文章编号: 1004-0609(2010)03-0378-07

Mg-6.3Zn-0.7Zr-0.9Y-0.3Nd 镁合金的 高温塑性变形行为的热压缩模拟

王宏伟,易丹青,王 斌,蔡金伶,钱 锋,陈缇萦

(中南大学 材料科学与工程学院, 长沙 410083)

摘 要:采用 Gleeble-1500 热压缩模拟试验机进行压缩实验,研究 ZK60(0.9Y+0.3Nd)镁合金在变形温度 623~773 K、应变速率 0.001~1 s⁻¹的范围内的变形行为,计算应力指数和变形激活能,并采用 Zener-Hollomon 参数法构建 合金高温塑性变形的本构关系。结果表明:在实验变形条件下,合金的真应力—真应变曲线为动态再结晶型;在 实验温度范围内,应力指数随着变形温度的升高而增大,变形激活能随着变形温度和应变速率的增加而增大。对 比 ZK60 合金, ZK60(0.9 Y+0.3Nd)合金的变形激活能提高 38%。

Hot compressive deformation simulation of Mg-6.3Zn-0.7Zr-0.9Y-0.3Nd magnesium alloy at elevated temperatures

WANG Hong-wei, YI Dan-qing, WANG Bin, CAI Jin-ling, QIAN Feng, CHEN Ti-ying

(School of Materials Science and Engineering, Central South University, Changsha 410083, China)

Abstract: The hot deformation behavior of ZK60((0.9Y+0.3Nd) magnesium alloy was investigated by hot compressive tests on Gleeble–1500 thermal simulation test machine in the temperatures range of 623–773 K and strain rate range of $(0.001-1s^{-1})$. The stress exponent and the deformation activation energy at elevated temperatures ((623-773 K)) were calculated. The constitutive equation of the plastic deformation of ZK60((0.9Y+0.3Nd)) alloy at elevated temperatures ((623-773 K)) was obtained by introducing Zener-Hollomon parameter. The results show that the true stress—strain curves of the alloy have dynamic recrystallization character under the present deformation conditions. In the temperature range of (623-773 K), the stress exponent increases with the increase of deformation temperature. The deformation activation energy changes with the increase of deformation temperature and strain rate. Compared with ZK60 alloy, the deformation activation energy of ZK60((0.9Y+0.3Nd)) alloy increases by 38%.

Key words: plastic deformation; thermal simulation; dynamic recrystallization; magnesium alloy

镁是最轻的金属结构材料,具有很高的比强度和 比刚度、优良的切削加工性能、良好的导热和阻尼减 震性能以及优良的电磁屏蔽性和可回收利用等优点, 是航空航天飞行器零部件、交通运输工具和 3C 产品 等的理想材料之一^[1-3]。但是,由于镁具有密排六方结 构,导致镁合金的塑性变形能力较差,常温下难以进 行塑性加工,因此,镁合金的高温塑性变形和超塑性 变形受到越来越多的国内外学者的关注^[4-5]。

Mg-Zn 系合金属于典型的高强度变形镁合金, ZK60(名义成分为 Mg-6.0Zn-0.7Zr,质量分数,%)是 该系合金中综合性能优良的典型合金。又由于镁合金 本身轻的缘故,因此,ZK60 合金几乎是所有材料中

基金项目:湖南省科技攻关资助项目(04GK10082)

