

[研究·设计]

DOI:10.3969/j.issn.1005-2895.2021.05.009

$B_4C_p/6061Al$ 复合材料的热变形组织演变研究

侯召堂¹, 王思佳², 吴晓俊¹, 成小乐^{2*}, 李滋阳²

(1. 西安热工研究院有限公司, 陕西 西安 710054; 2. 西安工程大学机电工程学院, 陕西 西安 710048)

摘要:为探究 $B_4C_p/6061Al$ 复合材料的热变形组织演变规律,进一步优化材料的性能,课题组采用控制变量法,利用热压缩试验分别探究了在不同热变形条件(变形温度、应变速率及应变变量)下 $B_4C_p/6061Al$ 复合材料的微观组织特征。结果表明:变形温度越高,6061 铝基体内部原子的热激活能增大,动态再结晶的形核速度提升,晶粒尺寸也不断增大;随着应变速率增大,复合材料发生动态再结晶的时间缩短,阻碍了晶粒的生长,不利于 6061 铝基体发生动态再结晶;应变变量增加,复合材料的流变应力增大,提高了 6061 铝基体动态再结晶的形核效率。在不损害复合材料塑性的前提下提高强度和韧性的方法,对改善材料塑性成形能力和优化成形工艺(如轧制、锻造、挤压等)有借鉴意义。

关键词: $B_4C_p/6061Al$ 复合材料;控制变量法;热变形;动态再结晶

中图分类号: TG148 文献标志码: A 文章编号: 1005-2895(2021)05-0047-06

Research on Microstructure Evolution of $B_4C_p/6061Al$ Composite during Hot Deformation

HOU Zhaotang¹, WANG Sijia², WU Xiaojun¹, CHENG Xiaole^{2*}, LI Ziyang²

(1. Xi'an Thermal Power Research Institute Co., Ltd, Xi'an 710054, China;

2. School of Mechanical and Electrical Engineering, Xi'an Polytechnic University, Xi'an 710048, China)

Abstract: In order to investigate the evolution law of thermal deformation microstructure of $B_4C_p/6061Al$ composites and further optimize the properties of the materials, the microstructure characteristics of $B_4C_p/6061Al$ composites under different thermal deformation conditions (deformation temperature, strain rate and strain level) were studied by using hot compression tests and control variable method. The research show that with the increase of the deformation temperature, the thermal activation energy inside the 6061 aluminum matrix materials increases, the nucleation efficiency and the grain size of the dynamic recrystallization also increases. The time for dynamic recrystallization of the composite material decreases as the strain rate increases, which restricts the growth of grains and the dynamic recrystallization of the 6061 aluminum matrix materials. The flow stress of the composite material increases with the increase of strain, which improves the nucleation efficiency of the 6061 aluminum matrix materials dynamic recrystallization. The method that enhances strength and toughness of the composites without damages of the plasticity has important reference significance for improving the plastic forming ability of materials and optimizing the forming process (such as rolling, forging, extrusion, etc.).

Keywords: $B_4C_p/6061Al$ composites; control variable method; hot deformation; dynamic recrystallization

6×××系铝合金集诸多优异特性于一体,其塑性成型性好、耐腐蚀、熔铸性好,且具备可热处理强化等特性,被广泛应用于交通运输、航空航天、军事装备及

建筑等领域^[1-4]。碳化硼作为特种陶瓷中极具代表性的一种结构陶瓷,具有熔点高、抗弯强度高、硬度高、密度小以及耐磨性和耐酸碱性好等优点^[5-6]。将碳化硼

收稿日期:2021-03-19;修回日期:2021-07-14

基金项目:陕西省重点研发计划资助项目(2018GY-130);西安市科技计划项目(2017074CG/RC037(XAGC007))。

第一作者简介:侯召堂(1980),男,山东单县人,高级工程师,主要研究方向为金属材料及无损检测。通信作者:成小乐(1976),男,陕西西安人,教授,主要研究方向为金属基复合材料。E-mail:cxlcheng@sohu.com

