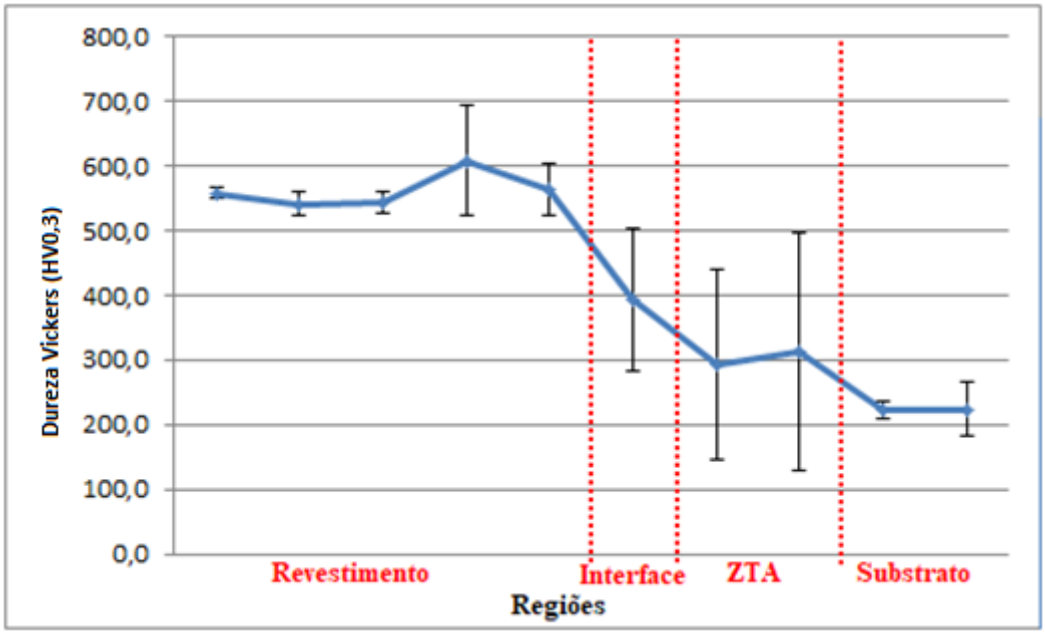



Figura 48: Gráfico da variação média e desvio padrão do perfil de dureza das amostras.

Pode-se notar a uniformidade da dureza no revestimento de dupla camada conforme apresentada na Tabela 17 e na Figura 49. Os resultados mostram que a primeira e a segunda camadas possuem valores constantes de dureza. Essa tendência possivelmente pode ser atribuída ao procedimento de, após a realização da primeira camada, aguardar o resfriamento da mesma até 150°C, para execução da segunda camada, conforme observado por Deloro (2015).

Tabela 17: Dureza Vickers das duas camadas de revestimento da amostra 2B.

| INDENTAÇÃO | | DUREZA (HV) |
|---|---|---|
| Nº | LOCAL | |
| 1 | Revestimento 1 | 581,0 |
| 2 | Revestimento 1 | 554,7 |
| 3 | Revestimento 1 | 544,0 |
| 4 | Revestimento 1 | 550,8 |
| 5 | Revestimento 1 | 544,5 |
| 6 | Revestimento 2 | 537,6 |
| 7 | Revestimento 2 | 545,5 |
| 8 | Revestimento 2 | 556,6 |
| 9 | Revestimento 2 | 570,2 |
| 10 | Revestimento 2 | 550,3 |

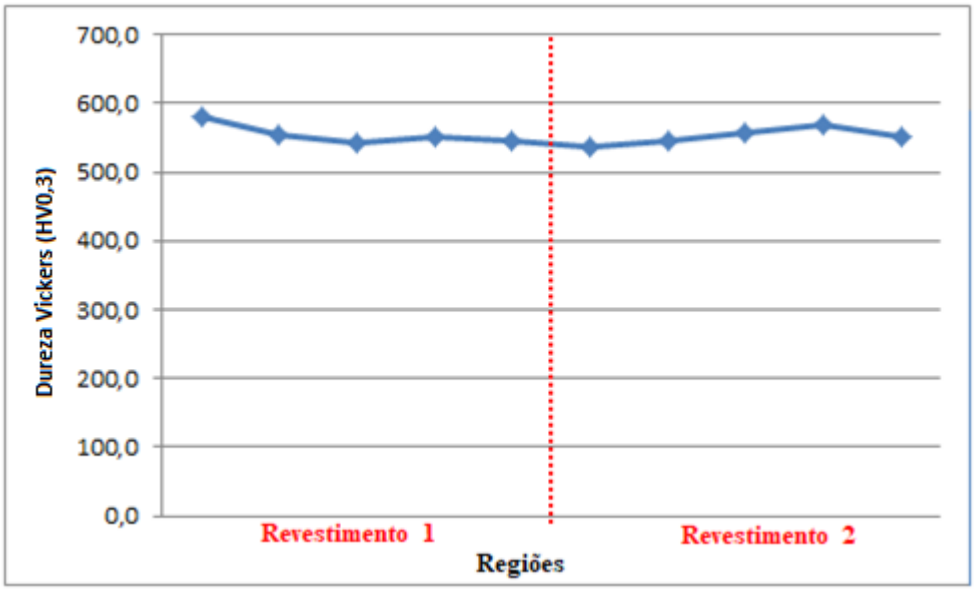



Figura 49: Gráfico do perfil de dureza das duas camadas de revestimento da amostra 2B.

