文章编号: 1004-0609(2014)09-2228-07

均匀化升温速率对 7N01 铝合金组织与力学性能的影响

曾世宝^{1,2}, 叶凌英^{1,2}, 刘胜胆^{1,2}, 邬沛卿^{1,2}, 单朝军^{1,2}, 邓运来^{1,2}, 张新明^{1,2}

(1. 中南大学 材料科学与工程学院,长沙 410083;2. 中南大学 有色金属材料科学与工程教育部重点实验室,长沙 410083)

摘 要:采用光学显微镜、扫描电镜、电子探针显微镜、透射电镜和常温拉伸等测试方法研究均匀化升温速率对 7N01 铝合金显微组织和力学性能的影响。结果表明:与升温速率较快的均匀化制度相比,采用升温速率小于 100 ℃/h 的慢速升温均匀化制度更有利于细小弥散 Al₃Zr 粒子的析出,使 Al₃Zr 粒子分布均匀;细小弥散的 Al₃Zr 粒子能有效地阻止再结晶晶界的迁移,抑制再结晶的发生。随着均匀化升温速率由 500 ℃/h 降低到 20 ℃/h,析出的 Al₃Zr 粒子数量增加,尺寸减小,析出相体积分数和半径的比值 φ/r 由 75.8 μm⁻¹ 增大到 359.1 μm⁻¹,使得 Al₃Zr 粒子对晶界的钉扎力增大,因此合金的再结晶分数相应地由 31.92%逐渐降低到 1.32%;保留下来的大量位错和未 再结晶组织提高了合金的综合力学性能。

关键词: 7N01 铝合金; Al₃Zr; 均匀化; 升温速率; 再结晶; 力学性能 中图分类号: TG146 文献标志码: A

Effect of homogenization heating rate on microstructure and mechanical properties of 7N01 aluminum alloy

ZENG Shi-bao^{1, 2}, YE Ling-ying^{1, 2}, LIU Sheng-dan^{1, 2}, WU Pei-qing^{1, 2}, SHAN Chao-jun^{1, 2}, DENG Yun-lai^{1, 2}, ZHANG Xin-ming^{1, 2}

 (1. School of Materials Science and Engineering, Central South University, Changsha 410083, China;
 2. Key Laboratory of Nonferrous Materials Science and Engineering, Ministry of Education, Central South University, Changsha 410083, China)

Abstract: The effects of homogenization heating rate on the microstructure and mechanical properties of 7N01 aluminum alloy were investigated by optical microscopy (OM), scanning electron microcopy (SEM), electron probe microanalyzer (EPMA), transmission electron microcopy (TEM) and tensile test. The results show that using a slow homogenization heating rate less than 100 °C/h is favorable for the precipitation of fine and uniformly distributed Al₃Zr particles compared with fast homogenization heating rate. The dispersion distribution of fine Al₃Zr particles can decrease the recrystallized fraction since the Al₃Zr particles can effectively prevent the migration of recrystallization grain boundary. When the homogenization heating rate decreases from 500 °C/h to 20 °C/h, the average dispersoid number increases, the particle size decreases, and the ratio of volume fraction (φ) to radius (r) of the precipitate (φ/r) increases from 75.8 µm⁻¹ to 359.1 µm⁻¹, which improves the dragging effect of Al₃Zr particles on the grain boundaries and leads to a reduction in the recrystallized fraction from 31.92% to 1.32%. Meanwhile, the unrecrystallized microstructures containing profuse dislocations enhance the comprehensive mechanical properties of the studied alloy.

Key words: 7N01 aluminum alloy; Al₃Zr; homogenization; heating rate; recrystallization; mechanical property

基金项目: 国家重点基础研究发展计划资助项目(2012CB619500)

收稿日期: 2014-01-15; 修订日期: 2014-07-02

通信作者: 叶凌英, 讲师, 博士; 电话: 13607435545; E-mail: 30575421@qq.com

7N01 铝合金最早由日本开发,由于具有较高的强度、优良的耐蚀性能和焊接性能,因此,被广泛应用于轨道列车车体上。该合金属于 Al-Zn-Mg 系中高强铝合金,具有合金化程度高的基本特点。实际生产铸锭时凝固速度快,导致其铸态组织存在不同程度的枝晶偏析,造成成分和组织的不均匀性,严重影响合金随后的加工性能以及综合力学性能^[1-2]。因此,铸锭的均匀化处理十分重要。

