

差压铸造铝合金长臂件力学性能不稳定的原因分析

赵 洁 朱宇瑾 陈 耘 张立君
(中国兵器科学研究院宁波分院)

摘 要 针对差压铸造 A356 铝合金长臂件存在力学性能不稳定的问题,通过金相组织和拉伸试样断口形貌观察,对其产生原因进行了分析。结果表明,A356 合金经过精炼、变质和细化处理,其金相组织正常,晶粒细化,气孔和氧化夹杂很少,力学性能稳定;长臂件最外端的厚度较大部位,因铸型温度控制不当,该部位的铝合金液在无补缩压力下凝固和结晶时出现疏松缺陷,最终导致其力学性能不稳定。

关键词 差压铸造;铝合金长臂件;金相组织;断口形貌

中图分类号 TG249.2;TG146.21 **文献标志码** A

DOI:10.15980/j.tzzz.2021.07.024 **开放科学(资源服务)标识码(OSID):**



Analysis on the Origination of Unstable Mechanical Properties of Differential Pressure Casting Aluminum Alloy Long Arm Parts

Zhao Jie, Zhu Yujin, Chen Yun, Zhang Lijun
(Ninngbo Branch, Chiense Ordnance Science Research Academy)

Abstract: Aiming at the problem of unstable mechanical properties of the differential pressure casting aluminum alloy long arm parts, the origination was analyzed through the observation of the microstructure and the fracture morphology of the tensile specimen. The results reveal that after refining, modification and grain refinement treatments, the A356 alloy for aluminum alloy long arm parts shows normal microstructure with refined grains, few blowholes and a small amount of oxide inclusions, which have little effect on its instability of mechanical properties. However, with non-proper mold temperature, the porosities are the main cause for the unstable mechanical properties, which appear when the aluminum alloy liquid is solidified and crystallized under absence of feeding pressure at the thicker part of the outermost end of the aluminum alloy long arm.

Key Words: Differential Pressure Casting, Aluminum Alloy Long Arm, Microstructure, Fracture Morphology

收稿日期:2020-11-18;**修改稿收到日期:**2021-03-12
第一作者简介:赵洁,女,1984 年出生,副研究员,浙江宁波(315000),E-mail:zj19850105@126.com
引用格式:赵洁,朱宇瑾,陈耘,等. 差压铸造铝合金长臂件力学性能不稳定的原因分析[J]. 特种铸造及有色合金,2021,41(7):909-912.
ZHAO J, ZHU Y J, CHEN Y, et al. Analysis on the origination of unstable mechanical properties of differential pressure casting aluminum alloy long arm parts[J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2021, 41(7):909-912.

存在面积大小不一的韧窝,断裂机制为韧性断裂。固溶 14 h+时效 6 h 时,大小相同的韧窝密集分布在断口表面,且韧窝底部均发现了强化性能的析出相颗粒,故其综合性能最佳。

参 考 文 献

[1] 王霄,王东生,高雪松,等.轻合金构件激光增材制造研究现状及其发展[J].应用激光,2016,36(4):478-483.

[2] LI X P, WANG X J, SAUNDERS M, et al. A selective laser melting and solution heat treatment refined Al-12Si alloy with a controllable ultrafine eutectic microstructure and 25% tensile ductility[J]. Acta Materialia, 2016(10): 10-14.

[3] 田宗军,顾冬冬,沈理达,等.激光增材制造技术在航空航天领域的应用与发展[J].航空制造技术,2015,48(11):38-42.

[4] 舒群,陈玉勇,徐丽娟.砂型铸造 ZL205A 合金组织与力学性能的研究[J].特种铸造及有色合金,2005,25(2):75-78,61.

[5] 戴圣龙.先进航空铝合金材料与应用[M].北京:国防工业出版社,2012.

[6] 赵剑峰,谢德巧,梁绘昕,等.金属增材制造变形与残余应力的研究

现状[J].南京航空航天大学学报,2019,51(1):1-6.

[7] LI W, LI S, LIU J, et al. Effect of heat treatment on AlSi10Mg alloy fabricated by selective laser melting: Microstructure evolution, mechanical properties and fracture mechanism[J]. Materials Science & Engineering, 2016, A663:116-125.

[8] 刘焕文,郑超,陈素明.热处理对激光选区熔化 AlSi10Mg 合金力学性能与组织的影响[J].特种铸造及有色合金,2020,40(5):523-525.

