

航空用 SiCp/Al 复合材料热变形行为与环轧 工艺研究

李宏伟¹⁾, 王若达^{2)✉}, 魏少华³⁾, 杨志宇³⁾, 聂俊辉³⁾

1) 航空工业哈尔滨飞机工业集团有限公司, 哈尔滨 150066 2) 中国电子信息产业发展研究院, 北京 100048

3) 有研金属复材技术有限公司, 北京 101407

✉通信作者, wangruoda@ccidthinktank.com

摘 要 为了研究航空用高强韧碳化硅颗粒增强铝基复合材料 (SiCp/Al) 的热变形行为, 为环轧制备航空用大尺寸环件提供工艺依据, 采用粉末冶金工艺制备了 17%SiCp/Al 复合材料 (体积分数)。通过不同温度与不同变形速率的热压缩实验, 获得了复合材料在不同热变形条件下的应力应变关系, 并根据这一关系建立了复合材料的热加工图。研究表明, SiCp/Al 复合材料随着变形量的增加, 在低于 440 °C 或高于 490 °C 以及高于 0.100 s⁻¹ 的变形速率下易发生失稳变形。SiCp/Al 复合材料在变形温度与变形速率不适宜时, 除了发生传统金属的失稳变形等工艺缺陷外, 还会出现颗粒损伤引起的表面开裂, 这种开裂无法通过机加工去除, 应予以避免。最后, 在热加工图的指导以及环轧实验验证下, 给出了适宜 SiCp/Al 复合材料环轧成型的工艺参数, 完成了外径达 1200 mm 的 SiCp/Al 复合材料环件制备。

关键词 粉末冶金; 颗粒增强铝基复合材料; 热变形行为; 环轧

分类号 TG146.2

Hot deformation behavior and ring rolling process of SiCp/Al composites used in aircraft manufacturing

LI Hong-wei¹⁾, WANG Ruo-da^{2)✉}, WEI Shao-hua³⁾, YANG Zhi-yu³⁾, NIE Jun-hui³⁾

1) AVIC Harbin Aircraft Industry Group Co., Ltd., Harbin 150066, China

2) China Center for Information Industry Development, Beijing 100048, China

3) Grinn Metal Composites Technology Co., Ltd., Beijing 101407, China

✉Corresponding author, wangruoda@ccidthinktank.com

ABSTRACT To study the thermal deformation behavior of high-strength and high-toughness SiC particle reinforced aluminum matrix composites (SiCp/Al) used in aircraft manufacturing and to provide the technical basis for the preparation of large size rings by ring rolling used for the aviation, the 17%SiCp/Al composites (volume fraction) were prepared by powder metallurgy process. The stress-strain relationships of the SiCp/Al composites under the different thermal deformation conditions were obtained through the thermal compression experiments at the different temperatures and deformation rates, and the thermal working diagram was established

收稿日期: 2022-01-09

DOI: 10.19591/j.cnki.cn11-1974/tf.2022010001; <http://pmt.ustb.edu.cn>

according to the relationship. In the results, with the increase of deformation, the SiCp/Al composites are prone to the instability deformation at the deformation temperature lower than 440 °C or higher than 490 °C and the deformation rates higher than 0.100 s⁻¹. When the deformation temperature and deformation rate of the SiCp/Al composite are not suitable, besides the traditional process defects such as the instability deformation but also the surface cracking caused by the particle damage may occur, which cannot be removed by machining and should be avoided. Finally, under the guidance of the hot working diagram and the verification of the ring rolling experiment, the process parameters suitable for the ring rolling of the SiCp/Al composite are given, and the circular workpieces prepared using the SiCp/Al composites with the outer diameter of 1200 mm are prepared.

KEY WORDS powder metallurgy; particle reinforced aluminum matrix composites; hot deformation behavior; ring rolling

近年来,我国对提升航空器性能的需求日益显著,而现有飞行器动部件仍采用铝合金结构,存在使用寿命低、维护成本高等问题,无法满足我国对飞行器可靠性提高、寿命提升等的发展需求。高强韧碳化硅颗粒增强铝基复合材料(SiCp/Al)是一类为满足航空航天需求而开发的轻质高强材料,具有高比强度、比刚度、高疲劳寿命与耐磨等优良性能,已被广泛应用于电子信息与交通运输领域,是替代传统铝合金材料,实现飞行器性能提升的理想材料^[1-2]。

SiCp/Al 复合材料通过在铝合金基体中加入硬质陶瓷颗粒来产生强化效果。陶瓷颗粒加入基体后通过载荷传递^[3]、热错配位错强化^[4]、几何位错强化^[5]与 Orowan 强化^[6]等机制有效提高了铝合金基体的强度,但同时也造成了材料塑性的降低。航空用结构件为具有复杂几何外形的大型环件,一般通过锻压、环轧等工艺成型。这些成型工艺都要求材料具有较好塑性以及较大工艺窗口,以避免在加工时产生开裂、卷边等工艺缺陷。SiCp/Al 较低的塑性以及变形过程中较易开裂的问题限制了其在航空结构件中的进一步推广应用。现有研究针对 SiCp/Al 复合材料的变形行为进行了一定的探索,包括对复合材料变形与损伤行为进行实验与模拟^[7-9],求解复合材料变形本构方程等^[10-12],在一些特定组分上获得了一些规律。现有研究认为复合材料在受到拉伸载荷变形时会产生颗粒断裂与基体塑形孔洞等损伤,在压缩变形时产生损伤较少,更适于进行压力加工。由于其成形性随着颗粒种类、粒径和添加含量等变化较大,且小型试样与大型构件在成型过程中有较大差异,导致其得出的结论具有一定局限性,无法对高强韧 SiCp/Al 复合材料环轧工艺开发进行有效指导。通过复合材料设计提高性能的同时,研究其热变形行为,开发适合的成型工艺成为 SiCp/Al 复合材料在航空领域进一步推广应用的关键。

