

铝锂合金激光焊接技术研究进展

邵盈恺^{1,4}, 陈 俐², 于仓瑞^{3,4}, 李志勇^{1,4}, 钱远宏^{1,4}, 刘莹莹^{1,4}

(1. 航天增材科技(北京)有限公司, 北京 100071)

(2. 中国航空制造技术研究院, 北京 100124)

(3. 北京星航机电装备有限公司, 北京 100071)

(4. 空天结构增材制造技术创新中心, 北京 100071)

摘 要: 先进轻质铝锂合金因其出色的断裂韧性、高比强度比刚度、稳定高低温性能、良好耐蚀性, 现已成为最具竞争力的航空航天材料之一。激光焊接具有能量密度高、热影响区窄、结构变形小和焊接速度快等优势, 是焊接铝锂合金薄板材料最具潜力的工艺方法。采用铝锂合金焊接结构替代机械连接, 可有效地提高材料的利用率, 减少零件使用, 降低制造成本, 实现结构减重。目前, 铝锂合金因其自身材料特性, 在激光焊接过程中仍存在一些关键技术问题亟待解决。本文综述了铝锂合金, 激光焊接技术, 以及铝锂合金激光焊接技术在国内外航空航天领域的研究现状, 并展望了铝锂合金激光焊接技术的主要研究方向。

关键词: 铝锂合金; 激光焊接; 焊接接头; 细晶区

中图分类号: TG146.21; TG456.7

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2024)09-2678-17

现代航空航天飞行器的结构设计和生产制造在增加载荷的同时, 更加注重减重和损伤容限的提高, 以此来实现降低油耗和排量, 提高安全性和可靠性的目的。因此, 具有出色断裂韧性、高比强度比刚度、稳定高低温性能、良好耐蚀性和可焊性的先进轻质铝锂合金是最具竞争力的航空航天材料之一^[1-3]。目前, 铝锂合金薄板已被广泛应用于飞机机身和压力舱的壁板结构当中, 采用整体焊接结构替代机械连接, 可有效地提高材料的利用率, 减少零件使用, 降低制造成本, 进一步达到结构减重的目的^[4-6]。激光焊接具有能量密度高、加工范围集中、热影响区窄、结构变形小、焊接速度快、自动化程度高等优势, 是焊接铝锂合金薄板材料最具潜力的工艺方法^[7-10]。国内外学者针对激光焊接在飞机制造领域中的应用开展了大量研究, 该技术现已被成功应用在某些结构部件的商业化生产当中^[11-17]。然而, 我国自主生产铝锂合金的产品质量及稳定性无法满足现有研制型号的使役需求, 对于进口铝锂合金的依赖仍旧存在, 因此, 亟需攻克国产航空航天铝锂合金商业化自主可控制备技术瓶颈。鉴于激光焊接铝锂合金工艺调控的复杂性和重要性, 本文综述了铝锂合金, 激光焊接技术, 以及铝锂合金激光焊

接技术在国内外航空航天领域的研究进展, 为支撑我国新一代航空航天铝锂合金的研发和应用提供参考。

1 铝锂合金概述

1.1 铝锂合金的特点与研发

Li 作为密度最低的金属元素, 密度仅为 0.534 g/cm^3 。高温时 Li 元素在 Al 基体中的固溶度大, 低温时固溶度迅速降低, 因此, 可以将 Li 元素作为高强铝合金的一种合金化元素广泛使用。Li 元素不仅能够降低铝合金的质量, 还能起到提高弹性模量的效果。在铝合金中每加入 1% 的 Li 元素, 合金密度降低 3%, 弹性模量提高 6%^[18-20]。迄今为止, 国内外科学家对铝锂合金制备和加工技术的研究已经持续了近百年之久, 铝锂合金及其加工结构部件已被应用于航空航天领域。铝锂合金的性能主要来源于 3 个关键性因素: (1) Li 元素的添加可以有效地降低合金的密度; (2) Li 元素能够提高材料的弹性模量; (3) Li 元素与其他合金元素通过形成析出相的方式实现强化目标, 提高材料的强度和韧性。因此, 可以根据化学成分对铝锂合金进行分类, 一些典型铝锂合金的名义化学成分见表 1。

