

Be对Al-Si-Mg合金热处理过程中含铁相转变的影响

孙业涛¹, 冯杰涛¹, 尹家新², 王蓉¹, 王德清², 李澄俊¹, 王英敏³, 房灿峰¹

(1. 大连理工大学 辽宁省凝固控制与数字化制备技术重点实验室, 辽宁 大连 116024)

(2. 湖北三江航天万峰科技发展有限公司, 湖北 孝感 432100)

(3. 大连理工大学 三束材料改性教育部重点实验室, 辽宁 大连 116024)

摘要: 为探究Be在固溶处理过程中对含铁相转变的影响, 设计了Be与不同固溶处理工艺结合的系列实验, 并深入研究了其对共晶硅、含铁相形貌的影响与力学性能间的内在联系, 以期全面提升亚共晶Al-Si-Mg合金整体性能。结果表明, Be延缓了Mg₂Si相的分解, 促进了 π -AlSiMgFe相向 β -AlFeSi相的转变。 π -AlSiMgFe相结构形貌的加速转变在提升强化效果的同时, 也减弱了 π -AlSiMgFe相对基体的割裂作用, 进而同步提升合金的强塑性。

关键词: 铝合金; Be; π -AlSiMgFe相; β -AlFeSi相; 强塑性

中图分类号: TG146.21

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2025)06-1596-07

1 引言

铝合金因其密度低、加工性和成形性好等特点, 在航空航天领域备受青睐^[1]。其中, 亚共晶Al-Si-Mg合金已在航天器机身以及大型密封舱体等结构中中得到广泛应用^[2-4]。但在铸态合金中往往存在粗大的共晶硅、含铁相(汉字状 π -Fe(AlSiMgFe)相、板条状 β -Fe(AlFeSi)相)等第二相, 这会严重割裂基体, 降低合金塑性。

研究表明, 固溶处理可以明显改善共晶硅^[5-6]及含铁相形貌^[7-10], 使粗大第二相发生“熔断”, 从而降低对基体的割裂作用。Murali^[11-12]和Tan^[13-15]等人则从合金化角度研究了Be的作用。发现微量Be可以有效改善Al-Si-Mg合金在热处理后的含铁相形貌, 提升材料的力学性能; 在中和Fe杂质的同时, Be元素还可以抑制铸造过程中Mg的烧损, 提升铸件品质。因此, Be是Al-Si-Mg铸造合金最常用的微合金化元素。但是, 热处理过程中Be对含铁相影响的作用尚不明确。为此, 本工作设计了Be与不同固溶处理工艺相结合的系列实验, 着重研究Be对 π -AlSiMgFe相向 β -AlFeSi相转变过程的影响, 并通过热处理的调控改善共晶硅及含铁相形貌, 以期全面提升亚共晶Al-Si-Mg合金整体性能, 为实际生产提供理论依据。

2 实验

本实验的原材料包括纯金属(Al(99.9%), Mg(99.9%))

和中间合金(Al-20Si、Al-5Ti、Al-3Be)。将纯Al与Al-20Si、Al-5Ti、Al-3Be中间合金交替放置于石墨坩埚中, 原料熔化后加入纯Mg, 再使用Al-10Sr(0.03wt% Sr)和Al-5Ti-B(1wt%)中间合金对铝液进行变质、细化处理, 氩气精炼10 min后, 将690 °C铝液浇入200 °C预热钢模具中, 制备出Al-6.5Si-0.7Mg(0Be)和Al-6.5Si-0.7Mg-0.03Be(0.03Be)2种合金铸锭。将2种合金各分割成5组, 其中1组保持铸态状态, 其余4组分别在540 °C下固溶处理1、2、4和10 h, 然后水淬(60 °C); 固溶样品均在165 °C下进行8 h的时效处理。

采用直读光谱仪对铸态实验合金的化学成分进行分析(表1)。采用金相显微镜(OM, OLYMPUS BX51)对材料进行显微组织观察及断裂源分析。热处理态样品在10vol% NaOH溶液(60 °C)中腐蚀10 min, 然后用硝酸彻底清洗。使用配备能谱仪的高分辨场发射扫描电镜(SEM, IT800-SHL)对样品的显微组织和断口形貌进行观察分析。通过电子探针(EPMA, JXA-8530F PLUS)进行第二相成分分析。通过室温拉伸试验机(Instron-1186)测试材料力学性能, 拉伸速率为2 mm/min, 拉伸试样尺寸如图1所示。至少3个拉伸试样的结果平均值作为每组实验的最终力学性能。采用Image Pro Plus 6.0软件对第二相形貌尺寸进行定量分析, 第二相面积分数(F)、等效直径(D)以及共晶硅长径比(R)分别可表示为:

收稿日期: 2024-06-28

基金项目: 国家自然科学基金(52174357)

作者简介: 孙业涛, 男, 1998年生, 硕士生, 大连理工大学辽宁省凝固控制与数字化制备技术重点实验室, 辽宁 大连 116024, 电话: 0411-84706114, E-mail: 1596854136@mail.dlut.edu.cn

表1 合金化学成分

Table 1 Chemical compositions of the alloys (wt%)

Alloy	Si	Mg	Fe	Ti	Sr	Be	Al
0Be	6.57	0.70	0.15	0.12	0.03	0	Bal.
0.03Be	6.59	0.72	0.14	0.11	0.03	0.03	Bal.

