

# B<sub>4</sub>C/6061Al 复合材料热压缩断裂行为的多尺度研究

周丽<sup>1</sup> 张鹏飞<sup>1</sup> 王全兆<sup>2</sup> 肖伯律<sup>2</sup> 马宗义<sup>2</sup> 于涛<sup>1</sup>

1 烟台大学机电汽车工程学院 烟台 264005

2 中国科学院金属研究所沈阳材料科学国家研究中心 沈阳 110016

**摘要** 运用实验和模拟仿真相结合的方法研究了B<sub>4</sub>C/6061Al复合材料的热压缩断裂行为,确定了损伤模型及损伤参数。建立了单向多尺度有限元模型,分析了B<sub>4</sub>C/6061Al复合材料的细观损伤机理。结果表明,由于B<sub>4</sub>C/6061Al复合材料内部不均匀的细观结构,剪切损伤模型不能预测其断裂行为,而GTN损伤模型能准确预测B<sub>4</sub>C/6061Al复合材料的热压缩断裂行为。通过与实验结果比较,确定了31%B<sub>4</sub>C/6061Al(质量分数)复合材料的GTN模型损伤参数,从而使模拟和实验获得的裂纹深度和载荷-位移曲线高度一致。此外,利用单向多尺度有限元法准确地分析了B<sub>4</sub>C/6061Al复合材料热压缩过程的细观损伤机理,即热压缩过程中出现的宏观裂纹是由颗粒的脆性断裂、基体和界面的脱黏以及基体的延性损伤导致的。

**关键词** B<sub>4</sub>C/6061Al 复合材料,热压缩,多尺度法,断裂

中图分类号 TG339

文章编号 0412-1961(2019)07-0911-08

## Multi-Scale Study on the Fracture Behavior of Hot Compression B<sub>4</sub>C/6061Al Composite

ZHOU Li<sup>1</sup>, ZHANG Pengfei<sup>1</sup>, WANG Quanzhao<sup>2</sup>, XIAO Bolü<sup>2</sup>, MA Zongyi<sup>2</sup>, YU Tao<sup>1</sup>

*1 School of Electromechanical and Vehicle Engineering, Yantai University, Yantai 264005, China*

*2 Shenyang National Laboratory for Materials Science, Institute of Metal Research,*

*Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, China*

Correspondent: WANG Quanzhao, associate professor, Tel: (024)23971749, E-mail: qzhwang@imr.ac.cn

Supported by National Key Research and Development Program of China (No.2017YFB0703104), National Natural Science Foundation of China (Nos.U1508216 and 51771194) and Natural Science Foundation of Shandong Province (No.ZR2019MEE074)

Manuscript received 2018-09-27, in revised form 2018-12-19

**ABSTRACT** B<sub>4</sub>C/Al composites possess excellent physical and mechanical properties, especially the capacity of neutron absorption, and therefore are increasingly used in nuclear industry for storage and transportation of spent fuels. However, very little study has reported the fracture behavior of B<sub>4</sub>C/Al composite under hot compression. Therefore, at the present work, the hot compression fracture behavior of B<sub>4</sub>C/6061Al composite was studied by combining experimental and simulation methods, and the fracture model and damage parameters were determined. A unidirectional multi-scale finite element model was established to analyze the meso damage mechanism of B<sub>4</sub>C/6061Al composite. The results show that the shear damage model cannot predict the fracture behavior of B<sub>4</sub>C/6061Al composite because of the inhomogeneous microstructure, and the GTN damage model can accurately predict the hot compression frac-

**资助项目** 国家重点研发计划项目 No.2017YFB0703104, 国家自然科学基金项目 Nos.U1508216 和 51771194, 山东省自然科学基金项目 No.ZR2019MEE074

**收稿日期** 2018-09-27 **定稿日期** 2018-12-19

**作者简介** 周丽,女,1971年生,教授,博士

**通讯作者** 王全兆, qzhwang@imr.ac.cn, 主要从事金属基复合材料和搅拌摩擦焊接与加工的研究

**DOI** 10.11900/0412.1961.2018.00453

ture behavior of B<sub>4</sub>C/6061Al composite. At the same time, by comparing with the experimental results, the GTN damage parameters of 31%B<sub>4</sub>C/6061Al composite were determined, and then by applying the damage parameters, the calculated crack depth and load-displacement curves agree well with the experimental results. In addition, the micro-damage mechanism of B<sub>4</sub>C/6061Al composite during hot compression process was analyzed accurately with the unidirectional multi-scale finite element method, which was caused by brittle fracture of particles, debonding between matrix and interface, and ductile damage of matrix.

**KEY WORDS** B<sub>4</sub>C/6061Al composite, hot compression, multi-scale method, fracture

B<sub>4</sub>C/Al 复合材料除具有高比强度、高比刚度、良好的耐磨性能及低的热膨胀系数等金属基复合材料的优点外<sup>[1,2]</sup>,由于 B<sub>4</sub>C 具有良好的中子吸收能力,是近几年来备受关注的一种中子吸收材料,已经被成功运用在乏燃料水池和燃料运输容器中<sup>[3,4]</sup>。

B<sub>4</sub>C/Al 复合材料的制备方法主要有挤压铸造、搅拌铸造、熔体浸渗和粉末冶金等<sup>[5-7]</sup>。为了提高复合材料的致密度、改善微观组织均匀性、增加材料的力学性能并形成最终产品,需要对复合材料进行塑性变形加工,如轧制、锻压或挤压等。由于大量硬脆陶瓷颗粒的加入严重阻碍了基体的塑性流动,而且提高了变形抗力,使 B<sub>4</sub>C/Al 复合材料的变形加工非常困难。若加工工艺参数控制不当,挤压和轧制条件下很容易导致型材的边缘开裂或内部损伤<sup>[8]</sup>。

