

激光快速成形梯度复合结构的研究进展*

Research Progress on Gradient Composite Structures Fabricated by Laser Melting Deposition Process

北京有色金属研究总院 张永忠 刘彦涛 曹 晔



张永忠

北京有色金属研究总院教授级高工, 博士生导师, 主任研究员, 主要从事金属零件及梯度复合材料的激光快速成形、先进材料的激光表面改性、高价值零件的激光再制造研究及应用开发工作。

梯度复合结构是结合零件不同部位的不同使用环境特点和性能需要而发展的由两种及以上材料组成

梯度复合结构是为突破单一均质材料的性能限制, 结合实际应用需要和不同材料的性能特点而发展起来的一种新型材料 / 结构形式。激光快速成形技术在材料组成、组织性能及外形尺寸控制方面具有高度柔性, 是未来智能制造的重要发展方向之一。

DOI:10.16080/j.issn1671-833x.2015.10.044

的一种新型整体性结构, 这种结构可以充分发挥不同材料的性能优势。梯度复合整体性结构的应用可减少零件数量及零件之间的装配连接, 显著提高系统的性能水平和结构效率, 在航空航天、国防军工、生物医用等领域具有重要的发展应用前景^[1]。目前, 梯度复合结构的制备技术主要有粉末冶金、等离子喷涂、自蔓延高温合成、激光熔覆、离心铸造等^[2-4], 这些技术在较大尺寸、复杂形状的梯度复合结构成形方面存在较多限制。

激光快速成形技术是一种新型的数字化增材制造技术, 该技术通过高功率激光熔化同步输送的粉末材料, 可直接由 CAD 模型得到具有致密组织和良好综合性能的近终形零件, 显著缩短零件制造周期, 提高材

料利用率, 在小批量、高性能、复杂外形零件的近净成形^[5-7]及高价值零件的高质量修复^[8-9]方面有着重要的应用前景。由于该技术在材料组成、凝固组织、外形尺寸等的一体化控制方面具有高度柔性, 通过合理的结构设计、材料选择以及工艺匹配, 可以发展出集材料设计、制备、成形及组织性能控制于一体的柔性智能制造技术, 在新型梯度复合结构的直接成形方面具有显著的技术优势^[10-12]。本文介绍了近年来国内外研究者采用激光快速成形技术制备梯度复合结构方面的研究成果, 并简要报道了激光快速成形制备 TC11/Ti₂AlNb、TA15/Ti₂AlNb 双合金材料方面的研究进展, 通过分析存在的问题和面临的困难, 指出了未来工作的主要方向。

* 国家 973 计划课题“双性能材料制备与成形一体化的技术基础”(2011CB606305)、北京市科技计划课题“航空发动机钛合金整体叶盘激光修复工艺及装备研究”(Z14110400280000)资助。

连续梯度复合材料 / 结构的成形

为减缓不同材料之间热物理性能的差异,通常在不同材料之间设计连续 / 准连续梯度成分进行过渡,以缓和界面应力。针对不同的目标结构和成形路径方式,主要有单一成形层内连续改变粉末成分及每沉积层之间改变粉末成分两种方式。前者需要由计算机灵活控制的多路连续可调送粉系统,以实时改变粉末成分,同时需要对成形过程进行在线监测和反馈控制,以保证成形结构的内部质量;后者可通过离线方式分别改变两路粉末的送粉量来完成,工艺上比较容易实现,已开展的研究大多基于此方式。研究所涉及的材料体系主要包括 Cu-Ni^[11]、Invar 合金-316L SS^[12]、316L SS-Inconel 690、316L SS-Inconel 718^[13]、316L SS-Rene 88DT^[14-15]、316L SS-Ni25、316L SS-Stellite 31^[16]、316L SS-Fe₃Al^[17]、Ti-Rene 88DT^[18]、TC4-Rene 88DT^[19]、Ti-V、Ti-Mo^[20]、Ti-Cr^[21]、Ti-TiC^[22]、Ti-TiAl^[23]、Ti-Ti₂AlNb^[24]、Ti60-Ti₂AlNb^[25]等。由于激光快速成形逐层熔化沉积材料的工艺过程特点,不同比例的异种材料在激光熔池的高温作用下经历原位冶金过程及合金化作用,材料体系的选择决定了梯度复合结构梯度过渡区的成分、相组成及性能。

