SiC/2009Al复合材料的变形加工参数的 优化仿真研究

马凯1.2 张星星! 王东! 王全兆! 刘振宇! 肖伯律! 马宗义!

1中国科学院金属研究所沈阳材料科学国家研究中心 沈阳 1100162中国科学技术大学材料科学与工程学院 沈阳 110016

摘要 对粉末冶金法制备的15%SiC (体积分数)/2009A1复合材料热变形参数的仿真优化方法进行了探讨。通 过热压缩实验获得复合材料的动态真应力-真应变曲线,由此建立了最大应变量下应变速率敏感指数(m)分布 图。在不同m值对应的变形参数下,对复合材料的热压缩过程进行有限元模拟,分析了热压缩样品的流变应 力、应变、危险系数分布等,结合微观组织验证了以m作为评价复合材料加工参数依据的可靠性,并由此确定 15%SiC/2009A1复合材料的最佳热变形参数所对应的变形温度和应变速率分别为500℃和0.01 s⁻¹。 关键词 铝基复合材料,热变形,本构方程,有限元模拟 中图分类号 TG319 文章编号 0412-1961(2019)10-1329-09

Optimization and Simulation of Deformation Parameters of SiC/2009Al Composites

MA Kai^{1,2}, ZHANG Xingxing¹, WANG Dong¹, WANG Quanzhao¹, LIU Zhenyu¹,

XIAO Bolv¹, MA Zongyi¹

 Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, China
 School of Materials Science and Engineering, University of Science and Technology of China, Shenyang 110016, China

Correspondent: XIAO Bolv, professor, Tel: (024)83978630, E-mail: blxiao@imr.ac.cn Supported by National Key Research and Development Program of China (No.2017YFB0703104) and National Natural Science Foundation of China (Nos.51871214 and U1508216)

Manuscript received 2019-01-24, in revised form 2019-03-14

ABSTRACT Particle reinforced aluminum matrix composites (PRAMCs) have the advantages of high specific strength and high specific modulus, and are important engineering materials for aerospace field. However, due to the huge difference in the mechanical properties between the reinforcements and the aluminum matrixes, the plastic forming of PRAMCs is quite difficult, which restricts their wide engineering applications. In order to improve the quality of plastic processing, it is necessary to optimize deformation parameters of PRAMCs. In this study, the hot deformation parameters of a 15%SiC/2009Al composite fabricated by powder metallurgy were optimized using a simulation method. Firstly, true stress-strain curves of the SiC/2009Al composite were obtained through hot compression tests, and then the strain rate sensitivity index (*m*) map at the ultimate strain was established. Under the deformation parameters

资助项目 国家重点研发计划No.2017YFB0703104,国家自然科学基金面上项目No.51871214,国家自然科学基金委员会-辽宁省政府联合基金重点项目No.U1508216

收稿日期 2019-01-24 定稿日期 2019-03-14

作者简介 马 凯,男,1994年生,博士生

通讯作者 肖伯律,blxiao@imr.ac.cn,主要从事金属基复合材料的研究

DOI 10.11900/0412.1961.2019.00020

corresponding to various *m* values, the finite element simulation of the hot compression process was carried out. The flow stress, strain and damage coefficient distribution of the hot-compressed samples were analyzed. The results show that it is reliable to use the *m* value as the basis for optimizing the processing parameters, which were further verified by the microstructural observations. The deformation temperature and strain rate corresponding to the optimum parameters of the composite were determined to be 500 °C and 0.01 s⁻¹, respectively.

KEY WORDS aluminum matrix composite, hot deformation, constitutive equation, finite element simulation

颗粒增强铝基复合材料具有轻质高强的特点, 是航空航天等领域所需的重要工程材料^[1-3]。然而, 由于增强相与铝基体的力学性能存在巨大差异,变 形加工时增强相附近会形成较大应力集中,容易造 成裂纹等缺陷^[4-7]。因而铝基复合材料塑性成形较 为困难,成为制约其广泛应用的关键瓶颈。

为此,研究者对铝基复合材料的可加工性与组 织演化特征开展了大量研究,主要包括使用应变速 率敏感系数(m)表征变形能力并预测缺陷^[8-10];使用 加工图研究温度和应变速率等工艺参数对变形机制 和损伤等行为的影响^[11-17]。这些研究探讨了铝基复 合材料主要变形机制,如动态回复、动态再结晶等, 并建立了变形加工参数与变形机制、组织和缺陷形 成的联系,为铝基复合材料的变形工艺参数优化提 供了基本指导。然而,实际零件加工时,存在应力、 应变不均匀等情况,而上述方法是在变形相对均匀 的条件下对复合材料内禀加工性所进行的探讨,很 难直接用于预测零件缺陷。

