套磨铣工具强化材料的组织与耐磨性能

王新洪， 曲仕尧， 宋思利， 邹增大
（山东大学 材料学院，济南 250061）

摘 要：采用 WC－TiC－TaC－Co 金属陶瓷与 CuZnNi 合金，研制出一种具有高耐磨性和良好抗冲击性能的复合耐磨堆焊材料。运用 SEM、TEM、摩擦磨损试验及实际工程应用对堆焊材料的组织性能进行了分析。研究结果表明，堆焊层基体由 α 和 β 相组成，金属陶瓷在基体中均匀分布。金属陶瓷与 Cu 基合金通过扩散机制形成界面，界面上存在高密度位错与层错。堆焊层耐磨性随着金属陶瓷含量的增加而增加，当金属陶瓷含量为 60％～65％时，堆焊层具有最佳的耐磨性。基体的磨损表现为显微切削与犁沟，金属陶瓷的磨损主要是界面处碳化物的脆断与脱落。实际工程应用证明研究的耐磨堆焊材料能显著提高套磨铣工具使用寿命，具有显著的经济效益和社会效益。

关键词：套磨铣工具；堆焊材料；耐磨特性；金属陶瓷
中图分类号：TG455 文献标识码：A 文章编号：0253－360X(2002)05－41－04

王新洪

0 序 言

在钻井、采油过程中，常会发生井下落物事故，如掉入钻头牙轮、硬质合金牙轮、石油钻杆及小工具等。如果这些落物不及时清除，将影响正常的继续作业，甚至会导致卡钻、钻杆折断、井眼塌陷等重大事故的发生。套磨铣工具作为油田井下清除落物必备的工具，在清除落物过程中受到落物强烈的摩擦作用、冲击作用以及磨屑的冲刷作用，工作面磨损十分严重。为了提高套磨铣工具的使用寿命，需在其工作面堆焊一层强化材料。

套磨铣工具强化材料主要应用金属陶瓷复合堆焊材料，该材料由具有高硬度的金属陶瓷颗粒和良好塑性、韧性的铁基合金、镍基合金、钴基合金或铜基合金组成复合耐磨堆焊材料。60 年代强化材料主要采用管装铸造碳化钨堆焊材料[1～4]，虽然铸造碳化钨的耐磨性很高，但脆性大，在井下作业时巨大冲击载荷作用下，强化层容易脱落、断齿现象严重，限制了套磨铣工具寿命提高。目前国内外对套磨铣工具强化材料进行了较为系统的研究，并研制出一些新型的复合堆焊材料，如国外 CASTOLIN 公司、BOWEN 公司、BAKER－HUGHES 公司研制的堆焊材料，具有较高的耐磨性，但价格昂贵[5,6]。国内主要采用含 WC－8％Co 的 YG8 型金属陶瓷为硬质相的 YD 型号、YM 型号复合耐磨堆焊材料[7～8]，虽然价格便宜，但耐磨性较差，使用寿命较短，大量的平底磨鞋单只磨铣 J55 油管总进尺仅为 2～3 m。因此，研究新型号套磨铣工具强化材料，具有重要的使用价值。

通过着重研究 WC－TiC－TaC－Co 型号金属陶瓷与 CuZnNi 合金复合耐磨堆焊材料的组织性能，探讨影响强化材料耐磨性的因素，以提高套磨铣工具的使用寿命。

1 试验材料及方法

试验采用含 WC－TiC－TaC－Co 的具有高硬度和良好抗弯强度的 YT769 型金属陶瓷，其主要成分及力学性能见表 1。基体金属采用 CuZnNi 合金，其主要化学成分（质量分数，％）为：(46～52)Cu，(8～11)Ni，余 Zn。将粒度为 3～5 mm 的金属陶瓷与 Cu 基合金，按一定比例混合，放入石墨模中，并加入熔剂 CJ301，置于电阻炉中，按一定成形工艺形成棒状堆焊材料。堆焊材料采用弱碳化焰的火焰堆焊方法堆焊到 45 号钢表面，堆焊工艺参见文献[9]。然后采用线切割方法，制备成各种试样。

表 1 材料主要成分（质量分数，％）及力学性能

Table 1 Chemical composition and mechanical properties of cermet

Type of cermet	Chemical composite				Mechanical properties	
	WC	TiC	TaC	Co	Hardness /HRA	Bending strength /MPa
YT769	78～84	8～10	6～9	Bla.	91～93	1 500～2 000
YG8	92	—	—	8	89～90	1 500～1 800