### 3.4 Diluição

A Figura 50 apresenta os valores de diluição percentual obtidos pela metodologia especificada no item 2.7. O melhor resultado encontrado foi a condição da amostra 1B, 29% (um passe e duas camadas). Entretanto, o cálculo das situações com duas camadas de revestimento foi impossibilitado devido as inconveniências na retirada de amostras para análise específica da diluição. Avaliando o resultado, nota-se que é necessária a seleção de valores apropriados dos parâmetros do processo para levar a valores de diluição consideravelmente ótimos na faixa de 6% a 11%. Outras pesquisas realizadas também sugerem que uma diluição muito abaixo de 5% na primeira camada facilita o arrancamento do revestimento. Por outro lado, uma diluição acima de aproximadamente 14% na superfície compromete a resistência à corrosão para determinadas aplicações (ABIOYE, 2015; ALTOÉ et al., 2015). Deve-se destacar que estas variações de diluição encontradas na literatura se devem ao fato de que estas dependem dos valores de parâmetro de soldagem utilizados, materiais e geometria da junta. Além disso, a análise feita por medição de área é aproximada.

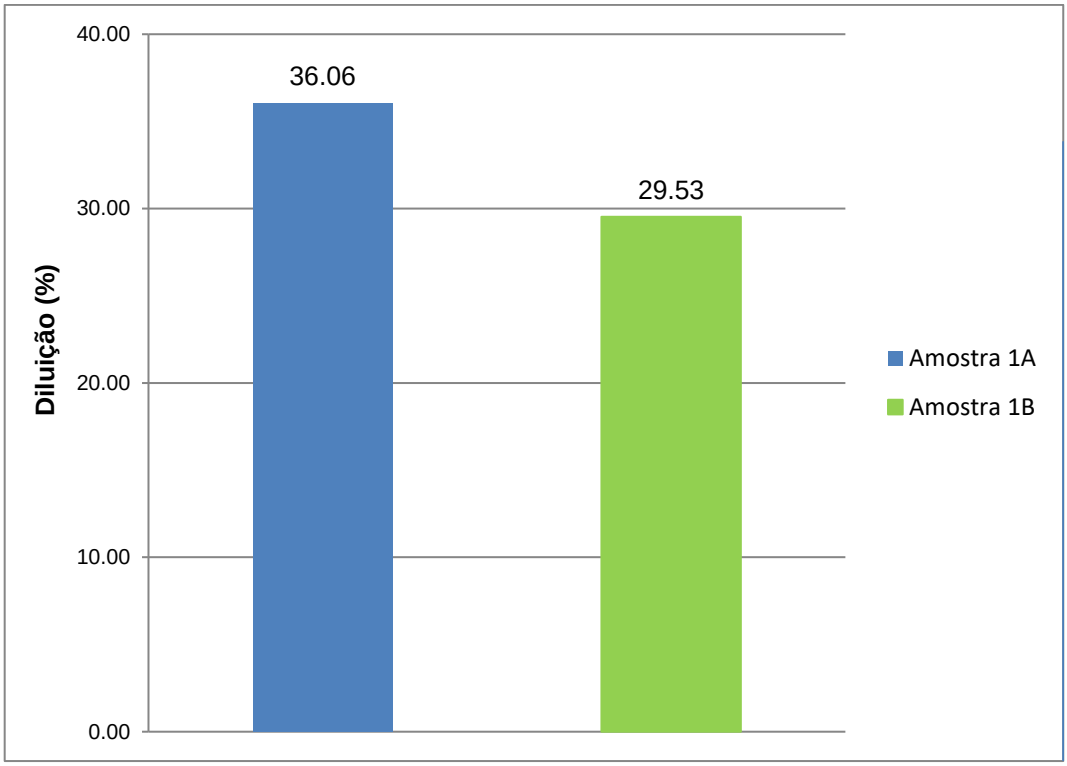



Figura 50: Valores de diluição das condições estudadas.

