

6082 铝合金圆柱直齿轮挤压铸造成形及组织性能研究

许春平¹ 纪兴华^{1,3} 常旭升²

[1.莱芜职业技术学院山东省粉末冶金先进制造重点实验室;
2.哈尔滨工业大学(威海)材料科学与工程学院; 3.西安理工大学材料科学与工程学院]

摘 要 开展了模数为 3、齿数为 17 的 6082 铝合金标准圆柱直齿轮挤压铸造试验研究。分析了成形压力和固溶+时效热处理对构件成形品质和组织性能的影响。结果表明,增大成形压力不仅有利于提高熔体流动性,改善齿轮宏观成形品质、消除凝固缺陷,还有利于细化微观组织,提高组织和力学性能的均匀性。当实际成形压力为 230 MPa 时,获得了成形品质良好、组织和力学性能均匀分布的齿轮构件。经过热处理后,其抗拉强度达到 335 MPa,伸长率为 11.8%。

关键词 铝合金;挤压铸造;微观组织;力学性能

中图分类号 TG249.2;TG146.21 **文献标志码** A

DOI:10.15980/j.tzzz.2023.05.021

开放科学(资源服务)标识码(OSID):



Microstructure and Mechanical Properties of 6082 Al Alloy Spur Gear Fabricated by Squeezing Casting

Xu Chunping¹, Ji Xinghua^{1,3}, Chang Xusheng²

(1.Shandong Key Laboratory of Power Metallurgy in Advanced Manufacturing, Laiwu Vocational and Technical College; 2.School of Materials Science and Engineering, Harbin Institute of Technology, Weihai;
3.School of Materials Science and Engineering, Xi'an University of Technology)

Abstract: A 6082 Al alloy spur gear with a module of 3 and the teeth number of 17 was manufactured by squeezing casting. The effects of forming pressure and solution-aging on forming quality, microstructures and mechanical properties were analyzed. The results reveal that the increase of forming pressure is helpful to the melt flow, thus to improve the forming quality and avoid the solidification defects. Moreover, it is helpful to obtain fine grains and improve the uniformities of microstructures and mechanical properties. When the actual forming pressure is 230 MPa, a gear with satisfactory forming quality, fine microstructure and excellent mechanical properties can be obtained. After T6 heat treatment, the tensile strength and elongation reach up to 335 MPa and 11.8%, respectively.

Key Words: Aluminum Alloy, Squeezing Casting, Microstructure, Mechanical Properties

铝合金构件由于较高的比强度、良好的耐蚀性等特点,是机械、电子、汽车、航天等工业领域实现装备轻量化的重要材料^[1-2]。复杂铝合金构件的制造方法:一是重力铸造和低压铸造^[3],能够生产结构较为复杂的零件,但无法避免产生缩孔、气孔或浇不足等缺陷,且生产成本较高,难以满足高品质、高性能需求^[4];二是先塑性变形(如锻造和挤压),然后再进行机械切削加工,该方法材料利用率极低,且会切断金属流线,导致构件力学性能可能严重下降^[5],极大限制了其应用范围。

挤压铸造结合了传统铸造和锻造工艺的特点,对注

入型腔内的金属液在糊状区施以较高压力,使其凝固时消除铸造缺陷并产生一定的塑性变形,获得更为精细的显微组织和较高的力学性能^[6-7],目前已广泛应用于复杂铝合金构件(如汽车轮毂^[8-10]、控制臂^[11]、发动机安装支架^[12]等)的近净成形。挤压铸造件经过热处理后的性能与常规锻造成形相当,且成本更低,因此变形铝合金的挤压铸造工艺受到研究者的广泛关注。

6xxx 系列铝合金具有优异的耐蚀性能和可热处理强化的特点,但由于其流动性较差、结晶温度范围宽、偏析与热裂倾向大,挤压铸造过程中容易出现缩松、缩孔、

收稿日期:2022-06-27;修改稿收到日期:2022-07-18

基金项目:山东省重点研发计划资助项目(重大科技创新工程 2020CXGC01030300);莱芜职业技术学院教师科研基金资助项目(2019jsky04)

第一作者简介:许春平,男,1985 年出生,讲师,济南(271100),E-mail:272827940@qq.com

引用格式:许春平,纪兴华,常旭升. 6082 铝合金圆柱直齿轮挤压铸造成形及组织性能研究[J]. 特种铸造及有色合金,2023,43(5):695-700.
XU C P, JI X H, CHANG X S. Microstructure and mechanical properties of 6082 Al alloy spur gear fabricated by squeezing casting[J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2023, 43(5):695-700.