本文采用粉末冶金工艺,制备了颗粒增强铝基复合材料 17%SiCp/AlCu4.8Mg1.6(体积分数),并在不同变形温度(370、400、430、460、490、520 °C)以及不同变形速率(0.001、0.010、0.100、1.000、10.000 s⁻¹)下,对 SiCp/Al 复合材料的热变形行为进行了研究。根据复合材料的热变形规律计算了热加工图,并制定了环轧工艺的变形量、变形温度以及变形速率等工艺参数。对所制定的工艺参数进行工艺实验验证与分析,总结出一套可行的复合材料大尺寸环件成型工艺方案,以便更好的指导 SiCp/Al 复合材料的成型工艺设计,促进 SiCp/Al 复合材料在航空领域的应用推广。

1 实验材料及方法

1.1 材料制备与表征

本研究目标件为压气机叶环,采用环轧工艺作为成型工艺,为了获得较好的力学性能与成形性,复合材料的基体选用强度与塑性均较高的 Al-Cu-Mg 合金,合金成分见表 1。增强颗粒选用强度较高的 SiC 颗粒,由大尺寸块状 SiC 煅烧破碎并经气流分级后获得,粒径(D_{50})为 8.5 μm,呈正态分布。添加颗粒的体积分数为 17%,可以保证复合材料在获得较高强度的同时仍可具备较好的塑性,便于进行大型环件的塑性成形;同时这一体积分数在强韧化机理研究中使用较多,便于与现有研究结果进行对比。SiCp/Al 复合材料采用粉末冶金工艺制备,先将 Cu 粉、Mg 粉、Al 粉以及 SiC 颗粒按照设计成分称取并混合,使用低速球磨机对粉末进行 24 h 均匀化混合。混合好的粉末需要在 20 h、500 °C、10⁻² Pa 条件下进行真空烧结,去除杂质气体,使合金元素通过扩散充分均匀化,从而制得具有一定相对密度与强度的坯锭。将坯锭进行 540 °C、120 MPa 的热等静压成型,得到相对密度接近 100% 的粉末冶金复合材料坯锭。还需要通过塑性变形进一步改善坯锭中颗粒与基体的界面结合以及

颗粒分布的均匀性, 在通过锻压工艺对坯锭进行 40% 变形量的墩粗变形后, 获得了试验用 SiCp/Al 复合材料。

表 1 Al-Cu-Mg 合金化学成分 (质量分数)

Table 1 Chemical composition of the Al-Cu-Mg alloys %		
Cu	Mg	Al
4.8	2.0	93.2

对制备好的 SiCp/Al 复合材料进行金相组织与能谱 (energy dispersive spectroscopy, EDS) 表征, 检验其微观组织中颗粒分布与元素分布的均匀性。金相组织观察使用 Zeiss Axiovert 200 MAT 显微镜, 能谱分析使用 JSM-7900F 扫描电镜 (scanning electron microscopy, SEM), 结果如图 1 所示。由图 1 (a) 可知, 复合材料中 SiC 颗粒分布较为均匀, 没有观察到孔洞、界面脱黏等现象。由图 1 (b) ~ 图 1 (e) 可知, 所添加的 Cu、Mg 元素均匀地分布在基体中, 没有观察到界面反应与元

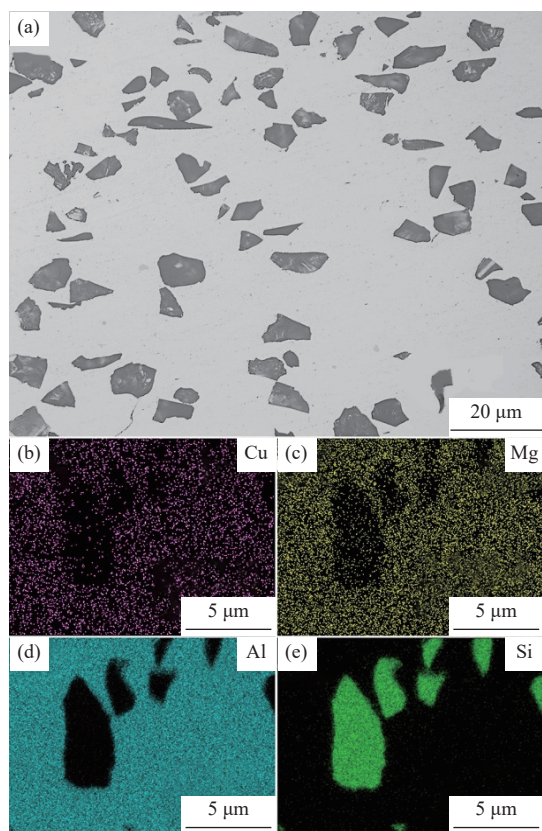


图 1 SiCp/Al 复合材料金相组织和能谱分析: (a) 显微组织; (b) Cu 能谱分析; (c) Mg 能谱分析; (d) Al 能谱分析; (e) Si 能谱分析

Fig.1 Microstructure and EDS mapping of the SiCp/Al composites: (a) microstructure; (b) EDS of Cu; (c) EDS of Mg; (d) EDS of Al; (e) EDS of Si

