



洪浩洋,杜向阳,颜志刚. 6063-T5 铝合金热变形行为及热加工图研究[J]. 轻工学报,2021,36(4):86-96.
HONG H Y, DU X Y, YAN Z G. Study on hot deformation behavior and hot processing map of 6063-T5 aluminum alloy[J]. Journal of Light Industry, 2021, 36(4):86-96. DOI:10. 12187/2021. 04. 011
中图分类号: TG319 文献标识码: A 文章编号: 2096-1553(2021)04-0086-11

6063-T5 铝合金热变形行为及热加工图研究

Study on hot deformation behavior and hot processing map of 6063-T5 aluminum alloy

洪浩洋,杜向阳,颜志刚

HONG Haoyang, DU Xiangyang, YAN Zhigang

上海工程技术大学 机械与汽车工程学院, 上海 201620

School of Mechanical and Automotive Engineering, Shanghai University of Engineering Science, Shanghai 201620, China

关键词:

6063 铝合金; 热变形行为; 本构模型; 热加工图

Key words:

6063 aluminum alloy; hot deformation behavior; constitutive model; hot processing map

摘要:采用热模拟试验机对 6063-T5 铝合金进行轴对称等温热压缩实验,分析热变形过程中热变形参数对其真应力的影响规律,建立自适应系数 Arrhenius 本构模型和位错密度增长模型,并通过绘制热加工图考查热加工工艺参数对 6063-T5 铝合金热变形行为的影响. 结果表明:随着温度的升高,真应力呈阶梯形下降趋势,材料的软化效果越来越明显;随着应变速率的升高,真应力呈缓慢上升趋势,材料的硬化效果越来越明显;使用决定系数 R^2 作为评估标准构建的自适应系数 Arrhenius 本构模型与位错密度增长模型可以准确描述热变形参数对 6063-T5 铝合金热变形行为的影响;使用热加工图进行分析获得了最佳变形温度 350~525 °C、应变速率 0.01~1 s⁻¹.

收稿日期:2020-12-03

基金项目:国家重点研发项目(2018YFB1307900);国家自然科学基金资助项目(51805314);上海市科委重点攻关资助项目(16030501200)

作者简介:洪浩洋(1990—),男,辽宁省沈阳市人,上海工程技术大学硕士研究生,主要研究方向为计算机辅助加工制造与金属塑性成形.

通信作者:杜向阳(1970—),男,山西省运城市人,上海工程技术大学副教授,博士,主要研究方向为电力工业、自动化技术、金属学及金属工艺.

Abstract: The thermal simulation testing machine was used to conduct axisymmetric isothermal hot compression experiments on 6063-T5 aluminum alloy. The influence of thermal deformation parameters on the true flow stress was analyzed, and the adaptive coefficient Arrhenius constitutive model and dislocation density growth model were established. The influence of process parameters on the hot deformation behavior of 6063-T5 aluminum alloy was investigated by drawing the hot working diagram. The results showed that, with the increase of temperature, the true stress showed a step-down trend, and the softening effect of the material became more and more obvious. With the increase of strain rate, the true stress increased slowly, and the hardening effect became more and more obvious. The Arrhenius constitutive model which was constructed by using the determination coefficient as the evaluation criterion and the dislocation density growth model can accurately describe the influence of hot deformation parameters on the hot deformation behavior of 6063-T5 aluminum alloy. The hot processing map showed that the optimum deformation temperature and strain rate ranges for the 6063-T5 aluminum alloy were 350~525 °C and 0.01~1 s⁻¹ respectively.

0 引言

铝合金因密度较低、比强度较高、耐腐蚀性良好等优异性能,在航空航天、汽车和船舶零部件的制造中备受青睐^[1-3]。其中 6xxx 系列铝合金相比 2xxx 和 7xxx 系列铝合金性价比更高、耐腐蚀性更好、更易加工,应用也更为广泛^[4]。6063 铝合金是 6xxx 系列铝合金中应用最广泛的一种,其供货状态一般为 T5^[5]。为满足我国制造业对铝合金材料塑性加工性能的要求,研究发现^[6-7],金属材料在塑性加工过程中的流变行为十分复杂且对塑性加工性能具有重要影响。变形温度、应变速率等热变形参数及材料的热处理状态都会引起流变行为变化,而这些变化主要是由材料的微观组织变化所致^[8-9]。

目前,对于 6xxx 系列铝合金流变行为的研究主要是通过分析金属材料热变形行为,建立本构模型,绘制热加工图获得热加工工艺参数,从而达到提升材料塑性加工性能的目的。高俊^[10]通过对 6082 铝合金(温度区间为 350~500 °C)不同应变速率下的热变形行为进行研究,将建立的 Arrhenius 本构模型用于有限元模拟中,并使用热加工图为工艺分析提供数据支持。刘建勃等^[11]通过研究 Al-0.62Mg-0.73Si 合金(温度区间为 400~520 °C)不同应变速率下的热变形行为,为研究该铝合金材料的热压缩

行为提供了 Arrhenius 本构模型。叶文宏^[12]通过研究 6A02 铝合金(温度区间为 410~450 °C)不同应变速率下的热变形行为,建立了 Arrhenius 本构模型与 Johnson-Cook 本构模型,通过对比两模型发现 Arrhenius 本构模型更加准确。L. Chen 等^[13]通过对 6026 铝合金(温度区间为 400~550 °C)不同应变速率下的热变形行为进行研究,建立了修正的 Johnson-Cook 本构模型与 Arrhenius 本构模型,并指出,为了更精确地描述材料流变行为,应该在 Arrhenius 本构模型中引入应变对材料常数的影响。Y. C. Huang 等^[14-15]分别对 6063 铝合金(温度区间为 300~500 °C 与 300~450 °C)不同应变速率下的热变形行为进行了研究,并根据热加工图确定了热加工工艺参数。

综上所述,对于相同材料,不同的合金成分会造成不同的分析结果,且目前对于 6xxx 系列铝合金的流变行为研究主要集中在建立不同合金成分下的本构模型与绘制热加工图。对于 T5 热处理后的 6xxx 系列铝合金的热变形行为及基于材料热变形行为建立描述微观尺度位错密度增长模型的研究较少。因此,本文拟使用热模拟实验机对 6063-T5 铝合金进行轴对称等温压缩实验,建立自适应系数 Arrhenius 本构模型和位错密度增长模型,并通过绘制热加工图考查热加工工艺参数对 6063-T5 铝合金热变形行为的影

响,以期为分析材料的塑性成形性能提供参考.

1 轴对称等温压缩实验

1.1 主要材料与仪器

主要材料:国标 6063-T5 铝棒,由银泰金属材料有限公司提供.

主要仪器:Gleeble-3800 型热模拟压缩机,美国 Dynamic Systems Inc 产.

