

动态加压下自蔓延高温合成致密 ZrC 陶瓷

程 勇¹, 苏勋家¹, 侯根良¹, 钟长荣¹, 史子良¹, 邢亚坤²

(1. 第二炮兵工程大学, 陕西 西安 710025)

(2. 重庆通信学院, 重庆 400035)

摘 要: 在万能材料试验机平台的监控下, 采用自蔓延高温合成/单向加压法 (SHS/SAP) 动态结合自蔓延高温合成/准热等静压法 (SHS/PHIP) 制备了 ZrC 陶瓷。研究了位移、负荷曲线变化规律与 SHS/PHIP 工艺参数之间的关系以及 SHS/PHIP 压力对产物显微结构与致密度的影响。通过万能材料试验机平台记录了位移、负荷曲线, 利用 XRD 与 SEM 研究了产物的物相组成和显微结构, 采用排液法测定了产物的密度。结果表明: 位移、负荷曲线反映出了 SHS 反应结束的时间点和塑性时间段, 可作为 SHS/PHIP 加压时机和保压时间的参数。随着压力的增大, ZrC 晶粒表面挤压变形越加明显, 在 120 MPa 时出现了烧结颈现象。致密度随压力增大呈增大的趋势, 最高达到 93.7%, 其致密机理为晶粒重排和晶粒塑性变形共同作用。

关键词: SHS/PHIP; ZrC; 陶瓷; 压力

中图分类号: TB35

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2016)08-2155-06

ZrC 的高熔点 (3540 °C)、高比强度、高比模量, 高温抗氧化性能及低制备成本使其成为飞行器鼻锥、机翼前缘、发动机热端等各种关键部位或部件最有前途的超高温候选材料之一^[1]。目前, ZrC 的研究主要集中在致密化烧结方面, 由于 ZrC 的高熔点和低扩散率, 为了降低其烧结温度, 需要加入各种烧结助剂, 如 SiC、Ti 等^[2,3], 但烧结助剂的加入会降低材料的高温性能。针对 ZrC 材料难烧结, 尤其是低温烧结困难的问题, 自蔓延高温合成 (SHS) 则为合成 ZrC 陶瓷提供一个很好的思路。

自蔓延高温合成 (SHS) 技术因为合成速度快、温度高、设备简单、能耗少的特点已成为现代科学和工业技术领域广泛重视的一种新型材料制备技术^[4,5]。但 SHS 技术直接合成的材料难以致密, 其解决途径主要有以下 2 种^[6]: 一是使燃烧过程中出现液相来形成密实体; 二是将 SHS 过程与高温加压过程结合起来。前者是在 SHS 过程中, 辅以其它手段, 通常是引入另一高放热反应体系, 使总体系绝热燃烧温度升高超过合成产物的熔点而出现部分或全部熔融状态。后者是在 SHS 反应过程中, 或是在反应完成以后直接对产物施加压力, 可以一步同时完成材料的合成与致密化过程, 得到密实材料。

其中, 高放热反应体系常采用铝热剂, 在铝热剂

中 CrO_3+Al 是绝热燃烧温度最高的^[7]。在 SHS 过程中加压常采用自蔓延/单向加压法 (SHS/SAP), 通常采用弹簧加压。采用单向弹簧加压成型的方法已合成了一系列致密材料, 但此方法的缺点是弹簧的压力有限, 只能用来合成尺寸较小的样品^[8,9]。在 SHS 反应刚刚结束, 常采用自蔓延/准热等静压法 (SHS/PHIP) 立即对合成的产物施加一个大的压力, 采用此工艺已制备了一系列性能优良的先进陶瓷^[10,11]。

