

压力对铸造 Al-Li-Cu 合金组织和力学性能的影响

范建磊, 郑成坤, 罗宗强, 张卫文

(华南理工大学 机械与汽车工程学院, 广州 510640)

摘要: 采用直接挤压铸造工艺制备一种密度为 2.525 g/cm^3 的 Al-2.47Li-1.49Cu 合金铸锭, 通过宏观腐蚀、OM、DSC、SEM、XRD 及拉伸性能测试等手段对其组织和力学性能进行研究。结果表明: 压力作用下凝固可以显著改善铸锭的表面质量, 获得致密无疏松缺陷的铸锭, 50 MPa 下, 铸锭中的柱状晶平均长度较重力铸造下的减小 20%; 合金铸态微观组织主要由初生 $\alpha(\text{Al})$ 、 T_2 相以及少量 AlLiSi 和 $\text{Al}_6(\text{CuFe})$ 组成, 施加压力不改变相的组成, 但可使第二相尺寸更小, 分布更均匀; 合金硬度、抗拉强度以及伸长率均随压力增大而增大, 但 50 MPa 以后压力对性能的影响不明显。50 MPa 下 T5 热处理的合金抗拉强度为 329 MPa, 伸长率为 6%, 硬度为 135HBS, 较重力铸造合金分别提高了 7.2%、107%和 3%。

关键词: Al-Li-Cu 合金; 挤压铸造; 组织; 力学性能

中图分类号: TG214

文献标志码: A

Effect of pressure on macro-/micro- structures and mechanical properties of Al-Li-Cu cast alloy

FAN Jian-lei, ZHENG Cheng-kun, LUO Zong-qiang, ZHANG Wei-wen

(School of Mechanical and Automotive Engineering, South China University of Technology, Guangzhou 510640, China)

Abstract: Al-2.47Li-1.49Cu alloy ingot with density of 2.525 g/cm^3 was prepared by direct squeeze casting. The macro- and micro-structures and mechanical properties of the alloy were analyzed by macro corrosion, OM, DSC, SEM, XRD and tensile properties test. The results indicate that pressure can not only improve the surface quality and refine columnar areas, but also eliminate the porosity to obtain the dense ingot. The average length of columnar grains obtained at applied pressure of 50 MPa is 20% shorter than that of the gravity alloy cast. The microstructure of the as-cast alloys mainly consists of primary $\alpha(\text{Al})$, T_2 and a small amount of AlLiSi and $\text{Al}_6(\text{CuFe})$ phases. The applied pressure does not change the phase composition, but makes them smaller and more uniform. In addition, the microhardness, tensile strength and elongation of the alloy increase with increasing the pressure, but the applied pressure does not affect the mechanical properties obviously when the pressure exceeds 50 MPa. The T5 heat-treated alloy prepared under 50 MPa can reach a level of ultimate tensile strength of 329 MPa, elongation of 6% and microhardness of 135HBS, which are 7.2%, 107% and 3%, respectively higher than those of the gravity cast alloy.

Key words: Al-Li-Cu alloy; squeeze casting; structure; mechanical property

Al-Li 合金具有密度低和弹性模量高等优点, 相对于传统铝合金, 可以减轻构件质量、增加构件刚度、降低合金疲劳裂纹扩展速率, 是一种理想的航空结构材料。因此, 铝锂合金的研究倍受关注, 特别是作为变形铝合金, 已经在航空和航天领域得到了广泛的商

业应用。

相对变形铝锂合金的研究, 铸造铝锂合金的研究和开发工作还非常少。在有限的研究中, WEBSTER 等^[1]在真空条件下采用熔模铸造工艺制备了二元铝锂合金铸件, 其性能超过了传统 A356 铝合金的, 并展

望了铝锂合金熔模铸造的前景。安阁英等^[2]和 SESHAN 等^[3]等分别对常压下铝锂合金的熔铸工艺进行了研究,发现树脂砂干型、金属型和惰性涂料是适用于铝锂合金铸件开发的造型材料。ROGER 等^[4-5]开发了一种适合铝锂合金流变成型的工艺技术,并获得了合格的 Al-Li-Mg 合金汽车连杆制件。针对铸造铝锂合金的力学性能,NIKITIN 等^[6-7]研究了合金元素含量和热处理工艺对铸造 Al-Li-Cu 合金组织和性能的影响,发现在金属型铸造和双级时效条件下,经过成分优化后的合金可获得较优的综合力学性能:抗拉强度高于 370 MPa,伸长率为 6.0%,密度约为 2.54 g/cm³。总之,现有研究表明,铝锂合金对复杂型腔结构的充型能力一般强于传统铝合金的,这对形状复杂的航空结构件成形非常有利。如与 7075 合金相比,铝锂合金具有较优的铸造性能,流动性虽比 A356 合金的差,但充填能力强,能制造出较精细的部件^[8]。此外,相对变形铝锂合金中一般要求 Li 含量不超过 1.8%^[9],铸造铝锂合金中的 Li 元素允许含量可更高,这有利于进一步降低铝锂合金的密度,提高比强度和比刚度^[6]。因此,在结构件轻量化背景下,对铸造铝锂合金进行研究以扩大其应用具有十分重要的意义。然而,铸造铝锂合金还存在不少难题,如锂含量的增加会降低合金流的动性、氧化和吸氢更加恶化,且易产生缩孔、缩松缺陷,因此,铝锂合金铸件的力学性能尤其是韧性仍比变形铝锂合金差很多。

