DOI: 10.12442/j.issn.1002-185X.20220800

Al-Zn 系高强铸造铝合金强韧化研究现状与展望

王一唱1, 袁灵洋1, 杨 磊1, 彭立明1,2, 丁文江1,2

(1. 上海交通大学 材料科学与工程学院 轻合金精密成型国家工程研究中心,上海 200240)(2. 上海交通大学 材料科学与工程学院 金属基复合材料国家重点实验室,上海 200240)

摘 要:轻质高强铸造铝合金在航空航天、汽车轻量化等方面展现出独特的优势。对铸造铝合金成形性能和力学性能进一步优化,对拓宽其应用领域意义重大。本文综述了 Al-Zn 系高强铸造铝合金的研究现状与进展,重点归纳了高强铸造铝合金(微)合金化、晶粒细化、组织纯净化、热处理优化等方面的强化机制及现有研究成果,并对铸造铝合金目前研发中所存在的问题进行探讨,最后对高强铸造铝合金的发展方向进行了展望,对高强铸造铝合金的发展具有一定的实践和理论指导意义。

关键词:铸造铝合金;强韧化;晶粒细化;组织;性能 中图法分类号:TG146.21 文献标识码:A 文章编号:1002-185X(2023)11-3954-17

随着全世界汽车行业的腾飞,资源及环境问题日 益突出,各国均对汽车工业提出了节能减排的迫切要 求。根据相关推算,汽车自重每降低10%,油耗可减 少5.5%,燃料经济性可提高3%~5%,污染排放降低 约10%^[1]。汽车轻量化主要针对于车身、车轮、底盘 及电池保护箱等关键部位使用铝合金、镁合金、陶瓷、 塑料及复合材料等轻质材料。其中,Al-Zn系合金因 具有较高的比强度、比刚度高、耐腐蚀性、抗冲击性、 耐磨性、导电及导热性能^[2],且易于加工和回收,已 成为汽车轻量化的重点研究对象。

Al-Zn 系铸造铝合金因其优良的综合力学性 能,已广泛应用于汽车工业,占汽车总用铝量的 80%以上,在降低能耗及减少环境污染等方面效果 显著^[1]。然而,铸造铝合金由于其强韧性等力学性 能略低,难以替代工艺复杂但性能较高的变形铝合 金,无法满足现代汽车大载荷、大冲击等高性能使 用要求^[3]。因此,提高铸造铝合金的综合力学性能 是当前汽车等轻量化发展的迫切要求。基于此,本 文主要围绕 Al-Zn 系高强铸造铝合金发展及应用概 况、强化机制、成分优化、晶粒细化、组织纯净化、 热处理优化等展开论述,全面分析高强铸造铝合金 "成形"和"成性"的难点问题,最后针对本领域发展 趋势做出了展望。

1 高强铸造铝合金的发展及应用概况

铝合金在汽车零部件中的运用在 20 世纪就已得到普及。20 世纪 80 年代北美每辆轻型汽车(一般是指质量低于 3.5 t 的乘用车和轻型商用车,占全球汽车产量的 95%左右)的含铝量就达到 54 kg,汽车用铝普及较早的是车轮、气缸盖、气缸体、曲轴箱、进气管、带轮、变速箱、油泵等部件,这些部件一般是用铝合金铸造而成。在节能减排的压力之下,近年来汽车轻量化快速发展,用铝量进一步扩展到覆盖件、全铝车身等部件。图 1 为 1975 年至 2025年北美轻型汽车的单车用铝量及其分布情况^[4]。

铸造铝合金按主要合金元素不同主要分为 Al-Si、 Al-Cu、Al-Mg 和 Al-Zn 系^[5]。其中, Al-Si 系铸造铝 合金铸造性能和可焊性好; Al-Cu 系铸造铝合金耐热 性好但耐蚀性差; Al-Mg 系铸造铝合金机加工性和耐 蚀性优异; Al-Zn 系铸造铝合金强度高,有良好的综 合力学性能^[6]。

高强度铸造铝合金是指用于制造承受较大载荷的 航空、航天及其他机械构件的铸造铝合金,抗拉强度 通常≥400 MPa。除以 Al-5Cu 为基的固溶体型合金和 以 Al-7Si 为基的亚共晶型合金外,Al-Zn 系合金铸态 即有明显的时效硬化能力(称为自强化合金),且具 有良好的铸造性能、切削性能、焊接性能和尺寸稳定

收稿日期: 2022-11-07

基金项目:国家自然科学基金创新群体项目(51821001);国家自然科学基金(U2102212)

作者简介: 王一唱, 女, 1993 年生, 博士, 助理研究员, 上海交通大学材料科学与工程学院, 轻合金精密成型国家工程研究中心, 上海 200240, E-mail: wangyich1993@163.com



图 1 1975 年至 2025 年北美轻型汽车的单车用铝量及其分布 情况

Fig.1 Aluminum consumption and distribution of per light vehicle in North America from 1975 to 2025

性,可免除淬火工序引起的形变和尺寸变化,在航空 航天、汽车等工业中有着重要的应用意义,成为各国 材料领域争相研究的热点。最常规的 2 种 Al-Zn 系铸 造合金主要包括 ZL401 (Al-11Zn-7Si, 含锌硅铝明)、 ZL402(Al-6Zn-Mg)两种牌号。Al-Zn-Mg(7xxx)系 合金因其综合力学性能优越,早在19世纪30年代就 已受到广泛关注,随后 Webber 等人在此基础上又添 加少量 Cu 元素,形成 Al-Zn-Mg-Cu 四元合金,在保 持其较高的力学性能同时,腐蚀性能也大大提高。到 了 19 世纪 60 年代,该系合金开始快速发展, Mn、Cr 等微量元素的加入进一步提高了合金的强度和应力腐 蚀抗力。几十年间, 在众多研究者共同努力下, 通过 调整合金成分、微合金化、优化制造及热处理工艺等, Al-Zn 系合金经历了"高强低韧→高强耐蚀→高强高韧 耐蚀→超强高韧耐蚀"4个发展阶段,在工业生产中崭 露头角,开始广泛运用于航空航天及汽车制造业等领 域。然而,该系合金元素含量高,结晶范围温度较宽, 易在铸造过程中发生热裂缺陷,铸造性能较差,在实 际工业应用中多采用锻造、挤压等变形加工方式,限制 了该系合金的更广泛应用。因此,通过成分设计、组织 调控及工艺优化等方式开发新的高强铸造铝合金体系, 研究探索新型强韧化机理,进一步提高铸造铝合金的综 合性能成为当前铝合金领域研究的热点之一。

2 高强铸造铝合金的强化机制

铝合金属于面心立方(face centered cubic, fcc) 结构,是一种高层错能的材料,变形机制主要为位错 滑移,因此合金的强度与位错运动的难易程度有关^[7]。 铸造铝合金中的第二相、溶质原子、晶界等均会阻碍 位错的迁移,与上述因素对应的强化机制主要分为第 二相强化、固溶强化和细晶强化^[8]。

2.1 第二相强化

第二相强化包括沉淀强化和弥散强化,沉淀相粒 子一般是合金在时效时析出的细小第二相,位错与其 相遇时多为切过机制,当第二相尺寸长大到一定程度 后,开始转变为位错绕过机制;弥散相粒子一般是人 工加入的颗粒,一般尺寸较大,位错难以切割,只能 采用绕过机制(Orowan 机制)。强度的增加是各种因 素的综合作用,如第二相的大小、形状、取向、体积 分数和晶体结构等^[9]。

Al-Zn-Mg(-Cu)系合金在不同生产工艺阶段,第二 相的存在形式也有所不同,主要有凝固结晶相、弥散 相和时效析出相(包括晶内和晶界上的第二相),这 三类相的分布特点、尺寸、形貌均有所不同。凝固结 晶相在铝合金熔体凝固时形成于晶界或晶内,尺寸最 大为 0.1~30 µm, 主要由主合金元素和 Fe、Si 等杂质 构成,是一种对合金性能不利的脆性相,其中某些相 可在后续热处理回溶于基体^[10]。高温沉淀弥散相多在 较高温度热处理过程中形成(如均匀化和固溶处理 等),尤其在含有 Zr 或者稀土元素的铝合金中,均匀 化后合金内会析出弥散细小的 Al₃Zr 或 Al₃RE 弥散相, 尺寸在 0.03~0.5 µm, 与基体共格, 可以提高合金的强 度^[11]。Al-Zn-Mg(-Cu)系合金具备高强度的最主要贡献 来源于时效过程中基体形成的析出相,这类相与基体 共格或半共格,为纳米级强化相^[12]。此外,时效处理 后的合金晶界上也会析出大量 η 相,其形貌、尺寸和 分布与时效制度有关,主要影响合金的耐腐蚀性^[2]。 Al-Zn-Mg-Cu 合金的时效析出序列随主合金元素含量 变化有所不同,主要存在以下2种时效析出序列,其 中主要析出相及其结构特征列在表 1^[13-19]中:

① 当 Zn 的质量分数显著大于 Mg 时 ($\omega_{Zn}:\omega_{Mg} \ge 2.2$),合金中存在的主要析出序列为: 过饱和固溶体(SSS) \rightarrow GP $\Box \rightarrow \eta'$ 相(MgZn₂) \rightarrow 稳 定 η 相(MgZn₂)^[13,20-21];

②当合金中 Mg 质量分数较高($\omega_{Zn}:\omega_{Mg} < 2.2$)时, 析出序列为: SSS→ GP 区→T^r相 (Mg₃₂(Al, Zn)₄₉) → 稳定 T 相^[14-15]。

可热处理强化铝合金的最大屈服强度一般出现在 峰值时效状态,该条件根据析出相/颗粒直径的临界分 解剪应力(CRSS)的最优点来表示。在 Al-Zn-Mg(-Cu) 系合金中,时效过程中析出的 η/T 型相等对合金强度 的贡献属于沉淀强化机制,它们对屈服强度的贡献值 σ_{ppt} 可由 Ashby-Orowan 方程变式得到^[22]:

$$\sigma_{\rm ppt} = 0.6MGb \cdot \frac{2\sqrt{f_{\rm v}}}{d/\frac{\pi}{4}} \tag{1}$$

表 1	Al-Zn-Mg-Cu	合金主要析出相及	其结构特征
-----	-------------	----------	-------

 Table 1 Main precipitated phases and their morphologic characteristics in Al-Zn-Mg-Cu alloys^[13-19]

