引用格式：陆继烈，刘安晋，刘坤，等.增材制造钨合金及其强韧化研究进展[J].材料工程，2026，54(1)：90-102.
LU Jilie，LIU Anjin，LIU Kun，et al.Research progress in additive manufacturing of tungsten alloys and their toughening[J].Journal of Materials Engineering，2026，54(1)：90-102.

增材制造钨合金及其强韧化研究进展

陆继烈[1,2]，刘安晋[3]，刘　坤[3]，王玉洁[3]，张庆霞[3]，张　沫[3*]，张　升[1,2*]
（1 北京科技大学 顺德创新学院，广东 佛山 528399；2 北京科技大学 机械工程学院，北京 100083；
3 中国人民解放军32178部队 科技创新研究中心，北京 100012）

摘要：钨合金作为典型的难熔金属材料，具备高硬度、高耐磨性以及良好的射线屏蔽能力，在工业领域具有广泛的应用前景，但成形性较差，液相烧结等传统制备方式难以实现其复杂结构零部件的成形。增材制造技术采用成形平面逐层堆积的方式制备三维结构零部件，在制备复杂构件时具备独特的优势，因此在钨合金零部件制备领域引起了广泛关注。系统介绍了近年来增材制造技术在钨合金制备领域的发展和应用，并进一步探讨了钨合金成形过程中强韧化的影响因素。首先介绍了各项钨合金增材制造技术的国内外研究现状，并对其适用场景进行了总结。然后从第二相颗粒及合金化处理两方面综述了钨合金成形强韧化途径。最后，对增材制造钨合金在成分优化、工艺参数控制、后处理、多材料打印及智能制造集成等领域提高成形合金力学性能、扩展应用领域的发展方向进行了总结与展望。

关键词：钨合金；增材制造；强韧化；力学性能
doi：10.11868/j.issn.1001-4381.2024.000202　**CSTR**：32421.14.j.issn.1001-4381.2024.000202
中图分类号：TG146；TG456　**文献标识码**：A　**文章编号**：1001-4381(2026)01-0090-13

Research progress in additive manufacturing of tungsten alloys and their toughening

LU Jilie[1,2]，LIU Anjin[3]，LIU Kun[3]，WANG Yujie[3]，ZHANG Qingxia[3]，
ZHANG Mo[3*]，ZHANG Sheng[1,2*]
（1 Shunde Innovation School，University of Science and Technology Beijing，Foshan 528399，Guangdong，China；
2 School of Mechanical Engineering，University of Science and Technology Beijing，Beijing 100083，China；
3 Science and Technology Innovation Research Center，Beijing 100012，China）

Abstract：As a typical refractory metal material，tungsten alloy possesses high hardness，excellent wear resistance，and good radiation shielding ability，making it widely applicable in various industrial fields. However，its poor formability hinders the manufacturing of complex structural components using traditional preparation methods such as liquid phase sintering. Additive manufacturing technology，which fabricates three-dimensional structural parts by layer-wise accumulation of forming planes，has unique advantages in producing complex components. Consequently，it has attracted extensive attention in the field of tungsten alloy component manufacturing. The development and application of additive manufacturing technology in the preparation of tungsten alloys in recent years are systematically introduced，and the influencing factors of tungsten alloy toughening during the forming process are further discussed. Firstly，the current research status of various tungsten alloy additive manufacturing technologies both domestically and internationally is presented，and their applicable scenarios are summarized. Then，the toughening approaches for tungsten alloys during forming，including second-phase particles and alloying treatments，are comprehensively reviewed. Finally，the development direction of additive manufacturing of tungsten alloys in the fields of composition optimization，process parameter control，post-processing，multi-material printing and intelligent manufacturing integration to improve the mechanical properties of formed alloys and expand the

application fields is summarized and prospected.

Key words: tungsten alloy; additive manufacturing; toughening; mechanical property

高比重钨合金是一类以钨为基体，加入少量过渡族元素如镍、铁、铜、钴、铬等作为黏结相的合金[1-3]，因其具有高密度、高熔点、高强度以及一定的射线屏蔽能力，目前广泛应用于动能穿甲弹、战斗部破片等军事领域以及航空航天、核工业领域[4-6]。工业使用的钨合金主要为W-Ni-Cu和W-Ni-Fe两大类[7]，与W-Ni-Cu相比，W-Ni-Fe具备更高的密度、抗拉强度和抗腐蚀性，因此在军事武器、航空航天以及核工业材料上应用更加广泛[8-9]。

钨合金作为一种高熔点、高脆性、高力学性能的材料，较早成形钨合金的工艺是液相烧结(liquid phase sintering, LPS)，但该工艺难以实现复杂几何形状的制备[10]，且制备的成形件可能存在密度不均匀、表面质量有限、稳定性较差等不足[11]，不能实现复杂部件成形需求，而粉末挤压和粉末注射成形则可实现复杂结构成形，但在成形过程中需要加入成形剂，成形剂的加入往往引入杂质元素，极大影响合金的力学性能[12]。此外，粉末挤压和粉末注射成形还存在工艺相对复杂、成形成本较高以及需要模具等局限性[13]。放电等离子体烧结[14]具有烧结温度低、烧结时间短等优点，也被用于钨合金制备。然而，这些方法成形具有复杂异形结构的零部件尚存在明显不足[15]。

增材制造也称3D打印技术，是一种利用计算机控制的、由数字模型通过逐层堆积方式构建实体的先进制造技术。增材制造技术为制造业提供了高度灵活性，允许生产复杂的几何形状和定制化的产品，同时减少了废料和能源的浪费[16]。近年来，增材制造技术的发展为钨合金零部件的制备提供了新的可能性，与传统制备方式相比，其制备零部件近净成形，制造过程无需模具，在生产复杂结构的零部件上具有独特的优势[17]，如激光选区熔化技术，通过使用高能激光束逐层扫描金属粉末，使特定区域瞬间升温至熔点以上，将金属液化，重复进行逐层熔化和粉末堆积的过程，最终构建出具有复杂几何形状的高性能金属零件[18]，因使用激光作为高能热源，适用于难熔金属的成形制造[19-20]。目前，国内外相关学者已成功制备得到了具有较高强度的钨合金成形件，但往往其塑性较差[21-22]。

本文聚焦于国内外增材制造钨合金研究进展，对比分析不同工艺成形钨合金零部件的优缺点，探讨影响成形件强韧化的因素，并对其未来发展趋势进行分析和展望。

1　钨合金增材制造技术

适用于难熔金属的增材制造技术主要包括激光选区熔化技术(selective laser melting, SLM)、激光熔化沉积技术(laser melting deposition, LMD)和电子束选区熔化技术(selective electron beam melting, SEBM)[23-24]。目前，国内外学者已对高比重W-Ni-Fe系合金[25-27]、高比重W-Ni-Cu合金[28-29]以及纯W[30-32]的SLM、LMD和SEBM增材制造技术进行了广泛研究。此外，黏结剂喷射打印技术(binder jet printing, BJP)[33]与近年来研发的“增材制造＋粉末冶金”相结合的粉末挤出打印技术(powder extrusion printing, PEP)[34]也因其独特的打印过程和对处理高熔点金属粉末的能力可用于高比重钨合金的制备过程。

1.1　激光选区熔化成形钨合金

SLM技术作为一种粉床熔化的增材制造方法，制造过程中，首先，通过刮刀将预制的金属粉末平均铺展至工作台上，形成细薄的粉层，随后，激光束按照预程序化路径扫描粉层表面，局部瞬间升温至材料熔点以上，使粉末颗粒熔融并迅速凝固，每层成形结束后，重复进行上述过程，随着新层粉末的铺设和激光的逐层扫描，复杂的三维结构得以层层叠加并最终成形。该技术使用高能激光束作为能量源，因此适用于成形难熔金属，还能通过优化加工参数，如激光功率、扫描速度、层厚和扫描策略，精细地操控微观结构并优化零件的力学性能，在制造复杂几何结构的零部件时具有独特的优势。

SLM制造过程中，成形件最终性能受激光功率、扫描速度、铺粉层厚和扫描间距等多工艺参数共同作用。国内外学者一般选用综合上述工艺参数的输入能量密度来衡量成形件制备过程的能量输入大小[35]。输入能量密度按照激光输入的三种不同方式主要分为线能量密度、面能量密度和体能量密度。李俊峰等[36]研究了93W-7Ni合金增材制造过程中不同线能量密度对其相对密度、显微组织和显微硬度的影响规律，不同线能量密度下的钨镍合金试样相对密度如图1所示。实验结果显示，通过提高线能量密度，可以有效减少合金中不规则孔隙的缺陷，在1.5 J/mm的线能量密度下，合金试样的相对密度可达98.04%。除钨镍合金外，SLM技术在高性能钨镍铜、钨镍铁等合金制备领域也取得了良好的表现。闫岸如等[37]通过优

