

Ti-C 含量对多孔 TiC/FeAl 复合材料孔型结构和力学性能的影响

迟静, 李敏, 王淑峰, 吴杰*

(山东科技大学 材料科学与工程学院, 青岛 266590)

摘要: 以尿素为造孔剂, 利用自蔓延高温合成技术制备了多孔 TiC/FeAl 复合材料, 主要考察了 Ti-C 含量(质量分数为 15wt%~35wt%)对多孔 TiC/FeAl 复合材料孔型结构和压缩性能的影响。当 Ti-C 含量不高于 25wt% 时, 多孔 TiC/FeAl 复合材料由毫米孔和孔壁微孔组成规则的复合孔型结构。相互连通的毫米孔产生于尿素颗粒的挥发和液相迁移; 微孔尺寸为 10~50 μm , 产生于 Fe-Al-Ti-C 粉末的自蔓延过程, 孔径随 Ti-C 含量的增加而增大。通过调整尿素的体积分数, 多孔 TiC/FeAl 复合材料的孔隙率可控制在 56.64%~85.35%。当 Ti-C 含量不高于 25wt% 时, 多孔 TiC/FeAl 复合材料的抗压强度随 Ti-C 含量的增加而增大。当 Ti-C 含量高于 25wt% 时, 多孔 TiC/FeAl 复合材料壁面微孔形状很不规则, 且抗压强度下降。孔隙率约为 64.3% 时, 多孔 Fe-Al 金属间化合物和 TiC/FeAl 复合材料(Ti-C 含量为 25wt%)的抗压强度分别为 20.03 MPa 和 66.68 MPa, 对应的应变值分别为 4.77% 和 8.21%。另外, 多孔 TiC/FeAl 复合材料的压缩性能可用 Gibson-Ashby 模型来解释。

关键词: Ti-C; 多孔 TiC/FeAl; 自蔓延高温合成; 孔型结构; 压缩性能

中图分类号: TB333 **文献标志码:** A **文章编号:** 1000-3851(2018)09-2503-09

Effects of Ti-C contents on the pore structures and mechanical properties of porous TiC/FeAl composites

CHI Jing, LI Min, WANG Shufeng, WU Jie*

(School of Materials Science and Engineering, Shandong University of Science and Technology, Qingdao 266590, China)

Abstract: The porous TiC/FeAl composites were fabricated by using carbamide as apace-holders via self-propagating high-temperature synthesis (SHS). The effects of Ti-C contents (mass fraction: 15wt%~35wt%) on the pore structures and compressive behaviors of the porous TiC/FeAl composites were investigated. When Ti-C content is not more than 25wt%, the porous TiC/FeAl composites exhibit composite pore structures composed of millimeter pores and micro pores dispersed in pore walls. The interconnected millimeter pores originate from the volatilization of carbamide particles and the migration of liquid phases, while the micro pores are formed during the SHS process of the Fe-Al-Ti-C powders, the pore size (10—50 μm) of micro pores increases with increasing Ti-C content. Depending on the volume fraction of the carbamide, the porosity of the porous TiC/FeAl composites can be controlled in a range of 56.64%—85.35%. When Ti-C mass fraction is not more than 25wt%, the compressive strength of porous TiC/FeAl composites increases with increasing Ti-C content. When Ti-C mass fraction is higher than 25wt%, the morphology of micro pores becomes very irregular, and the compressive strength decreases. As the porosity is about 64.3%, the compressive strengths of porous Fe-Al and porous TiC/FeAl composite with 25wt% Ti-C are 20.03 MPa and 66.68 MPa, corresponding strains are 4.77% and 8.21%, respectively. Furthermore, the compressive behavior of porous TiC/FeAl composites can be understood by the Gibson-Ashby model.

Keywords: Ti-C; porous TiC/FeAl; self-propagating high-temperature synthesis; pore structures; compressive properties

收稿日期: 2017-08-15; 录用日期: 2017-10-27; 网络出版时间: 2017-11-15 15:11

网络出版地址: <https://doi.org/10.13801/j.cnki.fhclxb.20171115.008>

基金项目: 山东省自然科学基金(ZR2014EMM009)

通讯作者: 吴杰, 博士, 副教授, 硕士生导师, 研究方向为环境材料、复合材料 E-mail: wujie0537@163.com

引用格式: 迟静, 李敏, 王淑峰, 等. Ti-C 含量对多孔 TiC/FeAl 复合材料孔型结构和力学性能的影响[J]. 复合材料学报, 2018, 35(9): 2503-2511.

CHI Jing, LI Min, WANG Shufeng, et al. Effects of Ti-C contents on the pore structures and mechanical properties of porous TiC/FeAl composites[J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2018, 35(9): 2503-2511 (in Chinese).

多孔 FeAl 金属间化合物具有原子长程有序排列以及金属键与共价键共存的特点,其性能介于多孔金属和多孔陶瓷之间,具有良好的热稳定性、抗氧化和耐腐蚀性能^[1],可应用于高温过滤、机动车尾气净化以及油水分离等环保领域^[2]。和 FeAl 金属间化合物一样,高温强度低和室温脆性大的特点限制了多孔 FeAl 金属间化合物的应用范围。在 FeAl 金属间化合物中加入 TiC^[3-4]、Al₂O₃^[5]、TiB₂^[6]等陶瓷颗粒是提高其强韧性的有效途径。在这些陶瓷颗粒中,TiC 的强度高、耐磨性好、密度低、化学稳定性优异^[7-8],被广泛用作复合材料的增强相^[3-8]。因此,将 TiC 颗粒与多孔 FeAl 金属间化合物复合,可改善多孔 FeAl 金属间化合物的力学性能。但关于陶瓷颗粒对多孔 FeAl 金属间化合物孔型结构和性能影响的报道却很少。

国内外对于多孔 FeAl 金属间化合物制备、孔型结构演化、性能等方面的研究已有许多报道^[9-12]。Gao 等^[9-11]利用 Fe 与 Al 之间的反应,采用分阶段无压反应烧结工艺制备了多孔 FeAl 金属间化合物,考察了 Al 含量、粉末粒度和成型压力等参数对多孔材料孔结构参数及性能的影响。Godlewska 等^[12]利用机械合金化制备 FeAl 粉末,采用粉末冶金技术合成了多孔 FeAl 金属间化合物,考察了孔隙率与 FeAl 粉末粒度的关系。以上方法需要长时间的高温固态扩散,工艺流程长,效率低,从而在大范围推广应用时受到限制。