应用有限元软件可以定量化、连续化表征材料 在塑性加工过程中的应力、应变、损伤分布等变形场 特征,而且可以结合所建立的材料变形场和缺陷预 测模型,快速地为零件的成形加工工艺优化提供依 据,因而可以大大降低工艺实验试错成本并提高效 率^[18-20]。然而,目前对铝基复合材料热变形的有限 元研究仅有少数报道^[21-24],研究内容主要集中在特 定加工参数下的成形特点评估,较少涉及到不同加 工参数下成形质量的相互对照,因此铝基复合材料 的最佳变形参数依然不明确。为了降低因加工参数 选择不当而造成零件损伤的风险,提高零件塑性成 形的质量,十分有必要开展铝基复合材料成形加工 参数的仿真优化探索研究。

本工作通过热压缩实验,获取了15%SiC(体积 分数)/2009Al复合材料在不同变形参数下的流变应 力-应变曲线,并基于此数据构建了应变速率敏感系 数(m)随工艺参数变化分布图,选取不同m所对应的 变形参数进行了变形加工有限元模拟,验证了依据 m演化作为优化变形工艺参数的可靠性,并对不同 加工参数下该复合材料的成形能力进行了评价。

1 实验方法

实验材料为真空热压烧结制备的15%SiC/2009Al复合材料。基体为Al-4.5Cu-1.6Mg(质量分数,%)。其制备过程如下:首先将SiC颗粒(平均粒径7 μm)和铝合金粉末(平均粉末粒径13 μm)按比例机械混合6h,将颗粒和粉末的混合体进行冷压,然后将冷压坯放入真空热压炉中经除气、热压烧结成复合材料坯锭。

将热压锭加工成直径8 mm×12 mm的圆柱压缩 试样,试样两端车平,表面光滑无缺陷。使用Gleeble-3800 热模拟试验机进行热压缩实验,变形温度分别 为300、350、400、450 和 500 ℃,应变速率为0.001、 0.01、0.1 和1 s⁻¹,每个试样的最终应变量为0.8 (真应 变)。为了减小高温压缩过程中试样端面摩擦力对 应力状态的影响,在试样与试验机压缩砧子之间加石 墨片进行润滑。进行热压缩之前,试样以10 ℃/s的 速率加热到预定变形温度,并保温10 min,试样温度 均匀后进行压缩实验。压缩后的显微组织通过 DMI8 M 光学显微镜(OM)进行表征。

有限元模拟基于 DEFORM-3D 商用有限元模拟 软件,将热压缩实验所获得的应力-应变数据导入材 料库中进行模拟。模拟的几何模型如图1所示。采 用轴对称模型,坯料原始尺寸为直径8mm×12mm, 为了节省计算时间,选取试样的1/4进行模拟。采用 DEFORM-3D软件中自带的四面体网格划分器对坯 料进行网格划分,网格数量为20000个,网格单元的 最大与最小尺寸比值设为1。在模拟热变形过程 中,网格的形貌会发生畸变,在此设定当网格畸变达 到初始状态的0.7时进行网格的重划分,以确保模拟 数据的准确性。坯料试件设为刚塑性体,在热加工 过程中上下模具的变形不计,设为刚性体。坯料与 上下模具之间摩擦系数均设为0.3^[22]。在模拟过程 中将试件的温度设为恒定不变。真应变量和应变速 率根据模具下压量与下压速率确定。真应变计算公 式如下所示:



图1有限元模拟几何模型 Fig.1 Geometric model of finite element simulation (a) sample model (b) assembly model of compression

$$\varepsilon = \ln\left(\frac{L_0 + \Delta L}{L_0}\right) \tag{1}$$

式中, ε 为真应变, L_0 为试件初始高度, ΔL 为高度变化值。

2 实验结果与分析

2.1 流变应力-应变曲线

图2为15%SiC/2009Al复合材料在不同热压缩 参数下的真应力-真应变曲线。由图可见,流变应力 受温度和应变速率影响明显,所有的流变应力均随 温度的升高或应变速率的降低而下降。复合材料在 初始变形阶段呈现非常明显的加工硬化,当真应力 达到峰值应力后,流变应力进入稳态或缓慢下降的 阶段。这种现象是由于复合材料在应变增加时,发 生动态回复和动态再结晶,产生软化,抵消了加工硬 化,最终使流变应力达到动态平衡或者软化^[25,26]。在 低应变速率下,应力变化平稳,而高应变速率下产生 应力波动,这与高速变形时加工硬化带来的应力增 加无法在短时间内完全回复而造成动态再结晶 有关^[27]。

