



INFLUÊNCIA DE ANISOTROPIA E TRATAMENTO TÉRMICO NO COMPORTAMENTO MECÂNICO DE UMA LIGA DE ALUMÍNIO DA SÉRIE 2XXX FABRICADA POR MANUFATURA ADITIVA

Silva, A.R.¹; Godefroid, L.B.^{1*}; Faria, G.L.¹; Pereira, A.C.¹;
Lacerda, J.C.²; Batalha, R.L.³

1 - Universidade Federal de Ouro Preto (PROPEM-UFOP), Ouro Preto, MG, Brasil.

2 - Universidade Federal de Itajubá, Campus de Itabira, Itabira, MG, Brasil.

3 - Instituto de Soldadura e Qualidade (ISQ), Porto Salvo, Portugal.

* autor para correspondência: leonardo@ufop.edu.br

RESUMO

Avaliou-se a influência de anisotropia e de tratamento térmico na microestrutura, resistência por tração, tenacidade à fratura e resistência ao crescimento de trinca por fadiga de uma liga de alumínio AA-2319 fabricada por manufatura aditiva. A fabricação do material utilizou o processo DED-Arc, por meio de tecnologia MIG com transferência tipo pulsado, arco contínuo em sentido único. O tratamento térmico foi aplicado para a condição de envelhecimento de máxima resistência mecânica por tração. A análise microestrutural revelou camadas depositadas, cada uma com sua zona termicamente afetada, grãos da matriz α -Al, porosidade, e precipitados do tipo θ' e θ , com menor tamanho e distribuição mais homogênea no material envelhecido. Pôde-se verificar um melhor desempenho no comportamento mecânico do material envelhecido. Constatou-se também a existência de anisotropia nas propriedades avaliadas.

Palavras-chave: liga de alumínio AA-2319, manufatura aditiva, anisotropia, envelhecimento, propriedades mecânicas.

INTRODUÇÃO

A Manufatura Aditiva (MA) por deposição a arco é um processo de fabricação no qual o arco elétrico é utilizado como fonte de calor e o material é depositado, camada por camada, para obtenção de um componente. Esta tecnologia ganhou maior notoriedade com a popularização da impressão 3D e com o conceito cada vez

mais aplicado de indústria 4.0. Este mercado em ascensão mostra tendência de crescimento para vários tipos de matérias-primas, inclusive para componentes metálicos. Segundo vários relatórios, estima-se que até o final desta década este mercado ultrapasse os 30 bilhões de dólares ⁽¹⁾.

Nos últimos anos, diversos pesquisadores demonstraram as vantagens da MA na fabricação de componentes metálicos em comparação com procedimentos convencionais de fabricação. Entre essas vantagens, pode-se citar: (a) menos desperdício de material, resultante do uso exclusivo do material necessário para fabricar um componente; (b) custos reduzidos de equipamentos; (c) melhor qualidade do componente; (d) menor impacto ao meio ambiente; (e) obtenção de estruturas mecânicas complexas. Revisões gerais sobre o assunto podem ser encontradas em diversas publicações ⁽²⁻¹³⁾, seja para ligas não ferrosas ou para aços.

A caracterização do produto obtido por MA tem se concentrado na avaliação da microestrutura formada nas camadas depositadas e sua correlação com propriedades mecânicas básicas, como resistência à tração e dureza. A partir das citadas revisões e de trabalhos específicos, é possível observar que, mesmo com a transição mais direta entre CAD e manufatura, otimização de recursos e exemplos de componentes obtidos como sucesso, ainda existem certos fatores que parecem ser limitantes para uma aplicação mais abrangente do processo ⁽¹⁴⁻²²⁾. Dentre esses fatores, destacam-se a presença de porosidade e de alterações microestruturais durante a fabricação, a presença de anisotropia nas propriedades mecânicas, e a incipiente aplicação de conceitos de Mecânica de Fratura na avaliação da tenacidade à fratura e na resistência à fadiga do material. O presente trabalho visa contribuir com este procedimento de fabricação, podendo ampliar o leque de possibilidades para aplicação dos produtos da MA.

