

MANUFATURA ADITIVA POR DEPOSIÇÃO A ARCO DO METAL AWS ER 308LSi: EFEITO DA TRAJETÓRIA DE DEPOSIÇÃO SOBRE A MICROESTRUTURA E GEOMETRIA DOS DEPÓSITOS

Mateus Milano Vieira da Fonseca¹

Leandro João da Silva²

Inácio da Fontoura Limberger¹

Natália de Freitas Daudt¹

Cristiano José Scheuer¹

¹ Grupo de Tecnologia e Mecânica dos Materiais (GMat) – Departamento de Engenharia Mecânica, UFSM, 97105-900, Santa Maria, RS, Brasil.

² Centro para Pesquisa e Desenvolvimento de Processos de Soldagem (LAPROSOLDA) – Faculdade de Engenharia Mecânica, UFU, 38410-337, Uberlândia, MG, Brasil.

e-mails: mateusmilano@gmail.com, leandro.tools@gmail.com, oicanis@gmail.com, natalia.daudt@ufsm.br, cristiano.scheuer@ufsm.br

Resumo. Em virtude da sua capacidade de produzir economicamente componentes metálicos de grandes dimensões, com altas taxas de produção e baixo desperdício de matéria-prima, um progresso significativo tem sido realizado no entendimento da manufatura aditiva por fio e arco (Wire Arc Additive Manufacturing – WAAM). Um dos fatores que tem demandado maior atenção no tocante à viabilização do seu emprego industrial, é a determinação do efeito dos parâmetros de deposição empregados sobre as propriedades e desempenho dos componentes fabricados. Dessa forma, o objetivo deste trabalho foi avaliar o efeito da trajetória de deposição sobre a microestrutura e geometria de depósitos gerados por WAAM a partir do metal de adição AWS ER 308LSi. Para tanto, cinco trajetórias distintas de deposição foram avaliadas e a influência destas foi determinada através da caracterização da forma (estudo dimensional das pré-formas, determinação da ondulação de superfície e eficiência de deposição, determinação da densidade relativa), e microestrutura dos depósitos (identificação das fases presentes através de microscopia ótica e difração de raios X). Os resultados obtidos evidenciam que a trajetória de deposição exerce efeito sobre a morfologia e densidade relativa das pré-formas depositadas. Da mesma forma, foi verificado que, embora as fases formadas e a microestrutura sejam independentes da trajetória de deposição, elas levam a uma variação no espaçamento dos braços dendríticos secundários. Com base nos resultados obtidos, conclui-se que existe uma correlação entre a trajetória de deposição e as características microestruturais dos depósitos.

Palavras chave: Manufatura Aditiva por Deposição a Arco. Manufatura Aditiva por Fio e Arco. Trajetória de Deposição. Aço Inoxidável Austenítico. AWS ER 308LSi.

1. INTRODUÇÃO

A manufatura aditiva por arame e arco (wire arc additive manufacturing – WAAM) é uma tecnologia de fabricação por impressão 3D que emprega o princípio da deposição direta de energia (directed energy deposition – DED), utilizando um arco elétrico para fundir a matéria-prima alimentada na forma de arame metálico, para produzir ou reparar componentes. Em comparação com outras tecnologias DED que empregam feixe de elétrons ou de laser para fundir a matéria-prima, os benefícios da WAAM incluem a maior taxa de deposição de material e menor custo de equipamentos e consumíveis (Cunningham *et al.*, 2019).

Dentre os metais com grande potencial de utilização como matéria-prima na WAAM, cita-se o caso dos aços inoxidáveis austeníticos. Esses materiais encontram aplicação nos mais variados segmentos industriais devido à sua excelente resistência à corrosão, propriedades mecânicas adequadas às aplicações em altas temperaturas, e excelente soldabilidade (Brytan *et al.*, 2019). No contexto da manufatura aditiva de metais, embora a aplicação dos aços inoxidáveis austeníticos como matéria-prima nos processos de fusão em leito de pó assistida por laser e feixe de elétrons já tenha sido extensivamente investigada (King *et al.*, 2014; Khairallah *et al.*, 2016; Sander *et al.*, 2017; Shamsujjoha *et al.*, 2018; Simson *et al.*, 2017; Zhong *et al.*, 2017), comparativamente a avaliação do seu emprego na abordagem WAAM foi menos explorada. Os poucos estudos realizados no tema até o momento, demonstraram que os componentes de aços inoxidáveis produzidos por WAAM apresentam propriedades mecânicas comparáveis àqueles obtidas por estes materiais quando processados através da rota de fabricação por fundição (Chen *et al.*, 2017; Rodriguez *et al.*, 2018; Wang *et al.*, 2019).

Neste sentido, para produzir por WAAM componentes de alta qualidade dimensional e que tenham o desempenho adequado em serviço, a relação entre o seu processamento-estrutura-propriedade deve ser bem compreendida

(Debroy *et al.*, 2017). Buscando reduzir o tempo e custos de produção, é preferível que as propriedades requeridas sejam alcançadas na forma “como depositado”, eliminando a necessidade de processamentos adicionais. Para controlar a microestrutura do material e, conseqüentemente, as suas propriedades, devem ser selecionados parâmetros de processo adequados que forneçam uma taxa de resfriamento específica durante a construção (Sames *et al.*, 2017). Neste sentido, como um dos principais fatores de influência sobre as propriedades e características dos produtos processados por meio das técnicas de WAAM tem-se a trajetória de deposição, a qual exerce efeito direto sobre a microestrutura solidificada e sobre as tensões residuais geradas pela deposição (Alberti *et al.*, 2014).