2.2 应变速率敏感系数的变化

应变速率敏感系数*m*是描述材料塑性变形能力 的重要参数,一般材料的塑性越好,*m*也越高^m。*m* 可通过如下方程确定:

$$m = \frac{\partial(\ln\sigma)}{\partial(\ln\dot{\varepsilon})} \tag{2}$$

式中,σ为流变应力, έ为应变速率。考虑到材料的 损伤会随应变的增加而增加,以热压缩实验中最大 应变量(真应变0.8)所对应的m来评价不同变形参数 对复合材料可加工性的影响。图3为不同变形温度 和应变速率下的m分布图。可以发现,在500℃和 0.01 s⁻¹处出现了m峰值(0.234),在400℃和0.01 s⁻¹ 处出现m低谷(0.105)。在中低温和低应变速率变形 时,m较低的现象已在其它铝合金中得到报道^[28,29], 这与门槛应力的存在有关^[29]。为了体现门槛应力 (σ_{th})对m的影响,对式(2)进行重新表述如下:

$$m = \frac{\partial \left(\ln(\sigma_{th} + \Delta \sigma) \right)}{\partial (\ln \dot{\varepsilon})} = \frac{\partial \left(\ln(1 + \Delta \sigma / \sigma_{th}) + \ln \sigma_{th} \right)}{\partial (\ln \dot{\varepsilon})}$$
(3)

式中,Δσ为流变应力与门槛应力的差值。

显然,当σ_u足够大且应变速率较低,会导致 Δσ/σ_u较低,从而造成较低的*m*。本研究的复合材料 *m*演化规律与以往文献^{□□}报道的相近体积分数的大 尺寸SiC颗粒增强的Al-Cu-Mg复合材料(增强相体 积分数为14%,粒径为20 µm)不同,后者在中低温 (450 ℃以下)和低应变速率下变形时,*m*较大,且*m* 随应变速率的增加而变小。这可能是因为含有较大 尺寸的SiC颗粒更容易引起界面应力集中,从而造 成流变不均匀性增加,因而复合材料流变应力随应 变速率增加更易于变化。而本研究中的复合材料, 因为增强相SiC颗粒的尺寸较小,在高应变速率变 形时流变不均匀性并不明显,因而*m*随变形速率的 变化较小。

为了进一步理解 m 随变形工艺参数变化的原因,采用 Lagneborg-Bergman 方法确定不同变形温度下的 $\sigma_{h}^{[30]}$:绘制以 $\sigma n \dot{\epsilon}^{in}$ 为坐标轴的数据点,依次选取 n=2,3,5,8 进行拟合(分别代表晶粒滑动、位错滑移、位错攀移、亚结构稳定机制),找到匹配度最佳的拟合 n 值,确定主要变形机制,并外推至应变速率为0处,得到 σ_{h} 。经过对比不同 n 值的匹配结果,确定 n =5 时实验数据拟合度最高,表明 15%SiC/2009Al 复合材料在所研究的温度区间内主要变形机制为位错攀移。

 σ_{th} 随温度变化的关系如图4所示。可以发现, σ_{th} 随温度的升高呈先下降,随后稳定,最后下降消失 3个阶段。 σ_{th} 随温度升高而下降与位错在热激活作







图 3 15%SiC/2009Al 复合材料的应变速率敏感系数 (m)随变形参数的分布





图415%SiC/2009Al复合材料的门槛应力(σ_{th})随温度 变化

用下可动性增加有关,相似的现象已在其它研究^[31,32] 中得到报道。σ_h随温度的变化与图3所示的*m*分布 图有着很好的对应性:由于450℃以下存在较高的 门槛应力,因而低应变速率下*m*较低,尤其是变形温 度从350℃升高至400℃时,σ_h不会随温度的升高 而下降,导致在400℃,较低的应变速率处形成*m*谷 值。当变形温度升高至500℃时,门槛应力消失,此 时在较低的应变速率进行变形时,原子扩散作用更 加充分,流变均匀性可以进一步提升,因而在500 ℃ 较低应变速率处形成m峰值。结合m的分布确立变 形参数的合理性将通过后续有限元模拟进行验证。

