

铝锂合金组织、性能及成形工艺的研究现状与展望

王一唱¹, 童鑫¹, 游国强¹, 吴晓东¹, 曹玲飞^{1,2}

(1. 重庆大学 材料学院 教育部轻合金材料国际合作联合实验室, 重庆 400044)

(2. 中南大学 轻质高强结构材料国防科技重点实验室, 湖南 长沙 410083)

摘要: 铝锂合金具有较高的比强度、比刚度以及优良的抗腐蚀性能和抗疲劳性能, 在航空、航天、航海等关键领域备受关注。铝锂合金在美、俄等国已经被研究并应用了数十年, 我国也通过多个科技攻关项目, 在铝锂合金的研发、生产与应用方面取得了长足进展, 但与发达国家相比尚有一定差距。本文从国内外铝锂合金的发展历程出发, 深入探讨了铝锂合金的合金化思路、时效析出及强韧化机制。同时, 对铝锂合金新型的成形及热处理工艺现状进行了系统的归纳总结。最后, 提出了我国目前在铝锂合金开发应用方面存在的问题并对该系合金的发展方向进行了展望。

关键词: 铝锂合金; 合金化; 成形工艺; 热处理; 发展方向

中图分类号: TG146.21

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2021)03-1069-15

锂(Li)是自然界最轻的金属元素, 其密度仅为 0.534 g/cm^3 。一般情况下将含锂元素的多元铝合金称之为铝锂合金。大量研究表明, 铝合金中每添加1%的Li, 可使合金整体密度降低3%, 弹性模量增加6%^[1]。若使用铝锂合金来代替传统的铝合金材料, 可使相关零部件质量降低10%~20%, 并能够使刚度提高15%~20%^[2], 其强度可媲美2024、7075等传统铝合金材料。除了具有质量轻、模量和强度高优点以外, 铝锂合金还兼具优良的抗疲劳性能和耐腐蚀性能。同时, 铝锂合金的制备、成型及维修成本均较复合材料要低, 仅为碳纤维复合材料的10%^[3]。在航空航天轻量化要求日益严峻的情况下, 铝锂合金被认为是21世纪航空航天的主要结构材料, 并已成为美、英、法、俄等发达国家争相研制开发的热点。

1 国内外 Al-Li 合金的发展及应用

1.1 国外 Al-Li 合金的发展及应用

国外铝锂合金的发展历程可以根据其成分及性能特点划分为3个阶段, 相应的铝合金产品也被划分为3代^[4]。第1阶段是铝锂合金发展的初级阶段。1924年德国科学家首次将Li元素(仅0.1%, 质量分数)加入Al-Zn-Cu-Mn系铝合金中, 成功研制出第1个含Li的Scleron铝合金(Al-12Zn-3Cu-0.6Mn-0.1Li)。不过真正让铝锂合金受到重视的还是1958年美国研发的2020铝合金(Al-4.5Cu-1.0Li-0.8Mn-0.5Cd)以及1965

年前苏联研发的BAД23铝合金(Al-5Mg-2Li-0.5Mn), 这2类合金属于第1代铝锂合金的代表。美国用2020替代7075合金制作海军RA-5C军用预警飞机主翼上、下蒙皮及垂直尾翼上的部分构件, 使得单架飞机减重6%。该牌号铝合金构件的服役期长达20年, 开创了铝锂合金在工业应用上的先河。

铝锂合金第2阶段的发展主要是受到20世纪70年代接连2次的石油危机冲击所推动。由于石油价格猛涨, 迫使航运工业必须考虑通过轻量化来节省油耗。由此催生的第2代铝锂合金主要有前苏联研制的中强可焊的1420、1421、1423以及美国研发的2090合金(Al-2.2Li-2.7Cu-0.12Zr)。而且在此期间, 全球共召开6次专题会议深入探讨了铝锂合金的发展方向。一系列轻质、高强和中强耐损伤型的铝锂合金产品被成功研制, 取代了航运工业中广泛使用的2024及7075等传统铝合金^[5]。例如前苏联研制的1420铝锂合金被应用于制造Mig-29、Su27、Su235等战斗机的机身、油箱及座舱以及一些中、远程导弹弹头壳体^[6]。此后, 又在1420合金中加入Sc等微合金化元素又开发出了1421和1423合金以提高其强度、可焊性及抗蚀性能; 美国Alcoa公司利用高强可焊的2090-T86(Al-2.4Li-1.3Cu-1.2Mg-0.12Zr)挤压型材和2090-T81板材代替了7075合金; 美国Lockheed Martin公司使用8090合金制造Atlas载荷舱, 减重效果达182 kg^[7]; 英国Alcan公司研制的中强8090-T87和较高损伤容限

收稿日期: 2020-03-17

基金项目: 国家自然科学基金(51871033); 中南大学轻质高强结构材料重点实验室开放基金; 重庆市留创计划(cx2018002)

作者简介: 王一唱, 女, 1993年生, 博士生, 重庆大学材料学院, 教育部轻合金材料国际合作联合实验室, 重庆400044, E-mail: wangyich1993@163.com

的 8090-T81 合金在欧洲的 EFA2000 战斗机、EH101 直升机以及 A330/340 大客机上进行了大量装机试验;与此同时,欧洲最大的铝业生产厂家 Pechiney 公司也研制开发出 2091 合金 (Al-2.0Li-2.3Cu-1.5Mg-0.12Zr)^[8]。经过 20 世纪 80 年代的繁荣发展,铝锂合金取得了举世瞩目的研究和应用成果。相较于第 1 代铝锂合金,第 2 代合金系列含 Li 量更高(1.9%~2.7%),Cu 含量有所降低(<3%),因而合金构件轻量化效果显著,弹性模量显著提升。然而较 2xxx 和 7xxx 系铝合金而言,铝锂合金成型工艺复杂,生产成本更高。此外,第 2 代铝锂合金还存在严重的各向异性,强度及塑韧性水平低、热稳定性差,因而在性能优势上较传统铝合金并不明显,难以在航空领域经济、有效、持续地应用^[9,10]。

到 20 世纪 90 年代,世界各国在低成本、高效率、远距离发射装置计划以及超轻油箱计划的实施过程中再次加强了对铝锂合金的研究。针对第 2 代铝锂合金中存在的问题,第 3 代铝锂合金在成分上降低了 Li 的含量,提高了 Cu 的含量,还通过 Ag、Zn 等元素的微合金化效果进一步提高了合金的性能^[11]。此外,科研工作者们不再仅仅着重于铝锂合金的普通应用性能,而且开始关注其特殊的优势性能。在此期间,美国研制出了超高强、可焊的 Weldalite2049 (Al-Cu-Ag-Mg-Li) 合金,该合金室温强度高达 680 MPa,在 250 °C 下仍能达 483 MPa^[12]。若配合 XD 工艺和新颖的结构设计,使用 Weldalite2049 合金可将太空发射成本由 6800 美元/kg 降低到 660 美元/kg。

在此基础上改良的一系列新型铝锂合金,如 2095、2096、2195、2196、2197、2198 和 2199 等,在先进航天器和大型客机上均得到广泛应用。其中 2195 铝合金在强度上表现出色,被美国用于代替 2219 合金制作“奋进号”航天飞机外储箱,使其航天运载能力提高 3.4 t。为了克服 2124 寿命较低的问题,2197 合金在 F-16 战斗机的后机身舱壁上也获得了成熟应用。NASA 航天工程“星座计划”中的战神-I 火箭上面级和芯级的液氢、液氧贮箱全部采用 2195 合金制造,2199-T8E79 板材和 2199-T8 薄板分别用于制造飞机翅膀和机身蒙皮。美国 Alcon 公司联合 Dayton 大学共同研制出的 AF/C-489 及 AF/C-458 铝锂合金具有各向异性低的特点,可用于要求耐疲劳、抗腐蚀、可焊性及强韧性高的零部件^[13]。美国 Alcon 公司研制的 C-155 合金抗疲劳性能较 2024-T351 和 7075-T651 合金都有显著提高^[14]。

受益于欧美等国家在航空航天事业上的飞速进展,目前第 3 代铝锂合金已在全球范围内实现规模化

生产。同时,全球一些大型科研院所以及生产企业已经着手第 4 代铝锂合金的开发工作并且取得一些新成果。与第 3 代铝锂合金相比,新一代合金在成分上将会继续降低 Li 含量,伸长率也会有所降低。不过强度、断裂韧性会提高,其他性能仍能达到甚至超越第 3 代铝锂合金的水平。

1.2 国内 Al-Li 合金的发展及应用

我国对铝锂合金的研究起步较发达国家晚约 30 年,技术基础相对薄弱。20 世纪 60 年代,东北轻合金加工厂模仿 2020 铝合金研制出了 S141 铝锂合金板材,这是我国自研的首批铝锂合金板材,但因其塑性较低及设备工艺等条件制约而未能实现工业化生产应用^[15]。

国内从 20 世纪 80 年代开始正式对铝锂合金展开深入研究。当时国家科学技术委员会将铝锂合金的研发列为重点攻关项目。“七五”时期在国家有关项目的大力支持下,西南铝业联合中南大学、东北大学以及航天 703 所等科研单位联合承担了铝锂合金的攻关任务。主要是研究铝锂合金的熔铸及加工工艺,同时开展仿 2091 铝锂合金的研制任务。“八五”期间我国的铝锂合金研究工作进入高潮,分别对 1420、2090、2091、8090、2195 以及 2197 等牌号的铝合金进行跟踪研究,成功研制出具有自主知识产权的 2A97 和 X2A66 等综合性能良好的中强铝锂合金,还试制了大规格薄壁的 2195 挤压材^[16,17]。上述科研单位还在西南铝业研制建成了我国第 1 台 1 t 级的铝锂合金半连续熔铸机组,实现了我国在“八五”期间制定的有关铝锂合金半连续铸造工艺研究的目标,为我国铝锂合金的研究应用奠定了坚实基础。“九五”期间,我国从俄罗斯引进了 6 t 的铝锂合金熔铸产线以加强铝锂合金的工业化生产力,成为继美、俄、英、法之后第 5 个能独立生产铝锂合金的国家。相关部委根据我国航天工业的发展规划,提出要从“中强铝锂合金”向第 3 代“高强铝锂合金”的研究转变。中南大学联合西南铝业从 Weldalite049 等第 3 代铝锂合金的合金化、热处理工艺中获得启示,以 2195 合金为基础深入研究了各合金元素及不同工艺制度对合金组织性能的影响。最后通过在半连续铸造机组上的不断摸索,成功试制出 2195 合金 $\Phi 310\sim 450$ mm 规格的圆锭、300 mm $\times$ 1200 mm 扁锭、 $\Phi 360$ mm $\times$ 15 mm $\times$ 1200 mm 挤压管材以及 2~5 mm $\times$ 700 mm $\times$ 800 mm 的板材。铸锭的组织检测、杂质含量均符合技术要求,其性能可与美国 Alcoa 公司生产的 2195 合金相当^[18]。由此表明,我国已具备 2195 铝锂合金的大规模研制水平,对促进我国航空航天工业先进结构材料的发展意义重大。