Precipitation		Crevetal etmosture	Lattice constant/nm		nt/nm	Momphology and anystal aniontation
		Crystal structure	а	b	С	Morphology and crystal orientation
Metastable phase	η'-MgZn ₂	Hexagonal system	0.496	-	1.402	Hexagonal/round plate; (0001) _{\eta'} //(111) _{Al} , [10Ī0] _{η'} //[110] _{Al}
	T'-Mg ₃₂ (Al, Zn) ₄₉	Cubic system	1.435	-	-	Spherical; $(100)_{T'}//(1\overline{1}0)_{Al}$, $(010)_{T'}//(111)_{Al}$
	T'-Mg ₃ Zn ₃ Al ₂	Cubic system	1.416	-	-	Spherical; $(100)_{T'}/(1\overline{1}0)_{Al}$, $(010)_{T'}/(111)_{Al}$
	S'-Al ₂ CuMg	Orthorhombic system	0.401	0.925	0.715	Needle-like; $[100]_{S'}/[100]_{Al}$, $[110]_{S'}/[012]_{Al}$
	β '-Al ₃ Zr	L12	0.405	-	-	Coherent; spherical
Stable phase	η -MgZn ₂ T-Mg ₃₂ (Al, Zn) ₄₉	hcp bcc	0.520 1.422	-	0.860	Rod; $(10\bar{1}0)_{\eta}/(001)_{AI}$, $[1\bar{2}10]_{\eta}/[110]_{AI}$ Spherical; $(100)_{T}/(110)_{AI}$, $(110)_{T}/(010)_{AI}$
	β '-Al ₃ Zr	D0 ₂₃	0.432	-	1.693	Spherical

式中, M 为泰勒因子, G 为基体剪切模量, b 为伯 格矢量, d 为析出相的直径, f_V 是相的体积分数。 面心立方结构的 Al-Zn-Mg-Cu 合金的 M通常取 2, v 为 0.33, G=27.8 GPa, b=0.286 nm^[23]。此外, 在 峰时效合金中还存在大量直径<4 nm 的团簇, 其 强化往往由位错切过机制引起, 对合金屈服强度 的贡献 $\sigma_{cluster}$ 的计算方法也有所不同,常根据下式 得到^[24-25]:

$$\sigma_{\text{cluster}} = M \cdot \frac{Gb}{L_{\text{s}}^{\text{cluster}}} \cdot \tau_{\text{cluster}}^{*}$$
(2)

其中, L_{s}^{cluster} 是团簇的平均间距, $\tau_{\text{cluster}}^{*}$ 是球状团簇的 切应力分量, 可由下面二式求得^[24-25]:

$$L_{\rm s}^{\rm cluster} = \left(\frac{2\pi}{3f_{\rm cluster}}\right)r$$
(3)

$$\tau_{\text{cluster}}^* = 0.9 \cos^{\frac{3}{2}} \frac{\varphi_{\text{cluster}}}{2} \left(1 - \frac{\cos^5 \frac{\varphi_{\text{cluster}}}{2}}{6} \right)$$
(4)

其中, r 为平均团簇半径, $f_{cluster}$ 为经 3DAP 数据分析 确定的团簇体积分数, $\varphi_{cluster}$ 为球形团簇的平均剪切 角, 为 $165^{\circ} \sim 168^{\circ[26]}$ 。

2.2 固溶强化

溶质原子固溶于铝基体中会取代 Al 原子或占据 间隙位置,由于溶质和母材原子的尺寸、体积及原子 价等方面的差异,会导致基体强度增加。固溶强化的 效果与溶质原子在固溶体中的浓度有关,用 *o*_{ss}表示固 溶强化对屈服强度的贡献值,其表达式为^[27]:

 $\sigma_{\rm ss} = \sum k_j c_j^{\ m} \tag{5}$

其中, k_j 是单个溶质元素的指数, c_j 为相应溶质元素的 质量分数, m 为常数, 其值取 1^[28]。铝合金中固溶强化 效果主要与溶质原子和 Al 原子尺寸差有关, Al 原子半 径为 0.143 nm^[29], 因此以 Al-Zn-Mg-Cu 系铸造铝合金为 例, 其固溶强化的来源主要是尺寸差较大的 Mg 和 Cu 原子。Mg 在 Al 中固溶度很大,对铝合金提供了有效的 固溶强化效果^[27]; Cu 添加量达到 0.5 at%时,即可产生 显著的强化效果。表 2 统计出铝合金中 Zn、Mg 和 Cu 元素的半径及 k 指数,所有固溶原子对铝合金屈服强度 的总贡献值可用各元素分别的贡献值求和得到。

2.3 细晶强化

在多晶合金中,晶界或亚晶界可以阻碍变形过程 中位错的移动,从而强度得到提高,这种强化方式即 为细晶强化。Hall-Petch 公式很好地描述了细晶强化对 强度的贡献 $\sigma_{gb}^{[27]}$:

$$\sigma_{\rm gb} = \sigma_0 + k_{\rm v} D^{-1/2} \tag{6}$$

其中, σ_0 是纯铝初始晶粒组织的屈服强度约为 10 MPa, k_y 为 Hall-Petch 常数,D为晶粒平均直径。 在实际生产中,若想得到高强韧铸造铝合金,合金组 织应由尺寸细小、成分均匀的等轴晶组成^[33]。然而, 高强铸造铝合金往往含有较高的合金元素含量,导致 凝固过程中熔体固液界面前沿的液体中过冷度较大, 凝固组织倾向于沿特定方向优先生长,形成粗大的树 枝晶组织,晶界处伴随大量层片状共晶组织,这显然 对合金力学性能不利。因此,在铝合金熔铸时通常需 要进行变质处理,即在熔体中加入适当的难溶质点(或 与基体金属能形成难熔化合物质点的元素)作为非自 发晶核,随着晶核数目大量增加,熔体即结晶为细晶 粒组织。这种方法不仅能细化合金的初生晶粒,而且 能细化共晶组织和粗大的过剩相或改变它们的形貌。 例如,在铝合金中添加 Ti、TiB、Zr、Sc 等都有

表 2 合金元素的固溶强化贡献值

 Table 2
 Data of the solute atoms in alloy 7075 and their contribution to yield strength^[29-32]

	······		
Element	Radius/nm	$k_{\rm j}/{\rm MPa}\cdot(\omega/\%)^{-1}$	
Zn	0.139	2.9	
Mg	0.160	18.6	
Cu	0.128	13.8	

很好的细化晶粒的作用;另外,在熔体中加入微量的、 对初生晶体有化学作用从而改变其结晶性能的物质, 也可以使初生晶体的形状改变,如 Al-Si 合金的 Na 变 质处理。此外,在熔铸时,对熔体进行搅动、降低铸 造温度、增大冷却速度、改进铸造工具等措施,也有 利于获得细晶粒铝合金铸锭。

对 Al-Zn-Mg(-Cu)系高强铸造铝合金而言,目前 较为有效的强韧化途径主要包括调整合金成分、添加 微合金元素、细化晶粒、净化组织、优化铸造工艺和 热处理制度等,下面将从这几个方面对合金的强韧化 途径进行介绍。

3 高强铸造铝合金的成分优化及微合金化

高强 Al-Zn-Mg-Cu 合金的主要合金元素是 Zn、 Mg、Cu,除此之外,还常会添加 Mn、Cr、Ti、V、 Ag、Zr 及稀土(RE)元素等来优化铸锭组织^[3]。不同 的元素对合金组织和性能的作用效果如表 3 所示,其 中主要包括固溶强化元素、第二相强化元素和晶粒细 化元素等。

3.1 主合金元素

对于铸态 Al-Zn-Mg-Cu 合金,固溶强化是主要的 强化方式,在固溶极限内合金强度随加入溶质元素含 量增大而增大,而超过固溶极限后,未固溶的元素会 被排到固液界面前沿的液相中,凝固最终阶段晶界处 会形成连续的层片状或网状共晶组织,主要为 α-Al+ AlZnMgCu,强化效果反而降低。此外,随合金元素 含量增加,凝固温度区间变宽,铸造过程中更易发生 热裂等铸造缺陷,严重影响合金的成形性能,甚至会 导致铸件报废。热裂发生在凝固末期,根据液膜理论, 形成液膜的低熔点物质(即晶界处的共晶组织)是产 生热裂的主要根源。铸态 Al-Zn-Mg-Cu 合金中, Zn 在 Al 中最大固溶度高达 70%, 对共晶组织的影响较 小,主要通过溶入基体对热裂产生影响。Mg 在 Al 中 的溶解度较高,当 Mg 含量较低时,一部分溶入基体, 降低合金的高温强度, 增大热裂倾向, 另一部分生成 共晶, 增大补缩效应, 改善热裂倾向, 故随 Mg 增加, 热裂倾向减小; 当 Mg 含量较高时, 主要是生成共晶 组织,随着 Mg 含量,共晶数量增大且变得连续,宽 度增大、局部不均匀,这种结构不利于合金补缩,故 热裂倾向又增大。所以随着 Mg 含量增大,热裂倾向 呈先下降后上升的趋势。Cu 在 Al 中溶解度小, 主要 存在于共晶组织中,随着 Cu 含量的增大,共晶组织 增多,合金的补缩性能明显,热裂倾向减小。

Al-Zn-Mg-Cu 合金为可热处理强化合金,其中的 Zn 和 Mg 是构成时效强化相的主要元素。单独添加 Zn 或 Mg 对提高合金的综合力学性能有限,而复合添 加合适的 Zn 和 Mg,可以细化析出相,提高合金强度; 与变形铝合金相比,铸态合金中 Zn 与 Mg 总添加量略 低,一般控制在质量分数 5%~8%,随 Zn、Mg 含量增 加,合金强度、硬度有所提高,当 Zn 和 Mg 的质量分

表 3 常见微合金化元素对高强铸造铝合金的性能影响

Table 3	Summary of common microa	lloying elements in cast aluminum alloy and their related properties ^[2, 24, 34-39]
Element	Strengthening mechanism	Effects on microstructure and properties of cast aluminum alloy
Zn, Mg	Precipitation strengthening	The composite addition of Zn and Mg precipitates η -MgZn ₂ or T-Mg ₃₂ (Al,Zn) ₄₉ phases, which are the main strengthening phases in the alloy.
Cu	Solution and second phase strengthening	Cu acts as solution atom and also forms Al ₂ Cu phase, which plays a certain strengthening roles. In addition, Cu can increase the potential, reduce the anodic corrosion tendency, and improve the corrosion resistance of the alloy.
Mn, Cr	Second phase strengthening	Mn and Cr form Al ₆ Mn, Al ₁₂ (Mn,Cr), Al ₃ (Fe,Mn) and other phases, which can reduce the Fe impurities and improve the strength and recrystallization temperature of the alloy.
Ti, B, V	Fine-grain strengthening	Ti, B and V are commonly used as refiners in casting aluminum alloys. They can form fine high-melting compounds such as TiB_2 and Al_3Ti in the melt, which act as nucleation points to significantly refine the grains of ingots.
Ag	Promoting precipitation strengthening	Ag-Mg/vacancy co-clusters can be nucleation sites for aging precipitation, promote the response speed of aging precipitates, increase the density of precipitates, and make the alloy maintain high hardness and strength in a wide temperature range.
Zr	Second phase and fine-grain strengthening	The primary Al ₃ Zr phase forms to refine the ingot structure as the inhomogeneous nucleation core. The high thermal stability nanoscale Al ₃ Zr particles precipitated during heat treatment can also play a second phase strengthening role and significantly inhibit recrystallization.
RE (Sc, Er, Ce)	Second phase and fine-grain strengthening	Al ₃ RE primary phase and nanoscale precipitates are formed, and the nucleation and precipitated behavior of the alloy are changed, which can purify the alloy, optimize the ingot structure, inhibit recrystallization, and improve the strength. The effect is more remarkable when adding RE with Zr.

