

# 新型高强 Al-Zn-Mg-Cu 合金的热变形行为和热加工图

Hot Deformation Behavior and Processing Map for New Al-Zn-Mg-Cu Alloy

陶乐晓<sup>1</sup>, 臧金鑫<sup>2</sup>, 张 坤<sup>2</sup>, 陈慧琴<sup>1</sup>

(1 太原科技大学 材料科学与工程学院, 太原 030024;

2 北京航空材料研究院, 北京 100095)

TAO Le-xiao<sup>1</sup>, ZANG Jin-xin<sup>2</sup>, ZHANG Kun<sup>2</sup>, CHEN Hui-qin<sup>1</sup>

(1 School of Materials Science and Engineering, Taiyuan University of Science and Technology, Taiyuan 030024, China; 2 Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095, China)

**摘要:** 采用热力模拟实验方法进行热压缩变形实验, 研究了一种新型 Al-Zn-Mg-Cu 高强铝合金铸态组织在变形温度为 300~450℃, 应变速率为  $10^{-3} \sim 10 \text{ s}^{-1}$ , 压缩变形量为 50% 条件下的热变形行为, 建立了该合金的热加工图。变形温度和应变速率对该合金流变应力的影响显著; 实验参数条件下, 该合金流变应力曲线呈现稳态动态回复型曲线特征。热加工图和组织分析表明: 当应变较小时 ( $\epsilon=0.1$ ), 合金具备铸态组织特征, 合适的热加工参数: 350~450℃, 应变速率  $10^{-3} \sim 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ ; 当应变较大时 ( $\epsilon=0.5$ ), 合金具备锻态组织特征, 较佳的热加工参数: 300~450℃, 应变速率  $10^{-3} \sim 10^{-1} \text{ s}^{-1}$ 。

**关键词:** Al-Zn-Mg-Cu 合金; 流变应力; 动态回复; 热加工图

**doi:** 10.3969/j.issn.1001-4381.2013.01.004

**中图分类号:** TG146.2; TG113.26 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-4381(2013)01-0016-05

**Abstract:** The hot deformation behavior of a new Al-Zn-Mg-Cu high strength alloy was investigated by hot compression tests conducted on thermo-mechanical simulation experimental method at 300-450℃, strain rate  $10^{-3}$ - $10 \text{ s}^{-1}$  and 50% height reduction. The processing maps of the alloy were established. Both of temperature and strain rate have a dramatic effect on flow stresses. The flow stress curves of the alloy present the features of steady-state dynamic recovery curve at the test conditions. The results of processing maps and microstructures show that the parameter range of 350-450℃ and  $10^{-3}$ - $10^{-2} \text{ s}^{-1}$  is suitable to smaller strain ( $\epsilon=0.1$ ) casting structure features; and the parameter range of 300-450℃ and  $10^{-3}$ - $10^{-1} \text{ s}^{-1}$  is suitable to larger strain ( $\epsilon=0.5$ ) forging structure features.

**Key words:** Al-Zn-Mg-Cu alloy; flow stress; dynamic recovery; processing map

高强铝合金具有比强度高和良好的综合性能, 是各国航空、航天及军事领域不可或缺的结构材料<sup>[1]</sup>。Al-Zn-Mg-Cu 系高强铝合金要想获得良好的综合性能, 必须经过挤压、轧制或锻造等高温塑性变形。而该系高强铝合金由于合金化程度较高, 导致合金热加工性能降低, 若变形温度及变形速率选择不当, 在变形时很容易发生开裂<sup>[2]</sup>。

热加工图<sup>[3,4]</sup>是评价材料加工性能优劣的图形, 是设计、优化材料热加工工艺的有效工具。利用热加工图可以分析材料在不同变形条件下的变形行为, 进而预测热加工的“安全区”和“非安全区”, 优化热加工工艺参数, 已经应用于分析钛合金<sup>[5,6]</sup>、镁合金<sup>[7,8]</sup>、高