对于 Cu-Ni、316L SS-镍基和钴基合金的材料体系,由于合金的主元素之间具有较好的相互固溶特性,较少产生脆性金属间化合物,通过合理的工艺匹配,可以制备出具有良好内部质量的梯度复合结构^[11-17]。对于 Ti-V、Ti-Mo 体系,随着 V、Mo 元素含量的增加,合金相组成发生显著改变,有望在梯度结构件及生物医用领域获得应用^[20]。由 Ti-Ni、Ti-Al 相图可知,对于 Ti-Ti₂AlNb、TC4-Rene 88DT 等连续梯度材料体系,由于激

光快速成形过程中不可避免地形成较多的 Ti₂Ni、TiNi₃、Ti₃Al 等脆性金属间化合物,将带来性能上的不利,因此,在进行复合结构设计及成形过程中应加以避免^[18,19,24,26]。Qu 等^[23]采用激光快速成形技术制备出 TA15/ γ -TiAl 梯度复合结构,研究了梯度材料的成分变化和力学性能,发现 γ -TiAl 合金侧为由 γ -TiAl 和 α_2 -Ti₃Al 相组成的全片层组织,TA15 一侧为粗大网篮状组织;梯度材料经过 800 °C × 48h 的时效处理后,未发现裂纹,沿梯度方向的室温拉伸强度为 1198.8 MPa,断后伸长率为 0.4%,为脆性断裂。

鉴于飞机发动机涡轮盘盘缘和盘心的不同使用环境及性能要求,如心部要求高的断裂强度和低周疲劳强度,而边缘需要的高温蠕变强度,有人提出采用两种镍基合金如 Waspaloy 和 IN100 来分别制造心部和盘缘的设想,并在两者之间采用梯度成分进行过渡^[27]。图 1 为激光成形多材料整体涡轮样件,其心部材料为 1Cr11Ni2W2MoV 钢,叶片材料为 GH742 合金,盘缘由 GH163 合金逐渐过渡至 GH742 合金,由于这两种镍基合金均含有大量的合金化元素,导致梯度过渡区成分更加复杂,其内部质量及性能控制方面有较高难度。对于性质相近的材料体系,可以采用直接过渡的方式进行双合金材料 / 结构的成形,通过合理控制界面过渡区的组织及性能,以实现不同材料性

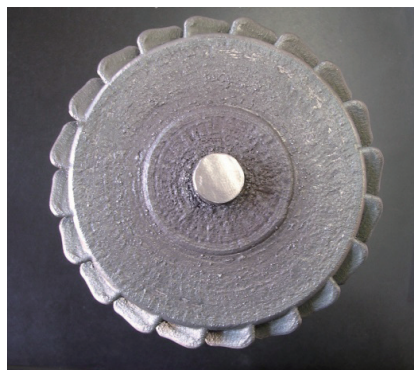


图1 激光快速成形多材料整体涡轮样件

能的充分发挥。

双合金材料 / 结构的一体化成形

近年来,随着航空发动机压气机叶盘全钛化及飞机结构整体化的应用与发展,对双性能钛合金提出了明确的需求。针对飞机整体结构不同部位的不同性能要求,为了进一步降低材料成本,在掌握激光快速成形钛合金关键工艺及质量控制技术的基础上,设计并通过激光快速成形制备出 TA2/TA15^[28-29]、TC4/TC11^[30-31] 等双合金材料,通过对界面过渡区化学成分变化、组织演化、力学行为等开展深入研究,为新型结构设计积累了基础数据。

针对未来双合金高性能涡轮盘的发展需要,研究了 GH163、GH742、Rene95 等镍基高温合金的激光快速成形工艺、组织及性能,在此基础上采用直接过渡方式激光快速成形制备出 GH163/Rene95 双合金薄壁(见图 2(a)和(b)),不同材料内部及界面区的组织分析表明(图 2(c)~(e)),激光快速成形镍基合金沿沉积高度方向为呈外延生长的定向凝固组织;在双合金界面处,枝晶亦呈外延生长,没有明显的界面;在双合金界面处存在宽约 200 μ m 的成分过渡区,过渡区硬度呈连续变化;GH163/Rene95 镍基双合金的界面结合强度高于 GH163 的强度,界面拉伸断裂试样如图 2(b)所示,表明采用直接过渡方式可制备出具有良好界面结合的双合金材料,避免了成分连续过渡区微裂纹缺陷的发生^[32]。