一般而言,铸锭均匀化的目的是要消除枝晶偏析 和成分偏析,使合金元素在固溶体中均匀分布。而在 7N01 铝合金等许多中高强铝合金中, Zr 元素的添加 使合金均匀化过程中会析出与基体共格的亚稳 Al₃Zr 粒子,起到抑制再结晶的作用,提高合金的力学性能 和抗应力腐蚀性能^[3-5]。因此,对于 7N01 铝合金,均 匀化处理的另一个重要目的是要优化控制均匀化过程 中 Al₃Zr 粒子的析出行为和分布,从而提高合金的综 合性能。

国内外学者对该合金进行了一系列的研究,日本 学者 MATSUDA 等^[6-8]及 ENJO 等^[9]很早就对 7N01 铝 合金的焊接性能及抗腐蚀性能做了研究,取得了一定 成果,但没有提及 7N01 铝合金具体的热处理工艺; 国内方面,对于 7N01 铝合金研究报道较少,主要集 中在合金的焊接性能和抗疲劳性能^[10-12]。在热处理工 艺方面,宋涛等^[13]研究了时效制度对 7N01 铝合金组 织和性能的影响。而关于 7N01 铝合金均匀化工艺方 面的研究,国内外都鲜见报道。

基于以上原因,本文作者以 7N01 铝合金为对象, 研究均匀化升温速率对该合金微观组织与性能的影 响,重点阐述 Al₃Zr 粒子的析出行为,并从微观层次 分析 Al₃Zr 粒子的分布对合金再结晶行为及力学性能 的影响,以期为优化该合金均匀化制度和实际生产提 供理论依据。

1 实验

采用高纯 Al、纯 Zn、纯 Mg 和 Al-Cu、Al-Zr、 Al-Cr、Al-Mn 中间合金配料, 晶粒细化剂为 Al-5Ti-B, 在石墨坩埚电阻炉内进行熔炼, 熔炼温度为 740~760 ℃, 精炼温度为 720~740 ℃, 铸造温度为 700~720 ℃, 除气剂采用 C₂Cl₆。将铝合金熔体浇入铁模中获得 *d* 31 mm×200 mm 的圆型铸锭, 通过化学分析方法检测的 成分如表 1 所列。

铸锭在空气电阻炉中按表 2 所列参数进行均匀化 处理(对样品采用不同升温速率从室温升温到 470 ℃ 表1 实验用 7N01 铝合金的化学成分

Table 1Chemical composition of investigated 7N01aluminum alloy (mass fraction, %)

Zn	Mg	Cu	Mn	Cr	Ti	Zr	Si	Fe	Al
4.33	1.29	0.13	0.34	0.23	0.09	0.20	0.05	0.15	Bal.

表 2 7N01 铝合金铸锭的均匀化参数

 Table 2
 Homogenization parameters of 7N01 aluminum alloy ingots

Homogenization	Heating rate/	Holding time at		
treatment	$(^{\circ}\mathbb{C}\cdot h^{-1})$	470 °C/h		
H1	20	24		
H2	50	24		
H3	100	24		
H4	500	24		

后保温 24 h)。主要考虑升温速率的影响,均匀化后样 品出炉水冷,并立即取样进行显微组织观察。对均匀 化处理后的样品在 470 ℃下挤压成厚度为 2 mm 的板 材,从板材上沿挤压方向按国家标准 GB228-2002 切 取标准拉伸样,经时效处理后在 CRIMS 拉伸机上进 行室温力学性能测试,试样平行区标距长 40 mm、宽 10 mm、厚 2 mm,拉伸速率 2 mm/min。

采用 XJP-6A 型光学显微镜(OM)对各种状态的样品进行光学显微组织观察,铸态及均匀化态样品用 keller 试剂腐蚀,时效态样品用 Graff Sargent 试剂腐蚀;用 Philips Sirion200 型扫描电镜(SEM)和 JXA-8230 型电子探针仪(EPMA)观察铸态样品的第二相形貌和成分分布;在 JEOL-2100F 型透射电镜(TEM)下观察析出相的形貌和分布,加速电压为 150 kV,TEM 样品采用双喷电解法制备,电解液配比为 20%HNO₃+80%CH₃OH(体积分数),温度控制在-30℃左右。采用 Image-J 软件统计均匀化后样品中 Al₃Zr 粒子的半径和面积分数以及样品时效后的再结晶分数,每个样品选取至少5个不同的视场进行统计后取平均值。