和 6 × × × 系铝合金各自的优异特性进行结合,制备出具有高强、耐磨及轻质等优异特性的 B₄C_p/6061Al 复合材料,在航空航天、轻质装甲和乏燃料储运等领域已得到广泛应用^[7-9]。

目前,国内外对碳化硼增强 6 × × × 系铝合金的研究主要集中在材料的制备、界面反应和材料的性能等方面。在材料制备方面,高占平等^[10]采用中温热压法成功制备了不同 B₄C 质量分数(10% ~ 40%)的 B₄C/6061Al 复合材料,结果表明:在热压过程中,复合材料无杂质相生成。在界面反应方面, Park 等^[11]采用热等静压成型方法制备出了三明治结构的 B₄C/6061Al 复合材料,与冷压-烧结成型方法相比,此法可有效提高 B₄C 增强相与 6061Al 基体的润湿性。在力学性能方面,美国 Frage 等^[12]选用 6061Al 粉和 B₄C 粉,成功制备出了力学性能优异且适用于乏燃料储运所需的材料; Pyzik 等^[13]采用球磨法将 5% 的 B₄C 加入到 6061Al 中,经挤压处理后,材料的硬度较挤压前提高了 62.5%。近来,一些学者通过对 7 × × × 系铝合金动态再结晶机理的研究,发现铝合金在热变形过程中会发生组织演变进而影响其性能^[14]。但目前有关铝基复合材料在热变形过程中的微观组织的报道相对较少,需要对碳化硼增强 6 × × × 系铝合金的热变形组织演变进行研究^[15]。

为了表征碳化硼增强 6061Al 基复合材料在不同热变形条件(变形温度、应变速率和应变量)下的微观组织演变特征,课题组采用控制变量法,通过热模拟试验机对碳化硼增强 6061Al 基复合材料进行一系列的等温压缩实验。实验结束后,对试件进行了金相分析,并分别讨论了不同的热变形条件对碳化硼增强 6061Al 基复合材料微观组织演变的影响。

1 实验

1.1 试样制备

等温压缩实验选用的复合材料中各元素和化合物的质量分数为: Mg 1%, Si 0.6%, Cu 0.17%, Ti 1.3%, Mn 0.16%, B₄C 10% (其中 B₄C 颗粒尺寸大小范围为 10 ~ 20 μm), 余量为 Al。在等温压缩实验前,先将所有试样作均匀化处理,然后沿轴向取样,按图 1 所示尺寸制备压缩试样。

1.2 热压缩试验

本实验采用 Gleeble-3500 热模拟试验机进行等温热压缩实验。试验开始前,首先将热电偶焊接在试样中部;然后将试样放入工作区夹紧;最后对工作区抽真空处理,如图 2 所示。热压缩试验过程可以分为 4 步:

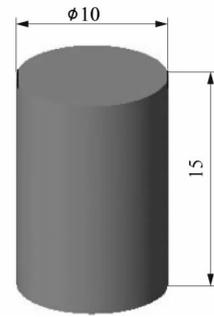


图 1 压缩试样尺寸

Figure 1 Dimensions of compressed sample

- ①加热阶段(以一定升温速率加热试样至预设温度);
- ②保温阶段(保温时长 3 min);
- ③压缩变形阶段;
- ④淬火阶段(变形结束后将试样迅速放入水中)。热压缩试验过程如图 3 所示,试验方案如表 1 所示。为了保证试样的平行度以及减小试样在压缩变形过程中与平面压头之间的摩擦力,在试验开始前,需对试样的 2 个端面进行预处理(打磨、抛光和润滑)。