本研究拟在引入铝热剂 (CrO_3+Al) 提高绝热燃烧温度的基础上, 利用不受压力限制的机械轴压代替弹簧, 在给定压力下点火进行 SHS 反应, 可克服弹簧压力有限而只能合成尺寸较小样品的问题, 同时在 SHS/SAP 结束后采取 SHS/PHIP 再次加压, 一次完成材料的合成与密实化过程。实际过程是: 在压力下进行 SHS 反应加速排出一部分气体的同时控制因气体逸出的过程中造成体积的膨胀初步提高陶瓷的致密度。当 SHS 反应刚刚完成时, 即合成的材料仍处于红热软化状态时, 快速对合成的产物再施加一个大的压力进行二次加压, 即将 SHS/SPA 法和 SHS/PIP 法动态的结合起来, 以期获得致密的 ZrC 陶瓷。

1 实 验

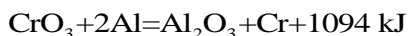
采用原料为 30~63 μm 的分析纯 Zr 粉、Al 粉、 CrO_3 粉

收稿日期: 2015-08-05

基金项目: 陕西省科技创新团队 (2014KCT-03)

作者简介: 程 勇, 男, 1982 年生, 博士, 第二炮兵工程大学, 陕西 西安 710025, 电话: 029-84744097, E-mail: yong_c@foxmail.com

和粒度约为3 μm 的碳黑。将原料Zr粉和碳黑按摩尔比1:1进行配比,其中铝热剂(CrO_3+Al)的配比按下式计算:



其添加总量为7.5%(质量分数)。配制好的反应物料在混料机内进行充分混合。

实验在WDW-100型万能试验机上进行,SHS反应过程在反应腔内完成,由万能材料试验机平台记录发生SHS反应时位移和压力变化信息。点火,卸载由手工完成。均匀混合的原料置于内径为20 mm的石墨模具中,石墨模具由左右对称的两部分组成,以方便脱模,结合处的缝隙也起到排放杂质气体的作用,其中的一半石墨模具下端有2 mm高的开槽。石墨模具外壁套有开槽的钢套,钢套起到保护、固定模具的作用。石墨模具内腔上部填充陶瓷粉末,起到以准等静压向试样传递压力的作用。下部放置有开槽的石墨垫块,与石墨模具的开槽相连,在开槽中填充入引火料,在钢套开槽的外部设置引火线。点火方式采用明火点燃。当原料在80 MPa压力下不再发生位移变化时开始点火,然后在万能材料试验机平台的监控下,当SHS反应结束后,分别再以不同大小的压力再次迅速加压。

采用Rigaku D/max-2400X射线衍射(XRD)仪分析试样物相,扫描角度为 $20^\circ\sim 90^\circ$,扫描速度为 $10\%/\text{min}$ 。用JSM-51610LV型扫描电镜(scanning electron micro-scope, SEM)分析试样断面的显微结构,并用排液法测量试样的相对密度。

2 结果与讨论

2.1 引入铝热剂(CrO_3+Al)分析

2.1.1 简化了制备工艺条件

由于Zr粉在空气中极易燃烧,所以($\text{Zr}+\text{C}$)体系在自然状态下很容易引燃,然而所发生的是Zr粉与 O_2 生成 ZrO_2 的反应,而不是与C反应生成ZrC。因此, ($\text{Zr}+\text{C}$)体系需要在气氛保护或真空状态下进行SHS反应。Zr和C在 1220°C 可通过固-固扩散反应机制形成ZrC,但Zr-C间的扩散反应并不强烈,所释放的热量也极为有限。因此,Zr和C的SHS反应主要是以液固之间的固-液反应机制形成 $\text{ZrC}^{[12]}$ 。而Zr的熔点高达 1852°C ,因而除了在气氛保护或真空状态下还需要提供很高的外界能量。即使这样,目前采用SHS制备的也仅为ZrC粉末^[13,14],还鲜有采用SHS制备致密ZrC陶瓷的报道。也有在($\text{Zr}+\text{C}$)体系中添加Al、Cu降低Zr的熔点来促进Zr与C的反应^[15,16],但也仅停留在理论研究中,未见其性能的报道。而采用添加铝热剂(CrO_3+Al)的方式,不仅不需要气氛或真空保护装置,而且采用明

