

# 双扫描喷射成形高速钢 SFT15 性能研究

Properties of High Speed Steel SFT15 Prepared by  
Twin-scanning Spray Forming

张 勇,李 周,袁 华,许文勇,张国庆,付书红,王 涛  
(北京航空材料研究院 先进高温结构材料重点实验室,北京 100095)  
ZHANG Yong,LI Zhou,YUAN Hua,XU Wen-yong,  
ZHANG Guo-qing,FU Shu-hong,WANG Tao  
(Key Laboratory of Science and Technology on Advanced High  
Temperature Structural Materials,Beijing Institute of  
Aeronautical Materials,Beijing 100095,China)

**摘要:** 采用双扫描喷射成形炉制备了 SFT15 高速钢,对喷射成形 SFT15 的体密度、关键力学性能及其微观组织进行了研究。结果表明:SFT15 沉积坯平均体密度为  $8.2\text{g}/\text{cm}^3$ ,达到理论密度的 99.3%。采用双扫描喷射成形设备制备的 SFT15 高速钢晶粒细小,无宏观偏析,组织致密。经锻造热加工后,喷射成形 SFT15 高速钢的力学性能大幅提高,硬度达到 HRC67.6,抗弯强度超过 4200MPa。采用 SEM 研究 SFT15 的内部组织发现,SFT15 高速钢内部包括均匀分布的细小碳化物。

**关键词:** 双扫描喷射成形;高速钢;力学性能;微观组织

**doi:** 10.3969/j.issn.1001-4381.2013.04.009

**中图分类号:** TG143.5 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-4381(2013)04-0045-05

**Abstract:** The spray forming high speed steel SFT15 was manufactured by twin-scanning spray forming equipment. The volume density, some mechanical properties and microstructure of high speed steel (HSS) SFT15 prepared by twin-scanning spray forming were researched. The results indicated that the average volume density of SFT15 deposit was  $8.2\text{g}/\text{cm}^3$ , which was 99.3% of theoretical density. The high-quality perform of HSS SFT15 exhibited high-density, refined grains and segregation-free macrostructure. And the hot forge can improve the mechanical properties of SFT15 remarkably, the hardness of SFT15 can reach HRC67.6 and bending strengths exceeded 4200MPa. By means of scanning electron microscope (SEM), the results indicated that the structure of HSS SFT15 was constituted by fine carbide distributed non-segregately.

**Key words:** twin-scanning spray forming; high speed steel; mechanical property; microstructure

高温合金、钛合金等材料加工时采用的一种重要的切削工具就是高速钢。通过热处理,高速钢可获得极高硬度(HRC63~70)、良好的耐磨性与优异的红硬性。除用作切削刀具外,高速钢也可用于制备高载荷模具等<sup>[1]</sup>。为了具有良好的力学性能和耐磨性,高速钢通常添加约 20%~30%(质量分数,下同)的形成碳化物的合金元素,如 W, Mo, Cr, V 等。然而,采用传统铸锭-锻轧工艺生产的高速钢,内部存在粗大的碳化物偏析,导致热加工性与磨削性等恶化。虽然粉末冶金方法可以解决该问题,但是生产工序多,制备成本高。喷射成形(spray forming)开辟了研发特种高速钢的新途径,该技术不但消除了宏观偏析和粗大晶粒,使

材料具备优越的力学性能,而且降低生产成本,特别适于制备合金化程度高的金属材料,如高温合金、高速钢等<sup>[2~10]</sup>。国外目前对喷射成形高速钢已开始进行工程化研究。德国 EWK(Edelstahl Witten-Krefeld)公司研究表明,喷射成形高速钢具有高的纯洁度和良好的组织均匀性,接近球状均匀分布的碳化物使其强度明显超过常规工具钢。除可制备各种刀具外,高速钢在其他领域中也得到了应用。例如,航空用高级轴承大部分采用 W18 高速钢。近年空调制冷设备发展迅速,空压机叶片采用高速钢的需求量也逐年上升,世界潜在市场达 4 万吨/年<sup>[11]</sup>。

T15 是一种高钒(V)加钴(Co)钨钼系高速钢,是

美国标准(AISI)工具材料中最耐磨、耐热的高速钢钢种之一。在航空发动机制造业中,能够加工高温合金与钛合金等难切削加工材料的形状复杂的刀具,主要采用 T15 高速钢制成。为了与其他制备工艺区分,喷射成形制备的 T15 高速钢本研究采用 SFT15 表示。