利用自蔓延高温合成技术制备多孔金属间化合物、碳化物、氮化物、硼化物等,效率高,成本低^[13-14]。由于反应合成速度快,多孔材料孔型结构不易控制;而造孔剂方法的出现可弥补这一缺点,该方法具有孔结构调整范围大、可控性好等优点。Łazińska 等^[15]以 NaCl 为造孔剂,采用反应烧结技术制备了孔径在 0.6~2 mm 的梯度多孔 FeAl 金属间化合物。Wu 等^[16]以尿素为造孔剂,利用自蔓延技术合成了多孔 NiAl 金属间化合物,多孔材料的孔洞形貌和孔径与尿素颗粒的形状和大小相对应,并考察了尿素含量对多孔材料孔隙率和抗压强度的影响。因此,若将自蔓延技术与造孔剂方法相结合,可制备孔隙率、孔径及力学性能可调的多孔 TiC/FeAl 复合材料。

本文以 Fe、Al、Ti、C 粉末为原料,以尿素为造孔剂,利用自蔓延高温合成技术制备多孔 TiC/FeAl 复合材料,考察 Ti-C(摩尔比为 1:1)含量对

多孔 TiC/FeAl 复合材料孔型结构和压缩性能的影响,为多孔 TiC/FeAl 复合材料的应用提供参考。

1 实验材料及方法

实验采用的原料为 Fe 粉(粒径为 37~45 μm,纯度为 98.5%)、Al 粉(粒径为 48~75 μm,纯度为 99.5%)、Ti 粉(粒径为 37~45 μm,纯度为 99.5%)、C 粉(粒径为 10~20 μm,纯度为 99%)和球形尿素颗粒(粒径为 0.6~0.9 mm)。其中,尿素颗粒的形貌如图 1 所示。多孔 TiC/FeAl 复合材料利用如下化学反应方程式进行制备:



式中, x 代表 Ti+C 粉末的质量分数。

Fe-Al 粉末和 Ti-C 粉末分别按照摩尔比 1:1 进行配比,为考察 Ti-C 含量对多孔材料孔型结构和性能的影响,将不同质量分数(15wt%~35wt%)的 Ti-C 粉末分别加入到 Fe-Al 粉末中,然后在三维混合机中混合 6 h。为控制多孔材料的孔结构和孔隙率,在上述均混后的粉末中加入不同体积分数的尿素颗粒和少量无水乙醇,并在三维混合机中继续混合 0.5 h。取粉末和尿素颗粒的混合物装入不锈钢模具中,在 100 MPa 压力下压制成型,压坯尺寸为 $\Phi 30 \text{ mm} \times 30 \text{ mm}$ 。将压坯放入电阻炉中,200℃保温 1 h 以去除尿素颗粒,然后升温至 450℃并保温 0.5 h。最后,利用引燃剂(摩尔比为 2:1 的 2Al-Fe₂O₃ 粉末)引发预热压坯的自蔓延反应,反应一旦被引发,燃烧波迅速从压坯的一端蔓延至另一端。反应结束后可得到多孔 TiC/FeAl 复合材料。

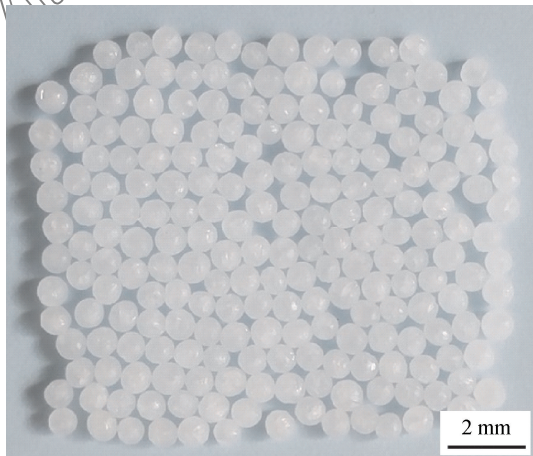


图 1 尿素颗粒的形貌

Fig. 1 Morphologies of the carbamide particles

利用 XRD(D/Max 2500PC Rigaku, Japan) 分析样品的物相组成, 数码相机(Canon EOS 600D) 观察多孔材料的宏观形貌, SEM(KYKY2800B) 表征孔洞的微观形貌和样品组织结构, 微区成分用 SEM 自带 EDS 进行检测。多孔材料的孔隙率利用阿基米德法进行测量。准静态压缩性能在材料综合性能试验机(WDW3100) 上进行, 压缩速率为 2 mm/min, 所用样品尺寸为 Φ 20 mm $\times$ 20 mm。

2 结果与讨论

2.1 多孔 TiC/FeAl 复合材料物相

图 2 为不同 Ti-C 含量多孔 TiC/FeAl 复合材料的 XRD 图谱。可以看出, 当压坯中不添加 Ti-C 粉末时, 反应产物由 FeAl、Fe₂Al₃ 和少量 FeAl₂、Fe 组成, 说明 Fe 粉和 Al 粉的反应并不充分。压坯中添加 15wt%~30wt% 的 Ti-C 粉末后, 反应产物中只有 FeAl 和 TiC 两种物相, 说明 Ti-C 粉末的加入促进了 FeAl 相的生成, 反应按照式(1)进行, 反应充分且完全。表 1 为 Fe-Al 和 Ti-C 粉末混合物在 450℃ 引燃时体系的绝热温度计算值, Fe-Al 体系放热量小, 绝热温度低, Fe 粉和 Al 粉反应不能完全生成 FeAl 相; Ti-C 体系的放热量远高于 Fe-Al 体系^[3], 因此混合物的绝热温度随 Ti-C 含量的增加逐渐升高, 体系放热量和绝热温度的提高有利于 Fe 粉和 Al 粉充分反应, 从而促进 FeAl 相生成。随着 Ti-C 含量的增加, TiC 衍射峰的高度增加, 说明 Ti-C 含量越高, 产物中生成的 TiC 相越多。