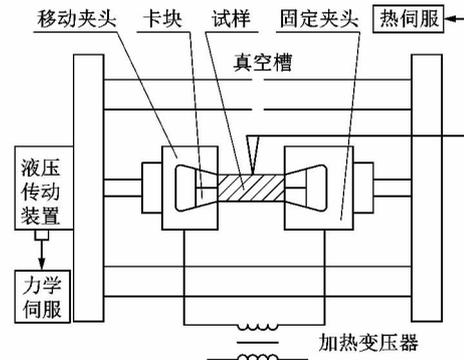


图 2 实验的准备

Figure 2 Test preparation

表 1 热压缩试验方案

Table 1 Thermal compression scheme

编号	变形温度/℃	应变速率/s ⁻¹	应变量
1	480	0.100	0.9
2	460	0.100	0.9
3	440	0.001	0.9
4	440	0.010	0.9
5	440	0.100	0.9
6	440	1.000	0.9
7	420	0.100	0.9
8	400	0.100	0.9
9	440	0.100	0.8
10	440	0.100	0.7
11	440	0.100	0.6
12	440	0.100	0.5

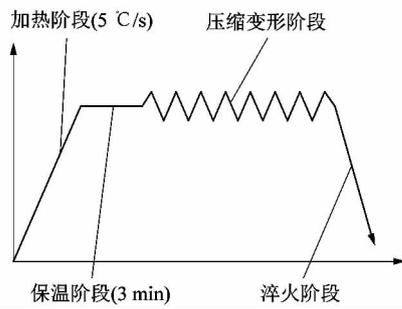


图3 试验过程

Figure 3 Test process

1.3 微观表征

实验结束后,先用砂纸打磨试样的一个端面,直至端面无肉眼可见的划痕;然后用丝绸抛光布对端面进行抛光处理,抛光时间为 15 min(为保证试样两端面的平行度,需对另一端面也进行打磨处理)。配制 50% 氢氟酸(HF) + 50% 蒸馏水的腐蚀剂,对试样待观察区进行腐蚀处理,腐蚀时间为 30 s。最后,利用光学显微镜(OM)观察各组试样端面的中心位置,分析其微观组织特征。

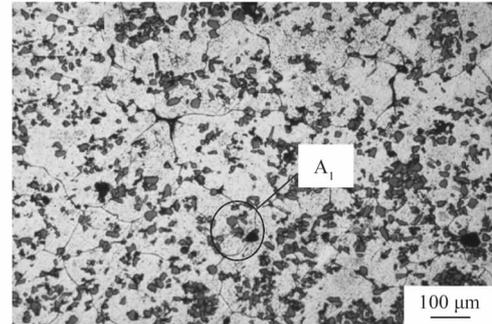
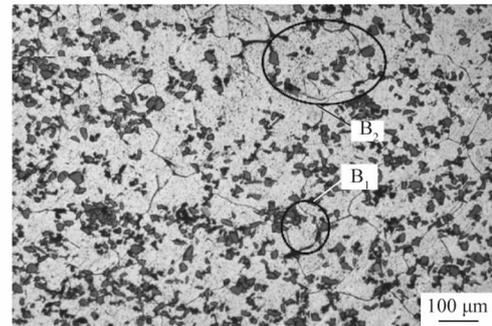
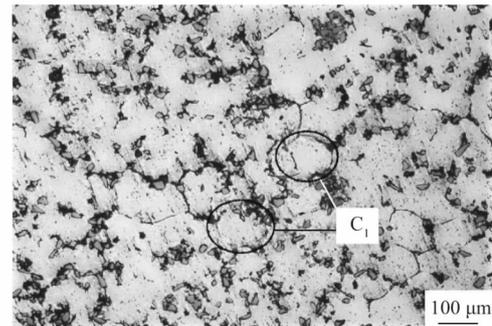
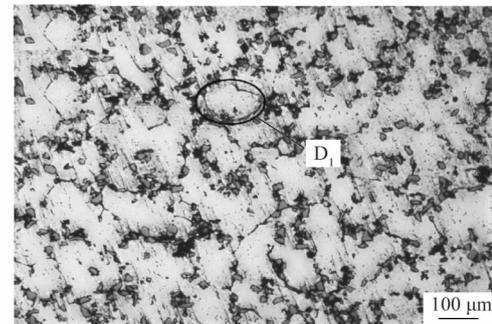
2 结果与讨论

