

引用格式: 邢清源, 臧金鑫, 陈军洲, 等. 超高强铝合金研究进展与发展趋势[J]. 航空材料学报, 2024, 44(2): 60-71.
XING Qingyuan, ZANG Jinxin, CHEN Junzhou, et al. Research progress and development tendency of ultra-high strength aluminum alloys[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2024, 44(2): 60-71.

超高强铝合金研究进展与发展趋势

邢清源^{1,2*}, 臧金鑫^{1,2}, 陈军洲^{1,2}, 杨守杰^{1,2}, 戴圣龙^{1,2*}

(1. 中国航发北京航空材料研究院 铝合金研究所, 北京 100095; 2. 北京市先进铝合金材料及应用工程技术研究中心, 北京 100095)

摘要: 超高强铝合金具有密度低、比强度高特点, 广泛应用于航空、航天、核工业等领域。合金的极限强度已从第四代铝合金的 600 MPa 级, 逐步发展到 650~700 MPa 级、750 MPa 级, 甚至 800 MPa 级及以上第五代铝合金。本文首先对超高强铝合金的发展历程和国内外发展现状进行概述; 随后, 从成分设计与优化、熔铸与均匀化技术、热变形技术、热处理技术、计算机辅助模拟计算共五个方面对近些年的研究进展和所遇到的问题进行了总结和讨论; 最后, 结合未来装备的发展需求和国内的技术现状, 指出“深入研究基础理论, 解决综合性能匹配等问题以及在特定应用场景下专用材料的推广应用”是超高强铝合金的发展趋势和重要方向。

关键词: 超高强铝合金; Al-Zn-Mg-Cu 系合金; 熔铸法; 高合金化

doi: 10.11868/j.issn.1005-5053.2023.000171

中图分类号: TG146.21

文献标识码: A

文章编号: 1005-5053(2024)02-0060-12

Research progress and development tendency of ultra-high strength aluminum alloys

XING Qingyuan^{1,2*}, ZANG Jinxin^{1,2}, CHEN Junzhou^{1,2}, YANG Shoujie^{1,2}, DAI Shenglong^{1,2*}

(1. Aluminum Alloy Institute, AECC Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095, China; 2. Beijing Engineering Research Center of Advanced Aluminum Alloys and Applications, Beijing 100095, China)

Abstract: Ultra-high strength aluminum alloy has achieved extensive application in the nuclear, aerospace, and aviation industries because of its high specific strength and low density. The fifth generation of ultra-high strength aluminum alloy has been produced, and in comparison to the fourth generation's 600 MPa level, its ultimate strength has been consistently redefined and increased from 650-700 MPa to 750 MPa or even 800 MPa. This paper reviews the history of the research on aluminum alloys with ultra-high strengths and introduces the current state of development both domestically and internationally. The key issues and recent research development are further explored, including computer simulation, thermal deformation, heat treatment, homogenization, melting, and casting, as well as composition design. Finally, combined with the development needs of future equipment and domestic technology status, it is pointed out that in-depth study of basic theory to solve the problem of comprehensive performance matching, the promotion and application of special materials in specific application scenarios are the development trend and important direction of ultra-high strength aluminum alloy.

Key words: ultra-high aluminum alloy; Al-Zn-Mg-Cu alloy; ingot metallurgy; high alloying

超高强铝合金属于 7×××系 (Al-Zn-Mg-Cu 系) 合金, 是该系列合金中的一个重要分支, 具有低密度、高比强度等特点, 被广泛用于航空、航天、核工业、兵器等领域, 按照航空铝合金代次的划分, 超高

强铝合金已发展至第五代合金。欧美等国家在该领域的研究基本沿着“高强→高强高韧→超高强”的发展路线, 实现了系列化的发展: 从 20 世纪初开发的 7075 合金, 发展到 20 世纪 70 年代的

500 MPa 级的 7475、7050 等合金、20 世纪 90 年代的 600 MPa 级的 7055、7150 等合金,再到 21 世纪的 700 MPa 级的 7136、7068、7095 等合金^[1]。国内在该领域同样开展了大量的研究工作,且发展十分迅速,目前已经实现了 500 MPa 和 600 MPa 级铝合金的成熟应用,并自主研发了多个 700 MPa 级以上的新型超高强铝合金,其中,700~750 MPa 级的合金正加速推广应用,800 MPa 级及以上的合金处于技术储备阶段。随着铝合金制备技术的不断发展和强度水平不断提升,业界对于超高强度铝合金的强度界定也从早先的 600 MPa,逐步提升至 650~700 MPa 及以上。

21 世纪以来,美国航空业提出了“20-20”计划,即飞机的结构质量和制备成本均降低 20%。同时,目前最先进的第五代战机的结构质量系数也从前代战机的 30%~31% 下降到 27%~28%。可以看出,无论军机还是民机,持续的结构减重和尽可能降低制造成本,始终是业界关注的重点。在此背景下,如何采用低成本的方式制造出更高强度级别的铝合金,是该领域的研究热点,具有广阔的发展空间。

超高强铝合金的制备主要包括传统熔铸法(ingot metallurgy, IM)、快速凝固(rapid solidification, RS)/粉末冶金(powder metallurgy, PM),喷射成形法(spray forming, SF),后两者的制备工艺相对复杂,制备成本也较高,同时半成品规格受到坯料的限制,使得其发展在一定程度上受到了影响。而 IM 法的工艺流程短,制备成本低,半成品种类全,规格大,仍是目前工程化推广程度最高的铝合金制备方法。

基于此,本文针对 IM 法制备的低成本超高强铝合金材料全流程“成分设计与优化、熔铸与均匀

化技术、热变形技术、热处理技术、计算机辅助模拟计算”共五个方面,介绍和分析近些年的研究进展,以期为超高强铝合金的进一步发展提供参考。

1 成分设计与优化

超高强铝合金的成分设计与优化主要包括主合金元素(Zn、Mg、Cu 等)成分范围调控和微合金化元素添加(Zr、Ti、Re 等)两个方面。为了追求合金更高的极限强度,主要通过调控主合金元素 Zn、Mg、Cu 的含量,提高 Zn、Mg 含量可以促进主要强化相 η 相($MgZn_2$)的析出,而 Cu 元素可以提高熔体的流动性来改善铸造性能,提高熔铸质量,同时影响 Zn、Mg 元素的固溶和析出,以及晶界晶内电位差等多个方面^[1]。此外 Zn/Mg 比、Cu/Mg 比的变化也将对合金的综合性能带来显著的影响。相关研究表明,Zn/Mg 比接近 2.71(质量比,下同)时,合金具有最好的综合性能,但同时也有研究认为 Zn/Mg 比约为 3.5 时,合金具有最优的综合力学性能^[2-3]。总体而言,超高强铝合金的主合金元素成分调控的发展趋势为:提高合金化元素总量,提高 Zn 含量,提高 Zn/Mg 比,调控 Cu/Mg 比。

北京航空材料研究院通过调控主合金元素含量,系统研究了合金化程度、Zn 含量、Zn/Mg 比、Cu/Mg 比等对 Al-Zn-Mg-Cu 合金强度极限的影响,相继开发了一系列新型超高强铝合金,如 7A60、7A36、7A95、7A96 和 7A34 合金等,将合金的强度极限从 600 MPa、700 MPa 逐渐向 800 MPa 发展,并推动其在航空、航天、核工业等领域获得应用,代表的合金成分范围、状态和主要性能见表 1^[4-8]。通过深入研究特征成分下超高强铝合金的时效析出序列,明确了在不同时效温度下,超高强铝合金

表 1 不同成分 Al-Zn-Mg-Cu-Zr 合金挤压材的主要性能^[4-8]
Table 1 Main properties of Al-Zn-Mg-Cu-Zr alloy extrusions with different compositions^[4-8]

Composition	Condition	R_m /MPa	$R_{P0.2}$ /MPa	$A/\%$
7A60	T6	734	733	8.3
Al- (7.8-8.2) Zn- (2.2-2.4) Cu- (1.9-2.1) Mg	T77	737	715	9.9
7A95	T6	728	718	9.3
Al- (8.6-9.8) Zn- (2.0-2.8) Cu- (1.4-2.0) Mg	T77	764	749	7.2
7A96	T77	810	796	7.0
Al- (9.8-11.2) Zn- (1.2-2.1) Cu- (1.6-2.4) Mg	T6	778	767	9.1
7A34	T6	778	767	9.1
Al- (11.0-12.6) Zn- (0.8-1.4) Cu- (2.0-3.2) Mg	T77	792	774	8.6
Al- (15.9-16.2) Zn- (1.2-1.6) Cu- (2.9-3.1) Mg	T77	810	799	3.4

