

激光熔覆涂层中原位生成 TaC 的颗粒行为特征

余 廷¹ 邓琦林¹ 郑静风² 董 刚³ 杨建国¹

(¹ 上海交通大学机械与动力学院, 上海 200240; ² 延锋伟世通汽车模具有限公司, 上海 201206)

³ 同济大学材料科学与工程学院, 上海 200092

摘要 通过激光在中碳钢基体表面熔覆 NiCrBSi+Ta 复合涂层原位生成了 TaC 颗粒。利用扫描电镜(SEM)、能谱仪(EDS)和 X 射线衍射仪(XRD)分析涂层的形貌、成分和物相。讨论了 TaC 颗粒的形貌、生长机制、分布情况以及影响颗粒分布的因素。结果显示, TaC 颗粒为等轴或花瓣状, 其形成机制主要是独立形核生长、碰撞烧结和原位析出。TaC 颗粒分布均匀, 没有出现明显的梯度分布现象。TaC 颗粒被基体相晶界捕获而不是被基体相吞没或推至涂层顶部, 这促使颗粒均匀分布。TaC 颗粒周围生长有针状铬的硼化物或碳化物, 应有利于颗粒与基体牢固结合。不同于其他碳化物的是, 研究发现 TaC 颗粒中固溶了大量的 Si 元素, 这为控制陶瓷颗粒强化材料中的 Si 含量提供了一种新途径。

关键词 激光技术; 激光熔覆; 原位生成; 碳化钽; 颗粒行为; 硅

中图分类号 TG156.99 **文献标识码** A **doi**: 10.3788/CJL201138.0703001

Particle Behavior of in-situ Synthesized TaC in Laser Clad Coating

Yu Ting¹ Deng Qilin¹ Zheng Jingfeng² Dong Gang³ Yang Jianguo¹

(¹ School of Mechanical Engineering, Shanghai Jiaotong University, Shanghai 200240, China)
² Yanfeng Visteon Automotive Tooling Co., Ltd., Shanghai, 201206, China
³ School of Materials Science and Engineering, Tongji University, Shanghai 200092, China)

Abstract NiCrBSi+Ta composite coating is produced on surface of a medium carbon steel substrate by laser cladding in order to in situ synthesize TaC particle. Scanning electron microscope (SEM), energy-dispersive spectrometer (EDS) and X-ray diffractometer (XRD) are used to observe and analyze the coating. Morphology, distribution and formation mechanism of in situ synthesized TaC particle are discussed. In spite of high melting point, equiaxial and flower-like TaC particles are still formed by one-step laser cladding. The result shows that the formation mechanism of TaC particle is nucleation and growth, colliding and sintering, and in situ precipitating. The distribution of particles is homogeneous. Most of TaC particles are entrapped at grain boundaries instead of being engulfed by matrices or pushed to the top of the coating due to high convection, high thermal gradient, multidirectional solidification of matrix dendrites and difference between thermal conductivities of particle and matrix. The entrapment at grain boundaries is favorable for the homogeneous distribution of particles. Acicular chromium borides or carbides are found to grow up around boundaries of TaC particles, which will be beneficial for cohesion strength between particle and matrix. High amount of Si element dissolved in in-situ synthesized TaC particles is also found as compared to other carbides such as TiC, which will supply a new method to control the Si content in ceramic particle strengthening materials.

Key words laser technique; laser cladding; in situ synthesis; tantalum carbide; particle behavior; silicon