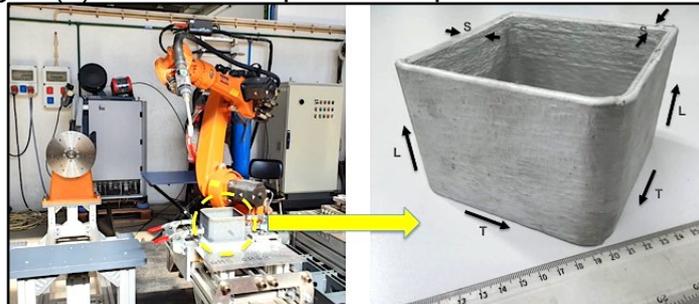
Fabricou-se “caixas” com uma liga de alumínio da série 2XXX (AA-2319) por deposição a arco, e comparou-se a microestrutura e propriedades mecânicas de um produto no estado de entrega com um produto submetido a um tratamento térmico de endurecimento por precipitação na condição de endurecimento de pico (T6). Foram caracterizadas as suas microestruturas por microscopia óptica (MO) e por microscopia eletrônica de varredura (MEV), e realizados ensaios mecânicos de tração, de CTOD de carga máxima e de crescimento de trinca por fadiga, nas direções de deposição das camadas (horizontal) e de construção das paredes (vertical).

MATERIAIS E MÉTODOS

A MA foi realizada por meio do processo DED-Arc, utilizando tecnologia MIG com transferência tipo pulsado. A fonte de energia para o processo de deposição foi Fronius TPS400i. A tocha foi controlada por um robô Kuka KR16. O gás de proteção foi 100% argônio (99,998% de pureza) com uma vazão de 20 l/min. A Figura 1(a) fornece uma visão geral dos equipamentos utilizados. A estratégia de deposição foi com arco contínuo em sentido único (*one-way continuous arc*).

O material do estudo foi uma liga de alumínio AA-2319 (AlCuMnZrTi) ⁽²³⁾ depositada por meio de um fio de 1,2 mm proveniente da empresa italiana *Safra Spa* ⁽²⁴⁾, com um alimentador Fronius WF25i Reel R. O substrato foi uma placa de alumínio da liga AA-6082 (AlSiMgMn) ⁽²³⁾ com 10 mm de espessura. Os depósitos formaram caixas com 100 mm x 100 mm x 80 mm (altura) e espessura de $\cong 7$ mm (*multi-layered boxes*). A Figura 1(b) ilustra uma das caixas, com 100 camadas depositadas. Nesta Figura, define-se L: direção de construção da parede (longitudinal); T: direção de deposição das camadas (maior transversal); S: espessura da parede (menor transversal), plano LT: paralelo à face da parede; plano LS: seção na espessura da parede.

Figura 1: (a) Visão do Laboratório de Manufatura Aditiva, Instituto de Soldadura e Qualidade, Portugal. (b) Uma “caixa” produzida por manufatura aditiva.



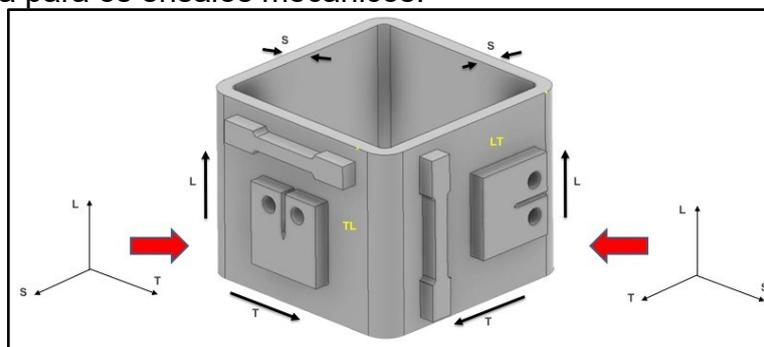
O tratamento térmico compreendeu solubilização a 500°C por 1h, têmpera em água, e envelhecimento a 190°C por 10h. Este ciclo térmico corresponde a um envelhecimento do tipo T6 para máximo de resistência mecânica por tração.

Amostras após a fabricação, identificadas por EE, e após o tratamento térmico, identificadas por TT, foram adequadamente embutidas, lixadas, polidas e atacadas com o reativo de Keller (HNO₃ + HCl + HF + H₂O). A caracterização microestrutural foi realizada por meio de microscópio óptico (MO) modelo LEICA e

microscópio eletrônico de varredura (MEV) modelo TESCAN, com análise EDS. O MEV também foi utilizado para análise de fraturas.

