

• 试验研究 Experimental Research •

DOI:10.16410/j.issn1000-8365.2024.4107

固溶处理对铸造 Al-Si 合金相选择再结晶的影响

裴 誉¹, 朱 超², 付中涛¹, 杨振宁¹, 王锦程¹, 李俊杰¹, 何 峰¹, 韩 潇¹, 王志军¹

(1. 西北工业大学 凝固技术国家重点实验室, 陕西 西安 710072; 2. 云航时代(重庆)科技有限公司, 重庆 401135)

摘 要: 相选择再结晶在 Al-Si 合金中基于应变分配原理实现对软相进行再结晶、硬相进行回复从而球化硅相和细化铝相。相选择再结晶处理后合金呈现出高的加工硬化率和伸长率。固溶处理是实现铝合金强韧化的重要环节, 与相选择再结晶互相影响。一方面, 初始组织对相选择再结晶的应变分配有一定影响; 另一方面铝合金固溶过程会影响析出强化作用。因此, 本文探究铸造 Al-7Si-0.65Mg 合金固溶过程中共晶硅相的形貌对相选择再结晶的影响, 结合时效析出实现合金的强韧化。结果表明, 0.5 h 短时间固溶处理可以保持相选择再结晶合金中清晰且不散的共晶硅颗粒骨架状结构, 同时增加基体中 Si 和 Mg 含量促进强化相 Mg_2Si 析出, 使合金屈服强度达到 300 MPa, 断后伸长率为 9.5%, 显著优于传统 T6 态。

关键词: 铸造 Al-Si 合金; 相选择再结晶; 固溶处理; 硅相形态调控; 析出强化

中图分类号: TG166.3

文献标识码: A

文章编号: 1000-8365(2024)09-0847-08

Effect of Solid Solution Treatment on the Phase-Selective Recrystallization of Cast Al-Si Alloy

PEI Yu¹, ZHU Chao², FU Zhongtao¹, YANG Zhenning¹, WANG Jincheng¹, LI Junjie¹,
HE Feng¹, HAN Xiao¹, WANG Zhijun¹

(1. State Key Laboratory of Solidification Processing, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China; 2. Yunhang Times Technology Co., Ltd., Chongqing 401135, China)

Abstract: Phase-selective recrystallization in Al-Si alloys is based on the principle of strain distribution to achieve recrystallization of the soft phase and recovery of the hard phase, thereby spheroidizing the silicon phase and refining the aluminium phase. After phase-selective recrystallization treatment, the alloy exhibits a high work hardening rate and elongation. Solid solution treatment, which interacts with phase-selective recrystallization, is an important step in strengthening and toughening aluminium alloys. On the one hand, the initial structure has a certain influence on the strain distribution of phase-selective recrystallization; on the other hand, the solid solution process of aluminium alloys can affect the precipitation strengthening effect. Therefore, the influence of the morphology of the eutectic silicon phase on phase-selective recrystallization during the solid solution process of a cast Al-7Si-0.65Mg alloy was explored in combination with aging precipitation to increase the alloy strength and toughness. The results show that a 0.5 h short solid solution treatment can maintain a clear and non-dispersed framework structure of eutectic silicon particles in phase-selective recrystallized alloys, while increasing the Si and Mg contents in the matrix promotes the precipitation of the Mg_2Si strengthening phase, resulting in a yield strength of 300 MPa and an elongation after fracture of 9.5%, which is significantly better than that of the traditional T6 state.

Key words: cast Al-Si alloy; phase-selective recrystallization; solid solution treatment; silicon phase morphology regulation; precipitation strengthening

铸造铝硅系合金由于其铸造流动性好、比强度高、热膨胀系数低, 可成形复杂零件, 广泛应用在航

空、交通、建筑、汽车等行业^[1-4]。但铸造 Al-Si 合金微观组织中存在的粗枝晶状 $\alpha-Al$ 基体和严重分裂

收稿日期: 2024-05-25

基金项目: 陕西省杰出青年基金(2022JC-28)

作者简介: 裴 誉, 1999 年生, 硕士生, 研究方向为金属强韧化研究。Email: yupei@mail.nwpu.edu.cn

通讯作者: 王志军, 1984 年生, 博士, 教授, 研究方向为凝固科学与技术研究。Email: zhjwang@nwpu.edu.cn

引用格式: 裴誉, 朱超, 付中涛, 杨振宁, 王锦程, 李俊杰, 何峰, 韩潇, 王志军. 固溶处理对铸造 Al-Si 合金相选择再结晶的影响[J]. 铸造技术, 2024, 45(9): 847-854.

PEI Y, ZHU C, FU Z T, YANG Z N, WANG J C, LI J J, HE F, HAN X, WANG Z J. Effect of solid solution treatment on the phase-selective recrystallization of cast Al-Si alloy[J]. Foundry Technology, 2024, 45(9): 847-854.