2.3 热变形过程的有限元模拟与验证

2.3.1 应力、应变场分布 采用与最高、较高、 最低*m*相对应的3个变形条件进行压缩模拟,最高*m* 为0.234,对应的变形参数为:500 ℃、0.01 s⁻¹;最低*m* 为0.105,对应的变形参数为:400 ℃、0.01 s⁻¹;较高*m* 为0.202,其对应变形参数为实验所使用的最高温度 和最低应变速率:500 ℃、0.001 s⁻¹,相应的变形过程 中流变应力最低,以评价在对设备吨位要求最低情 况下复合材料的变形工艺性。所有试样的压缩变形 控制为真应变为0.8,经式(1)计算可得,模具最终下 压量为6.608 mm。

图 5a~c为3种变形参数下模拟得到的等效应力 分布。可以发现,试样的平均等效应力水平随温度 的升高或应变速率的降低而减小,与m的大小无关。 试样内部的等效应力分布存在区别:对 500 ℃和 0.01 s⁻¹(最高m)下变形的试样,其最高等效应力区 域为试样中心,且等效应力场变化较缓和。对 500 ℃和0.001 s⁻¹(较高m)下变形的试样,平均等效 应力为所模拟的3种变形参数中最低,其最高等效 应力因为与模具相接触的上下端面。这是因为该变 形参数下材料的平均等效应力较低,相比之下,试样 与模具相接触的表面所产生的摩擦力区成为了高应 力区。对 400 ℃和 0.01 s⁻¹(最低m)下的试样,其最 高等效应力区为试样的拐角处,表明该参数下变形 时试样形状突变区的应力集中现象较为严重。

图 5d~f为3 种变形参数下的最大主应力分布情况。可以发现,在试样的腰鼓部位均出现最大主应力最高值,该部位处于拉应力状态,因此压缩过程的腰鼓部位将是最容易开裂的位置。尽管与模具相接

Fig.4 Variation of threshold stress (σ_{th}) with temperature for 15%SiC/2009Al composite



Color online

图 5 15%SiC/2009Al复合材料在不同变形参数下的等效应力场、最大主应力场和等效应变场分布图
Fig.5 Effective stress distributions (a~c), maximum principal stress distributions (d~f) and effective strain distributions (g~i) under different deformation parameters for 15%SiC/2009Al composite

 $(a, d, g) \ 500 \ ^\circ \! \mathbb{C}, \ 0.01 \ s^{_-1} \qquad (b, e, h) \ 500 \ ^\circ \! \mathbb{C}, \ 0.001 \ s^{_-1} \qquad (c, f, i) \ 400 \ ^\circ \! \mathbb{C}, \ 0.01 \ s^{_-1} \ (c, f, i) \ 400 \ ^\circ \!\mathbb{C}, \ 0.01 \ s^{_-1} \ (c, f, i) \ 400 \ ^\circ \!\mathbb{C}, \ 0.01 \ s^{_-1} \ (c, f, i) \ 400 \ ^\circ \!\mathbb{C}, \ 0.01 \ s^{_-1} \ (c, f, i) \ 400 \ ^\circ \ \mathbb{C}, \ 0.01 \ s^{_-1} \ (c, f, i) \ 400 \ ^\circ \ \mathbb{C}, \ 0.01 \ s^{_-1} \ (c, f, i) \ 400 \ ^\circ \ \mathbb{C}, \ 0.01 \ s^{_-1} \ (c, f, i) \ 400 \ ^\circ \ \mathbb{C}, \ 0.01 \ s^{_-1} \ (c, f, i) \ 400 \ ^\circ \ \mathbb{C}, \ 0.01 \ s^{_-1} \ (c, f, i) \ 400 \ ^\circ \ \mathbb{C}, \ 0.01 \ s^{_-1} \ (c, f, i) \ 400 \ ^\circ \ \mathbb{C}, \ 0.01 \ s^{_-1} \ (c, f, i) \ 400 \ ^\circ \ \mathbb{C}, \ 0.01 \ s^{_-1} \ (c, f, i) \ 400 \ ^\circ \ \mathbb{C}, \ 0.01 \ s^{_-1} \ (c, f, i) \ 400 \ ^\circ \ \mathbb{C}, \ 0.01 \ s^{_-1} \ (c, f, i) \ 400 \ ^\circ \ \mathbb{C}, \ 0.01 \ s^{_-1} \ (c, f, i) \ 400 \ ^\circ \ \mathbb{C}, \ 0.01 \ s^{_-1} \ (c, f, i) \ 400 \ ^\circ \ \mathbb{C}, \ 0.01 \ s^{_-1} \ (c, f, i) \ 400 \ ^\circ \ \mathbb{C}, \ 0.01 \ s^{_-1} \ (c, f, i) \ 400 \ ^\circ \ \mathbb{C}, \ 0.01 \ s^{_-1} \ (c, f, i) \ 400 \ \ \mathbb{C}, \ 0.$

