复合材料学报
Acta Materiae Compositae Sinica
第 35 卷 第 11 期 11 月 2018 年
Vol. 35 No. 11 Nov 2018

DOI：10.13801/j.cnki.fhclxb.20180305.001

重熔温度对 WC_P/Fe 复合材料界面特征及压缩断裂机制的影响

陈奉锐，山泉*，李祖来，蒋业华，张亚峰，张飞

（昆明理工大学 材料科学与工程学院，昆明 650093）

摘　要： 为研究重熔温度对 WC_P/Fe 复合材料界面特征及力学性能的影响，采用粉末烧结法制备了 WC_P/Fe 复合材料，然后对其进行界面重熔，为颗粒增强金属基复合材料的界面组织设计及其工程应用提供理论指导。结果表明：随着重熔温度的升高，颗粒中 WC 发生相变生成 W_2C；W_2C 与 Fe 可在固态条件下发生反应生成界面相 Fe_3W_3C，且界面反应区宽度呈增大趋势，界面形态由间断状变成连续环状再到锯齿状；WC_P/Fe 复合材料的压缩强度先升高后下降，当重熔温度为 1 300℃时，界面宽度为 13.5 μm，界面形态呈完整连续环状，WC_P/Fe 复合材料内部压缩裂纹不易萌生与扩展，其压缩强度达到最大值，为 386 MPa。

关键词： 复合材料；WC_P；重熔温度；界面反应；压缩性能；裂纹

中图分类号： TB331　　**文献标志码：** A　　**文章编号：** 1000-3851(2018)11-3106-08

Effect of re-melting temperature on interface and compression fracture mechanism of WC_P/Fe composites

CHEN Fengrui, SHAN Quan*, LI Zulai, JIANG Yehua, ZHANG Yafeng, ZHANG Fei

(School of Material Science and Engineering, Kunming University of Science and Technology, Kunming 650093, China)

Abstract: In order to investigate the effects of re-melting temperature on the interface characteristics and mechanical properties of WC_P/Fe composites, the WC_P/Fe composites were prepared by powder sintering and the interface of the composites were re-melted at the different temperatures. The research provides a theoretical basis for the interface structure design and the application of particle reinforced metal matrix composites. The results show that a phase transition reaction occurs from WC to W_2C with the increase of the re-melting temperature, and W_2C reacts with Fe to generate the solid Fe_3W_3C phase. Besides, the width of interface reaction zone increases with the increase of the re-melting temperature. The interfacial morphology is transformed from discontinuous cycle to a continuous cycle and then to serration shape. The compressive strength of the WC_P/Fe composites exhibits the trend of increasing and then decreasing. When re-melting temperature is 1 300℃, the interface width is 13.5 μm and the interface reaction zone appears in continuous cycle shape. The internal compressive cracks of the composites are not inclined to initiate and propagation. Meanwhile, the compression strength of composites is 386 MPa when it reaches the maximum.

Keywords: composites; WC_P; re-melting temperature; interface reaction; compression performances; crack

金属基复合材料界面，乃至所有复合材料界面因具有特殊力学和热学等因素，都是外载荷从金属基传递给增强体的主要媒介。复合材料界面性质在很大程度上决定复合材料的性能。实际上，金属基

收稿日期： 2017-11-16；**录用日期：** 2018-01-16；**网络出版时间：** 2018-03-06　10:39
网络出版地址： https://doi.org/10.13801/j.cnki.fhclxb.20180305.001
基金项目： 国家自然科学基金(51561018)；国家自然科学基金青年基金(51501079)；云南省自然科学基金青年基金(2015FD009)
通讯作者： 山泉，博士，讲师，研究方向为复合材料及耐磨材料　E-mail：asanshan@foxmail.com
引用格式： 陈奉锐，山泉，李祖来，等. 重熔温度对 WC_P/Fe 复合材料界面特征及压缩断裂机制的影响[J]. 复合材料学报，2018，35(11)：3106-3113.
CHEN Fengrui, SHAN Quan, LI Zulai, et al. Effect of re-melting temperature on interface and compression fracture mechanism of WC_P/Fe composites[J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2018, 35(11): 3106-3113 (in Chinese).

http://fhclxb.buaa.edu.cn

复合材料的屈服、断裂、疲劳强度及裂纹扩展行为等均与界面反应层厚度及形态有关[1]。因此，通过认识金属基复合材料的界面微观结构、界面反应和界面稳定性等界面特性，在深层次上阐明界面特征与力学性能间的关系，以达到利用“界面工程”发展高性能复合材料的目的[2]。复合材料界面与性能间的关系成为目前复合材料界面研究重点之一[3-5]。

颗粒增强金属基复合材料具有耐磨损、耐腐蚀、易于制备、成本低廉[6-8]等综合性能，越来越受到工业界和高校研究人员的重视[9-11]。近年来，一些学者针对磨损与冲击联合作用的复合磨损工况，在颗粒增强金属基复合材料界面特征方面开展了大量研究工作，且取得了很大进展。韦贺等[12]探讨了体积分数对 WC_P/Fe 复合材料组织及压缩性能的影响，结果表明随着 WC 颗粒体积分数的增加(由 35%～50%)，材料的压缩强度会先增大后减小。欧阳柳章等[13]通过实验研究了 SiC 颗粒增强铝基复合材料，结果表明合适的界面结合强度能够有效地传递载荷和阻止裂纹向内部扩展，界面具有调节复合材料内部应力分布的作用。Dosta 等[14-15]研究了在 Al7075-T6 和碳钢基体上通过冷喷涂沉积 WC-Co 陶瓷粉末涂层。结果表明：在涂层与基体形成黏附良好界面能够提高材料的整体耐磨性和抗腐蚀性。Mandala 等[16]利用重熔工艺研究了 SiC_P/2124Al 复合材料界面形成过程，发现经过重熔后的 2124Al 基复合材料与颗粒间形成一层厚的反应层，且 Si、Cu 和 Mg 元素在界面处发生了偏析。这些研究成果，都为改善复合材料的界面而改变其力学性能提供了理论依据，也对 WC 颗粒增强钢铁基复合材料在磨损与冲击联合作用的复合磨损工况下的应用提供了一些指导，在 WC 颗粒增强钢铁基复合材料中，WC 颗粒与基体间能生成界面反应区，再通过界面重熔改善界面状况，但关于重熔工艺参数对 WC 颗粒增强钢铁基复合材料的界面控制及其与力学性能之间关联性研究仍有待探索，而该关联性研究结果也将为复合材料的界面设计优化提供充分的理论依据。因此，探讨重熔温度对 WC_P/Fe 复合材料的界面特征及其力学性能的影响规律成为当今复合材料领域急需解决的问题之一。