Todos os ensaios mecânicos foram realizados em uma máquina servo-hidráulica modelo INSTRON com capacidade de 25ton, com controle de carga via computador e aquisição de dados via software específico. Os ensaios de tração foram realizados de acordo com a norma ASTM E8M ⁽²⁵⁾, por meio de corpos de prova com comprimento da parte útil de 25mm e espessura/largura de 6mm. Os ensaios de tenacidade à fratura seguiram a norma ISO 12135 ⁽²⁶⁾, para obtenção de CTOD de carga máxima. Os ensaios de resistência ao crescimento de trincas por fadiga seguiram a norma ASTM E647 ⁽²⁷⁾, para levantamento das curvas $da/dN \times \Delta K$. Os corpos de prova utilizados para os ensaios de tenacidade à fratura e de fadiga foram do tipo C(T), com largura de 28,8mm e espessura de 7,2mm. A Figura 2 esquematiza as geometrias e orientações dos corpos de prova utilizados. Neste caso, para os corpos de prova TL e LT, a primeira letra corresponde à direção de aplicação da carga, a segunda letra corresponde à direção de propagação da trinca.

Figura 2: Esquema das geometrias e orientações utilizadas para confecção dos corpos de prova para os ensaios mecânicos.

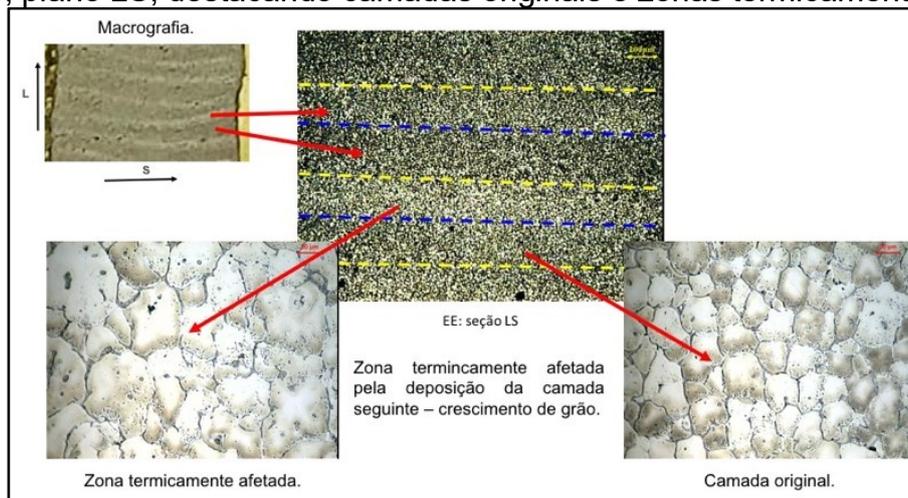


RESULTADOS E DISCUSSÃO

A análise macroscópica do material como fabricado e do material após tratamento térmico identificou camadas paralelas depositadas, numa disposição que já sugeria uma propensão para anisotropia de propriedades mecânicas. A análise microestrutural mostrou que cada camada sempre foi constituída por duas regiões distintas: uma região, aqui chamada de camada original, com tamanho de grão mais fino ($19 \pm 2 \mu\text{m}$) e uma região, aqui chamada de zona termicamente afetada, com crescimento de grão ($30 \pm 4 \mu\text{m}$) devido ao aporte térmico proveniente da deposição da camada seguinte. Este tipo de heterogeneidade também foi encontrado por

diversos pesquisadores que empregaram a MA em ligas de alumínio (17, 19, 20-22). A Figura 3 ilustra um exemplo, para o material após fabricação. Os citados pesquisadores também detectaram regiões de grãos equiaxiais e de grãos colunares nas camadas depositadas, mas no presente trabalho apenas grãos equiaxiais foram observados, indicando o controle térmico rigoroso do processo de fabricação em questão.

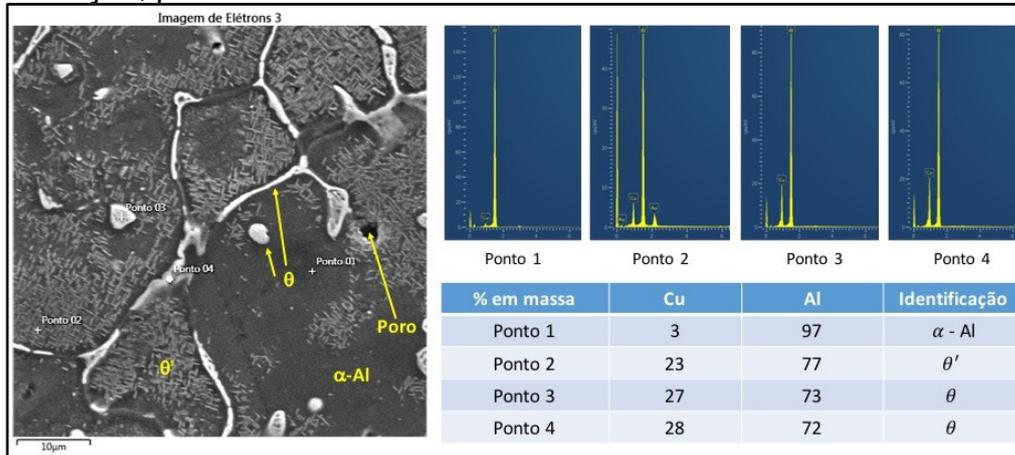
Figura 3: Microestrutura (MO) de algumas camadas depositadas do material após fabricação, plano LS, destacando camadas originais e zonas termicamente afetadas.