α -Al 基体的网状共晶 Si 相使得共晶硅的尖端易断裂并可能作为裂纹源扩展^[5],这极大限制了合金的力学性能,因此调控 α -Al 基体和硅相的形态成为提高铸造铝硅合金力学性能的重点之一。目前针对铸造 Al-Si 系合金强化的工艺设计及方法研究主要集中在变质处理^[6-7]、特种铸造^[8-9]、增材制造^[10-12]等。已有研究证实加入微量 Sr、Gd、Er、Nd 等调控硅相形态来提升其综合力学性能^[13-16],还有学者在此基础上优化了后续固溶和时效工艺^[17-18]。Nampoothiri 等^[19]通过超声振动的方法使得凝固过程中树枝状晶粒破碎且重新分布,并作为 α -Al 基体相或二次相的非均质形核位点细化材料来提升其力学性能。传统的强化方法可实现材料性能上的提升,但已无法满足当下制造业市场对高强高韧合金的性能追求。

针对铸造 Al-Si 合金,热机械处理研究也在逐步开展。铸造合金的凝固优势结合变形合金工艺的性能提升为高性能结构材料的加工与制备提供了一种新的途径。García-Infanta 等^[20]利用等通道转角挤压引入大量缺陷位错及畸变将晶粒细化到纳米级,并在高温高压下将硅相分解成球状,实现铸造 Al-Si 合金力学性能大幅度提升。但大塑性变形^[21-23]等方法制得的样品由于纳米尺度 Al 晶粒累积位错能力低,以及纳米共晶硅颗粒阻碍作用有限而不具备优良的加工硬化能力,且制备要求严苛。

近期,有学者针对铝硅合金提出相选择再结晶(phase-selective recrystallization, PSR)^[24]的概念。PSR 是一种简单的控制微观结构的方法,基于应变分配原理实现对软相进行再结晶,对硬相进行回复,由此获得球化程度高、晶粒细小的共晶硅。细化的硬硅颗粒和柔软的 α -Al 颗粒使得铸态 Al-Si 合金的延展性提高了近 3 倍,这为后续进一步强化处理奠定基础。

固溶处理是铝合金强韧化的重要环节,与相选择再结晶互相影响。一方面,固溶过程可以调控初始组织形态。在 PSR 过程中硅相的形貌至关重要,共晶硅作为硬相对位错有更强的阻碍能力,其分布密度影响位错积累从而影响形核位置。同时,初始组织对相选择再结晶的应变分配也有影响。另一方面,固溶过程增加 Mg 和 Si 的固溶度,在后续时效过程中促进主要强化相 Mg_2Si 形成。目前针对固溶过程中共晶硅相形貌对 PSR 过程的影响规律以及对 PSR 合金析出强化的影响机制尚不明晰。因此,探究固溶过程对相选择再结晶的影响规律具有重要意义,可为工业应用铸造铝硅合金的工艺优化提供重要的理论参考。

本文以铸造 Al-7Si-0.65Mg 系合金为研究对象,基于 PSR 调控软相的应变分配和再结晶行为显著提高合金的延展性,探究固溶过程^[25]中共晶硅相形貌对 PSR 过程的影响机理,同时结合析出强化探究对 PSR 合金组织调控和力学性能的影响。并在此基础上对该强韧化方法的规律机制进行研究阐述,进一步获得高强高韧 Al-Si 合金,为后续工业化发展指明方向。

1 实验材料与方法

实验所用原料为商用铸态铝硅合金 A357 方形铸锭,将其置于卡博莱特箱式电阻炉中进行固溶处理,固溶时间分别为 0、0.5、8、16 h(540 °C/水淬),对应试样分别记为 SS0h、SS0.5h、SS8h 和 SS16h。根据先前实验工作对轧制工艺方案以及对再结晶退火时间的探索,结合工厂实际生产中对材料加工利用率的考虑,本文所确定 PSR 的最优工艺路线和参数为:冷轧 15%,540 °C 退火 40 min→冷轧 15%,540 °C 退火 40 min→冷轧 30%,540 °C 退火 40 min。固溶后的试样进行上述多道次中等变形量冷轧+高温退火的处理工艺实现 PSR,对应试样分别记为 SS0h+PSR、SS0.5h+PSR、SS8h+PSR 和 SS16h+PSR。对不同固溶时间下经 PSR 的样品进行时效处理,同时采用显微硬度计测得各个试样时效硬度峰值。利用电火花线切割机切出拉伸试样,获得试样后用砂纸打磨至 1500#,再利用 INSTRON3382 万能拉伸试验机在室温下进行拉伸实验。

针对不同处理后 Al-Si 合金的微观组织表征主要使用的是 TESCAN MIRA3 型扫描电子显微镜,扫描样品的制备流程为:首先通过电火花线切割机切出合适大小的样品,用砂纸打磨至 2500#,然后用金刚石研磨膏进行机械抛光,最后将抛光试样在电解液中进行电解腐蚀。实验中电子背散射衍射(EBSD)分析主要通过背散射电子衍射探头与 Channel5 处理软件对不同加工状态下 Al-Si 合金进行晶粒尺寸、晶粒取向和变形组织等的观察。对于无变形 EBSD 样品的制备流程与扫描样品制备流程相近,但 EBSD 样品需在电解抛光后再用真丝绒布与二氧化硅悬浮液进行机械抛光。对于有变形的 EBSD 样品需在上述步骤后加一道离子抛光。

