UNIVERSIDADE FEDERAL DE PERNAMBUCO CENTRO DE TECNOLOGIA E GEOCIÊNCIA DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA

Modos de solidificação predominantes em revestimentos de aço inoxidável austenítico 316L sobre substrato de aços inoxidável 304 depositados por laser cladding.

LUIS HENRIQUE RODRIGUES APOLINARIO

Recife – PE

2017

LUIS HENRIQUE RODRIGUES APOLINARIO

Modos de solidificação predominantes em revestimentos de aço inoxidável austenítico 316L sobre substrato de aços inoxidável 304 depositados por laser cladding.

Trabalho de Conclusão de Curso apresentado à Universidade Federal de Pernambuco como requisito básico para a obtenção do grau de Bacharel em Engenharia Mecânica.

Orientador:

Prof. Tiago Felipe de Abreu Santos

Recife – PE

2017

Agradecimentos

Agradeço a Deus por me permitir chegar até aqui;

Ao meu Orientador Dr. Tiago Felipe de Abreu Santos e a pesquisadora Tahiana Francisca da Conceição Hermenegildo, por todo o apoio inestimável, de ambos, para a realização desse trabalho;

A minha família, em especial minha mãe, por me apoiarem e acreditarem em mim;

A todos do grupo de pesquisa de tecnologia e metalurgia de revestimento e união de materiais, que contribuíram para a realização desse trabalho;

A todos os técnicos do departamento de engenharia mecânica, DEMEC, que que contribuíram direta ou indiretamente na realização desse trabalho;

A todos que, mesmo não sendo nominalmente citados, contribuíram de alguma forma com a realização desse trabalho.

“Em tudo que fizerdes ponde a vossa alma, como para o senhor e não para homens,

sabendo que o senhor vos recompensará como a seus herdeiros”

Cl 3, 23 - 24

Sumário

1 Introdução 6
1.1 Justificativa 7
1.2 Objetivos da pesquisa 8
1.2.1 Objetivo geral 8
1.2.2 Objetivos específicos 8
2 Fundamentação teórica 9
2.1 Aços inoxidáveis 9
2.1.1 Aço Inoxidável Austenítico 11
2.2 Tipos de solidificação 12
2.3 Interfaces presentes em uma simples fase Austenitica 19
3 Processos de revestimento 21
3.1 Revestimento por soldagem a arco elétrico 22
3.2 Revestimento por aspersão térmica 23
3.3 Revestimento por deposição a laser (Laser Cladding) 24
3.3.1 Variáveis do processo 26
4. Materiais e Métodos 28
4.1 Materiais 28
4.1.1 Cálculo do $\mathrm{Cr_{eq}}$/ $\mathrm{Ni_{eq}}$ 29
4.1.2 Equipamentos 30
4.1.3 Experimento 32
4.1.4 Preparação metalográfica 33
5. Resultados e discussões 35
5.1 Composição química da deposição 35
5.2 Relação entre a diluição, geometria dos cordões e os parâmetros do processo 38
5.3 Macroestrutura 52
5.4 Discussão a respeito das microestruturas predominantes 55
6. Conclusão 76
Referências 78

1 Introdução

O aço inoxidável AISI 304 é o aço inoxidável mais amplamente utilizado dentre os aços inoxidáveis. Por ser classificado como um aço inoxidável austenítico, não pode ser temperado, não é ferromagnético, são utilizados em aplicações que requerem resistência ao calor, resistência a corrosão e ao amolecimento em altas temperaturas. É classificado como um aço inoxidável austeníticos do tipo 18-8 (18% de cromo e 8% de níquel). Apresenta várias aplicações na indústria farmacêuticas, na indústria petrolífera, laticínio, entre outras. Já o aço inoxidável AISI 316 é um aço, assim com o 304, austenítico do tipo 18-8, mais especificamente é uma liga cromo-níquel-molibdênio. A presença de molibdênio na composição química deste aço eleva sua resistência mecânica, além de aumentar a resistência ao ataque corrosivo, principalmente em meios clorados e não oxidantes.

Por apresentar melhor resistência mecânica e resistência a corrosão, em relação ao aço AISI 304, o aço AISI 316 pode ser utilizado como revestimento visando a melhoria nas propriedades já citadas na superfície revestida, podendo aumentar assim, a vida útil de peças de aço inoxidável 304. Por outro lado, a vantagem desse processo é não fabricar a peça em sua integridade de 316 o que elevaria o custo do produto. Uma das técnicas disponíveis para fazer a deposição de um material metálico sobre um substrato é a deposição por laser.

Laser é um oscilador óptico no qual a radiação oscilante é amplificada por um processo de estimulador de emissão. O processo de estimulação é uma característica central dos processos a laser, no qual um átomo ou uma molécula é levado a um estado de excitação (LAWRENCE, 2010). Na indústria, o laser é utilizado em vários processos entre eles: corte, soldagem e revestimento.

Alguns processos de soldagem podem ser usados em processos de revestimentos. Dentre eles, o que vem se destacando é o processo de deposição a laser, conhecido como Laser Cladding ou cladding a laser. Esse processo utiliza um laser como fonte de calor para depositar finas camadas do metal, possibilitando a

melhora de algumas propriedades do metal de base (metal no qual o revestimento vai ser realizado), como resistência a corrosão e ao desgaste.

A deposição do revestimento pode ser feita por injeção do pó, pré-colocação do material sobre o metal de base, ou por alimentação por arame. Dentre esses métodos, o mais utilizado é a injeção do pó onde o laser funde as partículas de pó do metal de adição e uma fina camada do metal de base. Uma grande variedade de metais pode ser depositada com a obtenção de camadas finas, com baixa diluição, mínima distorção e uma melhor qualidade da superfície. Dentro ainda da alimentação por injeção do pó, essa alimentação pode ser: coaxial ou alimentação lateral. Dentre essas, a alimentação lateral é preferível em algumas situações específicas, mas de modo geral a alimentação coaxial apresenta maior robustez e produtividade em qualquer direção de revestimento que a alimentação lateral.

O presente trabalho propõe o estudo da solidificação de aços inoxidável austenítico (AISI 316L) depositados por laser em um substrato de aço AISI 304 e como a microestrutura solidificada é influenciada pela variação de parâmetros do processo de laser cladding.

1.1 Justificativa

Em vários setores da indústria existem componentes e peças que estão sujeitas a severas condições de trabalho, desgaste abrasivo, ambientes corrosivos, altos esforços mecânicos, entre outros (PADTURE et al, 2002), nas quais, muitas vezes, não é possível ou viável a utilização de um só material que atenda todas as necessidades.

Para a solução destes problemas, a aplicação de um revestimento através de um processo de deposição, como o laser cladding, com um material de revestimento que apresente um desempenho superior nessas condições é recomendável, com o objetivo de prolongar a vida útil dos componentes e peças a serem revestidos. Sua função é reduzir a perda de material por desgastes abrasivos e corrosão.

Em virtude do aço inoxidável austenítico AISI 304 ser, dentre os aços inoxidáveis, o mais amplamente utilizado na indústria, há grande interesse no estudo

de processos que visam aumentar a durabilidade de peças e equipamentos já construídos com esse material.

Com esse objetivo, esse trabalho visa obter e somar conhecimento sobre processos de revestimento de depósitos metálicos sobre o aço inoxidável AISI 304, sendo utilizado mais especificamente o processo de revestimento cladding a laser, utilizando como material de revestimento o aço inoxidável AISI 316L.

1.2 Objetivos da pesquisa

1.2.1 Objetivo geral

Avaliar os efeitos da variação dos parâmetros do processo laser cladding para revestimento na microestrutura e geometria do metal de base e de revestimento, de modo a obter, entre os parâmetros testados, o que apresenta as melhores características para esse processo, estudando, desse modo, as características macroestruturais e microestruturais destes revestimentos. Deste modo, contribuir para o desenvolvimento dessa tecnologia e qualidade do processo de revestimento cladding a laser, mais especificamente no revestimento de materiais utilizando aço inoxidável.

1.2.2 Objetivos específicos

- Analisar a variação da diluição com a variação dos parâmetros do processo de revestimento a laser;
- Caracterizar as alterações da geometria do cordão depositado por laser decorrente da variação dos parâmetros do processo;
- Caracterizar a macroestrutura e microestrutura do metal de base e do revestimento, mais especificamente, com relação aos tipos de solidificações predominantes;

2 Fundamentação teórica

2.1 Aços inoxidáveis

Aços inoxidáveis constituem um grupo dos aços de alta liga baseado nas ligas Fe-Cr, Fe-Cr-C e Fe-Cr-Ni. Para ser inoxidável, esses aços devem possuir no mínimo 10,5 % (em peso) de cromo. Neste nível de elemento de liga de cromo, os aços favorecem a formação de uma camada passiva de óxido de cromo que previne contra oxidação e corrosão metálica causada pelo ambiente (LIPPOLD e KOTECHI, 2005). O carbono está normalmente presente em quantidades que variam de menos de 0,03% a mais de 1,0% (em certos aços inoxidáveis martensíticos). Por causa da sua boa resistência a corrosão e oxidação, os aços inoxidáveis são amplamente usados na indústria.

Os aços inoxidáveis são usados em uma grande variedade de aplicações, tais como processamento de geração de energia, química e papel, produtos de cozinha e na indústria automotiva (LIPPOLD e KOTECHI, 2005).

Os aços inoxidáveis podem ser classificados, basicamente, como: Ferriticos, Martenîticos, Austeníticos, Duplex e os endurecidos por precipitação.

Os aços inoxidáveis Ferríticos são classificados assim por causa da predominância metalúrgica da fase ferrita na microestrutura. Esses aços possuem boa resistência a corrosão por tensão, corrosão por pitting, corrosão por fendas. São aplicados em onde a resistência a corrosão, em vez das propriedades mecânicas, são mais importantes no seu emprego (LIPPOLD e KOTECHI, 2005). O teor de cromo é na faixa de 10,5% a 30%.

Aços inoxidáveis de baixo cromo (entre 10,5 e 12% de Cr) são utilizados sistemas de exaustão de automóveis, já os de alto teor de cromo podem ser aplicados com eficiência em forno, por exemplo.

Historicamente, os aços inoxidáveis ferríticos tem sido utilizado em aplicações que não requerem processos de soldagem. Esses possuem, na maioria das vezes, resistência a corrosão superior aos aços inoxidáveis austeníticos e martensíticos, no entanto, a soldabilidade de ligas de médio e alto cromo tem sido alvo de muitas pesquisas (LIPPOLD e KOTECHI, 2005) devido sua baixa soldabilidade.

Aços inoxidáveis Martensíticos são baseados em sistemas ternários Fe-Cr-C. Eles passam por uma transformação alotrópica e formam martensíta a partir de austeníta após a maioria dos processos termo-mecânicos, exceto em resfriamentos muito lento como resfriamentos no interior de fornos (LIPPOLD e KOTECHI, 2005). Ou seja, esse tipo de aço inoxidável é facilmente temperável, de tal forma, que ele geralmente é obtido a após um resfriamento ao ar. Sobe taxas de resfriamento comuns num processo de soldagem, a região ZTA é normalmente transformada em uma microestrutura martensítica, o que aumenta a possibilidade de ocorrer a trinca a quente, por exemplo.

Em geral, a resistência a corrosão dos aços inoxidáveis martensíticos é inferior aos demais aços inoxidáveis, devido ao relativo baixo teor de cromo (entre 12 e 14%) e alto teor de carbono (podendo ser maior que 1.2%). Essas liga são geralmente selecionadas para aplicações que requerem alta resistência mecânicas e a corrosão sobre ambientes atmosféricos (LIPPOLD e KOTECHI, 2005).

Pelo baixo teor de cromo e de liga, esses aços apresentam custo mais baixo se comparados aos demais aços inoxidáveis e são caracterizados também por serem ferromagnéticos.

Aços inoxidáveis Duplex são chamados dessa forma por possuírem na sua microestrutura tanto austeníta como ferrita (LIPPOLD e KOTECHI, 2005), dessa forma apresenta características intermediarias entre os aços inoxidáveis austeníticos e ferríticos. A ferrita fornece alta resistência mecânica e resistência à corrosão sob tensão, enquanto a austenita fornece boa ductilidade e resistência à corrosão no geral. Assim, são utilizados em aplicações onde necessitam de boa resistência mecânica, a corrosão ou os dois.

São significantemente mais resistentes e apresentam dureza maior que austenítico, o que possibilita serem mais atrativo para aplicações que requerem mais resistências a abrasão (LIPPOLD e KOTECHI, 2005). A condutibilidade térmica dos aços inoxidáveis duplex é maior do que a dos aços inoxidáveis austeníticos. Devido à presença da fase ferrítica, os duplex possuem menor coeficiente de expansão térmica que os austeníticos, fazendo com que estas ligas apresentem comportamento próximo ao dos aços carbono (SENATORE et al, 2007).

Os aços inoxidáveis duplex, no entanto, formam precipitados frágeis a baixa temperatura, por isso não são recomendados para aplicações em temperaturas que excedam os 285°C, além de serem mais caros que os aços inoxidáveis austeníticos.

São chamados dessa maneira por boa parte de sua resistência mecânica provir de reações de precipitação (LIPPOLD e KOTECHI, 2005). São ligas de cromo-níquel que contém elementos endurecíveis por precipitação, como cobre, alumínio ou titânio. Esses aços podem ser austeníticos, semi-austeníticos ou martensíticos na condição recozida.

2.1.1 Aço Inoxidável Austenítico

Os aços inoxidáveis austeníticos representa o grupo, dentre os aços inoxidáveis, mais largamente produzidos. Apresenta boa resistência a corrosão na maioria dos ambientes, boas propriedades de impacto a baixas temperaturas, fazendo com que eles sejam usados em aplicações criogênicas (LIPPOLD e KOTECHI, 2005), no entanto na maioria desses aços sua resistência mecânica e a corrosão são limitadas por temperaturas elevadas. Podem ser, de forma significativa, endurecidos por trabalhos a frio. Geralmente, os aços inoxidáveis austeníticos são considerados de boa soldabilidade, se forem tomados os devidos cuidados. São frequentemente usados em aplicações que requerem boa atmosfera ou boa resistência a corrosão a altas temperaturas (LIPPOLD e KOTECHI, 2005) em indústria petroquímicas e químicas, estruturas de suporte, equipamentos de cozinha, produtos médicos, por exemplo.

São chamados aços inoxidáveis austeníticos por apresentarem esta fase estável à temperatura ambiente, desta forma, apresenta estrutura cúbica de face centrada na temperatura ambiente. Por essa razão não são ferromagnéticos. A estrutura austenítica é obtida pela adição de elementos que promovem a formação da estrutura austenítica (elementos Gamagêneos), que são adicionados em grande quantidade como níquel (geralmente maiores que 8%), nitrogênio e carbono (LIPPOLD e KOTECHI, 2005). Por ter como elemento primordial o níquel, apresenta custo mais elevado em relação aos martensíticos e aos ferríticos de baixo e médio cromo, que é balanceado pelas vantagens citadas acima.

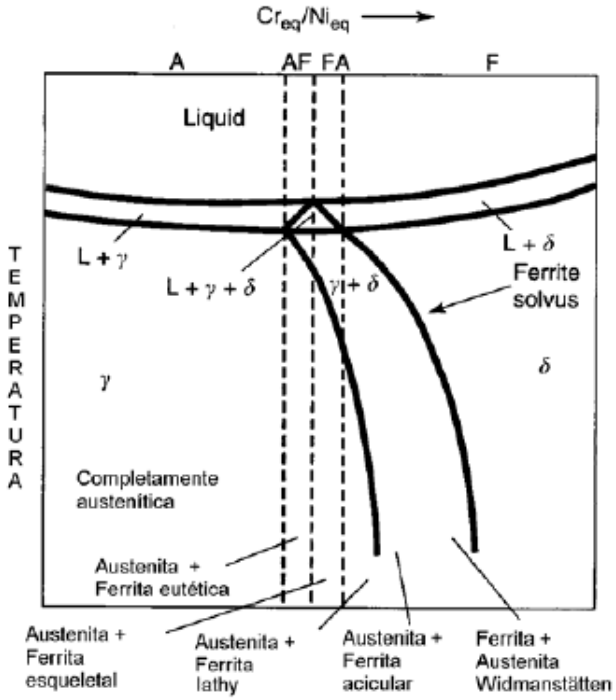
Apesar da grande variedade de aços inoxidáveis austeníticos, a série de liga 300 é mais antiga e mais comumente utilizada. A maioria dessas ligas baseadas no sistema 18Cr-8Ni (18% cromo e 8% de níquel), com a adição de outros elementos de liga ou modificações para fornecer propriedades únicas ou aprimoramento dessas (LIPPOLD e KOTECHI, 2005).

O aço do tipo 304, juntamente com o 304L, são os mais amplamente utilizados dentre os aços inoxidáveis. Já o tipo 316 tem quantidades de elementos de liga praticamente iguais do 304 com a adição de 2% de molibdênio que proporciona um aumento da resistência a corrosão em relação ao 304.

2.2 Tipos de solidificação

Todos os aços inoxidáveis podem solidificar tanto como ferrita (ferrita delta) quanto austenita como fase primária, dependendo da composição resultante durante a solidificação, de modo que: dependendo do balanço entre os elementos promovedores de austeníta (elementos gamagêneos) e os promovedores de ferrita (elementos alfagêneos) e da taxa de resfriamento, a microestrutura resultante pode ser tanto austenita quanto ferritica (LIPPOLD e KOTECHI, 2005). Para uma elevada relação $\mathrm{Cr_{eq}}/\ \mathrm{Ni_{eq}}$ é observada solidificação primária ferrítica e para uma baixa relação $\mathrm{Cr_{eq}}/\ \mathrm{Ni_{eq}}$ a solidificação primária é austenítica, como pode ser observado na figura 1. Há ainda, uma região no diagrama de fase Fe-Cr-Ni onde austenita, ferrita e líquido coexistem.

Figura 1: Tipos de solidificação segundo o diagrama de solidificação pseudobinário.

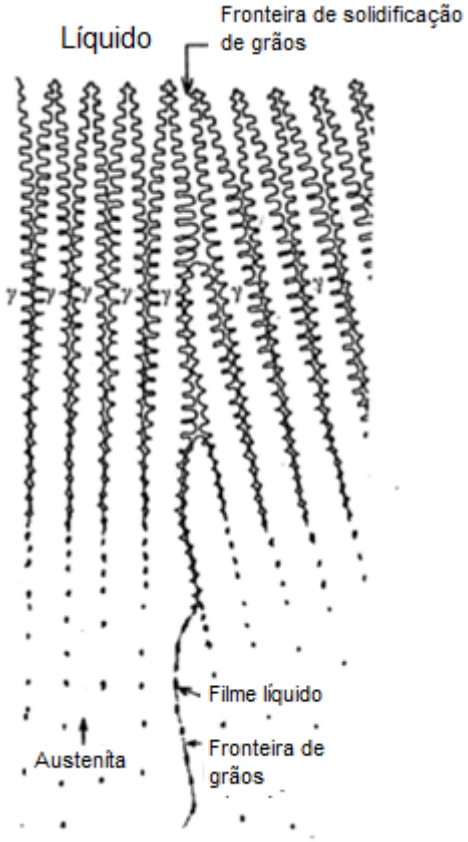


Fonte: Lippold e Kotechi, 2005

Existe quatro tipos de solidificação e possibilidades de transformação do estado sólido para os aços inoxidáveis austeníticos. As solidificações do tipo A e AF são associados com solidificações de austenita primaria. Já as do tipo FA e F possuem ferrita delta como fase primária. Seguindo a solidificação, modificações microestruturais adicionais ocorrem no estado solido para os tipos FA e F, devido à instabilidade da ferrita delta a baixas temperaturas (LIPPOLD e KOTECHI, 2005).

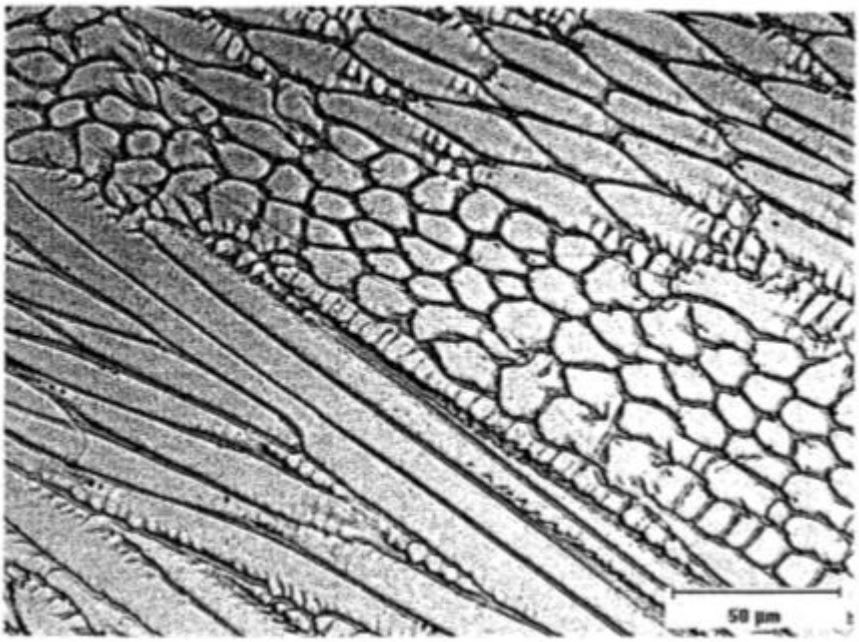
1. Solidificação do tipo A: a microestrutura é totalmente austenita ao final da solidificação, isto permanecerá austenita sobre resfriamento para um intervalo de temperatura e exibir uma estrutura de solidificação distinta quando vista metalograficamente. Esta solidificação apresenta subestruturas (células e dendritas) que são aparentes na microestrutura. Esta característica de solidificação como austenita primaria é devido a segregação de elementos de ligas e impurezas que ocorrem durante a solidificação e a relativa baixa difusibilidade desses elementos em elevada temperatura, o qual preserva o perfil de segregação durante a solidificação (Lippold e Kotechi, 2005).

Figura 2: solidificação do tipo A



Fonte: **Lippold e Kotechi, 2005**

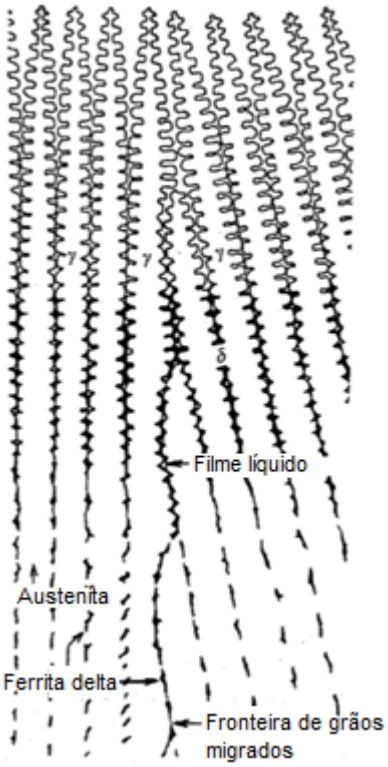
Figura 3: microestrutura típica da solidificação do tipo A



Fonte: **Lippold e Kotechi, 2005**

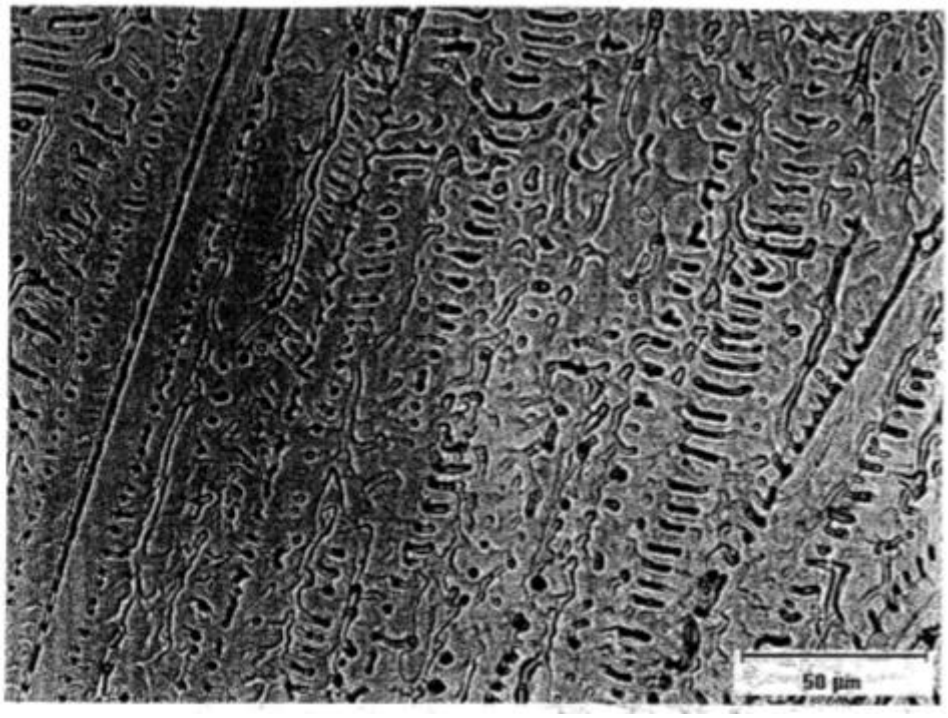
2. Solidificação do tipo AF: nesse tipo de solidificação é formada certa quantidade de ferrita via reação eutética (**L→δ+γ**) com a solidificação possuindo austenita como fase primaria. Isto ocorre se houver elementos promovedores de ferrita suficientemente partilhados na fronteira de solidificação de subgrãos durante a solidificação para promover a formação de ferrita como um produto de solidificação final. A ferrita formada ao longo da fronteira é relativamente estável e resistente a transformação em austenita durante resfriamento desde que esteja enriquecido com elementos promovedores de ferrita (LIPPOLD e KOTECHI, 2005).

