

均匀化后冷却方式对 7050 铝合金热压缩流变行为的影响

张新明, 袁玉宝, 刘文军, 刘胜胆, 李鹏辉

(中南大学 材料科学与工程学院, 湖南 长沙, 410083)

摘要: 利用 Gleeble-1500 热模拟机在变形温度为 300~450 °C、应变速率为 0.001~1.0 s⁻¹ 的条件下, 对均匀化后经快速水冷和慢速随炉冷却这 2 种不同冷却方式的 7050 铝合金样品进行高温等温压缩实验, 研究该合金的热压缩变形流变行为。结果表明: 合金流变应力不仅随变形温度的降低和应变速率的升高而增加, 而且随均匀化后淬火冷却速度的增加而显著升高; 均匀化后水淬样品中合金元素过饱和固溶于基体内, 变形过程中第二相析出并明显粗化; 快速水冷样品的热形变表观激活能为 224.9 kJ/mol, 而慢速随炉冷却样品的热形变表观激活能为 144.6 kJ/mol; 热压缩变形流变应力的差别随变形温度的升高而降低; 在高温低应变速率下, 应力-应变曲线出现锯齿形波动, 呈不连续动态再结晶特征; 7050 铝合金高温塑性变形时的流变行为可用包含 Arrhenius 项参数 Z 的双曲正弦函数描述。

关键词: 7050 铝合金; 热压缩变形; Zener-Hollomon 参数; 变形激活能

中图分类号: TG146.2

文献标识码: A

文章编号: 1672-7207(2009)03-0626-06

Effects of cooling modes on hot compression deformation behavior of aluminum alloy 7050 after homogenization

ZHANG Xin-ming, YUAN Yu-bao, LIU Wen-jun, LIU Sheng-dan, LI Peng-hui

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

Abstract: The flow stress of aluminum alloy 7050 was studied by isothermal compression in 300–450 °C and in strain rate range of 0.001–1 s⁻¹ on Gleeble-1500 thermal-mechanical simulator. Two different cooling modes, i.e. water-quenching and furnace-cooling, were adopted after homogenization of aluminum alloy 7050. The results show that the flow stress of aluminum alloy 7050 increases not only with the decrease of deformation temperature and increase of strain rate, but also remarkably with the increase of cooling rate after homogenization. The alloy elements supersaturate in the matrix of the specimen from water-quenching after homogenization, then the second phases precipitate and remarkably coalesce during the deformation. The apparent activation energy of hot compression of 224.9 kJ/mol is for the sample from the water-quenching, while 144.6 kJ/mol for that from the furnace-cooling. With the increase of deformation temperature, the flow stress difference from the two cooling modes decreases. At higher temperature with slower strain rate, the zigzag curve of the flow stress reveals the discontinuous dynamic recrystallization. The flow stress of aluminum alloy 7050 during hot compression deformation can be expressed by hyperbolic sine equation including Arrhenius term.

Key words: aluminum alloy 7050; hot compression deformation; Zener-Hollomon parameter; deformation apparent activation energy

7050 铝合金属于 Al-Zn-Mg-Cu 系, 具有高强度、高韧性和优良的抗应力腐蚀性能而被广泛应用于飞机的重要部件上, 如起落架上的横隔框、转载构件、机

翼上蒙皮、翼梁、翼肋和托架等^[1-2]。流变应力是表征金属与合金塑性变形特性的基本参数, 确定不同温度热变形时的流变行为在制定合金的热加工工艺以及金

收稿日期: 2008-06-06; 修回日期: 2008-09-02

基金项目: 国家重点基础研究发展计划项目(2005CB623700)

通信作者: 张新明(1946-), 男, 湖南常德人, 博士, 教授, 从事轻合金研究; 电话: 0731-8830265; E-mail: xmzhang_cn@yahoo.cn

