

等离子熔覆快速成形铁基合金的设计及其组织和性能评价*

向永华, 徐滨士, 吕耀辉, 姜 玮, 夏 丹, 刘存龙

(装甲兵工程学院 装备再制造技术国防科技重点实验室, 北京 100072)

摘 要: 研制适用于快速成形多层熔覆条件下的专用合金材料, 是当前直接金属快速成形领域的研究热点。文中总结了等离子熔覆快速成形铁基合金的设计原则, 在大量试验的基础上, 设计出了一种等离子熔覆快速成形新型铁基合金, 并对成形件进行了组织性能评价, 为该材料的工程应用打下基础。结果表明, 冶金层组织主要以固溶体结晶为主, 显微硬度从表面到基体呈 U 形分布, 合金粉末具有优良的成形性和抗裂性, 能够满足快速成形多层熔覆的要求。

关键词: 等离子熔覆; 快速成形; 铁基合金设计

中图分类号: TG142; TG444

文献标识码: A

文章编号: 1007-9289(2010)04-0039-05

Fe-based Alloy Design in Rapid Prototyping by Plasma Arc Overlaying and Its Structure and Performance Investigation

XIANG Yong-hua, XU Bin-shi, LV Yao-hui, JIANG Yi, XIA Dan, LIU Chun-long

(National Key Laboratory for Remanufacturing, Academy of Armored Forces Engineering, Beijing 100072)

Abstract: The special materials study applied for multi-layer overlay in rapid prototyping becomes the research hot spot in direct metal rapid prototyping field. This paper generalized the design principle of rapid prototyping alloy used in plasma arc overlaying. Based on a large number of tests, new Fe-based alloy applied in rapid prototyping by plasma arc has been designed. Microstructure and performance of the alloy coating has been analyzed, which is benefit for the practical application of this new material. Results show that the coating regards dendritic solid solution as main crystallized product. The hardness distribution curve of the deposited part was as U shape. The alloy powder exhibits good formability and crack resistance.

Key words: plasma arc overlaying; rapid prototyping; Fe-based alloy design

0 引 言

等离子熔覆属于快速凝固过程, 容易得到细晶组织或产生平衡态所无法得到的新相; 可以获得低稀释率的良好覆层; 热变形小和热影响区小等^[1]。近几年, 基于3D焊接的快速成形技术研究得到较快发展, 尽管有关的理论和试验的研究很多, 但这项技术并未在实际工业生产中得到广泛的应用, 最主要的原因在于快速成形过程中的多层熔覆层容易开裂, 熔覆层硬度高时尤为如此。为解决等离子熔覆层的裂纹问题, 必须针对等离子熔覆的热物理冶金特点, 深刻理解等离子熔覆

用的合金粉末应具有的性能。现有等离子熔覆材料基本上是采用自熔剂合金材料体系, 或在自熔合金粉末中加入一定量的WC和TiC等金属陶瓷颗粒。这些材料在多层熔覆时, 会产生应力集中, 具有较大的开裂倾向, 难以实现金属直接快速成形^[2,3]。

从改进等离子熔覆用合金粉末成分方面入手, 对于消除熔覆层裂纹来说是极为重要的。当前解决多层熔覆层裂纹问题最重要也最切实的方法是研制等离子熔覆快速成形专用合金粉末。相比较于镍基和钴基合金而言, 铁基合金不仅因涂层与大多数成形工件基体成分接近, 界面结合牢固, 而且成本低, 易于研究和推广应用。为此作者对等离子熔覆快速成形铁基合金材料的成分进行设计, 并对熔覆层组织性能进行研究。

收稿日期: 2010-04-17; 修回日期: 2010-05-19

基金项目: *国家自然科学基金 (50735006, 50675223); 国家973计划 (2007CB607601)、国家科技支撑计划 (2008BAK42B03); 再制造重点实验室基金 (No 9140C8502026JS9105) 资助。

作者简介: 向永华(1977—), 男(汉), 湖北公安人, 博士生。

1 等离子熔覆快速成形材料的设计原则

研制新型快速成形合金粉末的目的是为了获得低成本,具有优良成形性及抗裂性的熔覆材料,以满足快速成形多层熔覆复杂的热循环工艺条件,解决现有熔覆合金粉末在多层熔覆条件下容易开裂的难题。材料的成分设计和合金元素的选择主要考虑以下几个方面的因素:

