

Al-Mg 合金组织性能调控研究进展

杨博威^{1,2}, 刘文月^{1,2}, 高民强³, 赵坦¹, 任毅¹, 李天怡^{1,2}, 管仁国³

(1 海洋装备用金属材料及其应用国家重点实验室, 辽宁 鞍山 114009)

(2 鞍钢集团北京研究院有限公司, 北京 102200)

(3 大连交通大学连续挤压教育部工程研究中心, 辽宁 大连 116028)

摘要: Al-Mg 合金作为一种综合性能优良的 Al 合金, 具有良好的耐腐蚀性和可焊性, 在航空航天、轨道交通及海洋船舶等领域应用广泛。总结了近年来国内外 Al-Mg 合金在凝固、热处理及塑性变形过程中组织性能调控的研究现状, 分析了各调控方法的特点, 着重介绍了连续流变挤压成形技术在制备 Al-Mg 合金中的应用, 并对 Al-Mg 合金的未来发展方向进行了展望。

关键词: Al-Mg 合金; 微观组织; 力学性能; 研究进展

中图分类号: TG???

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2017)0?-0??-0?

Al 及其合金作为制造业中使用量仅次于钢铁的金属材料, 具有比重小, 同时具有强度高、加工性能好、回收再利用率高等特点, 得到了广泛的应用^[1]。随着我国载人航天和探月工程“三步走”发展战略的实现以及世界各国新能源汽车技术的日益成熟, 通过“以铝代钢”的呼声与日俱增^[2]。例如, 载人航天探测器运载规模主要由设备材质决定, 轻质高强结构是突破深空探测任务瓶颈的关键所在^[3]; 汽车燃油经济性与车身用材密切相关^[4]。因此, 世界各国均在大力开发高性能 Al 合金。

Al-Mg 合金中的主要添加组元为 Mg, 其在 Al 中的固溶度每增加 1 wt%, 密度降低约 0.5%, 单位体积下其重量低于 Al-Cu、Al-Zn 等合金, 同时具有优良的力学性能、良好的耐腐蚀性、导电导热和焊接性能优势, 可以加工成如管材、型材、线材等制品, 广泛应用于航空航天、轨道交通、海洋船舶以及 3C 等领域^[5]。Mg 对 Al 合金有较强的固溶强化作用, 因此高 Mg 含量 Al-Mg 合金备受青睐^[6]。《中国制造 2025》战略纲领的提出, 也加速了 Al-Mg 合金产业的发展^[7]。然而, Al-Mg 合金在平衡凝固时先析出 α -Al 相, 通常结晶成枝晶, 一次枝晶与二次枝晶发达, 呈羽毛状, Mg 则易偏析于晶界或枝晶界。当 Mg 含量较高时, 合金中容易出现粗大的 Al_3Mg_2 相。由于 Al_3Mg_2 相析出时无过渡相、形核困难、尺寸较大, 合金的强化作用被削弱^[8]。此外, Al_3Mg_2 相在 327 °C 以下极脆, 导致合金脆性较大, 降低 Al-Mg 合金的成形性、焊接性和耐蚀性等性能。因此, 如何调控高 Mg 含量 Al-Mg 合金中粗大的枝晶和第二相已成为研究热点。

本文总结了近年来国内外 Al-Mg 合金在凝固、热处理及塑性变形过程中组织性能调控的研究现状, 分析了各调控方法的特点, 着重介绍了连续流变挤压成形技术

在制备 Al-Mg 合金中的应用, 并对 Al-Mg 合金的未来发展方向进行了展望。

1 Al-Mg 合金的应用背景及存在问题

1.1 Al-Mg 合金的分类和应用背景

由于 Mg 含量对 Al-Mg 合金力学性能的影响显著, 通过调整 Mg 添加量可以获得不同力学性能的 Al-Mg 合金以满足实际应用需要^[9]。部分常用牌号 Al-Mg 合金的化学成分如表 1 所示^[10]。按照制备方法不同, Al-Mg 合金可以分为铸造 Al-Mg 合金和变形 Al-Mg 合金。对比变形 Al-Mg 合金, 铸造 Al-Mg 合金中的 Mg 含量较高, (如 ZL301、ZL305 等)。然而, 铸造 Al-Mg 合金结晶温度范围较宽, 流动性差, 且在熔铸过程中易形成氧化夹杂及缩孔、疏松等缺陷, 因此变形 Al-Mg 合金备受青睐。在航空航天领域中, 由于 Al-Mg 合金具有较高的比强度以及良好的可焊性, 可用于近地轨道载人飞船、空间站实验舱、功能舱等密封舱结构用材以及火箭贮箱等(如 5A06、5B70 等)^[11, 12]。在汽车领域, 由于其综合性能优势突出, Al-Mg 合金可用于发动机罩内板、前防撞梁、车门内板等(如 5083、5754 等)。采用 Al-Mg 合金制备的汽车零部件及车型如表 2 所示^[13, 14]。在轨道交通领域, 德国、美国、意大利等发达国家已成功研制出全 Al 合金车身结构的地铁和高速列车。目前, 我国铁路客运专线“和谐号”动车组车厢已大量应用 Al-Mg 合金的板材和型材, 且连接处常采用 Al-Mg 合金焊丝(如 5087、5356 等)进行焊接处理^[15, 16]。在海洋船舶领域, Al-Mg 合金表面自有的耐蚀氧化防护膜可有效减弱海洋环境对构件的侵蚀, 可用于海洋设施管道及船舶舰艇等结构件(如 5154、5A02 等)^[17, 18]。在日常生活中, Al-Mg

基金项目: 松山湖材料实验室开放课题基金资助(项目号: 2023SLABFN11)

作者简介: 杨博威, 男, 1994 年生, 博士, 海洋装备用金属材料及其应用国家重点实验室, 辽宁 鞍山 114009, 电话: 0412-6721020,

E-mail: yangbowei_bj@ansteel.com.cn

合金也随处可见，如食品包装行业中的易拉罐罐盖料以及 3C 产品的金属外壳(如 5182、5052 等)。

表 1 部分 Al-Mg 合金的化学成分表

Table 1 Chemical compositions of Al-Mg alloys (in wt%)^[10, 11]

Alloy	Mg	Mn	Fe	Si	Zn	Cu	Ti	Al
ZL3019	5~11.0	0.15	0.3	0.3	0.15	-	-	Bal
ZL303	4.5~5.5	0.1~0.4	0.5	0.8~1.3	0.2	-	-	Bal
ZL305	7.5~9.0	0.1	0.3	0.2	1.0~1.5	-	-	Bal
5005	0.5~1.1	0.2	0.7	0.3	0.25	0.2	-	Bal
5019	4.5~5.6	0.1~0.6	0.5	0.4	0.2	0.1	0.2	Bal
5042	3.0~4.0	0.2~0.5	0.35	0.2	0.25	0.15	0.1	Bal
5052	2.2~2.8	0.1	0.4	0.25	0.1	0.1	-	Bal
5056	4.5~5.6	0.05~0.2	0.4	0.3	0.2	0.1	0.15	Bal
5059	5.0~6.0	0.6~1.2	0.5	0.45	0.4~0.9	0.25	0.2	Bal
5083	4.0~4.9	0.4~1.0	0.4	0.4	0.25	0.1	0.15	Bal
5087	4.5~5.2	0.7~1.1	0.4	0.25	0.25	0.05	0.15	Bal
5154	3.1~3.9	0.1	0.4	0.25	0.2	0.1	0.2	Bal
5182	4.0~5.0	0.2~0.5	0.35	0.2	0.25	0.15	0.1	Bal
5183	4.3~5.2	0.5~1.0	0.4	0.4	0.25	0.1	0.15	Bal
5186	3.8~4.8	0.2~0.5	0.45	0.4	0.4	0.25	0.15	Bal
5252	2.2~2.8	0.1	0.1	0.08	0.05	0.1	-	Bal
5356	4.5~5.5	0.05~0.2	0.4	0.25	0.1	0.1	0.06~0.2	Bal
5383	4.0~5.2	0.7~1.0	0.25	0.25	0.4	0.2	0.15	Bal
5454	2.4~3.0	0.5~1.0	0.4	0.25	0.25	0.1	0.2	Bal
5456	4.7~5.5	0.5~1.0	0.4	0.25	0.25	0.1	0.2	Bal
5556	4.7~5.5	0.5~1.0	0.4	0.25	0.25	0.1	0.05~0.2	Bal
5754	2.6~3.6	0.5	0.4	0.4	0.2	0.1	0.15	Bal
5A05	4.8~5.5	0.3~0.6	0.5	0.5	0.2	0.1	-	Bal
5B05	4.7~5.7	0.2~0.6	0.4	0.4	-	0.2	0.15	Bal
5A06	5.8~6.8	0.5~0.8	0.4	0.4	0.2	0.1	0.02~0.1	Bal
5A12	8.3~9.6	0.4~0.8	0.3	0.3	0.2	0.05	0.05~0.15	Bal
5A13	9.2~10.5	0.4~0.8	0.3	0.3	0.2	0.05	0.05~0.15	Bal
5A25	5.0~6.3	0.05~0.5	0.3	0.2	-	-	0.1	Bal
5A33	6.0~7.5	0.1	0.35	0.35	0.5~1.5	0.1	0.05~0.15	Bal
5A41	6.0~7.0	0.3~0.6	0.4	0.4	0.2	0.1	0.02~0.1	Bal
5A56	5.5~6.5	0.3~0.4	0.2	0.15	0.5~1.0	0.3~0.4	-	Bal
5B70	5.5~6.5	0.4	0.2	0.1	0.05	0.05	0.02~0.05	Bal
5A90	4.5~6.0	-	0.2	0.15	-	0.05	0.1	Bal