化激光功率、扫描速度、铺粉层厚和扫描间距等成形工艺参数，采用SLM技术制备得到了致密度94.5%的80W-5Ni-15Cu合金，微观结构显示W相在CuNi基体内发生桥接和团聚现象，形成了类似网格的组织结构。此外，Li等[38]探索了使用SLM技术制备90W-7Ni-3Fe合金的可能性，通过设计不同的成形工艺参数组合制备得到了致密度≥99%的样品，合金件具有较高的抗拉强度(1121 MPa)，但延展性较差(<1%)。观察微观组织，90W-7Ni-3Fe合金的主要相为W和γ相(Ni-Fe粘结相)，且部分W溶解其中。

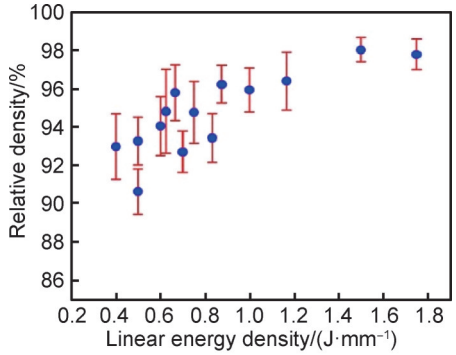


图1 不同线能量密度下的钨镍合金试样相对密度[36]

Fig.1 Relative density of tungsten-nickel alloy samples under different linear energy densities[36]

综上所述，SLM技术已经可以实现质量分数为90%及以上钨合金的制备，以Ni、Fe和Cu等低熔点元素作为黏结相元素时，由于W的熔点与黏结相元素之间的熔点差异极大，输入能量密度较高时往往会导致黏结相元素蒸发，形成裂纹、孔洞等缺陷，因此成形件往往具有较高的拉伸强度，但其塑性一般较差，在工程应用领域具有较大限制，如何选取合适的工艺参数或在合金中加入一些强韧化元素，以在保证拉伸性能的同时进一步提升其塑性将是下一步的研究重点。

1.2 激光熔化沉积成形钨合金

LMD技术原理是使用高功率激光束熔化金属粉末，逐层构建复杂的三维零件。在LMD过程中，激光束作为热源，沿预定路径扫描，而粉末通过喷嘴输送到激光焦点产生的熔池中。粉末颗粒被激光熔化后迅速凝固，逐层堆积形成实体部件。

Li等[39]使用LMD工艺制备并研究了80W-20Fe合金的微观结构和性能。研究表明，在输入体积能量密度为150 J/mm³时，可以获得全致密的样品。微观组织分析显示成形件中除铁相和以钨颗粒和钨枝晶两种形态存在的钨相，由于非平衡凝固过程中的包晶反应，还产生了Fe_7W_6金属间化合物，Fe_7W_6的形成和钨枝晶的出现显著提高了所制备钨合金的硬度并导致脆性上升。

Wang等[40]使用LMD技术制备得到的90W-7Ni-3Fe合金致密度可达99%，与液相烧结试样相比较，发现LMD样品显示出比参考液相烧结样品高得多的强度，屈服强度和拉伸强度分别为(822±30) MPa和(1037±50) MPa，相比较传统液相烧结试样(屈服强度和拉伸强度分别为(606±4) MPa和(872±14) MPa)有较大地提升，但其延展性较差，伸长率只有(3.5±0.7)%，远小于液相烧结试样(18±2)%的伸长率，这是由于LMD工艺加热和冷却速率较高，其微观结构较为细化且相对均匀，具有较强的界面结合，有助于LMD处理的钨合金的较高强度，但LMD工艺使用激光束作为能量源，与SLM相似，容易导致低熔点元素的蒸发，进而形成孔洞等缺陷导致成形件塑性降低。

Guo等[41]使用LMD工艺成功制备了95W-3.5Ni-1.5Fe合金并研究了激光功率对熔池形成及力学性能的影响。结果显示，相对较高的激光功率有助于促进钨粉末的完全熔化和规则熔池形态的形成，研究了在1000、1200、1400 W激光功率下的试样组织和力学性能，激光功率1000 W时，粉末无法完全熔化，存在较多未熔的W颗粒，形成大量解理面，如图2(a)所示，使得成形件抗拉强度和塑性降低。激光功率增加至1200 W时，能量密度较高，W颗粒进一步熔化，W相与黏结相之间形成更好的冶金结合，成形件拉伸强度和伸长率得到提高，但仍存在一些未熔W颗粒，断裂模式为脆性断裂，如图2(b)所示。激光功率增至1400 W时，未熔W颗粒完全消除，如图2(c)所示，虽然其内部还存在一定的孔，但由于形成了网状韧窝，且由于能量密度较高，熔合效果较好，致密度及力学性能更加优异，测得拉伸强度为541 MPa，但伸长率只有0.99%。

目前，LMD技术已经可以实现致密度≥99%钨合金的制备，且相对液相烧结等传统工艺，制备的成形件在强度上有较大的提升，但塑性往往较低，断裂模式常呈脆性断裂，未来的LMD制备钨合金领域发展重点将集中在如何通过优化工艺或改善后处理技术以提升材料的力学性能。

1.3 电子束选区熔化成形钨合金

EBSM技术是一种利用聚焦的高能电子束在高真空环境中逐层扫描并选择性地熔化金属粉末床的增材制造工艺。与SLM技术相似，该技术的核心原理是电子束快速加热粉末至其熔点以上并进行熔化，随后粉末迅速冷却并凝固形成固态层，通过逐层重复这一过程，最终堆叠出预设的三维金属部件。由于电子

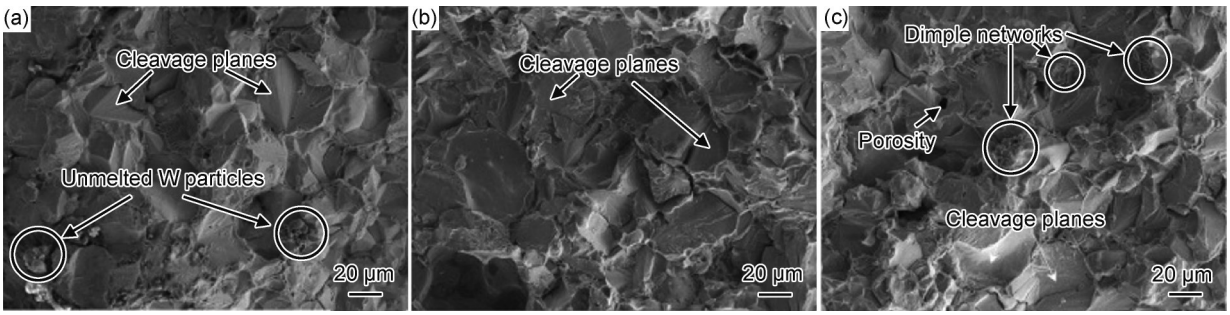


图2　不同激光功率下LMD制备95W的断口形貌图[41]

(a)1000 W;(b)1200 W;(c)1400 W

Fig.2　Fracture morphology of 95W prepared by LMD under different laser powers[41]

(a)1000 W;(b)1200 W;(c)1400 W

束能量密度高，加热和冷却速度极快，因此EBSM特别适合于制造高熔点、难加工的金属材料，如钨合金等，同时该方法也适用于小尺寸、复杂形状零件的成形。

杨鹏伟[42]采用不规则形状的纯钨粉末，通过调整扫描速度、熔化电流、层厚、线间距、扫描方式等工艺参数，探究了EBSM技术制备纯钨的工艺窗口，发现增大熔化电流和降低扫描速度可以有效提高成形件的致密度，且在相同工艺条件下，采用蛇形扫描方式时成形质量更好，采用优化后的工艺，最终成功制备了致密度达99.5%的纯钨成形件。成形件具有1600 MPa的压缩强度和500HV以上的显微硬度，但其塑性较差。

除纯钨的EBSM制备外，Xiao等[43]还研究了W、Ta和Re质量分数分别为68%、14.8%和17.2%的WTaRe合金的制备，Ta和Re的加入起到了细化晶粒以及降低W的韧脆转变温度的作用，有效减少了钨基合金打印过程中的开裂和孔洞等缺陷，制备了具有高强度、高塑性的成形件，分别测试了成形件平行和垂直打印构建方向的压缩应力-应变数据，得到其压缩应力-应变曲线如图3所示。