1.1 性能原则

合金设计的根本任务是满足快速成形件的性能要求^[4],作为合金设计的第一原则是为了快速成形过程中的“控性”。对等离子熔覆快速成形技术而言,材料体系应能实现厚成形,成形件应具有耐磨、耐蚀、抗氧化等优异的综合性能,满足成形件作为零件的使用要求。

1.2 成形性原则

合金材料在快速成形过程中应当具有良好的成形性,保证成形过程中熔覆层能保持较好的几何尺寸形状及精度,保证成形过程的顺利进行,称之为快速成形过程中的“控形”。首先,成形材料与基体材料应具有良好的润湿性,成形材料形成熔池表面具有低的表面能,与基体形成较低的润湿角。其次,合金材料熔覆层应有良好的造渣、除气、隔气性能,以防止产生夹渣、气孔、氧化等缺陷。另外,合金粉末应具有良好的流动性,这与粉末的形状、粒度分布、表面状态及粉末的湿度等因素有关。粉末形状以圆球颗粒为宜,粒度最好控制在50~200 μm,并保持干燥。

1.3 抗裂性原则

合金材料熔覆层应有优良的抗裂性,避免在多层熔覆时,出现冷、热裂纹。首先,成形材料与基体应具有良好的匹配关系,尤其是热膨胀系数、熔点等热物理性质的匹配。熔覆材料与基体金属二者的热膨胀系数应尽可能接近。若两者热膨胀系数差异太大,则熔覆层易产生裂纹甚至剥落。熔覆材料与基体金属的熔点不能相差太大,否则难以形成与基体良好冶金结合且稀释度小的熔覆层;其次,成形材料熔覆层应具有低热膨胀系数与高热导率,这样有助于降低多层熔覆情况下熔覆层的应力水平,减小开裂倾向;再次,成形材料应严格控制合金成分及杂质元素P、S、O含量,在成分设计时应避免形成低熔点共晶物质,从而导致液化结晶裂纹。

2 等离子熔覆快速成形铁基合金设计

铁基合金中的除了C、Si、Mn等常存元素外主要合金元素为Cr。为了改善冶金层的组织、工艺性能和力学性能,除了调整Cr和C的含量之外,还要添加一些辅助合金元素,如Ni、W、Al、Nb、Mo和B等。Si和Mn在一定条件下也起到辅助合金元素的作用。另外,为提高熔覆层抗裂性,可加入少量稀土元素,以细化晶粒,纯净晶界。

2.1 合金元素的存在状态^[5]

合金元素在等离子束表面冶金铁基涂层中主要以3种形式存在:①固溶于奥氏体及其转变产物中;②形成合金碳化物;③形成金属间化合物。

2.2 合金元素作用

(1) 碳是强烈奥氏体稳定化元素,扩大 γ 相区,其作用比Ni的奥氏体化能力高30倍以上。碳也是固溶强化和第二相强化的主要元素,可以保证基体具有较高强度和硬度。但含碳量过高会导致材料的碳当量增加,引起焊接性能下降。而低碳可以提高焊缝的塑性、韧性和耐蚀性。

(2) Cr属于比较强的碳化物形成元素,在 α -Fe中无限固溶,在 γ -Fe中最大溶解度为12.5%。Cr是缩小 γ 相区元素,能使奥氏体冷却曲线右移。Cr虽然为铁素体形成元素,但当其与Ni元素配合时,有利于获得稳定的单相奥氏体组织。

(3) Ni无限固溶于奥氏体中,不形成任何形式的碳化物,是稳定奥氏体的主要合金元素。对于奥氏体钢来说,Ni含量增高,可降低钢的热膨胀系数,以有利于焊缝与母材的热膨胀系数相匹配,减小热应力。

(4) Nb部分形成非常稳定的NbC,提高抗磨料磨损能力,部分固溶于奥氏体中阻碍晶粒长大。

(5) Si固溶于铁素体或奥氏体中,产生强烈的固溶强化作用。Si与B元素可联合脱氧,形成低熔点的硼硅酸盐上浮于熔池表面,B、Si元素的加入可显著降低合金的熔点,提高合金粉末的成形性。

