材料与成形性能

2A97铝锂合金超塑变形规律及其本构方程

毕静，张艳苓，张宁，侯红亮
（北京航空制造工程研究所，北京 100024）

摘要：目的 研究2A97铝锂合金在390～470 ℃温度范围和3×10^{-4}～3×10^{-2} s^{-1}应变速率范围内的超塑变形行为，揭示温度和应变速率对延伸率和峰值应力的影响规律，并建立超塑拉伸变形本构方程。**方法** 采用单轴超塑拉伸试验方法进行研究。**结果** 当变形应变速率低于3×10^{-3} s^{-1}时，2A97铝锂合金真应力-真应变曲线呈现稳态流变特征；当应变速率高于3×10^{-3} s^{-1}时，则呈现软化特征。在450 ℃，应变速率为1×10^{-3} s^{-1}条件下，达到最大延伸率600%。**结论** 2A97铝锂合金具有良好的超塑变形性能，其应变速率敏感性指数m平均值为0.35，超塑变性激活能Q值为145.87 kJ/mol，远高于纯铝自扩散激活能65.6 kJ/mol，表明此时铝锂合金变形机制仍以晶内滑移为主。

关键词： 2A97铝锂合金；超塑性；本构方程
DOI： 10.3969/j.issn.1674-6457.2015.02.007
中图分类号： TG113.26 **文献标识码：** A **文章编号：** 1674-6457(2015)02-0041-05

Superplastic Deformation Law and Constitutive Equation of 2A97 Al-Li Alloy

BI Jing, *ZHANG Yan-ling*, *ZHANG Ning*, *HOU Hong-liang*
(Beijing Aeronautical Manufacturing Technology Research Institute, Beijing 100024, China)

ABSTRACT: The aims of this study were to investigate the superplastic behavior of 2A97 Al-Li alloy with the deformation temperatures ranging from 390 ℃ to 470 ℃ and initial strain rate between 3×10^{-4} s^{-1} ~ 3×10^{-2} s^{-1}, reveal the influence law of temperature and strain rate on elongation and m value, and establish the superplastic tensile deformation constitutive equation. The research was carried out by uniaxial superplastic tensile test. When the deformation of initial strain rate was lower than 3×10^{-3} s^{-1}, the 2A97 Al-Li alloy true stress-strain curve had steady rheological characteristics; when the initial strain rate was higher than 3×10^{-3} s^{-1}, the curve had softening characteristics. And in 450 ℃/1×10^{-3} s^{-1} condition, the maximum extension rate was 600%. 2A97 Al-Li alloy had good performance of superplastic deformation, the strain rate sensitivity index m average was 0.35, and the superplastic degeneration activation energy Q value was 145.87 kJ/mol, far higher than the diffusion activation energy of pure aluminum (65.6 kJ/mol). The result showed that the aluminum lithium alloy deformation mechanism was dominated by intracrystalline slip.

KEY WORDS: 2A97 Al- Li alloy; superplasticity; constitutive equation

铝锂合金具有密度低、比强度高、比刚度大以及优异的抗疲劳性能等特点，已成为航空航天等武器装备领域重要的轻量化材料，若用其代替常规的铝合金，可使构件质量降低10%，结构刚度提高15%。然

收稿日期： 2015-01-11
基金项目： 国家重点基础研究发展计划(国家973计划)(2011CB012803)；国家自然科学基金(51405457)
作者简介： 毕静(1988—)，女，哈尔滨人，硕士研究生，主要研究方向为铝合金超塑成形。

而由于铝锂合金存在室温塑性和断裂韧性较差、缺口敏感性大、回弹大等问题,极大地限制了铝锂合金的应用范围与水平。研究表明,铝锂合金在一定变形条件下具有良好的超塑性能,从而为铝锂合金复杂结构成形制造提供了一种有效方法[1—2];超塑成形是利用材料的超塑性实现成形的方法,具有成形压力小、模具寿命高、可一次精密成形等优点,同时,超塑成形构件质量好,不存在由于硬化引起的回弹而导致零件成形后的变形问题,故零件尺寸稳定[3—4]。因此,将超塑成形应用于铝锂合金薄壁零件的成形,不仅解决了铝锂合金塑韧性差、难于加工等问题,而且还能节省能源,减少加工工序和原材料消耗,这对于实现铝锂合金薄壁复杂外形零件成形及推动其在航空航天轻量化结构中应用具有重要意义[5—7]。