素偏聚等缺陷。

1.2 热压缩与环轧实验

热压缩实验在 Gleeble-3800 型实验机上进行。将墩粗后的复合材料机加工为 8 mm×12 mm 的小圆柱试样。试样轴向与热压锭轴向平行, 两端加石墨片润滑。试样表面焊接热电偶以监控实验温度, 试验机可以 5 °C/s 的升温速率对试样进行加热, 到温并保温 3min 后再进行压缩实验。压缩实验的总变形量为 0.8, 变形温度分别为 370、400、430、460、490、520 °C, 变形速率分别为 0.001、0.010、0.100、1.000、10.000 s⁻¹, 共进行 30 组不同参数实验。试验机自动记录压缩时的真应力-真应变曲线。实验结束后立刻取出试样并进行淬火处理。未测试样与热压缩实验后试样外观如图 2 所示。压缩后试样外观如图 2 (b) 所示, 热压缩后试样呈鼓状, 侧面具有一定弧度。所有试样均未观察到表面开裂现象。

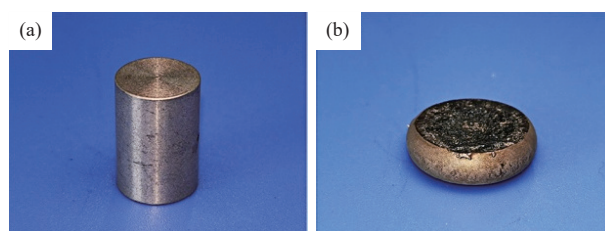


图 2 SiCp/Al 复合材料热压缩试样压缩前 (a) 与压缩后 (b) 宏观形貌

Fig.2 Macro appearance of the SiCp/Al composite specimens before (a) and after (b) hot compressing

环轧工艺实验在 800T 数控液压快锻机与径轴双向卧式数控碾环机上进行。首先使用快锻机对尺寸为外径 380 mm、内径 200 mm、高 90 mm 的中部带孔复合材料坯锭进行扩孔, 制备成为外径 420 mm、内径 300 mm 的坯环; 然后再使用碾环机进行环轧成型, 制备外径 1200 mm、内径 1080 mm 的坯件。通过坯件的表面质量与组织形貌衡量所选工艺参数的合理性。加工时坯料表面需喷涂防护涂料以延缓坯料降温速率。

2 结果与讨论

2.1 复合材料热变形行为

SiCp/Al 复合材料在不同变形温度与变形速率下的真应力-真应变曲线如图 3 所示。由图 3 (a) ~ 图 3 (e) 可知, 复合材料在变形初期呈现显著的加工硬化特点, 流变应力随着变形量的增加逐渐升高。变形温度越低、变形速率越大, 加工硬化效应

越显著。当流变应力达到一定值后,随着材料的变形量继续增加,流变应力开始逐渐下降,存在一峰值应力。这主要是由于铝基体热变形时会发生动态回复与动态再结晶,进而产生软化效应^[13]。在高温下,材料内部因变形累积的位错会不断增加再结晶的动力,当变形积累的位错足以引发再结晶时,位错开始被再结晶大量消耗,导致加工硬化效应减弱,复合材料的流变应力出现了下降^[14]。

对复合材料热压缩峰值应力随变形温度与变形速率的变化规律进行分析可以发现(图3(f)和图3(g)),当变形温度一定时,复合材料的流变峰值应力随着变形速率的上升而增大;当变形速率一定时,复合材料的流变峰值应力随着变形温度升高而减小。这主要是因为随着变形温度升高,基体中的位错更易开动,位错塞积减弱降低了加工硬化现象。同时,随着变形速率的增大与温度的升高,基体更易发生动态再结晶,再结晶的发生直接减少了材料内的位错密度,加工硬化效果下降。同时,由于基体强度降低,无法有效向颗粒传递载荷,也导致了复合材料流变应力的下降。在图3(e)中

10.000 s^{-1} 变形速率下,复合材料的真应力-真应变曲线出现了显著波动,这主要是由于当变形速率较高时,材料发生的动态回复无法有效降低累积的位错,当迅速累积的位错达到再结晶需要的临界变形量时,材料便会发生动态再结晶并消耗大量位错。位错的减少使得复合材料的加工硬化效果下降,材料变形所需的应力值也不断降低。随着复合材料变形的继续进行,材料中的位错再次累积,加工硬化效应逐渐显著,材料变形所需的应力值再次不断增大,复合材料在快速累积位错引起加工硬化与发生动态再结晶产生软化两种状态中不断相互转化,导致了高变形速率下应力应变曲线的波动。

2.2 复合材料热加工图

金属材料的热加工过程可以视为一个封闭的热力学系统,根据能量耗散理论,单位体积材料发生塑性变形所消耗的能量可以分为两部分,一部分为变形时转化为粘塑性热而被消耗的能量,称为耗散量(G);另一部分为变形过程中因发生相变、再结晶等微观组织变化所消耗的能量,称为耗散协量(J)^[15]。加工图通过将不同温度与变形速率的耗