Foram identificadas quatro características microestruturais no material na condição como fabricado: grãos de solução sólida α -Al, precipitados θ' de transição (agulhas semicoerentes) no interior dos grãos, eutéticos acoplados de equilíbrio α -Al + θ -CuAl₂ (incoerentes frágeis) preferencialmente nos contornos de grãos, e porosidade ($3,2 \pm 0,5$ % área). A Figura 4 mostra esta caracterização, com procedimento de análise por MEV/EDS análogo à metodologia utilizada por Huang et alli (21). O material tratado termicamente apresentou maior fração volumétrica de θ' , dissolução do eutético e descontinuidade de precipitação de θ nos contornos de grãos. Estes efeitos de dissolução de microconstituintes grosseiros seguido de formação de precipitados finos e semicoerentes na matriz decorrentes do envelhecimento do material são importantes para a garantia de boas propriedades mecânicas, podendo ser ajustados por uma escolha adequada de temperatura e de tempo de tratamento térmico (17, 20, 22). Sobre a presença de porosidade, Arana et alli (20) sugerem uma porcentagem em área menor do que 1% para se ter um produto competitivo com outros métodos de fabricação. De uma maneira geral, alguns procedimentos são

propostos para elaboração de uma microestrutura melhor elaborada como, por exemplo, resfriamento das camadas (22), tratamentos térmicos específicos (18, 19), controle do acabamento superficial da matéria-prima (16), etc.

Figura 4: Identificação de características microestruturais (EDS/MEV) do material após fabricação, plano LS.



Com relação ao comportamento sob tração, deve-se ressaltar inicialmente que o material obtido por MA conseguiu um desempenho superior ao comportamento mínimo especificado (24) para a liga Al-2319 nas duas situações estudadas, que considera limite de escoamento, limite de resistência e deformação na fratura de 70MPa, 140MPa e 12%, respectivamente. Os ensaios de tração mostraram um efeito significativo do tratamento térmico no aumento da resistência mecânica e na diminuição da ductilidade em relação ao material como fabricado. Este efeito já era esperado, considerando a operação do mecanismo de endurecimento por precipitação resultante da utilização do envelhecimento do tipo T6. A Tabela 1 apresenta os resultados encontrados, onde EE = como fabricado; TT = após tratamento T6. Comparando o efeito do envelhecimento com resultados de outras pesquisas (17, 20, 22), verificou-se que a resistência mecânica por tração ainda pode ser aumentada, por meio do controle mais adequado da temperatura e do tempo de tratamento térmico (por exemplo, aumentar a temperatura de solubilização), conforme já comentado na análise microestrutural. A minimização de porosidade também é uma questão relevante (16, 18, 19). Deve-se destacar também que a construção em camadas da microestrutura alterou a ductilidade do material, com desempenho melhor para a orientação TL do que para a orientação LT. Este efeito anisotrópico também foi reportado por outros trabalhos (17, 20, 22). Em todas as situações estudadas, a fratura

dos corpos de prova foi dúctil, com mecanismo de nucleação, crescimento e coalescimento de microcavidades, mecanismo também observado por outros pesquisadores (15, 21).

Tabela 1: Principais resultados dos ensaios de tração, média e desvio padrão de três corpos de prova. LE = tensão limite de escoamento; LR = tensão limite de resistência; ALO = deformação na fratura; RA = redução de área na fratura.

