



基于选区激光熔化的金属零件

快速成形现状与技术展望*

Research Status and Technical Prospect of Rapid Manufacturing of Metallic Part
by Selective Laser Melting

南京航空航天大学材料科学与技术学院 顾冬冬 沈以赴



顾冬冬

工学博士,南京航空航天大学材料科学与技术学院教授、德国亚琛工业大学 Fraunhofer 激光技术研究所“洪堡学者”。近年来主持及承担德国洪堡基金、国家自然科学基金、航空科学基金、江苏省自然科学基金等项目近 10 项。

* 国家自然科学基金(51104090、51054001)、航空科学基金(2010ZE52053)、江苏省自然科学基金(BK2009374)及德国洪堡基金资助。

金属零件激光快速成形研究涉及粉体材料制备与表征、激光工艺控制与优化、成形零件结构设计与优化以及激光冶金物理化学理论,是激光技术、材料科学与工程、机械工程、冶金工程等多学科交叉与融合,因此是一个富有开放性和挑战性的研究领域。目前,对于金属零件选区激光熔化快速成形的材料、工艺及理论的研究,尚有很多方面未获得本质突破。对于该领域诸多新材料、新工艺、新现象及新理论的深入研究与发掘,是实现激光快速成形技术走向工程应用的基础。

近年来,激光、电子束、等离子体等多种新能源载体的引入,形成多种新型特种成形技术。基于材料逐层叠加成形的激光快速制造(Rapid Manufacturing, RM)技术是其中的重要代表,被美国科学基金会认为是 20 世纪制造技术的一项重大创新^[1]。RM 技术的突出优势

体现在于^[2]:(1)突破了传统的材料变形成形和去除成形的思路,成形过程无需工装夹具或模具的支持,具有成形灵活性以及节约时间和成本等优势;(2)易于实现“近净成形”的材料加工新理念,特别适于制造具有复杂结构的金属零件,以满足航空、航天、国防及生物医学等领

域限量订单需求或特别定制化要求;(3)RM成形材料利用率高,制造周期短,生产成本低;(4)从冶金学角度, RM成形零件可具有微细、均匀的激光快速凝固组织,成形件综合机械性能优异。

目前, RM技术已形成2类稳定的成形工艺:一类是基于自动送粉的激光熔化沉积(Laser Melting Deposition, LMD)技术,是在激光熔覆技术基础上发展起来的,利用激光熔化同步供给的金属粉末,采用特制的喷嘴在沉积基板上逐层沉积而成形零件^[3];另一类是基于自动铺粉的选区激光熔化(Selective Laser Melting, SLM)或选区激光烧结(Selective Laser Sintering, SLS)技术,可根据待加工零件的计算机辅助设计模型,利用高能激光熔化处于松散状态的粉末薄层(厚度通常 $<100\mu\text{m}$),通过逐层铺粉、逐层熔凝堆积的方式,成形任意形状高致密度三维零件^[4]。LMD过程中喷嘴形成的熔池尺寸通常以毫米计,故沉积层厚度也为毫米尺度,其增材制造效率要高于SLM/SLS工艺,故LMD技术适合制造尺寸较大的金属构件。但就成形精度而言, LMD通常低于SLM/SLS,属于“近净成形”制造,成形件仍需要一定的后续机加工。相对而言,目前SLM/SLS技术已独立发展为RM技术的重要分支,并具有其独特优势——因激光聚焦光斑及铺粉厚度精细化(目前最低铺粉厚度可达 $20\mu\text{m}$),故制造精度高,可实现薄壁及精密结构件的直接“净成形”,在中小型工模具、复杂结构件、生物材料和构件的直接制造等方面的应用正日趋受到关注^[5]。