火就可以引发SHS反应,这样就极大的简化了工艺条件。

2.1.2 释放的高热量促进液相形成从而促进致密化

由于($\text{Zr}+\text{C}$)体系的绝热燃烧温度为 $3400\text{ K}^{[17]}$,相应其实际反应温度则低于 3400 K ,而ZrC的熔点高达 3800 K 。因此,仅靠自身放热不能形成液相,从而导致组织疏松,材料致密性差。为了促进液相的形成则需要引入另一高放热体系,而(CrO_3+Al)的绝热燃烧温度高达 5757 K ,其添加很容易使总体系的绝热燃烧温度超过ZrC的熔点而出现液相。

2.1.3 所产生杂质少,且杂质性能优异

就目前研究状况来看, (CrO_3+Al)体系是铝热剂中绝热燃烧温度最高的放热体系,这也意味着在放出相同热量的情况下,使用的添加量最少,产生的杂质也最少。为了尽可能减少杂质含量,在实验的基础上,其最少添加量为7.5%。另一方面,引入的杂质 Al_2O_3 也具有优异的高温性能,也常被用做烧结助剂。被还原形成的Cr在高温下容易与C形成碳化物,而Cr的碳化物具有良好的抗氧化性^[18]。

2.2 SHS/SAP过程曲线分析

图1a、1b为单独采用SHS/SPA法利用万能材料试验机平台记录的80 MPa压力下SHS反应的移位和负荷曲线。当原料在压力80 MPa下不再发生位移变化时开始点火,在反应结束120 s后卸载压力。由图1a、1b可以看出,位移曲线A-B与负荷曲线A'-B'在80 MPa下发生SHS反应的过程,反应在A、A'点开始,在B、B'点结束。曲线A-B与A'-B'在原料开始发生反应到结束呈近似90°直线变化趋势,然后呈曲线B-C与B'-C'减缓的斜线变化趋势。而从B、B'点以后,位移曲线与负荷曲线变化趋势有所不同,由图1b可以看出,压力呈先减小后增大的趋势。这是因为物料在B'点刚刚反应结束后,此时温度达到最高点,陶瓷处于红热软化状态,故压力还在持续下降。当到达C'点以后陶瓷凝固,压力慢慢呈增大的趋势。故陶瓷从最高温度的软化状态到凝固的过程表现为曲线B'-C'。而由图1a可以看出,从B点以后位移曲线呈持续下降趋势,这是因为一方面气体的逸出和陶瓷从最高温度的软化状态到凝固状态,是一个持续位移下降变化过程,另一方面在陶瓷凝固后,压轴和凝固的陶瓷在压力的作用下会有形变产生使位移持续下降。

由图1a可以看出,在压力的作用下发生SHS反应,位移的降低一定程度上提高了陶瓷的致密度。但由图1b可以看出,当发生SHS反应时,压力下降太过剧

烈,不能在最佳时机给予足够大的压力更进一步促进陶瓷的致密度,因此在 80 MPa 压力下所得试样的致密度仅为 64.5%。即使把压力提高到 120 MPa,所得试样的密度也仅为 65.7%。所以在 SHS/SAP 结束后,应该还需引入 SHS/PHIP,引入的最佳时机在曲线 B'-C' 段,即陶瓷从最高温度的软化状态到凝固的过程阶段。由万能材料试验机平台所记录的 B'-C' 持续时间为 20.1 s。

利用 SHS/PHIP 制备材料时首先要得知 SHS 反应结束的时间,这样才能准确选择出加压的时间点。为了准确得知 SHS 反应结束的时间,傅正义^[19]在无压状态下采用高速摄影技术计算出燃烧波速率的方法。然而不同 SHS 体系燃烧波速率也不相同^[20],这也意味着需要采用高速摄像技术重新计算燃烧波速率,这就给更换反应体系时确定加压时机带来极大的不便。为了限制压坯燃烧时的膨胀变形需要施加压力^[21],而自蔓延反应在加压状态和无压状态时的燃烧波速率是不同的,这也为准确得知反应结束时间带来难度。

