

异质形核,参考 Al-Mg-Sb 三元相图^[5],在 656 ℃时,有 $L \leftrightarrow \alpha\text{-Al} + \beta\text{-Mg}_3\text{Sb}_2 + \text{AlSb}$ 。而研究发现,大多数用于生产的 Al-Si 合金中都含有少量的 P,会与 Al 反应形成高熔点(1 600 ℃)的化合物 AlP,该化合物与 Si 均为金刚石型点阵晶体结构,且晶格常数很接近(AlP 为 0.545 nm, Si 为 0.542 nm),因此 AlP 能作为 Si 相的异质核心促进其形核生长^[6]。

也有研究认为,加入 Sb 后会减少共晶核心 AlP, BERCOVICI S^[7]发现,当 P、Sb 同时存在时,P 会包含在 AlSb 内。有研究者认为 AlSb 与 AlP 反应会溶解 AlP,从而减少共晶核心,是变质的原因^[8]。HANSEN S^[8]认为 AlSb 与 AlP 的晶格失配度很小,所以 AlSb 可在 AlP 上形核,从而减少共晶核心 AlP; Mg_3Sb_2 会与 AlP 反应,或在 AlP 上外延生长,都可能减少共晶核心 AlP。曾耀华等^[9]对 Sb 变质的 A356 合金液淬组织进行观察,发现变质效果最佳的合金中具有极低的共晶形核率。

还有研究认为,加入 Sb 能提高共晶 Si 的形核率。亓效刚等^[10]认为 Sb 与合金中 Al 与 Mg 反应生成的 Mg_3Sb_2 和 AlSb 能作为异质形核的核心提高形核率,从而细化共晶 Si。外来质点能否作为异质形核基底可用错配度 δ 作为衡量标准, $\delta < 12\%$ 时可以作为异质形核基底^[11]:

$$\delta = \frac{|\alpha_c - \alpha_N|}{\alpha_N} \quad (1)$$

式中, α_c 为异质形核质点的原子间距; α_N 为共晶 Si 晶核的原子间距。

经计算, Mg_3Sb_2 和 AlSb 与共晶 Si 之间的错配度均大于 12%,见表 4,因此这两种化合物在冷却过程中很难成为异质形核的有效质点。对比图 4 可知,加入 0~0.3% 的 Sb 会使合金共晶形核温度下降,因此可以认为 Sb 会降低熔体中的共晶核心,减少异质形核,使共晶 Si 在较大的过冷度下快速生长,从而达到细化效果。

表 4 共晶 Si 与 Sb 化合物结构参数及错配度^[4]
Tab.4 Structural parameters and disregistry of eutectic Si and Sb compounds

化合物/相	晶体结构	晶格常数/nm	$\delta/\%$
Si	金刚石型	0.543 1	—
AlSb	闪锌矿型	0.613 6	13.0
$\alpha\text{-Mg}_3\text{Sb}_2$	La_2O_3 型	0.458 2/0.724 4	15.6

2.3.2 影响 Si 相生长

TSUMURA Y^[12]研究 Sb 对共晶 Si 的细化机制,认为 Sb 会降低 Si 在固液界面上的扩散速度,抑制共晶 Si 生长,从而细化共晶 Si。YANEVA S B 等^[13]认为熔体中存在的 AlSb 分子吸附在共晶 Si 表面,阻碍共晶 Si 生长,从而细化共晶 Si。刘志虎等^[14]在 Sb 变质的铸件

中观察到纯 Sb 质点,认为 Sb 质点会抑制共晶 Si 的横向生长,从而细化共晶 Si。杂质诱导孪晶(IIT)学说^[15]表明某些变质元素会吸附在 Si 晶体的台阶处或凹陷处,改变共晶 Si 生长方向从而诱发孪晶。由于 Sb 与 Si 的原子直径比为 1.24,低于杂质诱导孪晶(IIT)的临界值 1.65,因此该理论并不适用于 Sb 变质。

KHAN S 等^[16]和 YANEVA S B 等^[13]检测到 Sb 在 Si 固液界面富集。Sb 在 Al 和 Si 中分配系数分别为 0.01~0.09 和 0.02,远小于 1,因此在合金凝固时 Sb 会在固液界面前沿聚集造成成分过冷,从而使 Si 相快速生长,在较高的生长速率下得到细化。

3 结 论

(1)加入 0~0.3% 的 Sb 能使 ZL115 合金铸态组织中共晶 Si 细化,力学性能上升,并使共晶生长温度 T_{eg} 下降,变质前后 ΔT_{eg} 在 3.6~8.3 ℃ 范围内,与变质效果有较好的对应关系,在 Sb 加入量达到 0.3% 时合金细化效果最好。加入更多的 Sb 会使合金发生过变质,共晶 Si 重新长大,合金中出现长针状化合物 Mg_3Sb_2 。

(2)含 Sb 的 ZL115 合金保温时间从 30~120 min, ΔT_{eg} 有所增加,力学性能提升明显,共晶 Si 面积减小,主要在长度上缩短,但保温时间过长会导致熔体中生成更多的 Mg_3Sb_2 化合物,降低力学性能,最佳保温时间为 60~90 min。