图 2 中没有检测到尿素的衍射峰, 表明尿素颗粒的加入对多孔 TiC/FeAl 复合材料的物相组成没有影响。尿素的熔点和分解温度均低于 200℃^[17],

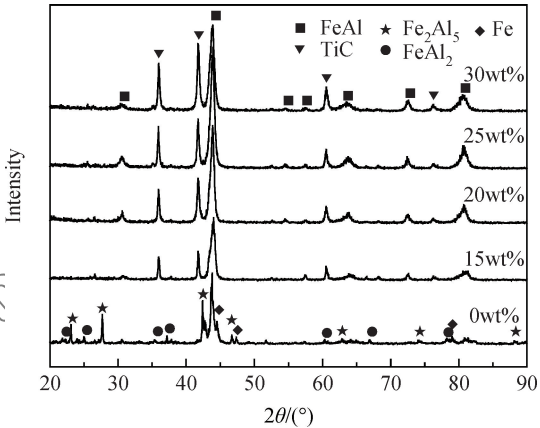


图 2 不同 Ti-C 含量多孔 TiC/FeAl 复合材料的 XRD 图谱
Fig. 2 XRD patterns of porous TiC/FeAl composites with different mass fraction of Ti-C powders

表 1 Fe-Al 和 Ti-C 粉末混合物 450℃ 引燃时体系绝热温度
Table 1 Adiabatic temperatures of the mixtures composed of Fe-Al and Ti-C powders ignited at 450℃

Specimen	Adiabatic temperature/K
Fe-Al	1 898
Fe-Al + 15wt% Ti-C	1 954
Fe-Al + 20wt% Ti-C	2 115
Fe-Al + 25wt% Ti-C	2 275
Fe-Al + 30wt% Ti-C	2 436
Ti-C	3 635

在 200℃ 和 450℃ 预热过程中, 尿素会完全挥发。因此, 在自蔓延反应过程中, 尿素颗粒不会影响 Fe-Al-Ti-C 粉末之间的反应。

2.2 多孔 TiC/FeAl 复合材料孔型结构

图 3 为多孔 TiC/FeAl 复合材料典型的宏观形貌。可以看出, 孔洞呈球形, 孔径范围为 0.6~0.9 mm, 与图 1 中尿素颗粒的形状和大小相对应, 说明多孔材料的孔洞形貌和孔径大小可通过尿素颗

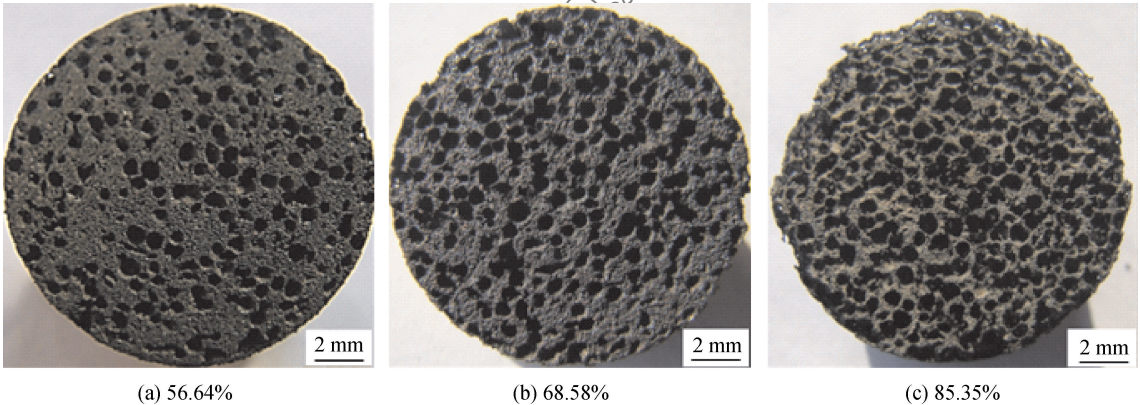


图 3 不同孔隙率多孔 TiC/FeAl 复合材料的横截面形貌(Ti-C 质量分数为 25wt%)

Fig. 3 Cross section morphologies of porous TiC/FeAl composites with different porosities (Ti-C mass fraction is 25wt%)

粒来控制。另外，通过调整尿素颗粒的体积分数，可调控多孔材料的孔隙率，当添加尿素颗粒体积分数分别为 45vol%、60vol%和 80vol%时，对应多孔 TiC/FeAl 复合材料的孔隙率分别为 56.64%、68.58%和 85.35%，如图 3(a)~3(c)所示。

多孔 TiC/FeAl 复合材料的孔隙率高于尿素体积分数，说明多孔材料中的孔洞除来自于尿素挥发外，还有部分孔洞产生于自蔓延过程。当尿素颗粒体积分数为 60vol%时，多孔 TiC/FeAl 复合材料的孔隙率如表 2 所示，可以看出，随 TiC 含量增加，多孔 TiC/FeAl 复合材料孔隙率增大。自蔓延过程产生的孔洞主要来源于压坯中的孔隙和反应过程中气体的挥发^[18-19]。在成型压力均为 100 MPa 的情况下，压坯的致密度和孔隙基本相同；当 Ti-C 含量增加时，体系放热量增加，反应温度升高，气体挥发产生的压力增大，因此多孔 TiC/FeAl 复合材料的孔隙率随 Ti-C 含量的增加逐渐增大。当 Ti-C 含量不同时，若要得到孔隙率基本相同的样品，需要适当调整尿素颗粒的体积分数。

表 2 不同 Ti-C 含量多孔 TiC/FeAl 复合材料的孔隙率
(尿素体积分数为 60vol%)
Table 2 Porosities of porous TiC/FeAl composites with different Ti-C mass fraction
(Carbamide volume fraction is 60vol%)

Specimen	Porosity/%
Fe-Al	64.24
Fe-Al + 15wt% Ti-C	66.47
Fe-Al + 20wt% Ti-C	66.89
Fe-Al + 25wt% Ti-C	68.58
Fe-Al + 30wt% Ti-C	71.17
Fe-Al + 35wt% Ti-C	74.26

