第 46 卷 第 7 期 材 料 工 程 Vol. 46 No. 7
2018 年 7 月 第 106－112 页 Journal of Materials Engineering Jul. 2018 pp. 106－112

自保护药芯焊丝堆焊原位合成 TiB_2-TiC 颗粒对堆焊合金组织性能的影响

Effect of Self-shielded Flux Cored Wire Surfacing and *In-situ* Synthesis TiB_2-TiC Particles on Microstructure and Properties of Surfacing Alloy

刘政军[1]，贾 华[1,2]，李 萌[2]
（1 沈阳工业大学 材料科学与工程学院，沈阳 110870；
2 大连海洋大学应用技术学院，辽宁 大连 116300）
LIU Zheng-jun[1]，JIA Hua[1,2]，LI Meng[2]
（1 School of Materials Science and Engineering，Shenyang University of Technology，Shenyang 110870，China；2 Applied Technology College of Dalian Ocean University，Dalian 116300，Liaoning，China）

摘要：采用自制的自保护药芯焊丝在 Q235 钢表面进行明弧堆焊实验，调整药芯焊丝中钛的添加量制备多组 Fe-Cr-C-B-Ti 合金。通过硬度和磨损实验得出堆焊合金力学性能的变化规律，借助 X 射线衍射仪（XRD）和扫描电镜（SEM）对堆焊合金的物相组成和显微组织进行观测分析。结果表明：随着钛添加量的增加，堆焊层中有 TiC 和 TiB_2 硬质相颗粒生成，并且 TiC 优先于 TiB_2 产生。大量弥散分布的 TiC 和 TiB_2 在磨损过程中能起到抗磨质点和阻碍位错运动的作用，能够显著提高堆焊合金的耐磨性。当堆焊合金中钛的质量分数从 0.15%增加到 1.43%时，堆焊层的硬度从 56.5HRC 增加到 66HRC，而磨损失重量从 0.5772g 减少到 0.0487g。

关键词：药芯焊丝；堆焊合金；组织性能；原位合成；硬质相
doi：10.11868/j.issn.1001-4381.2017.000136
中图分类号：TG455 **文献标识码**：A **文章编号**：1001-4381(2018)07-0106-07

Abstract：The self-shielded flux cored wire was used to test the surface of Q235 steel，and the Fe-Cr-C-B-Ti alloy was prepared by adjusting the content of Ti in the flux cored wire. The change rule of mechanical properties of surfacing alloy was obtained through hardness and wear test. The phase composition and microstructure of the alloy were investigated by X ray diffraction (XRD) and scanning electron microscopy (SEM). The results indicate that with the increase of Ti content，TiC and TiB_2 hard phase particles are formed in the surfacing layer，and TiC is preceded by TiB_2 production. A large number of dispersed TiC and TiB_2 can play an important role in the wear process and wear resistance of the deposited metal. The hardness of the surfacing layer is increased from 56.5HRC to 66HRC，and the wear loss weight is decreased from 0.5772g to 0.0487g when the mass fraction of Ti in the surfacing alloy is increased from 0.15% to 1.43%.

Key words：flux cored wire；surfacing alloy；microstructure and property；*in-situ* synthesis；hard phase

在工业技术迅速发展的同时，工业企业中的材料磨损失效问题也表现得越发突出。其中，占总磨损比例一半以上的磨料磨损失效对企业的经济效益影响较大。堆焊技术操作简单方便且所需成本较低，可修复破损零件并能延长其使用寿命，在一定程度上为企业提高了经济效益[1-2]。药芯焊丝具有熔覆速度快、药芯成分易调整和自动化程度高等优点，从而成为 21 世纪最有发展前景的堆焊材料之一[3]。堆焊合金耐磨性的高低不仅与其基体组织有关，而且还与硬质相的种类、数量、形态、大小和分布等有较大的关系[4-5]。硬质相的生成方法包括原位自生法和外加法两种。原位自生法具有工艺简单、成本低、组织均匀和与基体组织润湿

性好等特点。在堆焊合金中广泛用于提高耐磨性的硬质相颗粒主要有碳化物(Cr_7C_3,WC,NbC,VC,MoC,TiC)和硼化物(FeB,Fe_2B,CrB,TiB_2)[6-9]。其中 TiC 和 TiB_2 熔点高、硬度高和耐磨性好,弥散分布,可以大幅度地提高堆焊层的耐磨性[10-12]。目前,采用自保护药芯焊丝堆焊原位生成 TiC 和 TiB_2 陶瓷硬质相颗粒共同提高铁基堆焊合金性能的研究较少。通过查阅资料发现,尉法兵等[13]是通过在自保护药芯焊丝中直接加入 TiB_2 颗粒用于生成 TiC-TiB_2 复合硬质相来提高堆焊层性能,并取得了较好的效果。因此,本工作采用自保护药芯焊丝明弧堆焊制备的 Fe-Cr-B-C-Ti 系堆焊合金为研究目标,通过改变堆焊合金中钛的含量,研究 TiC 和 TiB_2 硬质相颗粒对堆焊层力学性能和显微组织的影响,并对硬质相颗粒的生成方式和相互作用机理进行研究。