(3)Sb 变质的 ZL115 合金会生成 Mg_3Sb_2 相,该化合物会毒化 AlP 基底,降低异质形核率;Sb 会在固液界面富集造成成分过冷,使 Si 相在较大的过冷度下快速生长并得到细化。

参 考 文 献

[1] 郭君. ZL115 合金固溶处理工艺对显微组织的影响[J]. 企业技术开发, 2014, 33(16): 79-81.
[2] 刘徽平, 温峰生, 魏梅红. 国内耐蚀铸铝合金的发展[J]. 江西有色金属, 2006, 20(1): 44-49.
[3] 连峰, 李廷举, 胡国兵. 静磁场对 Al-Si 合金 Na 变质处理的影响[J]. 特种铸造及有色合金, 2005, 25(5): 306-308.
[4] 吕孟杰. 亚共晶 Al-Si 合金锑变质效果的热分析技术研究[D]. 武汉: 华中科技大学, 2017.
[5] RAGHAVAN V. Al-Mg-Sb(Aluminum-magnesium-antimony)[J]. Journal of Phase Equilibria and Diffusion, 2011, 32(5): 462-464.
[6] 吴树森, 万里, 安萍. 铝、镁合金熔炼与成形加工技术[M]. 北京: 机械工业出版社, 2012.
[7] BERCOVICI S. Investigation of the solidification structure and properties of cast aluminum silicon alloys[J]. Giesserei, 1980, 67(1): 522-532.
[8] HANSENS. Antimony Modification of Aluminum-Silicon Alloys [D]. US: University of Wisconsin-Madison, 2000.
[9] 曾耀华, 陈宗宁, 康慧君, 等. Sb 对 A356 合金组织和力学性能的影响及变质机理[J]. 特种铸造及有色合金, 2017, 37(10): 1 139-1 142.
[10] 亓效刚, 陈俊华, 江旭彪. 锑变质共晶 Si 的异质形核[J]. 特种铸造及有色合金, 2000(1): 13-15.

分步变形条件对 2060 铝锂合金超塑性的影响

于以标^{1,2} 陈乐平^{1,2} 徐 勇^{1,2} 袁源平¹ 方森鹏¹

(1.南昌航空大学航空制造工程学院; 2.南昌航空大学轻合金加工科学与技术国防重点学科实验室)

摘 要 采用 Sans CMT4104 型拉伸试验机对 2060 铝锂合金进行分步超塑性拉伸试验,研究该合金在变形温度为 425~500 °C 和预应变量为 10%~30% 条件下的超塑性和显微组织演变。结果表明,分步拉伸试样的伸长率随着温度的升高而上升,随着预应变量的增加先上升后下降,450~500 °C 内其伸长率均大于单步拉伸试样。在变形温度为 500 °C、预应变量为 20% 条件下合金超塑性最佳,伸长率达到 211%。分步拉伸时的间隙保温导致流变应力下降,下降程度随着预应变量的增加而变大,随着温度的升高先变大后减小;第二步拉伸时的峰值应力较单步拉伸的峰值应力明显减小。显微组织观察发现,合金在 425 °C 时出现大量弥散相,在 450 °C 时弥散相溶于基体中,晶界局部呈锯齿状,475~500 °C 时基体中出现三角状第二相,存在较多动态再结晶晶粒。

关键词 分步超塑性;铝锂合金;显微组织

中图分类号 TG146.21;TG113.25+3

文献标志码 A

DOI:10.15980/j.tzzz.2022.03.018

开放科学(资源服务)标识码(OSID):



Effects of Multi-step Deformation Conditions on Superplasticity of 2060 Al-Li Alloy

Yu Yibiao^{1,2}, Chen Leping^{1,2}, Xu Yong^{1,2}, Yuan Yuanping¹, Fang Senpeng¹

(1.School of Aeronautical Manufacturing Engineering, Nanchang Hangkong University; 2.National Defense Key Discipline Laboratory of Light Alloy Processing Science and Technology, Nanchang Hangkong University)

Abstract: The multi-step superplasticity tests of 2060 Al-Li alloy were carried out by using SANS CMT4104 tensile testing machine. The microstructure evolution and superplasticity properties of 2060 Al-Li alloy were investigated at deformation temperature of 425~500 °C and prestrain of 10% to 30%. The results indicate that the elongation of the multi-step tensile specimen is increased with the increase of temperature, and increased firstly and then decreased with the increase of prestrain, which is greater than that of the single-step tensile specimen in the range of 450~500 °C. The superplasticity is desirable when the deformation temperature is 500 °C and the prestrain is 20%, and the elongation reaches 211%. The interstitial insulation during multi-step tensile process leads to the decrease of flow stress, of which the degree is increased with the increase of the prestrain, and increased firstly and decreased with the increase of temperature. The peak stress at the second step tensile process is decreased significantly compared to that at single-step tensile process. The microstructure of the alloy reveals that a large number of dispersive phases appear at 425 °C, and then dissolved into the matrix at 450 °C with zigzag-shaped grain boundary. During 475 °C to 500 °C, the triangular second phase emerges in the matrix with a large number of dynamic recrystallized grains.