温合金<sup>[9,10]</sup>等材料的热变形行为和热变形工艺参数的优化。近年来, 国内外针对 7 系列的高强铝合金的高温流变应力特征及材料本构方程进行了大量的研究<sup>[11-15]</sup>, 初步掌握了不同热变形条件下合金的流变应力和组织演变规律, 为合金后续热加工工艺的制定提供了理论数据。但采用热加工图分析高强铝合金热变形行为, 研究热变形参数对合金热变形工艺性能影响的文献较少。本工作采用热压缩实验, 获得了新型 Al-7.5~8.7Zn-1.8~2.7Mg-1.4~2.1Cu 高强铝合金的流变应力, 分析了热变形参数对流变应力的影响规律, 建立了该合金的热加工图, 得出了该合金最佳的热变形条件, 旨在为该合金制定合理的热加工工艺参

数提供理论依据。

1 实验材料与方法

实验材料为 Al-7.5~8.7Zn-1.8~2.7Mg-1.4~2.1Cu 合金铸锭,铸锭尺寸为  $\phi 280\text{mm}$ ,均匀化退火后在铸锭  $D/4$  直径位置处取  $\phi 8\text{mm} \times 12\text{mm}$  的圆柱体试样。试样初始组织如图 1 所示。在 Gleeble-1500D 热模拟机上进行热压缩变形实验。变形温度分别为 300,350,380,400,420,450℃,应变速率分别为  $10^{-3}$ ,  $10^{-2}$ ,  $10^{-1}$ ,  $1$ ,  $10\text{s}^{-1}$ ,总压缩变形量为 50%。为消除接触面上的摩擦,使压缩试样处于单向应力状态,实验过程中,试样两端垫有石墨纸。变形后对样品进行急

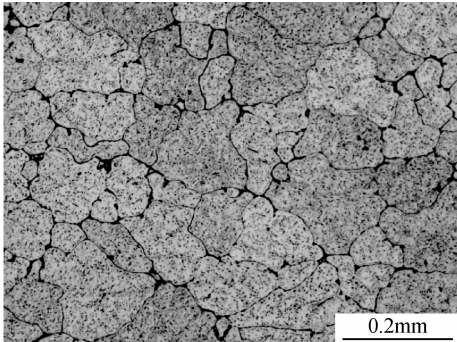


图 1 实验材料初始铸态组织

Fig. 1 Initial microstructure of the used casting alloy

冷,以保留热变形组织。

2 实验结果及分析

2.1 热变形流变曲线

新型 Al-Zn-Mg-Cu 合金的热变形真应力-真应变曲线如图 2 所示。可以看出,当应变速率较低时( $10^{-3} \sim 10^{-2}\text{s}^{-1}$ ),温度在 350~450℃ 之间的热压缩流变应力曲线呈现稳态的动态回复型曲线特征,即流变应力先随应变的增加迅速升高,当真应变达到一定值后,真应力并不随着应变的继续增大而发生明显的变化,而是呈现出较为明显的稳态流变特征;300℃ 热压缩的流变应力曲线呈现不同软化程度的动态再结晶型曲线特征,且软化过程较快,软化后流变应力曲线逐渐趋于恒定。当应变速率较快时( $10\text{s}^{-1}$ ),实验温度区间内所有热压缩流变应力曲线均呈现不同软化程度的动态再结晶型曲线特征,且软化过程较慢,流变应力值达到峰值后逐渐缓慢降低。当应变速率大小适中时( $10^{-1} \sim 1\text{s}^{-1}$ ),所有温度下热压缩流变应力曲线均呈现稳态的动态回复型曲线特征。

铝合金具有较高的层错能,热变形过程中微观组织通常发生动态回复,流变应力曲线呈现稳态型曲线特征<sup>[16]</sup>。通过后续的组织观察分析,在所有温度和应变速率变形条件下均未发现有动态再结晶组织。分析