为突破高温钛合金的使用温度限制,采用直接过渡方式制备出 TC11/ γ -TiAl^[33]、TC11/Ti₂AlNb 双合金材料。图 3 为激光快速成形 TC11/Ti₂AlNb 双合金薄壁样件及界面过渡区组织,双合金界面过渡区的成分分析结果表明,由于 Ti₂AlNb 合金对 TC11 钛合金的稀释作用产生

了成分介于两者之间的两层过渡层 (TZ1 和 TZ2, 如图 3 (b) 所示), 经 550℃ 保温 2 h 后空冷的去应力退火处理, TC11/Ti₂AlNb 双合金在室温及 650℃ 高温下界面拉伸强度及延伸率分别为 1060MPa、610MPa 和 2.2%、23%, 其中室温拉伸断裂于 Ti₂AlNb 合金侧, 650℃ 高温拉伸断裂于 TC11 合金侧, 达到中低温充分发挥 TC11 合金性能, 高温发挥 Ti₂AlNb 合金性能的目的, 有望用于发展具有复合性

能的压气机整体叶盘。

针对某新型结构不同部位使用温度不同的实际需要, 采用激光快速成形技术成功制备出直接过渡 TA15/Ti₂AlNb 双合金结构样件, 如图 4 所示, 其中直段部分为 TA15 钛合金, 扩张段为 Ti₂AlNb 合金。由 TA15/Ti₂AlNb 双合金界面的成分变化情况可知, 在双合金界面存在宽度约 300 μm 的成分渐变过渡区, 同样是由于 Ti₂AlNb 合金对 TA15 合金的

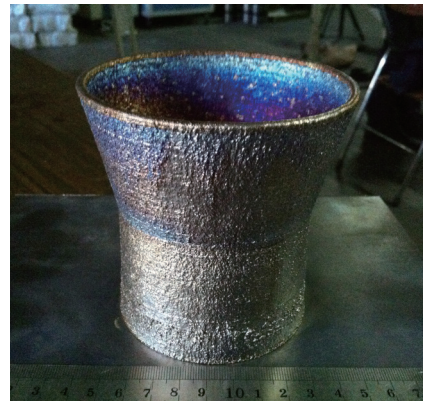
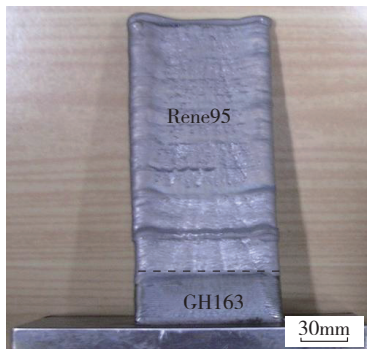


图4 激光快速成形TA15/Ti₂AlNb双合金样件

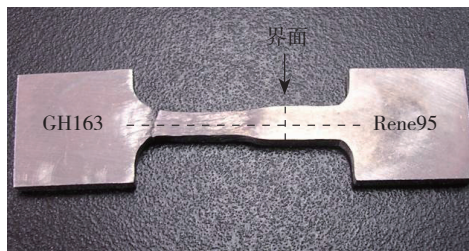
稀释而形成。沿垂直于界面方向的室温抗拉强度为 1025MPa, 延伸率为 7.3%, 断裂发生于界面附近靠近 TA15 合金一侧, 达到了国家标准对 TA15 合金的力学性能要求。研究表明, 激光快速成形 Ti₂AlNb 合金的室温及 750℃ 高温抗拉强度分别达 1012MPa 和 702MPa^[34], 其室温抗拉强度与 TA15 合金相当, 在拉伸过程中, Ti₂AlNb 合金侧拉伸段几乎不发生塑性变形, 导致整体延伸率较低。为优化 TA15/Ti₂AlNb 双合金界面区组织及性能, 设计并成形了两种带中间过渡合金区的复合薄壁样, 如图 5 所示, 分别对不同合金界面的成分及组织进行了分析, 沿垂直于界面方向进行室温拉伸测试。结果表明, 采用该两种梯度复合结构的抗拉强度分别为 1090MPa、1050MPa, 延伸率相应为 6.0%、9.0%, 断裂位于梯度过渡区或界面附近 TA15 合金侧。上述结果充分显示了激光快速成形技术在钛基双性能高温结构上的发展前景。