存在不同的时效析出序列,采用低温长时的时效处理工艺,将有利于进一步提高超高强铝合金的强度极限^[7]。

在追求该系列合金强度极限的同时,需要同时关注合金的韧性、耐蚀性和淬透性等综合性能,国内外诸多学者同样开展了大量的研究。Shu 等通过对比研究 Mg 和 Cu 含量对超高强铝合金微观组织和力学性能的影响发现:降低 Cu/Mg 比可提高沉淀强化析出相(matrix precipitates, MPs)的体积分数,合金硬度和强度随之提高,电导率和韧性随之下降, Mg 的作用要明显强于 Cu, Mg 含量的增加将显著提高晶界析出相(grain boundary precipitates, GBPs)的面积分数以及晶粒内和无沉淀析出带(precipitation-free zones, PFZs)之间的屈服应力比,促进沿晶断裂的发生,降低韧性^[9]。Yuan 等研究明确了 Zn 含量与超高强铝合金的应力腐蚀开裂(stress corrosion cracking, SCC)、晶界微区成分之间的关系,结果表明:MPs 的密度、GBPs 的尺寸和 PFZs 的宽度随 Zn 含量的增加而增加;由于 GBPs 中的 Zn 含量过高,以及 PFZs 较宽,使得 11.0% Zn 含量(质量分数,下同)合金的 SCC 平台扩展速率比 7.9%Zn 含量合金高约一个数量级,显著提高了合金的 SCC 敏感性^[10]。贾伟杰研究了 Zn/Mg 比和 Cu/Mg 比对 Al-xZn-3.0Mg-yCu-0.2Zr 合金淬透性和耐蚀性的影响,发现合金淬透性随合金主元素原子半径差(ΔR)的提高而下降,通过提高 Zn/Mg 比、降低 Cu/Mg 比可提高合金强度,降低晶间腐蚀(intergranular corrosion, IGC)和剥落腐蚀性能(exfoliation corrosion, EXCO),制备的 Al-11.2Zn-3.0Mg-1.3Cu-0.2Zr 超高强铝合金挤压材的抗拉强度和伸长率分别可达 827.9 MPa 和 8.1%,晶间最大腐蚀深度 126.9 μm ,剥落腐蚀 EA 级^[11]。

微合金化元素可以通过提高析出相的过饱和度和,改变析出相的析出进程,或促进新相的形成抑制再结晶等多种方式,影响合金的力学和耐蚀等性能^[12]。随着研究的不断深入,超高强铝合金的微合金化从之前的单一元素微合金化逐渐向二元复合微合金化发展。

针对单一元素微合金化的研究多集中在 Sc、Ti、Mn、Li 等元素,通过单一添加上述微合金化元素,有针对性的改善合金的室温力学性能、高低温力学性能、耐蚀性能或组织各向异性等方面。Won 等以 7056 合金为原型,通过优化 Cu/Mg 比以及 Sc 元素微合金化,分别开发了新型的 M7 合金(Al-8.7Zn-3.0Cu)和 M7Sc_{0.1}合金(Al-8.7Zn-3.0Cu-0.1Sc),两种合金的抗拉强度、屈服强度、伸长率分别达 645、621 MPa、6.4% 和 672、644 MPa、8.6%^[13]。Sun 等研究 Sc 元素对 Al-7.0Zn-3.0Mg-0.3Cu-0.12Zr 合金组织和性能影响,发现微量的 Sc 可以使 GBPs 变为断续状,同时减小其尺寸,所制备的 Al-7.0Zn-3.0Mg-0.3Cu-0.15Sc-0.12Zr 合金挤压材的抗拉强度、屈服强度、伸长率分别可达 731、724 MPa、8.4%,并兼具优异的 SCC 和 EXCO 性能^[14]。马志峰等通过微量的 Mn 对合金化总量约 15% 的 Al-Zn-Mg-Cu 合金锻件力学性能各向异性影响的研究发现,微量的 Mn 可产生大量的含 Mn 第二相,促进再结晶,减弱变形织构强度,增强再结晶织构强度,显著降低超高强铝合金锻件力学性能的各向异性,提高伸长率^[15]。江苏大学课题组系统研究了不同 Ti 元素含量对梯度成分 Al-Zn-Mg-Cu-Zr 合金组织和性能的影响,结果表明:随着 Ti 含量提高,合金细晶强化和位错强化效应提高,所制备的梯度成分合金挤压材表现出较好的室温拉伸、高温压缩和耐腐蚀性能,性能详见表 2^[16-18]。

表 2 不同梯度成分 Al-Zn-Mg-Cu-Zr-Ti 合金挤压材的性能^[16-18]
Table 2 Properties of Al-Zn-Mg-Cu-Zr-Ti alloy extrusions with different gradient compositions^[16-18]

Alloy composition	R_m/MPa	$A/\%$	IGC, maximum depth/ μm	EXCO grade	Compressive strength at 250 °C/MPa
Al-9.1Zn-1.95Mg-1.14Cu-0.2Zr-0.85Ti	724.6	13.0	116.45	EA	211.5
Al-8.54Zn-2.45Mg-0.86Cu-0.196Zr-0.23Ti	725.5	7.4	156.89	EB	320.4
Al-10.2Zn-2.59Mg-0.92Cu-0.184Zr-0.34Ti	738.5	9.2	135.74	EB	357.4

由于单一元素微合金化在组织性能改善方面存在一定程度的限制,复合微合金化逐渐受到关注,目前研究主要集中在二元复合(Sc+Zr、Cr+Yb、Gd+Y、Er+Cr 和 Cr+Pr 等),在显著抑制合金的再

结晶行为的同时,通过亚结构强化、析出强化和细晶强化等方式,协同提升合金的力学性能和耐蚀性能。Zhang 等研究了 Sc+Zr 二元复合微合金化对 Al-9.0Zn-2.8Mg-2.5Cu 合金组织和性能的影响,结

果表明:添加 0.05%Sc 和 0.15%Zr, 可以形成 $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$ 粒子, 能强烈钉扎位错和亚晶界, 有效抑制再结晶, 显著提高合金的力学性能, 制备的挤压材抗拉强度、屈服强度、伸长率分别可达 790、719 MPa、7.8%, 与未微合金化的合金相比, 抗拉强度和屈服强度分别提高了 21.5% 和 39.6%^[19]。Liu 等研究发现: $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$ 粒子随 Sc 和 Zr 含量的增加而增多, 显著抑制再结晶, 细化晶粒组织, 并通过亚晶强化和沉淀强化提高合金性能, 制备的冷轧板的抗拉强度和屈服强度分别可达 668 MPa 和 628 MPa^[20]。Peng 等研究了 Cr+Yb 二元复合微合金化对 Al-8.32Zn-2.47Mg-1.5Cu-0.15Zr 合金组织和性能的影响, 通过添加 0.2%Cr+0.3%Yb, 可形成 10~20 nm 球状弥散相, 制备挤压带板的抗拉强度、屈服强度、伸长率分别可达 753.1、752.9 MPa、10.3%, 断裂韧度、应力腐蚀开裂门槛值分别可达 23.4 $\text{MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ 和 15.5 $\text{MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ (分别提高了 13.0%、106.7%)^[21]。Zhang 等通过在 Al-7.3Zn-1.6Mg-1.6Cu-0.14Zr 合金中进行 Gd+Y 二元复合微合金化研究, 发现微量添加 0.13%Gd+0.07%Y 可以有效阻止回复过程中亚晶粒的合并和长大, 抑制再结晶, 所制备的热轧板拉伸性能随 Gd 和 Y 含量的增加而提高, 其抗拉强度、屈服强度、伸长率分别提高了 11.49%、14.61% 和 63.11%^[22]。Fang 等研究了 Er+Cr 二元复合微合金化对 Al-8.5Zn-2.4Mg-2.1Cu-0.16Zr 合金组织和性能的影响, 结果表明: 添加 0.28%Er+0.17%Cr, 同样可以显著抑制再结晶, 制备的挤压带板的抗拉强度、屈服强度、伸长率、断裂韧度和应力腐蚀开裂门槛值分别可达 743.9、728.1 MPa、9.2%、30.8、22.4 $\text{MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$, 分别提高了 5.7%、6.5%、3.4%、24.2%、105.5%^[23]。Wang 等研究了 Cr+Pr 二元复合微合金化对 Al-8.6Zn-2.5Mg-2.1Cu-0.16Zr 合金组织和性能的影响, 结果表明: 添加 0.1%Cr+0.14%Pr 可以形成纳米级含 Cr、Pr 的 Al_3Zr 粒子和含 Zr 的 $\text{PrCr}_2\text{Al}_{20}$ 弥散相, 显著抑制再结晶和亚晶长大, 保留以小角度晶界为主的变形回复组织, 且在小角度晶界上显著抑制 PFZs 的形成, 提升 SCC、IGC、EXCO 性能, 应力腐蚀开裂门槛值从 7.8 $\text{MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ 提升至 17.6 $\text{MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$, IGC 最大深度从 146.4 μm 降至 104.2 μm , EXCO 性能从 EB 级提升至 EA 级^[24]。