收稿日期: 2023-09-14

基金项目: 国防基础科研项目 (JCKY2021204B×××)

作者简介: 邵盈恺, 男, 1992 年生, 博士, 航天增材科技(北京)有限公司, 北京 100071, 电话: 010-88536576, E-mail: 18842678910@163.com

表 1 典型铝锂合金的相关信息统计表

Table 1 Information of typical Al-Li alloys^[1,18,21]

Alloy	Li	Cu	Mg	Ag	Zr	Sc	Mn	Zn	Density/g·cm ⁻³	R & D region
Al-Cu-Li alloys (large specific strength, poor fracture toughness, high notch sensitivity, and difficult-to-process characteristic)										
2020	1.2	4.5	-	-	-	-	0.5	-	2.71	The United States
VAD 23	1.15	5.15	-	-	-	-	0.6	-	2.68	The Soviet Union
Al-Li-Mg alloys (slightly improving plastic toughness, low strength, and poor corrosion resistance)										
1420	2.1	-	5.0	-	0.10	-	0.5	-	2.47	The Soviet Union
1421	2.1	-	5.2	-	-	0.17	-	-	2.47	The Soviet Union
1423	1.9	-	3.5	-	-	-	-	-	2.46	The Soviet Union
Al-Li-Cu-Zr alloys (increasing specific strength, serious anisotropy, weld incapability, and poor fracture toughness)										
2090	2.1	2.7	-	-	0.11	-	-	-	2.59	The United States
1460	2.25	2.9	-	-	0.11	0.09	-	-	2.60	The Soviet Union
Al-Li-Cu-Mg-Zr alloys (favorable strength-toughness matching, improving corrosion resistance, reducing anisotropy, and good stability)										
2091	2.0	1.2	1.3	-	0.11	-	-	-	2.58	France
8090	2.4	1.2	0.8	-	0.11	-	-	-	2.54	Europe
Weldalite 049	1.3	5.4	0.4	0.4	0.11	-	-	-	2.54	Europe
1430	1.7	1.6	2.7	-	0.11	-	-	-	2.54	The Soviet Union
1440	2.4	1.5	0.8	-	0.11	-	-	-	2.55	The Soviet Union
1441	1.95	1.65	0.9	-	0.11	-	-	-	2.59	The Soviet Union
2195	1.0	4.0	0.4	0.4	0.11	-	-	-	2.71	The United States
2198	1.0	3.2	0.5	0.4	0.11	-	≤0.5	≤0.35	2.69	The United States
2050	1.0	3.6	0.4	0.4	0.4	-	0.35	≤0.25	2.70	Canada
2060	0.75	3.95	0.85	0.25	0.11	-	0.3	0.4	2.72	The United States
2055	1.15	3.7	0.4	0.4	0.11	-	0.4	0.2	2.70	The United States
2397	1.4	2.8	0.25	-	0.11	-	0.3	0.1	2.65	The United States
2A97	1.4	3.9	0.42	0.24	0.15	-	0.3	0.44	2.70	China

目前, 铝锂合金在航空航天领域的应用, 需要与传统铝合金和碳纤维复合材料进行竞争。相比传统铝合金, 铝锂合金具有比刚度高, 焊接性好, 损伤容限出色, 耐蚀性和耐应力腐蚀性良好等优点。碳纤维复合材料的生产成本很高, 材料损伤后无法进行修复和循环再利用, 并且不能采用飞机金属结构的设计准则。因此, 大力研发铝锂合金的制备与加工技术, 提高和改进材料的工程性能, 对于铝锂合金在航空航天

结构的实际和潜在应用具有重要意义。最早的铝锂合金研发工作开始于 20 世纪 20 年代, 德国科学家于 1924 年发明了 Scleron 铝锂合金, 其中 Li 元素的含量仅为 0.1%, 该合金的问世正式将铝锂合金引入了人们的视野^[22]。在航空航天技术快速发展的背景下, 铝锂合金因其自身性能优势, 越来越受到科学家们的关注。截至目前, 铝锂合金的整个研发历程可以归结为以下 3 个阶段, 其主要发展历程参见图 1^[1, 3, 16-18, 23-24]。