Um dos parâmetros de evidente influência na diluição a ser otimizado é a velocidade de soldagem. A baixa velocidade de soldagem aumenta a diluição, pois expande o tempo de interação entre o feixe de microplasma e o substrato, o que eleva o aporte térmico do processo (ABIOYE, 2015; ALTOÉ *et al.,* 2015) e também proporciona alta penetração no substrato, levando a uma maior ZTA.

# Conclusão

O estudo da utilização do processo plasma pó para deposição de revestimento de superliga de Stellite 6 sobre o substrato, analisando o efeito do número de camadas nas características de revestimento, microestrutura, análise de fase, microdureza e diluição, permitiu chegar às conclusões descritas a seguir:

- O número de ciclos térmicos de soldagem, que neste trabalho variou devido ao número de camadas e de passes por camada, influencia significativamente as características dos revestimentos, como a microestrutural e as propriedades mecânicas.
- A condição que apresenta o melhor resultado é a Amostra 1B (revestimento de uma camada composta de vários passes), devido ao segundo menor valor de diluição e ausência de ZPD. Esta condição apresenta também a melhor uniformidade e ausência de defeitos dos passes analisados.
- Na condição Amostra 1A (revestimento de uma camada composta por um passe) ocorreu maior presença de ZPD, o que influencia negativamente as características do revestimento, tendo em vista que a mesma apresenta uma dureza elevada, criando regiões preferenciais para propagação de defeitos.
- Com estes resultados é possível afirmar a viabilidade da utilização do processo plasma com arco transferido (PTA) para obtenção de revestimentos de ótima qualidade.

# Sugestões para trabalhos futuros

1. Executar novos testes de soldagem para efetuar os denominados ajustes finos e, assim, efetivar os parâmetros ideais da soldagem;
2. Analisar amostras confeccionadas por parâmetros mais ajustados com o material de adição, comparando as propriedades dos revestimentos, pelos ensaios apresentados neste estudo;
3. Avaliar a resistência à corrosão dos revestimentos estudados neste trabalho, por meio da câmara de névoa salina;
4. Avaliar outras propriedades mecânicas do revestimento, como a resistência à fadiga e ao desgaste.
5. Realizar ensaio de resistência à corrosão por pites.

# Referências


ADOLPHO JUNIOR, D. **Revestimento metálico plasma pó- teste experimental**. *In:* RIO WELDING, 2014, Rio de Janeiro/RJ. **Anais** Rio de Janeiro, 2014.

ALMEIDA, N.C. **Caracterização microestrutural de revestimentos de superligas de cobalto e de níquel e carboneto de tungstênio em matriz de cobalto em substrato de um aço API 5CT grau L80 depositados a LASER e por aspersão térmica**. 2016. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais) – Escola de Minas, Universidade Federal de Ouro Preto, Ouro Preto/MG, 2016.

ALVES, G. G. **Recristalização do aço ARBL microligado ao nióbio CSN 2336.** 2009**.** Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais) — Escola de Engenharia de Lorena, Universidade de São Paulo, Lorena/SP, 2009.

ANTOSZCZYSZYN, T. J. **Revestimentos de liga de níquel inconel 625 por plasma com arco transferido (PTA) sobre aços API 5L X70 e AISI 316L.** 2014**.** Dissertação (Mestrado em Manufatura) — Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, Universidade Federal do Paraná, Curitiba, 2014.

ARAÚJO JÚNIOR I. B. **Estudo da influência do resfriamento em revestimento de liga Stellite 6 aplicada pelo processo TIG.** 2009. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Universidade Estadual Paulista, Bauru, 2009.

ARNONI, E. A. B. *et al.* Comparação de desempenho de camadas de Stelitte 6 obtidas por diferentes processos**.** *In*: CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA E CIÊNCIAS DOS MATERIAIS, 15., 2002, Natal, RN. **Resumos [...].** Natal, RN: PDCEM-UFRN, 2002. v. CD ROM.

ASTM. **American Society for Testing and Materials**. Pensilvania, 1983. Disponível em: https://www.astm.org/. Acesso em: 20 ago. 2019.

BARRICK, E. J. *et al*. Effects of Heating and Cooling Rates on Phase Transformations in 10 Wt Pct Ni Steel and Their Application to Gas Tungsten Arc Welding. **Metallurgical and Materials Transactions A**. v.48, p.5890-5910, jun.

2017.

BAZALIA, P. S. L. **Caracterização de revestimento duro por aspersão térmica chama a pó utilizando liga stellite 6 com adição de alumina.** 2017**.** Trabalho de Conclusão de Curso (Graduação em Engenharia Mecânica) — Universidade Tecnológica Federal do Paraná, Cornélio Procópio, 2017.

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

BEHENE, L. **Estudo da alteração de parâmetros do processo de soldagem plasma com alimentação de vareta em substrato de aço ASTM 743 tipo CA6NM**. 2014. Dissertação (Mestrado em Engenharia e Ciência dos Materiais) – Setor de Tecnologia, Universidade Federal do Paraná, Curitiba, 2014.

