

亚共晶铸造铝硅合金的锌元素强化研究

毛郭灵^{1, 2}, 王根全², 刁占英², 王韬², 杨晨帆², 高文理³

(1. 天津大学 机械工程学院, 天津 300192; 2. 中国北方发动机研究所(天津), 天津 300400; 3. 湖南大学材料科学与工程学院, 长沙 410082)

Study on Zinc Element Strengthening of Hypoeutectic Cast Aluminum Silicon Alloy

MAO Guoling^{1,2}, WANG Genquan², DIAO Zhanying², WAO Tao², YANG Chenfan², GAO Wenli³

(1. College of Mechanical Engineering, Tianjin University, Tianjin 300192, China; 2. China North Engine Research Institute(Tianjin), Tianjin 300400, China; 3 College of Materials Science and Engineering, Hunan University, Changsha 410082)

Abstract: Hypoeutectic aluminum silicon alloys are widely used as lightweight materials, such as cylinder heads and engine bodies of internal combustion engines. ZL114A alloy is a hypoeutectic cast aluminum silicon alloy independently developed in China. In order to improve the mechanical properties, broaden the scope of application, and improve the recovery rate of waste aluminum, the zinc strengthening of hypoeutectic cast aluminum silicon alloy ZL114A was studied by using scanning electron microscope, transmission electron microscopy, vickers hardness test and room temperature tensile test. The results show that after adding Zn, the types of precipitated phases in ZL114A do not increase; Zn accelerates the precipitation process, and with the same aging process, the number and size of GP zones β'' increase because of Zn. By using a reasonable aging process, the yield strength slightly increases while the elongation is ensure high. When the aging process is 165+1h--120°C +12h, the yield strength of ZL114A+0.35wt.% Zn alloy is 236MPa and the elongation is 7.8%.

摘要: 亚共晶铝硅合金作为轻量化材料被广泛应用, 如内燃机气缸盖、机体等。ZL114A 合金是我国自主研发的一款亚共晶铸造铝硅合金, 为提高力学性能, 拓宽应用范围, 同时提高废铝回收利用率, 利用扫描电子显微镜、透射电子显微镜、维氏硬度实验和室温拉伸实验等对亚共晶铸造铝硅合金 ZL114A 的锌元素强化进行了研究。结果表明: 添加 Zn 后, ZL114A 析出相种类没有增加; Zn 加快了析出过程, 时效工艺相同时, Zn 使 GP 区数量和尺寸增加、 β'' 相数量和尺寸都增加。利用合理的时效工艺, Zn 使屈服强度小幅提高的同时保证较高伸长率。时效工艺是 165°C+1h--120°C+12h 时, ZL114A+0.35wt.%Zn 合金的屈服强度为 236MPa, 伸长率为 7.8%。

关键词: 轻量化材料; 亚共晶铝硅合金; 锌元素; 析出相; 时效工艺

Key words: lightweight materials; hypoeutectic aluminum silicon alloy; zinc element; precipitate; aging process

中图分类号: TG223 文献标识码: A

0 概述

铝代钢、铸铁等是实现结构轻量化十分有效的方法之一^[1]。铸造铝硅合金的工业用量占铸造铝合金工业用量的 80%以上^[2,3], 利用铸造铝硅合金代替钢、铸铁等实现结构的轻量化已经得到广泛应用

^[4,5], 如利用亚共晶铸造铝硅合金代替铸铁生产内燃机气缸盖、机体等。ZL114A 合金是我国自主研发的一款亚共晶铸造铝硅合金, 自 ZL114A 诞生以来, 相关研究人员一直致力于以优化合金成分、优化制造工艺等方式提高其力学性能^[6,7], 但随着工业发展越

收稿日期: 2023-xx-xx

作者简介: 毛郭灵(联系人, 1994-), 男, 助理研究员, 博士, 主要研究方向为铸造铝合金在内燃机上的应用研究, E-mail:maoguoling@163.com。

来越快,对亚共晶铸造铝硅合金的性能要求也越来越高,单纯优化合金成分和制造工艺已不能适应工业的发展,在亚共晶铝硅合金中添加微量元素是一种操作简单、效果显著的提高力学性能的方法^[8,9]。

ZL114A 合金最主要的析出强化相为 β' 相,添加元素改变析出相的数量、尺寸等对提高合金的性能具有十分重要的意义^[10,11]。Zn 在一些铝合金中会形成强化效果极好的 η -MgZn₂ 相^[12,13],Zn 也是废铝中常见的一种元素,为了提高亚共晶铸造铝硅合金 ZL114A 的力学性能,拓宽其应用范围,同时提高废铝的回收利用率,本文对亚共晶铸造铝硅合金的锌元素强化进行了研究。

1 实验材料及研究方法

1.1 合金熔炼

配料:精铝,Al-12Si,Al-5Ti-B(晶粒细化剂),Zn 共 50kg;装炉熔化:将精铝,Al-12Si,Al-4Ti-B 装炉熔化并搅拌均匀;控温加 Mg、Zn:控温到 710~720℃,加入 Mg、Zn,搅拌 3~5min;精炼:基础用量为 0.9~1.0%;细化晶粒:715±5℃时加入 Al-5Ti-B 丝,搅拌 3~5min;浇注试棒:708~712℃,浇注树脂砂型试棒;实测成分:根据 HB6731.10-2005 标准利用 ICP-AES 法测定不同合金的成分,得到合金实际成分如表 1 所示。

表 1 合金实际成分 (wt.%)

编号	Si	Mg	Ti	B	Fe	Zn	Al
I	7.10	0.55	0.11	<0.05	<0.05	0	Bal.
II	6.65	0.68	0.10	<0.05	<0.05	0.35	Bal.
III	6.86	0.64	0.13	<0.05	<0.05	0.55	Bal.