Liga	LE (MPa)	LR (MPa)	ALO (%)	RA (%)
EE-TL	97 ± 8	215 ± 2	23 ± 1	15 ± 5
EE-LT	104 ± 8	218 ± 5	16 ± 2	16 ± 4
TT-TL	157 ± 7	284 ± 9	20 ± 1	10 ± 2
TT-LT	157 ± 2	275 ± 7	17 ± 2	7 ± 1

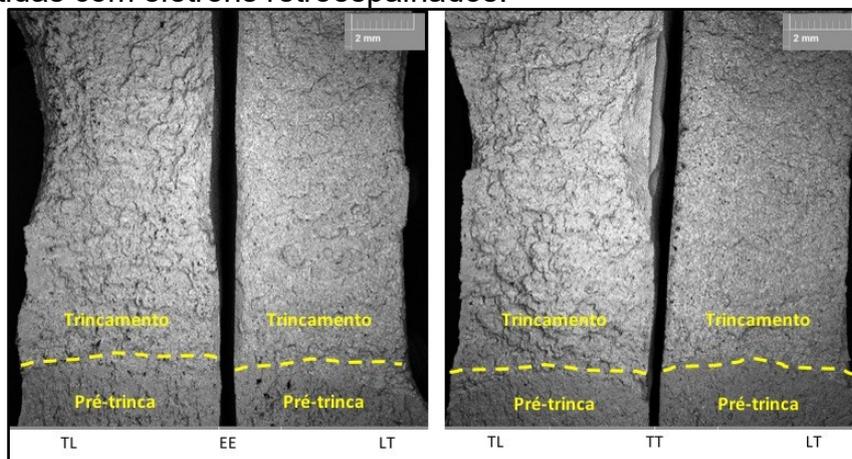
Os ensaios de CTOD de carga máxima geraram curvas de carga aplicada versus abertura da “boca” do entalhe, e forneceram a tenacidade à fratura conforme mostrado na Tabela 2. Os resultados são relativamente baixos para ambas situações estudadas, mas são valores típicos para ligas de alumínio. Zhou et alli (22) encontraram valores de CTOD ainda mais baixos para uma liga AA-2319 obtida por MA, cerca de 4 vezes menores do que a tenacidade à fratura dos materiais do presente trabalho. Não foi detectada influência significativa do tratamento térmico, possivelmente devido à presença de porosidade. Por outro lado, observou-se um efeito anisotrópico semelhante à ductilidade verificada no caso dos ensaios de tração, com desempenho melhor para a orientação TL do que para a orientação LT. A fratura dos corpos de prova evidenciou novamente o comportamento dúctil em ambas situações. Porém, a orientação TL confirmou o comportamento diferente das duas regiões microestruturais distintas (já mostradas na Figura 3) durante a propagação da trinca, o mesmo não acontecendo para a orientação LT. Esta diferença no aspecto fractográfico pode ser vista na Figura 5 tanto para o material como fabricado quanto para o material tratado termicamente. Imagina-se desta forma o comportamento do corpo de prova TL como se fosse um arranjo de material compósito (28) do tipo obstrutor de trinca, com a frente da trinca atravessando sucessivamente as microestruturas distintas. A tenacidade à fratura deste corpo de prova é maior, uma vez que a trinca altera a sua velocidade de crescimento ao passar de uma microestrutura para a outra, por meio de deflexões e bifurcações (fratura mais tortuosa). Já o corpo de prova LT comporta-se como um

arranjo de material compósito com a trinca propagando-se apenas em uma das duas regiões. Não havendo nenhum mecanismo para dificultar sua propagação, a trinca segue numa velocidade crescente até a ruptura do corpo de prova (fratura mais plana).

Tabela 2: Resultados dos ensaios de CTOD de carga máxima δ_{max} , média e desvio padrão de três corpos de prova.

Liga	δ_{max} (μm)
EE-LT	83 ± 8
EE-TL	98 ± 15
TT-LT	85 ± 9
TT-TL	99 ± 9

Figura 5: Superfícies de fratura de corpos de prova rompidos nos ensaios de CTOD. Imagens obtidas com elétrons retroespalhados.