2 实验结果及讨论

2.1 固溶处理后的微观组织

图 1 为铸态 Al-7Si-0.65Mg 合金固溶不同时间后所得合金样品的微观组织。由图可知,原本互相连

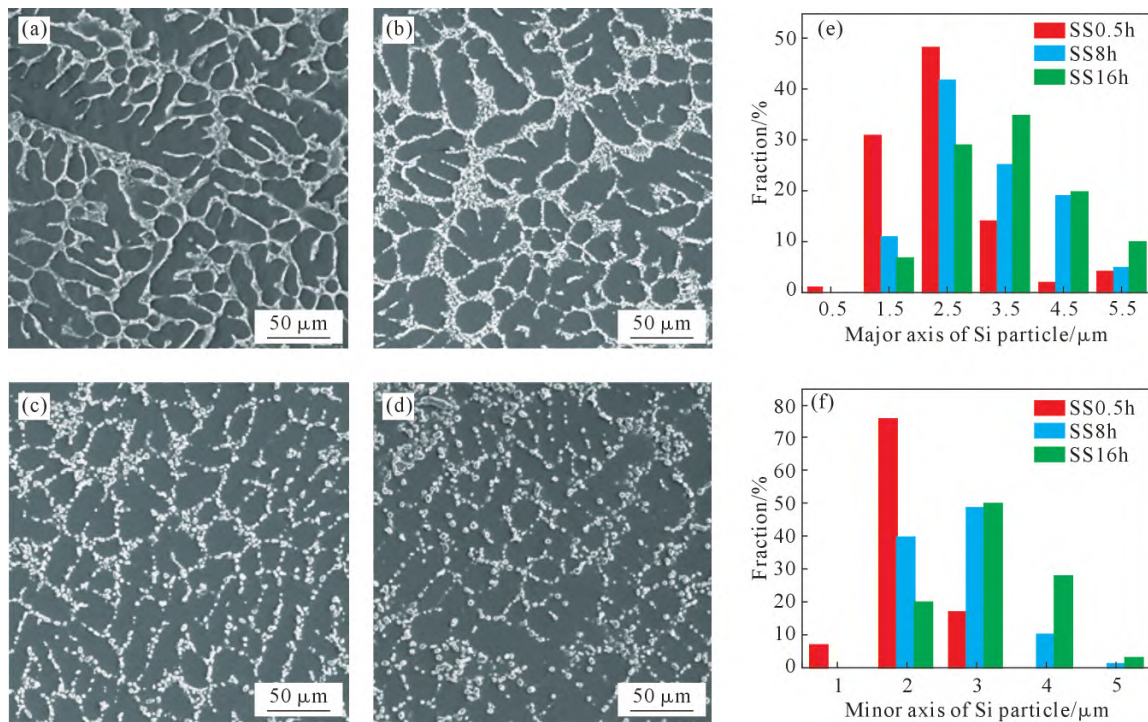


图1 铸态 Al-7Si-0.65Mg 合金固溶不同时间所得合金样品微观组织及共晶硅颗粒尺寸频率分布:(a) 0 h; (b) 0.5 h; (c) 8 h; (d) 16 h; (e, f) 共晶硅颗粒长轴和短轴尺寸分布

Fig.1 Microstructure of the Al-7Si-0.65Mg alloy and frequency distribution histogram of the lengths of Si particles with different solution durations: (a) 0 h; (b) 0.5 h; (c) 8 h; (d) 16 h; (e, f) length distributions of the major and minor axes of the Si particles

结的纤维状共晶硅相在固溶 0.5 h 处理后即会发生熔断并且完成球化,此时熔断球化后的共晶硅颗粒互相之间的间距小,颗粒尺寸主要分布在 1.5~2.5 μm 区间内,整体上共晶硅颗粒仍紧凑分布在枝晶间区域。相比之下,SS8h 和 SS16h 中共晶硅颗粒间距越来越大,同时颗粒尺寸分布区间也逐渐增大,SS8h 中尺寸分布主要区间为 2.5~3.5 μm,SS16h 的尺寸分布主要区间为 2.5~4.5 μm。对于变质合金的固溶处理,共晶硅相在短时间内就能完成球化过程,之后随着固溶时间的延长,小尺寸共晶硅颗粒逐渐溶解,造成颗粒间距的不断增大,而其余颗粒则不断粗化长大,最终呈现出图 1e 和 f 中共晶硅颗粒长短轴尺寸均随固溶时间的延长而增大的变化规律。

图 2 为铸态下固溶不同时间后所得合金样品的 EBSD 组织图,由图可知随着固溶时间的延长,合金中晶粒逐渐长大,但总体来说趋势缓慢。其原因是共晶硅相于枝晶间的分布状态对界面迁移有约束力,阻碍界面迁移,使晶粒不能快速长大,晶界仅能缓慢推进迁移。

对比共晶硅相在 540 °C 下固溶不同时间的组织变化信息可知,不同时间的固溶处理虽会对合金第二相形态、尺寸和分布以及基体晶粒尺寸产生影响,但其主要影响的是共晶硅相的分布和尺寸。图 2 表明固溶处理对基体晶粒尺寸影响甚微。

2.2 不同固溶时间下 PSR 合金的微观组织和力学性能

图 3 为固溶不同时间后 PSR 处理合金样品的微观组织形貌,整体来说长时间固溶处理的合金样品经 PSR 处理后共晶硅颗粒的尺寸基本不变,仍主要分布在 3~5 μm,而 SS0.5h+PSR 中的共晶硅颗粒有所长大,主要尺寸分布区间由 1.5~2.5 μm 变化为 2.5~3.5 μm,与 SS0h+PSR 中共晶硅颗粒的尺寸分布类似。对比图 1 中相应固溶处理后所得合金样品的微观组织可以发现,仅经固溶处理合金能够较好的保持共晶硅相的骨架状结构,而经过后续 PSR 处理,未固溶以及短时间固溶(0.5 h)的样品能够保持清晰的骨架状结构且不散,但长时间固溶(8、16 h)样品中的共晶硅相不再保持骨架状结构,呈现出逐渐分散的趋势。