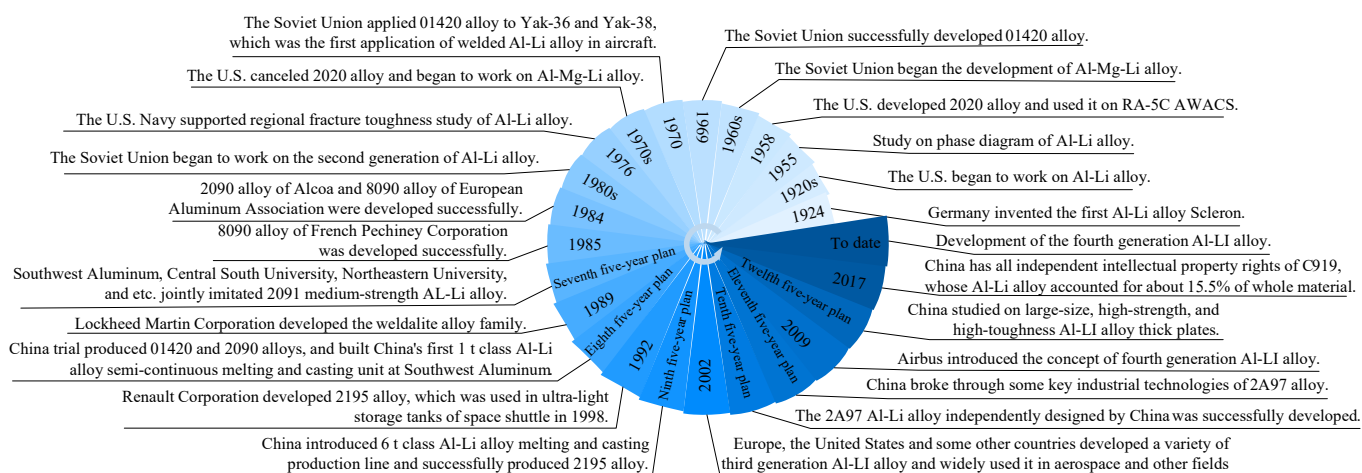


图 1 铝锂合金发展史中的重大事件

Fig.1 Major events in the development history of Al-Li alloys^[1, 3, 16-18, 23-24]

第 1 阶段的起步工作主要集中于 20 世纪 50 年代至 70 年代, 以美国和苏联为代表的科学家们对铝锂合金的制备和加工进行了大量的研究工作, 并取得了显著进展, 为此后铝锂合金的发展提供了宝贵经验与理论基础。美国铝公司于 1958 年研发出了高强度的 Al-Cu-Li 合金 2020, 该合金的商业化生产被认为是铝锂合金第 1 阶段开始的标志^[25]。2020 合金中高含量的 Fe 和 Si 会与 Mn 元素发生反应, 形成作为裂纹源的大尺寸杂质沉淀相, 引起后续加工中的应变集中现象, 降低材料的塑性变形能力。2020 合金的脆性问题和生产问题严重限制了该材料的进一步发展, 最终于 20 世纪 60 年代退出了商业舞台。基于 2020 合金的研制经验, 此后研发的铝锂合金在经济可承受范围内, 需要尽可能保证低含量的 Fe 和 Si, 这对控制材料的脆性至关重要。苏联与美国于 20 世纪 60 年代期间共同开展了大量的铝锂合金研发工作, 其中以 1420 合金最为著名, 并在一些国家取得了相应专利^[26]。1420 合金是当时最轻的商业化铝锂合金之一, 具有出色的抗腐蚀性、良好的焊接性、高的弹性模量和静强度。