本工作主要研究了双扫描喷射成形高速钢 SFT15 的体密度、部分力学性能及其微观组织,以期 为喷射成形高速钢在加工制造领域的推广应用奠定研究基础。

1 实验材料与制备方法

SFT15 高速钢沉积坯采用北京航空材料研究院 300kg 级双扫描喷射成形设备制备,雾化气体为高纯 N<sub>2</sub>。沉积坯体密度的测定是采用排水法,具体过程:从沉积坯中心的纵剖面上线切割取样,经研磨、抛光,根据公式  $\rho = \frac{W_{dry}}{(W_{dry} - W_{wet})} \rho_{water}$  计算得出。试样热处理采用盐浴炉,其工艺分别:820℃(预热)+(1170, 1210, 1230, 1250)℃×(5~10)min(盐浴加热,油淬)+(540, 550, 560℃)×2h×3 次(回火)。采用三点弯曲方法测试抗弯强度试样的尺寸为 φ5mm×70mm;冲击试样精磨后尺寸为 10mm×10mm×55mm。采用

扫描电镜分析 SFT15 高速钢的内部组织。表 1 是双扫描喷射成形制备的 SFT15 高速钢的化学成分。

表 1 SFT15 高速钢化学成分(质量分数/%)

Table 1 Chemical composition of high speed steel(HSS)

SFT15(mass fraction/%)

Element	C	W	Mo	Cr	V	Co	Fe
SFT15	1.6	12.1	0.12	4.11	5.0	4.62	Bal

2 结果与分析

2.1 沉积坯密度测定及分析

高速钢的体密度与其使用寿命密切相关。通常粉末冶金高速钢刀具只有达到理论密度的 98% 以上时才能应用,并且随材料本身致密程度的提高,其性能会显著增加<sup>[1]</sup>。从力学角度分析,材料内部存在的任何微小空隙,在外力作用下都会产生应力集中,最终会导致萌生一个断裂源而使材料破损。对高速钢来讲,材料内部残余气孔即使有微小的降低,都会使刀具的切削性能和使用寿命有较大的提高。因此,尽量把喷射成形高速钢沉积坯的孔隙率降低到最低,对提高制品的性能具有重要的意义。

图 1 为 SFT15 沉积坯体密度测试的取样部位与部位 2 处试样的微观组织形貌。

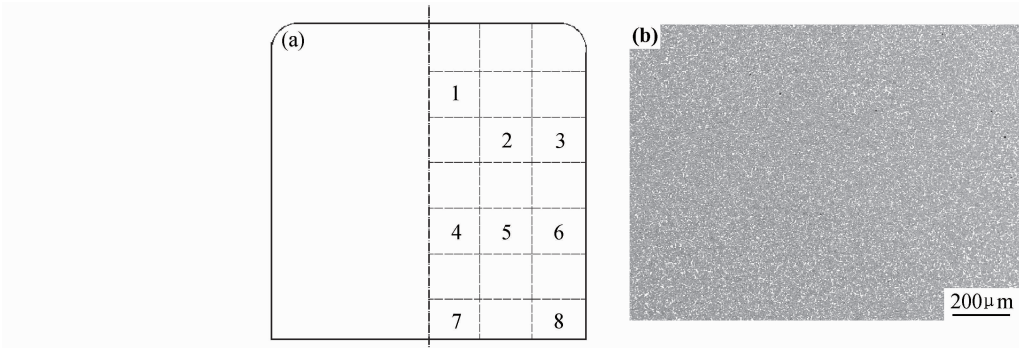


图 1 SFT15 高速钢沉积坯密度取样位置(a)与部位 2 处的微观组织(b)

Fig. 1 Density sample position of SFT15 deposit (a) and microstructure location 2(b)

表 2 是由图 1(a)取样位置处测得的 SFT15 沉积坯的体密度。

表 2 SFT15 高速钢沉积坯体密度

Table 2 Density of HSS SFT15 deposit

Sample location	1	2	3	4	5	6	7	8
Density/(g·cm <sup>-3</sup> )	8.21	8.21	8.20	8.20	8.21	8.19	8.19	8.19

体尺寸等因素的影响,在喷射成形沉积坯内部的密度分布会出现一些差异。但从表 2 可以看出,SFT15 沉积坯的体密度测定结果相差很小,分布也很均匀,其中,密度最大部位位于柱状沉积坯的上部稍偏轴心处,达到 8.21g/cm<sup>3</sup>,坯体平均体密度达到 8.2g/cm<sup>3</sup>。以 T15 高速钢电渣重熔并锻造后的实测密度 8.255g/cm<sup>3</sup> 作为理论密度,计算出坯体平均密度可以达到理论密度的 99.3%。从图 1 可以看出,SFT15 体密度最大的位置都在坯体的中部和上部,这主要与喷射成形