1.2 实验方法

将经机械加工的表面光滑的 6063-T5 试样进行热电偶焊接,以便在热压缩过程中测量试样的温度场变化,通过热电偶反馈调整 PID 以实现温度的准确控制.将处理好的试样放入热模拟压缩机实验舱进行实验.考虑到铝合金材料的熔点温度为 616~654 °C,本次实验设置变形温度分别为 225 °C、300 °C、375 °C、450 °C、525 °C,应变速率分别为 0.01 s⁻¹、0.1 s⁻¹、1 s⁻¹.具体步骤为:首先,试样以 5 °C/s 的升温速度加热至变形温度并保温 3 min;然后,以不同应变速率进行压缩变形;最后,当变形量达到真应变为 1 时停止压缩,并立即水淬.

1.3 实验结果分析

图 1 为 6063-T5 铝合金在不同变形条件下的真应力-真应变曲线图.由图 1 可以看出,每条曲线的整体变化趋势基本一致,都是在变形开始后,真应力随着真应变的增加显著增大,当

真应力达到峰值后趋于稳定.这表明,在真应变未达到某一临界值时的开始阶段,加工硬化占据主导地位,而在真应变到达某一临界值后,材料的某种软化机制效果逐渐增大,并在与加工硬化现象相互抵消中达到一种动态平衡.对于低应变速率(应变速率≤1 s⁻¹)情况,6063 系列铝合金的加工硬化主要是位错密度增长,而软化机制主要是动态回复与再结晶^[15].

流变行为即材料在塑性变形过程中真应力的变化情况,是表征材料性能的重要参数,它不仅与材料本身性质有关,还与工艺参数关系紧密.由图 1 可以看出,当真应变为 0.5 后,真应力基本趋于稳定,因此取真应变为 0.5 时的数据分析工艺参数对真应力的影响更为直观.但在实际测量数据中,会出现数据点不连贯的现象,对此本文采用 3 次样条插值的方法获得缺少的数据值.

图 2 为不同变形条件下真应变为 0.5 时的真应力值.由图 2a) 可以看出,随着温度的升高,真应力呈阶梯形下降趋势,在不同温度阶段,真应力下降幅度不同,温度较低时下降幅度更明显.当温度为 225 °C 时,真应力最高,当温度为 525 °C 时,真应力最低,说明随着温度的升高,材料的软化效果越来越明显.这主要是因为:一方面,在应变速率保持不变时,温度的升高加大了原子的储能,晶粒长大的驱动力得

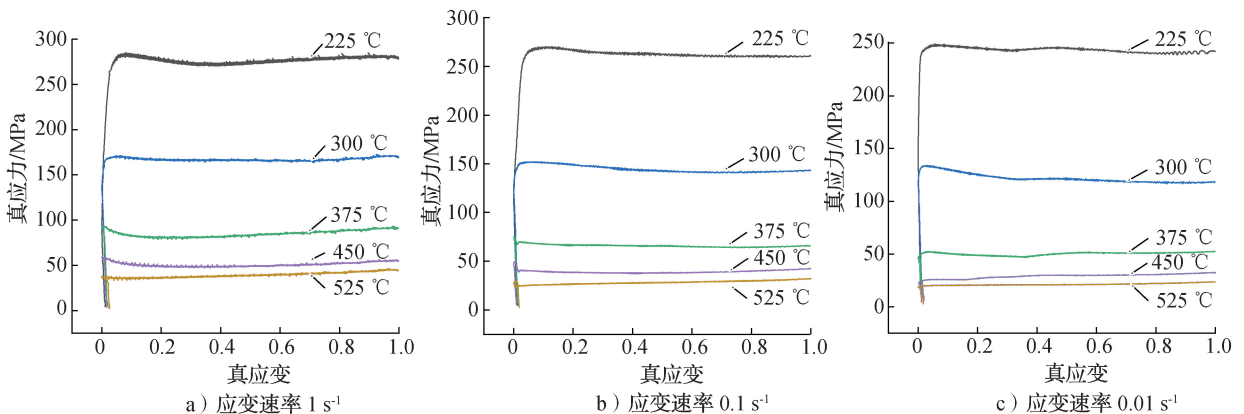


图 1 6063-T5 铝合金在不同变形条件下的真应力-真应变曲线

Fig. 1 True stress-true strain curves of 6063-T5 aluminum alloy under different deformation conditions

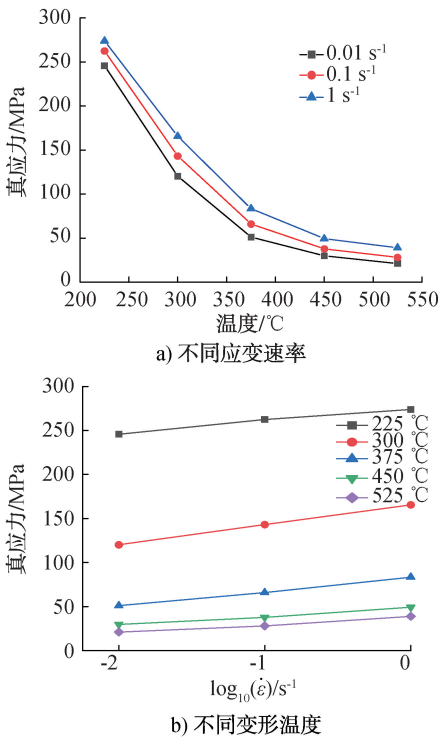


图2 不同变形条件下真应变为0.5时的真应力值
Fig. 2 True stress value of true strain 0.5 under different deformation conditions

到提升,位错运动也随即出现了更加剧烈的攀移与交滑移;另一方面,在低应变速率($\dot{\epsilon} \leq 1$)情况下,温度的升高使再结晶的形核几率和长大速度不断升高,动态回复发生几率也得到了提高。

由图2b)可以看出,随着应变速率的升高,真应力呈缓慢上升趋势,其中当应变速率为 0.01 s^{-1} 时,真应力最低,当应变速率为 1 s^{-1} 时,真应力最高.这主要是因为:一方面,应变速率提升,材料塑性变形时间缩短,位错运动更加困难,造成了位错的交割与堆积,平均位错密度升高;另一方面,应变速率的提升导致了再结晶过程所需的长大时间过短,从而出现不完全再结晶的现象。

综合来讲,当应变速率一定时,变形温度升高会导致真应力减小;当变形温度一定时,应变速率升高会导致真应力增大.但是在低应变速率($\dot{\epsilon} \leq 1$)情况下,变形温度对真应力的影响更