压坯在 200℃和 450℃预热后，尿素颗粒挥发形成多孔坯体，图 4 为自蔓延反应前多孔 Fe-Al-Ti-C 坯体的孔洞形貌。坯体中的毫米孔孔径范围主要在 0.6~0.9 mm，产生于尿素的挥发，孔洞形貌与尿素颗粒的形状和大小基本对应。部分尿素颗粒在 100 MPa 压力下发生变形，因此部分孔洞并不是呈球形。图 4 中白色箭头所示的孔洞产生于 Fe-Al-Ti-C 压坯中尿素颗粒相接触的位置^[20]，孔径范围在 0.1~0.3 mm。

FeAl、Fe₂Al₅ 和 TiC 的熔点分别为 1 583 K^[21]、1 453 K^[21]和 3 523 K^[3]，对比表 1 中体系的绝热温度可知，自蔓延过程中将不可避免地出现部分液相，Ti-C 含量越高，产生的液相越多，而液相的形成将影响多孔 TiC/FeAl 复合材料的孔洞形貌。图 5 为 Ti-C 含量对多孔 TiC/FeAl 复合材料孔洞形貌的影响。与图 4 中多孔坯体的孔洞形貌相比，多孔材料中孔洞的连通性明显增加，但孔洞大小不均匀。当 Ti-C 含量为 15wt%~30wt%时，较大的毫米孔孔径范围主要在 0.6~0.9 mm，产生于尿素的挥发，由于自蔓延过程中液相的形成和迁移，这部分孔洞的孔径整体上略小于图 4 多孔坯体中尿素挥发形成的孔洞；对于图 4 中黑色箭头所指位置，孔壁很薄，如自蔓延反应过程中该位置发生液相迁移，则相邻孔洞连通，形成少量孔径大于 0.9 mm 的孔洞。较小毫米孔的孔径范围主要在 0.1~0.4 mm，如图 5(b)中白色箭头所示，一部分产生于压坯中尿素颗粒相接触的位置，另一部分产生于液相的流动。当多孔坯体中毫米孔孔壁较薄时，由于重力作用，液相迁移后可形成孔洞。较小的毫米孔在较大的毫米孔之间形成相互连通的孔道，保证

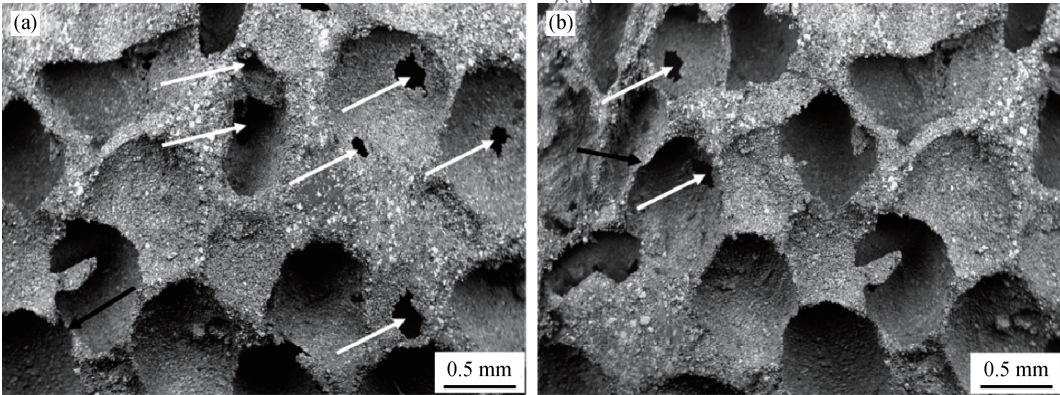


图 4 尿素颗粒挥发后，多孔 Fe-Al-Ti-C 坯体孔洞形貌的 SEM 图像(Ti-C 质量分数为 25wt%，尿素体积分数为 60vol%)
Fig. 4 SEM images of porous Fe-Al-Ti-C compact after the volatilization of carbamide particles
(Ti-C mass fraction is 25wt%, Carbamide volume fraction is 60vol%)

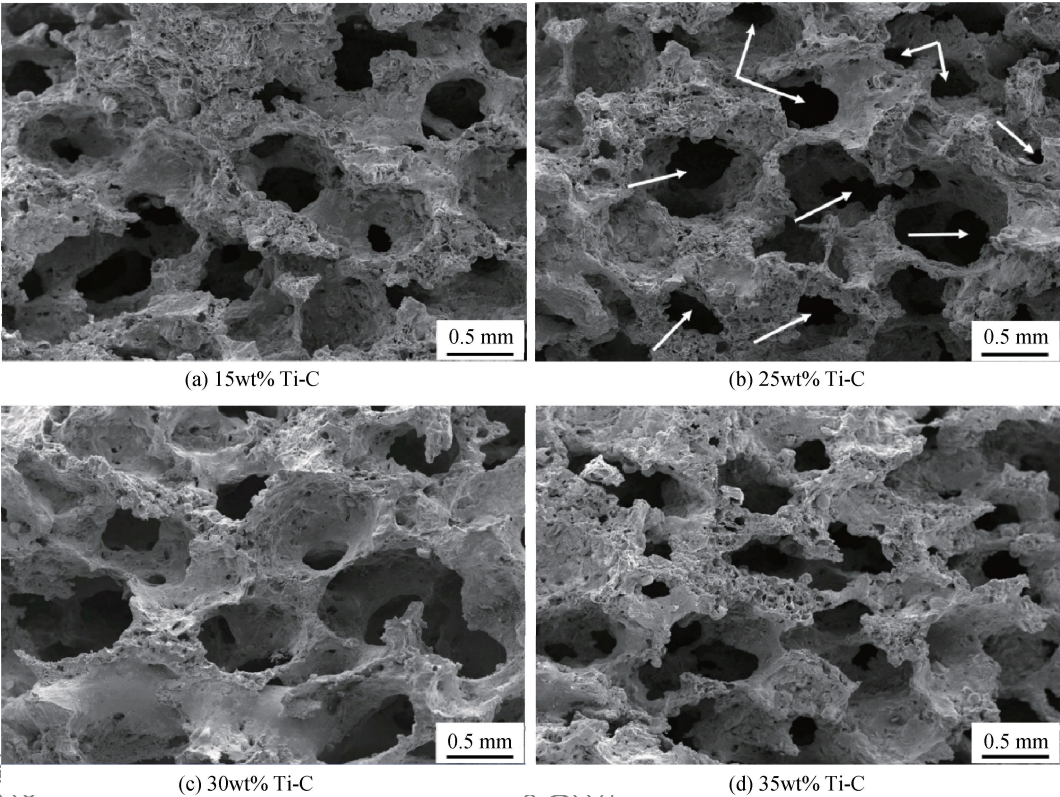


图 5 不同 Ti-C 含量多孔 TiC/FeAl 复合材料孔洞形貌的 SEM 图像(孔隙率约 68.5%)
Fig. 5 SEM images of porous TiC/FeAl composites with different Ti-C mass fraction (Porosity is about 68.5%)

