

喷射成形高速钢内部组织研究

张 勇, 张国庆, 李 周, 袁 华, 许文勇, 刘 娜, 高正江

(北京航空材料研究院 先进高温结构材料国防科技重点实验室, 北京 100095)

摘要: 研究了喷射成形高速钢 SFT15 热处理前后的微观组织。结果表明, 喷射成形制备的 SFT15 高速钢晶粒细小, 无宏观偏析, 组织致密, 沉积坯平均体密度为 $8.208\text{g}/\text{cm}^3$, 达到理论密度的 99.8%。SFT15 在热处理前的沉积坯硬度为 56.5HRC, 经热等静压和热处理后进一步提高到 67HRC, 冲击韧度达到 $11.8\text{J}/\text{cm}^2$ 。采用 SEM 和 TEM 研究了 SFT15 的内部组织发现, 热处理后 SFT15 高速钢组织主要为回火马氏体和碳化物。内部绝大部分为小于 $20\mu\text{m}$ 的等轴晶, 晶界和晶内分布许多 M_6C 型的碳化物。

关键词: 喷射成形, 高速钢, 微观组织

DOI 10.3969/j.issn.1005-5053.2010.05.004

中图分类号: TG142.45

文献标识码: A

文章编号: 1005-5053(2010)05-0019-06

高速钢 (又称高速工具钢) 属于高碳高合金莱氏体钢, 热处理后可以获得极高硬度 (63HRC ~ 70HRC)、良好的耐磨性与优异的红硬性, 主要用于制备各种车床的切削工具, 也部分用于制备高载荷模具、航空高温轴承与特殊耐热耐磨零部件等^[1,2]。为了具有良好的力学性能和耐磨性, 通常高速钢含有约 20% ~ 30% (质量分数) 的形成碳化物的合金元素, 如 W, Mo, Cr, V 等^[3,4]。然而, 采用传统铸锭—锻轧工艺生产的高速钢, 内部不可避免的存在粗大碳化物偏析, 组织趋于恶化, 导致热加工性与磨削性等变坏。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。而喷射成形 (Spray Forming) 开辟了研发特种高速钢的新途径^[5,6], 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, 特别适于制备高合金化的材料, 如高温合金、高速钢等^[7,8]。国外目前对喷射成形高速钢已开始进行工程化研究^[9~12]。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大大超过

常规工具钢。除了可制备各种刀具外, 高速钢在其它领域中也得到了应用。例如, 航空用高级轴承绝大部分采用 W18 高速钢^[2]。

通过添加元素钒 (V) 加钴 (Co) 的高速钢可以显著提高材料的耐磨性与耐用性。T15 是一种美国牌号的高钒 (V) 加钴 (Co) 钨钼系高速钢^[13,14], 因加入 3% ~ 5% 的 V, 被称为超高速钢, 是美国标准 (AISI) 工具材料中最耐磨、耐热的高速钢钢种之一, 其硬度超过 67HRC。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复杂形状刀具, 通常只能用 T15 或 M42 高速钢制成。为了与其它制备工艺区分, 喷射成形制备的 T15 高速钢在本文中采用 SFT15 表示。

本工作主要研究了喷射成形高速钢 SFT15 热处理前与热等静压和热处理后的内部微观组织, 以期对喷射成形高速钢的应用与推广奠定一些理论与试验研究基础。

1 试验材料与方法

喷射成形制备的 SFT15 高速钢的成分见表 1。

表 1 SFT15 高速钢的主要成分 (质量分数 %)

Table 1 Chemical composition of HS SFT15 (mass fraction %)

C	W	Mo	Cr	V	Co	Fe
1.54	12.34	0.22	4.16	5.29	4.66	Bal

SFT15 高速钢沉积坯采用 300Kg 级雾化沉积炉制备, 雾化气体为高纯 N_2 。其中, 试样的热处理采

收稿日期: 2009-08-21; 修订日期: 2010-07-20

基金项目: 国家 973 课题基金 (2006CB605204-2); 国家自然科学基金青年项目 (50701041); 国家科技支撑计划项目 (2007BAE51B05)