热裂、冷隔和偏析等缺陷,且后续热处理过程中易出现鼓泡,影响其力学性能^[13-14];另一方面,挤压铸造过程中不同部位存在压力场和温度场差异,合金在较宽糊状区内的非平衡凝固往往会导致组织和性能的不均匀^[15]。因此,如何控制 6xxx 系列铝合金挤压铸造件的成形缺陷、组织和力学性能的均匀性,成为变形铝合金近净成形的难题^[16-17]。

因此,本研究采用挤压铸造成形工艺,以某型标准圆柱直齿轮为对象,研究了不同成形压力对构件宏观成形品质、微观组织和力学性能的影响,明确了成形压力对构件组织和力学性能均匀性的影响机制,建立了时效热处理制度与构件力学性能的关系,实现了铝合金齿轮的形性一体化控制,为复杂铝合金构件的近净成形工艺提供参考。

1 试验材料与方法

采用 6082 铝合金棒料,其化学成分通过 Nicolet is50 X 射线荧光光谱仪测得,结果见表 1。

表 1 6082 铝合金的化学成分

Tab.1 Chemical compositions of 6082 aluminum alloy %								
wB								
Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Al
1.0	0.5	0.1	0.65	0.9	0.25	0.2	0.1	余量

选取模数为 3,齿数为 17 的标准圆柱直齿轮为成形对象,齿轮主要几何尺寸参数见表 2,齿轮水平投影面积为 1 988.82 mm²。

表 2 圆柱直齿轮的主要几何尺寸参数

Tab.2 Dimensions parameters of spur gear						
模数	齿数	压力角/ (°)	分度圆 直径/mm	齿根圆 直径/mm	齿顶圆 直径/mm	变位 系数
3	17	20	50.1	43.6	57.0	0

采用额定压力为 1 000 kN 的 YQ32-100T 压力机作为成形设备。成形模具结构设计图见图 1。浮动凹模采用镶块式设计,包括浮动凹模套 3 和凹模 7。成形过程中冲头 6 向下运动,在接触到浮动凹模 7 和浮动凹模套 3 后带动其同步向下运动。浮动凹模相对金属整体向下运动,改善材料的充填性。

模具采用电加热棒预热至 300 ℃,并在冲头表面和凹模型腔内均匀喷涂石墨乳溶液作为润滑剂。将 240 g 的 6082 铝合金坯料放入石墨坩埚中,采用井式电阻炉以 4 ℃/s 的速率加热至 740 ℃,使坯料完全熔化后保温 20 min;将铝箔包裹的 2.4 g C₂Cl₆ 精炼剂压入熔体底部,使用搅拌器以 60 r/min 的速度搅拌 1 min,用于除杂和除气,再将熔体重新放入电阻炉中在 740 ℃保温 5 min;待熔体保温结束后,迅速浇注于成形模具中;冲头以 10 mm/s 速度迅速下行,接触凹模后以 2 mm/s 的

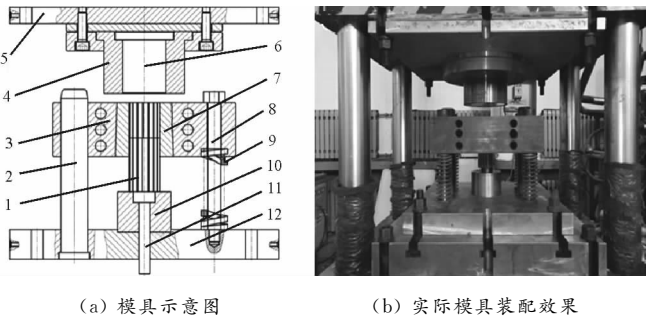


图 1 挤压铸造成形模具图

Fig.1 Diagram of squeeze casting mold

- 1.反冲头 2.导柱 3.浮动凹模套 4.冲头套 5.上模座 6.冲头
7.凹模 8.螺栓 9.弹簧 10.垫块 11.顶杆 12.下模座

速度继续加载,加压时间为 3 s,在成形载荷分别为 100、200、300、400、500 和 600 kN 的条件下凝固成形(对应成形压力分别约为 50、100、150、200、250 和 300 MPa)。

成形压力为液压机所施加总载荷,实际成形压力应考虑浮动凹模运动过程中所附加的弹性支撑力。根据下式可求得弹簧弹性支撑比压 $P_{\text{弹}}$:

$$P_{\text{弹}} = \frac{nk l}{S} \tag{1}$$

式中, n 为弹簧组数; k 为弹簧弹性系数; l 为压缩行程; S 为齿轮受力横截面积。本试验采用四组矩形模具弹簧,规格为 50 mm×150 mm,弹簧弹性系数为 350 N/mm,根据压缩行程和齿轮横截面积,计算可得弹性支撑比压为 20 MPa。因此净成形压力分别修正为 30、80、130、180、230 和 280 MPa。