2.1 变形温度对 $B_4C_p/6061Al$ 复合材料微观组织的影响

图4为 $B_4C_p/6061Al$ 复合材料在应变量为0.9、应变速率为 0.100 s^{-1} 、变形温度为 $400\sim 480\text{ }^\circ\text{C}$ 条件下的金相组织图。当变形温度为 $400\text{ }^\circ\text{C}$ 时,复合材料的金相组织以发生变形的原始组织为主,存在少量的动态再结晶晶粒(见椭圆标记 A_1)。当变形温度为 $420\text{ }^\circ\text{C}$ 时,动态再结晶晶粒有所增多且晶形较为圆润,晶粒尺寸也有一定增大(见椭圆标记 B_1),但复合材料内部还存在少量的原始组织(见椭圆标记 B_2)。当变形温度为 $440\text{ }^\circ\text{C}$ 时,复合材料内部原始组织与 $420\text{ }^\circ\text{C}$ 相比进一步减少,出现了大量动态再结晶晶粒,且晶粒形状呈等轴状(见椭圆标记 C_1)。当变形温度为 $460\text{ }^\circ\text{C}$ 时,复合材料金相组织与 $440\text{ }^\circ\text{C}$ 时相比变化不大,复合材料内部为等轴状的动态再结晶晶粒(见椭圆标记 D_1),晶粒尺寸无明显变化。当变形温度为 $480\text{ }^\circ\text{C}$ 时,复合材料的晶粒尺寸与 $460\text{ }^\circ\text{C}$ 时相比明显增大(见椭圆标记 E_1)。

综上所述,在应变量和应变速率给定的情况下,变形温度对 $6\times\times\times$ 系铝合金的软化机制有较大的影响。当变形温度上升至 $400\text{ }^\circ\text{C}$ 后, $6061Al$ 基复合材料开始发生动态再结晶且伴有少量再结晶晶粒生成,这是因为较低的变形温度很难激发原始晶粒的活性。当变形温度持续升高至 $440\text{ }^\circ\text{C}$ 时,原子内部累积的热激

活能增多,在应力的共同作用下促使再结晶的形核速度逐渐提升,晶核尺寸也不断增大。当变形温度超过 $440\text{ }^\circ\text{C}$ 时, $6061Al$ 基复合材料动态再结晶的形核过程已基本完成,且随温度的持续升高,再结晶晶粒不断长大最终形成等轴晶。在整个过程中, $6\times\times\times$ 系铝合金内部的软化机制随变形温度的升高而发生变化,从 $400\text{ }^\circ\text{C}$ 的动态回复过程逐渐转变为较高温度的动态再结晶过程^[16-17]。

(a) $400\text{ }^\circ\text{C}$ (b) $420\text{ }^\circ\text{C}$ (c) $440\text{ }^\circ\text{C}$ (d) $460\text{ }^\circ\text{C}$