图 4 为固溶处理不同时间后 PSR 处理合金样品的工程应力-应变曲线对比图。由图可知 SS0h+PSR 样品具有最佳的力学性能表现,断后伸长率以及抗拉强度均最高。固溶不同时间后 PSR 处理合金样品中,SS0.5h+PSR 样品强度有所下降但断后伸长率仍维持较高,SS16h+PSR 样品其强度和断后伸长率都处于中等,SS8h+PSR 样品具有较高的强度但是伸长率较差。总的来说,固溶后 PSR 处理的性能均不如铸态直接 PSR 处理的样品。

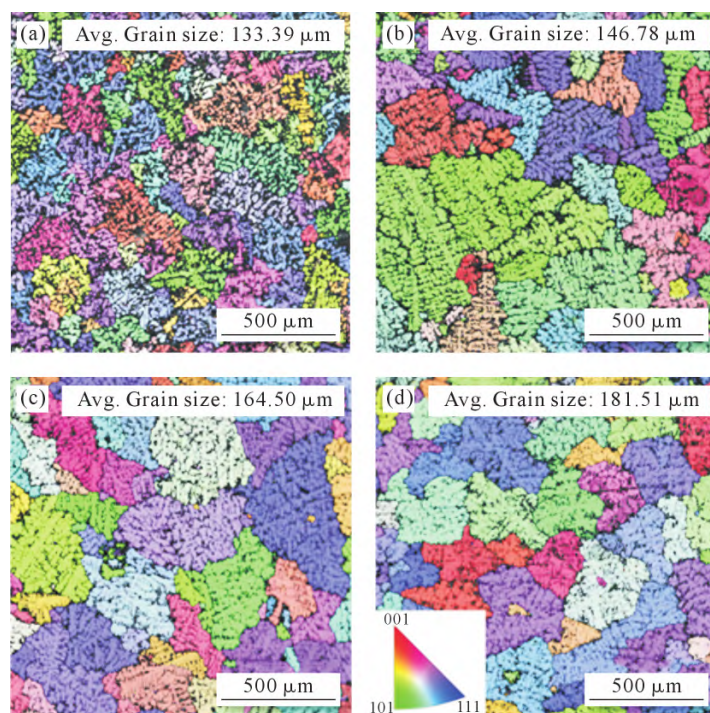


图2 铸态 Al-7Si-0.65Mg 合金固溶不同时间所得组织 EBSD 对比:(a) 0 h; (b) 0.5 h; (c) 8 h; (d) 16 h
Fig.2 EBSD images of the Al-7Si-0.65Mg alloy with different solution treatment time: (a) 0 h; (b) 0.5 h; (c) 8 h; (d) 16 h

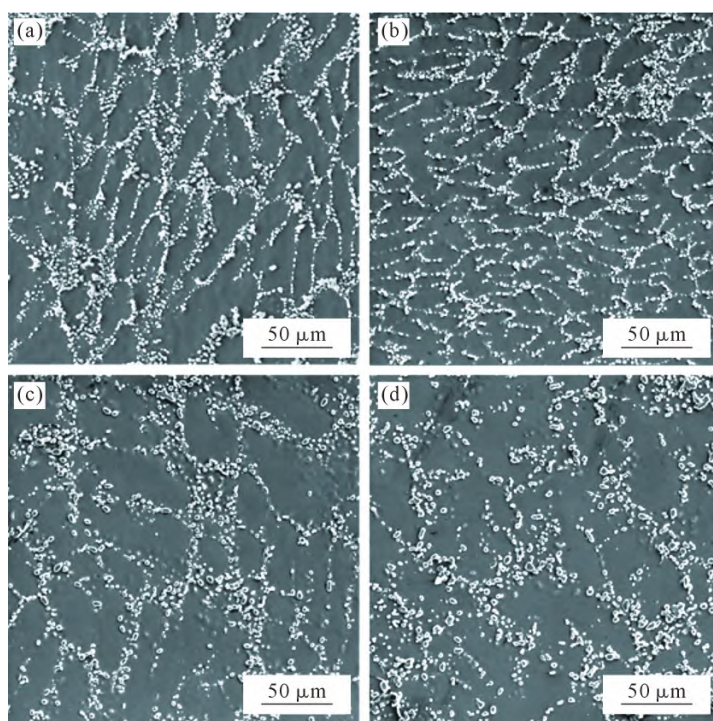


图3 固溶处理不同时间后再经 PSR 处理所得样品微观组织扫描:(a) 0 h; (b) 0.5 h; (c) 8 h; (d) 16 h
Fig.3 Microstructure of Al-7Si-0.65Mg alloy specimens processed by phase-selective recrystallization with different pre-solution time: (a) 0 h; (b) 0.5 h; (c) 8 h; (d) 16 h

图5为固溶不同时间后PSR处理合金样品的EBSD图。结合EBSD组织图和相应的晶粒尺寸分布图可以明确,固溶不同时间后进行相同的PSR处理所得晶粒尺寸近乎相同,且晶粒大小分布均匀,并未形成小晶粒包裹大晶粒等异构组织形态。结合共晶硅相与 α -Al基体相的变化可知共晶硅颗粒骨架状的分布对合金性能有很大影响。PSR处理一方