1.2 热处理工艺

将样品放于电阻炉中进行固溶处理,530℃预固溶处理 2h 后 540℃固溶处理 12h,随后将样品转移入室温水中进行淬火处理,转移时间小于 15s。最后将样品放于电阻炉中进行人工时效处理,人工时效的温度和时间如表 2 所示。

表 2 人工时效的温度和时间

序号	一级时效温度+时间	二级时效温度+时间
A	165℃+1h	120℃+12h
B	165℃+8h	
C	165℃+20h	

1.3 扫描电子显微镜观察

利用扫描电子显微镜 (Scanning Electron Microscope, SEM) 观察共晶硅,样品制备过程分为三步,粗磨、抛光和刻蚀。利用标准金相样品制备的

方法进行粗磨和抛光,将抛光完的样品浸入质量分数为 20 % 的 NaOH 溶液中刻蚀 5.5 min。将制备好的样品放在型号为捷克 TESCAN MIRA LMS 的扫描电子显微镜下观察,观察样品的共晶 Si 形貌,加速电压为 2 kV。

1.4 透射电子显微镜观察

利用透射电子显微镜 (Transmission Electron Microscope, TEM) 观察析出相,利用电解双喷制备样品,双喷腐蚀液是体积分数为 3:7 的硝酸和甲醇的混合溶液,双喷电压是 25 V,温度在 -30~-20℃ 之间。将制备好的样品放在型号为 FEI Tecnai F20 的透射电子显微镜下观察,其工作电压为 200 kV。

1.5 维氏硬度测试

用于维氏硬度测试的样品,制备过程分为两步:粗磨和抛光。利用标准金相样品制备的方法进行粗磨和抛光。将制备好的样品放在型号为 401MVA 的维氏硬度计下测量,测量 ZL114A 合金铝基体的硬度,加载力为 0.98 N,载荷时间为 15 s。

1.6 室温拉伸性能测试

室温拉伸实验样品尺寸如图 1 所示。将制备好的样品放在型号为 SANS-CMJ5105 万能力学试验机上进行力学性能检测,包括屈服强度和伸长率,拉伸速率为 2mm/min,环境温度约为 23℃。每组样品测量三次,求其平均值作为该组样品的力学性能。

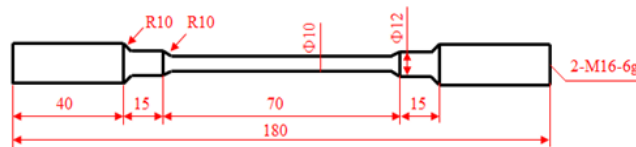
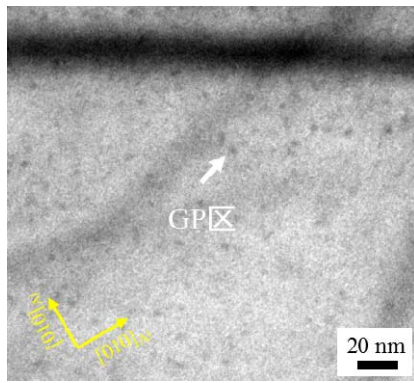


图 1 室温拉伸实验样品尺寸 (单位: mm)

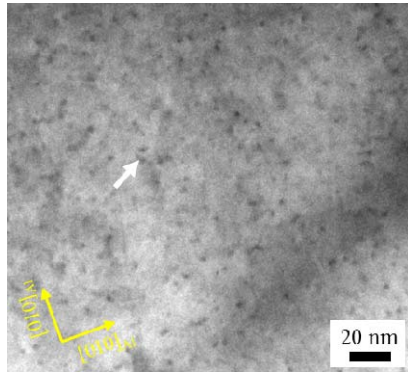
2 结果与分析

2.1 锌对析出相的作用

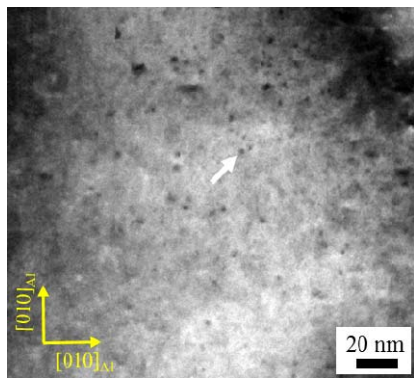
图 2 所示为 165℃+1h--120℃+12h 时效工艺下的析出相照片,观察方向为 $\langle 100 \rangle_{\text{Al}}$ 。如图 2 (a) 所示,ZL114A 合金中只存在白色箭头标识的圆形相,为 GP 区。如图 2 (b) 所示,添加 0.35wt.%Zn 后,GP 区数量增加、尺寸增大。如图 2 (c) 所示,添加 0.55wt.%Zn 后,GP 区数量进一步增加、尺寸进一步增大,但未出现 β' 相。