多孔 TiC/FeAl 复合材料具有开孔结构。当 Ti-C 含量为 15wt%~30wt% 时,多孔 TiC/FeAl 复合材料中的毫米孔形貌几乎不受 Ti-C 含量影响;但当 Ti-C 含量为 35wt% 时,尿素颗粒挥发形成的毫米孔发生坍塌,形状很不规则,与尿素颗粒形貌不再有对应关系。

尿素颗粒挥发形成多孔 Fe-Al-Ti-C 坯体,在自蔓延过程中,多孔坯体孔型结构的保持是合成多孔材料的关键。多孔坯体较高的孔隙率有利于热量的挥发,可加速液相的凝固。当 Ti-C 含量不高于 30wt% 时,液相的迁移和凝固可限制在一个狭小的范围,使多孔坯体的孔型结构得以保持。对于 Ti-C 含量为 35wt% 的样品,较高的反应温度产生了过多液相,由于凝固时间较长,液相在较大范围内的迁移导致多孔坯体孔型结构发生坍塌,因此,多孔 TiC/FeAl 复合材料中的孔洞不能保持尿素颗粒的形状和大小,如图 5(d) 所示。

从图 5 可以看出,多孔 TiC/FeAl 复合材料毫米孔的孔壁上分布着许多微孔,这些微孔的存在进一步增加了毫米孔的连通性,微孔形貌如图 6 所示。可以看出,Ti-C 含量对微孔形貌有显著影响。

当 Ti-C 含量不高于 25wt% 时,微孔形状主要呈近球形,孔径范围为 10~50 μm ,孔径大小随着 Ti-C 含量的增加而逐渐增大。当 Ti-C 含量为 30wt% 时,微孔孔径进一步增大,形状不规则,甚至出现了长度约为 100 μm 的狭长孔洞。

多孔 TiC/FeAl 复合材料孔壁上的微孔产生于自蔓延过程,其形貌差别可归因于气体挥发^[18-19]。样品中 Ti-C 含量越高,反应温度越高,产生的热量越大,气体挥发时产生的冲击力越大,因此微孔孔径随 Ti-C 含量的增加而增大,甚至在 Ti-C 含量为 30wt% 时出现了较大的不规则孔洞。

从以上分析中可以看出,多孔 TiC/FeAl 复合材料具有复合孔型结构,孔洞按孔径大小分为两类,一种是相互连通的毫米孔,另一种是孔壁上的微孔。毫米孔和微孔分别在 Ti-C 含量为 35wt% 和 30wt% 时变得不规则,因此,为得到形貌规则的复合孔型结构,样品中的 Ti-C 含量不宜超过 25wt%。