“十五”期间,在国防科工委和总装备部的支持下,相关科研院所重点着手 2197 和 2195 合金的性能优化和工业化生产技术,最终自主研发出国内第 3 代铝锂合金 2A97。“十一五”期间,高强韧铝锂合金薄板材以及高模量低密度的铝锂合金成为热门研究领域。“十二五”期间高强韧铝锂合金大规格厚板的应用技术又成为了研究重点。

特别地,我国在利用稀土微合金化方法改善铝锂合金性能上取得重要进展。我国从 20 世纪 80 年代开始研究 Ce 在铝锂合金中的作用,证明添加微量 Ce 可使 2090 合金的综合性能显著改善,其中,合金的疲劳极限提高了 80%,疲劳寿命提高约 1 倍,疲劳长裂纹和短裂纹扩展抗力均明显改善,室温拉伸塑性提高了 35%~50%,断裂韧性提高 10~20 MPa·m^{1/2}。这是最受国外研究界重视的我国铝锂合金的研究成果,同时也结合了我国的资源特色,具有深远的发展前景。

纵观我国铝锂合金的发展历程可见,从七五计划开始、持续共 40 多年的探索中,我国不仅在地建立了铝锂合金的研发基地,而且培养造就了一支具有较高理论水平和实际生产经验的科研队伍,相关的科研生产实力已达到 20 世纪 90 年代美、俄等国的水平,同时在稀土铝锂合金的研究方面还形成了自己的特色^[19,20]。这些都标志着我国在铝锂合金的合金化、成形工艺及热处理技术等方面已取得长足进展。

2 铝锂合金的合金化设计

改善铝锂合金综合性能的有效方法之一便是通过优化合金成分以调控微观组织。新一代铝锂合金属于 Al-Cu-Li 系合金,与第 2 代铝锂合金相比,其主合金元素的发展方向为 Cu 含量提高和 Li 含量降低^[21]。此外,还在铝锂合金中添加少量 Mg、Mn、Zn、Ag、Sc 等微合金化元素,对铝合金的性能影响也各有差异^[22],几种常见的合金元素及其对合金性能的影响如表 1^[23,24]所示。本节从主合金元素、微合金元素、其他增强相颗粒和杂质元素 4 个方面分别介绍铝锂合金的合金化设计发展现状。

2.1 主合金元素

Cu 和 Li 是铝锂合金的主要强化元素,二者高温时在铝基体中固溶度很高,因而可以起到很好的固溶强化效果。除此之外,在铝合金中加入 Cu 与 Li 可以生成 θ 相 (Al₂Cu)、 δ' 相 (Al₃Li) 和 T₁ 相 (Al₂CuLi) 等时效强化相^[24-26],Cu/Li 含量比的不同会影响这些强化相的分布情况和体积分数。

表 1 常见的合金元素及其相关性能总结

Table 1 Brief summary of common microalloying elements and their related properties^[23,24]

Element	Precipitate	Content, $\omega/\%$	Main effect
Li	δ' (Al ₃ Li) T ₁ (Al ₂ CuLi)	0.9~1.8	Solid-solution strengthening, precipitation strengthening, density decreasing
Cu	θ' (Al ₂ Cu) T ₁ (Al ₂ CuLi)	2.0~4.0	Solid-solution strengthening, precipitation strengthening
Mg	'Ag-Mg' cluster	0.3~0.5	Precipitation strengthening
Ag		0.2~0.5	
Zr	β' (Al ₃ Zr)	0.1~0.2	Grain refining, texture control,
Mn	Al ₂₀ Cu ₂ Mn ₃ Al ₆ Mn	0.3	govern of recrystallization
Sc	Al ₃ Sc	0.15	Grain refining, plasticity increasing, govern of recrystallization
Ce	τ' (Al ₈ Cu ₄ Ce)	0.04~0.14	Melt purification, grain refining

Li 可以显著降低合金密度并提高合金的弹性模量,并能在合金中生成与基体共格的 δ' 相 (Al₃Li),但具有 L1₂ 型结构的球形 δ' 相易引起共面滑移而影响合金的塑韧性及热稳定性,因此 Li 的含量需要严格控制。目前所使用的新型铝锂合金的锂含量一般会控制在 1.8%(质量分数)以内^[27]。在 Al-Li 体系中加入 Cu 元素,可使铝合金在时效过程中形成丰富的含 Cu 相,除常见的 θ' 和 T₁ 强化相外,还有可以改善合金韧性的 T₂ 相 (Al₆CuLi₃)、T_B 相 (Al₇Cu₄Li) 等^[28]。此外,添加 Cu 还能在一定程度上减小晶界无析出带 (PFZ) 的宽度,从而提高合金强度和塑韧性;但 Cu 含量过高时,会增加合金的密度并促使合金中间相的形成,故 Al-Cu-Li 系合金中 Cu 的质量分数一般为 2%~4%^[29,30]。

2.2 微合金化元素

2.2.1 Mg 和 Ag

Mg 是 Al-Cu-Li 中最重要的微合金元素。Mg 元素的加入可起到固溶强化的作用,这种强化效应可用原子团簇理论来解释。Hirosawa 等人^[31,32]研究发现 Mg 原子通常存在于与之距离较近的 Li 原子周围,并且吸附空位从而形成“Mg-Li-空位”团簇,从而为 δ' 相的形核提供条件。Ringer 等^[33]则认为由于 Mg 原子和空位之间的结合能比较高,因此合金在淬火过程中产生大量的过饱和空位易被 Mg 原子捕获形成“Mg-空位”对,从而在时效初期促进 GP 区的形成;除此之外,“Mg-

空位”对还能捕获 Cu 原子形成“Cu-Mg-空位”复合团簇, 由于原子尺寸 $\text{Cu} < \text{Al} < \text{Mg}$, 所以形成“Cu-Mg-空位”复合团簇能够弥补原子错配度, 降低激活能。这种复合团簇能在时效初期形成溶质偏聚区, 为后续时效析出相的形核提供有利条件。Chen 等^[34]研究发现向 Al-2Li-2Cu-0.2Zr 合金中加入 0.5% Mg(质量分数)可以将合金抗拉强度和屈服强度分别提高至 443 MPa 和 366 MPa, 但当 Mg 含量提高至 1%时, 合金中会析出粗大 S'相 (Al_2CuMg), 合金的力学性能有所下降。

在铝锂合金中单独加入 Ag 的硬化效果并不明显, 但复合加入 Mg 和 Ag 则能使合金产生额外的时效强化效果^[35], 它们的存在促进了 θ' 和 T_1 相在时效过程中的析出^[36]。郑子樵等^[37, 38]研究发现, Mg 和 Ag 之间具有很强的相互作用, 淬火后及时效初期, Ag 和 Mg 在基体 $\{111\}_{\text{Al}}$ 面上偏聚, 形成大量“Ag-Mg”原子团簇, 促使 Li 和 Cu 原子不断向“Ag-Mg”原子团簇扩散, 从而提供了 T_1 相形核所需要的条件。Araullo 等^[39]利用三维原子探针技术研究 AA2198 铝合金 (Al-1.35Cu-3.55Li-0.29Mg-0.08Ag) 在时效过程中的相转变, 发现 Ag 和 Mg 原子在 T_1 相的长大过程中会进一步扩散至相界面 (如图 1 所示^[39]), 使 $\{111\}_{\text{Al}}$ 面上的错配应变降至最小, 更有利于 T_1 相的长大^[37-40]。此外, 在 Al-Cu-Li 合金中同时添加 Mg 和 Ag, 会在 $\{111\}_{\text{Al}}$ 生成一种新的片状 Ω 相, 与基体共格的 Ω 相能有效阻止位错滑动, 可大幅提高材料的力学性能。 Ω 相的成分与 θ' 相的相同, 但其热稳定性高, 因此能提高合金的高温耐热性能^[40]。

2.2.2 Zr 和 Mn 等过渡族元素

Zr、Mn 等过渡族元素由于自身的性质和较为特殊的电子结构, 可作为铝锂合金良好的变质剂以细化铸锭组织、改善铝锂合金的强韧性。Zr 在铝基体中的

固溶度非常小, 添加(质量分数)0.1%~0.2%的 Zr 到铝合金中, 在均匀化过程中便可在晶界或亚晶界处形成弥散的球状 β' (Al_3Zr) 粒子, 这些粒子在后续变形和热处理过程中可以钉扎晶界和位错, 从而显著抑制合金的再结晶行为, 并降低铝合金的应力腐蚀倾向和淬火敏感性等^[31, 35]。另外, Al_3Zr 颗粒还能作为 δ' 相的形核质点, 使其弥散分布而提高合金强度。然而, 如果合金中含 Zr 量过大, 晶界处也会形成尺寸较大的析出相, 对合金的性能起负面效应。

Mn 加入到铝锂合金中可形成 $\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$ 或 Al_6Mn 弥散粒子, 这些弥散相能抑制合金晶粒长大并分散共面滑移, 从而降低材料各向异性以提高合金塑性^[41]。同时, 由于 Mn 等过渡族元素在铝基体中的固溶度和扩散速率都比较低, 其第二相能够均匀弥散分布且在高温下不易粗化, 因而含 Mn 粒子也能抑制合金在热处理过程中的再结晶过程。但是 Mn 含量过高时, 合金中会出现初生 $\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$ 或 Al_6Mn 相, 脆性初生相在后续热处理中难以消除, 因此会降低合金塑性和强度^[34]。

2.2.3 Sc、Ce 等稀土元素

稀土元素位于元素周期表的第三副族, 原子半径大, 化学性质非常活泼, 几乎能和所有元素相互作用形成稳定化合物^[38]。稀土元素由于其独特的电子结构以及物理化学性质, 加入铝合金后可以起到变质、净化和强化作用等。在铝合金中加入微量稀土元素便能显著影响合金的显微组织, 提高塑性、腐蚀抗力、焊接性能, 并净化合金、弱化杂质元素的危害^[42]。

Sc 是铝锂合金中最有效的变质剂, 它具有过渡族和稀土元素双重性质。在合金凝固过程中, 部分 Sc 以共格 Al_3Sc 粒子析出, 这些弥散分布的粒子尺寸只有 20~30 nm, 可显著细化铸锭晶粒并抑制再结晶, 促使 T_1 和 S'相在小角度晶界上大量弥散析出, 从而提高合金的塑性、强度、焊接性和腐蚀抗力等。Shi^[43]等在 Al-3Li-1.5Cu-0.15Zr 合金中复合加入 0.15% Sc(质量分数)时, 合金中会形成核壳结构的 $\text{Al}_3(\text{Li}, \text{Sc}, \text{Zr})$ 复合相, 使晶粒显著细化, 时效后合金延伸率提高至 5.5%, 综合性能得到显著改善。

