

ZL101A 铝合金铸造 - 热处理一体化工艺

张 硕¹, 陈元筠¹, 原 超²

(1. 烟台路通精密科技股份有限公司, 山东烟台 264006; 2. 山东大学材料科学与工程学院, 山东济南 250061)

摘要: 为了节约能源, 降低生产成本, 研究了ZL101A铝合金铸造-热处理一体化工艺, 即铸件出模后直接进行固溶和后续的人工时效。利用铸件的余热, 实现了铸造和热处理的连续作业, 并在固溶阶段将保温时间缩短为T6处理的一半。铸件经铸造-热处理一体化工艺处理后, 抗拉强度达305 MPa, 伸长率为4.64%。与T6热处理工艺比较, ZL101A铝合金经一体化处理后, 强度与T6工艺处理相近, 伸长率比T6处理有所降低, 但达到了国标要求, 而且工时缩短50%左右, 能耗减少将近35%。

关键词: ZL101A; T6热处理; 一体化; Mg₂Si; 组织与性能

铝合金以其优异的比强度和比刚度成为汽车轻量化的首选材料, 使用比例逐年升高^[1], 其中以ZL101A合金为材料的铸造铝合金凭借其轻量化指标和优良的铸造、热处理、加工性能及良好的强度、塑性^[2], 成为目前汽车轮毂制造中使用最多的铝硅系铸造合金^[3]。为了更好地响应国家节能降耗减排的号召, 探索出能够满足顾客需求且节能的热处理工艺是必然的趋势^[4]。为了达到提高效率、节约能源的目的, 将不同的传统工艺合并是重要的发展途径, 例如铸锻一体化工艺^[5], 就是将铸造工艺和锻造工艺合并的现代制造工艺。

基于此, 山东烟台路通精密科技股份有限公司在汽车用铝合金生产方面开展了铸造与热处理连续作业的生产验证, 提出了“铸造-热处理一体化”工艺(以下简称一体化), 即将铸造ZL101A铸件出模后直接进行固溶处理和后续人工时效。铝合金铸件通常是将铸造冷却后的铸件再经固溶和时效处理以提高其力学性能^[6-7]。本研究提出的一体化工艺略掉了铸件出模冷却的过程, 直接将出模的铸件进行固溶处理, 利用铸件的余热, 实现铸造和热处理连续作业, 并将固溶时间缩短一半。这样既缩短了工时, 节约了能源, 又降低了生产成本。通过比较T6热处理和一体化工艺后合金的组织与性能, 探讨并证明了一体化工艺的可行性。

1 试验方法

1.1 试验材料及工艺

采用Al-7%Si合金铸锭和纯度为99.9%的纯镁锭。所用的坩埚是5 kg的石墨粘土坩埚, 并在坩埚内部喷涂Al₂O₃涂料。将铝块放在中频感应炉中加热, 待金属熔化之后温度达720℃时将Mg加入, Mg熔化后将合金转移到电阻炉进行保温, 温度保持在720~730℃, 5 min后进行扒渣, 浇注前模具预热至300℃, 然后浇注多组标准的拉伸力学试棒(见图1)。使用光谱仪对浇注合金进行成分测定, 所得合金成分如表1。出模后, 分别采用T6工艺和一体化工艺对铸件进行热处理。

在以上两种热处理工艺中, 固溶处理时的升温速率均为5℃/min, 两种工艺的区别有两点: ①T6处理是将铸件冷却到室温后再进行固溶处理, 而一体化处理是将出模后的铸件(不低于300℃)直接转移到保温炉中进行固溶处理, 中间转移时间不超过10 s; ②T6处理固溶时间为360 min, 而一体化处理固溶时间为180 min。以上两种

作者简介:

张 硕(1968-), 男, 博士, 主要研究方向为铝、镁合金铸造。E-mail: shuo.zhang@lutonggroup.com

中图分类号: TG27

文献标识码: B

文章编号: 1001-4977(2019)05-0501-07

收稿日期:

2018-11-21 收到初稿,
2019-01-02 收到修订稿。

工艺的温度-时间曲线如图2所示, 图中a、b所示为一体化工艺比T6工艺节省的时间。经计算, 采用一体化工艺节省时间50%左右, 同时也节省了能耗, 达到了节约时间、减少能耗、提高工效的目的。