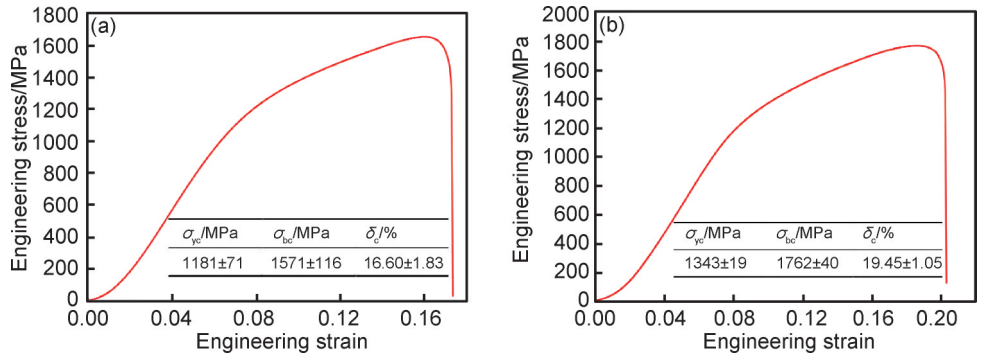


图3　WTaRe合金不同方向的压缩应力-应变曲线[43]

(a)平行构建方向;(b)垂直构建方向

Fig.3　Compressive stress-strain curves of WTaRe alloy in different directions[43]

(a) parallel to build direction;(b) perpendicular to build direction

杨广宇等[44]采用EBSM技术制备90W-7Ni-3Fe合金，研究了不同线能量密度对合金显微组织和致密化过程的影响。研究发现，在较低的线能量密度下，成形件致密性较差，样品表面存在明显的孔隙，如图4(a)所示；随着线能量密度增加，成形样品的致密化程度增强，合金中黏结相的含量升高，且开始出现Ni-Fe黏结相内部的W溶解-析出现象，黏结相内W含量升高，如图4(b)～(e)所示；若能量密度进一步升高，如图4(f)所示，则发生了W颗粒的部分熔化和Ni、Fe元素的蒸发，导致W颗粒之间的连接明显以及Ni-Fe黏结相的含量减少，出现过烧现象，导致成形件的力学性能降低。

相比于SLM，EBSM具有不同的工作条件，例如真空环境和温度更高的粉末床。真空环境可以有效降低成形过程中的氧化现象，高粉末床温度减少热应力并降低冷却过程中的温度梯度，这有助于减少孔洞、裂纹等缺陷，提升成形件力学性能[45]。但其相对于SLM技术，打印速度往往较慢且粉末在打印过程中同样存在回收困难的问题。

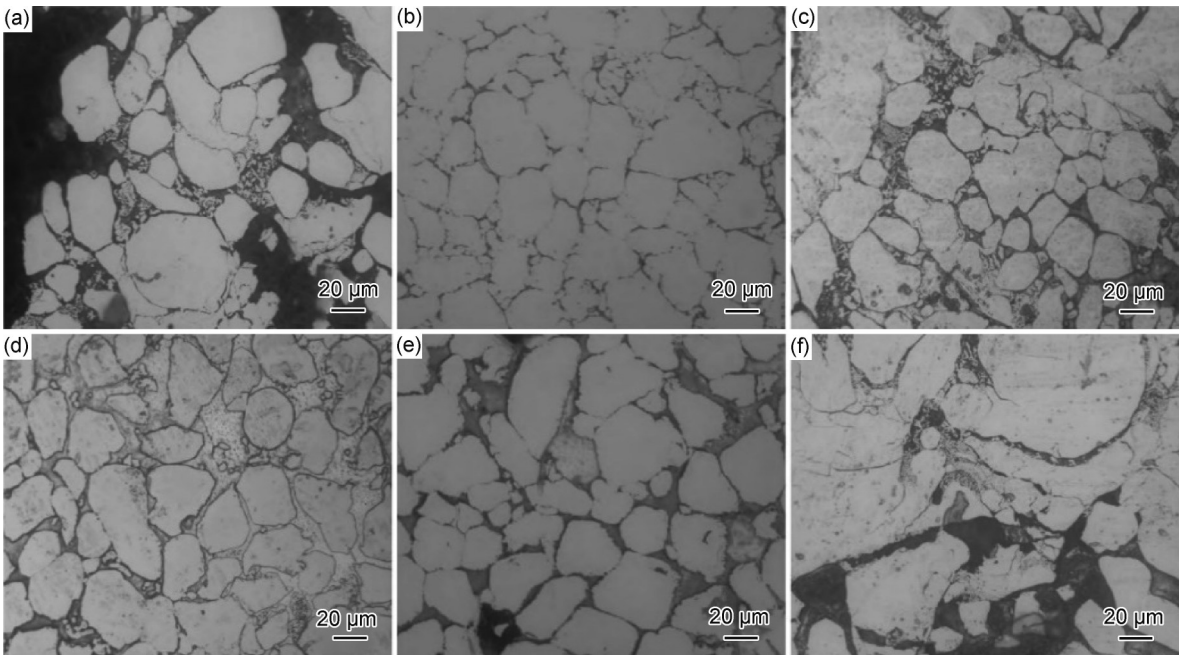


图4 不同线能量密度下90W-7Ni-3Fe合金试样纵截面显微形貌[44]

(a)0.24 J/mm;(b)0.3 J/mm;(c)0.4 J/mm;(d)0.6 J/mm;(e)0.75 J/mm;(f)1.9 J/mm

Fig.4 Micromorphology of longitudinal section of 90W-7Ni-3Fe alloy sample under different linear energy densities[44]

(a)0.24 J/mm;(b)0.3 J/mm;(c)0.4 J/mm;(d)0.6 J/mm;(e)0.75 J/mm;(f)1.9 J/mm

1.4 黏结剂喷射打印成形钨合金

BJP技术采用逐层粉末铺设与黏结剂喷射相结合的方式来构建复杂几何形状的零件。具体过程:首先在打印平台上铺设一层细小的粉末,然后利用精确控制的喷头沿预定路径喷射特定配方的黏结剂,使得粉末颗粒在特定区域结合形成固态层。随后,打印平台下移一个层厚,重复进行上述过程,直至整个零件逐层累积完成。完成打印后,通常采用热处理或渗入其他材料的方法来增强打印件的力学性能,最终得到密度高、精度和性能符合设计要求的零部件。

BJP技术的工艺参数与上述几种增材制造技术不同,黏结剂的性质、层厚度、体积分数、饱和度(所用黏结剂与粉末床每层空隙体积的比)、干燥时间和后处理工艺是影响其成形件质量的关键变量[46]。Enneti[47]等研究了黏结剂饱和度和粉末层厚度对BJP打印WC-12%Co粉末的强度的影响,发现对于任何给定的粉末层厚度,样品的强度随着黏结剂饱和度的增加而提高。特别是在粉末层厚度为50 μm和60 μm时,60%和75%饱和度的样品显示出相似的强度。然而,随着粉末层厚度增加到70 μm,样品的强度有所下降。研究表明,与增加黏结剂设定时间相比,增加黏结剂饱和度在减少60和70微粉末层厚度打印样品的强度差异方面更为有益。

Stawovya等[48]采用BJP技术,设定层厚度为100 μm,黏合剂饱和度范围为60%~100%,干燥和铺展速度为10 mm/s,成功打印了91 W拉伸试样,打印完成后,在870 ℃还原气氛下进行脱蜡处理并于1365~1385 ℃范围内烧结2 h,烧结后的试样已近乎完全去除黏合剂,最终得到的3个试样的平均密度为17.24 g/cm^3,接近理论密度为17.25 g/cm^3,抗拉强度为770 MPa,伸长率8.6%,与其他增材制造工艺相比强度略低,但塑性有了较大的提升。

与SLM、LMD及EBSM相比,BJP技术不需要完全熔化合金粉末,不需要使用高能热源,因此成本较低,且在钨合金制备上可以有效降低低熔点黏结相元素(如Ni、Fe、Cu等)的蒸发,成形件塑性较其他工艺有较大提升,但打印完成后,往往需要进行脱脂、烧结等后处理过程,整体制备流程较长,效率较低,后处理过程也经常会导致部件出现一些孔隙,导致材料的力学性能受到不利影响,强度较低。

1.5 粉末挤出打印成形钨合金

粉末挤出打印技术(powder extrusion printing,PEP)基于挤出粉末和黏结剂的混合物来构建三维物体。在打印过程中,粉末材料与热塑性黏合剂混合后进行加热,随后通过一个或多个喷嘴挤出,逐层沉积在构建平台上。挤出的材料在沉积后冷却并固化,从而逐层建立起复杂的几何形状。随后,构建好的部件需要经过去黏合剂处理和烧结步骤,以移除黏合剂并