另外研究发现, 在铝锂合金中加入 0.04%~0.14% (质量分数)Ce 元素, 在合金中可生成 $\tau'(\text{Al}_8\text{Cu}_4\text{Ce})$ 相, 对合金组织和性能起到显著的改善作用^[44, 45]。首先, Ce 在铝锂合金凝固过程中可以起到变质作用, 能减小铸造铝合金枝晶间距, 细化铸造组织; 其次, Ce 还可以净化熔体, 微量 Ce 易偏聚于晶界附近, 减少了 H、Na、Fe 等杂质元素引起的晶界弱化, 改善了合金断裂韧性; 第三, Ce 在铝合金中可起到微合金化作用, 对

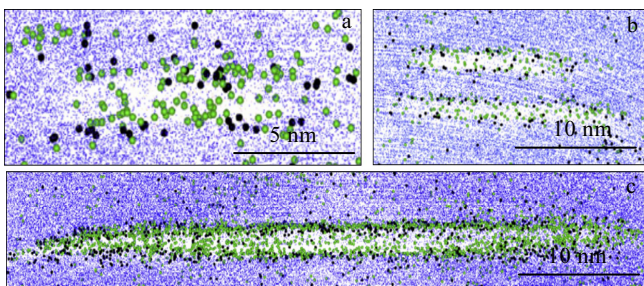


图 1 T_1 相在 $\{111\}_{\text{Al}}$ 面上随时效时间延长的三维原子探针图
Fig.1 Atom probe images of cross sections of various T_1 plate found to lie on $\{111\}$ plane at 0 h (a), 2 h (b) and 84 h (c) (Al, blue; Mg, green; Ag, black)^[39]

铝合金起一定的改性效果: 一方面, Ce 可以提高合金中 Cu 原子的结合能, 延缓了时效进程并促使 T_1 相弥散分布; 另一方面, Ce 可部分取代 δ' 相中的 Li, 因 Ce 原子直径较大, 增加了 δ' 相 $\{111\}$ 面的层错倾向, 有助于抑制共面滑移, 从而提高合金的塑性和耐高温性能。与 Sc 相比, Ce 的价格成本更低, 因此在铝锂合金中加入 Ce 已成为当下研究热点之一。

除了常见的 Sc、Ce 等常用稀土微合金元素以外, 在铝锂合金中加入微量 La、Y、Er 等稀土元素也能在一定程度上改善合金的综合性能, 降低杂质元素对合金的不利影响^[42]。La 的作用与 Ce 相似, 可减少铝锂合金中由于 Na、K 等杂质引起的晶界弱化, 降低铝锂合金板材的各向异性, 提高合金塑形和强韧性等^[42]。在 2519 铝合金中添加 0.1% Y, 可加速合金的时效强化速度, θ' 相在 165 °C 时效峰值时的尺寸和析出密度增加, 主要是由于形成的 AlCuY 金属间化合物有效抑制了基体的变形和晶界迁移, 从而提高了合金的高温力学性能^[46]。在 Al-Cu-Mg-Ag-Zr 合金中添加 Er, 时效初期 Er 原子和空位发生强交互作用, 减少了 Mg、Ag 原子的扩散通道, 抑制 Ag-Mg 原子团的形成, 抑制了 Ω 相形核, 延迟合金在人工时效时的析出响应, 提高合金强度和耐热性能^[47-49]。

2.3 其他增强相颗粒

铝基复合材料由于其高强度、优异的疲劳、耐磨性和耐腐蚀性能, 近年来受到研究者越来越多的关注。铝基复合材料主要由 SiO_2 、 Al_2O_3 、SiC、 B_4C 、TiC、 TiB_2 和 Si_3N_4 等陶瓷颗粒作为合金增强剂^[50]。目前对铝锂合金的金属基复合材料来说, 碳化硅颗粒 (SiC_p) 和碳化硅晶须 (SiC_w) 具有最好的强化效果和最广泛的应用前景。SiC 具有较好的热力学、化学及高温稳定性, 以及高模量、高强度和低密度等特点, 因此 SiC 颗粒或晶须作为一种弥散增强剂, 已被广泛地应用于各种结构材料中^[51,52]。SiC 增强剂可通过铸造法、粉末冶金法、溅射沉积法等添加至铝锂合金中, 由于其与铝基体界面结合良好, 且 SiC 和铝的热膨胀系数相差 6 倍, 因而在成型过程中由于体积收缩差导致的错配应变会使基体中产生大量位错而提高铝锂合金的强度。Dong 等^[53]向 Al-2.1Li-2.1Cu-1.1Mg-0.1Zr 中加入 22% 的 SiC_w (体积分数), 由于引入晶须增强相, 合金中位错密度提高 (如图 2), 因此在时效过程中可作为形核质点促进了 δ' 和 S' 相的早期形核与长大, 提高了合金的强度和耐热性。

除 SiC 外, TiB_2 增强剂具有硬度高、弹性模量高、化学稳定性好等优点, 比同类产品更能有效地改善合金性能。Wu^[50]等成功地合成了高锂铸态 $\text{TiB}_2/\text{Al-Li-Cu}$

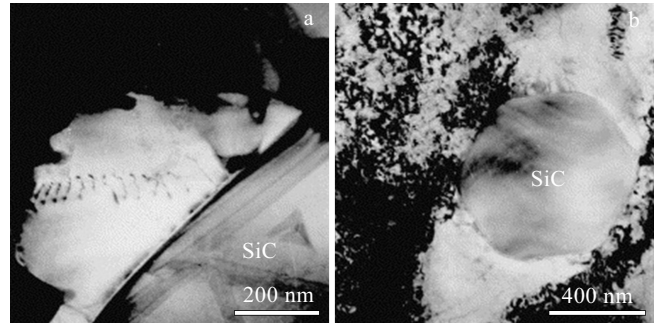


图2 SiC_w/Al 界面处的 TEM 显微照片

Fig.2 Dislocations near the SiC_w/Al interface in the composite observed by TEM: (a) generation of dislocation from the SiC/Al interface and (b) high density dislocations around a whisker^[53]

复合材料, TiB_2 粒子在基体中形成团簇, 大量第二相沿晶界分布 (如图 3 所示), 经固溶处理后大部分第二相可溶解到 $\alpha\text{-Al}$ 基体中。合金中的稳定粒子在高温下可有效钉扎晶界, 该复合材料表现出良好的强度和热稳定性。

2.4 杂质元素

铝锂合金对各种有害杂质元素比较敏感, 常见的杂质元素有 Fe、Si、H、Na、K、Ca 等。Si 和 Fe 的是铝锂合金中主要的杂质元素, 它们会形成点状 Al_3Fe 相和骨骼状 Mg_2Si 等第二相。这些第二相尺寸较大且熔点高, 常规热处理很难将其完全消除, 因此这些脆性粒子会使合金内部出现应力集中, 严重损害合金的塑形和断裂韧性。另外, 受到这些杂质元素的影响, 铝锂合金中的强化元素也会有所消耗。如 Cu 元素会与 Fe 相互作用形成粗大的 Al_7CuFe 相, 降低合金强度

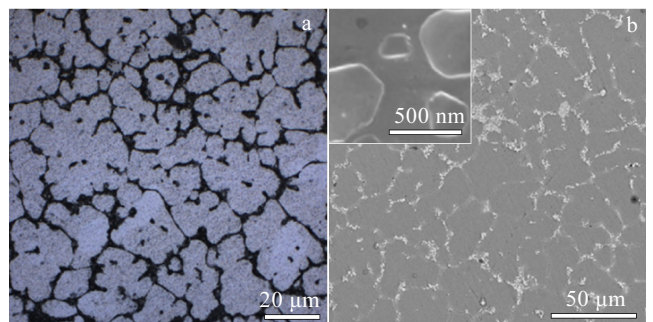


图3 铸态 $\text{TiB}_2/\text{Al-Li-Cu}$ 复合材料的显微组织

Fig.3 Microstructures of as-cast $\text{TiB}_2/\text{Al-Li-Cu}$ composite: (a) optical microstructure and (b) backscattered electron (BSE) image (the inset in Fig.2b shows dispersion of TiB_2 particle and its typical morphology)^[50]

和塑韧性。然而, Fe、Si 等杂质元素在铝合金熔炼过程中一般难以避免, 因其来源主要是熔炼工具。因此, 为提高合金纯净度及综合力学性能, 需要尽量使用清洁的工具以防止在熔炼过程中引入过多杂质。

此外, 由于 Li 性质活泼, 极易与空气中的水分发生反应, 因此在熔炼过程中 H 会大量溶解于铝锂合金熔体中, 在凝固后合金中会形成脆性 LiH 和 Li_3AlH_6 相, 导致“氢脆”现象发生^[30]。铝锂合金的多种失效形式, 如脆性断裂、疲劳损伤和应力腐蚀断裂等, 都可能与氢脆有关, 因此 H 对铝锂合金的性能危害最大。目前, 许多铝业公司已采用真空精炼工艺来改善铝锂合金中 H 的溶解量, 在提高铝锂合金综合性能方面已取得显著进展。

碱金属 Na、K、Ca 主要作为 Li 的伴生杂质被引入铝锂合金中。这些元素在铝合金中溶解度很小, 多偏聚于晶界附近, 导致晶界结合力降低, 进而降低裂纹扩展能、加速裂纹扩展, 使合金塑性、韧性有所降低^[54]。

2.5 析出强化相第一性原理计算

在铝锂合金中加入 Mg、Ag、Sc、Ce 等合金元素, 可显著影响 δ' 和 T_1 相的数量和体积分数, 因此从原子层面上理解合金元素对第二相析出过程的影响机理格外重要。另外, 材料的很多宏观性能与微观电子性质息息相关, 原子的电子结构可决定材料电导率、振动谱和磁有序等基本性质。第一性原理计算方法不需要依赖实验结果即可获得原子基态下的电子结构, 因此可以计算原子尺度的析出相性质和析出相与基体之间界面的性质, 从而预测合金的宏观性能。

许多研究发现, 合金中加入合金元素可以提高强化相的某些特性。Gu^[55]等基于密度泛函理论 (DFT) 的第一性原理计算方法, 从理论上研究了掺杂 Fe、Si、Mn、Ti 和 Zr 对 Al_2Cu 相结构和稳定性的影响。根据各掺杂元素的优先位占比, 发现掺杂的 Al_2Cu 相在结构稳定性、晶体结构、体积模量和电子结构等方面表现不同, 加入 Fe、Ti 或 Zr 元素能有效提高 Al_2Cu 相的结构稳定性。Tian^[56]等采用第一性原理研究了掺杂元素 $X(X=\text{Sc}, \text{Ti}, \text{Cu}, \text{Zn}, \text{Zr}, \text{Ag})$ 及掺杂浓度对 Al_3Li 相的弹性性能、硬度、各向异性和德拜温度等的影响。基于 L_{12} 结构的 Al_3Li 相, 分别建立了 $1\times 1\times 4$ 和 $2\times 2\times 2$ 的超胞如图 4 所示: 在超胞中, 单个合金元素会取代 Al_3Li 相中的单个 Al 或者 Li 原子, 从而构建了掺杂浓度分别为 6.25% 和 3.125% (原子分数) 的超胞, 超胞 $\text{AlLi}-X$ 的化学式分别为 Al_5Li_2X 、 $\text{Al}_6\text{Li}X$ 、 $\text{Al}_{11}\text{Li}_4X$ 和 $\text{Al}_{12}\text{Li}_3X$, 计算所得 Zr、Ti 和 Sc 原子倾向于占据 Li 原子的位置, 而 Ag、Cu 和 Zn 原子更倾向于占据 Al