[9] 袁广辰,卢云,郑学儒.T6 热处理对选择性激光熔化 AlSi10Mg 合金组织和力学性能的影响.热加工工艺,2020(10):1-6.

[10] 戴圣龙.先进航空铝合金材料与应用[M].北京:国防工业出版社,2012.

[11] DUTTA B, FROES F H. The additive manufacturing (AM) of titanium alloys[J]. Metal Powder Report, 2016(72):96-106.

[12] 刘志权,余欢,徐志锋,等.选区激光熔化成形 ZL205A 合金工艺及性能研究[J].特种铸造及有色合金,2019,39(4):370-373.

[13] 贾洋江,陈邦峰. ZL205A 高强铸造铝合金的性能及应用[J].轻合金加工技术,2009,37(11):10-12,55.

[14] 沈振菊.铝合金中 T 相、θ'相的显微结构及演化[D].杭州:浙江大学,2016.

(编辑:刘卫)

A356 铝合金不仅具有良好的铸造性能,如流动性和气密性好、收缩率和热裂倾向小,而且合金中形成的 Mg_2Si 相属于可热处理强化相,经过变质处理和热处理后可使合金具有良好的力学性能、物理性能、耐腐蚀性能和机加工性能,因而得到广泛应用^[1]。差压铸造具有低压铸造和压力下结晶两种工艺的特点,可使铸件的抗拉强度提高 10% 以上、伸长率提高 25% 以上,是薄壁复杂铝合金铸件的优选成形工艺之一^[2,3]。随着国内外汽车工业的蓬勃发展,采用差压铸造工艺生产铝合金部件用于取代钢质部件,成为实现汽车轻量化的技术途径之一。

本课题针对采用差压铸造的 A356 合金长臂件力学性能不稳定(抗拉强度为 290~330 MPa、伸长率为 3.5%~13.0%)的问题,依据 A356 铝合金铸件的力学性能除与铸造工艺、热处理工艺有关外,还与气孔、氧化杂物、缩松及缩孔等缺陷有关,并取决于这些缺陷的性质、分布、数量及其大小的观点^[4,5],借助金相组织和拉伸试样断口形貌观察等手段,分析了采用经过精炼、变质和细化处理的 A356 合金和差压铸造工艺制造的铝合金长臂件是否存在气孔、氧化夹杂、缩松及缩孔等缺陷及其对其力学性能的影响,从而分析得出铝合金长臂件力学性能不稳定的主要原因。

1 试验方法

1.1 铝合金长臂件的制备

长臂件材质为 A356 铝合金。A356 铝合金采用火焰反射炉熔炼和电阻坩埚炉保温。用氩气精炼,处理温度为 $730\pm 10\text{ }^{\circ}\text{C}$ 、时间为 25 min;采用 Al-10Sr 中间合金变质处理,处理温度为 $730\pm 10\text{ }^{\circ}\text{C}$,Sr 加入量为 0.02%~0.025%;采用 Al-5Ti-1B 中间合金细化处理,处理温度为 $730\pm 10\text{ }^{\circ}\text{C}$,Ti 加入量为 0.13%~0.16%。

采用金属型差压铸造,差压铸造的浇注温度为 $730\pm 10\text{ }^{\circ}\text{C}$,系统压力为 0.15 MPa,结晶压力为 0.2 MPa。表 1 为 A356 铝合金长臂件的热处理工艺。

表 1 A356 铝合金长臂件的热处理工艺
Tab.1 Heat treatment parameters of A356 aluminum alloy long arm

固溶处理			时效处理		
处理温度/ $^{\circ}\text{C}$	保温时间/h	冷却方式	处理温度/ $^{\circ}\text{C}$	保温时间/h	冷却方式
540 $\pm$ 5	6	水冷	170 $\pm$ 5	6	空冷

1.2 试样的制备及显微组织观察

断口试样从铝合金长臂件最外端的厚壁较大部位截取。制备 $\phi 6\text{ mm}$ 圆棒拉伸试样进行拉伸试验后,选取力学性能较高的拉伸试样断口(试样 3)和较低的拉伸试样断口(试样 4)。试样 3 的抗拉强度为 324 MPa、伸长率为 13.0%,试样 4 的抗拉强度为 298 MPa、伸长