本研究通过预制块粉末配比设计，利用工艺较为简单的真空粉末烧结法制备 WC_P/Fe 复合材料，再将其进行真空界面重熔，研究重熔温度对基体与 WC 颗粒之间界面反应程度的影响，重点探讨 WC_P/Fe 复合材料界面重熔特征与其力学性能间的关联机制，为陶瓷颗粒增强金属基复合材料在磨损与冲击联合作用的复合磨损工况下的应用奠定理论基础。

1 实验材料及方法

采用 QM-3SP4 行星式球磨机进行真空球磨混粉，选用的球磨罐和磨球均为不锈钢材质。首先将 Fe 粉与 WC 颗粒球磨混粉 1 h，球磨机转速为 100 r/min，磨球与混合物的质量比为 3∶1，大磨球与小磨球个数比为 1∶6。实验使用的增强颗粒为铸造 WC 颗粒，其主要成分为 WC 与 W_2C 的共晶化合物(二者质量比约为 1∶5)，另外，为排除基体中杂质元素对试验结果的影响，基体选用纯度较高的分析纯 Fe 粉；接着将球磨均匀后的混合粉末放入特制模具内，在压力机上进行压实(保压时间为 30 min)，得到预制坯；然后将预制坯放入真空管式炉中进行烧结，烧结温度为 1 000℃，保温 30 min 后随炉冷却至室温，得到未重熔的烧结试样；最后将试样进行界面重熔，重熔温度分别设置为1 220℃、1 260℃、1 300℃、1 340℃和 1 380℃，管式炉内温度变化曲线如图 1 所示；最终得到不同重熔温度的 WC_P/Fe 复合材料，复合材料中 WC 颗粒体积分数为 45vol%，粒度为 180～250 μm。

采用岛津的 AG-IS10KN 力学试验机对 WC_P/Fe 复合材料进行压缩实验，试样的取样位置及尺寸(GB/T 731.1—2005[17])如图 2 所示，每个参数测试 5 次并取平均值即为压缩实验测试值。利用 Image 软件分别测出 WC 颗粒、WC 颗粒与界面的面

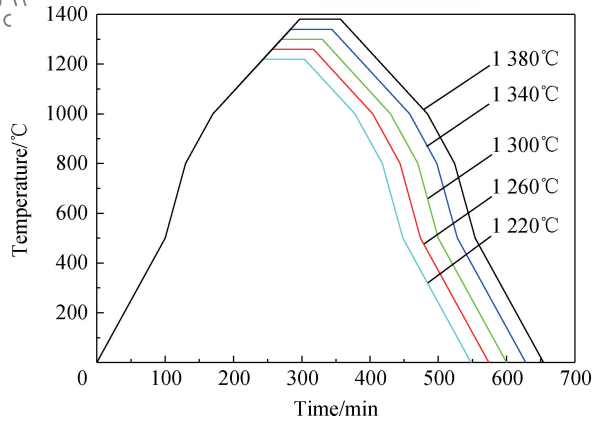


图 1 加热温度变化曲线

Fig. 1 Heating temperature variation curves

http://ffcxb.buaa.edu.cn

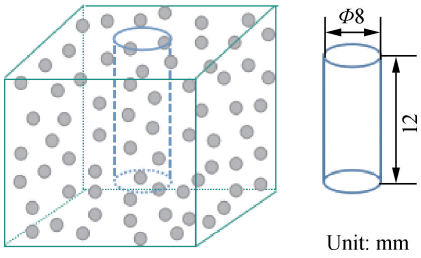


图 2　WC_P/Fe 复合材料取样位置及压缩试样尺寸

g. 2　Sampling location and size of WC_P/Fe compression sample

积，进而算出 WC 颗粒与界面的等效圆半径 R 和 WC 颗粒等效圆半径 r，最终二者之差得出界面反应区宽度 x（如图 3 所示），在每个重熔温度下选择 10 个不同视场进行统计，取其平均值作为相对界面宽度。利用日本理光 D/max 3B，Ricoh Co. 型 XRD 分析材料的物相。采用荷兰飞利浦公司的 XL30ESEM-TEM 型 SEM 及其附带的 Phoenix＋OIM 一体化能谱仪及电子背散射衍射仪，分析材料的显微结构特征。

2　结果和讨论

2.1　WC_P/Fe 复合材料组织和界面

图 4 为不同重熔温度的 WC_P/Fe 复合材料的组织形貌。由图 4(a)可知，未重熔的复合材料在 WC 颗粒与基体间有明显的界线，无界面反应区，呈锚固连接，属机械结合。当重熔温度为 1 220℃时，如图 4(b)所示，WC 颗粒四周开始出现极薄且间断