除了主合金元素成分和微合金化元素成分的设计与优化, 也有学者针对纳米颗粒复合设计和多级次纳米结构设计等方面开展了研究, 前者通过添加第二相陶瓷颗粒后形成的载荷传递机制和

Orowan 强化机制, 以及塑性变形中增加“几何必须位错”, 来协同提升强度; 后者则是通过设计超细晶晶粒组织、溶质原子充分固溶、晶内高密度位错和亚纳米尺寸的原子团簇, 以及晶界纳米溶质团簇的结构来提升合金强度, 两种方法的研究目前尚处于起步阶段, 面临诸多问题需要进一步研究攻克^[25-27]。

2 熔铸与均匀化技术

为了匹配大规格、高均匀性组织和性能的铝合金半成品的制备需要, 原始毛坯铸锭通常需要满足大规格、低偏析、少铸造缺陷等要求。但是, 超高强铝合金的合金化程度普遍较高 ($\geq 13.0\%$), 铸造应力导致的冷裂/热裂问题较为突出, 主合金元素 Zn、Mg、Cu 的偏析随之加剧, 铸造缺陷尺寸和数量也有所提高。相比之下, 铸造开裂是超高强铝合金熔铸面临的最大挑战, Li 等对铝合金铸造热裂的机理和影响因素进行了分析, 对研究进展进行了系统的论述^[28]。

目前, 除了针对熔铸工艺参数不断的优化, 研究更多是围绕数值模拟和外场引入两个方面展开。其中, 数值模拟重点针对热场和流场进行计算, 通过将计算结果与工程实际相结合, 进行反复迭代后, 再指导直冷 (direct chill, DC) 半连续铸造 (简称 DC 铸造) 工艺参数的设计与优化; 而外场引入则集中在中频电磁场 (middle frequency electromagnetic field, MFEC)、低频电磁场 (low frequency electromagnetic field, LFEC) 和超声场 (ultrasonic field, UF) 等方面, 根据实际所需, 选择不同的物理场, 改善热裂/冷裂倾向的同时, 降低偏析程度, 减少铸造缺陷, 从而获得较高内外部质量的 DC 铸锭。

Xu 等研究了主合金元素 Zn、Mg、Cu 对 Al-Zn-Mg-Cu-Sc-Zr 合金铸造性能的影响, 发现随着 Zn、Mg、Cu 含量的增加, 晶粒组织细化, 形态由等轴晶向细枝晶转变, 共晶相增多; Zn 含量增加将显著提高合金的热裂敏感性 (主要受合金潜热、黏度和表面张力影响)^[29]。Zhang 等通过数值模拟和实验相结合的方法, 针对 Al-10Zn-2.3Mg-2.4Cu-Zr 合金圆铸锭 ($\phi 200 \text{ mm}$), 研究了 LFEC 对 DC 铸造宏观物理场与铸锭组织和裂纹的影响, 发现在 LFEC 下, 熔体流动方向将改变, 流动速度提高, 温度梯度降低, 等温线提高, 液穴深度、铸造应力、铸造开裂倾向显著降低, 晶粒尺寸得到明显细化 (图 1)^[30]。

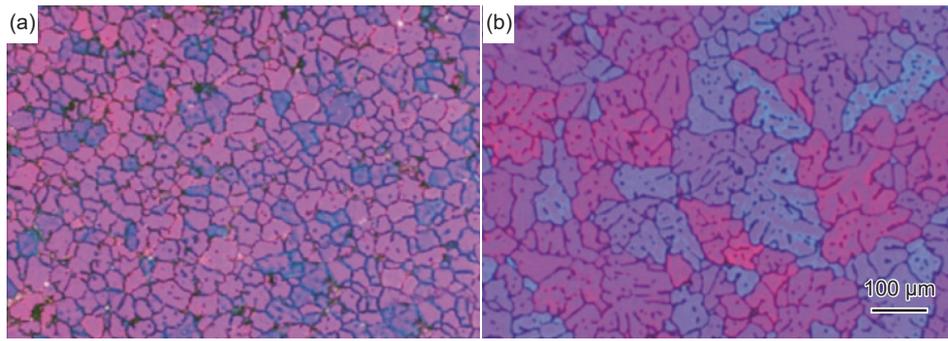


图1 LFEC和DC铸造 $\phi 200$ mm铸锭的显微组织^[30] (a)LFEC; (b)DC

Fig. 1 Microstructures of LFEC and DC billets^[30] (a)LFEC; (b)DC

但是,无论是数值模拟还是外场引入的发展同样面临诸多问题,比如:相比于传统试错法,数值模拟虽然可以在一定程度上降低成本,但其初始模拟结果与工程实际的偏离通常较大,需要反复迭代来提高准确性;而MFEC和LFEC所作用铸锭的规格通常存在一定的局限,UF所作用的区域也较为有限,同时外场的引入目前在工程化下尚不具备硬件条件基础,推广程度受限。如何有效地解决上述问题,改善超高强铝合金的熔铸质量将是未来的关注重点。

另一方面,均匀化热处理对于超高强铝合金铸锭至关重要。由于其合金化程度较高,采用DC法制备的铸锭组织中存在大量的枝晶现象,均匀化热处理可以较好地回溶低熔点共晶相,有效消除微观偏析。目前,超高强度铝合金的均匀化热处理工艺的设计趋势为:多级+高温长时。通常第一级设计在 $400\text{ }^{\circ}\text{C}$ 左右,以促进 Al_3Zr 粒子的析出;第二级设计在差热分析(differential scanning calorimeter, DSC)第一个吸热峰拐点附近,充分地回溶低熔点共晶相(T相);第三级进一步提高温度,尽可能地回溶S相等。

Huang等研究了均匀化对高合金化合金中相的溶解和析出行为的影响,研究发现:区别于双级均匀化($400\text{ }^{\circ}\text{C}/12\text{ h}+475\text{ }^{\circ}\text{C}/24\text{ h}$),在单级($475\text{ }^{\circ}\text{C}/24\text{ h}$)均匀化下加热速率对相的溶解产生显著影响,慢速加热有助于细化粒子尺寸,提高沉淀相密度和体积分数^[31]。Xu等研究了Al-9.0Zn-2.1Mg-2.0Cu-0.1Zr超高强铝合金(7A56)铸锭在均匀化过程中的组织演变,发现在 $380\text{ }^{\circ}\text{C}$ 下,AlZnMgCu相向 Al_2CuMg 相转变;在 $470\text{ }^{\circ}\text{C}$ 下,AlZnMgCu相将直接回溶基体;这种差异主要是由于Zn和Cu元素的扩散速率差异导致的;同时,合金硬度的增加和电导率的降低与AlZnMgCu相的溶解高度相关^[32]。袁丁玲等针对几种典型的高Zn超强Al-Zn-Mg-Cu系合金的铸态和均匀化态组织开展了研究,结