OCIS codes 160.3900; 350.3390; 350.3850

1 引言

激光熔覆技术是一种具有广阔应用前景的表面

强化技术,它通过在廉价基体表面熔覆一层强化涂层来提高基体的硬度、耐磨性和耐腐蚀性等性

收稿日期: 2011-01-06; 收到修改稿日期: 2011-03-04

基金项目: 国家自然科学基金(50675136)资助课题。

作者简介: 余 廷(1976—),男,博士研究生,主要从事激光表面改性和零件修复等方面的研究。

E-mail: yuyeting@sina.com

导师简介: 邓琦林(1961—),男,博士,副教授,主要从事激光表面改性和零件修复等方面的研究。

E-mail: dengqilin@sjtu.edu.cn

能^[1~3]。鉴于原位生成的增强相颗粒细小、与基体之间的界面干净并且结合牢固,一些学者通过原位生成 TiC, TiB₂, ZrC, VC, VB 和 B₄C 等陶瓷颗粒强化涂层^[4~8]。TaC 陶瓷颗粒具有高硬度、高熔点、良好的热稳定性、良好的抗热冲击及化学腐蚀等特性。王文丽等^[9]利用 Ta₂O₅ 与 C 反应生成的 TaC 颗粒提高激光熔覆镍基合金涂层的耐磨性。Yu 等^[10]通过原位生成 TaC 提高镍基合金的高温抗疲劳性能。本文作者曾经在镍基自熔合金中添加 Ta 原位生成 TaC 颗粒提高激光熔覆镍基涂层的硬度。颗粒强化相的大小和分布在很大程度上影响着涂层的组织形貌和机械性能。颗粒尺寸大小、分布^[11~13]及其与基体的结合强度^[14]都影响着材料的耐磨性能。在

大多数应用场合中都希望颗粒强化相能够均匀分布。本文尝试探讨激光熔覆原位生成 TaC 颗粒的生长机制,分析 TaC 颗粒相的形貌和分布特征以及 TaC 颗粒对涂层形貌的影响。

2 实验材料与方法

基体选用尺寸为 55 mm×40 mm×10 mm 的中碳钢方块。熔覆之前,基体表面磨光并用丙酮清洗干净。熔覆材料采用镍基自熔粉末和 Ta 粉末的混合物。基体和熔覆材料的成分如表 1 所示。熔覆材料和有机粘合剂混合后预置到基体表面,厚度约为 1 mm,并且在空气中晾干。

表 1 基体和熔覆材料的成分(质量分数,%)

Table 1 Chemical compositions of substrate and laser clad powder (mass fraction, %)

	C	Si	B	Mn	Fe	Cr	Ta	Ni
Powder	0.72	3.60	3.15	—	13.50	13.50	10.00	Bal.
Substrate	0.27~0.33	0.17~0.37	—	0.30~0.60	Bal.	0.60~0.90	—	2.75~3.10

实验采用 3 kW CO₂ 横流激光器。激光光斑大小为 4 mm,功率为 2 kW,扫描速度为 300 mm/min,熔覆过程采用氩气保护。

试样沿垂直于扫描速度的方向切开,抛光后用王水腐蚀,采用型号为 FEI Quanta 300 FEG 的场发射扫描电镜(SEM)观察试样的形貌,利用电镜上装备的能谱仪(EDS)半定量地分析组织的成分。用型号为 Rikagu D/MaX-200 的 X 射线衍射仪(XRD)分析试样的物相,采用 Cu-K_α 射线,加速电压为 40 kV,电流为 30 mA,连续扫描速度为 2 °/min。

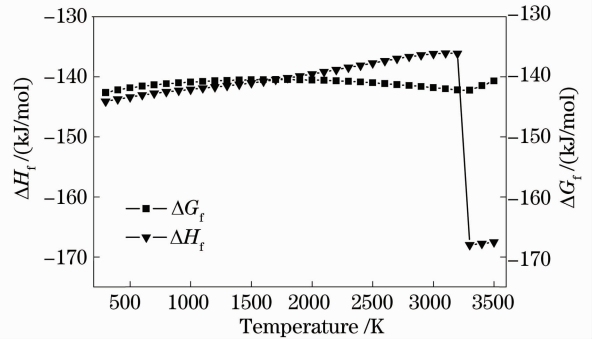


图 1 反应 Gibbs 自由能 ΔG_f 和反应生成焓 ΔH_f 随温度的变化

Fig. 1 TaC's Gibbs energy of formation (ΔG_f) and enthalpy of formation (ΔH_f) as a function of temperature

3 实验结果与分析

3.1 TaC 颗粒的生长机制与形貌

原位生成 TaC 的反应方程式为: Ta + C → TaC。图 1 显示该方程的反应 Gibbs 自由能 ΔG_f 和反应生成焓 ΔH_f ^[15]。由图 1 可知,反应 Gibbs 自由能为负,说明在热力学上该反应可以进行。反应生成焓 ΔH_f 很大,说明反应过程放出大量的热量。