需要解决的主要问题

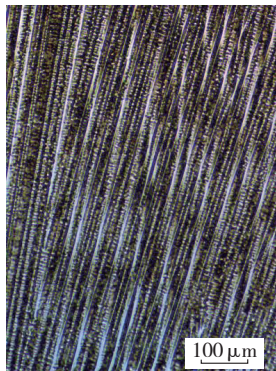
激光快速成形技术作为一种具有高度柔性的增材制造技术, 在新型梯度复合结构的直接成形方面显示出独特的技术优势, 在航空航天等领域显示出良好的发展应用前景, 但其发展及应用面临着诸多问题。首先, 进行梯度复合结构设计时要充分考



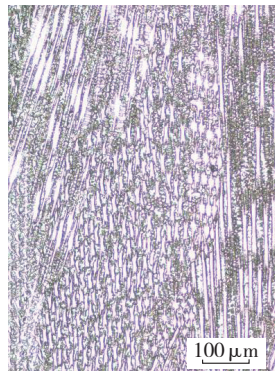
(a) 样件



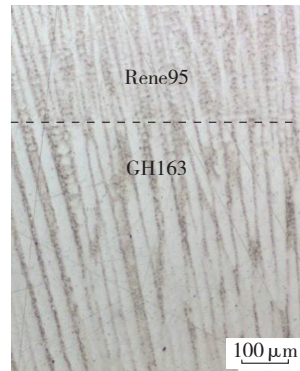
(b) 界面拉伸断裂试样



(c) Rene95 合金内部的显微组织

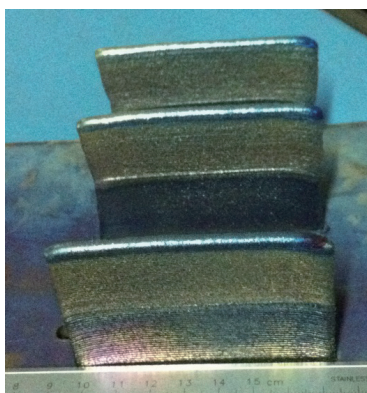


(d) GH163 合金内部的显微组织

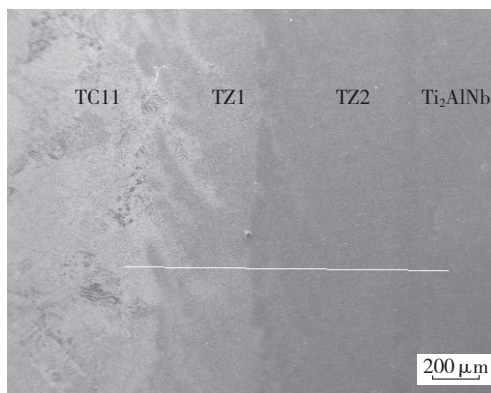


(e) 界面的显微组织

图2 激光快速成形GH163/Rene95镍基双合金薄壁样件及不同部位的显微组织



(a) 样件



(b) 界面过渡区组织

图3 激光快速成形TC11/Ti₂AlNb双合金薄壁样件及其界面过渡区组织



(a) A / (50%A+50%B) / B

(b) A / (60%A+40%B) / (40%A+60%B) / B

图5 激光快速成形TA15/Ti₂AlNb梯度成分薄壁样件(A:TA15, B: Ti₂AlNb)

考虑不同材料之间的相容性,避免梯度成分过渡区及直接过渡界面区内有害相的形成,针对相容性差的材料体系,可以在两者之间引入与该两种材料均相容的第三种材料进行过渡;其次,激光快速成形过程中零件内部存在较高的温度梯度和复杂的热应力,在成形梯度复合结构时会叠加由于材料的热物理性能差异带来的结构应力,从而对成形过程中应力及开裂的控制提出了更高要求;另外,激光快速成形的大多数镍基合金、钛合金等材料均需要经过后续的热处理,以实现组织及性能的优化,针对梯度复合结构,需要深入研究新的热处理制度,以协调优化不同材料的组织性能;同时,由于梯度复合结构或双合金结构的基础性能数据缺乏,相关性评价的方法有待研究。

参考文献

[1] Noor A K, Venneri S L, Paul D B, et al. Structure technology for future aerospace systems. *Computers & Structures*, 2000, 74: 507-519.