数之和大于 10%时, 合金的铸造性能、断裂韧性和腐蚀抗力等性能均开始急剧下降^[40]。此外,随 Zn/Mg 比变化, 合金中时效析出强化相类型也随之变化, 在 ω_{Zn} : $\omega_{Mg} \ge 2.2$ 时,时效时形成 Zn 含量较高的 η'/η -MgZn₂相, 而当 ω_{Zn} : $\omega_{Mg} < 2.2$ 时, 时效过程中往往会形成 T'/T-Al₂Zn₃Mg₃相。Engdahl等^[41]利用 TEM 和 3DAP 等表征手段,对不同 Zn/Mg 比的 Al-Zn-Mg 合金时效 中期的析出相进行表征,发现在一定范围内,Zn/Mg 比越高时,时效过程中生成的析出相尺寸越细小、密 度越大,合金的综合性能也越好,但合金铸造性能会 有所降低。

Cu 元素的加入可以提高析出相的弥散程度,提高 合金的强度和塑性;另外,Al、Zn、Mg、Cu 的标准 电极电位分别是-1.663、-0.763、-2.363、+0.337 V^[40], Cu 元素电位较 Zn、Mg 略高,掺杂在沉淀相中可以降 低第二相与基体的电势差,提高合金的耐腐蚀性能。 Shu 等^[42]研究发现随着 Mg 或 Cu 含量的提高, Al-Zn-Mg-Cu 合金的硬度、强度均升高,而塑性和韧 性却有所降低。方旭等^[43]发现当在 Al-Zn-Mg 合金中 添加的 Cu 质量分数低于 3%时,合金的硬度、强度随 Cu 含量的升高而提高;而当 Cu 质量分数超过 4%时, 合金的力学性能反而会随其含量的增加而降低,产生 负面效果。因此,为使合金获得最优的综合性能,目 前适用于 Al-Zn-Mg-Cu 系铸造铝合金的主合金元素质 量分数应大致控制在: 3.0%~5.0%Zn、2.0%~5.0%Mg、 1.0%~2.0%Cu。

3.2 微合金化元素

除了调整主合金元素含量外,微合金化也是研发 高性能铝合金的重要手段和研究热点。在高强 Al-Zn-Mg-Cu 系铝合金中,最常见的微合金化元素有 Ag、Zr、Mn、Cr 及稀土元素等。其中,Ag 是极少数 能同时提高合金强度与延伸率的微合金化元素之一, 被誉为"魔力元素"。对于 Al-Zn-Mg 系合金,早期的研 究发现,微量 Ag 的加入可以增强合金在 120~200 ℃ 时效时的时效硬化效果。此外,最近的研究中通过模 拟计算,推断加入 Ag 还通过与 Al 基体中的空位相互 作用,改变晶界处的析出相形态和降低无沉淀区 (PFZs)的宽度,进一步提高了合金的塑性。综上, 在铝合金中添加 Ag 不仅有利于提高铝合金的硬度和 强度,而且有利于提高铝合金的塑性和韧性。

Murayama 等^[44]利用 3DAP 研究了 Al-Cu-Mg-Ag 合金在时效早期出现的预沉淀团簇的形貌(如图2所 示),发现 Mg、Ag 原子发生偏聚,形成的高密度 Mg-Ag 团簇作为两相的非均相形核位点,促进了Ω相 的形核并提高其数密度,进一步提高合金的强度,这





Fig.2 3DAP analysis of cluster morphology of Al-Cu-Mg-Ag alloy at early aging stage: (a) 180 °C/5 s and (b) 180 °C/120 s

是原子团簇影响合金析出行为和力学性能的主要机制 之一; 冯春等^[37]研究发现在 Al-Zn-Mg-Cu-Zr 合金中加 入质量分数 0.16%Ag 可以促进合金在时效过程中 GP 区和过渡相的形成,并提高过渡相的稳定性,延缓合 金的过时效,提高铝合金的强度和热稳定性。因此深 入理解 Ag 原子对原子团簇和析出相形核和长大的影 响机制,是进一步提高铝合金时效硬化潜力的关键。

作者在前期工作中,以Al-Zn-Mg-Cu 合金为基础, 研究了添加质量分数 0.3%Ag 对其在时效过程中组织、 性能和析出行为的影响(如图 3)^[24]。采用三维原子 探针和高分辨透射电镜研究原子尺度上元素的分布, 对铝合金时效析出的析出相进行了定量表征。结果表 明,Ag 的加入加速了合金的时效析出响应速度,合金 中 T 型析出相比例增加,且析出相更加细小密集,提 高了峰时效态合金的硬度和强度。根据第一性原理计 算推断,含 Ag 合金在时效早期,Ag 原子主要与空位 和 Mg 原子相互作用,形成大量"空位-Ag"和"Mg-Ag" 团簇对,继而形成大量的团簇,且大量"Mg-Ag"团簇 对使时效早期含 Mg 量较高的 T 型团簇比例增加,因 此含 Ag 合金中形成更多 T 型相,且时效各阶段其团 簇/析出相的平均 Mg 含量均高于无 Ag 合金。

此外,在铝合金中添加质量分数 0.1%~0.15%的 Zr元素可在晶内形成与α-Al基体共格的Al₃Zr弥散相 颗粒,Al₃Zr对晶界和位错有着强烈的钉扎作用,可以 抑制合金晶粒的长大进程,提高合金的强度、伸长率 和耐热性等^[36]。Guo 等^[45]将少量 Zr 加入到 Al-Zn-Mg-Cu 合金中,在铸锭均匀化处理的过程中析出热稳 定性好的 Al₃Zr 弥散相,使合金即使在后续高



- 图 3 Al-Zn-Mg-Cu(-Ag)合金中析出相的微观形貌: 合金经 150 ℃时效不同时间后析出相变化; 含 Ag 合金析出相 3DAP 原子重构图;含 Ag 合金中 T'/ŋ'相的 HRTEM 形貌
- Fig.3 Microstructure of precipitates in Al-Zn-Mg-Cu(-Ag) alloy:
 (a) precipitate changes after aging at 150 °C for different time;
 (b) 3DAP atomic recomposition of precipitates of Ag-containing alloy;
 (c) HRTEM morphology of T'/η' phase in Ag-containing alloys^[24]

温退火时仍能保持细晶组织,提高了合金的力学性能 和腐蚀抗力。

近年来,在 Al-Zn-Mg-Cu 系合金中加入微量稀土 (RE)元素,如 Sc、Y等,逐渐成为铝合金微合金化 的研究热点。RE 元素与 Al 基体相互作用,可生成大 量 AlZnMgCuRE 弥散相颗粒,能强烈钉扎位错、晶界 和亚晶界,提高合金的耐腐蚀性能和断裂韧性等^[46]。 Senkov 等^[47]研究发现向 Al-Zn-Mg-Cu 合金中加入适 量 Sc 元素,能使合金在保持高强度的同时,还能保持 较高的断裂韧性和塑性。然而,Sc 价格昂贵成本较高, 为控制成本,研究者们开始尝试向铝合金中复合添加 一定量 Sc 和 Zr 等,得到的合金中经热处理后析出 Al₃Sc、Al₃Zr 和 Al₃(Sc,Zr)等弥散相,该种方法较单独 添加 Sc 或 Zr 具有更为强烈的细化晶粒效果,使合金 拥有更好的综合力学性能和铸造性能^[48-51]。

近十年来, Er 在铝合金中的应用也逐渐被重视起 来, Er 的价格要比 Sc 便宜很多, 却能与 Sc 的微合金 化效果相似。fcc-Al 基体与 Ll2-Al3Er 的晶格错配度为 4%, 而 fcc-Al 基体与 L12-Al3Sc 的晶格错配度为 1.32%^[52],晶格错配度越大,合金在室温和高温下的 强化效果越好。此外, Er 在 FCC-Al 基体中的扩散速率 要高于 Sc,因此在对铸锭进行均匀化热处理过程中, 添加 Er 更容易在合金中形成弥散细小的沉淀相^[52]。聂 祚仁^[53]等研究发现 Er 加入 Al 中能够形成纳米级 Al₃Er 强化相,起到有效的微合金化作用,并可通过与 Zr 复合作用形成 Al₃(Er_xZr_{1-x})复合相(如图 4 所示),比 Al₃Sc 相具有更好的热稳定性,从而可以改善铝合金组 织,大幅度提高铝合金的强度和塑性、明显提高合金 的耐热性,改善其综合性能。此外,Fang 等^[54-55]在 Al-Zn-Mg-Cu 合金中复合添加质量分数 0.28%Er 和 0.16%Zr,发现合金中析出核壳结构的L12-Al3(ErxZr1-x) 沉淀相, 富含 Zr 的壳层可以抑制沉淀相的进一步粗 化,所以 Er 和 Zr 的复合加入可以提高弥散相的数量 密度和减小弥散相的尺寸,提高合金强度,细化晶粒, 改善合金的综合性能。

作者前期在 7075 铝合金成分的基础上,自主设计 并优化了钻探用 Al-Zn-Mg-Cu 系铝合金的主合金成 分、并复合添加适量 Zr、Er 进行微合金化,重点研究 了添加不同含量 Er 元素对铸态、均匀化态、固溶和时