1　实验材料与方法

堆焊药芯焊丝由钢带和药粉组成。钢带选用尺寸为 16mm×0.3mm 的碳钢钢带 H08A,成分如表 1 所示。药粉由高碳铬铁(60.6%(质量分数,下同)Cr,8.24%C)、硼铁(19.38%B)、石墨(纯度为 99.5%)、钛铁(27%Ti)和铁粉(纯度>99%)等粉末组成,并添加少量的 CaF_2,CaO,Al_2O_3 和 Al 粉末作为造渣剂。所有药粉过 100 目筛,烘干去除水分,混合,搅拌均匀。采用药芯焊丝成型机经轧制,逐步减径和拉拔制成直径为 2.8mm 的药芯焊丝,包粉率控制在 45%。在实验过程中,固定药粉中石墨、铬、硼和造渣剂的质量分数不变(分别为 10%,35%,2%和 4%),改变钛的添加量,不足成分由还原铁粉补充。由于受到药芯焊丝药粉中合金配方总量的限制(为 100%),经计算后药芯中钛的添加量最多为 5%,所以实验设计过程中钛的添加量分别为 1%,2%,3%,4%和 5%。

表 1　H08A 钢带的成分(质量分数/%)

Table 1　Compositions of H08A steel strip (mass fraction/%)

C	Si	Mn	P	S	Fe
0.03	0.01	0.18	0.013	0.011	Bal

以自行研制的药芯焊丝为焊接材料,采用 MZC-1250 型埋弧焊机在尺寸为 100mm×80mm×12mm 的 Q235 钢表面进行明弧堆焊实验。堆焊工艺参数为:电弧电压 30～35V,焊接电流 180～190A,焊接速率 10mm/s,焊丝干伸长 15mm。为了保证制备的堆焊试板能满足后续的性能测试,需要堆焊三道,每道堆焊三层。堆焊合金的化学成分为:C 1.45%～1.55%,Cr 12%～13%,B 0.45%～0.55%,Ti 分别为 0.15%,0.32%,0.71%,1.05%和 1.43%,Fe 余量。

堆焊结束后,在堆焊试件中部分别切取硬度试件、组织分析试件和磨损试件。采用 HR-150A 型洛氏硬度计测定宏观硬度。制作金相试样,用 4%的硝酸酒精溶液腐蚀后,采用 S3400N 型扫描电镜和能谱仪对其显微组织及元素分布进行观察和分析。采用布鲁克 D8 型 X 射线衍射仪分析其中的物相组成。采用湿式磨料磨损试验机进行耐磨性测定,磨料为 40～70 目的石英砂,磨损实验参数为:胶轮转速 240r/min,胶轮直径 150mm,胶轮表面压力 1.5MPa,磨损时间 3min。磨损前后分别用分度值为 0.1mg 的 TG328A 型分析天平测量出试样的质量,并计算出试样的磨损失重量 ΔG。磨损实验后,采用酒精溶液对被磨试样的表面进行清理,然后在 S3400N 型扫描电镜下观察其磨损形貌。

2　实验结果与分析

2.1　堆焊层的力学性能分析

图 1 是钛添加量对堆焊层性能的影响。从图中可以看出,堆焊层的硬度曲线和磨损失重量曲线的变化趋势大致相反。当钛添加量在 1%～5%范围变化时,随着钛添加量的增多,堆焊层的硬度逐渐提高,磨损失重量不断减少,变化幅度较大。在钛添加量为 5%(堆焊层中钛含量为 1.43%)时,堆焊层的硬度和磨损失重量均达到最优值。此时,其硬度最高为 66HRC,磨损失重量最少为 0.0487g。由此可见,在所实验的范围内,当钛添加量为 5%时,堆焊层的硬度和耐磨性获得最佳匹配,说明钛可以显著提高堆焊层的力学性能。