率为 3.5%。
金相组织观察用试样 1 和 3 号断口试样取自同一根拉伸试棒,试样 2 和试样 4 取自同一根拉伸试棒,取样示意图见图 1。采用砂纸由粗到细磨至光亮后抛光,采用体积分数为 0.5% 的氢氟酸水溶液浸蚀,用酒精清洗吹干后,在 ZEISS 型金相显微镜下观察其显微组织及可能存在的气孔、氧化夹杂、缩松及缩孔等缺陷。在 Quanta250FEG 型扫描电镜下观察试样的断口形貌。

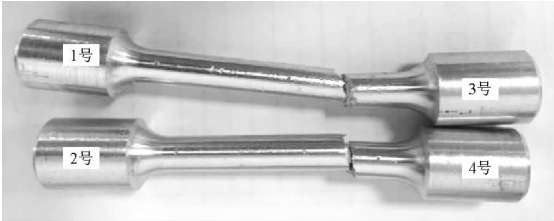


图 1 取样示意图
Fig.1 Schematic diagram of the sampling specimens

2 试验结果与分析

2.1 金相组织观察

对力学性能差异较大的两个断口附近进行金相组织观察,见图 2 和图 3。结果发现,两个试样金相组织中均未见气孔和氧化夹杂,且都呈现 A356 铝合金的典型组织形貌,组织均匀、晶粒细化,但试样 2 存在缩松缺陷(见图 3b)。

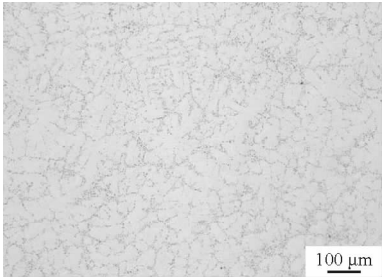
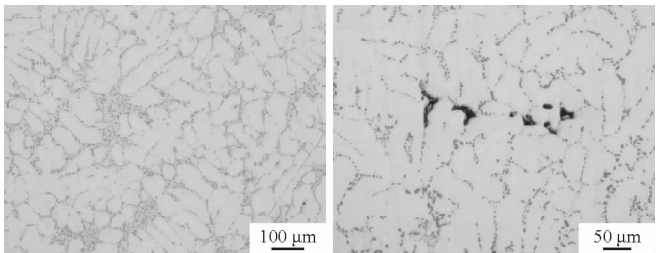


图 2 试样 1 的金相组织
Fig.2 Microstructure of specimen 1



(a) 正常区域 (b) 缩松区域
图 3 试样 2 的金相组织
Fig.3 Microstructure of specimen 2

从图 2、图 3 可知,合金精炼处理效果良好。铝合金熔炼过程中虽然由于空气/Al 液界面的 O_2 、 H_2O 与 Al 液发生化学反应产生气体和氧化夹杂^[6],但精炼过

程中吹入氩气后,在铝合金液内部产生了大量的细小氩气气泡。根据分压差定律,由于氩气气泡内 H_2 的起始分压低于铝合金液中 H_2 的分压,氩气气泡与铝合金液的接触面上存在压力差,溶于铝合金液中的 H_2 向氩气气泡内扩散,直到氩气气泡内 H_2 的分压和铝合金液中 H_2 的分压相等时才停止。另外,铝合金液中的氧化夹杂受到搅动时相互碰撞、聚集和长大,达到一定尺寸后可能会与上浮的氩气气泡碰撞而被吸附到气泡表面。氩气气泡上浮到铝合金液表面后破裂,气泡内的 H_2 逸入大气中,氧化夹杂漂浮在铝合金液表面,以炉渣的形式被撇除^[7];其次,差压铸造过程中铝合金液通过插入到保温炉底部的升液管进入铸型内腔,由于铸型内腔有一定的反压力,保温炉底部的优质铝合金液可以相对平稳地流入铸型,极大地避免了产生涡流和紊流,防止产生二次吸气和氧化夹杂^[8]。但铝合金长臂件的熔炼及铸造工艺无法有效避免缩松的产生,在力学性能较差部位,观察到尺寸为 $10\sim 50\ \mu\text{m}$ 的缩松缺陷,见图 3b。