收稿日期: 2009-06-01; 修订日期: 2009-11-30

通信作者: 易丹青, 教授, 博士; 电话: 0731-88830263; E-mail: yioffice@mail.csu.edu.cn

比强度最高的一种,它可以通过压力加工和热处理获 得较高的强度和适中的塑性^[6]。考虑到稀土元素对镁 合金的有益作用,北京航空材料研究所在 MB25(相当 于美国 ZK60A)合金的基础上添加富钇混合稀土元素 研制成新型高强度变形镁合金 MB26 合金(主要成分 为 ZK60+(1.0-1.65)RE)。与 ZK60 合金相比,该合金 具有强度高、耐热耐腐蚀性好以及密度小等优点,已 成功地应用到国产飞机上[7]。王斌等[8]在研究 Mg-5.3Zn-0.8Y 镁合金高温变形行为时发现,变形温 度在 573~723 K 时,应力指数(n)随着变形温度的升高 而升高,并且增加的幅度逐渐增大,变形激活能随着 变形温度和应变速率的改变而发生变化。近年来,在 热压缩拟研究的基础上,国内也开始应用加工图来研 究镁合金的高温变形特点及其组织演变规律,为确定 镁合金的热加工工艺制度提供理论依据以及更便捷的 途径^[9-12]。WANG等^[11]应用动态材料模型绘制出ZK60 的加工图,图中出现一个功率耗散的峰值区:温度 573~648 K、应变速率 0.001~0.01 s⁻¹、耗散效率最大 值 36%, 由功率耗散效率的大小可判断出该区域内发 生动态再结晶,是最适合的热加工区。但是,目前对 MB26 合金在高温不同变形速率条件下的塑性变形研 究得比较少,因此,本文作者主要针对添加微量混合 稀土元素(0.9Y+0.3Nd)的 ZK60 合金进行高温塑性变 形的热/力模拟研究,研究合金在不同变形条件下的流 变应力和组织结构的变化情况。

1 实验

实验用合金名义成分为 Mg-6.3Zn-0.7Zr-0.9Y-0.3Nd (质量分数,%),采用电阻炉熔炼,熔剂保护,锆和稀 土以 Mg-20Zr、Mg-30Y 和 Mg-30Nd 中间合金的形式 加入,半连续铸造,铸锭尺寸为 d 90 mm。在 673 K 均匀化处理 14 h 后,机加工成 d10 mm×15 mm 的圆 柱形压缩试样,两端开 d9 mm×0.2 mm 的浅槽,加入 含石墨的固体润滑剂以减少压缩时试样两端的摩擦 力。热压缩模拟在 GLEEBLE-1500 热压缩模拟试验机 上进行,应变速率分别为 0.001、0.01 和 1 s⁻¹, 镁及镁合金的典型挤压温度范围为 573~723 K^[1]。由于 本实验用合金含稀土成分比较高,故选择稍高的变形 温度,分别为 623、673、723 和 773 K,变形程度为 60%。压缩前试样升温速度为 2 K/s,保温 5 min,变 形结束后立即水淬,以保留高温下的变形组织进行后 续的组织分析。变形后的试样经锯切、镶嵌、研磨和 抛光后,用 60 mL 乙二醇+20 mL 醋酸+19 mL 蒸馏水 +1 mL 硝酸浸蚀剂显示其组织。使用 Leica DM ILM HC 金相显微镜观察侵蚀后试样的显微组织。

2 结果与分析

2.1 变形条件对 Mg-6.3Zn-0.7Zr-0.9Y-0.3Nd 合金流 变应力的影响

Mg-6.3Zn-0.7Zr-0.9Y-0.3Nd 镁合金在不同温度和 应变速率条件下的真应力--真应变曲线如图1所示。 由图1可知,在相同应变速率下,随着变形温度的升 高,真应力均降低。这是因为:1)温度升高,金属原 子热振动的振幅增大,原子间的相互作用力减弱为使 最有效的塑性变形机理同时作用创造条件,滑移阻力 减小,新滑移不断产生,使变形抗力降低;2)高温下 动态再结晶引起的软化程度也随温度的升高而增大, 从而导致合金的真应力降低。变形速率是影响材料流 变应力的另一个重要因素。从图1可知,在同一变形 温度下,材料的真应力峰值随应变速率的增大而增大。 这主要是因为应变速率越大,塑性变形时单位应变的 变形时间缩短,位错产生的数量增加。同时,由动态 再结晶等提供的软化过程时间缩短,塑性变形进行得 不充分,合金变形的临界切应力提高,从而导致流变 应力增大。