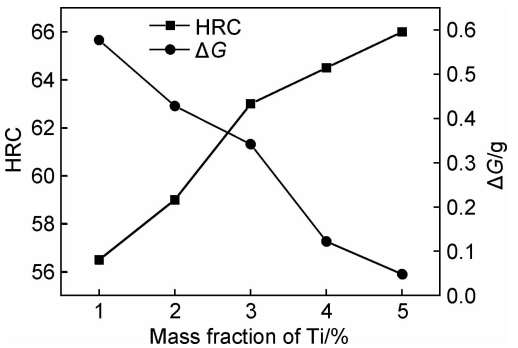


图 1　钛的添加量对堆焊层性能的影响

Fig. 1　Properties of surface layer with different Ti contents

2.2　堆焊层的物相分析

由于所研究的合金体系为 Fe-Cr-C-B-Ti 系,Ti,

Fe 和 Cr 元素均可以与 C 和 B 元素形成简单化合物或复合化合物，并起到强化作用。但是，究竟以哪种化合物作为主要强化相还不得而知。为了更清楚地探究堆焊层中硬质相的构成，对钛添加量为 5%的试样进行 X 射线衍射分析，结果如图 2 所示。检测出试样堆焊层的基体组织为奥氏体(γ-Fe)和马氏体(α-Fe)，硬质相除了检测出 M_2B，$M_7(C,B)_3$，$M_{23}(C,B)_6$ 和 $M_3(C,B)$ 外，还检测出了 TiC 和 TiB_2，其中 M 代表 Fe 或 Cr 元素。药芯焊丝中加入的是钛铁和硼铁，不含有 TiC 和 TiB_2，这说明 TiC 和 TiB_2 应是钛与碳和硼原位反应生成的。

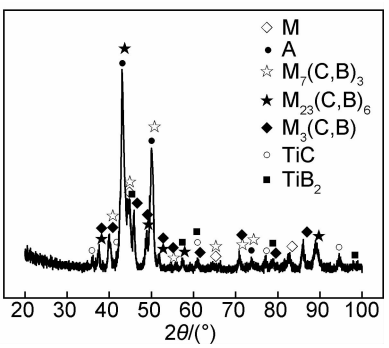


图 2 钛添加量为 5%时试样的 X 射线衍射分析

Fig. 2 XRD analysis of the sample with Ti content of 5%

从热力学角度可以判断一个化学反应能否发生。堆焊层中硬质相颗粒 TiC 和 TiB_2 生成反应方程和标准吉布斯自由能的变化关系式如表 2 所示，其中 T 表示绝对温度。在明弧堆焊的温度范围内 $\Delta G_0<0$，反应能够自发进行，TiC 和 TiB_2 在高温液态熔池中能够生成。由此可见，热力学分析与 X 射线衍射分析结果一致。

表 2 TiC 和 TiB_2 生成反应方程和标准吉布斯自由能的变化关系式[14]

Table 2 TiC and TiB_2 generate reaction equation and standard Gibbs free energy change relation[14]

Reaction equation	$\Delta G_0/(J\cdot mol^{-1})$	ΔT/K
Ti+C=TiC	−184800+12.55T	298-1943
Ti+2B=TiB_2	−284500+20.5T	298-1943

2.3 堆焊层的显微组织分析

在明确了堆焊层中物相组成的基础上，采用扫描电子显微镜对堆焊层的显微组织进行观测，分析堆焊层中各物相的分布形态，结果如图 3 所示。从图中可以看出，该堆焊合金属于典型的亚共晶组织。试样的基体组织主要由奥氏体(γ-Fe)和少量马氏体(α-Fe)组成。硬质相 M_2B，$M_7(C,B)_3$，$M_{23}(C,B)_6$ 和 $M_3(C,B)$ 主要存在于共晶组织中。而共晶组织呈断续网状分布在初生奥氏体枝晶间。当钛的添加量较少(1%和 2%)时，堆焊层中生成的 TiC 和 TiB_2 数量较少，基体组织由大量的奥氏体树枝晶组成。实验采用的是明弧堆焊的方法，焊接冷却速率快，这样使得一部分碳和硼由于来不及向晶界迁移就固溶在初生奥氏体中，增加了过冷奥氏体的稳定性。但是，碳和硼在初生奥氏体中的溶解度较小，则多余的碳和硼就会在初生奥氏体长大过程中逐渐向晶界富集。当温度下降到共晶温度时，将发生共晶转变，生成共晶奥氏体与共晶碳硼化物硬质相(M_2B，$M_7(C,B)_3$，$M_{23}(C,B)_6$ 和 $M_3(C,B)$)。随着钛添加量的增多，堆焊层组织中黑色颗粒数量增