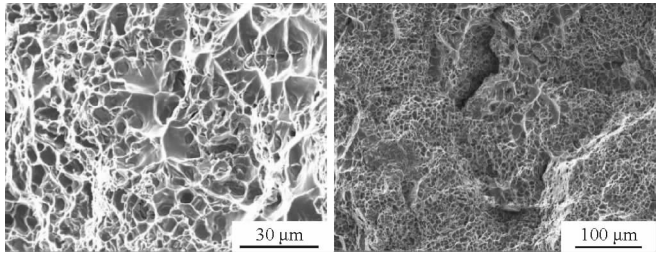
铝合金长臂件的显微组织为呈树枝状分布的 α 固溶体,共晶 Si 呈细小点状和椭圆形分布于枝晶间,是 A356 铝合金的典型组织。这主要来源于加入 Al-10Sr 中间合金的良好变质处理效果。加入到铝合金液中的 Sr 吸附在共晶 Si 的生长台阶上,达到一定浓度后将阻碍共晶 Si 沿原来的台阶生长,改变了 Si 原子的堆积次序,导致了大量孪晶产生^[9]。同时, Sr 又提高了 $\alpha\text{-Al}$ 的化学位,使共晶 Si 的生长速度低于 $\alpha\text{-Al}$ 固溶体的生长速度, $\alpha\text{-Al}$ 固溶体成为领先相,共晶 Si 的生长受到限制,最终形成粒状组织^[10]。

加入 Al-5Ti-1B 中间合金后会生成 $(\text{Al}, \text{Ti})\text{B}_2$, 该相不稳定,会逐渐变为 TiB_2 。根据超形核理论,由于 Al 与 TiB_2 晶体之间存在活性梯度, Ti 将通过扩散在颗粒表面富集,导致 TiB_2 /液体界面上的浓度增加。在 A356 合金中, Si 也可以偏聚到 TiB_2 颗粒表面,这样在 TiB_2 颗粒表面形成三元铝化物 $\text{Ti}(\text{Al}_{1-x}\text{Si})_3$ 。Ti $(\text{Al}_{1-x}\text{Si})_3$ 存在包晶反应: $\text{Ti}(\text{Al}_{1-x}\text{Si})_3 + L = \alpha\text{-Al}$ 。Si 的存在使包晶点成分向低 Ti 量位移, $\text{Ti}(\text{Al}_{1-x}\text{Si})_3$ 在 Al 中的溶解度降低,导致有效 Ti 量增加。该三元化合物与合金液在高于合金液相线温度之上发生包晶反应析出 $\alpha\text{-Al}$, 在合金凝固过程中的 Al 原子直接在已结晶 $\alpha\text{-Al}$ 上生长,且不需要形核过冷,因而枝晶得到细化。 TiB_2 颗粒的存在是获得有效细化的基本条件^[11]。加之, TiB_2 尺寸很小,数量较多,并且弥散分布,其晶体结构和晶格常数与铝相近,成为形核基底。添加 B 形成的 TiB_2 质点是六方结构(晶格常数 $a=0.303\ \text{nm}$, $c=0.323\ \text{nm}$), 硼化物的 $\{0001\}$ 面有利于 $\{111\}$ 面铝(面心立方结构,晶格常数 $a=0.404\ \text{nm}$)的高效形核^[12]。铝合金液中的 TiAl_3 、 TiB_2 、 AlB_2 均可成为铝合金的形核

基底,从而细化晶粒。 TiAl_3 、 TiB_2 、 AlB_2 的质点越小,曲率越大,形核能越低,越易于形核。

2.2 断口形貌观察

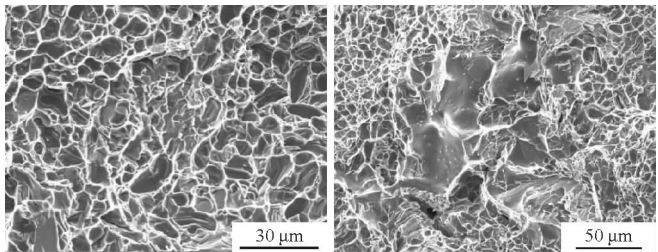
图 4 和图 5 是试样 3 和试样 4 的断口形貌。从图 4 可以看出,试样 3 断口的韧窝大而深,并存在少量经过较大塑性变形产生的二次拉伸裂纹,属于韧性断裂;从图 5 可以看出,试样 4 断口的韧窝小而浅,并存在少量的解理面,属于准解理特征的脆性断裂。断口形貌分析结果与力学性能的结果相符。