图 1(a)中 673 K 所对应的流变曲线在应变量较大 处出现应力急剧下降的异常情况。这可能是由于在低 温低应变速率变形时,当应变量较大时,合金内部的 局部组织发生开裂导致流变应力突然下降,又由于材 料处于压缩状态,进一步的变形会将裂纹焊合,从而 流变应力又逐渐回升。当变形速率较高时,若有裂纹 产生也会在很短的时间内焊合,从而不会出现应力突 变的现象。当材料在高温(773 K)和高应变速率(*έ* = 1 s⁻¹)下变形时,流变应力到达峰值应力后,流变曲线 出现锯齿状的流变特征。这主要是由于动态再结晶以 及高温下晶粒的迅速长大引起的软化和已再结晶的晶 粒又重新变形引起的硬化交替进行造成的。

Mg-6.3Zn-0.7Zr-0.9Y-0.3Nd 合金在高温变形过 程中的组织演变

Mg-6.3Zn-0.7Zr-0.9Y-0.3Nd 合金在变形过程中, 合金的典型组织变化如图 2 所示。由图 2 可看出,动 态再结晶是一个速度控制的过程,变形速度对新生晶 粒的尺寸有很大的影响。当应变速率增大时,变形过



图 1 Mg-6.3Zn-0.7Zr-0.9Y-0.3Nd 镁合金的热压缩变形的真应力—真应变曲线 **Fig.1** True stress—true strain curves of Mg-6.3Zn-0.7Zr- 0.9Y-0.3Nd magnesium alloy during hot compression deformation: (a) $\dot{\epsilon} = 0.001 \text{ s}^{-1}$; (b) $\dot{\epsilon} = 0.01 \text{ s}^{-1}$; (c) $\dot{\epsilon} = 0.1 \text{ s}^{-1}$; (d) $\dot{\epsilon} = 1 \text{ s}^{-1}$



图 2 在不同热变形条件下合金的金相显微组织

Fig.2 Optical microstructures of alloys compressed under different hot deformation conditions: (a) T=673 K, $\dot{\varepsilon}=0.001$ s⁻¹; (b) T=673 K, $\dot{\varepsilon}=0.01$ s⁻¹; (c) T=673 K, $\dot{\varepsilon}=1$ s⁻¹; (d) T=773 K, $\dot{\varepsilon}=0.01$ s⁻¹

程中产生的位错来不及抵消,位错增多,再结晶形核 增加,导致晶粒细化^[13]。当应变速率为 0.001 s⁻¹ 和 0.01 s⁻¹时,沿晶界有细小的动态再结晶晶粒,但数量较少, 并且这两者的显微组织很相近,即在较低应变速率的 条件下变形时,应变速率对组织的影响不是很明显; 当 $\dot{\epsilon}$ =1 s⁻¹时,组织发生明显变化,生成大量细小的动 态再结晶晶粒(见图 2(c)),但是,由于变形速率较高, 仍保留少量经严重变形而被拉长的晶粒。

当温度升高时,位错的滑移、攀移、交滑移比低 温时更容易,动态再结晶的形核率增加,同时,晶界 迁移能力增强,因此,温度的升高可以促进动态再结 晶的发生^[14]。当继续升高变形温度时,细小的等轴晶 粒就会长大。从图 2(d)可知,当温度升高到 773 K 时, 在 $\dot{\epsilon}$ =0.01 s⁻¹的条件下,已经看不到细小的再结晶晶 粒,大部分已长大,此时所对应的真应力—真应变曲 线的峰值应力和稳态流变应力都很小。虽然这有助于 塑性成形,但对挤压后材料的力学性能是不利的,应 该避免在此高温条件下进行热加工。

在制定挤压方案时,若变形速率较大,应选择在较高温度下挤压;若提高材料挤压后力学性能和减少 热裂,应选择在较低温度下挤出。但是,随着温度升 高,再结晶晶粒会长大。因此,综合以上因素,在 663~693 K,应变速率为1 s⁻¹时热挤压合金,可以获 得优良的综合力学性能。

