doi：10. 14186/j. cnki. 1671-6620. 2025. 107

Al-Zn-Mg-Cu 合金铸锭组织及性能均匀性

王经涛[1,2]，孙 宁[1]

（1. 山东南山铝业股份有限公司 国家铝合金压力加工工程技术研究中心，山东 龙口 265700；
2. 烟台南山学院 材料科学与工程学院，山东 龙口 265700）

摘 要：针对企业工业化大生产半连续铸造工艺制备的 480 mm 厚高合金化 Al-Zn-Mg-Cu 合金扁锭，采用组织表征及性能检测实验，开展铸锭组织与性能均匀性研究.利用 ICP-OES 检测铸锭不同厚度位置的合金元素含量分布；借助 OM、SEM 等设备表征铸锭不同厚度位置的晶粒形貌、第二相类型及含量；采用显微硬度计、电导率测试仪测定铸锭不同厚度位置的力学与导电性能差异.结果表明：铸锭厚度方向距壳层表层 100～150 mm 内存在 Zn、Mg、Cu 等合金元素偏析；沿铸锭壳层表层至心部 8 mm 区间依次存在四类晶粒形貌，分别为壳层细晶区、不均匀柱状晶区、枝晶与化合物含量较少的等轴晶区，以及枝晶与化合物局部密集分布区域；铸锭表层区域二次枝晶数量较少，沿厚度向心部延伸，枝晶特征愈发显著，晶粒尺寸逐步增大；此外，铸锭厚度 1/4 位置处分布有大量大尺寸的非平衡第二相，受粗大非平衡析出相影响，该位置显微硬度（HV）最低、电导率最大，数值分别为 135.6 与 41.2%IACS.

关键词：Al-Zn-Mg-Cu 合金；铸锭；第二相；显微硬度；电导率
中图分类号：TG 146. 2 **文献标志码**：A **文章编号**：1671-6620(2026)05-0541-08

Uniformity of microstructure and properties of Al-Zn-Mg-Cu alloy ingots

Wang Jingtao[1,2], Sun Ning[1]

(1. National Engineering Research Center for Plastic Working of Aluminium Alloys, Shandong Nanshan Aluminium Co., Ltd., Longkou 265700, China; 2. Yantai Nanshan University, Materials Science and Engineering, Longkou 265700, China)

Abstract: By means of microstructure characterization and property testing, the uniformity of microstructure and properties of a 480 mm thick high-alloyed Al-Zn-Mg-Cu alloy flat ingot prepared by semi-continuous casting in industrial mass production has been investigated. Inductively coupled plasma optical emission spectrometry (ICP-OES) is adopted to detect the distribution of alloying element contents at different thickness positions of the ingot. Optical microscopy (OM), scanning electron microscopy (SEM), and other equipment are used to characterize the grain morphology, type, and content of second phases at various thickness locations. A microhardness tester and electrical conductivity tester are employed to measure the differences in mechanical and conductive properties of the ingot at different thickness positions. The results show that segregation of alloying elements including Zn, Mg, and Cu exists within the range of 100～150 mm from the surface along the thickness direction of the ingot. Four types of grain morphologies appear sequentially along the 8 mm section from the solidified shell layer to the center of the ingot, namely shell fine-grained zone, non-uniform columnar grain zone, equiaxed grain zone with few dendrites and compounds, and local zone with densely distributed dendrites and compounds. The near-surface region of the ingot exhibits a relatively small number of secondary dendrites; as extending from the surface towards the center along the thickness direction, the dendrite features become more prominent, and the grain size increases gradually. In addition, abundant large-sized non-equilibrium second phases are distributed at the 1/4 thickness position of the ingot. Affected by these coarse non-equilibrium precipitates, this position exhibits the lowest microhardness (HV) and highest electrical conductivity, which are 135.6 and 41.2 %IACS, respectively.

Key words: Al-Zn-Mg-Cu alloy; ingot; second phase; microhardness; conductivity

收稿日期：2025-05-07.
基金项目：山东省重点研发计划项目（2024CXPT019）.
作者简介：王经涛（1995—），男，工程师.
通讯作者：孙宁（1995—），女，硕士，工程师，E-mail：wjta0815@163. com.

引文格式：王经涛，孙宁. Al-Zn-Mg-Cu 合金铸锭组织及性能均匀性［J］. 材料与冶金学报，2026，25（5）：541-548. （Wang Jingtao, Sun Ning. Uniformity of microstructure and properties of Al-Zn-Mg-Cu alloy ingots［J］. Journal of Materials and Metallurgy, 2026, 25（5）: 541-548.）

Al-Zn-Mg-Cu(7XXX 系)合金为可热处理强化型超高强度铝合金,具有比强度高、耐蚀性好、疲劳性能优良等特点,被广泛应用于制备航空航天、交通运输、国防装备等关键构件[1-4].该类合金通过添加锌、铜等合金元素,能够在合适的热处理工艺下产生时效强化效应,合金强度通常可达500 MPa 以上,部分牌号抗拉强度能够突破700 MPa,强度水平可与钢材相媲美. Al-Zn-Mg-Cu 合金系列含有多种牌号,最早应用于航空飞机上的合金牌号是7075 合金,多用于飞机结构件制备.科研人员为进一步提升合金耐蚀性能与损伤容限性能,后续对合金成分、塑性加工及热处理工艺开展优化,陆续开发出适配峰时效、过时效、回归再时效等不同热处理状态的 7175、7475、7050、7055、7085 系列合金,推动该类合金朝着高强度、高耐蚀、高损伤容限、长服役寿命与高综合性价比的方向迭代发展[3, 5-8].