触的上下端面在变形过程中会向圆周外围方向发生 扩展,但在模具摩擦力的作用下仍处于压应力状态。

图 5g~i为3 种变形参数下的等效应变分布情况。可以发现,试样的心部和边角处的等效应变最大,表明这两处区域的变形量最大,而试样的侧面和端面的等效应变较小,尤其是端面的中心部位的等效应变最小,这是由于该处受到上下模具摩擦力的影响最为严重,材料的自由运动受到了限制。

为了对比3种变形参数对等效应变分布的影响 情况,分别建立了等效应变量从上端面中心至下端 面中心的数值变化关系(图6a),以及等效应变从试 样中心至腰鼓处的数值变化关系(图6b)。可以发 现,变形参数为500℃、0.01 s⁻¹的试样最大应变量为 1.140,在所示3种变形参数中最大应变量最小,应变 梯度最小。表明该参数下试样内部变形最均匀,而 变形参数为400℃、0.01 s⁻¹的试样最大应变量为 1.429,在所示3种变形参数中最大应变量最大、应变 梯度最大,表明该参数下试样内部变形均匀性最差。 变形参数为500 ℃、0.001 s⁻¹的试样的变形均匀性介 于其余2种变形参数之间。结合不同变形参数的模 拟结果可以发现,等效应变分布与m的大小对应关 系明显,即m越大,抵抗局域化变形能力越强,等效 应变梯度越小。从控制材料变形均匀性角度,应采 用最高m对应的变形参数。对本研究所采用的复合 材料,500 ℃、0.01 s⁻¹下组织应该最均匀。

2.3.2 变形损伤 为了检验不同变形参数下材料损伤的响应,采用通用的Cockcroft-Latham 准则对该复合材料在热压缩过程中的损伤情况进行预测。该准则可用下式表达^[33]:

$$D = \int_{0}^{\bar{\varepsilon}_{i}} \frac{\sigma_{1}}{\bar{\sigma}} \,\mathrm{d}\bar{\varepsilon} \tag{4}$$

式中,D为塑性变形危险系数, $\bar{\epsilon}$ 为等效应变, $\bar{\epsilon}_{f}$ 为断 裂发生时的等效应变, σ_{I} 为最大主应力, $\bar{\sigma}$ 为等效 应力。

图 7a~c 所示为当真应变为0.8时,变形参数分别 为 500 ℃、0.01 s⁻¹,500 ℃、0.001 s⁻¹和 400 ℃、0.01 s⁻¹ 的 D 分布情况。可以发现,3 种变形参数下的试样





Fig.6 Variations of effective strain with specimen locations from the center of the upper end to the center of the lower end (a) and from the center of the sample to the bulge (b) under different deformation parameters for 15%SiC/2009Al composite



Color online

图7 15%SiC/2009Al复合材料压缩变形时的危险系数(D) Fig.7 Distributions of damage coefficient (D) under the deformation parameters of 500 °C, 0.01 s⁻¹ (a), 500 °C, 0.001 s⁻¹ (b), 400 °C, 0.01 s⁻¹ (c) for 15%SiC/2009Al composite and curves of damage coefficient *vs* coordinate from the center to the bulge of the sample (d)