Key Words: Multi-step Superplasticity, Al-Li Alloy, Microstructure

收稿日期:2021-07-01;**修改稿收到日期:**2021-09-07

基金项目:航空科学基金资助项目(2019ZE056009);江西省重点研发计划资助项目(20202BBEL53012);轻合金加工科学与技术国防重点学科实验室开放基金资助项目(EG201903175)

第一作者简介:于以标,男,1995 年出生,硕士研究生,南昌(330063),E-mail:1083423594@qq.com

通信作者:徐勇,男,1978 年出生,副教授,南昌(330063),E-mail:xuyong@nchu.edu.cn

引用格式:于以标,陈乐平,徐勇,等.分步变形条件对 2060 铝锂合金超塑性的影响[J].特种铸造及有色合金,2022,42(3):366-370.

YU Y B, CHEN L P, XU Y, et al. Effects of multi-step deformation conditions on superplasticity of 2060 Al-Li alloy[J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2022, 42(3):366-370.

[11] 胡汉起.金属凝固原理[M].北京:机械工业出版社,2000.

[12] TSUMURA Y. Eutectic structure and mechanical properties of hypoeutectic aluminum-silicon-alloys[J]. Revue de l'Aluminium, 1979, 490(1): 499-510.

[13] YANEVA S B, STOJANOVA L, STOICHEV N, et al. On the mechanism of Al-Si alloy structure modification by metal antimony[J]. Crystal Research and Technology, 1988, 23(1): 475-480.

[14] 刘志虎,周亚军,李岗.铈在 Al-Si 合金中变质机理分析[J].铸造

技术,2006,27(8):845-846.

[15] LU S Z, HELLAWELL A. The mechanism of silicon modification in aluminum-silicon alloys; Impurity induced twinning[J]. Metallurgical Transactions, 1987, A18(10): 1721-1733.

[16] KHAN S, ELLIOTT R. Effect of antimony on the growth kinetics of aluminum-silicon eutectic alloys[J]. Mater. Sci., 1994, 29(2): 736-741.

(编辑:栗万仲)

2060 铝锂合金是一种轻质的结构材料,具有比强度高、密度小、弹性模量高和耐腐蚀性好等特点^[1~3],主要用于制造飞机的蒙皮,替代传统的 7xxx 系、2xxx 系铝合金^[4,5]。因为优异的减重效果和良好的力学性能,被广泛应用于航空航天领域。

对于新型材料,研究不同温度、应变速率下的塑性变形行为对优化材料热加工参数非常必要。国内外对 Al-Li 合金的热变形行为开展了深入研究。ZHENG X W 等^[6]采用恒应变速率法拉伸 2060 铝锂合金,发现常温条件下合金的伸长率仅为 15.35%,而在 500 ℃ 时合金的伸长率达到 78.5%。叶凌英等^[7]对 2050 铝锂合金的超塑性研究,发现采用预变形处理后,其平均晶粒尺寸由 10.7 μm 降至 8.6 μm,合金的伸长率可达 470%。李红萍等^[8]针对 5A90 铝锂合金的超塑性变形行为,研究了应变对晶粒和空洞的影响,发现晶粒和空洞的尺寸随应变量的上升而增加。对于分步热成形行为的研究,袁大庆等^[9]在恒应变速率法的基础上引入了分步成形的步骤,用于研究变形温度、预应变量、应变速率、间隙保温时长等条件对 TC4 钛合金超塑性的影响。关于 2060 铝锂合金的超塑性研究较少,而分步控制的超塑性研究更是未见报道。因此,本课题研究了 2060 铝锂合金的分步超塑性行为,即变形温度为 425~500 ℃ 和预应变量为 10%~30% 条件对合金的超塑性和显微组织的影响,为复杂航空结构件的加工成形提供参考。

1 试验材料和方法

试验材料为轧制态 2060 铝锂合金板材,其化学成分见表 1。拉伸试样的长度方向与轧制方向一致,标距为 10 mm,见图 1。试样原始组织见图 2, α 相呈纤维状,晶界处存在许多细小弥散相。

表 1 试验用 2060 铝锂合金的化学成分

Tab.1 Chemical composition of test 2060 Al-Li alloy %							
w_B							
Cu	Li	Mg	Mn	Zn	Zr	Ag	Al
3.0~3.8	0.6~1.2	0.6~0.9	0.3~0.5	0.2~0.5	0.1~0.3	0.1~0.3	余量

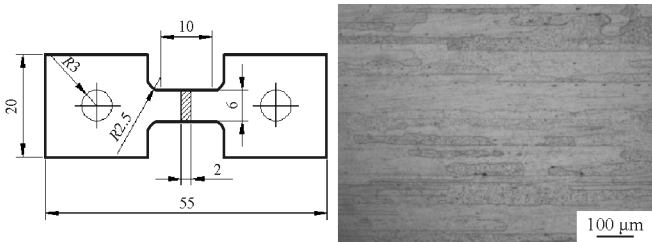


图 1 拉伸试样尺寸 Fig.1 Dimension of the tensile specimen

图 2 2060 铝锂合金初始显微组织 Fig.2 Initial microstructure of 2060 Al-Li alloy

分步超塑性拉伸在 CMT4104 电子万能拉伸试验

机上进行;首先,当炉温分别达到 425、450、475、500 ℃ 时放入试样,先保温 10 min 让试样受热均匀,在应变速率为 0.01 s⁻¹条件下拉伸至不同预应变量 10%、20%、30%,卸载后保温 8 min;然后,按相同条件重新加载拉伸直至断裂,随后迅速水冷。分步超塑性拉伸试验流程见图 3。为对比分析,开展了相同应变速率和变形温度下的单步拉伸试验。采用 SU1510 型扫描电镜和 XJR-6A 光学显微镜观察试样的断口形貌与显微组织。