一般认为激光熔覆熔池的温度可以达到 2273 °C^[16]以上,而 Ta 和 C 在 1800 °C 就能反应生成 TaC^[17]。当激光照射涂层粉末,粉末温度升高,Ta 和 C 反应生成 TaC 颗粒并放出大量热量,反应放出的热量又使熔池的温度进一步上升。随着激光光源的移开,熔池开始冷却。TaC 具有高熔点(大约 3880 °C)和低的反应 Gibbs 自由能,因此在冷却过

程中 TaC 首先从熔体中析出并长大,以形核-长大机制生长。图 2 显示了 TaC 的几种典型形貌。TaC 与 TiC 的晶体结构一样,都属于 NaCl 型,当自发形核长大时容易形成球形或等轴颗粒[图 2(a)]。生成的单个 TaC 颗粒在对流和浮力作用下与其他 TaC 颗粒发生聚集[图 2(b)]。聚集的颗粒之间不可避免地会相互碰撞[图 2(c)],进而发生烧结,Ni 合金熔体中的 Ta 和 C 为这种烧结提供了物质来源。过饱和的 Ta 和 C 从熔体中析出,以现存的 TaC 颗粒为异质形核点原位生长,导致颗粒簇心部的烧结,烧结颗粒在上浮过程中不断长大,并最终形成花瓣状[图 2(d)]^[18]。

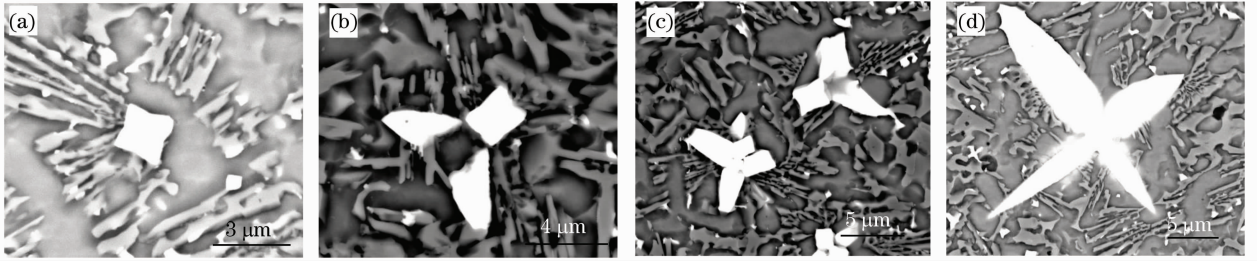


图 2 TaC 颗粒的不同形貌(SEM)。(a)等轴颗粒;(b)聚集颗粒;(c)颗粒向相互碰撞;(d)花瓣状颗粒

Fig. 2 Morphology of TaC particles (SEM). (a) Equiaxial particle; (b) assembling particles; (c) particles colliding with each other; (d) flower-like particle

3.2 TaC 颗粒的分布

图 3 显示激光熔覆涂层整体[图 3(a)]、下部[图 3(b)]、中部[图 3(c)]和上部[图 3(d)]的颗粒分布情况。通过图像软件分析,上部、中部、下部

TaC 颗粒所占体积分数分别为 4.9%, 5.4% 和 6.0% 左右,颗粒尺寸主要集中在 3~14 μm 之间,颗粒分布比较均匀,梯度分布并不明显。

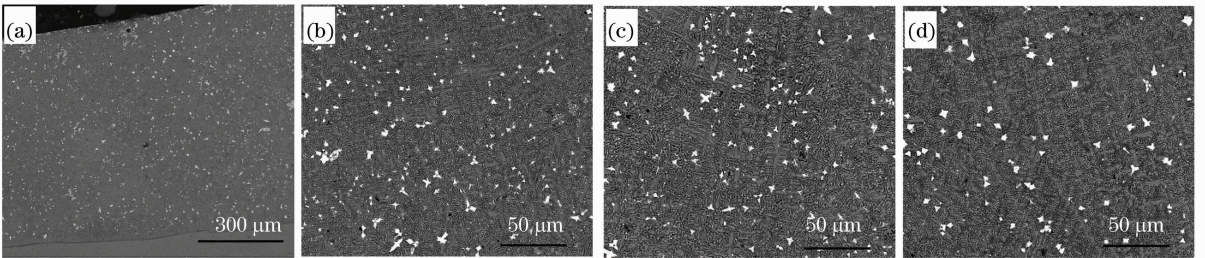


图 3 TaC 颗粒的分布(SEM)。(a)熔覆涂层整体;(b)涂层下部;(c)涂层中部;(d)涂层上部

Fig. 3 Distribution of TaC particles (SEM). (a) Low magnification of the coating; (b) in lower part; (c) in middle part; (d) in upper part