收稿日期：2002－02－01
基金项目：山东省自然科学基金资助项目（Z2000F02）

利用 JXA－840 型扫描电镜、H－800 型透射电镜，观察分析堆焊层组织形貌和元素分布。采用 D/Max－RC 型 X 射线衍射仪对堆焊层进行相结构分析。HR－150A 型洛氏硬度计及 Shimadzu 型显微硬度计对堆焊层的硬度进行了测试。耐磨试验机采用 MM－200 型摩擦磨损试验机，试样尺寸为 8 mm×8 mm×30 mm，摩擦副为硬质合金环状试样（尺寸为 φ40 mm×10 mm），用块－环接触滑动干摩擦方式，方向载荷 50～300 N，滑动速度 0.84 m/s。由 $V=LB^3/12R$ 计算磨损体积，其中 L，B 分别是磨痕的长度和宽度，R 为环状试样半径。

2 试验结果及分析

2.1 堆焊层组织结构

图 1 是堆焊层 X 射线衍射谱图，由图可知堆焊层基本上由 WC、TiC、CuZn、CuNi 以及 TaC 等物相组成。通过 SEM 对堆焊层宏观组织形貌观察，Cu 基合金基体上均匀分布着块状的金属陶瓷颗粒（见图 2a）。同时可以观察到金属陶瓷的表面上生长着铜基合金的枝晶组织，该组织主要为塑性良好的 α 相和强度较高的 β 相组成（图 2b）。表明铜基合金熔化后对金属陶瓷的润湿效果很好，液态的铜基合金与金属陶瓷已达到分子间的距离，以至在铜基合

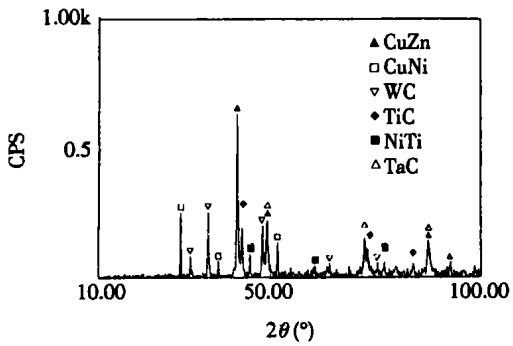
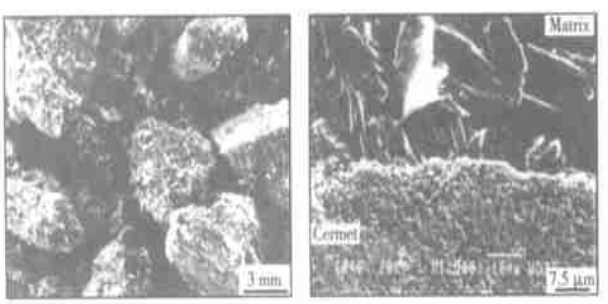


图 1 堆焊层 X 射线谱图

Fig. 1 XRD analysis results of hardfacing layer



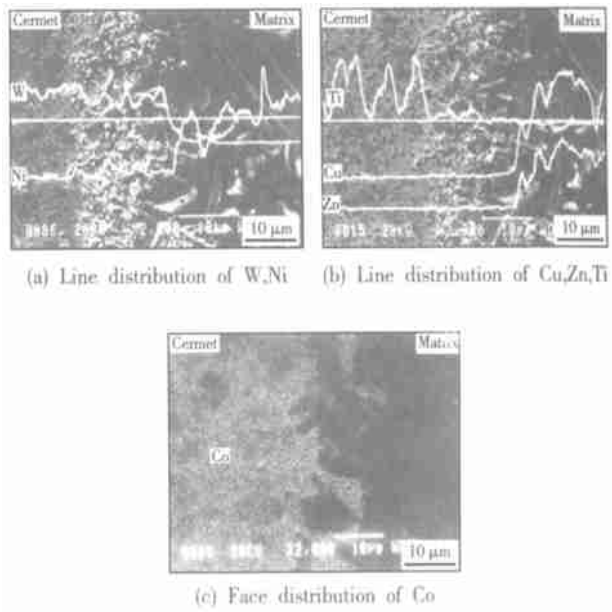
(a) Distribution of cermet (b) Microstructure of matrix metal