1.2 试验测试

1.2.1 组织及结构

分别对T6和一体化处理的固溶和时效组织进行取样观察, 取样位置见图1。将样品进行粗磨、细磨、剖光、腐蚀之后, 在LEICA DM2700 M金相显微镜(OM)和Hitachi SU-70场发射扫描电镜(SEM)对其微观组织进行观察。腐蚀分为浅腐蚀和深腐蚀, 浅腐蚀用10%NaOH溶液腐蚀5 s后在金相显微镜下观察组织; 深腐蚀用10% HCl溶液腐蚀5 min后在扫描电镜下观察。用X射线衍射仪(XRD)对样品进行物相分析。

1.2.2 性能测试

将标准的拉伸力学试样在CMT700万能试验机上进行室温拉伸试验, 拉伸速率为2 mm/min, 每种工艺至少进行3组试验, 并对结果进行统计分析。

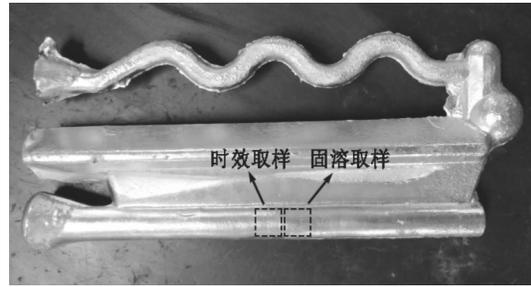


图1 加工试棒毛坯图

Fig. 1 Test specimen and sampling locations

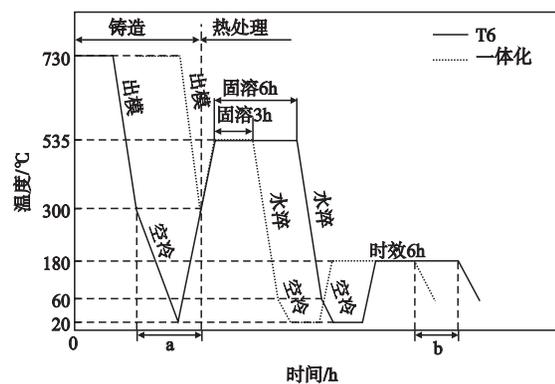


图2 两种热处理工艺制度

Fig. 2 Two kinds of heat treatment processes

2 试验结果与分析

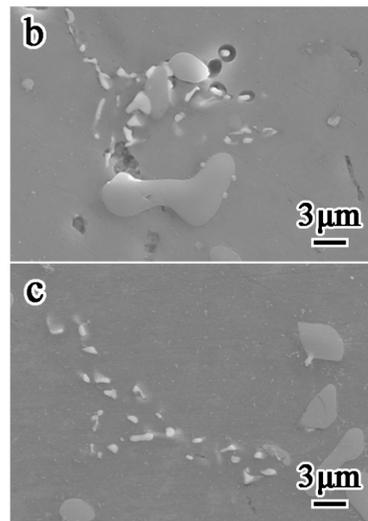
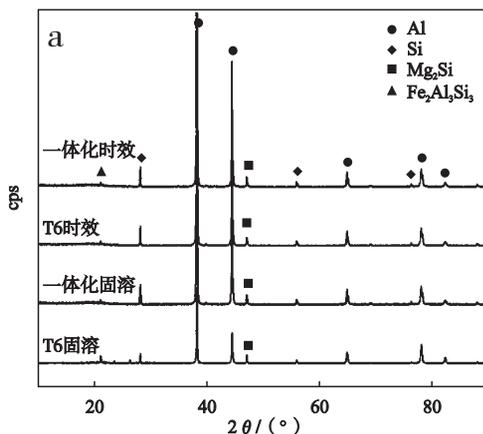
2.1 物相组成

图3a为两种工艺固溶和时效之后的XRD图谱。可以看出, 两种合金固溶和时效之后均含有 α -Al基体、共晶Si相以及强化相 Mg_2Si 。除此之外, 还发现两种合金中均含有Fe的杂质 $Al_3Fe_2Si_3$, 并对这一相做了扫描电镜进行分析。如图3b、c分别为T6和一体化处理后的时