均在腰鼓部位出现最高的危险系数,这与最大主应 力的分布情况一致。变形参数为500℃、0.01 s⁻¹时,最 大危险系数最小;而变形参数为400℃、0.01 s⁻¹时,最 大危险系数最大。为了定量比较3种变形参数下的 危险系数分布,以试样的中心向腰鼓的最大位置做连 线,绘制危险系数在试样中心平面区域沿半径的变 化,如图7d所示。结果表明,3种变形参数下的试样 在距离圆心约3mm以内的区域危险系数很小;在距 离圆心3mm以上处,危险系数随半径的增大而迅速 增加。变形参数为400℃、0.01 s⁻¹的试样危险系数 最高值为0.230,变形参数为500℃、0.01 s⁻¹的试样 危险系数最高值为0.169。上述结果表明,在相同应 变量下,使用与高m相对应的变形参数进行加工,可 以降低塑性变形危险系数。对本工作中的15%SiC/ 2009Al复合材料,采取变形参数500℃、0.01 s⁻¹最有利,该参数与组织均匀性模拟的优化结果一致。

2.3.3 组织形貌验证 图8所示为压缩真应变 为0.8时,与最低m、最高m相对应的变形参数下的 试样中心部位与腰鼓部位的组织形貌,其中黑色颗 粒为SiC,白色基底为SiC贫瘠区。2种变形参数下 均未出现宏观开裂等组织损伤,这是因为样品的压 缩变形程度较低:由有限元模拟的危险系数分布可 知,即便在最低m下的变形参数进行压缩,当真应变 为0.8时,其最大危险系数也小于0.25。进一步对 SiC在基体中的分布情况进行观察可以发现,最低m 变形参数下中心部位SiC贫瘠区的尺寸明显要小于 腰鼓部位,而最高m变形参数下中心部位SiC贫瘠 区尺寸与腰鼓部位相差较小。试样不同部位的 SiC 分布差异性与变形均匀性有关。根据有限元模拟结 果,最高m变形参数下中心区的最大等效应变为 1.140,是腰鼓部位最小等效应变的1.762倍。而最 低m变形参数下中心区的最大等效应变为1.429,是 腰鼓部位最小等效应变的2.468倍,两区域之间的等 效应变差异相比于最高m增加了40.1%。由于最低 m的样品中心区的应变分量更大,该区域内的SiC 贫瘠区的晶内变形将更严重,导致与腰鼓部位的 SiC贫瘠区的尺寸形成较大的差别。综上所述,采 取最高m相对应的变形参数进行塑性加工,将减小 SiC在不同部位的分布差异性。这验证了有限元模 拟结果:高m相对应的变形参数有利于促进样品均 匀变形。

2.3.4 最优参数下的单次可变形量评估 零件 塑性加工过程中,为避免单次变形量过大造成损 伤,通常需要多次变形与退火以达到最终所需的形 状。通过优化变形参数可以提高单次变形量,从而 提高效率,并减少保温过程中造成的能源消耗。从 目前的研究结果可知,变形参数为500℃、0.01 s⁻¹ 下,内部变形较均匀,且相同应变下最大危险系数最 低,因此是最佳塑性变形参数。为了定量比较不同变 形参数下的单次可变形量,在500℃、0.01 s⁻¹下对样品 进行压缩模拟,直至样品的最大危险系数与400℃、 0.01 s⁻¹、真应变为0.8时的样品相持平。最终模拟



图815%SiC/2009Al复合材料压缩变形试样中的SiC分布

- Fig.8 Distributions of SiC at variant locations with different m for 15%SiC/2009Al composite
 - (a) at the center part with the lowest m
 - (b) at the waist drum part with the lowest m
 - (c) at the center part with the highest m
 - (d) at the waist drum part with the highest m





图 9 15%SiC/2009Al复合材料变形参数为500 ℃、0.01 s⁻¹、真应变(ε)为1.0时的危险系数模拟结果 Fig.9 Simulation results of damage values for 15%SiC/2009Al composite at 500 ℃, 0.01 s⁻¹ and the true strain (ε) of 1.0

(a) effective strain distribution

(b) damage coefficient distribution

(c) curves of effective strain *vs* distance from the upper end to the lower end along the center of the sample (d) curves of damage coefficient *vs* coordinate from the center to the bulge of the sample

结果如图9所示,试样被压缩的距离为7.6 mm,所 对应的真应变为1.0,相对于变形参数为400 ℃、 0.01 s⁻¹,其单次可变形量增大了25%。

为了对比2种变形条件对等效应变分布的影响 情况,建立了从上端面中心至下端面中心等效应变 的变化曲线,如图9c所示。可以发现,变形参数为 500℃、0.01 s⁻¹、真应变为1.0的样品的最大等效应变值 为1.385,要小于变形参数为400℃、0.01 s⁻¹、真应变为 0.8的样品的最大等效应变(1.429)。以试样的中心 向腰鼓的最大位置做连线,绘制危险系数在试样中 心平面区域沿半径的变化,如图9d所示。可以发 现,两者达到相同最大危险系数的部位均处于腰鼓 最大位置,真应变为1.0的样品由于受到较大的宏观 变形,其中心与腰鼓最大处的距离有所增大。该部 分结果表明,通过采用500℃、0.01 s⁻¹的变形参数能 够有效地增大零件单次可变形量,这对提高加工效 率具有重要意义。