Figura 4: solidificação do tipo AF



Fonte: Lippold e Kotechi, 2005

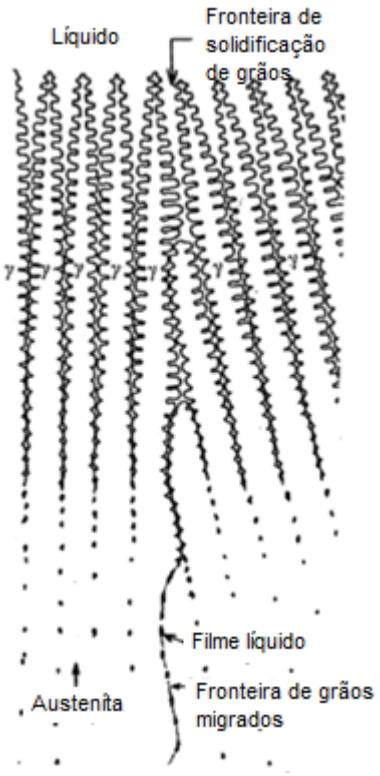
Figura 5: microestrutura típica da solidificação do tipo AF



Fonte: Lippold e Kotechi, 2005

3. Solidificação do tipo FA: nesse tipo de solidificação ocorre a formação de ferrita primaria com a formação de certa quantidade de austenita. A austenita é formada por uma reação peritética-eutética ($\delta+L\rightarrow\gamma/L\rightarrow\delta+\gamma$) e ocorre no final da solidificação na fronteira de solidificação (LIPPOLD e KOTECHI, 2005).

Figura 6: solidificação do tipo FA



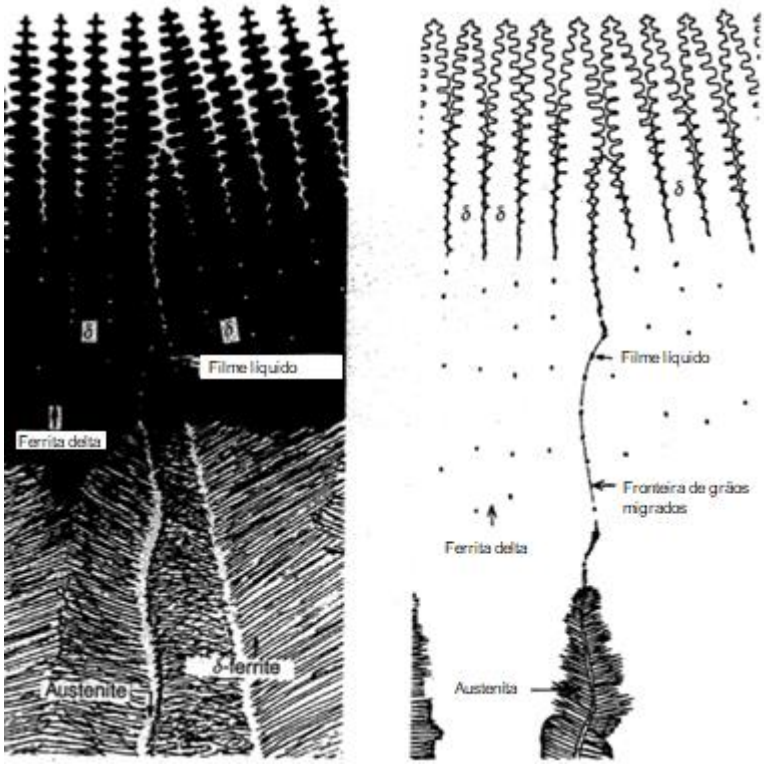
Fonte: Lippold e Kotechi, 2005

Figura 7: microestrutura típica da solidificação do tipo FA

Fonte: Lippold e Kotechi, 2005

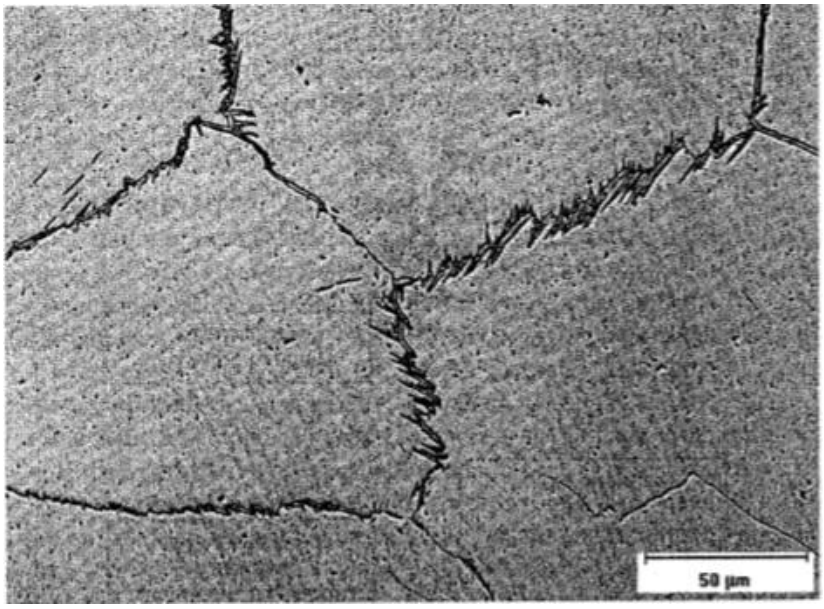
4. Solidificação do tipo F: nesta solidificação, ocorre a solidificação completa em ferrita, ou seja, a microestrutura é completamente ferritica ao final da solidificação. Na soldagem, por exemplo, quando o metal da solda esfria abaixo da curva ferrita solvus, a austenita se forma dentro da microestrutura, normalmente primeiro que a ferrita de contorno de grãos. Pela estrutura está totalmente ferritica no estado solido entre as curvas solidus e a ferrita solvus, elimina difusão na maioria ou todos os gradientes de composição resultantes da solidificação, e assim, quando a transformação começa, a microestrutura consiste de grãos largos de ferrita relativamente homogêneos. O grau de transformação para austenita depende da composição e da taxa de resfriamento. Com baixa relação $\mathrm{Cr_{eq}}/\ \mathrm{Ni_{eq}}$ a transformação com relativa baixa taxa de resfriamento ocorre muito consumo de ferrita. Para altas taxas de resfriamento, a difusão é suprimida e a austenita não consumirá tanta ferrita. Já com a relação entre $\mathrm{Cr_{eq}}/\ \mathrm{Ni_{eq}}$ a curva ferrita solvus é abaixada e a transformação irá ocorrer em baixas temperaturas (LIPPOLD e KOTECHI, 2005).

Figura 8: Solidificação do tipo F



Fonte: Lippold e Kotechi, 2005

Figura 9: microestrutura típica da solidificação do tipo F



Fonte: Lippold e Kotechi, 2005

2.3 Interfaces presentes em uma simples fase Austenitica

Como já foi dito anteriormente, segregações de elementos de liga e impurezas podem conduzir a formação de segundas fases durante a solidificação para aços inoxidáveis austeníticos. Mas a evolução da microestrutura nessas ligas e os efeitos da segregação durante a solidificação tem efeitos bastante relevantes: muitos defeitos associados com a zona de fusão tanto durante a fabricação ou durante o serviço estão associados com as fronteiras e interfaces presentes nessas ligas (DUPONT et al, 2009), que por sua vez, estão relacionadas com a segregação dos elementos de ligas e impurezas. Existe três tipos de fronteiras que podem ser observados: solidificação de subgrãos na fronteira (SSGBs), solidificação de grãos na fronteira (SGBs) e migração de grãos na fronteira (MGBs).

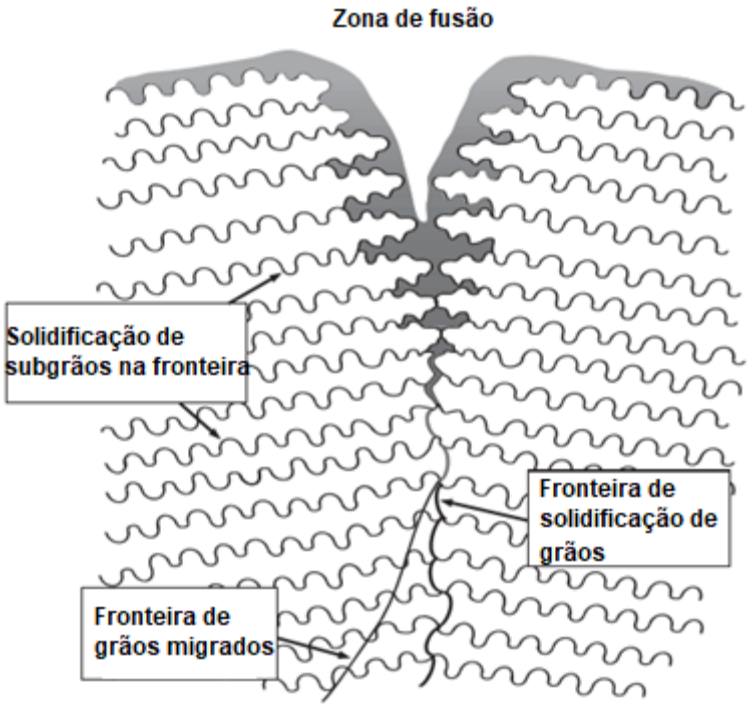
- **Solidificação de subgrãos na fronteira (SSGBs):** a solidificação de subgrãos representa a última estrutura que pode ser determinado na luz de um microscópico óptico. Esses grãos são normalmente presentes como células ou dendritas e a fronteira separando subgrãos adjacentes são conhecidos como como uma solidificação de subgrãos na fronteira. Essas fronteiras são

evidentes na microestrutura graças a suas composições serem diferentes do restante do material (DUPONT et al, 2009).

- **Fronteira de solidificação de grãos (SGBs):** a fronteira de solidificação de grãos resulta da intersecção de pacotes, ou grupos, de subgrãos. Desta forma, o SGBs são diretamente resultado do crescimento competitivo que ocorre ao longo da borda de fuga da zona fundida. Por cada um desses pacotes de subgrãos terem orientações de crescimento diferentes, suas intersecções resultam em fronteiras com alto ângulo de misorientação. Isso tem como consequência o desenvolvimento do deslocamento na rede de trabalho ao longo dessa fronteira. A fronteira SGB é caracterizada por possuir uma redistribuição de soluto durante a solidificação, gerando uma alta concentração de soluto e impurezas na fronteira levando a formação de filmes líquidos de ponto de fusão mais baixo em relação ao restante do material (DUPONT et al, 2009).

- **Fronteira de grãos migrados (MGBs):** a fronteira de grãos migrados é resultado da migração de componentes cristalográficos de SGB's de componentes composicionais. Essa nova fronteira parecida com a SGB (de alto ângulo de misorienteção) é chamada fronteira de grãos migrados (DUPONT et al, 2009).

Figura 10: esquema das fronteiras observadas em solda que solidificam como austenita



Fonte: Dupont et al, 2009

3 Processos de revestimento

Revestimento são películas interpostas entre o metal e o meio, aumentando a resistência a corrosão, a resistência ao desgaste ou resistência ao calor. Nesse processo a intenção é a deposição de um material mais nobre, com propriedade superiores, sobre um material de base com propriedade menos nobres, de modo a possibilitar um aumento na vida útil desse material de base, em sua aplicação. Podem ser tanto revestimentos metálicos quando não-metálicos.

Há, atualmente, um grande número de técnicas diferentes para realização do revestimento, cada uma com suas características específicas, dependendo dos materiais aplicados, qualidade da camada de revestimento, e várias questões práticas, incluindo a velocidade de produção, compatibilidade do processo e custo (CoherentLaserCladding, 2014).

Os revestimentos podem ser realizados utilizando processos soldagem a arco elétrico, aspersão térmica e soldagem a laser. Cada um destes métodos tem

vantagens e limitações, com isso, existem certos tipos de aplicações onde cada tipo é o mais adequado.

As tecnologias de revestimentos podem ser classificadas em três categorias: revestimento por soldagem a arco, por aspersão térmica ou a laser. Cada um destes métodos tem vantagens e limitações, com isso, existem certos tipos de aplicações onde cada tipo é o mais adequado (CoherentLaserCladding, 2014).

3.1 Revestimento por soldagem a arco elétrico

Nesses tipos de revestimento, assim como na soldagem, o arco é estabelecido entre a peça (onde será aplicado o revestimento) e o eletrodo, cujo pode ser consumível ou não, geralmente na presença de um gás de proteção. A camada de revestimento é formada pela fusão do metal de adição, que pode ser na forma de arame ou em pó, e superfície do metal de base.

Existem várias técnicas de Revestimento por soldagem a arco, tais como o gas tungsten arc welding (GTAW), plasma arc welding (PAW), plasma transferred arc (PTA), gas metal arc welding (GMAW), submerged arc welding (SAW) e vários outros (CoherentLaserCladding, 2014). De modo geral, essas técnicas são muito parecidas, mudando apenas alguns detalhes como a forma que se encontra o metal de adição, uso ou não de fluxo, se eletrodo é consumível ou não, apresentado vantagens e desvantagens muito parecidas:

Vantagens:

- Ligação metalúrgica;
- Resistência mecânica;
- Baixa porosidade (depende dos parâmetros e do processo utilizado);
- Altas taxas de deposição;
- Relativamente baixo custo de investimento com o equipamento.

Desvantagens:

- Dependendo da geometria da peça, alta taxa de diluição (isto é, a mistura do material de base com o revestimento);

- O alto aporte de calor na peça pode causar distorção, o que pode criar a necessidade de processamentos adicionais depois de revestimento,
- Pode causar a evaporação de elementos de liga voláteis;
- Pode causar o endurecimento superficial de alguns materiais;

3.2 Revestimento por aspersão térmica

É o termo utilizado para o grupo de processos que utilizam chama ou arco elétrico para fundi e pulverizar o metal de adição, em forma de pó ou em forma de arame, sobre o metal de base, que geralmente atingi temperatura inferiores a 200°C. Ou seja, nesse processo não ocorre a fusão do metal de base. As quatro formas de realização mais comuns desta abordagem são aspersão a chama, arco elétrico, plasma e high velocity oxyfuel (HVOF) (CoherentLaserCladding, 2014).

Vantagens:

- Baixo aporte de calor, o que resulta na ausência de zona termicamente afetada (ZTA);
- Permite que o processo seja utilizado com uma vasta variedade de materiais de substrato, incluindo metais, cerâmicos e plásticos;
- Baixa taxa de diluição;
- A aspersão térmica é capaz de produzir uma grande faixa de espessuras de camada e taxas de deposição;
- É relativamente simples e barata de implementar

Desvantagens:

- A ligação entre a camada de revestimento e o substrato é principalmente mecânica, e não metalúrgica. Isto pode levar a problemas de adesão;
- Baixa resistência a carregamentos pontuais, provocando o desplacamento do revestimento;
- Baixa resistência dos revestimentos a serem tensionados;
- Exibem certo nível de porosidade.

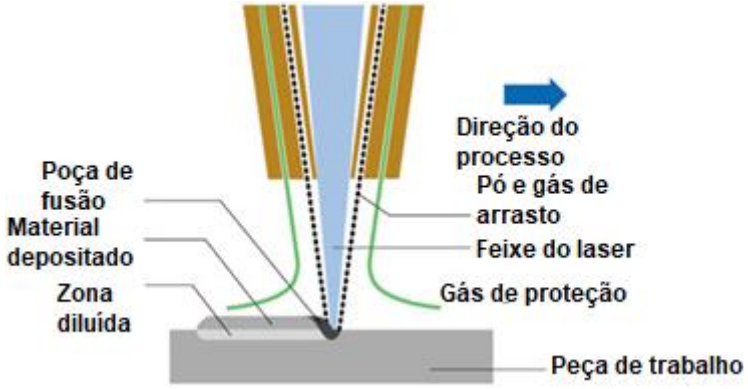
3.3 Revestimento por deposição a laser (Laser Cladding)

É um processo bastante similar à soldagem a arco elétrico, porém neste caso a fonte é um feixe de laser, utilizado para fundir o substrato e o metal de adição, que pode ser na forma de arame ou na forma de pó.

Laser cladding é uma das técnicas mais utilizadas na indústria para o revestimento de matérias, devido a habilidade de poder ser aplicadas em diferentes materiais com composições químicas diferentes; apresentando assim, muitas vantagens em relação a outras técnicas de revestimentos como técnicas de soldagem a arco elétrico ou pulverização por plasma.

Este processo possibilita a produção de camadas com baixa porosidade, mínima diluição, mínima distorção do metal de base, pequena zona termicamente afetada, melhor qualidade do revestimento, relativamente fácil de ser automatizado (TOYSERKANI et al, 2005).

Figura 11: ilustrativa do processo cladding a laser



Fonte: http://www.haydencorp.com/images/LMD-simple.jpg

O processo de revestimento clad a laser oferece muitas vantagens em relação a processos convencionais de revestimento como o revestimento a arco elétrico e o plasma a spray (TOYSERKANI et al, 2005). Dentre as vantagens e desvantagens pode citar:

Vantagens:

- Taxas de diluição extremamente baixas;
- Mínima ZTA;

- Baixa porosidade;
- Uniformidade da superfície do revestimento;
- Baixíssimo aporte de calor, evitando distorções nas peças e eliminando processamentos posteriores ao revestimento;
- Evita a perda de elementos de liga voláteis;
- A alta taxa de aquecimento e resfriamento resulta em uma microestrutura de grãos finos;
- Exceto quando usando lasers de CO2, o feixe do laser pode ser entregue por fibra ótica, o que proporciona flexibilidade quanto à implementação do processo.

Desvantagens:

- O custo do investimento é superior às outras técnicas de revestimento (apesar de ter diminuído);
- O tamanho físico do equipamento pode torná-lo difícil de integrar em algumas configurações de produção. Isto pode ser particularmente verdadeiro para os lasers de CO2, cuja luz infravermelha não pode ser entregue por fibra, necessitando, assim, que o laser seja colocado em proximidade com a peça de trabalho. Além disso, a maioria dos metais é mais reflexivo no comprimento de onda de infravermelhos CO2 (10,6 mm), o que resulta em baixa eficiência de processo para este tipo de laser;
- Em muitos casos, o revestimento por laser não suporta as taxas de deposição atingíveis com soldagem a arco.

Embora o processo tem potencial para ser aplicado em várias áreas da indústria, sua aplicação é limitada pelo custo alto de equipamento (em relação aos demais processos) e pela velocidade baixa do processo (TOYSERKANI et al, 2005). No entanto, nos últimos anos a eficiência do laser vem sendo aprimorada juntamente com a redução do seu custo, permitindo a ampliação de sua aplicação na indústria.

Além ser aplicado como processo de revestimento, o processo laser cladding também é utilizado para fabricação de peças completas com geometria complexa e no reparo ou remodelação de peça de alto valor com ferramentas, paletas de turbina e componentes militares.

Laser é uma abreviação para “light amplification by stimulated emission of radiation”. O primeiro laser foi produzido nos anos 60 por Theodore Harold Maiman. Apresenta alta aplicação na indústria, podendo ser utilizado para vários fins como corte e soldagem, por exemplo. Um Laser é um oscilador óptico onde a radiação oscilante é amplificada por um processo de emissão estimulada (LAWRENCE, 2010).

A emissão estimulada é o processo pelo qual um meio, estimulado por um fóton, perde energia resultando na emissão de outro fóton. De forma que, o segundo fóton emitido possui mesma fase, frequência e polarização do que o primeiro.

A principal característica do laser utilizado no tratamento de materiais é a sua capacidade de dirigir uma considerável quantidade de energia sobre uma superfície muito pequena; ou seja, de aplicar pontualmente densidades de energia extremamente elevadas sobre uma pequena região localizada da superfície a ser trabalhada.

O laser apresenta características singulares em relação a luz emitida por uma lâmpada comum como: altamente monocromático, altamente coerente, altamente direcional e a intensidade do foco do laser. Pode ser utilizado vários meios de ativação, mas o mais utilizado é o gasoso, mais especificamente o CO2.

Nesse presente trabalho de conclusão de curso foi utilizado um laser como meio a ser estimulado sendo o CO2.

3.3.1 Variáveis do processo

Para o processo de revestimento a laser existe basicamente duas técnicas:

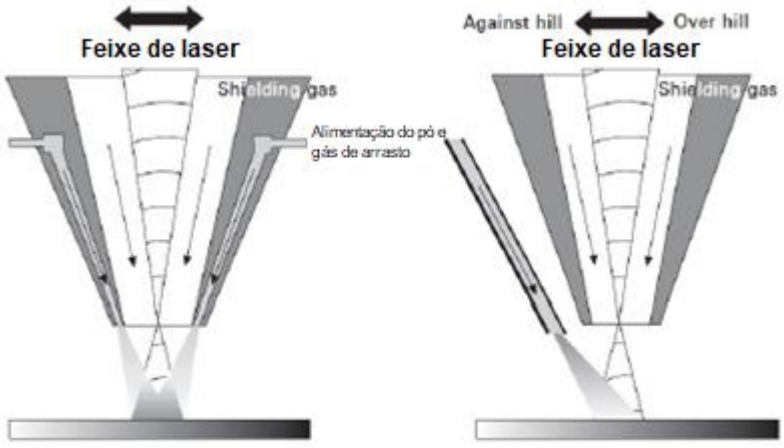
- Processo com dois passos
- Processos com um passo

No processo com dois passos: o primeiro passo consiste na colocação de uma camada do material do revestimento, antes da irradiação do laser que é o segundo passo. Já o segundo passo consiste na fusão do material de revestimento juntamente

com o material de base pela irradiação do feixe de laser (TOYSERKANI et al, 2005). Já no processo com apenas um passo: a adição e fusão do metal do revestimento se dá simultaneamente com a fusão do metal de base. Independentemente da técnica utilizada, a proteção gasosa da poça de fusão é garantida por um gás que é injetado de forma axial ao feixe do laser durante processo.

O metal de adição pode ser adicionado na forma de pasta, vareta e adicionado em pó. A adição na forma de pó é um método mais robusto que os demais devido a não haver contato direto com a poça de fusão e o feixe do laser pode passar através da corrente de partículas em pó, ao contrário dos demais tipos de adição (TOYSERKANI et al, 2005). A adição na forma de pó pode ocorrer: de forma axial com o feixe do laser ou de forma não axial (adição lateral). Além disso, o laser poder ser da forma de onda continua ou pulsada.

Figura 12: alimentação coaxial (à esquerda), alimentação não axial (à direita), ambos por injeção do pó



Fonte: LAWRENCE, 2010

Neste presente trabalho, as amostras foram obtidas com a adição do metal de revestimento em forma de pó (powder injetion), através da técnica com um passo, sendo a adição do metal na forma axial e com o laser na forma de onda continua.