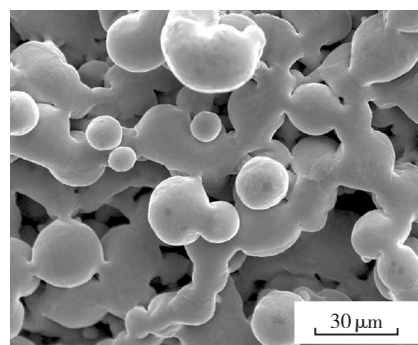
成形机制重要转变

选区激光熔化(SLM)/选区激光烧结(SLS)常被用来描述基于粉床逐层铺粉、激光逐层熔凝的快速成形技术。SLS技术于上世纪80年代末诞生于美国德州大学奥斯汀分校(University

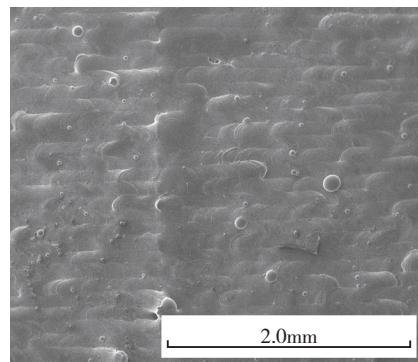
of Texas at Austin),最初所用成形材料一般为树脂、尼龙等低熔点材料,用以制作一些展示型原型构件^[6];从20世纪90年代中期开始, SLS技术用以成形金属及合金构件^[7]。选区激光烧结,顾名思义,所采用的冶金机制为液相烧结机制,成形过程中粉体材料发生部分熔化,粉体颗粒保留其固相核心,并通过后续的固相颗粒重排、液相凝固粘接实现粉体致密化。SLS工艺采用半固态液相烧结机制,粉体未发生完全熔化,虽可在一定程度上降低成形材料积聚的热应力,但成形件中含有未熔固相颗粒,直接导致孔隙率高、致密度低、拉伸强度差、表面粗糙度高等工艺缺陷。特别是,在SLS半固态成形体系中,固液混合体系粘度通常较高,导致熔融材料流动性差,将出现SLS快速成形工艺特有的冶金缺陷——“球化”效应^[8]。球化现象不仅会增加成形件表面粗糙度,更会导致铺粉装置难以在已烧结层表面均匀铺粉后续粉层,从而阻碍SLS过程顺利开展。

为获取全致密的激光成形件,同时也受益于2000年之后激光快速成形设备的长足进步(表现为先进高能光纤激光器的使用、铺粉精度的提高等),粉体完全熔化的冶金机制被用于金属构件的激光快速成形。例如,德国著名的快速成形公司EOS公司,是世界上较早开展金属粉末激光烧结的专业化公司,主要从事SLS金属粉末、工艺及设备研发。该公司最早生产的EOSINT M 250型烧结设备,装配 CO_2 激光,采用半固态液相烧结机制成形金属构件,为此配套开发了DirectMetal、DirectSteel等专用多组分金属粉体材料,以实现该冶金成形机制;而该公司新近研发的EOSINT M 270/280型设备,虽继续沿用“烧结”这一表述,但已装配200W光纤激光器,并采用完全熔化的冶金机制成形金属构件,成形性能得以显著提高。目前,作为SLS技术的延伸, SLM技

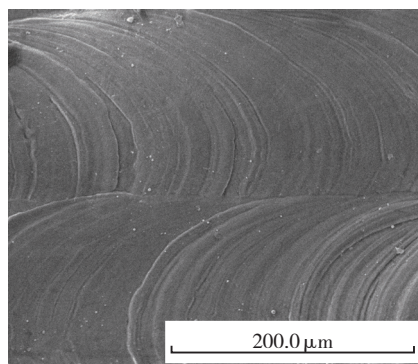
术正在德国、英国等欧洲国家蓬勃发展。即便继续沿用“选区激光烧结”(SLS)这一表述,实际所采用的成形机制已转变为粉体完全熔化机制。作为比较,瑞士Bern大学Fischer等学者基于半固态液相烧结机制获得的工业纯钛SLS成形件表面具有大量孔隙(见图1(a))^[9];而本文作者的研究工作则基于完全熔化机制制备工业纯钛SLM成形件,其表面完全致密、光洁度高(见图1(b)),高倍电镜下可见均匀连续的液相流动形态(见图1(c))^[10]。