挤压铸造是一种优质、高效、节能的近净成形技术,它可使铸件在低流速下充型、高压下凝固,降低了对合金铸造性能的要求,且获得的铸件组织致密,是一种兼具铸造和锻造优点的金属材料成形工艺^[10-11]。挤压铸造在提高铝硅系和铝铜系合金强韧性方面效果明显,且可消除合金的气孔、缩松等缺陷^[12-13]。目前,关于挤压铸造铝锂合金研究的相关报道极少。将挤压铸造技术独特的优越性与铝锂合金优越性能相结合,可大大降低铝锂合金铸件生产成本和缩短生产周期,将有利于推动铝锂合金铸件的应用。因此,本文作者以 Al-Li-Cu 合金为研究对象,探讨压力对铸造 Al-Li-Cu 合金组织和力学性能的影响。

1 实验

在 7.5 kW 坩埚电阻炉中熔炼合金,采用碳化硅石墨坩埚,先将纯铝熔化,当熔体温度约为 720 °C 时加入 Al-50Cu 中间合金,完全熔化后用 C₂Cl₆ 精炼,扒去表面浮渣后,采用预热好的 60%LiCl+40%LiF(质量

分数)复合溶剂保护熔体,控制熔体温度在 690~710 °C 范围内,待覆盖剂全面铺展开后,用钟罩将铝箔包裹好的纯锂锭(99.9%)压入熔体中,锂锭按 20%烧损率配料,随后以 Ar 保护精炼 5 min,搅拌均匀后静置,在 730~740 °C 浇铸。采用化学法分析的合金的化学成分见表 1。

表 1 合金的化学成分

Table 1 Chemical composition of alloy (mass fraction, %)

Li	Cu	Fe	Zn	Al
2.47	1.49	0.09	0.04	Bal.

采用直接挤压铸造法制备样品,模具材料为 H13 钢。模具预热到约 220 °C,合金熔体通过浇勺快速浇注到模具中。在 100 t 液压机上进行挤压,压力分别为 0(重力铸造)、25、50 和 75 MPa,上冲头下降速度为 1.5~1.7 cm/s,距液面相对高度 9 cm,保压 30 s 至铸件完全凝固,获得半径为 35 mm、高度为 65 mm 的圆柱形铸锭。

从铸锭半径为 17 mm 的圆周位置线切割出 d 10 mm 的圆棒,取一部分进行热处理,工艺参数如下:540 °C 固溶 10 h,80~100 °C 水中淬火,170 °C 时效 24 h,然后分别将铸态和热处理态的 d 10 mm 圆棒加工成直径为 5 mm 的标准棒状拉伸试样(GB/T228-2002),在 SANS CMT5105 微机控制万能材料试验机上进行力学性能测试,拉伸速率为 1 mm/min,测试结果取 3 个数据的平均值。硬度和密度试样取自切割出的 d 10 mm 圆棒的中部,硬度测量按照国家标准 GB231 在 TH320 型全布氏硬度机上进行,试验条件如下: d 5 mm 钢球、载荷 2542 N、保压时间 30 s,结果取 10 个以上实验值的平均值;试样的密度在 BS224S 型电子天平上通过称量法测得;断口和金相试样直接取自拉伸试样,宏观腐蚀采用 Poulton 试剂,微观腐蚀采用 Keller 试剂,组织观察在 Leica 光学显微镜和 Quanta2000 扫描电子显微镜上进行;DSC 测试在 NETZSCH STA 449C 综合热分析仪上进行;X 射线衍射相分析在 D8 ADVANCE 上进行。

2 结果与讨论

2.1 压力对铸锭表面质量的影响

图 1 所示为挤压铸造和重力铸造获得的铝锂合金铸锭。图 1(a)所示为重力铸造条件下金属型中凝固的铸锭;图 1(b)所示为 50 MPa 比压挤压铸造后的铸锭。

压力下凝固的铸锭表面光洁,而重力条件凝固的铸锭表面有许多褶皱和冷隔。铝锂合金凝固时, Li 的加入使熔体导热率降低了 50%~60%;此外,合金的凝固区具有液-固区宽而固-液区窄的特点^[14]。熔体导热率低,表层激冷结晶凝壳被重熔的可能性增大,冷隔倾向增大;同时液-固区宽而固-液区窄的特点使液态金属自过渡区向铸锭表面移动,促进冷隔层的形成。合金在压力作用下凝固时,合金紧贴模具内壁,有助于改善凝固合金与铸型之间的热交换条件,获得组织致密、表面质量优良的合金铸件。



图1 不同压力下的 Al-2.47Li-1.49Cu 合金铸锭

Fig. 1 Casting ingots of Al-2.47Li-1.49Cu alloy at different pressures: (a) 0 MPa; (b) 50 MPa