位置; 形成焓 ΔH_f 的值常用来评估晶体结构的稳定性, 合金元素 X 占 Al 位和 Li 位时形成焓差值的绝对值 $|\Delta H_f|$ 随掺杂浓度的降低而降低。通过第一性原理方法通过求解量子力学方程计算出材料的各种性质, 为研究铝合金的主合金成分元素总量及其配比提供了方便, 是材料设计领域的一个新兴方向。

3 铝锂合金的时效析出与强韧化机制

3.1 时效析出

铝锂合金经固溶淬火处理后得到过饱和固溶体, 在自然时效或人工时效的过程中可弥散析出大量沉淀相, 沉淀相的种类、尺寸及形貌等主要受热处理制度及合金成分影响, 合金的性能也会随析出相的变化而改变。因此, 深入探索铝锂合金时效析出相的微观结构、建立其精确完整的析出序列, 对铝锂合金的研发至关重要。目前, 加入了适量 Cu 元素的新一代铝锂合金时效过程中沉淀相主要有 GP 区、 δ' (Al_3Li) 相、 θ' (Al_2Cu) 相、 T_1 (Al_2CuLi) 相、 S' (Al_2CuMg) 相、 T_2 (Al_6CuLi_3) 相、 T_B ($\text{Al}_7\text{Cu}_4\text{Li}$) 相等^[57], 其特征形貌如图 5 所示。

铝锂二元合金时效析出序列为: 过饱和固溶体 $\rightarrow$ 过渡 δ' 相 $\rightarrow$ 平衡相 δ (AlLi) 相。 δ' 相是 Al-Li 二元合金的主要强化相, 其结构为 L_{12} 型超点阵结构, Li 原子占据 fcc 结构的顶角位置, Al 原子占据面心位置。 δ' 相与铝基体完全共格且错配度低, 再加之 Li 原子与空位结合力高, 导致 δ' 相在铝锂合金中形核极快。球形的共格 δ' 粒子可在铝锂合金中起到沉淀强化作用, 变形时位错多切过 δ' 粒子, 这为后续位错继续切过该面提供了有利条件。合金中易出现共面滑移现象, 使位错在滑移面与晶界交叉处堆积, 造成应力集中并诱发裂纹萌生开裂, 使合金强度和塑韧性变差, 易发生脆性断裂^[54, 58]。

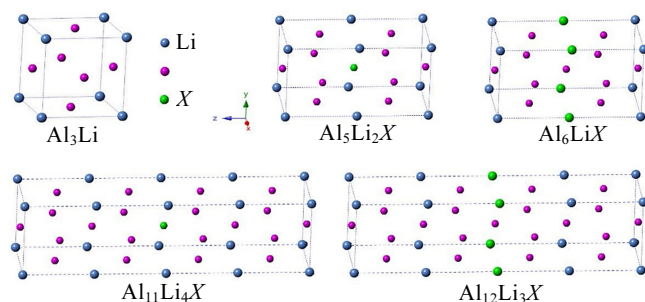


图 4 不同掺杂元素 $X(X=\text{Sc}, \text{Ti}, \text{Cu}, \text{Zn}, \text{Zr}, \text{Ag})$ 及掺杂浓度 (6.25% 和 3.125%, 原子分数) 时 Al_3Li 相的晶体结构

Fig.4 Crystalline structures of Al_3Li doped with alloying element $X(X=\text{Sc}, \text{Ti}, \text{Cu}, \text{Zn}, \text{Zr}, \text{Ag})$ at different alloying concentrations of 6.25at% and 3.125at%^[56]

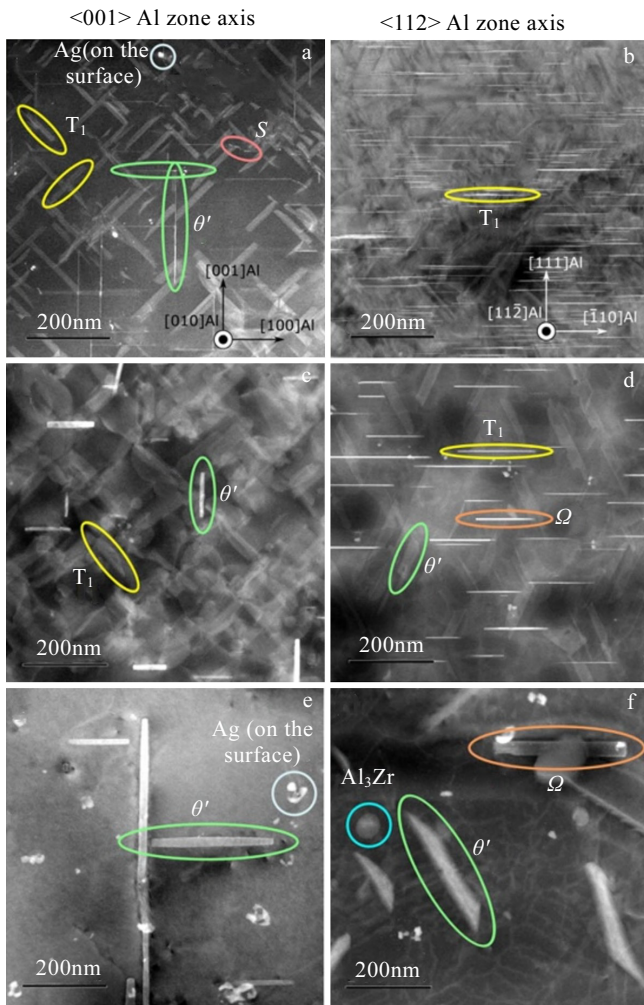


图5 2055合金在3种热处理条件下的STEM图像

Fig.5 STEM images of alloy 2055 under three conditions: (a, b) T83; (c, d) 245 °C/24 h; (e, f) 305 °C/24 h^[57]

第3代新型铝锂合金属于Al-Cu-Li系合金,与第2代铝锂合金相比,主合金元素的发展方向为增加Cu含量和降低Li含量。Cu主要形成 θ' 、 T_1 强化相以及增加韧性的 T_2 相。Li的作用除增加强度和减小合金密度,还参与 T_1 、 T_2 和 θ' 相的形成。 θ' 相的成分是 Al_2Cu ,是具有正方结构且与基体半共格的亚稳相。在Al-Cu-Li-(Mg)合金中, θ' 相的析出行为受Cu含量的影响,当Cu含量较高时, θ' 强化相可更多的析出,提高合金的强度^[59]。 T_1 相的成分是 Al_2CuLi ,是Al-Cu-Li合金中最重要的强化相, T_1 相是与基体半共格的第二相,具有六方晶体结构^[24]。Deng^[24]等研究发现 T_1 相存在与铝基体晶格结构相同的前驱相 T_{1p} ,该相在 $\{111\}_{Al}$ 晶面析出, T_{1p} 的结构模型如图6所示。在该结构模型中,基面和中间层($z=0, 1/2$)由混合的Al和Li原子组成,内层($z=1/4, 3/4$)为富铜层,铜原子沿 $\langle 112 \rangle_{Al}$ 方向呈周期性排列。这一研究结果进一步

加深了对 T_1 相形核长大过程的认知。

此外,新型Al-Cu-Li系合金中还添加了少量Mg、Ag、Mn、Zn、Sc等微合金化元素,使析出的种类、形态变得复杂,时效析出序列也更加多变。添加Mg主要是起到强化作用,Mg可加速GP区形核从而促进 T_1 相析出,同时抑制 δ' 相的生长。复合添加Mg和Ag能生成Ag-Mg团簇,可以产生更大的时效强化效果。Mn在Al-Cu-Li系合金中主要可以形成 Al_6Mn 、 $Al_{20}Cu_2Mn_3$ 等弥散粒子,这些相周围容易形成PFZ,有益于 δ 相的形核,但可能对合金塑性不利。Zn通常固溶在基体中,可以降低Li的固溶度,并加大基体与 δ' 相的错配度以促进 δ' 相的析出,还能促进 $S'(Al_2CuMg)$ 和 T_1 相的析出,提高铝锂合金的强塑性和抗腐蚀性能的作用。Zr, Sc添加的主要作用是形成抑制再结晶的共格 Al_3Zr 、 Al_3Sc 粒子,弥散细小的 Al_3Zr 、 Al_3Sc 粒子有益于 T_1 和 S' 相的大量析出且均匀分布,从而提高铝锂合金的强韧性、耐腐蚀性等。

基于上述组织控制原理设计的新型铝锂合金组织模式如图7所示,各种相的特点与形态见表2^[21,32,34,37,60-62]。铝锂合金中众多第二相因晶体结构、与基体的位向关系及惯习面存在差异,对合金的强化机制有所不同。因此,系统深入地研究并明确微细第二相的形态结构对铝锂合金的工业发展和应用有重要的意义。

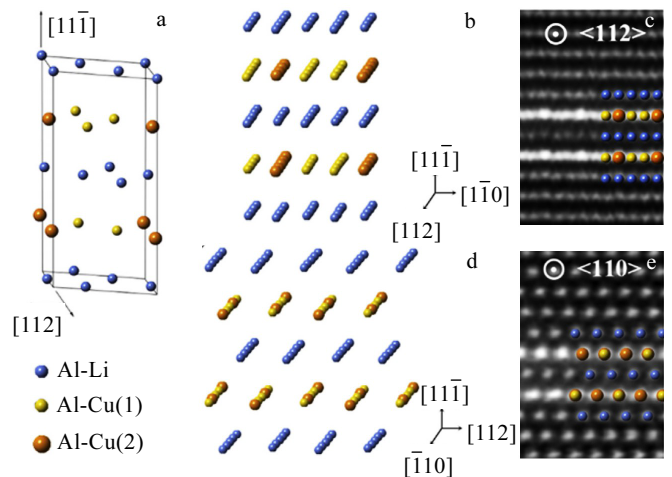
图6 T_{1p} 相的结构模型和HAADF-STEM图像

Fig.6 Structure model of T_{1p} phase (a); perspective views of the structure model of T_{1p} along the $\langle 112 \rangle_{Al}$ (b) and $\langle 110 \rangle_{Al}$ zone axis (d), respectively; HAADF-STEM images overlaid by the projections of structure model along the $\langle 112 \rangle_{Al}$ (c) and $\langle 110 \rangle_{Al}$ zone axis^[24]