4. Materiais e Métodos

4.1 Materiais

Os materiais utilizados no presente trabalho foram: os aços AISI 304 e o AISI 316L; usados, respectivamente, como metal de base e metal de adição. As composições químicas dos materiais estão nas **Tabelas 1 e 2** abaixo.

Para determinação da composição química do metal de adição após deposição por laser, foi utilizada a ferramenta de EDS (energy dispersive X-ray) acoplada ao microscópio eletrônico de varredura (MEV). Considerando que a técnica utilizada neste caso não detectou todos elementos químicos relevantes (manganês, carbono e enxofre) para o cálculo do $\mathrm{Cr_{eq}}$ e $\mathrm{Ni_{eq}}$, foi considerado a quantidade máxima estipulada por norma (ABNT NBR5601) para o aço 316L. O resultado da análise e da composição química estipulada do metal de base encontram-se na **figura 13**.

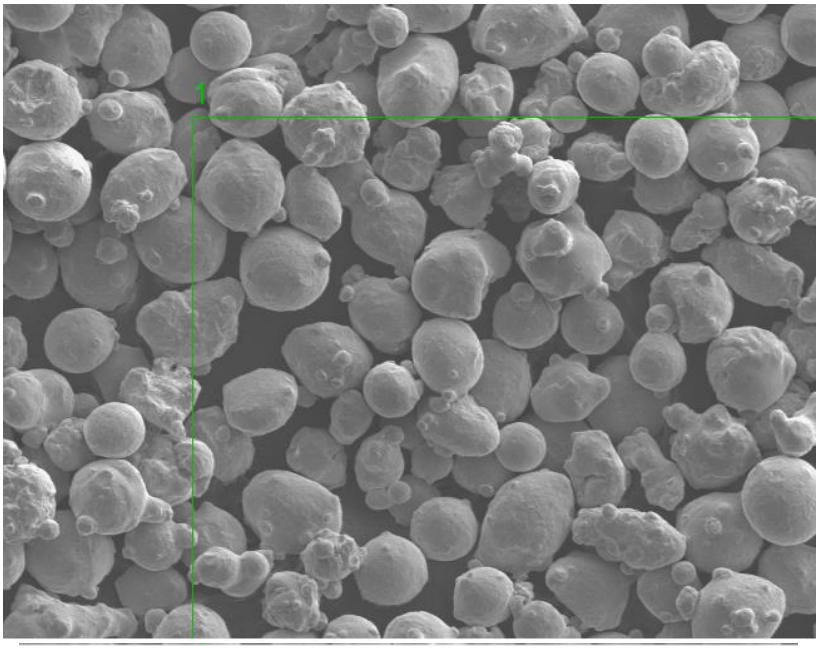
Tabela 1: composição química do metal de base

Elemento químico	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Cu	Nb	Ti	V	Fe
Composição em peso (%)	0,052	0,364	1,503	0,024	0,01	17,76	0,242	8,04	0,346	0,039	0,008	0,084	Bal

Tabela 2: composição química do metal de adição

Elemento químico	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Cu	Nb	Ti	V	Fe
Composição em peso (%)	0,03	1,12	2	0,045	0,03	17,78	2,51	10,80	0	0	0	0	65,10

Figura 13: Imagem e resultado do EDS



Mass percent (%)

Spectrum	O	Si	Cr	Fe	Ni	Mo
1	2.68	1.12	17.78	65.10	10.80	2.51
2	-	-	-	-	-	-

4.1.1 Cálculo do Cr_{eq} e Ni_{eq}

Foi realizado o cálculo do $\mathrm{Cr_{eq}}$ (equação 1) e $\mathrm{Ni_{eq}}$ (equação 2) para as composições químicas mostras nas **tabelas 1 e 2**.

$$\mathrm{Cr_{eq}} = \mathrm{Cr} + 1{,}37\mathrm{Mo} + 1{,}5\mathrm{Si} + 2\mathrm{Nb} + 3\mathrm{Ti}$$

$$\mathrm{Ni_{eq}} = Ni + 0{,}81Mn + 22C + 14{,}2N + Cu$$

Utilizando-se as fórmulas acima, tem-se:

Metal de base: $\begin{cases} \mathbf{Cr_{eq}} = 18{,}57\% \\ \mathbf{Ni_{eq}} = 10{,}35\% \end{cases}$

Metal de adição: $\begin{cases} \mathbf{Cr_{eq}} = 21{,}97\% \\ \mathbf{Ni_{eq}} = 12{,}70\% \end{cases}$

Sabendo que o processo utilizado tem uma das principais características a elevada taxa de resfriamento e baixíssima diluição, foi arbitrado uma diluição de 5%. Desta forma, tem-se para a deposição:

$$\begin{cases} \mathbf{Cr_{eq}} = 21{,}8\% \\ \mathbf{Ni_{eq}} = 12{,}58\% \end{cases} \Rightarrow \begin{cases} \mathbf{Cr_{eq}/\ Ni_{eq}} = 1{,}7329 \\ \text{Ferrite contente} = 13{,}83\% \end{cases}$$

4.1.2 Equipamentos

Para deposição do metal de adição foi utilizado o laser ROFIN FL 015 C Yb-Fiber operado em modo de onda contínua. O processo a laser foi controlado pelo robô com seis eixos: IRB6600 da ABB robot. O metal de adição foi armazenado em um MEDICOAT AG DUO Stand Alone e alimentado de forma axial, em relação ao feixe do laser, com o COAX 8 da Fraunhofer IWS. As características dos equipamentos estão descritas abaixo:

ROFIN FL 015 C Yb-Fiber Laser:

Potência nominal: 1500 W

Qualidade do feixe de laser colimador: ≤ 0.4 mm x mrad

Comprimento de onda: 1.07 ± 0.01 µm

Fraunhofer COAX 8 Coaxial Laser Cladding Head:

Tamanho ótimo do grão do pó: 20 – 63 µm

Taxa ótima de alimentação do pó: 2 – 50 g/min

Distância bocal-substrato: 13 mm

Potência máxima do laser: 3 kW at 13 mm distance, 6 kW at 20 mm distance

Laser compatível: CO2, Nd:YAG, diode laser

Ângulo de inclinação do bocal: 0° - 30°

Resfriamento a água

Proteção e fluxo de gás: 100% Ar

MEDICOAT AG model DUO Stand Alone Powder Feeder:

Voltagem, frequencia: 230 V, 50 Hz

Potência: 2.5 kVA

4.1.3 Experimento

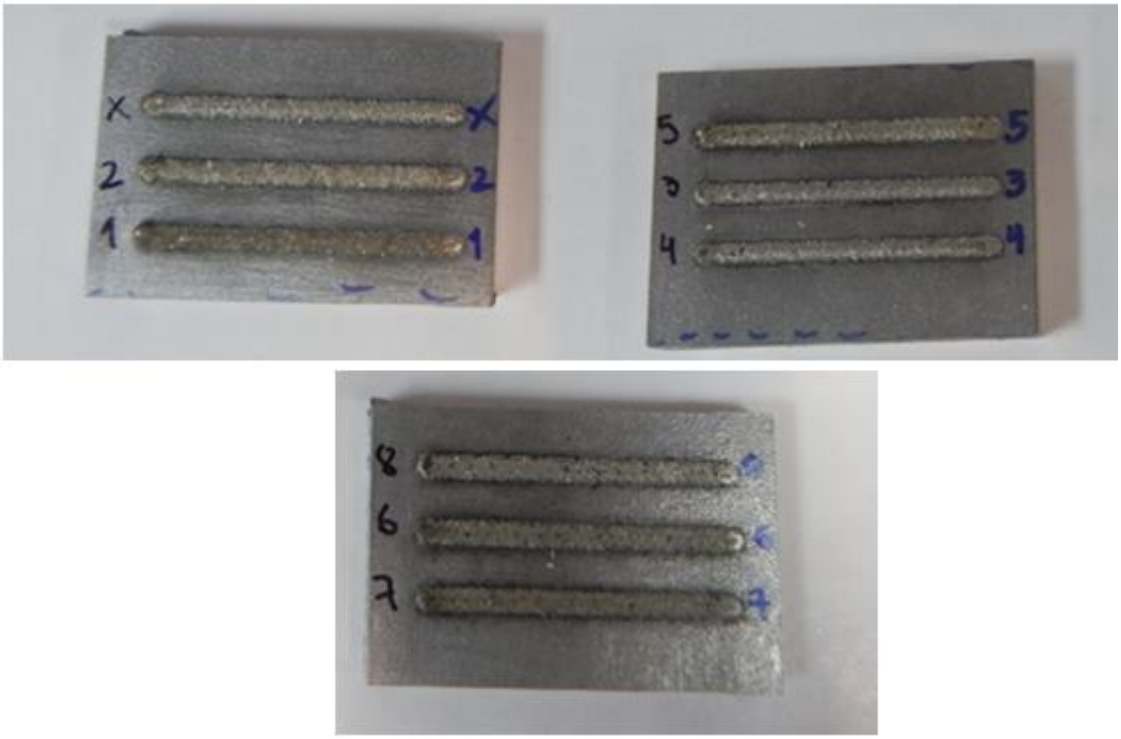
Foi montado um planejamento experimental do tipo fatorial com dois níveis e três fatores 2^3, resultando em um total de 8 experimentos, como consta na **tabela 3**, onde ficou definido a variação dos seguintes fatores: a potência do laser, velocidade do laser e turntable (variável do alimentador do po) mantendo os demais parâmetros (stirrer, fluxo do gás de proteção, fluxo do gás de transporte do po e foco do laser) constantes. Para tanto, foram processadas 8 deposições, todas do tipo simples, (apenas um cordão de deposição), como mostra a **figura 14**, ilustrando os 8 cordões depositados, sendo desconsiderada a deposição nomeada por X, por se tratar de um erro ocorrido durante a realização das deposições.

Com esse experimento, serão analisados os efeitos da variação dos 3 parâmetros escolhidos (potência do laser, velocidade do laser e turntable) na geometria e microestrutura do metal de base (AISI 304) e revestimento (AISI 316 L), com o intuito de, dentre os mesmos, apontar o que produz melhores propriedades para aplicação em revestimentos a laser.

Tabela 3: bateria de teste

Prob.	Pot. Láser	Veloc.	Stirrer	Turntable	Gas flow	Gas	Foco
	(W)	(mm/s)	%	%	(l/min)	(l/min)	(mm)
1	1000	15	20	15	5	7	+25
2	1000	15	20	20	5	7	+25
3	1000	20	20	15	5	7	+25
4	1000	20	20	20	5	7	+25
5	1200	15	20	15	5	7	+25
6	1200	15	20	20	5	7	+25
7	1200	20	20	15	5	7	+25
8	1200	20	20	20	5	7	+25

Figura 14: bateria de teste



4.1.4 Preparação metalográfica

As amostras foram cortadas transversamente utilizando o equipamento Struers Labotom cut-off e embutidas a quente pela embutidora Struers LaboPress. Estas foram lixadas com lixas d'água de: 400, 600, 800, 1200 e 1500 micros; e polidas com pasta diamantada de 1 micron.

Para revelação da microestrutura foram utilizados dois ataques químicos diferentes: o primeiro foi utilizado a solução de água régia (ácido nítrico e ácido clorídrico na proporção de 1 para 3) durante 40 segundos; já no segundo foi utilizado uma solução com Cloreto férrico hexahidratado, água e ácido clorídrico: HCL 50 ml, H_2O 100 ml e 5g $FeCl_3.6H_2O$ durante aproximadamente 3 minutos.

Todos os equipamentos utilizados são mostrados na **figura 15**. Na **figura 16**, é ilustrado as amostras após os processos de corte e embutimento.

Figura 15: equipamentos usados na preparação metalográfica

Figura 16: amostras embutidas

5. Resultados e discussões

5.1 Composição química da deposição

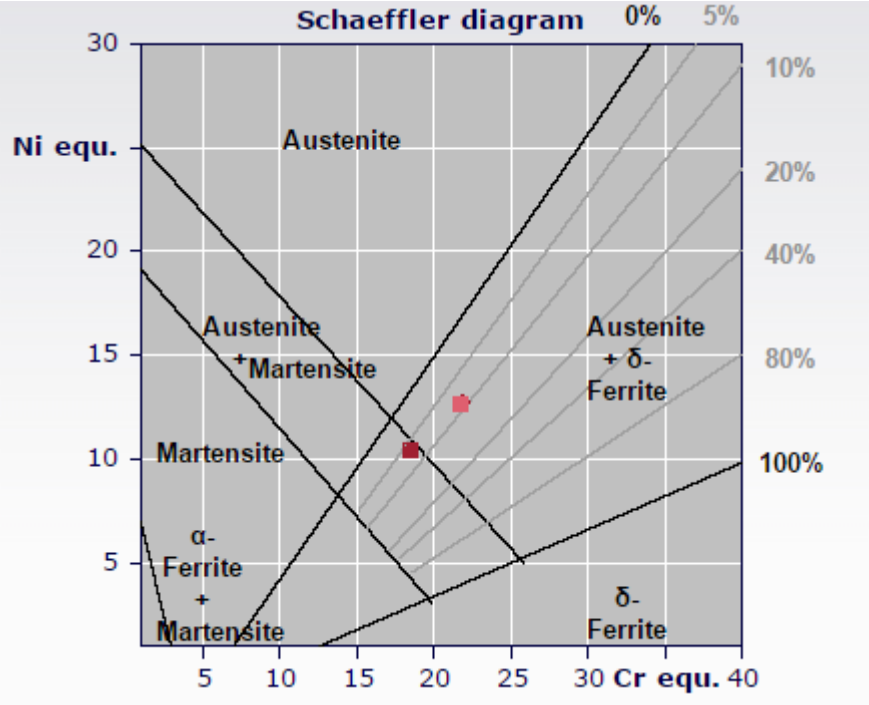
O resultado da microestrutura é dependente da composição química e da velocidade de resfriamento no processo de fabricação (LIPPOLD e KOTECHI, 2005). Particularmente durante a soldagem, o material experimenta diferentes ciclos térmicos nas regiões do metal de solda (MS) e ZTA, sofrendo alterações microestruturais distintas. Serão abordadas a seguir as particularidades que foram observadas nestas duas regiões durante o processo de deposição a laser.

Para auxiliar na caracterização microestrutural dos cordões depositados por laser, foram utilizados os seguintes diagramas de schaeffler, quantidade de ferrita, *taxa de resfriamento* $\times$ *composição*; que tomam como base a composição química do metal de base e de adição.

O diagrama de Schaeffler foi utilizado com o intuito de estimar a microestrutura final e a composição química do metal de solda. Para tanto foi realizado o cálculo do $\mathrm{Cr_{eq}}$ e $\mathrm{Ni_{eq}}$, conforme as equações 1 e 2 para as composições químicas do metal de base e de adição, apresentadas nas tabelas 1 e 2.

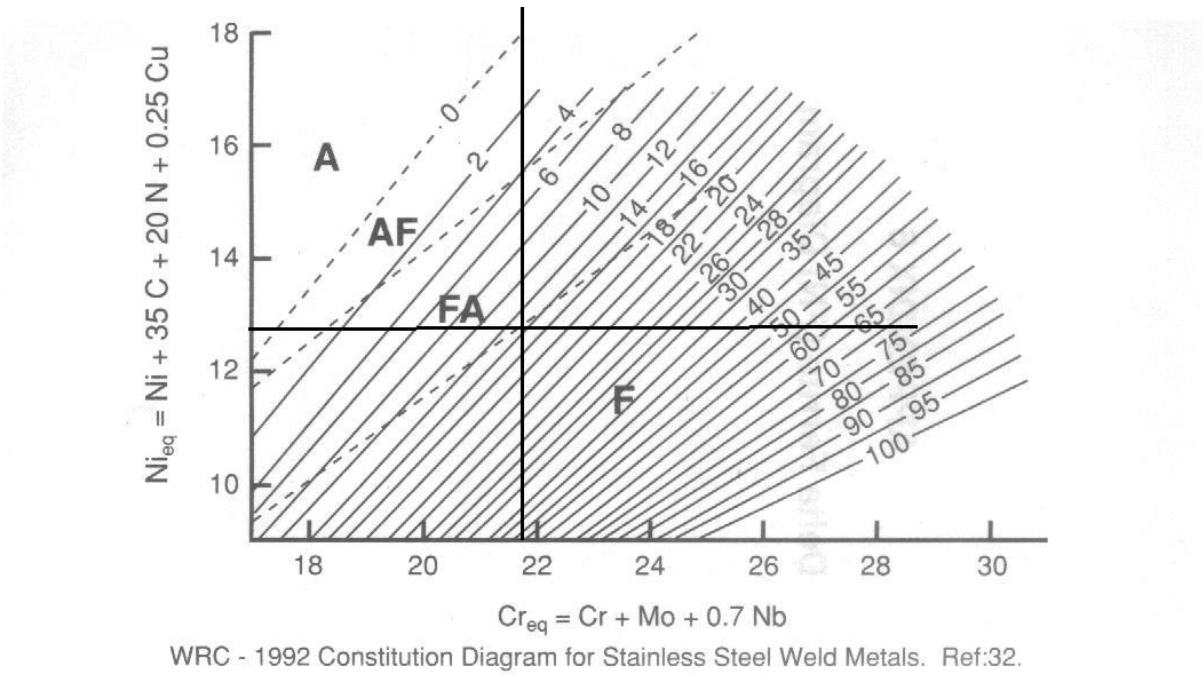
A **figura 17** mostra, no diagrama, os pontos correspondentes ao metal base, metal de adição e ao metal de solda para uma diluição de 5%. Neste caso, como já foi mostrado em Materiais e Métodos, a solda tem uma microestrutura final com austenita e ferrita, com cerca de 13,8% de ferrita δ em sua estrutura.

Figura 17: diagrama de shaeffler, na qual o ponto mais escuro trata-se do metal de base; já o ponto mais claro trata-se do metal de adição.



O diagrama WRC (**figura 18**) fornece um valor também qualitativo dado teor de ferrita (ferrite number) e também mostra o modo de solidificação esperado para o metal de solda, porém, sem levar em consideração a taxa de resfriamento. Na figura, o diagrama WRC mostra levando em conta apenas o Cr_{eq} e Ni_{eq}, estimado para o MS, o teor de ferrita de 13,83% para um modo de solidificação do tipo FA.

Figura 18: diagrama da quantidade de ferrita

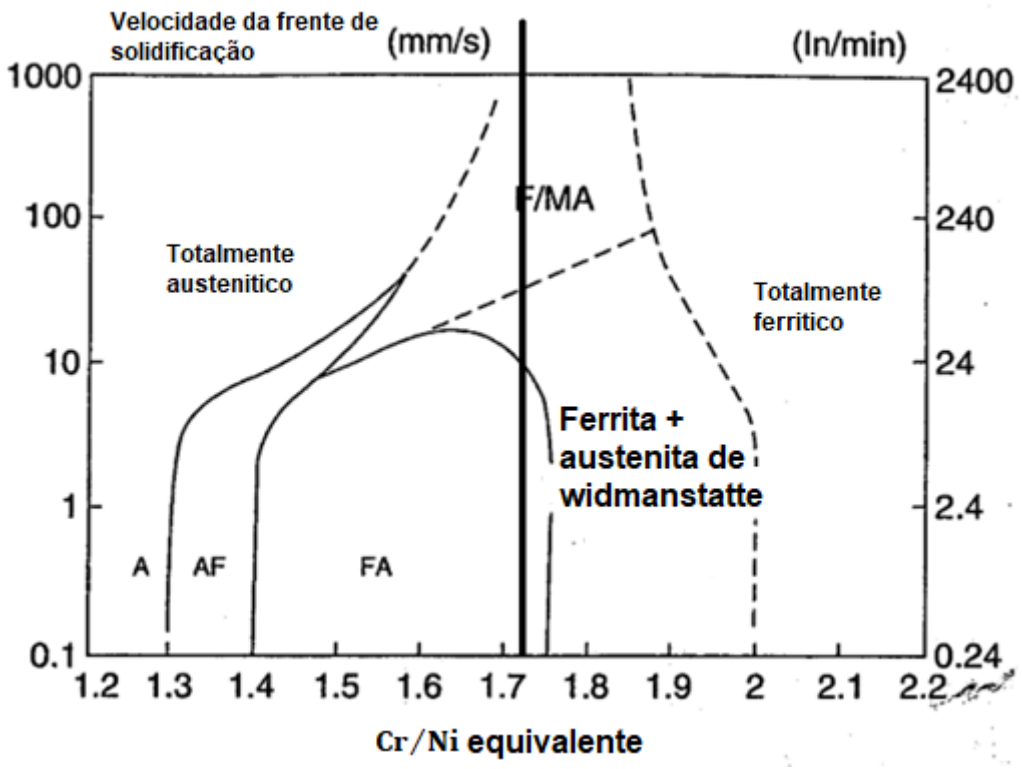


WRC - 1992 Constitution Diagram for Stainless Steel Weld Metals. Ref:32.

Para avaliar o efeito da taxa de resfriamento nas transformações observadas, foi utilizado o diagrama ilustrado na figura (**figura 19**) no qual observa-se que, para a relação Cr/Ni baixa, a % de ferrita δ diminui com o aumento da velocidades da frente de solidificação. Para a relação Cr/Ni alta, a % de ferrita δ aumenta com o aumento da taxa de resfriamento.

De acordo com a relação $\mathrm{Cr_{eq}}/\ \mathrm{Ni_{eq}}$ obtida para o metal se solda (1,73) é esperado uma solidificação do tipo FA ou ainda, levando em consideração a alta velocidades de frente de solidificação esperada para este processo, pode-se esperar uma solidificação do tipo ferrita com austeníta massiva (F/MA) ou ferrita com austenita Widmanstatten.

Figura 19: Efeito da composição química e da velocidade da frente de solidificação no tipo de solidificação para os aços austeníticos.

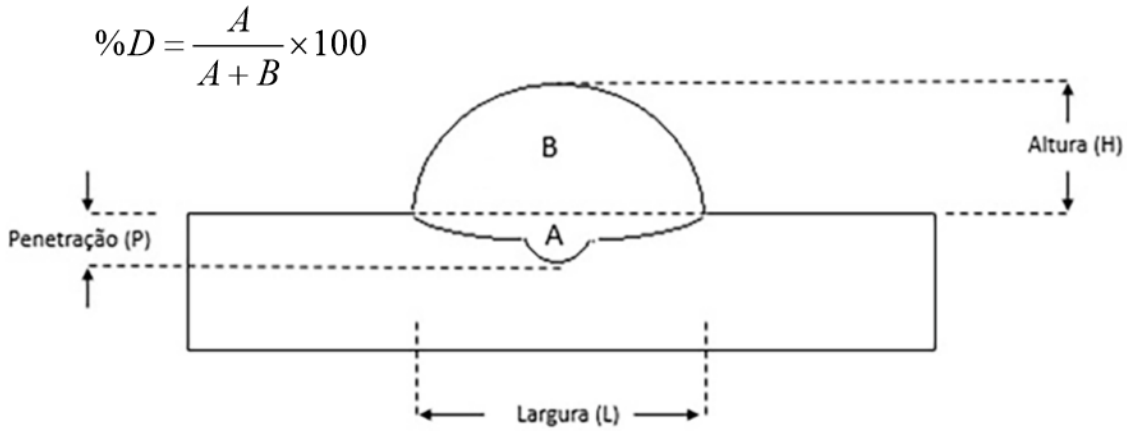


5.2 Relação entre a diluição, geometria dos cordões e os parâmetros do processo

A quantificação da diluição (D) e das características geométricas dos cordões depositados: altura (H), penetração (P) e largura (L), foram obtidas conforme ilustrado na **figura 20**. A **figura 21** ilustra a macrografia das **deposições 6, 7 e 8**, ilustrando como foram feitas as medidas com auxílio do software *ImageJ*. Os resultados das diluições (assim como as áreas de reforço e diluída) e das características geométricas estão apresentados nas **tabelas 4** e **5**, respectivamente.

Com estas medidas foi possível analisar a influência de cada um dos três parâmetros variados (potência, velocidade e turntable) em dois níveis sobre a diluição e as características geometria dos cordões

Figura 20. Ilustração do cálculo da diluição



Fonte: (BAUMGAERTNER FILHO; GONZALEZ, 2017)

Figura 21: deposições 6, 7 e 8. Possuindo 43,68; 53,64 e 44,02% de regiões diluídas, respectivamente.