2.3 Mg-6.3Zn-0.7Zr-0.9Y-0.3Nd 合金的变形激活能 及应力—应变间本构关系的确定

由前面的分析可知, Mg-6.3Zn-0.7Zr-0.9Y-0.3Nd 合金的流变应力一应变速率一变形温度之间的相互作 用明显。因此,有必要明确合金高温塑性变形过程中 各个因素之间的关系,从而掌握合金的高温热变形行 为。考虑到材料的热变形与高温蠕变一样存在热激活 过程,过程特点之一是应变速率受热激活过程控制, 即遵从 Arrhenius 公式:

$$\dot{\varepsilon} = \dot{\varepsilon}_0 \exp(-\frac{Q}{RT}) \tag{1}$$

Sellars 和 Tegart 提出可采用一个含应力的双曲正 弦函数来修正 Arrhenius 关系,从而更好地描述热激活 行为^[15]:

$$\dot{\varepsilon} = A[\sinh(\alpha\sigma)]^n \cdot \exp(-\frac{Q}{RT})$$
⁽²⁾

式中: $\dot{\epsilon}$ 为样品的真应变速率; $\dot{\epsilon}_0$ 为试验机控制的样 品变形速率;A和 σ 为与温度无关的常数;n为应力 指数,反映变形速率与应力之间的关系;R为摩尔气 体常数, 8.314 J/(mol·K); *T* 为绝对温度, K; *Q* 为变 形激活能, J/mol, 又称动态软化激活能, 它反映高温 塑性变形时应变硬化与动态软化过程之间的平衡关 系。利用 $\ln \dot{\epsilon}$ — $\ln \sigma$ 和 $\ln \dot{\epsilon}$ — σ 的线性关系(见图 3(a) 和(b)), 线性回归求得: α =0.015 56 MPa⁻¹。

当应变速率为常数时,假定在很小的温度范围 内变形激活能(Q)保持不变,对式(2)两边取自然对 数可得如下线性关系:

$$\ln \dot{\varepsilon} + \frac{Q}{RT} = \ln A + n \ln[\sinh(\alpha\sigma)]$$
(3)

由式(3)可求出变形激活能(Q)为

$$Q = R \frac{\partial \ln \dot{\varepsilon}}{\partial \ln[\sinh(\alpha\sigma)]} \bigg|_{T} \frac{\partial \ln[\sinh(\alpha\sigma)]}{\partial(1/T)} \bigg|_{\dot{\varepsilon}}$$
(4)

材料的高温塑性加工过程可看作恒应变速率变形下的蠕变行为^[15],因此,根据应力指数的大小,并结合已有的蠕变机理,可以推断镁合金可能的塑性变形机理。由表1可知,应力指数(*n*)随着变形温度的升高而升高,在温度低于723K时,上升较快;当温度高于723K时,增长的幅度较小。因此,可以推断,在623~723K的温度范围内,塑性变形机理变化较大;在723~773K的范围内,变形机理基本相同。

根据式(4)即可求出变形激活能的理论值(表 1)。 变形激活能与温度和应变速率的关系如图 4 所示。激 活能曲线平直,表明这段温度范围内的位错机制比较 固定;激活能曲线的上升或下降,表明在变形过程中 有新的位错机制参与。从图 4 可看出,该合金的变形 激活能随着温度的升高而增大,表明在材料变形过程 中,位错的运动机制在变化;当温度高于 723 K 后, 激活能的变化比较平缓,驱动位错运动的动力主要是 有效应力。在高温(≥573 K)下,由于材料的高温塑性 变形激活能接近合金的体积扩散能,导致大量位错攀 移产生^[16],使得大量的异号位错相抵消,从而潜在的

表 1 Mg-6.3Zn-0.7Zr-0.9Y-0.3Nd 镁合金不同温度下的应 力指数和变形激活能

Table 1	Apparent activation energy (Q) and exponent (n) of
Mg-6.3Zr	-0.7Zr-0.9Y-0.3Nd alloy

<i>T</i> /K	n	$Q/(kJ \cdot mol^{-1})$			
		$0.001 \ s^{-1}$	$0.01 \ s^{-1}$	$0.1 \mathrm{s}^{-1}$	1 s ⁻¹
623	1.90	117.975	122.260	159.26	193.470
673	2.52	156.939	162.640	211.801	257.368
723	3.13	194.515	201.580	262.513	318.990
773	3.35	208.307	215.873	281.126	341.608