图 2 堆焊层金属陶瓷分布及基体组织形貌

Fig. 2 Distribution of cermet and microstructure of matrix

金凝固时，铜基合金在金属陶瓷表面通过非自发形核方式结晶。通过堆焊层硬度测试，金属陶瓷的硬度为 91～93 HRA，基体合金的显微硬度为 210～240 HV。

图 3 是金属陶瓷颗粒与 Cu 基界面组织形貌及元素的分布。由图可知，金属陶瓷与 Cu 基合金间存在元素的相互扩散，在界面处 W、Co、Ti、Ni 等元素存在一浓度梯度，有利于提高金属陶瓷与 Cu 基合金的结合强度，有利于减少金属陶瓷在磨铣落物时的脱落率。



(a) Line distribution of W,Ni (b) Line distribution of Cu,Zn,Ti

(c) Face distribution of Co

图 3 金属陶瓷与 Cu 基合金界面元素分布

Fig. 3 Element distribution of W, Ni, Cu, Zn, Co

堆焊层金属陶瓷与 Cu 基合金界面显微结构的透射电镜观察结果如图 4 所示。WC、TiC 颗粒外形完整，边缘没有明显的熔化、溃散痕迹，碳化物颗粒被细小的 Cu 基固溶体包围，在基体界面上存在高密度的位错和层错（见图 4c）。高密度位错、位错网络的形成，一方面有利于缓和热应力的作用，减小金属陶瓷开裂倾向，另一方面有利于强化界面，增强金属陶瓷抗脱落的能力。但当高温作用时间过长或堆焊操作不当时，金属陶瓷边缘产生部分熔化或溶解现象，WC 颗粒分解并产生元素的严重扩散，在冷却阶段重新从基体上析出其它新相，如脆性的 Co_2W_4C 相（图 4d）。产生这种现象的主要原因是 WC 的形成自由焓较低（35 J/mol），WC 颗粒在高温热源作用下产生 WC 的分解与 W、C 等元素的扩散，由于 C 的扩散速度比 W 快，W 在缺 C 的条件下形成脆性的 η 相。由于 η 相硬脆、塑韧性低，易导致金属陶瓷脆性断裂，因此，在堆焊过程中应严格限制热输入及正确焊接操作，焊前预热 400～500 ℃，堆焊过程熔心应

距离金属陶瓷 25 mm 以上，避免焰心直接接触金属陶瓷，而导致金属陶瓷的过热分解。

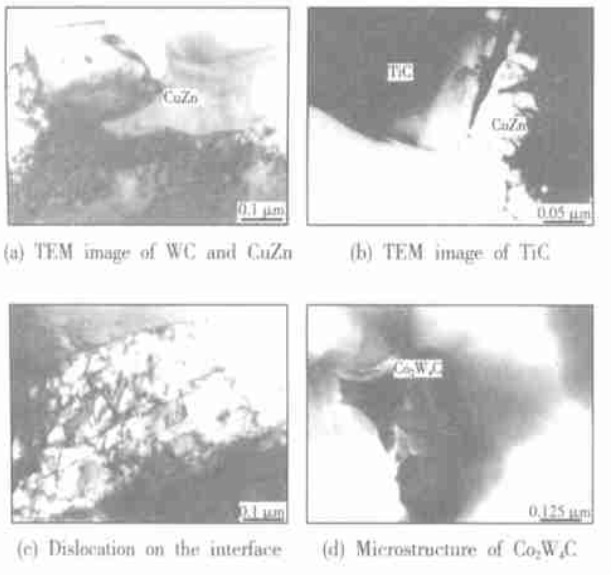


图 4　金属陶瓷与 Cu 基合金界面 TEM 分析

Fig. 4　TEM image of interface of cermet and matrix metal

此外，为了防止堆焊层金属陶瓷产生裂纹以及提高堆焊层与本体金属的连接强度，采用专用的打底焊条进行打底层，在打底前将本体金属预热 400～500 ℃，堆焊后保温缓冷。

2.2　堆焊层耐磨性及影响因素

图 5 所示为堆焊层耐磨性与堆焊层金属陶瓷含量及载荷的关系。由图可见，堆焊层的体积损失随着载荷的增加而增大，堆焊层耐磨性降低。堆焊层的磨损体积损失随着金属陶瓷含量的增加而逐渐减小，耐磨性增加，但当堆焊层金属陶瓷含量超过 65%，堆焊层耐磨性呈下降的趋势。产生这种现象的主要原因是随着载荷的增加，由摩擦升温产生的附加磨损量增加，从而导致堆焊层磨损体积损失增加。而在一定载荷下，随着堆焊层金属陶瓷含量的增加，堆焊层参与耐磨的金属陶瓷量增加，摩擦副与堆焊层中金属陶瓷接触的次数增加，阻碍其运动的能力增强，使堆焊层耐磨性增加，但当金属陶瓷含量过多时，堆焊材料的工艺性能变差，局部区域金属陶瓷与基体连接强度不高，易导致金属陶瓷的脱落，反而不利于堆焊层耐磨性的提高。