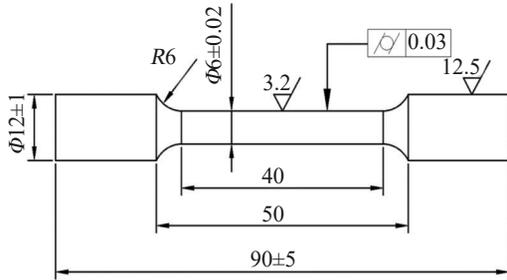


图1 拉伸试样尺寸

Fig.1 Dimensions of tensile specimen

$$F = \sum_{i=1}^N \frac{A_i}{A} \quad (1)$$

$$D = \sum_{i=1}^N \frac{D_i}{N} \quad (2)$$

$$R = \frac{L}{W} \quad (3)$$

其中, N 为测量对象总数量; A_i 为第二相面积; A 为测量区域总面积; D_i 为第二相直径; L 为共晶硅颗粒长度; W 为共晶硅颗粒宽度。

3 结果与讨论

0Be和0.03Be合金的铸态组织如图2所示。Be的加入并未产生显著差异,铸态显微组织特征均为 α -Al枝晶间分布着纤维状或层片状共晶硅以及少量含铁相。当合金Mg含量高于0.4wt%时,组织中含铁相以汉字状 π -Fe(AlSiMgFe)相为主^[7-8,16]。0Be和0.03Be合金中0.7wt%的Mg使得 π -Fe相尤为发达。

图3为不同固溶处理条件下2种合金深腐蚀样品中共晶硅典型形貌。图4是对常规金相样品多视场SEM观察分析得出的共晶硅长径比和等效直径的统计结果。经过1h的固溶处理,共晶硅皆呈长条状,无明显差异。随着固溶处理时间的增加,长条状共晶硅溶解或破碎成短棒状,并逐渐钝化成颗粒状。10h后,0Be合金共晶硅长径比由铸态的2.5下降至1.8,0.03Be合金则由2.5降至

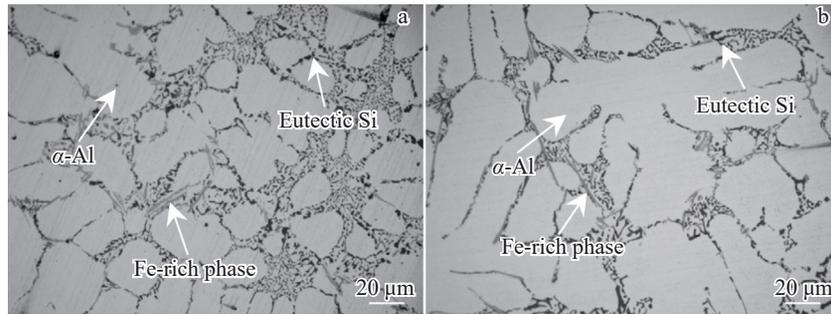


图2 铸态0Be和0.03Be合金金相组织

Fig.2 Microstructures of as-cast 0Be (a) and 0.03Be (b) alloys

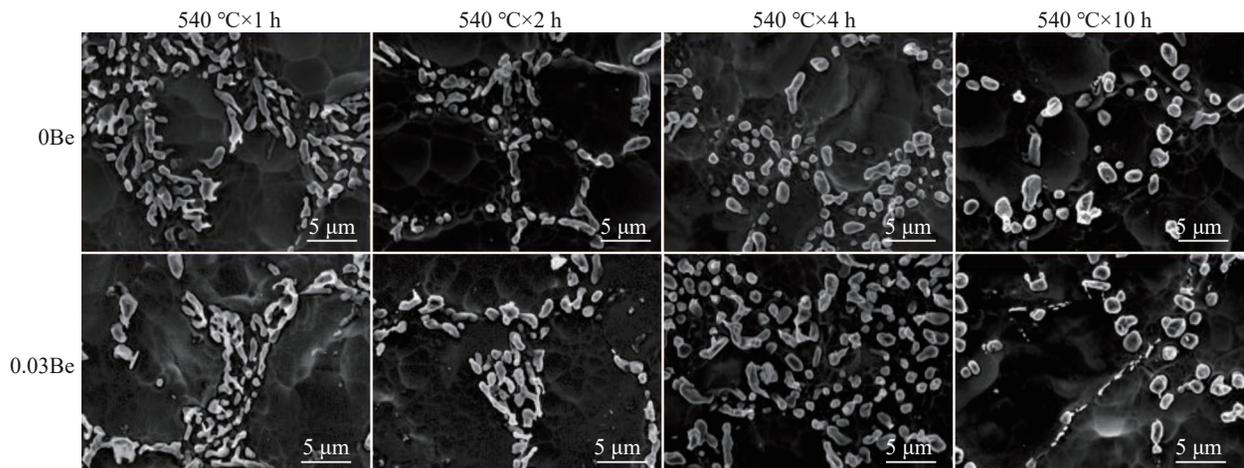


图3 不同固溶处理时间0Be和0.03Be合金共晶硅SEM图像

Fig.3 SEM images of eutectic Si of 0Be and 0.03Be alloys after different durations of solution treatment