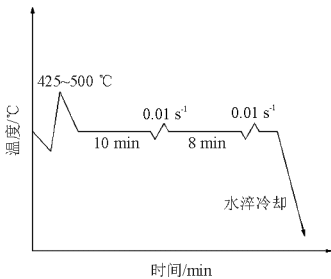


图 3 分步超塑性拉伸试验流程

Fig.3 Flow chart of multi-step superplastic tensile test

2 试验结果与分析

2.1 2060 铝锂合金真应力-真应变曲线

图 4 为 2060 铝锂合金在不同条件下的真应力-真应变曲线。可以看出,合金在高温条件下的真应力-真应变曲线整体相似。单步拉伸曲线主要有 3 个阶段:初期阶段合金的流变应力快速上升,随后上升趋势逐渐减缓;中期阶段合金的流变应力上升缓慢,达到最大值后缓慢下降;后期阶段合金的流变应力开始迅速下降直至拉断。这是因为,初始阶段合金的变形会产生加工硬化现象,使合金中的位错密度迅速上升,变形阻力加大进而提高合金的流变应力;流变应力增速变缓的原因是,合金的变形能在高温条件下促进动态回复和动态再结晶的产生,有利于合金螺型位错的交滑移和刃型位错的攀移,从而减弱加工硬化效果^[10];中期阶段合金的流变应力趋于稳定,说明材料的动态软化效果与加工硬化效果达到动态平衡^[11]。

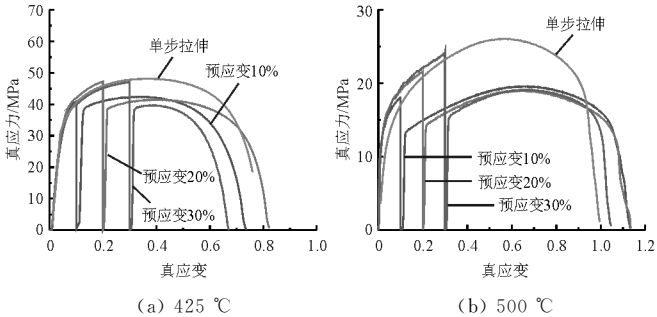


图 4 2060 铝锂合金在不同条件下的真应力-真应变曲线 Fig.4 The true stress-strain curves of 2060 Al-Li alloy under different conditions

分步拉伸时,真应力-真应变曲线在间隙保温前后出现明显的流动软化。这是因为分步拉伸的间隙保温过程中不稳定的高能态朝稳态转变并释放能量有利于静态回复和静态再结晶行为的发生^[9,10],起到消除合金加工硬化的效果,对合金产生软化作用。通过间隙保温前后的流变应力下降程度可以用来对比分步变形条件对分步拉伸流变应力的影响,其流变应力差值 $\Delta\sigma$ 见表 2。当变形温度为 425 °C 时,随着预应变量的增加,合金的流变应力差值 $\Delta\sigma$ 分别为 2.1、8.7、10.2 MPa。这是因为,预应变量的增加有利于位错密度的增加及变形的逐步提升,使显微组织演变的驱动力逐渐增强,导致静态回复与静态再结晶也会随之增强^[11]。当预应变量为 30% 时,随着变形温度的升高,合金的流变应力差值 $\Delta\sigma$ 先增大后减小,分别为 10.2、12、12.4 和 8.8 MPa。王冠等^[10]研究表明,变形温度的上升使晶界的迁移率和晶粒长大速率随之增加,有利于静态回复与静态再结晶行为的发生,但材料储备的畸变能有限,继续升高温度导致静态回复与静态再结晶组织的长大,其软化效果将削弱。由表 2 可知,在 425 °C,10% 条件下合金的流变应力差值最小,为 $\Delta\sigma=2.1$ MPa,是间隙保温前流变应力值的 5.1%。在 475 °C,30% 条件下合金的流变应力差值最大,为 $\Delta\sigma=12.4$ MPa,是间隙保温前流变应力值的 37.9%,可以看出分步变形条件对 2060 铝锂合金的软化效果显著。

表 2 2060 铝锂合金间隙保温前后的流变应力差值

Tab.2 The flow stress difference before and after the interstitial solution

温度/°C	$\Delta\sigma$ /MPa		
	10%	20%	30%
425	2.1	8.7	10.2
450	3.9	9.1	12.0
475	9.8	10.0	12.4
500	4.6	6.9	8.8