作者简介: 张 勇 (1976—), 男, 博士, 从事喷射成形高合金化材料及先进高温结构材料的研究, (E-mail) bianzhang@126.com。

用盐浴炉,其工艺为: 820℃ (预热) + 1220℃ × 5 ~ 10min (盐浴加热, 油淬) + 540℃ / 2h, 2次 (回火)。沉积坯体密度的测定方法是在热处理前直接从坯体上线切割取样, 经研磨抛光后, 采用排水法测密度。沉积坯的热等静压最高温度 1170℃, 压力 150MPa, 采用扫描电镜和透射电镜观察内部组织。

2 试验结果与分析

2.1 热处理前 SFT15 高速钢沉积坯内部组织形貌
高速钢的体密度、内部组织与其性能密切相关。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^[2]。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特别重要的意义。

图 1 为 SFT15 沉积坯的体密度测试的取样部位与部位 2 处试样放大 100 倍后的微观组织形貌。

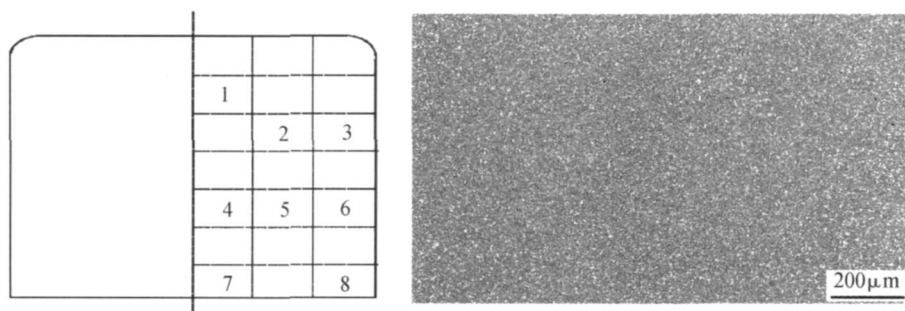


图 1 SFT15 高速钢沉积坯密度取样位置 (a) 与部位 2 处的微观组织 (b)

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

从图 1 左图所示取样位置处取样, 测得这些试样在热处理前的体密度列于表 1。

表 2 SFT15 高速钢沉积坯的体密度 (g/cm^3)

Table 2 density of HSS SFT15 deposit (g/cm^3)

Sample	1	2	3	4	5	6	7	8
Density	8.21	8.21	8.20	8.20	8.21	8.19	8.19	8.19

通常由于冷却速率、沉积距离、沉积位置, 甚至坯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。但是从表 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 $8.21\text{g}/\text{cm}^3$, 坯体平均体密度达到 $8.2\text{g}/\text{cm}^3$ 。以 T15 高速钢电渣重熔并锻造后的实测密度 $8.255\text{g}/\text{cm}^3$ 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度快, 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 中的右图是部位 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比较合适。

测得 SFT15 高速钢沉积坯在热处理前的硬度为 56.5HRC; 而热处理后达到 64.5HRC; 把沉积坯热等静压和热处理后, 硬度进一步提高到 67HRC。热处理后 SFT15 的冲击韧度为 $5.2\text{J}/\text{cm}^2$, 经过热等静压加工后, 提高到 $11.8\text{J}/\text{cm}^2$, 远超过了硬质合金的韧性指标。说明高速钢的力学性能不但和材料的成分、组织有关, 也与材料的体密度密切相关。

图 1 中的右图是部位 2 试样处的 SEM 内部组织形貌。与铸锻高速钢相比, 从图 1 右图明显可以看出, 喷射成形高速钢内部碳化物的尺寸更小, 分布

也更均匀^[4]。图 2 是进一步放大后, SFT15 高速钢沉积坯在腐蚀前后的内部微观组织形貌。

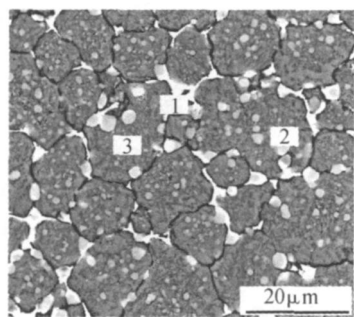


图 2 热处理前 SFT15 高速钢沉积坯的微观组织
Fig 2 Microstructure of HSS SFT15 deposit before heat treatment