2A97 合金是我国自主研发的一种新型 Al-Cu-Li 系合金,属于第三代铝锂合金。目前,对于 Al-Cu-Li 系合金的研究主要集中在微合金化、力学性能、腐蚀性能、焊接性能等方面,但对 2A97 合金超塑性方面的研究在国内外鲜有报道[8]。本文旨在研究不同变形条件下 2A97 铝锂合金的超塑性及其超塑变形行为,并根据 Arrhenius 模型建立其超塑拉伸本构方程。为该国产铝锂合金超塑成形工艺制定及优化提供理论依据。

1 试验材料及方法

1.1 试验材料

试验材料为 2.5 mm 厚的 2A97 铝锂合金板材,其主要化学成分见表 1。板材采用 25 mm 厚热轧板经 500 ℃固溶 2 h 水淬,然后在 300 ℃、48 h 条件下进行过时效处理,并经 400 ℃预热 4 h 后轧制,轧制总压下量达 90%,道次压下量控制在 10% ~20% 之间。

表 1 2A97 铝锂合金的化学成分(质量分数,%)

Table 1 Chemical composition of 2A97 Al-Li alloy(%)

Cu	Li	Mg	Mn	Zn	Zr	Fe	Si	Al
3.80	1.40	0.50	0.30	0.50	0.10	0.06	0.02	Bal

1.2 试验方法

超塑拉伸试验在配备有高温加热炉的力创 letryDL-20T 型电子万能拉伸机上进行,加热炉为不锈钢双壁垂直对开结构,电阻加热,三段控温,控温精度±2 ℃,均温区长度 200 mm。

超塑拉伸试样尺寸如图 1 所示。试样经线切割加工后用砂纸打磨标样区和圆角,丙酮清洗,置入高温炉内加热至设定温度,保温 10 min 开始拉伸。试验温度范围 390 ~470 ℃,应变速率范围 3×10^{-4} ~ 3×10^{-2} s^{-1}。

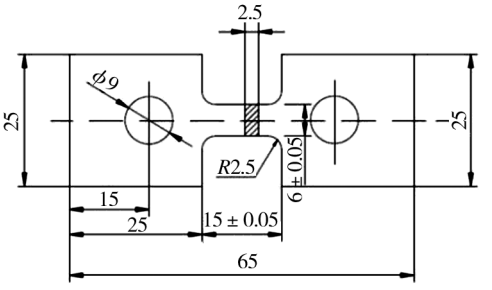


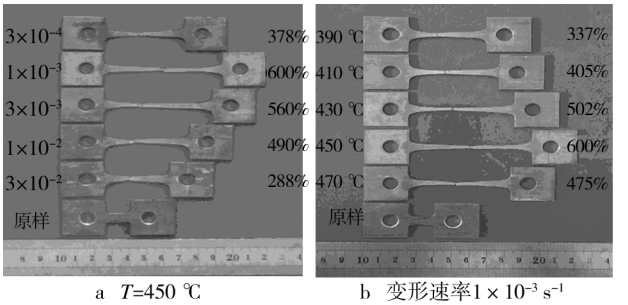
图 1 超塑拉伸试样尺寸

Fig. 1 The dimensions of superplastic tensile specimen

2 试验结果与分析

2.1 真应力-真应变曲线

2A97 铝锂合金超塑拉伸试样宏观照片如图 2 所示,与之相对应的真应力-真应变曲线如图 3 所示。结果表明,2A97 铝锂合金变形较为均匀,具有良好的稳定变形能力,且对变形温度和应变速率较为敏感,其真应力-真应变呈现动态回复型和动态再结晶型 2 种典型特征。