Dessa forma, neste trabalho foi estudado o efeito do aporte térmico gerado pela adoção de cinco trajetórias de deposição distintas, sobre as características microestruturais e geometria de pré-formas prismáticas obtidas a partir do metal de adição AWS ER 308LSi empregando a técnica de manufatura por deposição a arco através do processo GMA (*Gas Metal Arc Welding*).

2. METODOLOGIA

A matéria-prima utilizada na produção das pré-formas por manufatura aditiva por deposição a arco corresponde o consumível de soldagem classe AWS ER 308LSi, o qual constitui o metal de adição empregado na soldagem de aços inoxidáveis austeníticos (ligas de Fe-Cr-Ni). Empregou-se arame eletrodo com diâmetro de 1,0 mm. O metal de base (substrato) utilizado para as deposições das camadas de cordões de AWS ER 308LSi constitui o aço ABNT 1020. Foram usados como substrato chapas com dimensões retangulares de 40 mm de largura, 120 mm comprimento e 15 mm de espessura. As composições químicas dos metais de base e metal de adição são apresentadas na Tabela 1.

Tabela 1. Composição química do metal de base empregado como substrato, e do metal de adição empregado na produção das amostras.

Materiais	Elementos químicos (wt%)*							
	Fe	C	Cr	Ni	Mn	Si	S	P
AWS ER 308LSi	Bal.	0,023	20,0	10,1	1,55	0,75	-	-
ABNT 1020	Bal.	0,2	-	-	0,4	-	0,04	0,03

* Dados fornecidos pelo fornecedor dos materiais.

O sistema empregado na deposição das camadas de cordões de AWS ER 308LSi sobre o substrato de ABNT 1020, é constituído por uma fonte eletrônica inversora sinérgica de soldagem da marca Fronius, modelo TransPuls Synergic 2700; um manipulador robótico de seis eixos da marca Yaskawa Motoman, modelo MH6, interfaceado à um controlador modelo DX100 e à uma unidade de programação do tipo ‘*teach pendant*’, ambos da mesma marca do manipulador robótico; e por uma tocha para soldagem MIG-MAG robotizada da marca SUMIG modelo SU 500. De modo a acelerar o resfriamento das amostras durante as deposições, visando reduzir o excessivo crescimento de grãos, empregou-se um sistema de resfriamento passivo, constituído por uma plataforma de resfriamento de cobre com circulação de água, um tanque de trabalho e uma bomba submersa da marca Boyu modelo Jad Fp-48. Pré-formas prismáticas constituídas de 6 camadas (empregando incremento vertical de 3 mm) e cada camada com 4 cordões paralelos (distância de 4 mm entre cordões) foram fabricadas utilizando de cinco trajetórias distintas de deposição contínua (Figura 1). Na Tabela 2 são apresentadas as condições empregadas durante as deposições.

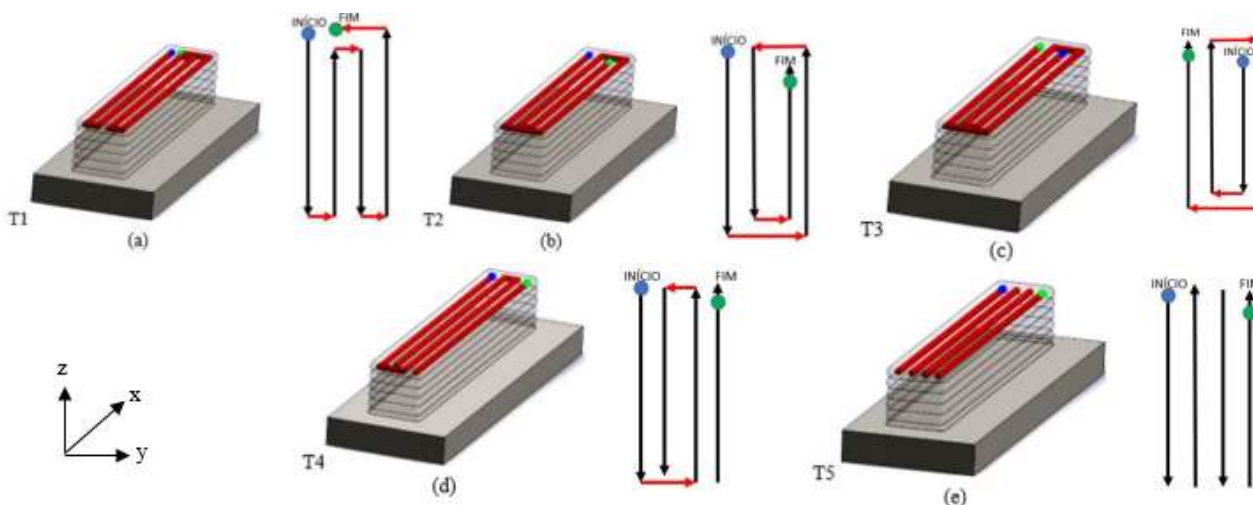


Figura 1. Trajetórias de deposição das pré-formas (ponto azul representa a posição de início da deposição, enquanto o ponto verde representa a posição final da deposição).

Tabela 2. Condições empregadas durante as deposições.