属的服役性能方面具有重要意义。近年来, 人们对一些铝合金热变形流变行为的研究很多^[3-5], 但主要集中于变形温度和应变速率对材料热变形行为的影响, 因此, 研究此过程对 7050 铝合金热变形行为的影响, 为该合金热加工性能参数的制定、材料性能的研究以及设备加工能力的选择具有重要意义。本文作者在 Gleeble-1500 热模拟机上采用圆柱试样进行高温等温压缩实验, 研究 7050 铝合金均匀化后水冷和炉冷 2 种冷却方式对该合金流变行为的影响, 求解 2 种状态热压缩变形的本构方程, 为该合金的热加工工艺的制定提供参考。

1 实验

7050 实验铝合金的熔炼在电阻炉石墨坩埚中进行, 采用六氯乙烷除气, 静置后浇入预热铜模中, 铸成 20 mm 厚的锭坯。铸锭经 465 °C, 24 h+475 °C, 4 h 双级均匀化制度后, 采取 2 种方式冷却: 第 1 种为快速冷却, 即出炉后立即淬入室水中(以下简称 HQ); 第 2 种为慢速冷却, 即随炉冷却至 250 °C 出炉空冷(简称 HF)。将锭坯加工成直径×高为 10 mm×

15 mm、两端车出直径×高为 9 mm×0.2 mm 凹槽的 Rastegaev 样品^[4]。

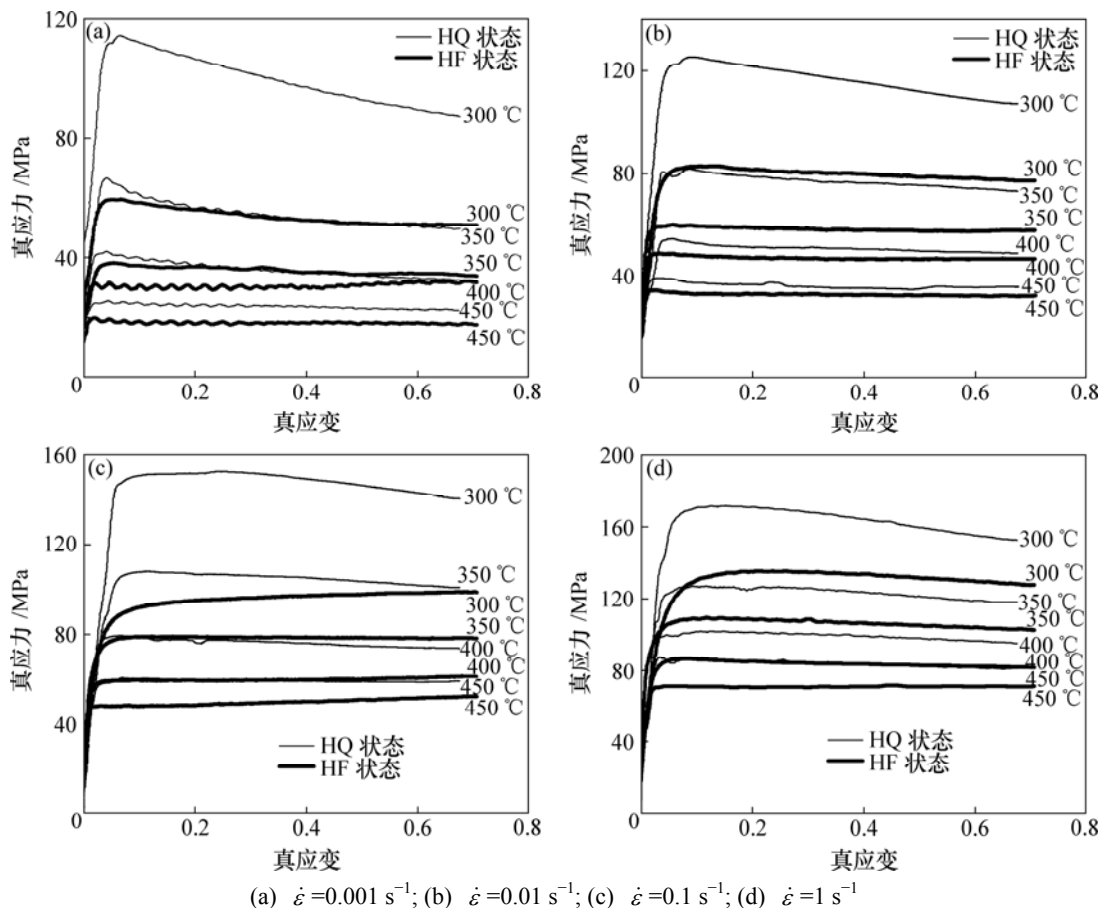
样品在 Gleeble-1500 热模拟机进行恒应变速率等温压缩实验, 形变温度为 300~450 °C, 应变速率为 0.001~1 s⁻¹, 压缩变形量为 50%。压缩实验前试样两端凹槽填充 75%石墨+20%机油+5%硝酸三甲苯脂^[6], 以减小变形样品与压头之间的摩擦。样品利用自身电阻加热, 1 min 升温至变形温度, 保温 5 min 后开始变形。通过采集变形温度、时间、位移和压力等, 绘制真应力—真应变曲线。