(a) ZL114A



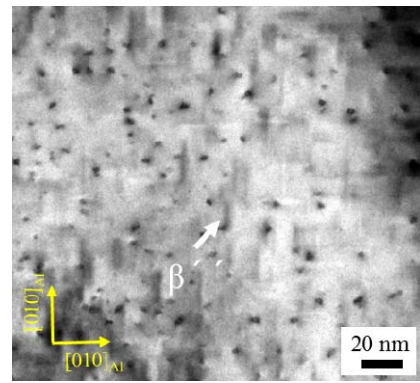
(b) ZL114A+0.35wt.%Zn



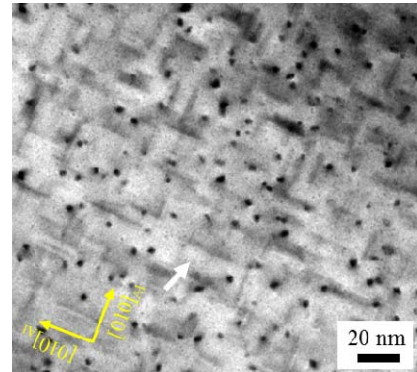
(c) ZL114A+0.55wt.%Zn

图 2 165℃+1h--120℃+12h 时效工艺下的析出相照片

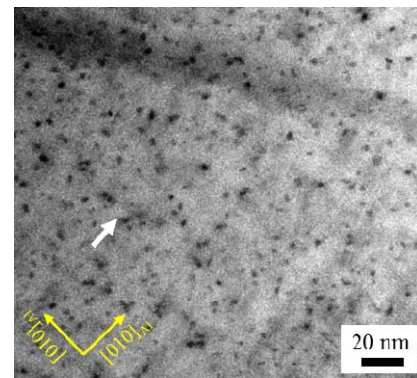
图 3 所示为 165℃+8h--120℃+12h 时效工艺下的析出相照片，观察方向为 $\langle 100 \rangle_{\text{Al}}$ 。如图 3 (a) 所示，ZL114A 合金中只存在白色箭头标识的针状相，为 β'' 相，长度约为 10 nm。如图 3 (b) 所示，添加 0.35wt.%Zn 后， β'' 相的数量增加、长度增加到约为 20 nm、直径增大。如图 3 (c) 可知，添加 0.55wt.%Zn 后， β'' 相的直径减小。



(a) ZL114A



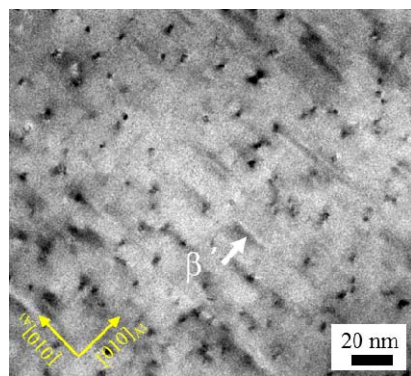
(b) ZL114A+0.35wt.%Zn



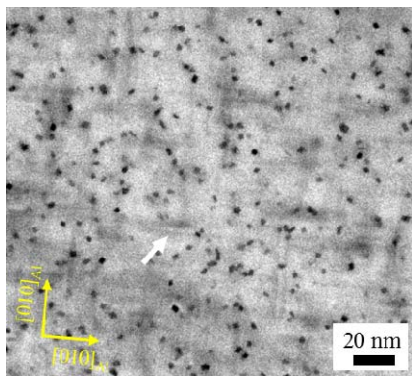
(c) ZL114A+0.55wt.%Zn

图 3 165℃+8h--120℃+12h 时效工艺下的析出相照片

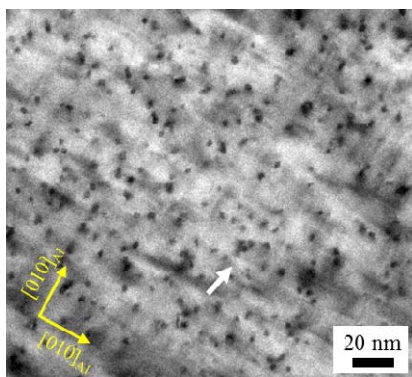
图 4 所示为 165℃+20h--120℃+12h 时效工艺下的析出相照片，观察方向为 $\langle 100 \rangle_{\text{Al}}$ 。如图 4 (a) 所示，ZL114A 合金中只存在白色箭头标识的针状相，为 β'' 相，长度约为 25nm。如图 4 (b) 所示，添加 0.35wt.%Zn 后， β'' 相数量增加、直径增大。如图 4 (c) 可知，添加 0.55wt.%Zn 后， β'' 相数量进一步增加、直径进一步增大。