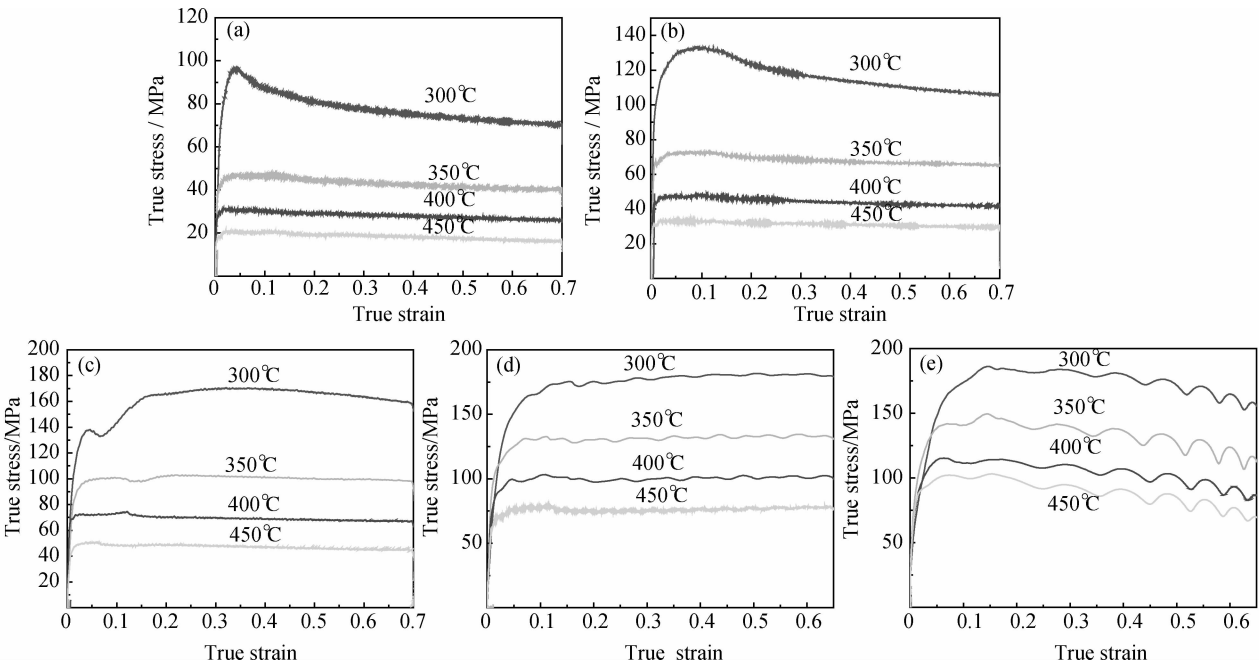


图 2 热压缩变形的真应力-真应变曲线

(a)  $\dot{\epsilon} = 10^{-3}\text{s}^{-1}$ ; (b)  $\dot{\epsilon} = 10^{-2}\text{s}^{-1}$ ; (c)  $\dot{\epsilon} = 10^{-1}\text{s}^{-1}$ ; (d)  $\dot{\epsilon} = 1\text{s}^{-1}$ ; (e)  $\dot{\epsilon} = 10\text{s}^{-1}$

Fig. 2 True stress-true strain curves of hot compression

(a)  $\dot{\epsilon} = 10^{-3}\text{s}^{-1}$ ; (b)  $\dot{\epsilon} = 10^{-2}\text{s}^{-1}$ ; (c)  $\dot{\epsilon} = 10^{-1}\text{s}^{-1}$ ; (d)  $\dot{\epsilon} = 1\text{s}^{-1}$ ; (e)  $\dot{\epsilon} = 10\text{s}^{-1}$

认为图 2(e)中流变应力峰值后的缓慢下降可能是由于应变速率较快造成的变形热效应引起的;而图 2(a),(b)应变速率较慢的条件下,300℃热压缩流变应力曲线呈现不同软化程度的原因是由于变形温度较低,动态回复较慢,铸态组织的破碎引起的。

金属和合金的热加工变形和高温蠕变都是速率控制的热激活过程。通常采用包含应变速率和温度的双曲正弦形式的修正 Arrhenius 关系来描述这种热变形力学行为,而温度和变形速率对材料变形行为的影响还可以用温度补偿的应变速率因子 Zener-Hollomon 参数(简称  $Z$  参数)来描述<sup>[4]</sup>,即

$$Z = \dot{\epsilon} \exp(Q/RT) = A[\sinh(\alpha\sigma)]^n \quad (1)$$

式中: $R$  为气体常数( $8.31\text{J} \cdot \text{mol}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$ ); $T$  为绝对温度(K); $\alpha$  为应力水平参数( $\text{MPa}^{-1}$ ); $n$  为应力指数; $\sigma$  为稳态流变应力。文献[15]计算得出该合金的变形激活能  $Q=169.92\text{kJ/mol}$ 。该值说明变形材料属于动态回复型,热变形过程不易发生动态再结晶。