透射电镜观察的样品取样部位为与压缩轴平行的纵截面, 先预磨至厚度为 0.1 mm, 冲成直径为 3 mm 的圆片后进行双喷减薄; 双喷电解液为 30% HNO₃+70% CH₃OH, 温度控制在 -20 °C 以下, 在 TecnaiG² 20 型透射电镜上进行样品观察。

2 实验结果

2.1 真应力—真应变曲线

实验合金高温压缩变形时真应力—真应变曲线如图 1 所示, 其中: 细实线表示 HQ 状态, 粗实线表示



(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 1 7050 铝合金高温压缩变形时真应力—真应变曲线

Fig.1 True stress—true strain curves of aluminum alloy 7050 during hot compression

HF 状态。由图 1 可知,在实验条件下,均存在较明显的稳态流变特征,即在初始变形阶段,随着应变的增加应力值不断增高,当应变超过一定值时,应力不再随应变的继续增加而升高。在同一应变速率下,应力随变形温度的升高而降低;在同一变形温度下,应力随着应变速率增加而升高,表明该合金具有正的应变速率敏感性。随着变形温度的降低和应变速率的增高,达到稳态变形时的峰值应力明显增高,合金进入稳态变形所对应的应变增量增大。从图 1(a)可以看出,在高温低应变速率条件下,应力曲线出现了锯齿形波动,后趋于平稳变形,具有不连续动态再结晶特征,这表明实验合金在高温低应变速率下,发生了动态再结晶^[4]。

从实验所得真应力—真应变曲线还可以看出,7050 铝合金随着均匀化后冷却方式的不同,流变应力存在很大差异。在实验范围内,淬火快速冷却样品的流变应力较随炉冷却样品的流变应力高很多,尤其是在低温低应变速率下差别更加明显。图 2(a)所示为淬火快冷样品变形后的 TEM 像。表明热变形时合金内部存在大量细小的第二相,对位错钉扎严重,使得合金流变应力明显升高;图 2(b)所示为随炉慢冷样品变形后的 TEM 像。均匀化后,在慢冷过程中,第二相析出并严重粗化,导致在高温变形时基体内未观察到细小的第二相析出^[7-8]。另一方面,在较低的应变速率下,由于变形经历的时间较长,快速冷却样品的热压缩流变曲线表现出明显的软化,特别是在 300 °C、应变速率为 0.001 s⁻¹ 时,流变应力由峰值时的 114 MPa 降至变形终了时的 87 MPa。流变应力下降的原因除了动态回复和动态再结晶外,还发生第二相粗化,出现