使粉末颗粒之间发生烧结，最终获得具有所需机械性能和密度的部件。

Hu 等[49]采用 PEP 技术制备了 93W-4.6Ni-2.4Fe 合金，并研究了烧结后处理温度对其微观结构和力学性能的影响，各烧结温度下的表面形貌如图 5 所示。实验表明，随着烧结温度的升高，试样的致密度增大，可达 99.5% 以上。当烧结温度为 1430 ℃时，93W-4.6Ni-2.4Fe 试样表现出脆性断裂特征，SEM 观察样品表面可以发现明显的孔隙，而在 1450～1480 ℃的烧结温度范围内，则发生了由脆性向韧性断裂的转变，W 相被均匀分布的γ相围绕，基本不存在孔隙，烧结温度提升至 1500 ℃时，W 粒子进一步生长，试样表面形貌显示 W 粒子之间的接触增加，W 相与γ相接触范围减小，黏结相对力学性能的强化效果减弱。研究确定了 93W-4.6Ni-2.4Fe 试样的最佳烧结温度为 1480 ℃，此时抗拉强度为（1040±6）MPa，伸长率为（20.7±0.4）%。该试样的高延展性可归因于网格γ相中高密度均匀分布的韧窝以及γ相对裂纹的桥接效应，高强度则与试样的高密度、固溶强化效应适中的钨粒子尺寸以及有关。

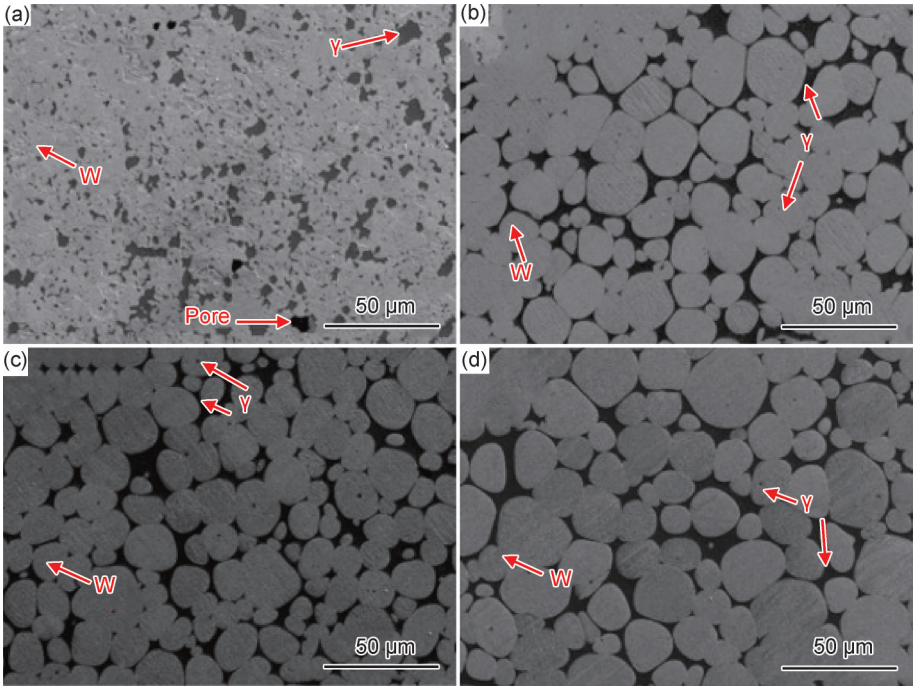


图 5　不同烧结温度烧结 1.5 h 后得到的试样 SEM 图像[49]
(a)1430 ℃;(b)1450 ℃;(c)1480 ℃;(d)1500 ℃
Fig.5　SEM images of samples obtained after sintering for 1.5 h at different sintering temperatures[49]
(a)1430 ℃;(b)1450 ℃;(c)1480 ℃;(d)1500 ℃

除 93W-4.6Ni-2.4Fe 合金外，Hu 等[34]还成功制备了 96W-2.7Ni-1.3Fe 合金部件。研究表明，通过优化去除黏合剂工艺和在氢气氛围中进行两步烧结，可以获得致密度约 99.1% 的合金部件，合金达到 801 MPa 的强度和 22.1% 的伸长率。适当的热处理可以进一步提升这些性能，抗拉强度和伸长率分别达到 838 MPa 和 26.1%。实验结果显示，于氢气气氛下烧结有助于粉末表面能和烧结活性的提高、W-γ界面间结合力的增强以及裂纹桥接机制的形成。

类似于 BJP 技术，PEP 技术与激光成形方法相比，不需要在成形时利用激光等高能热源完全熔化金属粉末，能耗低，大大节约了制造成本，打印产品性能可达到液相烧结与锻件水平，但此技术发展时间尚短，对于一些材料的工艺路线探究尚有所欠缺，同时，由于需要脱脂和后处理过程，制造效率较低，因此在应用上存在一定局限。

2　钨合金增材制造技术对比分析

综合对比上述 5 种钨合金增材制造工艺的特征及优缺点，结果见表 1[32, 46, 50-53]。

对上述 5 种增材制造技术还可以按材料的成形机理进一步分为冷成形与热成形增材制造技术两大类。其中，SLM、LMD、EBSM 成形材料时是利用热量使材料完全熔融或烧结，属于热成形增材制造技术，BJP 与 PEP 技术则无需将材料完全熔融，而是使用黏合剂

表 1 钨合金增材制造技术与传统 LPS 技术的对比

Tab.1 Comparison between tungsten alloy additive manufacturing technology and traditional LPS technology

Additive technology	Is a high energy source required	Advantages	Disadvantages	Ref.
RSLM	Yes	No mold required; suitable for manufacturing small complex parts; high strength and hardness; high degree of design freedom	residual thermal stresses and cracks; low melting point alloy elements are easy to evaporate; low ductility; low material utilization	[32,46]
LMD	Yes	No mold required; suitable for manufacturing large and complex parts; high strength and hardness; additive parts can be repaired; high material utilization rate	Compared with SLM, the manufacturing speed is slower; low ductility; uneven microstructure; low melting point alloy elements are easy to evaporate	[32,50-51]
EBSM	Yes	No mold required; suitable for manufacturing small complex parts; manufactured in high vacuum environment to reduce material oxidation and pollution; high strength and hardness	The cost is high; it requires precise control of the electron beam and the process is complex; residual thermal stresses and cracks; the material utilization rate is low	[50-52]
BJP	No	No mold required; suitable for manufacturing small complex parts; low cost; avoids evaporation of low melting point alloy elements; high material utilization; high toughness	Long manufacturing cycle; residual adhesive; low strength; low ductility; possible voids and microcracks	[46,52-53]
PEP	No	No mold required; suitable for manufacturing small complex parts; low cost; high ductility; avoid evaporation of low melting point alloy elements; high material utilization rate	Long manufacturing cycle; residual adhesive; difficult process control	[32,52-53]
LPS	No	Suitable for refractory or irregular-shaped powder materials; the manufacturing process can be carried out at lower temperatures; high toughness and anti-friction properties	Requires molds; long manufacturing cycle; liquid phase formation may lead to uneven structure; process control is difficult	[32,51]

将各组分材料通过机械压缩等非热量方式实现材料的成形，成形过程中采用线扫描方式，相对于热成形增材技术的点扫描方式，成形速度较快，属于冷成形增材制造技术。对于热成形增材技术，因为成形过程中需要材料完全熔融，熔融粉末需要有良好的流动性才能实现精确的层层堆积，因此，其对原材料粉末的粉末特性，如颗粒形状、粒度及粒度分布等有更高的要求。

粉末材料常见的颗粒形状有球形、近球形、针状、片状及其他不规则形状等。不规则形状的颗粒往往具有更大的表面积，有利于增加烧结驱动，球形度较高的粉末颗粒则具有更好的流动性，送粉铺粉更均匀，热成形增材技术一般要求更高的球形度，有助于实现稳定的熔融过程，提升成形件的致密度及均匀度。而冷成形增材技术成形机理不依赖于粉末的流动性，不需要完全熔融材料，对粉末流动性和堆积密度要求较低，因此，冷成形技术不要求极高的球形度，为降低成本，也可选用球形度稍差的粉末材料。