对一种材料可加工性的完整描述,需要了解变形过程中加工参数(如温度、应变速率和应变)对流动应力的影响、材料的失效行为以及组织演化机制的转变。已有文献<sup>[9-13]</sup>研究了 B<sub>4</sub>C/Al 复合材料热变形中的流变行为及相应的微观结构变化,分析了温度和应变速率对流变应力的影响<sup>[9]</sup>。通过对高应变率下的流变应力修正,修正后的 Arrhenius 双曲正弦本构模型可以很好地预测 B<sub>4</sub>C/6061Al 复合材料的热变形行为<sup>[11]</sup>。贺玮等<sup>[12]</sup>采用不同的二次加工方法获得了抗拉强度高、组织分布均匀的 B<sub>4</sub>C/Al 复合材料。李德富等<sup>[13]</sup>研究了 B<sub>4</sub>C/2009Al 复合材料热加工变形中发生动态再结晶的临界条件。但关于 B<sub>4</sub>C/Al 复合材料热变形中材料的断裂行为还少有研究。Li 等<sup>[14]</sup>和 Opelt 等<sup>[15]</sup>分别对陶瓷和聚合物基复合材料热压缩条件下的断裂机理进行了研究。不同复合材料具有不同的微观结构,但研究结果表明,在热压缩条件下,变形温度对基体内的微孔洞、微裂纹和界面的演化等有显著影响,而且宏观上表现出的断裂形貌是由其微观组织决定的。

B<sub>4</sub>C/6061Al 复合材料热变形应力、应变及损伤存在多尺度和多相性的特点,宏观尺度上(毫米级别以上)可视为均匀连续介质;微观尺度上(微米级别)则区分为性能差异巨大的合金基体和增强相两相材料。多尺度有限元法是一种既能在大尺度上求解问题、又能反映小尺度信息的方法,可以显著提高计算精度并在宏观和微观尺度上较好地预测非均质材料

的力学特性。文献[16,17]采用单向多尺度方法建立了局部细观模型,利用子模型方法将宏观响应量传递给细观模型进行应力及损伤分析,可用较小的计算量获得较高精度的局部应力。

本工作运用实验和模拟计算分析了 31%B<sub>4</sub>C/6061Al (质量分数)复合材料热压缩过程中的断裂损伤模型,考虑了温度和应变率对裂纹开裂的影响,确定了 GTN (Gurson-Tvergaard-Needleman) 损伤模型中的材料常数,并采用单向多尺度有限元法分析了裂纹开裂的细观机制。

## 1 损伤模型

通过模拟仿真方法研究材料的断裂损伤行为时,损伤模型的选取是至关重要的,只有恰当地选取损伤模型,才能保证材料断裂后计算结果的正确性。通常情况下,材料压缩过程中的断裂模型主要有剪切断裂(shear fracture)<sup>[18-21]</sup>、J-C (Johnson-Cook) 断裂<sup>[22]</sup>和 GTN 断裂<sup>[23,24]</sup>模型。J-C 损伤模型适用于高应变率切削仿真,因此,本工作主要考虑剪切损伤和 GTN 损伤模型。

### 1.1 剪切损伤模型

剪切损伤是由材料变形过程中内部剪切带的滑移引起的,因此剪切损伤模型在热压缩模拟过程中是值得考虑的。塑性变形单调递增的状态变量( $W_D$ )表示为<sup>[25]</sup>:

$$W_D = \frac{\bar{\varepsilon}_0^p + \sum \Delta \bar{\varepsilon}^p}{\Delta \bar{\varepsilon}_f^p} \quad (1)$$

$$\theta_s = \frac{\bar{\sigma} + K_s \times p}{\tau_{\max}} \quad (2)$$

式中, $\bar{\varepsilon}^p$ 为等效塑性应变; $\bar{\varepsilon}_0^p$ 为等效塑性应变的初始值; $\sum \Delta \bar{\varepsilon}^p$ 为等效塑性应变增量; $\bar{\varepsilon}_f^p$ 为失效应变; $\bar{\sigma}$ 为 von Mises 应力; $p$ 为静水压力; $\tau_{\max}$ 为最大剪应力; $K_s$ 为材料系数,通常为 0.3<sup>[20]</sup>; $\theta_s$ 为剪应力比。当  $W_D \geq 1$  时,材料就会出现损伤<sup>[25]</sup>。

### 1.2 GTN 损伤模型

GTN 损伤模型是基于 Gurson<sup>[26]</sup>提出的多孔材料理论演变而来的。Gurson<sup>[26]</sup>提出,在塑性变形过程中,材料的微观组织会出现很多随机分布的小孔洞,在材料加工变形中,这些小孔洞会不断的生长、变大,最后聚集形成大孔洞直到材料断裂。Needleman 和 Tvergaard<sup>[27]</sup>考虑了材料变形过程中孔洞之间

的相互作用对材料断裂的影响,改进了多孔材料理论,从而形成了 GTN 损伤模型。其中材料的屈服函数( $\Phi$ )如下<sup>[27]</sup>:

$$\Phi = \left(\frac{\bar{\sigma}}{\sigma_y}\right)^2 + 2q_1 f^* \cosh\left(-\frac{3q_2 \sigma_m}{2\sigma_y}\right) - 1 - q_3 (f^*)^2 = 0 \quad (3)$$

式中, $\sigma_y$ 为材料的屈服应力, $q_1$ 、 $q_2$ 和 $q_3$ 为反映孔洞相互作用的常数, $\sigma_m$ 为平均应力, $f^*$ 为孔洞合并时失去应力承载能力的函数,是关于孔洞体积分数( $f$ )来进行定义:

$$f^* = \begin{cases} f & (f \leq f_c) \\ f_c + \frac{f_u - f_c}{f_f - f_c} (f - f_c) & (f_c < f < f_f) \\ f_f & (f \geq f_f) \end{cases} \quad (4)$$

式中, $f_c$ 为临界孔洞体积分数, $f_f$ 为完全失效时的孔洞体积分数, $f_u$ 为平衡系数。

在塑性变形过程中, $f$ 的改变是由于孔洞的增长和新孔洞的形成共同导致的,具体演化过程如下式所示:

$$\dot{f} = \dot{f}_g + \dot{f}_n \quad (5)$$

$$\dot{f}_g = (1 - f) \dot{\epsilon}_{kk}^p : \mathbf{I} \quad (6)$$

$$\dot{f}_n = \frac{f_n}{S_N \sqrt{2\pi}} \exp\left[-\frac{1}{2} \left(\frac{\bar{\epsilon}^p - \epsilon_N}{S_N}\right)^2\right] \dot{\epsilon}^p \quad (7)$$