2.3 多孔 TiC/FeAl 复合材料压缩性能

多孔 Fe-Al 和多孔 TiC/FeAl 复合材料的压缩应力-应变曲线如图 7 所示,三条应力-应变曲线都是由典型的弹性区、平台区和致密化区组成,孔隙

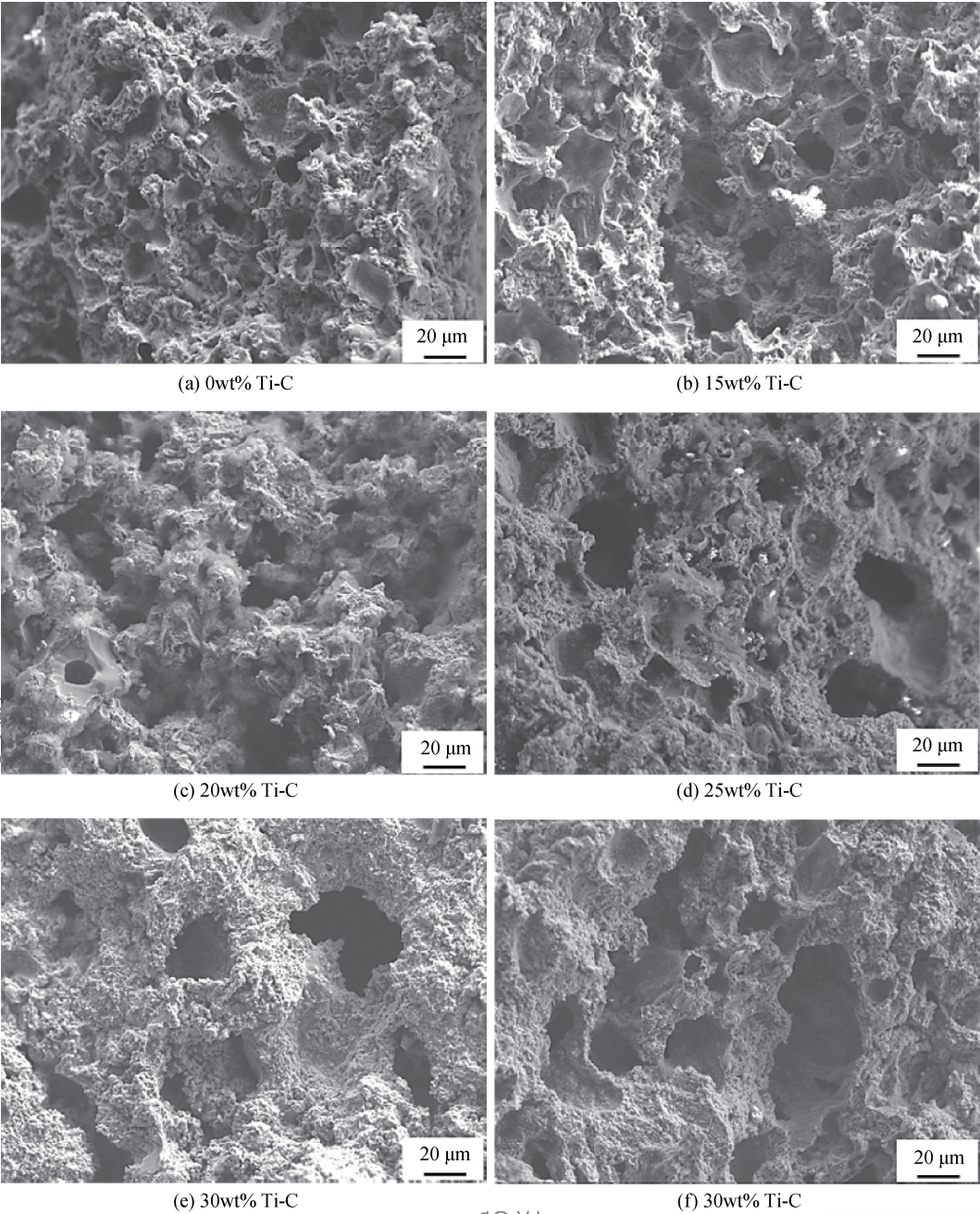


图 6 不同 Ti-C 含量多孔 TiC/FeAl 复合材料微孔形貌的 SEM 图像(孔隙率约 68.5%)

Fig. 6 SEM images of micro pores of porous TiC/FeAl composites with different Ti-C mass fraction (Porosity is about 68.5%)

率约为 64.3%。随着 Ti-C 含量的增加，弹性区对应的应变值从 4.77% 提高到 8.21%，抗压强度从 20.03 MPa 提高到 66.68 MPa，平台区对应的应力逐渐增大，表明多孔材料在压缩过程中具有更大的能量吸收能力。因此，和多孔 Fe-Al 金属间化合物相比，多孔 TiC/FeAl 复合材料具有更好的力学性能。多孔材料的平台区并不光滑，而是呈锯齿状，表明材料的断裂为脆性断裂^[16-17]。在加载应力作用下，毫米孔孔壁上的微孔由于应力集中将发展成

裂纹。在压缩变形过程中，随着应变的增加，裂纹扩展使孔壁发生脆性坍塌，导致应力下降；随着压缩过程的进行，坍塌的孔壁重新接触使应力上升，直至发生下一次破坏。如此重复，使应力-应变曲线呈上下波动的锯齿状。

图 8 为 Ti-C 含量对多孔 TiC/FeAl 复合材料抗压强度的影响。可知，随着 Ti-C 含量的增加，样品中 TiC 含量增加，抗压强度逐渐增大，到 25wt% 时达到最大值；当 Ti-C 含量为 30wt% 时，抗压强

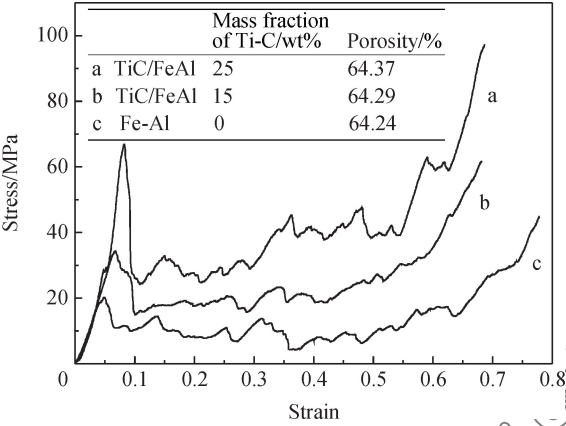


图 7 多孔 Fe-Al 和多孔 TiC/FeAl 复合材料的压缩应力-应变曲线

Fig. 7 Compressive stress-strain curves of porous Fe-Al and TiC/FeAl composites

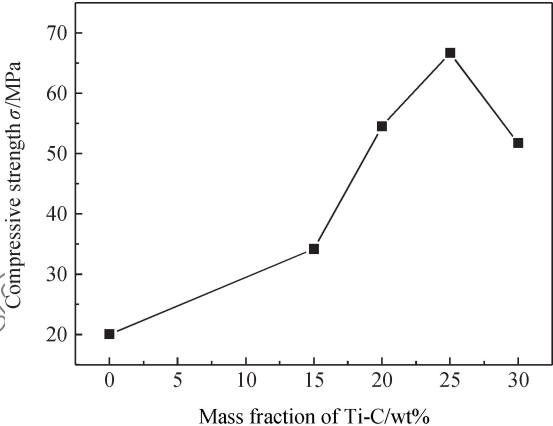
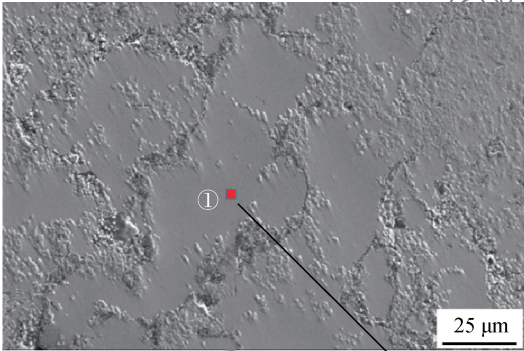


图 8 Ti-C 含量对多孔 TiC/FeAl 复合材料抗压强度的影响 (孔隙率约 64.3%)

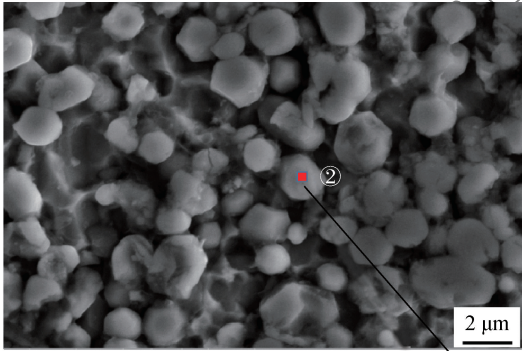
Fig. 8 Influence of Ti-C mass fraction on the compressive strength of porous TiC/FeAl composites (Porosity is about 64.3%)

度反而下降。多孔 TiC/FeAl 复合材料抗压强度的提高可归结为以下三个方面: (1) 由 XRD 结果可知, 多孔 Fe-Al 金属间化合物中除 FeAl 相外, 还存在低强度的 Fe_2Al_5 和少量 FeAl_2 中间相。Ti-C 粉末的加入使 Fe 粉和 Al 粉充分反应, 促进了 FeAl 相的生成, 提高了复合材料基体的抗压强度。 (2) 图 9 为多孔 TiC/FeAl 复合材料的微观组织相