Metal de adição	Arame eletrodo AWS ER 308LSi – Ø 1,0 mm
Metal de base (substrato)	ABNT 1020 (40 × 120 × 15 mm)
Velocidade de alimentação do arame	8,2 m/min*
Velocidade de deposição	0,45 m/min
Modo de operação da fonte	Corrente contínua polaridade inversa (CC ⁺)
Distância do bico de contato à peça	15 mm
Distância do bocal da tocha à peça	10 mm
Ângulo de inclinação da tocha	0°
Gás de proteção	Mistura comercial Ar-2%CO ₂
Vazão do gás de proteção	10 L/min
Líquido de resfriamento	Água da torneira (≈ 25°C)
Volume do tanque de trabalho	50 L
Vazão do líquido de resfriamento	35 L/min

*Os parâmetros elétricos (corrente de soldagem e tensão do arco) são determinados pelo valor da velocidade de alimentação de arame utilizada. Neste sentido, os valores médios lidos foram, respectivamente, de 90 A e 8,5 V.

Para possibilitar a realização das caracterizações microestruturais e geométricas dos depósitos obtidos sob as diferentes trajetórias de deposição empregadas, estes foram seccionados em sua região mediana. Dessa forma, a caracterização da forma (estudo dimensional das pré-formas, determinação da ondulação de superfície e eficiência de deposição), e microestrutura (identificação das fases presentes através de microscopia ótica e difração de raios X) foram realizados na seção transversal de cada um dos depósitos, em uma mesma posição de referência.

Utilizando o procedimento proposto por Martina *et al.* (2012), foram medidas as larguras totais (LT) e efetivas (LE) e as áreas usinadas (AU) e efetivas (AE) das paredes depositadas, utilizando um estereomicroscópio binocular da marca Leica modelo EZ4 D. Com estes dados, foram determinadas a eficiência de deposição (ED) e ondulação da superfície (OS), através das eq. (1) e eq. (2) (Martina *et al.*, 2012)), respectivamente.

$$ED = \frac{AE + AU}{AE} \quad (1)$$

$$OS = \frac{LT - LE}{2} \quad (2)$$

Após realização dos procedimentos básicos de preparo metalográfico das amostras (corte, lixamento e polimento) a microestrutura destas foi revelada através de ataque químico utilizando o reagente Vilella (5 ml de ácido clorídrico + 2 g de ácido pícrico + 10 ml de álcool etílico) e analisada utilizando um microscópio ótico da marca ZEIS modelo Axio Lab A1. O espaçamento dendrítico secundário da microestrutura foi determinado adotando-se o procedimento sugerido por Vandersluis; Ravindran (2017). Após ensaio metalográfico, as amostras foram submetidas ao ensaio de DRX com o intuito de caracterizar as fases metalúrgicas presentes nos depósitos. Esta caracterização foi realizada na seção transversal das amostras utilizando um difratômetro de raios X da marca Shimadzu modelo XRD 7000.

A quantidade de vazios (ou densidade relativa) das pré-formas depositadas foi estimada pelo método de Arquimedes. Segundo Spierings e Schneider (2011), o método de Arquimedes fornece resultados mais representativos, pois todo o volume da amostra é considerado em vez de algumas seções transversais únicas (como no caso da análise por microscopia), que podem não representar uma porosidade típica da amostra. Para realizar estas medidas, foram utilizados os corpos-de-prova usinados no sentido do eixo de deposição com dimensões de retangulares de 10 mm de largura, 55 mm comprimento e 10 mm de espessura. Para determinar a densidade destas amostras, estas foram inicialmente limpas em álcool empregando um limpador ultrassônico (marca Panambra, modelo Metasom 14) de modo a remover qualquer tipo de sujeira. Uma balança analítica (marca Kern, modelo 440-53) foi usada para fazer a pesagem das amostras no ar e no líquido. O líquido usado foi água destilada.

3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

Na Figura 2 são ilustradas as pré-formas obtidas empregando-se as trajetórias de deposição indicadas na Figura 1. Virtualmente, as 5 estratégias resultariam na mesma geometria nominal, porém através da análise das imagens pode-se inferir que as trajetórias T1 a T4 possibilitam obter primas com formas mais regulares quando comparados àquela obtida utilizando a trajetórias T5. Esse comportamento está relacionado ao fato das trajetórias T1 a T4 realizarem o contorno da forma geometria na face transversal do prisma, o que não é realizado na trajetória T5. Outrossim, a maior regularidade de forma das condições T1 a T4 pode estar vinculada à melhor distribuição de calor durante as deposições empregando estas trajetórias, uma vez que, a deposição das camadas no sentido longitudinal nestes casos deu-se alternando o sentido de avanço (compare os caminhos de deposição indicados na Figura 1). Para a condição T5, por outro lado, as camadas adjacentes foram depositadas sempre no mesmo sentido de avanço, levando à um maior aquecimento na extremidade oposta ao ponto de início da deposição. Em virtude do maior aquecimento sofrido pelo prisma produzido com esta trajetória, a pré-forma apresentou maiores níveis de oxidação quando comparada às demais.

