第 25 卷第 8 期 Volume 25 Number 8 2015年8月 August 2015

文章编号: 1004-0609(2015)08-2083-08

Al-Cu-Li-Mg-Mn-Zn-Ag 合金的 热变形流变行为与本构方程



杨胜利^{1,2},沈健¹,闫晓东²,李锡武¹,孙宝庆²,张飞²

(1. 北京有色金属研究总院 有色金属材料制备加工国家重点实验室,北京 100088;2. 北京有色金属研究总院 有色金属加工中心,北京 100088)

摘 要: 采用等温热压缩测试和 TEM 分析研究铝锂合金的流变行为与组织演化规律。结果表明: 合金的热塑性 变形过程受热激活控制,当变形温度低于 410 ℃时,流变曲线具有明显的峰值应力,曲线由加工硬化、动态软化 和稳定阶段 3 个阶段组成;当变形温度高于 410 ℃后,峰值应力不明显。随应变量的增加,合金组织演化规律为 产生大量无规则缠结位错→"多边化"形成"位错墙"→分割原始晶粒成若干亚晶→亚晶合并长大并同时经受变 形→重复上述过程。应变量的增加导致大量空位产生,刃型位错更易攀移、重组和对消,晶内形成亚晶组织。求 解得到合金的材料常数如下:结构因子 A 为 2.787×10¹⁶;变形激活能 Q 为 217.397 kJ/mol;应力指数 n 为 6.11656;应力水平参数 α 为 0.012568 mm²/N。应变速率和温度对合金流变应力的影响可以用包含 Arrhenius 等式的 Z 参数 表示。

关键词: 铝锂合金; 流变应力; 组织演化; 本构方程 中图分类号: TG146.2 文献标志码: A

Flow behavior and constitutive equations of Al-Cu-Li-Mg-Mn-Zn-Ag alloy during isothermal compression

YANG Sheng-li^{1,2}, SHEN Jian¹, YAN Xiao-dong², LI Xi-wu¹, SUN Bao-qing², ZHANG Fei²

(1. State Key Laboratory of Nonferrous Metals and Processes,

General Research Institute for Nonferrous Metals, Beijing 100088, China;

2. Nonferrous Metals Processing Division, General Research Institute for Nonferrous Metals, Beijing 100088, China)

Abstract: The flow behavior and microstructure evolution of Al-Li alloy were investigated by isothermal compression tests and TEM analysis. The results show that the hot plastic deformation of the alloy is heat activation process. The flow curve consists of work hardening, dynamic softening and stabilization stage, and it has obvious peak stress when the deformation temperature is below 410 °C. Otherwise, when the deformation temperature is above 410 °C, the peak stress is not obvious. The microstructure evolution of the test alloy experiences irregular dislocation tangles—polygonization forming dislocation walls—segmentation of the original grain into several subgrains—the coalescence and growth of subgrains undergoing deformation—repeating the above process with increasing the strains. And increasing the strain causing the increase in the number of vacancies, leading to edge dislocation easier to climb, rearrangement and annihilation and formation of subgrains in intragranular. The constants of alloy material are obtained as follows: structure factor A of 2.787×10^{16} , deformation activation energy Q of 217.397 kJ/mol, stress exponent n of 6.11656, stress level parameter α of $0.012568 \text{ mm}^2/\text{N}$. The effects of strain rate and temperature on the hot deformation behavior were represented by Zener-Hollomon parameter including Arrhenius term.

Key words: Al-Li alloy; flow stress; microstructure evolution; constitutive equation

基金项目: 国家重点基础研究发展计划资助项目(2013CB619208)