表 2 Al-Mg 合金在汽车上的应用

Table 2 Applications of Al-Mg alloys in automobile^[13, 14]

Company	Serie	Component
Audi	A8L	Frame, front doors, engine hood, trunk lid
	A6L	Anti-collision beam, outer hood plate, door plate, damping spring seat, trunk cover plate
BMW	E60	Front bulkhead, support frame, outer hood plate, spring bracket
Lexus	LFA	Front and rear anti-collision beam,

		rear bumper, inner door plate
Citroen	New C4	Front anti-collision beam, inner hood plate
Aston Martin	Rapide	Section cover, sill beam
Opel	Meriva	Front and rear anti-collision beam
Volvo	S60	Front anti-collision beam, engine hood and outer plate

1.2 高 Mg 含量 Al-Mg 合金在应用中存在的问题

制造业的高速发展和需求的快速增长对 Al-Mg 合金的综合力学性能提出了更高的要求。以 Al-Mg 合金线坯为例，目前工业上常用的 Al-Mg 合金生产方法主要有熔铸+均匀化+挤压/轧制、连铸连轧以及水平连拉等，具体工艺流程如表 3 所示^[19]。在常规铸造或连铸连轧过程中，当 Mg 含量低于 1 wt% 时，Al-Mg 合金的凝固组织主要由边部柱状晶和中心粗大的等轴晶组成。随着 Mg 含量逐渐升高，柱状晶逐渐发展为树枝晶，等轴晶区逐渐减小，一次枝晶间距增大，二次枝晶发达^[20]。在 450 °C 时，Mg 添加量低于 17.4 wt% 时不会发生共晶反应，但由于凝固过程中富集于残余液相中的 Mg 会发生溶质再分配，最终将导致离异共晶反应的发生^[21]。因此，高 Mg 含量 Al-Mg 合金的凝固组织中往往由粗大的羽毛状晶和大尺寸的脆性 Al₃Mg₂ 相组成。羽毛状晶具有粗大平直的晶轴，其较强的各向异性导致合金在后续挤压、轧制及锻造等变形过程中易沿双晶面产生裂纹，在损害成形性能的同时降低了 Al-Mg 合金的力学性能^[22]。除了羽毛状晶会提高合金的变形抗力、导致加工变形困难外，过饱和 Mg 固溶体在自然时效或人工时效过程中易分解并在 α-Al 枝晶间隙和晶界处析出片状或链状的脆性 Al₃Mg₂ 相，减少了基体中的 Mg 含量，且析出的 Al₃Mg₂ 相与基体不共格，时效强化效果弱，因此 Al-Mg 合金为热处理不可强化型 Al 合金^[5]。特别是由于 Mg 在 Al 中较高的扩散系数和加工变形后较高的形变储能，汽车用冲压成形 Al-Mg 合金板带材在 160~180 °C 下烤漆处理过程中常发生回复，导致其发生“烘烤软化”，降低合金的力学性能。同时，Al₃Mg₂ 相在变形过程中割裂 α-Al 基体，会引发 Al-Mg 合金脆性并降低成形性能^[23]。此外，Al₃Mg₂ 相的腐蚀电位低于 α-Al 基体，显著恶化 Al-Mg 合金的抗晶间腐蚀性能、耐剥落腐蚀性能以及抗应力腐蚀开裂性能。因此，高 Mg 含量 Al-Mg 合金在室温下难以采用常规加工方法制备。

表 3 现有 Al-Mg 合金丝材加工方法

Table 3 Processing methods for Al-Mg alloy wires^[19]

Method	Process	Superiority	Insufficiency
Semi-continuous casting and extrusion	Charge mixture-melting and refining-vertical	Stable product quality and	High equipment investment, long process,
	semi-continuous	quality and	large mold
	casting-homogenization-hot	performance,	

	extrusion-alloy wires	good equipment versatility	consumption, high production costs
Continue casting	Charge mixture-melting and refining-continuous casting-multi-pass hot	High product unit weight, good product	Complex equipment, high investment.
	direct rolling continuous rolling-alloy wires	yield and stable quality	long process, high energy consumption
Horizontal continuous casting and drawing	Charge mixture-melting and refining-horizontal casting and drawing-alloy wires	Low equipment investment, superior advantage in preparing pure Al wire	Low mechanical properties of products with coarse dendrites

高 Mg 含量 Al-Mg 合金航空、轨道交通用焊丝线坯是该类合金的典型产品之一。因后续要进行深拉加工，制备成细丝和超细丝，要求 Al-Mg 合金不仅具有高强度，同时还需具有高伸长率。常规塑性加工制备的合金伸长率较低，导致其在后续拉丝过程中断线率极高。上述问题限制了高 Mg 含量 Al-Mg 合金的生产、应用和推广。国内航空航天和高速列车等领域使用的高品质 Al-Mg 合金市场 70% 以上被美国 AlcoTec、瑞典 ESAB 及法国 SAF 等外企所垄断。因此，如何调控高 Mg 含量 Al-Mg 合金中的羽毛状晶和粗大第二相既是一个重要的科学问题，也是一个制约其应用的技术瓶颈问题。

2 Al-Mg 合金组织性能调控的研究现状

Al-Mg 合金为典型的非热处理强化型 Al 合金，无法通过热处理提高合金的力学性能^[24]。由于合金在加工变形过程中可消除大部分铸造缺陷并细化合金晶粒，具有更好的力学性能的变形 Al-Mg 合金获得了广泛应用。近年来，国内外大量研究表明通过对材料进行微观组织结构调控可以提高材料的力学性能，实现材料的可持续性^[25]。为了调控 Al-Mg 合金的微观组织，达到消除羽毛状晶和细化第二相的目的，国内外学者进行了大量的研究和探索。目前，各类方法主要集中在熔铸的凝固过程^[26]、铸锭均匀化等热处理过程^[27]和挤压、轧制等塑性变形过程^[28]对 Al-Mg 合金的组织性能进行调控。

2.1 凝固过程中 Al-Mg 合金的组织性能调控

对铸造 Al-Mg 合金来说，凝固组织直接决定了合金的使用寿命^[29]。对变形 Al-Mg 合金来说，凝固组织不仅遗传影响合金后续加工变形的难易程度，还会影响到最终产品的组织性能^[30]。在铸造凝固过程中，主要以提高过冷度和形核率来细化晶粒，并通过控制第二相的形貌和分

布的方式对 Al-Mg 合金进行组织调控，提高合金的力学性能^[31]。凝固过程中的调控方法主要有快速凝固、高压凝固、电磁搅拌和超声振动、以及合金化和变质处理等：

2.1.1 快速凝固

快速凝固已经成为制备高性能金属材料的常用方法。凝固过程中提高冷却速率能够获得较高的形核率，从而细化 Al 合金晶粒，同时促进枝晶转变为等轴晶^[32]。当 Mg 含量较高时，快速凝固不仅可以细化 α -Al 基体，还缩短了熔体的凝固时间，抑制了 Al_3Mg_2 相的析出和长大。快速凝固制备的合金具有细小的晶粒，合金内部无偏析或少偏析，致密度高。He 等^[33]采用熔体旋淬法制备了不同 Mg 含量 Al-xMg-3.8Ga-1.5In-0.7Sn (wt%) 合金，并发现当 Mg 含量从 2 wt% 增加至 10 wt% 时，铸态合金的平均晶粒尺寸从 221 μm 降低至 42 μm ，而熔体旋淬态合金的平均晶粒尺寸均在 2~4 μm 之间。上述结果表明，Mg 含量对熔体旋淬态合金的晶粒尺寸影响不大，而对铸态合金的晶粒尺寸影响较大，同时发现快速凝固下合金内部的析出相细化，如图 1 所示。Tokarski 等^[34]对比了快速凝固+热挤压和铸造+热挤压制备的 5083 合金的组织与性能，发现快速凝固是组织细化的有效方法：快速凝固+热挤压制备的合金平均晶粒尺寸仅为 700 nm，小于铸造+热挤压态合金的平均晶粒尺寸(15 μm)，同时对第二相的细化效果明显。此外，在快速凝固+热挤压制备的合金中没有发现明显的缺陷，合金致密度提高。细化后的第二相有利于合金在不明显降低合金伸长率的情况下提高其力学性能：快速凝固+热挤压态合金的抗拉强度及屈服强度分别为 430 MPa 和 320 MPa，伸长率为 20.3%；而铸造+热挤压态合金的抗拉强度及屈服强度仅为 335 MPa 和 180 MPa，伸长率为 22.1%。