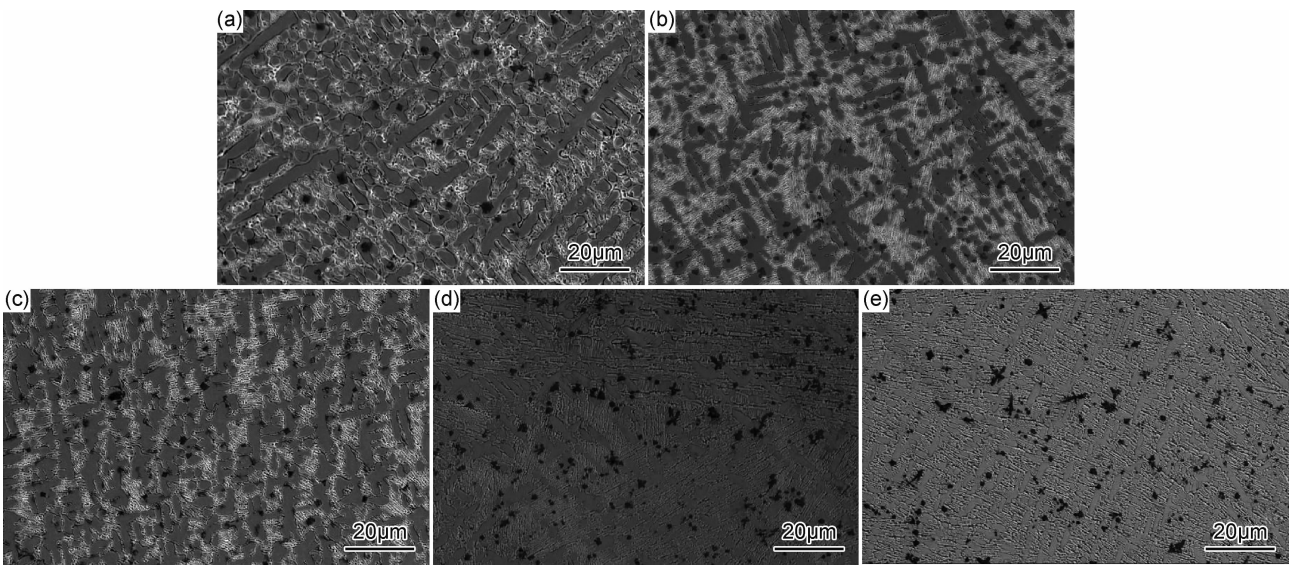


图 3 不同钛添加量时堆焊层的扫描电镜形貌 (a)1%；(b)2%；(c)3%；(d)4%；(e)5%

Fig. 3 SEM morphologies of surfacing layer with different Ti contents (a)1%；(b)2%；(c)3%；(d)4%；(e)5%

多，树枝状初生奥氏体晶粒细化，共晶组织增多并分布得更加均匀。在堆焊层中，钛可以不断吸收它周围的碳和硼与其反应生成 TiC 和 TiB_2。TiC(3200HV)和 TiB_2(3400HV)的硬度高[8]，弥散分布于组织中能够阻碍位错运动，起到抗磨质点的作用。同时，TiC 和 TiB_2 的熔点也高，可以在形核过程中优先析出，成为初生奥氏体的形核核心，使基体组织细化。另外，钛也可使共晶点左移，促进在堆焊层中生成更多的共晶组织。当钛添加量为 5%时，堆焊层中生成的 TiC 和 TiB_2 硬质相颗粒最多，与细化的树枝状奥氏体初生相和枝晶间呈断网状分布的大量共晶组织相结合，使堆焊层的耐磨性达到最佳。

根据图 3 的组织分析还可以发现，当加入钛元素后，堆焊层中会首先形成形状规则的黑色块状颗粒。随着钛添加量的不断增多，堆焊层中将相继形成形状不规则的黑色颗粒和十字开花状的黑色颗粒。通过对堆焊层的显微组织进行分析，已明确黑色硬质相能够对堆焊层的力学性能起到一定的积极作用。但是，XRD 检测结果显示堆焊层中的硬质相较多，不能直接从组织上判定物相。因此，对钛添加量为 5%的堆焊层进行能谱分析，结果如图 4 所示。图 4(a)为堆焊层的显微组织形貌，图 4(b)～(e)分别为铁、铬、钛和碳元素的分布情况。从图中可以看出，黑色颗粒状组织相对应位置的铁元素和铬元素几乎没有分布，而相应