收稿日期: 2014-12-29; 修订日期: 2015-05-21

通信作者: 沈 健, 教授, 博士; 电话: 010-82241920; E-mail: jshen@grinm.com

至今为止铝锂合金已经过 3 代的发展,第一代 (1420、2020等)和第二代(2090、8090等)合金都因存 在各自的不足(各向异性严重、热稳定不足以及生产工 艺难度大、成本高等)未能推广应用。第三代铝锂合金 在前两代的基础上,通过降低Li元素含量、添加Mn和 Zr等微量元素,使其不足得到改善而得以推广应用。 随着铝锂合金的不断发展,其作为一种轻质的铝合金, 具有高弹性模量、高比强度和高比刚度等诸多特点 [^{1-3]}。若取代常规铝合金等结构件,能够使其质量减轻 10%~20%,刚度提高 15%~20%^[4],从而大大提高航天 器的载荷量、降低运营成本。我国从第七个五年计划 以来也先后研制了 2091、2090、2195、2197、2A97 等第二代和第三代铝锂合金,并取得了一定的成果^[5]。 即将试航的国产C919 大型客机的机身等直段就是采 用第三代铝锂合金。

材料热变形过程中的流变力学行为由变形温度、 应变速率和变形量等变形条件确定,而流变应力的大 小决定所需施加载荷的大小和能量消耗的多少,精确 的流变应力预测是热变形设备选择和工艺设计的重要 依据^[5]。因此,流变应力模型的构建对理解金属材料 热变形过程流变力学行为,研究材料的可加工性等具 有重要意义。近年来,国内外许多研究者对铝合金[6-10]、 镁合金[11-12]、钛合金[13]以及钢材[14]的热变形流变行为 进行了研究,而对铝锂合金热变形流变行为的研究却 鲜见报道。国内仅郑子樵等[15]、毛柏平等[16]、张飞 等^[7]分别对 2A97、2197、2099 等铝锂合金的流变特点 进行了相关研究,但多数研究集中在抗拉强度较低的 铝锂合金。本文作者通过调整合金成分,提高 Cu 元 素含量,适当降低 Li 元素含量,同时添加 Mg 和 Ag 等微量元素,试图在保证铝锂合金低密度特点的前提 下,提高合金强度,最终开发出一种强度高、各向异 性低的新型铝锂合金,而该合金的流变特点及其热变 形过程中的组织演化规律尚未清楚,本文作者通过热 压缩试验研究该合金的流变行为和组织演化过程,并 构建其本构方程,为铝锂合金的热加工成型工艺制定 以及组织性能控制提供理论依据。

1 实验

实验合金采用国内某铝业公司提供的半连续铝锂 合金铸锭,其成分如表1所示。等温热压缩实验前, 试样先进行(495℃、24 h)+(515℃、24 h)均匀化处理, 处理前后的金相组织如图1所示。由图1可知,处理 前合金存在严重的枝晶偏析,处理后转变为等轴晶粒。 压缩试样规格为*d*10 mm×15 mm,为减少试样与压 头间摩擦的影响,试样断面采用石墨润滑以减小摩擦。 热压缩在 Gleeble-1500 热模拟机上进行,压缩过程如 图 2 所示。变形温度分别为 300、350、380、410、450

表1 实验合金的化学组成

Table 1 Chemical composition of experimental alloy (massfraction, %)

Cu	Li	Mg	Mn	Zn	Zr
3.52	1.28	0.38	0.29	0.36	0.12
Ag	Fe	Si		Ti	Al
0.37	0.03	0.02	2	0.024	Bal.



图1 实验合金均匀化处理前后金相组织

Fig. 1 OM images of experimental alloy before and after homogenization treatment: (a) As-cast; (b) Homogenized at (495 $^{\circ}$ C, 24 h)+(515 $^{\circ}$ C, 24 h)



图 2 实验合金热压缩过程图

Fig. 2 Hot compression test process of experimental alloy

第25卷第8期

和 500 ℃; 压缩变形量为 50%; 应变速率分别为 10、 1、0.1、0.01 和 0.001 s⁻¹; 并选择 (410 ℃、0.1 s⁻¹) 变形条件下进行 20%、40%和 80%的热压缩变形。上 述热变形均以 5 ℃/s 升温速率升至变形温度后, 保温 3 min,确保消除温度梯度; 压缩方向与铸锭厚度方向 一致, 热压缩完成后立即用水冷却。

2 结果与讨论

2.1 变形条件对合金流变行为及组织演化的影响

2.1.1 变形温度的影响

图 3 所示为试验合金在不同应变速率、 300~500℃下的真应力-应变曲线。由图3可以看出, 流变应力受变形应变量、温度以及应变速率的影响很 大。当应变速率和变形程度确定时,随着变形温度的 升高,合金流变应力逐渐降低。因为合金的热塑性变 形过程受热激活控制^[17],温度越高,合金原子的平均 动能越大,原子的振幅也越大,从而促进合金内部空 位的移动和位错的攀移,导致合金塑性提高,流变应 力降低。