一般来说，金属粉末的粒度越小，比表面积越大，烧结驱动力越大，越有利于烧结。此外，粉末粒度小，则相邻铺粉层之间连接更紧密，松装密度高，有利于提高成形后零件的致密度。但粉末粒度过小时，粉体易发生黏附团聚，在成形过程中出现球化现象，导致粉体流动性下降，无法形成连续平滑的熔池，影响成形质量。对于热成形技术，过粗或过细的粉末会影响熔池稳定性、层间粘接强度等。较窄的粒度分布有利于实现均匀的粉末铺展和熔融，因此，其需要选取粒度适中的粉末材料并要求粉末具有比较集中的粒度分布。通常 SLM 技术比较适合的粉末粒度为 15～53 μm，LMD 技术则对粉末粒度要求相对较宽，但通常采用 53～150 μm 的粉末材料，EBSM 技术使用电子束作为能量源，能量转换率较高，相对 SLM 可选用粒度较高的粉末，比较合适的粉末粒度为 53～150 μm[54]。而对于 BJP 和 PEP 技术，其需求的粉末特性主要为一定的可压缩性和黏结性，粉末粒度要求较低，且粒度分布较宽也不会对成形质量产生太大影响。

近年来，采用 SLM、LMD、EBSM、BJP 以及 PEP 技术均可实现质量分数 90% 及以上的钨合金的成形，工艺优化后成形件致密度可达到 99% 以上。以激光和电子束为能量源的 SLM、LMD 与 EBSM 在成形钨

合金时，成形件具有较高的强度，高于传统LPS制备钨材料成形件，但往往出现开裂等缺陷，塑性较低。BJP及PEP技术使用黏合剂将粉末材料黏结在一起，能耗小且成形温度较低，减少了温度梯度过大引起的开裂等缺陷，塑性相对较好，强度略微降低，但是制造出的成形件需要去除黏合剂并进行后处理以提高力学性能，制造周期较长。PEP技术是一种相对较新的技术，兼顾了较高的塑性和强度，但发展时期较短，成形件力学性能调控较难，应用上仍有一定的局限性。

如图6所示，结合各项技术在成形钨合金领域的研究进展，总结了国内外相关学者制备的钨合金成形件的伸长率及抗拉强度[34, 38, 40-41, 48- 49, 55-59]。由图可见，目前关于增材制造钨合金的研究主要集中于90W-7Ni-3Fe，采用增材制造技术制备的90W-7Ni-3Fe合金强度大多高于传统LPS制备的成形件，但塑性往往较低。其中，SLM、LMD制备的90W-7Ni-3Fe合金成形件伸长率一般低于7%，而加入Co元素对其合金化处理后，SLM制备的成形件强度和塑性都得到改善，抗拉强度可达1198 MPa，伸长率达9.5%。此外，EBSM技术制备的钨合金一般塑性也较差，国内外相关学者主要研究其致密度及显微硬度，因此关于抗拉强度和塑性的具体指标报道较少，有待进一步优化工艺或改进材料以改善其塑性。BJP和PEP虽可制备比传统LPS塑性更高的成形件，但由于工艺调控较为困难，产品的一致性有待进一步提升。

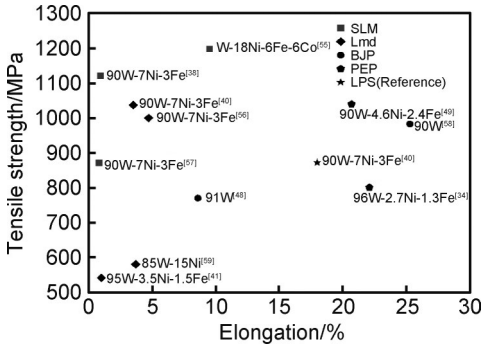


图6　国内外增材制造钨基合金力学性能研究总结[34,38,40-41,48-49,55-59]

Fig.6　Summary of research on mechanical properties of additively manufactured tungsten-based alloys at home and abroad[34,38,40-41,48-49,55-59]

3　增材制造钨合金成形件强韧化的影响因素

由于钨本身具有的高熔点、高脆性、高密度和高黏度等特性，增材制造成形钨材料时往往出现钨的球化聚集现象，导致成形件产生开裂、孔洞等缺陷[50, 60]，因此，在增材制造成形钨材料时需要对其进行强韧化处理，这些强韧化处理方式按机理可分为以下两类[32, 44, 61-67]：一是向均匀材料中加入硬质颗粒实现弥散强化，通过弥散的硬质微粒阻碍位错的运动，进而提高材料的强度，同时，弥散强化还可以起到细化晶粒并提升晶界总数的作用，使得晶界上的平均杂质元素含量降低，材料的韧性得以提高；二是通过向钨材料中加入Ni、Fe、Cu、Co、Cr、Mo、Mn等元素进行合金化处理，实现固溶强化或晶界强化，进而提升成形件的力学性能。

3.1　第二相颗粒对钨合金成形件组织和性能的影响

钨合金的弥散强化通常需要在制粉阶段即向基体中引入第二相颗粒。目前，弥散强化颗粒主要分为金属碳化物颗粒和稀土氧化物颗粒[68]。Cunningham等[69]通过采用SLM技术，对钨材料引入ZrC进行晶粒细化和NiFe作为黏结相，分别制备研究了W，W+0.5ZrC，W-3.5Ni-1.5Fe和W-3.5Ni-1.5Fe-0.5ZrC试样的微观组织。结果显示，与纯W相比，W合金的气孔更多，合金化可以通过增加孔隙率为代价减少裂纹，而相较于W-3.5Ni-1.5Fe，加入ZrC第二相颗粒的W-3.5Ni-1.5Fe-0.5ZrC试样气孔较少，NiFe合金增强相与ZrC颗粒的组合共同减轻了开裂，同时降低了孔隙度。此外，分别对比W、W+0.5ZrC以及W-3.5Ni-1.5Fe、W-3.5Ni-1.5Fe-0.5ZrC，发现加入ZrC颗粒的试样中晶粒明显细化，抗裂性显著提高。除引入金属碳化物作为弥散强化颗粒外，引入稀土氧化物颗粒也可以有效抑制钨的开裂。Hu等[70]选用SLM工艺对纯钨与氧化物弥散强化钨(O DS-W)进行了制备与比较研究，通过优化SLM工艺参数，成功制备出致密度98.3±0.3%的纯钨，但成形件仍存在微裂纹。为进一步探究稀土氧化物颗粒的强化机理，使用电子背散射衍射(EBSD)技术测定了成形件晶粒尺寸与晶粒取向差角，结果表明，纳米和微米尺度Y_2O_3颗粒的加入对钨晶粒细化效果并不明显，但Y_2O_3的加入能够通过形成大量低角度扭曲的钨晶粒来减少裂纹。

除ZrC与Y_2O_3外，钨材料中加入TiC[71]、La_2O_3[72]颗粒后成形也可以有效减少裂纹的产生，改善力学性能。其中，金属碳化物对材料的强化作用主要归因于金属碳化物粒子与基体金属之间存在着强烈的界面作用。这些界面能够有效地传递应力，并阻挡位错的运动，材料强度和硬度得以提升。此外，金属碳化物颗粒还可以作为异质成核点，促进微细晶粒的形成，进而改善材料力学性能。而稀土氧化物颗粒对材料的强化作用主要通过在基体材料中形成一个稳定的氧化物网络实现，这些氧化物颗粒可以抑制位错的运

动及裂纹的扩展，同时，稀土氧化物颗粒通常分布在晶界上，能够净化晶界并阻止晶界滑移，从而提高材料的强度。

3.2 合金化对钨合金成形件组织和性能的影响

合金化也是成形钨合金时常见的强韧化方法，即向钨中添加其他合金元素以改善其性能。这些合金元素可以通过多种机制强化钨合金成形件，提高其各项力学性能。目前，常用的高比重钨合金为W-Ni-Fe和W-Ni-Cu两大类，Ni的加入可以有效降低W的烧结温度，在增材制造钨合金时形成一种类似于粉末冶金中活化烧结的过程，同时由于烧结温度降低还可以防止增材制造过程中W晶粒过度长大，但Ni和W之间容易生成WNi_4脆性相，而加入Fe和Cu可以通过降低W在Ni中的溶解度减少WNi_4脆性相的产生，起到改善成形件力学性能的作用[8,73]，但W质量分数较高时，增材制造过程中仍容易产生裂纹等缺陷。针对此问题，国内外相关学者通过向合金中进一步加入Cr[74]、Co[62]、Mo[75]等元素有效地抑制了裂纹等缺陷的扩展，成功制备了致密度更高、力学性能更优异的钨合金成形件。

