

# 7A04 铝合金动态再结晶的 临界应变研究

Investigation on Critical Strain of Dynamic  
Recrystallization for 7A04 Aluminum Alloy

李冬勤,徐 磊,黄兴民,戴光泽

(西南交通大学 材料科学与工程学院 材料先进技术

教育部重点实验室,成都 610031)

LI Dong-qin,XU Lei,HUANG Xing-min,DAI Guang-ze

(Key Laboratory of Advanced Technologies of Materials (Ministry  
of Education), School of Materials Science and Engineering,

Southwest Jiaotong University,Chengdu 610031,China)

**摘要:** 通过 Gleeble 热力模拟获得了 7A04 铝合金恒温 and 恒应变速率条件下的压缩应力-应变曲线,温度范围和应变速率范围分别为  $350\sim 450^{\circ}\text{C}$  和  $0.01\sim 10\text{s}^{-1}$ 。在峰值应力的双曲正弦模型基础上,测定了 7A04 铝合金热变形激活能  $Q$ ;并利用加工硬化率  $\theta$  和 Sellars 模型结构,自主建立了 7A04 铝合金动态再结晶的临界应变本构模型。结果表明:由动态再结晶临界应变本构模型得到的结果与 Gleeble 热力模拟实验结果基本吻合,该本构模型可较准确地预测 7A04 铝合金热成形过程中的动态再结晶发生的临界点。

**关键词:** 临界应变本构模型;动态再结晶;热变形激活能;7A04 铝合金

**doi:** 10.3969/j.issn.1001-4381.2013.04.005

**中图分类号:** TG376.2 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-4381(2013)04-0023-05

**Abstract:** The thermal simulation compression tests of 7A04 aluminum alloy were conducted at  $350\sim 450^{\circ}\text{C}$  with the strain rate of  $0.01\sim 10\text{s}^{-1}$  on the Gleeble thermal simulation test machine. Based on hyperbolic sine relations of peak stress, the thermal deformation activate energy  $Q$  of 7A04 aluminum alloy was determined. Based on Sellars model and work hardening rate  $\theta$ , the critical strain constitutive model of dynamic recrystallization was established. The results show that comparisons between the simulated and experimental results are satisfactory and the constitutive model of critical strain could be used for indicating the beginning of dynamic recrystallization for 7A04 aluminum alloy.

**Key words:** critical strain constitutive model; dynamic recrystallization; thermal deformation active energy; 7A04 aluminum alloy

7A04 铝合金为 Al-Zn-Mg-Cu 系高强铝合金,密度低,硬度和强度较高,韧性及热加工性能较好,具有一定的抗腐蚀性能,易于塑性加工与处理,而广泛应用于航天航空与军事领域<sup>[1]</sup>。

在一定热变形条件下,7A04 铝合金会同时发生动态回复和动态再结晶现象。其中,动态再结晶对合金的微观组织及宏观性能影响较大。再结晶可以破碎粗大的铸态组织,变形晶粒逐渐被新生的等轴晶粒所代替,改善材料的力学性能;再结晶后合金的位错密度显著降低,使得材料的强度与硬度降低。通常用于表征动态再结晶演变的模型都认为临界应变与初始微观组织及变形条件有关,随着变形量的增加,在原始晶粒的

晶界及晶内会发生再结晶,形成新的晶粒并长大。张传滨等<sup>[2]</sup>对 304 奥氏体不锈钢热变形下动态再结晶行为进行研究,构建了 304 奥氏体不锈钢热动态再结晶动力学和动运学的数学模型。吴晋彬等<sup>[3]</sup>研究了变形速率、温度、C、V 及 N 对钒氮微合金钢动态再结晶动力学的影响。权国政等<sup>[4]</sup>研究 7075 铝合金热塑性变形动态再结晶动力学模型,建立了温度、应变速率、应变量、动态再结晶体积分数之间的动态耦合关系模型。T. Sakai 等<sup>[5]</sup>研究 7475 铝合金在大变形量条件下的连续动态再结晶,分析了高应变速率和低应变速率条件对再结晶晶粒形成的影响。Ji Guoliang 等<sup>[6]</sup>根据分析应力应变曲线,研究了镍基合金钢的动态再结晶