果表明:高Zn低Cu含量的7037、7056、7097合金经过三级均匀化处理($410\text{ }^{\circ}\text{C}/8\text{ h}+465\text{ }^{\circ}\text{C}/6\text{ h}+470\text{ }^{\circ}\text{C}/36\text{ h}$)后,铸态组织主要存在的 $\alpha(\text{Al})$ 和 $\text{Mg}(\text{Zn}, \text{Cu}, \text{Al})_2$ 相基本回溶,但高Zn高Cu含量的7095合金经过相同处理后,铸态组织主要存在的 $\alpha(\text{Al})$ 、 $\text{Mg}(\text{Zn}, \text{Cu}, \text{Al})_2$ 相、 $\theta(\text{Al}_2\text{Cu})$ 相以及大部分的T(AlZnMgCu)相基本回溶,但仍会残留了少量的T(AlZnMgCu)相,高Zn低Cu含量合金铸态及均匀化组织中非平衡结晶相相对较少的主因是其成分远离极限固溶度曲线^[33]。李佳乐等通过对7136超高强铝合金组织和均匀化工艺的研究发现,7136铝合金铸态组织没有明显的层片状 $\alpha(\text{Al})+\text{T}$ 共晶相特征以及S相的存在,合金经过 $462\text{ }^{\circ}\text{C}/24\text{ h}$ 单级均匀化,第二相基本回溶,均匀化时间的延长对残余相进一步回溶的作用相对较小,合金经过 $450\text{ }^{\circ}\text{C}/24\text{ h}+470\text{ }^{\circ}\text{C}/24\text{ h}$ 双级均匀化,除了少量高熔点 $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ 相残留, Al_2Cu 等其他相基本回溶^[34]。张孝雷等针对Al-(9.7-10.4)Zn-(1.8-2.3)Mg-(1.0-1.6)Cu-(0.12-0.14)Zr合金铸锭开展了双级均匀化热处理工艺研究,结果表明,采用 $400\text{ }^{\circ}\text{C}/4\text{ h}+467\text{ }^{\circ}\text{C}/30\text{ h}$ 工艺处理后铸锭中的元素偏析明显消除,共晶相明显减少,最终制备的挤压材具有尺寸较小、分布均匀的析出相,力学性能得到明显改善^[35]。

3 热变形技术

变形技术是超高强铝合金调控微观组织结构的重要手段,其可以充分破碎晶粒和粗大第二相,提高位错密度,控制不同类型组织占比,影响回复再结晶行为等,主要围绕变形温度、应变速率和应变量的匹配关系开展相关研究。除了传统的试错法,新型超高强铝合金的研发通常需要借助热压缩模拟实验,构建本构方程,研究合金的流变特性和

软化/硬化机制,并通过构建热加工图,获得合适的热加工工艺参数窗口。

陈刚针对 Al-12Zn-2.4Mg-1.2Cu-0.3Zr-0.05Ni 超高强铝合金的流变特性进行了系统的研究,建立了综合考量应变补偿和应变速率指数修正的本构模型,提高了模型的预测精度;提出了状态参量(ϕ 和 ζ)和过程参量($\Delta\tilde{w}$)作为关联集成^[36]。Sun等通过对超高强 Al-Zn-Mg-Cu-Zr 合金在热压缩过程中扩散激活能和 Zener-Hollomon 参数演变规律的研究发现:温度越高,扩散激活能(Q)、稳态位错密度(ρ_{sat})、临界位错密度(ρ_c)越低,高温有助于位错重排和相消;当 $\ln Z$ 较高时,主要软化机制为动态回复,小角度晶界($2^\circ\sim 5^\circ$)转化为亚晶界,而随着 $\ln Z$ 的降低,主要软化机制逐渐向动态再结晶转化,亚晶转化为再结晶晶粒,连续动态再结晶和不连续动态再结晶同时发生,但连续动态再结晶占主导地位^[37]。Tang 等针对超高强 Al-Zn-Mg-Cu-Zr 合金,建立并验证了一种耦合静态回复、静态再结晶、析出演变的新型物理模型,预测不同合金元素含量对多阶段热变形后微观组织演变和静态软化行为的影响,研究发现:各元素对于抑制再结晶和静态软化行为的强弱顺序为 $\text{Zr} > \text{Cu} > \text{Mg} > \text{Zn}$ ^[38],并进一步研究了 Zn 含量对热压缩变形过程中动态软化的影响^[39]。此外,Khan 等针对 Al-Zn-Mg-Cu 合金在高应变速率压缩实验中的析出行为开展了研究,发现屈服强度随应变速率增加先升高后降低(临界点为 $4.0\times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$),具有应变速率敏感性,析出相长大阻碍位错运动,促进位错繁殖导致应变速率敏感性增加,当应变速率增加到 $5.0\times 10^3 \text{ s}^{-1}$ 时,粗大的析出物不再有效地钉扎位错,导致屈服强度降低^[40]。

虽然相关模型为超高强铝合金的热变形工艺设计提供了一定的帮助和指导,但随着超高强铝合金合金化程度的不断提高,传统的挤、锻、轧变形技术的应用遇到了一定的瓶颈。为了追求强度的提升,超高强铝合金通常需要较大的变形量,比如:轧制变形中提高总变形量和单次压下量;挤压变形中提高挤压比;锻造变形中提高总变形量和锻造次数等。为了进一步提高变形量,学者们开始研究“挤压+锻造”等复合热变形技术,但提升效果往往有限。如何开发新的变形技术,实现更强的变形,成为国内外关注的重点。在此背景下,等通道转角挤压(equal channel angular-pressing, ECAP)和高压扭转(high pressure torsion, HPT)等新型热变形技术应运而生。

Wang 等研究了 ECAP 对超高强度 Al-Zn-Mg-Cu 合金的力学性能及组织演变的影响,研究发现:合金经过 ECAP 后,从上通道到下通道区域,组织逐渐从 $90\sim 300 \mu\text{m}$ 宽剪切带 \rightarrow 较多较薄剪切带 \rightarrow 晶内变形带演变,上通道区域的微观组织在平均晶粒尺寸、析出相尺寸、晶界强化、沉淀强化方面均表现更优,ECAP 不仅可以细化组织,减少 $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ 相占比,同时可以大幅缩短 T6 处理时间;此外研究还指出,超高强度 Al-Zn-Mg-Cu 合金 ECAP 通道直径应小于 20 mm ^[41]。王薄笑天等针对 ECAP 对超高强铝合金耐蚀性能的影响研究表明,ECAP 可以有效改善 T6 态的耐蚀性能,且变形量越大,改善效果越好;指出这种改善作用主要来源于 ECAP 形成的均匀细晶组织和高能缺陷,促进了高附着力和完整致密氧化膜的形成^[42]。Duchaussoy 等研究了 HPT 下 Al-Zn-Mg-Cu 合金中沉淀析出、晶粒长大和再结晶之间的复杂作用关系及其对力学行为的影响,提出了将超饱和固溶体转变为亚微米级晶粒尺寸与纳米级沉淀相结合的超细晶粒结构是获得超高强铝合金的关键,并特别强调沿晶界非均匀形核沉淀析出对合金性能提升的特殊贡献^[43]。ECAP 和 HPT 等新型热变形技术对合金强度的提升效果显著,但制品的规格通常较小,尚处在实验室研究阶段,如何在中试和工程化上推广应用,提高技术成熟度,将是发展的重点。

除此之外,也有学者针对超高强铝合金的各向异性,以及多性能的协同关系等方面开展了研究。马志锋等针对高合金含量超高强铝合金的组织与各向异性的研究发现,挤压形成的纤维组织是引起各向异性的主因,通过增强 $\{110\}\langle 112\rangle$ Brass 织构强度可以抵消一定程度的各向异性^[44]。江苏大学许晓静团队针对不同成分梯度 Al-Zn-Mg-Cu-Zr-Sr 超高强铝合金挤压材的变形开展了系统的研究,结果表明:Al-Zn-Mg-Cu-Zr-Sr 合金在力学性能和耐蚀性能(IGC 和 EXCO)上均存在各向异性,通过 ECAP 可以有效改善各向异性,并提升合金的塑性;此外,通过预压缩变形可以有效提升位错密度和小角度晶界占比,从而影响后续的时效析出行为,改善合金的力学性能和抗晶间腐蚀性能;但无论是 ECAP 还是预压缩变形,对合金抗剥落腐蚀性能的改善均不明显^[45-47]。