加载至额定压力后保压 30 s,随后冲头上行,通过顶杆 11 将浮动凹模套 3 和凹模 7 复位,在浮动凹模达到限位螺栓 8 极限位置时完全复位,完成齿轮脱模。

采用 HMAS-D1000Z 自动转塔显微维氏硬度仪测量齿轮不同位置处(位置 1~6)的维氏硬度,取样位置见图 2。试样经过砂纸打磨和机械抛光,测试载荷为 0.98 kN,持续加载时间为 10 s,测量 5 个点取平均值。对齿轮中心(位置 5)和边缘部分(位置 6)进行显微组织观察,试样经过砂纸打磨和机械抛光处理后,在体积分数为 90% 的 C₂H₅OH+10% 的 HClO₄ 溶液中,在 0 ℃、

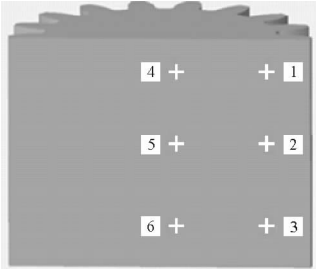


图 2 取样位置示意图

Fig.2 Sampling positions

22 V 条件下进行电解抛光 25 s。采用 Olympus DX-510 光学显微镜进行显微组织观察,使用划线法统计平均晶粒尺寸。

取成形压力为 250 MPa 的齿轮构件进行均匀化退火和固溶+时效热处理。在 560 ℃ 下保温 6 h 均匀化退火后立即水淬;在 545 ℃ 下保温 50 min 固溶处理后立即水淬^[18];在 160 ℃ 进行人工时效处理,研究不同时效时间(2、4、6 和 8 h)对构件力学性能的影响。采用 UTM5105X-100KN 万能试验机测量热处理后的试样拉伸力学性能,拉伸试样在齿轮中心沿纵向切取,试样尺寸见图 3。拉伸应变速率为 0.05 s⁻¹,每组测量 5 次取平均值。并采用 Zeiss Merlin Compact 扫描电镜 (SEM)分析拉伸断口形貌。

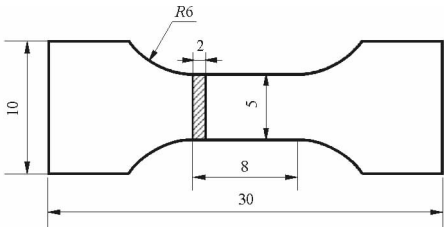


图 3 拉伸试样尺寸
Fig.3 Dimensions of tensile specimens

2 试验结果与讨论

2.1 成形压力对宏观成形品质的影响

图 4 为不同成形压力下齿轮的宏观形貌。可以看出,随着成形压力增大,齿轮的宏观成形品质不断改善。

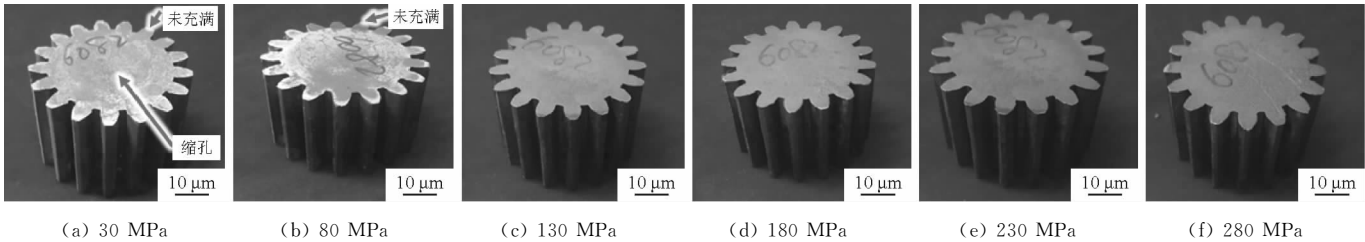


图 4 不同成形压力下的齿轮宏观形貌
Fig.4 Macrostructures of gears under different pressures

成形压力为 30 MPa 时,齿轮端面中心部位存在较大缩孔,同时部分齿形角隅部分充填不完整。当成形压力提高到 130 MPa 时,凝固缺陷基本消除,齿形轮廓完整清晰。随着成形压力继续提升至 280 MPa,齿轮宏观成形品质良好。