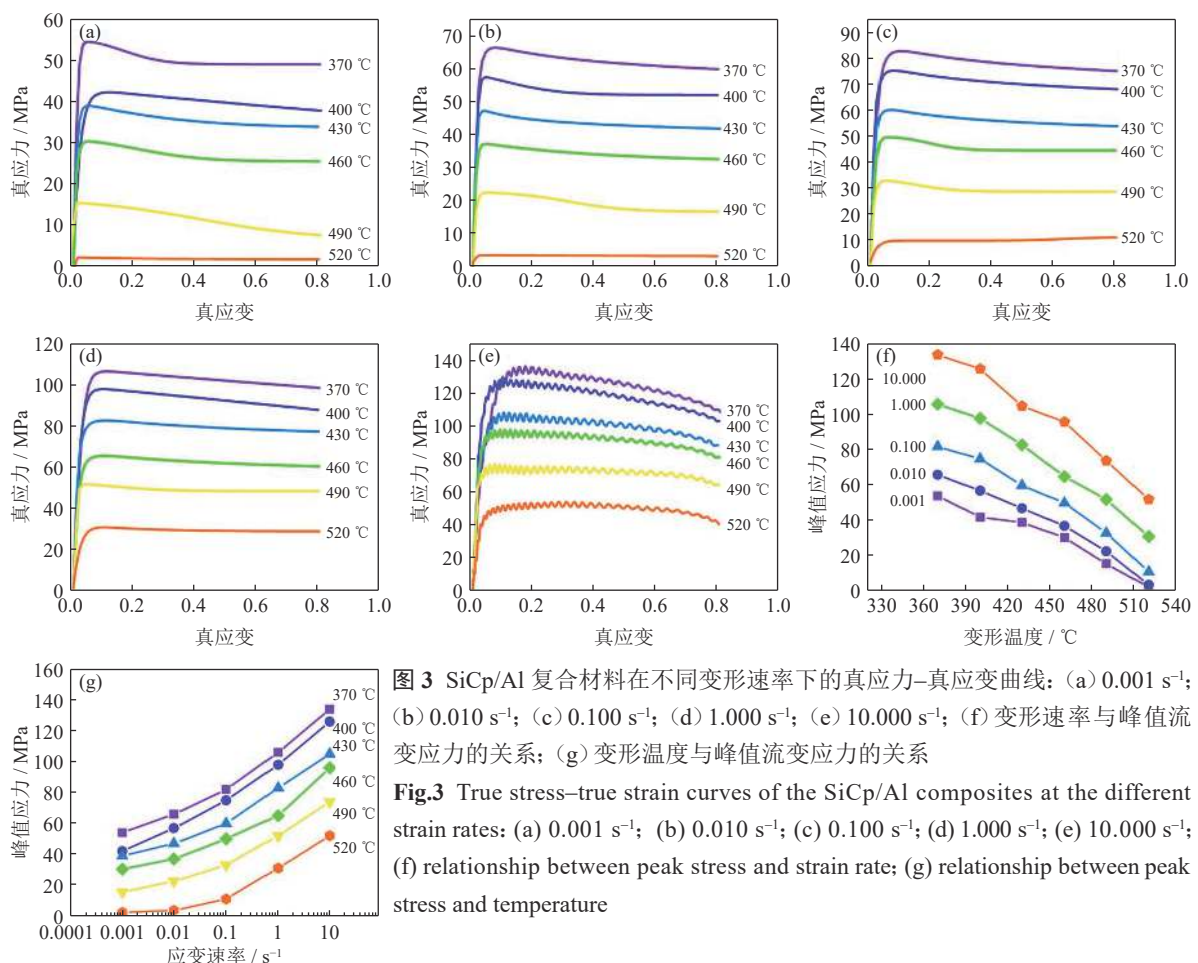


图3 SiCp/Al 复合材料在不同变形速率下的真应力-真应变曲线: (a) 0.001 s^{-1} ; (b) 0.010 s^{-1} ; (c) 0.100 s^{-1} ; (d) 1.000 s^{-1} ; (e) 10.000 s^{-1} ; (f) 变形速率与峰值流变应力的关系; (g) 变形温度与峰值流变应力的关系

Fig.3 True stress-true strain curves of the SiCp/Al composites at the different strain rates: (a) 0.001 s^{-1} ; (b) 0.010 s^{-1} ; (c) 0.100 s^{-1} ; (d) 1.000 s^{-1} ; (e) 10.000 s^{-1} ; (f) relationship between peak stress and strain rate; (g) relationship between peak stress and temperature

散协量与变形失稳判据进行联系, 可以从微观组织的热变形机制上给出材料热加工过程中的安全区与失稳区, 对材料的热加工工艺参数制定提供有效参考。

材料在热加工工程中的流变应力 (σ) 与变形速率 ($\dot{\varepsilon}$) 的关系可以用式 (1) 表示。

$$\sigma = K \dot{\varepsilon}^m \quad (1)$$

式中: K 为材料常数, m 为变速敏感指数。根据式 (1), m 可由式 (2) 表示^[13]。

$$m = \frac{\dot{\varepsilon} d\sigma}{\sigma d\dot{\varepsilon}} = \left[\frac{\partial(\log \sigma)}{\partial(\log \dot{\varepsilon})} \right]_{T, \varepsilon} \quad (2)$$

式中: ε 为应变变量, T 为变形温度。耗散协量 (J) 可以用变速敏感指数 (m) 进行表示, 如式 (3) 所示。

$$J = \frac{\sigma \dot{\varepsilon} m}{m+1} \quad (3)$$

当 $m=1$ 时, 系统处于理想耗散状态, 此时耗散协量最大值可以表示为如式 (4) 所示, 功率耗散效率 (h) 可以表示为如式 (5) 所示。

$$J_{\max} = \frac{1}{2} \sigma \dot{\varepsilon} \quad (4)$$

$$\eta = \frac{J}{J_{\max}} = \frac{2m}{m+1} \quad (5)$$

因此, 只要获得 $\log \sigma$ 与 $\log \dot{\varepsilon}$ 的函数关系, 就可

以根据式 (2) 对该关系函数求导, 并将一定变形量下材料的流变应力与变形速率带入导函数, 计算出相应条件下 m 值。 $\log \sigma$ 与 $\log \dot{\varepsilon}$ 的函数关系可以根据实验值, 使用一元三次方程进行拟合求解, 如式 (6) 所示。

$$\log \sigma = a + b \log \dot{\varepsilon} + c \log \dot{\varepsilon}^2 + d \log \dot{\varepsilon}^3 \quad (6)$$