图 4 Al₃(Er_xZr_{1-x})复合粒子明场像和高分辨像

Fig.4 TEM bright filed image (a) and HRTEM image (b) of $Al_3(Er_xZr_{1-x})$ precipitate ^[53]

效态 Al-Zn-Mg-Cu-Zr 合金组织和性能的影响^[26]。结果 表明,铝合金中添加 Zr、Er,在均匀化后会从基体中析出 弥散细小的球状 Al₃(Er,Zr)粒子,产生第二相强化效果。含 0.10%Er 的时效态合金硬度 HV、屈服强度比不含 Er 的合 金分别提高了 14%(248.9 MPa)和 12.7%(70 MPa)。

4 晶粒细化

上文中提到合金强度与晶粒尺寸的关系可由 Hall-Petch 公式估算,由此可得,合金的强度与晶粒尺 寸成反比。此外,晶粒细化不仅可以提高合金强度, 还能增强合金的塑性和韧性,且改善熔体的流动性和 铸锭组织成分均匀性,提高铝合金铸锭的质量^[56]。目 前,关于铝合金晶粒细化机制的研究主要集中在两方 面。一是关于铝合金晶粒细化机制及模型方法的理论 研究,包括利用生长限制因子来判断溶质元素对晶粒 生长的抑制作用;用相互依存理论综合考量异质形核 及溶质元素的生长限制效应对晶粒尺寸的影响;以及 形核颗粒与基体的晶体结构尤其是相界面的位向关系 研究,如形核颗粒与基体的晶格匹配度以及边-边匹配 理论等。二是根据理论研究,制定并优化铝合金的细 化方法,主要包括控制冷却速度、震动、搅拌、外加 电场和磁场等物理法和加入晶粒细化剂等化学法。

4.1 高强铸造铝合金的晶粒细化机制及模型方法4.1.1 溶质元素的成分过冷

在铝合金凝固过程中,固/液界面前沿会因溶质偏 析而产生成分过冷。当该过冷度($\Delta T_{\rm C}$)大于形核所 需要的临界过冷度($\Delta T_{\rm n}$)时,可以通过促进新晶粒的 形核以抑制原有晶粒的继续生长,有利于组织细化。 在铝合金中加入一些溶质元素,可对晶粒生长产生有 效的抑制作用,该效果可利用生长限制因子(growth restriction factor, GRF,也称之为 Q)来定量描述, 其表达式如下^[57]:

$Q = \Sigma m_i C_i(k_i - 1)$

(7)

其中 *m_i*是液相线的斜率,*C_i*是合金中的溶质浓度,*k_i* 是不同溶质元素的分配系数。根据实验结果,观察到 晶粒的尺寸和形态与合金中存在的溶质直接相关。 StJohn 团队经大量工作得出的结论表明,对于开始进 行结构过冷,潜在的形核粒子在凝固过程中在固相生 长前沿之前引发异相成核波至关重要。当*Q*值较大时, 过冷区会在凝固前沿之前形成,该条件下合金晶粒细 化效果越好^[58]。在铝合金中,常见溶质元素的*Q*如表 4 所示,可见 Ti 元素对铝合金的晶粒细化效果最好。 一般来说,随着溶质含量增大,*Q*相应变大,晶粒尺 寸减小;但当*Q*过高时,继续提高相应溶质元素含量 对晶粒细化的作用效果变得不再明显。

表 4 常见二元铝合金生长限制因子 Q 的数值

Table 4Calculating data of the growth restriction factor (Q)

for binary aluminum alloys^[58]

Element	k	т	$Q(C_i=1.0, \omega/\%)$
Ti	7.8	33.3	220
Та	2.5	70.0	105
V	4.0	10.0	30.0
Hf	2.4	8.0	11.2
Mo	2.5	5.0	7.5
Zr	2.5	4.5	6.8
Nb	1.5	13.3	6.6
Si	0.11	-6.6	5.9
Cr	2.0	3.5	3.5
Ni	0.007	-3.3	3.3
Mg	0.51	-6.2	3.0
Fe	0.02	-3.0	2.9
Cu	0.17	-3.4	2.8
Mn	0.94	-1.6	0.1

4.1.2 外加颗粒的异质形核

除了上述溶质元素在铝合金中的成分过冷效应 外,铝合金加入某些合金元素后,会引入能产生异质 形核效应的颗粒。凝固理论认为,颗粒的异质形核效 力与颗粒/基体界面的界面能紧密相关,颗粒与基体之 间的晶格错配度越小,则两相界面能越低,颗粒的异 质形核效力越强。用于评估两相界面晶格错配度的模 型主要包括边-边匹配模型、相互依存模型及第一性原 理计算等。

目前,对高强铝合金中异质形核颗粒的研究主要 集中在碳化物、硼化物、Al₃Zr 及 Al₃RE 等。传统用 于细化铸造 Al-Zn-Mg-Cu 合金的细化剂通常是 A1-3B 和 A1-Ti-3B 等,然而这些细化剂的细化效果并不明显 或者有衰退的现象。主要是因为这些中间合金中作为 有效形核质点的 AlB₂ 极易在铝熔体中溶解,且 AlB₂ 与液态铝的密度差较大,会在保温过程中沉降,加速 了衰退进程,严重制约了这类细化剂在高强铸造铝合 金中的大规模应用。基于此,大连理工大学研究团队 发明了一种长寿命、抗衰退的铝合金晶粒细化剂^[59], 使 AlB₁₂在铝熔体中可以缓慢溶解转变成 AlB₂,此过 程中 B 被长时间"锁"在 AlB₁₂中,为熔体富 Ti 创造了 条件,使 Al₃Ti 存在较长时间,显著细化铝合金组织; 另外,AlB₁₂密度较低,还改善了异质颗粒的沉降行为, 综合提高了铸造铝合金的细化效果。

除此之外, 传统 Al-Ti-B 等晶粒细化剂用于含 Zr 等元素的高强及超高强铝合金中存在细化"中毒"现 象,已成为高端铝合金材料发展的瓶颈。通过添加晶 种合金,引入高效精准的晶种作为异质形核衬底来实 现晶粒细化是破解该瓶颈的重要手段。TiC_x 被公认为 是一种有效的铝合金形核剂, 而 B 掺杂型 TiC_x(TCB) 更是一种高效的铝合金形核晶种。研制高效、稳定、 抗 Zr (或 Si) 致细化"中毒"的铝合金超级晶粒细化剂 —晶种合金,一直是铝工业界追求的目标,但由于对 TiC_x促进 α -Al 形核的科学机理尚不清楚,使上述研究 未能取得实质性和突破性进展。刘相法团队在经过了 十余年的研究后,近期在 TiC_x 对 α -Al 形核机理的研 究方面取得了重要进展^[60]。研究发现,在 Al-5Ti-0.25C 细化剂中,Al/TiC_x界面呈现"Al-界面过渡层(由 Al 和 Ti元素组成)-TiC_x"的三明治形夹层结构(如图 5),异 质形核衬底 TiC_x与 α -Al 间独特的晶体学位向关系为: [011]_{Al}//[011]_{TiCx},(111)[011]_{Al}与(111)[011]_{TiCx}呈 21°夹 角,该夹角的形成从理论上缩小了 Al 与 TiC_x 晶格参数的差异,降低了晶格错配度,是 TiC_x发挥 α -Al 形核衬底作用的关键,大大提高了铝合 金的晶粒细化效果。

4.1.3 相互依存理论

 $D_{gs} = X_{cs} + X_{dl} + X_{sd}$

相互依存理论由 Ma Qian 和 StJohn 等人提出,认 为晶粒的形成包括晶粒形核与晶粒长大两个过程,晶 粒尺寸是两个过程综合作用的结果。先形核的晶粒在 长大过程中由于在固/液界面前沿造成了溶质富集,而 为下一个晶粒的形核提供了所需的形核过冷度。最终 的晶粒尺寸(*D*gs)由3部分组成,包括初始形核区大 小(*X*cs)、固/液界面到成分过冷区域之间距离(*X*dl) 以及无形核区到下一个有效形核位点的距离(*X*dl), 表达式如下^[58]: 其中 X_{cs}与生长限制因子 Q 和生长速率 v 成反比,因 此向合金中添加 Q 较大的溶质元素(如向 Al 合金中 添加 Ti)或提高 v (如提高冷却速率)能够缩小无形 核区范围、提高形核率,从而有效细化合金晶粒。此 外,若在先形核晶粒的生长距离和相关扩散区域内, 成分过冷不足以支持下一个形核发生,则该区域内的 异质形核完全被抑制,这样就解释了为什么外加形核 剂有时仅有少量真正地产生了异质形核作用^[61]。

4.2 铸造铝合金的细化方法

4.2.1 化学细化

铸造铝合金的化学细化主要是通过变质细晶方法 实现,即向铝合金熔体中加入晶粒细化剂,增加合金 在凝固过程中异质形核核心的数密度,从而达到细化 晶粒、提高合金力学性能的目的^[62]。对高强铸造 Al-Zn-Mg-Cu 系合金而言,常用的化学细化方法主要 是加 Ti 细化剂以及加 Zr、稀土等微合金化方法。

大量研究表明,加入少量 Ti 可促进铝液在较小过 冷度下的异质形核,过冷度较小时,晶核生长速度较 慢,晶粒长大速率较慢,铸态组织尺寸减小,提高合 金的塑性和强度^[63]。Ti 能和 Al 形成 AlTi、AlTi₃和 Al₃Ti 化合物,这些粒子可以成为晶核,增大形核点密 度,其中 Al₃Ti 与 α-Al 有很好的共格关系,α-Al 可以 沿 Al₃Ti 的各个晶向生长^[64]。目前铝合金中最常见的 细化剂多为 Al-Ti 或 Al-Ti-B 中间合金,此类含 Ti 细 化剂提供了 Ti 溶质,而 Ti 溶质在铝合金中具有较高



(8)

图 5 Al-5Ti-0.25C 细化剂中 Al/TiC_x 的位向关系表征

Fig.5 HAADF-STEM image for microstructure of the Al-5Ti-0.25C master alloy (a), HAADF image for Al/TiC_x interface (b), TiC_x EDS mapping analysis (c1-c3); image for the squared area in Fig.5c2 (c4); corresponding FFT image (d) and theoretical electron diffraction pattern (e)^[60]