熔体浇注后,由于熔体与型腔之间存在较大的温度差异和凝固过程中的吸热反应,导致熔体产生热损失而快速收缩,外层熔体率先降至凝固温度,凝固成壳。随着温度下降,合金逐层凝固并紧紧包裹住内部的熔体。由于熔体液态收缩和固体外壳的凝固收缩,导致体积缩减和液面下降,内部出现空隙,直至在最后凝固部位形成缩孔。另一方面,由于靠近模具处熔体冷却速率较高,且齿形型腔复杂,比表面积过大,熔体还未完全充填齿顶区域就已经率先凝固,导致部分齿形未充满。

提高成形压力有利于改善成形品质,同时消除缩孔

和热裂纹等凝固缺陷。这是因为成形压力有助于提高熔体流动性促进液相进料,通过增加合金与模具之间的实际接触面积从而抵消固体外壳的凝固收缩^[19]。此外,成形压力在凝固过程中不仅可以提供整体的液态供给,还提供一定的塑性变形(即固态进给),起到有效的补缩效果。齿轮成形过程中,熔体在压力作用下率先充填齿形型腔处,形成固体齿形外壳,并由内而外的逐层凝固。当成形压力较小时,熔体流动性较差,齿顶区域无法充填完整,且有限的进给量无法抵消内部严重的收缩,易产生缩孔等凝固缺陷。结果表明,当成形压力提高到 130 MPa 时,大部分缩孔和微裂纹等凝固缺陷被消除,同时外部齿形轮廓成形完整,宏观成形品质良好。

2.2 成形压力对微观组织的影响

图 5 和图 6 分别为不同成形压力下齿轮中心部位

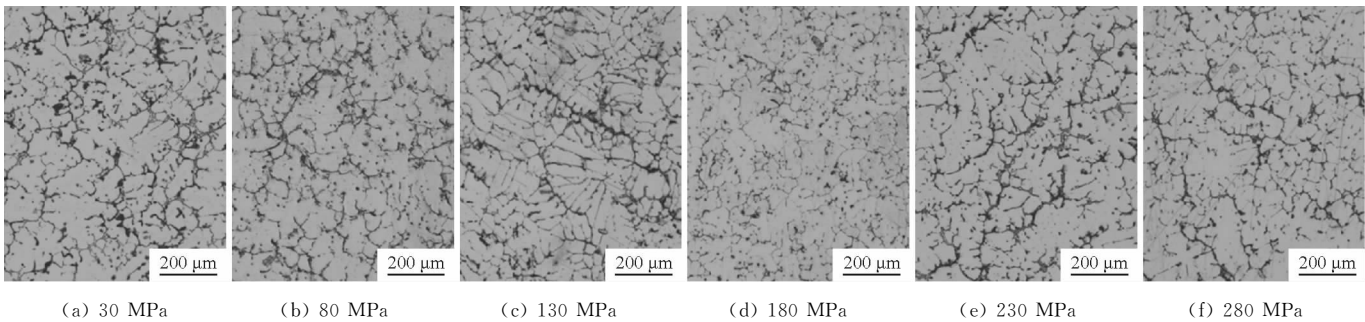


图 5 不同成形压力下齿轮中心部位(位置 5)的微观组织

Fig.5 Microstructures of the center of the gear solidified under different pressures

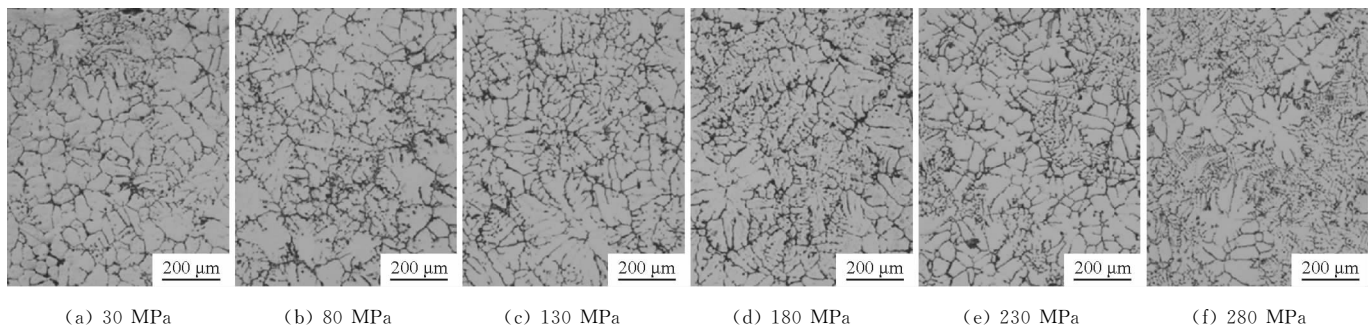


图 6 不同成形压力下齿轮边缘部位(位置 6)的微观组织

Fig.6 Microstructures of the edge of the gear solidified under different pressures