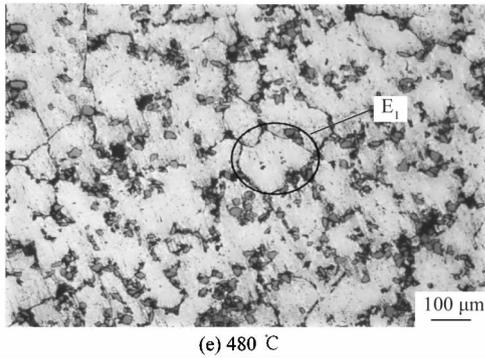


图4 不同变形温度下的微观组织
Figure 4 Microstructure at different deformation temperatures

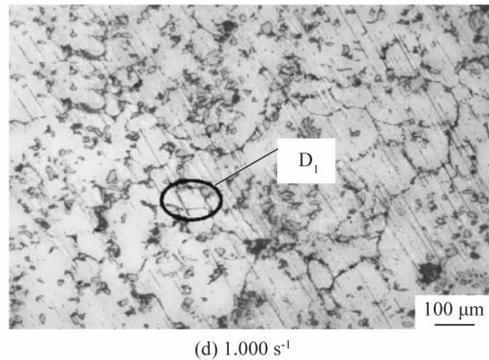
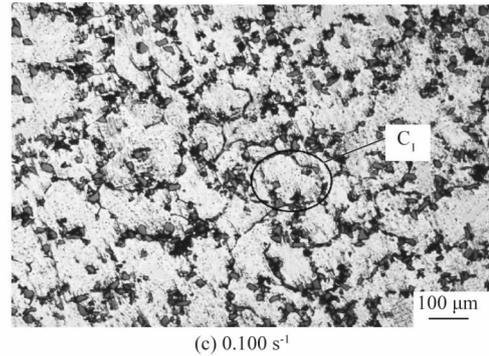
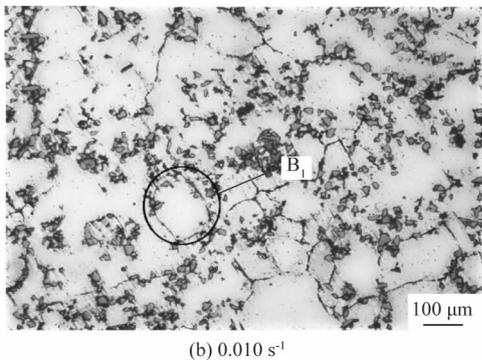
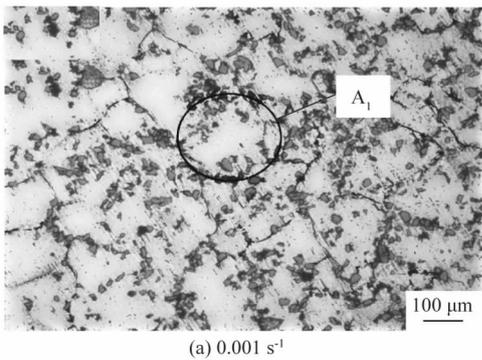


图5 不同应变速率下的微观组织
Figure 5 Microstructure at different strain rates

2.2 应变速率对 B₄C_p/6061Al 复合材料微观组织的影响

图5 为 B₄C_p/6061Al 复合材料在应变量为0.9、变形温度为 440 °C、应变速率为 0.001 ~ 1.000 s⁻¹ 变形条件下的微观组织。由金相照片可知,复合材料内部均已发生动态再结晶。不同的是,应变速率越小,6061Al 基复合材料体内部发生的动态再结晶过程越充分,且生成的再结晶晶粒数量越多。当应变速率从 0.001 ~ 1.000 s⁻¹ 逐渐增大时,6061Al 基复合材料发生动态再结晶的形核率反而降低,晶粒尺寸也逐渐减小(见椭圆标记 A₁, B₁, C₁ 和 D₁)。