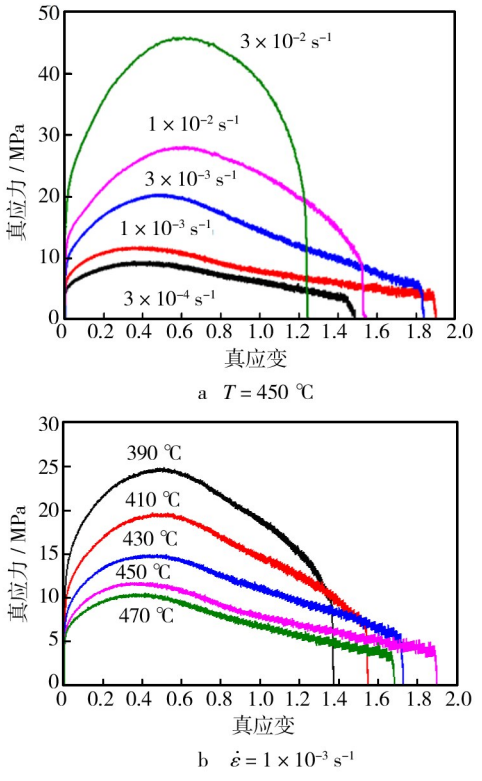
a T=450 ℃ b 变形速率 1×10^{-3} s^{-1}

图 2 不同变形条件下 2A97 铝锂合金超塑拉伸试件

Fig. 2 2A97 Al-Li alloy tensile samples under different deformation conditions

2.1.1 动态再结晶型

2A97 铝锂合金在高应变速率(3×10^{-3} ~ 3×10^{-2} s^{-1})条件下变形时,变形初始随着应变的增加,应变硬化占主导作用,流动应力迅速升高并达到峰值应力,随着变形的继续,由于动态再结晶而导致软化作用占主导地位,流动应力不断下降。同时,在相同温



a　T = 450 ℃

b　$\dot{\varepsilon} = 1 \times 10^{-3}\ s^{-1}$

图 3　不同变形条件下的真应力-真应变曲线

Fig. 3　True stress-true strain curves at different temperature and strain rate

度条件下,随着应变速率的升高,由于前期变形畸变能的累积增加,动态再结晶驱动力增加,软化作用增强,真应力-真应变曲线表现为软化型。

2.1.2　动态回复型

2A97 铝锂合金在低应变速率($\leqslant 1\times10^{-3}\ s^{-1}$)条件下变形时,变形初始阶段,由于应变速率较低,可以使应变硬化产生畸变能有足够的时间通过部分动态再结晶得以消除,流变应力随应变的增加而缓慢增大,达到峰值应力后,材料进入稳定变形阶段,随着应变的增加,流动应力基本保持不变,直到最终断裂才呈现快速下降的趋势。稳态变形的实质是应变硬化和再结晶软化之间形成了动态平衡,此动态平衡过程与变形条件有关,真应力-真应变曲线表现为稳态型。

2.2　延伸率与 m 值

延伸率作为衡量材料超塑性能的宏观指标,与变形温度和应变速率密切相关。图 4 为不同温度条件下延伸率随应变速率变化规律。结果表明,变形条件在 410 ~ 470 ℃,3×10^{-4} ~ $1\times10^{-2}\ s^{-1}$ 范围内,2A97 铝锂合金具有良好的超塑性,延伸率均达到 300% 以上,其中在 450 ℃,$1\times10^{-3}\ s^{-1}$ 条件下,铝锂合金超塑拉伸延伸率达到 600%。此外,在 390 ~ 450 ℃温度范围内,延伸率在 $1\times10^{-3}\ s^{-1}$ 的应变速率条件下达到极大值,但当温度升高至 470 ℃时,延伸率在 $3\times10^{-2}\ s^{-1}$ 的应变速率条件下达到极大值。这说明随着温度的升高,超塑拉伸延伸率的最大值由从低应变速率区向高应变速率区转移。

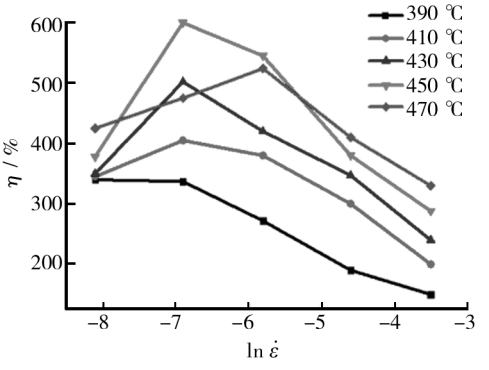


图 4　延伸率与应变速率的关系

Fig. 4 Elongation-strain rates curves at different temperature

应变速率敏感性指数 m 是评价材料超塑性变形性能的重要指标,m 值越大,材料应变速率敏感性越强,抑制局部出现颈缩的能力越强,材料超塑性能越好。文献[9]提出了超塑性变形应力与应变的关系式:

$$\sigma = K\dot{\varepsilon}^{m} \tag{1}$$

式中:σ 为应力;$\dot{\varepsilon}$ 为应变速率;m 为应变速率敏感性指数;K 为材料常数。

根据式(1),可推得:

$$m = (\ln\sigma_1 - \ln\sigma_2) / (\ln\dot{\varepsilon}_1 - \ln\dot{\varepsilon}_2) \tag{2}$$