在保压时间的选择上,针对不同体系 SHS/PHIP 工艺参数的正交优化研究时,朱春城^[22]在反应结束后延迟 7 s 加压,保压 10 s 时得到致密度达到最高的 TiC-TiB₂/Cu 金属陶瓷,继续增加保压时间致密度变化不大。邓启超^[23]延迟 16 s 加压,保压 6 s 后得到致密度不再变化的 (Ni,Cr)/(TiC-TiB₂) 陶瓷基复合材料。这与本实验体系万能材料试验机平台所记录的软化时间段 B'-C' 持续的时间 20.1 s 相似。

本实验在进行 SHS-SAP 制备材料的过程中,万能材料试验机平台在压力状态下监控了原料从 SHS 反应开始

图 1 80 MPa 压力下 SHS 位移-时间、负荷-时间曲线

Fig.1 Displacement-time curve (a) and load-time curve (b) of SHS with 80 MPa loading pressure

到结束和试样处于软化的过程,最主要的优势是在压力状态下可以在万能材料试验机平台的监控下得知 SHS 反应结束的时间点和试样所处的塑形时间段,这为引入 SHS/PHIP 进行二次加压,为进一步提高陶瓷的致密度提供了指导。

因此,本研究在万能材料试验机平台的监控下,采取在压力状态下进行 SHS 反应,当 SHS 反应结束后迅速加压,即将 SHS/SAP 和 SHS/PHIP 动态的结合起来以期进一步提高陶瓷致密度。

2.3 成分与结构分析

图 2 为产物 XRD 图谱。由图 2 可以看出,虽没有采用气氛或真空保护装置,但由于铝热剂(CrO₃+Al)的添加,产物中没有 ZrO₂ 相的出现,基本由 ZrC 相组成。同时,由于铝热剂(CrO₃+Al)所生成的 Al₂O₃ 含量很低,被还原生成的 Cr 与 C 在高温下可能生成的碳化物含量也很低,所以没有被 XRD 检测出来。

图 3a 为单独采用 SHS-SAP 在 80 MPa 下制备的试样断面 SEM 照片,图 3b, 3c, 3d 为 80 MPa 压力下 SHS 反应结束后结合 SHS/PHIP,分别再次以 80, 100, 120 MPa 加压制备的试样断面 SEM 照片。由图 3a 可以看出,单独采用 SHS-SAP 制备的试样 ZrC 晶粒表面光滑呈近球形。而由图 3b, 3c, 3d 可以看出晶粒表面都存在明显挤压变形的痕迹,而且随着压力的增大,挤压变形痕迹越加明显。这是由于 SHS 反应结束后晶粒生长已经完成而处在温度最高的红热软化状态。因此,在高温高压条件下的直接冲击导致软化的晶粒相互挤压,造成挤压变形痕迹的出现,表现出呈近球形的不规则形貌。

另外从图 3d 中还可以发现 ZrC 晶粒与晶粒之间存在着少量的“烧结颈”现象。这与徐强^[24]采用 SHS/PHIP 制备 TiB₂ 时出现的现象一致,造成这种现象的原因是由于反应刚刚结束陶瓷处于最高温度,此时立即施加 120 MPa 的高压,晶粒之间的原子相互扩散大大加剧,