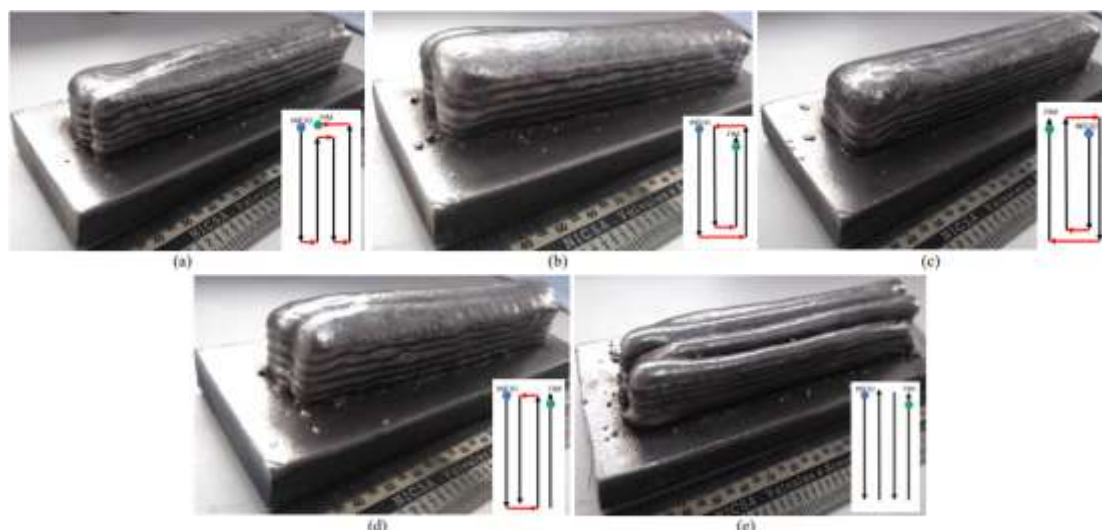


Figura 2. Pré-formas obtidas empregando-se as trajetórias de deposição (a) T1, (b) T2, (c) T3, (d) T4 e (e) T5 previamente apresentadas na Figura 1.

A observação da Figura 2 também permite identificar a presença de respingos sobre o substrato ao entorno da primeira camada depositada. Conforme sabido, para os processos de soldagem que empregam eletrodo consumível, baixos valores de intensidade de corrente levam ao modo de transferência metálica do tipo curto-circuito. A baixa intensidade de corrente produz uma pequena força eletromagnética, permitindo o crescimento do raio crítico da gota de metal que se forma na extremidade do eletrodo. O pequeno comprimento do arco elétrico, também resultado do baixo nível de tensão, faz com que a gota toque a poça de fusão antes de se destacar do arame, causando o curto-circuito. A instabilidade gerada pelo curto-circuito projeta gotículas de metal fundido ao entorno da poça de fusão, promovendo a formação dos respingos. De acordo com Scotti e Ponomarev (2014), a corrente de transição entre os modos de transferência do tipo curto-circuito e goticular para os consumíveis aqui empregados (metal de adição de aço inoxidável com 1,0 mm de diâmetro, e atmosfera protetora composta por 98% de gás inerte e 2% de gás ativo), ocorre na faixa entre 160 a 170 A, muito acima dos valores médios de corrente observado durante as deposições aqui realizadas (90 A).

As características dimensionais das pré-formas prismáticas ilustradas na Figura 2 são apresentadas na Tabela 3. Confrontando-se os valores de altura efetiva das diferentes condições avaliadas; é possível identificar que os conjuntos T1 e T3 e T2 e T4 apresentam valores bem próximos entre si. Os menores valores de altura efetiva das duas últimas em relação às duas primeiras devem-se à maior diluição do cordão subsequente àquele depositado anteriormente, em virtude da provável maior concentração de calor, principalmente nas extremidades, para estas condições (na Figura 2b e d, é possível identificar que as extremidades das pré-formas prismáticas são mais arredondadas quando comparadas as da Figura 2a e c). Por outro lado, comparando-se os valores de largura e comprimento efetivo, verifica-se que há uma similaridade entre os valores destas dimensões nas pré-formas prismáticas produzidas usando-se as condições de deposição de T1 a T4. Esse resultado indica que a distribuição dissimilar de calor tem efeito menos pronunciado sobre a largura e comprimento. Finalmente, em virtude do maior desvio indicado na Figura 2, a pré-forma prismática obtida através da trajetória de deposição T5 apresenta valores inferiores de altura, largura e comprimento efetivo quando comparada às demais condições avaliadas.

Tabela 3. Características dimensionais das pré-formas prismáticas ilustradas na Figura 2.

Condição	Altura média (mm)	Altura efetiva (mm)	Largura média (mm)	Largura efetiva (mm)	Comprimento médio (mm)	Comprimento efetivo (mm)
T1	33,99	33,12	22,53	21,86	126,64	125,19
T2	33,72	32,01	22,48	21,90	126,59	125,16
T3	34,05	33,27	22,60	22,04	126,61	125,18
T4	33,73	32,23	22,49	21,89	126,55	125,11
T5	32,60	31,78	22,07	21,36	125,08	123,38

Partindo-se das dimensões das pré-formas apresentadas na Tabela 3 e da análise dimensional realizada nas suas seções transversais, foi realizada uma análise da real geometria possível de se construir a partir destas, empregando-se os conceitos de eficiência de deposição (ED) e ondulação da superfície (OS). Os valores de OS e ED indicam a quantidade de material (em mm e %, nesta ordem) que deve ser usinado para obter precisão dimensional a partir da pré-forma obtida por manufatura aditiva. Com base nesta informação e na observação da Figura 3a, é possível concluir que as condições T1 a T4 apresentam valores similares de ED e OS, ao passo que, a condição T5 apresenta valores superior de OS e inferior de ED. Esse resultado indica que o aproveitamento da matéria-prima nas primeiras trajetórias é igual e tem valor aproximado a 86% enquanto a trajetória T5 apresenta aproveitamento da ordem de 71%.