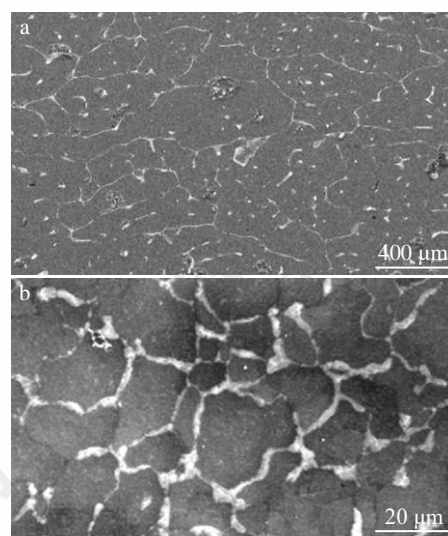


图 1 不同工艺 Al-8Mg-3.8Ga-1.5In-0.7Sn (wt%) 合金的微观组织
Fig.1 Morphologies of the Al-8Mg-3.8Ga-1.5In-0.7Sn (wt%) alloys prepared by different methods^[33]: (a) arc melting; (b) melt-spinning

2.1.2 高压凝固

高压凝固对金属凝固过程影响明显,在一些金属材料的制备中得到了应用^[35]。在 Al-Mg 系合金凝固过程中施加压力场,可在凝固界面前沿形成大范围的过冷区,减小合金内二次枝晶臂间距和第二相尺寸。同时,第二相形貌由片状转变为颗粒状,提高了合金的力学性能^[36]。Jie 等^[37,38]研究了不同压力下 Al-32Mg (at%)合金和 Al-42.2Mg (at%)合金在高压凝固下的组织演化行为及其对力学性能的影响。结果表明,高压凝固是提高合金力学性能的有效手段。铸态合金内部主要为 α -Al 和 β -Al₃Mg₂ 相,而在高压凝固态合金内部主要为 α -Al 和 γ -Al₁₇Mg₁₂ 相,表明高压凝固过程抑制了 β -Al₃Mg₂ 相的析出;测定了 Al-42.2Mg (at%)合金在 2 GPa 和 3 GPa 压力下 α -Al 基体中固溶 Mg 含量,分别为 37.1 at% 和 41.2 at%,证明了 Mg 固溶量随高压凝固过程中压力的提高而增大。铸态 Al-32Mg (at%)合金的抗拉强度和伸长率仅为 18.4 MPa 和 0.04%,而在 3 GPa 下高压凝固态合金的抗拉强度和伸长率提升至 263.6 MPa 和 2.1%。王振玲等^[39]在 6 GPa 的压力下对 Al-9.6Mg (wt%)合金进行高压凝固,发现高压凝固可有效提升 Mg 在基体中的固溶度。同时,在高压凝固态合金中没有观察到 β -Al₃Mg₂ 相的析出, α -Al 晶格常数的增大也表明基体中固溶的 Mg 增多。

2.1.3 超声振动和电磁搅拌

超声振动处理在许多 Al 合金中都能起到一定的组织调控效果。在超声场空化效应作用下,气泡破裂形成的压力冲击波会破碎枝晶臂。同时,声流效应会将破碎的枝晶臂均匀分布在熔体中,达到细化合金的凝固组织、抑制柱状晶组织的生长、提高熔体均匀性和减少偏析的效果^[40]。Khalifa 等^[41]分别采用直接和间接超声技术对 JIS-AC7A 合金进行超声熔体处理,发现合金在 660~635 °C 下直接超声处理或在 660~615 °C 下间接超声处理 2~3 min 均可消除铸态合金中的枝晶组织,合金的平均晶粒尺寸减小至 200~300 μm 。同时,合金中粗大的树突状第二相细化为细小的块状或短棒状。孔琳琳等^[42]采用大功率超声设备对 Al-4.98Mg-0.67Mn-0.15Zn-0.15Cu-0.14Fe (wt%)合金进行了超声熔体处理,发现超声处理后合金的平均晶粒尺寸减小了 78.3%,合金的抗拉强度和屈服强度分别提高至 351 MPa 和 226 MPa,抗冲击性能也得到了改善。通过电磁交互作用产生的磁力可实现对合金熔体的非接触式搅拌。对合金熔体施加电场后,熔体内部发生强制对流,加快了传热和传质过程,提高了固液界面前沿的溶质分配系数,增大了合金熔体凝固时的过冷度和形核率,晶粒细化效果明显^[43]。左玉波等^[44]对比了电磁搅拌制备的 Al-4.7Mg-0.7Mn (wt%)合金和常规铸造制备的合金的组织,发现电磁搅拌处理后的合金晶粒明显细化,并认为电

磁交互作用下熔体发生强制对流,提高了形核率,因此电磁搅拌后合金的晶粒发生细化。王国伟等^[45]采用电磁搅拌制备了 Al-6.5Mg (wt%)合金半固态浆料,并进行了压铸实验。结果表明,采用电磁搅拌处理后的浆料制备的压铸件抗拉强度和伸长率分别为 241.1 MPa 和 18.9%,分别比常规液态压铸件提高了 4.6% 和 43.0%。Wang 等^[46]采用低频电磁铸造技术制备了 5A90 合金,并指出随电流强度的提高,合金内粗大的羽毛状晶向等轴晶转变,晶粒尺寸明显减小。在 15 Hz/150 A 的条件下测得合金的平均晶粒尺寸为 82.6 μm ,而常规铸造合金的平均晶粒尺寸为 235.2 μm ,如图 2 所示。同时,电磁搅拌处理后合金中粗大的第二相得到细化,减少了铸造缺陷,合金抗拉强度和屈服强度也随着电流强度的增大而提高。

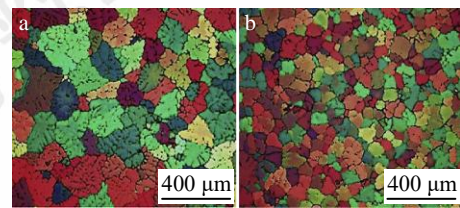


图 2 常规连续铸造和低频电磁铸造的 5A90 合金微观组织对比
Fig.2 Microstructure comparison of as-cast 5A90 alloy fabricated by
(a) conventional direct chill casting and (b) low frequency
electromagnetic casting^[46]

2.1.4 合金化和变质处理

在 Al-Mg 合金中加入稀土元素可以细化晶粒,同时起到变质和净化的作用^[47]。Sc、La、Er、Y 等稀土元素能够形成具有高热稳定性的第二相。这些第二相在凝固过程中优先形成,可在合金凝固过程中作为异质形核核心,提高形核率,进而细化合金晶粒。此外,第二相粒子具有明显的强化作用,有效提高合金的强度^[48]。Zhou 等^[29]研究了 Sc 含量对铸态 Al-5Mg (wt%)合金组织和性能的影响,发现 Sc 的加入可细化合金的晶粒组织。当 Sc 添加量为 0.6 wt% 时,消除了合金中的枝晶组织,对合金晶粒的细化效果最明显。对比未添加 Sc 的合金,初生的 Al₃Sc 相在凝固过程中充当了强有力的异质形核质点,同时钉扎晶界,抑制晶粒的长大,力学性能得到提高。如图 3 所示,季小兰等^[49]采用钢模重力铸造制备了不同 Er 含量的铸态 Al-5Mg (wt%)合金,发现当添加 0.7 wt% 的 Er 时,可消除铸态合金中的粗大枝晶和枝晶间偏析,同时转变为细小的等轴晶。凝固过程中形成的 Al₃Er 相可作为异质形核核心,细化合金晶粒。当 Er 含量为 0.4 wt% 时,合金的硬度比未添加 Er 的铸态合金提高了 35%。Hosseiny 等^[50]在 Al-6Mg (wt%)合金中添加了不同含量的 Zr,并对其组织性能进行了评价。结果表明,随 Zr 含量从 0.01 wt% 增加至 0.3 wt%,合金内的晶粒由枝晶转变为等轴晶,平均晶粒尺寸从 782 μm 减小至 351 μm 。此外,在后续挤压过程