2 结果与讨论

2.1 合金铸态组织和成分分布

图 1(a)所示为 7N01 铝合金铸态的光学显微组织。 从图 1(a)可以看出,7N01 铝合金铸态组织偏析严重, 晶粒呈典型的树枝晶结构,晶界弯曲且粗大。对铸态 合金进行 SEM 观察,结果如图 1(b)所示。由图 1(b) 可知,铸态合金晶界由断续的白色第二相组成,对其中的 *A* 点进行 EDS 能谱分析,分析结果如表 3 所列。 结果显示白色第二相主要为含 AlFeMnSi 的相,同时 还溶入了少量的 Zn、Mg 元素。



图1 合金铸态的光学显微组织和 SEM 像

Fig. 1 Optical analysis microstructure (a) and SEM image (b) of as-cast alloy

表3 图 1(b)中A 点第二相能谱分析结果

Table 3 EDX analysis results of second phase particles atpoint A in Fig. 1(b) (mole fraction, %)

Al	Fe	Mn	Si	Zn	Mg
87.15	6.73	2.05	1.46	1.15	1.45

对铸态组织的合金元素进行 EPMA 线扫描,结果如图 2 所示。由图 2(b)可见,合金铸锭存在一定程度的枝晶偏析,Zn、Mg 元素在晶界(GB)上不同程度地富集,其含量由晶界向晶内逐渐降低,而Zr 元素的变化趋势相反,富集在晶粒中心区域。这是由于Zn、Mg 元素的溶质分配系数^[14]K<1,在合金凝固过程中,这些元素倾向于在晶界和枝晶边界集中;而溶质分配系数 K>1 的合金元素如Cr、Zr等,倾向于在枝晶网络内富集,造成溶质原子出现偏析。Zr 元素的偏析会对 Al₃Zr 粒子的分布造成影响,因此需要通过均匀化处理来改善组织和成分分布。

2.2 均匀化处理对弥散相分布的影响

图 3 所示为不同均匀化态合金的 TEM 明场像。 由图 3 可见,经均匀化处理后,合金晶粒内析出细小





的球状第二相粒子,结合选区电子衍射结果表明该粒 子为 L12结构的亚稳 Al3Zr 粒子。对不同均匀化态合 金中 Al₃Zr 粒子的 TEM 像进行表格统计并绘制图 形,结果如表4和图4所示。从表4和图4中可以看 出,7N01 铝合金经不同升温速率均匀化处理后,Al₃Zr 粒子的大小、析出密度和分布存在显著差异。在4种 均匀化制度中,经升温速率为 20 ℃/h 的均匀化制度处 理后,合金中析出的 Al₃Zr 粒子密度最高、尺寸最小 月分布均匀。随着均匀化升温速率的提升, Al₂Zr 粒子 的析出密度降低,尺寸逐渐增大。当均匀化升温速率 由 20 ℃/h 增加至 500 ℃/h 时, Al₃Zr 粒子的平均半径 相应地由 10.1 nm 增加到了 25.6 nm, 而析出相密度相 应由 164.1 µm⁻²减小到 10.3 µm⁻², 析出相体积分数和 半径的比值 φ/r 也由 359.1 μm⁻¹ 降低至 75.8 μm⁻¹。由 此可见,采用慢速升温均匀化制度有利于细小弥散 Al₃Zr 粒子的析出,使 Al₃Zr 粒子分布更加均匀; 且当 升温速率小于 100 ℃/h 时, Al₃Zr 粒子的析出和分布 得到明显优化。

从图 2 铸态合金的 EPMA 线扫描结果可知,Zr 元素在合金晶内分布不均匀。在一定温度下,晶粒中 心由于 Zr 元素富集,达到亚稳相的极限固溶体而析出 了弥散 Al₃Zr 粒子,从而偏离晶粒中心的区域,由于



图 3 7N01 铝合金不同均匀化态的 TEM 明场像

Fig. 3 Bright field TEM images of 7N01 aluminum alloy ingot under different homogenization conditions: (a) 20 °C/h; (b) 50 °C/h; (c) 100 °C/h; (d) 500 °C/h

表4 不同均匀化条件下 Al₃Zr 粒子的统计分布

Table 4	Statistic	distribution	of Al ₃ Zr	particles	under	different	: homoge	enization	conditions
---------	-----------	--------------	-----------------------	-----------	-------	-----------	----------	-----------	------------