Al-Zn-Mg-Cu 合金具有比较严重的应力腐蚀倾向性,在合金中添加锰(Mn)、铬(Cr)等元素可以改善合金的耐蚀性能;此外,加入钛(Ti)、锆(Zr)等微量元素,还能改善铸锭和再结晶组织.一般来讲,综合性能优异的 Al-Zn-Mg-Cu 合金中必定会添加除 Al 之外的如 Mg、Cu、Zr 等其他合金元素,且除 Al 外,其他元素的成分占比可达 15%~20%[7].但由于高合金元素含量及复杂合金成分的存在,Al-Zn-Mg-Cu 合金在半连续铸造凝固过程中会产生枝晶偏析、区域偏析和局部偏析等不同程度的偏析,严重时能影响铸锭的加工性能.近年来,科研及技术人员对高合金元素含量 Al-Zn-Mg-Cu 合金的制备工艺进行了较多的研究.罗亚君[9]通过自主建立包含电磁场、温度场、流场和凝固过程的多物理场耦合的三维数值模型,系统研究了 7XXX 系高强铝合金铸锭制备过程中熔体温度场、流场和凝固行为的变化规律.结果表明,该工艺所采用的技术能够显著增加合金熔体冷却速度场、熔体温度场、熔体成分场的均匀性.王睿[10]探究了采有电磁场协同超声波辅助半连续铸造技术制备的直径 200 mm 的 Al-Zn-Mg-Cu 合金圆棒铸锭的显微组织和力学性能.结果表明,电磁场频率与超声波功率的增加均会对铸锭晶粒组织产生影响,晶粒尺寸逐渐减小,同时,铸锭的强度和塑性也会得到提高.总体来讲,针对于 Al-Zn-Mg-Cu 合金铸锭铸造工艺的研究工作较多,但对成型后铸锭组织均匀性的相关研究工作较少,尤其是高合金含量铸锭厚度方向组织和性能的均匀性研究.本文以铝企业大生产半连续铸造技术制备的480 mm厚度 Al-Zn-Mg-Cu 合金扁锭为实验对象,分析其厚度方向、不同厚度位置处的晶粒组织、第二相及电导率、显微硬度等,以探究高合金元素含量 Al-Zn-Mg-Cu 合金扁锭厚度方向组织及性能均匀性的差异.

1 实验材料及方法

本实验所用 Al-Zn-Mg-Cu 合金扁锭原材料由工业化半连续铸造技术生产.半连续铸造(简称 DC 铸造)是变形铝合金的关键制备技术之一,是由德国人在 1933 年首先研究成功的.该技术凭借其设备成本低、工艺灵活性高的特点,在中小企业的多品种、小批量生产,以及对产品质量有一定要求的领域发挥着重要作用. Al-Zn-Mg-Cu 合金扁锭具体熔炼工艺如下:将 99.97%重熔用铝锭原料于 740 ℃下进行熔炼,开始熔化后加入覆盖剂,当原料熔化60%~70%后,开启电磁搅拌,待全部熔化后进行成分调整.具体合金元素设计配比(质量分数,%)如表 1 所列.待扒渣、取样检测化学成分后,转移熔体至保温炉,其中 Cu、Mg、Zn 等合金化元素以纯金属的形式加入,Ti、Zr 等微量元素以中间合金的形式加入.采用炉侧氩气、氯气混合气体精炼 30 min,当熔体温度达到720 ℃时,静置 40 min,再经在线 SNIF 除气、CCF 双级过滤,最后浇铸成规格为 480 mm×2 000 mm×6 000 mm的合金扁锭.具体熔铸工艺为:铸造速度 40 mm/min,浇铸温度 700 ℃,冷却水流量 30 m^3/h.扁锭经400 ℃×2 h 去应力退火后,进行样品切取,具体于扁锭 1/2 长度位置、1/2 宽度位置进行全厚度铸锭样品切取,切取示意图如图 1 所示.所切取样品自铸锭厚向上表层至下表层,每间隔 40 mm 再次锯切,用于进行组织表征及性能检测试验.

表 1 Al-Zn-Mg-Cu 合金化学成分(质量分数)

Table 1 Chemical composition of Al-Zn-Mg-Cu alloy (mass fraction) %

Zn	Mg	Cu	Fe	Mn	Cr	Si	Ti	Zr	Al
6.280	2.330	2.290	0.035	0.005	0.002	0.029	0.040	0.115	余量

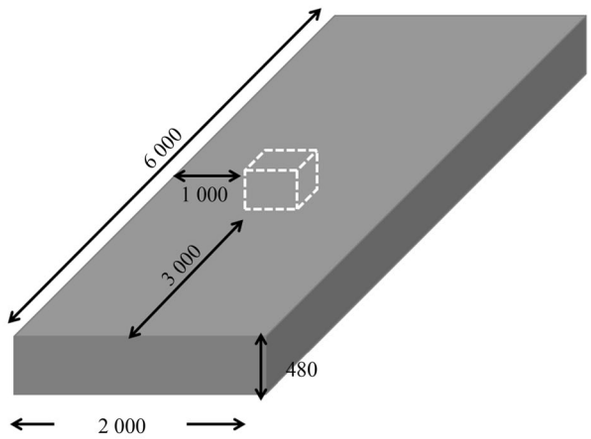


图 1　试验样品切取示意图(mm)

Fig. 1　Schematic diagram of cutting test samples(mm)