4 热处理技术

一般而言,变形铝合金的热处理技术主要包含

固溶和时效两部分。固溶处理可以使超高强铝合金获得过饱和甚至超饱和固溶体,为后续的时效析出做准备。随着超高强铝合金的合金化程度越来越高,提高固溶热处理的级数以及固溶温度,最大限度地回溶第二相,提高合金的固溶程度,是固溶工艺设计的主要趋势。常见的工艺有双级高温固溶处理:第一级固溶温度点为DSC的第一个吸热峰拐点附近,第二级固溶缓慢提高温度至吸热峰附近,该工艺一般要求设备可以实现精确控温(一级炉)。除了关注定温段的温度和保温时长,也有学者针对固溶工艺进行了更加细致的研究,比如升温段的升温速率等。许晓静团队研究了升温速率与固溶时间对不同梯度成分的Al-Zn-Mg-Cu-Zr-Sr超高强铝合金挤压材组织性能的影响,研究结果表明:Mg和Cu含量相对较高时,慢速升温+长时固溶的合金强度更高,反之,则快速升温+短时固溶的合金强度更高;研究认为为了获得更理想的性能,快速升温下应选择短时固溶,慢速升温下则应选择长时固溶^[48-52]。

超高强铝合金的时效响应特性十分突出,且时效种类较多,相比于固溶工艺,针对时效热处理的研究工作相对更多,主要包括传统的单级时效(T6),双级时效(T7X),三级时效(T77, RRA),以及新型的双级峰时效(T6+T6),加热/冷却非等温时效(heating aging treatment, HAT / cooling aging treatment, CAT)等,其中,非等温时效是目前的研究热点。

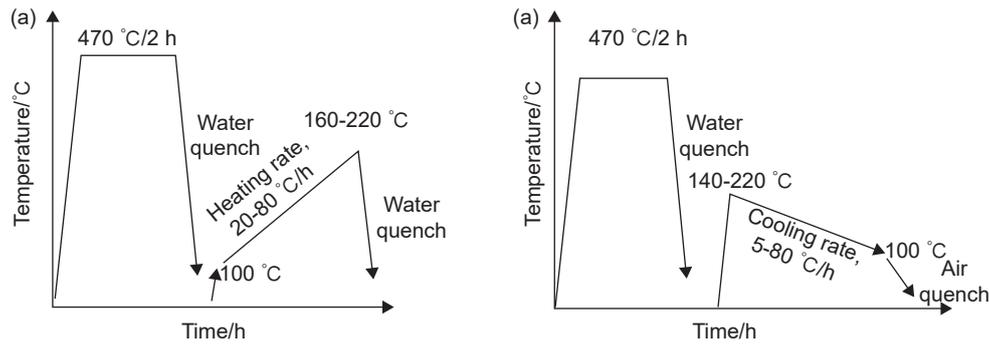
传统的T6处理可以使得合金获得峰值强度,T7X处理则会损失部分强度,显著提升合金的耐腐蚀性能。韦士龙等研究了单级时效(120℃/24h)和双级时效(110℃/8h+160℃/14h)对7056、7095合金组织、力学性能和SCC敏感性的影响,研究证实7056合金在单级时效下比7095合金具有更小的MPS平均尺寸、更高的MPs密度和更高的强度,但连续分布的GBPs使得合金的SCC敏感性较高;经双级时效后的7095合金MPs的粗化程度高于7056合金,粗化断续分布的GBPs显著降低SCC敏感性^[53]。T77处理则介于T6和T7X之间,提升合金耐腐蚀性的同时,尽可能减小强度的损失。无论何种时效工艺,都是旨在追求合金强度极限的同时,平衡断裂韧度和耐腐蚀等综合性能。戴圣龙团队针对700MPa级和800MPa级超高强铝合金挤压材的时效工艺和析出行为开展了系统的研究,确定了700MPa级超高强铝合金最优的T6工艺,并优化设计了新型的T77工艺:135℃/12h下,合金

的 R_m 、 $R_{p0.2}$ 、 A 分别可达728、718MPa和9.3%,120℃/24h+190℃/5~15min+135℃/3h下,合金的 R_m 、 $R_{p0.2}$ 、 A 分别可达764、749MPa和7.2%;不同于传统的第一、三级时效温度相同的T77工艺,经过新型T77工艺(第三级时效温度高于第一级)处理的合金,合金强度并未损失,反而获得了显著提升^[5];与此同时,研究明确了800MPa级超高强铝合金的时效析出行为:时效温度是影响析出相种类、密度和尺寸的主因,GP I、GP II区在110℃下时效96h仍能保持稳定,采用相对低的温度+长时保温的单级时效工艺(110℃/24h), R_m 、 $R_{p0.2}$ 、 A 分别可达808、785MPa与6.9%^[7]。

在新型时效工艺方面,同样开展了大量的研究。韩宝帅等研究了超高强Al-11.88Zn-2.85Mg-1.00Cu-0.13Zr合金的双级峰时效工艺,研究发现:相比于120℃/16h单级时效,双峰时效下(80℃/8~28h+120℃/4~16h)中的一级时效可析出高密度GP区,促进二级时效中晶内细小弥散 η' 相的形成,并显著降低PFZ的宽度,强度略微下降,但显著改善了合金的塑性和韧性^[54]。Liu等^[55-56]针对Al-8.35Zn-2.5Mg-2.25Cu-0.14Zr合金HAT和CAT下的析出行为和组织性能开展系统研究(图2),发现最终时效温度(final aging treatment, FAT)(160~220℃)低于180℃时,硬度随加热速率(20~80℃/h)的降低而增加,当FAT高于180℃时,硬度变化趋势相反;电导率则始终随加热速率的降低而增加,与FAT无关;与T6(120℃/24h)相比,经HAT(100~180℃,20℃/h)处理后的 R_m 、 $R_{p0.2}$ 、 A 分别提高了1.6%、4.5%和14.1%,HAT不会改变时效析出序列,随着FAT的增加和升温速率的降低,细小析出相将长大,晶界连续 η 相将转变为独立的大尺寸析出相;HAT处理时间较T6处理可缩短约80%。CAT处理表现出类似的影响规律,时间较T6处理可缩短约90%,在降低能耗的同时,提高力学性能、耐腐蚀性和生产效率,对于工程化低成本制备具有重要意义。如何制造精准控温的时效热处理炉对于非等温时效工艺在工程化上的推广至关重要。

5 计算机辅助模拟计算

随着材料认知水平及计算机技术水平的不断提高,合金的研发手段已由传统的实验试错法逐渐转向采用计算机辅助模拟计算和实验验证相结合的方式进行研究,可以实现降低合金研发成本的同

图2 HAT和CAT工艺示意图^[55-56] (a)HAT; (b)CATFig. 2 Process diagrams of HAT and CAT^[55-56] (a)HAT; (b)CAT

时,缩短材料研制周期。超高强铝合金的计算机辅助模拟计算发展从最早的应用热动力学模拟相的稳定性及组织演变规律,逐渐转向应用人工智能算法建立成分组织性能关联,进而实现基于特征组织性能的成分设计。

在早起发展的热动力学模拟方面, Liu 等针对 Al-9.2Zn-1.7Mg-2.3Cu 合金的研究发现 η 相含量与 Zn、Mg 含量正相关(与 Cu 含量关系不大),不同的 Mg 含量将影响析出相类型($\theta+\eta$ 、 $S+\eta$ 或 $\theta+S+\eta$),并在非平衡条件下,计算得到析出序列: $Al_3Zr \rightarrow \alpha(Al) \rightarrow Al_{13}Fe_4 \rightarrow \eta \rightarrow \alpha-AlFeSi \rightarrow Al_7Cu_2Fe \rightarrow \theta \rightarrow Al_5Cu_2Mg_8Si_6$ ^[57]。Zhang 等以位错密度作为关键参数,对 Al-Zn-Mg-Cu 合金的动态再结晶过程进行模拟计算,构建了位错密度演化、形核和生长模型,并验证了模型的准确性^[58]。Liu 等将 CALPHAD 数据库纳入相场模拟,系统研究晶界溶质偏析与扩散、沉淀析出密度、基体成分对晶界处 η 相生长的作用和对力学、电化学性能的影响,并结合实验结果验证模型预测的一致性^[59]。Johannes 等基于密度泛函理论模拟计算,对 Al-Zn-Mg-Cu 四元系的相稳定性和力学性能进行研究,发现随着 Cu 元素浓度降低,面心立方(face-centered cubic, FCC)结构将向 FCC/BCC(体心立方, body-centered cubic, BCC)混晶结构进行转变,力学性能随价电子浓度和原子尺寸差(δ_r)显著变化,对 Al-Zn-Mg-Cu 四元系合金的模拟计算具有重要意义^[60]。Li 等通过第一性原理计算,研究了 Mg、Zn、Cu 原子在 Al Σ 3(111)[110] 对称倾斜晶界上的共偏析行为及其对晶界强度的作用,发现晶界的断裂能和抗拉强度先随 Mg 的优先偏析而降低,后随 Zn 的共偏析而继续降低,最后随 Cu 的共偏析而增加,但总体呈降低趋势,这种共偏析行为将使晶界脆化,并降低合金的机械性能^[61]。Curle 等研究提出了一种基于析出相成分预测 Al-Zn-Mg-Cu 合金硬度和屈服强度的线