塑性变形温升效应,以及固溶元素的沉淀析出导致固溶强化效果降低^[9-10]。

2.2 热变形流变应力方程

金属和合金的热变形是一个受热激活控制的过程,其流变行为可用应变速率 $\dot{\epsilon}$ 、温度 T 和流变应力 σ 之间的关系进行描述^[11]。

在低应力水平下($\alpha\sigma < 0.8$),

$$\dot{\epsilon} = A_1 \sigma^n \quad (1)$$

在高应力水平下($\alpha\sigma > 1.2$),

$$\dot{\epsilon} = A_2 \exp(\beta\sigma) \quad (2)$$

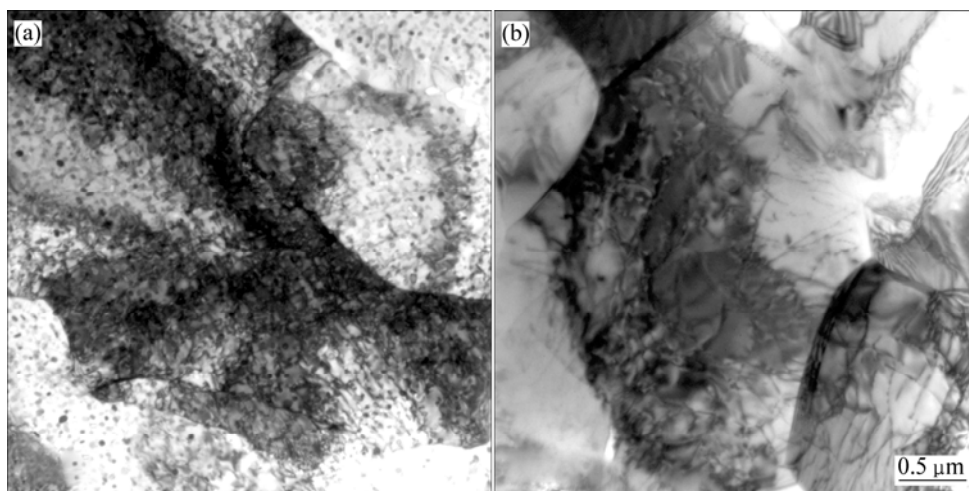
式中: A_1 , A_2 , α , β 和 n 均为与温度无关的常数; A 为结构因子; α 为应力水平参数; n 为应力指数。

Sellars 和 Tegart 于 1966 年提出了一种包含变形表观激活能 Q 和温度 T 的双曲正弦形式的修正 Arrhenius 关系来描述这种热激活变形力学行为^[11]:

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

$$\alpha = \frac{\beta}{n} \quad (4)$$

式中: Q 为高温变形激活能; R 为摩尔气体常数; T 为热力学温度。此式适用于所有的应力状态,大量研究表明,此式能够较好地描述高温变形过程^[3-6,8]。 α , β 和 n 之间满足关系式(4)。应变速率 $\dot{\epsilon}$ 和 T 的关系可用 Zener-Hollomon 参数 Z 表示,其物理意义为温度补偿应变速率因子^[12],反映材料热变形的难易程度,是材料在热变形过程中重要的力学性能参数。



(a) HQ; (b) HF

图 2 均匀化后不同冷却方式样品的 TEM 照片

Fig.2 TEM images of specimens from different cooling modes at 300 °C with strain rate of 0.01 s⁻¹

$$Z = \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) = A[\sinh(\alpha\sigma)]^n \quad (5)$$

由式(5)可以得出:

$$\sinh(\alpha\sigma) = (Z/A)^{1/n} \quad (6)$$

根据双曲正弦函数的定义, 可将 σ 表示成 Zener-Hollomon 参数 Z 的函数:

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

由式(3)和(7)可知, 只要知道 A , α , Q 和 n 等材料常数, 便可以求解任意变形状态下的应力和应变速率。

对式(1)和(2)两端求对数得:

$$\ln \dot{\epsilon} = \ln A_1 + n \ln \sigma; \quad (8)$$

$$\ln \dot{\epsilon} = \ln A_2 + \beta \sigma \quad (9)$$

由式(8)和(9)可知, 当温度一定时, $\ln \dot{\epsilon} - \ln \sigma$, $\ln \dot{\epsilon} - \sigma$ 分别呈线性关系, 利用最小二乘法一元线性回归, 其斜率分别为 n 和 β , 如图 3 所示。由式(1)和(2)适应的条件可知, 将在低应力状态下即在 350~

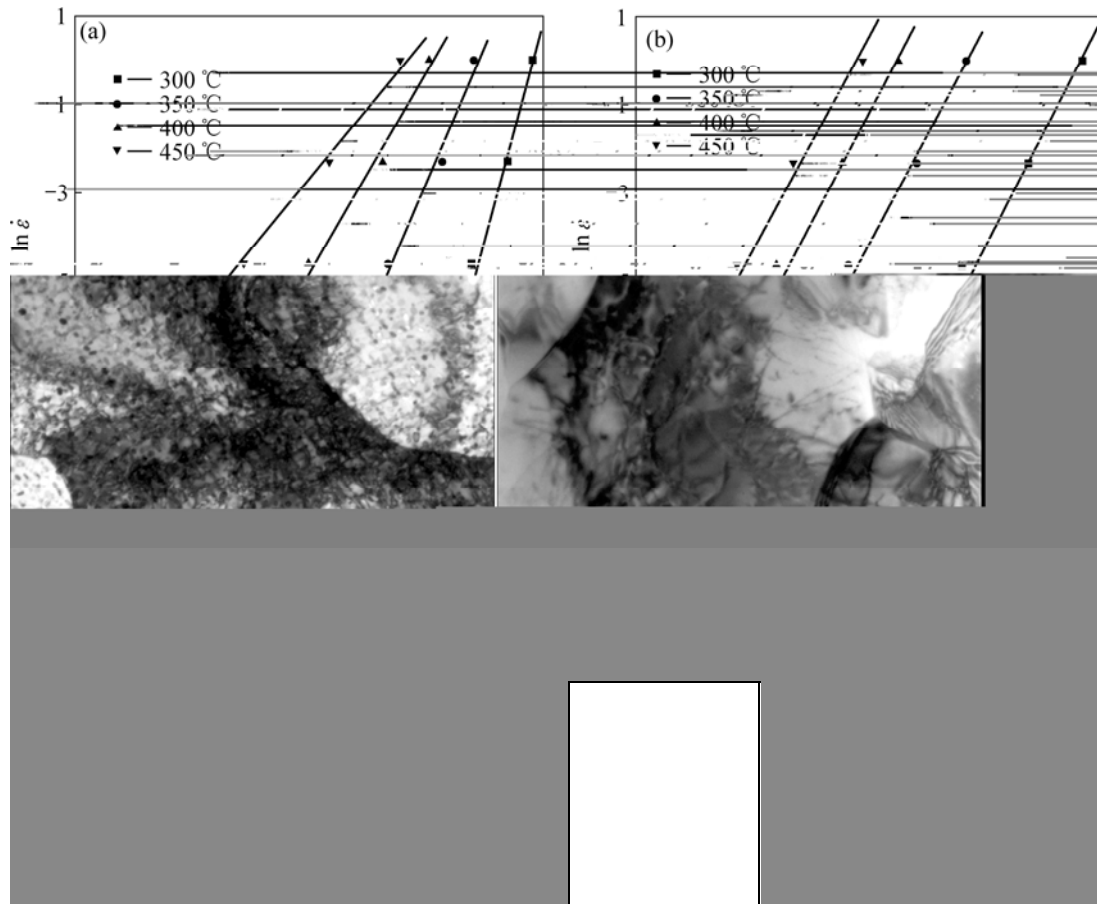
450 °C 时给出的平均值 n , 和在高应力状态下即 300~400 °C 时给出的平均值 β 代入式(4), 可以求得 α , 具体数值见表 1。