(6) Mo一部分形成碳化物,有效提高抗磨料磨损能力;一部分固溶于 γ -Fe中,显著降低碳的溶解度。

2.3 快速成形铁基合金设计

根据合金元素在铁基合金中作用,选用的合金元素为C、Cr、Ni、B、Si、Mo和Nb。其中C、Si

和Cr起固溶强化作用, Ni改善冶金层的韧性, 加入适量的Cr起到耐腐蚀及抗氧化作用。通过调整Cr、Ni元素含量使熔覆层生成奥氏体+少量铁素体的双相组织, 以提高熔覆层抗裂性。加入少量Mo、Nb元素以细化晶粒, 减少熔覆层的成分偏析, 并强化基体组织。加入少量Ce稀土细化熔覆层组织, 净化合金晶界。在大量试验的基础上, 优化设计出一种新型等离子熔覆快速成形用FeNiCrBSiMoNbRE系铁基合金粉末, 该合金粉末具有良好的成形性, 较窄的熔化温度区间和较低的热膨胀系数, 在快速成形多层熔覆条件下具有良好的抗裂性。

3 等离子快速成形铁基合金组织与性能

3.1 铁基合金快速成形件的组织

为评价铁基合金多层熔覆层的组织性能, 进行了单壁墙快速成形试验, 基体材料为 Q235 钢, 试验参数: 等离子熔覆电流 75 A, 熔覆速度 50 mm/min, 送粉量 3.0 g/min, 离子气流量 3 L/min, 保护气流量 8 L/min, 送粉气流量 2.5 L/min。单壁墙长度 65 mm, 高度 15 mm。

将筒形零件高度方向横截面进行线切割, 并经打磨、抛光后用王水(浓盐酸:浓硝酸=3:1)腐蚀, 通过金相显微镜观察熔覆层组织形貌。图 1 为粉末等离子多层熔覆层金相显微组织。