TaC 的密度为 14.3 g/cm³,涂层中的 TaC 颗粒即没有像密度较轻的 TiC 颗粒(密度为 4.25 g/cm³)那样出现上浮现象^[19],也没有像密度相当的 WC 颗粒(密度为 15.6 g/cm³)那样出现明显的下沉现象^[20]。通常,颗粒过于集中在涂层底部或顶部都不利于提高涂层的性能。颗粒集中在顶部,大量的颗粒在后续的机械加工过程中会被去除,而颗粒集中在底部则会削弱颗粒对整个涂层材料的强化作用。总体而言,在本实验中,TaC 颗粒尺寸从上到下逐渐变小,底部的颗粒尺寸明显小于中、上部的颗粒。这是因为涂层底部区域先凝固,颗粒的生长时间较短,并且在底部颗粒之间碰撞烧结的机会相对较少,因此,底部以自发形核长大的颗粒为主,尺寸普遍较小。TaC 的密度大于 Ni 的密度(8.9 g/cm³),在向下对流熔体的带动和重力的共同作用下,少量大颗粒不可避免地会下沉,在靠近底部的局部区域[图 3(b)]可以发现少量下沉的大颗粒。但是,更多的大颗粒来不及下沉,熔体就凝固了。

从图 2,3 可以看出,TaC 颗粒主要被推到基体相的晶界处而不是被基体相吞没,共晶组织以 TaC

颗粒为异质形核中心生长。文献[21~23]认为颗粒是否被基体相吞没与凝固过程中的固/液界面的移动速度有关。凝固时,当固/液界面移动速度大于某一关键速度 V_{cr} 时,颗粒被固/液界面吞没,否则颗粒被固/液界面推开。这些文献给出了计算固/液界面移动的 V_{cr} 的模型。然而,这些计算模型都进行了一些简化,例如,认为固/液界面是平面并且朝一个方向移动,颗粒为球状并且不与固/液界面发生反应,没有考虑对流的影响等。因此,这些模型并不适合用于解释激光熔覆过程中的颗粒吞没行为。实际上,尽管激光熔覆属于快速凝固过程,凝固速度可以近似地认为与扫描速度属于同一数量级^[24],即

$$|V_s| = |V_b| \cos \theta, \quad (1)$$

式中 V_s 为激光束的扫描速度; V_b 为固/液界面移动速度; θ 为激光扫描速度与固/液移动速度的夹角。但是 TaC 仍然没有被基体相晶界吞没。

TaC 的导热系数为 0.22 W/(cm·K),远小于基体 Ni 的导热系数 0.91 W/(cm·K),两者的不同会影响 TaC 颗粒附近固/液界面的形状。文献[25]计算了颗粒与基体的导热系数(分别为 K_p 和 K_m)之

比 $\alpha = K_p/K_M$ 对固/液界面形状的影响,如图 4 所示。当 $\alpha < 1$ 时[图 4(a)],固/液界面向颗粒凸起,对颗粒有排斥作用,使固/液界面推开颗粒;当 $\alpha = 1$ 时[图 4(b)],固/液界面形状不受影响;当 $\alpha > 1$ 时[图 4(c)],固/液界面向下凹,对颗粒有吸引作用,有利于固/液界面吞没颗粒。而 TaC 与 Ni 的导热系数之比 α 远小于 1,颗粒附近的固/液界面凸起, TaC 被基体相 Ni 的枝晶推开而陷在枝晶之间的区域。此外,激光熔覆的温度梯度很大,这也会促使颗粒被固/液界面排斥^[22]。