表1 ZL101A合金的化学成分

Table 1 Chemical composition of ZL101A alloy $w_B/\%$

Si	Mg	Ti	Fe	Al
7.170	0.362	0.111	0.153	余量



(a) XRD图谱; (b) T6处理后SEM; (c) 一体化处理后SEM

图3 两种工艺固溶和时效后的XRD图谱和扫描电镜照片

Fig. 3 XRD patterns and SEM images of alloys with T6 treatment and ICHT

效组织扫描电镜照片, 显示了这类含铁杂质呈现细长的针状或板片状(图中白色组织)。这种杂质相的存在会使合金的韧性和耐腐蚀性有所下降, 而且合金液的补缩能力也会变差, 有可能会造成铸造缺陷, 产生气孔^[8]。因此, 在熔炼铸造阶段应尽可能减少杂质元素Fe的引入量。

2.2 固溶组织分析

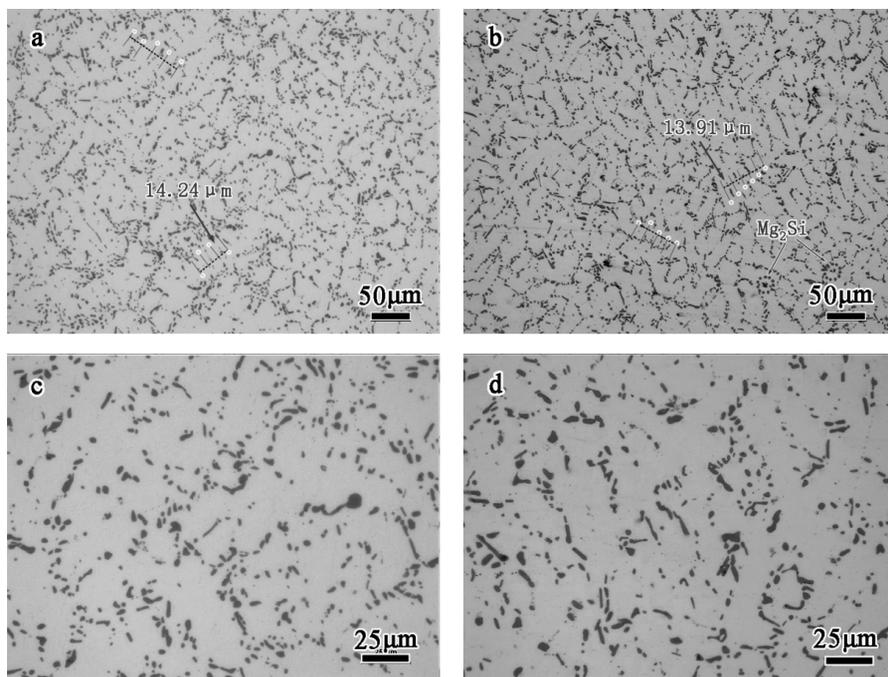
图4所示为固溶之后的金相组织。观察发现, 两种固溶制度之后的合金主要是由 α -Al基体和共晶硅组成, 且二者的 α -Al基体组织的大小和形貌差别不大。这是由于 α -Al基体相的形成主要是由铸造过程中的快速凝固所主导的, 二者的铸造过程没有区别, 采用枝晶法对二次枝晶间距进行测量计算^[9-10], T6和一体化的二次枝晶间距分别为14.24 μm 和13.91 μm , 差别不大; 而二者的共晶硅相还是有所差异, 一体化的Si相呈现稍显粗大的短棒状, 但T6的Si相大部分呈圆球状、粒状, 且更加细小弥散。这是因为ZL101A在530~540 $^{\circ}\text{C}$ 进行固溶处理时, Mg、Si元素可以固溶到 α -Al基体中, 形成过饱和固溶体, 使得共晶Si可以熔断, 虽略显粗化, 但Si相更加圆整, 形态由纤维状转换为粒状, 除共晶Si固溶充分之外, 强化相的固溶更加完全^[11]。本试验中, T6热处理的固溶时间为6 h, 而一体化处理为3 h。

这就使得一体化处理的Si相固溶不够充分, 只有部分被溶解到 α -Al基体中, 因此它的形态呈现短棒状, 而T6处理时间比较充分, 固溶更加完全, 因此固溶之后的形态呈现粒状。