(a) SLS表面形貌



(b) SLM表面低倍形貌

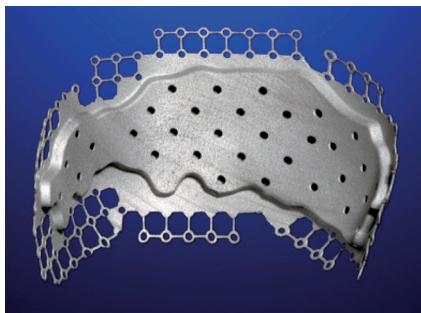


(c) SLM表面高倍形貌

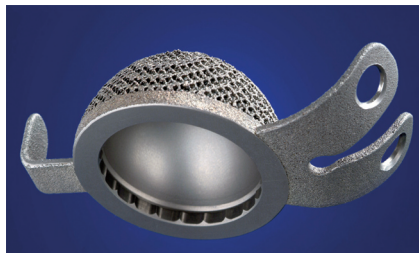
图1 工业纯钛粉末SLS与SLM成形件表面形貌对比

典型金属零件 SLM 成形： 材料、工艺及机理

Ti 基合金因其独特的化学、机械性能及良好的生物相容性,主要应用于航空航天和生物医学领域,是激光快速成形较常采用的合金材料。而经 SLM 净成形的构件,成形精度高,综合力学性能优,可直接满足实际工程应用,故在生物医学移植体制造领域具有重要的应用。图 2 为德国 Fraunhofer 激光技术研究所利用 SLM 技术制造的 Ti6Al4V 头盖骨(见图 2(a))和关节窝(见图 2(b))生物移植体,SLM 成形件拉伸强度大于 1000MPa,断裂延伸率可达 12%,综合力学性能优于美国材料与试验协会标准 ASTM 对相关制品的性能要求。对 SLM 成形的 Ti6Al4V 试件显微结构及机械性能研究表明^[11],激光熔化快速凝固过程可形成独特的 hcp 马



(a) 头盖骨



(b) 关节窝

图2 利用SLM制造的钛合金生物移植体

氏体组织,故 SLM 成形件的拉伸强度高于相应铸锻件;后续热处理可使亚稳态马氏体向 $\alpha - \beta$ 两相转变,可使延展性提高,但强度略有降低。钛合金 SLM 成形件显微结构的稳定,有助于其延展性的提高。因此通过工艺一

组织—性能相关性研究及评价,可获取全致密、组织可控且力学性能优异的钛合金 SLM 成形零件。

Ni 基合金(如 Inconel625、718 和 Rene41、88DT)因其综合性能(包括拉伸性能、蠕变极限、耐腐蚀/抗氧化性能等)优异,目前已用于制造航空发动机、燃气轮机中的高性能部件。图 3 所示为 Inconel 718 粉末经 SLM 加工完毕后,在粉床中去除粉末,即可见所制造的盘类零件,而剩余粉末可重复使用。作为沉淀强化型超合金, Rene 合金强度的提升主要是因 LL_2 有序型金属间化合物 $Ni_3(Al,Ti) \gamma'$ 相的形成。Rene 合金中, Al 和 Ti 元素的总量约为 6%^[12-13]。Inconel 合金为添加 Nb 元素的 Ni 基超合金,可通过固溶强化或析出强化提高其高温强度。在沉淀强化型合金中,可望形成 DO_{22} 有序 γ'' 相或 LL_2 有序 γ' 相的均匀微细弥散^[14]。然而,由于合金化元素和 γ'/γ'' 形成元素含量较高,在 Ni 基合金 SLM 成形过程中,微裂纹形成甚至开裂倾向明显。图 4 所示为英国 Loughborough 大学快速制造研究中心对 Waspaloy 镍基高温合金 SLM 裂纹形成机制的研究结果^[15]。