通常由于冷却速率、沉积距离、沉积位置,甚至坯

制备过程中沉积坯的冷却过程有关,喷射成形初期沉积到水冷沉积器上的钢液冷却速率快,可能影响了钢液的补缩和填充,使得相比之下沉积坯的底部密度有些偏低。

图 1(b)是图 1(a)中部位 2 处的内部组织形貌。与铸锻高速钢(即使横向通常也大于  $800\mu\text{m}$ )相比,明显可以看出,喷射成形高速钢内部碳化物的尺寸更小( $<10\mu\text{m}$ ),分布也更均匀,这是喷射成形工艺与传统制备工艺相比的最大优势之一。在喷射成形高合金化材料柱状沉积坯中,出现疏松、气孔等冶金缺陷的部位通常位于坯体的中上部。从线切割并抛光后的试样中,没有看到横向的“沉积纹”,也没有发现疏松等冶金缺陷。说明制备 SFT15 高速钢喷射成形制备时采用的工艺参数较合适。

## 2.2 力学性能

### 2.2.1 硬度

淬火回火硬度是最接近高速钢使用状态的性能指标之一。图 2 是 SFT15 高速钢沉积坯经过热等静压(Hot Isostatic Pressing, HIP)后,再锻造(Hot Forging, HF)变形,然后采用不同淬火回火热处理后的硬度。

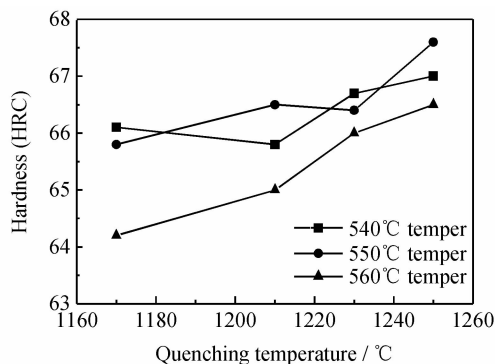


图 2 等静压和锻造后喷射成形高速钢 SFT15 的硬度

Fig. 2 Hardness of SFT15 after HIP+HF

从图 2 可以看出,SFT15 高速钢采用  $1170^{\circ}\text{C}$  淬火 +  $560^{\circ}\text{C}$  回火时的硬度最低,仅为 HRC64.2;在  $1250^{\circ}\text{C}$  淬火 +  $550^{\circ}\text{C}$  回火时,硬度最高,达到 HRC67.6,远高于 SFT15 沉积坯的硬度(HRC56.5)。说明在  $1170\sim 1250^{\circ}\text{C}$  温度范围内,随着淬火温度增加,硬度均呈上升趋势。

造成 SFT15 高速钢硬度随淬火温度升高而增加的原因主要是因为,随着淬火温度的提高,高速钢中的二次碳化物和部分一次共晶碳化物重新溶入奥氏体基体中,这些碳化物含有的碳和合金元素增加了奥氏体中碳和合金元素的含量,使得高速钢的硬度升高。但是,淬火温度的最高值决不能超过 SFT15 的初熔温度

( $1267.1^{\circ}\text{C}$ ),并且随着高速钢硬度的增加,会导致韧性降低,脆性增大。优良的工具材料应在高硬度下兼备适当的韧性。因此,必须考虑各种情况,以使材料的综合性能达到最佳。

### 2.2.2 抗弯强度

图 3 是沉积态(Spray Deposit, SD)SFT15 高速钢直接热处理后的抗弯强度与经热等静压加工后再热处理的高速钢抗弯强度的对比。

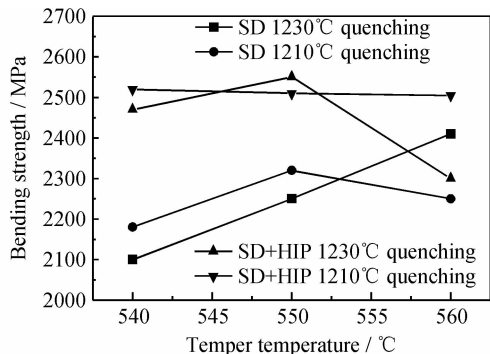


图 3 SFT15 高速钢沉积态与热等静压后的抗弯强度

Fig. 3 Bending strength contrast of SFT15 between SD and SD+HIP

由图 3 可以看出,两种不同加工状态的 SFT15 高速钢试样在  $1210, 1230^{\circ}\text{C}$  两种淬火温度下,采用不同回火温度处理后的抗弯强度,都超过  $2000\text{MPa}$ 。从总体上看,在同样热处理制度下,经热等静压加工后的 SFT15 高速钢的抗弯强度要高于无热加工的沉积态 SFT15 的抗弯强度。