性单变量模型,并结合 7075 和 7178 合金数据对模型的准确性进行了验证:

$$HV_{T6} = 9.03 \times f_{nT6}^b + 150 \quad (1)$$

$$YS_{T6} = 25.16 \times f_{nT6}^b + 382 \quad (2)$$

$$HV_{T73} = 11.33 \times f_{nT73}^b + 132 \quad (3)$$

$$YS(Zr)_{T6} = 65.74 \times f_{nT6}^b + 180 \quad (4)$$

式中: HV_{T6} 、 YS_{T6} 、 f_{nT6}^b 分别为 T6 态合金的硬度、屈服强度、沉淀强化原子分数; HV_{T73} 、 f_{nT73}^b 为 T73 态下的屈服强度、沉淀强化原子分数; $YS(Zr)_{T6}$ 为含 Zr 的 Al-Zn-Mg-Cu 合金在 T6 态下的屈服强度、沉淀强化原子分数^[62]。

在应用机器学习建立成分组织性能关联方面, Lian 等构建了基于知识图谱的机器学习模型,利用梯度增强回归算法,仅使用成分和回火工艺参数作为输入,成功预测了 7 种不同系列铝合金的疲劳寿命,预测误差仅为 10.83 MPa^[63]。在合金设计方面, Park 等利用 7 维成分和 5 维工艺参数,成功开发了深度神经网络模型来预测 7×××系铝合金的力学性能,并进一步辅助合金的设计,该方法显著缩短了研发周期,所设计的合金具有良好的强度和延展性^[64]。Juan 等基于三种热处理强化铝合金构建数据库,筛选出与力学性能相关的五个重要特征作为模型输入,以强度为优化目标,形成基于机器学习方法的铝合金设计系统,促进了高强度铝合金的研发^[65]。Vahid 等在 7075 合金的基础上提出两种新型铝合金,使用基于贝叶斯优化的自适应实验优化框架对合金的热处理工艺进行优化,所设计合金的力学性能显著提升^[66]。Li 等提出结合机器学习和高效全局优化算法的自适应循环设计方法,用以加速开发高强度铝合金,并以 Al-Zn-Mg-Cu 合金体系的强度为优化目标,利用该自适应方法成功研发了新型超高强铝合金材料^[67]。

6 结束语

经过多年的研究,低成本超高强铝合金材料在合金成分设计、熔铸成形、冷热变形和热处理等方面取得了诸多研究成果,但工程化上仍面临一系列的技术难点亟待攻克:(1)仅基本确定了主成分范围,可满足工程化制备的合金成分尚未定型;(2)高纯高合金化的铸锭制备工艺不稳定,开裂倾向仍然显著;(3)超高强铝合金材料的组织性能均匀性控制不足,各向异性较为显著;(4)超高强铝合金工程化应用技术研究不足,应用性能有待进一步验证。

从超高强铝合金推广应用的角度出发,一方面需要针对相关理论和作用机理进一步深入研究和探索,以期可以尽快解决铸造开裂、综合性能匹配和各向异性等问题;另一方面需要在应用端进一步的挖掘和推广,探索在特定应用场景(如无人机)下专用材料特定性能应用的可能性,推动超高强铝合金材料研发和应用的共同进步和发展,助力其早日工程化成熟应用。

参考文献:

- [1] 臧金鑫,陈军洲,韩凯,等.航空铝合金研究进展与发展趋势[J].中国材料进展,2022,41(10):769-777.
ZANG J X, CHEN J Z, HAN K, et al. Research progress and development tendency of aeronautical aluminum alloys[J]. Materials China, 2022, 41(10): 769-777.
- [2] GRUHL W. Stress-corrosion cracking of high-strength aluminum-alloys[J]. Zeitschrift fur Metallkunde, 1984, 75(11): 819-826.
- [3] ELAGIN V I, ZAKHAROV V V, ROSTOVA T D. Scandium-alloyed aluminum alloys[J]. Metal Science and Heat Treatment, 1992, 34(1): 37-45.
- [4] ZANG J X, ZHANG K, DAI S L. Precipitation behavior and properties of a new high strength Al-Zn-Mg-Cu alloy[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2012, 22(11): 2638-2644.
- [5] 杨守杰,邢清源,于海军,等.一种新型高锌 Al-Zn-Mg-Cu 合金的热处理工艺[J].材料工程,2016,44(12):41-47.
YANG S J, XING Q Y, YU H J, et al. Heat-treatment process of a new high Zinc Al-Zn-Mg-Cu Alloy[J]. Journal of Materials Engineering, 2016, 44(12): 41-47.
- [6] 杨守杰,邢清源,于海军,等.800 MPa 级 Al-Zn-Mg-Cu 系合金[J].材料工程,2018,46(4):82-90.
YANG S J, XING Q Y, YU H J, et al. Al-Zn-Mg-Cu alloys with strength of 800 MPa[J]. Journal of Materials Engineering, 2018, 46(4): 82-90.
- [7] 臧金鑫,邢清源,陈军洲,等.800 MPa 级超高强铝合金的时效析出行为[J].材料工程,2021,49(4):71-77.
ZANG J X, XING Q Y, CHEN J Z, et al. Aging precipitation behavior of 800 MPa grade ultra high strength aluminum alloy[J]. Journal of Materials Engineering, 2021, 49(4): 71-77.
- [8] 陈军洲,吕良星,甄良,等. AA7055 铝合金时效析出强化模型[J].金属学报,2021,57(3):353-362.
CHEN J Z, LV L X, ZHEN L, et al. Precipitation strength model of AA7055 aluminum alloy[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2021, 57(3): 353-362.
- [9] SHU W X, HOU L G, ZHANG C, et al. Tailored Mg and Cu contents affecting the microstructures and mechanical properties of high-strength Al-Zn-Mg-Cu alloys[J]. Materials Science and Engineering: A, 2016, 657: 269-283.
- [10] YUAN D L, CHEN S Y, CHEN G H, et al. Correlations among stress corrosion cracking, grain-boundary microchemistry, and Zn content in high Zn-containing Al-Zn-Mg-Cu alloys[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2021, 31(8): 2220-2231.
- [11] 贾伟杰.800MPa 级超高强铝合金成分设计、制备技术及组织性能研究[D].镇江:江苏大学.2018.
JIA W J. Composition design, preparation, microstructure and properties of 800MPa grade super strength aluminum Alloy [D]. Zhenjiang: Jiangsu University. 2018.
- [12] 燕云程,黄蓓,李维俊,等. Al-Zn-Mg-Cu 系超高强铝合金的研究进展[J].材料导报,2018:358-364.
YAN Y C, HUA B, LI W J, et al. Research progress of Al-Zn-Mg-Cu ultra-high strength aluminum alloy [J]. Materials Reports, 2018: 358-364.
- [13] SUNG-JAE W, HYEONGSUB S, LEESEUNG K, et al. Development of a high-strength Al-Zn-Mg-Cu-based alloy via multi-strengthening mechanisms[J]. Scripta Materialia, 2021.
- [14] SUN Y, LUO Y, PAN Q, et al. Effect of Sc content on microstructure and properties of Al-Zn-Mg-Cu-Zr alloy[J]. Materials Today Communications, 2021, 26: 101899.
- [15] 马志锋,陆政,高文林,等.微量 Mn 元素对超高强铝合金锻件平面力学性能各向异性的影响[J].材料导报,2015,29(16):94-97.
MA Z F, LU Z, GAO W L, et al. Effect of the micro Mn element on in-plane anisotropy of ultra-high strength aluminum alloy forging piece[J]. Materials Reports, 2015, 29(16): 94-97.
- [16] 张可人. Al-8.5~10.5Zn-2.1Mg-1.0Cu-0.2Zr-0.09Ti 超高强铝合金挤压材组织性能研究[D].镇江:江苏大学.2019.
ZHANG K R. Study on microstructure and properties of