4 结论

(1)根据15%SiC/2009Al复合材料的流变应力,
 建立了应变速率敏感系数分布图,当变形参数为
 500 ℃、0.01 s⁻¹时,应变速率敏感系数*m*达到最高

值;变形参数为400 ℃、0.01 s⁻¹时,m达到最低值。

(2)使用有限元软件对不同变形参数下复合材料的加工过程进行模拟,发现材料流变均匀性随着 m的升高而升高,变形危险系数随着m的升高而 下降。

(3)分别在最高与最低m相对应的变形参数下 对样品进行压缩变形模拟,发现当最大危险系数达 到相同值时,最高m变形参数下的样品的单次可变 形量较最低m可提升25%。

参考文献

- Lloyd D J. Particle reinforced aluminium and magnesium matrix composites [J]. Int. Mater. Rev., 1994, 39(1): 1
- [2] Tjong S C. Novel nanoparticle-reinforced metal matrix composites with enhanced mechanical properties [J]. Adv. Eng. Mater., 2007, 9: 639
- [3] Ramnath B V, Elanchezhian C, Annamalai R M, et al. Aluminium metal matrix composites—A review [J]. Rev. Adv. Mater. Sci., 2014, 38: 55
- [4] Tham L M, Gupta M, Cheng L. Effect of reinforcement volume fraction on the evolution of reinforcement size during the extrusion of Al-SiC composites [J]. Mater. Sci. Eng., 2002, A326: 355
- [5] Li H Z, Wang H J, Zeng M, et al. Forming behavior and workability of 6061/B₄C_p composite during hot deformation [J]. Compos. Sci. Technol., 2011, 71: 925

- [6] Liu Z Y, Wang Q Z, Xiao B L, et al. Effects of double extrusion on the microstructure and tensile property of the PM processed SiCp/ 2009Al composites [J]. Acta Metall. Sin., 2010, 46: 1121 (刘振宇, 王全兆, 肖伯律等.二次挤压对 SiCp/2009Al 复合材料 微观结构和力学性能的影响 [J]. 金属学报, 2010, 46: 1121)
- [7] Xiao B L, Huang Z Y, Ma K, et al. Research on hot deformation behaviors of discontinuously reinforced aluminum composites [J]. Acta Metall. Sin., 2019, 55: 59
 (肖伯律, 黃治治, 马 凯等. 非连续增强铝基复合材料的热变形 行为研究进展 [J]. 金属学报, 2019, 55: 59)
- [8] Kim H Y, Hong S H. High temperature deformation behavior of 20vol.% SiCw2024Al metal matrix composite [J]. Scr. Metall. Mater., 1994, 30: 297
- [9] Huang H Y, Fan G L, Tan Z Q, et al. Superplastic behavior of carbon nanotube reinforced aluminum composites fabricated by flake powder metallurgy [J]. Mater. Sci. Eng., 2017, A699: 55
- [10] Mabuchi M, Higashi K, Inoue K, et al. Experimental investigation of superplastic behavior in a 20vol% Si₃N_{4p}5052 aluminum composite [J]. Scr. Mater., 1992, 26: 1839
- [11] Huang Z Y, Zhang X X, Xiao B, et al. Hot deformation mechanisms and microstructure evolution of SiCp/2014Al composite [J]. J. Alloys Compd., 2017, 722: 145
- [12] Shao J C, Xiao B L, Wang Q Z, et al. Constitutive flow behavior and hot workability of powder metallurgy processed 20vol.%SiC_p/ 2024Al composite [J]. Mater. Sci. Eng., 2010, A527: 7865
- [13] Mokdad F, Chen D L, Liu Z Y, et al. Three-dimensional processing maps and microstructural evolution of a CNT-reinforced Al-Cu-Mg nanocomposite [J]. Mater. Sci. Eng., 2017, A702: 425
- [14] Kai X Z, Zhao Y T, Wang A D, et al. Hot deformation behavior of in situ nano ZrB₂ reinforced 2024Al matrix composite [J]. Compos. Sci. Technol., 2015, 116: 1
- [15] Kim W J. The size effect of SiC particulates on activation energy for superplastic flow in a 2124 Al metal matrix composite [J]. Scr. Mater., 1999, 41: 1131
- [16] Shi C J, Chen X G. Evolution of activation energies for hot deformation of 7150 aluminum alloys with various Zr and V additions [J]. Mater. Sci. Eng., 2016, A650: 197
- [17] Huang Z Y, Zhang X X, Yang C, et al. Abnormal deformation behavior and particle distribution during hot compression of finegrained 14vol% SiCp/2014Al composite [J]. J. Alloys Compd., 2018, 743: 87
- [18] Zhang Z J, Dai G Z, Wu S N, et al. Simulation of 42CrMo steel billet upsetting and its defects analyses during forming process based on the software DEFORM-3D [J]. Mater. Sci. Eng., 2009, A499: 49
- [19] Sornin D, Karch A, Nunes D. Finite element method simulation of the hot extrusion of a powder metallurgy stainless steel grade [J]. Int. J. Mater. Forming, 2015, 8: 145