Homogenization	Heating rate/	Number density/	Mean radius/	Area fraction/0/	(
treatment	$(^{\circ}\mathbf{C}\cdot\mathbf{h}^{-1})$	μm^{-2}	nm	Area fraction/%	(<i>φ</i> · <i>r</i>)/μΠ	
H1	20	154.1	11.5	4.13	359.1	
H2	50	60.2	14.6	4.06	278.1	
H3	100	19.4	17.2	1.71	99.4	
H4	500	10.3	25.6	1.94	75.8	



图 4 均匀化升温速率对 Al_3Zr 粒子半径及 φ/r 值的影响 Fig. 4 Effect of homogenization heating rate on mean radius and φ/r of Al_3Zr dispersoids

Zr 含量低于亚稳相的极限固溶度,故 Al₃Zr 粒子不会 在基体中析出,而需要在较低温度下通过降低亚稳相 的极限固溶度来促进 Al₃Zr 粒子的析出。当均匀化升 温速率较慢时,合金在较低温度停留的时间长,促进 了 Zr 溶度较低区域 Al₃Zr 粒子的析出,因此提高了析 出相的密度。

在均匀化过程中,Al₃Zr 粒子的临界晶核半径与过 冷度成反比^[15]。在温度较低时,Al₃Zr 粒子临界晶核 半径较小,达到临界值的晶胚数较多。当慢速升温均 匀化时,大量晶胚随温度缓慢升高持续长大,故在更 高温度下能够稳定存在。而在快速升温均匀化过程中, 在低温时形成的临界晶核很快溶解,只有少数尺寸较 大的晶核继续长大,因此使得 Al₃Zr 粒子密度降低、 尺寸增大。

此外,根据文献[3],7xxx 系铝合金在低温均匀化

过程中会析出与基体非共格的平衡 η 相, η 相和基体 间的高能相界面为 Al₃Zr 粒子的异质形核提供了有利 位置,降低了 Al₃Zr 粒子形核所需的能量, Al₃Zr 粒子 可在 η 平衡相上形核析出。因此,采用慢速升温的均 匀化制度时, Al₃Zr 粒子将在试样慢速升温过程中析出 的 η 平衡相上非均匀形核析出,从而促进了 Al₃Zr 粒 子的均匀弥散分布。

2.3 弥散相分布对再结晶行为的影响

图 5 所示为不同均匀化态合金经挤压时效处理后 的光学显微组织。从图 5 中可以看出,合金组织基本 为沿挤压方向的长条状纤维组织。由于未发生再结晶 的亚晶组织能量较高,当用 Graff Sargent 试剂腐蚀时 被优先腐蚀而成黑色,而大块再结晶区域因能量较低 不被腐蚀而成白色。对 4 种不同均匀化制度对应的时 效态试样进行再结晶分数统计,结果如表 5 所列。可 以发现,随着均匀化升温速率由 20 ℃/h 增加到 500 ℃/h,合金的再结晶分数由 1.32%逐渐增加到 31.92%, 这一结果同表 4 和图 4 统计的 Al₃Zr 粒子分布情况相 对应,表明慢速升温过程中析出的细小弥散 Al₃Zr 粒 子能有效地阻止再结晶晶界的迁移,抑制再结晶的发 生,且当升温速率小于 100 ℃/h 时,再结晶的抑制效 果更加显著。

弥散相的分布对再结晶行为的阻止作用能从

$$Z = k \left(\frac{\varphi \gamma}{r}\right) \tag{1}$$

式中: Z为 Zener 钉扎力; k为常数; φ为析出粒子的体积分数; y表示粒子钉扎住的晶界界面能; r 为粒子半径。由式(1)可知,弥散析出粒子对晶界的钉扎力与析出相体积分数和半径的比值 φ/r 值成正比。根据图 4 中所统计的 Al₃Zr 粒子分布情况知,不同升温速率均匀化制度中 φ/r 值由大到小的顺序为 20 ℃/h、50 ℃/h、100 ℃/h、500 ℃/h,则 Al₃Zr 粒子对晶界钉扎力也为相同顺序,所以不同均匀化制度对应的再结晶分数由大到小为 500 ℃/h、100 ℃/h、50 ℃/h、20 ℃/h(见表 5)。当采用 20 ℃/h 的均匀化制度时,由于其均匀化升温速率最慢,析出的 Al₃Zr 粒子最为细小弥散,对再结晶的抑制作用最强,因此,其再结晶分数最小(见图 5(a));随着均匀化升温速率的增大,析出的 Al₃Zr 粒子数量减少,尺寸增大,对晶界的钉扎力减小,因此,再结晶分数逐渐增加。