BIOYE,T.E.;MCCARTNEY,D.G.;CLARE, A.T. Laser cladding of Inconel 625 wire for corrosion protection. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 217, p. 232–240, mar. 2015.

BOHATCH, R. G. **Microestrutura e propriedades de revestimentos de liga CoCrMoSi (Tribaloy T400) obtidos por plasma comarco transferido**. 2017. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Setor de Tecnologia, Universidade Federal do Paraná, Curitiba, 2017.

BOND, D. **Avaliação de revestimentos soldados processados com materiais atomizados.** 2008. Tese (Doutorado em Engenharia e Ciência dos Materiais) – Setor de Tecnologia, Universidade Federal do Paraná, Curitiba, 2008.

BRACARENSE, A. Q. **Soldagem a Plasma – PAW**. Disciplina de Processos de Soldagem, Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2000.

BRAGATTO JÚNIOR, L. C. **Avaliação do comportamento mecânico e tribológico através de ensaios de esclerometria retilínea de superligas de cobalto.** 2016. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Universidade Federal do Espírito Santo, Vitória, 2016.

BRANDÃO, B. P. **Influência do tempo de imersão em solução aquosa**

**contendo H2S sobre a tenacidade de tubo API 5L X65 *sour* avaliada a partir de ensaio charpy**. 2015. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Escola Politécnica, Universidade de São Paulo, São Paulo, 2015.

BRITO V. R. S. **Caracterização de Revestimento Metálicos Aspergidos Termicamente por Arco Elétrico.** 2010. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica – Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca). Rio de Janeiro, 2010.

CALDEIRA, E. A. **Processamento de um aço ARBL no laminador de tiras a quente da CST visando atender a norma API 5L, Grau X70**. 2006. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica, Materiais e Minas) – Escola de Engenharia, Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2006.

CANTARIN, T. N. **Caracterizações mecânicas e microestruturais do aço AISI 8630 modificado revestido com a liga de níquel 625 por soldagem "GTAW".** 2011. Dissertação (Mestrado em Ciências na Área de Tecnologia Nuclear) – Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, Universidade de São Paulo, São Paulo, 2011.

CANTÉ, M. V. **Solidificação transitória, microestrutura e propriedades de ligas Al- Ni**. 2009. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 2009.

CÔRREA, C.A. **Uma contribuição ao processo de soldagem de revestimento com arame tubular pulsado de um aço CA6NM aplicando o método de Taguchi**. 2018. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) - Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 2018.

DELORO, S. **Stellite® 6 Alloy.** Disponível em: <http://www.Stellite.com>. Acesso em: 05/12/2020.

DÍAZ, V. V.; DUTRA, J. C.; D´OLIVEIRA, A. S. C. M. Deposição por Plasma com Arco Transferido. **Soldagem Insp**, São Paulo, v. 15, n. 1, p.041-051, jan./mar. 2010.

DÍAZ, V. M. V. **Inovação do Equipamento e Avaliação do Processo Plasma de Arco Transferido Alimentado com Pó (PTAP) para Soldagem Fora de**

**Posição**. 2005. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) - Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 2005.

DURST, K.; GO, M**.** Finite Element Study for Nanoindentation Measurements on Two-Phase Materials. **Journal of Materials Research**, v.19, n. 1, pp.85–93, jan. 2004.

ELIAS, M. S. Avaliação metalúrgica da soldagem de revestimento inox austenítico sobre aço SAE 4130. 2013. Dissertação (Mestrado em Engenharia e Ciência dos Materiais) - Centro de Ciência e Tecnologia, Universidade Estadual do Norte Fluminense Darcy Ribeiro, Campos dos Goytacazes, 2013.

FARIAS, F. W. C. **Caracterização microestrutural e mecânica da zona de transição de tubos de aço 9% Ni revestido com superliga de níquel 625.** 2019. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais) – Universidade Federal do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, 2019.

FERNANDES, S. M. C. **Caracterização microestrutural e mecânica da superliga à base de níquel (liga 600) após tratamentos térmicos**. 1993. Dissertação (Mestrado em Ciências) – Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, Universidade de São Paulo, São Paulo, 1993.

FOLTRAN, B. B.; KUWABARA, E. Y.; D'OLIVEIRA, A. S. C. M. Microestrutura de revestimentos de Stellite 6, depositados por soldagem a plasma por arco transferido e laser. *In:* CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA DE FABRICAÇÃO, 1., 2001, Curitiba/PR. **Anais [...].** Curitiba: Associação Brasileira de Ciências Mecânicas, 2001.

FRENK, A.; KURZ, W.; MATER, J. High speed laser cladding: solidification conditions and microstructure of a cobalt-based alloy. **Materials Science and Engineering: A,** v. 173, n. 1-2, p. 339 – 342, dez. 1993.