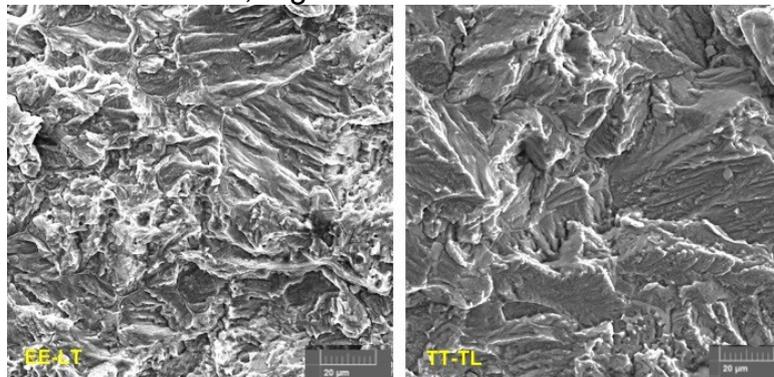
Os ensaios de crescimento de trinca por fadiga realizados com o material em todas as condições estudadas geraram as curvas sigmoidais de taxa de crescimento de trinca da/dN versus fator cíclico de intensidade de tensões ΔK . A Tabela 3 apresenta os resultados encontrados na região de início de crescimento de trinca. Em comparação com ligas de alumínio tradicionais, os valores do limiar ΔK_{th} são até relativamente elevados para os produtos obtidos por MA. Sharma et alli ⁽²⁹⁾ encontraram valores de ΔK_{th} ainda mais baixos para uma liga AA-2219 obtida por processamento convencional ($\Delta K_{th} = 6,4 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ para envelhecimento natural e $3,6 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ para envelhecimento T6). Com relação aos materiais do presente trabalho, foram verificadas diferenças significativas do limiar ΔK_{th} em relação ao tratamento térmico e também em relação à orientação do corpo de prova. O corpo de prova TL apresentou uma maior resistência ao trincamento por fadiga do que o corpo de prova LT. Novamente foram observadas regiões distintas na superfície de fratura do corpo

de prova TL relacionadas às camadas depositadas e zonas termicamente afetadas, ausentes no corpo de prova LT, da mesma forma que já ilustrado na Figura 5. Trata-se aqui também da analogia com os materiais compósitos, já comentada anteriormente na análise de CTOD. Valores mais elevados para o ΔK_{th} são também atribuídos ao fenômeno de fechamento de trinca induzido por rugosidade ⁽²⁹⁾. Neste caso, o desenvolvimento de uma superfície de fratura mais tortuosa retarda a propagação da trinca, aumentando a resistência à fadiga do material. A Figura 6 ilustra esta diferença de comportamento ao comparar as superfícies de fratura do corpo de prova de menor ΔK_{th} (menos rugoso) com o corpo de prova de maior ΔK_{th} (mais rugoso).

Tabela 3: Resultados dos ensaios de crescimento de trinca por fadiga na região do limiar ΔK_{th} .

Liga	ΔK_{TH} (MPa.m ^{1/2})		
EE-LT	4,2	86%	83%
EE-TL	7,8		
TT-LT	7,7	12%	10%
TT-TL	8,6		

Figura 6: Superfícies de fratura de corpos de prova rompidos nos ensaios de fadiga, corpos de prova EE-LT e TT-TL, região do limiar ΔK_{th} .



CONCLUSÕES

A partir dos resultados obtidos, as seguintes conclusões podem ser destacadas:

- Tanto o material no estado de entrega como o material posteriormente envelhecido apresentaram camadas constituídas sempre por duas regiões distintas: uma região inferior com tamanho de grão menor e uma região superior

afetada pela camada de deposição seguinte, com tamanho de grão maior. Em ambas condições, foram evidenciados grãos de solução sólida α -Al, precipitados θ' de transição no interior dos grãos, eutéticos acoplados de equilíbrio α -Al + θ -CuAl₂ preferencialmente nos contornos de grãos, e porosidade. Ocorreu uma maior formação de precipitados θ' nos grãos de α -Al e menor precipitação de θ em contornos de grãos no material envelhecido, com conseqüente tendência para uma precipitação mais fina e homogênea neste material.

- Com relação aos ensaios de tração, verificou-se nas duas condições estudadas propriedades mecânicas superiores aos valores mínimos exigidos por norma para a liga convencional AA-2319 trabalhada. O envelhecimento provocou substancial aumento de resistência mecânica e sem diminuição significativa de ductilidade em relação ao material no estado de entrega. Sobre a anisotropia, foi notada diferença significativa entre os materiais na sua ductilidade, mesmo após o tratamento térmico.
- Com relação aos ensaios de tenacidade à fratura, o valor de *CTOD* de carga máxima foi relativamente baixo, possivelmente devido à presença de porosidade. Não foi detectada influência do tratamento térmico, mas ocorreu anisotropia nas duas condições estudadas.
- Com relação aos ensaios de crescimento de trinca por fadiga na região do limiar ΔK_{th} , verificou-se também um efeito de anisotropia. O envelhecimento também provocou uma melhoria na resistência à fadiga em comparação ao estado de entrega.
- Os resultados permitem concluir que a escolha de um adequado tratamento térmico (por exemplo, com maior temperatura de solubilização) pode melhorar o desempenho do produto obtido por manufatura aditiva, mas que a sua anisotropia precisa ser considerada. Deve-se também cuidar da minimização da presença de porosidade.