在真应变为 0.3 条件下,通过多试样法[10]测定应变速率敏感性指数 m,并通过绘制 390 ~ 470 ℃条件下时的 $\ln\sigma$-$\ln\dot{\varepsilon}$ 的关系图,对其进行线性拟合,其直线的斜率即为该温度下的 m 值,如图 5 所示。结果表明,在试验温度范围内,随着温度的升高,2A97 铝锂合金的

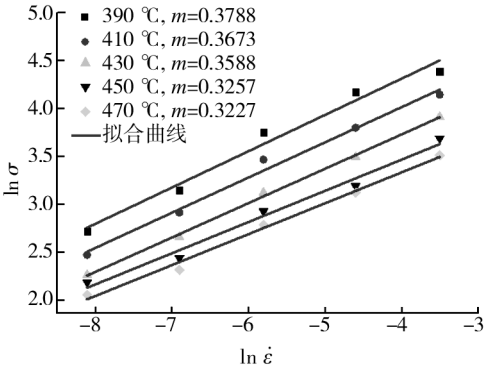


图 5　$\ln\sigma$ - $\ln\dot{\varepsilon}$ 关系曲线

Fig. 5 Curves of $\ln\sigma$ - $\ln\dot{\varepsilon}$

应变速率敏感性指数下降,但变化幅度不大,390 ℃条件下的 m 值与 470 ℃条件下的 m 值仅相差0.06,但各试验条件下的 m 值都大于 0.3,平均值为0.35。一般来说 m 值越大,材料的超塑性能越好。高的 m 值是实现超塑性的必要条件,但不是充分条件[11]。

2.3 本构方程

Sellars 和 Tegart 通过对不同热加工数据的研究,提出了热成形通用本构方程表达式[12]:

$$\dot{\varepsilon}=Af(\sigma)\exp(-Q/RT) \tag{3}$$

该式被广泛应用于描述流变应力、应变速率和温度之间的关系,特别是高温下各参数之间的关系。式(3)也称为 Arrhenius 方程,它有 3 种常用的形式[13—14]:

$$\dot{\varepsilon}=A_1\sigma^n\exp(-Q/RT) \tag{4}$$

$$\dot{\varepsilon}=A_2\exp(\beta\sigma)\exp(-Q/RT) \tag{5}$$

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

其中:$\dot{\varepsilon}$ 为应变速率;σ 为稳态流变应力[15—16];R 为气体常数;A,A_1,A_2 为材料常数,n 为应力指数;α,β 与 n 满足以下关系:

$$\alpha=\beta/n \tag{7}$$

其中式(4)适用于低应力水平($\alpha\sigma<0.8$),而式(5)适用于高应力水平($\alpha\sigma>1.2$),双曲正弦函数应力形式即式(6)在不同应变水平和应力范围内,均能给出很好的线性关系图,说明双曲正弦函数可以描述不同应变、应变率、温度时的应力特征[15]。

在低应力和高应力状态下,且 Q 与 T 无关时,式(4)和(5)可化为:

$$\dot{\varepsilon}=A_1\sigma^{n_1} \tag{8}$$

$$\dot{\varepsilon}=A_2\exp(\beta\sigma) \tag{9}$$

对式(8)和式(9)两边取自然对数得:

$$\ln\dot{\varepsilon}=\ln A_1+n_1\ln\sigma \tag{10}$$

$$\ln\dot{\varepsilon}=\ln A_2+\beta\sigma \tag{11}$$

根据式(10)和(11),将不同试验条件下的应力-应变数据进行处理分析并绘图,通过回归分析,求得 n_1,β 和 α 的值分别为 2.894 887,0.115 462 与 0.039 885。