图3 Inconel 718粉末SLM成形试件

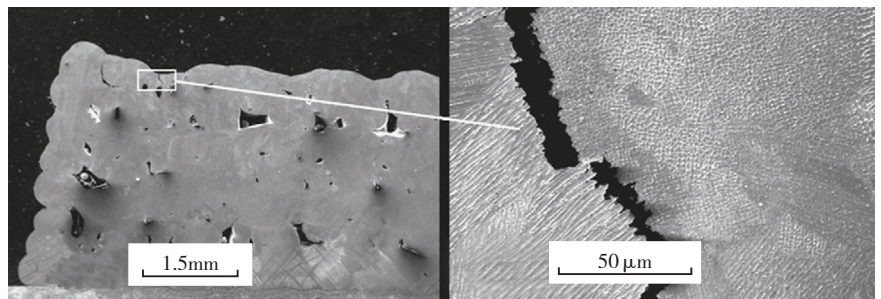
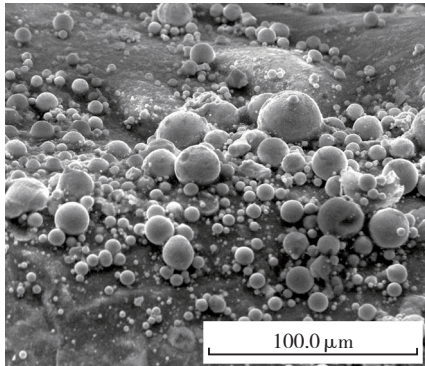


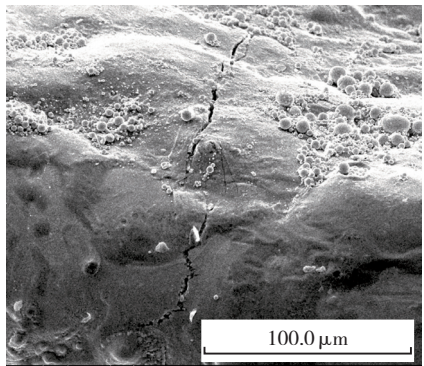
图4 Ni基合金SLM成形件中形成的裂纹

通常,裂纹主要产生于相邻熔化层的叠加区域或单一熔化层的表层区域,故层与层之间的熔合度对裂纹的数量和尺寸具有显著影响。Ni 基合金激光成形件中的裂纹通常具有 2 种典型结构:即长裂纹(3~10mm)和短裂纹(100~300 μm)。短裂纹的形成主要归因于凝固过程中在拉应力作用下晶界处液膜的断裂。通常,若仅仅基于激光工艺参数的调整,很难彻底消除短裂纹;通常需结合后续热处理工艺(如热等静压 HIP)来消除,以改善 Ni 基合金零件激光成形综合机械性能。

Fe 基合金(主要是钢)SLM 成形研究较多,但 SLM 成形工艺尚需优化、成形性能尚需进一步提高;对 SLM 成形性能(特别是占基础地位的致密度),目前 SLM 成形的钢构件通常难以实现全致密。解决钢材料 SLM 成形的致密化问题,是快速成形研究的关键性瓶颈问题。钢材料激光成形的难度,主要取决于钢中主要元素的化学特性。基体元素 Fe 和主加合金元素 Cr 对氧都具有很强的亲和性,在常规粉末处理和激光成形条件下很难彻底避免氧化现象。因此,在 SLM 过程中,钢熔体表面氧化物等污染层的存在,将显著降低润湿性,引起激光熔化特有的冶金缺陷球化效应(见图 5(a))及凝固微裂纹(见图 5(b)),从而显著降低激光成形致密度及相应的机械性能^[16]。另一方面,钢中 C 含量是决定激光成形性能的又一个关键因素。通常,过高的 C 含量将对激光成形性产生不利