REFERÊNCIAS

- (1) ROSA, F.G. Manufatura aditiva por deposição a arco: uma análise crítica da tecnologia e perspectivas para o futuro. Monografia - Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, RS. 2020.
- (2) WILLIAMS, S.W.; MARTINA, F.; ADDISON, A.C.; DING, J.; G. PARDAL, G.; COLEGROVE, P. Wire + arc additive manufacturing. MATERIALS SCIENCE & TECHNOLOGY, (2015). doi.org/10.1179/1743284715Y.0000000073

- (3) HERZOG, D.; SEYDA, V.; WYCISK, E.; EMMELMANN, C. Additive manufacturing of metals. *ACTA MATERIALIA*, (2016). doi.org/10.1016/j.actamat.2016.07.019
- (4) KOK, Y.; TAN, X.P.; WANG, P.; NAI, S.M.L.; LOH, N.H.; LIU, E.; TOR, S.B. Anisotropy and heterogeneity of microstructure and mechanical properties in metal additive manufacturing: A critical review. *MATERIALS & DESIGN*, (2017). doi.org/10.1016/j.matdes.2017.11.021
- (5) DEREKAR, K.S. A review of wire arc additive manufacturing and advances in wire arc additive manufacturing of aluminium. *MATERIALS SCIENCE & TECHNOLOGY*, (2018). doi.org/10.1080/02670836.2018.1455012
- (6) ILIOPOULOS, A.; JONES, R.; MICHOPoulos, J.; PHAN, N.; RAMAN, R.K.S. Crack growth in a range of additively manufacture aerospace structural materials. *AEROSPACE*, (2018). doi:10.3390/aerospace5040118
- (7) RODRIGUES, T.A.; DUARTE, V.; MIRANDA, R.M.; SANTOS, T.G.; OLIVEIRA, J.P. Current status and perspectives on wire and arc additive manufacturing (WAAM). *MATERIALS*, (2019). doi:10.3390/ma12071121
- (8) BAJAJ, P.; HARIHARAM, A.; KINI, A.; KURNSTEINER, P.; RAABE, D.; JAGLE, E.A. Steels in additive manufacturing: a review of their microstructure and properties. *MATERIALS SCIENCE & ENGINEERING A*, (2020). doi.org/10.1016/j.msea.2019.138633
- (9) HAGHDADI, N.; LALEH, M.; MOYLE, M.; PRIMIG, S. Additive manufacturing of steels: a review of achievements and challenges. *JOURNAL OF MATERIALS SCIENCE*, (2020). doi.org/10.1007/s10853-020-05109-0
- (10) KORNER, C.; MARKL, M.; KOEPF, J.A. Modeling and simulation of microstructure evolution for additive manufacturing of metals: a critical review. *METALLURGICAL AND MATERIALS TRANSACTIONS*, (2020). doi.org/10.1007/s11661-020-05946-3
- (11) POLLOCK, T.M.; CLARKE, A.J.; BABU, S.S. Design and tailoring of alloys for additive manufacturing. *METALLURGICAL AND MATERIALS TRANSACTIONS*, (2020). doi.org/10.1007/s11661-020-06009-3
- (12) VIMAL, K.E.K.; SRINIVAS, M.N.; RAJAK, S. Wire arc additive manufacturing of aluminium alloys: a review. *MATERIALS TODAY*, (2021). doi.org/10.1016/j.matpr.2020.09.153
- (13) TAWFIK, M.M.; NEMAT-ALLA, M.M.; DEWIDAR, M.M. Enhancing the properties of aluminum alloys fabricated using wire + arc additive manufacturing technique - a review. *JOURNAL OF MATERIALS RESEARCH & TECHNOLOGY*, (2021). doi.org/10.1016/j.jmrt.2021.04.076
- (14) BRICE, C.; SHENOY, R.; KRAL, M.; BUCHANNAN, K. Precipitation behavior of aluminum alloy 2139 fabricated using additive manufacturing. *MATERIALS SCIENCE & ENGINEERING A*, (2015). doi.org/10.1016/j.msea.2015.08.088
- (15) GU, J.; DING, J.; WILLIAMS, S.W.; GU, H.; BAI, J.; ZHAI, Y.; MA, P. The strengthening effect of inter-layer cold working and post-deposition heat treatment on the additively manufactured Al-6.3Cu alloy. *MATERIALS SCIENCE & ENGINEERING A*, (2016). doi.org/10.1016/j.msea.2015.10.101
- (16) RYAN, E.M.; SABIN, T.J.; WATTS, J.F.; WHITING, M.J. The influence of build parameters and wire batch on porosity of wire and arc additive manufactured aluminium alloy 2319. *JOURNAL OF MATERIALS PROCESSING TECHNOLOGY*, (2018). doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2018.07.030
- (17) GU, J.; GAO, M.; YANG, S.; BAI, J.; ZHAI, Y.; DING, J. Microstructure, defects, and mechanical properties of wire + arc additively manufactured Al-Cu4.3-Mg1.5 alloy. *MATERIALS & DESIGN*, (2020). doi.org/10.1016/j.matdes.2019.108357
- (18) KLEIN, T.; SCHNALL, M.; GOMES, B.; WARCZOK, P.; FLEISCHHACKER, D.; MORAIS, P.J. Wire-arc additive manufacturing of a novel high-performance Al-Zn-Mg-Cu alloy: Processing, characterization and feasibility. *ADDITIVE MANUFACTURING*, (2020). doi.org/10.1016/j.addma.2020.101663
- (19) MORAIS, P.J.; GOMES, B.; SANTOS, P.; GOMES, M.; GRADINGER, R.; SCHNALL, M.; BOZORGI, S.; KLEIN, T.; FLEISCHHACKER, D.; WARCZOK, P.; FALAHATI, A.;