## 2.2 热加工图

热加工图是基于 Prasad 等提出的动态材料模型(Dynamic Materials Model,DMM)建立的<sup>[3,4]</sup>。热加工图是加工变量空间(应变速率、温度)中的功率耗散图与失稳图的叠加图。功率耗散图代表材料微观组织演变时功率的耗散,其变化用一个无量纲参数表示,即功率耗散系数  $\eta$ ,如式(2)所示;失稳图用无量纲参数  $\xi(\dot{\epsilon})$  表示塑性变形时的连续失稳判据,如式(3)所示。当  $\xi(\dot{\epsilon}) < 0$  时,为非稳态流变。

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

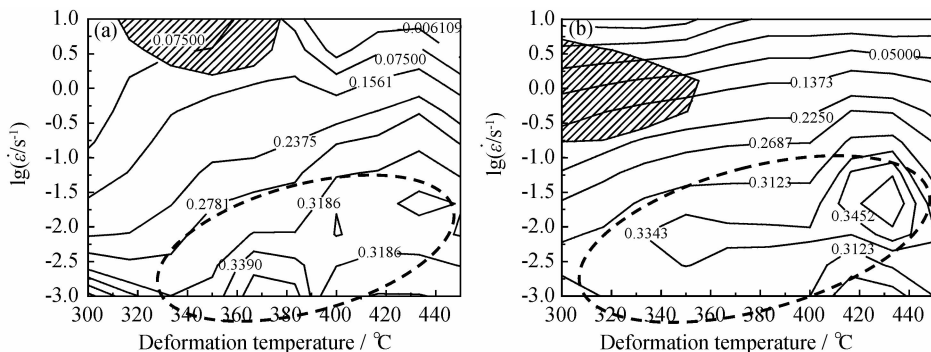


图 3 应变为 0.1(a),0.5(b)时合金的热加工图

Fig. 3 Processing map for the alloy at different strains 0.1 (a) and 0.5 (b)

从图 3 中还可获知,随着应变的增大,即随着铸态组织向锻态组织的转变,功率耗散系数值较大的热加工窗口或区域(图 3(b)中虚线区域)增大。

$$\xi(\dot{\epsilon}) = \frac{\partial \lg(\frac{m}{m+1})}{\partial \lg \dot{\epsilon}} + m \quad (3)$$

式中: $J$  为微观组织演变消耗的能量;当材料为理想线性耗散时, $m=1$ ,此时  $J$  达到最大值  $J_{\max}$ ;  $P$  为单位体积材料瞬时吸收的功率; $m$  为应变速率敏感指数,根据  $m = \partial \lg \sigma / \partial \lg \dot{\epsilon}$  计算获得。本工作中应变速率敏感指数值通过流变应力与应变速率三次多项式拟合曲线求出。然后利用式(2)在  $T$ - $\lg \dot{\epsilon}$  平面内绘制功率耗散效率因子  $\eta$  的等值轮廓线,即为功率耗散图。同样,将所求的  $m$  值代入式(3)可得到变量  $\xi(\dot{\epsilon})$ ,即在  $T$ - $\lg \dot{\epsilon}$  平面内绘制变量  $\xi(\dot{\epsilon})$  的等值轮廓线为流变失稳图。将式(2)计算的功率耗散图和式(3)计算的失稳图重叠组成热加工图。

图 3(a),(b)分别为应变 0.1 和 0.5 时合金的热加工图。可以看出,随着变形温度的升高和应变速率的降低,功率耗散系数  $\eta$  都呈上升趋势;且功率耗散系数的最大值都在 0.34 左右。但是功率耗散系数最大值位于的区域不同,当应变为 0.1 时,功率耗散系数的最大值位于应变速率  $10^{-3}\text{s}^{-1}$  和  $350\sim 400^\circ\text{C}$  的温度范围内;当应变为 0.5 时,功率耗散系数的最大值位于应变速率  $10^{-3}\sim 10^{-1}\text{s}^{-1}$  和  $300\sim 450^\circ\text{C}$  的温度范围内。功率耗散系数的最大值基本不随应变变化,说明变形合金在热变形过程中微观组织演变机制和规律不随应变变化。图 4(a),(b)分别是图 3(a),(b)功率耗散系数最大值区域的典型组织。可以看出,两种变形条件下的微观组织都是晶粒沿变形方向拉长的动态回复组织,除局部晶界处略显铸态晶粒特征外,大部分晶界无铸态组织特征,晶界较细,且晶粒内部组织均匀。