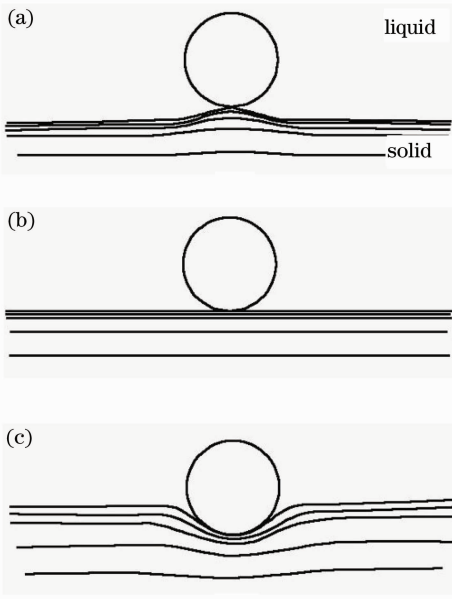


图 4 颗粒与基体导热系数之比对固/液界面形状的影响。(a) $\alpha = 0.1$; (b) $\alpha = 1.0$; (c) $\alpha = 10.0$

Fig. 4 Effects of thermal conductivity ratios α on solid/liquid interface shape. (a) $\alpha = 0.1$; (b) $\alpha = 1.0$; (c) $\alpha = 10.0$

图 5 显示的是涂层底部 TaC 颗粒的分布情况。在靠近结合带的区域有一些大小为 300~600 nm 的细小 TaC 颗粒,它们陷在基体相的晶界处。根据 Stokes 定律,有

$$V_F = \frac{9}{2} \frac{R^2 \Delta \rho g}{\eta}, \quad (2)$$

式中 V_F 为颗粒的浮力, R 为颗粒的半径, g 为重力加速度, $\Delta \rho$ 为熔体密度和颗粒密度的差值, η 为熔体粘度,颗粒越小,其上浮的速度也越小,于是更容易被固/液界面所捕获。然而,在图 5 中,尽管颗粒很小,相应地上浮速度也小,但是颗粒仍然没有被基体相吞没,而是被推向基体相的晶界处。可见,在本例中,颗粒是否被固/液界面吞没并不是主要由固/液界面移动速度 V_{cr} 所决定。

虽然 TaC 被基体相枝晶排斥,并且熔池的对流

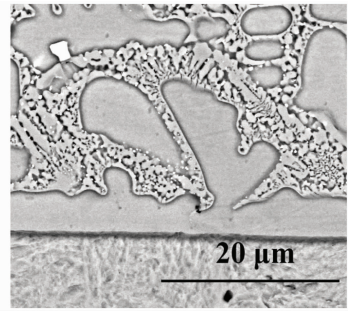


图 5 涂层底部区域的 TaC 颗粒分布情况

Fig. 5 Distribution of TaC particles at bottom area

十分强烈,但是在涂层的顶部并没有发现明显的团聚现象,而且颗粒分布比较均匀。这可解释为:基体相枝晶的凝固方向并不是一致的,各枝晶的生长方向不同, TaC 颗粒受到来自沿各个方向生长的枝晶的排斥而陷在枝晶之间。颗粒被枝晶晶界捕获的一个好处是抑制了颗粒发生明显的团聚或聚集在涂层顶端,使颗粒的分布趋于均匀。

3.3 TaC 颗粒周围组织物相与成分

XRD 分析结果(图 6)显示涂层的物相主要包括 γ -Ni 固溶体、TaC、CrB、 M_7C_3 和 $M_{23}C_6$ ($M = Cr, Fe$)。在一些 TaC 颗粒周围发现如图 7 所示的针状组织 A。图 7 中 A 点的 EDS 成分分析(见表 2)表明该针状组织中 Cr 元素含量很高,结合 XRD 分析结果,该组织应为 Cr 的硼化物或碳化物。S. Yang 等^[26]在原位生成的 TiC 颗粒周围也发现类似的组织。这种针状组织应该有利于提高 TaC 颗粒与基体的结合强度。