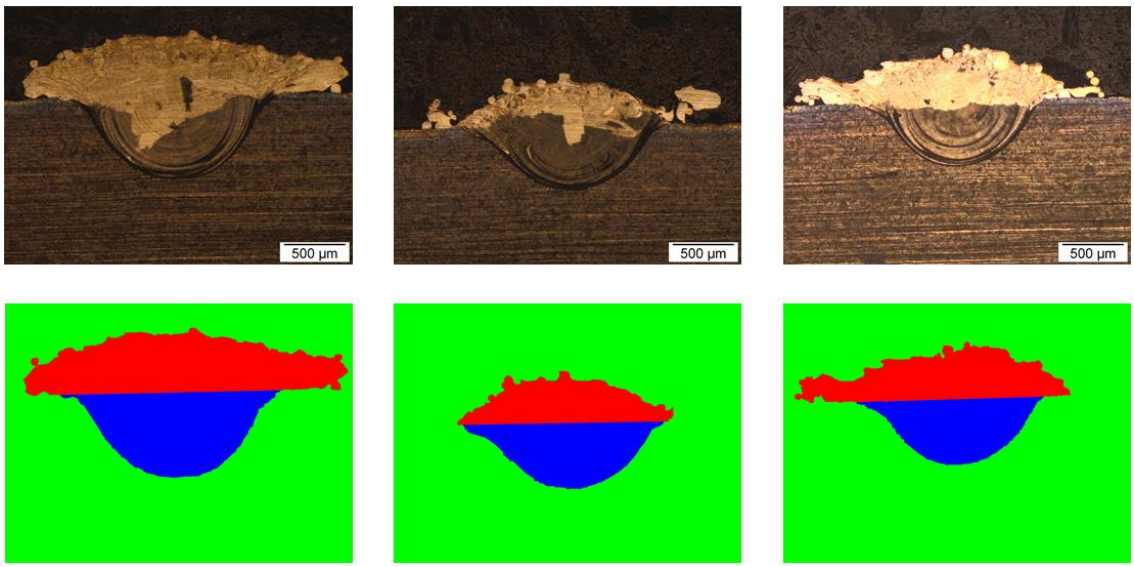


Tabela 4

Deposição	Pot. Laser	Veloc	Turntable	Diluição	Área diluída	Área de reforço
	W	m/s	%	%	μm^2	μm^2
1	1000	15	15	42,72	559103,36	749688,33
2	1000	15	20	30,64	428338,41	969441,46
3	1000	20	15	48,23	432070,98	463766,09
4	1000	20	20	44,83	403179,03	496228,24
5	1200	15	15	50,75	774177,72	751276,54
6	1200	15	20	43,68	772460,73	996146,12
7	1200	20	15	53,64	543409,78	469654,21
8	1200	20	20	44,02	510294,43	648979,89

Tabela 5

Deposição	Pot. Laser	Veloc	Turntable	Penetraç	Largura	Altura
	W	m/s	%	µm	µm	µm
1	1000	15	15	478,15	1560,282	568,313
2	1000	15	20	565,996	1475,605	476,539
3	1000	20	15	355,286	1539,534	461,821
4	1000	20	20	371,946	1549,074	440,306
5	1200	15	15	492,418	1780,275	700,499
6	1200	15	20	479,508	1807,674	688,964
7	1200	20	15	355,202	1653,231	531,954
8	1200	20	20	393,594	1536,221	532,962

5.2.1 Potência do Laser

Comparando-se os pares de deposições 1-5, 2-6, 3-7 e 4-8 (**figura 22**), onde foram variados apenas a potência do laser com os demais parâmetros mantidos constantes, foi verificado que: com o aumento da potência do laser, houve um

aumento da região diluída; com exceção do par 4-8, no qual a diluição se manteve praticamente constante.

Tal comportamento, também observado em Kim e Peng (2000) e Huang (2011), é associado ao fato de que, com o aumento da potência do laser, há um aumento da energia transferida para o metal de base de modo a favorecer a formação de uma região diluída maior, fato esse, que pode ser observado na **figura 23**: com o aumento da potência, foi observado um aumento da região diluída.

Figura 22: gráficos da diluição X potência do laser

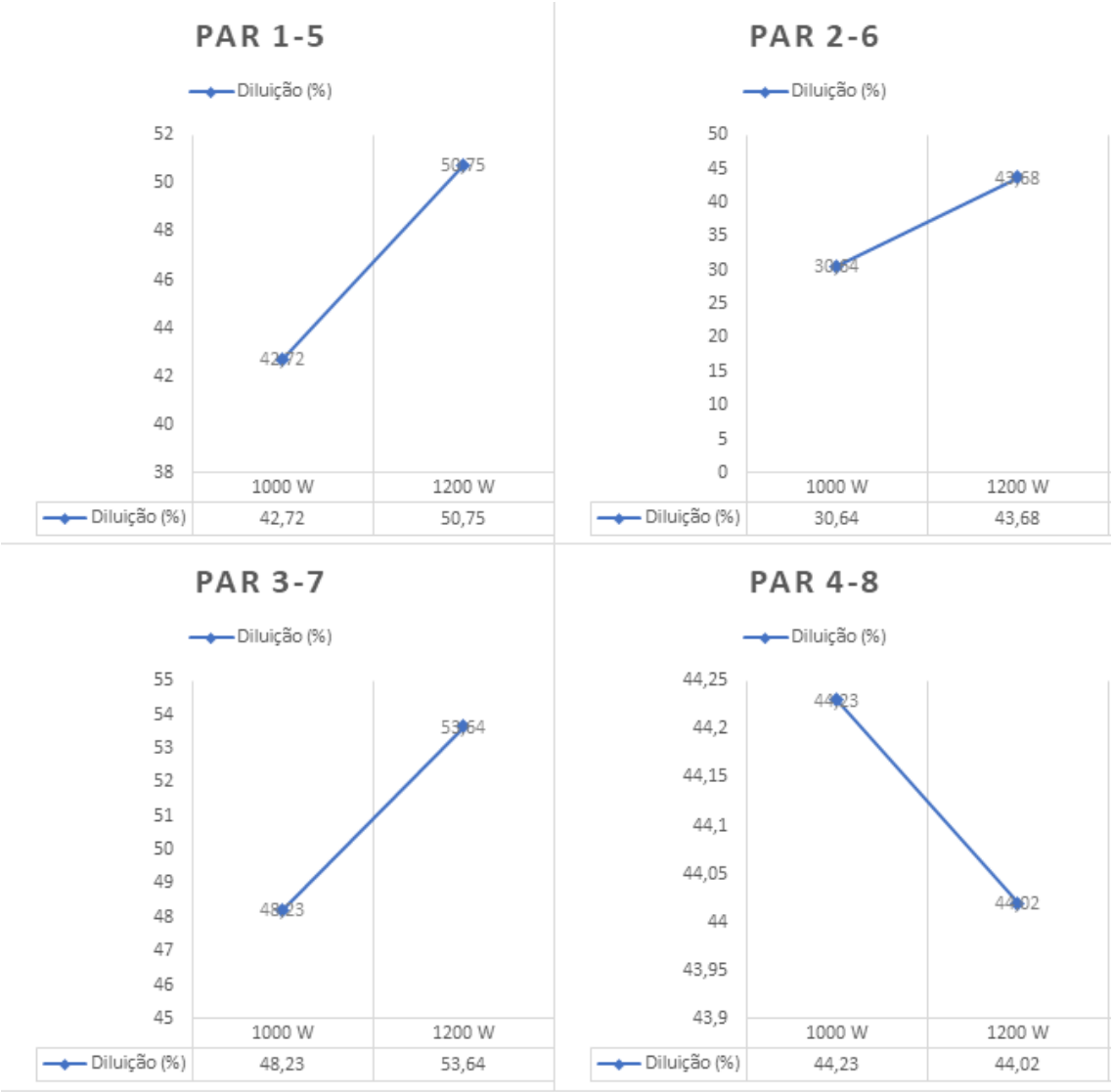


Figura 23: gráficos das áreas de diluição e de reforço X potência do laser

No que se refere a geometria das deposições, com o aumento da potência foi observado um aumento na penetração e largura; com a exceção da penetração para os pares 2-6 e 3-7, nos quais a penetração manteve se constante e houve uma redução na mesma, respectivamente, com o aumento da potência.

No estudo realizado por Benyounis, Olabi e Hashmi (2005) também é observado um aumento da penetração e largura com o aumento da potência do laser. Fato esse justificado pelo maior aporte térmico utilizado, devido um aumento na potência do laser, que possibilita maior quantidade de material de base fundido, consequentemente, maior penetração e largura.

Também é observado um aumento na altura de reforço (**figura 24**), no entanto quando se analisa a área de reforço (**figura 23**) é observado que não houve

praticamente variação dessa região com o aumento da potência do laser, com exceção do par 4-8.

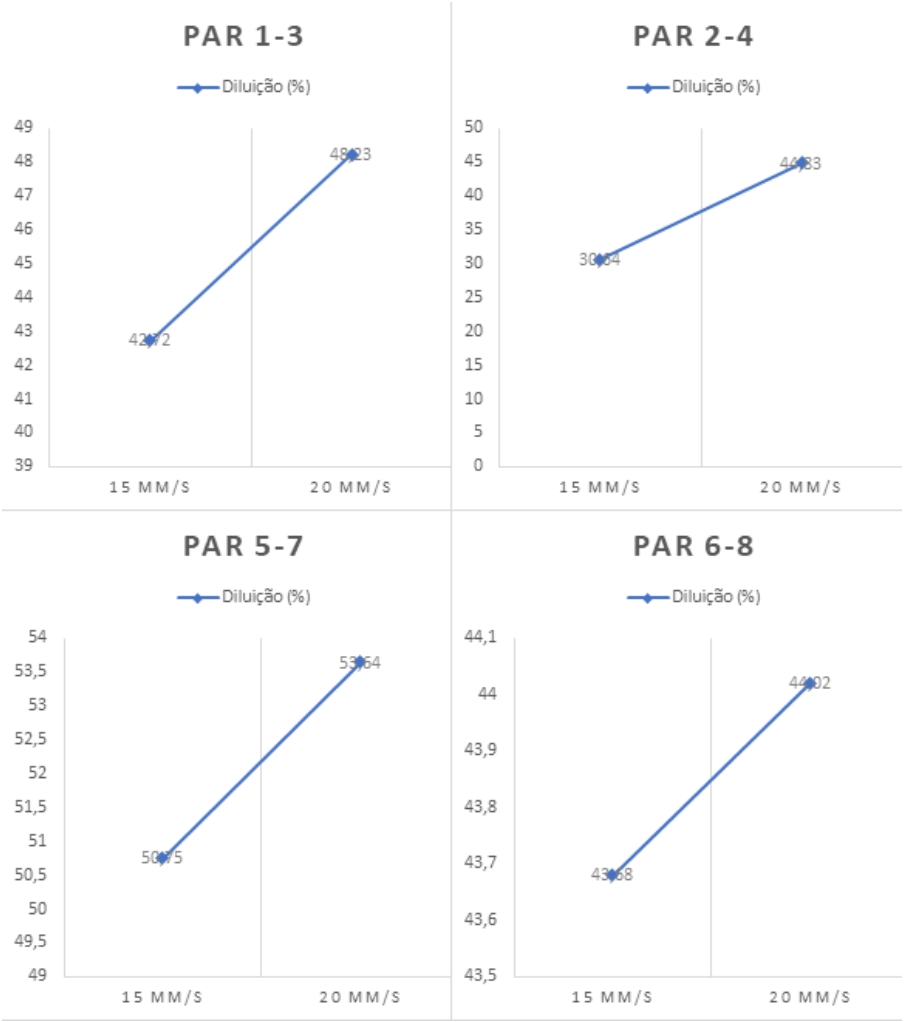
Figura 24: gráficos dos parâmetros geométricos X potência do laser

5.2.2 Velocidade do laser

Comparando-se os pares de deposição 1-3, 2-4, 5-7 e 6-8, onde foram variados apenas a velocidade do laser com os demais parâmetros mantidos constantes, é

possível verificar que: com o aumento da velocidade do laser, houve um aumento da região diluída (**figura 25**).

Figura 25: gráficos da diluição X velocidade do laser

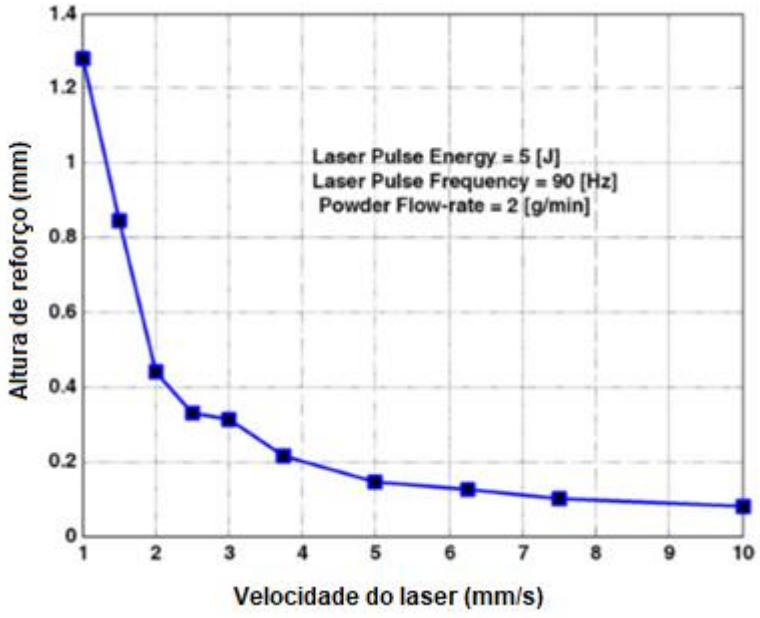


Porém, no processo convencional de soldagem a arco, seria esperado que com o aumento da velocidade de soldagem ocorra uma diminuição na diluição devido a diminuição do tempo de interação entre arco elétrico e o metal de base, e assim, diminuindo a quantidade de energia transferida para o mesmo. Desse modo, com uma quantidade de energia transferida menor, é esperado uma região diluída menor.

No estudo realizado por Fathi et al. (2006), no qual ele realiza deposição com material de adição em pó e com o laser na forma pulsada, foi constatado que para baixas velocidades o reforço do revestimento é relativamente alto e profundidade

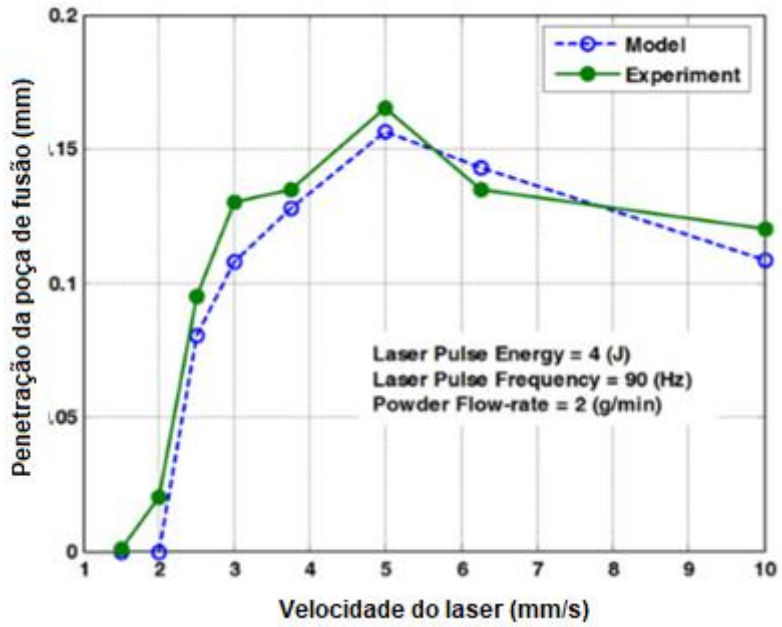
relativamente baixa devido ao efeito denominado pelo autor de Blocking, que é o fenômeno no qual a poça de fusão funciona como uma barreira ou de forma a defletir parte da energia transferida pelo laser para o metal de base. Com o aumento da velocidade do laser, o reforço diminuí a uma taxa elevada (**figura 26**) e a profundidade aumenta a uma taxa elevada até atingir seu máximo, na velocidade crítica (**figura 27**). Após a mesma, a profundidade começa a diminuir devido ao predomínio do efeito do menor tempo de interação entre o laser e metal, a uma taxa bem menor do que seu aumento anterior a velocidade crítica. Já o reforço permanece diminuindo com o aumento da velocidade, mas a uma taxa menor que antes da velocidade crítica, pelo mesmo motivo da profundidade.

Figura 26: Reforço X Velocidade do laser



Fonte: Fonte: (Fathi et al.,2006)

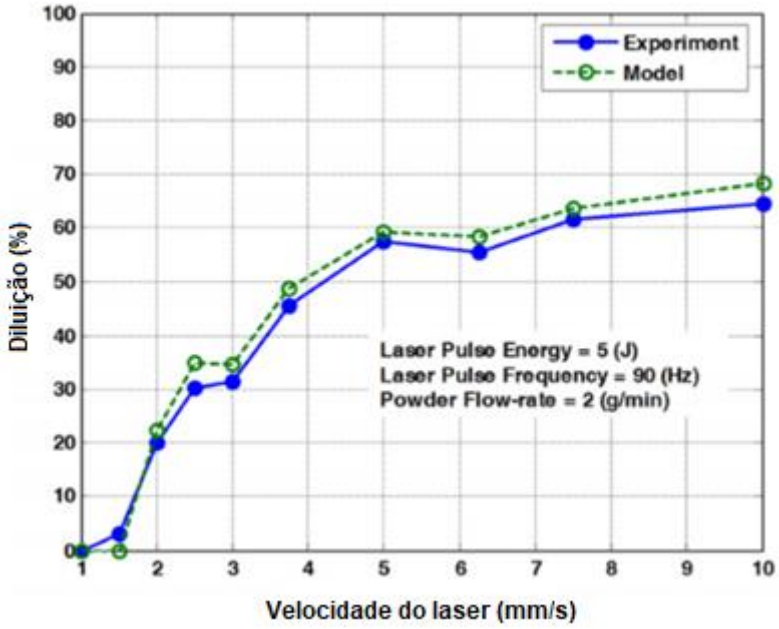
Figura 27: Profundidade X Velocidade do laser



Fonte: (Fathi et al.,2006)

No mesmo trabalho de Fathi et al. (2006), foi constatado que máxima profundidade não reflete necessariamente em máxima diluição, pois a mesma aumenta com o aumento da velocidade, no entanto, essa é mais sensível para velocidades abaixo da crítica (**figura 28**). Com isso, é possível afirmar que com o aumento da velocidade para os pares de deposição, do presente trabalho, houve um aumento na diluição devido diminuição do efeito Blocking, podendo ser predominante ou não em relação ao tempo de interação, com o aumento da velocidade que, como consequência, aumenta a quantidade de energia transferida para o metal de base, aumentando assim a diluição.

Figura 28: Diluição X Velocidade do laser

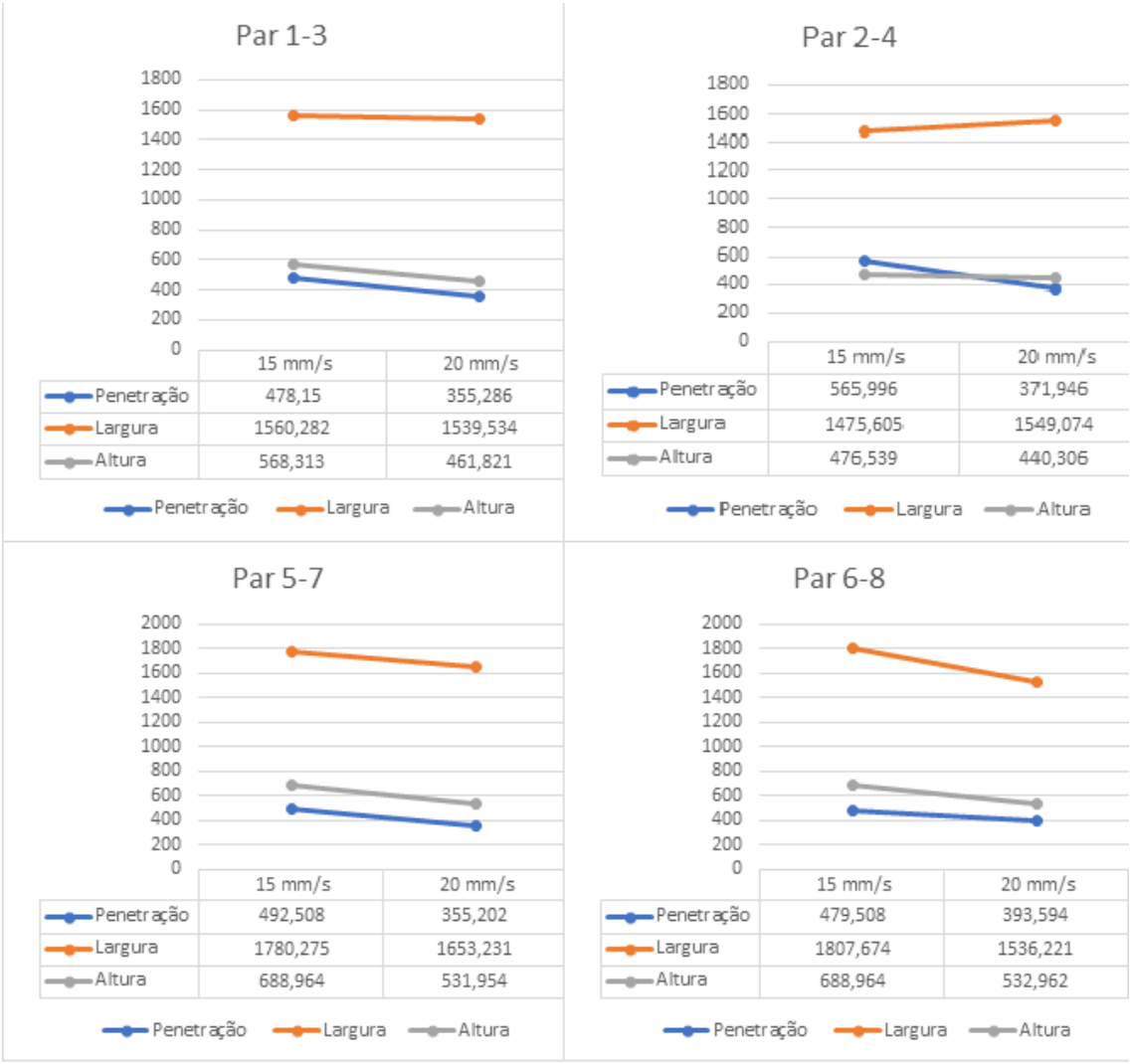


Fonte: Fonte: (Fathi et al.,2006)

Para os pares de deposição analisados, foi observada a diminuição da profundidade, largura e reforço (**figura 29**) como o aumento da velocidade; com exceção do par 2-4, no que se refere a largura, no qual foi observado um aumento da largura com o aumento da velocidade.

Com base no estudo de Fathi et al. (2006), é possível supor que as velocidades utilizadas são maiores que a velocidade crítica em todas as condições, pois houve uma diminuição da penetração (**figura 27**) devido a predominância do efeito do tempo de interação nessas velocidades.