2.2 2060 铝锂合金显微组织

图 5 为 2060 铝锂合金预应变量为 20% 时在不同温度分步拉伸变形后的金相组织。可以看出,变形温度为 425 °C 时, α 相还处于纤维状,内部存在大量弥散相,与原始组织比晶粒宽度变小。变形温度为 450 °C 时,由图 5b 可知, α 相中的弥散相变少,其局部晶界由平滑转变成锯齿状,晶界弓出形核产生少量的细小晶粒。说明 450 °C 时合金发生了动态再结晶,一部分原因是温度升高促进了动态再结晶的形核,另外部分原因是弥散相在溶于基体后钉扎效果减弱,生成动态再结晶的阻力变小^[12]。在温度为 475~500 °C 时,由图 5c 和图 5d 观察到许多动态再结晶晶粒, α 相的晶界已经模糊变浅,弥散相分布稀疏,同时出现三角状第二相,说明较高温度下弥散相会逐渐减少进而促进三角状第二相的形成,对此 KIM J D 等^[13]也有类似发现,其对 Al-2.0Li-2.8Cu-0.5Mg-0.13Cr 合金的研究表明,预拉伸处理后 S' 相的

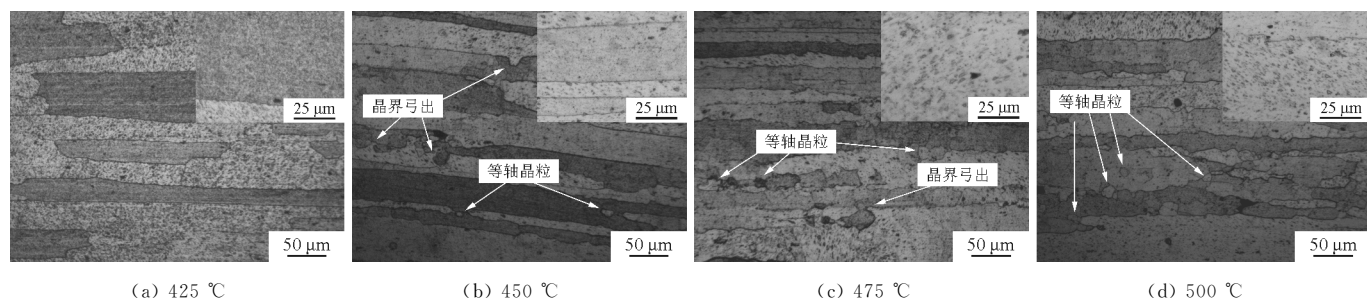


图 5 2060 铝锂合金当预应变量为 20% 时在不同温度分步拉伸变形后的金相组织

Fig.5 Metallographic structure of 2060 Al-Li alloy after multi-step tensile deformation at different temperatures with 20% prestrain 消耗,促进了 T_1 相形核。此外,尺寸较大的第二相周围会形成强变形区有利于再结晶形核,所以,在 475~500

°C 时合金的动态结晶晶粒明显增多^[14]。

图 6 为 2060 铝锂合金在变形温度为 500 °C、不同

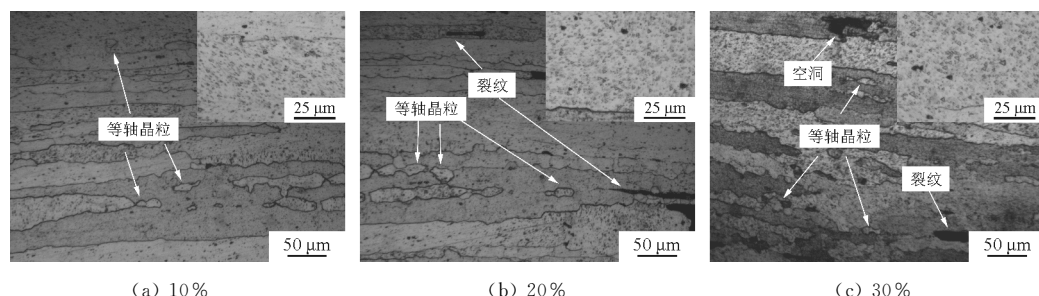


图 6 2060 铝锂合金当变形温度为 500 °C 时在不同预应变变量分步拉伸变形后的金相组织

Fig.6 Metallographic structure of 2060 Al-Li alloy after multi-step tensile deformation with different prestressing variables at deformation temperature of 500 °C

预应变量分步拉伸变形后的金相组织。可以看出,不同预应变量下合金均观察到动态再结晶与三角状第二相的存在。随着预应变量增加,合金的动态再结晶更充分,第二相的尺寸增大,数量增加。这是因为增大预应变量使合金内部位错和空位等缺陷变多,一方面降低了动态再结晶的变形抗力,导致形核所需激活能变少,进而促进动态再结晶的发生^[15];另一方面产生的晶体缺陷处更容易析出第二相,有利于三角状第二相的生成^[16],但三角状第二相在晶界与晶内析出,会抑制位错的滑移,降低合金的塑性。由图 6b 和图 6c 还可以观察到,合金出现裂纹与空洞的尺寸随着预变量增加而变大,裂纹与空洞会降低合金的塑性^[17]。这是因为预应变量增大,使基体内晶体缺陷数量增加,而这些晶体缺陷正是裂纹萌生和空洞容易析出的位置^[18,19]。

2.3 断口形貌

图 7 为 2060 铝锂合金在不同条件下的试样断口形貌。由图 7a 和图 7b 可知,断口有颈缩现象,在右侧存在剪切唇,其放大区域观察到细长的撕裂棱。由图 7c 和图 7d 可知,断口左侧光亮平整,右侧存在明显的孔洞缺陷,其放大区域观察到解理台阶以及第二相颗粒存在于孔洞中。由图 7e 和图 7f 可知,断口有颈缩现象和较