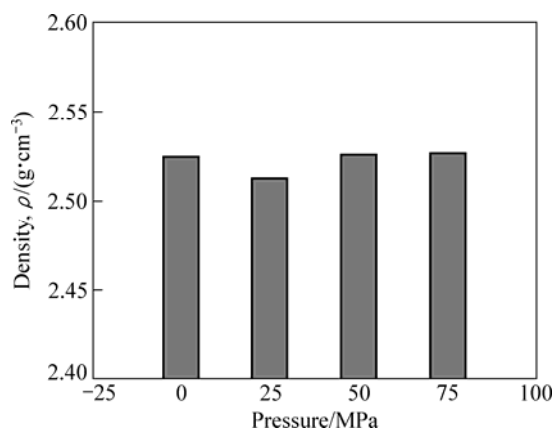


图2 Al-2.47Li-1.49Cu 铸锭密度

Fig. 2 Density of Al-2.47Li-1.49Cu alloy ingots

2.2 压力对合金宏观组织的影响

不同压力下制备的合金铸锭的密度如图2所示。由图2可知,随着压力增大,铸锭密度先降低再增大,平均密度为 2.525 g/cm³,较纯铝密度降低了 6.6%。图3所示为不同压力下合金铸锭纵截面的宏观组织。由图3可见,重力铸造下,合金锭上部存在集中缩孔,铸锭组织粗大,压力下凝固,集中缩孔在压力强制补缩作用下消除,但 25 MPa 时,由于补缩压力较低,

铸锭未完全致密,集中缩孔以细小缩孔缩松形式存在于铸锭中,导致合金密度较重力条件下的低;50 MPa 以后铸锭缩孔缩松消失,组织更加致密,从而密度增大。铸锭宏观组织从外壁到心部可分为3个区域:表层细晶区、中间柱状晶区和芯部等轴晶区。各铸锭中柱状晶区十分发达,但在压力下凝固柱状晶区有缩小的趋势。

通过截线法统计的外壁处柱状晶平均长度和宽度示于图4。由图4可知,随着压力的增大,柱状晶平均长度和宽度均有减小的趋势,压力对柱状晶区及其组织有不同程度的细化。柱状晶形成的外因是散热的方向性,内因是晶体生长的各向异性,柱状晶的长大速度与已凝固固相的温度梯度和液相的温度梯度有关,固相的温度梯度越大或液相温度梯度越小时,柱状晶的长大速度越快。凝固过程中,在垂直于型壁方向散热最快,因而表层激冷形成的细晶粒有沿其相反方向择优生长的趋势,然而表层结晶形核释放的结晶潜热以及锂加入到铝合金中导致导热系数减小的综合作用大大减小了液相的温度梯度,所以晶粒沿择优取向方向生长成发达柱状晶。挤压铸造过程中,在压力作用下凝固组织得以细化的原因主要有^[15]: 1) 压力促使凝固时体积收缩,合金的凝固点温度升高,过冷度增大; 2) 压力促使熔体紧贴铸型壁,从而消除因熔体收缩和铸型膨胀产生的间隙,提高界面传热系数,增大冷却速度; 3) 加强合金的流动性,使生长中的枝晶破碎形成新的晶核,形核率增大。图5所示为 Al-Li-Cu 合金的 DSC 分析结果。图5表明,施加压力可以提高合金相变点,但是从图4测得的柱状晶特征数据来看,施加压力超过 50 MPa 以后,柱状晶长度和宽度基本保持不变,因此可以认为该合金组织得到细化的主要原因是压力使凝固合金保持与铸型紧密接触,界面热传递系数增大。当压力增大到一定程度,铸件凝固时与铸型之间的间隙消除,压力对合金宏观组织细化的能力不再提高。

2.3 压力对合金微观组织的影响

根据铝锂铜三元合金相图^[16], Al-2.47Li-1.49Cu 合金位于 α (Al)固溶体相区内,平衡条件下凝固生成单相 α (Al);但是,在非平衡条件下凝固时,溶质原子再分配导致溶质偏析,可能发生4种共晶反应: 1) $L \rightarrow \alpha(\text{Al}) + \delta$; 2) $L \rightarrow \alpha(\text{Al}) + T_2$; 3) $L \rightarrow \alpha(\text{Al}) + T_1$; 4) $L \rightarrow \alpha(\text{Al}) + T_1 + T_B$ 。