[2] Autissier E, Richou M, Bernard F, et al. Design optimization of plasma facing component with functional gradient material Cu/W interlayer. *Fusion Engineering and Design*, 2013, 88(9-10): 1714-1717.

[3] Kieback B, Neubrand A, Riedel H. Processing techniques for functionally graded materials. *Materials Science and Engineering A*, 2003, 362: 81-105.

[4] Rajan T P D, Pillai R M, Pai B C. Characterization of centrifugal cast functionally

graded aluminium-silicon carbide metal matrix composites. *Materials Characterization*, 2010, 61(10): 923-928.

[5] 王华明,张述泉,王向明.大型钛合金结构件激光直接制造的进展与挑战. *中国激光*, 2009, 36(12): 3204-3209.

[6] 张永忠,石力开.高性能金属零件激光快速成形技术研究进展. *航空制造技术*, 2010(8): 47-50.

[7] Blackwell P L, Wisbey A. Laser-aided manufacturing technologies: their application to the near-net shape forming of a high-strength titanium alloy. *Journal of Materials Processing Technology*, 2005, 170(1-2): 268-276.

[8] Graf B, Gumenyuk A, Rethmeier M. Laser metal deposition as repair technology for stainless steel and titanium alloys. *Physics Procedia*, 2012, 39: 376-381.

[9] 宫新勇,刘铭坤,李岩,等. TC11 钛合金零件的激光熔化沉积修复研究. *中国激光*, 2012, 39(2): 0203005.

[10] 张永忠,石力开. 梯度复合材料激光熔化沉积成形的研究进展. *中国材料进展*, 2010, 29(11): 21-25.

[11] Shin K H, Natsu H, Dutta D, et al. A method for the design and fabrication of heterogeneous objects. *Materials & Design*, 2003, 24(5): 339-353.

[12] Fessler J, Nickel A, Link G, et al. Functional gradient metallic prototypes through shape deposition manufacturing//Proceedings of the Solid Freeform Fabrication Symposium. University of Texas at Austin, 1997.

[13] Shah K, Haq I U, Khan A, et al. Parametric study of development of Inconel-steel functionally graded materials by laser direct metal deposition. *Materials & Design*, 2014, 54: 531-538.

[14] Lin X, Yue T M. Phase formation and microstructure evolution in laser rapid forming

of graded SS316L/Rene88DT alloy. *Materials Science and Engineering A*, 2005, 402(1-2): 294-306.

[15] Lin X, Yue T M, Yang H O, et al. Laser rapid forming of SS316L/Rene88DT graded material. *Materials Science and Engineering A*, 2005, 391(1-2): 325-336.

[16] 张永忠,席明哲,石力开. 激光熔覆沉积制备多层 316L 不锈钢-Stellite31 合金梯度功能材料. *金属热处理*, 2007, 32(9): 45-47.

[17] Durejko T, Ziętała M, Polkowski W, et al. Thin wall tubes with Fe₃Al/SS316L graded structure obtained by using laser engineered net shaping technology. *Materials & Design*, 2014, 63: 766-774.

[18] Lin X, Yue T M, Yang H O, et al. Microstructure and phase evolution in laser rapid forming of a functionally graded Ti-Rene88DT alloy. *Acta Materialia*, 2006, 54(7): 1901-1915.

[19] Lin X, Yue T M, Yang H O, et al. Solidification behavior and the evolution of phase in laser rapid forming of graded Ti6Al4V-Rene88DT alloy. *Metallurgical & Materials Transactions A*, 2007, 38(1): 127-137.