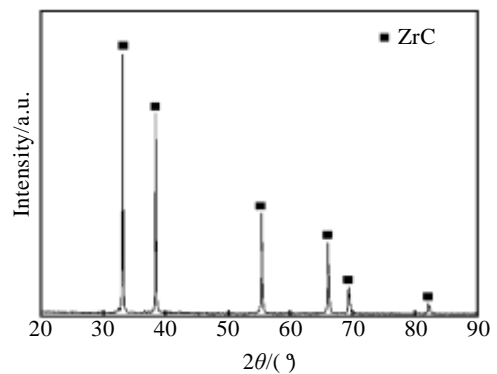
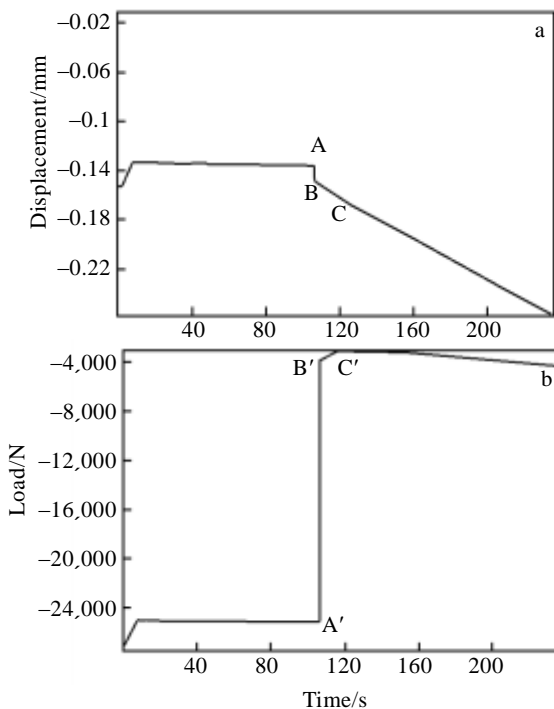


图 2 试样的 XRD 图谱

Fig.2 XRD pattern of the sample

从而在晶粒之间易于形成“烧结颈”。由于“烧结颈”的存在，材料的致密度也相应得到了进一步提高。值得注意的是，“烧结颈”的出现还与 SHS/PHIP 工艺参数密切相关。由图 3a, 3b, 3c 可以发现，当压力小于 120 MPa 时，没有烧结颈现象的出现。SHS/PHIP 过程类似于时间特别短，温度下降剧烈的热压烧结过程。根据热压烧结原理，烧结颈的形成与材料的扩散系数相关，而扩散系数受温度和压力的影响^[25]。由于 ZrC 材料的低扩散率，所以压力过小难以促进 ZrC 晶粒之间的有效扩散而形成烧结颈。在 SHS/PHIP 过程中，加压时间过长将很难发现晶粒间存在有烧结颈。这是因为 SHS 反应过后，延迟加压时间越长陶瓷温度下降越剧烈，晶粒之间的扩散能力越弱，生成的晶粒之间越难形成烧结颈。

由图 3 还可以发现，在晶粒的表面和晶界处附着和填充有细小的絮状颗粒。其 EDS 分析结果如图 4 所示，其中 Al 被 CrO₃ 氧化生成 Al₂O₃，而被还原出的 Cr 与 C 在高温下反应生成碳化物，由 Cr 与 Zr 原子数之和与 C 原子之比大约为 1:1，由此推断其可能为 (Zr, Cr) C。Al₂O₃ 与 (Zr, Cr) C 组成的絮状物主要填充在 ZrC 的晶

界处，对提高产物的致密度也起到一定的作用，但由于其含量很低，其作用也有限。

2.4 致密度分析

图 5 为 80 MPa 压力下 SHS 反应结束后结合 SHS/PHIP 在 120 MPa 压力下，不同保压时间的试样致密度变化曲线。由图 5 可以看出，随着保压时间的增加，试样的致密度迅速增加。当 $t_p=20$ s 时，随保压时间继续增加，因为温度降低，试样的塑形状态消失，导致试样的致密度变化不大。而这与万能材料试验机平台所记录的软化塑形时间段 B'-C 持续的时间 20.1 s 相吻合。