对式(3)两边取对数, 并假设变形激活能不随温度而变化, 得:

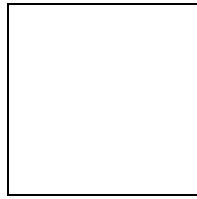
$$\ln \dot{\epsilon} = \ln A - Q/(RT) + n \ln[\sinh(\alpha\sigma)] \quad (10)$$

$$Q = R \left\{ \frac{\partial \ln \dot{\epsilon}}{\partial \ln[\sinh(\alpha\sigma)]} \right\}_T \left\{ \frac{\partial \ln[\sinh(\alpha\sigma)]}{\partial (1/T)} \right\}_{\dot{\epsilon}} \quad (11)$$

将不同温度下的峰值应力和应变速率代入式(10), 利用最小二乘法线性回归, 绘制出相应的 $\ln \dot{\epsilon} - \ln \sinh(\alpha\sigma)$ 关系曲线, 如图 4 所示。式(11)中第 1 项为图 4 中的平均斜率, 即 $\ln \dot{\epsilon} - \ln \sinh(\alpha\sigma)$ 关系确定的更为精确的 $n^{[4]}$ 。第 2 项为 $\ln \sinh(\alpha\sigma) - \ln(1/T)$ 关系曲线的平均斜率 S , 如图 5 所示, 据此可求出变形激活能 Q 。由式(10)及图 4 可知, $\ln A - Q/(RT)$ 为直线的截距, 将 Q , R 和 T 代入式(10)可以得到 A , 具体数据如表 1 所示。用实验数据进行线性回归时相关系数均在 0.98 以上, 其中双曲正弦关系相关系数最大, 说明双



(a), (b) HQ;
图 3 应变速率和流变应力(σ)和峰值应力(σ)的关系



(a) HQ; (b) HF

图 4 应变速率和峰值应力之间的关系

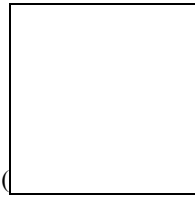
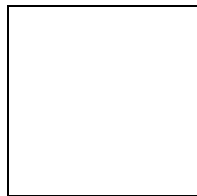


Fig.4 Relationships between strain rate () and peak stress(σ)



(a) HQ; (b) HF

图 5 峰值应力和温度之间的关系

Fig.5 Relationship between peak stress(σ) and temperature(T)

表 1 计算所得材料常数

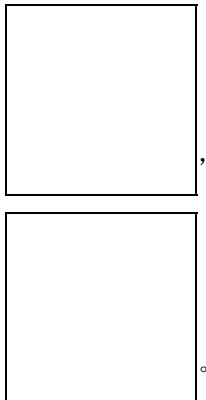
Table1 Computed constitutive constants

冷却方式	初始 n	β	α	精确 n	S	A	$Q/(kJ \cdot mol^{-1})$
HQ	7.753	0.112 4	0.014 5	6.159	4 394.7	1.90×10^{15}	224.9
HF	6.386	0.105 1	0.016 5	5.014	3 470.5	6.23×10^9	144.6

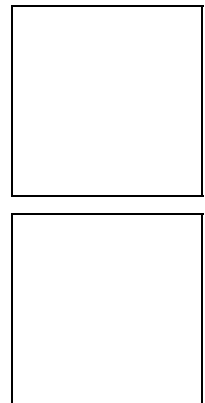
曲正弦可以对所有应力状态进行描述，且效果较好。

将表 1 中材料常数代入式(3)和(5)，可得到 7050 铝合金均匀化后经不同冷却方式处理在高温变形时的应力—应变关系方程。

在 HQ 状态：



在 HF 状态：



由以上计算可以看出，经历不同冷却方式处理的实验合金热激活能存在很大的差别。快速冷却样品低温时析出细小的第二相颗粒，使得流变应力显著增大，而在高温时细小的第二相发生粗化，致使流变应力降