[20] Collins P C, Banerjee R, Banerjee S, et al. Laser deposition of compositionally graded titanium-vanadium and titanium-molybdenum alloys. *Materials Science and Engineering A*, 2003, 352(1-2): 118-128.

[21] Zhang Y Z, Meacock C, Vilar R. Laser powder micro-deposition of compositional gradient Ti-Cr Alloy. *Materials & Design*, 2010, 31(8): 3891-3895.

[22] Zhang Y Z, Wei Z M, Shi L K, et al. Characterization of Laser powder deposited Ti-TiC composites and functional gradient materials. *Journal of Materials Processing Technology*, 2008, 206(1-3): 438-444.

[23] Qu H P, Li P, Zhang S Q, et al. Microstructure and mechanical property of laser melting deposition (LMD) Ti/TiAl structural gradient material. *Materials and Design*, 2010, 31(1): 574-582.

[24] 刘建涛,林鑫,吕晓卫,等. Ti-Ti₂AlNb 功能梯度材料的激光立体成形研究. *金属学报*, 2009, 44(8): 1006-1012.

[25] 杨模聪,林鑫,许小静,等. 激光立体成形 Ti60-Ti₂AlNb 梯度材料的组织与相演变. *金属学报*, 2009, 45(6): 729-736.

[26] 刘莹莹,林鑫,杨海鸣,等. 成分梯度对激光立体成形 Ti₃Al/TC11 连接界面组织和性能的影响. *稀有金属材料与工程*, 2014, 43(9): 2197-2202.

(下转第 55 页)

加热融化系统,因此设备造价大幅降低。

(4) 生产效率高。通过对引发作用的调节,可以实现即时固化,生产周期短。技术的主要部分仅为成形和烧结,工序简单,无需繁杂的后续处理,易集成化,技术成熟后投入工业化生产可能性高。

3D 冷打印技术为复杂形状结构金属制品的生产制造提供新方法和新思路,将传统减材制造转换为增材制造,可以节约大量原材料,该技术不受形状限制,使更多异形金属制品的制造成为现实。3D 冷打印技术无需使用激光,直接在常温或低温下成形,成形后坯体再经干燥、脱脂和烧结得到致密金属件,是一种新型的易实现、高效率、低成本的金属 3D 打印技术,并且 3D 冷打印技术对原料粉末几乎无限制,从金属及其合金粉末、金属基复合材料粉末延伸扩展到陶瓷粉末、生物材料等,除金属基结构件、应力件和功能件以外,亦可成形制造多孔材料、陶瓷、人体骨骼等产品,应用前景十分宽广。

结论

(1) 3D 冷打印技术以低粘度、高固相含量的金属粉末料浆为打印“墨水”,所使用的原料粉末无限制,无需使用高能束加热烧结融化金属粉末,打印过程在室温或低温条件下进行,设备和制造成本低廉,是一种新型的易实现、高效率、低成本的金属