式中: a 、 b 、 c 与 d 均为与温度有关的常数。得到 m 值后通过式 (5) 就可以计算出功率耗散效率 (h), 建立复合材料的功率耗散图。利用式 (6) 还可以对失稳判据进行求解, 根据 Prasad 失稳判据^[11], 当失稳系数 ($\xi(\dot{\varepsilon})$) 满足式 (7) 材料就会处于失稳状态, 材料在该状态下变形时会产生绝热剪切带、局部流变等现象, 对材料成型产生不利影响。将一定变形量下的 $\xi(\dot{\varepsilon}) < 0$ 失稳图与功率耗散图进行叠加, 即可得到该变形量下复合材料的热加工图。

$$\xi(\dot{\varepsilon}) = \frac{\partial \left[\log \left(\frac{m}{m+1} \right) \right]}{\partial(\log \dot{\varepsilon})} + m = \frac{2c + 6d \log \dot{\varepsilon}}{m(m+1) \ln 10} + m < 0 \quad (7)$$

利用式 (6) 对变形量为 0.1、0.3、0.5、0.7 条件下的 $\log \sigma$ 与 $\log \dot{\varepsilon}$ 函数关系进行拟合, 获得不同变形条件下的常数项 a 、 b 、 c 与 d , 拟合结果如图 4 所示。由式 (2) 可知, 根据常数项可得到 $\log \sigma$ 与 $\log \dot{\varepsilon}$ 函数关系式并求导, 再将流变应力与变形速率

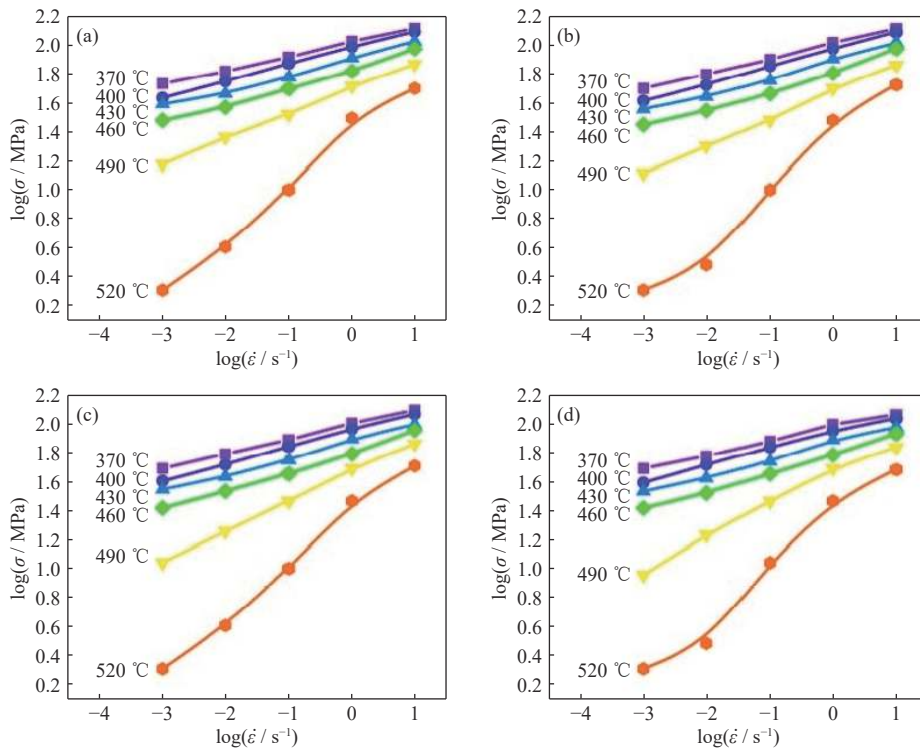


图4 不同变形量下 SiCp/Al 复合材料 $\log \sigma$ 与 $\log \dot{\varepsilon}$ 函数关系拟合图: (a) 0.1; (b) 0.3; (c) 0.5; (d) 0.7

Fig.4 Fitting results of $\log \sigma$ and $\log \dot{\varepsilon}$ for the SiCp/Al composites at the different deformation: (a) 0.1; (b) 0.3; (c) 0.5; (d) 0.7

带入导函数, 即可得到不同条件的 m 值。使用 m 值可进一步通过式 (5) 与式 (7) 计算四种变形量条件下的功率耗散效率图与失稳判据图, 将二者叠加就可以获得四种变形量条件下的热加工图, 结果如图 5 所示。

由图 5 可以看出, 在不同变形量下, 复合材料的功率耗散效率曲线分布较为相似。这是因为进入均匀变形阶段后, 流变应力随着应变增加的变化较小, 材料变形趋于稳定。同时应注意到, 复合材料在变形量为 0.3、0.5 与 0.7 的热加工图中出现失稳区域 (红色阴影区), 主要分布在低温与高温的高变形速率区。这主要是因为, 当材料在低温高变形速率条件下进行变形时, 产生的大量位错会对变形产生阻碍, 使得金属变形时易发生局部塑性流动与开裂等缺陷。当材料在高温高变形速率条件下进行变形时, 较高的温度使得材料强度较低, 易发生失稳变形。材料在这些区域内变形, 易发生绝热剪切带等不稳定变形, 不利于塑性加工, 设置工艺参数时应尽量避免。考虑实际热加工过程中, 材料温度会不断降低, 局部变形速率也会随着零件形状发生变化, 初始加工温度应设置在 $440\sim 480\text{ }^{\circ}\text{C}$, 变形

速率应控制在 $0.010\sim 0.100\text{ s}^{-1}$ 之间, 单次变形量不应超过 0.3。

2.3 热变形参数对环轧的影响

根据 SiCp/Al 复合材料热变形行为与热加工图, 使用三个外径 380 mm、内径 200 mm、高 90 mm 环坯进行三种不同工艺的环轧工艺试验, 具体工艺参数见表 2。样件 1#以较快变形速率变形, 可在温度降至加工温度区间外前就获得较大变形量, 减少加工道次, 提高生产效率。样件 2#使用较低的变形速率以避免工艺缺陷的产生, 同时一定程度提高变形温度以减少较低变形速率所增加的加工道次。样件 3#充分考虑 SiCp/Al 复合材料变形较难的特性, 使用较低变形速率与适中变形温度, 使材料尽可能在适宜的加工条件下进行变形。