2.4 均匀化处理对力学性能的影响

图 6 所示为不同均匀化态合金的室温拉伸性能。 可以看出,随着均匀化升温速率的提高,合金的抗拉 强度、屈服强度呈下降趋势,而伸长率变化趋势与强





Fig. 5 Optical micrographs of 7N01 aluminum alloy after aging treatment and different homogenization treatments: (a) 20 °C/h; (b) 50 °C/h; (c) 100 °C/h; (d) 500 °C/h

第24卷第9期

表5 不同均匀化条件下 7N01 铝合金的再结晶分数

Table 5Measured area fraction of recrystallized grains of7N01aluminumalloyunderunderdifferenthomogenizationconditions

Homogenization	Heating rate/	Recrystallized		
Treatment	$(^{\circ}\mathbf{C}\cdot\mathbf{h}^{-1})$	fraction/%		
H1	20	1.32		
H2	50	5.74		
Н3	100	12.35		
H4	500	31.92		



图 6 在不同均匀化条件下 7N01 铝合金的室温拉伸性能 Fig. 6 Tensile properties of 7N01 aluminum alloy under different homogenization conditions at room temperature

度相反。且当均匀化升温速率小于100℃/h时,合金的强度明显提高,采用升温速率为20℃/h的均匀化制度具有最高的强度,其抗拉强度和屈服强度分别为394.4和362.8 MPa,而当均匀化升温速率增加至500℃/h时,合金的抗拉强度和屈服强度最低,伸长率最高。表明慢速升温的均匀化制度能够有效地提高材料的强度;采用升温速率小于100℃/h的均匀化制度, 合金可以获得较好的综合力学性能。

合金的力学性能与其再结晶行为密切相关。在 7xxx 系铝合金中,往往希望得到更多未发生再结晶的 组织,因为再结晶组织会使材料的强度及断裂韧性严 重恶化^[17]。

从形变强化的角度考虑,合金变形后保留的纤维 状组织和细小的晶粒可使合金获得较高的强度和较好 的韧性^[18],而粗大的再结晶组织使合金的强度和韧性 都有所降低。且再结晶发生过程中,变形产生的大量 位错逐渐消失,导致加工硬化大量消除,强度降低。 另一方面,呈等轴状的再结晶晶粒较纤维组织的变形 协调性更好,位错密度的增加能被更多滑移系的启动 抵消,所以再结晶分数高的合金具有较优的塑性。从 上述结果可知,在慢速升温均匀化过程中析出的细小 弥散的 Al₃Zr 粒子对再结晶行为起到抑制作用,降低 了合金的再结晶分数。因此,随着均匀化升温速率的 降低,合金的强度得到提高,而伸长率稍有降低。

3 结论

1) 均匀化制度显著影响 Al₃Zr 粒子的析出行为, 采用慢速升温的均匀化制度有利于细小弥散 Al₃Zr 粒 子的析出,使 Al₃Zr 粒子分布均匀。随着均匀化升温 速率的增大, Al₃Zr 粒子的析出密度降低,尺寸逐渐增 大。

2) 细小弥散的 Al₃Zr 粒子能有效地阻止再结晶晶 界的迁移,抑制再结晶的发生。随着均匀化升温速率 由 500 ℃/h 降低到 20 ℃/h,析出的 Al₃Zr 粒子数量增 加,尺寸减小,析出相体积分数和半径的比值 φ/r 由 75.8 μm⁻¹增大到 359.1 μm⁻¹,使得 Al₃Zr 粒子对晶界 的钉扎力增大,因此合金的再结晶分数相应由 31.92% 逐渐降低到 1.32%,而保留下来的大量位错和未再结 晶组织提高了合金时效态的综合力学性能。

3) 当均匀化升温速率小于 100 ℃/h 时, Al₃Zr 粒 子的析出和分布得到明显优化,对再结晶的抑制效果 更加显著,合金的强度得到明显提高。采用升温速率 为 20℃/h 的均匀化制度具有最好的综合力学性能,其 抗拉强度和屈服强度分别达到 394.4 和 362.8 MPa。