(a) ZL114A



(b) ZL114A+0.35wt.%Zn



(c) ZL114A+0.55wt.%Zn

图4 165℃+20h--120℃+12h时效工艺下的析出相照片

如图2-4所示,添加Zn后,ZL114A合金中析出相种类没有增加,没有出现 η'' 相和 η' 相;此外,Zn加快了ZL114A合金的析出过程,时效工艺相同时,Zn使ZL114A合金的GP区数量和尺寸增加、 β'' 相数量和尺寸都增加。

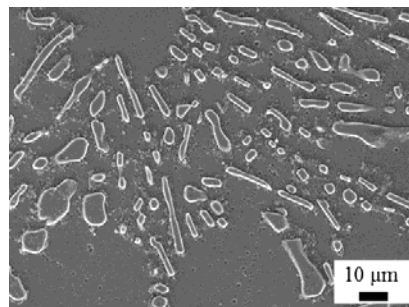
Mg-Zn原子形成的GP区和 η' 相的形成焓比Mg-Si原子形成的GP区和 β'' 相的形成焓都要高^[14],同时ZL114A合金中Mg含量和Zn含量太低^[15-17],因此在ZL114A+Zn合金中没有出现 η'' 相和 η' 相。

在Al-0.52Mg-0.38Si合金中添加Zn后,Zn原子取代部分Si原子,占据了一个Si位点的一部分^[18]。在Al-0.48Mg-1.03Si中添加Zn后,Zn原子会

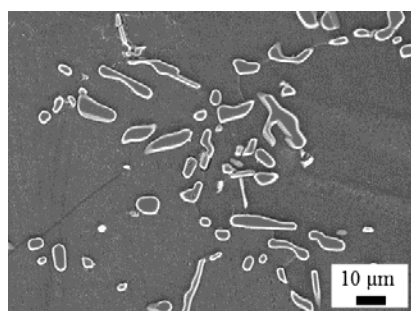
占据Si1和Mg2位点^[19]。在Al-Mg-Si合金中引入Zn后,Zn在GP区和 β'' 相里发生掺杂,降低了GP区和 β'' 相的形成焓^[14]。热力学计算表明,在Al-Mg-Si合金中添加Zn, β'' 相的激活能降低^[20]。这些研究结果表明,在Al-Mg-Si合金中添加Zn后,Zn会进入GP区、 β'' 相并取代某些Si原子或Mg原子,同时GP区、 β'' 相的形成焓降低。ZL114A合金的析出相序列为GP区 $\rightarrow\beta''$ 相 $\rightarrow\beta'$ 相 $\rightarrow\beta$ 相。在ZL114A合金中添加0.35wt.%Zn后,经过固溶淬火处理,ZL114A合金基体成为过饱和固溶体,其中固溶了1wt.%的Si原子、0.55wt.%的Mg原子和0.35wt.%的Zn原子。在时效过程中,Zn原子进入GP区、 β'' 相内,取代某些Si原子、Mg原子,于是每一个GP区中Si原子、Mg原子数减少,而基体中固溶的Si、Mg原子总量一定,因此GP区、 β'' 相的数量增加、尺寸增加。由于Zn原子的作用,ZL114A合金中GP区、 β'' 相的形成焓、激活能降低,GP区、 β'' 相形成更容易。所以Zn使ZL114A合金的析出过程加快,时效工艺相同时,添加Zn的ZL114A合金的GP区数量和尺寸增加、 β'' 相数量和尺寸都增加。

2.2 锌对共晶硅的作用

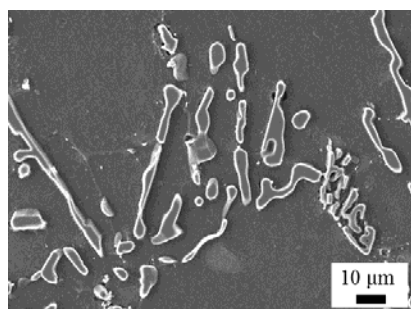
图5-7是不同时效工艺处理后不同Zn含量ZL114A合金共晶硅的形貌SEM照片。所有条件下ZL114A合金的共晶硅形貌都相同,大部分硅呈短棒状,少部分呈颗粒状,表明Zn对ZL114A合金共晶硅没有影响,时效工艺对ZL114A合金共晶硅没有影响。表明添加Zn后ZL114A合金力学性能变化的主要原因是Zn对析出相的作用。在Al-Si合金凝固过程中,共晶反应的温度高于560℃,即共晶硅在560℃以上形核生长,而时效温度最高只有165℃,远低于共晶硅的形核生长温度,因此时效工艺对ZL114A合金共晶硅没有影响。