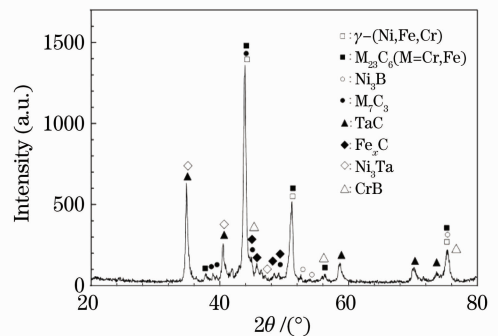


图 6 Ni60+Ta 复合涂层的 XRD 分析结果

Fig. 6 XRD pattern of Ni60+Ta coating

Ta 是强碳化物形成元素,在冷却过程中, Ta 首先与 C 结合生成 TaC,这使得 Cr 无法与 C 元素形成碳化物, Cr 在 TaC 颗粒周围形成较高的溶解度。而 TaC 颗粒的导热系数远小于基体 Ni,在快速冷却过程中,在 TaC 颗粒周围形成较大的负温度梯度,导致局部过冷。TaC 颗粒的存在降低了富 Cr 物相

的形成自由能,当溶度达到形核条件时,富 Cr 硼化物或碳化物就以 TaC 颗粒为异质形核点形核长大,并长成针状。

Atamert 等^[27]指出 Si 在碳化物中的溶解度很小。但是,在本实验中发现一个有趣的现象。图 7 的 EDS 面扫描和 B 点的成分分析结果(见表 2)显示 TaC 颗粒中固溶了大量的 Si 元素,而在诸如 TiC 的其他碳化物中鲜有这种现象的报道。Schuster 推

测 C 元素会固溶于 Ta_5Si_3 而形成 $Ta_5Si_3C_{1-x}$ 三元化合物,但是并没有足够的证据证明这种猜测^[28]。目前,人们对 C 元素在 Ta_5Si_3 中的溶解度还不甚了解,更不能确定 $Ta_5Si_3C_{1-x}$ 化合物的存在。因此,有必要进一步研究 Si 溶于 TaC 的机理。Si 溶于 TaC 这种现象将为控制陶瓷颗粒强化材料中 Si 元素的含量提供了一种新的途径。

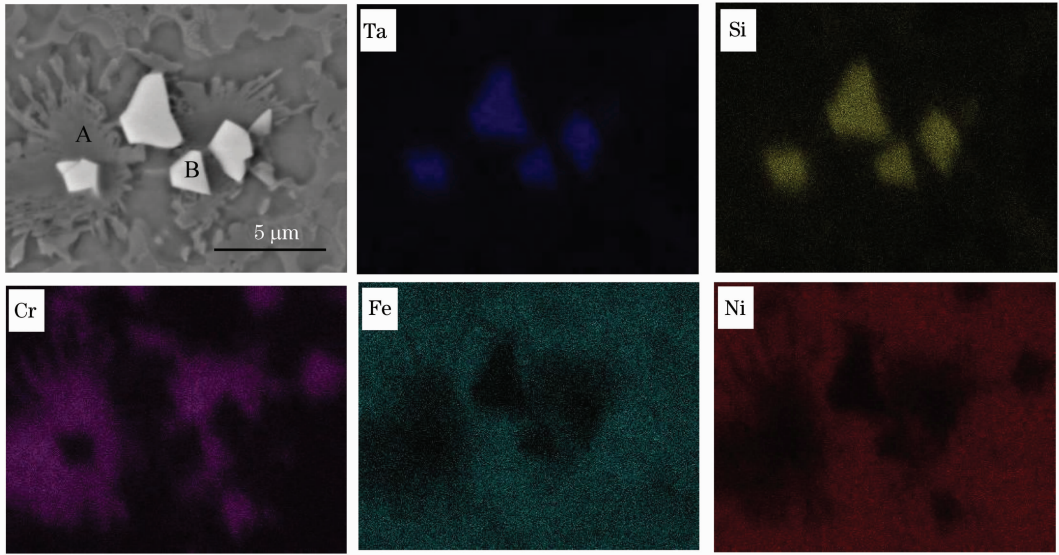


图 7 TaC 颗粒的 EDS 面扫描

Fig. 7 EDS mapping analysis results of TaC particles

表 2 涂层的 EDS 成分分析(质量分数,%)

Table 2 EDS analyses of laser clad coating (mass fraction, %)

Spectrum	Si	Cr	Fe	Ni	Ta
A	1.97	62.94	11.17	15.08	8.85
B	16.21	10.64	1.09	5.80	66.16