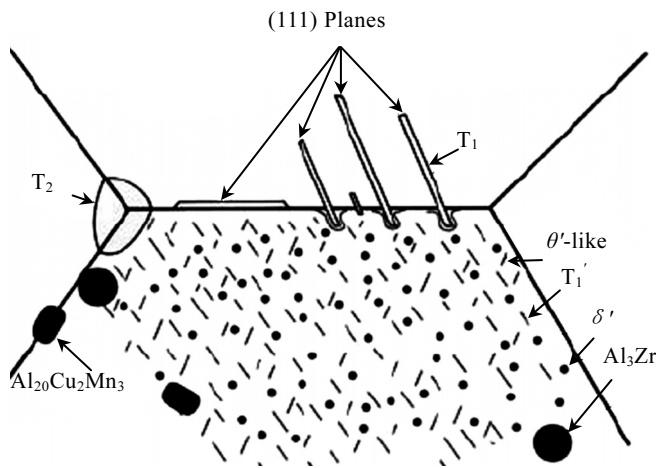


图 7 铝锂合金组织中沉淀相的形貌示意图

Fig.7 Simplified explanation of precipitate microstructure in Al-Li alloys [34]

3.2 强韧化机制

铝锂合金具有高强度、低密度等特点，已被广泛运用于航空航天及兵器制造领域，但由于其塑性和断裂韧性较差，阻碍了其进一步的生产及使用。Al-Cu-Li 合金可通过形变强化、固溶强化、第二相强化和细晶强化等途径来提高合金强度；此外，还可通过减小共面滑移、窄化晶界无析出带及优化合金成分和热处理制度等方式来提高合金韧性^[63, 64]。

3.2.1 强韧化机理

Al-Cu-Li 合金主要可通过固溶强化和第二相强化

来提高强度。固溶时效过程中析出的沉淀相主要弥散分布于合金中，这些弥散粒子可通过阻碍位错运动来实现强化作用。位错与第二相相互作用主要有 2 种形式——位错切过第二相粒子（沉淀强化）和位错绕过粒子（弥散强化）^[65, 66]。在铝锂合金中存在大量与基体共格或半共格的第二相粒子，如 GP 区、 δ' 相、 θ' 相和 T_1' 等亚稳相，位错与这类沉淀相相遇时，会切过粒子与基体一起变形，使得基体与粒子间界面能增加，导致位错切过第二相时必须做大量的额外功，故而提高合金的强度；另一方面，位错遇到 T_1 等尺寸较大、与基体非共格的稳定相时，将受到粒子的阻碍而弯曲。随着外加应力提高，位错线弯曲程度更大，当围绕粒子的位错线在粒子两边相遇时，位错相互抵消，形成了包围第二相粒子的位错环，其他部分的位错线绕开粒子继续前进。此过程需要较大的剪切应力作用，这种强化作用与第二相粒子间距成反比，间距越小则强化作用越大。

众所周知，合金韧性和强度的提高在一定程度上是相互矛盾的，强度的提高往往伴随韧性降低。铝锂合金中的 δ' 相作为主要强化相之一，易被位错切过，被切过的粒子提供了一条更易产生滑移的通道，大量滑移会在同一晶面上产生共面滑移带，这种现象导致了位错堆积在晶界产生应力集中，易使合金内产生显微裂纹进而发生脆性断裂，反而使得塑韧性有所降低。随着时效时间增长，合金中的 δ' 相转化为 δ 相，合金强度降低；另外，分布于晶界处的 δ 相会促使 PFZ 的

表 2 铝锂合金主要析出相及其形貌结构特征

Table 2 Main precipitated phases and their morphologic characteristics in Al-Li alloys [21, 32, 34, 37, 60-62]

Precipitation	Crystal structures	Lattice constant /nm			Morphology and crystal orientation	
		<i>a</i>	<i>b</i>	<i>c</i>		
Metastable phase	δ' (Al ₃ Li)	L1 ₂	0.404	-	-	Coherent, spherical, {111} _{δ'} //{111} _α
	θ' (Al ₂ Cu)	Quadratic system	0.404	-	0.580	Semi-coherent, lamellar, habit plane {100} _α , {100} _{θ'} //{100} _α , [001] _{θ'} //[001] _α
	T ₁ '(Al ₂ CuLi)	Orthorhombic system	0.288	0.86	0.406	Lath-shaped, {100} _{T₁'} //{110} _α
	S'(Al ₂ CuMg)	Orthorhombic system	0.401	0.925	0.715	Semi-coherent, needle-like, [100] _{S'} //[100] _α , [110] _{S'} //[012] _α
	β' (Al ₃ Zr)	L1 ₂	0.405	-	-	Coherent, spherical
Stable phase	δ (AlLi)	Cubic system	0.637	-	-	Lamellar, habit plane {111} _α , {100} _δ //{110} _α , {011} _δ //{111} _α
	T ₁ (Al ₂ CuLi)	Hexagonal system	0.496	-	0.935	Lamellar, habit plane {111} _α , {0001} _{T₁} //{111} _α , [1010] _{T₁} //[110] _α
	T ₂ (Al ₆ Li ₃ Cu)	Hexagonal system	0.40	-	-	Lath-shaped
	T _B (Al ₇ Cu ₄ Li)	Cubic system	0.583	-	-	Lath-shaped, [001] _{T_B} //[110] _α , [001] _{T_B} //[001] _α
	β (Al ₃ Zr)	DO ₂₃	0.432	-	1.693	spherical

形成, PFZ 较晶内强度低, 滑移产生的晶界堆积位错和应力集中可使 PFZ 处发生塑性变形, 从而导致微孔在附近形核并沿 PFZ 扩展形成微裂纹, 最后导致晶间断裂, 使合金塑韧性变差^[44]。除第二相的影响外, 铝锂合金中的杂质 H、Na、K、Ca 等若在晶界处偏聚, 也会导致合金内产生微裂纹和应力集中, 严重损害合金的强韧性。

3.2.2 强韧化途径

针对上述铝锂合金的强韧化机理, 主要可采取优化成分设计及优化处理工艺等方式提高合金的强韧性能。

在合金成分设计上, 可适当降低 Li 含量, 故而可以减少 Na、K 等伴生杂质的不良影响; 此外, 更少的 Li 可减少 δ' 相引起的共面滑移和氢脆现象, 从而提高合金的强韧性^[63]。除了主合金元素外, 加入 Mg、Ag 等元素, 除了可以提高固溶强化效果外, 还能形成“Mg-Ag”团簇促进 T_1 相析出, 位错难以切过 T_1 相而只能绕过, 从而降低了铝锂合金共面滑移的倾向, 促进合金均匀变形, 显著改善铝锂合金的强韧性^[35]; 加入 Zr、Sc 等, 可以形成 $Al_3(Zr, Sc)$ 弥散粒子, 细化组织、抑制再结晶, 均能提高合金的强度和塑韧性^[48]; 另外, 加入 Ce、La 等合金元素, 也可形成许多位错难以切开的非共格相, 进一步提高合金的强韧性。

此外, 优化合金工艺和热处理制度也会起到很好的强韧化效果。铝锂合金在固溶处理后进行适当的冷变形可加快时效的沉淀动力学, 并能引入大量位错, 成为 S' 、 T_1 等非共格相在时效过程中的形核质点, 使沉淀相粒子大量、弥散且均匀地分布在基体中, 减少了晶界处的应力集中, 提高了强度和韧性^[67]。Li 等^[68]研究了预变形对高纯 Al-Cu-Li 合金 180 °C 时效后组织和力学性能的影响, 经冷轧变形的合金随着预变形量的提高, 合金中 S' 相的密度增大, 尺寸减小, 这种高密度、细小的 S' 相以及高密度位错导致了合金峰值硬度和强度的提高。优化热处理制度, 比如采用分级固溶、时效等, 也被证实可以促进 S' 相等弥散、均匀的形核并阻碍 PFZ 的粗化, 从而改善合金的强韧性^[57, 58]。

4 Al-Li 合金的成形工艺及热处理制度

4.1 熔铸工艺

4.1.1 熔炼工艺

自 20 世纪 80 年代以来, 国内外对铝锂合金的研发大都是基于变形态合金。相对于变形合金, 铸造铝锂合金中含 Li 量可更高, 因而其轻量化效果将更加显著。同时, 有关研究表明铝锂合金对细小结构型腔的复制能力要优于普通铝合金^[69]。塑性变形工艺难以成形的诸如飞行器贮箱、仪器舱等大型复杂薄壁零件完全可以通过

铸造工艺完成^[70]。基于铸造成型工艺特点, 凝固过程中还将得到各向同性的显微组织, 这将显著提高合金的抗应力腐蚀性能。综上所述, 通过铸造的方式制备的形状复杂、性能优良的铝锂合金铸件将有望加快推进铝锂合金在航空航天领域的应用进程。

与其他合金元素不同, Li 元素化学性质非常活泼, 在熔炼过程中易与空气、熔炼工具上的水分和氧气发生反应而导致吸氢及氧化烧损。而且由于 Li 与 Al 的原子密度差异较大, 在熔炼保温过程中还极易产生比重偏析。另一方面, 熔体质量特别是熔体中氢和碱金属 (Na、K、Ca 等杂质元素) 含量会严重影响铝锂合金铸件组织及性能。相关研究数据表明^[71], 铝锂合金在无气体保护的熔铸条件下, 其合金铸锭含氢量比传统铝合金高约 50 倍, 熔体中的氢与碱金属在晶界所形成的氢氧化物会显著降低合金的强度及塑性。当含氢量过高时, 熔体中还会形成在碱性金属氧化物中最稳定的 LiH 夹杂, 严重影响铝锂合金的机械性能。目前铝锂合金的熔炼保护工艺主要有熔剂保护、惰性气体保护及真空熔炼 3 种。

保护熔剂通常应具有熔点低、密度小、黏度低和流动性好等特点, 理想熔剂需能在熔体表面铺展开来达到最佳的保护效果。铝锂合金熔体的覆盖剂通常是由 LiF、KCl 和 LiCl 等组成的混合盐。国外多采用 LiF 和 LiCl 的混合熔剂作为铝锂合金覆盖剂, 其保护效果较好。东北轻合金加工厂曾使用 50%LiF+50%KCl 作为混合熔剂并发现每小时 Li 的烧损量能控制在 0.14% 以下。不同保护熔剂对 Li 元素的保护效果如图 8 所示^[72]。另外, 由于熔剂在保存过程中时会吸收空气中的水分而受潮, 因而在使用前务必要将熔剂烘干。