动力学模型,并建立了晶粒尺寸与  $Z-H$  参数的关系。Yang Xuyue 等<sup>[7]</sup>分析了垂直和平行于挤压方向两种条件下,AZ31 镁合金的动态再结晶中新晶粒的生成及其织构发展。E. I. Poliak 等<sup>[8]</sup>在研究 Ni 合金钢动态再结晶临界条件时,提出发生动态再结晶软化时应力-应变曲线不管出现应力峰与否,其  $\theta-\sigma$  曲线上均呈现拐点。H. Mirzadeh 等<sup>[9]</sup>预测了 17-4PH 不锈钢动态再结晶的临界应力与临界应变条件。国内外对于各种金属材料动态再结晶行为进行了大量的研究,但目前对于 7A04 铝合金的动态再结晶临界点确定的研究还较少<sup>[10,11]</sup>。

本工作将在 7A04 铝合金热模拟压缩实验数据的基础上,利用峰值应力的双曲正弦模型,得到 7A04 铝合金热变形激活能  $Q$ ;再对加工硬化率  $\theta$  进行处理,采用  $-\frac{\partial(\ln\theta)}{\partial\epsilon}$  曲线上的最小值判据来确定不同变形条件下动态再结晶的临界应变<sup>[12]</sup>,建立 7A04 铝合金再结晶临界条件的本构模型。这将对模拟铝合金形变过程中的微观组织演变和力学性能起到积极有效的作用。

1 实验

采用西南铝业有限公司提供的 7A04 铝合金铸坯,其化学成分如表 1 所示。铸坯加工成  $\phi 10\text{mm} \times$

15mm 的标准圆柱,在 Gleeble-1500-D 热力模拟试验机上进行不同温度和应变速率下的压缩实验。其中,变形温度为 350,400℃ 和 450℃,应变速率为 0.01,0.1,1s<sup>-1</sup> 和 10s<sup>-1</sup>,压缩变形量为 70%,圆柱端面用石墨润滑以消除切向摩擦的影响。试样以 2℃/min 的恒定速率加热,达到预定温度后保温 2min,待各部分温度分布均匀后进行压缩实验,获得 7A04 铝合金的真应力-真应变曲线。

表 1 7A04 铝合金化学成分(质量分数/%)

Table 1 Chemical composition of 7A04 aluminum alloy (mass fraction/%)

Zn	Mg	Cu	Mn	Fe	Cr	Si	Al
5.59	1.933	1.455	0.323	0.296	0.160	0.068	Bal

2 实验结果分析

2.1 应力-应变曲线

图 1 为不同温度和应变速率下的 7A04 铝合金的真应力-应变曲线。由图 1 可知,当应变较低时,应力随着应变量增加而急剧增大达到峰值,随后逐渐下降,意味着铝合金发生了动态软化<sup>[13]</sup>。