为此选择保压时间为 25 s，图 6 为 80 MPa 压力下 SHS 反应结束后，迅速采用 SHS/PHIP 在不同压力下制备试样的致密度变化曲线。由图 6 可以看出随着压力的增大，试样的致密度呈增大的趋势，当压力为 120 MPa 时，试样的致密度达到 93.7%。其致密过程可以解释为：在 80 MPa 压力下进行 SHS 反应，ZrC 晶粒通过扩散过程和溶解析晶过程形成的同时，在压力的作用下初步提高了陶瓷的致密度。然后，在 SHS/PHIP 二次加压过程中出现晶粒重排，晶粒间相互接触，但是还留下了很多孔隙。在持续的高温 and 高压作用下，晶粒出现塑性变形，进一步填充孔洞，甚至当压力达到 120 MPa 时出现烧结颈现象，获得了更高的致密度。

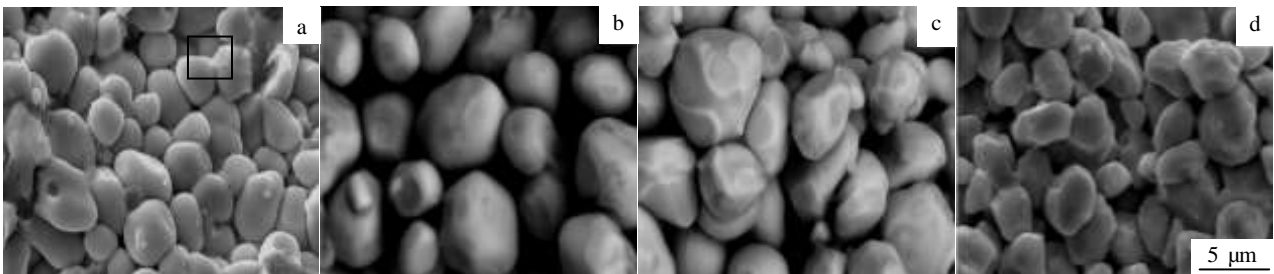


图 3 不同制备条件下的 ZrC 试样断面 SEM 照片

Fig.3 SEM images of cross-section of ZrC sample prepared under different conditions: (a) 80 MPa-SHS/SAP, (b) 80 MPa-SHS/SAP+80 MPa-SHS/PHIP, (c) 80 MPa-SHS/SAP+100 MPa-SHS/PHIP, and (d) 80 MPa-SHS/SAP+120 MPa-SHS/PHIP