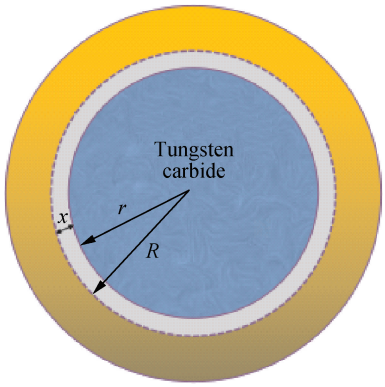


图 3　含界面复合材料单元结构示意图

Fig. 3　Schematic diagram of unit structure with interface composites

的环状过渡区。随着重熔温度升高后，WC 颗粒与基体间形成了具有明显宽度的界面，呈冶金结合，且界面呈完整连续环状包围在球形 WC 颗粒周围，如图 4(c)和图 4(d) 所示。当重熔温度为 1 340℃、1 380℃时，如图 4(e)和图 4(f)所示，此时界面四周呈明显的锯齿状，且部分界面开始呈块状分散在基体中，块状间由丝状的界面将其连接在一起，构成一张网状结构。利用 Image 软件测量和计算不同重熔温度的 WC_P/Fe 复合材料的界面反应区宽度，如图 5 所示。可知，随着重熔温度的升高，WC_P/Fe 复合材料的界面反应区宽度呈增加的趋势，表明随着重熔温度的升高界面反应区的范围扩大，即界面反应是一个受到热量影响的过程。

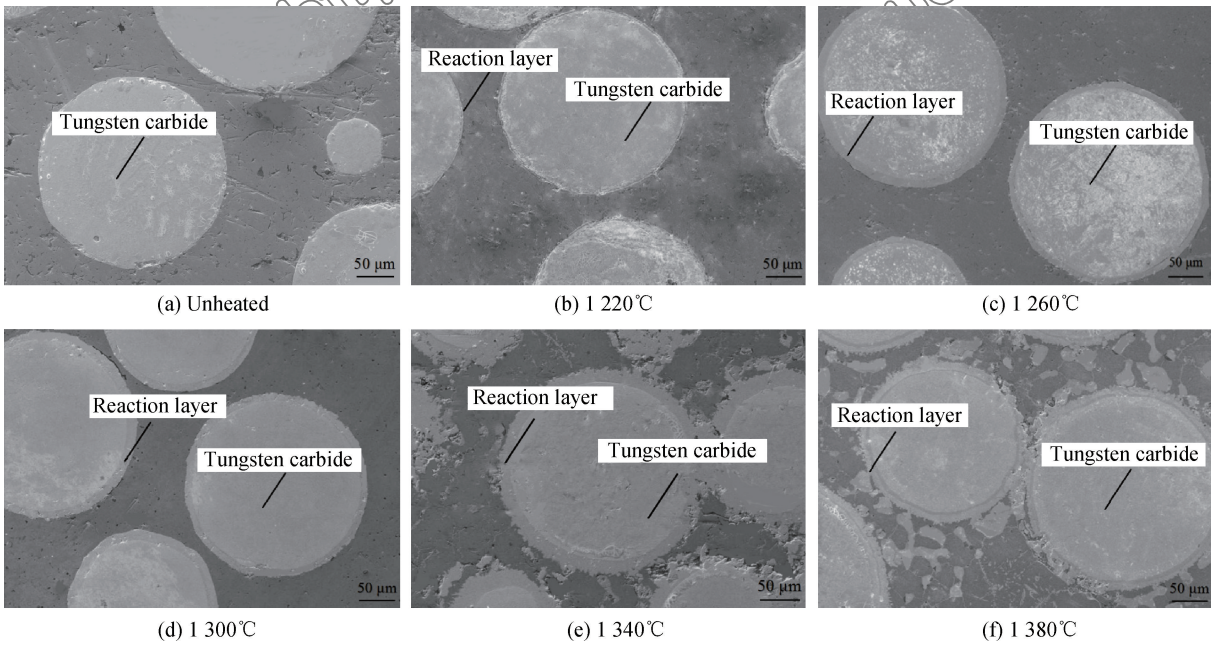


图 4　不同重熔温度的 WC_P/Fe 复合材料的组织

Fig. 4　Microstructures of WC_P/Fe composites at different temperatures

http://fhclxb.buaa.edu.cn

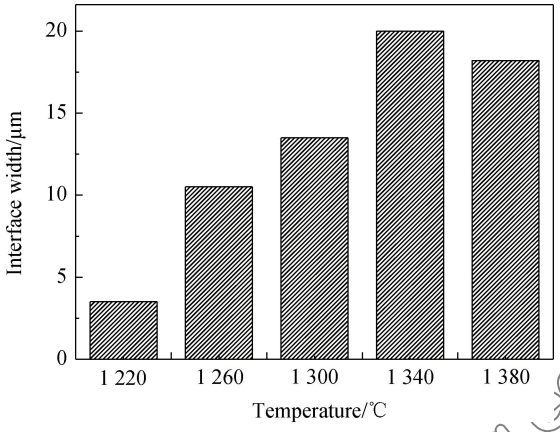


图 5　不同重熔温度的 WC_P/Fe 复合材料的界面反应区宽度

Fig. 5　Interface reaction zone widths of WC_P/Fe composites at different temperatures