面将两相组织细化,另一方面保留原始组织枝晶间的分布状态,通过再结晶形成新晶粒消弭铸态中相界和晶界共聚所造成的易产生且易扩展的裂纹缺陷,通过保留其共晶硅颗粒的分布状态能够产生背应力强化基体相,产生前应力软化共晶硅相,从而大幅提高两相的塑性共变形能力。因此,图4结果显示不同固溶时间下PSR合金样品的力学性能相比铸

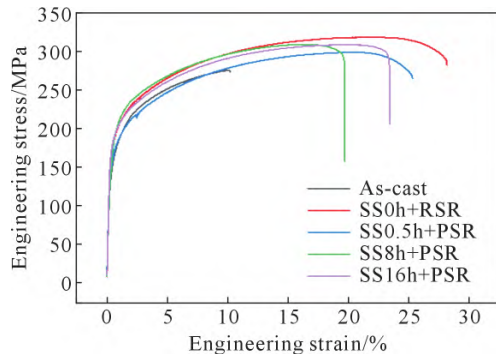


图4 铸态及固溶处理不同时间后 PSR 处理所得合金样品力学性能

Fig.4 Mechanical properties of the as-cast Al-7Si-0.65Mg alloy and specimens processed by phase-selective recrystallization with different pre-solution time

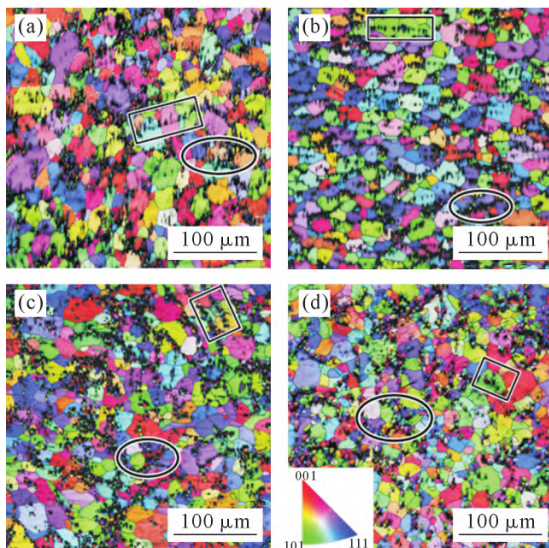
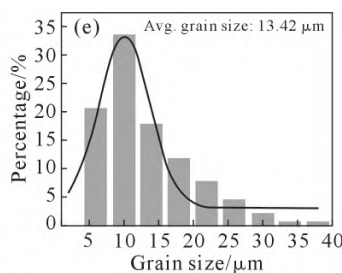
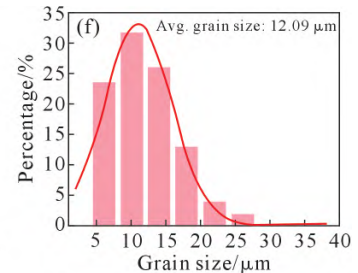
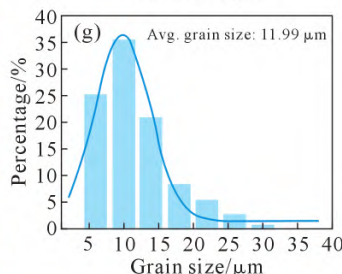
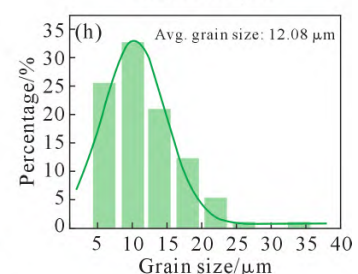


图5 固溶处理不同时间后再经 PSR 处理所得合金样品微观组织 EBSD 图及晶粒尺寸统计:(a) 0 h; (b) 0.5 h; (c) 8 h; (d) 16 h; (e~h) (a~d) 的晶粒尺寸频率分布直方图与高斯拟合晶粒尺寸分布频率曲线

Fig.5 EBSD images and statistics of the grain size of the Al-7Si-0.65Mg alloy specimens processed by phase-selective recrystallization with different pre-solution time: (a) 0 h; (b) 0.5 h; (c) 8 h; (d) 16 h; (e~f) frequency distribution histogram and Gaussian fitting curve of grain size for (a~d)

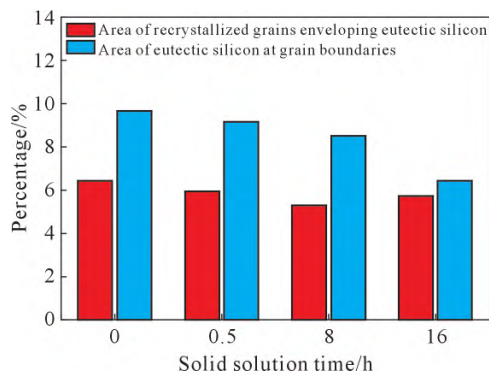


图6 再结晶晶粒包裹共晶硅和晶界处共晶硅的体积分数

Fig.6 Volume fractions of eutectic silicon encapsulated by recrystallized grains and eutectic silicon at grain boundaries