两种不同热处理工艺的 Mg_2Si 强化相差别较大。在T6处理的合金中很难找到 Mg_2Si 强化相, 而在一体化处理的合金中可以看到一些稍显粗大的 Mg_2Si 。这是因为固溶处理的保温时间决定了 Mg_2Si 溶入 α -Al基体中的程度。强化相的扩散速度越大, 则保温时间越短; 而强化相 Mg_2Si 的扩散速度较大^[12], 因此T6处理固溶6 h后大部分 Mg_2Si 已经完全固溶到铝基体中, 虽会剩余一些未溶解的 Mg_2Si , 但其尺寸是纳米级别^[13-14], 在光学显微镜和扫描电镜下也难以发现; 而一体化处理之后却可以看到一些稍微粗大的 Mg_2Si , 如图所示。这些稍微粗大的 Mg_2Si 主要分布在晶界处, 与共晶Si的形貌比较相似, 这是因为一体化处理固溶时间较短, Mg原子不能充分溶入到 α -Al基体中, 因此未能溶入的 Mg_2Si 会保留在晶界处, 呈现粗大的形态。

2.3 时效组织分析

分别对T6和一体化时效处理之后试样进行光谱测定, 其中的元素含量如表2和表3所示。可以发现, 两种合金的元素含量差别不大。



(a)、(c) T6处理; (b)、(d) 一体化处理

图4 合金固溶金相组织

Fig. 4 Metallographic structure of solution treated alloy

图5为合金时效组织，其中图5a、b分别为T6和一体化处理后的金相组织，图5c、d分别为T6和一体化处理后的合金在10%的HCl溶液深腐蚀5 min后的共晶组织。可以发现，时效后的组织虽有所差别，但差异不是很大。

如图5a所示，经T6时效处理后的铸件中，呈现粒状的Si相还是在晶界处均匀分布。一体化时效处理后的铸件少部分Si相依旧不圆整。如图5b所示，在固溶过程中未溶断的共晶Si相仍然呈短棒状保留至时效组织中，这种粗大的Si相会割裂铝基体，使合金的力学性能降低^[15]。经HCl深腐蚀发现，T6处理后的Si相呈现小块的珊瑚状（图5c圆圈内），尺寸在15~20 μm左右，且分布较为弥散；而一体化的Si相在三维空间呈现片状（图5d圆圈内），宽度在30 μm左右，且分布比较集中。这种集中分布的大片Si相会割裂基体，降低合金的力学性能。分别对T6和一体化时效处理后的Si颗粒粒径做了统计分析，计算结果为：T6处理后Si颗粒的平均粒径为4.45 μm，一体化处理后的平均粒径为5.27 μm，相差很小。除此之外，一体化时效后的强化相Mg₂Si有所粗化（图5b）。这是由于Mg₂Si在固溶阶段并没有充分固溶到基体中，在时效阶段新析出的Mg₂Si会依附在这些未溶入到铝基体中的Mg₂Si相继续生长，从而导致第二相粗化。虽然有所粗化，但其尺寸依旧很小，比T6处理后的Mg₂Si数量要多且弥散，这种弥散分布的Mg₂Si强化相对基体的强化作用会优于T6处理。

2.4 Mg₂Si 强化相分析

在固溶时，Mg和Si原子先溶入到α-Al基体；时效时，Mg₂Si相呈弥散析出；α-Al基体的结晶点阵发生畸变，使合金强化，强度显著提高，但Mg₂Si又会使合金的伸长率有所降低^[16]。因此，在ZL101A中，Mg₂Si是非常值得关注的强化相。但由于在ZL101A中Mg含量比较低（0.3%左右），而且在固溶过程中大量的Mg原子已溶入基体中，即使在时效后会析出Mg₂Si相，但由于其弥散分布，且析出的基本为纳米级别，因此在金相显微镜和扫描电镜下很难观察到Mg₂Si的差异。因此，本研究将合金中的Mg含量提高到1%，专门研究两种热处理工艺下强化相Mg₂Si的变化。