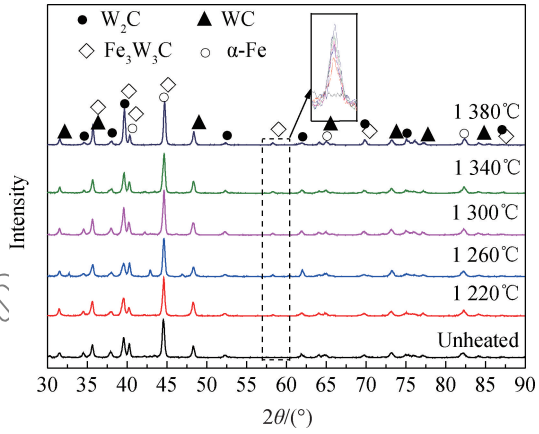


图 6　不同重熔温度的 WC_P/Fe 复合材料 XRD 图谱

Fig. 6　XRD patterns of WC_P/Fe composites at different temperatures

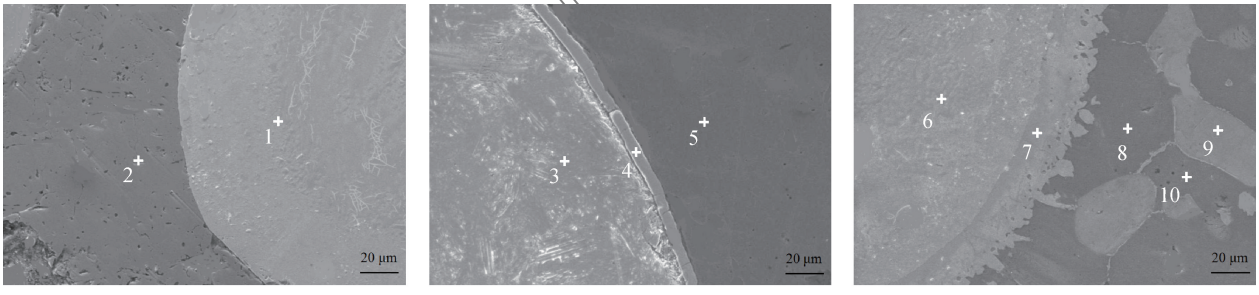
图 6 为不同重熔温度下的 WC_P/Fe 复合材料 XRD 图谱。可知，WC_P/Fe 复合材料的主要相由 WC、W_2C、α-Fe 和 Fe_3W_3C 组成。衍射结果表明，当材料未重熔时，相组成只有 WC、W_2C、α-Fe，即未重熔 WC_P/Fe 复合材料内部物相没有变化，WC 颗粒与基体间没有发生反应。重熔温度超过 1 220℃ 时，形成了 Fe_3W_3C 新的物相，且随着重熔温度不断升高，其衍射峰逐渐增强(即图 6 中局部放大图)，生成量逐渐增多，表明新物相的生成受到热量的影响不容忽视。

图 7 为不同重熔温度的 WC_P/Fe 复合材料的 SEM 图像。可知，当重熔温度为 1 380℃ 和 1 260℃ 时，材料主要由 WC、W_2C、α-Fe 和 Fe_3W_3C 组成。表 1 为 WC_P/Fe 复合材料的 EDS 能谱分析。可知，WC 颗粒处(即图 7(b)点 3 处、图 7(c)点 6 处)W 和 C 原子数比分别为 1.28∶1.00 和 1.63∶1.00，结合 XRD 图谱可知，其组成为 WC 和 W_2C，这也是 XRD 图谱中 WC 和 W_2C 的来源。由于 WC 颗粒主要由 WC 和 W_2C 按照 1∶5 的质量比组成，说明 WC 颗粒内部发生了一定的相变，但重熔温度为 1 260℃ 时，WC 颗粒内部的相变程度小于重熔温度为 1 380℃ 时的相变程度。在 WC_P/Fe 复合材料未重熔时的 WC 颗粒处(即图 7(a)点 1 处)，其中 W 和 C 原子数比为 2.28∶1.00，经分析可知其为 WC 和 W_2C，这也是 XRD 图谱中 WC 和 W_2C 的来源。此时，WC、W_2C 的含量与所用 WC 颗粒中的初始含量接近，即 WC 颗粒内部并未发生相变。说明对于 WC 颗粒内部其相变程度随着重熔温度的升高而增大。根据以上分析可知：重熔过程中 WC 颗粒发生了相变，随着重熔温度的升高，WC 颗粒内部的相变程度增加。由于所用的铸造 WC 颗粒由 WC 和 W_2C 组成，其内部可能发生的相变反应为

$$2WC \rightarrow W_2C + C \quad (1)$$

$$W_2C \rightarrow WC + W \quad (2)$$

根据 WC、W_2C 的热力学数据[18]，可以得到各反应发生时其吉布斯自由能变化曲线如图 8 所示。可知，当温度高于 1 523 K(1 250℃)时，反应(1)能



(a) Unheated　(b) 1 260℃　(c) 1 380℃

图 7　不同重熔温度的 WC_P/Fe 复合材料的 SEM 图像

Fig. 7　SEM images of WC_P/Fe composites with different temperatures

http://fmclub.bua.edu.cn

表 1　图 7 中各点的 EDS 能谱分析

Table 1　EDS analysis of points shown in fig. 7　at%

Point	Fe	W	C
1	—	69.54	30.46
2	98.03	1.82	0.15
3	—	56.12	43.88
4	45.83	38.99	15.18
5	92.98	3.72	3.30
6	—	62.00	38.00
7	46.01	38.89	15.10
8	87.93	4.44	7.63
9	42.68	38.45	18.87
10	90.22	4.66	5.12

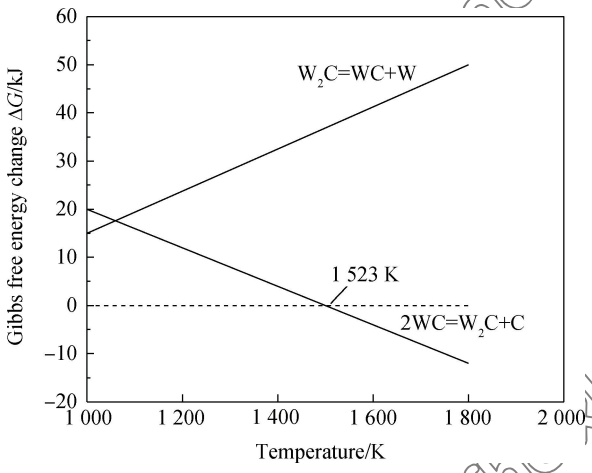


图 8　WC 颗粒可能发生反应的自由能 ΔG 随温度的变化

Fig. 8　Free energy ΔG of possible reactions with increasing temperature in tungsten carbide particle