在图 2 的 SEM 背散射电子像中, 白色颗粒状相为碳化物, 灰色相为高速钢基体, 右图中晶粒边界的

黑色网线是一些相经腐蚀掉后留下的缝隙。从图 2 中明显可以看出, 沉积态 SFT15 的晶粒尺寸绝大部分小于 20μm, 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, 即共晶莱氏体组织的组成相, 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 2 显示出没有经过任何热加工的 SFT15 沉积坯碳化物分布的均匀程度已远超过供货态的铸锻高速钢。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^[7], 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。

采用能谱对热处理前 SFT15 高速钢沉积坯中白色相 (1 点)、灰白色球状相 (2 点) 和灰色相 (3 点) 的成分 (图 2 中的右图) 进行了分析, 结果如表 3 所示。

表 3 图 2 右图中各点能谱分析结果 (质量分数 %)

Table 3 EDS analysis results of different micro zones in Fig 2 (right) (mass fraction %)

Element	C	W	Cr	V	N	Co	Fe
1 (white phase)	1.5	53.82	4.17	3.11	0.89	—	Bal
2 (gray globular phase)	2.48	38.34	2.33	43.5	—	—	Bal
3 (gray phase)	1.34	9.13	4.27	1.93	—	4.63	Bal

结果表明, SFT15 高速钢晶粒内弥散分布的白色球状相中元素 V 和 C 的含量远高于其它两相, 在灰白色相和白色相内均没有 Co 元素, 而灰色相中含有 Co 并且灰色相中 W 和 V 的含量明显低于灰白色和白色相中的含量, 由于 VC 的耐磨性要比其

它碳化物高出许多, 说明白色和灰白相 W, V 的碳化物含量更高, 也更耐磨。

进一步采用透射电镜分析了沉积态的 SFT15 高速钢的碳化物结构 (图 3 箭头处为观察区域, 标尺为 50nm)。

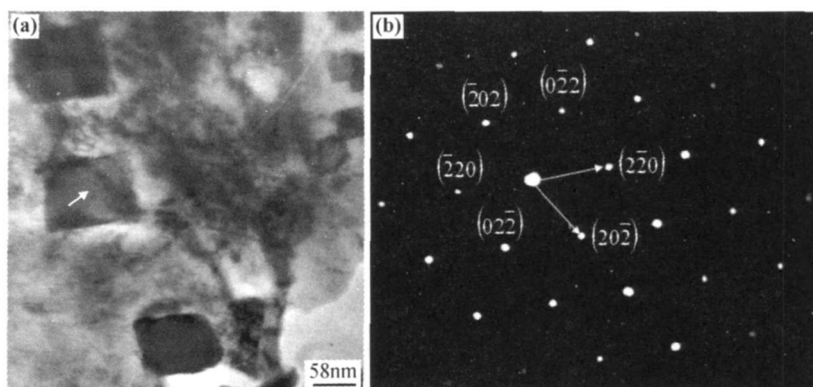


图 3 热处理前 SFT15 高速钢的组织结构 (a) 与碳化物衍射斑点 (b)

Fig 3 Microstructure (a) and carbide diffraction pattern (b) of HSS SFT15 before heat treatment