中，弥散分布的 Al_3Zr 相对晶界有强烈的钉扎作用，抑制了晶粒的长大。挤压后合金的平均晶粒尺寸为 $174\ \mu\text{m}$ ，抗拉强度和伸长率分别提高至 $381\ \text{MPa}$ 和 31% 。余爱武等^[51]采用相对廉价的 La 代替 Sc，研究了 La、Zr 对 Al-5Mg-0.2Ti (wt%)合金组织性能的影响。结果表明，未添加 La、Zr 的铸态合金平均晶粒尺寸为 $210\ \mu\text{m}$ ，复合添加 $0.2\ \text{wt}\%$ 的 Zr 和 $0.2\ \text{wt}\%$ 的 La 后合金的平均晶粒尺寸大幅减小至 $55\ \mu\text{m}$ ，而单独添加 $0.2\ \text{wt}\%$ 的 Zr 后仅能将合金的平均晶粒尺寸减小至 $90\ \mu\text{m}$ 。复合添加 La、Zr 后，合金内形成了 $\text{Al}_3(\text{La}, \text{Zr})$ 相，有效减少了粗大初生 Al_3Zr 相的形成，合金的抗拉强度和伸长率进一步提高。Che 等^[28]研究了添加 $0.03\ \text{wt}\%$ 的 Er、 $0.03\ \text{wt}\%$ 的 Sr 以及 $1.23\ \text{wt}\%$ 的 Cu 对 $\text{Al-2.25Mg-0.35Fe-0.12Si}$ (wt%)合金微观组织的影响，发现 Er 和 Sr 可阻碍 Fe 原子形成 Al_3Fe 相，并使 Al_3Fe 相形貌由针状向球状和花瓣状转变。然而，添加 Sr 和 Cu 并没有细化合金的晶粒，主要原因为添加上述两种元素后，合金的凝固温度范围增大，延长了凝固时间，导致晶粒有更多时间长大，晶粒发生粗化。此外，Er 的引入虽然同样增大了合金的凝固温度范围，但形成的 Al_3Er 相钉扎晶界，抑制了晶粒的长大，因此含 Er 合金晶粒尺寸减小。

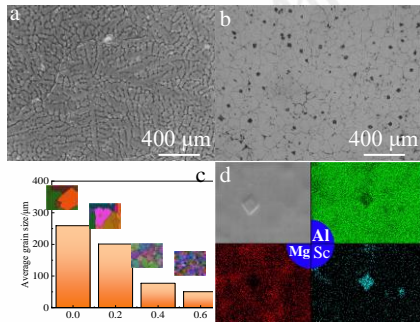


图3 不同 Sc 含量 Al-5Mg (wt%)合金的组织、晶粒尺寸统计结果及元素分布

Fig.3 Microstructures and average grain size statistics of Al-5Mg (wt%) alloy with different Sc contents: (a) 0 Sc; (b) 0.6 Sc; (c) average grain size; (d) elemental maps of Al_3Sc phase in the grain^[29]

2.2 热处理过程中 Al-Mg 合金的组织性能调控

虽然通过上述凝固组织调控方法在一定程度上可以改善 Al-Mg 合金中的粗大枝晶并细化晶粒组织，但铸锭中仍存在合金元素偏析等问题，增大了合金内的铸造应力和变形抗力，不利于后续的加工变形^[52]。在热处理过程中，合金在高温作用下增大了溶质元素的扩散系数，进而改善合金的偏析和第二相的尺寸、形貌与分布^[53]。对 Al-Mg 合金来说， Al_3Mg_2 相的时效效果较差，仅当 Mg 含量高于 $10\ \text{wt}\%$ 时，才可以获得较为明显的时效强化效果。因此，Al-Mg 合金是典型的非热处理强化型 Al 合金，其热处理工艺主要为均匀化处理^[30]。作为 Al-Mg 合金变

形前至关重要的调控手段，均匀化处理不仅可以消除 Al-Mg 合金中的粗大枝晶组织、使大尺寸第二相回溶基体、促进合金内 Mg 的均匀分布，同时能够减小合金中的铸造应力和变形抗力，提高合金的力学性能和成形性能，为后续加工变形提供有利条件。加热温度和保温时间是均匀化处理重要的工艺参数，需严格控制以防合金出现过热或过烧现象^[54]。铸态 Al-Mg 合金中 Mg 偏析的改善和非平衡共晶相的回溶主要通过高温下原子扩散来实现。其中，元素回溶与析出行为与扩散原子的浓度梯度和加热温度直接相关，保温时间主要取决于 Mg 偏析程度和非平衡共晶相消除所需时间。

Wang 等^[30]分别采用 $360\ \text{°C} \times 24\ \text{h}$ 、 $460\ \text{°C} \times 24\ \text{h}$ 以及 $360\ \text{°C} \times 12\ \text{h}/500\ \text{°C} \times 1\ \text{h}$ 三种工艺对铸态 Al-6Mg-0.8Mn (wt%)合金进行了均匀化处理，发现均匀化处理消除了铸态合金中 Mg 的偏析，改善了羽毛状枝晶组织。此外，观察到合金在低温下均匀化处理时析出的 Al_6Mn 相形貌主要为菱形，如图 4 所示，而高温下均匀化处理过程中 Al_6Mn 相发生长大，形貌转变为长棒状和针状。研究表明， Al_3Mg_2 相的析出和溶解与加热温度有关：当加热温度为 $310\sim 335\ \text{°C}$ 时， Al_3Mg_2 相易沿晶界均匀析出；当加热温度为 $340\sim 350\ \text{°C}$ 时， Al_3Mg_2 相开始发生分解并回溶于基体；进一步提高加热温度， Al_3Mg_2 相回溶速度加快，其主要原因为 Mg 的固溶度随加热温度的提高而增大^[55]。Ge 等^[56]分析了不同 Mn 含量 Al-Mg 合金板材组织性能，发现低 Mn 含量的 Al-Mg 合金在均匀化处理析出的含 Mn 相体积分数明显低于高 Mn 含量的 Al-Mg 合金，析出的细小弥散的含 Mn 相起到了沉淀强化作用，提高了合金的强度。

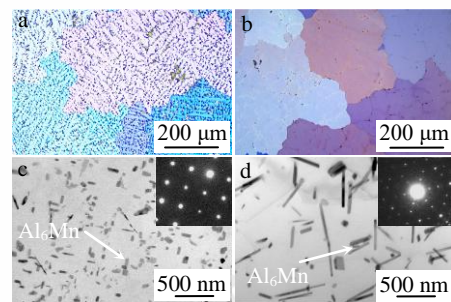


图4 铸态和均匀化态 Al-6Mg-0.8Mn (wt%)合金的微观组织对比
Fig.4 Microstructural comparison of (a) as-cast and (b-d) homogenized Al-6Mg-0.8Mn (wt%) alloy^[30]

Engler 等^[26]对 AA 5052 合金进行了 $545\ \text{°C} \times 2\ \text{h}$ 、 $500\ \text{°C} \times 2\ \text{h}$ 以及 $545\ \text{°C} \times 2\ \text{h}/480\ \text{°C} \times 2\ \text{h}$ 双级均匀化处理，发现不同均匀化处理工艺均可以一定程度上调控合金中第二相的形貌、尺寸和分布。升温过程中， Mg_2Si 相出现先析出再回溶的现象，为高温下均匀析出细小 $\alpha\text{-Al}(\text{Fe}, \text{Mn}, \text{Cr})\text{Si}$ 相提供了所需的 Si 溶质。然而，在合金中较低

Mn 含量和 Al 中 Cr 扩散速率较小的共同作用下, 双级均匀化处理过程中 α -Al(Fe, Mn, Cr)Si 相或 ϵ -Al₁₈(Cr, Mn)₂Mg₃ 相发生明显粗化, Mg₂Si 相过度粗化至 2 μm 以上。Oguocha 等^[57]分析了铸态 A535 合金在 400 $^{\circ}\text{C} \times 5 \text{ h}$ 条件下均匀化处理过程中的组织演化机理, 发现合金在均匀化过程中发生不连续静态再结晶, 平均晶粒尺寸从 80.8 μm 减小至 53.6 μm 。同时, 合金中气孔减少, 微观偏析得到改善。动态冲击试验结果表明, 均匀化处理后合金具有更高的动态力学性能和良好成形性能。何立子等^[58]研究了不同均匀化温度下保温 16 h 对 Al-4.75Mg-0.7Mn-0.1Zr-0.1Ti-0.3Er (wt%)合金组织的影响机制, 发现随着均匀化温度从 470 $^{\circ}\text{C}$ 提高至 510 $^{\circ}\text{C}$, 合金中粗大的第二相发生熔断并逐渐球化, 第二相体积分数从 1.6%降低至 1.1%。然而, 当温度提高至 520 $^{\circ}\text{C}$ 以上时, 合金元素的扩散速率增大, 第二相发生粗化。