(a) 大而深的韧窝 (b) 二次拉伸裂纹

图 4 试样 3 的断口形貌

Fig.4 Fracture morphology of specimen 3

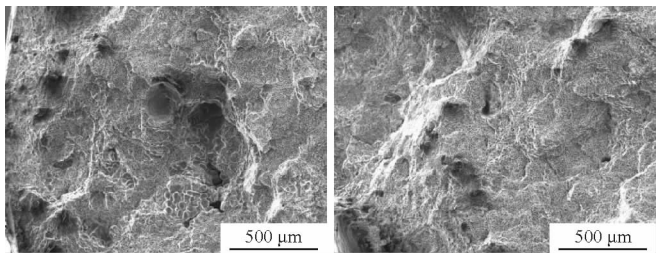


(a) 小而浅的韧窝 (b) 解理面

图 5 试样 4 的断口形貌

Fig.5 Fracture morphology of specimen 4

但是,试样 3、试样 4 拉伸试样的断口均存在气孔缺陷,见图 6。另外,试样 4 的断口还存在氧化夹杂缺陷(见图 7),对图 7 中谱图 1 进行 EDS 分析,见图 8。可以看出,氧化夹杂中 Al、O、Si、C 的质量分数分别为 57.91%、6.68%、19.85%、12.10%,由此判定,氧化夹杂为 Al_2O_3 和 SiC 的混合物。由于试样 4 气孔和氧化夹杂的数量很少,在拉伸试样断口上仅发现一处氧化夹杂,所以在附近区域取得的试样 1 金相组织的观察区域内未发现气孔和氧化夹杂缺陷。



(a) 试样 3 存在气孔缺陷 (b) 试样 4 存在少量气孔及氧化夹杂缺陷

图 6 存在气孔缺陷的断口形貌

Fig.6 Fracture morphology with gas hole defects

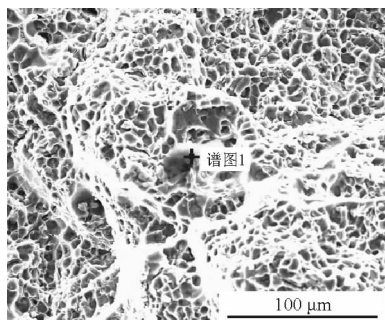


图 7 试样 4 存在氧化夹杂缺陷的断口形貌
Fig.7 Fracture morphology with oxide inclusion in specimen 4

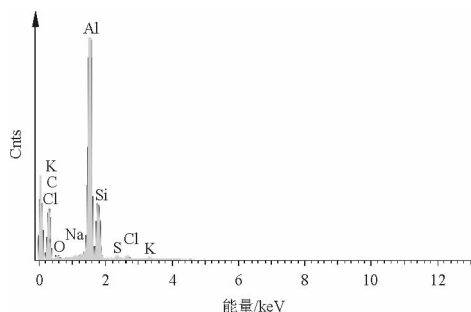
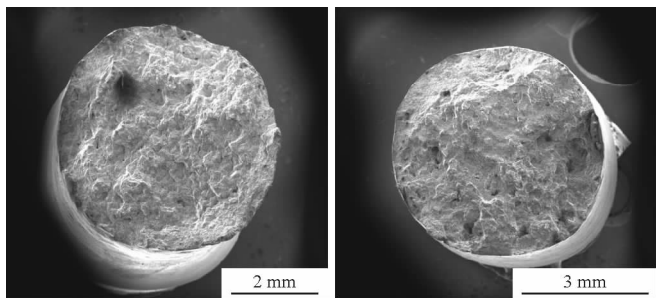


图 8 试样 4 中氧化夹杂的能谱分析结果
Fig.8 EDS specimen of oxide inclusion in the No.4 samples

图 9 和图 10 为试样 3、试样 4 宏观断口形貌及微观断口形貌。可以看出,试样 3 缩松的数量较少(见图 9a),最大尺寸为 115.5 μm (见图 10a);试样 4 缩松缺陷的数量较多(见图 9b),最大尺寸为 793.1 μm (见图 10b)。铝合金长臂件存在疏松缺陷,其原因在于,差压铸造铝合金长臂件采用底注式浇注系统,试样 3 和试样 4 的取样部位均在远离浇口的长臂最外端的壁厚较大部分,如铸型温度控制不当时,经由壁厚较小部位向壁厚较大部分输送的铝合金液在壁厚较小部位首先凝固后,导致壁厚较大部分的铝合金液在无补缩压力下凝固和结晶,出现疏松缺陷。疏松缺陷是壁厚较大部分力学性能不稳定的主要原因。为此,需要改进差压铸造模具的水冷系统,通过降低壁厚较小部位模具型壁的冷却速度,增加壁厚较大部分模具型壁的冷却速度,使铝合金液在差压铸造过程中实现由外到内、自上而下的顺序凝