利用电感耦合等离子体发射光谱仪(ICP-OES, Optima 8300, Perkin Elmer)对 Al-Zn-Mg-Cu 合金扁锭由表层沿厚度方向至心部(每点间隔 15 mm)的合金元素偏析情况进行分析;利用金相显微镜(OM, AXIO IMAGER.M2m, Germany ZEISS)对经体积分数 6% HBF_4 阳极氧化的金相组织进行观察,对比分析不同厚度位置处(由表层至心部每隔 40 mm 进行组织表征,共 6 处)合金铸锭晶粒组织的差异,并利用 Image-pro 图像分析软件对晶粒尺寸进行统计(随机取 5 张 500 倍阳极覆膜照片,取平均值),其中,阳极覆膜工作电压为 20V、氧化时间为 40 s;利用场发射扫描电子显微镜(SEM, FEI)观察、表征合金铸锭不同厚度位置处组织形貌及粗大第二相分布情况,利用配套的 EDS 能谱仪对第二相的种类进行分析,同时利用 Image-pro 图像分析软件对基体组织内第二相面积分数进行统计、计算(随机取 5 张 1 000 倍 SEM 照片,取平均值);利用显微硬度计(INNOVA TEST)、电导率测定仪(FOERSTER)对不同厚度位置处的硬度及电导率进行测试(每试样测量 3 次,取平均值),对比分析铸锭不同厚度位置处性能的差异.

2　实验结果及分析

2.1　成分均匀性分析

Zn、Mg 与 Cu 为 Al-Zn-Mg-Cu 合金中的主要合金元素,三者含量最高,作用也最为关键,共同决定合金的组织与性能.图 2 为 Zn、Mg、Cu 沿实验合金铸锭厚度方向,由表层至心部的元素含量(质量分数,下同)波动曲线.

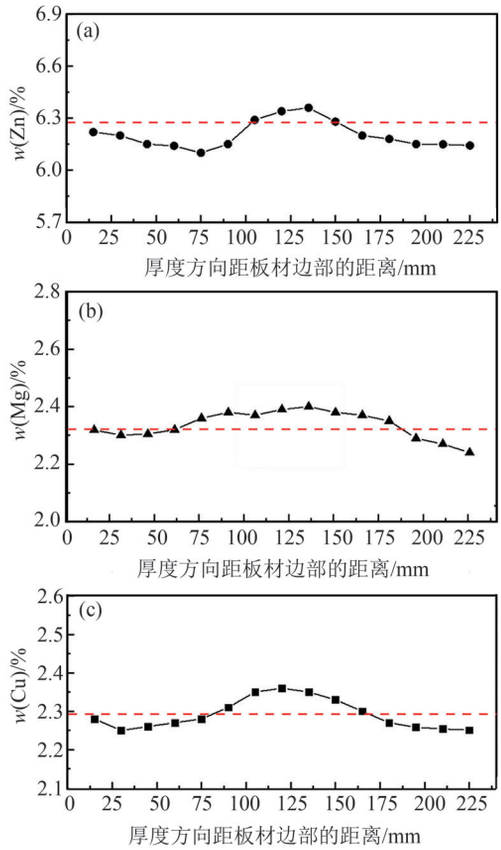


图 2　合金铸锭厚度方向化学元素波动曲线

Fig. 2　Chemical element fluctuation curve in thickness direction of alloy ingots

可以看出:实验合金铸锭在厚度方向上存在一定程度的元素偏析;其中,Zn、Cu 呈现相近变化规律:在距壳层表层 0~100 mm内,合金元素实测含量低于设计含量;在距壳层表层 100~150 mm 内,高于设计含量;在距壳层表层 150~225 mm 内,再次低于设计含量. Mg 含量波动则相对较小,在距壳层表层 0~75 mm 内,实测元素含量基本与设计含量一致.经计算,Zn、Mg、Cu 的偏析程度存在明显差异.在实测含量高于设计含量的区域,Zn 含量较设计值高出 1.27%,Mg 含量高出 3.00%,Cu 含量高出 3.06%,且高含量偏析大多出现在距壳层表层 100~150 mm 内.在实测含量低于设计含量的区域,Zn 含量较设计值低 2.90%、Mg 含量低3.86%、Cu 含量低1.75%.同时,3 种合金元素发生低含量偏析的位置互不相同:Zn 低含量偏析出现在距壳层表层 75~100 mm 内,Mg 低含量偏析出现在距壳层表层 225 mm 左右,Cu 低含量偏析出现在距壳层表层 25~50 mm 内.

造成上述现象的主要原因与铝合金合金元素自身属性及熔体非平衡凝固特性存在差异有关[11-14].铝合金中的 Zn、Mg 等添加元素在熔炼过

程中容易发生烧损、氧化,并在扒渣、精炼等工序中以夹渣等杂质形式被去除,这使得铸锭实际合金元素含量低于设计含量.实际生产中,通常会依据生产经验适当提高易烧损合金元素的配入量,弥补合金元素的烧损损失.除此之外,铝合金半连续铸造凝固阶段,熔体受结晶器冷却作用程度不一,铸锭凝固成型过程存在区别.一般而言,铝合金铸锭凝固由铸锭表层向心部、由铸锭底部向上逐步推进,凝固体系中固相区、两相区与液相区共存.凝固过程中,若三相区域之间发生大量相对运动,将会造成合金元素在不同区域分布不均;并且随着元素溶质再分配作用、凝固相对运动差异增大,元素偏析分布范围也会扩大,Cu、Zn 等合金元素便容易在铸锭 1/4 厚度位置形成高含量偏析.结合图 2 中各合金元素含量波动曲线可见,Mg 含量波动幅度最小,说明该元素沿铸锭厚度方向的偏析程度最低.经计算,Mg 实测含量基本围绕设计值(2.33%)上下波动.