2.3 塑性变形过程中 Al-Mg 合金的组织性能调控

采用塑性变形可诱导合金发生再结晶, 使合金内的晶粒细化到亚微米甚至纳米尺寸, 细晶强化效果显著^[59]。在塑性变形过程中, 合金内不同位置的流动速度存在差异, 第二相粒子在变形过程中会与基体发生不协调变形。同时, 变形过程中累积的剪切应力对大尺寸第二相有强烈的剪切作用, 从而实现第二相的破碎细化并促进其均匀分布^[60]。细化后的第二相粒子能够阻碍(亚)晶界的迁移, 抑制再结晶晶粒的长大。此外, 铸态合金中缩孔、缩松等缺陷在塑性变形过程中能够得到有效的焊合, 提高合金组织的致密性, 改善合金的力学性能。目前, 常采用热轧、热挤压等常规塑性变形、大塑性变形及双辊铸轧等方法制备 Al-Mg 合金。

2.3.1 常规塑性变形

由于 Al-Mg 合金室温下变形困难, 为降低其变形抗力, 该系合金常采用热变形工艺制备。常用的热变形工艺为先对合金铸锭进行长时间的均匀化处理, 改善合金内的枝晶组织和第二相形貌、尺寸和分布, 随后进行热挤压或热轧变形^[30]。近年来, 科研人员也在此基础上优化了热加工工艺, 使 Al-Mg 合金的力学性能得到进一步提高。Algendy 等^[61]对多级热处理后的 Al-5Mg-0.8Mn (wt%)合金在 460~500 $^{\circ}\text{C}$ 下进行了 88%压下量的热轧变形, 发现低温均匀化处理(375~425 $^{\circ}\text{C}$)后的合金在热轧过程中均出现了“短吻鳄状”开裂和表面裂纹, 认为其主要原因为低温条件下低熔点共晶相无法完全回溶于基体。当合金经高温均匀化处理(500 $^{\circ}\text{C}$ 及以上)后, 粗大低熔点共晶相可有效回溶, 降低了合金的裂纹敏感性。在 300 $^{\circ}\text{C}$ 下退火 5 h 后, 合金的抗拉强度和屈服强度分别为 331 MPa 和 175.5 MPa, 伸长率为 16.3%。孙姝^[62]对均匀化处理后的半连续铸造 5087 合金进行了挤压和多道次拉拔变形, 发现合金

内初生的大尺寸 Al₆Mn 相在变形过程中剪切力的作用下逐渐破碎并细化, 主要沿挤压和拉拔方向分布, 平均尺寸由 20 μm 减小至 10 μm 。Mostafaei^[63]研究了 Al-6Mg (wt%)合金在冷轧和热轧过程中的锯齿屈服行为, 发现由于合金冷轧后具有高的位错密度, 同时退火过程加速了合金内溶质 Mg 的回溶, 提高了 Mg 与位错发生交互作用的机率, 导致退火后的冷轧态合金的锯齿屈服现象比热轧态合金更严重。合金在热轧过程中变形抗力低, 锯齿屈服现象的开始时间晚于冷轧态合金。因此, 热轧变形可以降低锯齿屈服现象的严重程度, 合金表面质量更优。Nam 等^[23]采用热挤压变形在 450 $^{\circ}\text{C}$ 下制备了不同 Mg 含量的 Al-Mg 合金, 发现随 Mg 含量逐渐增加至 4 wt%时, 合金的耐蚀性提高, 主要原因为合金的平均晶粒尺寸从 0.6 μm 减小至 0.5 μm , 促进了合金表面钝化膜的形成。刘政军等^[64]对 Al-4Mg (wt%)合金进行了预热温度为 470 $^{\circ}\text{C}$ 的热挤压变形, 在热挤压变形后的合金横截面中仍观察到了铸态合金中的枝晶组织, 在合金纵截面上观察到了大部分晶粒沿挤压方向被拉长。

2.3.2 大塑性变形

大塑性变形是一种高效制备超细晶/纳米晶的方法, 变形过程中累积的高应变对合金中的晶粒和第二相具有明显的细化效果, 所得的纳米尺寸晶粒结构使合金的强度得到提高^[65]。其中, 高压扭转和等通道转角挤压更为常用且具有代表性, 晶粒细化效果显著, 受到科研工作者的青睐^[66]。Xue 等^[67]研究了多道次等通道转角挤压变形对 Al-4.5Mg-0.7Mn-0.2Er-0.1Zr (wt%)合金微观组织演化的影响, 发现经过 4 道次变形后, 合金的平均晶粒尺寸从 21.2 μm 减小至 2.8 μm , 并认为连续动态再结晶是其晶粒细化的主要原因。然而, 变形后合金的组织仍不均匀, 如图 5 所示, 主要原因为(101)取向的粗晶具有较高的稳定性。Valdes-Tabernero 等^[68]采用平行等通道转角挤压变形制备了平均晶粒尺寸为 400 nm 的超细晶 5083 合金, 对比变形前粗晶合金的力学性能, 屈服强度从 98 MPa 提高至 285 MPa, 抗拉强度从 274 MPa 提高至 324 MPa, 但伸长率从 30%降低至 19%。同时, 变形后的合金内部位错密度提升了两个数量级。Zha 等^[69]采用室温等通道转角挤压变形制备了抗拉强度为 507 MPa 和伸长率为 11%的 Al-7Mg (wt%)合金, 认为高强度是由合金中的高密度位错、细晶和高固溶的 Mg 所致, 高伸长率是高固溶 Mg 以及形成的多尺度双峰晶粒所致。Malopheyev 等^[70]研究了在 300 $^{\circ}\text{C}$ 下等通道转角挤压变形过程中 Al-5.4Mg-0.4Mn-0.2Sc-0.09Zr (wt%)合金的强化机制, 发现 12 道次变形后, 合金的屈服强度从 245 MPa 提高至 350 MPa, 认为合金的主要强化机制为位错强化和晶界强化。Orlova 等^[71]指出高压扭转变形可提高 Al-0.53Mg-0.27Zr

(wt%)合金的强度，变形后的合金抗拉强度和屈服强度分别从 155 MPa 和 117 MPa 提升至 465 MPa 和 400 MPa。除了常规的强化机制外，Mg 的纳米团簇及晶界偏析是导致合金获得额外屈服强度提升的主要原因。Lee 等^[72]在 6 GPa 的压力下对 Al-3Mg (wt%)合金进行了 10 圈高压扭转变形，合金平均晶粒尺寸从变形前的 830 μm 显著细化至 180~190 nm，并认为合金硬度提高的主要原因为晶粒细化，由固溶元素和第二相引起的合金硬度提高作用有限。

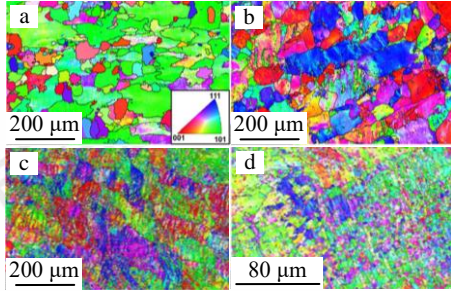


图 5 多道次变形后 Al-Mg 合金的 EBSD 图

Fig.5 EBSD maps of Al-Mg alloy subjected to various deformation passes: (a) 0 pass; (b) 1 passes; (c) 2 passes; (d) 4 passes^[67]

2.3.3 双辊铸轧

双辊铸轧具有冷却强度高、流程短等特点，在有色合金制备中应用广泛^[73]。采用双辊铸轧制备 Al-Mg 合金时，较高的冷却强度可以提高凝固速率。同时，合金与轧辊间的摩擦力使合金内部产生剪切变形，合金边部为被拉长的晶粒，芯部为等轴晶，避免了常规重力铸造过程形成的羽毛晶，提高了产品的力学性能^[74]。该方法缩短了工艺流程、降低了生产成本，节能效果明显。Kikuchi 等^[75]采用立式高速双辊铸轧机制备了 JIS-AC7A Al-Mg 合金，发现合金板材表面沿铸轧方向主要分为两种区域，分别为有金属光泽的“光亮区”和存在大量表面裂纹的白色“非光亮区”。两种区域形成的原因为变形过程中 Mg 和 Fe 向“非光亮区”表面反偏析，即残余液相中的 Mg、Fe 在变形过程中通过凝固收缩向表面挤压，使合金表面出现 Mg、Fe 偏析。Kim 等^[76]采用卧式双辊铸轧机在不同轧制速度下制备了厚度为 4.8 mm 和 3.8 mm 的 Al-5Mg (wt%)合金带材，并指出随着铸轧速度的提高，带材芯部的偏析逐渐由通道偏析向带偏析转变，认为轧制分离力引起的变形是带材偏析的主要原因。Tirkes 等^[77]的研究表明双辊铸轧制备的 5049 合金和 5754 合金具有高热裂敏感性的主要原因是溶质元素偏析。