(a) 球化效应



(b) 微裂纹

图5 316L不锈钢粉末SLM球化效应及微裂纹

影响,这是工具钢和高速钢 SLM 成形致密度不高的根本原因。随 C 含量升高,熔体表面 C 元素层的厚度亦会增加。这与氧化层的不利影响类似,也会降低润湿性,导致熔体铺展性降低,并引起球化效应。此外,在晶界上形成的复杂碳化物会增大钢材料激光成形件的脆性。因此,通常对钢材料 SLM 成形,需提高激光能量密度及 SLM 成形温度,可促进碳化物的溶解,也可使合金元素均匀化。通过粉体材料及 SLM 工艺优化,包括:(1)严格控制原始粉体材料及激光成形系统中的氧含量以改善润湿性;(2)合理调控输入激光能量密度以获取适宜的液相粘度及其流变特性,可有效抑制球化效应及微裂纹形成,进而获取近全致密结构。利用 SLM 成形的 1.2343 模具钢(见图 6 (a))及 1.4404 不锈钢(见图 6 (b))零件,均具有良好的致密度、尺寸精度及综合力学性能。

Al 基合金零件 SLM 成形具有高难度,是由材料自身特殊物理特性的



(a) 模具钢零件



(b) 不锈钢零件

图6 利用SLM成形的模具钢及不锈钢零件

本质所决定的。一方面,Al 合金材料对激光的反射率高达 91%^[17],故其对激光初始吸收率极低,通常低功率 CO₂ 激光难以使 Al 合金粉体发生有效熔化,而要求使用能量密度更高的光纤或 Nd:YAG 激光,这无疑对激光器性能提出了更苛刻的要求。另一方面,Al 合金材料热导率高,SLM 成形过程中激光能量输入极易沿基板或在粉床中传递消耗,导致激光熔池温度降低,熔体粘度增加且流动性降低,故其难以有效润湿基体材料,导致 SLM 成形球化效应及内部孔隙、裂纹等缺陷。其三,从成形工艺角度,Al 合金材料密度较低,粉体流动

性差,故其在 SLM 粉床上的铺展性较差。现有快速成形设备中的铺粉装置,对 Ti 基、Fe 基、Ni 基等多类粉体材料的铺放均表现出适用性,但对 Al 合金粉体却难以铺放均匀粉层,故直接导致 SLM 成形过程难以顺利进行。近年来,德国 Fraunhofer 激光技术研究所 Al 合金零件 SLM 快速成形研究及应用方面获得突破性进展^[18],图 7 所示为利用 SLM 工艺制造的 Al-10Si-Mg 薄壁零件及阀体零件,均具有良好的尺寸精度及综合机械性能,可直接满足实际工业使用性能要求。对于以 Al 合金为代表的轻合金零件激光快速成形,先前绝大多数研究报道是基于 SLS 半固态烧结成形机制,但因严重的球化效应及孔隙缺陷,故研究进展不大;而 SLM 技术可望为高性能复杂结构 Al 合金零件近净成形与快速制造提供崭新的技术途径。