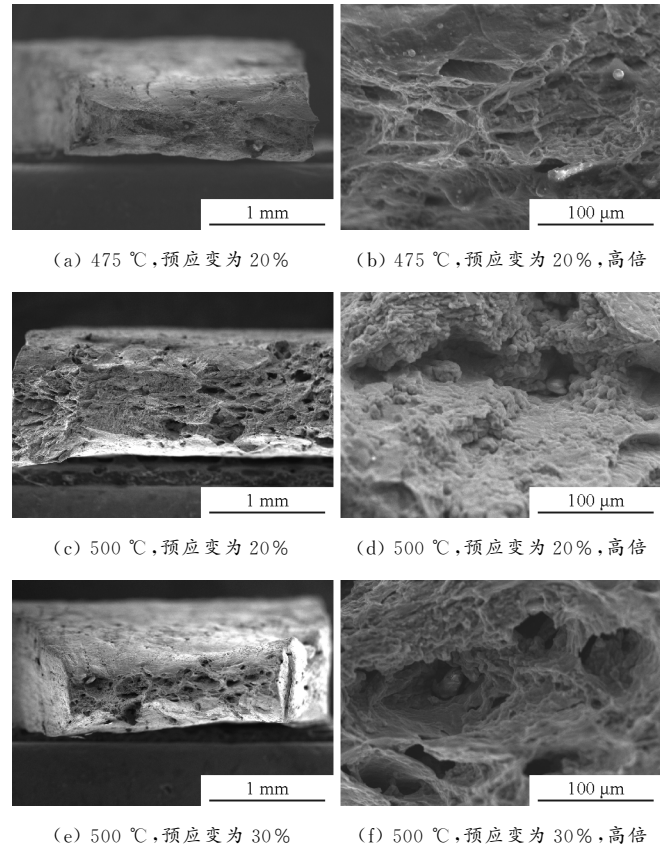


图 7 2060 铝锂合金在不同条件下的试样断口形貌

Fig.7 The fracture morphology of 2060 Al-Li alloy under different conditions

大的孔洞缺陷,其放大区域观察到少量的撕裂棱以及同样存在于孔洞中的第二相颗粒。

2.4 伸长率

图 8 为 2060 铝锂合金在不同条件下的伸长率。可以看出,分步拉伸试样的伸长率在 450~500 °C 范围内均大于单步拉伸试样。这是因为升高温度可以为合金在分步拉伸过程中提供更多静态回复和静态再结晶的驱动力,有利于静态回复和静态再结晶充分进行^[12]。2060 铝锂合金分步拉伸试样的伸长率随着变形温度的升高而上升,随预应变量的增加先上升后下降。在温度为 425 °C 和预应变量为 30% 时最小仅为 109%,在温度为 500 °C 和预应变量为 20% 时最大达到 211%。分步拉伸试样的伸长率曲线在 425~475 °C 时提升较快,在 475~500 °C 时提升缓慢。在 425~475 °C 时由动态再结晶生成的细小晶粒改善了合金的力学性能,而弥散相的减少同样有利于合金的变形导致流动阻力变小,两者效果叠加使得塑性提高明显^[20]。在 475~500 °C 时温度继续上升只是让动态再结晶晶粒的尺寸长大,使得塑性变化不明显。由图 8 还观察到,分步拉伸温度在 475~500 °C 时,预应变量为 10%、20% 的伸长率接近,但和预应变量为 30% 的伸长率相差较大。这是因为高温条件下随着预应变量的增加不仅促进动态再结晶的进行,导致合金的性能得到改善,同时也有利于三角状第二相的生成导致变形阻力增大以及空洞和裂纹等缺陷的生成,使合金的塑性降低,且后者的效果占主导^[21]。所以预应变量为 30% 时,材料容易萌生裂纹和产生大量空洞(见图 7e),导致合金的伸长率较差。

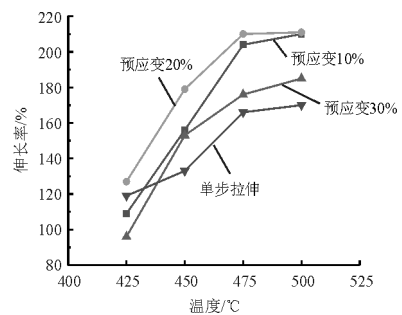


图 8 2060 铝锂合金在不同条件下的伸长率

Fig.8 Elongation of 2060 Al-Li alloy under different conditions

3 结 论

(1)采用分步拉伸,2060 铝锂合金的伸长率随着温度的升高而上升,随着预应变量的增加先上升后下降,450~500 °C 内,伸长率均大于单步拉伸试样;变形温度为 425~500 °C 和预应变量为 10%~30% 时,2060 铝锂合金呈现良好的超塑性,在 500 °C,20% 条件下最佳,伸长率达到 211%。

(2)分步拉伸对 2060 铝锂合金变形产生软化作用,间隙保温导致流变应力下降,下降程度随着预应变量的增加而变大,随着温度的升高先变大后减小,在 475 °C, 30%条件下最大,为 12.4 MPa;第二步拉伸时的峰值应力较单步拉伸的峰值应力明显减小。