式中, $\dot{f}$ 为孔洞体积分数的变化率, $\dot{f}_g$ 为孔洞增长和控制塑性应变增量张量引起的孔洞体积分数增量, $\dot{f}_n$ 为孔洞形核所引起的孔洞体积分数增量, $\dot{\epsilon}_{kk}^p$ 为基体等效塑性应变率, $\dot{\epsilon}^p$ 为等效塑性应变率, $\mathbf{I}$ 为二阶单位张量, $f_n$ 为空洞形核的体积分数, $S_N$ 为应变的标准偏差, $\epsilon_N$ 为材料的平均应变。

## 2 热压缩实验

实验材料为粉末冶金方法制备的 31%B<sub>4</sub>C/6061Al 复合材料,B<sub>4</sub>C 颗粒平均尺寸为 5~20  $\mu\text{m}$ ,其初始显微组织如图 1 所示。6061Al 合金的主要化学成分

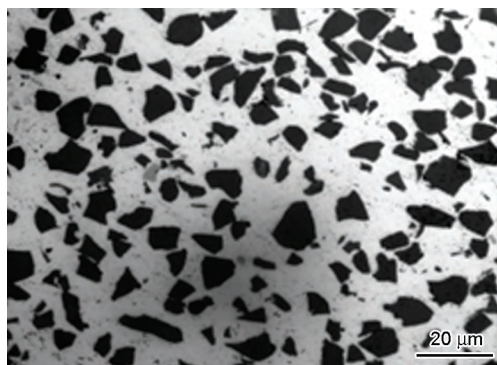


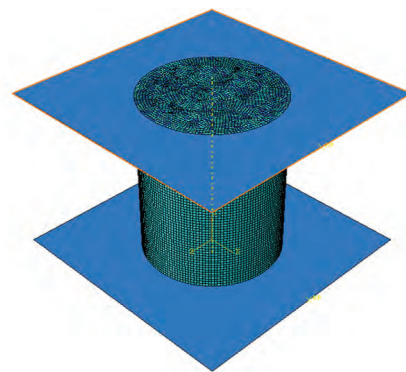
图 1 31%B<sub>4</sub>C/6061Al 复合材料的初始显微组织的 OM 像

Fig.1 OM image of initial microstructure of 31%B<sub>4</sub>C/6061Al composite

(质量分数,%)为:Fe 0.70, Si 0.80, Mn 0.15, Cr 0.35, Mg 1.20, Zn 0.25, Al 余量。热压缩实验试样尺寸为直径 8 mm×12 mm 的圆柱体,实验温度分别为 375、425、475 和 525  $^{\circ}\text{C}$ ,应变率为 0.01、0.1、1 和 10  $\text{s}^{-1}$ 。压缩实验在 Gleeble 3800 热力模拟试验机上进行,在压缩实验过程中,Gleeble 3800 热模拟机微处理器利用标准的方程自动采集实验数据和曲线。热压缩后在线切割机上将试样沿垂直加载轴方向切割,并利用 MEF4A 型万能光学显微镜(OM)观察并测量裂纹长度。

## 3 有限元模拟

为保证有限元仿真与实验结果的一致性,在 ABAQUS 有限元软件中建立了与实验试样尺寸相同的三维非线性热力耦合有限元模型,如图 2 所示。模型中上下模具定义成解析刚体,仿真计算选用动态显式(ABAQUS/Explicit)求解器,网格类型采用三维八节点六面体减缩积分单元 C3D8RT。热压缩模拟试样的材料常数见表 1,本构关系见文献[11],上下模具与试样之间的摩擦系数为 0.3<sup>[28]</sup>。解析刚体的约束和载荷通过参考点(reference point)定义。由于在实验中采用的是单向压缩,因此,将下模具采用完全固定的约束,而在上模具施加不同应变率所对



Color online

图 2 热压缩有限元模型

Fig.2 Finite element model for hot compression

表 1 31%B<sub>4</sub>C/6061Al 复合材料热物理性能

Table 1 Thermo-physical properties of 31%B<sub>4</sub>C/6061Al composite

Thermo-physical parameter	Value	Unit
Young's modulus ( $E$ )	136	GPa
Shear modulus of elasticity ( $G$ )	52.3	GPa
Specific heat ( $c_p$ )	1.381	$\text{J} \cdot \text{g}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$
Thermal diffusivity	31.42	$\text{m}^2 \cdot \text{s}^{-1}$
Coefficient of thermal expansion ( $\varphi$ )	$16.9 \times 10^{-6}$	$\text{K}^{-1}$
Poisson's ratio ( $\mu$ )	0.3	
Density ( $\rho$ )	2.64	$\text{g} \cdot \text{m}^{-3}$

应的速率( $v$ )为:

$$v = \frac{S}{t} = \frac{S}{\varepsilon/\dot{\varepsilon}} \quad (8)$$

式中, $S$ 为试样的压缩量, $t$ 为压缩时间, $\varepsilon$ 和 $\dot{\varepsilon}$ 为试样的应变和应变率。

## 4 结果与分析

### 4.1 裂纹形貌分析

图3所示为31%B<sub>4</sub>C/6061Al复合材料在应变率

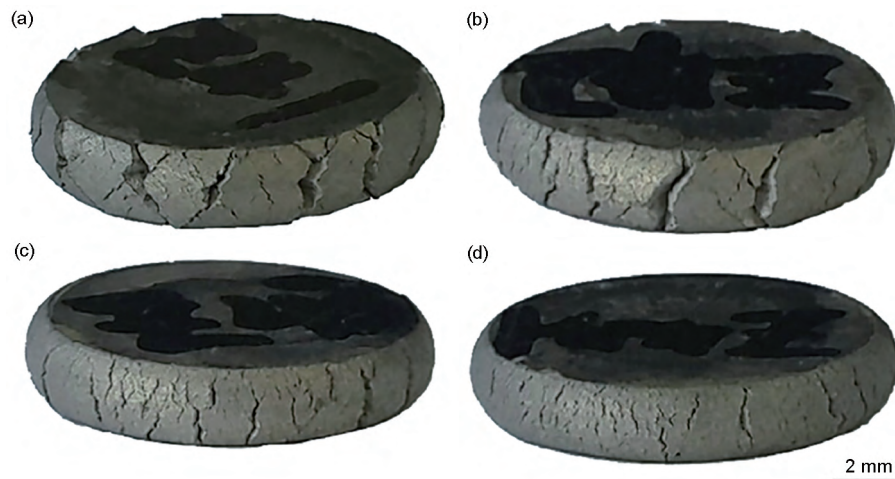
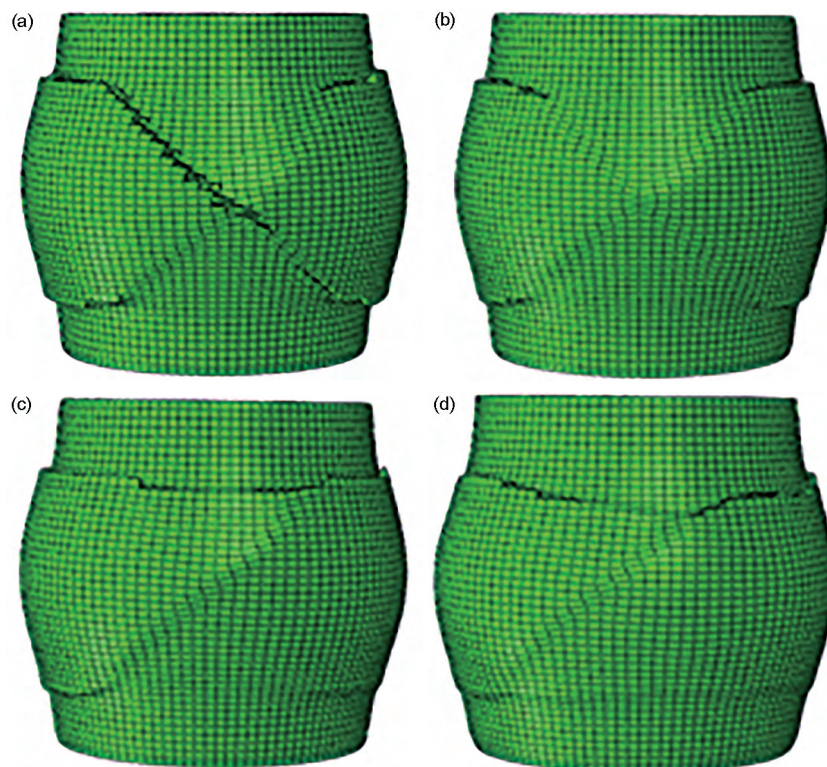


图3 应变率 $10 \text{ s}^{-1}$ 、压下量为75%时,31%B<sub>4</sub>C/6061Al复合材料热压缩后不同温度下的裂纹形貌

Fig.3 Crack morphologies of 31%B<sub>4</sub>C/6061Al composite after hot compression at 375 °C (a), 425 °C (b), 475 °C (c) and 525 °C (d) under strain rate of  $10 \text{ s}^{-1}$  and reduction of 75%



Color online

图4 应变率 $10 \text{ s}^{-1}$ 、压下量为27%时,由剪切损伤模型计算所得不同温度下31%B<sub>4</sub>C/6061Al复合材料的裂纹形貌

Fig.4 Crack morphologies of 31%B<sub>4</sub>C/6061Al composite calculated by shear fracture model at 375 °C (a), 425 °C (b), 475 °C (c) and 525 °C (d) under strain rate of  $10 \text{ s}^{-1}$  and reduction of 27%

6061Al 复合材料热压缩后的裂纹形貌。可以看出,当热压温度为  $375\text{ }^\circ\text{C}$  时,圆柱试样上出现了 2 条约  $45^\circ$  方向的斜裂纹。由于上下模具与试样的摩擦作用,试样在压缩过程中除了受与加载方向成  $45^\circ$  方向的剪应力外,还有较小的正压力,因此,试样出现了沿  $45^\circ$  方向的剪切断裂和沿压缩方向的局部断裂。通过与图 3 的实验结果比较,可以发现剪切损伤模型计算所得的裂纹形貌与实验完全不符,说明剪切损伤模型不能预测  $31\%B_4C/6061Al$  复合材料热压过程的断裂。

图 5 所示为采用 GTN 损伤模型计算得到的应变率为  $10\text{ s}^{-1}$  时,不同温度下  $31\%B_4C/6061Al$  复合材料热压缩后的裂纹形貌。可以看出,模拟计算所得裂纹形貌与实验结果相同。模拟中发现,采用 GTN 损伤模型,在压下量较小时,试样表面并没有出现裂纹,这与实验观测到的现象一致。除此之外,可以明显地发现,随着热压温度的升高,试样表面的裂纹变浅、宽度变窄,这也与实验所得结果相吻合。因此,GTN 损伤模型可以很好地预测  $31\%B_4C/6061Al$  复合材料热压缩过程的断裂行为。