- Al-8.5~10.5Zn-2.1Mg-1.0Cu-0.2Zr-0~0.9Ti ultrahigh-strength aluminum alloy extrusion products [D]. Zhenjiang: Jiangsu University. 2019.
- [17] 陈汉辉. Al-8.9Zn-2.4Mg-0.8Cu-0.2Zr-xTi 超高强铝合金挤压材组织性能研究 [D]. 镇江: 江苏大学. 2019.
CHEN H H. Microstructure and properties of Al-8.9Zn-2.4Mg-0.8Cu-0.2Zr-xTi ultra-high strength aluminum alloy extruded materials [D]. Zhenjiang: Jiangsu University. 2019.
- [18] 王天伦. Al-9.6Zn-2.6Mg-0.9Cu-0.2Zr-xTi 超高强铝合金挤压材组织性能研究 [D]. 镇江: 江苏大学. 2019.
WANG T L. Microstructure and properties of Al-9.6Zn-2.6Mg-0.9Cu-0.2Zr-xTi ultra-high strength aluminum alloy extruded materials [D]. Zhenjiang: Jiangsu University. 2019.
- [19] ZHANG W, XING Y, JIA Z, et al. Effect of minor Sc and Zr addition on microstructure and properties of ultrahigh strength aluminum alloy[J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2014, 24(12): 3866-3871.
- [20] LIU J, YAO P, ZHAO N, et al. Effect of minor Sc and Zr on recrystallization behavior and mechanical properties of novel Al-Zn-Mg-Cu alloys[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2016, 657: 717-725.
- [21] PENG G, CHEN K, FANG H, et al. Effect of Cr and Yb additions on microstructure and properties of low copper Al-Zn-Mg-Cu-Zr alloy[J]. *Materials & Design*, 2012, 36: 279-283.
- [22] ZHANG X, MEI F, ZHANG H, et al. Effects of Gd and Y additions on microstructure and properties of Al-Zn-Mg-Cu-Zr alloys[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2012, 552: 230-235.
- [23] FANG H C, CHAO H, CHEN K H. Effect of Zr, Er and Cr additions on microstructures and properties of Al-Zn-Mg-Cu alloys[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2014, 610: 10-16.
- [24] WANG M, LANPING H, KANGHUA C, et al. Influence of minor combined addition of Cr and Pr on microstructure, mechanical properties and corrosion behaviors of an ultrahigh strength Al-Zn-Mg-Cu-Zr alloy[J]. *Micron*, 2017, 104: 80-88.
- [25] 张琪, 王国军. 超高强铝合金的研究进展 [J]. *轻合金加工技术*, 2021, 49(4): 13-18.
ZHANG Q, WANG G J. Recent progress in ultra-high strength aluminum alloy[J]. *Light Alloy Fabrication Technology*, 2021, 49(4): 13-18.
- [26] LIDDICOAT P V, LIAO X Z, ZHAO Y H, et al. Nanostructural behavior of hierarchy increases the strength of aluminum alloys[J]. *Nature Communications*, 2010(1): 1-7.
- [27] CLYNE T W, WITHERS P J. An introduction to metal matrix composites[M]. Cambridge: Cambridge University Press, 1993.
- [28] LI Y, LI H, KATGERMAN L, et al. Recent advances in hot tearing during casting of aluminum alloys[J]. *Progress in Materials Science*, 2021, 117: 100741.
- [29] XU Y, ZHANG Z, GAO Z, et al. Effect of main elements (Zn, Mg and Cu) on the microstructure, castability and mechanical properties of 7××× series aluminum alloys with Zr and Sc[J]. *Materials Characterization*, 2021, 182: 111559.
- [30] ZHANG H T, CUI J Z. Production of super-high strength aluminum alloy billets by low frequency electromagnetic casting[J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2011, 21(10): 2134-2139.
- [31] HUANG Y, ZHANG C, MA Y, et al. Effects of homogenization on the dissolution and precipitation behaviors of intermetallic phase for a Zr and Er containing Al-Zn-Mg-Cu alloy[J]. *Progress in Natural Science: Materials International*, 2020, 30(1): 47-53.
- [32] XU D, LI Z, WANG G, et al. Phase transformation and microstructure evolution of an ultra-high strength Al-Zn-Mg-Cu Alloy during homogenization[J]. *Materials Characterization*, 2017, 131: 285-297.
- [33] 袁丁玲, 陈送义, 周亮, 等. 高 Zn 超强 Al-Zn-Mg-Cu 系合金的铸态及均匀化态组织 [J]. *中国有色金属学报*, 2018, 28(12): 2393-2403.
YUAN D L, CHEN S Y, ZHOU L, et al. Microstructures in as-cast and as-homogenized Al-Zn-Mg-Cu alloys with high zinc ultra-high strength [J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2018, 28(12): 2393-2403.
- [34] 李佳乐, 周成, 黄旭东, 等. 半连续铸造 7136 超高强铝合金的组织特征及均匀化处理工艺 [J]. *工程科学学报*, 2019, 41(7): 914-921.
LI J L, ZHOU C, HUANG X D, et al. Microstructure and homogenization process of semi-continuous casting 7136 ultra high strength aluminum alloy[J]. *Chinese Journal of Engineering*, 2019, 41(7): 914-921.
- [35] 张孝雷, 夏涛, 陈子勇, 等. 高锌超高强铝合金的均匀化退火工艺 [J]. *材料热处理学报*, 2014, 35(3): 63-67.
ZHANG X L, XIA T, CHEN Z Y, et al. Homogenization annealing process of high zinc and ultra-high strength aluminum alloy[J]. *Transactions of Materials and Heat Treatment*, 2014, 35(3): 63-67.
- [36] 陈刚. 超高强铝合金 Al-12Zn-2.4Mg-1.2Cu 热变形特性及应用研究 [D]. 太原: 中北大学. 2016.
CHEN G. Study on thermal deformation characteristics and application of the Al-12Zn-2.4Mg-1.2Cu ultra high strength aluminum alloy [D]. Taiyuan: North University of China, 2016.
- [37] SUN Y, PAN Q, HUANG Z, et al. Evolutions of diffu-