图 3 不同温度时合金的高温塑性变形峰值应力与应变速率的关系

Fig.3 Relationship between strain rate ($\dot{\varepsilon}$) and peak stress (σ) of alloy at different temperatures during high temperature plastic deformation: (a) ln $\dot{\varepsilon}$ vs ln σ ; (b) ln $\dot{\varepsilon}$ vs σ ; (c) ln $\dot{\varepsilon}$ vs ln[sinh($\alpha\sigma$)]; (d) ln[sinh($\alpha\sigma$)] vs 1/T



图 4 小问应受逐举下百金的交形做百能与価度的关系 Fig.4 Relationship between apparent activation energy and temperature of alloy at different strain rates

位错源数量减少,因此,要产生新的位错源使塑性变 形继续进行,必然会导致变形激活能的增大。变形激 活能随着应变速率的增大总体上表现为逐渐增大,但 在 $\dot{\epsilon} < 0.1 \text{ s}^{-1}$ 时,合金的变形激活能曲线在应变速率 为 0.001 s⁻¹和 0.01 s⁻¹的条件下几乎重合。这表明这 2 种应变速率对变形机制的影响规律相同,即塑性变形 可能都由位错的攀移控制。从图 2 中的显微组织也可 看出,2 种应变速率条件下的组织差异不大,这可能 与变形激活能的相近有关。而当 $\dot{\epsilon} > 0.01 \text{ s}^{-1}$ 时,激活 能迅速增大,结合前面应变速率对流变应力的影响可 知,这可能是由于高应变速率下较大的应力激活了新 的塑性变形机制所致。

与文献[9]的 Mg-5.3Zn-0.8Zr 合金的变形激活能 (Q=154.506 kJ/mol)相比, Mg-6.3Zn-0.7Zr-0.9Y- 0.3Nd 合金的变形激活能(Q=212.827 kJ/mol)比较高,增大约 38%。由于 Mg 的层错能低,其扩展位错宽度大,很 难从位错网络中解脱,也很难通过交滑移和攀移而与 异号位错相抵消。溶质原子加入后会降低合金的层错 能,进一步使扩展位错宽化,交滑移和攀移困难而导 致动态回复更加困难,使动态再结晶倾向增加。在 ZK60系合金中加入有较大固溶度的合金元素Y和Nd 后,除产生固溶强化效果外,还与基体形成弥散分布 的 Mg₃YZn₆等第二相粒子^[17]和强化基体,且该稀土相 的熔点与热稳定性较高,在金属高温塑性变形过程中 会阻碍位错运动,使位错发生交滑移和攀移所需的能 量进一步提高,因此,激活能的升高可归因于合金元 素的加入,从而使合金发生动态回复所需的能量提高, 有利于发生动态再结晶。

在金属和合金的热加工变形过程中,应变速率受 到热激活的控制,变形温度和应变速率对变形的影响 由 Zener 和 Hollomon 通过引入参数 *Z* 来表示:

$$Z = \dot{\varepsilon} \exp(\frac{Q}{RT}) \tag{5}$$

式中: Z为 Zener-Hollomon 参数,其物理意义为温度 补偿的应变速率因子。将Z参数代入式(2)可得如下关系:

$$Z = \dot{\varepsilon} \exp(\frac{Q}{RT}) = A[\sinh(\alpha\sigma)]^n$$
(6)

由图 3(c)的 ln $\dot{\varepsilon}$ — ln[sinh($\alpha\sigma$)] 的线性关系可知,

其截距为 $\ln A - \frac{Q}{RT}$ 。将变形激活能 Q 的平均值代入 $\ln A - \frac{Q}{RT}$ 中,即得到 $A=7.60998 \times 10^{13}$ 。

根据双曲正弦函数的定义,可以将流变应力表达为 Zener-Hollomon 参数的函数:

$$\sigma = \frac{1}{\alpha} \ln \left\{ \left(\frac{Z}{A} \right)^{\frac{1}{n}} + \left[\left(\frac{Z}{A} \right)^{\frac{2}{n}} + 1 \right]^{\frac{1}{2}} \right\}$$
(7)