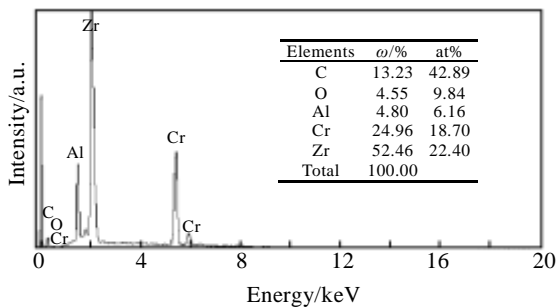


图 4 图 3a 中 ZrC 试样断面 EDS 能谱分析

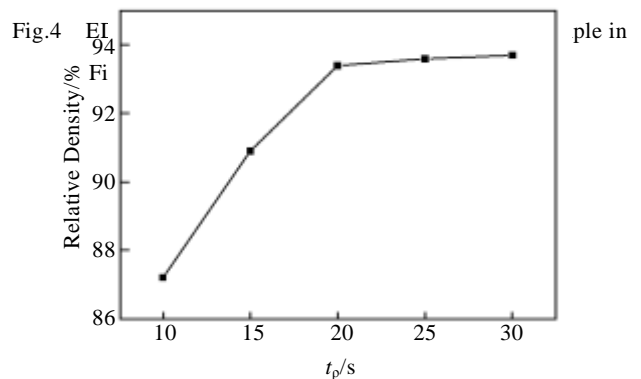


Fig.4

图 5 保压时间对 ZrC 陶瓷致密度的影响

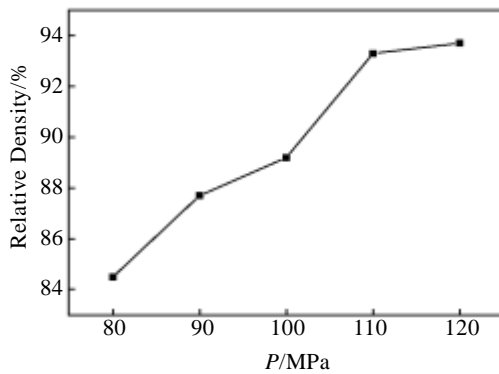
Fig.5 Influence of t_p on relative density of ZrC

图 6 压力对 ZrC 陶瓷致密度的影响

Fig.6 Influence of pressure on relative density of ZrC

3 结 论

1) 在 SHS/SPA 过程中, 压力下降太过剧烈, 不能在最佳时机给予足够大的压力更进一步促进陶瓷的致密度, 因此需要引入 SHS/PHIP 进行二次加压进一步提高陶瓷的致密度, 引入的时机在 SHS 反应刚刚结束及其塑性时间段内。

2) 将 SHS/SAP 和 SHS/PHIP 动态结合起来制备的 ZrC 陶瓷, 其晶粒之间发生挤压变形痕迹, 随着压力的增大变形痕迹越加明显, 在 120 MPa 时出现了烧结颈现象。另外由铝热剂(CrO_3+Al)所产生的杂质 Al_2O_3 与 (Zr, Cr)C 主要填充在 ZrC 的晶界处, 对提高产物的致密度也起到一定的作用, 但由于其含量很低, 其作用有限。

3) 当保压时间 $t_p > 20$ s 时, 试样致密度变化不大。这与万能材料试验机平台所记录的软化塑性时间段吻合。随着压力的增大, 试样的致密度呈增大的趋势, 其致密机理为晶粒重排和晶粒的塑性变形, 在 120 MPa 时还与烧结颈的出现有关。

参考文献 References

- [1] Upadhyaya K Y, Hoffmann W P. *Am Ceram Soc Bull*[J], 1997, 76(12): 51
- [2] Li Jinping(李金平), Li Lingling(李玲玲), Wang Zhibo(王智博) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2013, 42(S1): 238
- [3] Chen Lei(陈磊), Wang Yujin(王玉金), Zhou Yu(周玉) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2008, 37(S1): 556