大.这主要表现为,同应变速率情况下,随着变形温度的上升,真应力的下降幅度明显比同变形温度情况下随应变速率提升的幅度更明显。

2 6063-T5 铝合金本构关系模型的构建

在热变形过程中,材料的真应力依赖于变形温度与应变速率.鉴于这种依赖关系,本文采用文献[16-17]提出的包含再结晶变形激活能 Q_{act} 与变形温度 T 的Arrhenius模型,如公式①、②与③所示,再根据文献[18]的研究成果,应变速率与温度 T 之间的关系可用 Z 参数表示,如公式④所示。

$$\dot{\epsilon} = A_1 \sigma^{n_1} e^{\left(-\frac{Q_{act}}{RT}\right)} \quad \text{①}$$

$$\dot{\epsilon} = A_2 e^{(\beta\sigma)} e^{\left(-\frac{Q_{act}}{RT}\right)} \quad \text{②}$$

$$\dot{\epsilon} = A [\sinh(\alpha\sigma)]^n e^{\left(-\frac{Q_{act}}{RT}\right)} \quad \text{③}$$

$$Z = \dot{\epsilon} e^{\left(\frac{Q_{act}}{RT}\right)} = A [\sinh(\alpha\sigma)]^n \quad \text{④}$$

式中, $A_1, A_2, A, n_1, n, \beta, \alpha$ 为材料常数, R 为摩尔气体常数值 $8.314 \text{ J}/(\text{mol} \cdot \text{K})$, T 为绝对温度.由公式④可得真应力计算公式如下。

$$\sigma = \frac{1}{\alpha} \ln \left\{ \left(\frac{Z}{A} \right)^{\frac{1}{n}} + \left[\left(\frac{Z}{A} \right)^{\frac{2}{n}} + 1 \right]^{\frac{1}{2}} \right\} \quad \text{⑤}$$

但是公式⑤只考虑了应变速率 $\dot{\epsilon}$ 与温度 T 之间的关系,并没有考虑真应变 ϵ 对真应力的影响,这造成真应力的计算结果并不符合实际曲线在不同真应变 ϵ 下呈现不同真应力 σ 的情况^[12-13].因此,本文建立了在材料常数中引入真应变的自适应系数Arrhenius本构模型.使用不同变形条件下所得真应变 ϵ 对应的真应力 σ 进行材料常数 A, α, n, Q_{act} 的计算,并对所求的不同真应变条件下的材料常数进行多项式拟合,得到材料常数公式如下。

$$\begin{bmatrix} \ln(A) \\ \alpha \\ n \\ Q_{act} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} a_0, a_1, a_2, \dots, a_n \\ b_0, b_1, b_2, \dots, b_n \\ c_0, c_1, c_2, \dots, c_n \\ d_0, d_1, d_2, \dots, d_n \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \epsilon^0 \\ \vdots \\ \epsilon^n \end{bmatrix} \quad \text{⑥}$$

式中, $a_0, a_1, a_2, \dots, a_n, b_0, b_1, b_2, \dots, b_n, c_0, c_1, c_2, \dots, c_n, d_0, d_1, d_2, \dots, d_n$ 为拟合系数.

2.1 材料常数的求解

关于材料常数的求解, 可以使用由峰值应力求得的 Z 参数进行建模^[19-22], 也可以使用由峰值应力求得的 Z 参数建立双曲正弦模型作为真应力本构模型^[23]. H. J. Mcqueen 等^[24-26] 也指出, 当使用峰值应力求解 Q_{act} 时, 虽然会使激活能值更大一些, 但能弥补实际生产中环境波动造成的误差, 使结果更加准确. 许多学者^[19-22] 使用通过峰值应力求解的材料常数进一步建立微观组织模型, 获得了准确的计算结果, 也验证了 H. J. Mcqueen 的说法. 因此, 对于材料常数的求解转变为峰值应力下材料常数的求解.

公式①和②是由双曲正弦函数公式③展开后近似取得, 因此可求得 α 近似值为 β/n_1 . 对公式①和公式②分别取对数可知, $\ln(\dot{\epsilon})$ 与

$\ln(\sigma)$ 和 $\ln(\dot{\epsilon})$ 与 σ 均具有线性关系, 且斜率分别是 n_1, β . 图 3 为实验值拟合关系曲线. 分别取图 3a) 和图 3b) 中拟合直线斜率的平均值得 $n_1 = 15.222964, \beta = 0.151954, \alpha = 0.009981$.

同样对公式③取对数后可知, $\ln(\dot{\epsilon})$ 与 $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ 具有线性关系, 且斜率为 γ_n . 取图 3c) 中拟合直线的斜率平均值得 $n = 9.090846$. 对公式③进行对数变化后可知, $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ 与 $1/T$ 具有线性关系, 斜率为 Q_{act}/nR . 取图 3d) 中拟合直线的斜率平均值进行计算可得 $Q_{act} = 316.714 \text{ kJ/mol}$. 对公式④取对数后可得公式⑦如下.

$$\ln(Z) = \ln(A) + n \ln[\sinh(\alpha\sigma)] \quad \text{⑦}$$

图 4 为 Z 参数与峰值应力关系, 其中拟合曲线的截距为 57.174686, 则通过上述过程即可求得峰值应力材料常数, 其中 $\alpha = 0.009981, n = 9.090846, A = 6.771 \times 10^{24}, Q_{act} = 316.714 \text{ kJ/mol}$.