Chen等[55]通过SLM技术，制备了W-6Ni-2Fe-2Co（W90）、W-12Ni-4Fe-4Co（W80）以及W-18Ni-6Fe-6Co（W70）复合材料，并探讨了激光工艺参数和化学成分对致密化、微观结构、相及拉伸性能的影响。实验结果表明，随着激光能量密度的增加，复合材料的致密度提高，其中，W70复合材料几乎实现了全致密，没有裂纹和孔洞，拉伸性能显著提高，最高抗拉强度达到1198 MPa，伸长率为9.5%，相对SLM制备的W-Ni-Fe合金，塑性得到了极大改善。Xue等[76]采用SLM技术研究了铌合金化钨（W-5Nb）的增材制造过程。Nb的加入形成了W-Nb固溶相，有效提高了晶界间的结合强度并抑制了微裂纹的形成，在397 J/mm^{3}的能量密度下，成功制造出相对密度达到98%的W-5Nb样品。合金化处理在增材制造钨合金方面展现了极大的潜力，将为减少成形件缺陷、改善力学性能提供更广阔的发展空间。

4 结束语

当前，钨合金的增材制造主要采用激光作为能量源进行材料的熔化成形，其基本能够实现复杂零件的近净成形。然而，增材制造过程中也存在一些问题，如成形件致密度不足、组织不均匀以及表面易产生开裂等，限制了最终产品性能的提升。为优化钨合金的增材制造工艺，有必要深入探究各成形工艺并实施精确的工艺监控，以提高成形件的产品质量，并最终促进钨合金在工业中的深入应用。相比较而言，采用粉末冶金与3D打印相结合的PEP技术在制备具有高塑性、高强度、形状复杂的钨合金零部件上有较大优势，可以有效避免试样产生开裂等缺陷，是一种较理想的成形方式，但其工艺探索尚未成熟，在成形件性能调控上具有一定的难度。同时，SLM技术作为现今增材制造钨合金零部件的主流技术，在进行第二相强化及合金化处理以改善成形件力学性能方面具有极大的潜力。

增材制造技术为钨合金的制备提供了广泛的研究和应用机会，本文认为增材制造钨合金将在以下几个方面产生更优异的表现。

（1）成分优化：随着钨合金在航空、能源和化工等高温、腐蚀性环境中的需求不断增加，钨合金的成分和微观结构的优化将是下一步研究的关键。通过细化合金元素比例以及引入新的合金元素，可以进一步提升钨合金的力学性能和熔化特性，获得力学性能更优异的成形件。

（2）工艺参数控制：精确控制增材制造技术的工艺参数是提高钨合金零部件质量的关键。未来还需要深入研究优化激光功率、扫描速度、层厚、扫描策略等参数，以减少裂纹、孔洞和其他缺陷，提高打印件的致密度和打印一致性。

（3）后处理技术：增材制造成形后的热处理、表面处理和机械加工等后处理技术对改善钨合金零件的综合性能至关重要，在改进热处理工艺以消除残余应力、开发新的表面改性方法以增加打印件的表面质量和耐磨性领域还需要进一步探究。

（4）多材料打印技术：多材料打印技术的发展，可以实现钨合金与其他金属或陶瓷材料的复合打印，以获得具有特定功能梯度或增强界面性能的复杂组件。

（5）智能制造集成：将增材制造与人工智能和机器学习相结合，可以实现制造过程的实时监控和自适应控制。通过预测模型和反馈循环，可以在打印过程中自动调整参数以确保零件质量。

参考文献

[1] LI L, LIU Z, LIU Y. Corrosion performance of W-Ni-Cu and W-Ni-Fe alloys[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2018, 47(6): 1708-1715.

[2] 范景莲, 刘涛, 成会朝, 等. 钨基合金穿、破甲材料的研究进展[J]. 中国钨业, 2007, 22(1): 25-29.
FAN J L, LIU T, CHENG H C, et al. Technology advancement of tungsten-based alloy in armor-piercing and armor-exploding[J]. China Tungsten Industry, 2007, 22(1): 25-29.

[3] OMOLE S, LUNT A, KIRK S, et al. Advanced processing and machining of tungsten and its alloys[J]. Journal of Manufacturing and Materials Processing, 2022, 6(1): 1-21.

[4] NAUJOKS D, ASMUSSEN K, BESSENRODT-WEBERPALS M, et al. Tungsten as target material in fusion devices[J]. Nuclear Fusion, 1996, 36(6): 671-685.

[5] 全嘉林, 梁争峰, 闫峰. 防空反导战斗部用钨基高比重合金研究进展[J]. 兵器装备工程学报, 2020, 41(2): 94-99.
QUAN J L, LIANG Z F, YAN F. Research progress of tungsten alloy materials for air defense and antimissile warhead[J]. Journal of Ordnance Equipment Engineering, 2020, 41(2): 94-99.

[6] 吴世永, 李慧. 钨合金弹侵彻运动双层靶板的数值模拟研究[J]. 兵器装备工程学报, 2020, 41(10): 58-62.
WU S Y, LI H. Numerical simulation study of tungsten alloy projectile penetrating moving double-layer target[J]. Journal of Ordnance Equipment Engineering, 2020, 41(10): 58-62.

[7] 刘天昕. 镍-钨-铜复合材料的制备及其性能研究[D]. 太原: 太原科技大学, 2023.
LIU T X. Preparation and properties of nickel-tungsten-copper composites [D]. Taiyuan: Taiyuan University of Science and Technology, 2023.

[8] 李纯, 张玮, 周昱昭, 等. 增材制造 W-Ni-Fe 系高比重合金的研究进展[J]. 稀有金属材料与工程, 2021, 50(8): 3011-3019.
LI C, ZHANG W, ZHOU Y Z, et al. Research progress of additive manufacturing of W-Ni-Fe heavy alloys[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2021, 50(8): 3011-3019.

[9] GERMAN R M, BOURGUIGNON L L, RABIN B H. microstructure limitations of high tungsten content heavy alloys [J]. JOM, 1985,37(8): 36-39.

[10] 刘希星. 国内钨及钨合金的研究新进展[J]. 世界有色金属, 2019(15): 142-144.
LIU X X. Research and new development of domestic tungsten and tungsten alloys[J]. World Nonferrous Metals, 2019(15): 142-144.

[11] 苏旭文. 高比重 W-Ni-Fe 合金的制备与性能研究[D]. 西安: 西安石油大学, 2023.
SU X W. Preparation and properties of high specific gravity W-Ni-Fe alloy[D]. Xi'an: Xi'an Shiyou University, 2023.

[12] 吴泽卫, 徐英鸽, 李明. 高密度钨合金的研究现状[J]. 热加工工艺, 2014, 43(12): 5-7.
WU Z W, XU Y G, LI M. Research status of high-density tungsten alloy[J]. Hot Working Technology, 2014, 43(12): 5-7.

[13] SUDHA G T, STALIN B, RAVICHANDRAN M, et al. Mechanical properties, characterization and wear behavior of powder metallurgy composites-a review[J]. Materials Today: Proceedings, 2020, 22: 2582-2596.

[14] EL-HADEK M, KAYTBAY S. Characterization of copper carbon composites manufactured using the electroless precipitation process [J]. Materials and Manufacturing Processes, 2013, 28(9): 1003-1008.

[15] 蒯腾飞, 宋浦, 姜炜, 等. 弹药战斗部增材制造技术研究现状与展望[J]. 火炸药学报, 2023, 46(3): 199-213.
KUAI T F, SONG P, JIANG W, et al. Research status and prospects of additive manufacturing for warhead[J]. Chinese Journal of Explosives & Propellants, 2023, 46(3): 199-213.

[16] 温家浩, 杨中桂, 丁永春, 等. 选区激光熔化增材制造技术研究现状与展望[J]. 金属加工(热加工), 2023(10): 14-19.
WEN J H, YANG Z G, DING Y C, et al. Research status and prospect of selective laser melting additive manufacturing technology[J]. MW Metal Forming, 2023(10): 14-19.

[17] 章佳窈. 钨合金选区激光熔化的吸收行为模拟及实验研究[D]. 南京: 南京航空航天大学, 2020.
ZHANG J Y. Simulation and experimental study on the absorption behavior of tungsten alloy based on selective laser melting [D]. Nanjing: Nanjing University of Aeronautics and Astronautics, 2020.

[18] 胡娟, 高银涛, 吕新峰, 等. 激光粉末床熔融 GH4169 合金成形工艺及性能研究[J]. 热加工工艺, 2023, 52(24): 141-145.
HU J, GAO Y T, LYU X F, et al. Research on forming process and properties of GH4169 alloy manufactured by laser powder bed fusion[J]. Hot Working Technology, 2023, 52(24): 141-145.