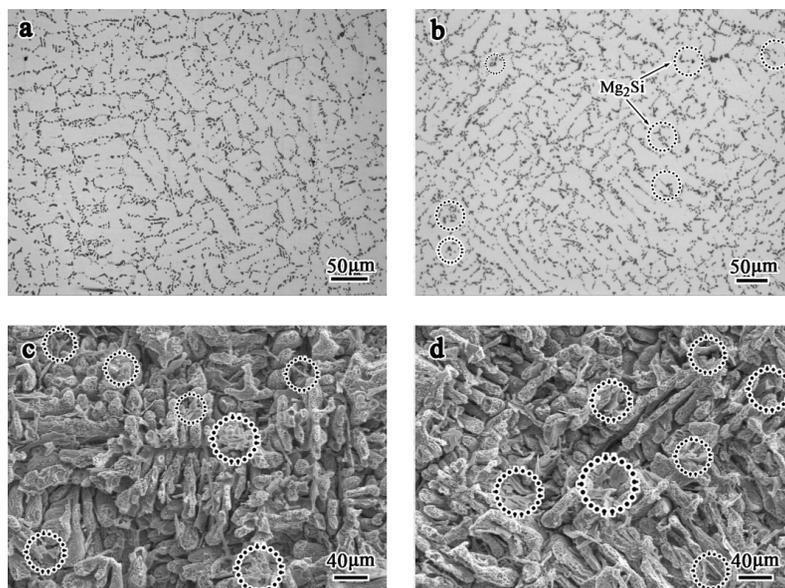
图6为将Mg含量提高到1%后两种热处理工艺下固溶后的金相以及扫描电镜照片。可以发现，金相显微镜下和扫描电镜下均可以明显观察到Mg₂Si。图6a、b是两种工艺处理后的金相组织。如图6a所示（T6处

表2 T6条件下时效处理后合金的化学成分
Table 2 Chemical composition of alloy with T6 heat treatment

				w _B /%
Si	Mg	Ti	Fe	Al
7.23	0.360	0.111	0.136	余量

表3 一体化条件下时效处理后合金的化学成分
Table 3 Chemical composition of alloy with ICHT

				w _B /%
Si	Mg	Ti	Fe	Al
7.15	0.365	0.114	0.136	余量



(a)、(b) T6和一体化工艺时效处理后；(c)、(d) T6和一体化工艺时效处理并深腐蚀后

图5 合金时效金相组织

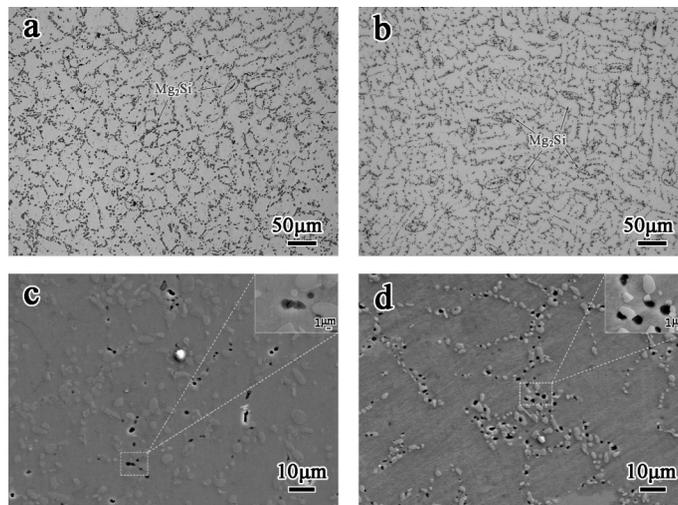
Fig. 5 Metallographic structures of alloys with T6 heat treatment and ICHT

理), Mg_2Si 大多数呈现短棒状, 但也可以看到仍有部分呈现一字形; 但在图6b(一体化)中可以发现, 大部分 Mg_2Si 呈现圆球状, 但也有小部分大块的 Mg_2Si 相。这是因为一体化工艺中固溶时间为T6处理的一半, 部分Mg原子固溶不够充分, 在铸态下小部分大块的 Mg_2Si 初生相并没有全部溶入到 $\alpha-Al$ 基体中。由此可见, 固溶时间对强化相的充分溶解影响很大。图6c、d分别是T6和一体化固溶处理后的扫描电镜照片。可以发现, 一体化处理后强化相(图中黑色颗粒)的数量明显要多于T6处理, 而且分布更加均匀弥散。

图7为两种热处理工艺时效后的金相及扫描电镜照片。可以发现, 时效后两种工艺下 Mg_2Si 相的差异与固溶之后 Mg_2Si 相的差异呈现相同的趋势, 也是一体化