(a) ZL114A

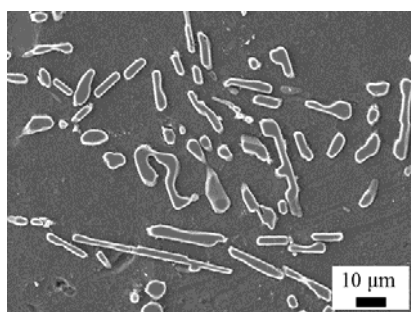


(b) ZL114A+0.35wt.%Zn

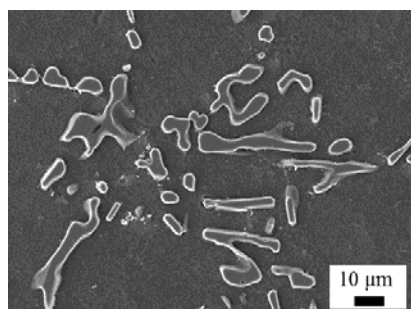


(c) ZL114A+0.55wt.%Zn

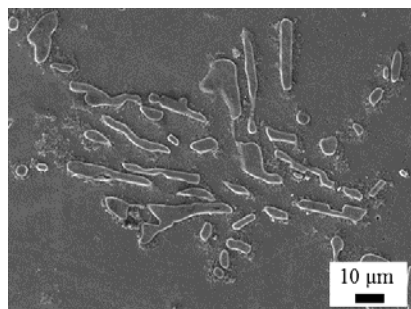
图 5 165°C+1h--120°C+12h 时效工艺下的共晶硅照片



(a) ZL114A

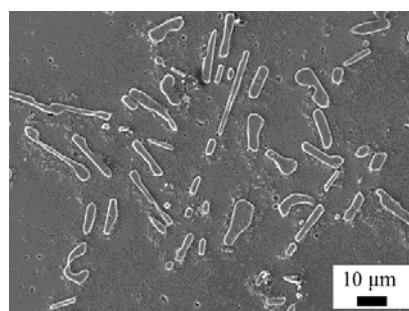


(b) ZL114A+0.35wt.%Zn

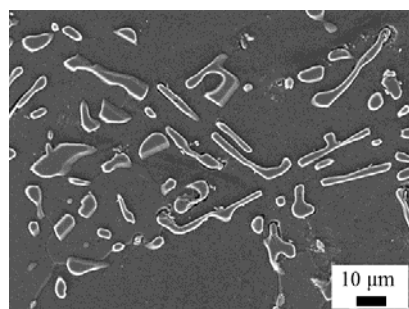


(c) ZL114A+0.55wt.%Zn

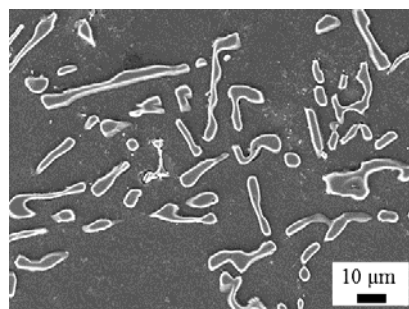
图 6 165°C+8h--120°C+12h 时效工艺下的共晶硅照片



(a) ZL114A



(b) ZL114A+0.35wt.%Zn

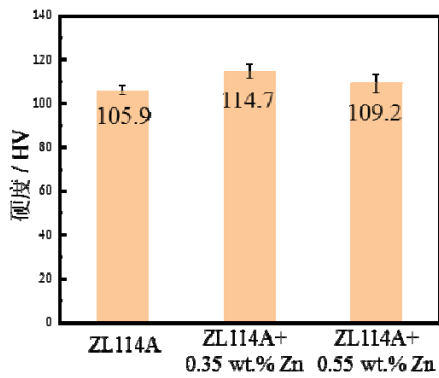


(c) ZL114A+0.55wt.%Zn

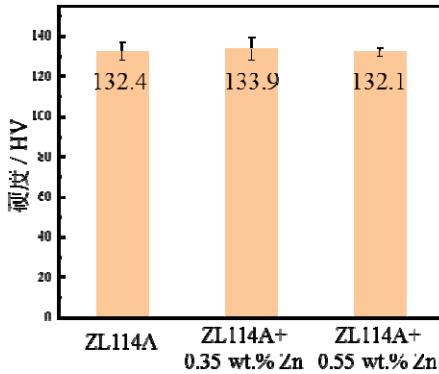
图 7 165°C+20h--120°C+12h 时效工艺下的共晶硅照片

2.3 锌对维氏硬度的作用

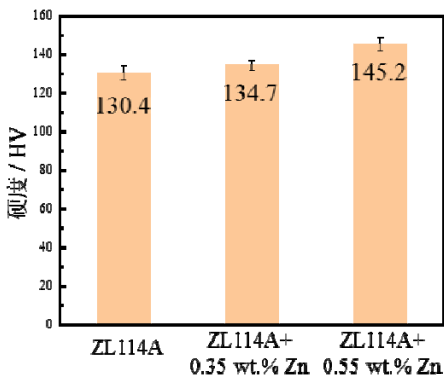
图 8 是不同时效工艺不同 Zn 含量 ZL114A 合金铝基体的维氏硬度。当双级时效工艺是 165°C+1h--120°C+12h 时, ZL114A 合金的硬度为 105.9HV, 添加 0.35wt.%Zn 后, 硬度增加到 114.7HV, 增加了 8.8HV, 添加 0.55wt.%Zn 后, 硬度增加到 109.2HV, 增加了 3.3HV; Zn 含量增加, ZL114A 合金的硬度先增加后减小。当双级时效工艺是 165°C+8h--120°C+12h 时, ZL114A 合金的硬度为 132.4HV, 添加 0.35wt.%Zn 后, 硬度基本不变, 为 133.9HV, 添加 0.55wt.%Zn 后, 硬度基本不变, 为 132.1HV; Zn 含量增加, ZL114A 合金的硬度基本不变。当双级时效工艺是 165°C+20h--120°C+12h 时, ZL114A 合金的硬度为 130.4HV, 添加 0.35wt.%Zn 后, 硬度增加到 134.7HV, 增加了 4.3HV, 添加 0.55wt.%Zn 后, 硬度增加到 145.2HV, 增加了 14.8HV; Zn 含量增加, ZL114A 合金的硬度增加。