图 4 是热等静压后的 SFT15 高速钢沉积坯再锻造变形后,采用不同热处理制度处理后测得的抗弯强度。可以看出,SFT15 高速钢在  $1210^{\circ}\text{C}$  淬火 +  $540^{\circ}\text{C}$  回火处理后的抗弯强度最高,达到  $4504\text{MPa}$ 。同时,对比发现,喷射成形高速钢 SFT15 在 ( $1210, 1230^{\circ}\text{C}$ ) 淬火 + ( $540, 560^{\circ}\text{C}$ ) 回火的热处理制度内,抗弯强度都

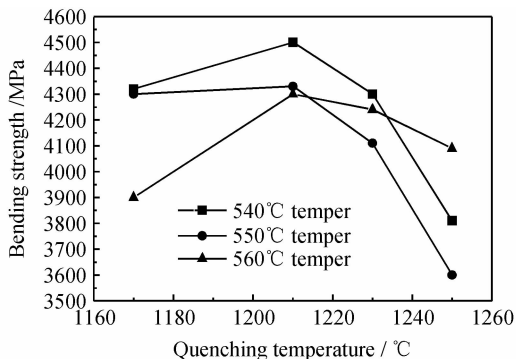


图 4 SFT15 高速钢沉积坯热等静压并锻造后的抗弯强度

Fig. 4 Bending strength of SFT15 deposit after HIP+HF

超过了 4200MPa。说明锻造加工工艺可大幅提高 SFT15 高速钢的抗弯强度。

此外,沉积态、热等静压态和热等静压+锻造变形的 SFT15 喷射成形高速钢的抗弯强度具有明显差距,热变形过程显著提高了高速钢的抗弯强度。分析认为,主要是锻造的热加工过程进一步提高了材料的致密度,改变甚至焊合了热等静压无法消除的内部气孔,因而显著提高喷射成形高速钢的抗弯强度。

2.3 微观组织

2.3.1 沉积坯微观组织

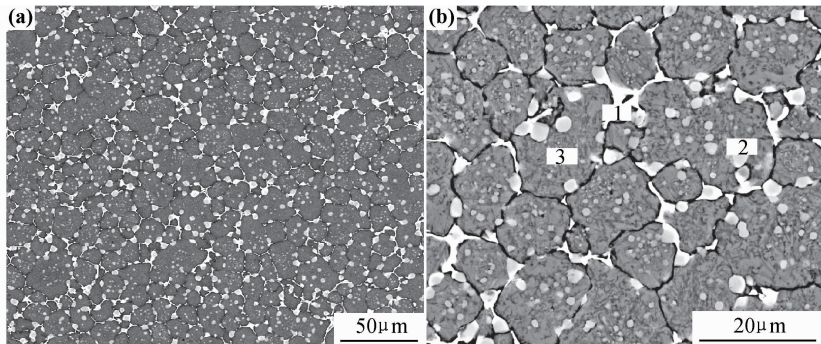


图 5 SFT15 高速钢沉积坯的微观组织 (a)腐蚀前;(b)腐蚀后  
Fig. 5 Microstructure of HSS SFT15 deposit (a)before etching;(b)after etching

在图 5 的 SEM 电子像中,白色颗粒状相为碳化物,灰色相为高速钢基体,图 5(b)中晶粒边界的黑色曲线是一些相因腐蚀掉后留下的缝隙。从图 5 中明显可以看出,沉积态 SFT15 的晶粒尺寸绝大部分小于 20 $\mu$ m,内部成分比较均匀。在晶粒周围断续分布的白色相为直接从钢液中析出的一次碳化物的共晶莱氏体组织,在晶粒内部弥散析出的白色球形颗粒为尺寸更小的碳化物。图 5 显示,SFT15 沉积坯碳化物分布的均匀程度已远超过铸锻制备的高速钢产品组织均匀度。由于一次碳化物的颗粒粗细和分布的均匀程度对钢材的性能影响很大<sup>[15]</sup>,很明显,成分十分均匀的喷射成形高速钢制备的刀具或模具的使用寿命要比铸锻高速钢更长。