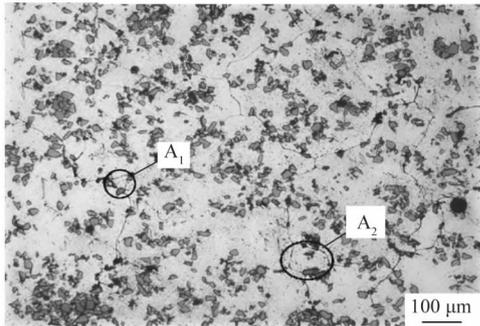


在应变量和变形温度确定的条件下,复合材料发生动态再结晶的程度与变形时间有关^[18-19]。应变速率的大小决定了 6061Al 基复合材料变形时间的长短,应变速率越大,达到相同应变所需的时间越短,所以,当应变速率为 1.000 s⁻¹ 时,复合材料的变形时间最短,导致材料内部发生的动态再结晶过程不充分,再结晶晶粒尺寸相对较小。应变速率为 0.100 s⁻¹ 时, B₄C_p/6061Al 复合材料内部变形晶粒已全部完成动态再结晶;当应变速率大于 0.100 s⁻¹ 时,复合材料内部还残留部分原始变形晶粒未发生动态再结晶;当应变速率小于 0.100 s⁻¹ 时,复合材料内部动态再结晶晶粒尺寸将会变大,所以可确定最有利于 B₄C_p/6061Al 复合材料性能的动态再结晶应变速率为 0.100 s⁻¹。

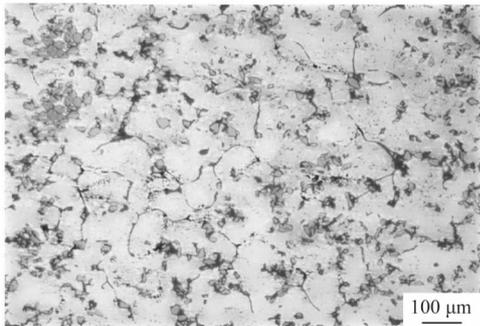
2.3 应变变量对 B₄C_p/6061Al 复合材料微观组织的影响

图6 为 B₄C_p/6061Al 复合材料在变形温度为 440 °C、应变速率为 0.100 s⁻¹ 和应变量为 0.5 ~ 0.9 变形条件下的微观组织。如图6(a)所示,当应变量为 0.5 时,复合材料内部形成了动态再结晶亚晶晶粒(见椭圆标记 A₁)以及少量的动态再结晶晶粒(见椭圆标记 A₂);从图6(b)和6(c)可知,随着应变量的不断增大,复合材料内部出现的动态再结晶晶粒也不断增多;

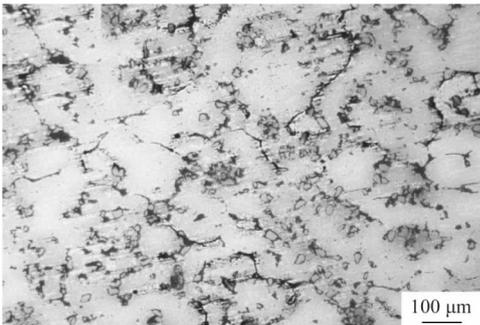
从图 6(d)可以看出,当应变量为 0.8 时,动态再结晶晶粒较应变量为 0.5 时明显增多,但仍有大量再结晶晶粒呈亚晶结构(见椭圆标记 D_1),以及少量发生变形的原始晶粒(见椭圆标记 D_2);从图 6(e)可以看出,当应变量为 0.9 时,复合材料内部晶粒已基本完成动态再结晶,且晶粒细小(见椭圆标记 E_1)。