(a) 165°C+1h--120°C+12h



(b) 165°C+8h--120°C+12h

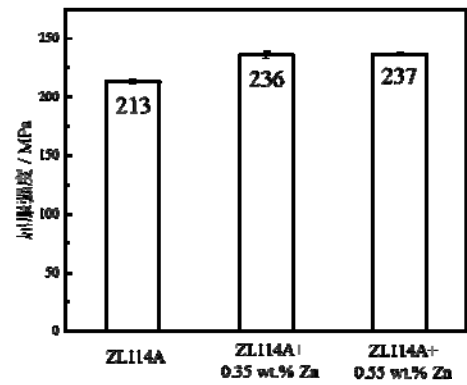


(c) 165°C+20h--120°C+12h

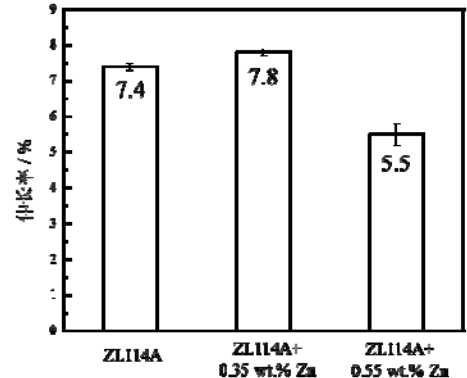
图 8 不同时效工艺不同 Zn 含量合金的维氏硬度

2.4 锌对室温拉伸性能的作用

图 9 是 165°C+1h--120°C+12h 时效工艺下合金的拉伸性能。当时效工艺为 165°C+1h--120°C+12h 时, ZL114A 合金的屈服强度为 213MPa, 伸长率为 7.4%, 添加 0.35wt.%Zn 后, 屈服强度增加到 236MPa、增加了 23MPa, 伸长率增加到 7.8%、增加了 0.4%, 添加 0.55wt.%Zn 后, 屈服强度增加到 237MPa、增加了 24MPa, 伸长率减少到 5.5%、减少了 1.9%; Zn 含量增加, ZL114A 合金的屈服强度增加, 伸长率先微量增加后减少。



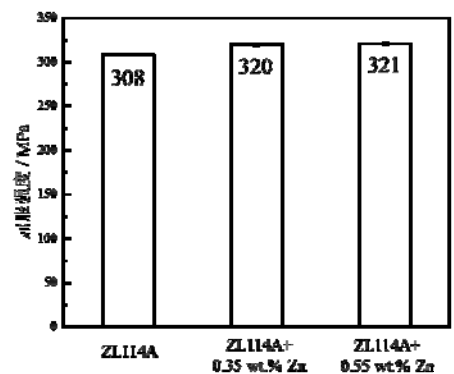
(a) 屈服强度



(b) 伸长率

图 9 165°C+1h--120°C+12h 时效工艺下的性能

图 10 是 165°C+8h--120°C+12h 时效工艺下合金的拉伸性能。当时效工艺为 165°C+8h--120°C+12h 时, ZL114A 合金的屈服强度为 308MPa, 伸长率为 4.4%, 添加 0.35wt.%Zn 后, 屈服强度增加到 320MPa、增加了 12MPa, 伸长率减少到 2.3%、减少了 2.1%, 添加 0.55wt.%Zn 后, 屈服强度增加到 321MPa、增加了 13MPa, 伸长率减少到 2.8%、减少了 1.6%; Zn 含量增加, ZL114A 合金的屈服强度增加, 伸长率先减少后微量增加。



(a) 屈服强度

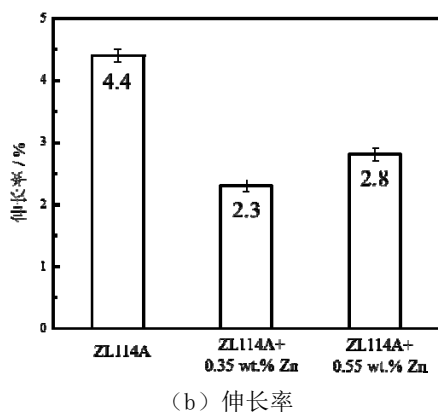


图 10 165°C+8h--120°C+12h 时效工艺下的性能

图 11 是 165°C+20h--120°C+12h 时效工艺下合金的拉伸性能。当时效工艺为 165°C+20h--120°C+12h 时, ZL114A 合金的屈服强度为 315MPa, 伸长率为 2.5%, 添加 0.35wt.%Zn 后, 屈服强度增加到 338MPa、增加了 23MPa, 伸长率增加到 3.6%、增加了 0.9%, 添加 0.55wt.%Zn 后, 屈服强度增加到 329 MPa、增加了 14 MPa, 伸长率减少到 1.7%、减少了 0.8%; Zn 含量增加, ZL114A 合金的抗拉强度先增加后减少, 屈服强度先增加后减少, 伸长率先增加后减少。