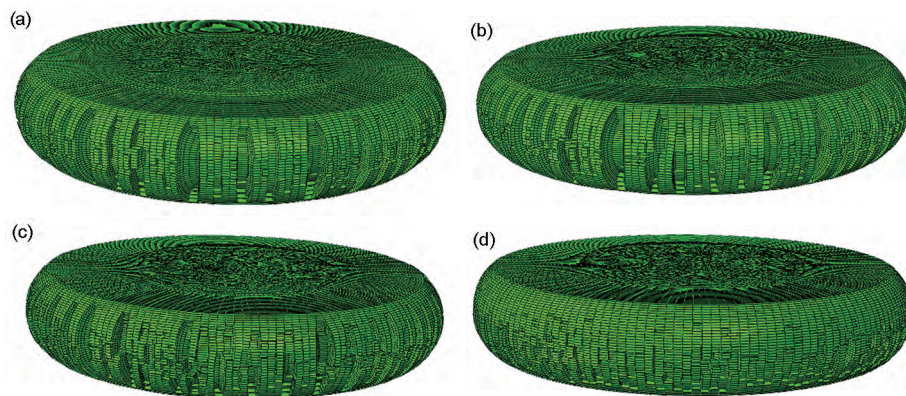
#### 4.2 GTN 损伤模型参数的确定

为了准确预测  $31\%B_4C/6061Al$  复合材料热压缩过程的断裂特性,经过多次试算发现 GTN 模型中损伤参数  $\epsilon_N$ 、 $S_N$ 、 $f_N$ 、 $f_c$  和  $f_t$  对裂纹特性影响较大。 $f_0$  为复合材料内部的初始孔洞体积分,由于基体和增强相之间界面及基体内部的材料缺陷会使初始孔洞体积分不为零。因此,比较不同压缩条件下实验与模拟结果,通过对这些损伤参数的多次调整,最终确定了  $31\%B_4C/6061Al$  复合材料的 GTN 损伤模型参数为  $q_1=1.5$ ,  $q_2=1$ ,  $q_3=2.25$ ,  $f_0=0.0025$ ,  $f_c=0.0065$ ,  $f_t=0.0098$ ,  $f_N=0.005$ ,  $\epsilon_N=0.3$ ,  $S_N=0.08$ , 其中  $q_1$ 、 $q_2$ 、 $q_3$  值采用 Abendroth 等<sup>[29]</sup>和 Benseddiq 等<sup>[30]</sup>的研究结果, $f_0$  值采用文献[23]的研究结果。

图 6 显示了应变率为  $10\text{ s}^{-1}$  时不同温度下 GTN 损伤模型计算与实验裂纹深度对比。GTN 损伤模型的裂纹形貌通过 ABAQUS 软件的视图切面功能获得,每一个图形都是从热压缩试样中间切开,并用测量工具测出裂纹深度,如图 6a~d 所示。实验所得的裂纹是将试样沿垂直加载方向切开,在 OM 下测量裂纹深度,如图 6e~h 所示。可以看出,GTN 损伤模型计算与实验裂纹形貌和深度非常相似,而且,随着热压温度的升高,裂纹的深度都逐渐减小,模拟的误差在 15% 之内。

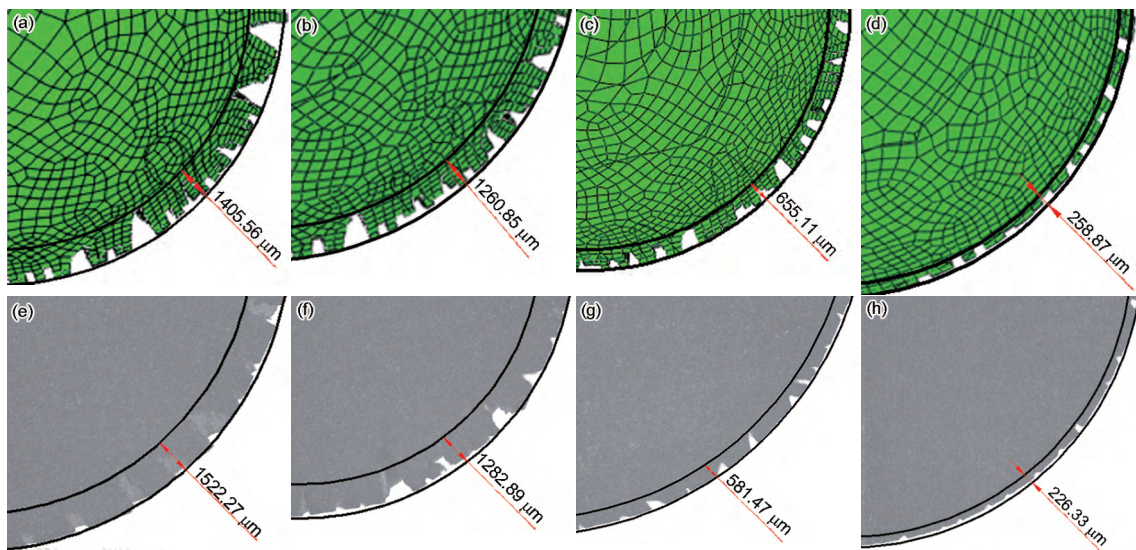
图 7a 给出了  $31\%B_4C/6061Al$  复合材料在应变率为  $10\text{ s}^{-1}$  时,不同温度下 GTN 损伤模型计算与实验载荷-位移曲线的比较,图 7b 显示了  $525\text{ }^\circ\text{C}$  时不同应变率下 GTN 损伤模型计算与实验载荷-位移曲线的比较。可以看出,随着温度的升高和应变率的降低,材料的流变应力逐渐下降,模拟曲线和实验曲线吻合很好。在不同热压缩条件下,  $31\%B_4C/6061Al$  复合材料的载荷-位移曲线变化规律相似。在变形的初始阶段,即弹性阶段,载荷随位移的增加而急剧升高;变形中期,载荷曲线随位移的增加变化很平缓;当位移为  $6\text{ mm}$  左右(压下量为试样高度的二分之一)时,载荷随位移的增加又快速增大。变形中期载荷变化平缓是由于热变形过程中,硬化机理(如应变硬化)以及软化机理(如动态回复、动态再结晶)同时产生且相互作用<sup>[31]</sup>。

通过比较可以发现,采用 GTN 损伤模型计算的  $31\%B_4C/6061Al$  复合材料热压裂纹形貌、尺寸及载荷-位移曲线与实验所得结果高度吻合。因此,本工作所求解的  $31\%B_4C/6061Al$  复合材料 GTN 损伤模型参数是准确可靠的,并且可以应用到该材料有限元数值模拟中。