2.2 组织均匀性分析

图 3 为合金铸锭沿厚度方向由表面凝固壳层表层至心部 8 mm 距离的金相显微组织照片.可以看出,在观察区域范围内,主要存在 4 种不同的晶粒组成形貌:壳层细晶区、不均匀柱状晶区、枝晶和化合物较少的等轴晶区,以及局部枝晶和化合物密集分布区,具体位置及范围见图 3 及表 2.上述晶粒形貌的组成主要与合金元素及铸造工艺有关.在实际的半连续铸造条件下,铸锭冷却结晶的速度通常要快于溶质原子在铝熔体中的扩散速度.但由于 Al-Zn-Mg-Cu 合金中合金元素含量较高,结晶过程中溶质原子会在固相与液相之间发生溶质再分配,优先形成富集合金组元和杂质的分隔层,造成晶体与周边组织之间产生浓度梯度与温度差,最终形成形貌各异的组织.本实验所用 Al-Zn-Mg-Cu 合金铸锭中,除 Al 基体以外的合金元素总含量超过 11%,因此,铸锭在冷却结晶过程中,溶质原子再分配对合金元素偏析的影响较为显著.



图 3 合金铸锭厚度方向近表层显微组织

Fig. 3 Microstructure near surface layer in thickness direction of alloy ingots

表 2 合金铸锭厚度方向具体显微形貌及区域范围

Table 2 Specific microstructure and regional range in thickness direction of alloy ingots

编号	距表层距离/μm	延伸范围/μm	具体形貌
①	0	400	壳层细晶区
②	400	500	不均匀柱状晶区
③	900	1 400	枝晶和化合物较少等轴晶区
④	2 300	5 700	局部枝晶和化合物密集分布区

除此之外,铸造工艺参数同样会影响铸锭的组织形貌.壳层细晶区主要是在铝熔体与冷却结晶器接触时产生的,具体原因为高温铝熔体遇冷产生较大过冷度,同时形成大量细小晶核,并且该过程反应极快,故而在铸锭壳层附近得到尺寸细小的晶粒组织.壳层细晶区的延伸范围主要与冷却结晶器壁的散热效率相关,散热条件越好,就会有越大范围的高温铝熔体受冷凝固.柱状区与等轴晶区组织的形成主要与过冷度有关,当表面壳层细晶区形成之后,随着铸锭的继续结晶,铸锭导热速度下降,进而影响未结晶熔体的过冷度也逐渐下降,结晶只能靠表面细晶带生长晶体的继续长大来促进,但相对于壳层细晶区,柱状晶区和等轴晶区的晶粒较大.有研究表明,当合金和其他条件一定时,柱状晶区衍生范围随铸造温度的升高而扩大,随合金元素含量的增大而缩小[15].

图 4 和图 5 分别为实验合金铸锭沿厚度方向表层至心部、平均每间隔 40 mm 所切取样品的显微组织及阳极覆膜金相显微镜照片.可以看出,经去应力退火处理后,合金铸锭在方向不同厚度位置处均存在枝晶组织,但铸锭厚度方向表层位置处二次枝晶数量较少,并且沿厚向延伸枝晶变得越来越明显.该现象主要与高温铝熔体在铸造过程中的冷却路径有关.由于近表层最先接触冷却结晶器壁,过冷度最大,并且沿厚向延伸向内,铝熔体的过冷带越来越宽,同一铸造工艺下,越向铸锭厚向延伸,晶粒越有时间进行长大,故铸锭厚向心部位置的枝晶越来越明显.经过测量,自铸锭厚向表层至心部,每隔 40 mm 距离样品的晶粒尺寸分别为 110、130、140、180、190、230 μm.综上,本实验所用 Al-Zn-Mg-Cu 合金铸锭的心部晶粒尺寸偏大,可对铸造工艺进一步优化:如将铸造速度提升至 50 mm/min、浇铸温度提高至 720 ℃、冷却水流量增大至 50 m^3/h,通过提高高温铝熔体的过冷度来促进晶核生成,实现晶粒细化.一般而言,铸锭晶粒组织越粗大,其力学性能、塑性以及压力加工性能均会随之变差[16-17].