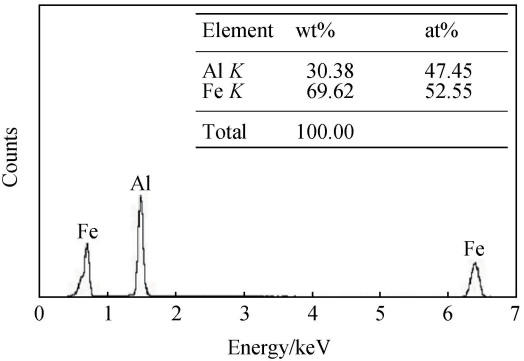
能谱分析结果。可以看出, 原位生成的 TiC 颗粒非常细小, 主要呈球形, 粒径范围为 $1\sim3\ \mu\text{m}$, 一部分分布在 FeAl 晶界处, 一部分分布在 FeAl 晶粒内部。细小 TiC 颗粒对晶界的拖拽作用可强化晶界^[7-8]; 同时, 分布于晶粒内部的 TiC 颗粒可阻碍 FeAl 晶粒的破坏, 起到强化晶粒的作用^[9], 二者共



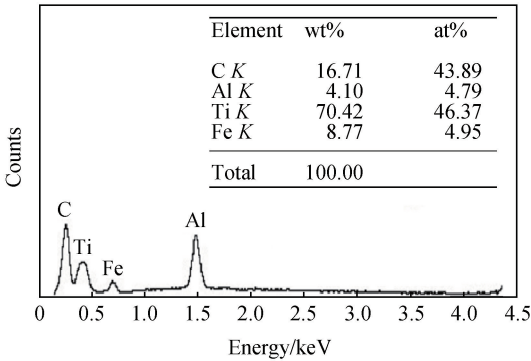
(a) 25wt% Ti-C



(b) Partial enlarged drawing of Fig.(a)



(c) EDS of point 1



(d) EDS of point 2

图 9 多孔 TiC/FeAl 复合材料的微观组织和能谱分析(Ti-C 质量分数为 25wt%)

Fig. 9 Microstructures and EDS of porous TiC/FeAl composite (Ti-C mass fraction is 25wt%)

同作用,使多孔材料抗压强度提高。(3)FeAl 和 TiC 弹性模量和热膨胀系数的差异导致冷却过程中残余应力的产生。残余应力与裂纹尖端应力相互作用,产生裂纹偏转、分叉和钉扎等效应^[22],使多孔 TiC/FeAl 复合材料抗压强度提高。对于 Ti-C 含量为 30wt% 的样品,由图 6(e)和图 6(f)可知,孔壁上微孔的形状很不规则,且出现了长度约为100 μm 的狭长孔洞,与图 6(a)~6(d)中的 10~50 μm 近球形孔洞相比,较大的狭长孔洞削弱了多孔材料孔壁的有效承载面积,且在压缩过程中会产生更大的应力集中,从而导致抗压强度的降低。

Gibson-Ashby 模型通过下式描述了多孔材料相对强度 σ/σ_0 与相对密度 ρ/ρ_0 的关系^[23]:

$$\sigma/\sigma_0 = C(\rho/\rho_0)^{3/2} [1 + (\rho/\rho_0)^{1/2}] \quad (2)$$

$$\rho/\rho_0 = 1 - P \quad (3)$$

式中: σ —多孔材料的抗压强度; σ_0 —对应致密材料的抗压强度; ρ —多孔材料的密度; ρ_0 —对应致密材料的密度; C —常数; P —多孔材料的孔隙率。如果式(2)适用于多孔 TiC/FeAl 复合材料,那么 σ 与 $(\rho/\rho_0)^{3/2} [1 + (\rho/\rho_0)^{1/2}]$ 的关系应该是一条直线,这和图 10 中所示结果一致,说明多孔 TiC/FeAl 复合材料的压缩性能符合 Gibson-Ashby 模型。

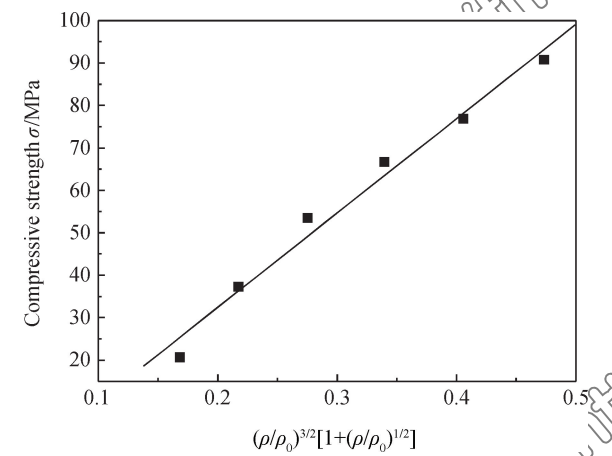


图 10 多孔 TiC/FeAl 复合材料抗压强度与相对密度的关系
(Ti-C 质量分数为 25wt%)
Fig. 10 Dependence of the compressive strength (σ) on relative density (ρ/ρ_0) for porous TiC/FeAl composites
(Ti-C mass fraction is 25wt%)

3 结 论

(1) 以尿素为造孔剂,利用自蔓延高温合成技术制备了多孔 TiC/FeAl 复合材料。样品中 TiC 含量随 Ti-C 含量的增加而增加,尿素颗粒对多孔

TiC/FeAl 复合材料的物相组成没有影响。
(2) 当 Ti-C 含量不高于 25wt% 时,多孔 TiC/FeAl 复合材料具有规则的复合孔型结构。一种是相互连通的毫米孔,产生于尿素颗粒的挥发和反应过程中液相的迁移。另一种是孔壁上分布的 10~50 μm 微孔,随着 Ti-C 含量的增加,反应过程中气体挥发产生的冲击力增大,导致微孔孔径增大。通过控制尿素颗粒的体积分数,多孔材料孔隙率可达到 85.35%。
(3) 当 Ti-C 含量不高于 25wt% 时,多孔 TiC/FeAl 复合材料的抗压强度随 Ti-C 含量的增加而增大,明显高于多孔 Fe-Al 金属间化合物的抗压强度,主要的增强机制包括:Ti-C 粉末的加入促进 FeAl 相生成、细小 TiC 颗粒对 FeAl 晶界和晶粒的强化作用和裂纹偏转等。另外,多孔 TiC/FeAl 复合材料的压缩性能符合 Gibson-Ashby 模型。