根据 DSC 差热分析测试结果(见图5)。常压下凝固试样在加热重熔过程中主要有3个峰,分别是 220~320 °C 范围内基体中沉淀析出相重熔的吸热峰

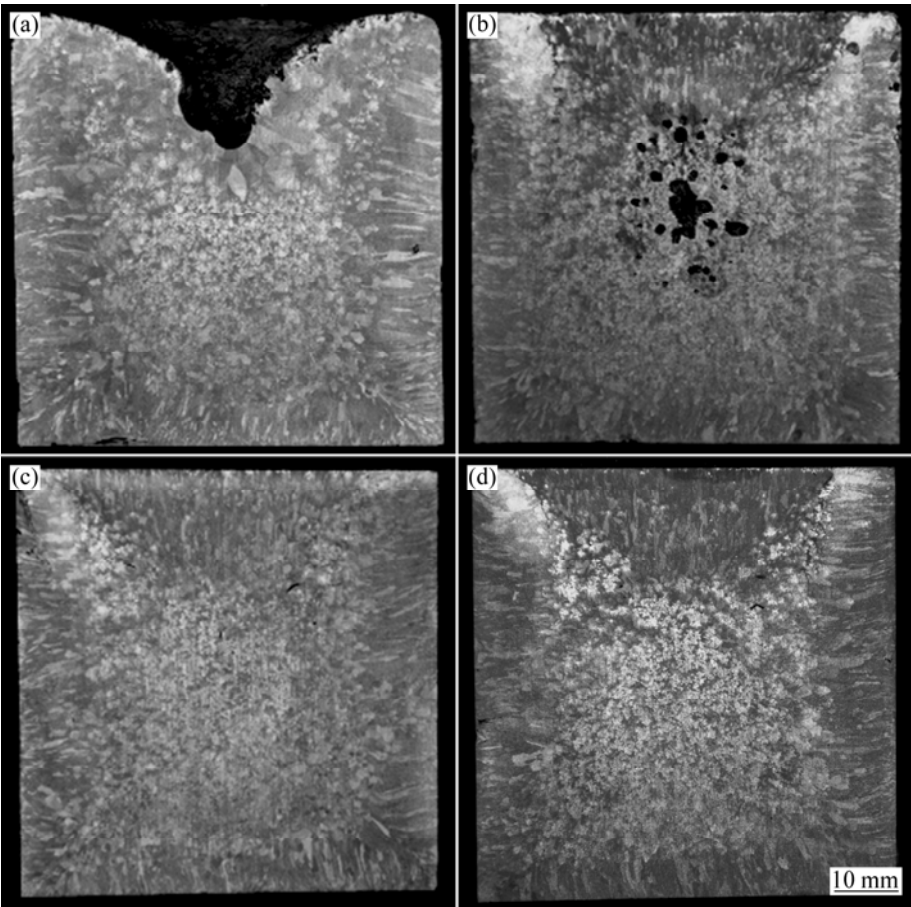


图 3 不同压力下凝固的 Al-2.47Li-1.49Cu 合金铸锭的宏观组织

Fig. 3 Macrostructures of Al-2.47Li-1.49Cu alloy ingots solidified at different pressures: (a) 0 MPa; (b) 25 MPa; (c) 50 MPa; (d) 75 MPa

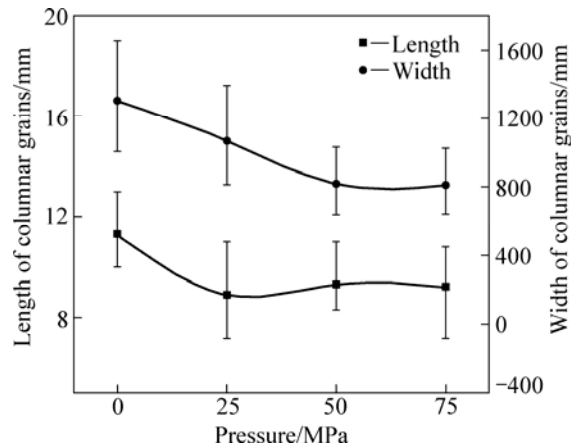


图 4 不同压力下 Al-2.47Li-1.49Cu 铸锭柱状晶的长度和宽度

Fig. 4 Length and width of columnar grains of Al-2.47Li-1.49Cu alloys solidified at different pressures

(峰 1)、558.2 °C 开始的低熔点共晶相重熔的吸热峰(峰 2)和 634.5 °C 开始的 $\alpha(\text{Al})$ 初生晶的熔化吸热峰(峰 3)。

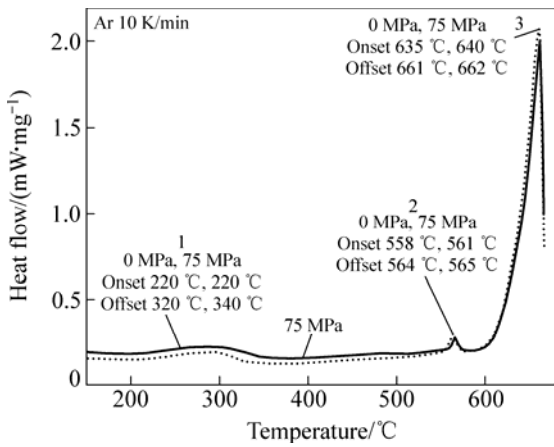


图 5 Al-2.47Li-1.49Cu 合金的 DSC 测试结果

Fig. 5 DSC analysis results of Al-2.47Li-1.49Cu alloys

对比 75 MPa 与常压下成形试样 DSC 曲线可以发现，压力作用下成形试样的峰 1 温度范围有所扩大，从 220~320 °C 扩大为 220~340 °C 时，峰面积从 17.3 J/g 增加到 22.6 J/g。另外，还发现吸热峰的峰值温度随着

压力的增大呈上升趋势, 与 Clausius-Clapeyron 方程反映的规律一致。

Al-2.47Li-1.49Cu 合金铸态组织中出现了 3 种第二相(见图 6), 分别为分布在晶界的 T_2 相(Al_6CuLi_3)、长条状或针状的 $\text{Al}_6(\text{CuFe})$ 相和方块状 AlLiSi 相。对应的能谱分析结果见表 2(EDS 无法检测出 Li 的含量), 与有关文献[16–17]的报道的结果一致。