由图 3 中的左图可以看出, 在晶粒内部出现了形状规则的剖面轮廓为正方形的约 100nm 的碳化

物, 并且隐约能够看到尺寸更小的碳化物。箭头所指处的碳化物的电子衍射图如图 3 的右图所示。经

过标定后发现该碳化物为 M_6C 结构。

2.2 热等静压和热处理后的 SFT15 高速钢内部组织形貌

图 4 显示了热处理后 SFT15 高速钢内部的微观组织在腐蚀后的形貌。

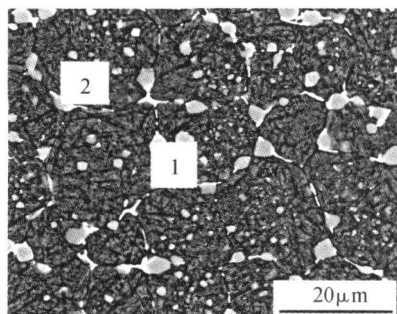


图 4 热等静压与热处理后 SFT15 微观组织

Fig 4 Microstructure of HSS SFT15 after HIP and heat treatment

热处理后高速钢的组织均为碳化物、回火马氏体和很少量的残余奥氏体。从图 4 可以看出,与热处理前相比,白色的碳化物分布仍十分均匀,没有发生明显变化,沉积坯中除晶粒边界的碳化物外,还在

晶粒内热处理过程中生成大量弥散细小的二次碳化物。

采用能谱测定了热处理后 SFT15 内白色和灰色相的成分。结果如表 4 所示。

表 4 图 4 中右图部分相的部分成分(质量分数 %)

Table 4 Composition of different phases in Fig 4(right) (mass fraction %)						
Elements	C	W	Cr	V	Co	Fe
1(white phase)	3.56	15.23	5.26	9.73	3.24	Bal
2(gray phase)	1.72	6.95	3.25	3.59	5.67	Bal

由表 4 能谱测定结果可知,热处理前后,元素 Cr 在坯体中分布都比较均匀,并且灰色相的成分与热处理前相差不大,但是在热处理后的高速钢的白色相中元素 W 和 V 的含量比灰色相中明显高出很多,同时 C 含量也比较高。

采用透射电镜观察热等静压和热处理后的 SFT15 高速钢的内部结构(图中标尺为 200nm)。没有观察到规则的正方形碳化物,取而代之的是不规则的长条状。说明热等静压过程有可能在一定程度上改变了喷射成形高速钢晶粒内的碳化物形状。

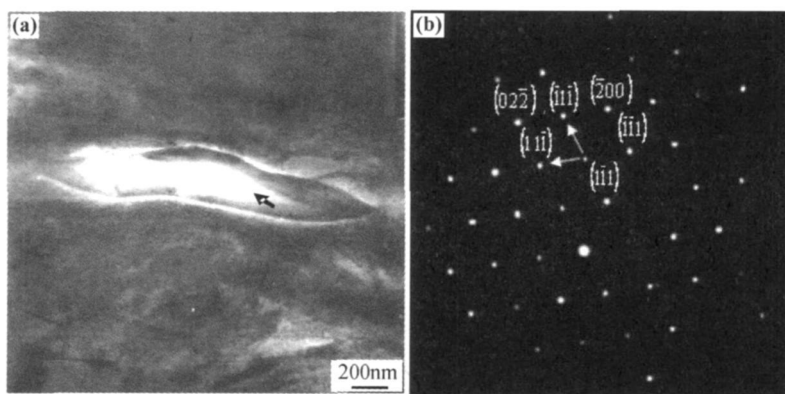


图 5 热等静压与热处理后 SFT15 高速钢微观组织 (a) 与碳化物衍射斑点 (b)

Fig 5 Microstructure (a) and carbide diffraction pattern (b) of HSS SFT15 after HIP and heat treatment

经对衍射斑点标定并核对后,确定该长条形碳化物的结构同样为 M_6C (图 5)。 M_6C 是各种高速钢中数量最多的碳化物^[2],但是喷射成形高速钢中的 M_6C 形貌与铸态高速钢中的明显不同,铸态高速钢中的 M_6C 形貌象鱼骨,故常称为“鱼骨状共晶碳化物”,而喷射成形高速钢中为颗粒状或条状。这主要与喷射成形工艺的快速冷却特点有关,因为高速钢液冷却速率越慢,越有利于 M_6C 莱氏体碳化物的形成,长的也越粗大,而喷射成形过程中的冷却速率最大可达到 10^6 °C / s。