(3)2060 铝锂合金在分步拉伸变形时,随着变形温度升高,弥散相逐渐溶于基体,平直的晶界因弓出而形成动态再结晶晶粒,在 475~500 °C时基体中出现三角状第二相, α 相晶界模糊变浅,存在较多动态再结晶晶粒。

参考文献

- [1] 吴秀亮,刘铭,臧金鑫,等.铝锂合金研究进展和航空航天应用[J].材料导报,2016,30(S2):571-578.
- [2] MORE A M, KALSAR R, SHIVASHSNKAR P, et al. Incremental forming of the Al-Li alloy AA2195: Role of texture and microstructure[J]. JOM, 2020, 72(4): 1 647-1 655.
- [3] 耿桂宏,陆有军,沈宏芳.真空微重力熔炼高锂含量铝锂合金[J].特种铸造及有色合金,2006,26(11):750-752.
- [4] 翟彩华,冯朝辉,柴丽华,等.铝锂合金的发展及一种新型铝锂合金 X2A66[J].材料科学与工程学报,2015,33(2):302-306.
- [5] 徐雪峰,王高潮,夏春林.诱发钛合金塑性增强的分步超塑性成形法[J].稀有金属材料与工程,2012,41(3):527-30.
- [6] ZHENG X W, LUO P, CHU Z H, et al. Plastic flow behavior and microstructure characteristics of light-weight 2060 Al-Li alloy[J]. Materials Science & Engineering, 2018, A736: 465-471.
- [7] 叶凌英,孙泉,李红萍,等.预变形对 2050 铝锂合金晶粒细化及超塑性的影响[J].材料工程,2019,47(12):92-97.
- [8] 李红萍,杨栋,孙泉,等.5A90 铝锂合金超塑变形的局部应变及其对组织演变的影响[J].铝加工,2020(5):14-19.
- [9] 袁大庆,董洪波,徐远刚.分步变形条件对 TC4-DT 合金超塑性的影响[J].特种铸造及有色合金,2017,37(3):344-348.
- [10] 王冠,田昌龄,寇琳媛,等.6063 铝合金双道次热变形微观组织演变[J].金属热处理,2020,45(5):23-28.
- [11] 王明主. TB8 合金的超塑性行为及两段超塑性研究[D].南昌:南昌航空大学,2016.
- [12] 杨胜利,沈健,蒋鹏,等.热处理制度对新型 Al-Cu-Li 合金组织与性能的影响[J].中国有色金属学报,2018,28(6):1 111-1 119.
- [13] KIM J D, PARK J K. Effect of stretching on the precipitation kinetics of an Al-2.0Li-2.8Cu-0.5Mg(-0.13Zr) alloy[J]. Metallurgical Transactions, 1993, A24(12): 2 613-2 621.
- [14] MUNOZ-MORRIS M A, GUTIERREZ-URRUTIA I, CALDERON N, et al. Refinement of precipitates and deformation substructure in an Al-Cu-Li alloy during heavy rolling at elevated temperatures[J]. Materials Science and Engineering, 2008, 492(1-2): 268-275.
- [15] 袁志山,陆政,谢优华,等.预变形对高强 Al-Cu-Li-X 铝锂合金组织和性能影响[J].稀有金属材料与工程,2007,46(3):493-496.
- [16] 吴名冬,肖代红,陈炜斌,等.冷轧预变形对新型铝锂合金的时效析出与力学性能影响[J].稀有金属材料与工程,2020,49(9):3 251-3 259.
- [17] 唐锦旗,尧军平,黄凯鑫,等.变形温度对含空洞的镁锂晶界面塑性变形机制的影响[J].塑性工程学报,2021,28(4):152-156.
- [18] 李翠,杨立文,蒋秉轩,等.PVT 法生长 6H-SiC 单晶中平面六方空洞缺陷研究[J].稀有金属,2012,36(6):942-946.
- [19] KAWASAKI M, CHENG X, LANGDON T G. An investigation of cavity growth in a superplastic aluminum alloy processed by ECAP[J]. Acta Materialia, 2005, 53(20): 5 353-5 364.
- [20] 倪红明,董显娟,徐勇,等.Ti-48Al-2Nb-2Cr 合金热变形行为及本构关系研究[J].特种铸造及有色合金,2020,40(2):228-232.
- [21] YIN D L, ZHANG K F, WANG G F. Superplasticity and cavitation in AZ31 Mg alloy at elevated temperatures[J]. Materials Letters, 2005, 59(14/15): 1 714-1 718.