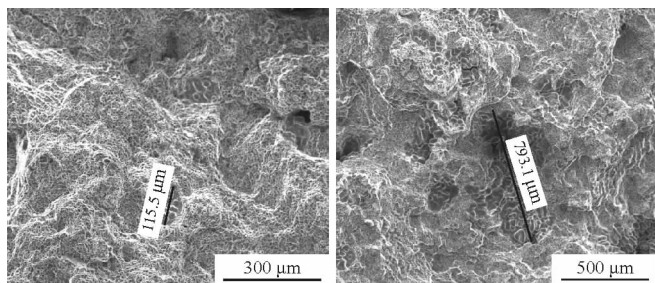


(a) 试样 3 (b) 试样 4

图 9 缩松缺陷的宏观断口形貌

Fig.9 Macro-fracture morphology of shrinkage porosities

固,保证铝合金长臂件最外端的壁厚较大部分在压力下充型和凝固,消除该部位的疏松缺陷,解决力学性能不稳定的问题。



(a) 试样 3 (b) 试样 4

图 10 缩松缺陷的微观断口形貌

Fig.10 Micro-fracture morphology of shrinkage porosities

3 结 论

(1)铝合金长臂件用 A356 合金经过精炼、变质和细化处理,铸件的金相组织正常,晶粒细化,气孔和氧化夹杂很少,对力学性能不稳定的影响不大。

(2)在 A356 铝合金长臂差压铸造时,当铸型温度控制不当时,经由壁厚较小部位向壁厚较大部分输送的铝合金液在壁厚较小部位首先凝固后,厚度较大部分的铝合金液在无补缩压力下凝固和结晶时出现的缩松缺陷,是长臂件最外端的壁厚较大部分力学性能不稳定的主要原因。

参 考 文 献

- [1] 中国机械工程学会铸造分会.铸造手册·铸造非铁合金[M].北京:机械工业出版社,2001.
- [2] 赵军建.差压铸造铝合金转向节热处理技术[J].建筑与发展,2012(12):3 941-3 944.
- [3] 张亚丛,李勇.差压铸造铝合金转向节缺陷的分析与工艺改进[J].铝加工,2018(3):46-49.
- [4] 李鹏飞,杨弋涛.差压铸造铝合金汽车转向节的夹杂物分析[J].特种铸造及有色合金,2018,38(1):40-44.
- [5] 冉广,周敬恩,王永芳,等.铸造 A356 铝合金的拉伸性能及其断口分析[J].稀有金属材料与工程,2006,35(10):1 620-1 624.
- [6] 秦颐鸣,庄林忠,冯恩涛,等.Al-Si-Mg 系铝合金熔体吸氢热力学研究[J].特种铸造及有色合金,2020,40(4):455-457.
- [7] 刘凤财,荣天爱,汤雪卫.氩气精炼除气时间对 A356 合金组织性能的影响[J].特种铸造及有色合金,2019,39(6):692-696.
- [8] 朱秀荣,侯立群.差压铸造生产技术[M].北京:化学工业出版社,2009.
- [9] 楼华山,王大红,楼江燕,等.高性能 A356 铝合金轮毂开发技术研究进展之一炉内精炼净化技术[J].特种铸造及有色合金,2020,40(5):507-511.
- [10] 费良军,陈大辉,施虹霞,等.发动机缸盖用 Al-6Si-3.5Cu-0.3Mg 合金的熔炼工艺研究[J].特种铸造及有色合金,2019,39(2):217-219.
- [11] 赵玉涛.铝合金车轮制造技术[M].北京:机械工业出版社,2004.
- [12] 冉广,周敬恩,王永芳,等.铸造 A356 铝合金的微观组织及其拉伸性能研究[J].金属热处理,2007,32(3):13-18.

(编辑:张正贺)