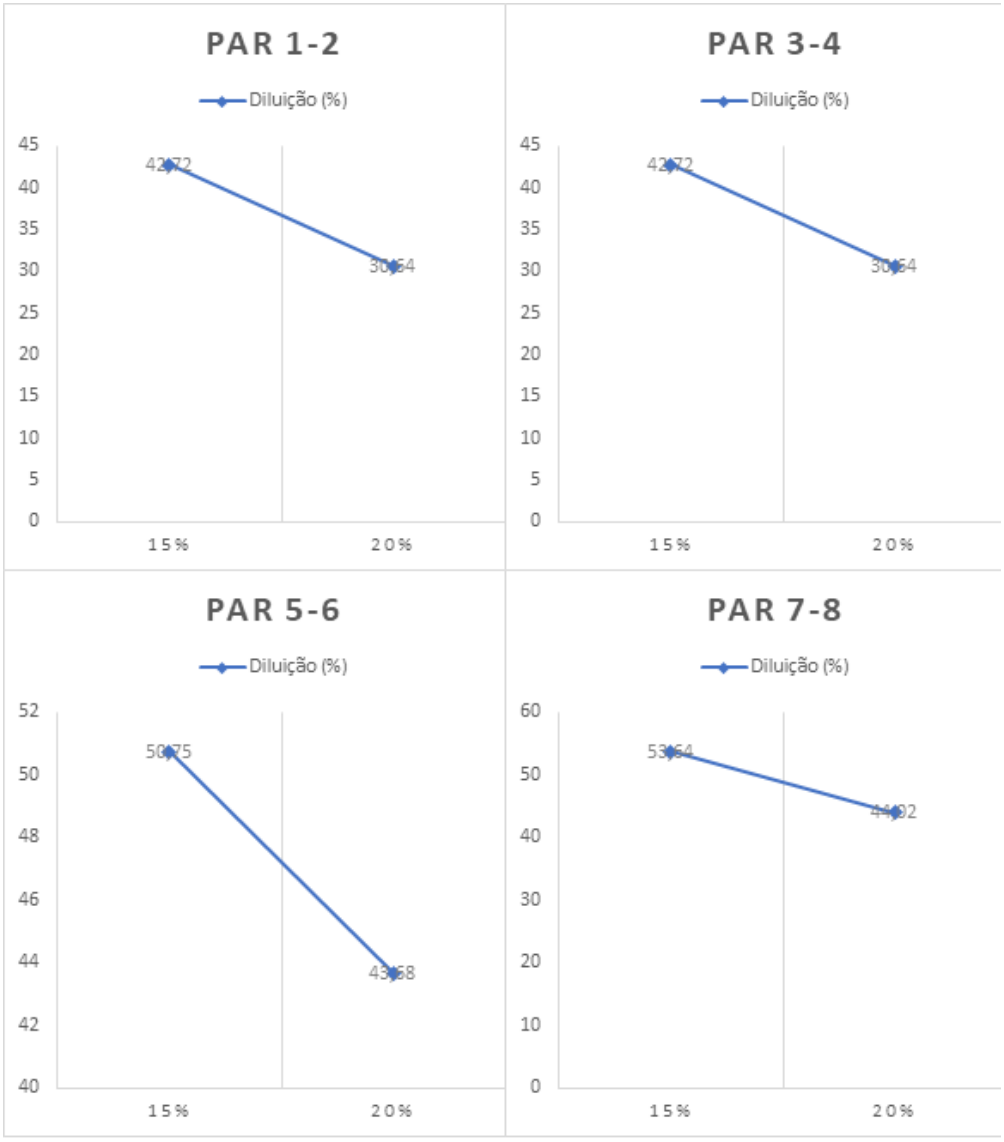
Figura 29: gráficos dos parâmetros geométricos X Velocidade do laser



5.2.3 Turntable

Comparando os pares de deposições 1-2, 3-4, 5-6 e 7-8, onde foram variados apenas o turntable (variável associada a alimentação do pó) com os demais parâmetros mantidos constantes é possível verificar que: com o aumento do turntable (%), houve uma diminuição da região diluída (**figura 30**).

Figura 30: gráficos dos parâmetros geométricos X Turntable



Isso se deve ao fato de que com o aumento do turntable, há um aumento da quantidade de pó adicionada. Uma quantidade maior de material de adição tem como consequência, com as demais variáveis mantidas constantes, a utilização de uma maior parte da energia transferida pelo laser para fundir essa quantidade de material adicionada à mais, e assim, uma menor quantidade de energia é transferida para o metal de base. Dessa forma, a região diluída tende a diminuir, como é observado na **figura 31**.

É observado que com um aumento da quantidade de material adicionado, há uma diminuição da largura e da penetração do cordão (**figura 32**). Isso ocorre em razão da menor quantidade de energia transferida para o metal de base, já citado anteriormente. Apesar de ser observada uma diminuição na altura de reforço (**figura 32**), ocorre um aumento na área de reforço (**figura 31**), o que era esperado devido a maior quantidade de metal de adição adicionado.

Figura 31: gráficos áreas de reforço e diluidas X Turntable

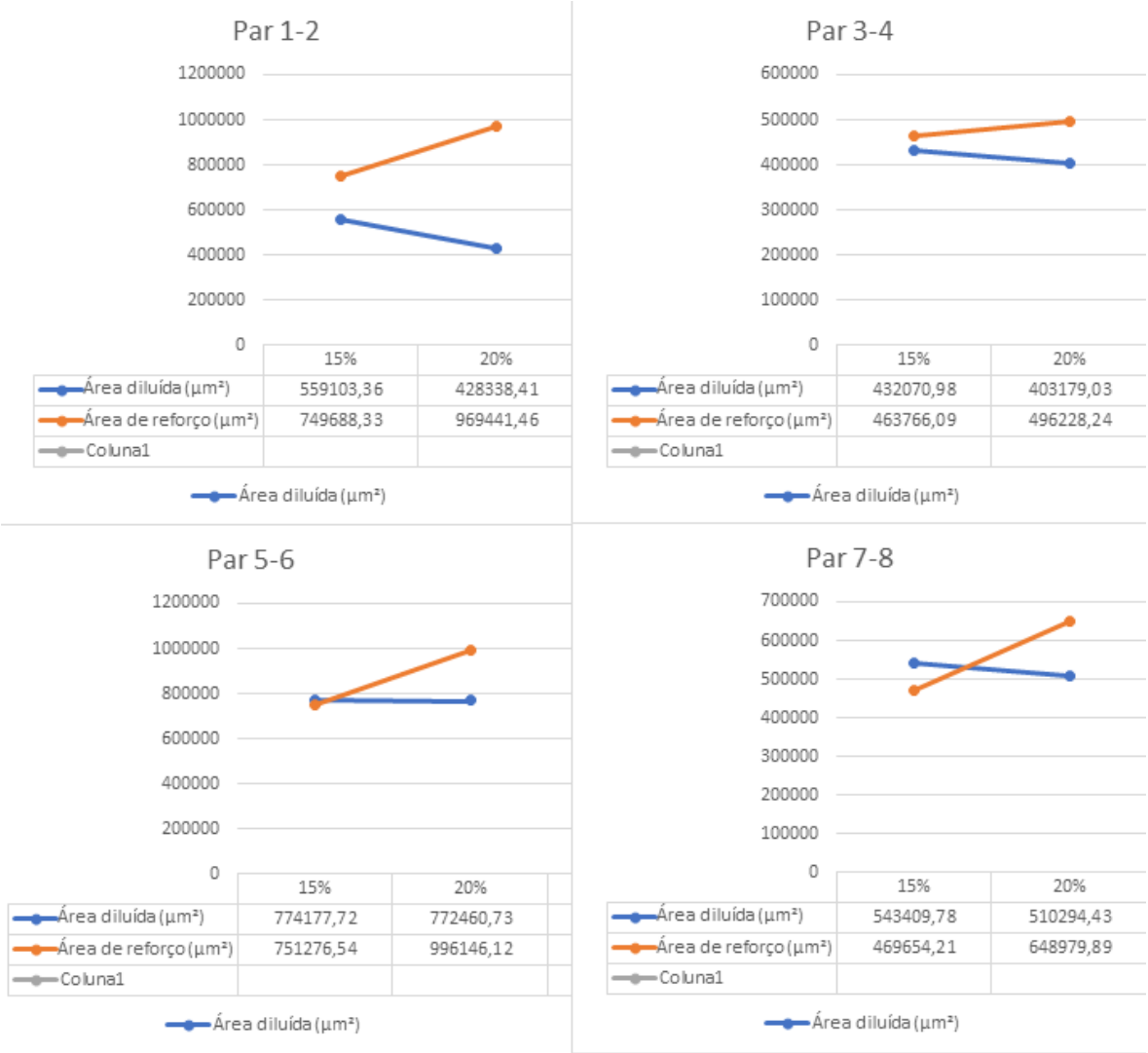


Figura 32: gráficos dos parâmetros geométricos X Turntable

5.3 Macroestrutura

Não foram encontrados nenhuma trinca ou defeito em todas as deposições. Resultado este, importante do ponto de vista tecnológico para o revestimento a laser utilizando dois aços inoxidáveis amplamente utilizados na indústria e em outras aplicações.

Na análise macroestrutural é possível verificar várias frentes de solidificação numa mesma deposição, como pode ser verificado nas **figuras 33** e **34**. Isso se deve possivelmente pela utilização do metal de adição em pó: em que o material em pó é fundido e depositado de forma quase que independente, provocando assim, o aparecimento de várias frentes de solidificação na mesma deposição.

Figura 33: Macroestrutura de deposição 3 evidenciando as várias frentes de solidificação na mesma; ataque com agua régia.

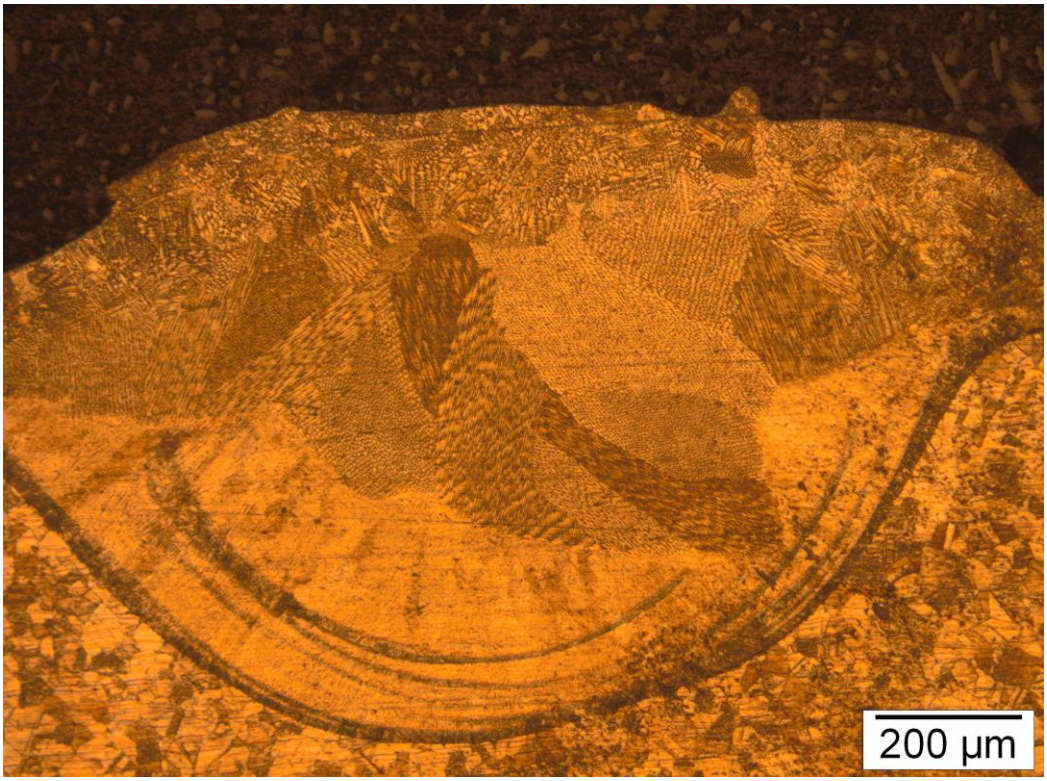
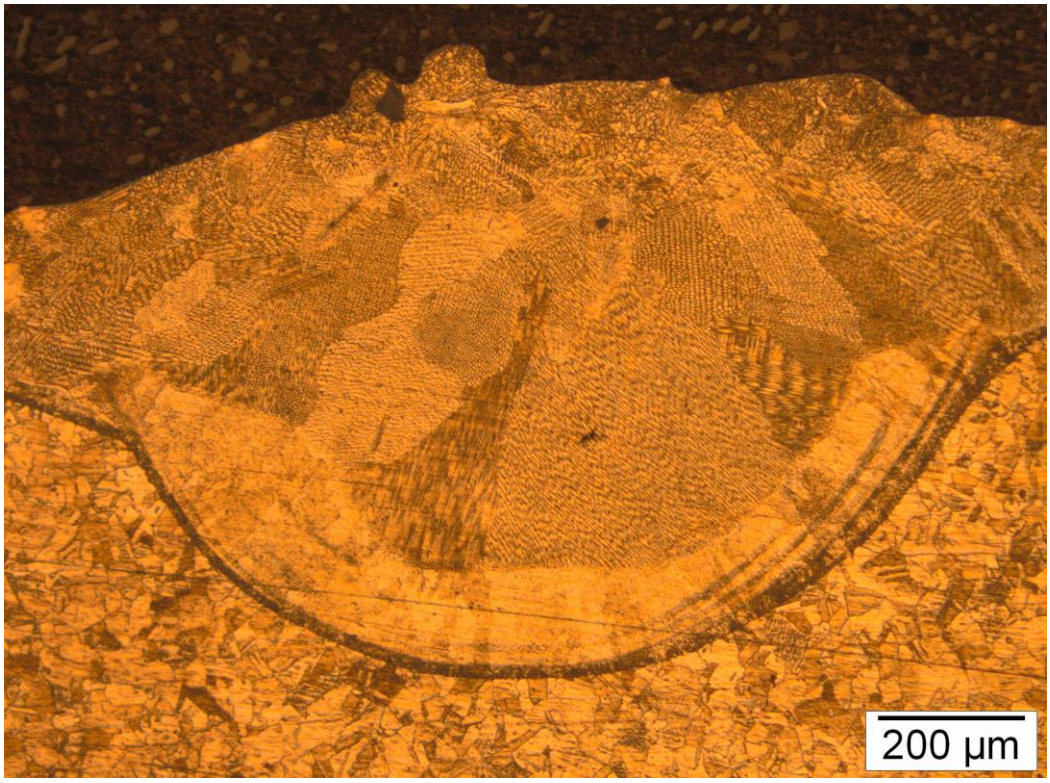


Figura 34: Macroestrutura da deposição 4 evidenciando as várias frentes de solidificação na mesma; ataque com agua régia.



5.4 Discussão a respeito das microestruturas predominantes

Como ilustrado na **figura 35**, referente a **deposição 7**, é possível observar uma microestrutura dendrítica de fácil identificação, como na região 1 (**figura 36**), e uma região com uma microestrutura, a qual não pode ser identificado o tipo de solidificação, pelo ataque químico com água régia (**figura 37**).

No entanto, através da **figura 38**, referente a região 3 (**deposição 7**), é possível observar que se trata de uma região na qual ocorreu fusão do material (zona fundida). Dito isso, é possível afirmar que se trata de um tipo de solidificação diferente do observado na região 1 (**figura 36**).

Figura 35: Deposição 7, ataque água régia.

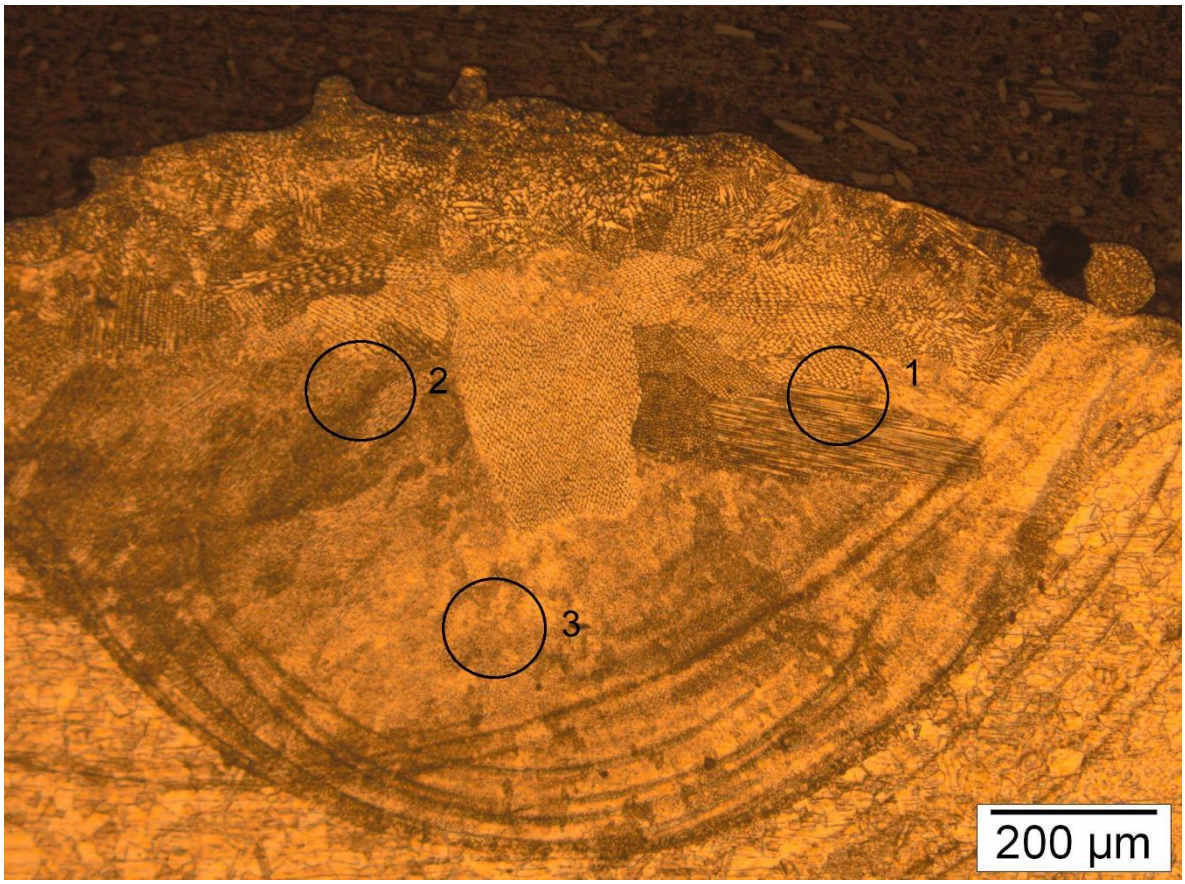


Figura 36: Região 1 (deposição 7), na qual é possível observar estrutura dendríticas de solidificação. Ataque água régia.

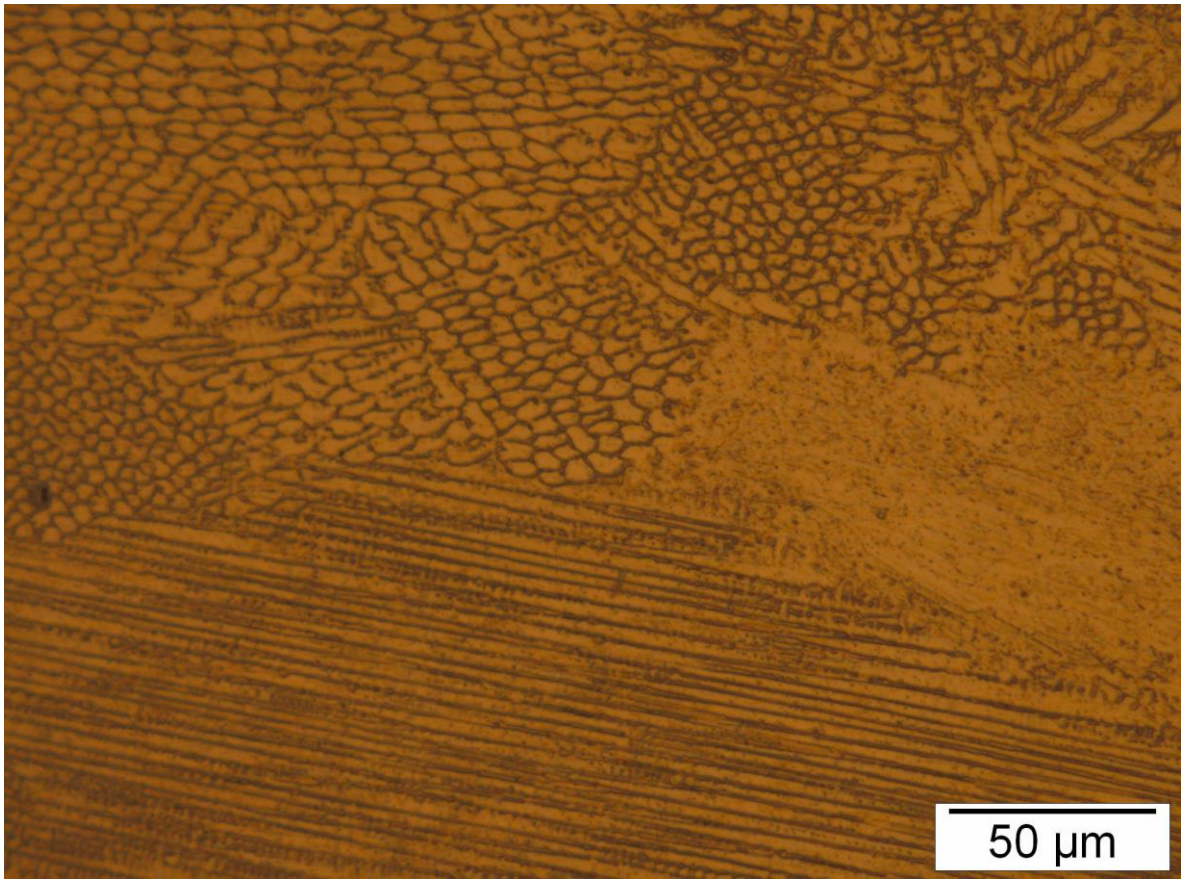


Figura 37: Região 2 (deposição 7), na qual é não possível a identificação do tipo de solidificação. Ataque água régia.