错区,晶界扫过区域,位错密度减少,能量降低,成为低畸变或无畸变区,经一段时间,晶界扫过形成的低畸变区达到一定尺寸即成为稳定的再结晶核

态均有明显提升。

上述提到再结晶后共晶硅相和 α -Al 基体相的相界和新形成晶界不再重合的情况,体现在图5微观组织 EBSD 图中方框所框选出部分,再结晶形成的新晶粒更多地是将共晶硅颗粒包裹起来,而圆框表示的是共晶硅颗粒仍分布在新晶粒的晶界处。将晶粒包裹硅相的结构数量(图6)对比其性能变化情况可以发现,合金的伸长率随着晶粒包裹硅相结构的增多而增加。联系再结晶过程的发生情况可知,当预变形量较小时,再结晶在原晶界处生核,多晶体的变形具有不均匀性,变形大的区域具有高的位错密度,变形小的区域位错密度低,在一定能量条件下,局部毗邻低位错密度区的晶界可以扩张至高密度位

心。在本文的研究中,共晶硅相作为硬相对位错有更强的阻碍能力,也能够积累更多位错成为高密度位错区,因此再结晶多发生在共晶硅相周围,最终形成晶粒包裹硅相的结构。PSR 之前的固溶处理所导致硅相的变化也会影响再结晶过程,固溶时间越长共晶硅颗粒间距越大,分布情况逐渐分散,积累位错的能力也逐步降低,因此再结晶形核不再以共晶硅相为核心发生而是均匀发生在整个组织中,所以形成晶粒包裹硅相这一特殊结构的比例逐渐减少,最终导致性能的下降。

2.3 不同固溶时间下 PSR 合金的析出强化

图7为固溶不同时间后 PSR 合金样品在 160 °C 下人工时效的时效硬度曲线图。由图可知在 PSR 之前未固溶处理的合金样品到达时效峰值的时间远小于固溶处理后的样品,对比峰值时效硬度的数值

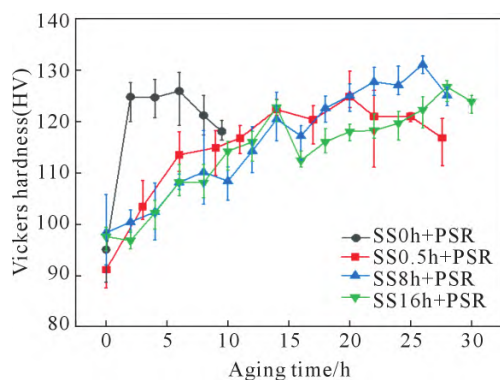


图7 固溶不同时间后 PSR 合金样品的时效硬度曲线

Fig.7 Aging hardness of Al-7Si-0.65Mg alloy specimens processed by phase-selective recrystallization with different pre-solution time

大小可知,短时间固溶处理(0.5 h)的峰值时效硬度大小与未固溶的合金样品近乎相同,均在126 HV 左右。长时间固溶处理(8、16 h)合金样品的峰值时效硬度大小相近,在 128~131 HV 之间。而未固溶直接 PSR 后时效合金样品到达时效峰值的时间远小于固溶处理后的样品其原因是合金内部溶质元素分布并未均匀分布在基体中。因此当合金样品处于时效温度下时溶质元素快速形成团簇而析出,而经过固溶处理后的合金样品溶质元素皆均匀分布于基体中因此需要经过一段时间的扩散聚集才能够形成溶质原子的团簇最终在基体内均匀析出。

图 8 为固溶不同时间后 PSR 样品在峰值时效状态下的工程应力-应变曲线对比图。由图可知长时间固溶(8、16 h)结合 PSR 处理后时效所得合金样品力学性能与未固溶直接 PSR 处理所得样品在强度方面相差无几,伸长率变化规律为固溶时间越长,伸长率越低。短时间固溶(0.5 h)后 PSR 合金样品在峰值时效处理后合金屈服强度达到 300 MPa,屈服强度相比铸态合金提升近两倍。目前工业生产所用 T6 处理后所得合金的屈服强度为 178 MPa。铸态直接

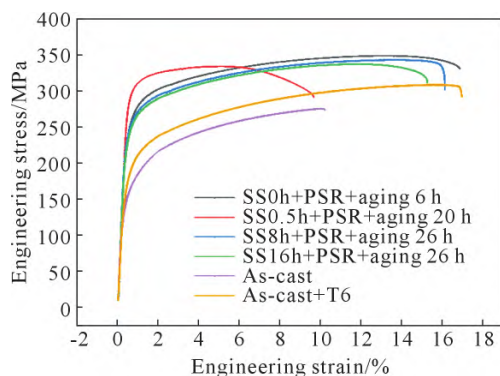


图8 PSR 合金样品峰值时效后力学性能

Fig.8 Mechanical properties of Al-7Si-0.65Mg alloy specimens processed by phase-selective recrystallization subsequently with peak aging

相选择再结晶时效态屈服强度为 242 MPa,对比传统 T6 态有显著提升,这对工业应用铸造铝硅合金的工艺优化提供重要的参考价值。

合金的屈服强度主要与两方面因素相关:①析出相的强化作用;②溶质原子导致的固溶强化作用。对 Al-7Si-0.65Mg 合金来说,析出相强化对于屈服强度的贡献远大于固溶强化。同时共晶硅颗粒也能通过 Orowan 位错弯曲机制对合金进行强化,其强化效果根据共晶硅颗粒的尺寸、形貌以及分布有所不同,颗粒密度越大、颗粒间距越小,则共晶硅颗粒的强化效果越好。