(位置 5)和边缘部位(位置 6)的微观组织。可以看出,当成形压力较低时,齿轮中心和边缘部位组织为典型的粗大树枝晶状形貌,并存在少量微裂纹。提高成形压力有利于消除凝固缺陷同时得到细小的晶粒,当成形压力提高到 130 MPa 时,晶粒细化,无明显微观缺陷。随着成形压力进一步增大到 230 MPa 及以上时,微观组织形貌变化不大。对比齿轮不同位置处的微观组织可以发现,边缘部位的晶粒比中心部位的小。

图 7 为不同成形压力下齿轮中心和边缘部位的平均晶粒尺寸。可以看出,随着成形压力增大,平均晶粒尺寸不断减小,晶粒细化,直至趋于稳定。此外,齿轮中心部位的晶粒尺寸大于齿轮边缘部位,并且齿轮不同部位之间的晶粒尺寸差异逐渐减小,组织逐渐趋于均匀化。当成形压力为 30 MPa 时,齿轮中心部位和边缘部位的平均晶粒尺寸分别为 127.1 μm 和 123.1 μm 。当成形压力增大到 230 MPa 时,齿轮不同部位的晶粒都得到了明显细化,平均晶粒尺寸分别为 96.8 μm 和 94.9 μm ,晶粒尺寸分别减小了 23.8% 和 22.9%。

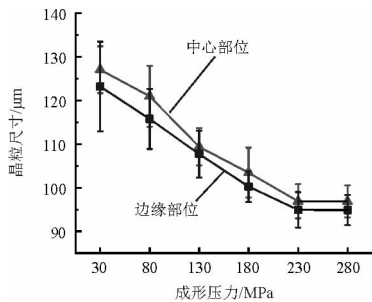


图 7 不同成形压力下齿轮中心和边缘部位的平均晶粒尺寸

Fig.7 Average grain sizes of the center and edge of gears solidified under different pressures

提高成形压力可以明显细化组织晶粒,这是因为成形压力可以显著促进凝固前沿过冷度^[20],过冷度变化可以根据 Clausius-Clapeyron 公式推导:

$$\frac{\Delta T_m}{\Delta p} = \frac{T_m(V_{mL} - V_{mS})}{\Delta H_m} \quad (2)$$

式中, Δp 为压力的变化量; ΔT_m 为相变温度的变化量; ΔH_m 为结晶潜热; T_m 为标准气压下的平衡凝固温度;

V_{mL} 为凝固前液相的摩尔体积; V_{mS} 为凝固后固相的摩尔体积。

可以看出,随着成形压力增加,合金的相变温度增加(即过冷度增加),材料的形核速率提高,且形核半径减小;同时增大成形压力还会增加固体外壳和模具的实际接触面积,界面热传递速率增加,进而提高凝固冷却速率并细化组织。另一方面,已凝固的固体外壳也会在压力下产生塑性变形,发生强烈的金属补缩流动,造成凝固前沿的晶粒破碎重新形核,同样能够起到细化晶粒的作用。但当成形压力从 230 MPa 增加到 280 MPa 时,显微组织变化不大,成形压力对晶粒细化的效果趋于稳定。这是由于压力达到 230 MPa 时,熔体与齿形型腔完全接触,界面热传递速率已经达到阈值,凝固冷却速率无法进一步提高,因此晶粒难以进一步细化。

挤压铸造成形中的非平衡凝固过程导致组织的不均匀分布,齿轮中心部位的晶粒尺寸大于边缘部位。这是因为边缘部位靠近模具型腔,界面热传递速率较大,且过冷度较大,使得此部位率先凝固形成固体外壳,同时固体外壳在压力作用下产生塑性变形,最先形成的粗大树枝晶破碎成更小的枝晶。而中心部位金属液界面热传递速率较低,相应的形核速率较低,该部位金属最后凝固,导致中心部位的组织比边缘部位的粗大。

2.3 成形压力对力学性能的影响

为分析不同成形压力对各部位力学性能的影响,测量了不同成形压力下齿轮中心和边缘部位的显微硬度,见图 8。可以看出,随着成形压力增加,齿轮不同位置的硬度随之增加。当成形压力从 30 MPa 增加至 230 MPa 时,中心和边缘部位的硬度值(HV)分别从 41.3 和 46.2 增至 56.5 和 61.9,分别提高了 36.8% 和 34.0%。随着压力进一步增加,不同位置处硬度基本保持稳定。此外,中心部位的硬度值低于边缘部位的。