20 世纪 70 年代末, 在燃料成本、有效载重、市场竞争等多因素驱使下, 减重技术成为主要突破方向, 碳纤维和碳纤维增强非金属复合材料的兴起逐渐展现出替代铝合金的趋势。相比复合材料, 铝合金的优势除了采购成本低, 在制备和加工方面也积累了大量的实践经验和成功案例, 显然提高铝合金的材料性能更具吸引力。由此, 对于先进铝合金的需求再次迎来高峰, 开启了铝锂合金的第 2 阶段研发工作, 即现代铝锂合金时代的开端。第 2 阶段的设计初衷是, 通过大幅提升 Li 元素含量满足进一步降低铝锂合金密度的需求, 以期在航空航天领域替代传统的高强铝合金 2024 和 7075 等。第 2 阶段的代表合金包括 2090、2091 和 8090, 这些合金具有相对较高的 Li 含量, 约为 2%

甚至更高, 相比传统铝合金密度降低了 8%~10%^[27]。基于第 1 代铝锂合金的研发经验, 因为在合金中另外添加一定量的 Cu、Mg 及少量的 Zr 元素可以提高材料的强度和塑性, 所以后续发展的铝锂合金大多数都是以 Al-Li-Cu-Mg-Zr 系为基础。对于可时效强化的 Al-Li-Cu-X 合金而言, 合金的强化效果依赖于不同尺寸的析出相在变形过程中对位错的阻碍效果, 因此, 析出相的形成位置和尺寸形貌对于材料力学性能的提高至关重要, 铝锂合金主要析出强化相的 TEM 形貌见图 2^[1,28]。第二代铝锂合金中过高的 Li 含量会促使 Al₃Li (δ') 相的不均匀分布, 这会导致力学性能的各向异性和应力集中, 显著降低材料的塑性和断裂韧性。采用 Zr 元素替代 Mn 元素, 可以避免 Mn 元素组成的粗大金属间相降低材料的塑性。此外, 还能形成一定量的 Al₃Zr (β') 相, 有效阻止后续加工过程中的再结晶现象。然而合金中大量 β' 相的析出, 也会形成强变形织构, 造成材料的各向异性问题^[29-31]。Li 含量和合金性能之间相反的作用效果是第 2 代铝锂合金非常不成功的根本原因, 同时也是之后铝锂合金研发工作中需要特别注意的关键性环节。

力学性能的各向异性是铝锂合金在航空航天领域中应用的一个重要考虑因素, 认识到第 2 代铝锂合金缺陷的根本原因后, 第 3 代铝锂合金通过减少 Li 元素的含量促进 δ' 的均匀析出, 可以有效降低材料的各向异性^[32]。20 世纪 80 年代末, 洛克希德-马丁公司研发出可焊接、低密度的 Weldalite 系列合金。该合金以 Al-Cu-Li-Ag-Mg 系为基础, 通过成分调控和少量化学元素添加, 开发出一系列以 T₁ 相为主要强化相的高强铝锂合金。Weldalite 系列合金的成功研制, 标志着铝锂合金进入第 3 阶段, 即现代铝锂合金大发展阶段。第 3 代铝锂合金的 Li 元素含量被严格控制在 2% 以下, 代表合金为 2195、2050、2060 等。虽然合金的密度提高到 2.6~2.72 g/cm³, 但仍比传统铝合金降低了

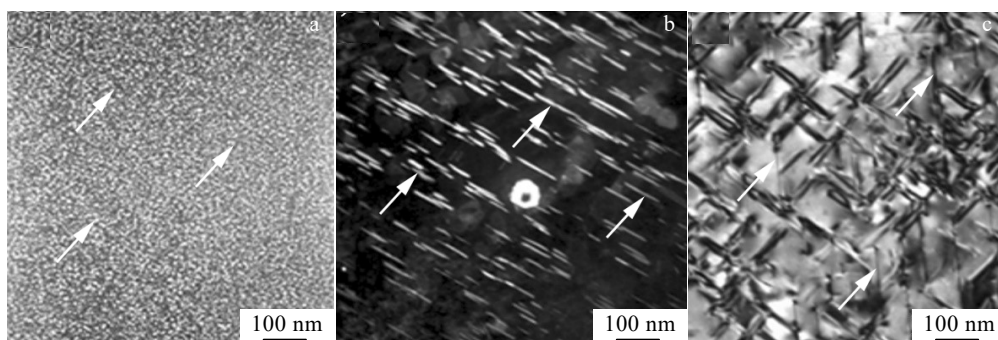


图 2 铝锂合金中主要析出相的 TEM 形貌

Fig.2 TEM morphologies of major precipitates in Al-Li alloys: (a) δ' , (b) T₁, and (c) θ' ^[1]