在高速钢中 M_6C 型碳化物的数量最多也和热处理过程中不稳定碳化物 M_2C 的分解有关,因为高温下亚稳态的 M_2C 通常分解成稳态的 M_6C 和 MC ,可以表示为: $M_2C + Fe(\gamma) = M_6C + MC$ 。

2.3 SFT15 高速钢内部的碳化物形貌对比

高速钢属于含碳量很高的工具钢。高速钢之所以具有良好的刚度、硬度和耐磨性等,主要是因为其内部含有大量的碳化物。

图 6 是不同制备工艺下的 SFT15 内部碳化物形貌,其中图 6a 为沉积态 (Spray Deposition, SD); 图 6b 为 SFT15 沉积坯热等静压 (Hot Isotropic Pres-

sure, HIP)后的内部碳化物形貌 (SD+HIP); 图 6c 为沉积坯热等静压后再锻造 (Hot Forge HF)的碳化物形貌 (SD+HIP+HF)。

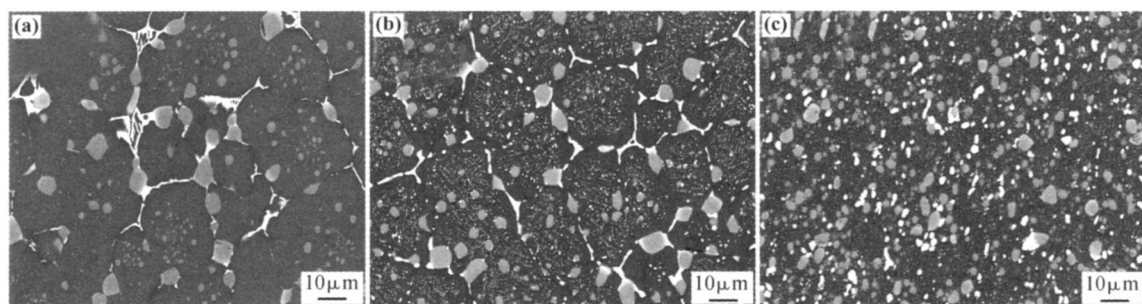


图 6 不同制备工艺的 SFT15 内部碳化物形貌 (a) 沉积态 (Spray Deposition, SD); (b) 沉积态 + 热等静压态 (Hot Isotropic Pressure HIP); (c) 沉积态 + 热等静压 + 锻造 (Hot Forge HF)

Fig 6 Carbide pattern of SFT15 with different manufacture process (a) SD; (b) SD+HIP; (c) SD+HIP+HF

从图 6 可以看出, SFT15 高速钢沉积态中, 碳化物 (白色部分) 主要分布在晶界上, 同时在等轴晶粒内也有非常细小的碳化物析出 (图 6a)。经过热等静压加工后, 晶粒内碳化物析出更多, 且碳化物形貌进一步球化 (图 6b), 这样可以降低材料使用过程中的残余应力, 提高钢的使用寿命。把热等静压后的碳化物再锻造加工, 从图 6c 中明显可以看出, 喷射成形高速钢基体中的碳化物尺寸进一步减小, 低于 $10\mu\text{m}$, 成为颗粒状弥散分布, 显然材料内部碳化物的分布也更均匀, 有助于提高材料的耐磨性和强度。力学性能测试结果表明, SFT15 高速钢沉积坯经过变形加工后, 抗弯强度大幅度提高, 最高达到 5340MPa , 说明变形加工对均匀喷射成形高速钢内部组织, 提高材料性能具有显著作用。

3 结论

(1) 喷射成形制备的高速钢晶粒细小, 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 $8.208\text{g}/\text{cm}^3$, 达到理论密度的 99.8%。

(3) SFT15 沉积坯热处理前硬度为 HRC56.5, 经热等静压和热处理后硬度进一步提高到 HRC67, 冲击韧度达到 $11.8\text{J}/\text{cm}^2$ 。