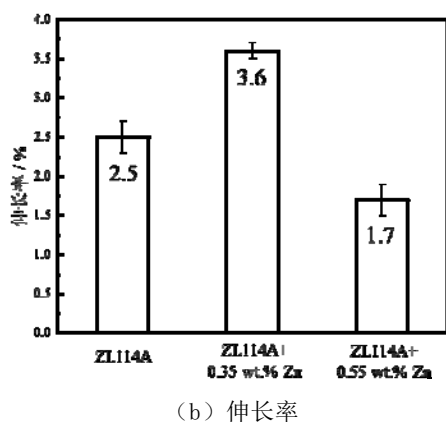
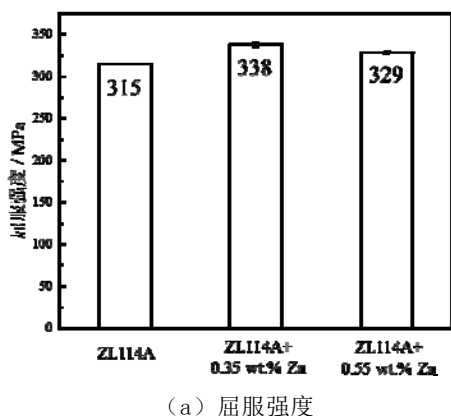


图 11 165°C+20h--120°C+12h 时效工艺下的性能

析出相数量越多, 强化效果越好, 所以 GP 区数量增加, ZL114A 合金的强度增加。 β'' 相的强化

效果比 GP 区好^[21], β'' 相数量增多, 合金强度增加, 但伸长率会下降。为了在提高 ZL114A 合金强度的同时保证伸长率, 则需要在合适的时效制度下, 使 GP 区的数量增多且没有 β'' 相。析出相强化主要有两种强化机制: 切过机制和绕过机制^[22-25], 当析出相与基体呈共格关系、析出相尺寸较小时, 切过机制为主要强化机制。在 ZL114A 合金内的位错运动过程中, 遇到阻碍运动的 GP 区便切过该 GP 区。在 ZL114A+0.35wt.%Zn 合金内的位错运动过程中, GP 区数量变多, 在位错运动的同一时间遇到阻碍的 GP 区的数量也变多, 位错运动更加困难, 运动过程中消耗的能量也越多, 合金的强度增加。由于 ZL114A 合金中此时没有 β'' 相, 合金的伸长率仍能保持在较高水平。当双级时效工艺是 165°C+1h--120°C+12h 时, ZL114A 合金中有 GP 区, 添加 0.35wt.%Zn 后, GP 区数量增加, 没有 β'' 相出现, 合金的屈服强度由 213MPa 提高到 236MPa, 伸长率较高为 7.8%。

3 结论

本文对亚共晶铸造铝硅合金 ZL114A 的锌元素强化进行了研究, 得到如下结论:

(1) 添加 Zn 后, ZL114A 析出相种类没有增加, 没有出现 η'' 相和 η' 相; Zn 加快了 ZL114A 合金的析出过程, 时效工艺相同时, Zn 使 ZL114A 合金的 GP 区数量和尺寸增加、 β'' 相数量和尺寸都增加。

(2) Zn 对 ZL114A 合金共晶硅没有影响。

(3) 利用合理的时效工艺, Zn 使 ZL114A 合金的屈服强度小幅提高的同时保证较高的伸长率。当时效工艺是 165°C+1h--120°C+12h 时, ZL114A+0.35wt.%Zn 合金的屈服强度为 236MPa, 伸长率为 7.8%。

参考文献:

- [1] 吴杨, 武振江, 曹建, 等. 副车架下摆臂以铝代钢轻量化结构设计[J]. 机械工程师, 2020, 7: 51-53+57.
- WU Y, WU Z J, CAO J, et al. Design of a lightweight structure with aluminum replacing steel for the lower swing arm of the subframe[J]. Mechanical Engineer, 2020, 7: 51-53+57.
- [2] 柳秉毅. 改善铝硅铸造合金组织与性能研究的若干进展[J]. 南京工程学院学报(自然科学版), 2004, 01: 1-7.
- LIU C Y. Several Advances in Research on Improving the Structure and Properties of Aluminum Silicon