图 4 所示为合金在 300、410 和 500 ℃、应变速率 均为 0.1 s⁻¹变形条件下的 TEM 像。由图 4(a)可以看出, 当温度为 300 ℃,合金内部位错经"多边化"后形成 大量的排列规则的位错墙,位错墙与晶界交接,因表 面张力作用导致晶界突出(见图 4(a)左侧红色椭圆内), 在后续变形过程产生亚晶形核。当温度升高至 410 ℃



80

40

0

0.1

0.2

0.3

0.4

True strain

0.5

0.6



410 °C

450 °C

500 °C

0.7

deformation alloy at different strain rates: (a) 0.001 s^{-1} ; (b) 0.01 s^{-1} ; (c) 0.1 s^{-1} ; (d) 1 s^{-1} ; (e) 10 s^{-1}



图 4 应变速率为 0.1 s⁻¹、不同变形温度下合金的 TEM 像 Fig. 4 TEM images of specimens deformed at strain rate of 0.1 s⁻¹ and different deformation temperatures: (a) 300 °C; (b) 410 °C; (c) 500 °C

(见图 4(b)), 晶粒内部位错密度有所降低,出现明显 的亚晶组织(见图 4(b)红色圆圈内); 如图 4(b)红色箭头 所示, 晶内弥散分布的第二相以及晶界处第二相分别 对位错和晶界的移动具有明显的阻碍作用。当温度升 高至 500 ℃, 位错脱离第二相的钉扎作用, 向晶界处 移动, 晶界清晰明锐, 晶内没有观察到位错残余。图 4(c)所示的近 120°晶界说明亚晶已开始合并长大, 出 现明显的再结晶特征。

2.1.2 应变速率的影响

由图 3 可知,当给定温度和变形程度条件下,随 应变速率的增加,合金的流变应力不断升高。因高应 变速率下,单位时间内合金的变形量增加,内部位错 快速产生、增殖并相互作用,合金基体中的自扩散、 刃型位错的攀移以及螺型位错的交滑移等来不及充分 进行,位错密度不断升高,从而提高合金的临界切应 力。以 380 ℃变形条件下合金的峰值应力为例,由图 3 可以看出,当应变速率由 0.001 s⁻¹ 增至 10 s⁻¹时,峰 值应力由 75 MPa 增至 150 MPa。当应变速率较低时, 合金具有充足的时间进行动态回复甚至再结晶,致使 流变应力降低。

图 5 所示为合金在温度为 410 ℃,应变速率分别 为 0.001、0.1 和 10 s⁻¹的 TEM 像。由图 5 (a)可以看出, 当应变速率为 0.001 s⁻¹时,形成位错密度很低的亚晶 组织,图 5(a)中右上角以及中部出现的等倾条纹,证 明是正在形成的再结晶晶粒。当应变速率增加至 0.1 s⁻¹时,如图 5(b)所示,亚晶界依然清晰,晶内位错密 度较图 5(a)中的稍高,且在图 5(b)的右下方可观察到



图 5 变形温度为 410 ℃、不同应变速率下合金的 TEM 像 Fig. 5 TEM images of specimens deformed at temperature of 410 °C and different strain rates: (a) 0.001 s⁻¹; (b) 0.1 s⁻¹; (c) 10 s⁻¹

第二相粒子对位错移动的钉扎阻碍作用。当应变速率 进一步升高至 10 s⁻¹,如图 5(c)所示,其左侧仍存在清 晰的亚晶界,但晶内存在大量的位错缠结,以及大量 第二相对位错的阻碍,说明在较高应变速率下,位错 没有充足时间动态回复,其亚晶组织尚未完全形成^[6]。 2.1.3 变形程度的影响