4 结 论

1) 尽管 TaC 熔点很高,但在激光熔覆 NiCrBSi+Ta 涂层中仍然能够原位生成细小的 TaC 颗粒。颗粒的形状主要为等轴状和花瓣状,颗粒形成机制主要是独立形核生长、烧结和原位生成。颗粒分布均匀,没有明显的团聚和梯度分布现象。TaC 颗粒主要被基体相的晶界捕获,并没有被基体相吞没或是推到涂层顶部,这也有利于颗粒的均匀分布。

2) 与 TiC 颗粒类似,在一些 TaC 颗粒周围形成针状铬硼化物或碳化物。

3) 与其他碳化物不同,原位生成的 TaC 颗粒中固溶了大量的 Si 元素。目前,这种溶解现象的机理还不清楚,但它为控制陶瓷颗粒强化材料中的 Si 元素的含量提供了一种新的途径。

参 考 文 献

- 1 R. Vilar. Laser cladding [J]. *J. Laser Appl.*, 1999, **11**(2): 64~79
- 2 T. M. Yue, A. H. Wang, H. C. Man. Corrosion resistance enhancement of magnesium ZK60/SiC composite by Nd:YAG laser cladding[J]. *Scripta Materialia*, 1999, **40**(3): 303~311
- 3 E. Fernandez, M. Cadenas, R. Gonzalez *et al.*. Wear behaviour of laser clad NiCrBSi coating [J]. *Wear*, 2005, **259** (7-12): 870~875
- 4 Xu Ning, Zhang Qunli, Yao Jianhua. Microstructure of in-situ synthesis TiC hardened coating by laser irradiation[J]. *Chinese J. Lasers*, 2010, **37**(10): 2653~2657
徐 柠, 张群莉, 姚建华. 激光原位反应制备 TiC 强化涂层的显微结构[J]. *中国激光*, 2010, **37**(10): 2653~2657
- 5 B. S. Du, Z. S. Zou, X. H. Wang *et al.*. Laser cladding of in situ TiB_2/Fe composite coating on steel[J]. *Appl. Surf. Sci.*, 2008, **254**(20): 6489~6494
- 6 Lei Yiwen, Sun Ronglu, Tang Ying. Growth mechanism of in-situ synthesized TiC and TiB_2 by laser cladding[J]. *Chinese J. Lasers*, 2009, **36**(5): 1287~1291