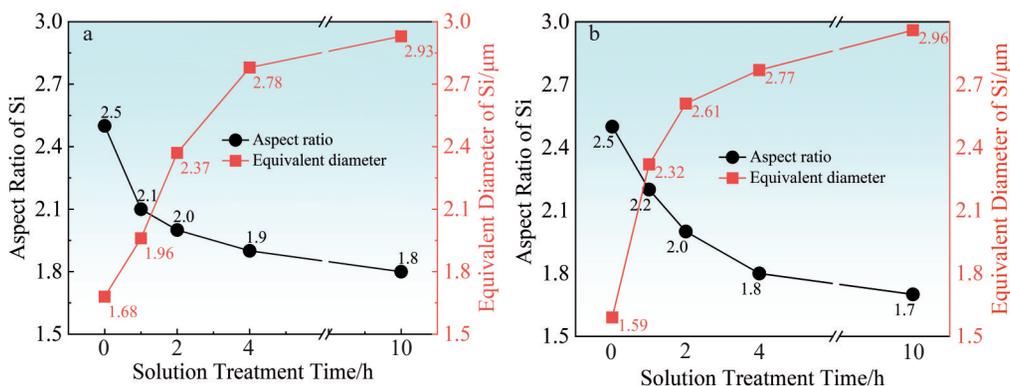


图4 不同状态0Be和0.03Be合金共晶硅长径比和等效直径的统计

Fig.4 Statistics of aspect ratio and equivalent diameter of eutectic Si after solution treatment for different time: (a) 0Be alloy; (b) 0.03Be alloy

1.7; 0Be合金共晶硅等效直径由铸态下的1.68 μm上升至2.93 μm, 0.03Be合金由1.59 μm升到2.96 μm。总的来说, 随固溶时间的延长, 2种合金共晶硅形貌的变化趋势基本一致(长条状→颗粒状→圆球状→球状膨胀)。Be元素对Al-Si-Mg合金中共晶硅的溶解、破碎、钝化过程无明显影响。

铸态0.03Be合金中, 含铁相主要以粗大汉字状π-AlSiMgFe相为主, 难以观察到β-AlFeSi相的存在(图2b)。然而, 短时的固溶处理, 情况就发生了明显的变化。图5是固溶处理态(2 h)0.03Be合金的EPMA分析, 表2为图5中金属间化合物相的成分组成。可以确认, 灰色粗大汉字状π-AlSiMgFe(Al₈FeMg₃Si₆)相周围伴生着白色颗粒状β-AlFeSi(Al₃FeSi)相, 表明合金中已发生

π-Fe→β-Fe转变的过程。

随固溶处理时间的延长, 2种合金中的π-Fe→β-Fe转变进程、含铁相形貌演变如图6所示。对0Be合金进行1 h固溶处理, 铸态下汉字状π-AlSiMgFe相已开始发生溶断, 尺寸变小; 但直至固溶处理10 h后, 才观察到少量颗粒状β-AlFeSi相, 因此大部分含铁相仍以较粗大的π-AlSiMgFe相形式存在。0Be合金中, π-AlSiMgFe相面积分数由铸态下的2.8%降至固溶处理10 h后的1.7%, 等效直径由7.81 μm降至5.96 μm(图7a)。铸态0.03Be合金中, π-AlSiMgFe相的面积分数和等效直径分别为2.1%、7.78 μm, 均低于0Be合金。固溶处理1 h后, 0.03Be合金中即可以观察到部分汉字状π-AlSiMgFe相向颗粒状β-AlFeSi相的转变, π-AlSiMgFe相面积分数和