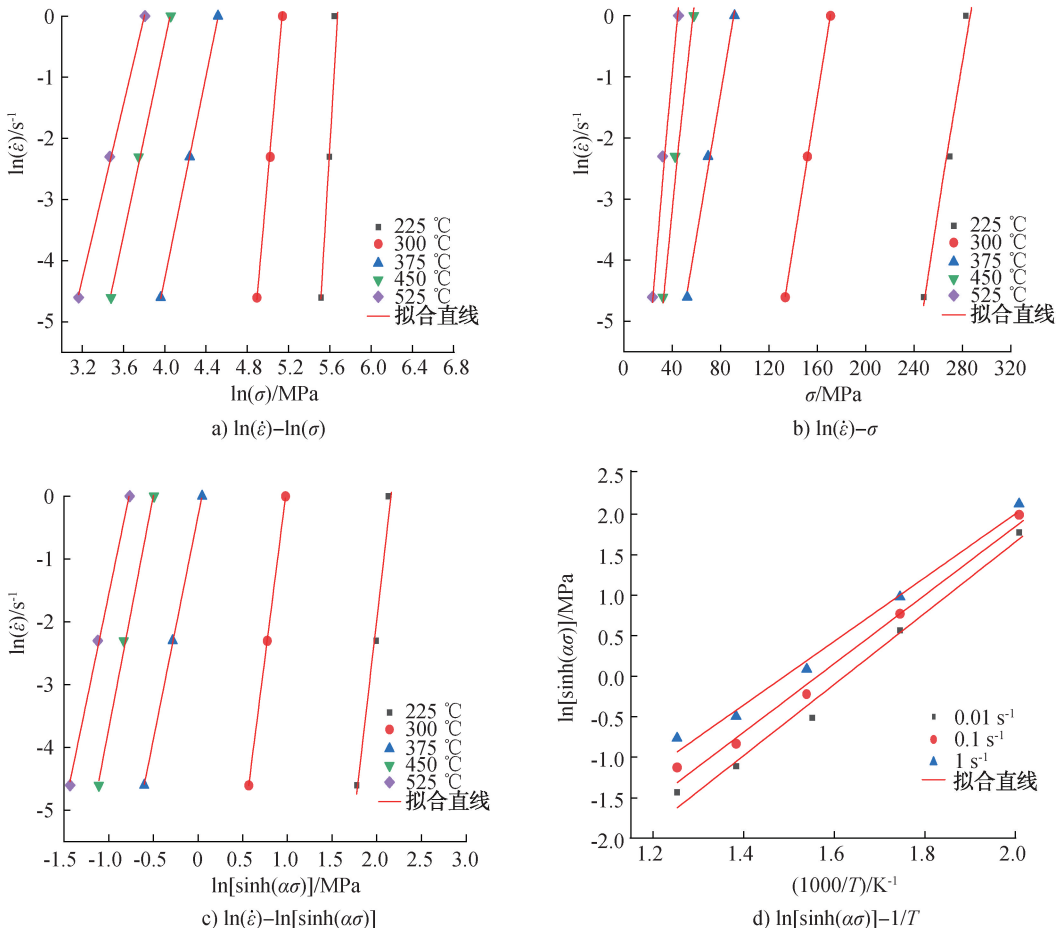


图 3 实验值拟合关系曲线

Fig. 3 Experimental value fitting relation curves

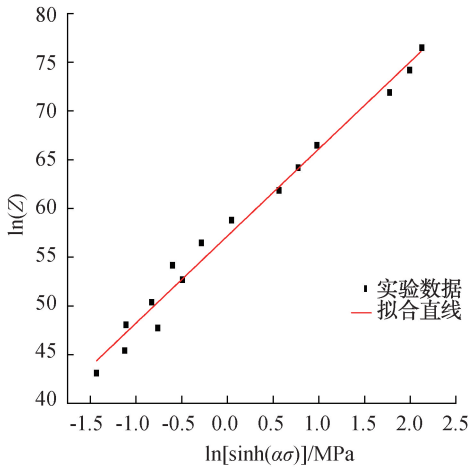


图 4 Z 参数与峰值应力关系
Fig. 4 Relationship between Z parameter and peak stress

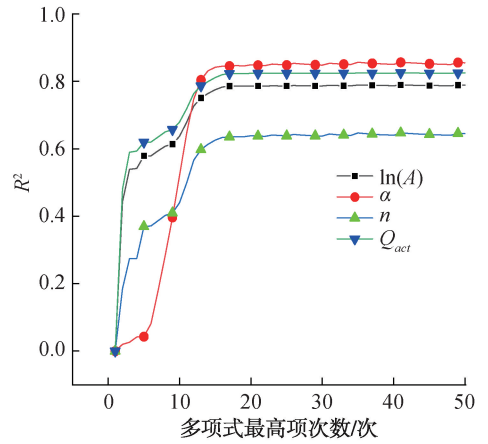


图 5 材料常数拟合多项式最高项次数与决定系数关系
Fig. 5 Relationship between the highest degree of material constant fitting polynomial and the coefficient of determination

2.2 自适应系数 Arrhenius 本构模型的求解

对于自适应系数 Arrhenius 本构模型的求解,实质上就是对每一点的真应力值使用 2.1 中的方法对材料常数进行求解. 但原始数据具有大量噪点,取不同变形条件同一真应变条件下的真应力时也会出现缺值现象,因此本文采用 3 次样条插值法:首先,对每个变形条件下从 0 到 0.9 的真应变数据取 6000 个观察点进行插值;然后,对获得的 6000 个点求其对应的材料常数;最后,使用公式⑥进行多项式拟合.

图 5 为使用多项式对材料常数拟合后,拟

合多项式最高项次数与决定系数 R^2 的关系图. 由图 5 可以看出,当多项式次数高于 16 后,拟合后的决定系数 R^2 不再增长. 因此,本文采用最高项次数为 16 次的多项式进行拟合,拟合结果如表 1 所示. 将表 1 中的材料常数多项式系数代入公式⑥与⑤,即得自适应系数 Arrhenius 本构模型.

2.3 自适应系数 Arrhenius 本构模型的验证

图 6 为 6063-T5 铝合金在不同热变形条件下实验值与模拟值曲线图. 由图 6 可以看出,虽

表 1 材料常数多项式系数

Table 1 Polynomial coefficient of material constant

$\ln(A)$	α	n	Q_{act}
$a_{16} = -1.1 \times 10^9$	$b_{16} = 3.5 \times 10^4$	$c_{16} = -1.2 \times 10^8$	$d_{16} = -6.7 \times 10^9$
$a_{15} = 9.7 \times 10^9$	$b_{15} = -3.6 \times 10^5$	$c_{15} = 1.03 \times 10^9$	$d_{15} = 5.6 \times 10^{10}$
$a_{14} = -3.8 \times 10^{10}$	$b_{14} = 1.6 \times 10^6$	$c_{14} = -4 \times 10^9$	$d_{14} = -2.2 \times 10^{11}$
$a_{13} = 8.81 \times 10^{10}$	$b_{13} = -4.4 \times 10^6$	$c_{13} = 9.59 \times 10^9$	$d_{13} = 5 \times 10^{11}$
$a_{12} = -1.4 \times 10^{11}$	$b_{12} = 8 \times 10^6$	$c_{12} = -1.5 \times 10^{10}$	$d_{12} = -7.8 \times 10^{11}$
$a_{11} = 1.6 \times 10^{11}$	$b_{11} = -1 \times 10^7$	$c_{11} = 1.75 \times 10^{10}$	$d_{11} = 8.77 \times 10^{11}$
$a_{10} = -1.3 \times 10^{11}$	$b_{10} = 9.7 \times 10^6$	$c_{10} = -1.5 \times 10^5$	$d_{10} = -7.1 \times 10^{11}$
$a_9 = 7.9 \times 10^{10}$	$b_9 = -6.7 \times 10^6$	$c_9 = 9.12 \times 10^9$	$d_9 = 4.35 \times 10^{11}$
$a_8 = -3.6 \times 10^{10}$	$b_8 = 3.5 \times 10^6$	$c_8 = -4.3 \times 10^9$	$d_8 = -2 \times 10^{11}$
$a_7 = 1.22 \times 10^{10}$	$b_7 = -1.4 \times 10^6$	$c_7 = 1.48 \times 10^9$	$d_7 = 6.68 \times 10^{10}$
$a_6 = -3.1 \times 10^9$	$b_6 = 4 \times 10^5$	$c_6 = -3.8 \times 10^8$	$d_6 = -1.7 \times 10^{10}$
$a_5 = 5.6 \times 10^8$	$b_5 = -8.4 \times 10^4$	$c_5 = 7.1 \times 10^7$	$d_5 = 3 \times 10^9$
$a_4 = -7.1 \times 10^7$	$b_4 = 1.3 \times 10^4$	$c_4 = -9.4 \times 10^6$	$d_4 = -3.8 \times 10^8$
$a_3 = 6 \times 10^6$	$b_3 = -1.3 \times 10^3$	$c_3 = 8.2 \times 10^5$	$d_3 = 3.2 \times 10^7$
$a_2 = -3.1 \times 10^5$	$b_2 = 80$	$c_2 = -4.4 \times 10^4$	$d_2 = -1.6 \times 10^6$
$a_1 = 8.6 \times 10^3$	$b_1 = -2.8$	$c_1 = 1.2 \times 10^3$	$d_1 = 4.3 \times 10^4$
$a_0 = -20$	$b_0 = 0.05$	$c_0 = -2.9$	$d_0 = -80$