- [4] Wang Jianjiang(王建江), Du Xinkang(杜心康), Fu Yongxin(付永信) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2006, 35(8): 63
- [5] Wang Jianjiang(王建江), Xu Baocai(许宝才), Wen Jinhua(温晋华) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2013, 42(S1): 305
- [6] Cheng Yong(程勇). *Thesis for Master*(硕士论文)[D]. Shijiazhuang: Ordnance Engineering College, 2010
- [7] Zhao Zhongmin(赵忠民). *Thesis for Doctorate*(博士论文)[D]. Shijiazhuang: Ordnance Engineering College, 2009
- [8] Sata B Y. *Journal of the Industrial Explosives Society*[J], 1988, 49(4): 242
- [9] Munir Z A. *Combustion and Plasma Synthesis of High Temperature Materials*[M]. New York: VCH Publishers, 1990: 170
- [10] Wang Jianli(汪建利), Zhang Guangsheng(张光胜), Zhu Yunguang(朱云广) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2007, 36(S1): 788
- [11] Qian Ying(钱莹), Li Chong(李翀), Zhu Jia(朱佳) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2013, 42(S1): 241
- [12] Song Mousheng(宋谋胜). *Thesis for Doctorate*(博士论文)[D]. Shanghai: Shanghai Jiaotong University, 2009: 59
- [13] Song Mousheng(宋谋胜), Ran Maowu(冉茂武). *Powder Metallurgy Technology*(粉末冶金技术)[J], 2011, 29(3): 177
- [14] Li Jing(李静), Fu Zhengyi(傅正义), Wang Weimin(王为民) et al. *Journal of the Chinese Ceramic Society*(硅酸盐学报)[J], 2010, 38(5): 979
- [15] Song M S, Huang B, Zhang M X et al. *Powder Technology*[J], 2009, 191: 34
- [16] Zhang Mengxian(张梦贤), Song Mousheng(宋谋胜), Huang Bin(黄斌) et al. *Journal of Functional Materials*(功能材料)[J], 2008, 39(5): 783
- [17] Yin Sheng(殷声). *Combustion Synthesis*(燃烧合成)[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 1999: 53
- [18] Luo Heli(骆合力), Li Shangping(李尚平), Feng Di(冯涤) et al. *Journal of Aeronautical Materials*(航空材料学报)[J], 2007, 27(2): 37
- [19] Fu Zhengyi(傅正义), Yuan Runzhang(袁润章). *Acta Materiae Compositae Sinica*(复合材料学报)[J], 1994, 11(2): 91
- [20] Fu Zhengyi(傅正义), Wang Weimin(王为民). *Journal of the Chinese Ceramic Society*(硅酸盐学报)[J], 1996, 24(6): 657
- [21] Li Chong(李翀). *Thesis for Doctorate*(博士论文)[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology and Science, 2007
- [22] Zhu Chuncheng(朱春城), Lin Hong(林红), Li Chong(李翀)

- et al. Journal of Heilongjiang University, Natural Science* (黑龙江大学自然科学学报)[J], 2007, 24(3): 331
- [23] Deng Qichao(邓启超), Wang Jianli(汪建利). *Rare Metals and Cemented Carbides*(稀有金属与硬质合金)[J], 2010, 38(2): 36
- [24] Xu Qiang(徐 强), Zhang Xinghong(张幸红), Qu Wei(曲 伟) *et al. Chinese High Technology Letters*(高技术通讯)[J], 2002, 8: 73
- [25] Ying Zongrong(应宗荣). *Forming Principle and Technology of Material*(材料成型原理与工艺)[M]. Harbin: Harbin Institute of Technology Press, 2004: 210

Dense ZrC Ceramics Fabricated by Self-propagating High Temperature Synthesis under Dynamic Pressing

Cheng Yong¹, Su Xunjia¹, Hou Genliang¹, Zhong Changrong¹, Shi Ziliang¹, Xing Yakun²

(1. Second Artillery Engineering University, Xi'an 710025, China)

(2. Chongqing Communication Constitution, Chongqing 400035, China)

Abstract: Under the monitoring of the universal testing machine platform, ZrC ceramics were prepared by self-propagating high-temperature synthesis/single action pressing (SHS/SAP) dynamically combined with self-propagating high-temperature synthesis/pseudo-hot isostatic pressing (SHS/PHIP). The relationship between rules of displacement, load curve changing and technical parameters of SHS/PHIP was investigated. The effects of pressure on microstructure and densification of the products were also studied. Displacement and load curve were recorded by the universal testing machine platform, XRD and SEM were used to demonstrate the phase constitution and microstructure of products, and the density was measured by the drain away liquid way. Results indicate that the ended time of SHS reaction and the plasticity period of time of products are demonstrated by displacement and load curves, which can be used as parameters of pressure applying moment and dwell time of SHS/PHIP. With the increasing pressure, extrusion deformation of ZrC grain surface is more obvious, leading to the sintering necks under 120 MPa. Density is increased with the pressure increasing, reaching a peak of 93.7%; the involved mechanism includes crystal particles rearrangement and plastic deformation.

Key words: SHS/PHIP; ZrC; ceramics; pressure

Corresponding author: Cheng Yong, Ph. D., Second Artillery Engineering University, Xi'an 710025, P. R. China, Tel: 0086-29-84744097, E-mail: yong_c@foxmail.com