够自发进行($\Delta G<0$)，但反应(2)无法进行。由 W-C 相图[19]可知，W 的碳化物共晶温度为 1 260℃，二者温度接近，可认为 WC 颗粒在高于 1 260℃ 时发生固态相变反应(1)。因此，随着重熔温度的升高，WC_P/Fe 复合材料中 WC 颗粒内部会大量生成 W_2C 相。

材料界面处(即图 7(b)点 4 处、图 7(c)点 7 处)Fe 和 W 原子数比均接近 1∶1，根据 XRD 图谱推测，界面反应区的物相为 Fe_3W_3C。在 WC_P/Fe 复合材料基体中游离的块状物处(即图 7(c)点 9 处)，Fe 和 W 原子数比也接近 1∶1，根据 XRD 图谱推测，该处的物相也为 Fe_3W_3C，是由于 Fe_3W_3C 在界面反应区断裂后进入基体中导致的。

根据第一性原理计算[20-21]，在 WC_P/Fe 复合材料内部界面相 Fe_3W_3C 的主要合成路径为

$$3Fe+3h-WC\rightarrow Fe_3W_3C+2C \quad (E_{form}=0.03\ eV) \quad (3)$$

$$3Fe+3/2\varepsilon-W_2C\rightarrow Fe_3W_3C+1/2C \quad (E_{form}=-0.11\ eV) \quad (4)$$

由以上反应可知，Fe 可以直接与 WC 颗粒中的 WC 和 W_2C 反应生成 Fe_3W_3C 界面相。根据反应(3)和反应(4)的形成能可知，Fe 元素更容易和 W_2C 发生反应，W_2C 作为主要反应物，消耗量增加，从而加快了反应(1)的向右进行，W_2C 的大量生成同时作为原料又促进了反应(4)的进行，这两个反应彼此促进，同时进行。因此，随着重熔温度升高，WC 颗粒内部的 W_2C 与 Fe 发生反应生成大量 Fe_3W_3C。解释了在 XRD 图谱中随着重熔温度的升高，Fe_3W_3C 特征峰逐渐增强，W_2C 的特征峰逐渐减弱，同时也解释了在图 4 中随着重熔温度的升高，界面反应区宽度也逐渐增加。

基体(即图 7(a)点 2 处、图 7(b)点 5 处、图 7(c)点 8 和点 10 处)主要由 Fe 组成，基体组织没有发生变化，仍然为 Fe 素体组织，这也是 XRD 图谱中 α-Fe 特征峰的主要来源，而重熔温度为 1 380℃ 的 WC_P/Fe 复合材料基体中(即图 7(c)点 8 和点 10 处)除 Fe 外，还发现含有一定量的 W 和 C，即此处的 W 和 C 从 WC 颗粒中扩散至基体中(由于实验所用基体材料是纯度达 99.999% 的高纯铁粉，不含 W、C，这一现象也符合原子扩散理论)，扩散进基体中的 W、C 与 Fe 发生少量反应[22]：$3Fe+3W+C\rightarrow Fe_3W_3C$($E_{coh}=-8.45$ eV/atom)。这解释了随着重熔温度升高，基体中分布的部分块状 Fe_3W_3C 可能为界面处生成的 Fe_3W_3C 断裂后进入基体中导致的，也可能为 WC 颗粒中 W、C 扩散到基体中与 Fe 反应生成。

实验结果表明：真空烧结和界面重熔法制备的 WC_P/Fe 复合材料发生了冶金结合，在 WC 颗粒周围形成一个完整环状界面；材料界面处为 Fe_3W_3C，主要由 W_2C 与 Fe 在固态下反应生成；随着重熔温度的升高，WC 颗粒中 WC 发生相变程度增大，促进了 Fe_3W_3C 的生成，即相变程度受到温度的影响，从而导致界面宽度增大；基体中块状 Fe_3W_3C 可能为界面处断裂后进入基体，也可能为扩散元素 W、C 与 Fe 反应生成。

2.2　WC_P/Fe 复合材料力学性能

图 9 为不同重熔温度的 WC_P/Fe 复合材料的压缩变形图片。可知，在压缩实验过程中，WC_P/Fe 复合材料下部呈鼓状突出，材料失效时宏观裂纹方向与垂直方向约成 45°，是明显的剪切断裂。WC_P/

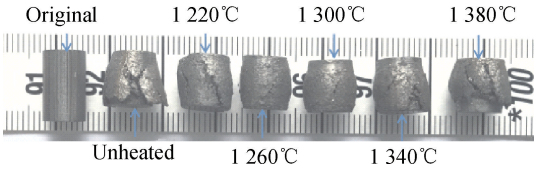


图 9　不同重熔温度的 WC_P/Fe 复合材料的压缩变形照片

Fig. 9　Compression deformation photographs of WC_P/Fe composites at different temperatures

Fe 复合材料试样在同等(22%应变量)应变量下，未重熔时，其膨胀程度很大，且沿 45°方向的宏观裂纹很多。随着重熔温度的升高，其膨胀程度和宏观裂纹数逐渐减少，但当重熔温度达到 1 340℃和 1 380℃ 时，其膨胀程度与宏观裂纹又逐渐增多。图 10 为室温压缩过程中不同重熔温度下 WC_P/Fe 复合材料试样的应力-应变曲线。可知，起始阶段应力-应变呈线性关系，材料发生弹性变形，符合胡克定律；当应变量增大到 5%左右时，WC_P/Fe 复合材料开始进入塑性变形阶段，但随着应变的增大，应力也相应增加，材料发生了非均匀性塑性变形。由于球形 WC 颗粒与环状界面 Fe_3W_3C 阻碍了铁基的塑性流动，即圆形颗粒具有较高的增强作用和变形协调作用[23]。因此，WC 颗粒与界面 Fe_3W_3C 的存在能够提升 WC_P/Fe 复合材料的压缩强度。