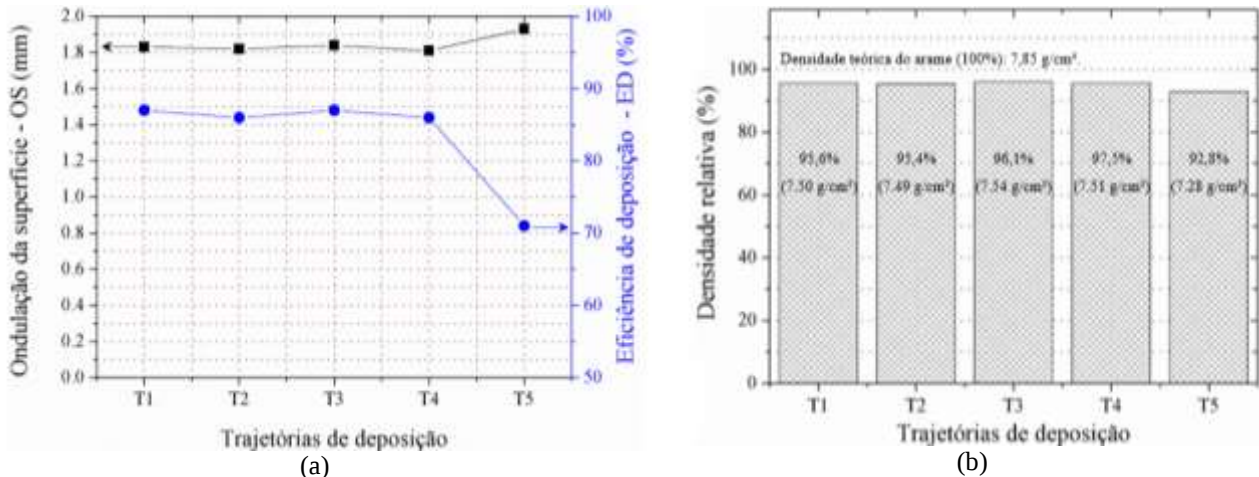


Figura 3. (a) Eficiência de deposição (ED) e ondulação de superfície (OS), e (b) densidade relativa das pré-formas obtidas sob as diferentes trajetórias de deposição avaliadas.

Na Figura 3b é apresentada a densidade relativa das amostras produzidas sob as diferentes trajetórias de deposição avaliadas. Verifica-se que as trajetórias T1 a T4 levam a valores de vazios inferiores a 5%, ao passo que a trajetória T5 gera vazios superiores a 7%. Destaca-se que não foram encontradas informações na literatura sobre o percentual de vazios de pré-formas de aços inoxidáveis austeníticos produzidas por WAAM. No entanto, o processamento de ligas de alumínio por WAAM permite obter valores de vazios inferiores a 3% empregando métodos especiais de gerenciamento térmico durante a deposição (Silva, 2019). Por outro lado, para a produção de pré-formas de aços inoxidáveis austeníticos utilizando o processo de manufatura aditiva por SLS, foi relatado na literatura (Verlee *et al.*, 2008) que a seleção adequada do tamanho das partículas de pó e temperatura de sinterização, permite obter vazios inferiores a 25%.

Os poros em pré-formas produzidas por manufatura aditiva podem ser gerados por contaminação do metal de adição ou em função dos parâmetros de execução do processo de deposição. No primeiro caso, as contaminações (umidade, graxa, pó, etc.) existentes na superfície do metal de adição são adsorvidos pela poça de fusão durante a deposição, gerando poros de simetria esférica durante a solidificação do metal (em virtude disso, é recomendada a limpeza da matéria-prima antes da deposição). No segundo caso, os vazios são causados principalmente por um mau planejamento do caminho de deposição. Quando o caminho de deposição é complexo, fusão insuficiente ou ejeção de respingos são facilmente produzidas, criando lacunas ou vazios de formato irregular nessas regiões (Wu *et al.* 2018). Neste sentido, micrografias realizadas nas seções transversais da região central das pré-formas foram realizadas com o objetivo de visualizar a morfologia e frequência dos poros, sendo estas ilustradas na Figura 4. Os resultados desta caracterização corroboram aqueles apresentados previamente na Figura 3b: a condição de deposição T3 permite obter uma pré-forma com menor quantidade de vazios, enquanto que, a adoção da trajetória T5 gera uma pré-forma com maior quantidade de vazios. A morfologia dos poros indica tanto a existência de poros causados por contaminações do metal de adição (poros de simetria esférica), como poros causados pela má seleção do caminho de deposição (poros com simetria irregular). Os poros gerados pela contaminação do metal de adição apresentam menor tamanho e distribuídos de forma uniforme na seção transversal, sendo a sua frequência praticamente similar para todas as condições de processamento avaliadas. Os poros gerados em virtude da trajetória de deposição empregada, em contrapartida, são maiores e não apresentam distribuição uniforme, ocorrendo em frequência dissimilar às diferentes condições empregadas. A coerência entre os resultados apresentados nas Figura 3b e Figura 4 confirma o efeito da trajetória de deposição sobre a densificação das pré-formas.