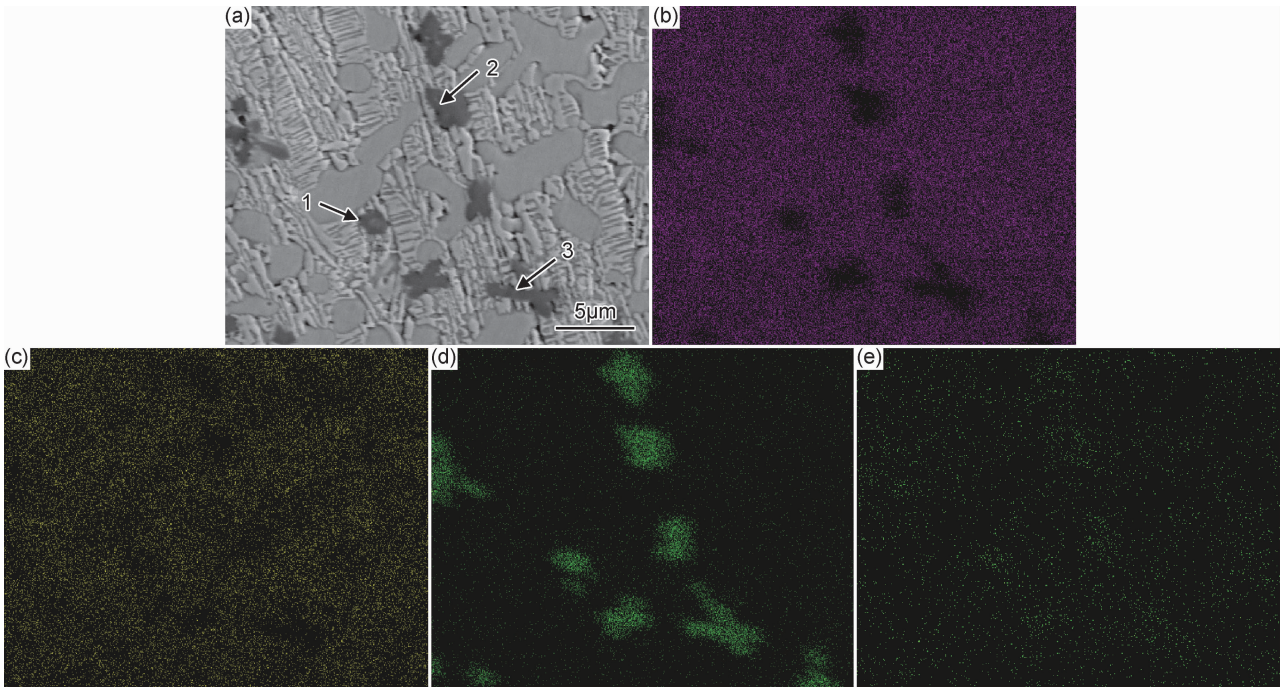


图 4　堆焊层显微组织形貌及不同元素在组织中的分布　(a)显微组织形貌；(b)铁；(c)铬；(d)钛；(e)碳

Fig. 4　Microstructures and distributions of different elements in the surfacing layer

(a)microstructure morphology; (b)Fe; (c)Cr; (d)Ti; (e)C

的钛元素在此区域有明显的聚集。碳元素在黑色块状区域分布较多，而在十字开花状区域也有分布但较少。由于硼的原子半径小，使它的分布情况不明显，从而导致无法辨别，所以没有列出。结合 XRD 和能谱的分析结果，判断黑色块状、十字开花状和形状不规则的颗粒应为 TiC 或 TiB_2。但是，还不能明确图中的黑色物相究竟是 TiC 还是 TiB_2，或是两者的复合物。为了明确这一问题，对图 4(a)中的 1，2，3 三个具有代表性的黑色物相进行 EDS 分析，结果如表 3 所示。从表中可以看出，点 1 中的钛元素和碳元素含量较多，硼元素含量较少，钛和碳的原子个数比接近 1∶1。同时，TiC 为面心立方晶体结构，在组织中一般呈规则的块状分布[15]。所以判断点 1 处形状规则的黑色块状颗粒应为 TiC；点 2 处主要为钛和硼元素，其中碳元素含量较少，钛和硼的原子个数比接近 2∶1。TiB_2 为密排六方晶体结构，在微观形貌上多呈现长条状或棒状[15]。但是，在组织中很少见到独立条状或棒状黑色的颗粒，而多数都是呈十字开花状的。分析初生的球状 TiB_2 实际上应该是多面体[16]。在生长时，它们可以沿着各自的 c 轴长大，这样就形成了具有共同核心的十字开花状组织。所以判断点 2 处呈十字开花状的黑色颗粒应为 TiB_2；点 3 处形状不规则的黑色颗粒中钛元素含量较高，同时含有较多的硼元素和碳元素，则判断点 3 处应为 $Ti(C,B)_m$ 复合组织。随着钛元素的添加，组织