图 11 为不同重熔温度的 WC_P/Fe 复合材料的压缩强度。可知，随着重熔温度的升高，WC_P/Fe 复合材料的压缩强度先增大后减小，在重熔温度为 1 300℃时，WC_P/Fe 复合材料的压缩强度达到最大值，为 386 MPa。说明 WC 颗粒与基体之间的界面反应区宽度及形态对 WC_P/Fe 复合材料的整体压缩强度影响显著。

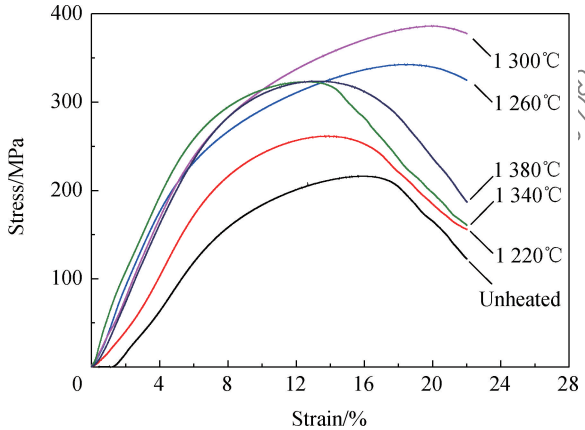


图 10　不同重熔温度的 WC_P/Fe 复合材料的应力-应变曲线

Fig. 10　Stress-strain curves of WC_P/Fe composites with different temperatures

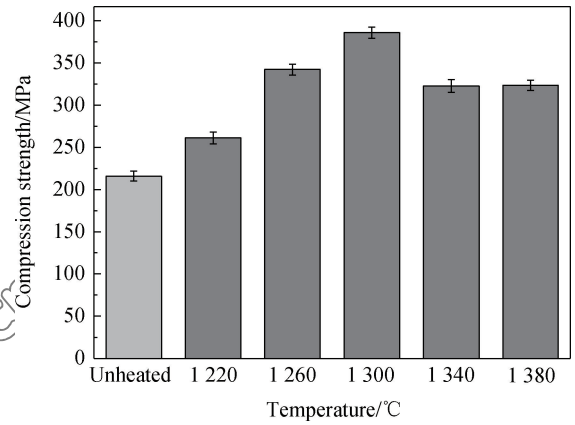
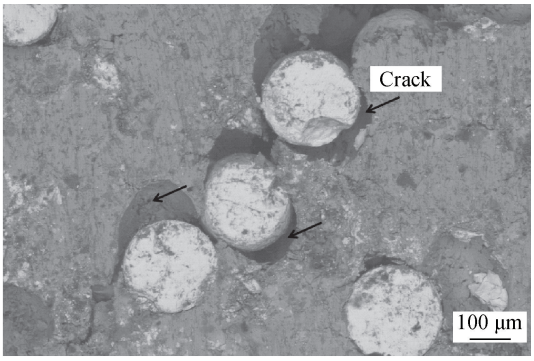


图 11　不同重熔温度的 WC_P/Fe 复合材料的压缩强度

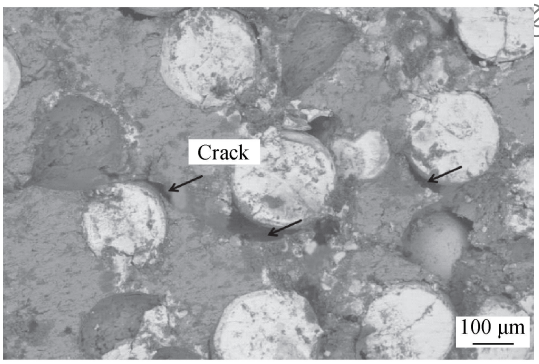
Fig. 11　Compression strength of WC_P/Fe composites with different temperatures

图 12 为不同重熔温度的 WC_P/Fe 复合材料断口的 SEM 图像。可知，未重熔时，如图 12(a)所示，WC_P/Fe 复合材料在压应力作用下，由于 WC 颗粒与基体间结合强度低，极易出现裂纹，且裂纹沿着颗粒间快速扩展为较大的宏观裂纹即两者容易剥离，表现出压缩强度较低。当重熔温度为 1 220℃ 时，界面反应区宽度为 3.5 μm，Fe_3W_3C 作为一种增强相，其弹性模量为 436.7 GPa，介于 WC 颗粒(493.8 GPa)与基体(209 GPa)之间[21]，适宜的弹性模量界面在 WC_P/Fe 复合材料受外载荷作用下起到传递力的作用，在一定程度上提升了 WC_P/Fe 复合材料的整体性能，较未重熔时 WC_P/Fe 复合材料具有较高的压缩强度。当重熔温度为 1 260℃、1 300℃时，WC 颗粒周围形成一个完整连续的环状界面，界面 Fe_3W_3C 的宽度分别为 10.5 μm、13.5 μm，界面 Fe_3W_3C 连续出现增强了 WC 颗粒与基体的结合，使二者呈现冶金结合，此时测得的压缩强度最佳。由图 12(b)可知，由于在外力作用下连续相基体作为承载相首先发生弹性变形，应力通过完整连续的环状界面传递到 WC 颗粒上，随后基体发生塑性变形并得到强化，由于 WC 颗粒的存在，强化过程比较迅速，裂纹只会在颗粒界面外侧形成，且扩展较为缓慢，即形成完整连续的环状界面后，强化了颗粒与基体的结合，颗粒不易发生剥落。因此，WC_P/Fe 复合材料整体表现出良好的力学性能。当重熔温度为 1 340℃、1 380℃时，界面反应区宽度分别为 20.0 μm、18.2 μm，靠近基体一侧的界面反应区 Fe_3W_3C 大量断裂并扩散进基体中，使整个基体分布了大量块状不规则的