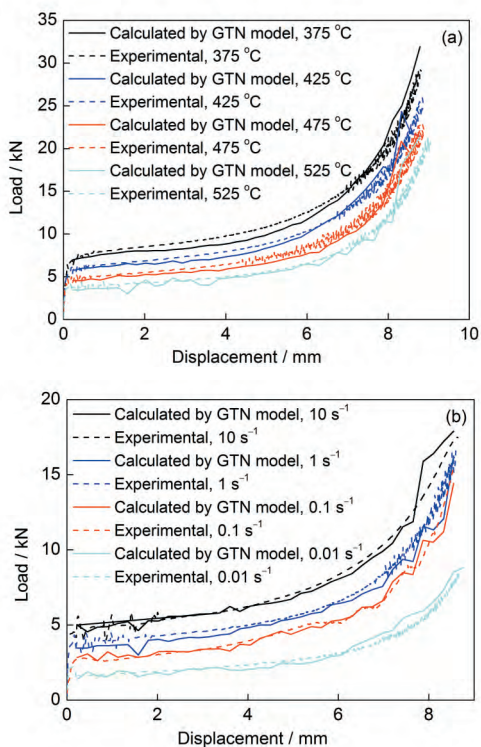
Color online

图 5 应变率  $10\text{ s}^{-1}$  时由 GTN 损伤模型计算所得不同温度下  $31\%B_4C/6061Al$  复合材料的裂纹形貌  
Fig.5 Crack morphologies of  $31\%B_4C/6061Al$  composite calculated by GTN model at  $375\text{ }^\circ\text{C}$  (a),  $425\text{ }^\circ\text{C}$  (b),  $475\text{ }^\circ\text{C}$  (c) and  $525\text{ }^\circ\text{C}$  (d) under strain rate of  $10\text{ s}^{-1}$



Color online

图6 应变率为  $10\text{ s}^{-1}$  时不同温度下 GTN 损伤模型计算与实验裂纹深度对比  
**Fig.6** Comparisons of crack depth calculated by GTN model (a~d) and experimental results (e~h) at  $375\text{ }^{\circ}\text{C}$  (a, e),  $425\text{ }^{\circ}\text{C}$  (b, f),  $475\text{ }^{\circ}\text{C}$  (c, g) and  $525\text{ }^{\circ}\text{C}$  (d, h) under strain rate of  $10\text{ s}^{-1}$



Color online

图7 不同温度和应变率下 GTN 损伤模型与实验所得热压缩过程中载荷-位移曲线的比较  
**Fig.7** Comparisons of load-displacement curves between experimental and calculated by GTN model during hot compression at strain rate of  $10\text{ s}^{-1}$  (a) and  $425\text{ }^{\circ}\text{C}$  (b)

4.3 多尺度法分析细观裂纹形成原因

采用单向多尺度有限元法分析  $31\%B_4C/6061Al$  复合材料的细观断裂特性时,由于热压缩实验的轴对称特性,选取如图8所示的9个位置。然后建立包

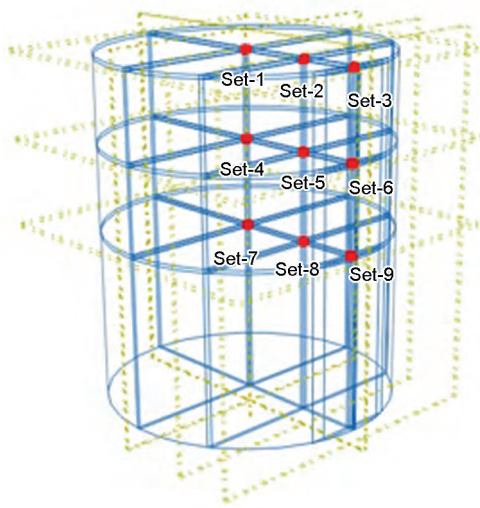


图8 有限元模拟中特征位置的选取

**Fig.8** Selections of feature positions in finite element simulation

含颗粒和基体的二维细观有限元模型,如图9所示。将上面宏观模拟得到的有效集合1~9的位移值提取出来输入到细观有限元模型中。

通过细观子模型的计算发现,随着计算时间的延长,只有集合6和9二维细观有限元模型中出现了裂纹,其它位置只是发生了不同程度的变形。图10显示了沿压缩方向不同时刻的等效应力图。从图10a可以看出,随着压下量的增加,  $B_4C$  颗粒发生了脆性断裂,而且断裂的位置一般出现在颗粒的尖角处,这是由于应力集中的缘故。随着压下量的增加,基体和颗粒的界面出现了脱黏,如图10b所示,然后基体也出现了不同程度的损伤,如图10c所示。小

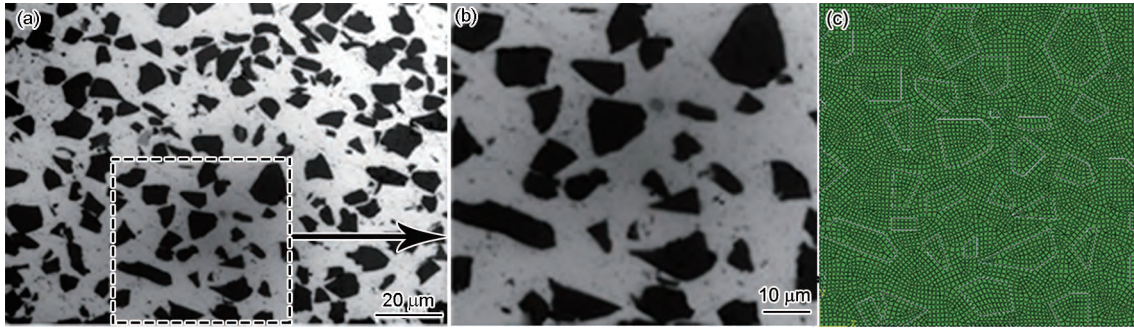


图9 31%B<sub>4</sub>C/6061Al 复合材料二维细观有限元模型的建立  
Fig.9 Establishment of 2D mesoscopic finite element model of 31%B<sub>4</sub>C/6061Al  
(a) microstructure (b) local zooming (c) finite element model