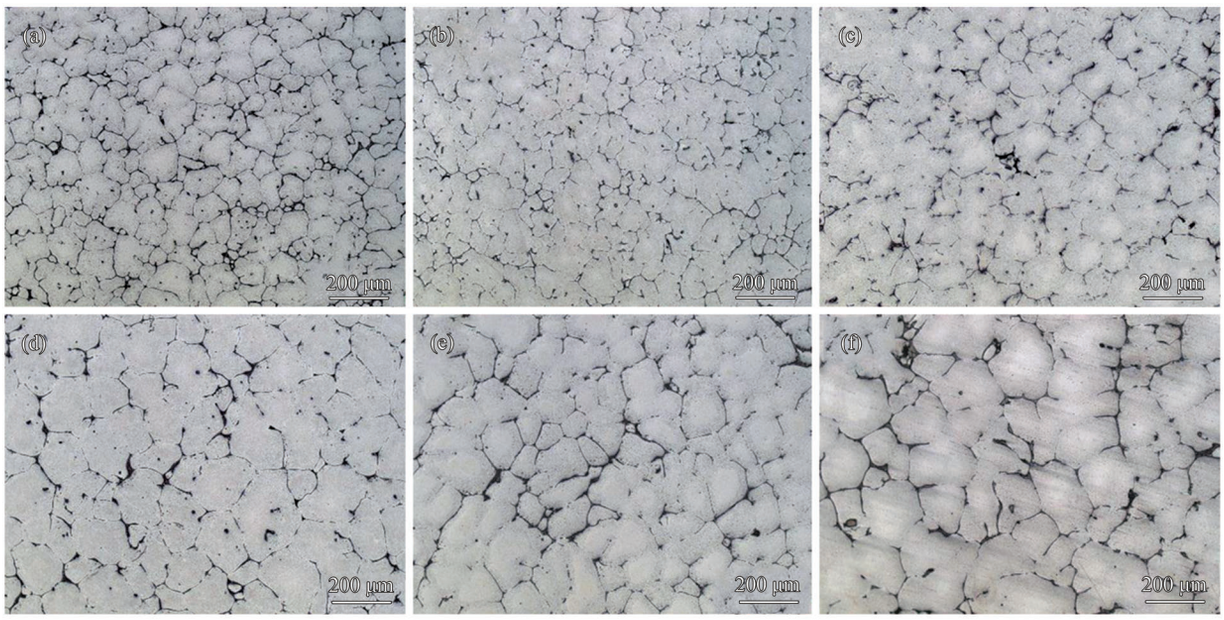


图 4　合金铸锭沿厚度方向由表层至心部不同位置处显微组织

Fig. 4　Microstructure of alloy ingots at different positions along thickness direction from surface to center of alloy ingots

(a)—0~40 mm;(b)—40~80 mm;(b)—80~120 mm;(b)—120~160 mm;(b)—160~200 mm;(b)—200~240 mm.

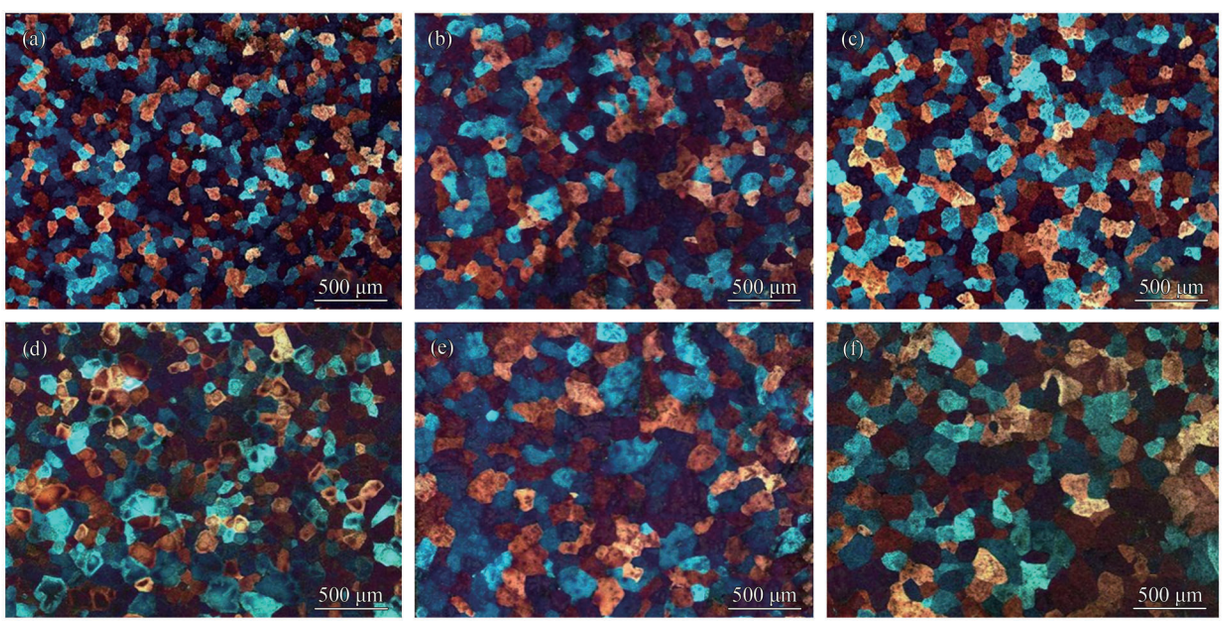


图 5　合金铸锭由表层至心部沿厚度方向不同位置处阳极覆膜组织

Fig. 5　Surface of anodic coating at different positions along thickness direction from surface to center of alloy ingots

(a)—0~40 mm;(b)—40~80 mm;(b)—80~120 mm;(b)—120~160 mm;(b)—160~200 mm;(b)—200~240 mm.

结合图 3 合金铸锭厚度方向近表层金相组织还可以发现,④区域组织为化合物密集分布区,该区域延伸范围较广,化合物尺寸较大、种类较多.图 6 和图 7 分别为铸锭厚度方向 1/4 位置处 SEM 组织及残留的第二相面元素扫描结果.可以看出,该处组织内残留第二相分别是尺寸较小的晶内析出相和尺寸较大的晶界析出相,其中,晶界析出相主要有两种形状,分别为较圆润的椭圆状析出相以及块体不规则状析出相.结合表 3 及图 7 相元素成分分析可知,组织中尺寸较大的析出相主要为 T 相(AlZnMgCu 相)、含 Fe 相(Al_7Cu_2Fe 相)及 S 相(Al_2CuMg 相),其中,Al_7Cu_2Fe 相、S 相衍生共存.该现象主要与铸锭成型过程控制以及元素的成相析出特性相关.受铝熔体中 Fe 自身特性影响,

在铸锭冷却过程中,Fe会优先以α-AlFeSi初生相形式析出;随后,S相、η相($MgZn_2$相)等可溶相将以α-AlFeSi初生相作为形核质点析出,含Fe相常与S相、η相伴生存在.