的 Q 值,产生成分过冷效应;此外,Al-Ti-B 细化剂 的加入还给合金提供了 TiB₂ 孕育颗粒,该颗粒与液态 铝反应时,在 TiB₂上形成更稳定的 Al₃Ti 层,可作为 初生铝晶粒的形核点,在铸件中实现晶粒细化(将毫 米的晶粒转变为数百微米的晶粒)^[65]。Li等^[66]采用高 能球磨法制备了一种新型的 TiN/Ti 细化剂,该细化 剂的加入使 Al-Zn-Mg-Cu 合金的α-Al 基体由枝晶转 变为等轴晶形貌;随着细化剂添加质量分数从 0%增 加到 0.5%,合金的平均晶粒尺寸由 400 μm 急剧减 小到 78.5 μm,且细化的α-Al 晶粒还使第二相分散、 细化、分布均匀。

此外,向铸造铝合金中加入少量金属元素如 Zr 等,也能起到细化组织的效果。Zr 作为铝合金中常见 的微合金化元素,但由于其在 Al 中固溶度较低,因此 主要有 3 种存在方式,分别是大块的初生(一次)Al₃Zr 相、亚稳态的次生(二次)Ll₂-Al₃Zr 相和平衡态的次 生(二次)D0₂₃-Al₃Zr 相^[67]。在铝合金凝固过程中, Zr 与 Al 原子偏聚形成 Al₃Zr 相,随着熔体温度降低, 四方结构的初生 Al₃Zr 相沉淀出来,这种相可以与 *a*-Al 发生包晶反应,显著减小合金的铸态晶粒尺寸。 对铸态合金进行均匀化处理时,由于 Zr 在 Al 中固溶 度非常低(400 ℃下 Zr 在 α -Al 中的溶解度 C_{Zr} = 0.0005at%^[52]),这为形成 Al₃Zr 粒子提供了较高的形核驱动力,促使了大量 Al₃Zr 粒子在均匀化过程中下大量弥散析出,进一步细化组织、提高合金力学性能。此外,同时在铝合金中加入 Zr 与 Al-Ti(-B)细化剂时,Zr 能够与 Al、Ti 作用形成与 α -Al 基体共格的L1₂-Al₃(Zr,Ti)化合物(如图 6),同时减小了 L1₂相的尺寸,增加了相的数量密度以进一步促进晶粒的细化作用^[68-69]。然而,若加入过量 Cr、Mn、Zr 等元素,会与铝合金中加入的 Al-Ti-B 细化剂产生"中毒"现象(即细化效果减退),这些合金元素会偏聚在 TiB₂或 TiC 粒子的周围,并与 Ti 元素发生反应,改变 TiB₂或 TiC 粒子的表面物理化学特性,降低粒子表面活性,使之与 Al 熔体界面相容性变差, α -Al 在其表面形核的形核功增加,晶粒细化效果减退。

稀土元素(RE)如La、Ce、Y及Sc等是铝合金的晶粒细化元素,能够有效细化材料的铸态晶粒。RE 不仅可以起到变质和精炼的作用,还能降低Al熔体的 表面张力,提高Al液对硼化物的润湿性,减小TiB₂ 的沉淀现象;且Al-Ti-B-RE具有长效性,还能进一步 减缓细化剂的衰退时间,对合金具有显著的细化效果。



图 6 Al-Zn-Mg-Cu-Zr-0.1Ti 合金的 TEM 像, 合金中 L12 析出相的 HRTEM 像, 0.1Ti 合金 L12 析出相三维重建图和浓度分布的邻 近直方图

Fig.6 TEM images of the Al-Zn-Mg-Cu-Zr-0.1Ti alloys (a), HRTEM images of the L1₂ precipitates in the alloys (b); 3D reconstruction (c) and proximity histogram of the concentration profile (d) of the L1₂ precipitate of the 0.1Ti alloy ^[69]

在 Al-Zn-Mg-Cu 体系中, Mg 和 Zn 不与 Sc 形成化合 物,不会导致主要强化相 n'或 T'的减少,不会影响合 金的时效强化效果,因此 Sc 是该系合金理想的微合金 元素。且根据 Al-Sc 二元相图(图 7),在共晶温度 左右时, Sc在铝中有较大的溶解度,有利于生成含 Sc 较多的固溶体。含 Sc 的铝合金在结晶过程中, 很容易 有少量的初生 Al₃Sc 相生成, Al₃Sc 相的晶体结构与铝 基体相同, 晶格常数相似, 晶体错配度很小, 只有 1.63%,如果先于基体析出,极易成为 α-Al 的形核中 心,又因为其晶粒极其微小弥散,因而可起到良好的 细化晶粒的效果。大量研究表明^[26, 35, 38, 48, 70-72], Zr 和 Sc 复合添加具有更为显著的细化效果,因为 Zr 在 Al₃Sc 中极限固溶度可高达质量分数 50%, Zr 原子进 入 Al₃Sc 相晶格形成初生 Al₃(Sc,Zr)相, Al₃(Sc,Zr)的晶 体结构与 Al₃Sc 相同, 但晶格常数与铝基体更加接近, 热稳定性更好,因此对组织的调控作用更加显著。

4.2.2 物理细化

铸造铝合金的物理细化方式又称为凝固细晶或内 生形核质点法,即通过一定手段,如电磁作用等,改 变合金内晶核的数量或阻碍晶体的形核和长大来实现 晶粒细化。主要方法包括快速凝固细晶、磁场凝固细 晶、超声场凝固细晶、机械场凝固细晶、电场凝固细 晶等^[3,73-75]。

快速凝固细晶通过控制过冷度,采用很高的凝固 速度,使合金在凝固过程中形成细小、均匀的微观组 织,受凝固速率和合金成分影响。磁场凝固细晶的原 理是外加磁场对铝合金能量体系产生扰动、涡流,洛 伦兹力与外加磁场破坏产生的树枝晶,进而产生



图 7 Al-Sc 相图富 Al 角

Fig.7 Al-rich angle of Al-Sc phase diagram

新的晶核,达到细化的目的。超声场凝固细晶利用声 空化和声流作用形成空化泡,吸收能量造成局部过冷, 空化泡破裂会破坏正在长大的晶体,导致产生新的晶 体质点;超声场凝固细晶方法的使用有效的解决 Al-Ti-B 细化剂中形核相易聚积的问题,使 TiB₂和 Al₃Ti 粒子呈细小弥散分布,对铝合金具有良好的晶粒 细化效果。机械场凝固细晶是对铝合金熔体施加机械 搅拌或机械振动,形成复杂的三维空间流动,进而改 变熔体的结构和能量起伏,最终达到实现合金组织细 化或球化的目的。电场凝固细晶原理利用电迁移现象 改变溶质有效分配系数及凝固界面前沿溶质分布,受 晶核和基体的电导率、球形晶核半径、密度、质量电 容、通电时间等因素的综合影响。

铸造铝合金的物理细化方法普遍存在生产设备和 操作复杂、细化效果不稳定等问题,因此不如化学细 化方法应用广泛。但物理细化方法可以大大避免环境 和对铝合金本身的污染,因此逐渐受到越来越多的关 注并更多的应用于工业生产中。

5 组织纯净化

高强铸造铝合金熔体中存在的夹杂、杂质或气体 等会导致铸锭中存在各种缺陷,如气孔、疏松等,显 著降低合金的综合性能^[76]。此外,在高强铝合金液流 动及凝固过程中, 生长中的枝晶会不断将夹杂、氧化 物等向晶间残余液相中推移,其存在不利于晶间液相 的流动及补缩,因而会提高合金的热裂倾向,净化处 理有利于减少铝合金中的氧化夹杂数量,从而降低合 金热裂倾向^[74]。因此, 合金组织的纯净化是同步提高 高强铸造铝合金铸造性能和强韧性的重要途径。目前, 根据合金品种和用途的不同,对铝合金熔体纯净度的 要求存在一定差异,通常从氢含量、非金属夹杂和钠 含量等几方面来控制[76]。各种先进的熔体净化处理技 术应运而生,按净化工作原理来分,可以分为吸附净 化和非吸附净化。其中吸附净化包括通入惰性/活性/ 混合气体吹洗法、熔剂法、过滤法等; 非吸附净化主 要包括静置法、真空净化处理法、超声波净化和电磁 净化处理法等[77-78]。

5.1 吸附净化法

吸附净化法指吸附剂直接与铝合金熔体接触,二者 发生物理、化学反应或机械作用,以达到除气、净化溶 体效果的方法,主要包括吹气法、熔剂法、过滤法等。

吹气法主要用于去除铝合金熔体中的氢,通过向熔体中通入惰性、活性或混合气体,利用气泡在上浮过程 中吸附氢和夹杂物,达到净化熔体的目的。综合考虑通 入气体的毒性及对设备的腐蚀情况,目前常用的吹气法 多选择对人体和设备无害的惰性气体如 Ar。为了实现高效除气除渣,需要在用气量等同的条件下,减小气泡直径,增多气泡数量,增加气体的比表面积^[79],因此目前一般采用惰性气体旋转吹气法,其原理见图 8 所示^[77]。

熔剂法就是在铝合金熔炼过程中在熔体中加入熔剂(精炼剂),通过一系列物理化学作用将气体和杂质去除的方法,目前应用最广的是固体精炼剂,主要包括氯盐和无毒精炼剂两种类型。精炼剂通过与熔体中氧化物、夹杂等发生吸附和溶解来实现除渣。最常用的去除铝熔体中氧化物的精炼剂是冰晶石(Na₃AlF₆),其结构与性质与Al₂O₃相近,在一定温度下可互溶,从而分离熔体中的氧化物,达到净化熔体的目的^[76]。常用的氯盐精炼剂有ZnCl₂、MnCl₂、CCl₄、C₂Cl₆等,在熔体中反应时Al³⁺与Cl⁻结合生成AlCl₃气体溢出,气泡上浮时可以起到除氢、去杂质的作用。但氯盐精炼会产生刺激性气体,对操作者及设备均有不利影响,因此近来工厂生产中多以"硝酸盐+碳粉"作为无毒精炼剂,其在铝熔体中的反应如下^[79]:

 $4NaNO_3 + 5C = 2NaCO_3 + 2N_2 \uparrow + 3CO_2 \uparrow$ (9)

其中,不溶于 Al 熔体的无毒 N₂、CO₂ 气体在上 浮时气泡会带走氢及杂质,起到精炼净化效果,但有 时硝酸盐与 C 反应不完全会产生对人体有害的氮氧化 物,该问题也受到广泛的关注。



1-gas is injected into the aluminum melt with the rotating rotor, 2-larger bubbles are transformed into smaller bubbles by the shear force of the rotor, 3-tiny bubbles form and disperse, 4-hydrogen diffuses into bubbles, 5- bubbles reach the surface of the melt and the hydrogen is released