因此根据前文中固溶不同时间后 PSR 合金样品的微观组织来看,固溶 0.5 h 的样品共晶硅颗粒足够细小,且因固溶时间短,其颗粒间距也小。对于变质后的 Al-Si 合金来说,固溶 0.5 h 的时间足以使含 Mg 的金属间化合物溶解及基体中 Si 和 Mg 含量达到最大值,且成分分布均匀^[25]。当固溶时间极短时,共晶 Si 还没完全溶断,使得合金的伸长率较低,且合金元素并未完全溶解,使得时效后合金中析出的强化相减少,合金强度减弱;但是固溶时间过长(8、16 h)时,粒化的共晶 Si 会随保温时间延长而粗化,表现为块状、角状特征,对基体产生的割裂作用增强,使合金的强度和伸长率降低。共晶 Si 颗粒的细化和均匀分布有利于提高 Al-Si 合金的伸长率和强度。综合来说,SS0.5h+PSR 样品峰值时效后屈服强度最佳,相对于 T6 态和直接 PSR 态分别提升近130 和 60 MPa。对于铸态直接相选择再结晶时效态合金,其屈服和抗拉强度高达 242 和 349 MPa,显著优于传统 T6 态,其断后伸长率为 16.9%,与传统 T6 态一致。

3 结论

(1)不同时间的固溶处理虽会对合金第二相形态、尺寸和分布以及基体晶粒尺寸产生影响,但其主要影响的是共晶硅相的分布和尺寸。固溶处理对基体晶粒尺寸影响甚微。

(2)仅经固溶处理合金能较好地保持共晶硅相的骨架状结构。再经过 PSR 处理,未固溶以及短时间固溶(0.5 h)的样品能保持清晰的骨架状结构且不散,但长时间固溶(8、16 h)样品中的共晶硅相不再保持骨架状结构呈现出逐渐分散的趋势。

(3)依据固溶不同时间下 PSR 合金样品的微观组织,SS0.5h+PSR 样品中共晶硅颗粒足够细小,且因固溶时间短,其颗粒间距也小。固溶提升了析出强化,使 SS0.5h+PSR 样品峰值时效后其屈服强度达到 300 MPa,相比铸态合金提升近两倍。

(4)固溶处理减小了 PSR 合金的抗拉强度和断后伸长率。PSR 之前的固溶处理所导致硅相的变化会影响再结晶过程,固溶时间越长共晶硅颗粒间距越大,分布情况逐渐分散,积累位错的能力也逐步降低。对于铸态直接相选择再结晶时效态合金,其屈服和抗拉强度高达 242 和 349 MPa,显著优于传统 T6 态,其断后伸长率为 16.9%,与传统 T6 态一致。

参考文献:

- [1] 祝珂. 铝在汽车材料中的运用及展望[J]. 汽车工程师, 2011(8): 24-26.
ZHU K. The application of aluminum in automotive materials and its prospect[J]. Automotive Engineer, 2011(8): 24-26.
- [2] 中研网. 铸造铝合金应用现状及未来前景分析[J]. 资源再生, 2018(9): 28-29.
ChinaIRN.com. Application status and future prospect of cast aluminum alloy[J]. Resource Recycling, 2018(9): 28-29.
- [3] 张春波,王祝堂. 航空航天器铸造铝合金(3)[J]. 轻合金加工技术, 2013, 41(1): 1-14, 41.
ZHANG C B, WANG Z T. Casting aluminum alloys used for aeronautic and aerospace vehicle (3)[J]. Light Alloy Fabrication Technology, 2013, 41(1): 1-14, 41.
- [4] SHI Q Y, YANG H, BERMAN T, GHAFARI B, LI M, ALLISON J. Distribution of transition metal elements in an Al-Si-Cu-based alloy[J]. Scripta Materialia, 2021, 190: 97-102.
- [5] 彭晋民,钱翰城. 铸态铸造铝硅合金的现状和发展[J]. 铸造技术, 2000(6): 32-34.
PENG J M, QIAN H C. Current application situation and development of as-cast Al-Si alloys[J]. Foundry Technology, 2000(6): 32-34.
- [6] 范晓明,徐连友,罗世旭,马琳霞. 变质处理及合金化对铸态铝硅合金组织和力学性能的影响[J]. 热加工工艺, 2023. <https://doi.org/10.14158/j.cnki.1001-3814.20213311>.
FAN X M, XU L Y, LUO S X, MA L X. Effect of modification and alloying on microstructure and mechanical properties of as-cast Al-Si alloys[J]. Hot Working Technology, 2023. <https://doi.org/10.14158/j.cnki.1001-3814.20213311>.
- [7] 王锋,迟长志,台立民,马盛尧,孙凯. 铝硅合金变质处理研究现状[J]. 热加工工艺, 2016, 45(11): 9-10, 13.
WANG F, CHI C Z, TAI L M, MA S Y, SUN K. Research status on modification of Al-Si alloy[J]. Hot Working Technology, 2016, 45(11): 9-10, 13.
- [8] 解立川,彭超群,王日初,蔡志勇. 快速凝固过共晶铝硅合金粉末的形貌与显微组织[J]. 中国有色金属学报, 2014, 24(1): 130-136.
XIE L C, PENG C Q, WANG R C, CAI Z Y. Morphologies and microstructures of rapidly solidified hypereutectic Al-Si alloy powders[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2014, 24(1): 130-136.
- [9] 邢书明,邢若宇. 学科交叉视角下的特种铸造技术及其融合发展[J]. 特种铸造及有色合金, 2022, 42(1): 7-13.
XING S M, XING R Y. Special casting technology and their inter-
- grated developments under the perspective of interdisciplinary[J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2022, 42(1): 7-13.
- [10] 徐晟. SLM 铝硅合金切削力分析及试验研究[D]. 上海: 上海工程技术大学, 2020.
XU S. Cutting force analysis and experimental research of SLM aluminum silicon alloy parts[D]. Shanghai: Shanghai University of Engineering Science, 2020.
- [11] 万华亮,王奇志. 增材制造铝镁合金 AlSi10Mg 的疲劳性能研究[J]. 强度与环境, 2019, 46(3): 20-26.
WAN H L, WANG Q Z. Research on the fatigue behavior of additive manufacture materials of AlSi10Mg[J]. Structure & Environment Engineering, 2019, 46(3): 20-26.
- [12] LI Y L, GU D D. Parametric analysis of thermal behavior during selective laser melting additive manufacturing of aluminum alloy powder[J]. Materials & Design, 2014, 63: 856-867.
- [13] 周伟,彭晓东,谢卫东,孙守庄. Sr 微合金化对过共晶铝硅合金铸态组织及断口形貌的影响[J]. 热加工工艺, 2010, 39(19): 28-30.
ZHOU W, PENG X D, XIE W D, SUN S Z. Effects of Sr addition on as-cast microstructure and fracture morphology of Al-17Si alloy[J]. Hot Working Technology, 2010, 39(19): 28-30.
- [14] 隆丹宁,张修海,黄思娟,苏广才. 稀土 Er 对改良铸造铝硅合金组织和性能的影响[J]. 铸造技术, 2015, 36(11): 2728-2731.
LONG D N, ZHANG X H, HUANG S J, SU G C. Effects of Er on microstructure and properties of aluminium-silicon alloy[J]. Foundry Technology, 2015, 36(11): 2728-2731.
- [15] COLOMBO M, BUZOLIN R H, GARIBOLDI E, ROVATTI L, VALLANT R, SOMMITSCH C. Effects of Er and Zr additions on the as-cast microstructure and on the solution-heat-treatment response of innovative Al-Si-Mg-based alloys [J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2020, 51: 1000-1011.
- [16] 檀廷佐. 变质及热处理对铸造铝硅合金组织及性能的影响[D]. 南京: 南京航空航天大学, 2012.
TAN T Z. Effect of modification and heat treatment on the microstructure and property of Al-Si cast alloy[D]. Nanjing: Nanjing University of Aeronautics and Astronautics, 2012.
- [17] 卢楠方,程和法,黄笑梅,夏明旷,秦晓雄. 固溶处理对 P 变质 Al-30%Si 合金微观组织和性能的影响[J]. 材料热处理学报, 2019, 40(7): 33-39.
LU N F, CHENG H F, HUANG X M, XIA M K, QIN X X. Effect of solution treatment on microstructure and mechanical properties of P-modified Al-30%Si alloy[J]. Transactions of Materials and Heat Treatment, 2019, 40(7): 33-39.
- [18] 李永. 热处理工艺对变质 Al-Cu 合金组织和性能的影响[D]. 长春: 吉林大学, 2007.
LI Y. Effects of heat-treatment technology on the microstructures and properties of modified Al-Cu alloy[D]. Changchun: Jilin University, 2007.
- [19] NAMPOOTHIRI J, BALASUNDAR I, RAJ B, MURTY B S, RAVI K R. Porosity alleviation and mechanical property improvement of strontium modified A356 alloy by ultrasonic treatment[J]. Materials Science and Engineering: A, 2018, 724: 586-593.
- [20] GARCÍA-INFANTA J M, ZHILYAEV A P, CEPEDA-JIMÉNEZ C M, RUANO O A, CARREÑO F. Effect of the deformation path on the ductility of a hypoeutectic Al-Si casting alloy subjected to

- equal-channel angular pressing by routes A, BA, BC and C [J]. Scripta Materialia, 2008, 58(2): 138-141.
- [21] JIAO X Y, LIU C F, GUO Z P, NISHAT H, TONG G D, MA S L, BI Y, ZHANG Y F, WIESNER S, XIONG S M. On the characterization of primary iron-rich phase in a high-pressure die-cast hypoeutectic Al-Si alloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2021, 862: 158580.
- [22] ZHILYAEV A P, GARCÍA-INFANTA J M, CARREÑO F, LANG DON T G, RUANO O A. Particle and grain growth in an Al-Si alloy during high-pressure torsion[J]. Scripta Materialia, 2007, 57 (8): 763-765.
- [23] SHA G, TUGCU K, LIAO X Z, TRIMBY P W, MURASHKIN M Y, VALIEV R Z, RINGER S P. Strength, grain refinement and solute nanostructures of an Al-Mg-Si alloy (AA6060) processed by high-pressure torsion[J]. Acta Materialia, 2014, 63: 169-179.
- [24] ZHU C, WANG Z J, ZHOU K X, WU Q F, ZHAO P R, FAN X G, LI J J, WNAG J C. Triple the ductility of as-cast Al-Si alloys by phase-selective recrystallization [J]. Materials Science and Engineering: A, 2022, 855: 143902.
- [25] 杨永福, 闫亮明. 铸造铝硅合金及其热处理工艺的研究与进展 [J]. 铸造工程, 2022, 46(3): 43-48.
- YANG Y F, YAN L M. Research and development on cast Al-Si alloys and their heat treatment process [J]. Foundry Engineering, 2022, 46(3): 43-48.