随着成形压力增加,晶粒会逐渐细化,且齿轮中心部位的晶粒比边缘部位的要粗大。根据 Hall-Petch 关系可知,晶粒越细小,硬度越高。原因是晶粒尺寸的减小导致晶界与位错密度增大,晶界和亚晶界越多,阻碍

位错运动的阻力增大,其抵抗塑性变形能力增强,因此硬度增大。当压力提升至 230 MPa 及以上时,构件的晶粒尺寸趋于稳定,因此硬度变化不大。此外,齿轮边缘部位硬度值较高,还与该部位产生的塑性变形和固态补缩而导致的加工硬化有关。

为进一步分析齿轮不同部位的力学性能差异,测量了成形压力为 230 MPa 时齿轮不同位置处(位置 1~6)的硬度,见图 9。可见位置 1 和 3 处硬度值(HV)最高,分别为 60.6 和 60.7,位置 2 和 5 处硬度值较低。不同位置处硬度(HV)最大差值为 5.2。齿轮边缘位置靠近模具型腔,界面处传热速率较高,过冷度较大,晶粒较为细小,因此位置 1、3、4、6 处的硬度要高于中心部位。此外,位置 1、3 处不仅靠近齿形型腔,还与模具上、下表面接触,因此位置 1 和 3 两处的硬度要高于位置 4、6 两处。位置 2 虽然靠近齿形型腔,但是硬度较低,与位置 5 处相近,这是因为齿形固体外壳率先凝固后,金属液向中心部位(位置 5)和沿径向往四周(位置 2)不断分流,这两处部分最后凝固,晶粒粗大,因此硬度较低。

6082 铝合金为典型的可热处理强化合金,经过合适的热处理工艺能够获得更加优异的力学性能。经过均匀化退火后,合金元素在高温条件下扩散,使合金凝固过程中生成的 Si、Mg₂Si 等共晶相重新回溶进入基体中,使合金内部组织成分均匀,同时能够加大 Mg、Si 合金元素在基体中的固溶度。固溶处理能够得到强化相

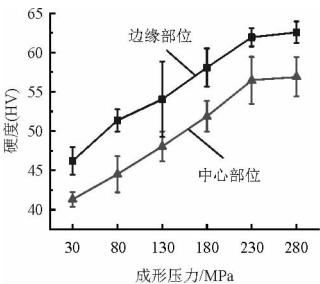


图 8 不同成形压力下齿轮中心和边缘部位的显微硬度
Fig.8 Microhardness of the center and edge of the gears under different pressures

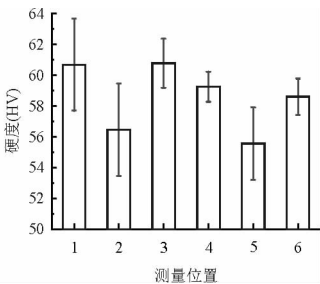
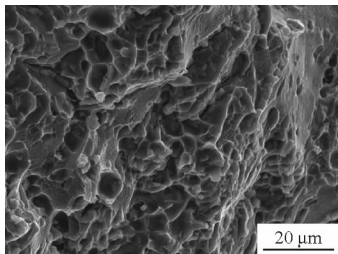
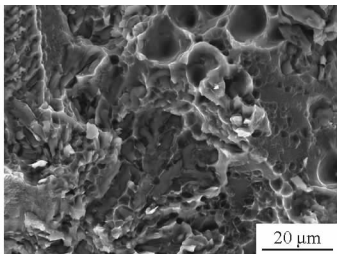


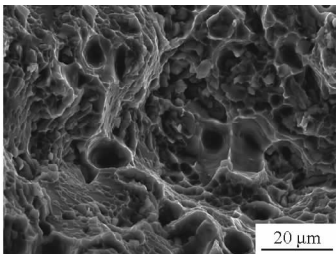
图 9 230 MPa 时齿轮不同位置处的显微硬度
Fig.9 Microhardness of different positions of the gear under the pressure of 230 MPa



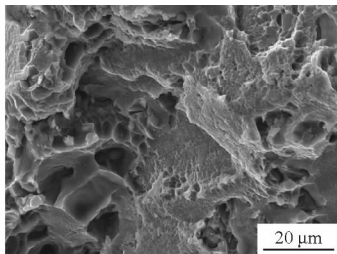
(a) 2 h



(b) 4 h



(c) 6 h



(d) 8 h

图 11 不同时效时间下试样的拉伸断口 SEM 形貌

Fig.11 SEM images of fracture morphologies of specimens with different aging time