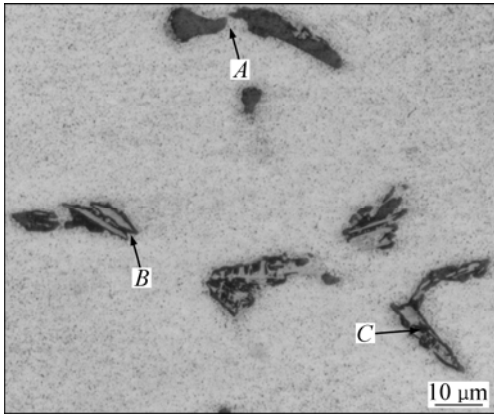


图 6 Al-2.47Li-1.49Cu 合金铸态组织中的第二相
Fig. 6 Second phases in as-cast Al-2.47Li-1.49Cu alloy

表 2 图 6 中 Al-2.47Li-1.49Cu 合金第二相 EDS 分析结果
Table 2 EDS analysis results of second phases in Al-2.47Li-1.49Cu alloy shown in Fig. 6

Zone	x/%				Phase
	Al	Cu	Si	Fe	
A	87.00	12.26	0.62	0.13	Al_6CuLi_3
B	79.5	9.81	—	10.69	$\text{Al}_6(\text{CuFe})$
C	58.13	6.06	33.87	1.94	AlLiSi

所以, Al-2.47Li-1.49Cu 合金凝固过程中主要是析出 $\alpha(\text{Al})$ 初晶, 随着溶质偏析, 剩余液相中铜含量增多, 当温度降低到 555 °C 左右时, 局部发生 $L \rightarrow \alpha(\text{Al}) + T_2$ 二元共晶反应, 而杂质元素 Fe 和 Si 在凝固过程中逐渐被排斥到富铜的剩余液相中, 达到一定成分起伏后形成 AlLiSi 相和 $\text{Al}_6(\text{CuFe})$ 相。刘玉林等^[16]研究了 Al-2.56Li-1.12Cu-1.07Mg 合金的凝固过程, 认为 320 °C 左右在晶界附近有颗粒状 T_2 相析出。同时, $\alpha(\text{Al})$ 基体内有颗粒状 δ' 不断析出, δ' 相的溶解温度范围在 200~270 °C 之间^[18]。XRD 谱分析结果也表明, 合金中存在 δ' 和 T_2 相(见图 7)。因此, 图 5 所示 DSC 曲线上在 180~320 °C 间出现的吸热峰应该对应 δ' 和颗粒状 T_2 析出相的溶解。

铸态合金在重力和挤压压力下的微观组织见图 8。由图 8 可知, 在压力作用下凝固时, 合金中的主要

相是 $\alpha(\text{Al})$ 和 T_2 相。DSC、SEM 和 XRD 分析结果表明, 施加压力并没有改变合金中的相组成, 但施加压力对合金微观组织形貌有显著影响, 合金中枝晶变得更细小, 显微缩松消除, 合金更加致密。

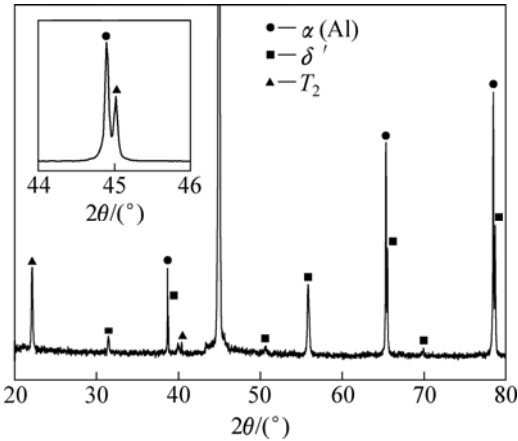


图 7 Al-2.47Li-1.49Cu 合金的 XRD 谱
Fig. 7 XRD patterns of Al-2.47Li-1.49Cu alloy

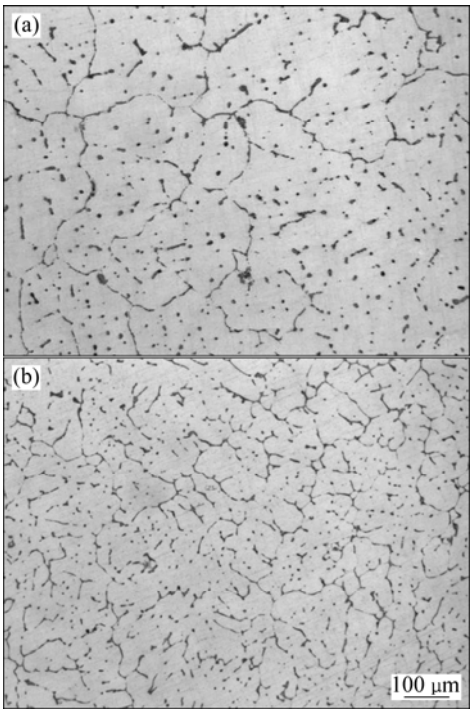


图 8 不同压力下凝固的 Al-2.47Li-1.49Cu 铸态合金的微观组织
Fig. 8 Microstructures of as-cast Al-2.47Li-1.49Cu alloys solidified at different pressures: (a) 0 MPa; (b) 50 MPa