REFERENCES

- HEINZ A, HASZLER A, KEIDEL C, MOLDENHAUER S, BENEDICTUS R, MILLER W S. Recent development in aluminum alloys for aerospace applications[J]. Materials Science and Engineering A, 2000, 280(1): 102–107.
- [2] ENGDAHL T, HANSEN V, WARREN P J, STILLER K. Investigation of fine scale precipitates in Al-Zn-Mg alloys after various heat treatments[J]. Materials Science and Engineering A, 2002, 327(1): 59–64.
- [3] ROBSON J D, PRANGNELL P B. Dispersoid precipitation and process modelling in zirconium containing commercial aluminum alloys[J]. Acta Materialia, 2001, 49(4): 599–613.
- [4] ROBSON J D. Optimizing the homogenization of zirconium containing commercial aluminum alloys using a novel process model[J]. Materials Science and Engineering A, 2002, 338(1/2): 219–229.
- [5] EIVANI A R, AHMED H, ZHOU J, DUSZCZYK J. Correlation between electrical resistivity, particle dissolution, precipitation

- [6] MATSUDA F, NAKATA K, ARAI K, TSUKAMOTO K. Comparison of weld crack susceptibility of recent aluminum alloys[J]. Transactions of JWRI, 1981, 10(1): 71–79.
- [7] NAKATA K, MIYAGAGA Y, MATSUDA F, TSUKAMOTO K, ARAI K. New Al-7%Mg welding electrode for crackless welding of Al-Zn-Mg (7N01) high strength aluminum alloy (Report I) — Investigation on weld solidification crack susceptibility[J]. Transactions of JWRI, 1980, 9(2): 63–74.
- [8] MATSUDA F, NAKATA K, MIYAGAGA Y, TSUKAMOTO K, ARAI K. Effect of additional element on weld solidification crack susceptibility of Al-Zn-Mg alloy (Report I)[J]. Transactions of JWRI, 1983, 12(1): 81–87.
- [9] ENJO T, KURODA T. Stress corrosion cracking in welds of Al-Zn-Mg system 7N01-T4 alloy[J]. Transactions of JWRI, 1980, 9(2): 47-54.
- [10] LIU Xue-song, ZHANG Liang, WANG Lin-sen, WU Shuang-hui, FANG Hong-yuan. Fatigue behavior and life prediction of A7N01 aluminum alloy welded joint[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2012, 22(12): 2930–2936.
- [11] 闫德俊,刘雪松,方洪渊,赵华生,彭爱林,杨建国,张 健. 高速列车用高强铝合金焊接接头疲劳裂纹的扩展特性[J].中 国有色金属学报,2012,22(12):3313-3319. YAN De-jun, LIU Xue-song, FANG Hong-yuan, ZHAO

Hua-sheng, PENG Ai-lin, YANG Jian-guo, ZHANG Jian. Fatigue crack propagation characteristics of high strength aluminum alloy welded joint used by high speed train[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2012, 22(12): 3313-3319.

- [12] 王林森. Al-Zn-Mg 合金焊接接头疲劳裂纹萌生特性研究[D]. 哈尔滨:哈尔滨工业大学, 2011: 8-9.
 WANG Lin-sen. Fatigue crack initiation of Al-Zn-Mg alloy welding joint[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2011: 8-9.
- [13] 宋 涛, 高家诚, 乔丽英, 高安江. 7N01 铝合金 120 ℃单级时 效的组织和性能[J]. 材料热处理学报, 2011, 32(7): 104-109. SONG Tao, GAO Jia-cheng, QIAO Li-ying, GAO An-jiang. Microstructure and properties of 7N01 aluminum alloy after single-aging at 120 ℃[J]. Transactions of Materials and Heat Treatment, 2011, 32(7): 104-109.
- [14] SCHAFFER G B, HUO S H, DRENNAN J, AUCHTERLONIE G J. The effect of trace elements on the sintering of an Al-Zn-Mg-Cu alloy[J]. Acta Materialia, 2001, 49(14): 2671–2678.
- [15] GRONG Ø, MYHR O R. Additivity and isokinetic behaviour in relation to diffusion controlled growth[J]. Acta Materialia, 2000, 48(2): 445–452.
- [16] DOHERTY R D. Role of interfaces in kinetics of internal shape changes[J]. Metal Science, 1982, 16(1): 1–14.
- [17] ZHANG Xin-ming, LIU Wen-hui, TANG Jian-guo, LIU Sheng-dan. Micromechanical model for competition between intergranular and intragranular fracture in 7xxx aluminum alloys[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2006, 16(S3): s1219–s1223.
- [18] HU H E, ZHEN L, YANG L, SHAO W Z, ZHANG B Y. Deformation behavior and microstructure evolution of 7050 aluminum alloy during high temperature deformation[J]. Materials Science and Engineering A, 2008, 488(1/2): 64–71.

(编辑 陈卫萍)