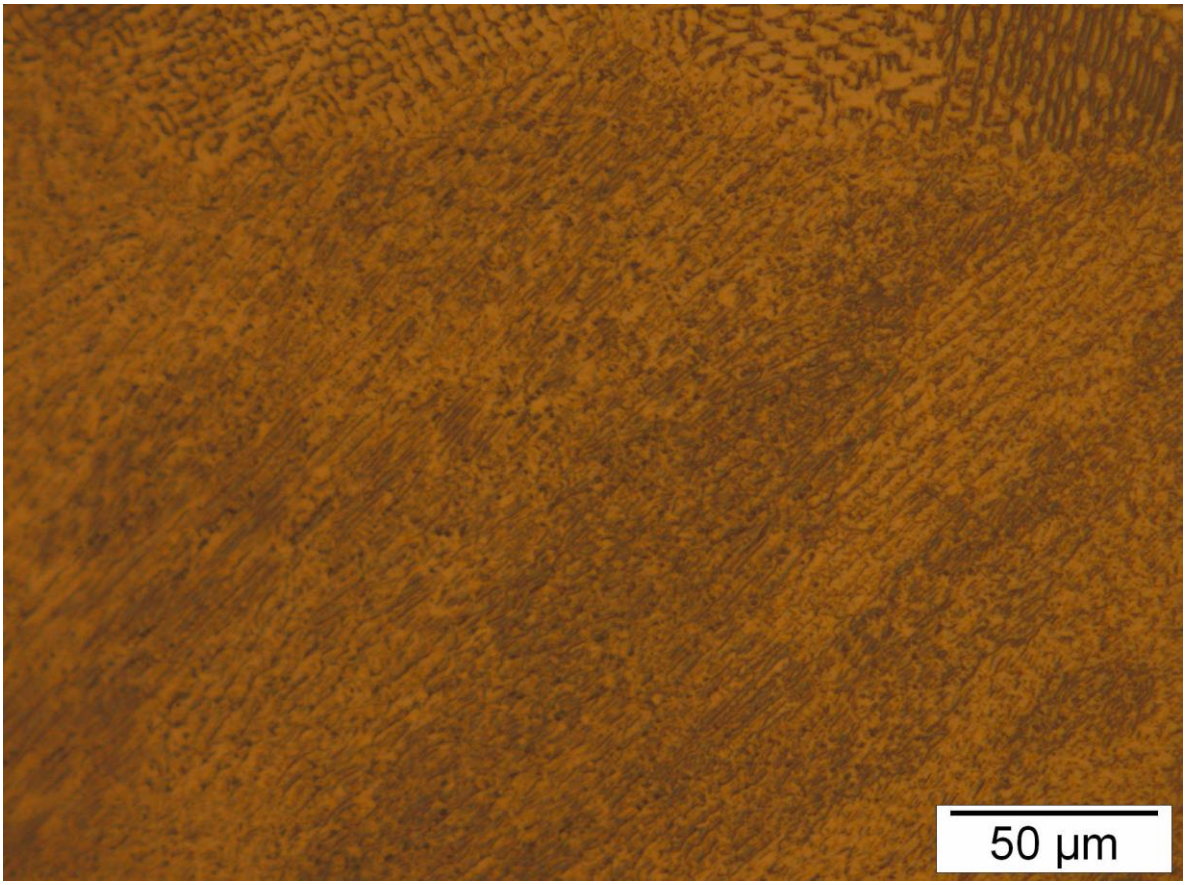
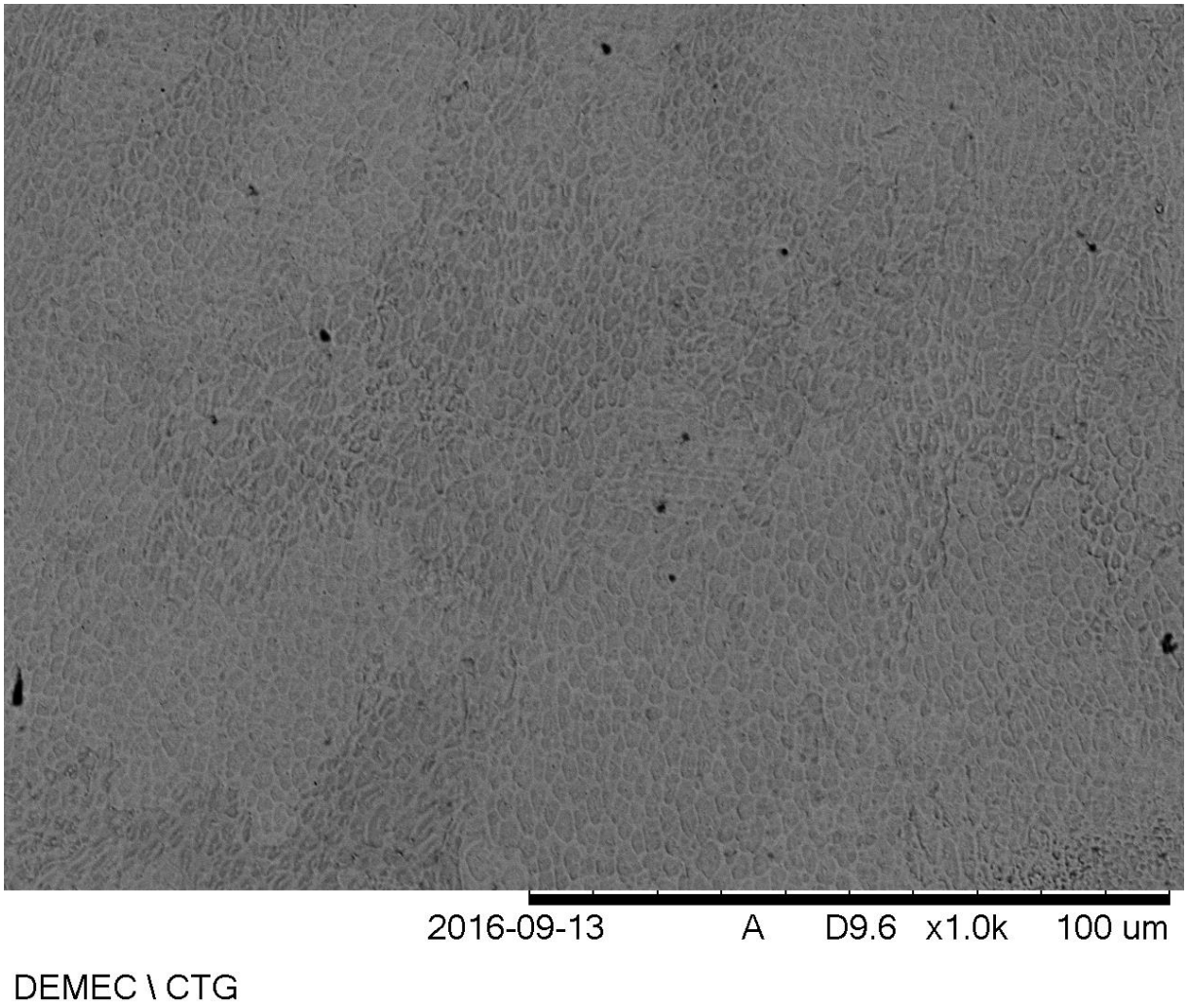


Figura 38: Região 3 (deposição 7), na qual é possível observar uma estrutura onde ocorreu fusão do material.



Como ilustrado na **figura 39**, referente a **deposição 1**, em todas as deposições é possível identificar dois tipos principais de solidificações, as quais podem ser vistas em mais detalhes nas **figuras 40** e **41**, visualmente identificadas como: uma região mais escura (inferior) e uma região mais clara, como resultado do ataque químico utilizando a solução de cloreto férrico, o qual ataca preferencialmente a fase ferritica (fase mais escura). Com esse ataque químico foi possível entender e identificar melhor as frentes de solidificação predominantes nos cordões analisados.

Figura 39: Macroestrutura da deposição 1, na qual é possível evidenciar os tipos de solidificações predominantes; ataque cloreto férrico.

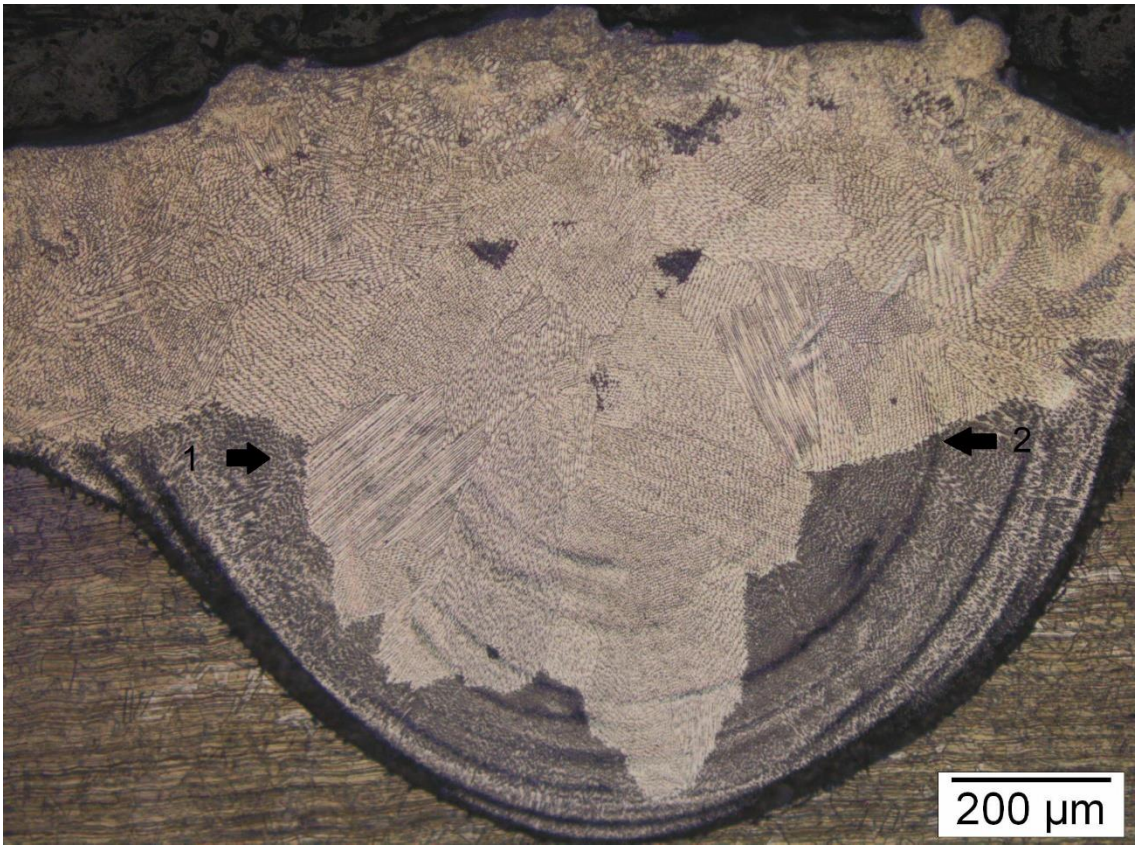


Figura 40: Microestrutura da região 1 da figura 39 (deposição 1), na qual é possível visualizar com mais detalhes os dois tipos de solidificações predominantes; ataque cloreto férrico.

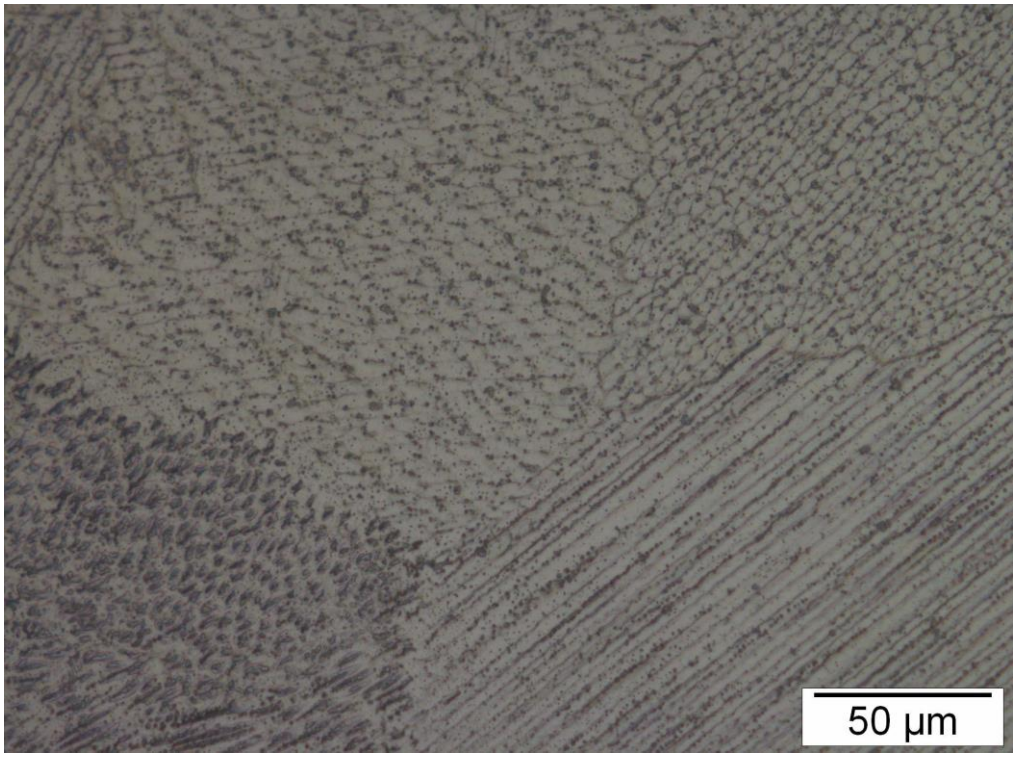
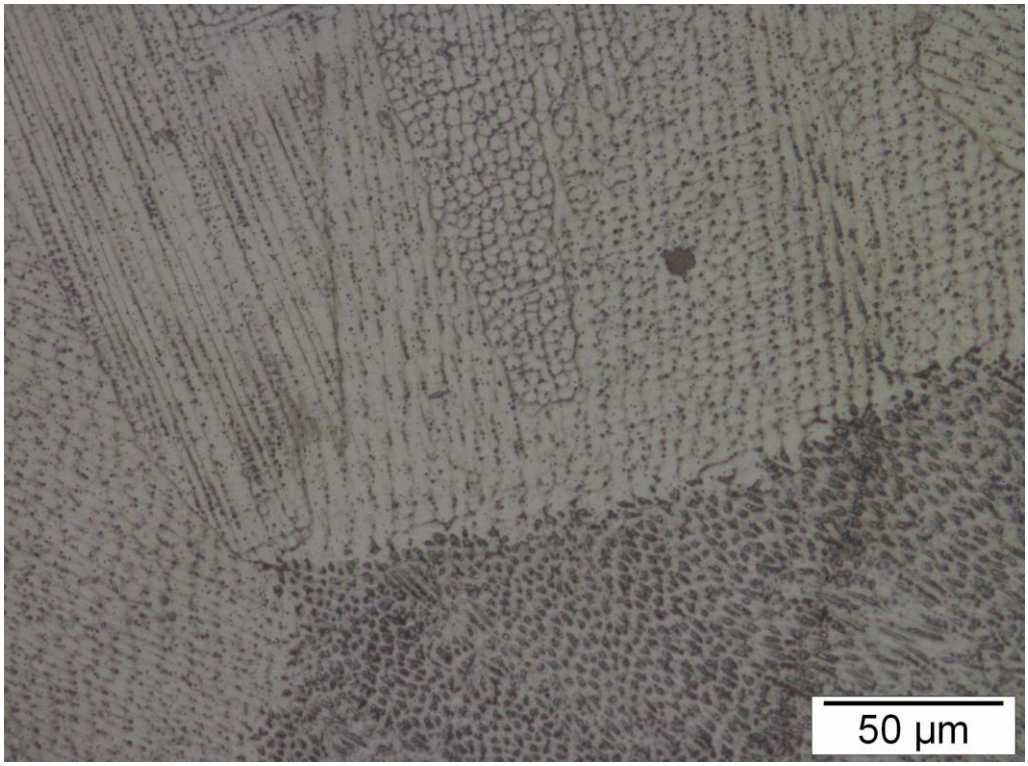


Figura 41: Microestrutura da região 2 da figura 39 (deposição 1), na qual é possível visualizar com mais detalhes os dois tipos de solidificações predominantes; ataque cloreto férrico.



Apesar do que é previsto no gráfico *velocidades de frente de solidificação x composição* (**figura 19**), com a análise das imagens por microscópia óptica e microscopia eletrônica de varredura (MEV), mostrado nas **figuras 43** e **44**, referente a **deposição 8** (**figura 42**), é possível afirmar que a região mais clara se trata de uma solidificação do tipo AF, pois é possível observar uma estrutura de solidificação dendrítica, estrutura essa típica da solidificação do tipo AF. Ou seja, primeiramente houve a solidificação das dendritas como austenita (fase primária) e, ao longo dessa solidificação, houve a segregação de elementos alfagêneos (favorecem a formação de ferrita) para a região entre as dendritas, favorecendo a solidificação dessa região como ferrita (fase secundária).

Figura 42: Macroestrutura da deposição 8; ataque cloreto férrico.

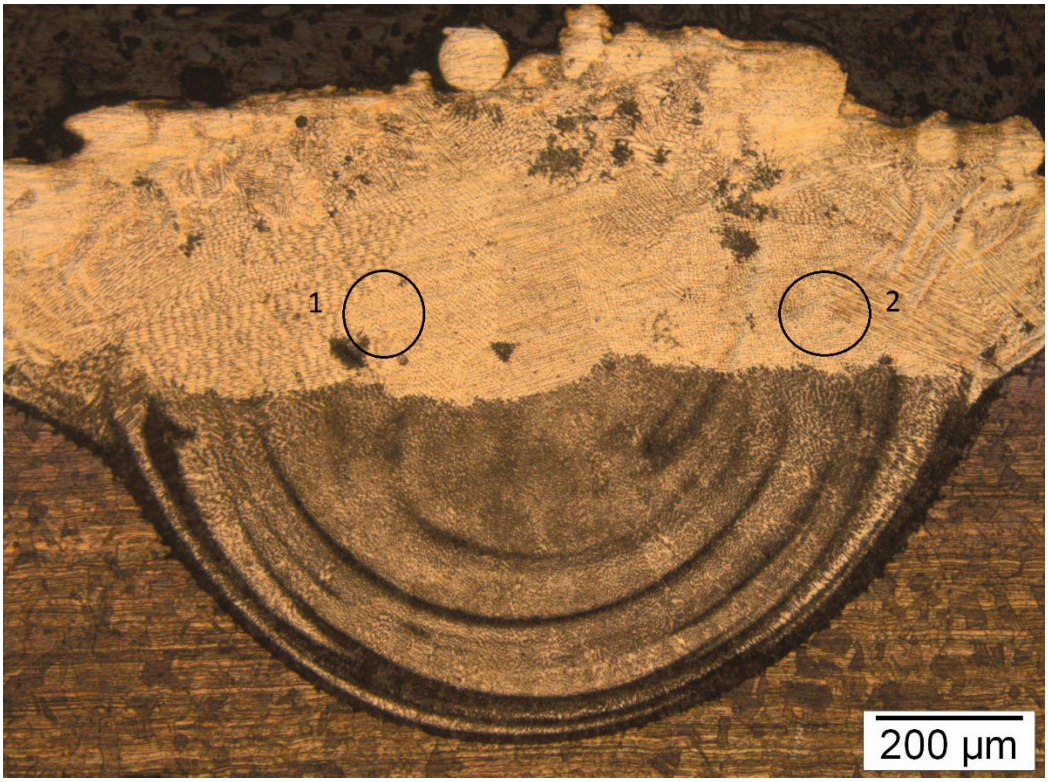


Figura 43: Microestrutura da região 1 da figura 25 (deposição 8), na qual é possível verificar estrutura dendrítica de solidificação. Microscópio eletrônico de varredura; ataque água régia.

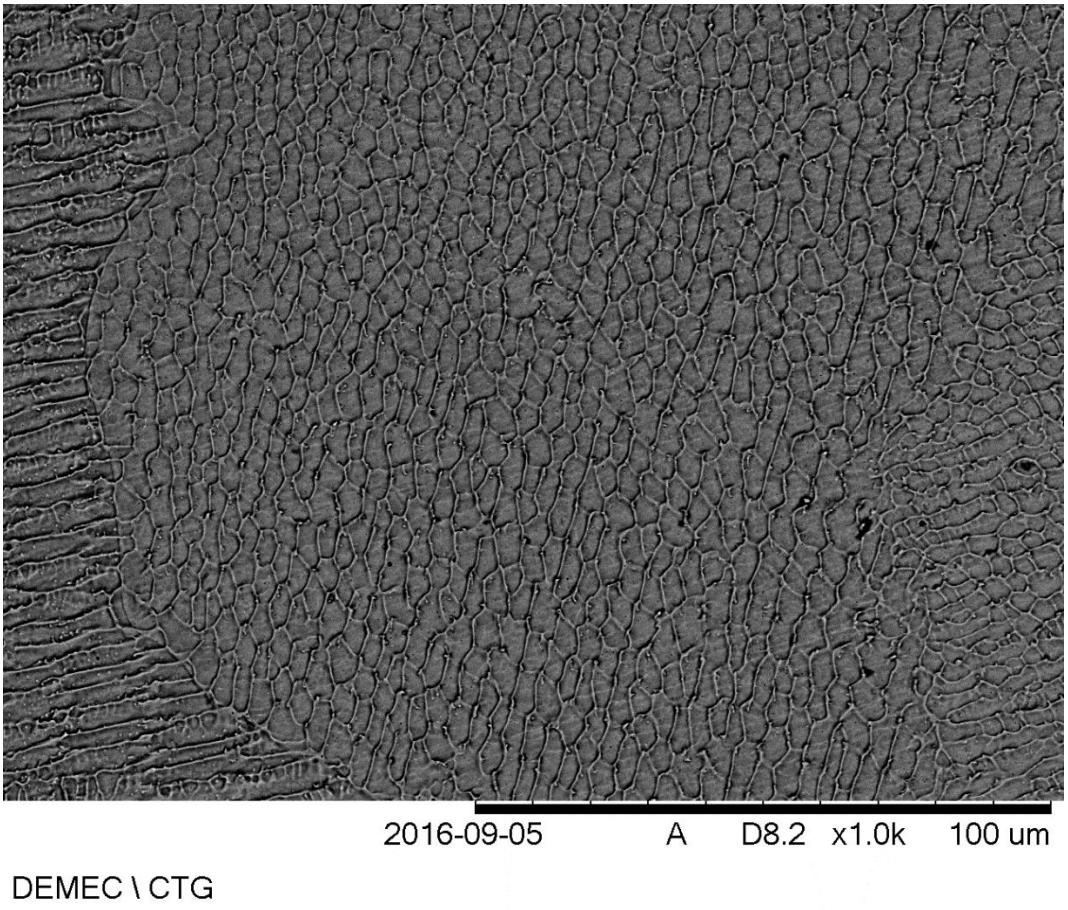
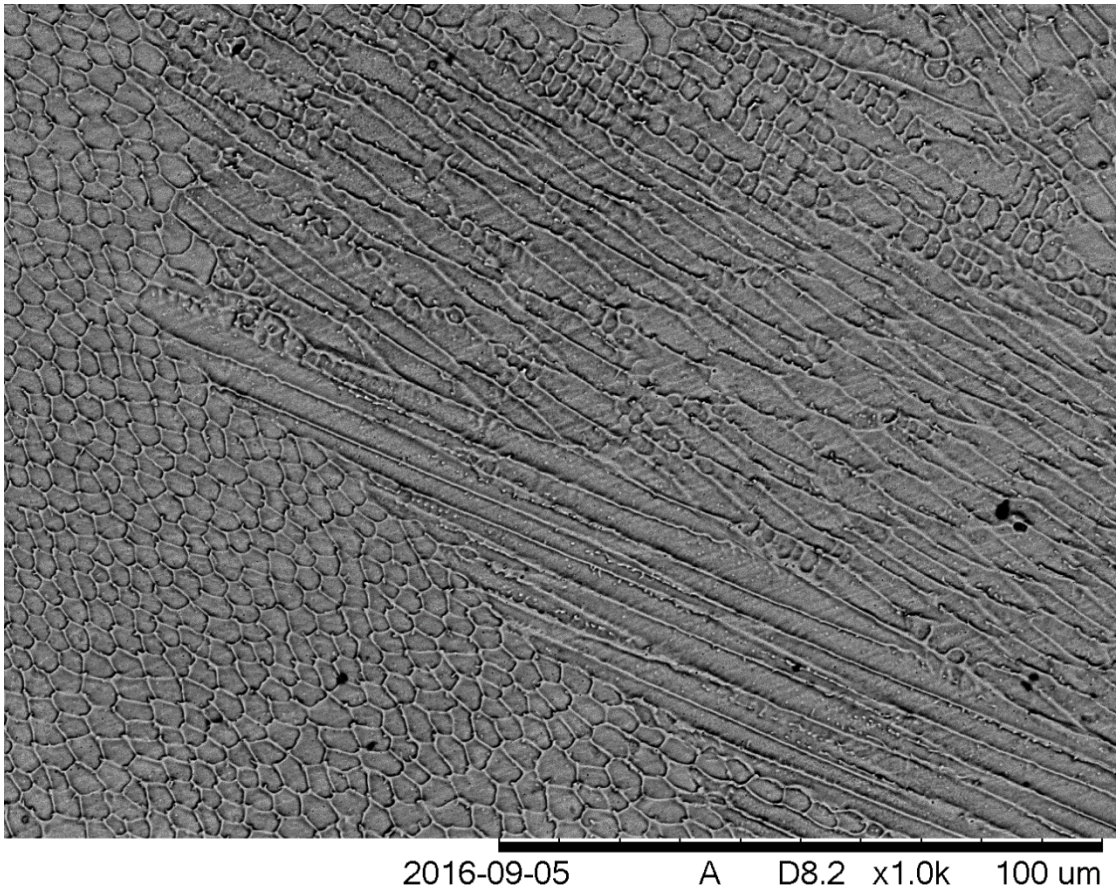


Figura 44: Microestrutura da região 2 da figura 25 (deposição 8), na qual é possível verificar estrutura dendrítica de solidificação. Microscópio eletrônico de varredura; ataque água régia.



Com a utilização do detector EDS (espectroscopia de raios-X dispersiva em energia), do microscópio eletrônico de varredura, foram feitas análises pontuais nas regiões dendríticas e no seu contorno dendrítico da **deposição 4**, como mostrado na **figura 45**, e o resultado de uma das análises é mostrado na **figura 46** e **47**. Dados esses resultados e utilizando as formulas do $\mathrm{Cr_{eq}}$e $\mathrm{Ni_{eq}}$, já mostradas anteriormente, tem-se:

- Espectro 6: $\mathrm{Cr_{eq}}$/ $\mathrm{Ni_{eq}}$ = 1,815
- Espectro 7: $\mathrm{Cr_{eq}}$/ $\mathrm{Ni_{eq}}$ = 1,624

Com os resultados dos $\mathrm{Cr_{eq}}$/ $\mathrm{Ni_{eq}}$ acima calculados é possível afirmar que a região de contorno das dendritas (**figura 45**), possui quantidade maior de elementos que favorecem a formação de ferrita em relação a dendrita (**figura 45**). Isso reitera a afirmação de que tal solidificação analisada trata-se de uma solidificação do tipo AF.