将*Q*的平均值代入式(6)可得热加工参数*Z*的近似表达式:

$$Z = \dot{\varepsilon} \exp(\frac{212\,827}{RT}) \tag{8}$$

高温稳态流变应力对应变不敏感,因此,忽略应 变的影响,将 α 和 n 的平均值代入式(7)可得用 Z 参数 表示的峰值应力 σ、应变速率 έ 和温度 T 的本构关系式:

$$\sigma = \frac{1}{0.015563} \ln \left\{ \left(\frac{Z}{7.60998 \times 10^{13}} \right)^{\frac{1}{2.72}} + \left[\left(\frac{Z}{7.60998 \times 10^{13}} \right)^{\frac{2}{2.72}} + 1 \right]^{\frac{1}{2}} \right\}$$
(9)

3 结论

 在同一应变速率条件下热压缩变形时, Mg-6.3Zn-0.7Zr-0.9Y-0.3Nd 合金的流变应力随着温度 的升高而降低,且发生动态再结晶;在同一变形温度 下变形时,合金的真应力随着应变速率的增大而升高。 在 623~773 K 时,应力指数随着温度的升高而增加; 当 T≥723 K 时,增加较缓慢。

2) Mg-6.3Zn-0.7Zr-0.9Y-0.3Nd 合金的变形激活能 *Q* 随变形温度和应变速率的升高而增大,在 $\dot{\varepsilon}$ =0.001 s⁻¹和 $\dot{\varepsilon}$ =0.01 s⁻¹条件下,变形激活能的变化很小。与 ZK60 合金的变形激活能相比,Mg-6.3Zn-0.7Zr-0.9Y-0.3Nd 合金的*Q* 增加了大约 38%。

 采用 Zener-Hollomon 参数法构建的 Mg-6.3Zn-0.7Zr-0.9Y-0.3Nd 镁合金的高温塑性变形峰 值应力 σ、应变速率 *έ* 和变形温度 *T* 之间的本构关系 为:

$$\sigma = \frac{1}{0.015563} \ln \left\{ \left(\frac{Z}{7.60998 \times 10^{13}} \right)^{\frac{1}{2.72}} + \left[\left(\frac{Z}{7.60998 \times 10^{13}} \right)^{\frac{2}{2.72}} + 1 \right]^{\frac{1}{2}} \right\}$$

$$\vec{x} \div : \quad Z = \dot{\varepsilon} \exp(\frac{212827}{RT}) \cdot$$

REFERENCES

陈振华, 严红革, 陈吉华, 全亚杰, 王慧敏, 陈 鼎. 镁合金
 [M]. 北京: 化学工业出版社, 2004.
 CHEN Zhen-hua, YAN Hong-ge, CHEN Ji-hua, QUAN Ya-jie,

WANG Hui-min, CHEN Ding. Magnesium alloy[M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2004.

- [2] TANICHI H, WATANABE H, OKUMURA H, KAMADO S, KOJIMA Y, KAWAMURA Y. Microstructures and tensile properties of Mg-Zn-Y alloys containing quasicrystals[J]. Material Science Forum, 2003, 419/422: 255–260.
- [3] 陈振化,夏伟军,严红革,李落星,程永奇,郭强,陈鼎. 变形镁合金[M].北京:化学工业出版社,2005.
 CHEN Zhen-hua, XIA Wei-jun, YAN Hong-ge, LI Luo-xing, CHENG Yong-qi, GUO Qiang, CHEN Ding. Deformed magnesium alloys[M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2005.
- [4] KURZ G. Heated hydro-mechanical deep drawing of magnesium sheet metal[C]// LUO A A. Magnesium Technology. TMS, 2004:

[5] 陈振华,刘俊伟,陈 鼎,严红革. 镁合金超塑性的变形机 理、研究现状及发展趋势[J]. 中国有色金属学报,2008,18(2): 193-202.

CHEN Zhen-hua, LIU Jun-wei, CHEN Ding, YAN Hong-ge. Deformation mechanisms, current status and development direction of superplastic magnesium alloys[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2008, 18(2): 193–202.