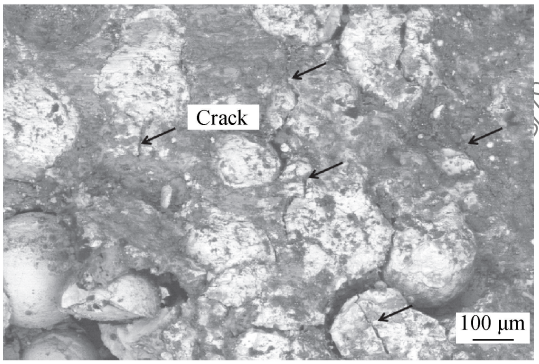
http://mcb.buaa.edu.cn



(a) Unheated



(b) 1 300℃



(c) 1 380℃

图 12　不同重熔温度的 WC_P/Fe 复合材料断口的 SEM 图像（背散射电子像）

Fig. 12　SEM images for fracture surfaces of WC_P/Fe composites with different temperatures(backscattered electron detector)

Fe_3W_3C(还有部分为 WC 颗粒中 W、C 扩散到基体中与 Fe 反应生成)，整个界面外侧呈现出锯齿状。此时，WC_P/Fe 复合材料的压缩强度呈下降趋势。

基体塑性好于 WC 颗粒[24]，当材料受压时，塑性好的基体一方会优先发生微小变形。由图 12(c)可知，当受力方向与界面处垂直时，锯齿状缺陷界面处就会出现微裂纹，导致裂纹垂直界面方向扩展。当应力与界面平行、WC 颗粒间受到拉应力时，同样微裂纹会在锯齿状缺陷界面处萌生，并迅速相互间扩展搭接为宏观裂纹穿过颗粒内部。由于基体中大量存在的 Fe_3W_3C，压力通过其相互传递，致使基体中不规则的 Fe_3W_3C 尖角处发生应力集中，进而导致基体中的 Fe_3W_3C 也出现大量微裂纹。由图 4 可知，不规则的块状 Fe_3W_3C 相互之间又由丝状的 Fe_3W_3C 连接在一起，大量微裂纹在块状间又相互连接扩展为较多的宏观裂纹。重熔温度为 1 340℃、1 380℃时，相比具有完整连续环状界面的 WC_P/Fe 复合材料，锯齿状界面 WC_P/Fe 复合材料的压缩强度有所下降。因此，WC_P/Fe 复合材料中界面反应区 Fe_3W_3C 的宽度要适量，当重熔温度为 1 300℃时，界面反应区宽度为13.5 μm，且在 WC 颗粒周围形成完整环状界面，材料具有最佳的压缩强度。

3　结　论

(1) 随着重熔温度的升高，颗粒中 WC 会发生相变生成 W_2C，未重熔的 WC_P/Fe 复合材料未发生界面反应，重熔后 W_2C 与 Fe 发生界面反应并生成 Fe_3W_3C，反应温度约为 1 220℃，且随着重熔温度的升高界面反应区变宽。

(2) 随着重熔温度的升高，界面形态由间断状变成连续环状再到锯齿状，WC_P/Fe 复合材料的压缩强度先升高后降低，当重熔温度为1 300℃时，界面 Fe_3W_3C 呈完整连续环状，且宽度为 13.5 μm 时，WC_P/Fe 复合材料压缩强度达到最大值。

(3) 压缩实验表明，随着重熔温度的升高，WC_P/Fe 复合材料的裂纹萌生、扩展位置不同，无界面时颗粒与基体结合很差，在颗粒间易形成裂纹使其整体剥落；界面呈完整连续环状时，裂纹不易萌生与扩展，颗粒与基体黏连在一起，不易剥落；界面呈锯齿状或分散于基体中时，裂纹易在界面处萌生进而扩展穿过整个颗粒使其破碎或贯穿于整个基体。

参考文献：

[1] 张鹏，李付国. 界面对颗粒增强金属基复合材料强化性能的影响[J]. 材料科学与工艺，2010，18(2)：192-198.
ZHANG P，LI F G. Interfacial effects on the strengthening behavior of metal matrix composite reinforced SiC particles [J]. Materials Science & Technology，2010，18(2)：192-198 (in Chinese).

[2] 崔春翔，吴人洁，王浩伟. 金属基复合材料界面特征与力学性能[J]. 宇航材料工艺，1997(1)：1-6
CUI C X，WU R J，WANG H W. Characteristics of interface and mechanical properties of MMCs[J]. Aerospace Materials Technology，1997(1)：1-6 (in Chinese).

[3] 陈硕，张龙，赵忠民，等. TiB_2 基陶瓷-42CrMo 合金钢层状复合材料界面结构与力学性能[J]. 复合材料学报，2016，33(11)：2600-2608.
CHEN S，ZHANG L，ZHAO Z M，et al. Interfacial structure and mechanical properties of laminated composites of TiB_2 based ceramic-42CrMo alloy steel[J]. Acta Materiae Compositae Sinica，2016，33(11)：2600-2608 (in Chinese).

[4] 吴志凯，江五贵，郑隆. 界面对双向纤维增强复合材料力学性能的影响[J]. 复合材料学报，2017，34(1)：217-223.
WU Z K，JIANG W G，ZHENG L. Interfacial effect on mechanical behaviors of bidirecitional-fiber-reinforced composites[J]. Acta Materiae Compositae Sinica，2017，34(1)：217-223 (in Chinese).

[5] YANG Z M，WU T T，LIU J X，et al. Interface optimization and mechanical properties of Cu-coated carbon fiber cloth/titanium alloy composite[J]. Rare Metal Materials and Engineering，2017，46(4)：0869-0875 (in Chinese).