图 8 惰性气体旋转吹气法原理

Fig.8 Principle of inert gas rotating blowing method^[77]

除上述单种净化法外,复合净化法能更好的起到 净化熔体的效果,比如将旋转吹气法、熔剂法和过滤 法等结合起来,形成一个高效的净化系统,能进一步 加强吸附除杂能力,显著提高铝合金熔体洁净度。

5.2 非吸附净化法

非吸附净化是指不向熔体中添加吸附剂,而是通 过某种物理作用改变金属/气体系统或金属/夹杂物系 统的平衡状态,从而使气体和固体夹杂物从铝合金熔 体中分离出来的净化方法,如真空、超声波、电磁处 理法等。

真空处理法可使溶解在铝熔体中的氢析出,氢气 泡在上浮过程中带走杂质,铝液得到净化。该方法效 果好且不产生有害物质,但对所需设备要求较高,前 期投资较高,因此难以得到广泛应用,目前采用超声 或电磁净化方法已成为业界研究热点。

超声处理法使用高密度超声波振动在铝液中产生 振荡压强,压强进而产生气穴,不同压强产生不同规 格的气泡,氢扩散至气泡中随气泡的分离和溢出得以 去除;电磁处理法能利用非金属夹杂物与液态金属之 间的导电性差异实现两者的分离,该方法能有效清除 亚微米级的氧化物,且分离效率很高,是一种有效的 熔体净化手段^[80]。

综上,在选择铝合金熔体净化方法时,需要综合 考虑生产成本及操作工序简便性。目前行业内普遍遵 循"排杂是除气的基础,排杂为主,除气为辅"的净化 原则,在此基础上进一步加强对氢及夹杂物与熔体间 相互作用机制的理论研究、开发高效除杂熔剂,将是 提高高强铸造铝合金熔体净化效果的重要途径和方 法。此外,针对原材料和熔体,开发控制杂质含量的 方法和技术也成为了新的难点和研究方向。时至今日, 材料领域在探索如何提高铸造铝合金综合性能和熔体 净化效果方面,还有很多问题需要进一步完善和改进。

6 热处理优化

为提高铸造 Al-Zn-Mg-Cu 合金的综合性能,在实际应用前需对合金铸锭进行一系列热处理工艺,主要包括均匀化、固溶和时效处理等^[81]。热处理的目的是调控合金晶内和晶界上析出相的结构与成分等,从而进一步优化合金性能。图9为总结的 Al-Zn-Mg-Cu 系高强铝合金微观组织结构示意图及各部分对性能的影响^[82],其中,晶内时效析出相(如η'、T'相等)主要决定合金的强化效果;高温弥散相(如 Al₃Zr、Al₃RE等)能提高强度,在晶内和晶界上均有分布,有利于改善材料的塑性、耐热性、断裂韧性和耐腐蚀性等;能量较高的晶界上分布的连续粗大的脆性相决定合金



图 9 高强铝合金微观组织结构示意图



的断裂性能; 晶界时效析出相(如平衡相η相等)主 要控制合金的耐腐蚀性能。理想的热处理制度可使合 金的力学性能和耐腐蚀性均得到改善,因此选择合适 的热处理工艺对提高合金的使用性能尤为关键。

6.1 均匀化处理

Al-Zn-Mg-Cu 合金中溶质元素含量高、凝固温 度区间宽,熔体浇铸时由于凝固速度过快,铸锭中 会出现偏析及粗大的非平衡树枝状共晶^[83-84],与此 同时,一些杂质元素如 Fe 和 Si 等会沿晶界析出, 形成粗大的块体相,降低合金的加工性能和力学性 能^[85]。因此,高强铝合金铸锭一般都需进行均匀化 处理^[86-88]。均匀化是将合金加热到略低于固相线温 度,经长时间保温后随炉冷却,以得到成分和组织 均匀的材料的方法^[8,89]。

对于含有微合金化元素的合金,如高强 Al-Zn-Mg-Cu-(Zr-RE)等合金,均匀化还可用于析出细 小弥散的第二相颗粒,提高合金的综合性能。对于含 有微合金元素的Al-Zn-Mg-Cu合金,最佳的均匀化处 理应使第二相粒子尽可能分布均匀且细小弥散^[87]。然 而,传统的单级均匀化处理难以实现这种要求,且某 些过剩相也不易消除,因此目前均匀化工艺从单级均 匀化逐渐向双级、多级均匀化发展^[45,87,90]。经双级均 匀化处理后的铝合金中析出相比单级处理后的更加弥 散细小,能提高合金的热加工性能^[45]。Xiao 等^[90]研究 发现 Al-Zn-Mg-Cu-Zr 合金经三级均匀化后,铝基体中 可析出更为细小、密集的 Al₃Zr 粒子,这种第二相分 布对提高铸造铝合金的机械性能和耐腐蚀性能具有更 好的效果。

6.2 固溶和时效热处理

Al-Zn-Mg-Cu 系铝合金属于可热处理强化铝合

金,选择合适的固溶及时效处理工艺可以显著改善合 金的力学性能和耐腐蚀性等。固溶处理是将合金加热 到高温单相区保温一定时间, 使过剩相充分溶解回基 体后再快速冷却,最终得到过饱和固溶体的一种热处 理工艺^[8],其目的是为后续的时效处理提供组织条件。 值得关注的是, Al-Zn-Mg-Cu 合金对淬火速率非常敏 感,淬火速率越慢往往对应着更低的合金峰时效强度, 这是因为缓慢淬火过程中平衡相 n 在基体和晶界的非 均匀析出,降低了溶质原子的过饱和和淬火时的空位 浓度,从而降低了后续时效的析出驱动力,降低时效 的强化效果^[12]。因此,为获得过饱和固溶体,高强铝 合金一般在固溶处理后采取水淬。此外,由于单级固 溶一般采用短时高温的处理方法,一些过剩相在传统 单级固溶过程中难以完全固溶。因此与均匀化工艺类 似,许多学者进一步提出双级乃至多级固溶工艺,这 种方法能更加有效地使残余过剩相固溶回基体,同时 经过较低温的第一级固溶处理还可以延后合金的过烧 点,改善合金的力学性能和组织均匀性^[91-93]。固溶淬 火后立即进行人工时效处理,可大大提高合金的力学 性能,以满足最终成品的使用要求。

与固溶制度类似,时效处理的发展也经历了从单级 峰值时效(T6)到双级(T73)、多级时效的转变。T6 态的合金中会析出大量与基体半共格、弥散细小且分布 均匀的纳米相 η'或 T'相,使合金的强度、硬度均能达到 很高的水平^[94-96]。然而,由于晶界处能量较高,晶界上 的第二相淬火敏感性强,T6态合金中晶界处会析出连续 的 η/T 第二相,与基体的电势差较高,导致合金易沿第 二相发生腐蚀开裂^[25]。近年来大量研究证明,双级时效 后合金的晶界相变得粗大且不连续,可以明显改善合金 的耐腐蚀性能,但同时晶内 η'/T'相也会部分粗化甚至转 变为 η/T 相,合金硬度和强度也会有所降低^[97]。林洪等^[98] 对 Al-Zn-Mg-Cu 合金进行双级固溶及双级时效处理后, 合金晶界上 η 相变得粗大、离散,同时伴随有 PFZ 的出 现,合金耐腐蚀性能有所提高但强度略有下降。

在双级时效基础上,一种新的回归再时效 (retrogression and re-aging, RRA)工艺^[99],即在两 次较低温度时效(一般采用 T6 峰时效制度)中间插 入一次温度较高、时间较短的回归处理的时效制度, 能兼具单级时效和双级时效的优点:合金晶内组织与 T6 态相似,而晶界组织与双级时效相似,合金能同时 具备较高的硬度、强度和耐腐蚀性能等。表 5 总结了 一些已发表的关于 Al-Zn-Mg-Cu 合金在不同时效热处 理后腐蚀行为的研究结果^[100-104]。研究证明, RRA 工 艺可以在不降低合金强度的前提下提高 Al-Zn-Mg-Cu 合金的晶间腐蚀(IGC)和剥落腐蚀(EXCO)抗力。 稀有金属材料与工程



研究还发现,晶界析出相 η 中 Cu 的含量对 Al-Zn-Mg-Cu 合金的耐腐蚀性能有较大影响,时效温度越高, η 中 Cu 的含量越高^[105]。图 10 为 Al-Zn-Mg-Cu 合金在 RRA 过程中的组织演变过程^[2,25]。一般来说,GP 区和 部分 η '相在预时效阶段出现和长大;回归处理期间会 发生 GP 区溶解回基体、部分 η '相继续长大,同时晶 界处 η 相变得粗大且不连续;再时效后, η '相重新析 出,合金的硬度达到更高水平。虽然 RRA 有诸多优势, 但其工艺较为复杂,大型构件易受热不匀,第二阶段的 回归热处理更是需要实现短时、较高温处理,因此传统

表 5	Al-Zn-Mg-Cu 合会	金在不同时效处理后	腐蚀行为的研究结果
-----	----------------	-----------	-----------

Table 5 Summary of corrosion behavior after different aging treatments of Al-Zn-Mg-Cu alloys as reported in Ref. [100-104]				
Alloys/ω%	Aging condition	Corrosion trend	Corrosion resistance mechanism	
7A09	T6: 120 °C×24 h (WQ)	High strength with severe IGC	Preferential dissolution of the anodic Cu-depleted zone along continuous grain boundaries	
AA7085	174: 110 $^{\circ}C \times 6$ h+160 $^{\circ}C \times 10$ h (WQ after every step)	Improving EXCO resistance with strength loss	Coarse and spare distribution of GBPs with higher Cu content	
AA7150	RRA: 60 $^{\circ}C \times 24 h + 190 ^{\circ}C \times 0.5 h + 120 ^{\circ}C \times 24 h$ (WQ after every step) DRRA:	Good combination of both corrosion resistance and strength	GBPs are coarser and disconnected, and slow heating rate provides time for Cu diffusion to precipitates, which mainly affect the corrosion resistance	
7085	120 °C \times 24 h + 180 °C \times 0.5 h+ 120 °C \times 12 h + 180 °C \times 0.5 h+ 120 °C \times 24 h (WQ after every step)	Improving corrosion resistance without sacrificing the strength	Coarse and discrete distribution of GBPs with higher Cu content	
7075	HTTP: 470 °C×1 h (ST)→cooling to 445 °C×30 min (WQ) + 120 °C×24 h (WQ)	Improving the IGC and EXCO resistance with strength loss	The η' precipitate density is decreased due to the formation of coarse particles during the pre-precipitation process at high temperature	
Al-6Zn-2.3Mg-2Cu	NIA: 40 °C→190 °C (20 °C/h) →100 °C (20 °C/h) (WQ)	High mechanical performances and comparable corrosion resistance	The variation in microchemistry or macrostructure of GBs and GPBs	
7055	ST +120 °C×24 h (WQ)	A lower quench rate leads to lower EXCO resistance	GBPs in the slowly quenched specimens are more electrochemically active and tend to accelerate corrosion	