[19] 谢英星, 戚文军, 王成勇, 等. 激光选区熔化 WC ^{12}Co 复合材料成形工艺与性能研究[J]. 应用激光, 2022, 42(4): 63-71.
XIE Y X, QI W J, WANG C Y, et al. Study on the forming process and properties of WC ^{12}Co compositefabricated by selective laser melting[J]. Applied Laser, 2022, 42(4): 63-71.

[20] 陈楠, 李瑞迪, 袁铁锤, 等. 激光选区熔化 GH3536 镍基高温合金组织与性能研究[J]. 稀有金属, 2023, 47(5): 679-691.
CHEN N, LI R D, YUAN T C, et al. Microstructure and properties of GH3536 nickel-based superalloys by selective laser melting [J]. Chinese Journal of Rare Metals, 2023, 47(5): 679-691.

[21] 甘杰, 何林, 李强, 等. 93W-5Ni-2Fe 高密度钨合金冲击韧性关键影响因素研究[J]. 材料导报, 2020, 34(增刊 1): 304-306.
GAN J, HE L, LI Q, et al. The research of key factors for impact toughness of 93W-5Ni-2Fe alloys[J]. Materials Reports, 2020, 34(Suppl 1): 304-306.

[22] 杨晓青, 李雪梅, 唐鑫鑫, 等. 93W-4.9Ni-2.1Fe 合金的力学性能及断裂行为研究[J]. 中国钨业, 2022, 37(2): 60-66.
YANG X Q, LI X M, TANG X X, et al. Study on mechanical properties and fracture behavior of 93W-4.9Ni-2.1Fe tungsten heavy alloy[J]. China Tungsten Industry, 2022, 37(2): 60-66.

[23] 郭鑫涛, 杨亚琴, 蔺温杰, 等. 难熔金属材料增材制造工艺研究进展[J]. 铜业工程, 2023(6): 1-12.
GUO X T, YANG Y Q, LIN W J, et al. Advances in additive manufacturing processes for refractory metal materials[J]. Copper Engineering, 2023(6): 1-12.

[24] 张新, 林小辉, 高选乔, 等. 增材制造难熔金属材料及其应用研究进展[J]. 粉末冶金工业, 2022, 32(3): 18-22.
ZHANG X, LIN X H, GAO X Q, et al. Refractory metal materials made by additive manufacturing and its application progress [J]. Powder Metallurgy Industry, 2022, 32(3): 18-22.

[25] ZHANG D, CAI Q, LIU J, et al. Research on process and microstructure formation of W-Ni-Fe alloy fabricated by selective laser melting [J]. Journal of Materials Engineering and Performance,

2011,20(6): 1049-1054.

[26] ZHOU S, WANG L, LIANG Y J, et al. A strategy to achieve high-strength WNiFe composite-like alloys with low W content by laser melting deposition[J]. Materials & Design, 2020, 190: 108554.

[27] JIAO Z, KANG R, DONG Z, et al. Microstructure characterization of W-Ni-Fe heavy alloys with optimized metallographic preparation method[J]. International Journal of Refractory Metals and Hard Materials, 2019, 80: 114-122.

[28] ZHANG D, CAI Q, LIU J, et al. Microstructural evolvement and formation of selective laser melting W-Ni-Cu composite powder [J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2013, 67(9): 2233-2242.

[29] WANG M, LI R, YUAN T, et al. Selective laser melting of W-Ni-Cu composite powder: densification, microstructure evolution and nano-crystalline formation[J]. International Journal of Refractory Metals and Hard Materials, 2018, 70: 9-18.

[30] ENNETI R K, MORGAN R, ATRE S V. Effect of process parameters on the selective laser melting (SLM) of tungsten[J]. International Journal of Refractory Metals and Hard Materials, 2018, 71: 315-319.

[31] 杨广宇,杨鹏伟,刘楠,等. 电子束选区熔化成形纯钨的显微组织与晶体取向[J]. 稀有金属材料与工程, 2019, 48(8): 2580-2584.
YANG G Y, YANG P W, LIU N, et al. Microstructure and crystal orientation of pure tungsten fabricated by selective electron beam melting[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2019, 48(8): 2580-2584.

[32] TALIGNANI A, SEEDE R, WHITT A, et al. A review on additive manufacturing of refractory tungsten and tungsten alloys[J]. Additive Manufacturing, 2022, 58: 103009.

[33] 魏青松,衡玉花,毛贻椐,等. 金属黏结剂喷射增材制造技术发展与展望[J]. 包装工程, 2021, 42(18): 103-119, 12.
WEI Q S, HENG Y H, MAO Y W, et al. Development and prospect of metal binder jetting additive manufacturing technology[J]. Packaging Engineering, 2021, 42(18): 103-119, 12.

[34] HU Z, LIU Y, QIAN Z, et al. The preparation of high-performance 96W-2.7Ni-1.3Fe alloy parts by powder extrusion 3D printing[J]. Materials Science and Engineering: A, 2021, 817: 141417.

[35] 张莹莹,熊宁,王学兵,等. 增材制造制备钨及钨合金材料研究进展[J]. 稀有金属, 2023, 47(5): 647-663.
ZHANG Y Y, XIONG N, WANG X B, et al. Research progress of tungsten and tungsten alloys prepared by additive manufacturing technology[J]. Chinese Journal of Rare Metals, 2023, 47(5): 647-663.

[36] 李俊峰,魏正英,薛凌峰. 93W-7Ni激光粉末床熔融增材制造研究[J]. 稀有金属材料与工程, 2023, 52(8): 2783-2790.
LI J F, WEI Z Y, XUE L F. Laser powder bed fusion additive manufacture of 93W-7Ni alloy[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2023, 52(8): 2783-2790.

[37] 闫岸如,刘学胜,王智勇,等. 选区激光熔化成形W-Ni-Cu的成形工艺及热物理性能[J]. 光学 精密工程, 2019, 27(5): 1024-1032.
YAN A R, LIU X S, WANG Z Y, et al. Process parameters and thermal physical properties of W-Ni-Cu composite fabricated using selective laser melting[J]. Optics and Precision Engineering, 2019, 27(5): 1024-1032.

[38] LI J, WEI Z, ZHOU B, et al. Densification, microstructure and properties of 90W-7Ni-3Fe fabricated by selective laser melting [J]. Metals, 2019, 9(8): 884.

[39] LI C, MA S, LIU X, et al. Microstructures and properties of 80W-20Fe alloys prepared using laser melting deposition process[J]. International Journal of Refractory Metals and Hard Materials, 2018, 77: 113-119.

[40] WANG Y P, MA S Y, YANG X S, et al. Microstructure and strengthening mechanisms of 90W-7Ni-3Fe alloys prepared using laser melting deposition[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2020, 838: 155545.

[41] GUO M, HUANG G, XI L, et al. Effects of laser printing parameters on molten pool formation, microstructure evolution and mechanical properties of laser directed energy deposition of difficult-to-process tungsten heavy-alloy[J]. CIRP Journal of Manufacturing Science and Technology, 2022, 39: 401-413.

[42] 杨鹏伟. 纯钨电子束选区熔化成形工艺的研究[D]. 沈阳: 东北大学, 2019.
YANG P W. Research on selective electron beam melting of pure tungsten[D]. Shenyang: Northeastern University, 2019.

[43] XIAO B, JIA W, TANG H, et al. Microstructure and mechanical properties of a newly developed WTaRe refractory alloy by selective electron beam melting[J]. Additive Manufacturing, 2022, 54: 102738.

[44] 杨广宇,陈靖海,刘楠,等. 线能量密度对电子束增材制造W-Ni-Fe合金致密化过程的影响[J]. 材料热处理学报, 2019, 40(9): 77-82.
YANG G Y, CHEN J H, LIU N, et al. Effect of linear energy density on densification process of W-Ni-Fe alloy fabricated by selective electron beam melting[J]. Transactions of Materials and Heat Treatment, 2019, 40(9): 77-82.

[45] LI Y, KAN W, ZHANG Y, et al. Microstructure, mechanical properties and strengthening mechanisms of IN738LC alloy produced by electron beam selective melting[J]. Additive Manufacturing, 2021, 47: 102371.

[46] M P. Additive manufacturing of tungsten carbide hardmetal parts by selective laser melting (SLM), selective laser sintering (SLS) and binder jet 3D printing (BJ3DP) techniques[J]. Lasers in Manufacturing and Materials Processing, 2020, 7(3): 338-371.

[47] ENNETI R K, PROUGH K C. Effect of binder saturation and powder layer thickness on the green strength of the binder jet 3D printing (BJ3DP) WC-12%Co powders[J]. International Journal of Refractory Metals and Hard Materials, 2019, 84: 104991.