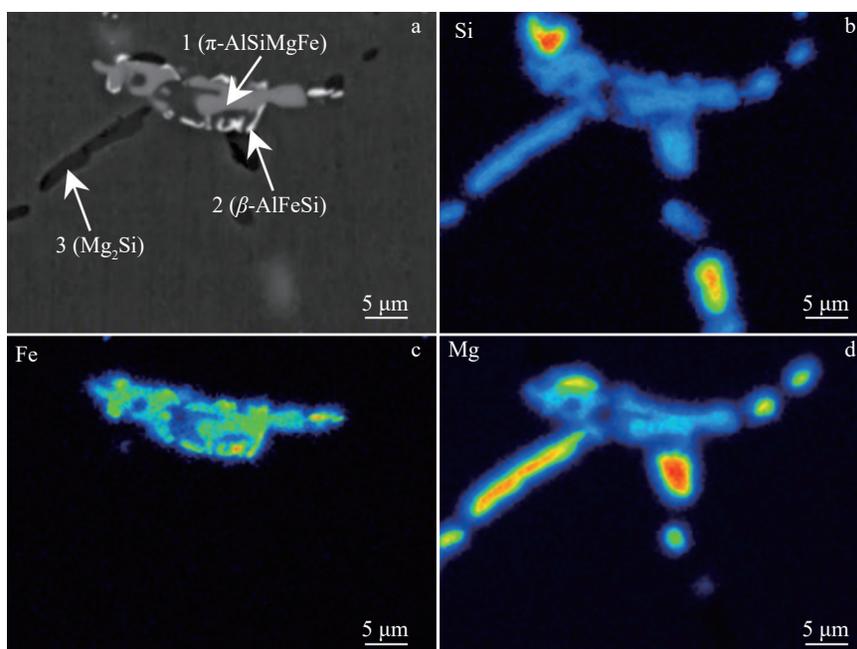


图5 固溶处理2 h后0.03Be合金背散射图像及Si、Fe、Mg元素面分析

Fig.5 BSE image (a) and Si (b), Fe (c) and Mg (d) element mappings of 0.03Be alloy after solution treatment for 2 h

表2 图5中金属间化合物相的化学成分
Table 2 Chemical composition of the intermetallic compounds in Fig.5 (at%)

Point	Phase identification	Al	Si	Mg	Fe
1	π -Fe ($Al_8FeMg_3Si_6$)	52.5	28.1	14.2	5.2
2	β -Fe (Al_5FeSi)	69.9	16.2	0.1	13.8
3	Mg_2Si	28.2	24.0	47.8	0

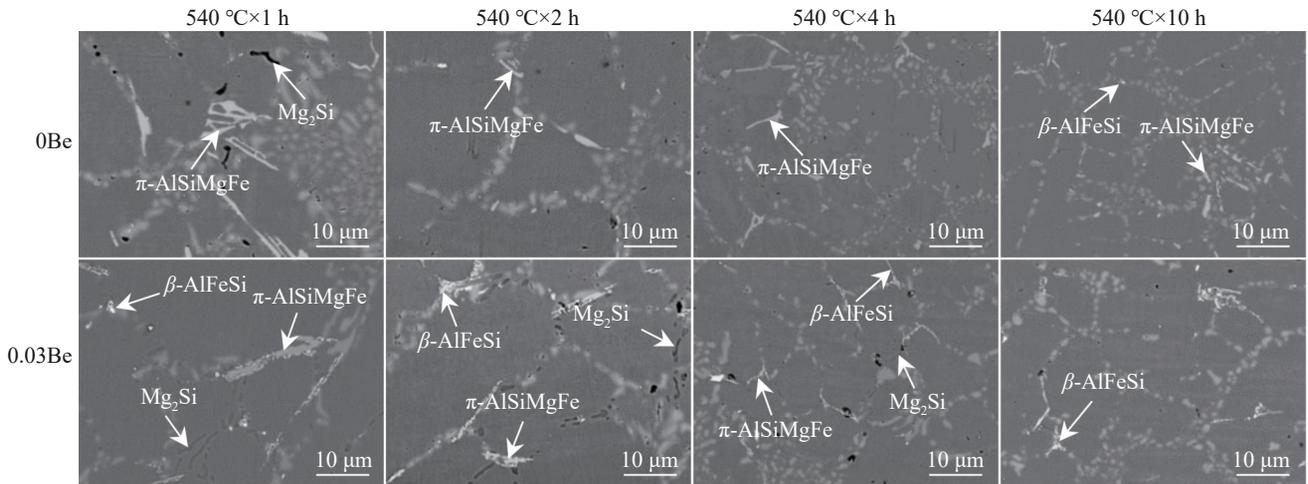


图6 不同固溶处理时间0Be和0.03Be合金SEM图像

Fig.6 SEM images of 0Be and 0.03Be alloys after solution treatment for different durations