低, 缩小了与慢速冷却样品流变应力的差距, 但其形变表观激活能仍较纯铝状态的形变表观激活能 (142 kJ/mol^[8]) 高; 而慢速冷却条件下的第二相严重粗化, 对合金的流变应力影响不大, 最终的形变表观激活能与纯铝的相差不大。

3 结 论

a. 7050 铝合金高温变形流变应力曲线存在稳态流变现象, 流变应力随着变形温度升高而降低, 随着应变速率升高而增大。

b. 均匀化后经快速淬火的样品, 在相同的变形温度和变形速率下, 其流变应力明显高于随炉冷样品的流变应力, 前者的形变表观激活能为 224.9 kJ/mol, 而后者的只有 144.6 kJ/mol, 与纯铝的基本相同。

c. 均匀化后水淬样品中合金元素过饱和固溶于基体内, 在变形过程中, 第二相析出并明显粗化, 导致合金在变形过程中被软化, 其流变应力随变形温度的升高缩小了与随炉慢冷样品流变应力的差距。

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 alloy[J]. Materials Review, 2006, 20(2): 58-60.
- [2] Clark D A, Johnson W S. Temperature effects on fatigue performance of cold expanded holes in 7050-T7451 aluminum alloy[J]. International Journal of Fatigue, 2003, 25: 159-165.
- [3] McQueen H J, Ryan N D. Constitutive analysis in hot working[J]. Materials Science and Engineering A, 2002, A322: 43-63.
- [4] 沈 健. 2091 铝锂合金高温塑性变形行为研究[D]. 长沙: 中南工业大学材料科学与工程系, 1996.
SHEN Jian. Study on the plastic deformation behavior of 2091 Al-Li alloy at elevated temperatures[D]. Changsha: Department of Materials Science and Engineering, Central South University of Technology, 1996.
- [5] 林高用, 张 辉, 郭武超, 等. 7075 铝合金热压缩变形流变应力[J]. 中国有色金属学报, 2001, 11(3): 412-415.
LIN Gao-yong, ZHANG Hui, GUO Wu-chao, et al. Flow stress of 7075 aluminum alloy during hot compression deformation[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metal, 2001, 11(3): 412-415.
- [6] 谭敦强, 黎文献, 肖于德, 等. 纯铝在耐热铝合金高温变形过程中的润滑作用[J]. 中南大学学报: 自然科学版, 2006, 37(3): 450-454.
TAN Dun-qiang, LI Wen-xian, XIAO Yu-de, et al. Lubrication action of pure aluminum during high temperature deformation of heat-resistant aluminum alloy[J]. Journal of Central South University: Science and Technology, 2006, 37(3): 450-454.
- [7] Cerri E, Evangelista E, Forcellese A, et al. Comparative hot workability of 7012 and 7075 alloys after different pretreatments[J]. Materials Science and Engineering A, 1995, A197: 181-198.
- [8] Hass M. Grain boundary segregation and precipitation aluminum alloys[J]. Scripta Mater, 2001, 44: 281-286.
- [9] McQueen H J, Xia X, Cui Y, et al. Solution and precipitation effects on hot workability of 6201 alloy[J]. Materials Science and Engineering A, 2001, A319: 420-424.
- [10] Saeed-Akbari A, Zarei-Hanzaki A, Rahmanian R, et al. The Effects of homogenization conditions on the hot ductility behavior of AA2024 aluminum alloys[J]. Materials Forum, 2004, 28: 1235-1242.
- [11] Poirier J P. 晶体的高温塑性变形[M]. 关德林, 译. 大连: 大连理工大学出版社, 1989.
Poirier J P. High temperature plastic deformation of crystals[M]. GUAN De-lin, transl. Dalian: Dalian University of Science and Technology Press, 1989.
- [12] Zener C, Hollomon J H. Effect of strain-rate upon the plastic flow of steel[J]. J Appl Phys, 1944, 15(1): 22-27.