[48] STAWOVY M T, MYERS K, OHM S. Binder jet printing of tungsten heavy alloy[J]. International Journal of Refractory Metals and Hard Materials, 2019, 83: 104981.

[49] HU Z, LIU Y, WU J, et al. The simultaneous improvement of

strength and ductility of the 93W-4.6Ni-2.4Fe prepared by additive manufacturing *via* optimizing sintering post-treatment [J]. Additive Manufacturing, 2021, 46: 102216.

[50] MANIKANDAN R, RAJA ANNAMALAI A. Tungsten heavy alloys processing *via* microwave sintering, spark plasma sintering, and additive manufacturing: a review [J]. Processes, 2022, 10 (11): 2352.

[51] RAMAKRISHNAN T, KUMAR A, KUMAR T S, et al. Crack-free tungsten fabricated *via* laser powder bed fusion additive manufacturing [J]. Advanced Functional Materials, 2024, 34 (12): 2309304.

[52] 肖邦,贾文鹏,王建,等. 增材制造难熔高熵合金综述[J]. 稀有金属材料与工程,2023,52(9): 3056-3064.
XIAO B, JIA W P, WANG J, et al. Review on additively manufactured refractory high-entropy alloys [J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2023, 52(9): 3056-3064.

[53] PAN S H, YAO G C, CUI Y N, et al. Additive manufacturing of tungsten, tungsten-based alloys, and tungsten matrix composites [J]. Tungsten, 2023, 5(1): 1-31.

[54] 许德,高华兵,董涛,等. 增材制造用金属粉末研究进展[J]. 中国有色金属学报,2021,31(2): 245-257.
XU D, GAO H B, DONG T, et al. Research progress of metal powder for additive manufacturing [J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2021, 31(2): 245-257.

[55] CHEN H, ZI X, HAN Y, et al. Microstructure and mechanical properties of additive manufactured W-Ni-Fe-Co composite produced by selective laser melting [J]. International Journal of Refractory Metals and Hard Materials, 2020, 86: 105111.

[56] 马诗雨. 激光熔化沉积钨合金的组织与性能研究[D]. 北京: 北方工业大学,2019.
MA S Y. Microstructure and properties of laser melting deposited tungsten alloy [D]. Beijing: North China University of Technology, 2019.

[57] IVEKOVIĆ A, MONTERO-SISTIAGA M L, VANMEENSEL K, et al. Effect of processing parameters on microstructure and properties of tungsten heavy alloys fabricated by SLM [J]. International Journal of Refractory Metals and Hard Materials, 2019, 82: 23-30.

[58] NIGARURA S, SHAH R, KARHUMAA T, et al. Manufacturing process and mechanical properties of BJ3DP tungsten heavy alloy components [J]. International Journal of Refractory Metals and Hard Materials, 2022, 108: 105954.

[59] WANG G, SUN X, HUANG M, et al. Influence of processing parameters on the microstructure and tensile property of 85 W-15Ni produced by laser direct deposition [J]. International Journal of Refractory Metals and Hard Materials, 2019, 82: 227-233.

[60] 刘震,尤畅,刘世昌,等. 增材制造钨基合金的研究进展[J]. 铸造,2023,72(7): 781-793.
LIU Z, YOU C, LIU S C, et al. Research progress of tungsten-based alloys for additive manufacturing [J]. Foundry, 2023, 72 (7): 781-793.

[61] 李洲,魏世忠,徐流杰,等. 第二相强化钨合金的制备方法与性能综述[J]. 中国钨业,2022,37(3): 56-69.
LI Z, WEI S Z, XU L J, et al. Review of preparation methods and properties of second phase reinforced tungsten alloys [J]. China Tungsten Industry, 2022, 37(3): 56-69.

[62] 王军. 高性能钨合金制备技术研究现状[J]. 有色金属材料与工程,2019,40(4): 53-60.
WANG J. Research status on preparation techniques of high-performance tungsten alloys [J]. Nonferrous Metal Materials and Engineering, 2019, 40(4): 53-60.

[63] 马运柱,刘文胜,贺平华. Co添加对固溶淬火态钨基合金微观结构和性能的影响[J]. 中国有色金属学报,2011,21(5): 1016-1020.
MA Y Z, LIU W S, HE P H. Effects of Co addition on microstructure and properties of tungsten-based alloys by solid-solution and water-quenching [J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2011, 21(5): 1016-1020.

[64] 王瑞欣,郭志猛,罗骥,等. 弥散强化钨镍铁高比重合金的制备及性能研究[J]. 稀有金属,2017,41(1): 20-24.
WANG R X, GUO Z M, LUO J, et al. Preparation and properties of dispersion strengthening W-Ni-Fe heavy alloy [J]. Chinese Journal of Rare Metals, 2017, 41(1): 20-24.

[65] 杨世民,范景莲. 铈、镧、钇、铼、钾对钨材料的强化机制探讨[J]. 硬质合金,2015,32(1): 19-23.
YANG S M, FAN J L. Discussion on strengthening mechanism of lanthanum, cerium, yttrium, rhenium, potassium on tungsten materials [J]. Cemented Carbide, 2015, 32(1): 19-23.

[66] 孙志雨,范景莲,李鹏飞,等. 添加微量TiC对钨的性能与显微组织的影响[J]. 中国有色金属学报,2015,25(1): 80-85.
SUN Z Y, FAN J L, LI P F, et al. Effect of microscale TiC on performance and microstructure of tungsten [J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2015, 25(1): 80-85.

[67] 范景莲,周强,韩勇,等. La_2O_3对超细钨复合粉末烧结性能与钨合金显微组织的影响[J]. 粉末冶金材料科学与工程,2014,19 (3): 439-445.
FAN J L, ZHOU Q, HAN Y, et al. Influence of La_2O_3 on sintering performance of ultrafine W composite powders and microstructure of W alloy [J]. Materials Science and Engineering of Powder Metallurgy, 2014, 19(3): 439-445.

[68] LIU R, XIE Z M, HAO T, et al. Fabricating high performance tungsten alloys through zirconium micro-alloying and nano-sized yttria dispersion strengthening [J]. Journal of Nuclear Materials, 2014, 451(1/2/3): 35-39.

[69] CUNNINGHAM W S, LANG E, SPROUSTER D, et al. Alloying effects on the microstructure and properties of laser additively manufactured tungsten materials [J]. Materials Science and Engineering: A, 2024, 914: 147110.

[70] HU Z, ZHAO Y, GUAN K, et al. Pure tungsten and oxide dispersion strengthened tungsten manufactured by selective laser melting: microstructure and cracking mechanism [J]. Additive Manufacturing, 2020, 36: 101579.

[71] EL-ATWANI O, CUNNINGHAM W S, ESQUIVEL E, et al. *In-situ* irradiation tolerance investigation of high strength ultrafine

tungsten-titanium carbide alloy[J]. Acta Materialia, 2019, 164: 547-559.

[72] LIU L, LI S, LIU D, et al. Surface damages of polycrystalline W and La_2O_3-doped W induced by high-flux He plasma irradiation [J]. Journal of Nuclear Materials, 2018, 501: 275-281.

[73] ZHANG D Q, LIU Z H, CAI Q Z, et al. Influence of Ni content on microstructure of W-Ni alloy produced by selective laser melting[J]. International Journal of Refractory Metals and Hard Materials, 2014, 45: 15-22.

[74] LIU W, MA Y, HUANG B. Influence of minor elements additions on microstructure and properties of 93W-4.9Ni-2.1Fe alloys [J]. Bulletin of Materials Science, 2008, 31(1): 1-6.

[75] PANCHAL A, NANDY T K. Effect of composition, heat treatment and deformation on mechanical properties of tungsten heavy alloys [J]. Materials Science and Engineering: A, 2018, 733: 374-384.

[76] XUE J, FENG Z, TANG J, et al. Selective laser melting additive manufacturing of tungsten with niobium alloying: microstructure and suppression mechanism of microcracks[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2021, 874: 159879.

基金项目:佛山市人民政府科技创新专项基金(BK21BE015)

收稿日期:2024-03-19;**录用日期**:2024-05-10

通讯作者:张升(1984—),男,教授,博士,研究方向为金属增材制造材料、工艺、装备及应用,联系地址:北京市海淀区学院路30号(100083),E-mail: zhangsheng@ustb.edu.cn;张沫(1994—),男,助理工程师,硕士,研究方向为先进制造技术,联系地址:北京市朝阳区北苑一号院(100012),E-mail: zhangmo06020812@163.com

(本文责编:张宝玲)