应变速率为 0.01s<sup>-1</sup> 时,由于应变速率较小,螺位错的交滑移和刃位错的攀移较充分,使得位错密度降

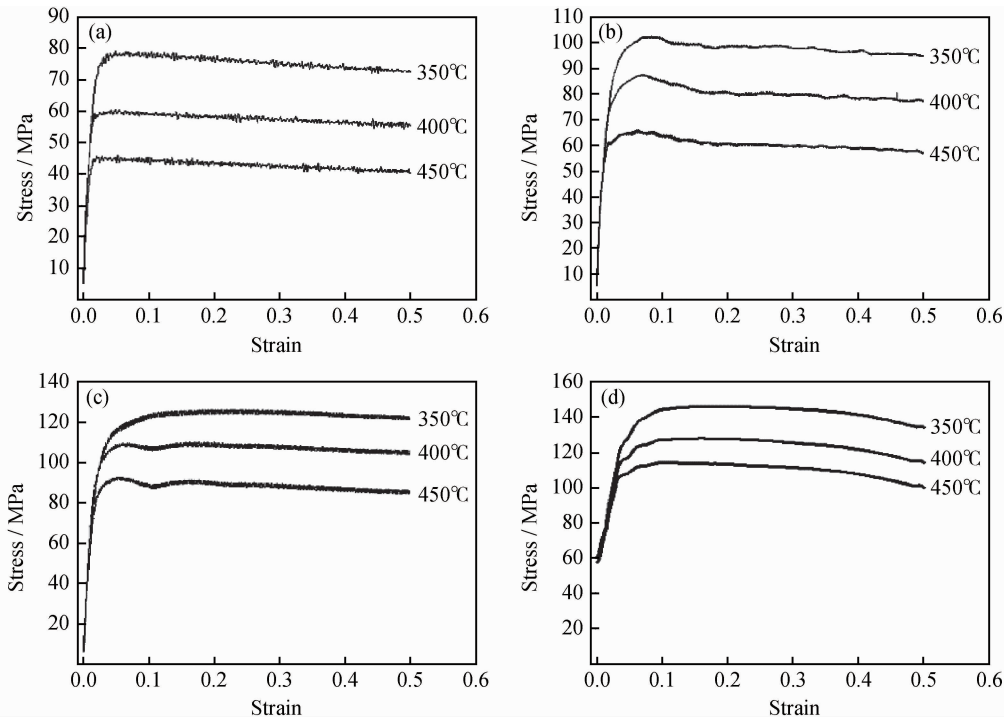


图 1 7A04 铝合金不同应变速率条件下的真应力-应变曲线

(a)  $\dot{\epsilon}=0.01\text{s}^{-1}$ ; (b)  $\dot{\epsilon}=0.1\text{s}^{-1}$ ; (c)  $\dot{\epsilon}=1\text{s}^{-1}$ ; (d)  $\dot{\epsilon}=10\text{s}^{-1}$

Fig. 1 True stress-strain curves of 7A04 aluminum alloy at different strain rates

(a)  $\dot{\epsilon}=0.01\text{s}^{-1}$ ; (b)  $\dot{\epsilon}=0.1\text{s}^{-1}$ ; (c)  $\dot{\epsilon}=1\text{s}^{-1}$ ; (d)  $\dot{\epsilon}=10\text{s}^{-1}$

低,回复过程明显,较难达到再结晶所需的位错密度,故表现为再结晶缓慢,没有明显的峰值应力。随应变速率增大,动态回复越不容易发生,加工硬化导致位错密度大,能量高,促使动态再结晶晶粒形核,位错密度降低,应力下降。随应变的增加,动态再结晶与加工硬化趋于平衡,应力也趋向于稳态。而应变速率为 $10\text{s}^{-1}$ 时,应力一直处于下降趋势,并没有达到稳态应力。这是由于应变速率大时,不断积累变形畸变能,变形畸变能释放快,表现为位错密度的急剧下降,使动态再结晶的软化程度强于加工硬化程度,应力一直保持下降趋势。

表 2 和表 3 列出了不同变形条件下的峰值应力  $\sigma_p$  和峰值应变  $\epsilon_p$ 。可知,应变速率越大,变形温度越低,峰值应力和峰值应变越高。应变速率越大,发生单位应变所需要的时间越短,发生动态回复和动态再结晶的时间也越短,铝合金的软化不充分,导致峰值应力和峰值应变增大。而当温度升高时,铝合金的原子活动能力增强,滑移系的临界切应力也随之减小,滑移位错增加,动态回复和动态再结晶加快,软化作用增强,位错密度降低,使得峰值应力和相应的应变降低<sup>[14]</sup>。

表 2 不同变形条件下 7A04 铝合金的峰值应力  $\sigma_p$  (MPa)

Table 2 Peak stresses of 7A04 aluminum alloys with different deformation conditions(MPa)

Temperature/ $^{\circ}\text{C}$	$\dot{\epsilon}/\text{s}^{-1}$			
	0.01	0.1	1	10
350	79.07	102.7	126.2	146.36
400	60.27	87.74	110.0	128.08
450	45.77	66.10	92.71	114.40

表 3 不同变形条件下 7A04 铝合金的峰值应变  $\epsilon_p$

Table 3 Peak strains of 7A04 aluminum alloys with different deformation conditions

Temperature/ $^{\circ}\text{C}$	$\dot{\epsilon}/\text{s}^{-1}$			
	0.01	0.1	1	10
350	0.051	0.084	0.123	0.153
400	0.030	0.068	0.072	0.122
450	0.022	0.040	0.052	0.079