A divergência com o que é previsto pelo gráfico *Taxa de resfriamento x composição* se deve provavelmente ao fato da falta de precisão no que se refere a composição química do metal de adição (em pó), na qual foi utilizada a ferramenta EDS (energy dispersive X-ray), e a condição limítrofe, para os elementos não detectados pela técnica, segundo a norma (ABNT NBR5601) para o aço 316L que acarretou numa falta de precisão no que se refere ao cálculo do $\mathrm{Cr_{eq}}$/ $\mathrm{Ni_{eq}}$.

Figura 45: análise de EDS; deposição 4.

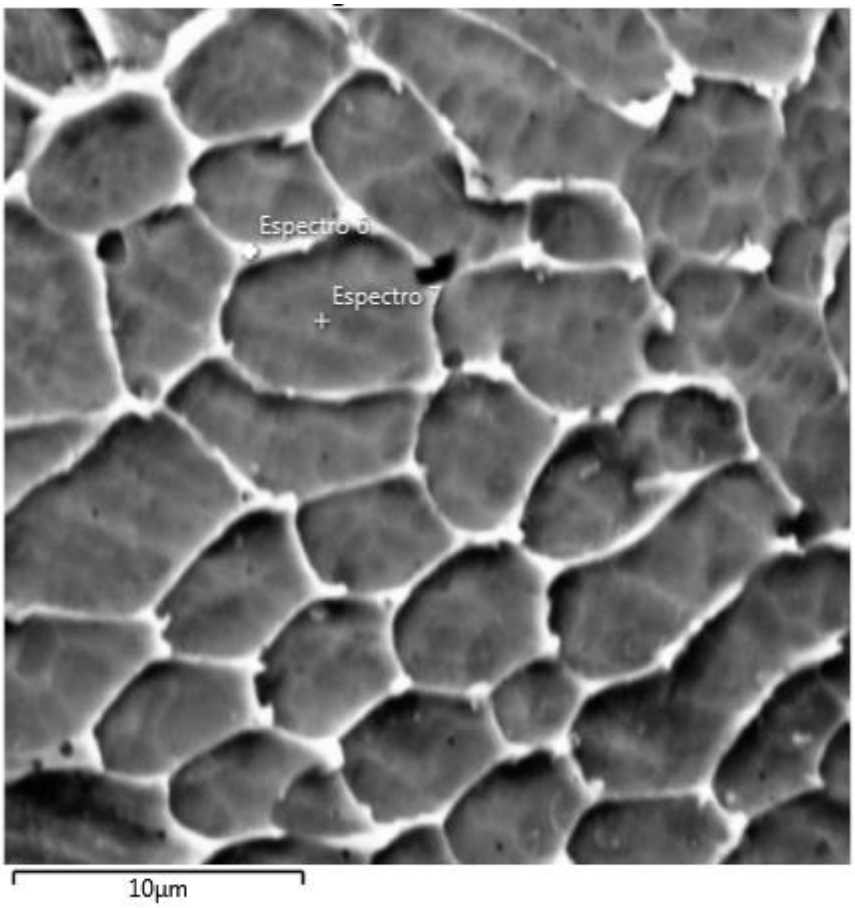


Figura 46: espectro 6

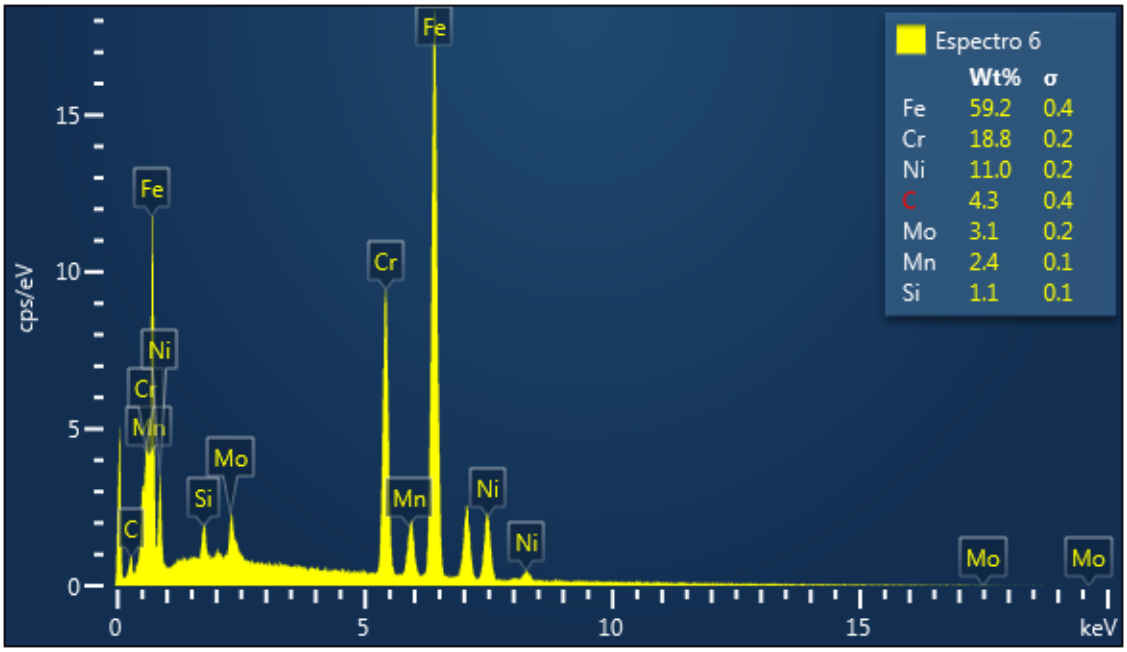
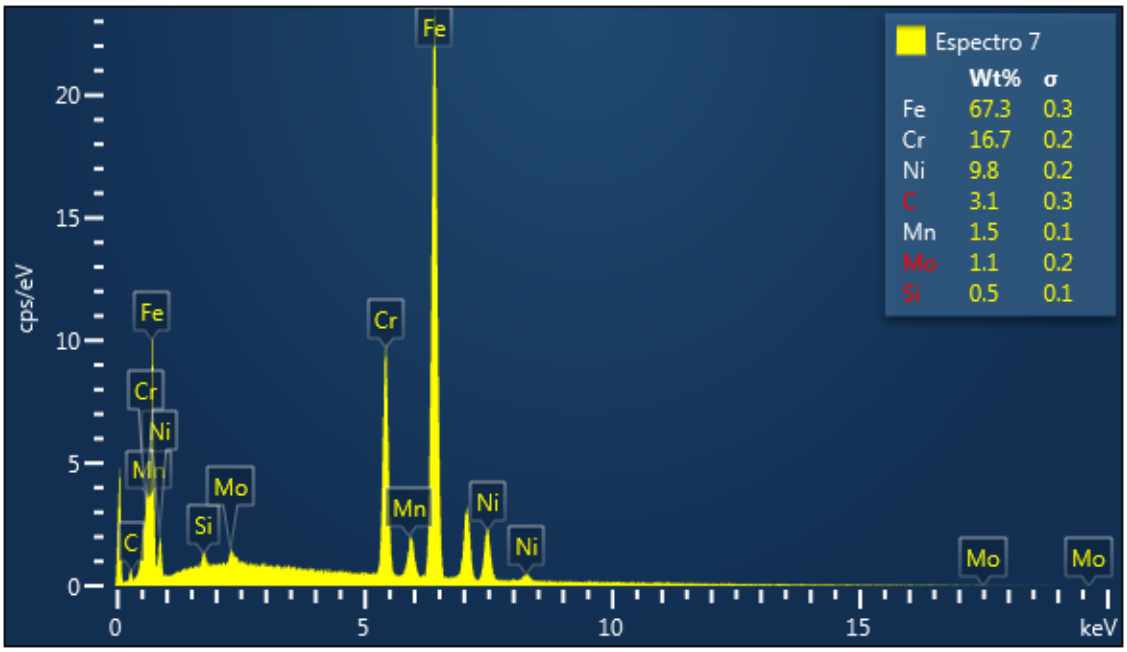


Figura 47: espectro 7



Assim como em Luo et al. (2016) e em Song et al. (2016), é possível observar pelas **figuras 49** e **50**, referentes a **deposição 1** (**figura 48**), a presença de estruturas dendríticas circulares (equiaxiais), dendritas aciculares e dendritas colunares presentes na mesma região (região de solidificação AF) de sua respectiva deposição.

Isso se deve ao fato da utilização do metal de adição em pó, que é fundido e depositado de forma quase que independente, provocando assim, o aparecimento de várias frentes de solidificação na mesma deposição e, dessa forma, possibilitando o aparecimento de tipos de solidificação AF diferentes na mesma deposição.

Figura 48: Macroestrutura da deposição 1; ataque água régia.

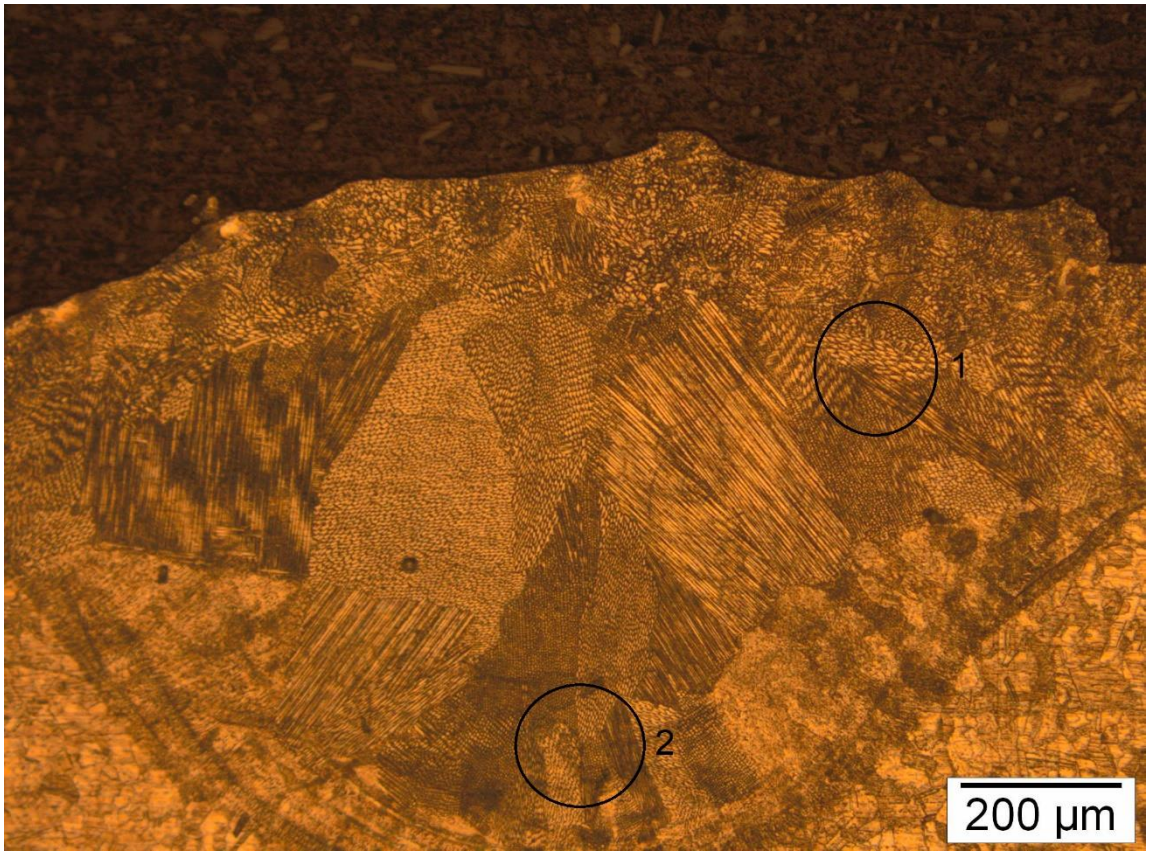


Figura 49: Microestratura referente a deposição 1 (região 1), na qual pode ser observadas estruturas dendríticas equiaxiais, acicular e colunar; ataque água régia.

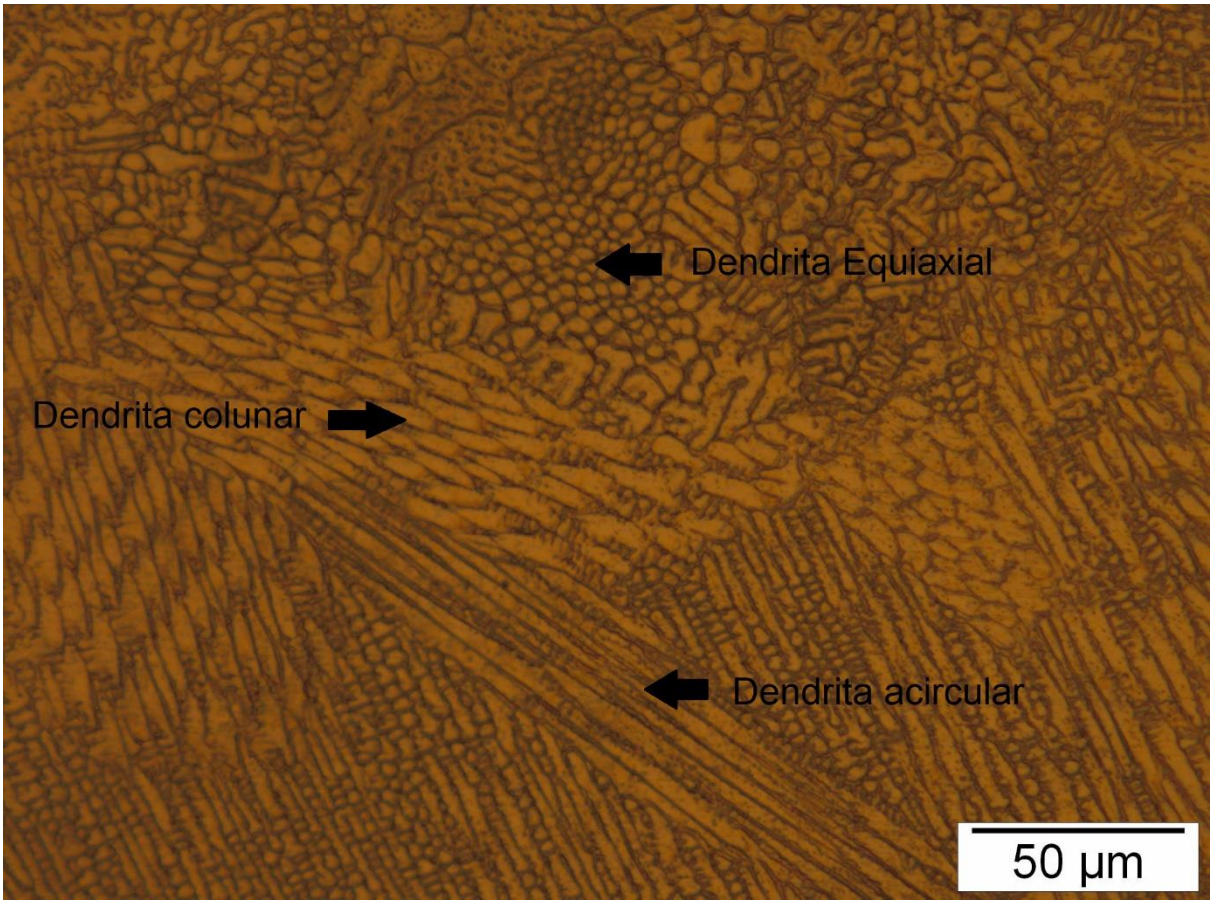
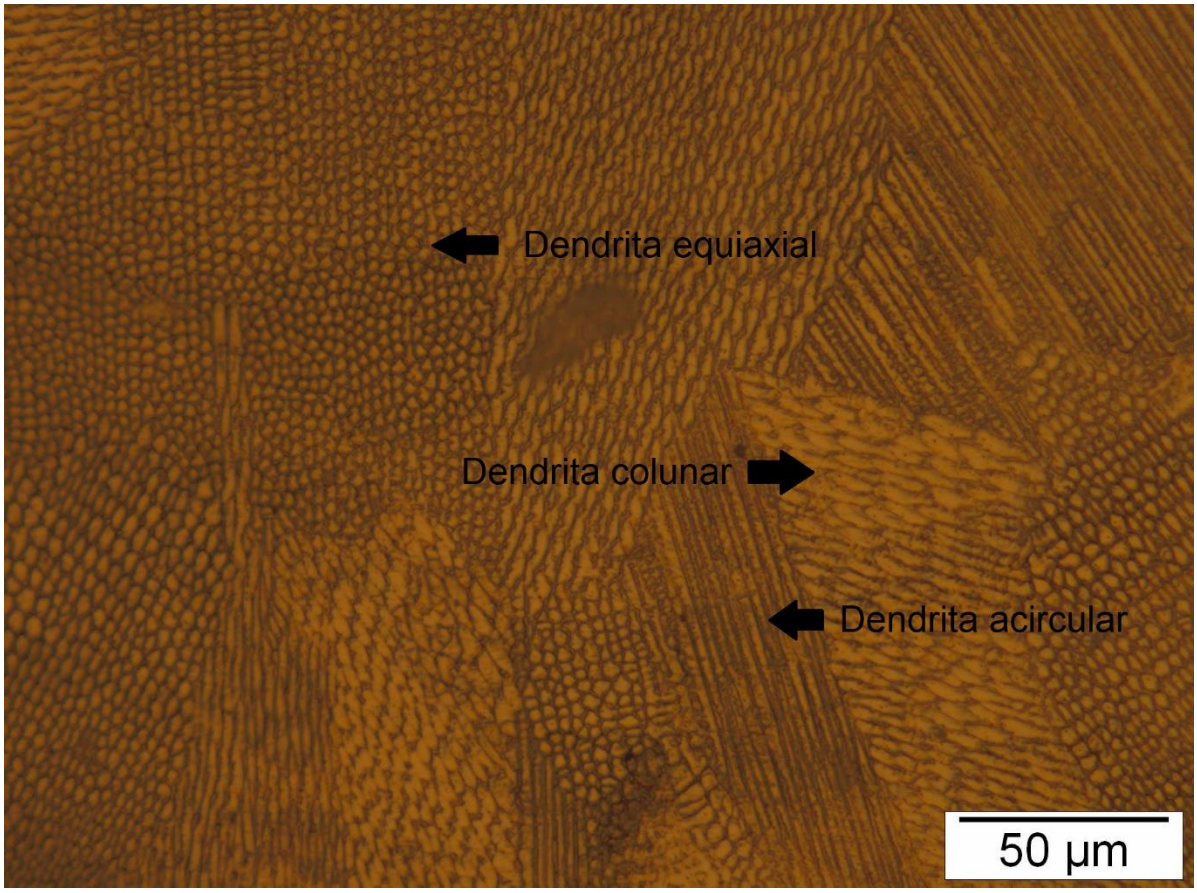


Figura 50: Microestratura referente a deposição 1 (região 2), na qual pode ser observada estruturas dendríticas equiaxial, acicular e colunar; ataque água régia.



Já com relação a região mais escura, a mesma possui uma quantidade de ferrita maior do que a região mais clara (solidificação AF), pois as regiões mais escuras correspondem a fase ferrita, observada nas imagens **51, 52** e **53** abaixo, referentes a deposição 5, e nas demais imagens nas quais foram utilizadas o ataque de cloreto férrico.

Com essa análise, aliada ao cálculo da razão do $\mathrm{Cr_{eq}}/\ \mathrm{Ni_{eq}}$ final teórico das deposições (já mostrado) é possível afirmar que se trata de uma solidificação com ferrita como fase primária. Sabendo que: o tipo de solidificação para amostras soldadas é determinado pela observação da morfologia da ferrita (ABE, 2008), o mesmo vale para revestimentos a laser.

Deste modo, assim como para solidificações com austenita primária, as solidificações com ferrita primária são classificadas de acordo com a distribuição

morfologia da ferrita. No entanto, não é possível encontrar semelhanças entre a morfologia dessa região diluída com as morfologias de ferrita usualmente encontradas para solidificações do tipo FA como, por exemplo, vermicular e lathy (ver **figuras 54** e **55**) nem, tão pouco, é possível encontrar semelhanças com austenita de Widmanstätten (**figura 56**).

Figura 51: deposição 5. Ataque cloreto férrico.

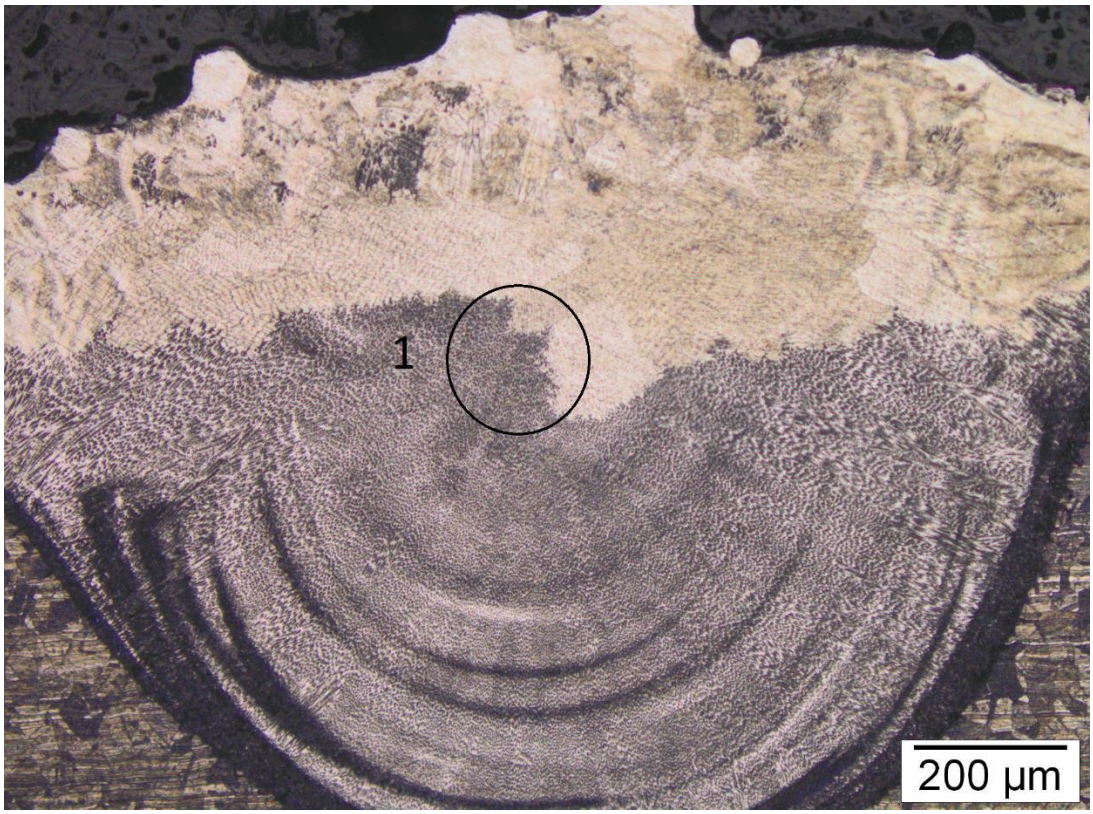


Figura 52: deposição 5; região 1. Ataque cloreto férrico.