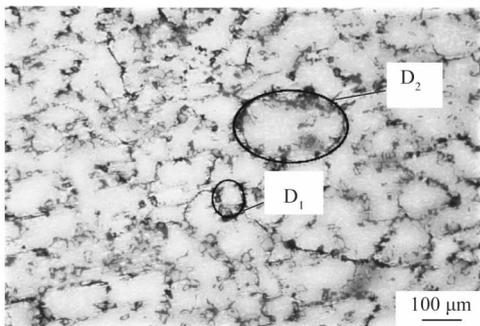
(a) 0.5



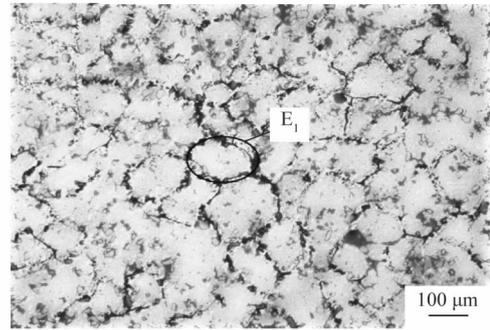
(b) 0.6



(c) 0.7



(d) 0.8



(e) 0.9

图 6 不同应变量下的微观组织

Figure 6 Microstructure at different strains

综上,在变形温度和应变速率给定的条件下,随着应变量的增大, $B_4C_p/6061Al$ 复合材料的动态再结晶程度也越大。这是因为随着应变量的不断增大,复合材料内部原子的形变储存能增多,加快了动态再结晶的形核速度;另外,复合材料的应变量大,促使变形所需的流变应力增大,动态再结晶的时间也越充足^[20]。

3 结论

课题组研究了变形条件对 $B_4C_p/6061Al$ 复合材料动态再结晶的影响,得出以下结论:

1) 变形温度对 $B_4C_p/6061Al$ 复合材料的软化机制有显著的影响。当应变量和应变速率一定的条件下,变形温度越高,复合材料动态再结晶的形核效率越高。由细晶强化理论可确定最有利于 $B_4C_p/6061Al$ 复合材料性能的动态再结晶变形温度为 $440\text{ }^\circ\text{C}$ 。

2) 应变速率的大小决定了材料发生变形所需时间的长短,进而影响 $B_4C_p/6061Al$ 复合材料微观组织的演变过程。当应变量和变形温度一定的条件下,应变速率越低,发生相同的应变量的时间越长,有利于 $B_4C_p/6061Al$ 复合材料动态再结晶的发生,所以可以确定最有利于 $B_4C_p/6061Al$ 复合材料性能的动态再结晶应变速率为 0.100 s^{-1} 。

3) 应变量对 $B_4C_p/6061Al$ 在热变形过程中的微观组织有很大的影响。当应变速率恒定时,应变量大,复合材料的流变应力也将增大,其动态再结晶程度越高。所以当应变量为 0.9 时,复合材料内部已基本完成动态再结晶,生成了细小的动态再结晶晶粒。

参考文献:

- [1] 张福豹,许晓静,罗勇,等. $6 \times \times \times$ 系铝合金微金属化的研究进展 [J]. 材料导报,2012,26:384-388.
- [2] 王培,邵继鹏,李占国. $6 \times \times \times$ 系铝合金薄板预时效工艺探索 [J]. 铝加工,2015(3):19.
- [3] 李龙,夏承东,宋友宝,等. 铝合金在新能源汽车工业的应用现状

及展望[J]. 轻合金加工技术, 2017, 45(9): 18 - 25, 33.

[4] 王蒙蒙, 张德恩, 卢锦德, 等. Al-Cu-Mn 系新型铝合金热处理工艺研究[J]. 热加工工艺, 2013, 42(6): 160.

[5] 王正军. 碳化硼抗弹陶瓷研究进展[J]. 硅酸盐通报, 2008, 27(1): 132 - 135.

[6] 王正军. 碳化硼抗弹陶瓷的制备方法及应用[J]. 中国粉体技术, 2008, 14(3): 56 - 59.

[7] 周思君. B₄C_p/6063Al 复合材料热变形行为研究[D]. 西安: 西安工程大学, 2019: 17 - 36.

[8] 童攀, 林立, 王全兆, 等. 颗粒尺寸对 B₄C 增强铝基中子吸收材料界面反应与力学性能的影响[J]. 复合材料学报, 2019, 36(4): 927 - 937.

[9] 朱伟, 蔡晓兰, 王子阳, 等. B₄C 增强 Al 基复合材料的研究进展[J]. 材料导报, 2016, 30(增刊 1): 479.

[10] 高占平, 王文先, 李宇力, 等. B₄C 颗粒增强铝基复合材料微观形貌和力学行为分析[J]. 热加工工艺, 2012, 41(20): 91.