中 TiC 优先于 TiB_2 形成，主要是由于碳的原子半径比硼小，容易扩散，使得碳能优先与钛结合形成 TiC。其次，由于 TiC 的生成温度比 TiB_2 稍高，所以当钛添加量较少时，在液态金属冷却的过程中将优先结晶析出黑色块状 TiC 颗粒。随着钛添加量的增多，优先形成的大量 TiC 会使结晶前沿产生贫碳富硼区，当硼浓度起伏足够大时，促使 TiB_2 形成[17]。

表 3 图 4 中各点能谱分析结果(原子分数/%)

Table 3 EDS results of each point in fig. 4 (atom fraction/%)

Position	C	B	Ti	Fe
1	43.15	4.10	50.73	2.02
2	7.75	54.58	35.95	1.72
3	31.83	22.14	43.54	2.49

图5是钛添加量为5%时堆焊层横截面的金相组织形貌。从图 5(a)熔合线处的金相组织形貌中可以看出，左侧发黑的区域为母材，右侧白亮的区域为堆焊合金。在母材和堆焊合金的结合处即熔合线处(或熔合区)没有气孔、夹杂和裂纹产生，属于良好的冶金结合。在焊接热源作用下，母材和堆焊合金熔化并结合在一起。受熔池结晶前沿温度梯度和成分过冷的影响，从熔合线到堆焊合金表层依次出现的形态为平面晶、柱状晶和树枝状晶的初生奥氏体。在熔合线附近产生的 TiC 与 TiB_2 颗粒较少，这与母材的稀释作用和 TiC 与 TiB_2 颗粒密度小有关。母材散热快导致熔合线附近的冷却速率快，促使该区域的部分初生奥氏体在冷却过程中转变为针状马氏体。图 5(b)是邻近堆焊层表面处的金相组织形貌。与熔合线处相比，初生奥氏体树枝晶明显细化，共晶组织和 TiC 与 TiB_2 颗粒的数量增多并且分布均匀，这些都有利于提高堆焊层的耐磨性。

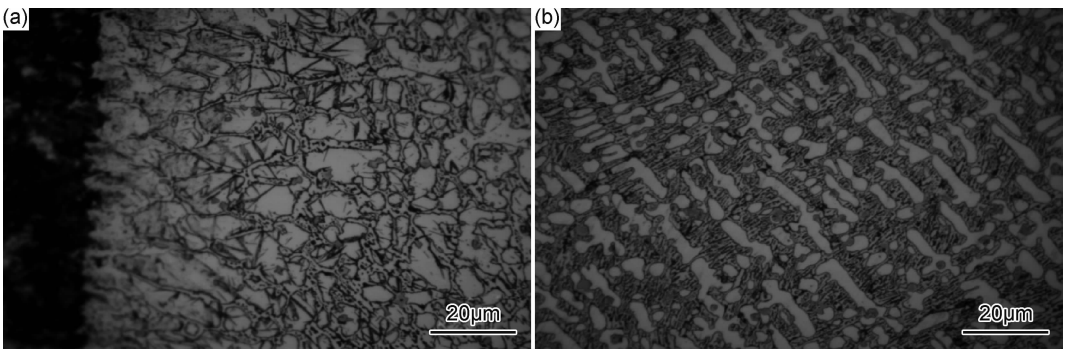


图 5 钛添加量为 5%时堆焊层横截面的金相组织形貌 (a)熔合线处；(b)邻近表面处

Fig. 5 SOM morphologies of surfacing layer cross section with 5% Ti content (a)fusion line;(b)near surface

2.4 堆焊层的磨损形貌分析

为了明确试样的磨损情况和磨损机理，就要对不同钛添加量的磨痕形貌进行观察。由于磨损试样较多，仅对其中具有代表性的两组结果予以列出，如图 6 所示。图中磨损形貌大部分都为犁沟，少有凹坑产生，说明该磨损方式属于典型的显微切削。磨料在胶轮的压力作用下楔入堆焊金属表面，随着胶轮的旋转使磨料受切应力作用对其表面进行切削，这样就形成了平行于运动方向的犁沟。当钛添加量为 1%时(见图 6(a))，犁沟较深、排列密集，此时磨损严重。这说明钛添加量较少时，堆焊层中生成的 TiC 和 TiB_2 硬质相很少，硬质相 M_2B，$M_7(C,B)_3$，$M_{23}(C,B)_6$ 和 $M_3(C,B)$