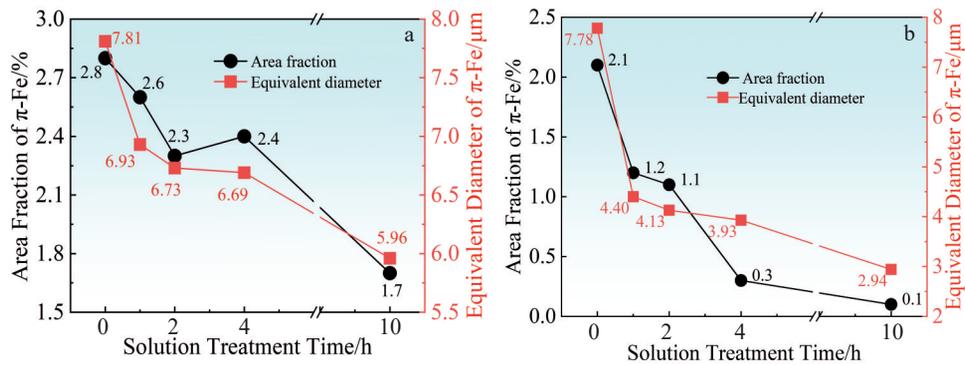


图7 不同状态0Be和0.03Be合金 π -Fe相面积分数和等效直径的统计

Fig.7 Statistics of area fraction and equivalent diameter of π -Fe phase after solution treatment for different time: (a) 0Be; (b) 0.03Be

等效直径显著降低至1.2%、4.40 μm ,甚至明显低于0Be合金固溶处理10 h(1.7%、5.96 μm)后的水平。固溶处理4 h后,面积分数进一步降至0.3%(图7b),表明 π -AlSiMgFe相基本转变成颗粒状 β -AlFeSi相。与 $\pi \rightarrow \beta$ 转变不同,0Be合金中 Mg_2Si 相在固溶处理2 h后即已全部溶解,但4 h固溶处理的0.03Be合金中依旧存在 Mg_2Si 过剩相。我们据此推测,Be在加速 $\pi \rightarrow \beta$ 转变进程的同时,延缓了 Mg_2Si 相的分解。

2种合金固溶处理10 h后的元素面分析如图8所示。0Be合金中的含铁相大部分仍以 π -AlSiMgFe相为主(图8a);0.03Be合金中的 π -AlSiMgFe相则基本转变为

β -AlFeSi相,缺陷处呈现明显的Mg聚集现象(图8b)。540 $^{\circ}C$ 固溶处理条件下,Mg在Al-7Si合金基体中的极限溶解度为0.62wt%^[8,17];饱和后,Mg会向样品表面或孔洞等缺陷处扩散偏聚^[18]。

综上所述,图9示意性给出了0Be和0.03Be合金中第二相转变过程。1 h固溶处理后,0Be合金中大量 Mg_2Si 快速溶解,同时 π -AlSiMgFe相发生部分溶解,尺寸减小,但结构未变;而0.03Be合金中已开始 $\pi \rightarrow \beta$ 转变。固溶处理2 h后,0Be合金中的 Mg_2Si 相全部溶解。延长时至4 h,含铁相仍以尺寸较大的 π -AlSiMgFe相为主;0.03Be合金中 π -AlSiMgFe相则几乎全部转变为颗粒状

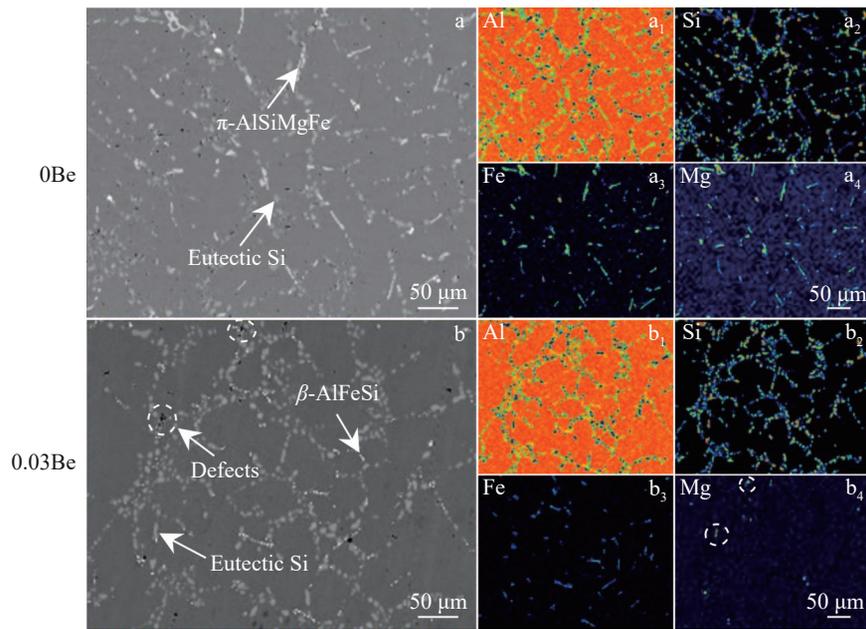


图8 0Be和0.03Be合金背散射电子照片及EPMA元素面分析

Fig.8 BSE images (a-b) and EPMA element mappings (a₁-a₄, b₁-b₄) of 0Be and 0.03Be alloys