GARCIA, A. Influência das variáveis térmicas de solidificação na formação da macroestrutura e da microestrutura e correlação com propriedades decorrentes. **Projeções**, v. 23, p. 13-32, jan./dez. 2005.

GIOIA, A. L. S.; SILVA JÚNIOR, I.F. **Metodologia de medição de índices de produtividade em soldagem de tubulações em obras industriais.** 2008.

Monografia (Especialização em Montagem Industrial) – Universidade Federal Fluminense, Niterói, 2008.

GOMES, B. F. **Estudo da soldagem de revestimento a laser em tubo de AISI 4130 empregando pó de inconel 625**. 2016. Trabalho de Conclusão de Curso (Graduação em Engenharia Metalúrgica) – Escola Politécnica, Universidade Federal do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, 2016.

GOMES, L. G. **Microestrutura dentrítica, macrossegregação e microporosidade na solidificação de ligas ternárias Al-Si-Cu**. 2012. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 2012.

GOMES, J.H.F. et al. Mathematical modeling of weld bead geometry, quality, and productivity for stainless steel claddings deposited by FCAW. **Journal of Materials Engineering and Performance**, v.21, n.9, p.1862-1872, fev. 2012

GOMES, R. J. N. **Efeito da temperatura na resistência ao desgaste de ligas a base de cobalto.** 2012. Dissertação (Mestrado em Engenharia e Ciências dos Materiais) – Universidade Federal do Paraná, Curitiba, 2012.

GONÇALVES, G. M. B. **Efeitos microestruturais do reaquecimento e resfriamento de metais de solda obtidos pela soldagem a arco submerso com adição de pó metalico**. 1988. Tese (Doutorado) – Escola de Engenharia, Universidade de São Paulo, São Carlos, 1988.

GOTARDO, T.*et al.* Avaliação da resistência ao desgaste abrasivo dos revestimentos WC-10CO, diamalloy® e stellite 6® depositados por HVOF**. Tecnológica**, Santa Cruz do Sul, v. 22, n. 2, p. 142-146, jul./dez, 2018.

GOULART, P. R. **Caracterização da microestrutura de solidificação de ligas Al-Fe e correlação com propriedades mecânicas.** 2010. Tese (Doutorado) – Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 2010.

GUO, S. Q.; LI, X. H. Numerical simulation of solidification and liquation behavior during welding of low-expansion superalloys. **Frontiers of Materials Science**, v.5, n.2, p.146-159, 2011.

HIPPERT JÚNIOR, E. **Investigação experimental do comportamento dúctil**

**de aços API-X70 e aplicação de curvas de resistência J-∆a para previsão de colapso em dutos**. 2004. Tese (Doutorado em Engenharia) – Escola Politécnica, Universidade de São Paulo, São Paulo, 2004.

JENG, M. C.; YAN, L-Y.; DOONG, J. L. Effects of Laser Surface Cladding on Wear Behaviour of Cobalt-Based Alloys. *In:* SUDARSHAN, T. S.; BRAZA, J. F. (Eds.). **Surface Modification Technologies V:** proceedings of the Fifth International Conference held in Birmingham, UK: The Institute of Materials, Minerals and Mining, 1992, p. 733 - 747.

JINDAL, S.; CHHIBBER, R.; MEHTA, N. P. Issues in welding of HSLA steels. **Advanced Materials Research**, v. 365, p. 44-49, 2012.

KEJELIN, N. Z. **Soldagem de revestimento de aços comuns C-Mn com superliga a base de níquel inconel 625**. 2012. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 2012.

KUCHANOVICZ, A. H. S. **Microestrutura e propriedades de revestimentos de liga CoCrWC (Stellite 6) depositados por PTA sobre ferro fundido nodular GGG40**. 2017. Dissertação (Mestrado em Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica) – Universidade Federal do Paraná, Curitiba, 2017.

KUZUCU, V. *et al*. An investigation of Stellite 6 alloy containing 5.0 wt% silicon. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 79, n. 1-3, p. 47-51, jul. 1998.

LEMOS, M. F. **Avaliação da vida em fadiga de juntas soldadas do aço API 5L X65 em meios aquosos salinos saturados com diferentes pressões parcial**. 2009. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais) – Escola de Engenharia, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2009.

LIMA, A. P. **Efeito da deformação mecânica a frio no processo corrosivo do aço API 5L X65 em água do mar sintética**. 2019. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2019.