Note: ST-solution treatment, WQ-water quenching, AQ-air quenching, DRRA-dual-retrogression and re-aging,

HTPP-high-temperature pre-precipitation, NIA-non-isothermal aging

的 RRA 处理制度在大型件的实际生产中难以运用。因此,为了使该工艺适用于工业生产,应设计第二级时效 采用更低的温度配合更长的保留时间。

7 总结与展望

得益于高强铸造铝合金密度小、比强度高、耐腐 蚀等诸多优势,其在汽车用材料中所占比例逐渐增高。 近年来随着汽车工业轻量化的发展,尤其是新能源汽 车的快速发展,对汽车零部件进行一体化设计提出了更 高的要求,导致铝合金铸件"大型化、复杂化、薄壁化、 高性能化"成为未来轻量化发展的重要方向^[106]。 Al-Zn-Mg-Cu系铝合金属于可热处理强化铝合金,具有 较高的比强度和韧性,但是,目前该系合金主要通过挤 压、轧制等变形方法制备,在铸造领域应用较少^[26]。 这主要是由于该系合金得到合金化水平较高,凝固温 度区间较宽,因此铸造过程中,合金收缩较大,极易 产生热裂,且后期时效热处理过程中,容易变脆变硬, 产生冷裂纹^[107]。因此,获得同时具有较好成形能力和 优异力学性能的高强铝合金材料是解决复杂大型薄壁 类压铸铝合金零部件生产过程中的"成形"和"成性"问 题的关键所在—改善材料成形能力的核心在于降低材 料的热裂倾向,而提高材料力学性能的关键在于微观 组织调控。基于此,可对未来高强铸造铝合金研究方 向进行以下几点展望。

(1)进一步加深对高强铸造铝合金合金化、微合 金化元素的理论分析,特别是稀土元素及复合多元素 的添加对合金凝固过程、合金组织及相组成的影响规 律和作用机制。

(2)开发环保、高效的新型复合细化和变质剂, 使之能充分发挥各溶质元素的优势,尤其是克服与 Zr 等元素的毒化效应,力求达到最佳的变质、细化效果。

(3)高强铸造铝合金熔体的纯净化、细化和热处 理等工艺之间存在相互影响,如较重的金属或稀土元 素、细化质点等在熔体净化后的静置过程中发生沉降, 降低其细化孕育处理效果和均质化程度。后续应深入 研究几种处理工艺之间存在的冶金交互作用,改进传 统的制备技术,研发新型的工艺设备,为高质量铸造 铝合金工业化制备奠定理论基础。

参考文献 References

- Zhang Huawei(张华炜), Liu Yue(刘 悦), Fan Tongxiang(范同祥). Materials Reports(材料导报)[J], 2022, 36(1): 1
- [2] Wang Yichang(王一唱), Cao Lingfei(曹玲飞), Wu Xiaodong(吴 晓东) et al. Materials Reports(材料导报)[J], 2019, 33(4): 1190
- [3] Wang Yu(王 钰), Zhou Xu(周 旭), Li Xiulan (李秀兰). Light Metals(轻金属)[J], 2018(10): 54
- [4] Fan Zijie(范子杰), Gui Liangjin(桂良进), Su Ruiyi(苏瑞意).
 Journal of Automotive Safety and Energy(汽车安全与节能学报)[J], 2014, 5(1): 1
- [5] Jia Panjiang(贾泮江), Chen Bangfeng(陈邦峰). Large Aircraft Key Technology Forum and China Aviation Society 2007 Annual Meeting. Shenzhen: Chinese Society of Aeronautics and Astronautics(大型飞机关键技术高层论坛暨中国航空学会 2007 年年会论文集)[C]. Shenzhen: Chinese Society of Aeronautics and Astronautics, 2007: 1
- [6] Zhang Xinming(张新明), Deng Yunlai(邓运来), Zhang Yong(张 勇). Acta Metallurgica Sinica(金属学报)[J], 2015, 51(3): 257
- [7] Wang Yichang(王一唱), Tong Xin(童 鑫), You Guoqiang(游国强). Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)[J], 2021, 50(3): 1069
- [8] Hu Gengxiang(胡廣祥), Cai Xun(蔡 珣), Rong Yonghua(戎咏 华). Fundamentals of Materials Science(材料科学基础)[M]. Shanghai: Shanghai Jiao Tong University Press, 2000
- [9] Zhang Guojun(张国君), Liu Gang(刘 刚), Ding Xiangdong(丁 向东) et al. Acta Metallurgica Sinica(金属学报)[J], 2003, 39(8): 803
- [10] Xu D K, Birbilis N, Lashansky D et al. Corrosion Science[J], 2011, 53(1): 217
- [11] Wu H, Wen S P, Huang H et al. Materials Science and Engineering A[J], 2017, 689: 313
- [12] Wang Y C, Wu X D, Yue L et al. Transactions of Nonferrous

Metals Society of China[J], 2022, 32(4): 1070

- [13] Chung T, Yang Y, Shiojiri M et al. Acta Materialia[J], 2019, 174: 351
- [14] Zou Y, Wu X D, Tang S B et al. Materials Characterization[J], 2020, 169: 110 610
- [15] Hou S L, Zhang D, Ding Q W et al. Materials Science and Engineering A[J], 2019, 759: 465
- [16] Sun W, Lincoln F J, Sugiyama K et al. Materials Science and Engineering A[J], 2000, 294: 327
- [17] Wang Y C, Wu X D, Cao L F et al. Materials Science and Engineering A[J], 2021, 804: 140 515
- [18] Wang Y C, Cao L F, Wu X D et al. Journal of Alloys and Compounds[J], 2020, 814: 152 264
- [19] Wang Y C, Wu X D, Cao L F et al. Materials Science and Engineering A[J], 2020, 792: 139 807
- [20] Xu X S, Zheng J X, Li Z et al. Materials Science and Engineering A[J], 2017, 691: 60
- [21] Sha G, Cerezo A. Acta Materialia[J], 2004, 52(15): 4503
- [22] Kelly P M. Scripta Metallurgica[J], 1972, 8(6): 647
- [23] Yu T, Li B, Medjahed A et al. Materials Characterization[J], 2019, 147: 146
- [24] Li Z G, Zhao P Z, Jia Z H et al. Materials Science and Engineering A[J], 2019, 740: 187
- [25] Weng Y Y, Jia Z H, Ding L P et al. Materials Science and Engineering A[J], 2018, 732: 273
- [26] Marceau R K W, de Vaucorbeil A, Sha G et al. Acta Materialia[J], 2013, 61(19): 7285
- [27] Dixit M, Mishra R S. Materials Science and Engineering A[J], 2008, 478(1): 163
- [28] Malopheyev S, Kulitskiy V, Kaibyshev R. Journal of Alloys and Compounds[J], 2017, 698: 957
- [29] Gazizov M, Kaibyshev R. Materials Science and Engineering A[J], 2017, 702: 29
- [30] Kurmanaeva L, Topping T D, Wen H et al. Journal of Alloys and Compounds[J], 2015, 632: 591
- [31] Chen Y, Gao N, Sha G et al. Materials Science and Engineering A[J], 2015, 627: 10
- [32] Ma K K, Wen H M, Hu T et al. Acta Materialia[J], 2014, 62: 141
- [33] Yang Yi(杨 祎), Sui Yudong(隋育栋), Jiang Yehua(蒋业华) et al. Light Alloy Fabrication Technology(轻合金加工技术) [J], 2021, 49(7): 15
- [34] Lin L H, Liu Z Y, Liu W J et al. Journal of Materials Science & Technology[J], 2018, 3: 534
- [35] Liu J, Yao P, Zhao N Q et al. Journal of Alloys and

Compounds[J], 2016, 657: 717

- [36] Xie Youhua(谢优华), Yang Shoujie(杨守杰), Dai Shenglong (戴圣龙) et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals(中 国有色金属学报)[J], 2003, 13(5): 1192
- [37] Feng Chun(冯 春), Liu Zhiyi(刘志义), Ning Ailin(宁爱林). Heat Treatment of Metals(金属热处理)[J], 2006, 31(3): 17
- [38] He Yongdong(贺永东), Zhang Xinming(张新明), Chen Jianmei(陈健美) et al. Journal of Central South University(中 南大学学报) [J], 2005, 36(6): 919
- [39] Chen Jiongshen(陈炯燊), Rong Li(荣 莉), Wei Wu(魏 午). Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)[J], 2023, 52(7): 2453
- [40] Kong Xiaohua(孔晓华). Effects of the Main Alloying Composition on Microstructures and Properties of Super-Strength Al-Zn-Mg-Cu Aluminum Alloy(主合金成分对 Al-Zn-Mg-Cu 系超强铝合金组织与性能的影响)[D]. Changsha: Central South University, 2014
- [41] Engdahl T, Hansen V, Warren P J et al. Materials Science and Engineering A[J], 2002, 327: 59
- [42] Shu W X, Hou L G, Zhang C et al. Materials Science and Engineering A[J], 2016, 657: 269
- [43] Fang Xu(方 旭). Effects of Cu Content on Structures and Properties of Al-Zn-Mg Alloys(Cu 对 Al-Zn-Mg 合金时效微观 组 织 及 性 能 影 响 研 究)[D]. Changsha: Central South University, 2012
- [44] Murayama M, Hono K. Scripta Materialia[J], 1999, 38(8): 1315
- [45] Guo Z, Zhao G, Chen X G. Materials Characterization[J], 2015, 102: 122
- [46] Fang W Q, Shen J R, Yan J K et al. Rare Metal Materials and Engineering[J], 2023, 52(7): 2326
- [47] Senkov O N, Miracle D B, Milman Yu V et al. Materials Science Forum[J], 2002, 396: 1127
- [48] Liu Lanlan(刘兰兰), Deng Yunlai(邓运来), Jiang Keda(姜科达) et al. Hot Working Technology(热加工工艺)[J], 2018, 47(24): 82
- [49] Zhou Min(周 民), Gan Peiyuan(甘培原), Deng Honghua(邓鸿 华) et al. Materials China(中国材料进展)[J], 2018, 37(2): 154
- [50] Li Can(李 灿), Lei Yuan(雷 远). Materials Research and Application(材料研究与应用)[J], 2017, 11(3): 153
- [51] Zhang Xudong(张旭东), Wang Shaoqing(王绍青). Acta Metallurgica Sinica(金属学报)[J], 2013, 49(4): 501
- [52] Knipling K E, Dunand D C. Zeitschrift Fur Metallkunde[J], 2006, 97(3): 246
- [53] Nie Zuoren(聂祚仁), Wen ShengPing(文胜平), Huang Hui(黄