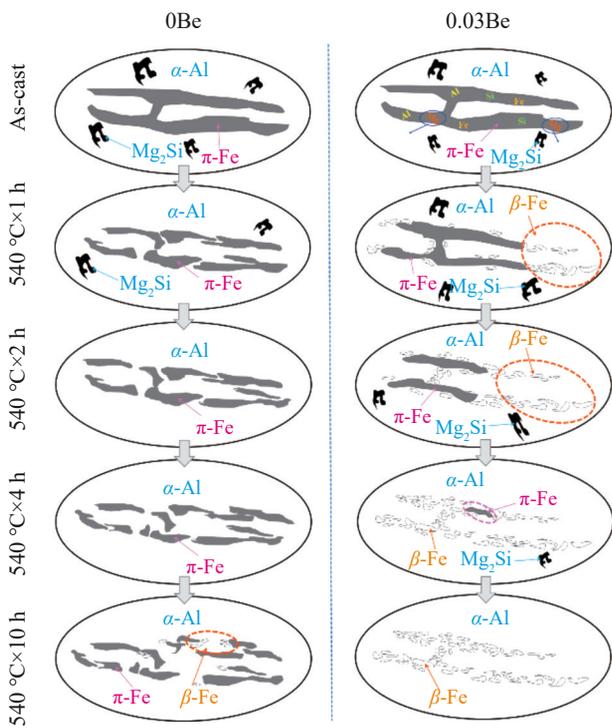


图9 0Be和0.03Be合金含铁相转变过程示意图

Fig.9 Transformation process diagrams of Fe-rich phase in 0Be and 0.03Be alloys

β-AlFeSi相,但仍能观察到Mg₂Si过剩相。延长固溶时间至10 h,0Be合金中才能观察到π→β转变;此时,0.03Be合金中的π-AlSiMgFe相已完全消失,Mg₂Si相也完全分解。可以认为,Be延缓了Mg₂Si相的分解,促进了π-AlSiMgFe相向β-AlFeSi相的转变。

图10给出了0Be和0.03Be合金在不同T6热处理条件下的拉伸性能。0Be合金在固溶处理2 h后抗拉强度即达到最高值(301 MPa),增加固溶时间,抗拉强度逐渐降低,延伸率逐渐升高。0.03Be合金固溶1 h时强度为285 MPa,延伸率为5.5%,随着固溶处理时间的延长,强度和塑性获得同步提升,4 h固溶处理后,强度和伸长率已经达到314 MPa和8.3%,固溶处理10 h后材料的性能与4 h相比增幅不大。

图11是两合金在不同固溶处理条件下的合金断口分析。0Be合金在固溶处理2 h后,Mg₂Si相的全部固溶增强了后续的析出强化效果,此时合金强度最高,断裂源为共晶硅和π-AlSiMgFe相。随固溶时间的延长,π-AlSiMgFe相尺寸减小,对基体割裂作用有所降低;另外,共晶硅的粗化一定程度上不利于合金强度提升,但圆整度的提高会减弱尖锐形貌引起的应力集中,使得合金强度降低,塑性提升。在短时固溶(1 h、2 h)后,0.03Be合金的主要断裂源也是共晶硅和π-AlSiMgFe相。长时间固溶(4 h、10 h)后,π-AlSiMgFe相逐渐消失,共晶硅成为主要断裂源,材料塑性不断提升。另外,Be减缓了粗大含铁相对基体割裂作用的同时,含铁相的碎化、弥散分布在一定程度上促进了合金强度的提升。因此,0.03Be合金实现了强塑性的同步提升。尽管如此,4 h固溶处理即完成的π→β转变及与10 h固溶处理接近的共晶硅圆整度,意味着性能增益随固溶延时不断降低。

图12为不同状态下2种合金的拉伸断口形貌。短时间固溶时,拉伸断口光滑,解理面面积大,这是因为合金在拉伸时优先从粗大含铁相和尖锐共晶硅处断裂。延长

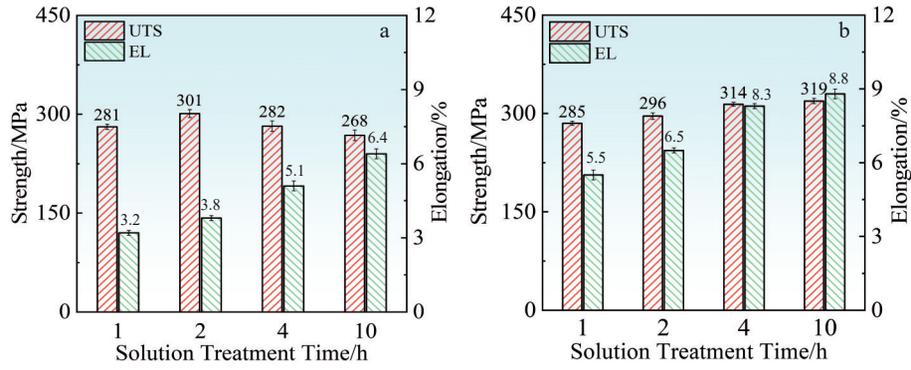


图10 不同固溶处理时间0Be和0.03Be合金力学性能

Fig.10 Mechanical properties of 0Be (a) and 0.03Be (b) alloys after solution treatment for different durations