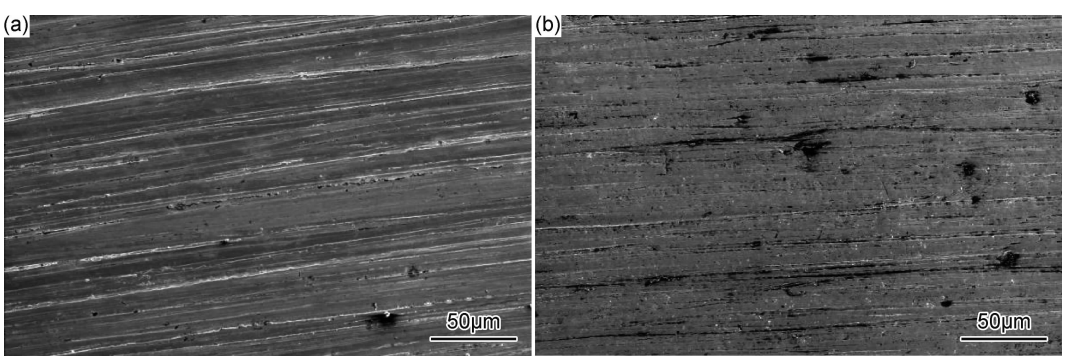


图 6 不同钛添加量的磨痕形貌 (a)1%；(b)5%

Fig. 6 Wear morphologies with different Ti contents (a)1%;(b)5%

数量也较少，而硬度较软的奥氏体基体组织则较多，使得堆焊层整体抗磨性较低。当钛添加量达到 5% 时（见图 6(b)），堆焊层中成片的犁沟几乎没有出现，犁沟的切削纹理明显减薄，磨损失重量最低。这是由于堆焊层中钛含量增加，原位生成尺寸细小的 TiC，TiB_2 和 $Ti(C,B)_m$ 硬质相颗粒不断增多。它们与基体组织的结合力很大，弥散分布于基体组织中，能够有效阻滞磨料对堆焊金属的磨削作用。另外，随着钛含量的增加，固溶了一定合金元素的初生奥氏体枝晶被细化，枝晶间分布的 M_2B，$M_7(C,B)_3$，$M_{23}(C,B)_6$ 和 $M_3(C,B)$ 数量增多。在上述这些因素共同作用下，堆焊层的耐磨性大幅度提高。由此可见，当钛添加量为 5%（堆焊层中钛含量为 1.43%）时，堆焊层表现出最佳的耐磨性。

3　结论

（1）随着 Ti 含量的增加，Fe-Cr-C-B-Ti 系堆焊合金的性能得到优化。当 Ti 含量为 1.43% 时，堆焊层的性能达到最佳，此时硬度最高为 66HRC，磨损失重量最少为 0.0487g。

（2）堆焊层的基体组织主要由奥氏体（γ-Fe）和马氏体（α-Fe）组成，硬质相主要由 M_2B，$M_7(C,B)_3$，$M_{23}(C,B)_6$，$M_3(C,B)$，TiC 和 TiB_2 组成。堆焊层中加入钛元素后，在结晶形核过程中，黑色块状 TiC 颗粒优先形核。随着钛含量的继续增加，堆焊层中可相继出现形状不规则的 $Ti(C,B)_m$ 颗粒和十字开花状 TiB_2 颗粒。

（3）大量的 TiC，TiB_2 和 $Ti(C,B)_m$ 硬质相颗粒弥散分布于基体组织中，在磨损时能起到耐磨质点和阻碍位错运动的作用。它们与细化的基体组织和枝晶间均匀分布的共晶组织共同作用，显著提高了堆焊层的耐磨性。

参考文献

[1] 任艳艳，张国赏，魏世忠，等. 我国堆焊技术的发展及展望[J]. 焊接技术，2012，41(6)：1-4.
REN Y Y，ZHANG G S，WEI S Z，et al. Development and prospect of surfacing technology in China[J]. Welding Technology，2012，41(6)：1-4.

[2] WANG X H，HAN F，QU S Y，et al. Microstructure of the Fe-based hardfacing layers reinforced by TiC-VC-Mo_2C particles[J]. Surface and Coatings Technology，2008，202(8)：1502-1509.

[3] 栗卓新，宋绍朋，史传伟. 自保护药芯焊丝的技术经济特点及工程应用前景[J]. 电焊机，2011，41(2)：16-21，31.
LI Z X，SONG S P，SHI C W. Technical and economical characteristics and prospect of engineering application of self-shielded flux-cored wire[J]. Electric Welding Machine，2011，41(2)：16-21，31.

[4] JI H K，KANG H K，SEUNG D N，et al. The effect of boron on the abrasive wear behavior of austenitic Fe-based hardfacing alloys[J]. Wear，2009，267(9/10)：1415-1419.