2.4 压力对合金力学性能的影响

图 9 所示为不同压力下合金的力学性能。从图 9 中可见, 铸态和热处理态合金的布氏硬度和抗拉强度均随压力增大而增大, 但增加的效果并不明显。铸态

合金的平均硬度从 0 MPa 压力下的 119HBS 增大到 75 MPa 下的 127HBS, 平均抗拉强度从 0 MPa 压力下的 195 MPa 增大到 75 MPa 下的 221 MPa。但压力对改善合金的伸长率效果显著, 铸态合金的平均伸长率从 0 MPa 压力下的 0.8% 增大到 50 MPa 下的 2.9%, 增长了近 3 倍。经热处理后, 合金的各项力学性能都得到了明显改善, 如经热处理后 50 MPa 压力下合金的抗拉强度由 307 MPa 提高到 329 MPa, 伸长率由 2.9%

提高到 6%。但是压力超过 50 MPa 后, 压力对力学性能的改善已不明显。

图 10 所示为不同压力下铸态合金的断口形貌。由于第二相与基体的结合强度较低, 裂纹在第二相与基体的界面处产生并扩展, 发生沿晶断裂, 所以, 合金塑性较差。未施加挤压压力的合金晶粒粗大, 断口上呈现较长的沿晶条带, 50 MPa 压力下的合金晶粒细小, 组织均匀, 形变过程中变形也较均匀, 使得塑性得到改善, 但仍为沿晶断裂。

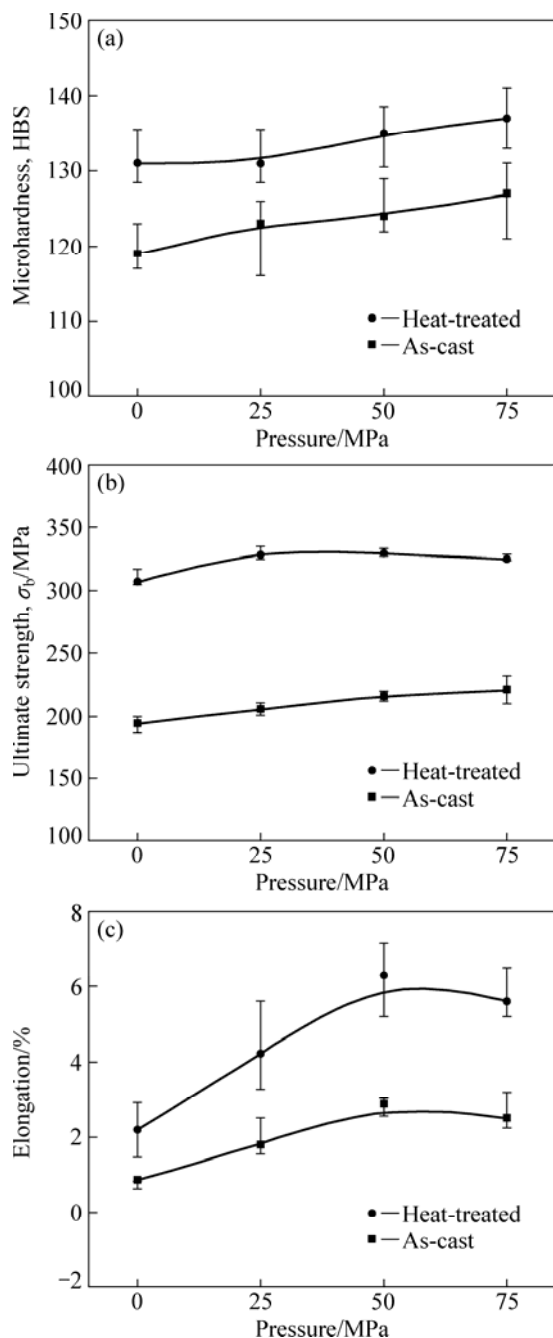


图 9 压力对 Al-2.47Li-1.49Cu 合金力学性能的影响

Fig. 9 Effect of pressure on mechanical properties of Al-2.47Li-1.49Cu alloys: (a) Microhardness; (b) Ultimate strength; (c) Elongation

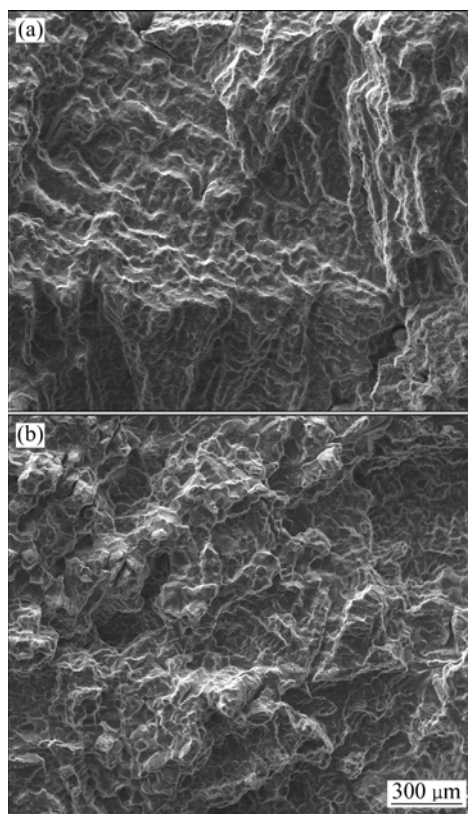


图 10 不同压力下 Al-2.47Li-1.49Cu 合金的铸态断口形貌

Fig. 10 Fracture morphologies of as-cast Al-2.47Li-1.49Cu alloys at different pressures: (a) 0 MPa; (b) 50 MPa