图 1(a)~(d)分别显示等离子熔覆层底部是平面晶向胞状晶/枝晶/等轴晶的过渡转变区, 中部是交叉的树枝晶, 中上部是等轴晶, 表层是细小的树枝晶和等轴晶。

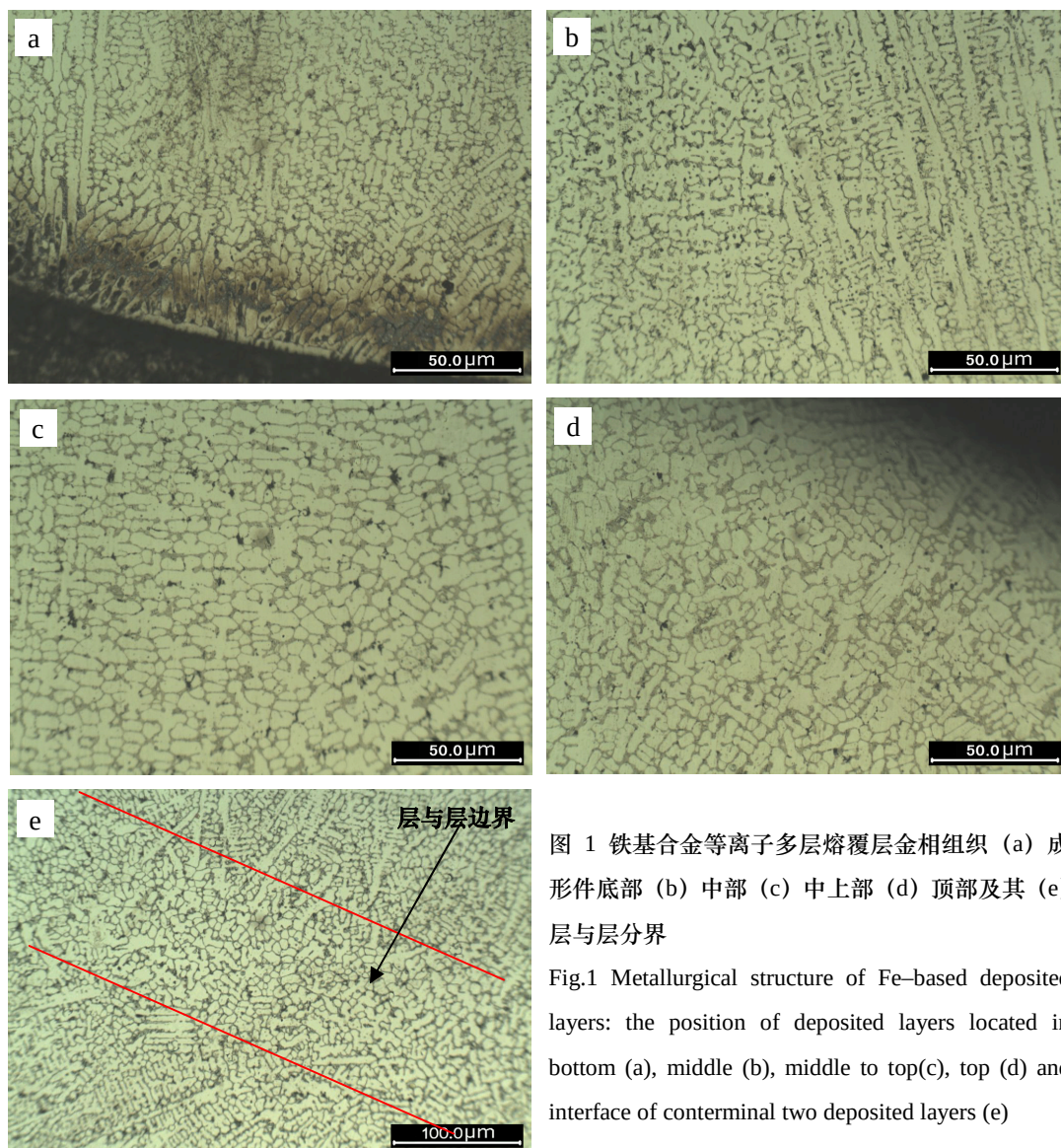


图 1 铁基合金等离子多层熔覆层金相组织 (a) 成形件底部 (b) 中部 (c) 中上部 (d) 顶部及其 (e) 层与层分界

Fig.1 Metallurgical structure of Fe-based deposited layers: the position of deposited layers located in bottom (a), middle (b), middle to top(c), top (d) and interface of conterminal two deposited layers (e)

根据结晶成分过冷理论,凝固金属的结晶形态主要取决于结晶前沿的液相成份、结晶方向上的温度梯度 G_L 和凝固速度 $V_{\text{冷}}$ 。在基材表面微熔区,一方面,由于受熔体尺寸的限制和动态凝固特征的影响,对流难以充分展开,凝固前沿多余的溶质原子不能及时排走,从而有利于界面的稳定性;另一方面,该微熔区是 G_L 最大和 $V_{\text{冷}}$ 最小的区域,其结晶参数 $G_L/V_{\text{冷}}$ 近似为无穷大,故这些因素的综合作用有利于基材表面微熔区以平面晶的形态生长。同时由于基材成分的微区不均匀性以及等离子束流能量分布的不均匀性导致了基材表面熔化程度的不同,因而白亮带并非直线。随着凝固过程的进行,生长着的固/液界面前沿由于受到熔池非平衡动态凝固特征的影响, $V_{\text{冷}}$ 逐渐增大, G_L 逐渐降低,加之合金熔液对流扰动和稀释率降低,使平面晶遭到破坏,出现了生长扰动凸起,与熔池最大散热方向相平行的扰动凸起就得到发展,而取向不利的凸起则被吞没。凝固结晶形态也随之变化,出现了胞状晶/枝晶/等轴晶混合晶。

随结晶过程向熔覆层内部推进,成份过冷起了主要作用。①固/液界面前沿温度梯度减小,冷速降低,且随着凝固速率 R 的增大, G/R 值的逐渐减小,其晶体生长方向受传热条件的控制明显,从而结晶为逆热流传导方向生长的发达枝状晶。②在熔覆层中上部,由于液体结晶潜热的释放,基体传热和结晶潜热保持局部平衡,使液相中的温度梯度和凝固速度进一步减小,成份过冷加大,在液相中形成很宽的成分过冷区,自发结晶占据了主导地位,晶体生长杂乱而形成了大量的等轴晶。③在熔覆层的顶部,固液界面前沿温度梯度更小,由固体热传导引起的冷速更小,但是由流动的保护气体引起的对流散热作用显著,这样,熔覆层在保护气体对流散热及熔覆层已凝固合金和基材热传导的双重作用下,结晶为无明显方向性的细小枝晶和等轴晶。