参考文献:

[1] 高海燕. Fe-Al 金属间化合物多孔材料的研究[D]. 长沙:中南大学,2009.
GAO H Y. Study on porous Fe-Al intermetallics[D]. Changsha: Central South University, 2009 (in Chinese).
[2] 崔洪芝. 多孔金属间化合物/陶瓷载体材料研究[D]. 青岛:中国石油大学,2009.
CUI H Z. Study on porous intermetallics/ceramics carrier materials[D]. Qingdao: China University of Petroleum, 2009 (in Chinese).
[3] MEHRIZI M Z, SAIDI A, SHAMANIAN M, et al. Combustion synthesis of Fe-Al/TiC composite powders and effect of Al content on its characteristics[J]. Powder Metallurgy, 2001, 54(3): 400-403.
[4] SHARIFITABAR M, KHAKI J V, SABZEVAR M H. Formation mechanism of TiC-Al₂O₃-Fe₃Al composites during self-propagating high-temperature synthesis of TiO₂-Al-C-Fe system[J]. Ceramics International, 2016, 42(10): 12361-12370.
[5] SONG B, DONG S J, LIAO H L, et al. Microstructure and wear resistance of FeAl/Al₂O₃ intermetallic composite coating prepared by atmospheric plasma spraying[J]. Surface & Coatings Technology, 2015, 268: 24-29.
[6] KRATOCHVÍL P, VODICKOVÁ V, HAKL J, et al. High temperature mechanical properties of Fe₂₈Al₄Cr alloy with additives TiB₂ and Zr[J]. Intermetallics, 2010, 18(7): 1365-1368.
[7] 吴瑞瑞,李秋书,郭璐,等. 原位合成 TiC/Al(7075)复合材料的组织及力学性能[J]. 复合材料学报,2017, 34(6):

- 1334-1339.
- WU R R, LI Q S, GUO L, et al. Microstructure and mechanical properties of TiC/Al(7075) composites fabricated by in situ reaction[J]. *Acta Materiae Compositae Sinica*, 2017, 34(6): 1334-1339 (in Chinese).
- [8] 吴小红, 罗军明, 黄俊, 等. 微波烧结 TiC/Ti6Al4V 复合材料的高温氧化行为[J]. *复合材料学报*, 2017, 34(1): 135-141.
- WU X H, LUO J M, HUANG J, et al. High temperature oxidation behavior of microwave sintering TiC/Ti6Al4V composites[J]. *Acta Materiae Compositae Sinica*, 2017, 34(1): 135-141 (in Chinese).
- [9] GAO H Y, HE Y H, ZOU J, et al. Pore structure control for porous FeAl intermetallics[J]. *Intermetallics*, 2013, 32: 423-428.
- [10] GAO H Y, HE Y H, SHEN P Z, et al. Effect of pressure on pore structure of porous FeAl intermetallics[J]. *Advanced Powder Technology*, 2015, 26(3): 882-886.
- [11] GAO H Y, HE Y H, ZOU J, et al. Mechanical properties of porous Fe-Al intermetallics[J]. *Powder Metallurgy*, 2015, 58(3): 197-201.
- [12] GODEWSKA E, SZCZEPANIK S, MANIA R, et al. FeAl materials from intermetallic powders [J]. *Intermetallics*, 2003, 11(4): 307-312.
- [13] YEH C L, WANG P W, CHEN W K, et al. Modeling evaluation of Arrhenius factor and thermal conductivity for combustion synthesis of transition metal aluminides[J]. *Intermetallics*, 2013, 39: 20-24.
- [14] 张珊珊, 崔洪芝, 赫庆坤, 等. 等离子加热反应合成 TiB₂-TiC-Fe₂Ti 复合材料[J]. *复合材料学报*, 2014, 31(3): 556-562.
- ZHANG S S, CUI H Z, HE Q K, et al. TiB₂-TiC-Fe₂Ti composite synthesized by plasma heating reaction[J]. *Acta Materiae Compositae Sinica*, 2014, 31(3): 556-562 (in Chinese).
- [15] ŁAZIŃSKA M, DUREJKO T, LIPIŃSKI S, et al. Porous graded FeAl intermetallic foams fabricated by sintering process using NaCl space holders[J]. *Materials Science & Engineering A*, 2015, 636: 407-414.
- [16] WU J, CUI H Z, CAO L L, et al. Open-celled porous NiAl intermetallics prepared by replication of carbamide space-holders[J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2011, 21(8): 1750-1754.
- [17] HAO G L, HAN F S, LI W D. Processing and mechanical properties of magnesium foams[J]. *Journal of Porous Materials*, 2009, 16(2): 251-256.
- [18] KANETAKE N, KOBASHI M. Innovative processing of porous and cellular materials by chemical reaction[J]. *Scripta Materialia*, 2006, 54(4): 521-525.
- [19] KOBASHI M, KANETAKE N. Processing of intermetallic foam by combustion reaction [J]. *Advanced Engineering Materials*, 2002, 4(10): 745-747.
- [20] HAO G L, WANG H, LI X Y. Novel double pore structures of TiAl produced by powder metallurgy processing[J]. *Material Letters*, 2015, 142: 11-14.
- [21] 殷声. 燃烧合成[M]. 北京: 冶金工业出版社, 2004.
- YIN S. Combustion synthesis [M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2004 (in Chinese).
- [22] WEI N, CUI H Z, WU J, et al. The effects of forming conditions and TiC-TiB₂ contents on the microstructures of self-propagating high-temperature synthesized NiAl-TiC-TiB₂ composites[J]. *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*, 2015, 28(1): 36-47.
- [23] YAMADA Y, BANNO T, XIE Z K, et al. Preparation and characterisation of open-cell microporous nickel[J]. *Materials Science Forum*, 2007, 539(543): 1833-1838.