LIMA, C. R. C.; CAMARGO, F.; MARQUES, P. V. Estudo comparativo das propriedades de revestimentos a base de cobalto (Stellite) aplicados por

soldagem e por aspersão térmica**.** *In*: ENCONTRO NACIONAL DE TECNOLOGIA DA SOLDAGEM, 24., CONGRESSO LATINO-AMERICANO, 11., e ÍBERO-AMERICANO DE SOLDAGEM, 5., 1998, Fortaleza. **Anais [...].** Fortaleza: OGRAMAC, 1998, p. 9.

LUGSCHEIDER, E.; OBERLANDER, B. C.; LEISING, S. E. Influence of Laser Cladding Parameters on the Microstructure and Properties of Claddings. *In:* SUDARSHAN, T. S.; BRAZA, J. F. (Eds.). **Surface Modification Technologies V:** proceedings of the Fifth International Conference held in Birmingham, UK: The Institute of Materials, Minerals and Mining, 1992, p. 881 - 889.

LUZ, G. O que é soldagem a plasma (PAW)? **Soldagem por Gelson Luz**, Rio de Janeiro, set. 2018. Seção Processos de Soldagem. Disponível em: http://www.soldagem.gelsonluz.com/2018/09/o-que-e-soldagem-plasma-paw.html#:~:text=O%20processo%20de%20soldagem%20por,e%20a%20pe%C3%A7a%20de%20trabalho.&text=O%20segundo%20%C3%A9%20o%20g%C3%A1s,contamina%C3%A7%C3%A3o%20da%20po%C3%A7a%20de%20fus%C3%A3o. Acesso em: 22 set. 2019.

MACEDO, L. M. **Caracterização mecânica e metalúrgica de tubos de aço API 5L X65 soldados através do processo de solda por fricção com anel intermediário**. 2017. Monografia (Graduação em Engenharia de Materiais) – Escola de Engenharia, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2017.

MARQUES, P. V.; MODENESI, P. J.; BRACARENCE, A. Q. **Soldagem:** fundamentos e tecnologia**,** 3 ed.**,** Belo Horizonte: UFMG, 2011.

MENEZES. V. G. S. **Estudo comparativo entre técnicas de alimentação de arame no processo TIG.** 2016. Monografia (Graduação em Engenharia Naval) – Universidade Federal de Santa Catarina, Joinville, 2016.

MONTE, I. R. **Caracterização microestrutural do aço API 5L X65 soldado por feixe de elétrons com diferentes aportes térmicos**. 2013. Dissertação (Mestrado) – Escola de Engenharia de Lorena, Universidade de São Paulo, Lorena, 2013.

MOSELLI, P. C. **Desenvolvimento de dispositivo, adaptado à tocha SATG, para a realização de revestimento duro, utilizando ligas, em forma de pó**. 2013. Tese (Doutorado) – Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, São Carlos, 2013.

MOTTA, F. P. **Propriedades de revestimentos de nióbio obtidos por aspersão trémica a plasma sobre aço API 5L X65**. 2011. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais) – Escola de Engenharia, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2011.

SATYA, W.N., MUDIANTORO, S. e WINARTO, W. Bond **Strength, Hardness, and Microstructure Analysis of Stellite Coating Applied on 410 Steel Surface Using Flame Spray, Plasma Spray, and High-Velocity Oxyfuel Spray Process.** 2020. Disponível em: https://iopscience.iop.org/article/10.1088/1757-899X/924/1/012016/meta. Acesso em: 17 abril 2021.

NUNES, E. B. **Revestimentos de aços inoxidáveis duplex e superduplex pelo processo plasma pó.** 2015. Tese (Doutorado em Ciências dos Materiais) – Centro de Tecnologia, Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, 2015.

OGATA, P. H. **Caracterização microestrutural do aço para tubo API 5L-X65 em diferentes regiões da chapa como laminada e após austenitização e resfriamento sob diversas taxas de resfriamento**. 2010. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais) – Escola Politécnica, Universidade de São Paulo, São Paulo, 2010.

OGATA, P. H.; RAMÍREZ, M. G; GOLDENSTEIN, H.; GORNI, A. A.; LANDGRAF, F. J. G. **Caracterização microestrutural de aço API 5L-X65, austenitizado e resfriado a diferentes taxas de resfriamento**. *In:* CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA E CIÊNCIA DE MATERIAIS,18., Porto de Galinhas. **Anais** […]. Porto de Galinhas: CBECiMat, 2008.

OKUMURA, T.; TANIGUCHI, C. **Engenharia de Soldagem e Aplicações**. São Paulo: LTC, 1982.

OLIVEIRA, B. F. **Efeito dos tratamentos térmicos sobre a microestrutura e**

**as propriedades de um aço ARBL microligado com estrutura bruta de solidificação**. 2014. Dissertação (Mestrado em Engenharia e Ciências dos Materiais) – Universidade Estadual do Norte Fluminense Darcy Ribeiro, Campo dos Goytacases, 2014.