[11] PARK J J, HONG S M, LEE M K, et al. Enhancement in the microstructure and neutron shielding efficiency of sandwich type of 6061Al-B₄C composite material via hot isostatic pressing [J]. Nuclear Engineering and Design, 2015, 282: 1 - 7.

[12] FRAGE N, LEVIN L, FRUMIN N, et al. Manufacturing B₄C-(Al, Si) composite materials by metal alloy infiltration [J]. Journal of Materials Processing Technology, 2003, 136(3): 143.

[13] PYZIK A J, BEAMAN D R. Al-B-C phase development and effects on mechanical properties of B₄C/Al derived composites [J]. Journal of the American Ceramic Society, 1995, 78: 305.

[14] 陈学海, 陈康华, 董朋轩, 等. 7085 铝合金的热变形组织演变及动态再结晶模型[J]. 中国有色金属学报, 2013, 23(1): 44 - 50.

[15] 成小乐, 袁建才, 尹君, 等. B₄C_p/6063Al 板材等应变速率挤压模具优化[J]. 塑性工程学报, 2020, 27(2): 37 - 44.

[16] LIU X Y, PAN Q L, HE Y B, et al. Flow behavior and microstructural evolution of Al-Cu-Mg-Ag alloy during hot compression deformation [J]. Materials Science and Engineering: A, 2009, 500(1/2): 150 - 154.

[17] 孙亚丽, 谢敬佩, 郝世明, 等. 30% SiC_p/Al 复合材料热变形及动态再结晶行为[J]. 粉末冶金材料科学与工程, 2016, 21(1): 15.

[18] HUANG X D, ZHANG H, HAN Y, et al. Hot deformation behavior of 2026 aluminum alloy during compression at elevated temperature [J]. Materials Science and Engineering: A, 2010, 527(3): 485 - 490.

[19] 何克准. DC 铸造强韧型过共晶变形铝硅合金的组织与力学性能[D]. 沈阳: 东北大学, 2012: 39.

[20] LI J P, SHEN J, YAN X D, et al. Microstructure evolution of 7050 aluminum alloy during hot deformation [J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2010, 20(2): 189 - 194.

(上接第 46 页)

[5] 陈国庆, 柳峻鹏, 张秉刚, 等. 硬质合金与钢电子束焊接接头缺陷及断裂分析[J]. 焊接学报, 2017, 38(10): 3.

[6] MAI T A, SPOWAGE A C. Characterisation of dissimilar joints in laser welding of steel-kovar, copper-steel and copper-aluminium [J]. Materials Science and Engineering A, 2004, 374(1/2): 224.

[7] TSUJINO J, UEOKA T, FUJITA Y, et al. Ultrasonic butt welding of aluminum, copper and steel plate specimens [J]. Japanese Journal of Applied Physics, 1994, 33: 3059.

[8] MAGNABOSCO I, FERRO P, BONOLLO F, et al. An investigation of fusion zone microstructures in electron beam welding of copper - stainless steel [J]. Materials Science and Engineering A, 2006, 424(1/2): 163.

[9] 苗玉刚, 李春旺, 赵慧慧, 等. 铜/钢复合接头旁路热丝等离子弧增材特性分析[J]. 焊接学报, 2019, 40(5): 95.

[10] 张佳瑶. 软铁/铜复合弹带 TIG 堆焊工艺及界面研究[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2019: 27.

[11] AUWAL S T, RAMESH S, YUSOF F, et al. A review on laser beam welding of copper alloys [J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2018, 96(1): 476.

[12] MAGNABOSCO I, FERRO P, BONOLLO F, et al. An investigation of fusion zone microstructures in electron beam welding of copper-stainless steel [J]. Materials Science and Engineering A, 2006, 424(1/2): 164.

[13] FABRITSIEV S A, POKROVSKY A S, NAKAMICHI M, et al. Irradiation resistance of DS copper/stainless steel joints fabricated by friction welding methods [J]. Journal of Nuclear Materials, 1998, 258/259/260/261/262/263: 2031.