根据表 2 工艺方案对 SiCp/Al 坯锭进行扩孔与环轧成型, 样件宏观形貌如图 6 所示。样件 1#局部在扩孔过程中产生了小裂纹, 通过机加工方式去除后回炉, 再次加工仍然开裂 (图 6 (a))。对其裂纹附近微观组织进行取样观察, 发现裂纹边缘有大量破损颗粒, 同时裂纹附近组织中也观察到了已发生断裂的颗粒 (图 6 (b))。这表明该裂纹

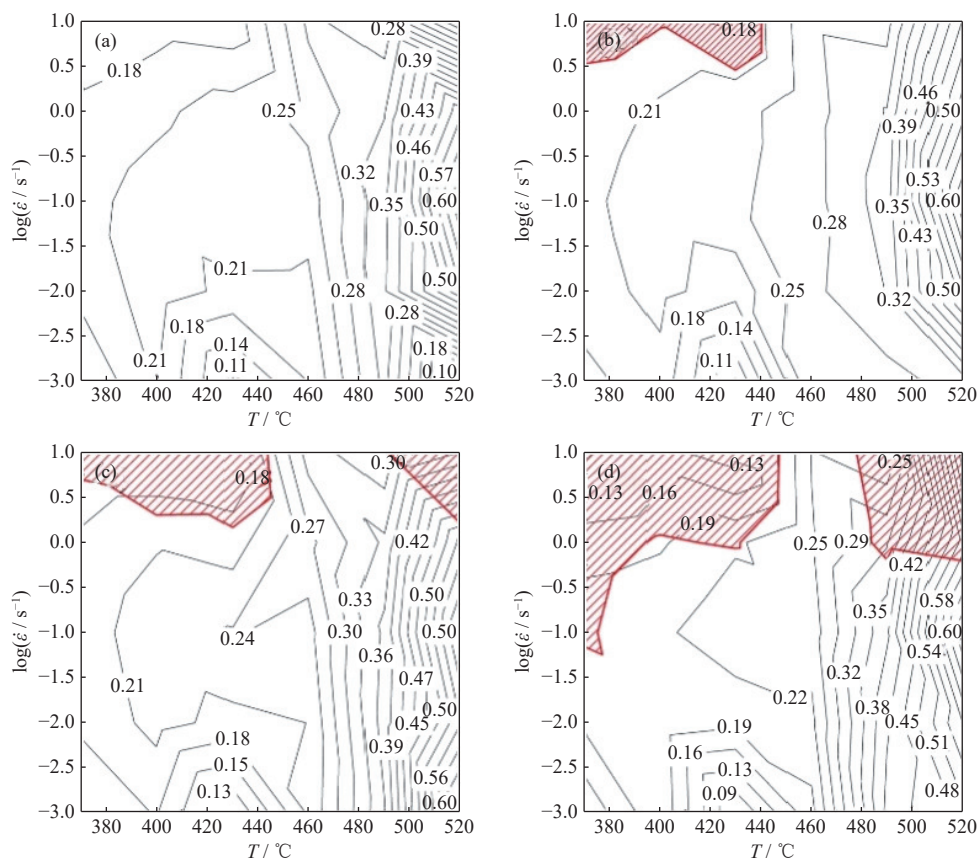


图 5 不同变形量下 SiCp/Al 复合材料热加工图: (a) 0.1; (b) 0.3; (c) 0.5; (d) 0.7

Fig.5 Hot processing maps of the SiCp/Al composites at the different deformation: (a) 0.1; (b) 0.3; (c) 0.5; (d) 0.7

表 2 SiCp/Al 复合材料环轧工艺方案

Table 2 Processing parameter of ring rolling for the SiCp/Al composites

样件编号	变形速率 / s ⁻¹	变形温度 / °C	单次变形量
1#	0.100	450	0.3
2#	0.010	480	0.1
3#	0.010	450	0.1

是样件在变形过程中发生了颗粒断裂所导致的。传统金属在进行塑性成型时发生开裂,当开裂情况不严重时,可通过机加工去除表面微小裂纹,防止裂纹进一步扩展,有效避免裂纹对成型过程的进一步影响。但复合材料则不同,在样件进行塑性变形时,局部区域会产生拉应变。根据研究表明,颗粒增强金属基复合材料在进行拉伸变形时,从屈服开始就会发生颗粒断裂,拉应力越大,断裂颗粒越多^[16-17]。因此当复合材料在塑性加工过程中产生裂纹时,其微观组织中的颗粒已发生大量损伤,这些损伤无法通过机加工与表面裂纹去除。当样件再次承受载荷时,这些缺陷就有可能再次引发材料的开裂。1#样件表明 SiCp/Al 不适宜在高于 0.100 s⁻¹ 的变形速率下进行塑性加工。

2#与 3#样件顺利完成扩孔,并进行了环轧实验,在实验过程中,2#样件发生了失稳变形,外形

剧烈扭曲,已无法继续加工修正(图 6(c))。这是因为复合材料在高温条件下强度较低,高温下活跃的动态再结晶进一步软化了复合材料,由于在环轧加工时轧辊会对样件产生冲击载荷,当材料强度较低时,就会被冲击载荷影响,失去稳定变形的状态。因而在环轧过程中,尤其是在大尺寸环件终轧过程中,成型温度应适当降低,并减缓变形速率,以减少设备对样件的冲击,使复合材料在更加稳定的条件下进行变形。在前两件样件实验的基础上,3#样件成功完成环轧工艺,得到了外径 1200 mm 的 SiCp/Al 复合材料环件,表面质量较好(图 6(d))。最终,在 SiCp/Al 复合材料热变形行为与环轧工艺研究的基础上,得到了适宜的成型参数,变形速率为 0.010 s⁻¹,变形温度为 450 °C,单次变形量不超过 0.1。