(a) 薄壁零件



(b) 阀体零件

图7 利用SLM制造的Al-10Si-Mg薄壁零件及阀体零件

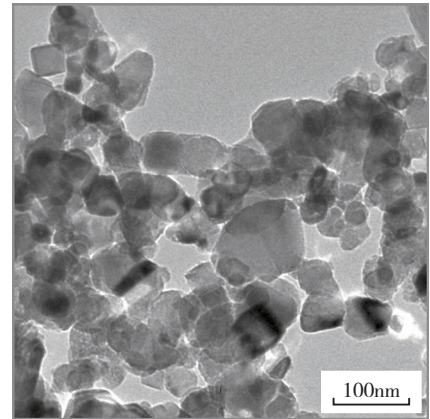
新型金属基复合材料 SLM 成形: 材料设计与可控组织及性能

近年来,随着非连续增强金属基复合材料(Discontinuously Reinforced Metal Matrix Composites, DRMMCs)研究的深入及其在航空、航天及民用工业的深入应用,正成为金属基复合材料(MMCs)研究中最活跃的分支。外加(Ex-situ)颗粒增强是制备 DRMMCs 的传统方法,且具有材料的可设计性,增强相尺寸则由添加的陶瓷颗粒尺寸所决定,一般为数十微米,较少达到 $1\mu\text{m}$ 以下;与之相对,原位(In-situ)自生增强是通过外加化学元素之间发生化学反应而生成增强相,与基体具有直接原子结合的界面结构,可使界面洁净、结合牢固,故在界面控制方面具有优势;但目前某些增强体的形成和增强机制还有待研究,故一定程度上将降低原位自生增强技术的可控性。不论外加或原位 MMCs,其传统制备工艺主要有铸造法、熔渗法、自蔓延高温合成及粉末冶金等。对不同基体金属和增强体的组合,各工艺方法的适用程度亦有所差别,难以具备普遍适用性。从成形性角度看,尽管在材料及工艺优化条件下,有望获得较致密、均匀的复合组织与结构,但上述传统制备工艺均需专门的精密成形模具,故对形状特别复杂的 MMCs 零件制造或单件小批量生产,无疑会有限制。近年来,激光技术正逐步用以制备 MMCs,但目前的研究主要是在传统金属或合金表面通过复合粉末熔覆的方法合成金属基复合涂层,以改善表面耐磨性、耐蚀性、高温抗氧化性等,其实质为金属表面改性,不涉及块体 MMCs 零件成形。因此,较之于上述金属及合金材料,利用激光快速成形技术制造高性能复杂结构 MMCs 零件,在国

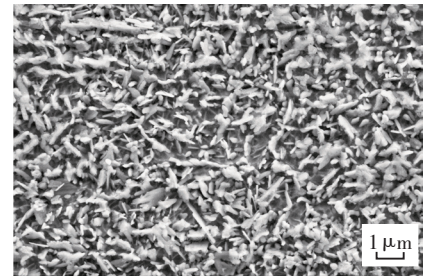
内外的研究报道尚不多见。本文作者近年来将选区激光熔化 SLM 技术引入新型 MMCs (包括纳米复合材料、原位复合材料等)及其零件的制备与成形,在复合粉体设计制备、激光熔化工艺控制及冶金机理、成形零件组织与性能表征等方面获得一系列有意义的研究结果。

对纳米 TiC 增强 Ti 基纳米复合材料零件进行了 SLM 成形,表明激光成形材料中纳米陶瓷增强相显微组织具有下列鲜明特色。(1)形态变化:起始纳米 TiC 颗粒(见图 8(a))经激光熔化成形后演变成截然不同的层片状结构(见图 8(c));(2)结构特征:层片状 TiC 组织异常细化,其平均厚度 $<100\text{nm}$,经激光高温成形后仍具有典型的纳米结构(见图 8(c));(3)分布状态:激光成形组织中中层片状 TiC 纳米增强相分布均匀,无明显团聚现象(见图 8(b))^[19]。激光作用下纳米陶瓷增强相具有的这些独特生长与分布特征,是其他常规工艺制备的纳米复合材料中不曾发现过的。激光作用下纳米陶瓷增强相的可控生长及分布,受益于高能激光辐照及熔化过程所特有的能量特点、加热方式以及非平衡激光熔池内特殊冶金热力学和动力学行为(突出表现为 Maangoni 气流作用下的温度场、速度场及溶质场)。在优化 SLM 工艺参数条件下,SLM 成形 TiC/Ti 纳米复合材料试件的纳米硬度和弹性模量分别达到 90.9GPa 和 256GPa ,比未增强的纯 Ti 分别提高约 227 倍和 24 倍。激光成形零件纳米摩擦学特性研究表明,其摩擦系数分布均匀,平均值低于 0.2,磨损率显著降至 $1.8 \times 10^{-7}\text{mm}^3/(\text{N} \cdot \text{m})$ ^[20]。金属基纳米复合材料 SLM 激光快速成形研究所获取的新工艺、新材料、新机制及高性能,是支撑纳米材料走向实际工程应用的基础。

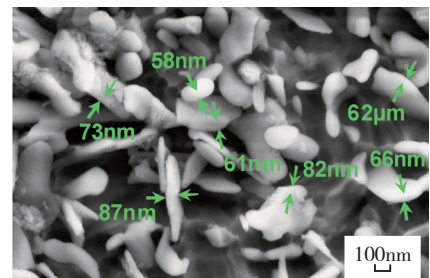
利用 SLM 工艺成形新颖原位增强 TiC/Ti₅Si₃、TiN/Ti₅Si₃ 复合材料零件,则是出于“材料设计”、“激光诱导原位反应”及“激光近净制造”相辅