图 3(a),(b)中有两个位于低温高应变速率范围内的阴影线区域为  $\xi(\dot{\epsilon}) < 0$  时的非稳态流变区域。常见的绝热剪切带、局部流变以及断裂都属于非稳

态流动<sup>[13,14]</sup>。观察分析图 3(a),(b)中非稳态流变区域内的组织并没有发现这些典型的非稳态流动组织特征。图 5(a),(b)分别是图 3(a),(b)非稳态流变区域内的典型组织。可以看出,非稳态流变区域内组织的典型特征是晶界处的铸态晶粒特征明显,晶

界较宽;部分晶界处有铸态组织破碎形成的细小等轴枝晶(图 5 中箭头所指处)。所以,图 3(a),(b)中两个阴影线标注的  $\xi(\dot{\epsilon}) < 0$  的非稳态流变区域是由于温度较低,应变速率较快,铸态组织热加工性能较差引起的。

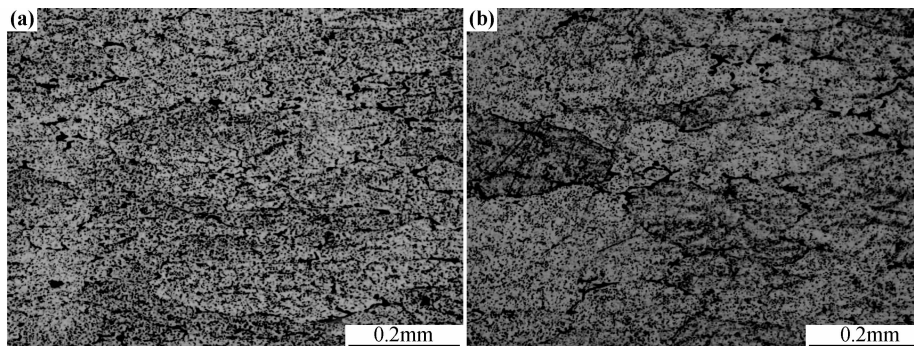


图 4 功率耗散系数最大值区域内的典型组织

(a)图 3(a)中  $380^{\circ}\text{C}, 10^{-3}\text{s}^{-1}$  处的组织;(b)图 3(b)中  $420^{\circ}\text{C}, 10^{-2}\text{s}^{-1}$  处的组织

Fig. 4 Typical microstructures in the maximum value areas of power dissipation efficiency

(a)microstructure of  $380^{\circ}\text{C}, 10^{-3}\text{s}^{-1}$  in fig. 3(a);(b)microstructure of  $420^{\circ}\text{C}, 10^{-2}\text{s}^{-1}$  in fig. 3(b)

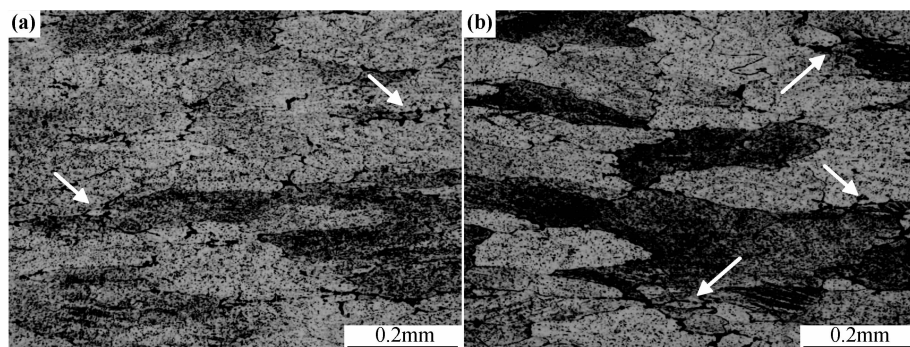


图 5 非稳态流变区域内的典型组织

(a)图 3(a)中  $350^{\circ}\text{C}, 10\text{s}^{-1}$  处的组织;(b)图 3(b)中  $300^{\circ}\text{C}, 10\text{s}^{-1}$  处的组织

Fig. 5 Typical microstructures in the non-homogenous deformation areas

(a)microstructure of  $350^{\circ}\text{C}, 10\text{s}^{-1}$  in fig. 3(a);(b)microstructure of  $300^{\circ}\text{C}, 10\text{s}^{-1}$  in fig. 3(b)