图1(e)为多层熔覆层与层的熔合区及热影响区组织,在多层熔覆过程中,在垂直于沉积方向上,可以看到明显的沉积层分界,表现为一条明显的等轴晶带,宽度约80~100 μm 。通过对其分界处进一步观察,可以发现两者的分界均是由于晶粒形态发生急剧变化造成的。等离子弧熔池的底部在先前沉积层强烈吸热和散热作用下,产生极大的冷却速度,同时结晶方向温度梯度减弱,因此形成薄层极细的

等轴晶,而在等轴晶上部的熔池则主要通过底部进行散热,因此形成与热流方向一致的定向凝固组织。

3.2 铁基合金多层熔覆层的硬度分布

图2为等离子快速成形多层熔覆层硬度测试结果。可以看出,在整个熔覆层区域,熔覆层硬度分布成“U”形分布,即在熔覆顶端和熔覆底部的硬度值最高,熔覆层中部硬度分布趋于一致,硬度总体分布280~320 HV之间。

分析认为,图1(d)图顶端硬度比较高是由于顶部的熔覆层受到再次熔覆的热影响小,即退火作用不明显;图1(b)图中部熔覆层组织会反复受到后续熔覆层成形时的热作用,使这一区域的组织晶粒发生重构,部分组织变得更粗大,因而硬度值会较低,硬度分布也比较平均;图1(a)图在熔覆层底部硬度值较高,主要在于该处受到基体的稀释作用,合金元素含量降低,生成硬度更高的马氏体组织。图2“U”形分布是多层熔覆层硬度分布的显著特点。

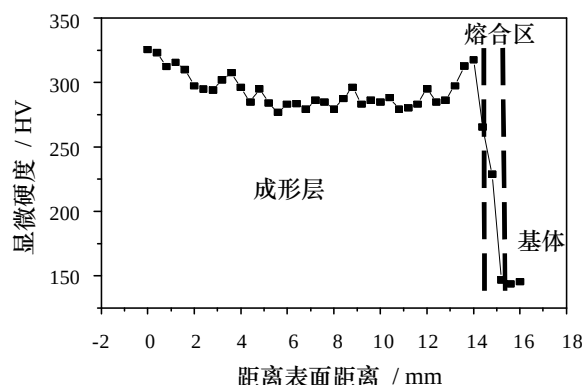


图2 多层熔覆层硬度测试

Fig.2 The hardness distribution of multi-layer overlaying layers

3.3 多层熔覆铁基合金的抗裂性

为评价铁基合金的抗裂性能,设计了一组快速成形筒形零件,成形参数同直壁墙成形试验,筒形零件尺寸为 $\Phi_{\text{内}}45\text{mm} \times \Phi_{\text{外}}55\text{mm} \times 120\text{mm}$ 。图3为筒形零件快速成形件实物图及经后加工后照片。

可以看出,在整个成形方向上,筒形零件形状保持良好,但精度控制还有待于提高;观察发现,筒形零件成形后及经后加工,外表面未发现任何宏观裂纹;对筒形零件沿高度方向进行试样切割、打磨抛光、王水腐蚀和金相显微镜观察组织形貌,表明熔覆层内部也未发现任何微裂纹;说明该材料体系具有良好的抗裂性能。

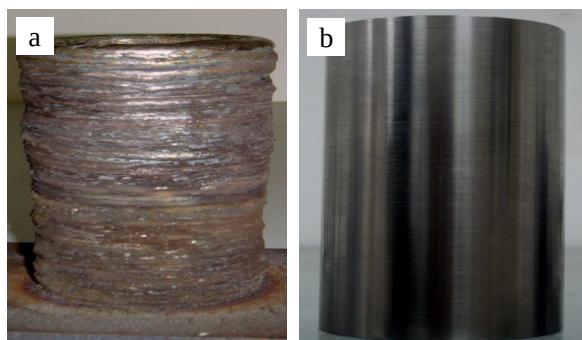


图3 筒形零件成形后 (a) 及经后加工实物照片 (b)
Fig.3 Photo of tube shaped part deposited (a) and post processing (b)