3 结论

- (1) 采用粉末冶金工艺制备了 SiCp/Al 复合材料,并通过不同变形速率与变形温度的热压缩实验探究了 SiCp/Al 复合材料的热变形行为,建立了热加工图,最终在 450 °C、0.010 s⁻¹ 条件下成功制备了外径达 1200 mm 的 SiCp/Al 复合材料环轧件。
- (2) 随着变形量的增加,在低于 440 °C 或高

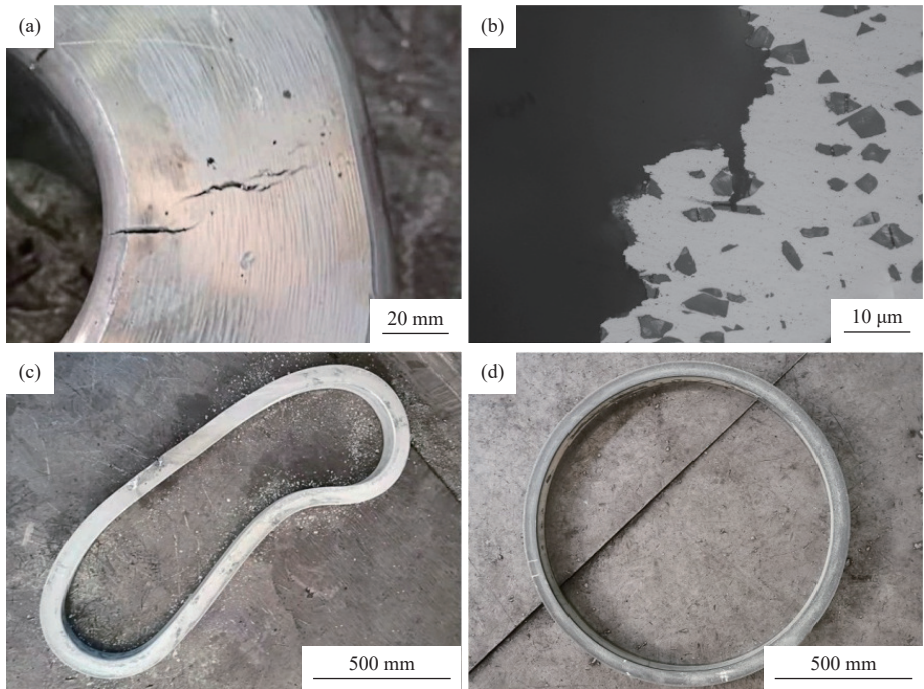


图 6 1#样件扩孔时发生多次开裂后的裂纹宏观形貌 (a), 1#样件裂纹附近微观组织 (b), 2#样件在环轧过程中发生失稳变形的宏观形貌 (c) 及 3#样件完成环轧后宏观形貌 (d)

Fig.6 Cracking macro appearance of 1# part (a), the microstructure near the cracks of 1# part (b), the macro appearance of 2# part after the buckling deformation during rolling (c), and the macro appearance of 3# part finished the ring rolling process (d)

于 490 °C 以及高于 0.100 s⁻¹ 的变形速率进行变形时, SiCp/Al 复合材料易发生失稳变形。

(3) SiCp/Al 复合材料在 450 °C 以 0.100 s⁻¹ 的变形速率变形时会发生开裂, 此开裂为局部颗粒受拉应力损伤导致, 无法通过后续加工去掉裂纹进行去除, 应注意避免。