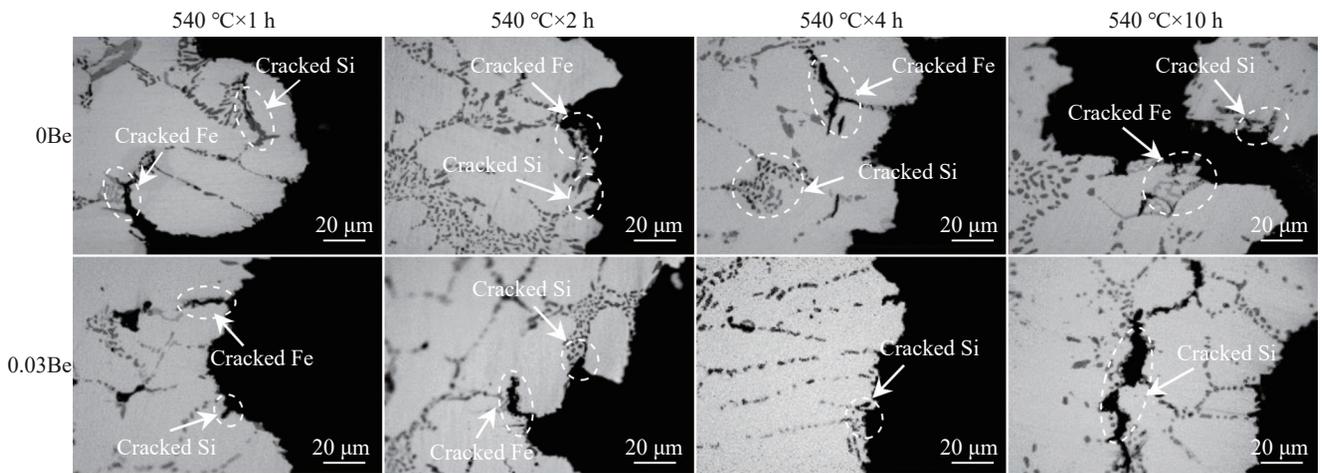


图11 不同固溶处理时间0Be和0.03Be合金断口分析

Fig.11 Fracture analyses of 0Be and 0.03Be alloys after solution treatment for different durations

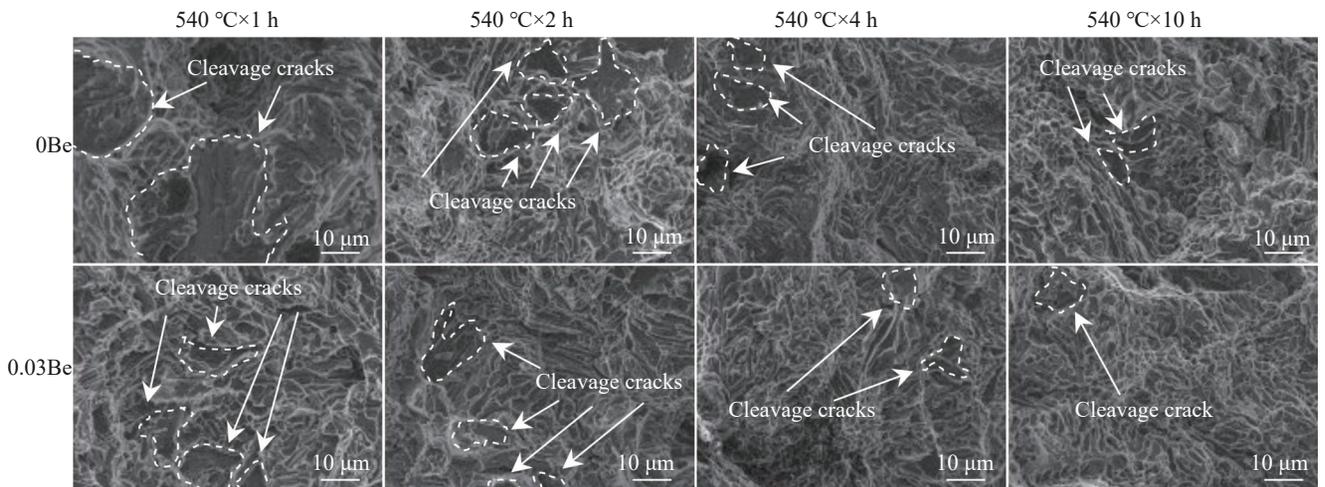


图12 不同固溶处理时间0Be和0.03Be合金拉伸断口形貌

Fig.12 Tensile fracture morphologies of 0Be and 0.03Be alloys after solution treatment for different durations