由图 3 可以看出,在变形温度和应变速率一定的 条件下,随着应变量的增加,真应力-应变曲线具有 两种变化趋势:1)应力随应变增加,首先到达峰值, 而后逐渐下降并趋于稳定;2) 应力在应变增加的初始 阶段快速增加,而后趋于稳定,未出现明显峰值。当 温度低于 420 ℃时出现第一种变化趋势,否则,出现 第二种变化趋势。第一种应力曲线变化可分为3个阶 段^[18]: (I)加工硬化阶段; (II)动态软化阶段; (III)稳 定阶段。变形初期,随应变量增加位错密度不断增加, 动态回复速率低于位错的增加速率,即加工硬化速率 大于动态软化速率。当应变量超过动态再结晶所需的 临界应变时,将发生动态再结晶,位错密度因大角度 晶界的移动而不断降低,此时流变应力将会降低,进 入动态软化阶段。当被激活的动态软化机制恰好抵消 加工硬化引起的流变应力的增加时,动态软化与加工 硬化达到动态平衡,流变应力进入稳定阶段。

图 6 所示为合金变形程度分别为 20%、40%和 80% 的 TEM 像。由图 6(a)可以看出,左侧的晶粒 A 中存 在大量的位错缠结,以及第二相粒子的钉扎作用;右 侧的晶粒 C 中几乎没有位错存在;而晶粒 A 和 C 之 间的亚晶粒 B,具有较厚的位错壁,说明合金内部位 错组在正在重新排布,即由高能态的位错发团转向低 能态的"位错墙"分布,重排的位错墙将原始晶粒分 成若干亚晶,同时亚晶仍在经受变形,致使亚晶出现 转动和变形,第二相粒子的钉扎作用也会使亚晶界出 现锯齿状的弯曲,如图 6(b)中晶界处粗大的第二相粒 子。随着变形量的进一步增加,多边化形成的新的亚 晶开始出现合并长大,如图 6(c)中红色圆圈中的"Y" 型亚晶界,将该部位分成 3 个亚晶,成锐角的两条亚 晶界将在位错的作用下合并为一个亚晶界,导致中间 的亚晶消失,这是动态再结晶的形成的特点之一。

综上所述,随应变量的不断增加,大量无规则缠结 位错先进行"多边化"形成"位错墙",把原始晶粒分 成若干亚晶。应变量的增加导致大量空位产生,刃型 位错更易攀移、重组和对消,晶内形成亚晶组织。亚 晶的合并长大为动态再结晶提供形核提供条件,同时 亚晶以及新的再结晶晶粒也经受变形,重复上述过程。



图 6 变形温度为 410 ℃、应变速率为 0.1 s⁻¹、不同变形程 度合金的 TEM 像

Fig. 6 TEM images of specimens deformed at temperature of 410 °C, strain rate of 0.1 s⁻¹ and different deformation degrees:
(a) 20%; (b) 40%; (c) 80%

2.2 本构方程构建

基于真应力-应变曲线,可用本构模型确定变形 温度、应变速率和流变应力之间的关系,描述合金的 本构关系,预测合金流变应力,为选择合适的加工设 备和成型参数提供理论支持。研究者已将 Arrhenius 等式成功用来预测合金的流变应力^[19],该模型可以用 式(1)和(2)来表示:

$$Z = \dot{\varepsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \tag{1}$$

$$\dot{\varepsilon} = AF(\sigma)\exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \tag{2}$$

式中:
$$F(\sigma) = \begin{cases} \sigma^n, \alpha \sigma < 0.8 \\ \exp(\beta \sigma), \alpha \sigma > 1.2 \\ [\sinh(\alpha \sigma)]^n, \text{ for all } \sigma \end{cases}$$
; $\dot{\varepsilon}$ 为应变速率,

s⁻¹; *Q* 为变形激活能, kJ/mol; σ 为流变应力, MPa; *R* 为摩尔气体常数, 8.314 J/(mol·K); *T* 为热力学温度, K; *A*、*n*、*α* 和 *β* 均为材料常数, *α*= β/n 。

在低应力水平($\alpha\sigma < 0.8$)和高应力水平($\alpha\sigma > 1.2$) 流变应力 σ 和应变速率 $\dot{\epsilon}$ 具有不同的幂指数关系 $F(\sigma)$,对所有应力水平(for all σ),式(2)可表示为

$$\dot{\varepsilon} = A[\sinh(\alpha\sigma)]^n \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right)$$
 (3)