在基体中的过饱和固溶体,经过时效处理进一步析出 Mg₂Si 强化相从而改善合金强度。

图 10 为成形压力在 230 MPa 和 160 °C 下齿轮试样经过不同时效时间热处理后的力学性能。可见随着时效时间延长,试样的抗拉强度先增大后减小,而伸长率不断减小。当时效时间为 6 h 时,试样的抗拉强度达到峰值,为 335 MPa,伸长率为 11.8%。时效时间继续延长至 8 h 时,抗拉强度下降,试样处于过时效阶段。冉旭等^[21]采用固态锻造成形 6082 铝合金控制臂,经过 T6 热处理后得到的最高抗拉强度为 360 MPa。经过热处理后的挤压铸造制件的力学性能比常规热模锻件低,但已接近锻件水平。

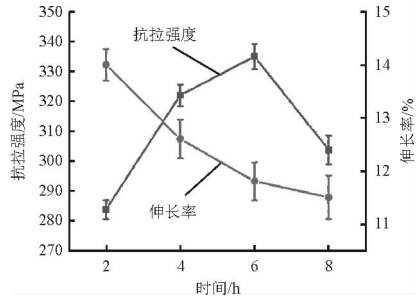


图 10 成形压力为 230 MPa 时齿轮不同时效时间后的力学性能
Fig.10 Mechanical properties of the gear under the pressure of 230 MPa with different aging time

研究表明,6082 Al-Mg-Si 系列合金的析出顺序是 α 过饱和固溶体→原子聚集区→G.P.区→共格亚稳 β' 相→部分共格亚稳 β' 相→非共格平衡态 β 相^[22-24]。其中亚稳 β'' 相与基体保持共格关系,与基体的表面能最低,但与基体的畸变应变能最大,故其对合金的强化效果最好。随着时效时间延长,共格亚稳 β'' 相增多,合金强度提高,直至时效时间为 6 h 时达到峰值时效阶段。当时效时间继续延长后,部分共格亚稳 β'' 相转变为亚稳 β' 相,同时非共格平衡态 β 相在亚稳 β'' 相的界面上形核,并以消耗亚稳 β' 相的方式长大,对合金强度的提升贡献下降,因此当时效时间延长至 8 h 时,合金进入过时效阶段。

图 11 为不同时效时间下试样的拉伸断口 SEM 形貌。当时效时间为 2~6 h 时,观察到大量由枝晶臂拉

出而形成的韧窝,且韧窝深度较深,断口呈现典型的韧性断裂特征。时效时间为8 h时,断口中韧窝数量减少,并且存在部分解理平台,这是由于过时效阶段出现非共格平衡态 β 相,导致合金强度降低,枝晶臂断裂,因此塑性降低。

3 结 论

(1)提高挤压铸造成形压力不仅有利于改善6082铝合金齿轮成形品质,消除缩孔、气孔和热裂纹等凝固缺陷,还有利于细化组织晶粒,并提高力学性能。当成形压力从30 MPa增加到230 MPa时,齿轮中心部位和边缘部位的平均晶粒尺寸分别减小了23.8%和21.4%,维氏硬度分别提高了36.8%和34.0%。

(2)提高挤压铸造成形压力,通过增大熔体与复杂齿形型腔的实际接触面积,提高界面热传递速率,同时成形压力在凝固过程中能够提供整体的液态供给和一定的塑性变形(即固态进给),起到有效的补缩效果,有助于提高组织和力学性能均匀性。

(3)当成形压力为230 MPa时,获得了成形品质良好,组织和力学性能都较好的6082铝合金齿轮。经过 $560\text{ }^{\circ}\text{C}\times 6\text{ h}$ 均匀化退火和 $545\text{ }^{\circ}\text{C}\times 50\text{ min}$ 固溶+ $160\text{ }^{\circ}\text{C}\times 6\text{ h}$ 人工时效热处理后,抗拉强度达到335 MPa,伸长率为11.8%,接近锻件水平。