- Casting Alloys[J]. Journal of Nanjing Institute of Technology (Natural Science Edition), 2004, 01:1-7.
- [3] 薛亚军, 柳秉毅. 热处理工艺对铝硅合金共晶硅粒化的影响[J]. 南京工程学院学报(自然科学版), 2006, 02: 22-27.
- XUE Y J, LIU C Y. Effect of Heat Treatment Process on Eutectic Silicon Granulation of Aluminum Silicon Alloy[J]. Journal of Nanjing Institute of Technology (Natural Science Edition), 2006, 02: 22-27.
- [4] 赵承章, 黄渭清, 左正兴, 等. 铸造铝硅合金缸盖拉伸性能分析及威布尔建模[J]. 内燃机学报, 2022, 40(5): 463-470.
- ZHAO C Z, HUANG W Q, ZUO Z X, et al. Analysis of Tensile Property and Weibull Modeling of a Cast Al-Si Alloy Cylinder Head[J]. Transactions of CSICE, 2022, 40(5): 463-470.
- [5] 刘庆义, 姜爱龙, 陈静, 等. 发动机铸铁气缸盖热处理前后的残余应力对比[J]. 理化检验-物理分册, 2022, 58, 7-11.
- LIU Q Y, JIANG A L, CHEN J, et al. Residual stress comparison of cast iron cylinder head of engine before and after heat treatment[J]. PTCA(PART A:PHYS. TEST.), 2022, 58, 7-11.
- [6] Khan S, Elliott R. Quench modification of aluminum silicon eutectic alloys. Journal of Materials and Science, 1996, 31(14): 3731-3737.
- [7] Nafisi S, Emadi D, Shehata M T, et al. Effects of electromagnetic stirring and superheat on the microstructural characteristics of Al-Si-Fe alloy. Materials Science and Engineering A, 2006, 432(1-2): 71-83.
- [8] Mao G, Zhu C, Wang S, et al. The role of yttrium modifying A357 alloy with sand casting. Materials Science and Technology, 2019, 35(15): 1815-1821.
- [9] Flores A, Lopez V J, Escobedo J C, et al. Effects of S and Sb additions on the microstructure and mechanical properties of the Al-Si 319 alloy. Canadian metallurgical quarterly, 1994, 33(2): 133-138.
- [10] Ninive P H, Lovvik O M, Strandlie A. Density Functional Study of the β'' Phase in Al-Mg-Si Alloys. Metallurgical and materials transactions A, 2014, 45(6): 2916-2924.
- [11] Vissers R, van Huis M A, Jansen J, et al. The crystal structure of the β' phase in Al-Mg-Si alloys. Acta Materialia, 2007, 55(11): 3815-3823.
- [12] Yang W, Liu L, Zhang J, et al. Insight into the partial solutionisation of a high pressure die-cast Al-Mg-Zn-Si alloy for mechanical property enhancement, Material Science and Engineering A. 2017, 682: 85-89.
- [13] Li L, Ji S, Zhu Q, et al. Effect of Zn concentration on the microstructure and mechanical properties of Al-Mg-Si-Zn alloys processed by gravity die casting, Metallurgical and materials transactions A, 2018, 49(8): 3247-3256.
- [14] 余瑞. Zn, Cu 对 Al-Mg-Si 合金时效析出影响的第一性原理计算与表征[D]. 北京: 北京有色金属总院, 2021.
- [15] Ding X, Cui H, Zhang J, et al. The effect of Zn on the age hardening response in an Al-Mg-Si alloy[J]. Material & Design. 2015, 65: 1229-1235.
- [16] Yang W, Liu L, Zhang J, et al. Insight into the partial solutionisation of a high pressure die-cast Al-Mg-Zn-Si alloy for mechanical property enhancement[J]. Material Science and Engineering A. 2017, 682: 85-89.
- [17] Li L, Ji S, Zhu Q, et al. Effect of Zn concentration on the microstructure and mechanical properties of Al-Mg-Si-Zn alloys processed by gravity die casting[J]. Metallurgical and materials transactions A, 2018, 49(8): 3247-3256.
- [18] Saito T, Ehlers F J H, Lefebvre W., et al. HAADF-STEM and DFT investigations of the Zn-containing β'' phase in Al-Mg-Si alloys[J]. Acta Materialia. 2014, 78: 245-253.
- [19] Jiao N, Lai Y, Chen S, et al. Atomic-scale roles of Zn element in age-hardened AlMgSiZn alloys[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2020, 70: 105-112.
- [20] Guo M, Sha G, Cao L, et al. Enhanced bake-hardening response of an Al-Mg-Si-Cu alloy with Zn addition[J]. Materials Chemistry and Physics, 2015, 162: 15-19.
- [21] 何忆. 稀土元素 Er、Er-Sc 对 Al-Si-Mg 合金组织性能和时效析出的影响[D]. 长沙: 湖南大学, 2020.
- [22] Guo Z, Sha W. Quantification of precipitation

-
- hardening and evolution of precipitates[J].
Materials Transactions, 2002, 43(6): 1273-1282.
- [23] Ardell A J. Precipitation hardening[J]. Me-
tallurgical Transactions A, 1985, 16(12):
2131-2165.
- [24] Myhr O R, Grong Ø, Andersen S J. Modelling of the
age hardening behaviour of Al-Mg-Si alloys[J].
Acta Materialia, 2001, 49(1): 65-75.
- [25] 丁立鹏. 汽车车身用 Al-Mg-Si-Cu 合金中析出相演变
和热处理工艺研究[D]. 重庆: 重庆大学, 2017.