因此,流变应力可以用 Zener-Hollomon 参数表示:

$$\sigma = (1/\alpha) \ln\{(Z/A)^{1/n} + [(Z/A)^{2/n} + 1]^{1/2}\}$$
(4)

将式(2)进行变形可得: 在低应力水平下,

$$\ln \dot{\varepsilon} = \ln A_1 + n \ln \sigma \tag{5}$$

在高应力水平下,

$$\ln \dot{\varepsilon} = \ln A_2 + \beta \sigma \tag{6}$$

将式(3)进行变形可得:

$$\ln \dot{\varepsilon} = \ln A - \frac{Q}{RT} + n \ln[\sinh(\alpha \sigma)]$$
(7)

对式(7)进行偏微分可得:

$$Q = R \left\{ \frac{\partial \ln \dot{\varepsilon}}{\partial \ln[\sinh(a\sigma)]} \right\}_{T} \left\{ \frac{\partial \ln[\sinh(a\sigma)]}{\partial (1/T)} \right\}_{\dot{\varepsilon}}$$
(8)

由 ln $\dot{\varepsilon}$ - ln σ 关系和 ln $\dot{\varepsilon}$ - σ 关系可分别获得 n 和 β 的 平均 值 , n=8.89156 , $\beta=0.11175$, $\alpha = \beta/n =$ 0.012568, 如图 7(a)和(b)所示。

将流变应力、温度和应变速率到代入到式(8),可 得 $\ln \dot{\varepsilon} - \ln[\sinh(a\sigma)]$ 关系和 $\ln[\sinh(a\sigma)] - T^{-1}$ 的关系, 结果如图 7(c)和(d)所示。可以看出,相同应变速率下, 流变应力的双曲正弦的对数与温度的倒数之间满足一



图7 变形参数之间的关系

Fig. 7 Relationship among deformation parameters: (a) $\ln \dot{\varepsilon} - \ln \sigma$; (b) $\ln \dot{\varepsilon} - \sigma$; (c) $\ln \dot{\varepsilon} - \ln[\sinh(a\sigma)]$; (d) $\ln[\sinh(a\sigma)] - T^{-1}$

定的线性关系。表明流变应力 σ 和温度 T 符合式(7) 的线性关系,因此本研究中的合金热变形时的流变应 力和温度符合 Arrhenius 关系,证明该合金的热变形是 热激活反应控制的。由 $\ln \dot{\varepsilon} - \ln[\sinh(a\sigma)]$ 关系和 $\ln[\sinh(a\sigma)] - T^{-1}$ 的关系可得 Q 值为 217.4 kJ/mol。

把 Q 值代入式(1),可得 Z 值,结合式(1)和(2)得:

$$\ln Z = \ln A + n \ln[\sinh(\alpha\sigma)]$$
(9)

ln *Z* - ln[sinh(*a*σ)] 关系如图 8 所示, ln *A* 和 *n* 值 可 通 过 拟 合 线 的 截 距 和 斜 率 得 出 , 分 别 为 ln *A* =37.8664, *A*=2.787×10¹⁶, *n*=6.11656,代入材料 常数,可得本研究中合金的 Arrhenius 方程和流变应力 的 *Z* 参数表达式分别如式(10)和式(11)所示:

 $\dot{\varepsilon} = 2.787 \times 10^{16} [\sinh(0.012568\sigma)]^{6.11656} \exp(-\frac{217.397}{RT})$ (10)







Fig. 8 Relationship between $\ln Z$ and $\ln[\sinh(a\sigma)]$ of test alloy

根据上述拟合计算结果,计算出最大流变应力 $\sigma_{max}=225$ MPa,最小流变应力 $\sigma_{min}=16$ MPa,则 $a\sigma_{max}=2.8278 > 1.2$,符合指数函数要求;而 $a\sigma_{min}=0.201088 < 0.8$,符合幂函数要求。因此,为满 足所有应力需要,采用适应范围更广的双曲正弦函数, 也证明了式(2)中选择函数关系 $F(\sigma)$ 的合理性。