2.2 再结晶激活能的确定

Sellars<sup>[15,16]</sup> 提出在热变形过程中,流变应力取决于变形速率和变形温度,满足双曲正弦模型:

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

$$Z = \dot{\epsilon} \exp(-Q/RT) = A[\sinh(\alpha\sigma)]^n \tag{2}$$

式中: $\dot{\epsilon}$  为应变速率; $\sigma$  为流变应力; $Q$  为热变形激活能; $R$  为气体常数; $T$  为绝对温度; $Z$  为 Zener-Holomon 参数,其综合了材料变形温度和变形速率条件

对变形过程的作用<sup>[17]</sup>;  $A, \alpha, n$  是材料常数,通过实验数据回归确定<sup>[18]</sup>。

对式(1)两边取对数

$$\ln \dot{\epsilon} = \ln A + n \ln[\sinh(\alpha\sigma)] - Q/RT \tag{3}$$

对(3)两边取偏微分

$$Q = R \cdot \left\{ \frac{\partial \ln \dot{\epsilon}}{\partial \ln[\sinh(\alpha\sigma)]} \right\}_T \left\{ \frac{\partial \ln[\sinh(\alpha\sigma)]}{\partial (1/T)} \right\}_{\epsilon} \tag{4}$$

利用式(4),求出温度为  $350 \sim 450^{\circ}\text{C}$ 、应变速率为  $0.01 \sim 10\text{s}^{-1}$  变形条件下的热变形激活能  $Q$  为  $146.56\text{kJ/mol}$ 。

铝合金的热变形是一个热激活过程,其形成位错的热激活机制为位错的交滑移与攀移,热变形激活能用于表征材料发生热变形的难易程度, $Q$  越大,材料越难发生热塑变形<sup>[19]</sup>。图 2 为不同温度条件下的热变形激活能  $Q$  变化趋势。可知,热变形激活能  $Q$  随应变速率的增加和温度的升高而降低。在外力对变形金属所做的功中,有一部分是以储存能的形式保留在变形金属中,这部分能量主要以位错密度增加的形式存在,储存能是变形金属加热时发生回复与再结晶的驱动力<sup>[20]</sup>。应变速率增加和变形温度升高,使铝合金的变形储能增加,发生运动的位错数量增加,热变形所需的激活能减小。

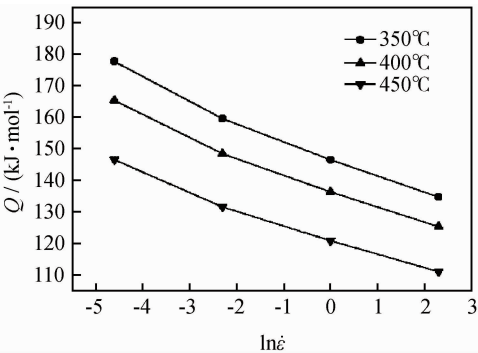


图 2 不同温度条件下的热变形激活能变化趋势

Fig. 2 Hot deformation active energy with strain rate at different temperatures

2.3 动态再结晶临界应变模型

铝合金再结晶时所采用的临界应变数学模型为 Sellars 模型结构,其表达式如下:

$$\epsilon_c = a_1 \epsilon_p \tag{5}$$

$$\epsilon_p = a_2 \dot{\epsilon}^{m_1} \exp(Q_1/RT) \tag{6}$$

式中: $\epsilon_c$  为动态再结晶开始所对应的临界应变; $Q_1$  为材料的再结晶激活能; $a_1, a_2, m_1$  是材料常数,通过实验数据回归确定。

经实验数据回归确定的材料常数分别为  $a_2 = 0.000684, m_1 = 0.181, Q_1 = 26.53\text{kJ/mol}$ ,代入式(6)

后,得到峰值应变的数学模型为

$$\epsilon_p = 6.84E - 4\epsilon^{0.181} \exp(26530/RT) \tag{7}$$

关于式(5)临界应变与峰值应变关系中的  $a_1$ ,在大多数文献中都是引用钢的数据,但不同材料的  $a_1$  值不尽相同。为了使模拟更接近实际 7A04 铝合金材料,本工作采用处理加工硬化率<sup>[12]</sup>的方法来得到临界应变,进而获得 7A04 铝合金的  $a_1$  值。