COOPER ORDÓÑEZ, R. E. **Soldagem e Caracterização das Propriedades Mecânicas de Dutos de Aço API 5L-X80 com Diferentes Arames Tubulares**. 2004**.** Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 2004.

OSMA, A.; KAYALI, E. S.; ÖVEÇOGLU, M. L. The effect of elevated temperature and silicon addition on a cobalt-based wear resistant superalloy. **Journal of Material Science**, v. 31, n. 17, p. 4603-4608, set. 1996.

PAES. R. M. G. **Microesturutra e propriedades de revestimentos de liga CoCrWC obtidos pelo processo de plasma com arco transferido**. 2015. Dissertação (Mestrado Engenharia Mecânica) – Universidade Federal do Paraná, Curitiba, 2015.

PERINI, F. G. **Propriedades mecânicas e microestruturais de aços de alta resistência e baixa liga soldados**. 2008. Dissertação (Mestrado em Engenharia e Ciência dos Materiais) – Universidade de Caxias do Sul, Caxias do Sul, 2008.

PINTO, F. C. **Caracterização mecânica e microestrutural do aço API 5L- X65 soldado por feixe de elétrons.** Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais) – Escola de Engenharia de Lorena, Universidade de São Paulo, Lorena, 2010.

QUARESMA, J. M. V. **Correlação entre condições de solidificação, microestrutura e resistência mecânica**. 1999. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 1999.

REBELLO, J.M.A. **Metalurgia da Soldagem.** Programa de Engenharia Metalúrgica e de Materiais - COPPE/UFRJ.

REIS, RUHAM PABLO E SCOTTI, AMÉRICO. **Fundamentos e prática da Soldagem a Plasma.** Artliber Editora, 2007.

RIBEIRO, B. R. **Influência do teor de cobre no tratamento térmico de**

**solubilização e envelhecimento artificial de ligas Al-Cu fundidas**. 2015. Dissertação (Mestrado em Engenharia e Tecnologia dos Materiais) – Pontifícia Universidade Católica do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2015.

RIBEIRO, R. A. **Caracterização de juntas de aço carbono revestidas com inconel 625 pelo processo TIG automatizado e pela soldagem por explosão**. 2014. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais) – Universidade Estadual do Norte Fluminense Darcy Ribeiro, Campo dos Goytacases, 2014.

RICHETTI, A. **Análise e modelagem empírica do processo de soldagem a plasma com "keyhole" em aço inoxidável.** 2003. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Universidade Federal de Uberlândia. Uberlândia/MG. 2003.

ROSA, D. M. **Estruturas celulares, transição celular/dentrítica e estruturas dentríticas na solidificação unidirecional transitória.** 2007. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 2007.

RODRIGUES, P. H. E. **Estudo tipológico do revestimento de Stellite 6, aspergido por HVOF antes e após polimento, e do substrato de aço inoxidável AISI 304**. 2018. Monografia (Graduação) – Universidade Federal do Pampa, Alegrete, 2018.

ROZMUS-GÓRNIKOWSKA, M.; CIENIEK, L.; BLICHARSKI, M.; KUSIŃSKI, J. Microstructure and Microsegregation of an Inconel 625 Weld Overlay Produced on Steel Pipes by the Cold Metal Transfer Technique. **Archives of Metallurgy and Materials**, v. 59, n. 3, p.1081–1084, set. 2014.

SANT'ANNA, P. C. **Influência de tratamentos térmicos intercríticos na microestrutura e propriedades mecânicas do aço API 5L X65**. 2006. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 2006.

SANTOS, A. C., **Avaliação da resistência à corrosão de revestimentos da liga uns NO6625 depositados pelo processo PTA-P**. 2015. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Universidade Federal do Espírito Santo,

Vitória, 2015.

SANTOS, G. Y. M. **Avaliação da soldagem com laser empregando pó no revestimento de aço inoxidável superduplex com liga de cobalto stellite 6**. 2015. Monografia (Graduação em Engenharia Metalúrgica) – Escola Politécnica, Universidade Federal do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, 2015.

SANTOS, L. A. **Processamento e caracterização da liga 66Co-28Cr-6Mo (%peso) para implantes**. 2012. Dissertação (Mestrado em Engenharia dos Materiais) – Escola de Engenharia de Lorena, Universidade de São Paulo, Lorena, 2012.

SANTOS, R. L. **Deposição por plasma de arco transferido com corrente contínua**. 2003. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Universidade Federal do Paraná, Curitiba, 2003.

SANTOS, S. G. **Avaliação do efeito de modificações superficiais a plasma no desempenho frente ao desgaste de um aço baixa liga: estudo da correlação entre profundidade de endurecimento e melhoria de desempenho**. 2009. Tese (Doutorado em Engenharia Metalúrgica) – Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2009.