(编辑:栗万仲)

拓普集团 7 200 t 压铸岛量产

2022 年 2 月 25 日,宁波拓普集团股份有限公司(“拓普集团”)在杭州湾制造基地四期-轻合金九部工厂,为 7 200 t 压铸岛一体化超大压铸后舱的量产举行了隆重的下线仪式。

本次 7 200 t 压铸岛生产的超大型结构件长宽分别近 1 700 mm 和 1 500 mm。这也是目前汽车零部件领域超大型一体化铝合金压铸件之一,实现了 15%~20%的减重效果。据介绍,该结构件将用于华人运通高合汽车,后者作为领先的科技车企,在一体化压铸技术与拓普集团通力合作。通过该技术将几十个部件整合为一件,并一次铸造成形。

一体化压铸工艺是一项复杂的成形技术,需要革新的材料、设备、模具、工艺等与之相配套。在材料方面,拓普集团与华人运通、上海交通大学合作,成功应用了其联合发布的 TechCast™ 高强韧性免热处理铝合金材料。相对于传统铝合金材料,该免热处理的合金材料可以避免因热处理带来的零件尺寸变形及表面缺陷等问题,是汽车产业制造端低碳合金技术的重大突破,为产业带来开拓性车端应用。该材料流动性高于同级别材料 15%以上、强塑积高出 30%以上,保证了整车碰撞等性能达到更高维度。

在设备方面,拓普集团引进的 7 200 t 压铸机是国产大吨位超大型压铸机。在 2021 年公司与力劲集团签署战略合作协议,采购 21 台套压铸单元,包括 6 台 7 200 t、10 台 4 500 t 和 5 台 2 000 t 的压铸设备,用于新能源汽车超大型结构件,如前机舱、后车体及电池壳体等产品的生产制造。

(摘自压铸周刊)

铝合金铸件与型材焊接工艺及性能

吴 玲¹ 赵 磊² 于瑞海² 周 喆² 宋利刚² 于树洪³

(1.燕山大学机械工程学院; 2.中信戴卡股份有限公司; 3.滨州盟威戴卡轮毂有限公司)

摘 要 为了验证 A356 铝合金铸件和 6082 铝合金型材 MIG 焊接工艺,采用试验方法,为焊接工艺的选取提供试验数据。首先,对焊接件进行拉伸和三点弯曲试验,分析不同工艺下焊接件的力学性能和抗弯性;同时,对拉伸断口形貌进行分析,得出焊接电流与气孔数量的关系曲线;其次,对焊接件进行表面和内部 X 射线探伤,分析表面裂纹和内部缺陷。最后,通过观察焊接件的熔深,得出焊接电流与熔深的关系曲线。当焊接电流分别为 140、150 和 160 A 时,其熔深为 0.79、1.47 和 1.85 mm。

关键词 铝合金; MIG 焊接; 工艺参数; 试验方法

中图分类号 TG142.21; TG113.26⁺3

文献标志码 A

DOI:10.15980/j.tzzz.2022.03.019

开放科学(资源服务)标识码(OSID):



Welding Process and Performances of Aluminum Alloy Castings and Profiles

Wu Ling¹, Zhao Lei², Yu Ruihai², Zhou Zhe², Song Ligang², Yu Shuhong³

(1.School of Mechanical Engineering, Yanshan University; 2.CITIC Dicastal Co., Ltd.;

3.Binzhou Mengwei Dicastal Wheel Hub Co., Ltd.)

Abstract: In order to verify the MIG welding process of A356 casting and 6082 profiles, experiments were carried out to provide experimental data. Firstly, tensile and three-point bending experiments were conducted to analyze the mechanical properties and bending resistance of welding under different processes. Meanwhile, the relationship between the welding current and welding-microporosity was obtained by tensile fracture analysis. Secondly, external and internal X-ray inspection were adopted to analyze the surface cracks and internal defects. Finally, the relationship between the welding current and the penetration were concluded by observing the penetration, providing quantitative data for the welding process. When the welding currents were 140, 150 and 160 A, respectively, the corresponding penetration depths were 0.79, 1.47 and 1.85 mm.

Key Words: Aluminum Alloy, MIG Welding, Process Parameters, Experimental Methods

铝合金由于其较小的密度和较高的强度,广泛地应用于机电、汽车、航空、航天等领域。因此,铝合金零部件的加工工艺向着轻量化、精密化及整体化方向转变^[1]。

随着国家碳中和、碳达峰要求的提出,在汽车制造工业中,很多大型结构件由传统的黑色金属整体铸造被铝合金、分体式焊接构件所代替^[2]。这是因为焊接零件可以快速地将零散件加工成复杂的结构件,可以显著降低复杂结构件的制造成本;其次,尽管在焊缝处会出现强度软化、存在缺陷等现象^[3],但经过大量的静态疲劳试验及理论验证,焊接件的力学性能优良,完全可以代替复杂整体成形结构件。

是一个体积较大的结构件,以往通过整体铸造成形;随着铝合金焊接工艺的发展,通过焊接,可以将铝合金铸件及型材快速构建成复杂的大型构件,节省制造大型构件的压铸设备及模具,从而使得制造成本大幅降低。



图 1 铝合金焊接件

Fig.1 Aluminum alloy welding components

1 试验方法

图 1 为 A356 铝合金铸件与型材的焊接件。该件

A356 铝合金铸造性能良好,具有较好的强度与机

收稿日期:2021-09-12;修改稿收到日期:2021-11-18

第一作者简介:吴玲,女,1969 年出生,实验师,河北秦皇岛(066000),E-mail:wlqingming@163.com

引用格式:吴玲,赵磊,于瑞海,等. 铝合金铸件与型材焊接工艺及性能[J]. 特种铸造及有色合金,2022,42(3):371-375.

WU L, ZHAO L, YU R H, et al. Welding process and performances of aluminum alloy castings and profiles[J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2022, 42(3):371-375.