利用 origin 软件对图 1 中各变形条件对应的真应力-应变曲线进行拟合,得到相应条件下的加工硬化率  $\theta$ ,并做  $\frac{-\partial(\ln\theta)}{\partial\epsilon}$ - $\epsilon$  关系曲线。

在变形温度为 450℃,应变速率为 1s<sup>-1</sup> 条件下的  $\frac{-\partial(\ln\theta)}{\partial\epsilon}$ - $\epsilon$  关系曲线如图 3 所示。随着应变量的增加,  $-\partial(\ln\theta)/\partial\epsilon$  迅速减小后,呈上升趋势,出现最低点。

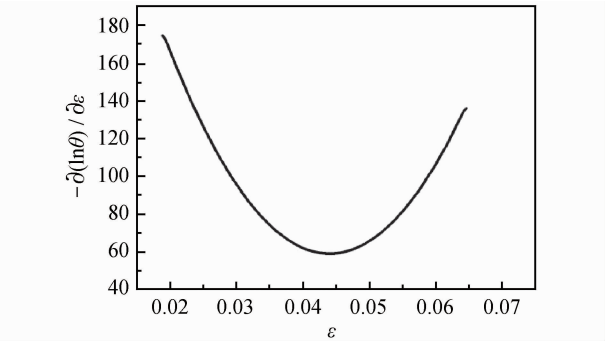


图 3  $T=450^{\circ}\text{C}$ ,  $\dot{\epsilon}=1\text{s}^{-1}$  时  $\frac{-\partial(\ln\theta)}{\partial\epsilon}$ - $\epsilon$  曲线

Fig. 3 Relationship of  $\frac{-\partial(\ln\theta)}{\partial\epsilon}$  and  $\epsilon$  when

$$T=450^{\circ}\text{C} \text{ and } \dot{\epsilon}=1\text{s}^{-1}$$

图 3 中曲线的拟合方程为

$$-\partial(\ln\theta)/\partial\epsilon = 419.742 - 16382.337\epsilon + 186003.503\epsilon^2 \tag{8}$$

可知,  $\frac{-\partial(\ln\theta)}{\partial\epsilon}$ - $\epsilon$  曲线上的最低点对应的应变值,即为发生再结晶时的临界应变  $\epsilon_c=0.044$ 。

按照上述方法,可以获得不同变形条件下的临界应变,结果列在表 4 中。可知,与峰值应变类似,临界应变也随应变速率的增加和温度的降低而增加,表现

表 4 不同变形条件下的临界应变  $\epsilon_c$

Temperature/ $^{\circ}\text{C}$	$\dot{\epsilon}/\text{s}^{-1}$			
	0.01	0.1	1	10
350	0.027	0.056	0.078	0.1
400	0.017	0.048	0.054	0.09
450	0.015	0.037	0.044	0.07

出正的应变速率敏感性和负的温度敏感性。这是由于在相同变形温度下,应变速率越大,变形时间越短,塑性变形时位错来不及相消,导致变形时位错密度越来越高,加工硬化倾向明显,发生再结晶的临界应变增大;随着温度升高,空位原子扩散及螺型位错交滑移、刃型位错攀移的驱动力增大,越易发生动态再结晶,从而使动态再结晶的临界应变减小<sup>[12]</sup>。

临界应变  $\epsilon_c$  与峰值应变  $\epsilon_p$  的关系为

$$\epsilon_c = 0.71\epsilon_p \tag{9}$$

将表 4 中的临界应变模拟结果与热模拟压缩实验测得的结果在不同变形条件下进行对比,其中不同变形条件用 Zener-Hollomon 参数( $Z=\dot{\epsilon}\exp(-Q/RT)$ )表示,对比结果如图 4 所示。

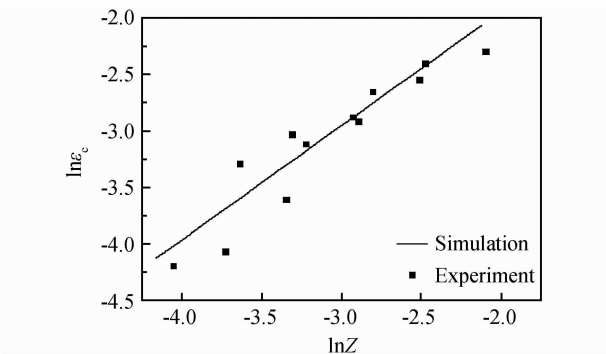


图 4 临界应变模拟结果与热模拟压缩实验结果对比  
Fig. 4 Critical strains between simulation and experiment