熔炼铝锂合金的保护气体通常为氩气或氦气, 为了尽可能降低保护气体中的水及氧含量, 可使用分子

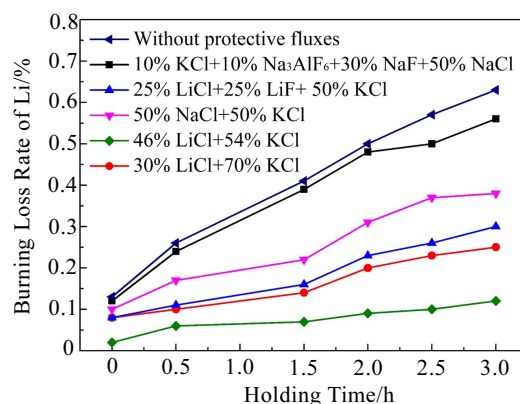


图 8 铸造铝锂合金的保护剂效果

Fig.8 Effect of various fluxes on the Li protection during casting^[72]

筛纯化保护气。在浇铸前通常还需对熔体进行气体精炼或真空除气。常用的铝锂合金精炼气体为氩气、氯气及六氯乙烷。为了尽可能降低 Li 的损耗,精炼会分 2 次进行。在加 Li 之前精炼一次,加锂之后、浇注之前再精炼一次。Rong 等^[73]对比研究了双级六氯乙烷精炼、双级氩气旋转喷吹精炼以及两级复合精炼工艺对铸态 Al-2Li-2Cu-0.2Zr 合金夹杂物的影响。研究发现与未精炼合金相比,六氯乙烷与氩气旋转喷吹相结合的双级复合精炼工艺可将合金中气孔缺陷及夹杂的体积分数从 1.47% 下降到 0.12%。固溶处理后的合金屈服强度、抗拉强度和延伸率分别从 113 MPa、179 MPa 和 3.9% 提高到 142 MPa、293 MPa 和 18.1%。陈飏^[74]在真空环境下熔炼制备了 Al-3.02Li-4.24Mg-1.26Cu-0.14Zr-0.27Y 合金,通过 530 °C/14 h + 190 °C/8 h 热处理后合金抗拉强度达 295 MPa。

4.1.2 铸造成型工艺

目前,铝锂合金的铸造成型方式主要有半连续铸造、挤压铸造以及双辊铸轧等。由于常规铸造成型过程冷却速度相对缓慢,当熔体含 Li 量较高时,合金中会出现成分偏析、枝晶粗大等现象,严重恶化合金性能。基于此,很多研究者通过改变常规铸造工艺条件以提高铸态高 Li 含量的铝锂合金性能,如优化铸造工艺、在凝固过程中施加外场等。

以挤压铸造制备铝锂合金为例,压力、浇注温度、冷却速度都对合金的组织 and 性能影响较大。范建磊^[75]等研究了挤压压力对挤压铸造制备的 Al-2.47Li-1.49Cu 合金组织及性能的影响。结果表明,在 50 MPa 以下时 Al-2.47Li-1.49Cu 合金的性能随压力增大而增大,继续增大压力对性能的影响不明显。根据 Clausius-Clapeyron 方程,提高压力可促使合金熔点升高,从而提高合金凝固时的过冷度。同时,压力促使熔体紧贴型壁,提高了熔体与铸型之间的界面传热系数,熔体冷却速度因而增大。压力还使成长中的枝晶破碎,增大形核率。50 MPa 压力下挤压铸造制备的合金 T5 热处理后其抗拉强度为 329 MPa,伸长率为 6%,较重力铸造合金分别提高了 7.2% 和 107%。李海涛^[76]研究了浇注温度对挤压铸造 Al-2.75Li-1.52Cu 合金组织和力学性能的影响。研究发现随着浇注温度的降低,铸态组织会由柱状晶向等轴晶转变,且晶间析出的共晶相逐渐增多。当浇注温度为 670 °C 时,合金显微组织全部由等轴晶组成,其抗拉强度达 245 MPa,伸长率为 2.1%。

针对铝锂合金中的比重偏析的问题,很多研究工作都证实可通过施加微重力场、电磁场等外加物理场得以改善。耿桂宏^[77]等在真空微重力条件下制备出 Li

含量高达 5%~10%(质量分数)的铝锂合金,合金密度低至 2.2 g/cm³,且在组织中未观察到偏析现象。当合金液在由电磁产生的微重力环境下凝固时,因熔体中不同原子及第二相的密度差所导致的比重偏析便得以消除。刘洁^[78]也在电磁场模拟的微重力环境下制备 Al-5Li 合金,通过 XPS 对铸锭不同高度上的 Al、Li 元素的结合能峰面积判定施加电磁场有利于 Al 和 Li 在液态条件下混合均匀,从而抑制铝锂合金中的比重偏析。Wang 等^[79]通过低频电磁半连续铸造工艺制备得到 2A97 铝锂合金,发现低频电磁场有助于细化合金晶粒尺寸,还能提高合金元素在 α -Al 基体中的固溶度。T6 处理后,由于施加电磁场后的合金中细小均匀的 T₁ 相数量更多,因而其抗拉强度比不施加的要高近 10%。Li 等^[80]对比研究了稳态静磁场、脉冲电场和电磁振荡场等 3 种不同外场对双辊铸轧 2099 铝合金薄板组织和性能的影响。由于 2099 合金本身凝固范围过宽,导致合金铸轧板的中心组织偏析严重。施加外场后,铸轧板的中心偏析和枝晶偏析程度均有所降低,非平衡共晶相数量显著减少。其中电磁振荡场的改善效果最佳,这是因为由于电磁搅拌力不仅降低了糊状凝固区域的温度梯度和溶质原子在凝固前沿的浓度梯度,还提高了合金元素基体的固溶度,从而降低铸轧板在厚度方向上的性能差异,也进一步提高了 2099 铝合金的力学性能。

4.2 变形工艺

与其他合金系列一样,铝锂合金常规的变形工艺有轧制、挤压及锻造等。对铝锂合金的塑性变形一方面是为了得到具有简单外形的零件坯料,更重要的是通过塑性变形来消除铸态铝锂合金的铸造缺陷,以及在变形过程中产生的加工硬化、细晶强化等效果以提高材料的力学性能。除此之外,变形还会产生大量位错,而 T₁ 等强化相能在位错处非均匀形核^[81],因而时效处理前的预变形还可显著增加 T₁ 相的析出密度,这也是工业上广泛采用的一种铝锂合金的强化方法。

除了常规的变形工艺以外,近年来铝锂合金的大塑性变形技术已成为该系合金研究的热点和难点,其目的是获得具有超细晶组织的铝锂合金材料,从而显著提高合金的强度和塑性。目前所报道的已成功用于铝锂合金的大塑性变形技术包括等径角挤压(ECAP)、重复起皱矫直(RCS)、高压扭转(HPT)、累积叠轧(ARB)以及往复挤压(CEC)等。

Jiang 等^[82]研究了 ECAP 和后时效处理对 1420 铝锂合金的冲击韧性的影响。研究发现 1420 合金在 300 °C 下经过 8 道次 ECAP 后合金晶粒得到极大细化,第二

相的分布也变得更加均匀, 因而其室温冲击韧性较铸态合金提高了 6 倍。但是后续的时效处理过程中基体会析出较多 Al_3Li 相, 这对合金冲击韧性不利。Yuan 等^[83]研究了 ECAP 对 $\text{Al-5.5Mg-1.6Li-0.1Zr}$ 合金微观组织和拉伸性能的影响。在 16 道次挤压后合金组织中出现尺寸约 $1\ \mu\text{m}$ 的再结晶晶粒, 其抗拉强度和延伸率分别较铸态合金提高了 74% 和 108%。这主要归因于 ECAP 工艺后得到的超细晶组织和大量均匀分布的沉淀相的耦合效果。从以上的研究工作可以发现, ECAP 技术可以将多道次的挤压变形量不断累积以制备超细晶组织。但是受限于设备吨位和模具尺寸, 合金样品的尺寸往往不能太大。

与 ECAP 工艺不同, RCS 技术可以制备板材特别是适合制备性能优越的薄板。除了加工道次以外, 下压速度、模具形状以及加工温度都会影响薄板件的成形及性能。Rino^[84]等研究了下压速度对 RCS 处理的 8090 铝锂合金薄板晶粒细化的影响。当下压速度为 $1.5\ \text{mm/s}$ 时合金晶粒显著细化, 随着下压速度的继续提高, 晶粒细化效果弱化。这是由于较低的下压速度对材料的剪切效果更好, 因而更有利于大角度晶界的形成。基于 Rino 的研究, Raj^[85]则也利用 RCS 技术, 在 $1.5\ \text{mm/s}$ 的下压速度下对 8090 铝锂合金重复加工 8 道次, 制备得到了平均晶粒尺寸为 $2\ \mu\text{m}$ 的超细晶粒并测试其热稳定性。经 RCS 处理后, 试样的平均硬度 (HV) 从 $750\ \text{MPa}$ 增加到 $1040\ \text{MPa}$, 且在高达 $300\ ^\circ\text{C}$ 时该合金材料仍然相当稳定。

HPT 与其他几种大塑性变形技术最主要的区别便是试样在变形时除了受到几个 GPa 的轴向压力以外, 还要受到通过高速旋转的模具导致的扭矩。因而试样同时受轴向压缩和剧烈剪切作用以获得较大的塑性变形。但是受限于加工方式, 目前 HPT 也只能制备薄盘状材料。Han^[86]等人深入研究了 HPT 技术变形后的 Al-Li 2198-T8 合金的热稳定性。合金中的第二相在 HPT 过程中回溶于基体, 合金晶粒尺寸细化到 $190\ \text{nm}$, 且位错密度沿盘形零件的中心到边缘逐渐增加。然而, 由于大角度晶界和较高的位错密度导致 HPT 处理后的材料处于亚稳态。随着时效时间的延长, 晶粒不断粗化, 位错密度也显著降低, 这导致了 2198-T8 合金在时效处理后性能反而下降, 表明 HPT 制备的铝锂合金热稳定性较低。

4.3 焊接工艺

铝锂合金的可焊性通常较差, 约束了该系合金在航空航天上的进一步应用。这主要由于铝锂合金在常规熔化焊接时会存在如下问题: (1) 表面易氧化, 由此形成的高熔点氧化物 (Al_2O_3 熔点为 $2050\ ^\circ\text{C}$) 阻碍

了焊缝金属完全熔合; (2) Li 化学性质活泼, 高温焊接时极易烧损, 且在工件表面形成的 Li_2O 、 LiOH 以及 Li_2CO_3 易吸收空气中的水分, 在焊接时会产生气体而导致焊缝中形成氢气孔; (3) Li 的加入会使铝合金凝固温度区间和线膨胀系数均增大, 还易形成低熔点共晶, 这使铝锂合金焊接接头在凝固时易产生热裂纹^[87]。从以上焊接性分析可以看出, 铝锂合金在熔化焊接过程中极易产生气孔、热裂纹等工艺缺陷, 这将严重降低接头的力学性能。因此在保证焊透的前提下, 铝锂合金的焊接可选择低热输入的方法。相关研究表明, 适当提高铝锂合金中的 Cu/Li 比值, 将有利于提高合金的焊接性。