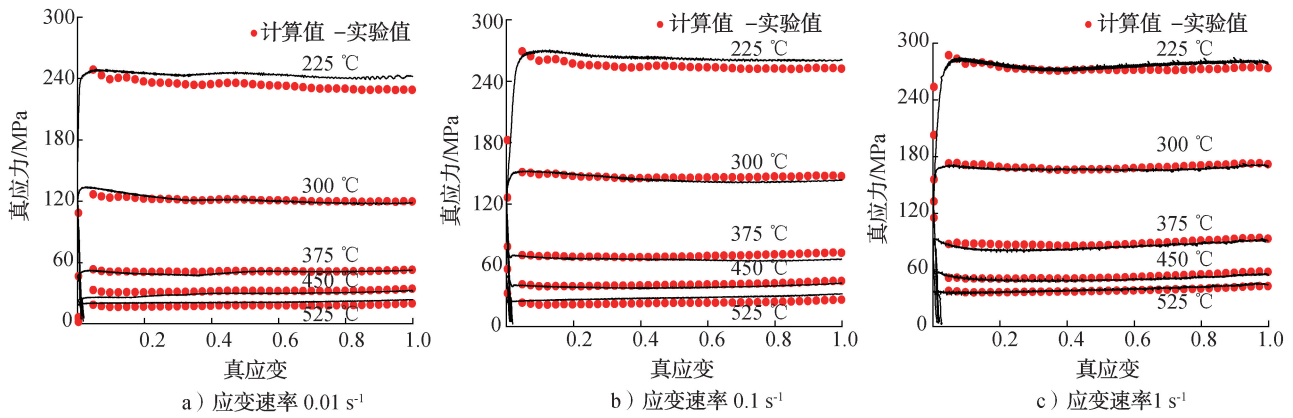


图 6 6063-T5 铝合金在不同热变形条件下实验值与模拟值曲线图
 Fig. 6 Curves of experimental values and calculated values of 6063-T5 aluminum alloy under different deformation conditions

然在变形温度为 225 °C 且应变速率较低时, 预测的真应力值与实验数据相比出现了一些偏差, 但误差较小, 对于实际数值模拟影响不大, 这同时也说明自适应系数 Arrhenius 本构模型对于高温热变形行为的描述准确性更高. 整体来看, 模型计算出的数值分布在实验数据两侧, 与实验数据偏差较小. 综上可知, 建立的自适应系数 Arrhenius 本构模型能够准确描述 6063-T5 铝合金的流变行为, 可以用于数值模拟与热变形行为的分析.

3 6063-T5 铝合金位错密度增长模型

3.1 位错密度增长模型的构建

对图 2 及相关研究^[23,27]综合分析获得的热压缩真应力-真应变曲线示意图如图 7 所示, 其中 ϵ_c 指发生再结晶时的真应变即临界应变, ϵ_p 指真应力达到峰值时的峰值应变, σ_c 与 σ_p 分别对应临界应力与峰值应力, σ_s 指材料加工硬化和材料软化机制(只有动态回复)相互作用达到动态平衡后的饱和应力, σ_{ss} 指材料加工硬化和材料软化机制(动态回复与再结晶共同作用)相互作用达到动态平衡后的稳态应力.

材料在不发生再结晶的热变形条件下, 即真应变小于临界应变时, 真应力主要受加工硬化与动态回复的影响, 即加工硬化造成的位错

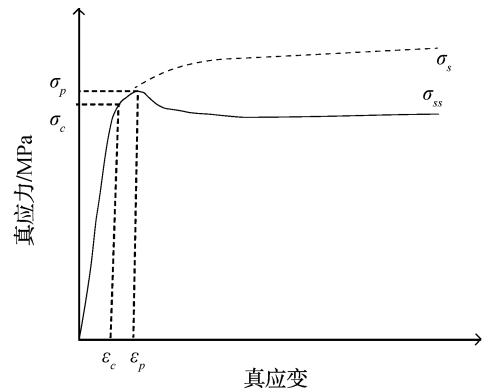


图 7 热压缩真应力-真应变曲线示意图
 Fig. 7 Schematic diagram of true stress-true strain curve for hot compression

密度增殖现象与动态回复造成的位错密度湮灭现象相互作用的结果. 材料热变形发生再结晶的情况, 即真应变大于临界应变时, 主要是再结晶造成的位错湮灭与工作硬化相互作用的过程, 而对于再结晶情况下位错密度的计算, 一些研究^[19-22]认为, 此时再结晶处的位错密度为初始位错密度. 由于材料的硬化与软化都受到热变形参数的影响, 因此在热变形过程中位错密度 ρ 也会受变形温度 T 、应变速率 $\dot{\epsilon}$ 、真应变 ϵ 的影响. 因本文材料的热变形过程是在恒温、恒应变速率条件下进行, 所以可以采用 KM 模型来描述位错密度增长情况, 如公式⑧所示^[16].

$$\frac{d\rho}{d\epsilon} = k_1\sqrt{\rho} - k_2\rho \tag{⑧}$$

式中, k_1 指硬化系数, 表示位错密度增长的趋势; k_2 指软化系数, 表示位错密度减小的趋势. 通过对公式⑧求解微分方程可以获得在恒温、恒应变速率下的位错密度公式⑨.

$$\rho = \left(\frac{k_1}{k_2} - \frac{k_1}{k_2} e^{-\frac{k_2}{2}\varepsilon} + \sqrt{\rho_0} e^{-\frac{k_2}{2}\varepsilon} \right)^2 \quad (9)$$

式中, ρ_0 是当真应变 $\varepsilon = 0$ 时的初始位错密度, 则饱和位错密度 $\rho_s = (k_1/k_2)^2$. 引入经典描述位错与应力关系的 Taylor 公式⑩^[28], 可将公式⑨转化为公式⑪, 即工作硬化应力模型.

$$\sigma = 0.5\mu b\sqrt{\rho} \quad (10)$$

式中, σ 为真应力, μ 为材料的剪切模量, b 为伯格斯矢量.

$$\sigma = \sigma_s + (\sigma_0 - \sigma_s) e^{-\frac{k_2}{2}\varepsilon} \quad \varepsilon < \varepsilon_c \quad (11)$$

式中, σ_0 为初始应力, σ_s 为饱和应力.