采用能谱对 SFT15 高速钢沉积坯中白色相(1 点)、灰色球状相(2 点)和黑色相(3 点)的成分(图 5(b))进行了分析,结果如表 3 所示。

表 3 图 5(b)中各点能谱分析结果(质量分数/%)

Table 3 EDS analysis results of different micro-zones in fig. 5(b) (mass fraction/%)

Element	C	W	Cr	V	N	Co	Fe
1 (white phase)	1.5	53.82	4.17	3.11	0.89		36.51
2 (gray spherical phase)	2.48	38.34	2.33	43.5			13.35
3 (black phase)	1.34	9.13	4.27	1.93		4.63	78.52

对喷射成形高合金化材料内部等轴晶组织的成因,国内外比较普遍的观点是<sup>[12]</sup>,喷射成形过程中,在沉积坯顶部半液态层中发生液滴的高速撞击导致枝晶破碎,以及颗粒与液滴的动能瞬间转化形成的热能造成的重熔,产生了凝固核心的增殖作用,为等轴晶组织的形成提供了大量结晶核,同时二次枝晶臂根部的熔化,以及未严重变形小颗粒的粗化和均匀化,最终形成了喷射成形材料特有的等轴晶组织<sup>[13,14]</sup>。图 5 是 SFT15 高速钢沉积坯在腐蚀前后的内部微观组织。

结果表明,SFT15 高速钢晶粒内弥散分布的白色相中元素 V 和 C 的含量远高于其他两相,在灰色相和白色相内均没有 Co 元素,而黑色相中含有 Co,并且黑色相中 W 和 V 的含量明显低于灰色和白色相中的含量,由于 VC 的耐磨性要比其他碳化物高出许多,说明白色和灰色相 W,V 的碳化物含量更高,也更耐磨。

2.3.2 热等静压+锻造+热处理后的微观组织

图 6 是经过热等静压+锻造+热处理(1230℃淬火+540℃回火)后,SFT15 高速钢的微观组织。与无锻造加工的 SFT15 的微观组织相比,明显可以看出,锻造后 SFT15 高速钢的晶粒边界断续分布的碳化物