钨极氩弧焊是焊接铝合金较为常用方法, 其工艺过程简单, 可操作性强。但由于传统弧焊热输入较大, 焊缝中经常会出现 Li 元素大量烧损、气孔以及热裂纹等焊接缺陷。因此近年来一些高能束焊, 包括电子束焊 (EBW) 和激光焊 (LBW), 被应用于焊接铝锂合金。其中, EBW 的热输入低, 软化区小, 能够有效减少气孔裂纹缺陷, 尤其适用于 $10\ \text{mm}$ 以上的中厚板。Zhao^[88]等便通过 EBW 焊接了厚度为 $4\ \text{mm}$ 的 Al-Cu-Li 合金, 研究发现焊接速度是影响孔隙率的最主要因素。当电子束电流 $13\ \text{mA}$, 焊接速度 $600\ \text{mm/min}$ 时, 焊缝气孔率仅为 0.04% 且接头抗拉强度为 $368.4\ \text{MPa}$, 达母材的 68%。不过 EBW 最大的缺陷是不适用于需填丝的铝锂合金焊接。LBW 能量密度高、穿透深、适应性较强。与 EBW 相比, 其焊缝晶粒更加细小, 且不受填丝和真空室的限制。但是用 LBW 焊接铝合金时效率较低, 且对工件装配精确度要求较高, 焊接稳定性不足。为提高 LBW 的适应性问题, 目前大量研究开始采用激光-电弧复合的焊接方式, 经证实该复合效应有利于提高接头的综合力学性能。Faraji^[89]等对比利用混合激光电弧焊与单激光焊接对 2198Al-Li 合金进行焊接。研究表明, 单激光焊接即使在低焊接速度下穿透深度也很低。当选用高激光功率伴随低电弧能量焊接时, 完全焊透所需要的热输入更小, 热影响区也更窄, 因此其焊接效果要优于低激光功率伴随高电弧能量。

搅拌摩擦焊接 (FSW) 是一项近十几年来快速发展的固相连接技术。与上述其他焊接工艺最大的区别便是 FSW 焊接温度较低, 焊接过程中不产生焊接熔池。因而可以最大限度地避免合金中 Li 元素的烧损, 且接头内不仅不易形成气孔及热裂纹等缺陷, 还对母材中的气孔缺陷有改善效果。Malarvizhi^[90]等人分别采用 GTAW、EBW 和 FSW 3 种连接方式对 AA2219 铝锂合金进行了连接, 结果表明 FSW 具有最高的断

表 3 不同焊接方法的 AA2219 铝锂合金接头性能

Table 3 Tensile properties of the joints of AA2219 alloy prepared by various welding methods^[90]

Material	$\sigma_{0.2}/\text{MPa}$	σ_b/MPa	$\delta/\%$	$\psi/\%$
BM	390	470	15.0	10.5
GTAW	220	242	8.8	6.2
EBW	265	304	10.4	7.5
FSW	305	342	12.2	8.6

后伸长率和强度,结果列于表 3。但在实际生产中,搅拌摩擦焊并不适合空间相对狭小、焊接路径复杂的工件焊接,尤其是在环缝焊接过程中对匙孔问题的处理较为麻烦。

4.4 热处理制度

Al-Cu-Li 合金属于可热处理强化铝合金,通过制定合适的热处理制度,如固溶、时效处理等,可以优化合金性能以满足工程应用上的需求。

4.4.1 固溶处理

Al-Cu-Li 合金经固溶处理会得到过饱和固溶体,改变固溶处理的温度、保温时间等均对合金的性能有显著影响。固溶温度一般稍低于相图中的固相线温度。在适当的时间内保温,以保证第二相尽可能溶解进基体且避免发生“过烧”现象。在高温下保温时间过长,合金的固溶程度变化不大,但会导致合金再结晶程度提高,发生再结晶软化效应。由于合金中某些过剩相在传统的单级固溶过程中难以彻底消除,目前许多研究者多采用双级固溶乃至多级固溶工艺。多级固溶方法可有效缓解在高温下合金晶粒粗化的现象,耗能有效溶解残余过剩相,同时提高合金的过烧温度,改善合金的性能。Ye 等^[91]采用 400 °C/2 h + 525 °C/1 h 双级固溶制度,第 1 级热处理抑制了合金的再结晶进程,提高了合金大角度晶粒尺寸和晶粒长宽比;同时,增加了时效后 T_1 相的体积分数,降低了合金的开路电流,从而提高了合金的硬度并抑制了晶间腐蚀裂纹沿轧制面的传播。由此可见,固溶处理会显著影响合金的晶粒尺寸和溶质原子的固溶程度等,从而改变合金在后续时效过程的析出动力学,而时效析出相的数量和密度将最终决定合金的综合性能。

4.4.2 时效处理

固溶及随后的时效处理是 Al-Cu-Li 合金最主要的强化手段,时效是固溶后在较低温度条件下保温较长时间,致使过饱和固溶体分解,析出细小弥散的纳米相,从而使合金性能得到显著强化^[92]。对于 Al-Cu-Li 合金,目前常用的时效工艺仍为单级时效(T6),典型的单级时效温度在 150~190 °C 范围内,保温时间在

20~50 h 达到峰值状态,一种 Al-2.6Cu-1.6Li (质量分数,%) 合金硬度(HV)在 175 °C 时效 32 h 时到达峰值 1510 MPa^[58],一种高含 Cu 量的 Al-5.4Cu-1.64Li-0.4Ag (质量分数,%) 在 180 °C 下到达峰值硬度的时间为 24 h^[35]。峰值时效的合金具有较高的强度、硬度,但其抗应力腐蚀性能和断裂韧性较差,在一定程度上限制了合金的应用。

为优化合金性能,在单级时效的基础上,为优化合金性能,又出现了双级乃至多级时效处理制度。双级时效(T7x)一般采用低温加高温处理,使得晶界上第二相聚集,相间距增大,从而提高了合金的耐腐蚀性能,但过时效产生的晶内析出相粗化会导致合金强度有所下降。为使合金综合性能提高,目前多采用预变形加时效制度(T8),引入预变形后,一方面可产生加工硬化效应,另一方面预变形引入的位错可为 T_1 相提供丰富的形核点,促进 T_1 相弥散均匀的析出,在一定程度上改善了合金的强韧性匹配。Lin 等^[58]在 Al-Cu-Li 合金固溶淬火后引入 2.5%的预变形,发现 T8 处理比 T6 处理在提高合金拉伸性能和改善晶间腐蚀抗力方面更有效。Xiao^[93]等为提高 Al-Mg-Li 合金的力学性能,设计了一种新型的时效方法——电脉冲处理(EPT)与预变形相结合的方法,与常规时效处理相比,EPT 诱导 δ' 相粗化可以显著缩短合金到达峰时效的时间。特别地,将 EPT 与预变形相结合,可显著提高 δ' 相的尺寸和体积分数,使合金得到有效强化。

5 Al-Li 合金的研究方向展望

我国自“七五”计划以来,经过多个五年计划的支持,在铝锂合金的研发方面取得了丰硕成果。但是与美、俄等国仍存在较大差距,主要体现在具有自主知识产权的合金牌号少、产业化规模小、产品使用范围少以及研究缺乏系统性和完整性等方面。以我国自主研制的 C919 大型客机为例,中国自产合金材料的使用比例仅约 5%。逐步提高国产化率是我国未来大飞机制造的必然发展趋势,这就对国内的铝锂合金材料工业提出了迫切的升级要求。

铝锂合金作为航空航天用关键结构材料,为进一步提高其在结构轻量化设计方面的竞争力,今后的发展方向还可以着重于以下几个方面:(1) 加强对铝锂合金熔铸工艺的研究,重点开展铝锂合金的成分精准化控制、高纯熔体净化制备等基础研究,从源头上提高铝锂合金熔体的供应质量;(2) 继续结合微合金化及热处理工艺优化,深入探索铝锂合金的强韧化机制,提高铝锂合金的服役性能;(3) 针对铝锂合金的材料特性开发其他新型成形工艺以满足其实际应用需求。