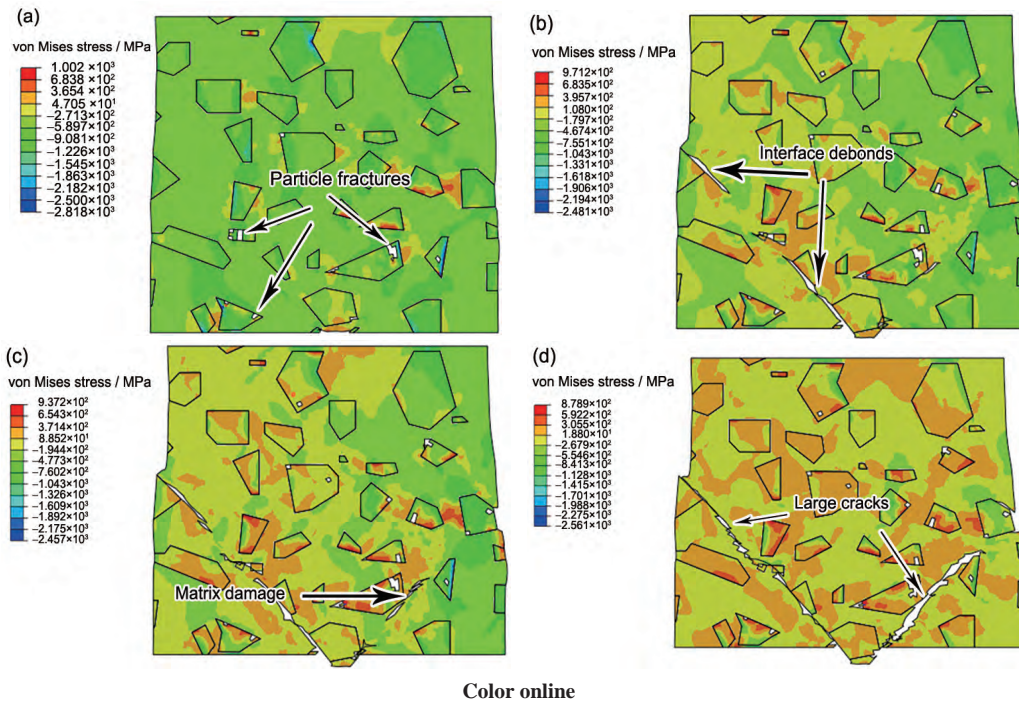


图10 随压缩时间的延长, 细观模型中裂纹的形成过程

Fig.10 Crack formation in mesoscopic model at time of 0.06 s (a), 0.062 s (b), 0.065 s (c) and 0.068 s (d)

裂纹继续扩展、合并, 最后形成2条长裂纹, 如图10d所示。这也说明了31%B<sub>4</sub>C/6061Al复合材料热压缩过程中出现的裂纹是由细观结构中颗粒的脆性断裂、基体和界面的脱黏以及基体损伤导致的。

## 5 结论

(1) 通过有限元分析与实验对比, 剪切损伤模型不能预测31%B<sub>4</sub>C/6061Al复合材料热压缩开裂行为, GTN损伤模型能准确预测31%B<sub>4</sub>C/6061Al复合材料热压缩断裂行为。

(2) 通过比较不同压缩条件下实验与模拟结果, 分析了压缩裂纹深度与载荷-位移曲线, 确定了31%B<sub>4</sub>C/6061Al复合材料的GTN损伤参数, 从而为该材料断裂模拟计算提供了可靠数据。

(3) 运用单向多尺度有限元法分析了B<sub>4</sub>C/

6061Al复合材料热压缩过程的细观损伤机理, 热压缩过程中出现的宏观裂纹是由细观结构中颗粒的脆性断裂、基体和界面的脱黏以及基体损伤导致的。

## 参考文献

- [1] Khakbiz M, Akhlaghi F. Synthesis and structural characterization of Al-B<sub>4</sub>C nano-composite powders by mechanical alloying [J]. *J. Alloys Compd.*, 2009, 479: 334
- [2] Trujillo-Vázquez E, Pech-Canul M I, Guía-Tello J C, et al. Surface chemistry modification for elimination of hydrophilic Al<sub>4</sub>C<sub>3</sub> in B<sub>4</sub>C/Al composites [J]. *Mater. Des.*, 2016, 89: 94
- [3] Huang Y P, Liang L, Xu J, et al. The design study of a new nuclear protection material [J]. *Nucl. Eng. Des.*, 2012, 248: 22
- [4] Zhang P, Li Y L, Wang W X, et al. The design, fabrication and properties of B<sub>4</sub>C/Al neutron absorbers [J]. *J. Nucl. Mater.*, 2013, 437: 350
- [5] Wang Y W, Zhang W G, Tian Q D, et al. Mechanical properties of B<sub>4</sub>C<sub>p</sub>/2024Al composites prepared by squeeze casting [J]. *Spec.*