- KOZESCHNIK, E. Characterisation of a high-performance Al–Zn–Mg–Cu alloy designed for wire arc additive manufacturing. *MATERIALS*, (2020). doi:10.3390/ma13071610
- (20) ARANA, M.; UKAR, E.; RODRIGUEZ, I.; AGUILAR, D.; ÁLVAREZ, P. Influence of deposition strategy and heat treatment on mechanical properties and microstructure of 2319 aluminium WAAM components. *MATERIALS & DESIGN*, (2022). doi.org/10.1016/j.matdes.2022.110974
- (21) HUANG, Z.; HUANG, J.; YU, X.; LIU, G.; FAN, D. The microstructure and mechanical properties of high-strength 2319 aluminum alloys fabricated by wire double-pulsed metal inert gas arc additive manufacturing. *JOURNAL OF MATERIALS ENGINEERING AND PERFORMANCE*, (2023). doi.org/10.1007/s11665-022-07209-1
- (22) ZHOU, Y.; LIN, X.; JIAN, Z.; HUANG, S.; REN, Y.; WU, Y.; YANG, X.; SHAO, W. Fracture toughness and microstructure damage behavior of thin Al–Cu alloy fabricated by wire-arc directed energy deposition. *MATERIALS SCIENCE & ENGINEERING A*, (2023). doi.org/10.1016/j.msea.2023.145420
- (23) ASM Metals Handbook, vol. 2, 1992: Properties and Selection - Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials.
- (24) *Safra Spa* (<https://www.safraspa.it/>).
- (25) ASTM E8/E8M-22, Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials, 2022.
- (26) ISO 12135:2021 - Metallic materials — Unified method of test for the determination of quasistatic fracture toughness, 2021.
- (27) ASTM-E647-15, Standard Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates, 2018.
- (28) MEYERS, M.A.; CHAWLA, K.K. *Mechanical Behavior of Materials*, Cambridge Univ.Press, 2nd edition, 856p., 2009.
- (29) SHARMA, V.M.J; KUMAR, K.S.; RAO, B.N.; PATHAK, S.D. Fatigue crack growth of AA2219 under different aging conditions. *MATERIALS SCIENCE & ENGINEERING A*, (2011). doi:10.1016/j.msea.2011.01.055

INFLUENCE OF ANISOTROPY AND HEAT TREATMENT ON THE MECHANICAL BEHAVIOR OF A 2XXX ALUMINUM ALLOY MANUFACTURED BY ADDITIVE MANUFACTURING

ABSTRACT

The influence of anisotropy and heat treatment on the microstructure, tensile strength, fracture toughness and fatigue crack growth resistance of an AA-2319 aluminum alloy manufactured by additive manufacturing was evaluated. The material was manufactured using the DED-Arc process, using MIG technology with pulsed transfer, continuous arc in one direction. The heat treatment was applied to the aging condition of maximum tensile mechanical strength. The microstructural analysis revealed deposited layers, each with its heat affected zone, grains of the α -Al phase, second phase particles of the θ' and θ type, with finer and more homogeneous precipitation in the aged material. A better performance in the mechanical behavior of the heat-treated material was observed. The existence of anisotropy in the evaluated properties was also observed.

Keywords: AA-2319 aluminum alloy, additive manufacturing, anisotropy, aging, mechanical properties.