参考文献 References

- [1] Rioja R J. *Materials Science and Engineering A*[J], 1998, 257: 100
- [2] Gomiero P, Brechet Y, Louchet F. *Acta Metallurgica et Materialia*[J], 1992, 40(4): 857
- [3] Yang Shoujie(杨守杰), Lu Zheng(陆政), Su Bin(苏彬) *et al. Journal of Materials Engineering*(材料工程)[J], 2001(5): 44
- [4] Yuan Ting, Jiang Jinghua, Wang Lisha *et al. Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2019, 48(1): 55
- [5] Wang Haojun(王浩军), Shi Chunling(史春玲), Jia Zhiqiang(贾志强) *et al. Transaction of Materials and Heat Treatment*(材料热处理学报)[J], 2012, 41(14): 90
- [6] Fridlyander I N. *Metal Science and Heat Treatment*[J], 1990, 32(4): 235
- [7] Peel C J, Evans B, McDarmaid D S. *Metals and Materials*[J], 1987, 3(8): 449
- [8] Rioja R J, Liu J. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2012, 43(9): 3325
- [9] Sugamata M, Blankenship C P, Starke E A. *Materials Science and Engineering A*[J], 1993, 163(1): 1
- [10] Jata K V, Starke E A. *Scripta Metallurgica*[J], 1988, 22(9): 1553
- [11] Blankenship C P, Kaisand L R. *Scripta Materialia*[J], 1996, 34(9): 1455
- [12] Westwood A R C. *Materials Science and Technology*[J], 1990, 6(10): 958
- [13] Jata K V, Hopkins A K, Rioja R J. *Materials Science Forum*[J], 1996, 217: 647
- [14] Yang Yuchun(杨遇春). *Aerospace Materials & Technology*(宇航材料工艺)[J], 1997, 27(1): 7
- [15] Liu Jingan(刘静安), Zhu Xianwen(朱献文). *Light Alloy Fabrication Technology*(轻合金加工技术)[J], 1996, 24(5): 2
- [16] 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
- [17] Gao Wenli, Yan Hao, Feng Chaohui *et al. Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2014, 24(5): 1206
- [18] Yin Dengfeng(尹登峰), Zheng Ziqiao(郑子樵). *Materials Reviews*(材料导报)[J], 2003, 17(2): 18
- [19] Chen Zheng(陈铮). *Materials Reviews*(材料导报)[J], 1999, 13(2): 1
- [20] Meng Liang(孟亮), Zheng Xiulin(郑修麟). *Acta Aeronautica et Astronautica Sinica*(航空学报)[J], 1998, 19(2): 129
- [21] Medjahed A, Henniche A, Derradji M *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2018, 718: 241
- [22] Wang Yichang(王一唱), Cao Lingfei(曹玲飞), Wu Xiaodong(吴晓东) *et al. Materials Reviews*(材料导报)[J], 2019, 33(4): 1190
- [23] Wang Y C, Cao L F, Wu X D *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2020, 814: 152 264
- [24] Deng Y J, Bai J H, Wu X D *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2017, 723: 661
- [25] Yan Y, Peguet L, Gharbi O *et al. Materialia*[J], 2018(1): 25
- [26] Wu L, Chen Y, Li X *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2019, 743: 741
- [27] Decreus B, Deschamps A, Geuser F D *et al. Acta Materialia*[J], 2013, 61(6): 2207
- [28] Entringer J, Reimann M, Norman A *et al. Journal of Materials Research and Technology*[J], 2019, 8(2): 2031
- [29] Xu Jinjun(徐进军), Kang Wei(康唯), Dou Changbing(都昌兵). *Ordnance Material Science and Engineering*(兵器材料科学与工程)[J], 2017, 40(3): 138
- [30] Huang Lanping(黄兰萍), Zheng Ziqiao(郑子樵), Li Shichen(李世晨) *et al. Materials Reviews*(材料导报)[J], 2002, 16(5): 20
- [31] Hirosawa S, Sato T, Kamio A. *Materials Science and Engineering A*[J], 1998, 242(1-2): 195
- [32] Hirosawa S, Sato T, Kamio A *et al. Acta Materialia*[J], 2000, 48(8): 1797
- [33] Ringer S P, Muddle B C, Polmear I J. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 1995, 26: 1659
- [34] El-Aty A A, Xu Y, Guo X *et al. Journal of Advanced Research*[J], 2018, 10: 49
- [35] Kumar K S, Brown S A, Pickens J R. *Acta Materialia*[J], 1996, 44(5): 1899
- [36] Gumbmann E, Geuser F D, Sigli C *et al. Acta Materialia*[J], 2017, 133: 172
- [37] Zheng Ziqiao(郑子樵), Li Jinfeng(李劲风), Chen Zhiguo(陈志国) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2011, 21(10): 2337
- [38] Wang Zhixiu(王芝秀), Zheng Ziqiao(郑子樵), Li Hai(李海). *Materials Reviews*(材料导报)[J], 2003, 17(10): 11
- [39] Araullo P V, Gault B, Geuser F D *et al. Acta Materialia*[J], 2014, 66: 199
- [40] Li Jinfeng(李劲风), Chen Yonglai(陈永来), Zhang Xuhu(张绪虎) *et al. Aerospace Materials and Technology*(宇航材料工艺)[J], 2015, 45(2): 24
- [41] Sang Fengjian(桑冯建), Zheng Ziqiao(郑子樵), Wang Haijin(王海金). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2018, 47(3): 871

- [42] Chen Zhiguo(陈志国), Zhou Xian(周 娴), Shu Jun(舒 军) *et al. Mining and Metallurgical Engineering(矿冶工程)*[J], 2010, 30(2): 102
- [43] Shi C C, Zhang L, Wu G H *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2017, 680(5): 232
- [44] Yu Xinxiang, Yin Dengfeng, Yu Zhiming *et al. Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2016, 42(7): 1687
- [45] Yu Xinxiang, Yin Dengfeng, Yu Zhiming *et al. Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2014, 43(5): 1061
- [46] Li H Z, Liang X P, Li F F *et al. Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2007, 17(6): 1194
- [47] Li Yuntao(李云涛), Liu Zhiyi(刘志义), Xia Qingkun(夏卿坤) *et al. Transactions of Materials and Heat Treatment(材料热处理学报)*[J], 2007, 28(2): 49
- [48] Yu T F, Li B C, Medjahed A *et al. Materials Characterization*[J], 2019, 147: 146
- [49] Bai S, Huang T T, Xu H *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2019, 766: 138 351
- [50] Wu L, Zhou C, Li X F *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2018, 739: 270
- [51] Gu Hongwei(古宏伟), Cao Li(曹 利), Yuan Guansen(袁冠森) *et al. Materials Reviews(材料导报)*[J], 1993, 7(1): 57
- [52] Reddy M P, Manakari V, Parande G *et al. Composites Part B: Engineering*[J], 2019, 164: 485
- [53] Dong S L, Mao J F, Yang D Z *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2002, 327: 213
- [54] Starke E A, Sanders T H, Palmer I G. *Journal of Metals*[J], 1981 33(10): 49
- [55] Gu J L, Bai J, Zhu Y *et al. Computational Materials Science*[J], 2016, 111: 328
- [56] Tian J Z, Zhao Y H, Hou H *et al. Materials*[J], 2018, 11(8): 1471
- [57] Balducci E, Ceschini L, Messieri S *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2017, 707: 221
- [58] Lin Y, Lu C E, Wei C Y *et al. Materials Characterization*[J], 2018, 141: 163
- [59] Zhang J, Wang C, Zhang Y *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2018, 764: 452
- [60] Zhang L J, Lu G F, Ning J *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2019, 742: 788
- [61] Jambor M, Nový F, Bokůvka O *et al. Transportation Research Procedia*[J], 2019, 40: 42
- [62] Jiang B, Cao F H, Wang H S *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2019, 740: 157
- [63] Li Tingting(李婷婷). *China Metal Bulletin(中国金属通报)*[J], 2019(1): 1
- [64] Gan Weiping(甘卫平), Zhou Zhaofeng(周兆锋), Yang Fuliang(杨伏良). *Materials Reviews(材料导报)*[J], 2003, 17(9): 13
- [65] Hu Gengxiang(胡赓祥), 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
- [66] Cui Zhongqi(崔忠圻), Qin Yaochun(覃耀春). *Metallography & Heat Treatment(金属学与热处理)*[M]. Beijing: China Machine Press, 2007
- [67] Li J F, Ye Z H, Liu D Y *et al. Acta Metallurgica Sinica*[J], 2017, 30(2): 133
- [68] Li H Z, Liu R M, Liang X P *et al. Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2016, 26(6): 1482
- [69] Zhao Tianzhang(赵天章), Jin Long(金 龙), Gao Tiejun(高铁军) *et al. Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2019, 48(7): 2305
- [70] Jiang Bingyu(蒋炳玉). *Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 1995, 24(2): 50
- [71] Zou C L, Geng G H, Chen W Y. *Applied Mechanics and Materials*[J], 2014, 599: 12
- [72] Fan Zhenzhong(樊振中), Lu Zheng(陆 政), Zhang Xianfeng(张显峰) *et al. China Foundry Congress(中国铸造活动周)*[C]. Zhengzhou: China Academic Journal Electronic Press, 2014
- [73] Rong M, Zhang L, Wu G H *et al. Transactions of Nonferrous Metals society of China*[J], 2019, 29(7): 1375
- [74] Chen Biao(陈 飏), Zhao Ping(赵 平). *Foundry(铸造)*[J], 2006, 55(2): 132
- [75] Fan Jianlei(范建磊), Zheng Chengkun(郑成坤), Luo Zongqiang(罗宗强) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals(中国有色金属学报)*[J], 2014, 24(9): 2307
- [76] Li Haitao(李海涛), Fan Jianlei(范建磊), Luo Zongqiang(罗宗强) *et al. Hot Working Technology(热加工工艺)*[J], 2015, 44(5): 15
- [77] Geng Guihong(耿桂宏), Lu Youjun(陆有军), Shen Hongfang(沈宏芳). *Special Casting & Nonferrous Alloys(特种铸造及有色合金)*[J], 2006, 26(11): 750
- [78] Liu Jie(刘 洁), Hao Weixin(郝维新), Da Daoan(达道安). *Foundry(铸造)*[J], 2004, 53(11): 875
- [79] Wang F Y, Wang X J, Cui J Z. *Metals*[J], 2019, 9(8): 822
- [80] Li S J, Jiang T, Wang J Y *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2019, 757: 14
- [81] Sun J W, Zhang L, Wu G H *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2019, 743: 223
- [82] Jiang J H, Yuan T, Zhang W W *et al. Materials Science and*

- Engineering A*[J], 2018, 733: 385
- [83] Yuan T, Jiang J H, Ma A *et al. Materials Characterization*[J], 2019, 151: 530
- [84] Rino J J, Krishnan I J, Prabu S B *et al. Materials Characterization*[J], 2018, 140: 55
- [85] Raj J R J X, Shanmugavel B P. *Journal of Materials Research and Technology*[J], 2019, 8(3): 3251
- [86] Han J, Zhu Z X, Li H J *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2016, 651: 435
- [87] Kostivas A, Lippold J C. *International Materials Reviews* [J], 1999, 44(6): 217
- [88] Zhao L, Wang S G, Jin Y *et al. Aerospace Science and Technology*[J], 2018, 82: 61
- [89] Faraji A H, Moradi M, Goodarzi M *et al. Optics and Lasers in Engineering*[J], 2017, 96: 1
- [90] Malarvizhi S, Balasubramanian V. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2011, 21(5): 962
- [91] Ye Z H, Cai W X, Li J F *et al. Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2018, 49(6): 2471
- [92] Zou Y, Cao L F, Wu X D *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2020, 823: 153 792
- [93] Xiao H, Zhang K F, Shi C C *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2019, 784: 1234
- [88] Zhao L, Wang S G, Jin Y *et al. Aerospace Science and*

Research Progress and Prospects of the Microstructures, Properties, and Forming Techniques of Al-Li Alloy

Wang Yichang¹, Tong Xin¹, You Guoqiang¹, Wu Xiaodong¹, Cao Lingfei^{1,2}

(1. International Joint Laboratory for Light Alloys (Ministry of Education), College of Materials Science and Engineering, Chongqing University, Chongqing 400044, China)

(2. National Key Laboratory of Science and Technology for National Defence on High-strength Structural Materials, Central South University, Changsha 410083, China)

Abstract: Al-Li alloys have attracted considerable attention in the key fields of aviation, aerospace, and navigation owing to their high specific strength and stiffness, good corrosion and fatigue resistance. Al-Li alloys have been studied and applied for decades in the United States, Russia and other countries. The researches and applications of Al-Li alloys in China have also achieved great progress through a large number of science and technology projects. However, there is still a certain gap between China and developed countries. Based on the development of Al-Li alloys all over the world, the alloying techniques, aging precipitation behavior, and strengthening and toughening mechanism of Al-Li alloys were discussed. At the same time, the new processes and heat treatments of Al-Li alloys were summarized. Finally, the existing problems in the development and application of Al-Li alloys in China are put forward and the development direction of Al-Li alloy is prospected.

Key words: Al-Li alloys; alloying; forming techniques; heat treatment; development direction

Corresponding author: Cao Lingfei, Ph. D., Professor, International Joint Laboratory for Light Alloys (Ministry of Education), Chongqing University, Chongqing 400044, P. R. China, E-mail: caolingfei@cqu.edu.cn