材料 3D 打印技术。

(2) 3D 冷打印技术能够近净成形具有任意复杂外形及内腔的金属坯体,坯体经干燥、脱脂和烧结制得的金属零件,形状、尺寸、结构、力学性能等均满足设计要求及目的。

(3) 3D 冷打印技术除制造金属零件以外,还可延伸应用到陶瓷材料、生物材料、多孔材料等材料的生产制造中,具有广阔的应用前景。

参考文献

- [1] 吴怀宇. 3D: 打印三维智能数字化创造(第2版). 北京: 电子工业出版社, 2015: 10-30.
- [2] Joan H. Mastering 3D printing. USA: Apress, 2014: 3-29.
- [3] Manogharan G, Kioko M, Linkous C. Binder jetting: a novel solid oxide fuel-cell fabrication process and evaluation. JOM, 2015, 67(3): 660-667.
- [4] 杨继全, 戴宁, 侯丽雅. 三维打印设计与制造. 北京: 科学出版社, 2013: 1-20.
- [5] Maeda K, Childs T H C. Laser sintering (SLS) of hard metal powders for abrasion resistant coatings. Journal of Materials Processing Technology, 2004, 149(1-3): 609-615.
- [6] Olakanmi E O. Selective laser sintering/melting (SLS/SLM) of pure Al, Al-Mg, and Al-Si powders: Effect of processing conditions and powder properties. Journal of Materials Processing Technology, 2013, 213(8): 1387-1405.
- [7] Zhu H H, Lu L, Fuh J Y H. Development and characterisation of direct laser sintering Cu-based metal powder. Journal of Materials Processing Technology, 2003, 140(1-3): 314-317.
- [8] Cormier D, Harrysson A, West H. Characterization of H13 steel produced via electron beam melting. Rapid Prototyping Journal, 2004, 10(1): 35-41.
- [9] 胡迪·利普森, 梅尔芭·库曼. 3D 打印: 从想象到现实. 北京: 中信出版社, 2013: 220-222.
- [10] 余冬梅, 方奥, 张建斌. 3D 打印材料. 金属世界, 2014(5): 6-7.
- [11] 彭珍珍, 蔡舒, 吴厚政. 陶瓷的凝胶注模成型及其研究现状. 硅酸盐通报, 2004(1): 67-71.
- [12] 徐永久, 陈大明. 固相含量对 Al2O3 料浆及瓷体性能的影响. 航空材料学报, 2000, 20(3): 134-138.
- [13] 李艳, 郭志猛, 郝俊杰, 等. 金属粉末凝胶注模成形技术的研究现状及应用前景. 粉末冶金工业, 2006, 16(5): 34-37.
- [14] Gillissen R, Erauw J P, Smolders A, et al. Gelcasting, a near net shape technique. Materials and Design, 2000, 21(4): 251-257.
- [15] Omatete O O, Janney M A, Strehlow R A. Gelcasting—new ceramic forming process. Ceramic Bulletin, 1991, 70(10): 1641-1649.
- [16] 施江澜. 复杂形状陶瓷件的凝胶注模成型. 中国陶瓷工业, 2003, 10(4): 6-9.
- [17] Janney M A, Ren W J, Kirby G H. Gelcast tooling: net shape casting and green machining. Materials and Manufacturing Processes, 1998, 13(3): 389-403.
- [18] 李志印, 郑浩, 张军军. 多翼封闭式风机叶轮的砂型整体铸造成型工艺. 铸造技术, 2011(2): 164-165.
- [19] German R M. 粉末注射成型. 曲选辉译. 长沙: 中南大学出版社, 2001: 372.
- [20] 王伟莉, 孙福田, 白燕, 等. 1000mm TC4 钛合金模锻叶片组织和性能研究. 广东有色金属学报, 2000, 10(2): 133-135. (责编 亿霖)
- [21] Lewis G K, Milewski J O, Cremers D A, et al. Laser production of articles from powders: US Patent 5837960, 1998-11-17.
- [22] Liang Y J, Tian X J, Zhu Y Y, et al. Compositional variation and microstructural evolution in laser additive manufacturing Ti/Ti-6Al-2Zr-1Mo-1V graded structural material. Materials Science and Engineering A, 2014, 599: 242-246.
- [23] Qian T T, Liu D, Tian X J, et al. Microstructure of TA2/TA15 graded structural material by laser additive manufacturing process. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2014, 24(9): 2729-2736.
- [24] Ren H S, Liu D, Tang H B, et al. Microstructure and mechanical properties of a graded structural material. Materials Science and Engineering A, 2014, 611: 362-369.
- [25] Ren H S, Tian X J, Wang H M. Effect of heat treatment on microstructure and mechanical properties of a graded structural material. Materials Science and Engineering A, 2014, 614: 207-213.
- [26] 金具涛, 张永忠, 黄灿, 等. 激光熔化沉积 GH163/Rene95 镍基双合金材料研究. 航空制造技术, 2010(9): 94-97.
- [27] Xu Z J, Zhang Y Z, Liu M K, et al. Interface microstructure evolution and bonding strength of TC11/ γ -TiAl bi-materials fabricated by laser powder deposition. Rare Metals, 2015, DOI: 10.1007/s 12598-014-0243-1.
- [28] 刘彦涛, 宫新勇, 刘铭坤, 等. 激光熔化沉积 Ti2AlNb 合金的显微组织和拉伸性能. 中国激光, 2014, 41(1): 0103005. (责编 玲犀)

(上接第 47 页)