同时从图 3 中还可获知,应变较小时( $\epsilon=0.1$ )具备铸态组织特征,合适的热加工窗口: $350\sim 450^{\circ}\text{C}$ ,应变速率在  $10^{-3}\sim 10^{-2}\text{s}^{-1}$  的范围内(图 3(a)中虚线区域),即温度要高,应变速率要低;对于应变较大时( $\epsilon=0.5$ )具备锻态组织特征,合适的热加工窗口: $300\sim 450^{\circ}\text{C}, 10^{-3}\sim 10^{-1}\text{s}^{-1}$ ,即温度范围较宽,应变速率要适中(图 3(b)中虚线区域)。

### 3 结论

(1)新型高强 Al-Zn-Mg-Cu 合金热压缩流变应力曲线呈现稳态的动态回复型曲线特征,高应变速率引起的热效应或铸态组织的破碎可能造成热压缩流变应

力曲线不同程度的降低。

(2)热加工图和组织分析表明,对于铸态组织特征的热变形,应变不宜太大,合适的热加工窗口: $350\sim 450^{\circ}\text{C}$ ,应变速率  $10^{-3}\sim 10^{-2}\text{s}^{-1}$ ;对于锻态组织特征的热变形,可以采取较大的应变,合适的热加工窗口: $300\sim 450^{\circ}\text{C}$ ,应变速率  $10^{-3}\sim 10^{-1}\text{s}^{-1}$ 。

(3)热加工图和组织分析表明,低温高应变速率条件下,动态回复较慢,铸态组织的热加工性差造成了热加工图中局部的非稳态流变区域。

### 参考文献

- [1] 王洪,付高峰,孙继红,等. 超高强铝合金研究进展 [J]. 材料导报,2006,20(2):58-60.