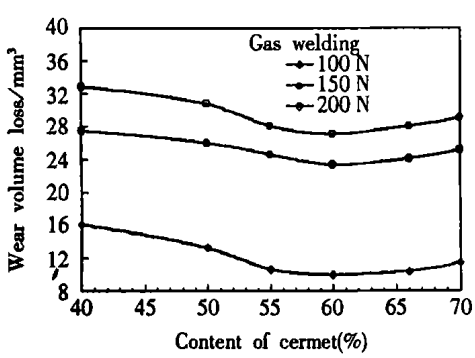


图 5　堆焊层磨损体积损失与金属陶瓷含量及载荷的关系

Fig. 5　Effect of load and content of cermet on wear volume loss

图 6a 为堆焊层金属陶瓷与 Cu 基合金界面处磨痕 SEM 形貌。可见，金属陶瓷的磨痕主要为碳化物颗粒剥落，而基体金属上存在磨痕较深的犁沟，并且在犁沟两侧存在金属的堆积。主要是由于在碾压应力的作用下，摩擦副对基体金属产生显微切削和反复“犁削”作用，导致基体金属形成深的犁沟。虽然金属陶瓷硬度高、耐磨性好，但脆性较大，而且在堆焊过程中高温热源作用促使碳化物分解与重结晶形成新的脆性相。在法向应力的作用下脆性相产生微裂纹并扩展（图 6a），最后导致金属陶瓷颗粒产生破碎和脱落，形成剥落坑（图 6b），随着摩擦时间的延长，界面处碳化物剥落面积增加并加深，因此，界面处碳化物的剥落对金属陶瓷的磨损起控制作用。

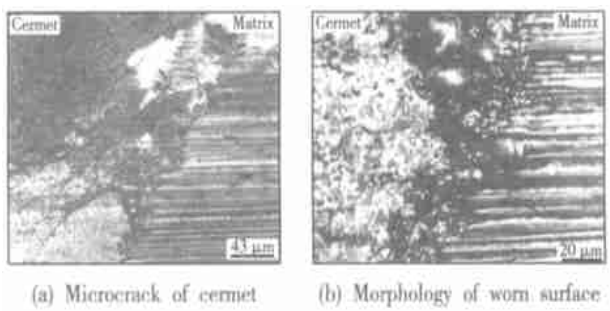


图 6　堆焊层磨损表面 SEM 形貌

Fig. 6　SEM Morphology of worn surface

2.3　工业应用

研究的堆焊材料已由胜利油田井下作业公司批量生产，堆焊工艺性能良好，铜基合金的流动性好，焊接操作简便。生产的套磨铣工具已在胜利、辽河、新疆等油田等到应用，取得了较好的经济效益和社会效益，平均使用寿命为国内同类产品的 2 倍以上，达到国际先进水平。辽河油田“冷新 601 井”采用文中研究的平底磨鞋处理井深 1 880 m，壁厚为2.5 mm 的 J55 油管，单只磨鞋进尺 25.5 m，为国产同类产品的 5～6 倍。新疆库尔勒公司 2001 年在塔里木油田，采用 SYD 型堆焊材料生产的磨鞋、天津产的平底磨鞋 MX－1、河南产的平底磨鞋 MX－2 以及进口 BAKER－HUGHES 公司的磨鞋，在 TK419 井处理井深 5 000 m 的落物（3 mm 厚的油管），单只磨鞋磨铣

落物的总长度对比结果，见图 7。由实践结果可以看出，用SYD型堆焊材料制造的产品具有较长的使用寿命，其耐磨性是国产同类产品的2倍以上，堆焊层金属陶瓷的脱落率和断齿率，已由过去的16%以上降到10%以下，而价格仅为进口同类产品的 1/24。

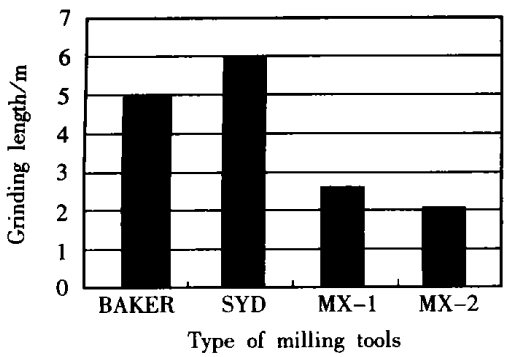


图 7 实际工程应用效果对比图

Fig. 7 Industrial practice results

3 结 论

(1) 研制出 WC—TiC—TaC—Co 型金属陶瓷与 CuZnNi 合金复合的耐磨堆焊材料，具有较高的耐磨性和一定抗冲击能力。堆焊层中金属陶瓷分布均匀，硬度为 91 ~ 93 HRA，基体组织由塑性良好的 α 相和强度较高的 β 相组成，显微硬度为 210 ~ 240HV。