Na Figura 5 são apresentadas as micrografias da seção transversal na região central da terceira camada depositada empregando-se as trajetórias de deposição ilustradas na Figura 1. Pode-se notar que a microestrutura é constituída pelas fases ferrita delta (Fe- δ) – em tonalidade mais escura, e austenita (Fe- γ) – em tonalidade mais clara (CHEN *et al.* 2018). A microestrutura prevista pelo diagrama de Schaeffler para a composição química do consumível empregado nas deposições (previamente indicada na Tabela 1) prevê uma microestrutura austenítica com cerca de 10 a 20% de ferrita delta. A comparação entre estas evidência que não há efeito do ciclo térmico sobre a microestrutura resultante. Uma pequena variação no valor do espaçamento dos braços dendríticos secundário (*secondary dendritic arm spacing* – SDAS) é observado entre as diferentes condições avaliadas (Tabela 4). Conforme sabido, as propriedades mecânicas são melhoradas quanto menor for o valor de SDAS.

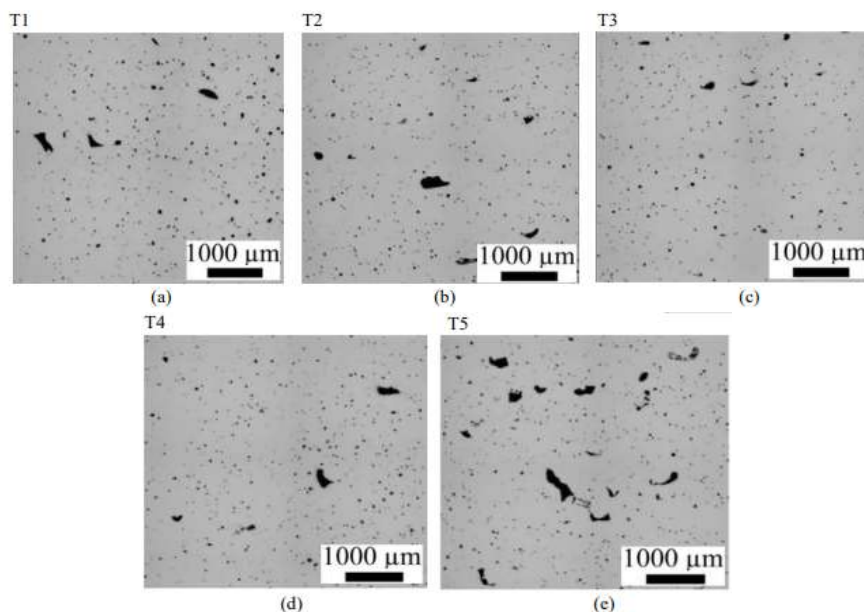


Figura 4. Micrografia evidenciando os vazios na seção transversal das pré-formas obtidas sob as diferentes trajetórias de deposição avaliadas.

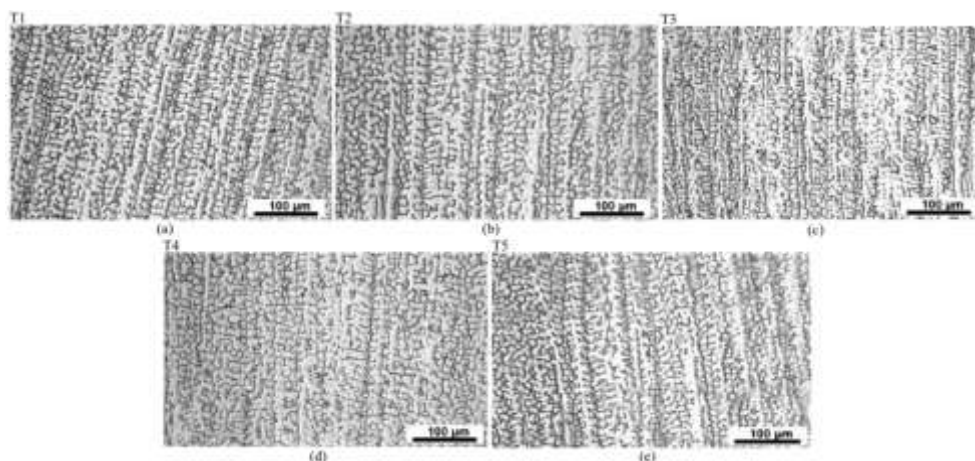


Figura 5. (a) Micrografia da seção transversal na parte superior das pré-formas produzida empregando-se as trajetórias (a) T1, (b) T2, (c) T3, (d) T4 e (e) T5.

Tabela 4. Valores de SDAS da microestrutura das pré-formas obtidas sob as diferentes trajetórias de deposição avaliadas.

Condição	SDAS (µm)
T1	10,4
T2	10,4
T3	9,6
T4	10,1
T5	10,9

A Figura 6 ilustra o padrão de difração de raios X (DRX) das amostras obtidas a partir das pré-formas fabricadas empregando-se as diferentes trajetórias de deposição estudadas. O padrão de DRX mostra claramente que o material depositado é caracterizado somente pela presença da fase austenita (Fe- γ). É possível verificar também que não há variação na posição θ de difração dos picos da fase γ entre os espectros de DRX obtidos para as diferentes condições, indicando que não há mudanças significativas nos valores das tensões residuais e distorções do reticulado cristalino, induzidas pelas dissimilares condições de solidificação impostas pelas diferentes trajetórias de deposição empregadas. Também, a manutenção da mesma intensidade de difração dos picos indica que não há uma direção preferencial de crescimento dos cristais durante a sua nucleação. É importante destacar que não foram verificados picos referentes a fase ferrita delta anteriormente indicada na caracterização por microscopia óptica. Acredita-se que a pequena fração formada desta fase tenha dificultado a sua identificação por DRX. Da mesma forma, não foram visualizados picos referentes às fases carboneto de cromo, identificando que o histórico térmicos impostos pela deposição das sucessivas camadas de material não promoveram a precipitação de tais fases.