- WANG Hong, FU Gao-feng, SUN Ji-hong, et al. Present research and developing trends of ultra high strength aluminum alloys[J]. Materials Review, 2006, 20(2): 58—60.
- [2] CASSADA W, LIU J, STALEY J. Aluminum alloys for aircraft structures[J]. Adv Mater Proc, 2002, 160(12): 27—32.
- [3] BOZZINI B, CERRI E. Numerical reliability of hot working processing maps[J]. Materials Science and Engineering A, 2002, 328(1—2): 344—347.
- [4] PRASAD Y V R K, SASIDHARA S. Hot Working Guide; a Compendium of Processing Maps[M]. Materials Park: ASM International, 1997.
- [5] LI Miao-quan, ZHANG Wei-fu. Effect of hydrogen on processing maps in isothermal compression of Ti-6Al-4V titanium alloy[J]. Mater Sci & Eng A, 2009, 502(1—2): 32—37.
- [6] LUO Jiao, LI Miao-quan, LI Hong, et al. Effect of the strain on the deformation behavior of isothermally compressed Ti-6Al-4V alloy[J]. Mater Sci & Eng A, 2009, 505(1—2): 88—95.
- [7] 肖梅, 周正, 黄光杰, 等. AZ31 镁合金的热变形行为及加工图[J]. 机械工程材料, 2010, 34(4): 18—21.
- XIAO Mei, ZHOU Zheng, HUANG Guang-jie, et al. Hot deformation behavior and processing maps of AZ31 magnesium alloy[J]. Materials of Mechanical Engineering, 2010, 34(4): 18—21.
- [8] 刘娟, 崔振山, 李从心. 镁合金 ZK60 的三维加工图及失稳分析[J]. 中国有色金属学报, 2008, 18(6): 1020—1026.
- LIU Juan, CUI Zhen-shan, LI Cong-xin. Three-dimensional processing maps and flow instability of magnesium alloys ZK60[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2008, 18(6): 1020—1026.
- [9] 宁永权, 姚泽坤, 傅明旺, 等. 基于热加工图研究粉末高温合金的热变形行为[J]. 稀有金属材料与工程, 2010, 39(S1): 231—234.
- NING Yong-quan, YAO Ze-kun, FU Ming-wang, et al. Study on hot deformation behavior of P/M superalloy using processing map[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2010, 39(S1): 231—234.
- [10] 熊毅, 熊良银, 张凌峰, 等. GH4199 合金的热变形行为与微观组织演变[J]. 中国有色金属学报, 2010, 20(4): 655—661.
- XIONG Yi, XIONG Liang-yin, ZHANG Ling-feng, et al. Hot deformation behavior and microstructure evolution of superalloy GH4199[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2010, 20(4): 655—661.
- [11] SERAJZADEH S. Modeling flow stress behavior of aluminum alloys during hot rolling[J]. Materials Science and Technology, 2006, 22(6): 713—718.
- [12] 李俊鹏, 沈健, 许小静, 等. 7050 高强铝合金高温塑性变形的流变应力研究[J]. 稀有金属, 2009, 33(3): 318—322.
- LI Jun-peng, SHEN Jian, XU Xiao-jing, et al. Flow stress of 7050 high strength aluminum alloy during high temperature plastic deformation[J]. Chinese Journal of Rare Metals, 2009, 33(3): 318—322.
- [13] 王亮, 李惠曲, 陈慧琴, 等. Al-Zn-Mg-Cu 合金热压缩流变应力行为及组织演变[J]. 锻压技术, 2010, 35(4): 133—136.
- WANG Liang, LI Hui-qu, CHEN Hui-qin, et al. Flow stress behavior and microstructure evolution of Al-Zn-Mg-Cu alloy during hot compression deformation[J]. Forging & Stamping Technology, 2010, 35(4): 133—136.
- [14] 张坤, 李惠曲, 陈慧琴, 等. Al-Zn-Mg-Cu 新型高强铝合金热变形组织演变机理和规律[J]. 轻合金加工技术, 2010, 38(10): 55—58.
- ZHANG Kun, LI Hui-qu, CHEN Hui-qin, et al. Microstructure mechanisms and evolution during hot deformation of a new Al-Zn-Mg-Cu high strength aluminum alloy[J]. Light Alloy Fabrication Technology, 2010, 38(10): 55—58.
- [15] 臧金鑫, 郑林斌, 张坤, 等. 新型超高强 Al-Zn-Mg-Cu 铝合金热压缩变形的流变应力行为[J]. 航空材料学报, 2011, 31(3): 35—38.
- ZANG Jin-xin, ZHENG Lin-bin, ZHANG Kun, et al. Flow stress behavior of a new high strength Al-Zn-Mg-Cu alloy during hot compression deformation[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2011, 31(3): 35—38.
- [16] McQUEEN H J. Development of dynamic recrystallization theory[J]. Materials Science and Engineering A, 2004, 387—389: 203—208.
- 基金项目:**国家自然科学基金资助项目(51175361);山西省留学人员科研资助项目(2011-074)
- 收稿日期:**2012-01-16; **修订日期:**2012-03-22
- 作者简介:**陶乐晓(1987—),男,硕士,从事高强铝合金热加工工艺的研究,联系地址:江苏省苏州市工业路200号(215026),E-mail:taolexiao0223@163.com
- 通讯作者:**陈慧琴(1968—),女,博士,教授,博士生导师,联系地址:山西省太原市万柏林区窰流路66号太原科技大学(030024),E-mail:chen\_huiqin@126.com
- \*\*\*\*\*
- (上接第 15 页)
- [7] 贺福. 碳纤维及其应用技术[M]. 北京:化学工业出版社, 2004. 65—76.
- [8] CHEN Y C, TSAI C C, LEE Y D. Preparation and properties of silylated PTFE/SiO<sub>2</sub> organic-inorganic hybrids via sol gel process[J]. J Polym Sci, 2004, 42(7): 1789—1807.
- [9] BROWN E N, DATTELBAUM D M. The role of crystalline phase on fracture and microstructure evolution of polytetrafluoroethylene (PTFE) [J]. Polymer, 2005, 46: 3056—3068.
- [10] WEGENER M, WIRGES W, TIERSCH B. Porous polytetrafluoroethylene (PTFE) electret films: porosity and time dependent charging behavior of the free surface [J]. J Porous Mater, 2007, 14(1): 111—118.
- 基金项目:**国家自然科学基金资助项目(51073120);天津市科技资助项目(10SYSYJC27900)
- 收稿日期:**2011-07-26; **修订日期:**2012-07-08
- 作者简介:**李亮(1986—),男,硕士研究生,从事高分子膜材料的研究应用, E-mail: liliang1986nuc@163.com
- 通讯作者:**肖长发,男,教授,联系地址:天津市西青区宾水西道399号天津工业大学材料科学与工程学院(300387),E-mail: cfxiao@tjpu.edu.cn