(2)堆焊层中金属陶瓷与铜基合金之间存在元素相互扩散现象，形成扩散形界面，有利于界面连接强度提高。界面上存在高密度的位错和层错，可以缓和热应力的作用和强化界面。堆焊工艺不当时，易产生金属陶瓷的熔化与溶解，形成脆性 η 相，降低金属陶瓷抗冲击性能。

(3)堆焊层耐磨性随着载荷的增加而降低，随着金属陶瓷含量的增加而增加，当金属陶瓷含量为 60% ~ 65%时，堆焊层具有最佳耐磨性。堆焊层基体金属磨损主要是形成犁沟而流失，金属陶瓷的磨损主要是界面处碳化物颗粒的破碎与脱落。

(4)实际工程应用表明，采用 SYD 型复合耐磨堆焊材料生产的套磨铣工具，具有较好的使用效果，明显提高套磨铣工具的使用寿命。

参考文献：

[1] Hardfacing Compositions and Gage Hardfaing on Rolling Cutter Rock Bits[P]. U.S. Patent. 3, 800, 891. 1974.

[2] 邹序枚. 铸造碳化钨堆焊层的组织和性能[J]. 硬质合金与钨钼冶金, 1985, (1): 5 ~ 8.

[3] Mayer A C. How to select hardsurfacing materials[J]. Weld. Des. & Fabr, 1982, 55(10): 61 ~ 65.

[4] 邹序枚. 井下钻具碳化钨强化材料进展[J]. 稀有金属与硬质合金, 1995, (9): 11 ~ 18.

[5] 胡辛禾. 打捞工具的发展现状与展望[A]. 石油机械技术水平调研报告集[C]. 北京: 机械工业出版社, 1988. 47 ~ 52.

[6] Bailey S G, Perrott C M. Wear processes exhibited by WC—Co rotary cutters in milling[J]. Wear, 1974, 29: 117 ~ 128.

[7] 邹序枚. 牙轮钻齿面强化材料失效分析及齿面强化新材料研究[J]. 硬质合金, 1995, 12(3): 183 ~ 186.

[8] 石光潜, 黄文哲, 王兆亭. 硬质合金复合材料堆焊焊条的研制及其应用[J]. 焊接, 1984, (12): 14 ~ 17.

[9] 王新洪. 套磨铣工具强化材料及磨损机制研究[D]. 济南: 山东大学, 2001.

作者简介：王新洪，男，1969 年出生，工学博士，讲师。主要从事焊接冶金、耐磨堆焊材料研究，曾获山东省科技进步二等奖 1 项，发表论文 15 篇。

Email：Xinhongwang@yahoo.com

[上接第 37 页]

[2] Minami F, Ohata M, Toyoda M. Fracture toughness requirement for fracture performance evaluation of welded joints based on the local approach[C]. In: Proc. 15th. Conf. OMAE Florence. 1996, New York: ASME, 1996. 193 ~ 132.

[3] Minami F, Hada S. Analysis of strength Mis—matching of welds on fracture performance of welded joints[C]. IIW Doc. X—1254—92.

[4] Tang W, Shi Y W. Influence of strength matching and crack depth on fracture parameters of welded joints[A]. Mis-matching of Welds [C]. Mechanical Engineering Publication Limited, London, 1994. 433 ~ 443.

[5] 马维甸, 田锡唐. 低匹配焊接接头不均匀裂纹体的 J 积分研究[J]. 焊接学报, 1987, 8(2): 89 ~ 97.

[6] 霍立兴. 某些制造因素对构件强度的影响[J]. 焊接学报, 1988, 9(1): 51 ~ 58.

[7] 陈丙森. 硬夹层中含有垂直裂纹的焊接接头断裂参量研究[J]. 焊接学报, 1989, 10(3): 200 ~ 207.

[8] 佐藤邦彦. 溶接结构要览[M]. 东京: 黑目出版社, 1988. 46 ~ 63.

作者简介：荆洪阳，男，1966 年 7 月出生，工学博士，教授。主要从事焊接结构强度与断裂研究，发表论文 40 余篇。

Email：hjing@tju.edu.cn