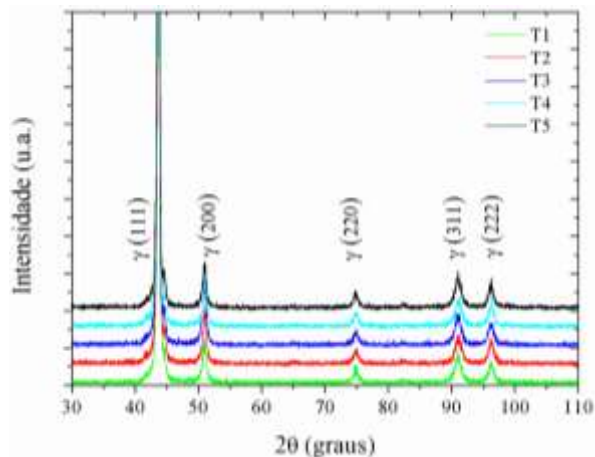


Figura 6. Padrões de difração de raios X na configuração θ - 2θ das amostras obtidas sob as diferentes trajetórias de deposição avaliadas.

4. CONCLUSÃO

- A partir dos resultados das caracterizações da forma dos depósitos é possível concluir que as trajetórias T1, T2, T3 e T4 promovem a formação de pré-formas com maior regularidade geométrica e maior densidade relativa quando comparadas a condição T5, apresentando maior aproveitamento de matéria-prima devido aos seus maiores índices ED e menores índices OS; como também, e menor quantidade de vazios;
- A partir dos resultados das caracterizações microestruturais é possível concluir que todas as trajetórias de deposição levam à formação de uma estrutura austenítica, com grãos de ferrita delta distribuídos entre os grãos de austenita;
- Verificou-se que, embora não haja alteração no padrão microestrutural dos depósitos obtidos sob as diferentes trajetórias de deposição avaliadas, há no entanto uma dissimilaridade no espaçamento dos braços dendríticos secundários (SDAS). A trajetória T3 leva à obtenção de uma microestrutura com menor valor de SDAS, ao passo que, a condição T5 gera uma microestrutura com maiores valores de SDAS;
- Por fim, com base nas caracterizações de forma e microestrutural realizadas, é possível concluir que a melhor trajetória para deposição de prismas retangulares constitui a trajetória T3. Por outro lado, não indica-se o emprego de estratégias de trajetórias de deposição similares à T5, devido à maior quantidade de vazios, maior desvio de forma, e provavelmente menores propriedades mecânicas

5. REFERÊNCIAS

- Alberti, E.A.; Silva, L.J.; d'Oliveira, A.S.C.M. Manufatura Aditiva: o papel da soldagem nesta janela de oportunidade. *Soldagem & Inspeção*, v. 19(2), pp. 190-198, 2014.
- Brytan, Z.; Borek, W.; Tański, T. Introductory chapter: Why austenitic stainless steels are continuously interesting for science? IntechOpen, *Austenitic Stainless Steels - New Aspects*, 2017.
- Chen, X.; Li, J.; Cheng, X.; He, B.; Wang, H.; Huang, Z. Microstructure and mechanical properties of the austenitic stainless steel 316L fabricated by gas metal arc additive manufacturing. *Materials Science and Engineering A-Structural Materials Properties Microstructure and Processing*, v. 703, pp. 567-577, 2017.
- Chen, X.; Li, J.; Cheng, X.; Wang, H.; Huang, Z. Effect of heat treatment on microstructure, mechanical and corrosion properties of austenitic stainless steel 316L using arc additive manufacturing, *Materials Science and Engineering A* 715 (2018) 307–314.
- Cunningham, C.R.; Wang, J.; Dhokia, V.; Shrokani, A.; Newman S.T. Characterization of austenitic 316LSi stainless steel produced by wire arc additive manufacturing with interlayer cooling. *Proceedings of the 30th Annual International Solid Freeform Fabrication Symposium*. Austin, Texas – EUA, 2019.
- DebRoy, T.; Wei, H.L.; Zuback, J.S.; Mukherjee, T.; Elmer, J.W.; Milewski, J.O.; Beese, A.M.; Wilson-Heid, A.; De, A.; Zhang, W. Additive manufacturing of metallic components – Process, structure and properties. *Progress in Materials Science*, v. 92, pp. 112-224, 2018.
- Khairallah, S.A.; Anderson, A.T.; Rubenchik, A.; King, W.E. Laser powder-bed fusion additive manufacturing: Physics of complex melt flow and formation mechanisms of pores, spatter, and denudation zones. *Acta Materialia*, v. 108, pp. 36-45, 2016.
- King, W.E.; Barth, H.D.; Castolito, V.M.; Gallegos, G.F.; Gibbs, J.W.; Hahn, D.H.; Kamath, C.; Rubenchik, A.M. Observation of keyhole-mode laser melting in laser powder-bed fusion additive manufacturing, *Journal of Materials Processing Technology*. v. 214(12), pp. 2915-2925, 2014.
- Martina, F.; Mehnen, J.; Williams, S.W.; Colegrove, P.; Wang, F. Investigation of the benefits of plasma deposition for the additive layer manufacture of Ti-6Al-4V. *Journal of Materials Processing Technology* 212 (2012) 1377–1386.
- Rodriguez, N.; Vázquez, L.; Huarte, I.; Arruti, E.; Tabernero, I.; Alvarez, P. Wire and arc additive manufacturing: a comparison between CMT and TopTIG processes applied to stainless steel. *Welding in the World*, v. 62(5), pp 1083-1096, 2018.