(4) 热处理后 SFT15 高速钢组织主要为回火马氏体和碳化物。内部绝大部分为小于 $20\mu\text{m}$ 的等轴晶, 晶界和晶内分布许多 M_6C 型的碳化物。

(5) 锻造加工过程可以显著减小喷射成形高速钢内部碳化物的尺寸, 并提高材料抗弯强度。

参考文献:

- [1] LAWYER A, DOBERTY R D, BROOKS R G, Spray forming commercial products process design and optimization the minerals [J]. Metals & Materials Society, 1998, (1): 699.
- [2] 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, 1, 432-80.
- [3] 李正邦. 发展我国高速钢的战略分析 [J]. 特殊钢, 2006, 27 (1): 1-6.
- [4] ZHANG Yong, ZHANG Guoqing, LI Zhou, *et al*. Analysis of twin nozzle scanning spray forming process and spray formed high speed steel (HSS) [C]// Journal of Iron and Steel Research International, 2007, 14 (Supl): 7-10.
- [5] 苏俊, 崔成松, 曹福洋, 等. 喷射成形技术在钢铁材料中的应用 [J]. 铸造, 2002, 51 (7): 399-402.
- [6] 吴有伍, 龚晓叁. 喷射沉积铁基材料的研究进展 [J]. 铸造, 2004, 53 (4): 262-265.
- [7] 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.
- [8] 田世藩, 李周, 张国庆, 等. 喷射成形的发展及其产业化趋势 [J]. 粉末冶金工业, 1999, 9 (3): 41-48.
- [9] ZHANG G Q. Research and development of high temperature structural materials for aeroengine applications [J]. ACTA metallurgica sinica English letter, 2005, 18 (4): 443-452.
- [10] SHERBY O D, WALSER R, YOUNG C M, *et al*. Superplastic ultrahigh carbon steels [P]. US Patent 3951697, 1976, 4, 20.
- [11] 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.
- [12] KAWA Y, IFAMIT, *et al*. Spray deposition method and its application to the production of mill rolls [J]. ISIJ International, 1990, 30 (9): 756-763.

- [13] SANTOS M, OLIVEIRA M M, REBBECK M M, *et al*
Optimisation of processing parameters for direct vacuum
sintering of a T15 high speed steel[J]. *Powder Metallur-
gy*, 1991, 34(2): 93– 100
- [14] KURNAR K S, LAWLEY A, KOCZAK M J. Powdermet-
allurgy T15 tool steel Part I Characterization of powder
and hot isostatically pressed material[J]. *Metall Trans*
1991, A22: 2733– 2745
- [15] TALEFF E M, Pearlite in ultrahigh carbon steels Heat
treatment and mechanical properties[J], *Metal and mater
trans A*, 1996 27A (1): 111– 118

Research on Microstructure of High Speed Steel Prepared by Spray Forming

ZHANG Yong, ZHANG Guo-qing, LI Zhou, YUAN Hua, XU Wen-yong, LU Na, GAO Zheng-jiang

(National Key Laboratory of Advanced High Temperature Structural Materials, Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing
100095, China)

Abstract The microstructure before and after heat treatment of high speed steel (HSS) T15 prepared by spray forming was re-
searched. The result indicated that the high-quality billet of HSS T15 exhibited high density, much fine grains than that of common
HSS and segregation free microstructure. The average density of billet before heat treatment (HT) is $8.208\text{g}/\text{cm}^3$ which is 99.8% of
theoretical density. The hardness of SFT15 billet was HRC56.5, after HIP and HT it was improved to HRC67 and fracture toughness
was $11.8\text{J}/\text{cm}^2$. By means of Scanning Electron Microscopy (SEM) and transmission Electron Microscopy (TEM), we found that the
structure of HSS SFT15 after heat treatment is constituted by tempered martensite and carbide. And most grain is less than $20\mu\text{m}$.
Much carbide whose structure is M_6C is distributed in grains and grain boundary.

Key words spray forming, high speed steel, microstructure