(a) 起始纳米 TiC 颗粒



(b) 激光成形组织中 TiC 增强相分布状态

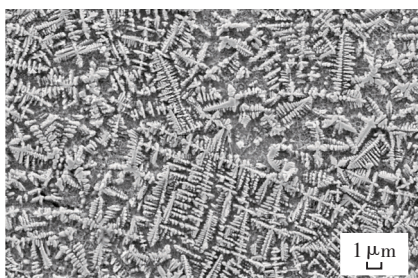


(c) 纳米 TiC 增强相生长形貌

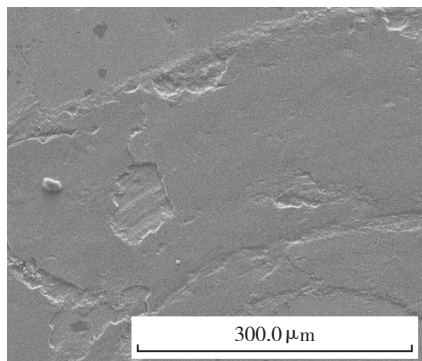
图8 TiC/Ti 纳米复合材料 SLM 成形显微组织演变

相成的研究思路。基于原始复合粉体成分及物性设计,利用 SLM 完全熔化成形机制,通过 $8\text{Ti} + 3\text{SiC} = \text{Ti}_5\text{Si}_3 + 3\text{TiC}$ 和 $9\text{Ti} + \text{Si}_3\text{N}_4 = \text{Ti}_5\text{Si}_3 + 4\text{TiN}$ 原位反应,成形了具有新颖增强结构的 TiC/Ti₅Si₃、TiN/Ti₅Si₃ 原位复合材料零件。对于 SLM 成形 TiC/Ti₅Si₃ 原位复合材料, TiC 增强相呈均匀分布的网状枝晶结构,且枝晶组织显著细化(见图 9(a))。TiC/Ti₅Si₃ 复合材料零件致密度达 96.9%,显微硬度达 $980.3\text{HV}_{0.02}$ 。激光作用下形成的具有独特显微结构及分布的 TiC 原位增强相可在试件磨损表面形成应力钝化摩擦保护层(见图 9(b)),可显著提高原位复合材料零件摩擦磨损性能

能^[20]。对于 TiN/Ti₅Si₃ 原位复合材料, 随激光能量密度的提高, 原位 TiN 增强相经历不规则多棱角状—细化的近圆形—粗化的枝晶状的变化。激光熔池中固液润湿性及 Marangoni 对流强度的变化, 是导致增强相形态改变的主因。SLM 成形 TiN/Ti₅Si₃ 原位复合材料零件致密度可达 97.7%, 显微硬度高达 1358.0HV_{0.3}; 试件摩擦磨损测试表明, 其摩擦系数分布平稳, 平均值仅为 0.19, 磨损率显著降至 $6.84 \times 10^{-5} \text{ mm}^3/(\text{Nm})$ ^[21]。



(a) 复合材料显微组织



(b) 试件摩擦磨损表面形貌

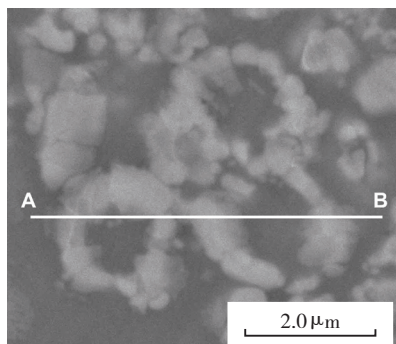
图9 SLM成形TiN/Ti₅Si₃原位复合材料显微组织及摩擦磨损表面形貌

对微/纳米复合 W/Cu 体系 SLM 快速成形工艺条件、致密化过程及显微组织进行了系统研究, 表明合理增加激光功率或降低扫描速率, 可提高激光成形致密性及组织均匀性; 降低扫描间距, 可改善成形零件表面光洁度; 铺粉厚度降至 0.1mm 以下, 可提高层间结合性。通过“线能量密度”与“体能量密度”分别实现了对 W/Cu 复合体系 SLM “线成形质量”和“体成形质量”的控制, 利用“由线及体”的立体控制策略实现内部缺陷