- Sames, W.J.; List, F.A.; Pannala, S.; Dehoff, R.R.; Babu, S.S. The metallurgy and processing science of metal additive manufacturing. *International Materials Reviews*, v. 61(5), pp. 315-360, 2016.
- Sander, G.; Thomasa, S.; Cruza, V.; Jurga, M.; Birbilisa, N.; Gaoa, X.; Brameld, M.; Hutchinsona, C.R. On the corrosion and metastable pitting characteristics of 316L stainless steel produced by selective laser melting. *Journal of the Electrochemical Society*, v. 164(6), pp.C250- C257, 2017.
- Scotti, A.; Ponomarev, V. Soldagem MIG/MAG: melhor entendimento, melhor desempenho. 2ª ed. São Paulo: Editora Artliber, 2014.
- Shamsujjoha, M.; Agnew, S.R.; Fitz-Gerald, J.M.; Moore, W.R.; Newman, T.A. High strength and ductility of additively manufactured 316L stainless steel explained. *Metallurgical and Materials Transactions A-Physical Metallurgy and Materials Science*, v. 49 (7), pp. 3011-3027, 2018.
- Silva, L.J. Near-immersion active cooling for wire+arc additive manufacturing: from concept to application. PhD Thesis. UFU, 2019.
- Simson, T.; Emmel, A.; Dwars, A.; Böhm, J. Residual stress measurements on AISI 316L samples manufactured by selective laser melting. *Additive Manufacturing*, v. 17, pp. 183-189, 2017.
- Spierings, A.B., Schneider, M. Comparison of density measurement techniques for additive manufactured metallic parts. *Rapid Prototyping Journal*, v.17(5), pp. 380-386, 2011.
- Vandersluis, E.; Ravindran, C. Comparison of Measurement Methods for Secondary Dendrite Arm Spacing. *Metallography, Microstructure, and Analysis*, v. 6, pp. 89–94, 2017.
- Verlee, B.; Dormal, T.; Lecomte-Beckers, J. Development of porous 316L stainless steel with controllable microcellular features using selective laser melting. *Materials Science and Technology* 24(12):1501-1505, 2008.
- Wang, L.; Xue, J.; Wang, Q. Correlation between arc mode, microstructure, and mechanical properties during wire arc additive manufacturing of 316L stainless steel. *Materials Science and Engineering: A-Structural Materials Properties Microstructure and Processing*, v. 751, pp. 183-190, 2019.
- Wu B.; Pan, Z.; Ding, D.; Cuiuri, D.; , Li, H.; Xu, J.; Norrish, J. A review of the wire arc additive manufacturing of metals: properties, defects and quality improvement. *Journal of Manufacturing Processes* 35 (2018) 127–139.
- Zhong, Y.; Rannar, L.; Liu, L.; Koptug, A.; Wilman, S.; Olsen, J.; Cui, D.; Shen, Z. Additive manufacturing of 316L stainless steel by electron beam melting for nuclear fusion applications. *Journal of Nuclear Materials*, v. 486, pp. 234-245, 2017.

6. RESPONSABILIDADE PELAS INFORMAÇÕES

Os autores são os únicos responsáveis pelas informações incluídas neste trabalho.

WIRE ARC ADDITIVE MANUFACTURING OF THE AWS ER 308LSi STEEL: EFFECT OF DEPOSITION PATH IN THE MICROSTRUCTURE AND SHAPE OF DEPOSITS

Mateus Milano Vieira da Fonseca¹

Leandro João da Silva²

Inácio da Fontoura Limberger¹

Natália de Freitas Daudt¹

Cristiano José Scheuer¹

¹ Materials Technology and Mechanics Group (GMat) – Mechanical Engineering Department, UFSM, 97105-900, Santa Maria, RS, Brazil.

² Center for Research and Development of Welding Processes (LAPROSOLDA) – Faculty of Mechanical Engineering, UFU, 38410-337, Uberlândia, MG, Brasil.

e-mails: mateusmilano@gmail.com, leandro.tools@gmail.com, oicanis@gmail.com, natalia.daudt@ufsm.br, cristiano.scheuer@ufsm.br

Abstract. *Because of its capability to economically produce large-scale metal components with high production rates and low raw material waste, significant progress has been made in understanding of the Wire Arc Additive Manufacturing (WAAM) process. One of the factors that has been demanded greater attention regarding the viability of its industrial employment is the determination of the employed deposition parameters effect on the manufactured components properties and performance. Therefore, the purpose of this work was to evaluate the effect of deposition path on the microstructure and shape of AWS ER 308LSi austenitic stainless steel components manufactured by WAAM. For this purpose, five distinct deposition path were evaluated and their influence was determined through the characterization of the shape (dimensional preform study, determination of surface undulation and deposition efficiency, determination of relative density), and microstructure of the deposits (identification of the phases present by optical microscopy and X-ray diffraction). The results show that the deposition path has an effect on the morphology and relative density of the deposited preforms. Likewise, it was found that, although the formed phases and the microstructure are independent of the deposition trajectory, they promote a variation in the secondary dendritic arm spacing. Based on the obtained results, it is concluded that there is a correlation between the deposition path and the formed deposits microstructural characteristics.*

Keywords: Arc Welding Additive Manufacturing. Wire and Arc Additive Manufacturing. Deposition Path. Austenitic Stainless Steel. AWS ER308LSi.

RESPONSIBILITY NOTICE

The authors are the only responsible for the printed material included in this paper.