图4成形件X衍射分析表明:该铁基合金粉末为奥氏体+铁素体的双相组织,其中铁素体含量为8%~15%,由于铁素体对有害夹杂物P、S有更大的固溶度,大大减小有害夹杂物P、S在晶界处的偏析,从而减小由于夹杂偏析所造成的热裂倾向,而铁素体相的分散存在可使 γ 相的枝晶发展受到限制,起到一定的细化组织和打乱枝晶方向性的作用,并造成晶界面积的增大、夹杂分布更均匀分散,从而提高了熔覆层在多层熔覆条件下的抗热裂能力;铁基合金中Mo、Nb、稀土元素的加入,均起到了细化晶粒、减少熔覆层成分偏析的作用,可以减少熔覆层微观缺陷如气孔、夹杂的产生,对抗裂性的提高也起到了一定的作用。

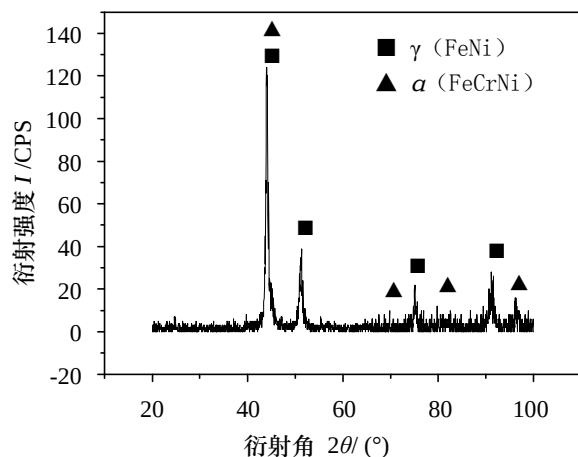


图4 成形件XRD分析
Fig.4 XRD analysis of shaped part

4 结论

(1) 论述了等离子熔覆快速成形铁基合金设计的性能原则、成形性原则和抗裂性原则,据此设计出一种等离子熔覆快速成形用新型

FeNiCrBSiMoNbRE系铁基合金。

(2) 熔覆层铁基合金组织致密,结晶形态为底部是平面晶向胞状晶/枝晶/等轴晶的过渡转变区;中部是交叉的树枝晶;中上部是等轴晶;表层是细小的树枝晶和等轴晶。

(3) 等离子熔覆快速成形件的硬度从表面向基体呈U形分布,筒形零件快速成形试验表明,在多层熔覆条件下,合金粉末表现出良好的抗裂性。

参考文献:

- [1] Xu Guo-jian, Kutsuna Muneharu, Liu Zhong-jie, et al. Characteristics of Ni-based coating layer formed by laser and plasma cladding processes Materials[J]. Science and Engineering A, 2006, 417: 63-72.
- [2] 宋武林, 朱蓓蒂, 张洁. 激光熔覆层热膨胀系数对其开裂敏感性的影响 [J]. 华中理工大学学报. 1999, 27(增 I): 42-44.
- [3] 刘邦武, 张丽民, 李惠琪, 等. 等离子熔覆铁基涂层开裂行为研究 [J]. 材料科学与工艺, 2007, 15(4): 545-547.
- [4] 赵振业. 合金钢设计 [M]. 北京: 国防工业出版社, 1999: 6-7.
- [5] 刘邦武, 李惠琪, 张丽民. 等离子束表面冶金铁基合金的设计与研究 [J]. 材料与冶金学报, 2005, 4(1): 241-244.

作者地址: 北京丰台长辛店杜家坎 21 号 100072
装备再制造技术国防科技重点实验室

Tel: (010) 6671 8541

E-mail: xiangyonghua2008@sina.com

(上接第 38 页)

- [5] 王华昌, 龙泉, 夏荷花. 开式模锻工艺与模具整体优化设计 [J]. 农业机械学报, 1997, (3): 105-109.
- [6] 王华昌. 开式模锻终锻型槽充满难度系数 [J]. 锻压技术, 1996, (1): 3-6.
- [7] Olivier Brucelle, Gérard Bernhart. Methodology for service life increase of hot forging tools [J]. Journal of Materials Processing Technology, 1999. 87(1-3): 237-246.
- [8] 王华昌, 龙满林, 胡金焕, 等. 锻模综合应力有限元仿真分析 [J]. 武汉理工大学学报, 2003, 25(8): 43-47.
- [9] 李付国, 姜路亮, 周让, 等. 典型锻模的热负荷分析 [J]. 重型机械, 2000, (3): 47-49.

作者地址: 武汉市武汉科技大学 131 号信箱 430081

Tel: (027) 6886 2234

E-mail: pcg2000@163.com