模拟得到的临界应变与实验所得的临界应变基本符合,验证了 7A04 铝合金发生动态再结晶时临界应变数学模型的可靠性。

3 结论

(1)在温度为 350~450℃、应变速率为 0.01~10s<sup>-1</sup> 范围内,7A04 铝合金平均变形激活能  $Q=146.56\text{kJ/mol}$ ,热变形激活能随应变速率的增加和变形温度的升高而减小。

(2)7A04 铝合金峰值应变随应变速率的增加而增加,随变形温度的升高而降低。其本构模型为  $\epsilon_p = 6.84E - 4\epsilon^{0.181} \exp(26530/RT)$ ,计算机模拟结果与 Gleeble 热力模拟实验结果基本吻合,证明其能够较好地反映实验数据。

(3)利用  $\frac{-\partial(\ln\theta)}{\partial\epsilon}$ - $\epsilon$  曲线上的最小值判据,测定不同变形条件下 7A04 铝合金发生动态再结晶的临界应变,其表现出正的应变速率敏感性和负的温度敏感性;临界应变与峰值应变的线性关系为  $\epsilon_c = 0.71\epsilon_p$ 。

## 参考文献

- [1] 潘复生, 张丁非, 曾苏民, 等. 铝合金及应用[M]. 北京: 化学工业出版社, 2007. 118—120.
- [2] 张传滨, 刘洁, 张进学, 等. 核电用 304 不锈钢动态再结晶数学模型的建立[J]. 铸造设备与工艺, 2011, (1): 16—19.  
ZHANG Chuan-bin, LIU Jie, ZHANG Jin-xue, et al. Mathematical model of dynamic recrystallization for nuclear power 304 austenitic stainless steel [J]. Foundry Equipment and Technology, 2011, (1): 16—19.
- [3] 吴晋彬, 刘国权, 王承阳, 等. 钒氮微合金钢动态再结晶动力学及影响因素[J]. 材料科学与工艺, 2011, 19(1): 85—90.  
WU Jin-bin, LIU Guo-quan, WANG Cheng-yang, et al. Dynamic recrystallization kinetics and related influence factors of vanadium-nitride microalloyed steel during hot compressive deformation[J]. Materials Science and Technology, 2011, 19(1): 85—90.
- [4] 权国政, 张艳伟, 王凤标, 等. 7075 铝合金热塑性变形动态再结晶动力学模型[J]. 机械工程材料, 2011, 35(12): 97—101.  
QUAN Guo-zheng, ZHANG Yan-wei, WANG Feng-biao, et al. Kinetics model for dynamic recrystallization of 7075 aluminum alloy in thermoplastic deformation[J]. Materials for Mechanical Engineering, 2011, 35(12): 97—101.
- [5] SAKAI T, MIURA H, GOLOBORODKO A, et al. Continuous dynamic recrystallization during the transient severe deformation of aluminum alloy 7475[J]. Acta Materialia, 2009, 57(1): 153—162.
- [6] JI Guo-liang, LI Fu-guo, LI Qing-hua, et al. Research on the dynamic recrystallization kinetics of Aermet 100 steel[J]. Materials Science and Engineering: A, 2010, 527(9): 2350—2355.
- [7] YANG Xu-yue, JI Ze-sheng, MIURA H, et al. Dynamic recrystallization and texture development during hot deformation of magnesium alloy AZ31[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2009, 19(1): 55—60.
- [8] POLIAK E I, JONAS J. Initiation of dynamic recrystallization in constant strain rate hot deformation[J]. ISIJ International, 2003, 43(5): 684—691.
- [9] MIRZADEH H, NAJAFIZADEH A. Prediction of the critical conditions for initiation of dynamic recrystallization[J]. Materials & Design, 2010, 31(3): 1174—1179.
- [10] 刘红, 王西涛, 陈冷. 含铌微合金钢的再结晶组织演化模拟[J]. 北京科技大学学报, 2008, 30(12): 1333—1337.  
LIU Hong, WANG Xi-tao, CHEN Leng. Microstructural modeling of recrystallization in niobium-containing microalloyed steel [J]. Journal of University of Science and Technology Beijing, 2008, 30(12): 1333—1337.