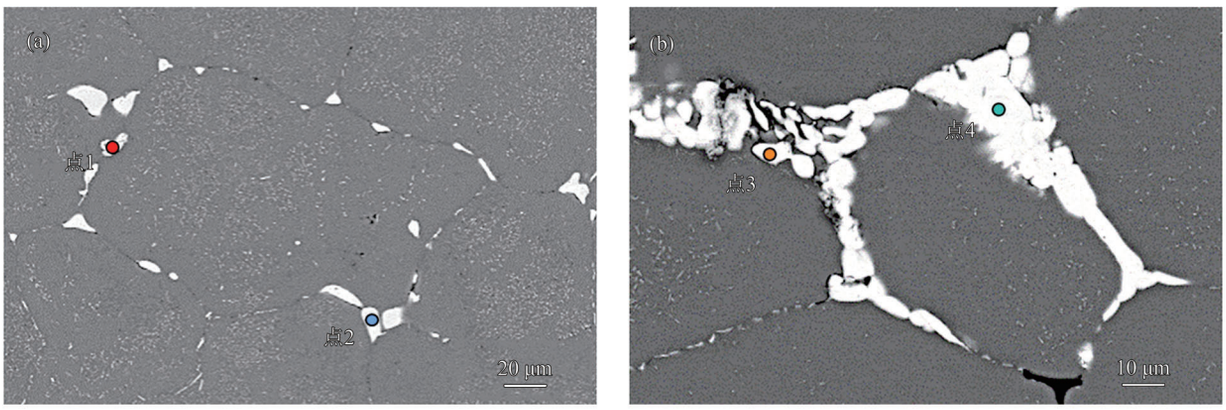


图6 合金铸锭厚度方向1/4位置处SEM组织

Fig. 6 SEM microstructure at 1/4 position 1/4 of the alloy ingot

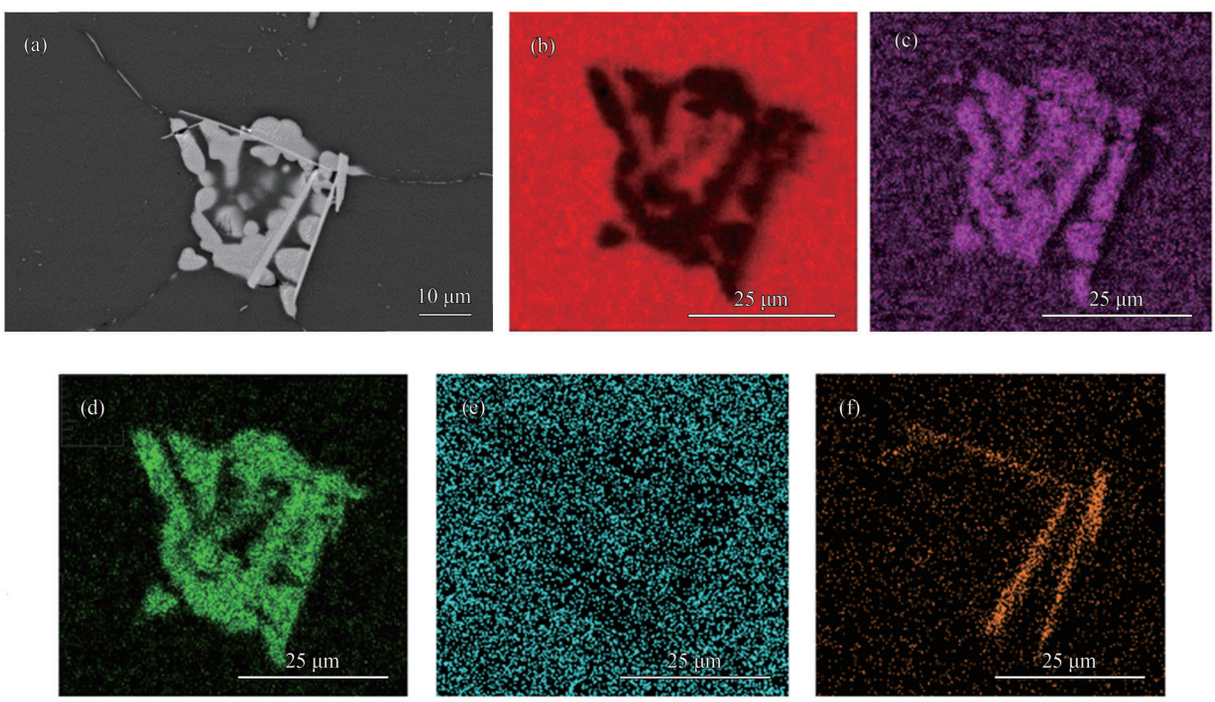


图7 合金铸锭厚度方向1/4位置处第二相面元素扫描结果

Fig. 7 Scanning results of elements of second phase element at 1/4 thickness position of alloy ingot

(a)—低倍形貌;(b)—Al;(c)—Mg;(d)—Cu;(e)—Zn;(f)—Fe.

表3 合金铸锭厚度方向1/4位置处第二相及其元素成分占比(质量分数)

Table 3 Proportion of composition of second phase elementat 1/4 thickness position of alloy ingot(mass fraction)

位置	w(Al)/%	w(Zn)/%	w(Mg)/%	w(Cu)/%	w(Fe)/%	相
点1	49.20	1.89	23.79	25.13	—	Al_2CuMg
点2	71.43	—	—	19.26	9.31	Al_7Cu_2Fe
点3	50.61	1.73	23.69	23.98	—	Al_2CuMg
点4	71.85	—	—	19.63	8.53	AlZnMgCu