参 考 文 献

- [1] 张新,陈刚,李宏伟,等. 应用于装备轻量化铝合金构件挤压铸造成形技术的研究进展[J]. 机械工程材料, 2020, 44(10): 6-11.
- [2] 王涛. 车身铝合金零件关键制造技术和应用现状[J]. 汽车实用技术, 2020(7): 187-189.
- [3] 董方涛,王宏伟,王中华,等. 铝合金复杂薄壁件铸造工艺研究[J]. 航天制造技术, 2018(4): 54-56.
- [4] GUAN R G, ZHAO Z Y, LI Y D, et al. Microstructure and properties of squeeze cast A356 alloy processed with a vibrating slope[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2016, 229: 514-519.
- [5] LI F, PEH W Y, NAGARAJAN V, et al. Development of non-flammable high strength AZ91+Ca alloys via liquid forging and extrusion[J]. Materials & Design, 2016, 99: 37-43.
- [6] 韦丽君,马风雷,李任江. 挤压铸造在铸造铝合金中的应用研究[J]. 材料工程, 2003(7): 40-42.
- [7] HAJJARI E, DIVANDARI M. An investigation on the microstructure and tensile properties of direct squeeze cast and gravity die cast 2024 wrought Al alloy[J]. Materials & Design, 2008, 29(9): 1685-1689.
- [8] TRIFONOV G, KHALIKOVA G R. Liquid forging processing of automobile wheels[J]. Letters on Materials, 2013, 3(1): 56-59.
- [9] 田晓生,刘杰,张明新,等. 挤压铸造 A356 铝合金汽车轮毂的微观组织及性能[J]. 热加工工艺, 2016, 45(17): 150-151.
- [10] 武彤,邢书明,刘鑫. 挤压铸造 2A50 铝合金轮毂宏观缺陷、微观组

织和力学性能研究[J]. 常州大学学报(自然科学版), 2021, 33(6): 8-16.

- [11] LI Y Z, YANG H B, XING Z W. Numerical simulation and process optimization of squeeze casting process of an automobile control arm[J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2017, 88(1): 941-947.
- [12] 陈云,汪锐,邓森,等. 挤压铸造 A356.2 铝合金发动机悬置支架的组织与性能[J]. 特种铸造及有色合金, 2020, 40(2): 175-178.
- [13] 孟凡博. 6061 铝合金的凝固特性及其挤压铸造轮毂成形性[D]. 沈阳: 沈阳工业大学, 2021.
- [14] ZHANG C, DU Y, LIU S, et al. Microstructure and thermal conductivity of the as-cast and annealed Al-Cu-Mg-Si alloys in the temperature range from $250\text{ }^{\circ}\text{C}$ to $400\text{ }^{\circ}\text{C}$ [J]. International Journal of Thermophysics, 2015, 36(10): 2869-2880.
- [15] WANG Q G. Microstructural effects on the tensile and fracture behavior of aluminum casting alloys A356/357[J]. Metallurgical and Materials Transactions, 2003, A34(12): 2887-2899.
- [16] FANG H, LI R, CHEN R, et al. Microstructure and mechanical properties of Al-6Zn-2.5 Mg-1.8 Cu alloy prepared by squeeze casting and solid hot extrusion[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2015, 25(7): 2130-2136.
- [17] JAHANGIRI A, MARASHI S P H, MOHAMMADALIHA M, et al. The effect of pressure and pouring temperature on the porosity, microstructure, hardness and yield stress of AA2024 aluminum alloy during the squeeze casting process[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2017, 245: 1-6.
- [18] 孙瑜. 热处理对 6082、6063 合金组织和性能的影响[D]. 长沙: 中南大学, 2012.
- [19] CHANG X S, CHEN G, SUN W, et al. Microstructures, mechanical properties and solidification mechanism of a hot tearing sensitive aluminum alloy asymmetric part fabricated by squeeze casting[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2021, 886: 161254.
- [20] CHEN G, CHANG X S, ZHANG J X, et al. Microstructures and mechanical properties of in-situ $\text{Al}_3\text{Ti}/2024$ aluminum matrix composites fabricated by ultrasonic treatment and subsequent squeeze casting[J]. Metals and Materials International, 2020, 26(10): 1574-1584.
- [21] 冉旭,孙宏伟,杜明,等. 固溶处理对 6082 锻造铝合金控制臂组织与性能的影响[J]. 材料热处理学报, 2016, 37(12): 56-61.
- [22] JACOBS M H. The structure of the metastable precipitates formed during ageing of an Al-Mg-Si alloy[J]. Philosophical Magazine, 1972, 26(1): 1-13.
- [23] LYNCH J P, BROWN L M, JACOBS M H. Microanalysis of age-hardening precipitates in aluminum alloys[J]. Acta Metallurgica, 1982, 30(7): 1389-1395.
- [24] 冯呈库,朱德珑,张梅,等. 热处理工艺对 6082 铝合金性能的影响[J]. 上海金属, 2017, 39(5): 36-41.

(编辑:张正贺)

欢迎使用在线稿件处理系统

投稿、查稿、审稿

敬请登录 www.special-cast.com