3 Al 合金连续流变挤压成形技术及应用

由上述分析可知，高 Mg 含量 Al-Mg 合金中粗大的羽毛晶和第二相导致该系合金在室温下变形抗力大、成形性差^[21]。现有 Al-Mg 合金调控方法虽然可以改善合金的微观组织，提高合金的力学性能，但均存在一定的局限性。

例如，快速凝固、高压凝固等方法对设备要求较高，工艺复杂，成本高。超声振动和电磁搅拌处理的作用范围和效果有限，处理后的合金组织仍然粗大，电磁搅拌处理易产生集肤效应，对大型铸锭制备时往往需要大功率的设备，增加了生产成本和能源消耗，限制了制品尺寸和生产效率。采用合金化和变质处理可大幅提高 Al 合金的力学性能，但随着合金化和变质处理对元素依赖程度的不断提高，性能提升趋缓。同时，添加价格高昂的稀土元素导致 Al-Mg 合金的成分更加复杂，生产成本及回收难度大幅提高，限制了 Al-Mg 合金的回收再利用。热处理过程中，只有在较高的温度下才能获得明显的第二相调控效果，对热处理工艺制度要求严格，合金常需要长时间保温处理，增加了工艺流程和能耗。热塑性变形前的预热和保温过程也会增加能源消耗，变形过程中模具受高温影响寿命缩短。大塑性变形往往需要多道次的累积变形才能获得较好的调控效果，工艺流程长，且制备的材料尺寸受限，难以满足大尺寸产品的需求。双辊铸轧虽然具有高效、短流程的特点，但在制备高 Mg 含量的 Al-Mg 合金时易发生粘辊，合金元素中心偏析易产生裂纹，产品表面质量差。此外，双辊铸轧制备的 Al-Mg 合金中第二相仍然呈片状，调控效果欠佳。

当前合金性能的提升很大程度上依赖于合金化，尤其是如 Sc、Er 等具有优异改性能力的稀土元素，使得合金的成本高昂。同时，多元素复合合金化导致合金的成分复杂，回收、分离和再利用难度提高。由于资源储备有限，材料绿色、高效、可持续发展一直受到世界各国的高度关注。随着世界工业化进程的不断推进，世界各国经济与社会发展已进入大量消耗能源阶段，资源危机日益严峻。为了实现材料的可持续发展，充分发掘合金潜力，科研人员们发现通过对材料的组织结构进行调控可以提高材料的力学性能^[25]。该方法不但降低合金成本，而且极有利于合金的回收再利用，提高材料发展的可持续性。其中，Al 合金连续流变成形技术具有短流程、低能耗、低成本等突出优势。由于 Al-Mg 合金中 Mg 的固溶度对温度很敏感，如果利用这种合金特性，采用如连续流变挤压、流变轧制等连续流变成形技术制备 Al-Mg 合金，可以使合金中的 Mg 充分固溶，起到固溶强化作用，同时大幅降低脆性相对力学性能的不利影响，从而提高材料的性能，为解决上述问题的有效途径。下文主要介绍了连续流变挤压成形技术的原理及其在 Al-Mg 合金中的应用。

3.1 连续流变挤压短流程加工技术基本原理

连续流变挤压是一种典型的短流程成形方法，该方法将金属凝固与挤压变形融为一体，在单机上实现了从液态金属到产品的一步加工成形^[78]，被有色金属产业技术联盟誉为“加工技术的一次革命”。如图 6 所示，首先将合

金熔体浇注到挤压轮和挤压靴围成的挤压型腔中,熔体在挤压轮-靴界面冷却作用下逐渐凝固。凝固后的合金在轮-靴界面强剪切力的作用下,迫使合金沿着挤压轮切向推进。在挡料鼻处,合金流动方向改变,发生转角剪切变形,最后通过扩展挤压型腔出口处的挤压模具挤压成形。多阶段的剪切变形使合金晶粒细化,该过程中粗大第二相发生破碎细化,合金的力学性能提高^[79]。在此基础上,将合金再次喂入设备中进行累积连续流变挤压变形,较高的剪切应力可进一步细化合金中的晶粒和第二相。此外,通过更换挤压模具,可实现多种截面类型和尺寸产品的制备,省去了常规方法中的铸造、均匀化、热挤压和多道次拉拔等工艺,流程短,节能效果明显^[80],在 Al 合金高效晶粒细化剂、高性能耐热 Al 合金导线以及高强高电工 Al 材等产品的制备中应用广泛^[81]。其中,制备的高效、低成本 Al-Ti-B 合金晶粒细化剂细化效果优于国外细化剂^[82];制备的 Al-Sc-Zr(-Fe)耐热 Al 合金导线综合性能高于日本及国际电工委耐热 Al 合金导线标准^[83, 84]。

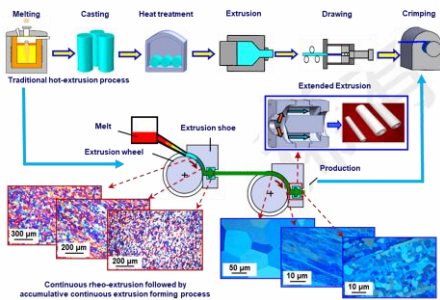


图 6 常规热挤压和连续流变挤压示意图

Fig.6 Schematic diagram of traditional hot-extrusion and continuous rheo-extrusion^[78, 80]

3.2 连续流变挤压技术在 Al-Mg 合金中的应用

Yang 等^[78]采用了连续流变挤压技术制备了高 Mg 含量的 Al-Mg 合金,发现连续流变挤压变形过程中较高的冷却速率和多阶段的剪切变形消除了铸态合金中的粗大枝晶并使其转变为细小的等轴晶,如图 7 所示,制备的流变挤压态 Al-5Mg (wt%)合金的抗拉强度和伸长率分别为 252.2 MPa 和 50.3%,比报道的铸态 Al-5Mg (wt%)合金分别提高了 19.8%和 154.0%,实现了材料素化。同时,高固溶的 Mg 对位错运动具有强烈的钉扎作用,降低了变形过程中合金的晶界迁移率,从而提高了变形过程中连续动态再结晶的驱动力,并抑制了晶粒的长大,因此随 Mg 含量的提高,流变挤压态合金的晶粒逐渐细化,合金的强化机制主要为细晶强化、固溶强化和位错强化。Guan^[85]等的研究也发现连续流变挤压过程中较高的冷却速率可以抑制合金晶粒的长大过程,随后的塑性变形也进一步细化了 α -Al 晶粒。此外,相关研究也发现含有大尺寸块状和短棒

状 $Al_6(Mn, Fe)$ 相的 Al-5Mg-0.8Mn-0.1Fe (wt%)合金在连续流变挤压变形过程中累积的剪切应变作用下逐渐破碎,并最终将其细化至纳米尺寸,提高了 $Al_6(Mn, Fe)$ 相的第二相强化作用,减弱了应力集中效应,因此合金的力学性能提高^[86]。在随后的多道次累积连续流变挤压变形过程中,Al-5Mg (wt%)合金进一步发生连续动态再结晶,晶粒尺寸减小至 14.9 μm ,抗拉强度和伸长率呈现出同步提高,分别提高至 279.6 MPa 和 55.9%^[87];而 $Al_6(Mn, Fe)$ 相在剪切应变和热效应的共同作用下逐渐破碎并球化,形成的纳米尺寸 $Al_6(Mn, Fe)$ 相对移动位错和晶界有强烈的钉扎作用,阻碍再结晶晶粒长大,因此多道次累积连续流变挤压变形后 Al-5Mg-0.8Mn-0.1Fe (wt%)合金的再结晶晶粒尺寸比 Al-5Mg (wt%)合金小,合金的强化机制主要为晶界强化和位错强化^[80]。同时,Al-5Mg (wt%)合金中细化的晶粒组织、高固溶 Mg 以及高的再结晶百分数有利于合金获得较高的伸长率,而 Al-5Mg-0.8Mn-0.1Fe (wt%)合金中弥散分布的纳米尺寸 $Al_6(Mn, Fe)$ 相有利于合金获得较好的强塑性匹配。刘景山^[88]采用 C_2Cl_6 、Al-Ti-B 合金晶粒细化剂及超声处理对 5356 合金进行了高效熔体处理,随后采用 CRE300 型连续流变挤压机挤压成形,研究了浇注温度和挤压轮转速等工艺对合金组织性能的影响,发现当合金浇注温度为 720~740 $^{\circ}C$ 之间,挤压轮转速为 15 r/min,冷却水流量为 3.0 m^3/h 时,可获得表面质量优良的高性能 5356 合金线材。冀连泽^[89]采用连续流变挤压制备了不同 Sn 含量的 Al-Mg 合金,发现合金的伸长率随 Sn 含量的提高而增大,主要原因为合金内形成了大量软质 Mg_2Sn 相,提高了合金协调变形能力;当 Sn 含量为 1 wt%时,对比未加 Sn 的 Al-Mg 合金的伸长率提高了 43%。