2.3　性能均匀性分析

图 8 示出了合金铸锭不同厚度方向组织中残留第二相的面积分数与显微硬度、电导率关系曲线.可以看出,铸锭厚度方向 1/4 位置处的第二相面积分数最大,通过 Image-pro 图像处理软件计算得到此处第二相面积分数达到 4.36%,且该位置对应的显微硬度最低、电导率最大,分别为 135.6与 41.2%IACS.铸态 Al-Zn-Mg-Cu 合金自身合金元素含量较高,组织内含有大量非平衡析出相,同时受铸造条件影响,这些析出相分布不均匀.此外,粗大非平衡相的存在会使合金铸锭内部产生较大的残余应力[18].结合图 3 与图 4 铸锭厚度方向近表层显微组织形貌可知,铸锭厚度方向 1/4 位置处受铸造条件差异影响,存在较多大尺寸第二相,这与统计结果相一致.在显微硬度方面,铸锭组织的硬度主要由 α-Al 基体与部分硬质相共同作用,该区域组织由于粗大非平衡析出相的存在,容易在相间捕获、滞留气体并形成气孔缺陷,造成 α-Al 基体致密性较差,进而影响组织的显微硬度.影响合金电导率的因素较多,任何能够改变基体内电子波散射路径的因素,均会影响合金的电导率[19].一般来说,铝合金铸锭的电导率与合金元素固溶程度密切相关,基体固溶程度越高、组织纯净度越低,合金电导率越低.结合上述分析,实验合金铸锭厚度方向 1/4 位置处的第二相含量最多,表明该处基体中合金元素析出成相比例最大,组织纯净度最高,基体晶格畸变程度最小,因此该处电导率最大.除此之外,实验合金铸锭厚度方向近表层组织与心部位置组织的第二相面积占比相近,但心部位置电导率最低,为40.3%IACS.

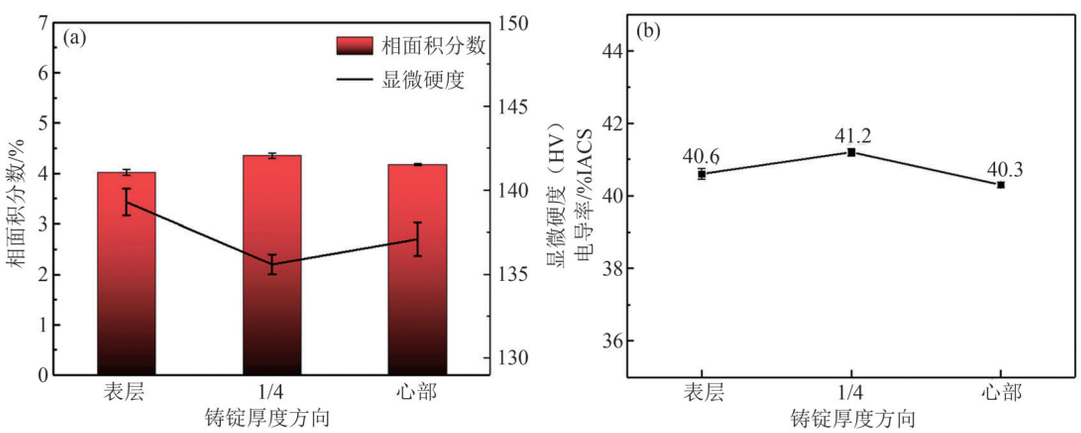


图 8　合金铸锭不同厚度方向第二相面积分数与性能关系曲线

Fig. 8　Relationship curve between second phase area fraction and performance in different thickness directions of alloy ingot

3　结论

(1)实验合金铸锭在厚度方向距壳层表层 100~150 mm 内,存在 Zn、Mg 与 Cu 的偏析,且 Cu 偏析程度最大,其含量高出设计值 3.06%.受合金元素种类与铸造工艺共同影响,实验合金铸锭沿厚度方向存在一段 8 mm 范围的不均匀晶粒组织,包含四类晶粒形貌:壳层细晶区、不均匀柱状晶区、枝晶与化合物较少的等轴晶区,以及局部枝晶和化合物密集分布区.四类形貌按照熔体冷却顺序依次分布.

(2)实验合金铸锭厚度方向各个位置均存在枝晶组织;铸锭表层二次枝晶数量较少,沿厚度方向向心部延伸时,枝晶特征愈发显著,晶粒尺寸不断增大,心部晶粒尺寸可达 230 μm.组织内可观察到尺寸细小的 $MgZn_2$ 相、AlZnMgCu 相,以及形态圆润呈椭圆形的 Al_2CuMg 相、块状不规则 Al_7Cu_2Fe 相,并且 Al_7Cu_2Fe 相与 Al_2CuMg 相伴生析出.

(3)实验合金铸锭厚度方向 1/4 位置分布有大量大尺寸第二相;受粗大非平衡析出相影响,该位置显微硬度(HV)最低、电导率最大,数值分别为 135.6 与 41.2%IACS.

4　参考文献

[1] 赵天生, 方羽, 张烜, 等. 7xxx 系铝合金时效处理工艺的研究进展[J]. 热加工工艺, 2023, 52(24):15-19.
(Zhao Tiansheng, Fang Yu, Zhang Xuan, et al. Research development of aging-treatment process of 7xxx series aluminum alloy[J]. Hot Working Technology, 2023, 52(24):15-19.)

[2] 顾恺迪, 高志良, 李世江, 等. 7 系铝合金在上海轨道交通车辆的应用现状及适用性分析[J].城市轨道交通研究, 2022, 25(9):141-145.
(Gu Kaidi, Gao Zhiliang, Li Shijiang, et al. Application status and adaptability analaysis of 7 series aluminum alloy in shanghai

rail transit vehicle[J]. Urban Mass Transit, 2022, 25(9): 141-145.)

[3] 邓运来, 张新明. 铝及铝合金材料进展[J].中国有色金属学报, 2019, 29(9): 2115-2141.
(Deng Yunlai, Zhang Xinming. Development of aluminium and aluminium alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2019, 29(9): 2115-2141.)

[4] Williams J C, Starke E A. Progress in structural materials for aerospace systems[J]. Acta Materialia, 2003, 51(9): 5775-5799.