SILVA, A. **Estudo de revestimento com a liga stellite 6 no substrato de alumínio 6351-T6 por aspersão térmica chama-pó**. 2017. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Setor de Tecnologia, Universidade Federal do Paraná, Curitiba, 2017.

SILVA, M. C. **Caracterização das propriedades mecânicas e metalúrgicas do aço API 5L X80 e determinação experimental de curvas J-R para a avaliação da tenacidade a fratura**. 2004. Dissertação (Mestrado em Engenharia Naval e Oceânica) – Escola Politécnica, Universidade de São Paulo, São Paulo, 2004.

SILVA, P. P. B. **Parametrização e caracterização de revestimentos de inconel 625 depositados por plasma/pó com arco transferido sobre substrato de aço ASTM A-36**. 2019. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Universidade Federal de Pernambuco, Pernambuco, 2019.

SILVA, R. H. G. **Inovações em equipamentos e em parametrização no processo de**

**revestimento por plasma-pó (PTA-P).** 2012. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 2010.

SILVA, W. C. **Avaliação microestrutural de Zonas Parcialmente Diluídas obtidas por soldagem dissimilar empregando os metais de adição Inox 309L e Inconel 625**. 2018. Dissertação (Mestrado em Ciência e Engenharia de Materiais) – Centro de Ciências Exatas e da Terra, Universidade Federal do Rio Grande do Norte, Natal, 2018.

SIQUEIRA FILHO, C. A. **Influência de parâmetros térmicos de solidificação na transição colunar/equiaxial**. 2002. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 2002.

SKOBIR, D. A. High-strength low-alloy (HSLA) steels. **Materials and Technology**, v.45, n. 4, p., 295–301, jul. 2011.

SOEIRO JUNIOR, J. C.; ROCHA, D. B.; BRANDI, S. D. Uma breve revisão histórica do desenvolvimento da soldagem dos aços API para tubulações. **Soldagem e Inspeção**, v. 18, n. 2, pp. 176-195, jun. 2013.

SOUZA NETO, E. C. **Avaliação da resistência ao desgaste de revestimentos duros aplicados por soldagem em martelos trituradores de baterias automotivas.** 2015. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Universidade Federal de Campina Grande, Campina Grande, 2015.

SPINELLI, J. E. **Influência da convecção no líquido nas variáveis térmicas e estruturais na solidificação descendente de ligas Sn-Pb**. 2005. Tese (Doutorado Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 2005.

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

TAKANO, E. H.; D'OLIVEIRA, A. S. C. M. Proteção de Eixos de Bombas Centrífugas das refinarias de petróleo utilizando o Processo PTA. *In:* CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA DE FABRICAÇÃO, 5., 2009, Belo Horizonte. **Anais [...].** Belo Horizonte: ABCM, 2009

TAKANO, E. H.; QUEIROZ, D. de; D'OLIVEIRA, A. S. C**.** Avaliação dos parâmetros de processamento por PTA nas superfícies processadas**. Soldagem Inspeção**, São Paulo, v. 13, n. 3, p.210-218, mai. 2007.

TAKEYAMA, R. R. **Caracterização de revestimentos de ligas à base de Co modificadas pela adição de carbonetos de tungstênio**. 2005**.** Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Universidade Federal do Paraná, Curitiba, 2005.

TIGRINHO, J. J. **Superfícies enriquecidas por carbonetos de tunsgtênio depositados a plasma por arco transferido.** 2005. Dissertação (Mestrado em Engenharia e Ciências dos Materiais) – Setor de Tecnologia, Universidade Federal do Paraná, 2005.

TOFFOLO, R. V. B. **Estudo comparativo dos aços microligados API-5L-X60 e API-5L-X70, usados para confecção de tubos, quanto à tenacidade à fratura.** 2008. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais) – Universidade Federal de Ouro Preto, Ouro Preto, 2008.

TOLEDO, R. C. **Estudo da solidificação de ligas metálicas eutéticas em ambiente de microgravidade**. 2013. Tese (Doutorado em ETE/Ciência e Tecnologia dos Materiais) – Instituto Nacional de Pesquisas Espaciais, São José dos Campos, 2013.

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

VERSUTO, B. C. B. **Caracterização de uniões soldadas pelo processo de solda por resistência em aços ARBL**. 2010. Dissertação (Mestrado) – Escola de Engenharia de Lorena, Universidade de São Paulo, Lorena, 2010.

WAINER, E. *et al*. **Soldagem:** processos e metalurgia. São Paulo: Editora Edgard Blücher Ltda., 1992, 494 p.

ZHOU, S.; MA, G.; WU, D.; CHAI, D.; LEI, M. Ultrasonic Vibration Assisted Laser Welding of Nickel-Based Alloy and Austenite Stainless Steel. **Journal of Manufacturing Processes**, v.31, p.759–767, jan. 2018.