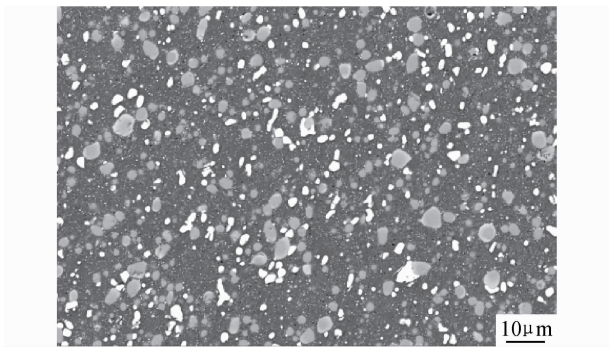


图 6 HIP+HF+HT 后 SFT15 高速钢的微观组织  
Fig. 6 Microstructure of SFT15 after HIP+HF+HT

(白色)变为尺寸更小的颗粒状,且分布更均匀。

### 3 结论

(1)喷射成形制备的 SFT15 高速钢晶粒细小,组织均匀,无宏观偏析。

(2)SFT15 高速钢沉积坯内部致密度高,平均体密度为  $8.2\text{g}/\text{cm}^3$ ,达到理论密度的 99.3%。

(3)锻造加工可以大幅提高喷射成形高速钢 SFT15 的力学性能。

(4)热处理后 SFT15 高速钢组织主要为回火马氏体和碳化物。

### 参考文献

- [1] 邓玉昆,陈景榕,王世章. 高速工具钢[M]. 北京:冶金工业出版社,2002.
- [2] RAFAEL AGNELLI MESQUITA, CELSO ANTONIO BARBOSA. High-speed steels produced by conventional casting, spray forming and powder metallurgy[J]. Mater Sci Forum,2005,498—499:244—250.
- [3] RAFAEL AGNELLI MESQUITA, CELSO ANTONIO BARBOSA. Spray forming high speed steel-properties and processing[J]. Materials Science and Engineering: A,2004,383(1):87—95.
- [4] ZHANG G Q. Research and development of high temperature structural materials for aero-engine applications[J]. Acta Metallurgica Sinica,2005,18(4):443—452.
- [5] SIDORCHUK O M. Structure and properties of spray-formed tool steel with increased chromium content[J]. Powder Metallurgy and Metal Ceramics,2010,49(3—4):179—182.
- [6] LACHENICHT V, SCHARF G, ZEBROWSKI D. et al. Spray forming-a promising process for making high-quality steels and alloys[J]. Metallurgist,2011,12(9—10):656—668.
- [7] 颜飞. 喷射成形高合金 Vanadis4 冷作模具钢的组织与性能研究[D]. 上海:上海交通大学,2007.
- [8] 李正邦. 发展我国高速钢的战略分析[J]. 特殊钢,2006,27(1):1—6.  
LI Zheng-bang. Strategical analysis of developing high speed steel[J]. Special Steel,2006,27(1):1—6.
- [9] 孙剑飞,沈军,曹福洋,等. 喷射成形(高温合金,高速钢)沉积态组织的演变[J]. 特种铸造及有色合金,2004,(4):10—11.  
SUN Jian-fei, SHEN Jun, CAO Fu-yang, et al. Microstructure evolvement of spray forming (superalloy, HSS) deposit[J]. Special Casting and Non-Ferrous Metallurgy,2004,(4):10—11.
- [10] YANG Yun-feng, HANNULA SIMO-PEKKA. Development of precision spray forming for rapid tooling[J]. Materials Science and Engineering: A,2008,477(1—2):63—68.
- [11] ANNAVARPU S, APELIAN D, LAWLEY A. Processing

effects in spray casting of steel strip[J]. Metall Trans A,1988,19(12):3077—3086.

- [12] MATHUR P, APELIAN D, LAWLEY A. Analysis of the spray deposition process[J]. Acta Metall,1989,37(2):429—432.
- [13] TSAO C A, GRANT N J. Modeling of the liquid dynamic compaction spray process[J]. The International Journal of Powder Metallurgy,1994,30(3):323—326.
- [14] LEE SHAW, CIAUS SPIEGELHAUER. Spray forming large diameter special steel billets[J]. The International Journal of Powder Metallurgy,1997,33(3):31.
- [15] LAVERNIA E J, WU Y. Spray Atomization and Deposition [M]. Chichester: John Wiley & Sons Inc,1996.
- [16] GRANT P. Developments in the modeling of spray forming[J]. Powder Metallurgy,1997,40(1):26—27.
- [17] 张济山,陈国良. 雾化喷射沉积成形材料制备技术的新进展[J]. 北京科技大学学报,1997,19(1):15—21.  
ZHANG Ji-shan, CHEN Guo-liang. Recent progress in spray forming technique for materials processing[J]. Journal of Beijing University of Science and Technology,1997,19(1):15—21.
- [18] LEE E S, PARK W J. Development of high performance high speed steels by spray casting[J]. The Minerals, Metals & Materials Society,1998,(1):661.
- [19] 颜飞,徐洲,史海生,等. 喷射成形 Vanadis4 冷作模具钢高温变形行为研究[J]. 上海金属,2006,28(4):43—47.  
YAN Fei, XU Zhou, SHI Hai-sheng, et al. research on the high temperature deform properties of spray forming cold-die steel Vanadis4[J]. Shanghai Metal,2006,28(4):43—47.
- [20] ZHANG Yong, ZHANG Guo-qing, LI Zhou, et al. Analysis of twin-nozzle-scanning spray forming process and spray formed high speed steel (HSS)[J]. Journal of Iron and Steel Research, International,2007,14(5,S1):7—10.
- [21] 师昌绪,李恒德,周廉. 材料科学与工程手册(上卷)[M]. 北京:化学工业出版社,2004. 6—111.
- [22] RAFAEL AGNELLI MESQUITA, CELSO ANTONIO BARBOSA. Spray forming high speed steel-properties and processing [J]. Materials Science and Engineering: A,2004,383(1):87—95.
- [23] 张永昌. 金属喷射成形的进展[J]. 粉末冶金工业,2001,11(6):17—22.  
ZHANG Yong-chang. Progress of spray forming metal [J]. Powder Metallurgy Industry,2001,11(6):17—22.

**基金项目:**国家 973 基础研究项目资助(2011CB606303-3);国家自然科学基金项目资助(51074145)

**收稿日期:**2012-03-05;**修订日期:**2013-01-05

**作者简介:**张勇(1976—),男,高工,博士后,从事专业:变形高温合金,喷射成形高合金化材料等,联系地址:北京市 81 信箱 1 分箱(100095), E-mail:biamzhang@126.com