固溶时间,含铁相尺寸减小、共晶硅不断圆整化,使得拉伸断裂的解理面尺寸减小、数量变少。相较0Be合金,

0.03Be合金断口的韧窝小而深,表明0.03Be合金断裂过程吸收了更多的能量,塑性明显改善。

4 结论

1) Be 元素对 Al-Si-Mg 合金中共晶硅的溶解、破碎、钝化过程无显著影响。

2) Be 延缓了 Mg_2Si 相的分解, 促进了 π -AlSiMgFe 相向 β -AlFeSi 相的转变, 减弱粗大含铁相对基体割裂作用的同时, 利于强度提升。

3) Be 元素显著提升了 Al-Si-Mg 合金的热处理性能。0.03Be 合金的强度、塑性由固溶处理 1 h 时的 285 MPa、5.5% 提升到固溶处理 4 h 时的 314 MPa、8.3%, 实现强塑性的同步提升。继续延长固溶时间, 合金性能提升有限。

参考文献

References

- [1] Dursun T, Soutis C. *Materials and Design*[J], 2014, 56: 862
- [2] Heinz A, Haszler A, Keidel C *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2000, 280(1): 102
- [3] Qin Lanyun(钦兰云), Pang Shuang(庞爽), Yang Guang(杨光) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2017, 46(6): 1596
- [4] Starke E A, Staley J T. *Progress in Aerospace Sciences*[J], 1996, 32(2-3): 131
- [5] Jiang Longtao(姜龙涛), Wu Gaohui(武高辉), Yang Wenshu(杨文澍) *et al. Transactions of Nonferrous Metals Society of China*(中国有色金属学报)[J], 2010, 20(11): 2124
- [6] Zhong Chongyu(仲崇宇), Fang Canfeng(房灿峰), Wang Rong(王蓉) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2022, 51(12): 4788
- [7] Elsharkawi E A, Samuel E, Samuel A M *et al. Journal of Materials Science*[J], 2010, 45: 1528
- [8] Taylor J A, St John D H, Barrsei J *et al. Materials Science Forum*[J], 2000, 331-337: 277
- [9] Lin B, Zhang W W, Zhao Y L *et al. Materials Characterization*[J], 2015, 104: 124
- [10] Yao J Y, Taylor J A. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2012, 519: 60
- [11] Murali S, Raman K S, Murthy K S S. *Materials Science and Engineering A*[J], 1995, 190(1-2): 165
- [12] Murali S, Muthukkaruppan S, Raman K S *et al. Materials Science and Technology*[J], 1997, 13(4): 337
- [13] Tan Y H, Lee S L, Wu H Y. *International Journal of Fatigue*[J], 1996, 18(2): 137
- [14] Tan Y H, Lee S L, Lin Y L. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 1995, 26(11): 2937
- [15] Tan Y H, Lee S L, Lin Y L. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 1995, 26(5): 1195
- [16] Caceres C H, Davidson C J, Griffiths J R *et al. Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 1999, 30(10): 2611
- [17] Rometsch P A, Arnberg L, Zhang D L. *International Journal of Cast Metals Research*[J], 1999, 12(1): 1
- [18] Long H C, Chen J H, Liu C H *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2013, 566: 112

Effect of Be on Transformation of Fe-containing Phase of Al-Si-Mg Alloy During Heat Treatment

Sun Yetao¹, Feng Jietao¹, Yin Jiabin², Wang Rong¹, Wang Deqing², Li Chengjun¹, Wang Yingmin³, Fang Canfeng¹

(1. Key Laboratory of Solidification Control and Digital Preparation Technology (Liaoning Province), Dalian University of Technology, Dalian 116024, China)

(2. Hubei Sanjiang Aerospace Wanfeng Technology Development Co., Ltd, Xiaogan 432100, China)

(3. Key Laboratory of Materials Modification by Laser, Ion and Electron Beams, Ministry of Education, Dalian University of Technology, Dalian 116024, China)

Abstract: To investigate the effect of Be on the transformation of Fe-containing phases during solution treatment, a series of experiments combining Be with different solution treatment processes were designed, and the intrinsic relationship between its effect on the morphology of eutectic silicon and Fe-containing phases and the mechanical properties was studied, aiming to improve the overall performance of the hypoeutectic Al-Si-Mg alloy. The results show that Be delays the decomposition of Mg_2Si phase and promotes the transformation of π -AlSiMgFe phase to β -AlFeSi phase. The accelerated transformation of the structure and morphology of π -AlSiMgFe phase not only enhances the strengthening effect, but also weakens the cleavage effect of π -AlSiMgFe phase on the matrix, thus synchronously improving the strength and plasticity of the alloy.

Key words: aluminium alloy; Be; π -AlSiMgFe phase; β -AlFeSi phase; strength and plasticity

Corresponding author: Fang Canfeng, Ph. D., Professor, Key Laboratory of Solidification Control and Digital Preparation Technology (Liaoning Province), Dalian University of Technology, Dalian 116024, P. R. China, Tel: 0086-411-84706114, E-mail: fcf@dlut.edu.cn