- [6] 麻彦龙, 潘复生, 左汝林. 高强度变形镁合金 ZK60 的研究现状[J]. 重庆大学学报, 2004, 27(9): 80-85.
 MA Yan-long, PAN Fu-sheng, ZUO Ru-lin. Study current situation on the research of high-strength wrought magnesium alloy ZK60[J]. Journal of Chongqing University, 2004, 27(9): 80-85.
- [7] 马洪涛,张柏青,杨蕴林,席聚奎,张锐生. MB26 合金超塑 性变形过程中显微组织变化及超塑性变形机制[J]. 兵器材料 科学与工程, 1998, 21(6): 6-11.
 MA Hong-tao, ZHANG Bai-qing, YANG Yun-lin, XI Ju-kui,

ZHANG Rui-sheng. Microstructure changes and deformation mechanism during superplastic in MB26 alloy[J]. Ordnance Material Science and Engineering, 1998, 21(6): 6–11.

[8] 王 斌,易丹青,顾 威,方西亚,刘会群,吴春萍,王宏伟. Mg-5.3Zn-0.8Zr 镁合金高温变形行为的热模拟研究[J].中南 大学学报:自然科学版,2009,40(1):123-128.

WANG Bin, YI Dan-qing, GU Wei, FANG Xi-ya, LIU Hui-qun, WU Chun-ping, WANG Hong-wei. Thermal simulation of hot deformation behavior for Mg-5.3Zn-0.8Zr magnesium alloy[J]. Journal of Central South University: Science and Technology, 2009, 40(1): 123–128.

[9] 王凌云,范永革,黄光杰,黄光胜. 镁合金 AZ31B 的高温塑 性变形及加工图[J]. 中国有色金属学报,2004,14(7): 1068-1072.

WANG Ling-yun, FAN Yong-ge, HUANG Guang-jie, HUANG Guang-sheng. Plastic deformation at elevated temperature and processing maps of magnesium alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2004, 14 (7): 1068–1072.

[10] WANG Y, ZHANG Y, ZENG X, DING W. Characterization of dynamic recrystallization in as-homogenized Mg-Zn-Y-Zr alloy using processing map[J]. Journal of Materials Science, 2006, 41: 3603-3608.

- WANG C Y, WANG X J, CHANG H, WU K, ZHENG M Y.
 Processing maps for hot working of ZK60 magnesium alloy[J].
 Materials Science and Engineering A, 2007, 464: 52–58.
- [12] 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.
- [13] 李庆波,叶 凡,周海涛,钟建伟,赵仲恺,王孟君. Mg-9Y-3Zn-0.5Zr 合金的热变形行为[J].中国有色金属学报, 2008,18(6):1012-1019.

LI Qing-bo, YE Fan, ZHOU Hai-tao, ZHONG Jian-wei, ZHAO Zhong-kai, WANG Meng-jun. Hot deformation behavior of Mg-9Y-3Zn-0.5Zr alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2008, 18(6): 1012–1019.

[14] 夏长清,武文花,吴安如,王银娜. Mg-Nd-Zn-Zr 稀土镁合金的热变形行为[J]. 中国有色金属学报,2004,14(11): 1810-1816.

XIA Chang-qing, WU Wen-hua, WU An-ru, WANG Yin-na. Heat-compression deformation behavior of Mg-Nd-Zn-Zr magnesium alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2004, 14(11): 1810–1816.

[15] 张俊善. 材料的高温变形与断裂[M]. 北京: 科学出版社, 2007.

ZHANG Jun-shan. The plastic deformation and fracture of materials at high temperature[M]. Beijing: Science Press, 2007.

- [16] 郭 强, 严红革, 陈振华, 张 辉. AZ31 镁合金高温热压缩变 形特性[J]. 中国有色金属学报, 2005, 15(6): 900-906.
 GUO Qiang, YAN Hong-ge, CHEN Zhen-hua, ZHANG Hui.
 Hot compression deformation behavior of AZ31 magnesium alloy at elevated temperature[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2005, 15(6): 900-906.
- [17] WATANBE H, MUKAI T. Realization of high-strain-rate superplasticity at low temperature in a Mg-Zn-Zr alloy[J]. Materials Science and Engineering A, 2001, 307: 119–128.

(编辑 杨 华)

384

^{67-71.}