在一定的应变和应变速率下对式(6)取自然对数并求导可以得到:

$$\ln\dot{\varepsilon}=\ln A+\ln n[\sinh(\alpha\sigma)]-Q/RT \tag{12}$$

其中:n 值等于 $\ln\dot{\varepsilon}-\ln\sinh(\alpha\sigma)$ 曲线(图 6)斜率,计算得 2.096 617。对式(12)两边求导得到:

$$Q=Rn\frac{\mathrm{d}\ln[\sinh(\alpha\sigma)]}{\mathrm{d}(1/T)} \tag{13}$$

作 $\ln\sinh(\alpha\sigma)-1/T$ 的关系曲线(如图 7 所示),通过线性回归可求得 Q 值为 145.87 kJ/mol。此值远高于纯铝自扩散激活能 65.6 kJ/mol,表明此时铝锂合金变形机制仍为晶内滑移为主。分析认为 2A97 铝锂合金属于动态再结晶型超塑变形合金,其初始组织不必经过等轴细晶处理,而是在超塑变形过程通过动态再结晶使其晶粒等轴细化,而在真应变 0.3 时,合金尚没有完全实现等轴细化,从而此时的变形主要以晶内滑移为主。

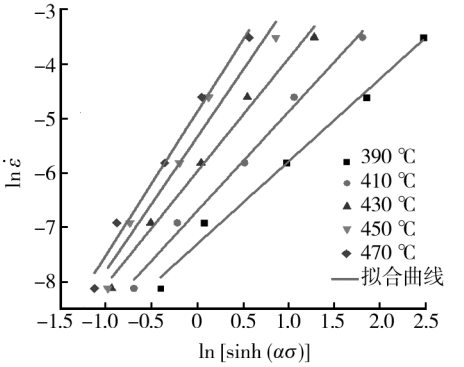


图 6 $\ln\dot{\varepsilon}$-$\ln\sinh(\alpha\sigma)$ 关系曲线

Fig. 6 Curves of $\ln\dot{\varepsilon}$-$\ln\sinh(\alpha\sigma)$

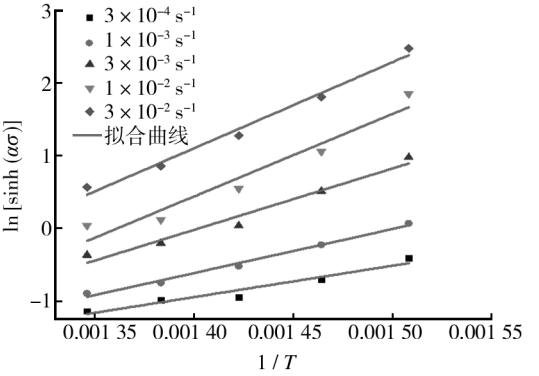


图 7 $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$-$1/T$ 关系曲线

Fig. 7 Curves of $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$-$1/T$

将式(6)变形可得:

$$\dot{\varepsilon}\exp(Q/RT)=A[\sinh(\alpha\sigma)]^n \tag{14}$$

对式(14)两边取对数得:

$$\ln[\dot{\varepsilon}\exp(Q/RT)]=\ln A+n\ln[\sinh(\alpha\sigma)] \tag{15}$$

将所求得的参数值代入式(15)中,以求出 $\ln\dot{\varepsilon}\exp(Q/RT)$ 值。作出 $\ln\dot{\varepsilon}\exp(Q/RT)-\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ 曲线,如图 8 所示,并进行线性回归,回归直线的截距即为 $\ln A$,并求得 $A=1.474\,766\times10^8$。

将以上求得材料参数代入式(6),得出双曲正弦函数模型描述的 2A97 铝锂合金超塑拉伸变形本构方

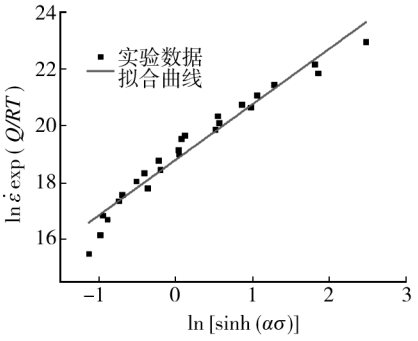


图 8　ln *A* 线性回归曲线

Fig. 8 Linear regression curve of ln *A*

程为:

$$\dot{\varepsilon}=1.474\ 766\times10^{8}[\sinh(0.039\ 885\sigma)]^{2.096\ 617}\cdot\exp(-145\ 866.7489/RT) \tag{16}$$

3　结论

1) 2A97 铝锂合金在 410 ~ 470 ℃温度条件下和 1×10^{-4} ~ 1×10^{-2} s^{-1} 应变速率范围内具有良好的超塑性。其最佳超塑变形条件为 450 ℃和 1×10^{-3} s^{-1},在该条件下合金的超塑拉伸延伸率达到 600%,同时,其应变速率敏感性指数平均值达到 0.35。