- Cast. Nonferrous Alloys, 2008, (S1): 428  
(王扬卫, 张维官, 田擎东, 等. 挤压铸造 $B_4C_p/2024Al$ 复合材料力学性能研究 [J]. 特种铸造及有色合金, 2008, (年会专刊): 428)
- [6] Liu B, Huang W M, Wang H W, et al. Study on the load partition behaviors of high particle content  $B_4C/Al$  composites in compression [J]. *J. Compos. Mater.*, 2014, 48: 355
- [7] Chen H S, Wang W X, Nie H H, et al. Microstructure evolution and mechanical properties of  $B_4C/6061Al$  neutron absorber composite sheets fabricated by powder metallurgy [J]. *J. Alloys Compd.*, 2018, 730: 342
- [8] Xu Z G, Jiang L T, Zhang Q, et al. The microstructure and influence of hot extrusion on tensile properties of  $(Gd+B_4C)/Al$  composite [J]. *J. Alloys Compd.*, 2017, 729: 1234
- [9] Wang K K, Li X P, Li Q L, et al. Hot deformation behavior and microstructural evolution of particulate-reinforced AA6061/ $B_4C$  composite during compression at elevated temperature [J]. *Mater. Sci. Eng.*, 2017, A696: 248
- [10] Liu S P, Li D F, He J Y, et al. Constitutive analysis to predict high-temperature flow stress of 25vol%  $B_4Cp/2009Al$  composite [J]. *Rare Met. Mater. Eng.*, 2017, 46: 2831
- [11] Zhou L, Cui C, Wang Q Z, et al. Constitutive equation and model validation for a 31 vol.%  $B_4Cp/6061Al$  composite during hot compression [J]. *J. Mater. Sci. Technol.*, 2018, 34: 1730
- [12] He W, Qin Y B, Li Y L. Influence of different secondary processing methods on properties of  $B_4C/aluminium$  composites [J]. *Hot Working Technol.*, 2017, 46(16): 112  
(贺玮, 秦艳兵, 李宇力. 不同的二次加工方法对 $B_4C/Al$ 复合材料性能的影响 [J]. 热加工工艺, 2017, 46(16): 112)
- [13] Li D F, Liu S P, Guo S L. Critical conditions of dynamic recrystallization for  $B_4C_p/2009Al$  composite [J]. *J. Netshape Forming Eng.*, 2018, 10(2): 67  
(李德富, 刘生璞, 郭胜利.  $B_4C_p/2009Al$  复合材料动态再结晶临界条件 [J]. 精密成形工程, 2018, 10(2): 67)
- [14] Li T, Duan Y, Jin K H, et al. Dynamic compressive fracture of  $C/SiC$  composites at different temperatures: Microstructure and mechanism [J]. *Int. J. Impact Eng.*, 2017, 109: 391
- [15] Opelt C V, Cândido G M, Rezende M C. Fractographic study of damage mechanisms in fiber reinforced polymer composites submitted to uniaxial compression [J]. *Eng. Fail. Anal.*, 2018, 92: 520
- [16] Jiao Z W, Zhou C W. Multi-scale mechanical analysis of tridimensional woven composite pipe [J]. *Acta Mater. Compos. Sin.*, 2010, 27(5): 122  
(焦志文, 周储伟. 圆管状立体机织复合材料的多尺度分析 [J]. 复合材料学报, 2010, 27(5): 122)
- [17] Woo K, Whitcomb J. Global/local finite element analysis for textile composites [J]. *J. Compos. Mater.*, 1994, 28: 1305
- [18] Zhang Z F, Qu R T, Liu Z Q. Advances in fracture behavior and strength theory of metallic glasses [J]. *Acta Metall. Sin.*, 2016, 52: 1171  
(张哲峰, 屈瑞涛, 刘增乾. 金属玻璃的断裂行为与强度理论研究进展 [J]. 金属学报, 2016, 52: 1171)
- [19] Lin Y Z, Fu G S, Cao R, et al. Compression damage and fracture behaviors of  $\gamma-TiAl$  based alloys [J]. *Chin. J. Rare. Met.*, 2014, 38: 334  
(林有智, 傅高升, 曹睿等.  $\gamma-TiAl$  基金属压缩损伤与断裂行为的研究 [J]. 稀有金属, 2014, 38: 334)
- [20] Borhana A, Ali H O, Tamin M N. Large strain shear compression test of sheet metal specimens [J]. *Exp. Mech.*, 2013, 53: 1449
- [21] Guo X L, Li D J, Wang Y M, et al. Fracture behavior of  $Zr_{65}Al_{7.5}Ni_{10}Cu_{17.5}$  bulk metallic glass under monaxial compression at room temperature [J]. *Acta Metall. Sin.*, 2003, 39: 1089  
(郭秀丽, 李德俊, 王英敏等. 块状非晶态合金  $Zr_{65}Al_{7.5}Ni_{10}Cu_{17.5}$  的室温单轴压缩断裂行为 [J]. 金属学报, 2003, 39: 1089)
- [22] Wang X M, Shi J. Validation of Johnson-Cook plasticity and damage model using impact experiment [J]. *Int. J. Impact Eng.*, 2013, 60: 67
- [23] Yan Y X, Sun Q, Chen J J, et al. The initiation and propagation of edge cracks of silicon steel during tandem cold rolling process based on the Gurson-Tvergaard-Needleman damage model [J]. *J. Mater. Process. Technol.*, 2013, 213: 598
- [24] Zhou L, Huang Z Y, Wang C Z, et al. Constitutive flow behaviour and finite element simulation of hot rolling of  $SiCp/2009Al$  composite [J]. *Mech. Mater.*, 2016, 93: 32
- [25] Hooputra H, Gese H, Dell H, et al. A comprehensive failure model for crashworthiness simulation of aluminium extrusions [J]. *Int. J. Crashworth.*, 2004, 9: 449
- [26] Gurson A L. Continuum theory of ductile rupture by void nucleation and growth: part I—Yield criteria and flow rules for porous ductile media [J]. *J. Eng. Mater. Technol.*, 1977, 99: 2
- [27] Needleman A, Tvergaard V. A numerical study of void distribution effects on dynamic, ductile crack growth [J]. *Eng. Fract. Mech.*, 1991, 38: 157
- [28] Li Y Z, Wang Q Z, Wang W G, et al. Effect of interfacial reaction on age-hardening ability of  $B_4C/6061Al$  composites [J]. *Mater. Sci. Eng.*, 2015, A620: 445
- [29] Abendroth M, Kuna M. Determination of deformation and failure properties of ductile materials by means of the small punch test and neural networks [J]. *Comput. Mater. Sci.*, 2003, 28: 633
- [30] Benseddiq N, Imad A. A ductile fracture analysis using a local damage model [J]. *Int. J. Press. Vessels Pip.*, 2008, 85: 219
- [31] Yuan Z W, Li F G, Wang C W. Study on the hot workability of  $SiC_p/Al$  composites based on a critical strain map [J]. *J. Mater. Eng. Perform.*, 2017, 26: 4197

(责任编辑:肖素红)