- 雷贻文, 孙荣禄, 唐 英. 激光熔覆反应合成 TiC 和 TiB₂ 的生长机制[J]. 中国激光, 2009, **36**(5): 1287~1291
- 7 X. H. Wang, M. Zhang, L. Cheng *et al.*. Microstructure and wear properties of in situ synthesized VC carbide reinforced Fe-based surface composite coating produced by laser cladding[J]. *Tribology Lett.*, 2009, **34**(3): 177~183
- 8 Chao Mingju, Zhang Xianhu, Yang Ning *et al.*. In situ synthesized VC-VB-B₄C complex particulates reinforced Ni-based composite coating by laser cladding[J]. *Chinese J. Lasers*, 2008, **35**(11): 1723~1729
- 晁明举, 张现虎, 杨 宁等. 原位生成 VC-VB-B₄C 复合颗粒增强镍基激光熔覆层[J]. 中国激光, 2008, **35**(11): 1723~1729
- 9 Wang Wenli, Chao Mingju, Wang Dongsheng *et al.*. Investigation on in-situ synthesis of TaC particulate reinforced Ni-based composite coatings by laser cladding[J]. *Chinese J. Lasers*, 2007, **34**(2): 277~282
- 王文丽, 晁明举, 王东升等. 原位生成 TaC 颗粒增强镍基激光熔覆层[J]. 中国激光, 2007, **34**(2): 277~282
- 10 J. J. Yu, J. Zhang, F. Wang *et al.*. Microstructure evolution of Ni, Cr, Al-TaC in situ composite directionally solidified under a high temperature gradient[J]. *Mater. Sci. Engng. A*, 2001, **311**(1-2): 200~204
- 11 E. Pagounis, M. Talvitie, V. K. Lindroos. Influence of reinforcement volume fraction and size on the microstructure and abrasion wear resistance of hot isostatic pressed white iron matrix composites[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 1996, **A27**(12): 4171~4181
- 12 O. N. Dogan, J. A. Hawk, J. H. Tylczak *et al.*. Wear of titanium carbide reinforced metal matrix composites[J]. *Wear*, 1999, **225**: 758~769
- 13 K. Van Acker, D. Vanhoyweghen, R. Persoons *et al.*. Influence of tungsten carbide particle size and distribution on the wear resistance of laser clad WC/Ni coatings[J]. *Wear*, 2005, **258**(1-4): 194~202
- 14 E. Pagounis, M. Talvitie, V. K. Lindroos. Influence of matrix structure on the abrasion wear resistance and toughness of a hot isostatic pressed white iron matrix composite[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 1996, **27**(12): 4183~4191
- 15 Ihsan Barin. Thermochemical Data of Pure Substances [M]. New York: VCH, 1995. 1593
- 16 Wu Chaofeng, Ma Mingxing, Liu Wenjin *et al.*. Study on wear resistance of laser cladding Fe-based composite coatings reinforced by in-situ multiple carbide particles [J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2009, **45**(8): 1013~1018
- 吴朝锋, 马明星, 刘文今等. 激光原位制备颗粒增强铁基复合涂层中碳化物相的形貌分析[J]. 金属学报, 2009, **45**(8): 1013~1018
- 17 Yan Zhiqiao, Xiong Xiang, Xiao Peng *et al.*. Conversion process of TaC by combination reaction of Ta with C[J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2006, **35**(s2): 209~212
- 闫志巧, 熊 翔, 肖 鹏等. Ta-C 化合反应生成 TaC 的过程[J]. 稀有金属材料与工程, 2006, **35**(s2): 209~212
- 18 Pei Yutao. Laser clad TiC_p/Ni alloy functionally gradient coating and its in-situ formation mechanism [J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 1998, **34**(9): 987~991
- 裴宇韬. 激光熔覆 TiC_p/Ni 合金自生梯度涂层及其自生机制[J]. 金属学报, 1998, **34**(9): 987~991
- 19 S. Yang, M. L. Zhong, W. J. Liu. TiC particulate composite coating produced in situ by laser cladding [J]. *Mater. Sci. Engng. A*, 2003, **343**(1-2): 57~62
- 20 P. Wu, H. M. Du, X. L. Chen *et al.*. Influence of WC particle behavior on the wear resistance properties of Ni-WC composite coatings[J]. *Wear*, 2004, **257**(1-2): 142~147
- 21 D. R. Uhlmann, B. Chalmers. Interaction between particles and a solid-liquid interface[J]. *J. Appl. Phys.*, 1964, **35**(10): 2986~2993
- 22 D. M. Stefanescu, B. K. Dhindaw, S. A. Kacar *et al.*. Behavior of ceramic particles at the solid-liquid metal interface in metal matrix composites [J]. *Metallurgical Transactions A*, 1988, **19**(11): 2847~2855
- 23 G. F. Bolling, J. Cisse. Theory for interaction of particles with a solidifying front[J]. *J. Crystal Growth*, 1971, **10**(1): 56~66
- 24 P. S. Mohanty, J. Mazumder. Solidification behavior and microstructural evolution during laser beam-material interaction [J]. *Metallurgical and Materials Transactions B*, 1998, **29**(6): 1269~1279
- 25 D. Shangguan, S. Ahuja, D. M. Stefanescu. An analytical model for the interaction between an insoluble particle and an advancing solid liquid interface[J]. *Metallurgical Transactions A*, 1992, **23**(2): 669~680
- 26 S. Yang, W. J. Liu, M. L. Zhong *et al.*. TiC reinforced composite coating produced by powder feeding laser cladding[J]. *Mater. Lett.*, 2004, **58**(24): 2958~2962
- 27 S. Atamert, Hkdh Bhadeshia. Comparison of the microstructures and abrasive wear properties of stellite hardfacing alloys deposited by arc-welding and laser cladding [J]. *Metallurgical Transactions A*, 1989, **20**(6): 1037~1054
- 28 T. Laurila, K. J. Zeng, J. K. Kivilahti *et al.*. TaC as a diffusion barrier between Si and Cu[J]. *J. Appl. Phys.*, 2002, **91**(8): 5391~5399