图 11 所示为不同压力下经热处理后合金的断口形貌。经热处理后, 大多数共晶相均溶解到基体中, 时效时析出弥散细小的共格 δ' 和半共格的 T_1 相, 使合金强度和塑性均有不同程度的提高。合金经 T5 热处理后, 断口上出现了局部平坦的剪切滑移平面, 台阶状的断层及沿晶裂纹以及晶粒内部的穿晶剪切区。比较图 11 中的晶粒内部韧窝和穿晶剪切断裂形貌发现, 未施加压力试样的韧窝大小分布不均匀, 断口上还观察到很多未溶解的第二相, 而压力下成形试样的韧窝较细小, 分布较均匀。

与基体共格的 δ' 相是 Al-Li-Cu 合金中的主要强化

相, 形变过程中位错以切割方式通过, 显著提高合金强度, 但是, 这将导致大量后续位错易于在先行位错已切过的 δ 粒子滑移面上滑移, 即产生共面滑移。这种共面滑移引起位错沿滑移面集中滑移至晶界处, 在晶界处产生局部应力集中, 诱发裂纹萌生, 并使裂纹沿晶界或滑移面迅速扩展, 产生台阶状沿晶断裂, 导致 Al-Li 合金的韧性大幅度下降^[19-20]。压力下成形并未抑制共面滑移的产生, 所以合金仍以沿晶断裂为主, 但挤压铸造成形铸件的组织分布较为均匀, 共面滑移剪切平面特征较分散, 有利于局部应变和应力集中的缓和, 所以合金的强度和塑性得到一定的提高。因此, 挤压压力增大导致材料力学性能提高主要是因为压力改变了合金中的枝晶尺寸, 消除了缩松缺陷, 使第二相分布更均匀, 但挤压压力超过 50 MPa 以后, 对力学性能的提高效果不明显。

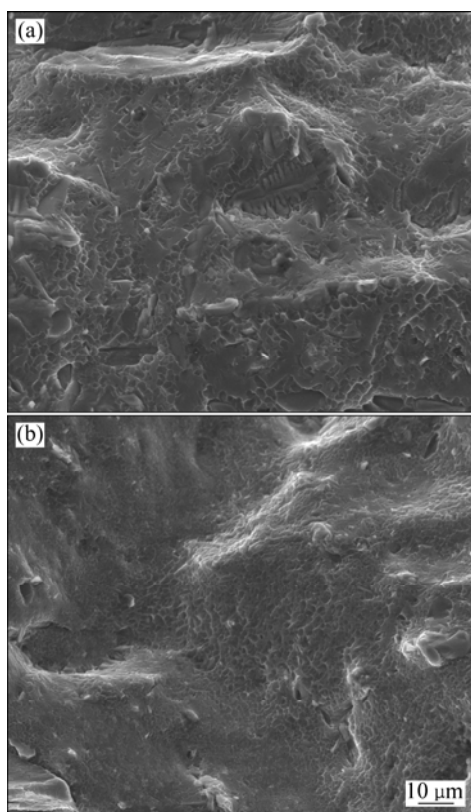


图 11 不同压力下 T5 热处理态 Al-2.47Li-1.49Cu 合金的断口形貌

Fig. 11 Fracture morphologies of T5 heat-treated Al-2.47Li-1.49Cu alloys at different pressures: (a) 0 MPa; (b) 50 MPa

3 结论

1) Al-2.47Li-1.49Cu 铸态合金中柱状晶发达, 在

施加压力下凝固有助于减小柱状晶区, 50 MPa 下, 铸锭中的柱状晶平均长度较重力铸造条件下的降低了 20%, 施加压力下凝固可以显著改善铸锭的表面质量, 获得致密无缩松缺陷的铸锭。

2) Al-2.47Li-1.49Cu 铸态合金微观组织主要由初生 α (Al) 和 T_2 相以及少量 AlLiSi 和 Al_6 (CuFe) 组成, 压力不改变相的组成, 但可使第二相分布更加均匀。

3) Al-2.47Li-1.49Cu 合金硬度、抗拉强度以及伸长率在 50 MPa 以下均随压力增大而增大, 但 50 MPa 以后压力对性能的影响不明显。50 MPa 下 T5 热处理态合金的硬度为 135HBS、抗拉强度为 329 MPa、伸长率为 6%, 较重力铸造合金的分别提高了 3%、7.2% 和 107%。