3 结论

 合金的流变曲线受变形温度、应变速率和应变 量的影响,因加工硬化和动态软化的共同作用,致使 在 410 ℃以下,流变曲线具有明显的峰值应力,曲线 由加工硬化、动态软化和稳定阶段 3 个阶段组成;在 高于 410 ℃时,峰值应力不明显。

 2)随应变量的增加,合金组织的演化规律为:产 生大量无规则缠结位错→"多边化"形成"位错墙" →分割原始晶粒成若干亚晶→亚晶合并长大并同时经 受变形→重复上述过程。同时应变量的增加导致大量 空位产生,刃型位错更易攀移、重组和对消,晶内形 成亚晶组织。

3) 应变速率和温度对流变应力的影响可以用包含 Arrhenius 等式的 Z 参数表示,求解得到合金材料常数:结构因子 A 为 2.787×10¹⁶;变形激活能 Q 为 217.397 kJ/mol;应力指数 n 为 6.11656;应力水平参数 α 为 0.012568 mm²/N。合金的 Arrhenius 方程和流变应力的 Z 参数表达式分别为

$$\dot{\varepsilon} = 2.787 \times 10^{16} [\sinh(0.012568\sigma)]^{6.11656} \exp(-\frac{217.397}{RT});$$

$$\sigma = 79.567 \ln\left\{ \left(\frac{Z}{2.787 \times 10^{16}}\right)^{\frac{1}{6.11656}} + \left[\left(\frac{Z}{2.787 \times 10^{16}}\right)^{\frac{2}{n}} + 1 \right]^{\frac{1}{2}} \right\} \circ$$

REFERENCES

高文理, 闫 豪, 冯朝辉, 陆 政. 时效制度对 2A97 铝锂合
 金组织和力学性能的影响[J]. 中国有色金属学报, 2014, 24(5):
 1206-1211.

GAO Wen-li, YAN Hao, FENG Zhao-hui, LU Zheng. Effect of aging treatment on microstructure and mechanical properties of 2A97 Al-Li alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2014, 24(5): 1206–1211.

- [2] VICENTE A P, BAPTISTE G, FREDERIC D G, ALEXIS D, JULIE M C. Microstructural evolution during ageing of Al-Cu-Li-X alloys[J]. Acta Materialia, 2014, 66: 199–208.
- [3] 郑子樵,李劲风,陈志国,李红英,李世晨,谭澄宇. 铝锂合 金的合金化与微观组织演化[J]. 中国有色金属学报, 2011, 21(10): 2337-2351.
 ZHENG Zi-qiao, LI Jing-feng, CHEN Zhi-guo, LI Hong-ying, LI Shi-chen, TAN Cheng-yu. Alloying and microstructural

evolution of Al-Li alloys[J]. The Chinese Journal of Nonferrous

第25卷第8期

Metals, 2011, 21(10): 2337–2351.

- [4] JABRA J, ROMIOS M, LAI J, LEE E, SETIAWAN M, LEE E W, WITTERS J, ABOURIALY N, OGREN J R, CLARK R, OPPENHEIM T, FRAZIER W E, ES-SAID O S. The effect of thermal exposure on the mechanical properties of 2099-T6 die forgings, 2099-T83 extrusions, 7075-T76 51 plate, 7085-T7452 die forgings, 7085-T7651 plate, and 2397-T87 plate aluminum alloys[J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2006, 15(5): 601–607.
- [5] 李红英. 航空航天通用型铝锂合金的成分设计和组织结构与 性能研究[D]. 长沙: 中南大学, 2007: 45-54.
 LI Hong-ying. Alloy designing and study of microstructure and properties of a Al-Li alloy for aerospace and aviation[D].
 Changsha: Central South University, 2007: 45-54.
- [6] 张 飞, 沈 健, 闫晓东, 孙建林, 陈 松, 白云峰, 周 华. 2099 合金的热变形行为及组织演化[J]. 中国有色金属学报, 2014, 24(7): 1694-1699.

ZHANG Fei, SHEN Jian, YAN Xiao-dong, SUN Jian-lin, CHEN Song, BAI Yun-feng, ZHOU Hua. Hot deformation behavior and microstructure evolution of 2099 alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2014, 24(7): 1694–1699.