[6] 吴朝锋，马明星，周志成，等. 激光原位合成颗粒尺寸对铁基复合涂层耐磨性的影响[J]. 红外与激光工程，2010，39(2)：306-310.
WU C F，MA M X，ZHOU Z C，et al. Influence of particle size on the wear resistance of Fe-based composite coatings by laser cladding[J]. Infrared and Laser Engineering，2010，39(2)：306-310 (in Chinese).

[7] 田治宇. 颗粒增强金属基复合材料的研究及应用[J]. 金属材料与冶金工程，2008，36(1)：3-7.
TIAN Z Y. Research and application of particle reinforced metal matrix composite material[J]. Metal Materials and Metallurgy Engineering，2008，36(1)：3-7 (in Chinese).

[8] GHOMASHCHI M R. Fabrication of nearnet-shaped Al-based intermetallics matrix composites[J]. Journal of Materials Processing Technology，2001，112(2-3)：227-235.

[9] PARK B G，CROSKY A G，HELLIER A K. Fracture toughness of microsphere Al_2O_3 particulatemetal matrix composites[J]. Composites Part B：Engineering，2008，39(7-8)：1270-1279.

[10] 冯涛，郁振其，韩洋，等. SiC_P/2024Al 铝基复合材料搅拌摩擦焊接头微观组织[J]. 航空材料学报，2013，33(4)：27-31.
FENG T，YUN Z Q，HAN Y，et al. Frictionstir welding microstructure of SiC_P/2024AlMMC[J]. Journal of Aeronautical Materials，2013，33(4)：27-31 (in Chinese).

[11] 韩远飞，孙相龙，邱培坤，等. 颗粒增强钛基复合材料先进加工技术研究与进展[J]. 复合材料学报，2017，34(8)：1625-1635.
HAN Y F，SHUN X L，QIU P K，et al. Research and development of processing technology on particulate reinforced titanium matrix composites[J]. Acta Materiae Compositae Sinica，2017，34(8)：1625-1635 (in Chinese).

[12] 韦贺，李祖来，山泉，等. 体积分数对 WC_P/铁基复合材料组织及压缩性能的影响[J]. 复合材料学报，2016，33(11)：2560-2568.
WEI H，LI Z L，SHAN Q，et al. Effect of volume fraction on compression performance of WC_P/iron composites materials[J]. Acta Materiae Compositae Sinica，2016，33(11)：2560-2568 (in Chinese).

[13] 欧阳柳章，罗承萍，骆灼旋，等. SiC_P/ZL109 复合材料界面研究[J]. 铸造，1999(3)：9-11.
OUYANG L Z，LUO C P，LUO Z X，et al. Study on interface characteristics of SiC_P/ZL109 aluminium alloy composites[J]. Foundry，1999 (3)：9-11 (in Chinese).

[14] DOSTA S，COUTO M，GUILEMANY J M. Cold spray deposition of a WC-25Co cermet onto Al7075-T6 and carbon steel substrates[J]. Acta Materialia，2013，61(2)：643-652.

[15] DOSTA S，BOLELLI G，CANDELI A，et al. Plastic deformation phenomena during cold spray impact of WC-Co particles onto metal substrates[J]. Acta Materialia，2017，124：173-181.

[16] MANDALA D，VISWANATHAN S. Effect of re-melting on particle distribution and interface formation in SiC reinforced 2124Al matrix composite[J]. Materials Characterization，2013，86：21-27.

[17] 中国国家标准化管理委员会. 金属材料 室温压缩试验方法：GB/T 7314—2005[S]. 北京：中国标准出版社，2005.
Standardization Administration of the People's Republic of China. Metallic materials：Compression testing at ambient temperature：GB/T 7314—2005[S]. Beijing：China Standards Press，2005 (in Chinese)

[18] 龙伟民，刘胜新. 材料力学性能测试手册[M]. 北京：机械工业出版社，2014.
LONG W M，LIU S X. Material mechanics performance test manual[M]. Beijing：China Machine Press，2014 (in Chinese).

[19] 黄汝清. 碳化钨/钢基表层复合材料基体组织改性及其界面连续性研究[D]. 昆明：昆明理工大学，2013.
HUANG R Q. Study of microstructure variation and interface continuity of tungsten carbide particle reinforced steel substrate surface composite[D]. Kunming：Kunming University of Science and Technology，2013 (in Chinese).

[20] UPADHYAYA G S. Cemented tungsten carbides：Production，properties，and testing[J]. New Jersey：Noyes Publication，1998.

[21] SUETIN D V，SHEIN I R，IVANOVSKII A L. Structural，electronic and magnetic properties of η carbides (Fe_3W_3C，Fe_6W_6C，Co_3W_3C and Co_6W_6C) form first principles calculations[J]. Physica B：Condensed Matter，2009，404(20)：3544-3549.

[22] LI Z L，WEI H，SHAN Q，et al. Formation mechanism and stability of the phase in the interface oftungsten carbide particles reinforced iron matrix composites：First principles calculations and experiments[J]. Journal of Materials Research，2016，31(16)：2376-2383.

[23] 杨慧. 颗粒增强复合材料的大变形细观力学模型[J]. 机械强度，2016，38(3)：564-569.
YANG H. Micromechanics models of particulate filled elastomer at finite strain deformation[J]. Journal of Mechanical Strength，2016，38(3)：564-569 (in Chinese).

[24] 张宁，强颖怀，杨莉，等. 热处理对复合电冶熔铸 WC 颗粒增强钢基复合材料力学性能的影响[J]. 热处理学报，2016，41(11)：98-104.
ZHANG N，QIANG Y H，YANG L，et al. Influence of heat treatment on mechanical of WC particulates reinforced steel matrix composites by composite electroslag melting and casting[J]. Heat Treatment of Metals，2016，41(11)：98-104 (in Chinese).

http://fhclxb.buaa.edu.cn