2) 结合双曲正弦函数模型,其真应变为 0.3 时,超塑变形激活能 Q 值为 145.87 kJ/mol,高温稳态流变本构方程为 $\dot{\varepsilon}=1.474\ 766\times10^{8}\cdot[\sinh(0.039\ 885\sigma)]^{2.096\ 617}\exp(-145\ 866.7489/RT)$,表明在此应变条件下,合金的变形机制仍以晶内滑移为主。

参考文献:

[1] 毛文锋,宋飞灵,朱义元. 铝锂合金超塑成形技术[J]. 航空制造工程,1994(7):29—32.
MAO Wen-feng, SONG Fei-ling, ZHU Yi-yuan. Superplastic Forming Technology of Al-Li Alloy[J]. Aeronautical Manufacturing Engineering, 1994(7):29—32.

[2] 吴冰,王富耻. 铝锂合金超塑性研究发展概况[J]. 兵器材料科学与工程,1992(5):15—25.
WU Bing, WANG Fu-chi. Superplastic Research Development Situation of Al-Li alloy[J]. Ordnance Material Science and Engineering, 1992(5):15—25.

[3] 刘志义. 铝锂合金电致高速超塑性[D]. 沈阳:东北大学,1993.
LIU Zhi-yi. Aluminum-Lithium Alloy Electro Superplastic [D]. Shenyang: Northeaster University, 1993.

[4] THAKUR A, KASHYAP B P, MALIK M K. Deformation Behavior of An Al-3.37 Wt Pct Li Alloy[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 1996, 27(8)2274—2284.

[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,2006.
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, 2006.

[6] 张艳苓,郭和平,李志强,等. 细晶 1420 铝锂合金超塑性能试验研究[J]. 塑性工程学报,2009,16(4):134—137.
ZHANG Yan-ling, GUO He-ping, LI Zhi-qiang, et al. The Experimental Research on Superplastic Performance of Fine-grained 1420 Al-Li Alloy[J]. Journal of Plasticity Engineering, 2009, 16(4):134—137.

[7] 王高潮,李娟,徐雪峰,等. TC6 钛合金的超塑变形机制研究[J]. 精密成形工程,2011,3(6):22—26.
WANG Gao-chao, LI Juan, XU Xue-feng, et al. Study on the Superplastic Deformation Mechanism of TI-Alloy TC6[J]. Journal of Netshape Forming Engineering, 2011, 3(6):22—26.

[8] 张新明,谢磊,叶凌英,等. 时效制度对 2A97 铝锂合金晶粒细化和超塑性的影响[J]. 金属热处理,2014,39(2):88—92.
ZHANG Xin-ming, XIE Lei, YE Ling-ying, et al. Effect of Aging Treatment on Grain Refinement and Superplasticity of 2A97 Aluminum-lithium Alloy[J]. Heat Treatment of Metals, 2014, 39(2):88—92.

[9] 张德荣. 超塑性力学[M]. 北京:航空工业出版社,1990.
ZHANG De-rong. Mechanics of Superplasticity [M]. Beijing: Aviation Industry Press, 1990.

[10] ARAN A. Experimental Comparison of Different Methods to Determine the Strain Rate Senstitivity Index of Super-plastic Materials[J]. Scripta Metallurgica, 1979, 13(9):843—846.

[11] 吴诗惇. 金属超塑性变形理论[M]. 北京:国防工业出版社,1997.
WU Shi-dun. The Superplastic Deformation Theory of Metal [M]. Beijing: National Defence Industry Press, 1997.

[12] SELLARS C M, TEGART W J. Hot Work Ability[J]. International Materials Reviews, 1972(17):1—24.

[13] KRAUSS G. Deformation, Processing and Structure[M]. Ohio: American Society for Metals, 1984.

[14] ZERILLI F J, ARMSTRONG R W. Dislocation-mechanics-based Constitutive Relations for Material Dynamics Calculations[J]. Journal of Applied Physics, 1987, 61(5):1861—1825.

[15] RAOK P, HAWBOLTE B, Development of Constitutive Relationships Using Compression Testing of a Medium Carbon Steel[J]. Transactions of the ASME Journal of Engineering Materials and Technology, 1992(114):116—123.

[16] PU Z J, WU K H, SHI J, et al. Development of Constitutive Relationships for the Hot Deformation of Boron Microalloying TiAl-Cr-V Alloys[J]. Materials Science and Engineering A, 1995(192/193):780—787.