- [7] ZHANG Fei, SHEN Jian, YAN Xiao-dong, SUN Jian-lin. Constitutive analysis to predict high-temperature flow stress in 2099 Al-Li alloy[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2014, 43(6): 1312–1318.
- [8] WU B, LI M Q, MA D W. The flow behavior and constitutive equations in isothermal compression of 7050 aluminum alloy[J]. Materials Science and Engineering A, 2012, 542: 79–87.
- [9] LIN Y C, LI Q F, XIA Y C, LI L T. A phenomenological constitutive model for high temperature flow stress prediction of Al-Cu-Mg alloy[J]. Materials Science and Engineering A, 2012, 534: 654–662.
- [10] 韩东峰,郑子樵,蒋 呐,李劲风. 高强可焊 2195 铝-锂合金 热压缩变形的流变应力[J]. 中国有色金属学报, 2004, 14(12): 2090-2095.

HAN Dong-feng, ZHENG Zi-qiao, JIANG Na, LI Jin-feng. Flow stress of high-strength weldable 2195 aluminium-lithium alloy during hot compression deformation[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2004, 14(12): 2090–2095.

 [11] 徐 静, 威文军, 黄正华. AZ31-1Sm 镁合金高温热压缩流变 行为研究[J]. 稀有金属材料与工程, 2013, 42(2): 437-440.
 XU Jing, QI Wen-jun, HUANG Zheng-hua. Flow behavior of AZ31-1Sm magnesium alloy during hot compression at elevated temperature[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2013, 42(2): 437-440.

- [12] WU Yuan-zhi, YAN Hong-ge, ZHU SU-qin, CHEN JI-hua, LIU An-min, LIU Xian-lan. Flow behavior and microstructure of ZK60 magnesium alloy compressed at high strain rate[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2014, 24: 930–939.
- [13] 李 鑫, 鲁世强, 王克鲁, 董显娟. 空冷态 TC11 钛合金的 高温流变行为及加工图[J]. 稀有金属材料与工程, 2014, 43(2): 375-380.

LI Xin, LU Shi-qiang, WANG Ke-lu, DONG Xian-juan. High temperature flow behavior and processing map for air-cooled titanium alloy TC11[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2014, 43(2): 375–380.

- [14] LI H Y, WEI D D, HU J D, LI Y H, CHEN S L. Constitutive modeling for hot deformation behavior of T24 ferritic steel[J]. Computational Materials Science, 2012, 53: 425–430.
- [15] 魏修宇,郑子樵,佘玲娟,陈秋妮,李世晨. Mg、Zn 在 2099 铝锂合金中的微合金化作用[J]. 稀有金属材料与工程, 2010, 39(9): 1583-1587.
 WEI Xiu-yu, ZHENG Zi-qiao, SHE Ling-juan, CHEN Qiu-ni, LI Shi-chen. Microalloying roles of Mg and Zn additions in 2099 Al-Li alloy[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2010,
- [16] 毛柏平. 2197 铝锂合金板材加工工艺与组织性能的研究[D]. 北京:北京有色金属研究总院, 2011: 33-40.
 MAO Bai-ping. Study on processing technology and microstructure, property of 2197 Al-Li alloy plate[D]. Beijing: General Research Institute for Nonferrous Metals, 2011: 33-40.

39(9): 1583-1587.

- [17] LI B, PAN Q L, YIN Z M. Characterization of hot deformation behavior of as-homogenized Al-Cu-Li-Sc-Zr alloy using processing maps[J]. Materials Science and Engineering A, 2014, 614: 199–2065.
- [18] WU K, LIU G Q, HU B F, LI F, ZHANG Y W,TAO Y, LIU J T. Hot compressive deformation behavior of a new hot isostatically pressed Ni-Cr-Co based powder metallurgy superalloy[J]. Materials and Design, 2011, 32: 1872–1879.
- [19] ZHOU M, LIN Y C, DENG J, JIANG Y Q. Hot tensile deformation behaviors and constitutive model of an Al-Zn-Mg-Cu alloy[J]. Materials and Design, 2014, 59: 141–150.

(编辑 龙怀中)