后的 Mg_2Si 分布更加弥散, 数量也相对较多, 虽然有小部分块状的颗粒, 但绝大部分颗粒的形态更加细小圆整。此外, 每种工艺时效后的强化相数量要多于固溶之后, 这是因为时效过程中有强化相的析出。

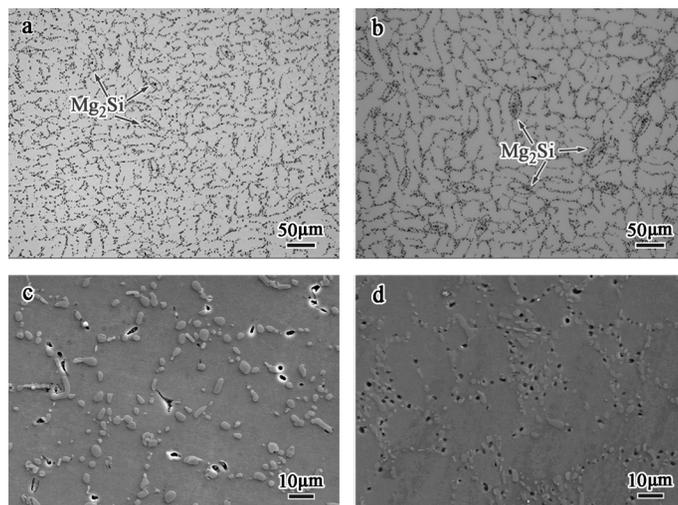
有趣的是, Mg_2Si 也是在晶界处生长, 而且大部分是依附于Si生长。这是因为: 一方面, 在实际非平衡凝固条件下, $\alpha-Al$ 相和共晶组织中少量的 Mg_2Si 相作为初晶相首先生成, 然后Al和Si的层状共晶在枝晶间隙析出。当过剩的液相在温度达到相图中三相区的上沿时, $\alpha-Al+Mg_2Si$ 伪共晶组织开始形成。伪共晶 $\alpha-Al$ 依附于初生 $\alpha-Al$ 生长, 将二元共晶 Mg_2Si 推至晶界处。此外, 由于共晶组织中的 Mg_2Si 相形成温度较低, 固相中的原子扩散比较困难, 并且在晶界上易于形核, 大多



(a)、(b) T6和一体化工艺处理后固溶金相组织; (c)、(d) T6和一体化工艺固溶处理后SEM

图6 Mg含量提高到1%后的合金固溶组织

Fig. 6 Microstructure of solution treated alloy with Mg content up to 1%



(a)、(b) T6和一体化工艺处理后时效金相组织; (c)、(d) T6和一体化工艺时效处理后SEM

图7 Mg含量提高到1%后的合金时效组织

Fig. 7 Microstructure of aging treated alloy with Mg content up to 1%

在 α -Al相中或在 α -Al相界面上成长为汉字状或一字形的共晶 Mg_2Si ,或依附在初晶 Mg_2Si 相上长大^[17]。

总之,将镁含量提高到1%后比较两种热处理工艺下的强化析出相 Mg_2Si ,以此来推测标准镁含量的ZL101A合金在两种不同热处理工艺下的 Mg_2Si 的差别,发现一体化处理比T6处理的 Mg_2Si 相更加弥散,数量也更多。然而有小部分呈现较粗大的块状,造成这种粗大块状的主要原因就是一体化处理的固溶时间较短,少部分Mg原子没有充分固溶到基体中,随后时效析出的 Mg_2Si 又依附其生长。但是,总体来看,一体化处理之后的 Mg_2Si 要多于T6处理,且弥散分布对合金的强化作用要优于T6处理。

2.5 力学性能测试及断口分析

图8为两种热处理工艺后室温的力学性能。图8a为拉伸性能统计分析,图8b为应力-应变曲线。结果表明,一体化处理后合金的抗拉强度为305 MPa,屈服强度为235 MPa;T6处理后抗拉强度为305 MPa,屈服强度为235 MPa,也就是说,一体化和T6处理后合金的抗拉强度和屈服强度没有差别。这是由于:两种热处理工艺中一体化工艺固溶时间较短,虽然其共晶硅相固溶不够充分,形貌要比T6处理更加粗大,也没有T6处理后的圆整,但是其强化相 Mg_2Si 数量要多一些,且较为弥散,对强度的提高要优于T6处理。因此,在Si和