3.2 位错密度增长模型的求解

对于位错密度增长模型的求解, 即是对 σ_s 、 σ_0 、 k_2 的求解. 其中关于 σ_s 的求解本文选用文献[29]提出的加工硬化率与应力曲线的拐点处作为临界应力, 并进一步使用3次多项式拟合求解临界条件的方法进行求解. 首先, 对原始数据进行多项式拟合. 对多项式进行求导后, 真应变范围取[0, 1], 并以0.005为间隔取点, 将所取观察点代入求导后的多项式中, 获得加工硬化率 ($\theta = d\sigma/d\varepsilon$) 数据. 考虑求导后 θ 的数据点形态, 由于整体采取3次多项式拟合效果较差, 所以采用移动窗口加权平均法中的 Savitzky-Golay 方法, 以30个点为一个窗口进行3次多项式拟合, 得到图8所示6063-T5铝合金在变形温度300℃时的加工硬化率拟合曲线. 拟合曲线拐点处对应的真应力即为临界应力 σ_c , 由此点作延长线与 $\theta = 0$ 的交点即为饱和应力 σ_s . 由真应力曲线可知, 初始应力 σ_0 取原始曲线进行3次样条插值后的 $\sigma_{0.2\%}$.

为了得到更普适的 σ_s 、 σ_0 与变形参数之间的关系, 使用2.1中所得的材料常数建立如公式④的 σ_s 、 σ_0 变形参数关系模型, 绘制 $\ln \sinh(\alpha\sigma_s) - \ln Z$ 与 $\ln \sinh(\alpha\sigma_0) - \ln Z$ 关系图并

进行线性拟合, 取斜率平均值获得对应饱和应力 σ_s 与初始应力 σ_0 模型, 如公式⑫与⑬所示.

$$\sigma_s = 100.19 \sinh^{-1}(0.0015Z^{0.115}) \quad (12)$$

$$\sigma_0 = 100.19 \sinh^{-1}(0.1108Z^{0.073}) \quad (13)$$

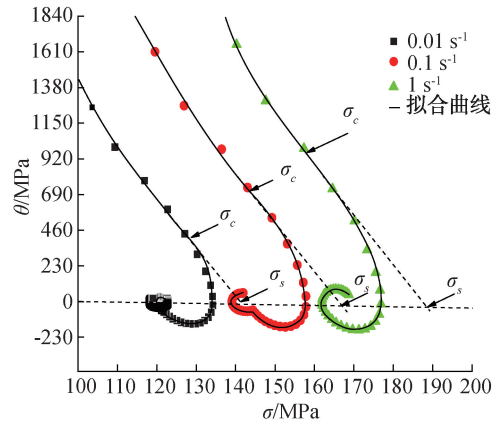


图8 6063-T5 铝合金在变形温度300℃时的加工硬化率拟合曲线

Fig. 8 Fitting curves of work-hardening rate of 6063-T5 aluminum alloy at a deformation temperature of 300℃

参照文献[19-20], 选取 ε_c 为 $0.8\varepsilon_p$. 将公式⑫、公式⑬、真应力 σ 与真应变 ε 小于 $0.8\varepsilon_p$ 的值代入公式⑪中计算 k_2 值, 并建立其与 Z 参数的关系模型, 如公式⑭所示. 绘制 $\ln k_2 - \ln Z$ 关系图并进行拟合, 如图9所示. 图9中 $\ln k_2 - \ln Z$ 拟合曲线斜率即为 n_7 , 截距即为 $\ln n_6$, 对应求解可得 k_2 , 如公式⑮所示.

$$k_2 = n_6 Z^{n_7} \quad (14)$$

$$k_2 = 1.117 \times 10^4 Z^{-0.0602} \quad (15)$$

由公式⑩可得硬化系数与软化系数关系模型, 如公式⑯所示.

$$k_1 = \left(\frac{1}{0.5\mu b} \right) \sigma_s k_2 \quad (16)$$

式中: μ 由公式⑰计算可得, b 是柏氏矢量, 为 2.45×10^{-10} m.

$$\mu = \mu_0 \left(1 - 0.91 \times \frac{T - 300}{T_m} \right) \quad (17)$$

公式⑰中, μ_0 为室温27℃下6063-T5铝合金的剪切模量, 为25.8 GPa, T_m 为6063-T5铝合金的熔点温度, 为616~654℃, 本文选取熔

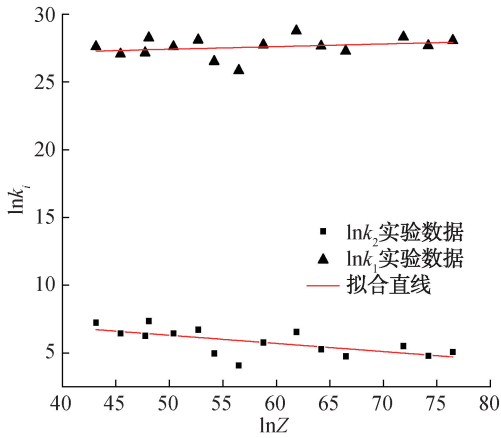


图9 $\ln k_i - \ln Z$ 关系图

Fig. 9 The relation chart between $\ln k_i$ and $\ln Z$

点温度为 635 °C 进行计算. 使用公式⑩计算 k_1 值, 并建立其与 Z 参数的关系模型. 图 9 中 $\ln k_1 - \ln Z$ 拟合曲线斜率即为 n_9 , 截距即为 $\ln n_8$, 对应求解可得 k_1 的模型如公式⑪所示. 将所得 k_1, k_2 模型代入公式⑧即为位错密度增长模型.

$$k_1 = 2.318 \times 10^{11} Z^{0.024} \quad (18)$$

3.3 位错密度增长模型的验证

图 10 为实验数据与位错密度增长模型真应力-真应变趋势图. 本文所建立的位错密度增长模型如公式⑧所示, 是一种导数模型, 其主要用来模拟 6063-T5 铝合金在热变形过程中位错密度的变化趋势. 图 10 是使用 Taylor 关系把这种观察十分困难的位错密度趋势变化情况转为真应力的变化趋势. 通过结合前文图 7 可知本文求解的位错密度增长模型, 在真应变小于临界应变的开始阶段与实验结果一致, 但当其大于临界应变后因位错密度模型不考虑软化机制的硬化模型, 所以图 10 呈现出与图 7 相似的变化趋势. 说明所建立的位错密度增长模型可以准确反映材料热变形过程中这种位错密度变化趋势. 且由图 10 可以看出, 在变形温度为 225 °C 时, 实验结果也无动态再结晶现象, 而在 300 °C 时, 有再结晶发生, 且软化程度与应变速率成反比, 当应变速率较高时, 软化效果较差. 这主要是应变速率决定了再结晶形核与长大的时间, 所以在低应变速率时软化效果更明显. 因此, 本文所建立的位错密度增长模型, 可以用于