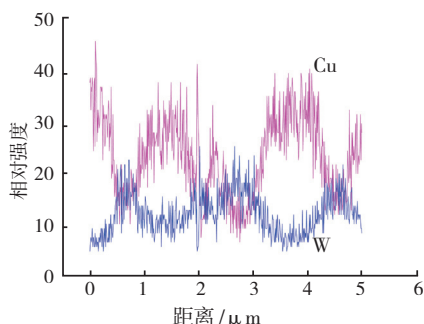
逐步控制并消除, 为复杂结构 W/Cu 零件激光成形的精确化、稳定化控制提供了关键工艺指标。经工艺优化, 可在激光成形组织中形成新颖的 W 环/Cu 芯规则结构(见图 10), 揭示了激光成形过程所特有的 Marangoni 对流对形成这一特殊显微组织的作用机理, 提出了二元不相溶 W/Cu 复合体系非平衡激光快速成形的冶金新现象和新机理^[22]。

研究展望

金属零件激光快速成形研究涉及粉体材料制备与表征、激光工艺控制与优化、成形零件结构设计与优化以及激光冶金物理化学理论, 是激光技术、材料科学与工程、机械工程、冶金工程等多学科交叉与融合, 因此是一个富有开放性和挑战性的研究领域。目前, 对于金属零件选区激光熔化快速成形的材料、工艺及理论的研究, 尚有很多方面未获得本质突破^[23-24]。对于该领域诸多新材料、新工艺、新现象及新理论的深入研究与发掘, 是实



(a) 新颖 W 环/Cu 芯显微结构



(b) W 环/Cu 芯结构的能谱表征

图10 纳/微米W/Cu激光熔化形成的W环/Cu芯结构及其能谱表征

现激光快速成形技术走向工程应用的基础。作者总结了下列一些值得进一步深入研究的问题。

(1) 实现激光快速成形专用金属粉体材料系列化与专业化。重视粉体材料对改善激光快速成形性能的物质基础作用, 深入定量研究适于选区激光熔化成形工艺的粉体化学成分、物性指标、制备技术及表征方法, 并拓展至 Al 基、Ti 基、Ni 基、Fe 基、Cu 基、Mg 基等多类金属体系, 实现激光快速成形专用金属及合金粉体材料的专业化和系列化。

(2) 深入定量研究金属及合金粉体激光成形冶金本质及其机理。紧扣金属及合金粉体激光快速成形关键科学问题, 包括激光束—金属粉体交互作用机理、激光熔池非平衡传热传质机制、超高温梯度下金属熔体快速凝固及内部冶金缺陷和显微组织调控、金属粉体激光熔化成形全过程及各类型内应力演变等冶金、物理、化学及热力耦合问题, 为改善金属及合金粉体激光快速成形组织和性能提供科学理论基础。

(3) 高性能复杂结构金属及合金零件激光控形控性净形制造。以激光快速成形专用高流动性金属粉体设计制备为物质基础, 以激光非平衡熔池冶金热力学和动力学行为、激光成形显微组织调控机制、激光成形件内应力演化规律多尺度预测为理论基础, 通过粉体设计制备—零件结构设计—SLM 成形工艺—组织及性能评价的一体化研究, 面向航空航天、生物医药、模具制造等领域应用需求, 实现高性能复杂结构金属及合金关键零件激光控形控性直接精密净成形制造。(本文所配封面图由德国 Fraunhofer 激光技术研究所提供)。

本文共有参考文献 24 篇, 因篇幅所限, 未能一一列出, 读者如有需要, 请向本刊编辑部索取。(责编 亦非)