- sion activation energy and Zener-Hollomon parameter of ultra-high strength Al-Zn[J]. *Progress in Natural Science: Materials International*, 2018, 28(5): 635-646.
- [38] TANG J, JIANG F, LUO C, et al. Integrated physically based modeling for the multiple static softening mechanisms following multi-stage hot deformation in Al-Zn-Mg-Cu alloys[J]. *International Journal of Plasticity*, 2020, 134: 102809.
- [39] TANG J, WANG J, TENG J, et al. Effect of Zn content on the dynamic softening of Al-Zn-Mg-Cu alloys during hot compression deformation[J]. *Vacuum*, 2021, 184: 109941.
- [40] KHAN M A, WANG Y, HAMZA M, et al. Precipitation behavior in an Al-Zn-Mg-Cu alloy subjected to high strain rate compression tests[J]. *Materials Characterization*, 2021, 180: 111398.
- [41] WANG W, PAN Q, WANG X, et al. Mechanical properties and microstructure evolution of ultra-high strength Al-Zn-Mg-Cu alloy processed by room temperature ECAP with post aging[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2018, 731: 195-208.
- [42] 王薄笑天, 薛克敏, 严思梁, 等. 高能缺陷和第二相对新型超高强铝合金腐蚀行为的影响[J]. *中国有色金属学报*, 2019, 29(4): 693-699.
WANG B X X, XUE K M, YAN S L, et al. Corrosion behavior of a new ultra high strength aluminum alloy due to high energy defects and secondary phases [J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2019, 29(4): 693-699.
- [43] DUCHAUSSOY A, SAUVAGE X, DESCHAMPS A, et al. Complex interactions between precipitation, grain growth and recrystallization in a severely deformed Al-Zn-Mg-Cu alloy and consequences on the mechanical behavior[J]. *Materialia*, 2021, 15: 101028.
- [44] 马志锋, 赵唯一, 陆政. 织构及组织结构对超高强铝合金平面力学性能的影响[J]. *航空材料学报*, 2015, 35(3): 1-6.
MA Z F, ZHAO W Y, LU Z. Impact of texture and microstructure on in-plane anisotropy of ultra-high strength aluminum alloy [J]. *Journal of Aeronautical Materials*, 2016, 2015, 35(3): 1-6.
- [45] 张景玉. 热变形(压缩、ECAP)-预回复对超高强铝合金 Al-10.78Zn-2.78Mg-2.59Cu-0.22Zr-0.047Sr 组织性能及各向异性的影响[D]. 镇江: 江苏大学, 2016.
ZHAO J Y. Effect of thermal deformation (compression, ECAP) -prerecovery on microstructure properties and anisotropy of ultra-high strength aluminum alloy Al-10.78Zn-2.78Mg-2.59Cu-0.22Zr-0.047Sr [D]. Zhenjiang: Jiangsu University, 2016.
- [46] 赵建吉, 许晓静, 陈洋, 等. 预变形对超高强铝合金 Al-Zn-Mg-Cu-Zr-Sr 组织与性能的影响[J]. *稀有金属*, 2016, 40(12): 1193-1199.
ZHAO J J, XU X J, CHEN Y, et al. Microstructures and properties of ultra-high-strength Al-Zn-Mg-Cu-Zr-Sr alloy with pre-deformation[J]. *Chinese Journal of Rare Metals*, 2016, 40(12): 1193-1199.
- [47] 张香丽, 许晓静, 凌智勇, 等. 预变形对超高强铝合金挤压材组织性能的影响[J]. *中国有色金属学报*, 2016, 26(3): 507-515.
ZHANG X L, XU X J, LING Z Y, et al. Effect of pre-deformation on microstructure and properties of ultra-high strength aluminum alloy extrusion materials[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2016, 26(3): 507-515.
- [48] 张香丽. 初始形变储能、升温速率和固溶保温时间对超高强铝合金 Al-10.78Zn-2.78Mg-2.59Cu-0.221Zr-0.047Sr 组织性能的影响[D]. 镇江: 江苏大学, 2016.
ZHANG X L. Effect of initial deformation energy storage, heating rate and holding time on microstructure and property of super-high strength Al-10.78Zn-2.78Mg-2.59Cu-0.221Zr-0.047Sr alloy [D]. Zhenjiang: Jiangsu University, 2016.
- [49] 赵建吉. 初始形变储能、升温速率和固溶保温时间对超高强铝合金 Al-11.54Zn-3.51Mg-2.26Cu-0.24Zr-0.0025Sr 组织性能的影响[D]. 镇江: 江苏大学, 2016.
ZHAO J J. Effect of initial deformation energy storage, heating rate and holding time on microstructure and property of super-high strength Al-11.54Zn-3.51Mg-2.26Cu-0.24Zr-0.0025Sr alloy [D]. Zhenjiang: Jiangsu University, 2016.
- [50] 许晓静, 赵建吉, 谈成, 等. 不同形变储能超高强铝合金在不同速度升温过程中的微结构演变[J]. *稀有金属材料与工程*, 2018, 47(6): 1793-1799.
XU X J, ZHAO J J, TAN C, et al. microstructure evolution of different initial deformation energy storage super high strength aluminum alloy at different heating rates[J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2018, 47(6): 1793-1799.
- [51] 黄鹏, 许晓静, 崔熙贵, 等. 升温速率和固溶时间对超高强铝合金挤压材组织性能的影响[J]. *铸造技术*, 2018, 39(3): 687-690.
HUANG P, XU X J, CUI X G, et al. Effect of heating rate and solid solution time on the microstructure and properties of extruded ultra-high strength aluminum alloy[J]. *Foundry Technology*, 2018, 39(3): 687-690.
- [52] 许晓静, 杨帆, 赵建吉, 等. 升温速率与固溶时间对超高强铝合金挤压材组织性能的影响[J]. *稀有金属*, 2017, 42(3): 238-245.
XU X J, YANG F, ZHAO J J, et al. Microstructure and mechanical properties of ultrahigh strength aluminum

- alloy extrusion materials with different heating rates and solid solution time[J]. *Chinese Journal of Rare Metals*, 2017, 42(3): 238-245.
- [53] 韦士龙, 冯艳, 王日初, 等. 热处理对 7056 和 7095 铝合金力学性能和 SCC 的影响 [J]. *中国有色金属学报*, 2020, 30(8): 1739-1749.
- WEI S L, FENG Y, WANG R C, et al. Effect of heat treatment on mechanical properties and SCC of 7056 and 7095 aluminum alloys[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2020, 30(8): 1739-1749.
- [54] 韩宝帅, 曾元松, 荣刚, 等. 双级峰时效对超高强 Al-Zn-Mg-Cu 合金微观组织与力学性能影响 [J]. *中国有色金属学报*, 2021: 15.
- HAN B S, ZENG Y S, RONG G, et al. Effect of two-stage peak ageing on microstructure and mechanical properties of the ultra-high strength Al-Zn-Mg-Cu alloy [J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2021: 15.
- [55] LIU Y, JIANG D, LI B, et al. Heating aging behavior of Al-8.35Zn-2.5Mg-2.25Cu alloy[J]. *Materials & Design*, 2014, 60: 116-124.
- [56] LIU Y, JIANG D, LI B, et al. Effect of cooling aging on microstructure and mechanical properties of an Al-Zn-Mg-Cu alloy[J]. *Materials & Design*, 2014, 57: 79-86.
- [57] LIU J, ZHANG Y, LI X, et al. Thermodynamic calculation of high zinc-containing Al-Zn-Mg-Cu alloy[J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2014, 24(5): 1481-1487.
- [58] ZHANG J, LI Z, WEN K, et al. Simulation of dynamic recrystallization for an Al-Zn-Mg-Cu alloy using cellular automaton[J]. *Progress in Natural Science: Materials International*, 2019, 29(4): 477-484.
- [59] CHUANLAI L, ALISTAIR G, HUAN Z, et al. CALPHAD-informed phase-field modeling of grain boundary microchemistry and precipitation in Al-Zn-Mg[J]. *Acta Materialia*, 2021, 214: 116966.
- [60] JOHANNES K, WERNFRIED M S, JOHANNES B, et al. Characterization of an Al-Cu-Mg-Zn multi principal element alloy by experimental and computational screening methods[J]. *Acta Materialia*, 2022, 224: 117510.
- [61] LI H, ZHAO Y, ZHANG X, et al. Co-Segregation behavior and weakening effect of the major elements in Al-Zn-Mg-Cu series alloys on Al Σ 3(111) [110] symmetrical tilt grain boundary: a first-principles study[J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2022, 18: 3158-3172.
- [62] CURLE U A, CORNISH L A, GOVENDER G. Predicting yield strengths of Al-Zn-Mg-Cu-(Zr) aluminum alloys based on alloy composition or hardness [J]. *Materials & Design*, 2016, 99(5): 211-218.
- [63] LIAN Z, LI M, LU W. Fatigue life prediction of aluminum alloy via knowledge-based machine learning[J]. *International Journal of Fatigue*, 2022, 157: 106716.
- [64] PARK S, KAYANI S H, EUH K, et al. High strength aluminum alloys design via explainable artificial intelligence[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2022, 903: 163828.
- [65] JUAN Y, NIU G, YANG Y, et al. Knowledge-aware design of high-strength aviation aluminum alloys via machine learning[J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2023, 24: 346-361.
- [66] VAHID A, RANA S, GUPTA S, et al. New bayesian-optimization-based design of high-strength 7xxx-series alloys from recycled aluminum[J]. *JOM*, 2018, 70: 2704-2709.
- [67] LI J, ZHANG Y, CAO X, et al. Accelerated discovery of high-strength aluminum alloys by machine learning[J]. *Communications Materials*, 2020, 1: 73.

收稿日期: 2023-10-07; 修订日期: 2023-12-19

通讯作者: 邢清源(1989—), 男, 硕士, 高级工程师, 主要从事航空变形铝合金研制与应用研究, 联系地址: 北京市 81 信箱 2 分箱, E-mail: 1851335590@163.com; 戴圣龙(1966—), 男, 博士, 研究员, 博士生导师, 研究方向为高性能铝合金研究, 联系地址: 北京市 81 信箱, E-mail: DaiShenglong@139.com

(责任编辑: 徐永祥)