[5] BUCHELY M F，GUTIERREZ J C，LEON L M，et al. The effect of microstructure on abrasive wear of hardfacing alloys[J]. Wear，2005，259(1)：52-61.

[6] WANG Z H，WANG Q B，CUI L. Influence of cooling rate and composition on orientation of primary carbides of Fe-Cr-C hardfacing alloys[J]. Science and Technology of Welding and Joining，2013，13(7)：656-662.

[7] 王智慧，万国力，贺定勇，等. Fe-Cr-B-C 堆焊合金的组织与耐磨性[J]. 材料工程，2014(9)：57-62.
WANG Z H，WAN G L，HE D Y，et al. Microstructures and wear resistance of Fe-Cr-B-C hardfacing alloys[J]. Journal of Materials Engineering，2014(9)：57-62.

[8] BERNS H，FISCHER A. Microstructure of Fe-Cr-C hardfacing alloys with additions of Nb，Ti and B[J]. Metallography，1987，20(4)：401-429.

[9] 马世榜，夏振伟，徐杨，等. 激光熔覆原位自生 TiC 颗粒增强镍基复合涂层的组织与耐磨性[J]. 材料工程，2017，45(6)：24-30.
MA S B，XIA Z W，XU Y，et al. Microstructure and abrasion resistance of *in-situ* TiC particles reinforced Ni-based composite coatings by laser cladding[J]. Journal of Materials Engineering，2017，45(6)：24-30.

[10] 周芳，朱涛，何良华. 激光熔覆 TiC-TiB_2 原位合成复合涂层[J]. 中国表面工程，2013，26(6)：29-34.
ZHOU F，ZHU T，HE L H. *In-situ* synthesized TiC-TiB_2 composite coatings prepared by laser cladding[J]. China Surface Engineering，2013，26(6)：29-34.

[11] WANG X H，PAN X N，DU B S，et al. Production of *in-situ* TiB_2 + TiC/Fe composite coating from precursor containing B_4C-TiO_2-Al powders by laser cladding[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China，2013，23(6)：1689-1693.

[12] 孟君晟，吉泽升. 氩弧熔敷原位合成 TiC-TiB_2/Ti 基复合涂层组织及性能分析[J]. 焊接学报，2013，34(9)：67-70.
MENG J S，JI Z S. Microstructure and Properties of *in-situ* TiC-TiB_2/Ti composite coating by argon arc cladding[J]. Transactions of the China Welding Institution，2013，34(9)：67-70.

[13] 尉法兵，刘海云，孟庆森，等. TiB_2 强化高硬度高耐磨堆焊自保护药芯焊丝堆焊层性能分析[J]. 焊接学报，2013，34(3)：97-101.
YU F B，LIU H Y，MENG Q S，et al. Performance of self-shielded flux-cored wire hardfacing layer with high hardness and abrasion resistance reinforced with TiB_2[J]. Transactions of the China Welding Institution，2013，34(3)：97-101.

[14] 梁英教，车荫昌. 无机物热力学数据手册[M]. 沈阳：东北大学出版社，1993：475-476.
LIANG Y J，CHE Y C. Manual of inorganic thermodynamics data[M]. Shenyang：Northeastern University Press，1993：475-476.

[15] 孙培秋，朱德贵，蒋小松，等. 原位合成 TiB_2-$TiC_{0.8}$-SiC 复相陶瓷的微观组织与性能研究[J]. 无机材料学报，2013，28(4)：363-

368.
SUN P Q, ZHU D G, JIANG X S, et al. Research on microstructures and properties of *in-situ* synthesis of TiB_2-$TiC_{0.8}$-SiC multiphase ceramics[J]. Journal of Inorganic Materials, 2013, 28(4):363-368.

[16] 宗琳,刘政军. 原位合成 TiC-M_7C_3 金属复合涂层[J]. 热加工工艺,2012,41(8):141-143.
ZONG L, LIU Z J. *In-situ* synthesis of TiC-M_7C_3 metal-ceramics composite coating[J]. Hot Working Technology, 2012, 41(8):141-143.

[17] WANG Z T, ZHOU X H, ZHAO G G. Microstructure and formation mechanism of *in-situ* TiC-TiB_2/Fe composite coating[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2008, 18(4):831-835.

基金项目:辽宁省教育厅科学研究一般项目(L2015075)
收稿日期:2017-02-09;**修订日期**:2018-04-12

通讯作者:贾华(1983—),女,讲师,博士研究生,主要从事焊接冶金、特种焊接材料及表面强化方向的研究,联系地址:辽宁省大连瓦房店市东长春路二段 12 号大连海洋大学应用技术学院(116300),E-mail:jiahua110023@126.com

(本文责编:齐书涵)