Mg_2Si 二者的共同作用下,使得两种热处理工艺强度差别不是很大。从图8a可以发现,二者的伸长率差别较大。T6处理后合金的伸长率为8.0%,一体化处理后为4.64%,T6处理后伸长率明显优于一体化处理。这可能是由于一体化处理后合金试样中 Mg_2Si 相的数量多于T6处理,而 Mg_2Si 对合金的塑性影响较大,它会降低合金的塑性^[18]。所以一体化处理之后塑性较低。

图9为两种工艺下的拉伸断口。图9a、b分别为T6处理和一体化处理之后的断口形貌,明显看到a图为大量的等轴韧窝和少量的撕裂韧窝,而且大韧窝之内还有弥散的小韧窝,为典型的塑性断裂^[19],表明合金具有优良的塑形。断口表面除了大量的韧窝之外,还发现局部区域有较为平坦的小平面,如图9a中箭头A所示,这些小平面为准解理面^[20]。图9b的韧窝相对较少,且大部分为撕裂韧窝,属于塑性断裂,分布也不均匀。除了韧窝之外还存在一部分解理断裂,其为脆性断裂,这主要是由于 Mg_2Si 的大量存在而引起的,这也是一体化处理后塑性较低的主要原因。因此,一体化处理之后为韧脆混合型断裂。

3 结论

(1)铸件经一体化处理后,初晶 α -Al相与标准T6处理后的 α -Al差别不大,共晶Si组织比T6处理之后

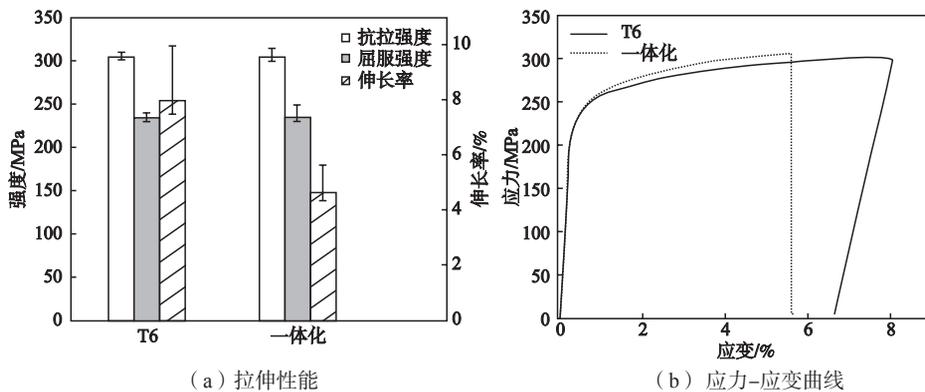
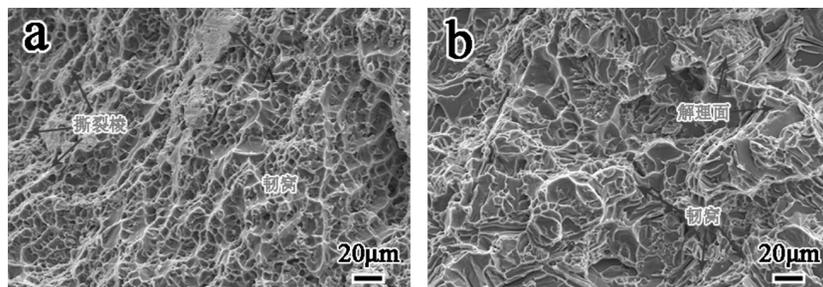


图8 常温拉伸性能

Fig. 8 Tensile properties at room temperature



(a) T6处理

(b) 一体化处理

图9 两种工艺下拉伸断口形貌

Fig. 9 Fracture Morphology of tensile fracture in two process

稍显粗大。统计之后,一体化处理之后共晶Si的平均尺寸为 $5.27\ \mu\text{m}$,而T6处理之后为 $4.45\ \mu\text{m}$ 。

(2) 铸件经一体化处理和T6处理之后,强化相 Mg_2Si 在晶界处生长,且基本均依附共晶Si生长,一体化处理之后 Mg_2Si 相的数量比T6处理之后要多,且分布更加弥散,形态也更加圆整。

(3) 经一体化处理之后,抗拉强度为305 MPa,屈服强度为235 MPa,与T6处理的没有差别;但伸长率为4.64%,属于韧脆混合型断裂,比T6处理有所降低。