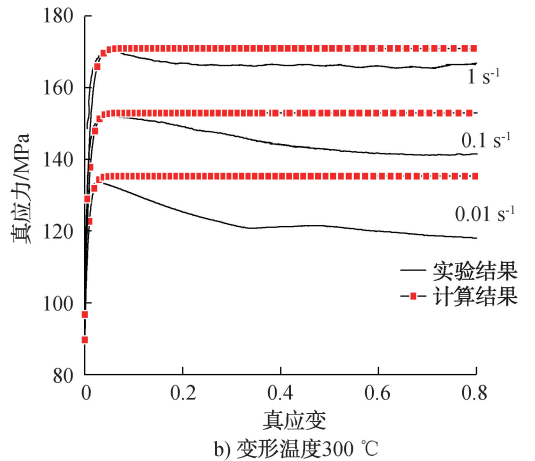
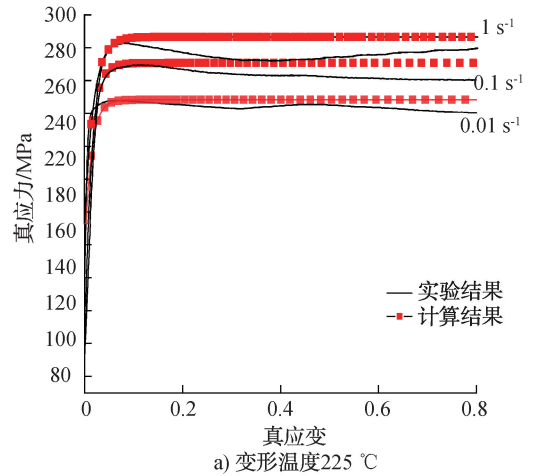


图 10 实验数据与位错密度增长模型真应力-真应变趋势图

Fig. 10 Experimental data and dislocation density growth model true stress-true strain trend diagram

数值模拟与热变形行为的分析.

4 6063-T5 铝合金热加工图分析

热加工图是基于动态材料模型发展而来, 用于描述金属热变形行为的主要模型. 动态材料模型, 主要是用来反映加工时材料在不同热变形条件下内部组织的变化情况, 用于精准评估材料的加工性能, 为金属材料的塑性加工制定最佳工艺参数^[30]. 热变形过程中的能量 P 可由公式⑬计算获得^[31].

$$P = G + J \quad (19)$$

$$m = \frac{\partial J}{\partial G} = \frac{\partial(\ln \sigma)}{\partial(\ln \dot{\epsilon})} \quad (20)$$

式中, G 表示热变形过程消耗的能量, J 表示微观组织演变消耗的能量. 功率耗散因子 η 可使

用应变速率敏感系数 m 获得,如公式⑳所示.

$$\eta = \frac{2m}{m + 1} \quad \text{㉑}$$

热变形过程中连续失稳判据用失稳因子 $\xi(\dot{\epsilon})$ 表示,如公式㉒所示^[32].

$$\xi(\dot{\epsilon}) = \frac{\partial \ln \frac{m}{m + 1}}{\partial \ln \dot{\epsilon}} + m < 0 \quad \text{㉒}$$

图 11 为真应变分别为 0.3, 0.6, 0.9 时 6063-T5 铝合金的热加工图,其中等值线的值为功率耗散因子,黑色阴影部分由深到浅表示失稳因子的值偏离于 0 的程度.由图 11 可以看出,随着真应变值的增加,失稳区呈现向低温高真应变区域缩小的趋势.随着温度的升高,功率耗散因子逐渐增加,且高功耗因子集中在中高温区域,当真应变值达到 0.6 后耗散因子等值线变化不明显.

以真应变值为 0.9 的热加工图(即图 11c)为例进行分析,6063-T5 铝合金在该变形条件下,流变失稳区主要集中在低温高真应变区域,这是由于在该区域 6063-T5 铝合金容易应力集中,产生塑性成形缺陷,在实际热变形中应避免在该区域进行热加工.而在高温区域功率耗散效率值高,且不处于流变失稳区.因此,适合 6063-T5 铝合金的热加工工艺参数为变形温度 350~525 °C、应变速率 0.01~1 s⁻¹.

5 结论

本文通过热模拟实验,研究了 6063-T5 铝合金的热变形行为,分析发现:随着温度的升高,材料的软化效果越来越明显,且随着应变速率的提升,材料的硬化效果越来越明显.建立了自适应系数 Arrhenius 本构模型与位错密度增长模型.验证实验结果表明:两模型可以描述热变形参数对 6063-T5 铝合金热变形行为的影响,且自适应系数 Arrhenius 本构模型对于中高温热变形行为的模拟更加精确.利用实验所得真应力-真应变曲线建立了 $\epsilon = 0.3$ 、 $\epsilon = 0.6$ 、 $\epsilon = 0.9$ 的 6063-T5 铝合金热加工图,并以 $\epsilon = 0.9$

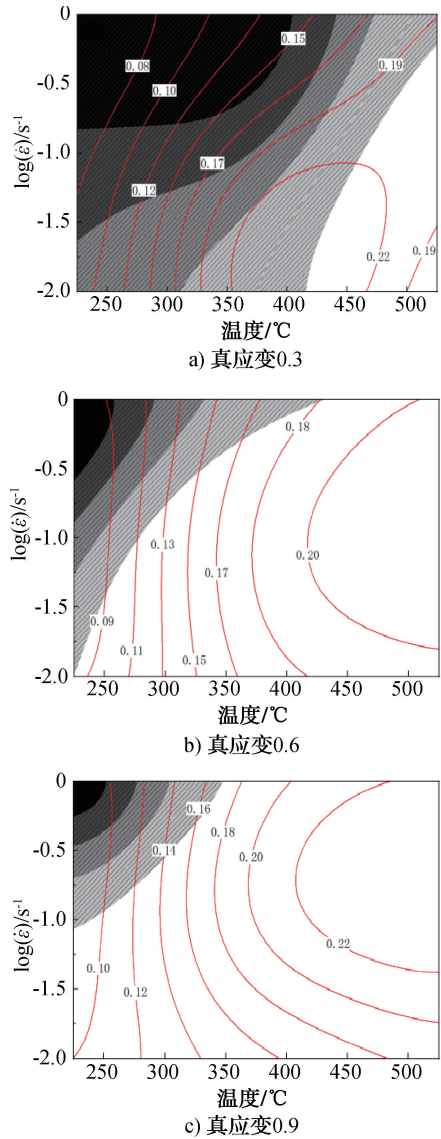


图 11 不同真应变 6063-T5 铝合金的热加工图

Fig. 11 The hot processing map of 6063-T5 aluminum alloy under different true strains

为例获得了其最佳变形温度 350~525 °C、应变速率 0.01~1 s⁻¹. 本文的研究结果可为 6063-T5 铝合金的热变形行为及位错密度微观分析提供可适用性模型,为 6063-T5 铝合金的热变形行为的理论研究与热加工参数的选取提供依据.

参考文献:

[1] CAI Y, WANG X S, YUAN S J. Analysis of surface roughening behavior of 6063 aluminum alloy by tensile testing of a trapezoidal uniaxial specimen[J]. Materials Science and Engineering: A, 2016, 672:184.