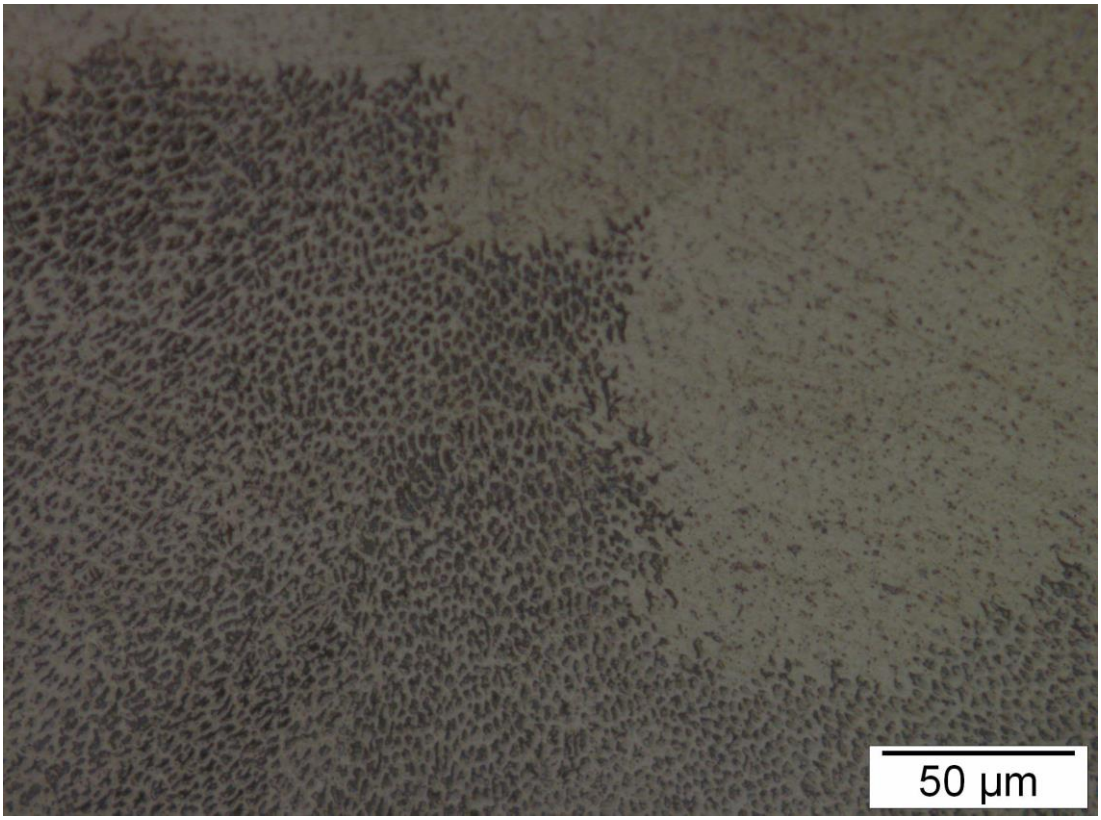


Figura 53: deposição 5; região 1. Ataque cloreto férrico

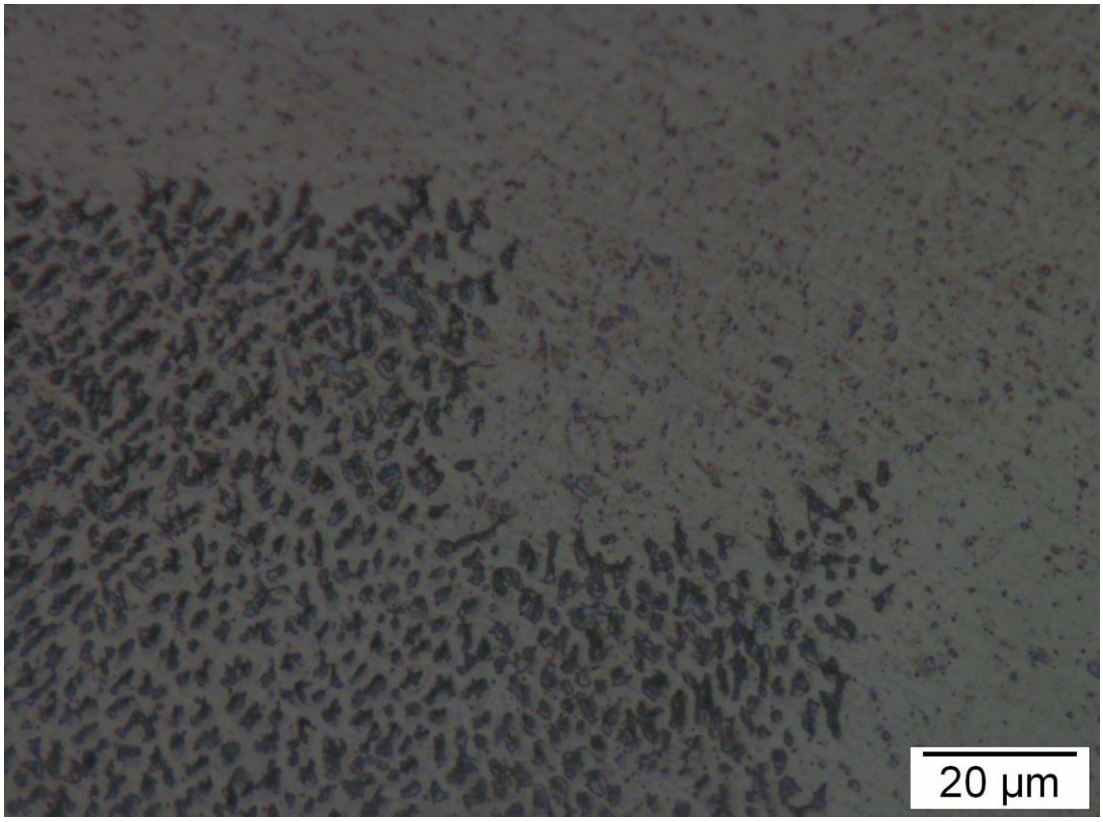
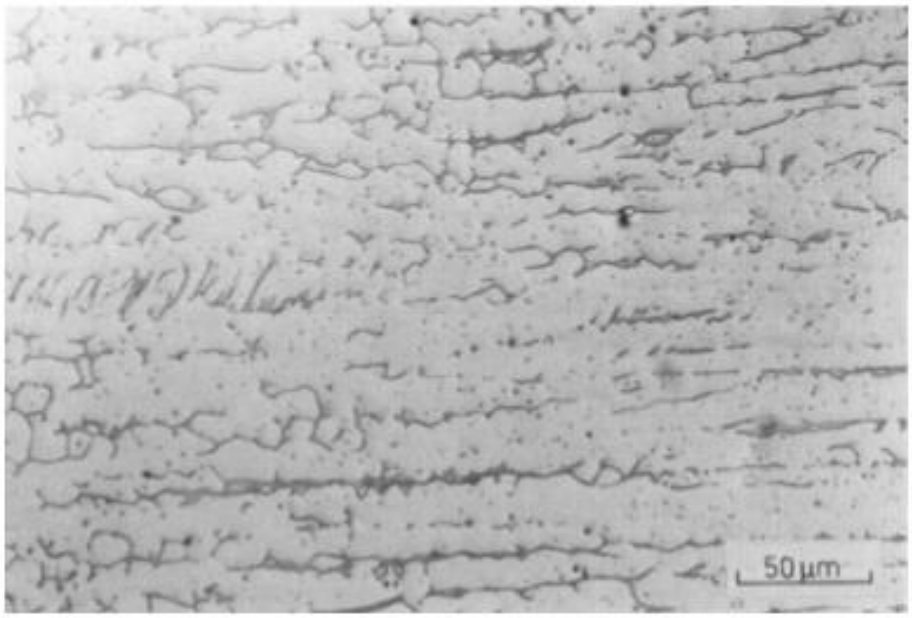
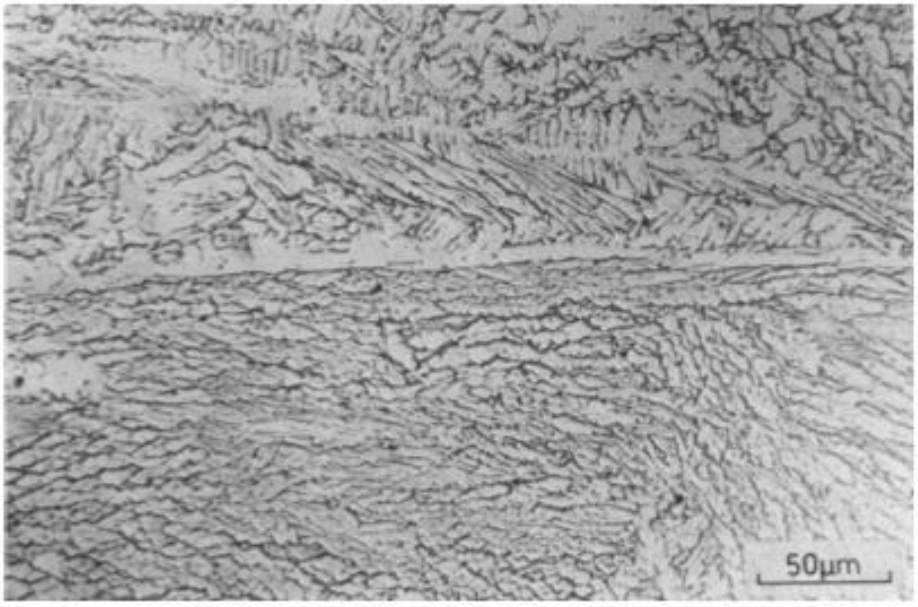


Figura 54: Ferrita vermicular



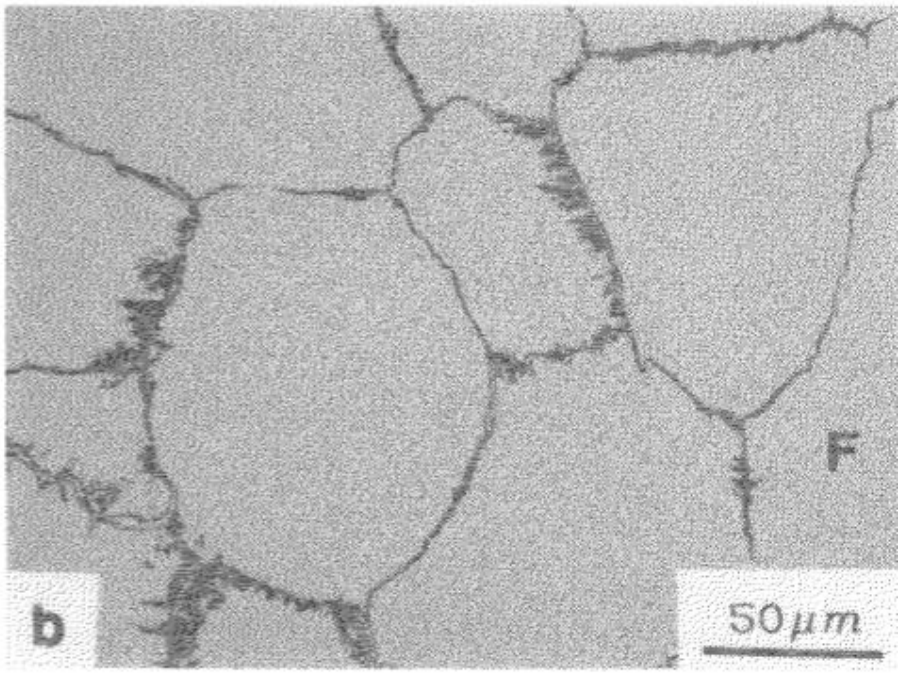
Fonte: (SUUTALA; TAKALO; MOISIO, 1979)

Figura 55: Ferrita lathy



Fonte: (SUUTALA; TAKALO; MOISIO, 1979)

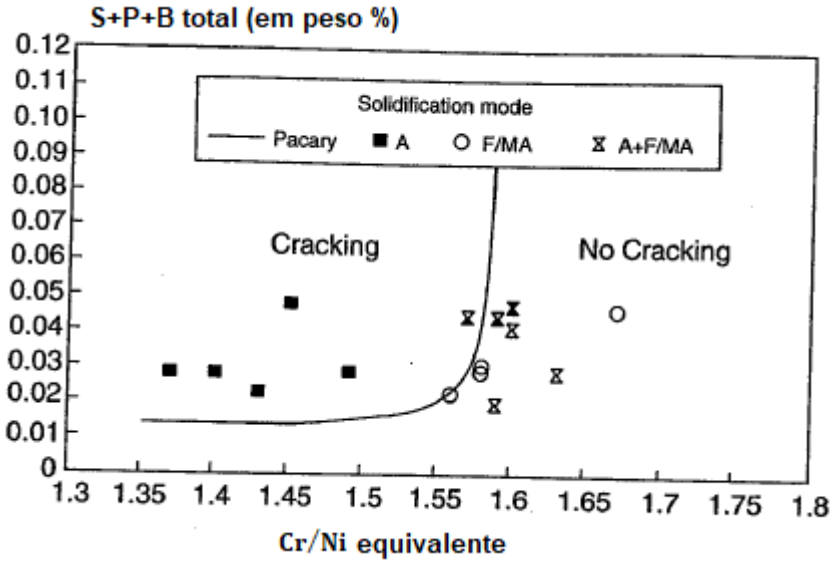
Figura 56: Austenita de Widmanstätten



Fonte: (ELMER; ALLEN; EAGAR, 1989)

Para razões $\mathrm{Cr_{eq}}/\ \mathrm{Ni_{eq}}$ acima de 1.55, a solidificação ocorre como ferrita, mas essa ferrita pode se transformar completamente em austenita durante o resfriamento já na fase sólida pela transformação massiva (LIPPOLD e KOTECHI, 2005), como pode ser verificado na **figura 57**. Ou seja, a austenita que surge pela transformação massiva é formada após a solidificação, só podendo surgir em processos com altíssimas taxas de resfriamento, como pode ser visto no gráfico *velocidades de frente de solidificação x composição* (**figura 19**).

Figura 57: Transição da solidificação de austenita primária para ferrita primária para aços inoxidáveis para taxas resfriamento elevadas

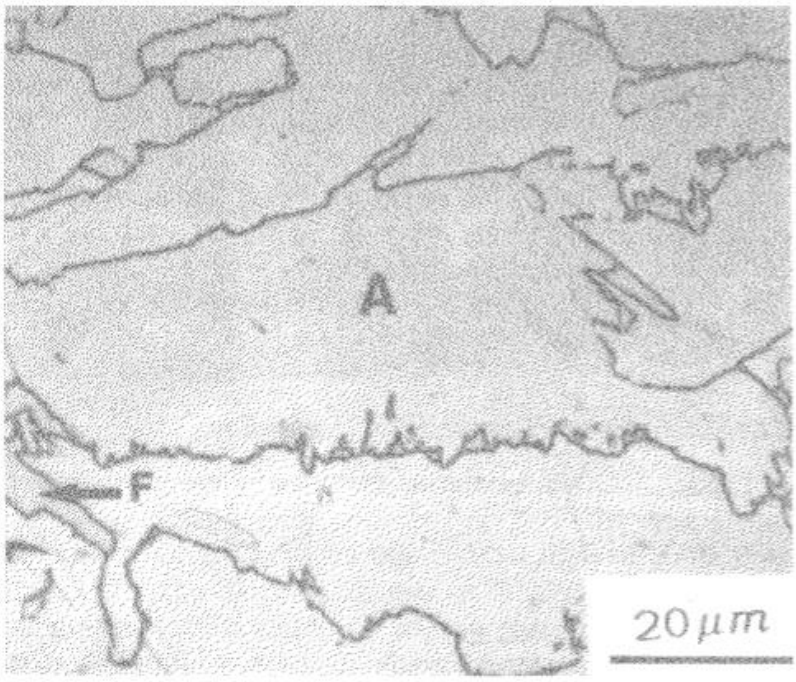


Fonte: (LIPPOLD e KOTECHI, 2005)

No estudo realizado por Elmer, Allen e Eagar (1989), na qual foram realizado deposições a laser com o intuito de observar os tipos de solidificações existentes, é observado a formação de austenita massiva (F/MA) para uma liga com razão $\mathrm{Cr_{eq}}/\ \mathrm{Ni_{eq}}$ igual a 1,84 (**figura 58**). No entanto, só foi observado esse tipo de solidificação para altíssimas velocidades de frente de solidificação: em torno de 500 mm/s. De modo que, o material se solidificou totalmente como ferrita e a austenita foi formada em temperatura abaixo da linha *solidus* do material.

Deste modo, tomando como base o gráfico Velocidades de frente de solidificação x composição (**figura 19**) e considerando o $\mathrm{Cr_{eq}}/\ \mathrm{Ni_{eq}}$ sendo o calculado (1,73) e supondo-se uma velocidades de frente de solidificação próxima a calculada no estudo (500 mm/s) de Elmer, Allen e Eagar (1989), seria possível esperar uma solidificação do tipo ferrita com austenita massiva (F/MA).

Figura 58: Região A representa a austenita massiva formada através de uma alta taxa de resfriamento.



Fonte: (Elmer, Allen e Eagar,1989)

Sabendo-se que o $\mathrm{Cr_{eq}}/\ \mathrm{Ni_{eq}}$ calculado foi de 1,73 e levando-se em conta que o processo de revestimento a laser (laser cladding) tem como uma de suas principais características a altíssima velocidades da frente de solidificação, pode-se supor, com base no diagrama Velocidade da frente de solidificação x composição (**figura 19**), no estudo realizado por Elmer, Allen e Eagar (1989) e no gráfico da **figura 57**, que essa região é uma solidificação de ferrita como fase primária com austenita massiva (F/MA).

6. Conclusão

- É possível verificar várias frentes de solidificação numa mesma deposição, devido possivelmente pela utilização do metal de adição em po: em que o material em po é fundido e depositado de forma quase que independente, provocando assim, o aparecimento de várias frentes de solidificação na mesma deposição.

- Em todas as deposições é possível identificar dois tipos principais de solidificações, visualmente identificadas como: uma região mais escura e uma região mais clara. Foi concluído que a região mais clara se trata de uma solidificação do tipo AF: com a presença de estruturas dendríticas equiaxiais, colunares e acirculares; já a região mais escura muito provavelmente se trata da solidificação de ferrita com austenita massiva (F/MA).

- Com o aumento da potência do laser foi observado um aumento na diluição devido a maior quantidade energia transferida para o metal de base, favorecendo a formação de uma região diluída maior.

- Com relação a geometria, com o aumento da potência foi observado um aumento na penetração e largura. Isso é devido a maior quantidade de energia transferida para o metal de base. Foi observado também que ocorreu um aumento na altura de reforço, no entanto quando se analisa a área de reforço é observado que não houve praticamente variação dessa região com o aumento da potência do laser.

- Com o aumento da velocidade do laser foi observado um aumento na diluição devido diminuição do efeito Blocking, podendo ser predominante ou não em relação ao tempo de interação, com o aumento da velocidade que, como consequência, aumenta a quantidade de energia transferida para o metal de base.

- Com relação a geometria, com o aumento da velocidade do laser foi observada (predominantemente) uma diminuição da profundidade, largura e reforço como o aumento da velocidade. Com base no estudo de Fathi et al. (2006), é possível supor que as velocidades utilizadas são maiores que a velocidade crítica (definida pelo autor) em todas as condições, pois houve uma diminuição da profundidade devido a predominância do efeito do tempo de interação nessas velocidades.

- Com o aumento do turntable (quantidade de po adicionado) foi observado uma diminuição na diluição devido uma menor quantidade de energia é transferida para o metal de base, dessa forma, a região diluída tende a diminuir.

- Com relação a geometria, é observado que com o aumento da quantidade de material adicionado, há uma diminuição da largura e profundidade do cordão. Esse fenômeno ocorre devido a menor quantidade de energia transferida para o metal de base. Apesar de ser observada uma diminuição na altura de reforço, é observado também um aumento da área de reforço, o que era esperado devido a maior quantidade de metal de adição adicionado.

- Em todas as deposições não foram encontrados trincas ou defeitos. Resultado este, importante do ponto de vista tecnológico para o revestimento a laser utilizando dois aços inoxidáveis amplamente utilizados na indústria e em outras aplicações.

- Sabendo que, para aplicação em revestimentos deseja-se uma diluição mínima, deste modo, é recomendável, dentre os parâmetros estudados, empregar potências menores, velocidade menores e quantidade de po (turntable) adicionado maiores.

Referências

LAWRENCE, J. et al. Advances in laser materials processing Technology: research and applications. Boca Raton: CRC Press, 2010.

LIPPOLD, J.C.; KOTECHI, D.J. Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels. Ohio: John Wiley & Sons Inc., 2005.

SENATORE, M., FINZETTO, L., PEREA, E. Estudo comparativo entre os aços inoxidáveis duplex e os inoxidáveis AISI 304L/316L. Revista Escola de Minas, v. 60, 2007.

DUPONT, John N.; LIPPOLD, John C.; Kiser, Samuel d. Welding metallurgy and weldability of nickel-base alloys. a john wiley & sons inc., 2009.

TOYSERKANI, E.; KHAJEPOUR, A.; CORBIN, S. Laser Cladding. Boca Raton: CRC Press, 2005.

KOU, Sindo. Welding metallurgy. 2. Ed. New Jersey: John Wiley & Sons, 2003

Coherent. Cladding with High Power Diode Lasers: High power diode lasers offer significant quality and cost advantages for many cladding applications over both traditional techniques and other laser-based methods. Disponível em: < http://www.coherent.co.jp/document/whitepaper/mp/Cladding_with_High_Pow er_Diode_Lasers.pdf>. Acesso em: 20/05/16 ás 10h:13.

PADTURE, N.P.; GELL, M.; JORDAN, E.H. Thermal Barrier Coatings for Gas-Turbine Engine Applications. MRS bulletin, Cambridge University Press, v. 37, n. 10, p. 891-898, out/2012.

http://www.haydencorp.com/images/LMD-simple.jpg- acessado em 16/06/2016 às 09h35

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. NBR5601: Aços inoxidáveis — Classificação por composição química. 2 ed. [s.i.]: Abnt Editora, 2011. 7 p.Metallurgical and Materials Transactions A [1073-5623] Abe, Hiroshi ano:2008 vol:39 fasc:6 pág:1392 -1398

AUMGAERTNER FILHO, Alexandre José; GONZALEZ, Arnaldo Ruben. Estudo dos Parâmetros de Polaridade Negativa na Soldagem MIG/MAG Polaridade Variável para Revestimento. Soldagem & Inspeção**,** Porto Alegre, v. 22, n. 1, p.46-58, 04 maio 2017. Trimestralmente.

LUO, K.y. et al. Characterization and analyses on micro-hardness, residual stress and microstructure in laser cladding coating of 316L stainless steel subjected to massive

LSP treatment. Alloys And Compounds**,** Zhenjiang, v. 673, p.158-169, 2 mar. 2016. Semanal.

SONG, Lijun et al. Repair of 304 stainless steel by laser cladding with 316L stainless steel powders followed by laser surface alloying with WC powders. Journal Of Manufacturing Processes, [s.l.], v. 24, p.116-124, out. 2016. Elsevier BV. http://dx.doi.org/10.1016/j.jmapro.2016.08.004.

SUUTALA, N.; TAKALO, T.; MOISIO, T.. The Relationship Between Solidification and Microstructure in Austenitic and Austenitic-Ferritic Stainless Steel Welds. Metallurgical And Materials Transactions A**,** Oulu, v. 10, n. 4, p.512-514, abr. 1979. Mensalmente.

ELMER, J. W.; ALLEN, S. M.; EAGAR, T. W.. Microstructural development during solidification of stainless steel alloys. Metallurgical Transactions A**,** [s.l.], v. 20, n. 10, p.2117-2131, out. 1989. Springer Nature.

BENYOUNIS, K.y.; OLABI, A.g.; HASHMI, M.s.j.. Effect of laser welding parameters on the heat input and weld-bead profile. Journal Of Materials Processing Technology, [s.l.], v. 164-165, p.978-985, maio 2005. Elsevier BV. http://dx.doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2005.02.060.

FATHI, Alireza et al. Prediction of melt pool depth and dilution in laser powder deposition. Journal Of Physics D: APPLIED PHYSICS**,** Waterloo, v. 39, n. 12, p.2613-2623, 2 June 2006. Weekly.

KIM, Jae-do; PENG, Yun. Melt pool shape and dilution of laser cladding with wire feeding. Journal Of Materials Processing Technology**,** Yong Hyun Dong, v. 104, n. 3, p.284-293, 31 ago. 2000. Monthly.

HUANG, Yongjun. Characterization of dilution action in laser-induction hybrid cladding. Optics & Laser Technology**,** Wuhan, v. 43, n. 5, p.965-973, 5 jan. 2011. Monthly.

NUNES, Everton Barbosa et al. Avaliação do Efeito da Energia de Soldagem na Deposição de Aço Inoxidável Superduplex pelo Processo Plasma Pó. Soldagem & Inspeção**,** Fortaleza, v. 20, n. 2, p.205-218, jun. 2015. Trimestralmente.