[20] Chen J F, Yan M F, Wang X R. 3D FEM simulation of hot extrusion process of AerMet100 steel [J]. Trans. Mater. Heat Treat., 2007, 28(S1): 367 (陈俊锋, 闫牧夫, 汪向荣. AerMet100 钢热挤压变形过程数值模

拟[J]. 材料热处理学报, 2007, 28(S1): 367)

- [21] 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
- [22] Zhou L, Wang C Z, Zhang X X, et al. Finite element simulation of hot rolling process for SiCp/Al composites [J]. Acta Metall. Sin., 2015, 51: 889
 (周 丽, 王唱舟, 张星星等. SiCp/Al 复合材料热轧过程的有限元

模拟 [J]. 金属学报, 2015, 51: 889)

- [23] Liu Y, Shao J C, Ding L, et al. Finite element simulation and analysis of 12 vol%SiC_p/2024Al matrix composites for hot extrusion process [J]. Acta. Mater. Compos. Sin., 2009, 26(5): 167
 (刘 越, 邵军超, 丁 莉等. 12vol%SiC_p/2024Al基复合材料热挤压 过程有限元模拟与分析 [J]. 复合材料学报, 2009, 26(5): 167)
- [24] Zhang J F, Zhang X X, Wang Q Z, et al. Simulations of deformation and damage processes of SiCp/Al composites during tension [J]. J. Mater. Sci. Technol., 2018, 34: 627
- [25] McQueen H J, Blum W. Dynamic recovery: Sufficient mechanism in the hot deformation of Al (<99.99) [J]. Mater. Sci. Eng., 2000, A290: 95
- [26] Sun Y L, Xie J P, Hao S M, et al. Dynamic recrystallization model of 30%SiCp/Al composite [J]. J. Alloys Compd., 2015, 649: 865
- [27] Yang Q Y, Deng Z H, Zhang Z Q, et al. Effects of strain rate on flow stress behavior and dynamic recrystallization mechanism of Al-Zn-Mg-Cu aluminum alloy during hot deformation [J]. Mater. Sci. Eng., 2016, A662: 204
- [28] Kim W J, Hong S H. High-strain-rate superplastic deformation behavior of a powder metallurgy-processed 2124 Al alloy [J]. J. Mater. Sci., 2000, 35: 2779
- [29] Du N N, Bower A F, Krajewski P E, et al. The influence of a threshold stress for grain boundary sliding on constitutive response of polycrystalline Al during high temperature deformation [J]. Mater. Sci. Eng., 2008, A494: 86
- [30] Lagneborg R, Bergman B. The stress/creep rate behaviour of precipitation-hardened alloys [J]. Met. Sci., 1976, 10: 20
- [31] Kaibyshev R, Kazyhanov V, Musin F. Hot plastic deformation of aluminium alloy 2009-15%SiC_w composite [J]. Mater. Sci. Technol., 2002, 18: 777
- [32] Mishra R S, Bieler T R, Mukherjee A K. Mechanism of high strain rate superplasticity in aluminium alloy composites [J]. Acta Mater., 1997, 45: 561
- [33] Wierzbicki T, Bao Y B, Lee Y W, et al. Calibration and evaluation of seven fracture models [J]. Int. J. Mech. Sci., 2005, 47: 719

10期