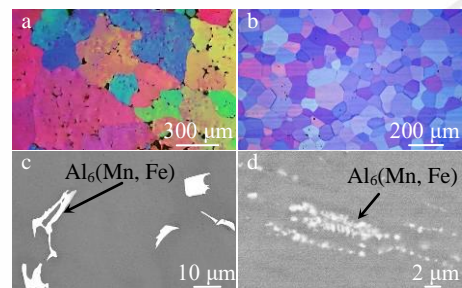


图 7 铸态和连续流变挤压态 Al-Mg 合金的微观组织对比
Fig.7 Microstructural comparison of (a, c) as-cast and (b, d) continuous rheo-extruded Al-Mg alloys^[78, 82]

4 结语及展望

由于 Mg 在 Al 中优异的固溶强化作用,充分挖掘高 Mg 含量 Al-Mg 合金的潜力,拓宽其在航空航天、海洋

船舶以及轨道交通等领域的应用具有重要战略性工程意义。然而,传统加工方法制备高Mg含量Al-Mg合金羽毛晶发达,组织粗大,塑性差,后续加工困难,成材率低,成本高,导致我国高端产业用Al-Mg合金往往依赖进口。现有组织性能调控方法仍存在加工流程长、成本高、制备产品尺寸受限等问题。采用连续流变成形技术可以实现Al-Mg合金内等轴晶及纳米第二相的同步调控,具有绿色节能、短流程、制备产品力学性能和均一性好等突出优势,符合我国碳达峰碳中和战略目标,利于企业降本增效。因此,进一步开发与高性能Al-Mg合金棒材及板材等相适应的连续流变挤压与轧制技术,有望打破外企垄断,推动生产企业制备技术与产品升级,满足国内高品质Al-Mg合金的市场需求。

参考文献 References

- [1] Pan Shuai(潘帅), Fu Ying(付莹), Wang Yu(王玉) *et al.* Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)[J], 2022, 51(8): 3110-3120
- [2] Tu Hailing(屠海令), Zhang Shirong(张世荣), Li Tengfei(李腾飞) *et al.* Strategic Study of CAE(中国工程科学)[J], 2016, 18(4): 90-100
- [3] Li Shuangshuang, Yue Xin, Li Qingyuan *et al.* Journal of Materials Research and Technology[J], 2023, 27: 944-983
- [4] Shen Zicai(沈自才), Ouyang Xiaoping(欧阳晓平), Gao Hong(高鸿). Aerospace Materials & Technology(宇航材料工艺)[J], 2021, 51(5): 1-14
- [5] Zhang L, Liu C Y, Zhang B *et al.* Materials Chemistry and Physics[J], 2023, 294: 127010
- [6] Nishimura Katsuhiko, Imai Kosuke, Matsuda Kenji *et al.* Journal of Alloys and Compounds[J], 2021, 877: 160226
- [7] Zeng Kun(曾昆), Li Xiaopeng(李晓芃), Shen Ziyun(沈紫云) *et al.* Bulletin of Chinese Academy of Sciences(中国科学院院刊)[J], 2022, 37: 343-351
- [8] Nakayama Kei, Tsuruta Hijiri, Koyama Yasumasa. Acta Materialia[J], 2017, 128: 249-257
- [9] Huskins E L, Cao B, Ramesh K T, Materials Science and Engineering: A[J], 2010, 527(6): 1292-1298
- [10] Jiang Jingyu(蒋靖宇), Lai Songbai(赖松柏), Lu Liying(路丽英) *et al.* Manned Spaceflight(载人航天)[J], 2019, 25(3): 411-418
- [11] Zhao Yunpeng(赵云鹏), Zeng Fuming(曾福明), Zhou Zhiyong(周志勇) *et al.* Manned Spaceflight(载人航天)[J], 2016, 22(3): 302-307
- [12] Meng Song(孟松), Liu Gang(刘刚), Fang Jie(方杰) *et al.* Spacecraft Environment Engineering(航天器环境工程)[J], 2015, 32(6): 571-576
- [13] Dang Chunmei(党春梅), Xie Weidong(谢卫东). Hot Working Technology(热加工工艺)[J], 2011, 40 :1-4
- [14] Tong Guodong (佟国栋). Automobile Technology & Material(汽车工艺与材料)[J], 2008, 11: 7-12
- [15] Li Yue, Li Hongxiang, Katgerman Laurens *et al.* Progress in Materials Science[J], 2021, 117: 100741
- [16] Cong Fuguan(丛福官), Lin Sen(林森), Liu Shilei(刘世雷) *et al.* Light Alloy Fabrication Technology(轻合金加工技术)[J], 2017, 45: 18-25
- [17] Hou Jian(侯健), Zhang Penghui(张彭辉), Guo Weimin(郭为民). Equipment Environmental Engineering(装备环境工程)[J], 2015, 12: 59-63
- [18] Salari Emad, Jahazi Mohammad, Khodabandeh Alireza *et al.* Materials & Design[J], 2014, 58: 381-389
- [19] Li Anmin(李安敏), Fan Xiaoshuo(范晓烁), Dong Tao(董涛) *et al.* Materials Reports(材料导报)[J], 2015, 29: 144-149
- [20] Xu Yijiang, Casari Daniele, Du Qiang *et al.* Acta Materialia[J], 2017, 140: 224-239
- [21] Liu Zhibo, Sun Jiani, Yan Zhigang, Lin Yaojun *et al.* Materials Science and Engineering: A[J], 2021, 806: 140806
- [22] Zhang Guowei(张国伟). Foundry Technology(铸造技术)[J], 2019, 40: 36-39
- [23] Nam N D, Phung V D, Thuy P T P *et al.* Journal of Materials Research and Technology[J], 2019, 8(6): 5246-5253
- [24] Engler Olaf, Kuhnke Katrin, Hasenclever Jochen. Journal of Alloys and Compounds[J], 2017, 728: 669-681
- [25] Li Xiuyan, Lu Ke. Science[J], 2019, 364: 733-734
- [26] Engler Olaf, Kuhnke Katrin, Westphal Karen *et al.* Journal of Alloys and Compounds[J], 2018, 744: 561-573
- [27] Shen X F, Cheng Z Y, Wang C G *et al.* Optics & Laser Technology[J], 2021, 143: 107312
- [28] Che Hongmei, Jiang Xianquan, Qiao Nan *et al.* Journal of Alloys and Compounds[J], 2017, 708: 662-670
- [29] Zhou Shiang, Zhang Zhen, Li Ming *et al.* Materials & Design[J], 2016, 90: 1077-1084
- [30] Wang Yu, Yang Bowei, Gao Minqiang *et al.* Materials Science and Engineering: A[J], 2022, 840: 142953
- [31] Lu Bing, Li Yong, Wang Haiyao *et al.* Journal of Materials Research and Technology[J], 2023, 22: 2532-2548
- [32] Gancarz T, Dobosz A, Bogno A A *et al.* Materials Characterization[J], 2021, 178: 111290
- [33] He Tiantian, Chen Wei, Wang Wei *et al.* Journal of Alloys and Compounds[J], 2020, 827: 154290
- [34] Tokarski T, Wzorek Ł, Dybiec H. Archives of Metallurgy and