(4) SiCp/Al 复合材料在 480 °C 以 0.100 s⁻¹ 的变形速率变形时, 因自身强度不足会发生失稳变形, 不适宜在此变形条件下进行环轧成型。

参 考 文 献

- [1] Kumar S, Singh R, Hashmi M S J. Metal matrix composite: a methodological review. *Adv Mater Process Technol*, 2019, 6(1): 13
 - [2] Zhou L Y, Li X L, Zhong Q, et al. Research progress in preparation of ceramic particle reinforced aluminum matrix composites. *Hot Working Technol*, 2020, 49(18): 21
(周立玉, 李秀兰, 钟强, 等. 陶瓷颗粒增强铝基复合材料制备工艺研究进展. *热加工工艺*, 2020, 49(18): 21)
 - [3] Nardone V C, Prewé K M. On the strength of discontinuous silicon carbide reinforced aluminum composites. *Scr Metall*, 1986, 20(1): 43
 - [4] Hou Y N, Yang K M, Liu Y, et al. Research progress on the effect of interfacial thermal mismatch on mechanical properties of metal matrix composites. *Powder Metall Technol*, <https://doi.org/10.19591/j.cnki.cn11-1974/tf.2021030033>
(侯雅男, 杨昆明, 刘悦, 等. 界面热失配对金属基复合材料力学性能的影响研究. *粉末冶金技术*, <https://doi.org/10.19591/j.cnki.cn11-1974/tf.2021030033>)
 - [5] Ashby M F, Johnson L. On the generation of dislocations at misfitting particles in a ductile matrix. *Philos Mag A*, 1969, 20(167): 1009
 - [6] Miller W S, Humphreys F J. Strengthening mechanisms in particulate metal matrix composites. *Scr Metall Mater*, 1991, 25(1): 33
 - [7] Yang Z, Fan J, Liu Y, et al. Effect of the particle size and matrix strength on strengthening and damage process of the particle reinforced metal matrix composites. *Materials*, 2021, 14(3): 675
 - [8] Lewis C A, Withers P J. Weibull modelling of particle cracking in metal matrix composites. *Acta Metall Mater*, 1995, 43(10): 3685
 - [9] Chen J, Xiong N, Ge Q L, et al. Fabrication and properties of large size aluminum-based boron carbide composites by hot isostatic pressing. *Powder Metall Technol*, 2020, 38(2): 132
(陈锦, 熊宁, 葛启录, 等. 热等静压法制备大尺寸铝基碳化硼复合材料及性能研究. *粉末冶金技术*, 2020, 38(2): 132)
 - [10] Chegini M, Aboutalebi M R, Seyedein S H, et al. Study on hot deformation behavior of AISI 414 martensitic stainless steel using 3D processing map. *J Manuf Process*, 2020, 56: 916
 - [11] Lin N, Huang N, Dong N, et al. Hot deformation behaviors in Ti-6Al-4V/(TiB+TiC) composites. *Acta Metall Sinica*, 2021, 34(12): 11
 - [12] Wang J, Li S, Ma H. Evolution of microstructure, texture, and mechanical properties of as-extruded ND/ZK60 composite during hot compression deformation. *Metals*, 2020, 10(9): 1191
 - [13] Meng Q, Bai C, Xu D. Flow behavior and processing map for hot deformation of ATI425 titanium alloy. *J Mater Sci Technol*, 2018, 34(4): 679
 - [14] Pang J A, Peng M Q, Hao S M. Study on hot deformation behavior and hot processing map of 40%SiCp/Al composites. *Powder Metall Technol*, <https://doi.org/10.19591/j.cnki.cn11-1974/tf.2021080007>
(庞晋安, 彭名卿, 郝世明. 40%SiCp/Al 复合材料的热变形行为及热加工图研究. *粉末冶金技术*, <https://doi.org/10.19591/j.cnki.cn11-1974/tf.2021080007>)
 - [15] Yang Q, Lei L, Fan X, et al. Microstructure evolution and processing map of Al-Cu-Li-Mg-Ag alloy. *Mater Chem Phys*, 2020, 254: 123256
 - [16] Yang Z, Fan J Z, Liu Y Q, et al. Effect of combination variation of particle and matrix on the damage evolution and mechanical properties of particle reinforced metal matrix composites. *Mater Sci Eng A*, 2021, 806: 140804
 - [17] Williams J J, Flom Z, Amell A A, et al. Damage evolution in SiC particle reinforced Al alloy matrix composites by X-ray synchrotron tomography. *Acta Mater*, 2010, 58(18): 6194
-
- (上接第 540 页)
- [13] Zhu X, Ding B, Wang H, et al. Phase evolution of blast furnace slags with variation in the binary basicity in a variable cooling process. *Fuel*, 2018, 219: 132
 - [14] Zhu X, Ding B, Wang H, et al. Numerical study on solidification behaviors of a molten slag droplet in the centrifugal granulation and heat recovery system. *Appl Therm Eng*, 2018, 130: 1033
 - [15] Luo S Y, Fu J, Zhou Y M, et al. The production of hydrogen-rich gas by catalytic pyrolysis of biomass using waste heat from blast-furnace slag. *Renew Energy*, 2017, 101: 1030
 - [16] Mi S, Xie K, Sun D, et al. Heat transfer and resistance characteristics between metallurgical slag particles and air. *Chin J Nonferrous Met*, 2015, 25(7): 1993
(米沙, 谢楷, 孙岱, 等. 冶金渣颗粒与空气间的换热和阻力特性. *中国有色金属学报*, 2015, 25(7): 1993)
 - [17] Wang C L. Investigation on the flying of powder particles I Trajectories of flying powder particles in static atmosphere. *Powder Metall Technol*, 2008, 26(4): 243
(王崇琳. 粉末飞行之研究 I 粉末在静止气体场中的飞行轨迹. *粉末冶金技术*, 2008, 26(4): 243)
 - [18] Richter A, Nikrityuk P A. Drag forces and heat transfer coefficients for spherical, cuboidal and ellipsoidal particles in cross flow at sub-critical Reynolds numbers. *Int J Heat Mass Trans*, 2012, 55(4): 1343
 - [19] Ni J J, Yu G S, Guo Q H, et al. Submodel for predicting slag deposition formation in slagging gasification systems. *Energy Fuels*, 2011, 25(3): 1004
 - [20] Liu J X, Yu Q B, Duan W J, et al. Experimental investigation on ligament formation for molten slag granulation. *Appl Therm Eng*, 2014, 73(1): 888
 - [21] Sun Y Q, Shen H W, Wang H, et al. Experimental investigation and modeling of cooling processes of high temperature slags. *Energy*, 2014, 76: 761
 - [22] Ding B, Wang H, Zhu X, et al. Crystallization behaviors of blast furnace (BF) slag in a phase-change cooling process. *Energy Fuels*, 2016, 30(4): 3331
 - [23] Han C, Chen M, Zhang W D, et al. Viscosity model for iron blast furnace slags in SiO₂-Al₂O₃-CaO-MgO system. *Steel Res Int*, 2015, 86(6): 678
 - [24] Wang L M, Yuan Y L, Shao Y M, et al. Chatter analysis about roll grinder of twenty-high rolling mill in grinding process with grinding wheel dynamic imbalance fault. *Chin J Eng*, 2015, 37(Suppl1): 78
(王利明, 袁意林, 邵毅敏, 等. 二十辊轧机轧辊磨床砂轮动不平衡对磨削颤振的影响. *工程科学学报*, 2015, 37(suppl1): 78)
 - [25] Dhirhi R, Prasad K, Shukla A, et al. Experimental study of rotating dry slag granulation unit: Operating regimes, particle size analysis and scale up. *Appl Therm Eng*, 2016, 107: 898
 - [26] Wang L Y, Sun W Q, Li X L, et al. Flight dynamics and sensible heat recovery of granulated blast furnace slag. *Open Fuels Energy Sci J*, 2015, 8: 356