参考文献:

- [1] 武仲河,战中学,孙全喜,等.铝合金在汽车工业中的应用与发展前景[J].内蒙古科技与经济,2008(9):59-60.
- [2] 王狂飞.熔体保温时间对ZL101A合金晶粒细化的影响[J].铸造,2015,64(8):780-784.
- [3] 饶晓晓.A356铸造铝合金热处理强化工艺研究[D].武汉:华中科技大学,2007.
- [4] 姚秀军,边秀房,尹奎波.间断时效工艺对A356合金力学性能及微观组织的影响[J].铸造,2005,54(8):791-793.
- [5] 张琦,曹苗,张帅,等.汽车轮毂轻量化设计及其铸锻一体化制造工艺[J].装备制造,2014,14(4):96-102.
- [6] 聂铁安,彭继华,唐小龙.ZL101A铝合金热处理工艺研究[J].有色金属加工,2013,42(5):55-57.
- [7] 范文静.ZL101A铝合金车轮热处理工艺的优化与研究[D].保定:河北农业大学,2010:10-13.
- [8] 董华夏.A356铝合金汽车轮毂中富铁相的研究[D].秦皇岛:燕山大学,2015.
- [9] 张亮,司乃潮,王宏健.熔体处理对A356合金组织和性能的影响[J].铸造,2017,66(3):296-297.
- [10] ANOUAR N, WANNES H, MAROUA S, et al. High cycle fatigue approach based on affected depth and considering the secondary dendrite arming spacing effect for a defective A356-T6 alloy. The international Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2018, 98: 2579-2589.
- [11] 戴洪尚.硅相形貌对电解低钛铝合金制备A356合金力学性能的影响[D].郑州:郑州大学,2005.
- [12] 《铸造有色合金及其熔炼》联合编写组.铸造有色合金及其熔炼[M].北京:国防工业出版社,1980.
- [13] DING L P, JIA Z H, NIE J F. The structural and compositional evolution of precipitates in Al-Mg-Si-Cu alloy[J]. Acta Materialia, 2018, 145: 437-450.
- [14] 蒙多尔福 L F. 铝合金的组织与性能[M].北京:冶金工业出版社,1988:710-727.
- [15] 刘宏磊.A356.2铝合金车轮显微组织及力学性能的研究[D].秦皇岛:燕山大学,2015.
- [16] 李冲.铝合金中 Mg_2Si 相演变行为及析出长大机制的研究[D].济南:山东大学,2012.
- [17] 胥锴.亚共晶铝硅合金自生 Mg_2Si 复合材料的显微组织研究[J].热加工工艺,2010,39(12):80-82.
- [18] BARENJI R V. Effect of reinforcement reinforcement amount, mold temperature, superheat, and mold thickness on fluidity of in-situ Al- Mg_2Si composites. China Foundry. 2018, 15(1), 66-74.
- [19] 周延军,宋克兴,张彦敏,等.真空熔铸法制备ZL101A合金工艺及性能研究[J].铸造,2011,60(12):1169-1170.
- [20] 宫林松,童胜坤,唐良文,等.A356.2铝合金轮毂拉伸性能及断口分析[J].汽车工艺与材料,2012(10):42-45.

Integration Process of Casting and Heat Treatment for ZL101A Alloy

ZHANG Shuo¹, CHEN Yuan-jun¹, YUAN Chao²

(1. Yantai Lutong Precision Technology Co., Ltd., Yantai 264006, Shandong, China; 2. Shandong University, School of Materials Science and Engineering, Jinan 250061, Shandong, China)

Abstract:

In this study, the "integration of casting and heat treatment (ICHT)", that is, solution and aging treatments after demoulding of castings were directly conducted, and the time of solution treatment for the castings with residual heat was an half of T6 heat treatment process. Results showed that the tensile strength of ZL101A alloy after ICHT is 305 MPa that is close to that of T6 treatment, the elongation is 4.64% that is inferior to that of T6 treatment, but it still conforms the requirement of technical standard. ICHT can not only shorten the labor-hour by around 50% in the solution treatment, but also decrease energy consumption around 35%.

Key words:

ZL101A alloy; T6 heat treatment; integration of casting and heat-treatment; Mg_2Si ; microstructure and property