- Materials*[J], 2012, 57(4): 1253-1259
- [35] Lin Xiaoping, Dai Penglin, Xu Chang *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2022, 910: 164777
- [36] Jie J C, Zou C M, Brosh E *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2013, 578: 394-404
- [37] Jie J C, Zou C M, Wang H W *et al. Scripta Materialia*[J], 2011, 64(6): 588-591
- [38] Jie J C, Wang H W, Zou C M *et al. Materials Characterization*[J], 2014, 87: 19-26
- [39] Wang Zhenling(王振玲), Wang Hongwei(王宏伟), Wei Zunjie(魏尊杰) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2007, 17: 384-389
- [40] Zhao Bingyi, Cai Qizhou, Cheng Jingfan *et al. Materials Science and Engineering: A*[J], 2019, 765: 138271
- [41] Khalifa W, Tsunekawa Y. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2016, 26(4): 930-937
- [42] Kong Linlin(孔琳琳), Li Xiaohua(李晓华). *Light Alloy Fabrication Technolog*(轻合金加工技术)[J], 2017, 45: 10-13
- [43] Tamura Takuya, Li Mingjun, Takahashi Koichi *et al. Materials Science and Engineering: A*[J], 2023, 862: 144416
- [44] Zuo Yubo(左玉波), Cui Jianzhong(崔建忠), Zhao Zhihao(赵志浩) *et al. Special Casting & Nonferrous Alloys*(特种铸造及有色合金)[J], 2008, 28: 581-583
- [45] Wang Guowei(王国伟), Wu Ruizhi(巫睿智). *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2012, 22: 33-38
- [46] Wang Fuyue, Wang Ning, Yu Fang *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2020, 820: 153318
- [47] Zhang Xinkui, Li Liejun, Wang Zhi *et al. Materials Science and Engineering: A*[J], 2022, 859: 144195
- [48] Ding Yusheng, Gao Kunyuan, Xiong Xiangyuan *et al. Scripta Materialia*[J], 2019, 171: 26-30
- [49] Ji Xiaolan(季小兰), Nie Zuoren(聂祚仁), Xing Zebing(邢泽炳). *Light Alloy Fabrication Technolog*(轻合金加工技术)[J], 2005, 33: 19-21
- [50] Hosseiny H, Emamy M, Ashuri G. *Procedia Materials Science*[J], 2015, 11: 438-443
- [51] Yu Aiwu(余爱武), Yang Chenggang(杨成刚), He Peng(何鹏) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2016, 45: 760-764
- [52] Wang Yu, Gao Minqiang, Yang Bowei *et al. Materials Characterization*[J], 2022, 184: 111709
- [53] Jian Haigen(蹇海根), Xiao Kemou(肖可谋), Pai Junjun(牌君君) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2022, 51(8): 3110-3120
- [54] Wang Yongxiao, Ma Xinwu, Zhao Guoqun *et al. Journal of Materials Science & Technology*[J], 2021, 82: 161-178
- [55] Scotto D'Antuono D, Gaies J, Golumbfskie W *et al. Acta Materialia*[J], 2017, 123: 264-271
- [56] Ge Lili, Cheng Rence, Lü Zhengfeng *et al. Heat Treatment of Metals*[J], 2017, 42(5): 14-17
- [57] Oguocha I N A, Tiamiyu A A, Rezaei M *et al. Materials Science and Engineering: A*[J], 2020, 771: 138536
- [58] He Lizi(何立子), Li Xiehua(李谢华), Zhang Haitao(张海涛) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2010, 39: 107-112
- [59] Mei X M, Mei Q S, Li J Y *et al. Journal of Materials Science & Technology*[J], 2022, 125: 238-251
- [60] Vysotskii I, Malopheyev S, Mironov S *et al. Materials Characterization*[J], 2022, 185: 111758
- [61] Algendy Ahmed Y, Liu Kun, Grant Chen X. *Materials Characterization*[J], 2021, 181: 111487
- [62] Sun Zhu(孙姝). *Study on Localization for Aluminium Alloys Welding Wires Used on High Speed Train*(硕士论文)[D]. Shenyang: Northeastern University, 2012
- [63] Mostafaei Mohammad Ali. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2019, 811: 151997
- [64] Liu Zhengjun(刘政军), Zhao Dongning(赵东宁), Hao Xuefeng(郝雪枫) *et al. Foundry*(铸造)[J], 2008, 57(7): 693-696
- [65] Xue Kemin(薛克敏), Zhang Junyuan(张峻源), Yan Siliang(严思梁) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2023, 52(9): 3089-3096
- [66] Sakai Taku, Belyakov Andrey, Kaibyshev Rustam *et al. Progress in Materials Science*[J], 2014, 60: 130-207
- [67] Xue D, Wei W, Shi W *et al. Journal of Materials Research and Technology*[J], 2021, 15: 6329-6339
- [68] Valdes-Tabernerero M A, Sancho-Cadenas R, Sabirov I *et al. Materials Science and Engineering: A*[J], 2017, 696: 348-359
- [69] Zha Min, Li Yanjun, Mathiesen Ragnvald H *et al. Acta Materialia*[J], 2015, 84: 42-54
- [70] Malopheyev S, Kaibyshev R. *Materials Science and Engineering: A*[J], 2015, 620: 246-252
- [71] Orlova T S, Latynina T A, Murashkin M Y *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2021, 859: 157775
- [72] Lee Shih-Wei, Yeh Jien-Wei. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2005, 36(8): 2225-2234
- [73] Ren Xianwei, Zhang Xieyi, Huang Yuanchun *et al. Journal of Materials Research and Technology*[J], 2020, 9(3): 6420-6433
- [74] Fu Jinyu, Xu Jiujian, Zhang Jingyu *et al. Journal of Materials Research and Technology*[J], 2022, 19: 1059-1072

- [75] Kikuchi Daisuke, Harada Yohei, Kumai Shinji. *Journal of Manufacturing Processes*[J], 2019, 37: 332-338
- [76] Kim Min-Seok, Kim Su-Hyeon, Kim Hyoung-Wook. *Scripta Materialia*[J], 2018, 152: 69-73
- [77] Tirkeş Süha, Batıgün Caner, Ankara Alpay. *Canadian Metallurgical Quarterly*[J], 2010, 49(1): 73-80
- [78] Yang Bowei, Gao Minqiang, Wang Yu *et al.* *Materials Science and Engineering: A*[J], 2022, 849: 143450
- [79] Wang X, Guan RG, Misra RDK *et al.* *Materials Science and Engineering: A*[J], 2018, 724: 452-460
- [80] Yang Bowei, Wang Yu, Gao Minqiang *et al.* *Journal of Materials Science & Technology*[J], 2022, 128: 195-204
- [81] Shang Yingqiu(商迎秋), Wang Xiang(王 祥), Wang Yuxiang(王宇翔) *et al.* *Journal of Netshape Forming Engineering*(密成形工程)[J], 2017, 9(4): 36-42
- [82] Zhao Zhanyong, Guan Renguo, Guan Xihua *et al.* *Materials and Manufacturing Processes*[J], 2015, 30(10): 1223-1228
- [83] Chao Runze, Guan Xihua, Guan Renguo *et al.* *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2014, 24(10): 3164-3169
- [84] Wang Xiang(王 祥). *Regulation of Nanosized Iron-Containing Phase in Al-Fe Alloy and Its Effect on Microstructure and Mechanical Properties*(博士论文)[D]. Shenyang: Northeastern University, 2019
- [85] Guan Renguo, Tie Di, Li Zheng *et al.* *Materials Science and Engineering: A*[J], 2018, 738: 31-37
- [86] Yang Bowei, Gao Minqiang, Liu Yan *et al.* *Materials Science and Engineering: A*[J], 2023, 872: 144952
- [87] Yang Bowei, Gao Minqiang, Yang Li *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2023, 960: 170817
- [88] Liu Jingshan(刘景山). *Study on Melt Treatment and Continuous Rheological Extrusion Process of 5356 Aluminum Alloy Blank*(硕士论文)[D]. Lanzhou: Lanzhou University of Technology, 2019
- [89] Ji Lianze(冀连泽). *Study on Microstructure and Properties of Al-Mg Alloy by Continuous Rheo-Extrusion* (硕士论文)[D]. Shenyang: Northeastern University, 2017

Research progress on the microstructure and property regulation of Al-Mg alloys

Yang Bowei^{1,2}, Liu Wenyue^{1,2}, Gao Minqiang³, Zhao Tan¹, Ren Yi¹, Li Tianyi^{1,2}, Guan Renguo³

(1 State Key Laboratory of Metal Materials for Marine Equipment and Application, Anshan, 114009, China)

(2 Ansteel Beijing Research Institute Co. LTD, Beijing, 102200, China)

(3 Engineering Research Center of Continuous Extrusion, Ministry of Education, Dalian Jiaotong University, Dalian, 116028, China)

Abstract: As an important type of Al alloys with excellent comprehensive properties, Al-Mg alloys with excellent mechanical properties, good corrosion resistance, and weldability are widely used in aerospace, rail transit and marine ships. The recent research progress on the microstructure and property regulation of Al-Mg alloys during solidification, heat treatment, and plastic deformation at home and abroad was summarized, and the characteristic of each regulation method was analyzed. The application of continuous rheo-extrusion forming technology in the fabrication of Al-Mg alloys was emphatically introduced, and the future development direction of Al-Mg alloys was prospected.

Key words: Al-Mg alloy; microstructure; mechanical property; research progress

Corresponding author: Gao Minqiang, Ph. D., Associate Professor, Engineering Research Center of Continuous Extrusion, Ministry of Education, Dalian Jiaotong University, Dalian 116028, P. R. China, Tel: 0411-84109275, E-mail: mqgao@djtu.edu.cn