- [11] MOMENI A, DEGHANI K. Hot working behavior of 2205 austenite-ferrite duplex stainless steel characterized by constitutive equations and processing maps[J]. Materials Science and Engineering: A, 2011, 528(3): 1448—1454.
- [12] 欧阳德来, 鲁世强, 黄旭, 等. TA15 钛合金  $\beta$  区变形动态再结晶的临界条件[J]. 中国有色金属, 2010, 20(8): 1539—1544.
- OUYANG De-lai, LU Shi-qiang, HUANG Xu, et al. Critical conditions of dynamic recrystallization during deformation of  $\beta$  area in TA15 titanium alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2010, 20(8): 1539—1544.
- [13] 周坚, 潘清林, 张志野, 等. 7B50 铝合金热变形组织演变[J]. 热加工工艺, 2012, 41(2): 20—23.  
ZHOU Jian, PAN Qing-lin, ZHANG Zhi-ye, et al. Microstructure evolution of 7B50 alloy during hot deformation[J]. Hot Working Technology, 2012, 41(2): 20—23.
- [14] 郭小萍, 李德富, 郭胜利, 等. 铸态 ZnAl10Cu2 合金热变形本构方程[J]. 锻压技术, 2011, 36(1): 119—123.  
WU Xiao-ping, LI De-fu, GUO Sheng-li, et al. Constitutive equation of hot deformation for casting ZnAl10Cu2 alloy[J]. Forging & Stamping Technology, 2011, 36(1): 119—123.
- [15] JONAS J, SELLARS, MCGW J. Strength and structure under hot working condition[J]. Tergart Int Metals Reviews, 1969, 15(1): 22—27.
- [16] SHI H, MCLAREN A J, SELLARS C M. Constitutive equations for high temperature flow stress of aluminums alloys[J]. Materials Science and Engineering: A, 1997, 13(3): 210—216.
- [17] MOMENI A, DEGHANI K. Hot working behavior of 2205 austenite-ferrite duplex stainless steel characterized by constitutive equations and processing maps[J]. Materials Science and Engineering: A, 2011, 528(3): 1448—1454.
- [18] YI You-ping, FU Xin, CUI Jin-dong. Prediction of grain size for large-sized aluminium alloy 7050 during hot forming[J]. Journal of Central South University of Technology, 2008, 15(1): 1—5.
- [19] 陈贵清, 傅高升, 颜文煨, 等. 3003 铝合金热变形行为[J]. 塑性工程学报, 2011, 18(4): 28—33.  
CHEN Gui-qing, FU Gao-sheng, YAN Wen-duan, et al. Research on hot deformation behavior of 3003 Al alloy[J]. Journal of Plasticity Engineering, 2011, 18(4): 28—33.
- [20] 陶杰, 姚正军, 薛烽. 材料科学基础[M]. 北京: 化学工业出版社, 2006. 452—453.
- [21] MYSHLYAEV M M, MCQUEEN H J, MWEMBELA A, et al. Twinning, dynamic recovery and recrystallization in hot worked Mg-Al-Zn alloy[J]. Materials Science and Engineering: A, 2002, 337(1—2): 121—133.

**基金项目:** 十一五国家科技支撑计划项目资助(2009BAG12A07); 2010 年度聘请外籍教师教育部重点项目《高速列车关键材料相关研究》(教外专函[2010]33 号); 中央高校基本科研业务费专项资金资助(SWJTU12CX011)

**收稿日期:** 2012-09-25; **修订日期:** 2013-01-13

**作者简介:** 李冬勤(1988—), 女, 硕士研究生, 从事铝合金锻造成形及仿真模拟研究, 联系地址: 西南交通大学材料科学与工程学院(610031), E-mail: dongdongfly1@163.com

**通讯作者:** 戴光泽(1963—), 男, 博士, 教授, 主要从事高速列车关键零部件材料研究, 联系地址: 西南交通大学材料科学与工程学院(610031), E-mail: g. dai@163.com