晖) et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals(中国有色 金属学报)[J], 2011, 21(10): 2361

- [54] Fang H C, Chao H, Chen K H. Materials Science and Engineering A[J], 2014, 610: 10
- [55] Fang H C, Chao H, Chen K H. Journal of Alloys and Compounds[J], 2015, 622: 166
- [56] Li Yuanyuan(李元元), Guo Guowen(郭国文), Luo Zongqiang (罗宗强) et al. Special Casting & Nonferrous Alloys(特种铸造 及有色合金)[J], 2000(6): 45
- [57] Wu Guohua(吴国华), Zhang Guoqing(张国庆), Tong Xin(童 鑫) et al. Nonferrous Metals Science and Engineering(有色金 属科学与工程)[J], 2021, 12(1): 116
- [58] Easton M A, StJohn D H. Acta Materialia[J], 2001, 49(10): 1867
- [59] Han Zhenhao(韩振浩), Li Linwei(李林巍), Chen Zongning(陈 宗宁). Chinese Materials Conference 2021(中国材料大会 2021 论文集)[C]. Xiamen: China Materials Research Society, 2021: 133
- [60] Yang H B, Qian Z, Chen H W et al. Acta Materialia[J], 2022, 233: 117977
- [61] Ding Yanhong(丁彦红), Xu Rui(徐 瑞). Foundry Technology(铸造技术)[J], 2017, 38(1): 16
- [62] Wu Guohua(吴国华), Tong Xin(童 鑫), Jiang Rui(蒋 锐) et al. Acta Metallurgica Sinica(金属学报)[J], 2022, 58(4): 385
- [63] Hyde K B, Norman A F, Prangnell P B. Materials Science Forum[J], 2002, 396-402(1): 39
- [64] Gao T, Zhang Y R, Liu X F. Materials Science and Engineering A[J], 2014, 598: 293
- [65] Han Yanfeng(韩延峰), Zhang Hanlong(张瀚龙), Xu Jun(徐钧) et al. Materials China(中国材料进展)[J], 2018, 37(8): 632
- [66] Li X W, Cai Q Z, Zhao B Y et al. Journal of Alloys and Compounds[J], 2016, 675: 201
- [67] Hu H, Zhao M Q, Wu X Z et al. Journal of Alloys and Compounds[J], 2016, 681: 96
- [68] He Y D, Zhang X M, Cao Z Q. Rare Metal Materials and Engineering[J], 2010, 39(7): 1135
- [69] Lee S H, Jung J G, Baik S I et al. Materials Science and Engineering A[J], 2021, 801: 140 437
- [70] Senkov O N, Shagiev M R, Senkova S V et al. Acta Materialia[J], 2008, 56(15): 3723
- [71] Tao Huijin(陶辉锦), Li Shaotang(李绍唐), Liu Jili(刘记立) et al. Materials Science and Engineering of Powder Metallurgy (粉末冶金材料科学与工程)[J], 2008, 13(5): 249
- [72] Xiao Q F, Huang J W, Jiang Y G et al. Transactions of Nonferrous Metals Society of China[J], 2020, 30(6): 1429

- [73] Xu Bocong(徐博聪). Sci-Tech and Development of Enterprise (企业科技与发展)[J], 2018, 8: 77
- [74] Wu Guohua(吴国华), Tong Xin(童 鑫), Sui Huaiming(眭怀明) et al. Foundry(铸造)[J], 2021, 70(1): 2
- [75] Zou H, Pan Q L, Shi Y J et al. Journal of Central South University[J], 2018, 25(6): 1285
- [76] Shi Baodong(石宝东), Pan Fusheng(潘复生), Chen Xianhua (陈先华) et al. Materials Reports(材料导报)[J], 2009, 23(4):
 45
- [77] Qin Ming(覃 铭), Yang Tucai(杨途才). Modern Manufacturing Technology and Equipment(现代制造技术与装 备) [J], 2019, 9: 52
- [78] Sun B D, Ding W J, Shu D et al. Journal of Central South University[J], 2004, 11(2): 134
- [79] Zhuang Jingwei(庄景巍), Yan Qihui(颜奇辉), Zhang Ruimin(张瑞敏) et al. Collection of 2018 National Aluminum and Magnesium Alloy Casting Technology Exchange Conference(2018年全国铝、镁合金熔铸技术交流会文集)[C]. Fuzhou: Light Metal Branch of China Non-Ferrous Metal Processing Industry Association, 2018: 214
- [80] Fu Gaosheng(傅高升), Kang Jixing(康积行), Chen Wenzhe(陈 文哲). Light Alloy Fabrication Technology(轻合金加工技 术)[J], 2002, 30(6): 17
- [81] Xue Wenlin(薛文林). Light Alloy Fabrication Technology(轻合金加工技术)[J], 1995, 23: 18
- [82] Fang Huachan(方华婵), Chen Kanghua(陈康华), Chao Hong (巢 宏) et al. Materials Science and Engineering of Powder Metallurgy[J], 2009, 14(6): 351
- [83] Tong X, You G Q, Wang Y C et al. Materials Science and Engineering A[J], 2018, 731: 44
- [84] Tong X, You G Q, Liu Y et al. Journal of Materials Processing Technology[J], 2019, 271: 271
- [85] Tong X, Zai L, You G Q et al. Materials Science and Engineering A [J], 2019, 767: 138 408
- [86] Guo Z, Zhao G, Chen X G. Materials Characterization[J], 2016, 114: 79
- [87] Kang W, Li H Y, Zhao S X et al. Journal of Alloys and Compounds[J], 2017, 704: 683
- [88] Liu S D, You J H, Zhang X M et al. Materials Science and Engineering A[J], 2010, 527(4): 1200
- [89] Wu Chengjian(吴承建), Chen Guoliang(陈国良), Qiang

Wenjiang(强文江). Metal Material Science(金属材料学)[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2009

- [90] Xiao T, Deng Y L, Ye L Y et al. Materials Science and Engineering A[J], 2016, 675: 280
- [91] Afifi M A, Wang Y C, Pereira P H R et al. Journal of Alloys and Compounds[J], 2018, 749: 567
- [92] Chen G J, Chen L, Zhao G Q et al. Journal of Alloys and Compounds[J], 2017, 729: 210
- [93] Li X W, Cai Q Z, Zhao B Y et al. Journal of Alloys and Compounds[J], 2018, 746: 462
- [94] Chen S Y, Chen K H, Peng G S et al. Materials &Design[J], 2012, 35: 93
- [95] Feng Chun(冯 春), Zhang Fangfang(张芳芳), Zhu Lijuan(朱 丽娟) et al. Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属 材料与工程)[J], 2022, 51(3): 990
- [96] Hu J L, Zhao Z H, Bo H. Rare Metal Materials and Engineering[J], 2022, 51(4): 1183
- [97] Zou Y, Cao L F, Wu X D et al. Journal of Alloys and Compounds[J], 2020, 823: 153 792
- [98] Lin Hong(林 洪), Liu Li(刘 利). Forging & Stamping Technology(锻压技术)[J], 2015(10): 122
- [99] Cina B. US Patent, 3856584[P], 1974
- [100] Chen S Y, Chen K H, Dong P X et al. Transactions of Nonferrous Metals Society of China[J], 2014, 24(7): 2320
- [101] Oliveira A F, de Barros M C, Cardoso K R et al. Materials Science and Engineering A[J], 2004, 379(1): 321
- [102] Chen S Y, Chen K H, Peng G S et al. Transactions of Nonferrous Metals Society of China[J], 2012, 22(1): 47
- [103] Chen S Y, Chen K H, Jia L et al. Transactions of Nonferrous Metals Society of China[J], 2013, 23(2): 329
- [104] Nie B H, Liu P Y, Zhou T T. Materials Science and Engineering A[J], 2016, 667: 106
- [105] Sun Y W, Pan Q L, Sun Y Q et al. Journal of Alloys and Compounds[J], 2019, 783: 329
- [106] Lan Qiao(兰 乔), Liu Baoliang(刘保良), Chang Zhiyu(常治 宇) et al. Foundry Technology(铸造技术) [J], 2021, 42(2): 141
- [107] Chen Xiao(陈 晓), Huang Sheng(黄 胜), Wu Rongzhao(武荣 召). Special Casting & Nonferrous Alloys(特种铸造及有色合 金)[J], 2012, 32(4): 306

Strengthening-Toughening of High-Strength Al-Zn Cast Aluminum Alloys: Research Progress and Prospects

Wang Yichang¹, Yuan Lingyang¹, Yang Lei¹, Peng Liming^{1,2}, Ding Wenjiang^{1,2}

(1. National Engineering Research Center of Light Alloys Net Forming, School of Materials Science and Engineering, Shanghai Jiao Tong University, Shanghai 200240, China)

(2. State Key Laboratory of Metal Matrix Composite, School of Materials Science and Engineering, Shanghai Jiao Tong University, Shanghai 200240, China)

Abstract: Aluminum alloy castings exhibit versatile prospects in critical aircraft, aerospace, and lightweight of automobile owing to their ultralow density and excellent specific strength. The optimization of forming and mechanical properties of cast Al alloys can significantly expand their applications. In this work, the research progress of Al-Zn high-strength cast aluminum alloy were reviewed. The strengthening mechanism and research results on micro-alloying, grain refinement, structure purification, and heat treatment optimization of high-strength as-cast aluminum alloys were summarized. The existing problems were also discussed. At last, the development trends of as-cast aluminum alloys with high strength and toughness were prospected, which has a certain practical and theoretical significance for the aluminum alloys.

Key words: cast aluminum alloy; strengthening and toughening; grain refinement; microstructure; property

Corresponding author: Peng Liming, Ph. D., Professor, National Engineering Research Center of Light Alloys Net Forming, School of Materials Science and Engineering, Shanghai Jiao Tong University, Shanghai 200240, P. R. China, E-mail: plm616@sjtu.edu.cn