REFERENCES

- [1] WEBSTER D, HAYNES T G, FLEMING R H. Al-Li investment castings coming of age[J]. *Advanced Materials & Processes*, 1986, 133(6): 25-32.
- [2] 安阁英, 闵光辉, 彭德林. 铝锂合金与铸型表面作用的研究[J]. *特种铸造及有色合金*, 1992(2): 5-7.
AN Ge-yin, MIN Guang-hui, PENG De-lin. Study on the interaction between the melt of Al-Li alloys and sand moulds[J]. *Special Casting & Nonferrous Alloys*, 1992(2): 5-7.
- [3] SESHAN S, SRIVATSAN T S. Casting aluminum-lithium alloys in open atmosphere[J]. *Material & Manufacturing Processes*, 1990, 5(1): 109-119.
- [4] ROGER S, BERND F, GRIMMIG T, MATTHIAS B, ANDREAS B P. Development of aluminum-lithium alloy process by the Rheo container process[J]. *Solid State Phenomena*, 2006, 116: 513-517.
- [5] ROGER S, BERND F, GRIMMIG T, MATTHIAS B, ANDREAS B P, PETER J U. Semi-solid processing of tailored aluminum-lithium alloys for automotive applications[J]. *Advanced Engineering Materials*, 2007, 9(4): 253-258.
- [6] ILIN A A, NIKITIN S L, OSINTESEV O E, BORISOV Y V. Effect of elements on the structure and properties of Al-Li-Cu cast alloys[J]. *Russian Metallurgy*, 2009, 4: 338-344.
- [7] NIKITIN S L, OSINTESEV O E, BETSOFEN S Y. Effect of heat treatment conditions on the structure and mechanical properties of a cast Al-Li-Cu aluminum alloy[J]. *Russian Metallurgy*, 2010, 11: 1041-1045.
- [8] TONG C H, YAO I G, NIEH C Y, CHANG C P, HSU S E. Cast-ability of Al-Li-Mg and Al-Li-Cu-Mg alloys[J]. *Journal of Physical*, 1987, 9: 117-122.
- [9] ROBERTO J R, JOHN L. The evolution of Al-Li base products for aerospace and space applications[J]. *Metallurgical and Materials Transaction A*, 2012, 43(9): 3325-3337.

- [10] MALEKI A, SHAFYEI A, NIROUMAND B. Effect of squeeze casting parameters on the microstructure of LM13 alloy[J]. *Journal of Material and Process Technology*, 2009, 209: 3790–3797.
- [11] DAI Wei, WU Shu-sen, LU Shu-lin, LIN Chong. Effects of Rheo-squeeze casting parameters on microstructure and mechanical properties of AlCuMnTi alloy[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2012, 538: 320–326.
- [12] 张克武, 赵海东, 欧阳晓贤, 张卫文, 李元元. 不同挤压力下凝固的 Al-Si-Cu-T4 的组织与性能[J]. *中国有色金属学报*, 2009, 19(4): 625–632.
- ZHANG Ke-wu, ZHAO Hai-dong, OUYANG Xiao-xian, ZHANG Wei-wen, LI Yuan-yuan. Microstructure and mechanical properties of Al-Si-Cu-T4 solidified at different squeeze pressures[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2009, 19(4): 625–632.
- [13] 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 and Design*, 2008, 29: 1685–1689.
- [14] GRUSHKO O E. Ingot metallurgy of aluminum-lithium alloys[J]. *Journal of Aeronautical Materials*, 1994, 14(2): 45–54.
- [15] GHOMASHCHI M R, VIKHROV A. Squeeze casting: An overview[J]. *Journal of Material Process Technology*, 2000, 101: 1–9.
- [16] 刘玉林, 胡壮麒, 张 匀, 赵洪恩, 师昌绪. 8090Al-Li 合金的凝固机制[J]. *材料科学进展*, 1993, 7(5): 391–395.
- LIU Yu-lin, HU Zhuang-qi, ZHANG Yun, ZHAO Hong-en, SHI Chang-xu. The solidification mechanism of 8090 Al-Li alloy[J]. *Materials Science Progress*, 1993, 7(5): 391–395.
- [17] 姜 峰, 郑秀媛, 徐艳萍, 陈宜钊. B93 高强铝合金结晶相分析[J]. *武汉理工大学学报*, 2011, 33(6): 12–16.
- JIANG Feng, ZHENG Xiu-yuan, XU Yan-ping, CHEN Yi-zhao. Constituents in B93 high-strength aluminum alloy[J]. *Journal of Wuhan University of Technology*, 2011, 33(6): 12–16.
- [18] KATSIKIS S, NOBEL B, HARRIS I S J. Microstructural stability during low temperature exposure of alloys within the Al-Li-Cu-Mg system[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2008, 485: 613–620.
- [19] SURESH S, VASUDEVAN A K, TOSTEN M H, HOWELL P R. Microscopic and macroscopic aspects of fracture in lithium-containing aluminum alloys[J]. *Acta Metallurgica*, 1987, 35: 25–46.
- [20] PASANG T, SYMONDS N, MOUTSOS S, WANHILL R J H. Low-energy intergranular fracture in Al-Li alloys[J]. *Engineering Failure Analysis*, 2012, 22: 166–178.

(编辑 陈卫萍)