[5] 贾海龙, 刘彦麟, 查敏, 等. 7xxx 系变形铝合金研究进展[J]. 材料热处理学报, 2025, 46(2):14-27.
(Jia Hailong, Liu Yanlin, Zha Min, et al. Research progress on wrought 7xxx series aluminum alloys[J]. Transactions of Materials and Heat Treatment, 2025, 46(2):14-27.)

[6] 金美玲. 7xxx 系铝合金的形变热处理工艺[J]. 电大理工, 2023, (3):20-27.
(Jin Meiling. Deformation heat treatment process of 7xxx series aluminum alloys[J]. Study of Science and Engineering at RTVU, 2023, (3):20-27.)

[7] 张王军, 李云, 吴玉娜, 等. 超高强 7XXX 系铝合金的研究现状及发展趋势[J].现代交通与冶金材料, 2023, 3(3): 52-60.
(Zhang Wangjun, Li Yun, Wu Yuna, et al. A critical review of the state-of-the-art of ultra-high strength 7XXX aluminum alloys[J]. Modern Transportation and Metallurgical, 2023, 3(3):52-60.)

[8] 沈忱, 孙会, 郅东东. 7XXX 系(Al-Zn-Mg-Cu)铝合金淬火特性的研究进展[J].有色金属科学与工程, 2018, 9(4): 70-75.
(Shen Chen, Sun Hui, Zhi Dongdong. Research progress of the quenching characteristic of 7XXX (Al-Zn-Mg-Cu) aluminum alloy[J]. Nonferrous Metals Science and Engineering, 2018, 9(4):70-75.)

[9] 罗亚君. 大规格 7 系铝合金铸锭均冷环缝式电磁搅拌铸造技术研究[D]. 北京: 北京有色金属研究总院, 2018.
(Luo Yajun. Research on uniform cooling annular electromagnetic stirring casting technology for large-sized 7 series aluminum aloy billets[D]. Beijing: General Research Institute for Nonferrous Metals, Beijing, 2018.)

[10] 王睿. 物理外场辅助半连续铸造 Al-Zn-Mg-Cu 合金的组织与力学性能[D]. 沈阳: 沈阳工业大学, 2020.
(Wang Rui. Microstructure and mechanical properties of direct-chill casting Al-Zn-Mg-Cu alloy assisted by physical field[D]. Shenyang: Shenyang University of Technology, 2020.)

[11] 孙小燕, 张会, 王顺成, 等.半连续铸造工艺对 Al-Mg-Si-Mn 合金铸锭组织与性能的影响[J].世界有色金属, 2018(24): 110-112.
(Sun Xiaoyan, Zhang Hui, Wang Shuncheng, et al. Effects of casting process on microstructure and properties of Al-Mg-Si-Mn aluminum alloy ingots prepared by semi-continuous casting[J]. World Nonferrous Metals, 2018(24): 110-112.)

[12] 李盛锋, 孙小燕, 王蕾, 等. 半连续铸造 Al-Zn-Mg-Cu 合金的显微组织与力学性能[J]. 中国金属通报, 2019(1): 120-122.
(Li Shengfeng, Sun Xiaoyan, Wang Lei, et al. Microstructure and mechanical properties of semi-continuous cast Al-Zn-Mg-Cu alloy[J]. China Metal Bulletin, 2019(1): 120-122.)

[13] 康延磊. Zr 含量及凝固条件对铝合金中 Zr 的存在形式及铸态组织的影响[D]. 沈阳: 东北大学, 2019.
(Kang Yanlei. Effect of Zr content and solidification conditionon the existence form of Zr and as-caststructure of aluminium alloy[D]. Shenyang: Northeastern University, 2019.)

[14] 薛冠霞, 长海博文, 赵州星, 等. 7xxx 系铝合金凝固过程中收缩行为的测定[J]. 有色金属加工, 2016, 45(4): 18-23.
(Xue Guanxia, Nagaumi Hiromi, Zhao Zhouxing, et al. Study of determination of contraction behavior of 7xxx aluminum alloys during solidification[J]. Nonferrous Metals Processing, 2016, 45(4):18-23.)

[15] 樊振中, 王端志, 张东, 等. 铸造温度、速度对大规格 7085 铸锭凝固组织和性能的影响[J]. 铸造, 2022, 71(8): 969-977.
(Fan Zhenzhong, Wang Duanzhi, Zhang Dong, et al. Effects of casting temperature and casting speed on solidification microstructure of large size 7085 ingot[J]. Foundry, 2022, 71(8):969-977.)

[16] 张倩. 7050 铝合金半连续铸造过程中的宏观偏析[D].沈阳: 东北大学, 2015.
(Zhang Qian. Macrosegregation during direct-chill casting of 7050 alloy.[D]. Shenyang: Northeastern University, 2015.)

[17] 陈仁桂, 杨浩. 7055 铝合金扁锭铸造工艺研究[J]. 轻合金加工技术, 2019, 47(8): 16-20.
(Chen Rengui, Yang Hao. Research on the casting process of 7055 aluminum alloy ingot[J]. Light Alloy Fabrication Technology, 2019, 47(8): 16-20.)

[18] 方明亚. 均匀化及形变热处理对 7050 铝合金组织和性能的影响[D]. 合肥: 安徽工业大学, 2023.
(Fang Mingya. Effect of homogenization and deformation heat treatmenton microstructure and properties of 7050 aluminum alloy[D]. Hefei: Anhui University of Technology, 2023.)

[19] 田漪. 合金物理性能[M]. 北京: 航空工业出版社, 1994: 36.
(Tian Yi. Physical properties of alloys[M]. Beijing: Aviation Industry Press, 1994: 36.)