- [2] HIRSCH J, AL-SAMMAN T. Superior light metals by texture engineering: optimized aluminum and magnesium alloys for automotive applications[J]. *Acta Materialia*, 2013, 61(3):818.
- [3] YE T, LI L X, GUO P C, et al. Effect of aging treatment on the microstructure and flow behavior of 6063 aluminum alloy compressed over a wide range of strain rate[J]. *International Journal of Impact Engineering*, 2016, 90:72.
- [4] LOKESH V S S, GOEL S, KUMAR N, et al. A study on fracture toughness and strain rate sensitivity of severely deformed Al 6063 alloys processed by multiaxial forging and rolling at cryogenic temperature [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2017, 686:82.
- [5] 计海涛, 于得资, 孙绍华. 6063-T5 铝合金建筑型材生产工艺优化[J]. *轻合金加工技术*, 2002, 30(8):26.
- [6] PARK N, SHIBATA A, TERADA D, et al. Flow stress analysis for determining the critical condition of dynamic ferrite transformation in 6Ni-0.1C steel[J]. *Acta Materialia*, 2013, 61(1):163.
- [7] MEJÍA I, BEDOLLA-JACUINDE A, MALDONADO C, et al. Determination of the critical conditions for the initiation of dynamic recrystallization in boron microalloyed steels[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2011, 528:4133.
- [8] QUAN G Z, LUO G C, LIANG J T, et al. Modelling for the dynamic recrystallization evolution of Ti-6Al-4V alloy in two-phase temperature range and a wide strain rate range[J]. *Computational Materials Science*, 2015, 97:136.
- [9] 俞德新, 胡欧林, 曾瑞祥, 等. 热处理工艺对低硅 Al-Si-Mg 铸造铝合金组织和力学性能的影响[J]. *上海金属*, 2020, 42(4):66.
- [10] 高俊. 6082 铝合金热成形行为及其在汽车转向节高温精密锻造的应用[D]. 长春: 吉林大学, 2020.
- [11] 刘建勃, 王智毅, 马雄. Al-Mg-Si 合金热变形行为与本构关系[J]. *塑性工程学报*, 2017, 24(3):197.
- [12] 叶文宏. 6A02 铝合金热变形行为及杯形件等温锻造数值模拟[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2016.
- [13] CHEN L, ZHAO G Q, YU J Q. Hot deformation behavior and constitutive modeling of homogenized 6026 aluminum alloy[J]. *Materials and Design*, 2015, 74:25.
- [14] HUANG Y C, LIU L C, XIAO Z B, et al. Hot Deformation behavior of 6063 aluminum alloy studied using processing maps and microstructural analysis[J]. *Physics of Metals and Metallurgy*, 2019, 120(11):1115.
- [15] WU R H, LIU Y, GENG C, et al. Study on hot deformation behavior and intrinsic workability of 6063 aluminum alloys using 3D processing map [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2017, 713:1.
- [16] MECKING H, KOCKS U F. Kinetics of flow and strain-hardening[J]. *Acta Metallurgica*, 1981, 29(11):1865.
- [17] SELLARS C M, MCTEGART W J. On the mechanism of hot deformation[J]. *Acta Metallurgica*, 1966, 14(9):1136.
- [18] ZENER C, HOLLomon J H. Effect of strain rate upon plastic flow of steel [J]. *Journal of Applied Physics*, 1944, 15(1):22.
- [19] 陈飞. 热锻非连续变形过程微观组织演变的元胞自动机模拟[D]. 上海: 上海交通大学, 2012.
- [20] 夏祖瑜. 300M 钢成形过程动态再结晶的元胞自动机模拟[D]. 武汉: 华中科技大学, 2019.
- [21] 季海鹏. 基于元胞自动机法的 316LN 不锈钢动态再结晶组织预测[D]. 秦皇岛: 燕山大学, 2013.
- [22] 李豪. 稀土镁合金动态再结晶动力学研究[D]. 重庆: 西南大学, 2019.
- [23] 卞东伟. 6063 铝合金微观组织演变多尺度本构建模研究[D]. 银川: 宁夏大学, 2019.
- [24] MCQUEEN H J. Development of dynamic recrystallization theory [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2004, 387:203.

- ture relaxation behavior of a Zr-Cu-Fe-Al metallic glass [J]. *Materials Science & Engineering A*, 2019, 742: 526.
- [35] AFONIN G V, MITROFANOV Y P, KOBELEV N P, et al. Relationship between the enthalpies of structural relaxation, crystallization and melting in metallic glass-forming systems [J]. *Scripta Materialia*, 2019, 166: 6.
- [36] 梁松, 褚武扬, 乔利杰. 大块非晶硬度、磨损及摩擦的 SPM 研究 [C] // 中国机械工程学会. 第十一届全国疲劳和断裂学术会议. 北京: 机械工业出版社, 2002: 197.
- [37] 唐明奇, 祝庆, 李福山. Ti 基大块非晶的耐磨性研究 [J]. *铸造技术*, 2005, 26(10): 941.
- [38] ZHAO J, GAO M, MA M X, et al. Influence of annealing on the tribological properties of Zr-based bulk metallic glass [J]. *Journal of Non-Crystalline Solids*, 2018, 481: 94.
- [39] SALEHAN R, SHAHVERDI H R, MIRE SMAELI R. Effects of annealing on the tribological behavior of Zr₆₀Cu₁₀Al₁₅Ni₁₅ bulk metallic glass [J]. *Journal of Non-Crystalline Solids*, 2019, 517: 127.
- [40] JIN H W, AYER R, KOO J Y. Reciprocating wear mechanisms in a Zr-based bulk metallic glass [J]. *Journal of Materials Research*, 2007, 22(2): 264.
- (上接第 96 页)
- [25] MCQUEEN H J. Initiating nucleation of dynamic recrystallization, primarily in polycrystals [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 1988, 101: 149.
- [26] MCQUEEN H J, RYAN N D. Constitutive analysis in hot working [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2002, 322: 43.
- [27] MADEJ L, SITKO M, PIETRZYK M. Perceptive comparison of mean and full field dynamic recrystallization models [J]. *Archives of Civil and Mechanical Engineering*, 2016, 16(4): 569.
- [28] 杜大鹏. 基于位错密度的流动应力模型的研究 [D]. 上海: 上海交通大学, 2010.
- [29] POLLAK E I, JONAS J J. Initiation of dynamic recrystallization in constant strain rate hot deformation [J]. *ISIJ International*, 2003, 43(5): 684.
- [30] PRASAD Y V R K. Recent advances in the science of mechanical processing [J]. *Indian Journal of Technology*, 1990, 28(6/7/8): 435.
- [31] PRASAD Y V R K, GEGEL H L, DORAIVELU S M, et al. Modeling of dynamic material behavior in hot deformation: forging of Ti-6242 [J]. *Metallurgical Transactions A*, 1984, 15(10): 1883.
- [32] KE B, YE L Y, TANG J G, et al. Hot deformation behavior and 3D processing maps of AA7020 aluminum alloy [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2020, 845: 1.