2%~8%，这种密度的降低与力学性能的提升对航空航天领域会产生巨大的经济效益。现代铝锂合金的金属间相可以分为3类：化合物颗粒、弥散相以及沉淀相。熔化金属在较高温度凝固时形成金属间化合物颗粒，这些颗粒在均匀化热处理过程中会发生溶解。然而，含有Si和Fe的一些不溶性化合物颗粒基本不受热处理影响，最终以粗大杂质相形式保留下来。这些杂质相对合金的强度影响较小，但会显著降低材料的塑性及断裂韧性。因此，在航空铝合金中，不可避免的杂质元素Fe和Si的含量应该尽量控制在较低水平，从而消除粗大相的不良效应。弥散相颗粒主要形成于铸锭均匀化过程，对于抑制再结晶以及晶粒长大具有较强的效果，能够有效细化晶粒尺寸，提高合金力学强度。沉淀相颗粒是合金最主要的金属间相形式，其类型和特性由化学元素的种类、含量以及热处理条件共同决定。目前，现代铝锂合金正处于高速发展之势，可以根据航空航天飞行器需求，通过改善化学成分和采用热机械加工的方式对其性能进行定向设计，以此来适应多变的服役条件。在此基础上，还可以通过激光焊接、搅拌摩擦焊接和超塑性成形工艺实现更好的减重效果。

目前，我国航空航天领域应用的铝锂合金几乎全部依赖于国外进口，这在极大程度上限制了我国航空航天事业的自主发展和工业生产。为实现中国制造向中国创造转变，政府投入大量人力物力集中于铝锂合金的制备和加工研究当中。我国首次铝锂合金研发工作开始于20世纪60年代初，东北轻合金加工厂最先

对2020合金开展仿制，但试制获得的铝锂合金S141塑性较差，最终并未成功实现工业化生产^[33]。“七五”至“九五”期间，国家增大投资力度和基础设施建设，我国铝锂合金研发工作正式进入高速发展阶段。在国家航天型号发展规划及运载火箭箭体结构的发展需求下，相关部委提出“高强铝锂合金研究”国家科技攻关任务，中南大学、东北大学、西南铝和航天材料及工艺研究所等单位联合对2091、1420、2090合金进行试制，并于2000年从俄罗斯引进了6t级铝锂合金工业化熔铸生产线^[17]。特别针对Weldalite049系列合金的成分和强韧化机理进行研究，以2195合金为主要参比合金，围绕高强铝锂合金的制备和加工技术展开深入讨论，成功实现了2195合金的制备和批量化生产，合金性能水平与当时美国的AA2195合金相当^[34]。“十五”至“十二五”期间，中国首款自主知识产权的新型铝锂合金2A97由北京航空材料研究院、西南铝和中南大学共同研制，并与俄罗斯合作开发了5A90合金^[17]。与此同时，铝锂合金制备技术也获得突破性进展，实现了1420、2195、2197和2A97合金的大规模批量化工业生产^[17, 35]。

1.2 铝锂合金的强化机制

现代铝锂合金属于可热处理高强铝合金，其强度主要来自于沉淀相强化，固溶强化的贡献相对有限。沉淀相以 Al_2CuLi (T_1) 相， δ' 相和 Al_2Cu (θ') 相为主，次要强化相为 β' 相， Al_2CuMg (S') 相， $\text{Al}_6\text{Li}_3\text{Cu}$ (T_2) 相等，根据图3对强化相的作用机制及析出位置进行初步认识^[1, 18]。

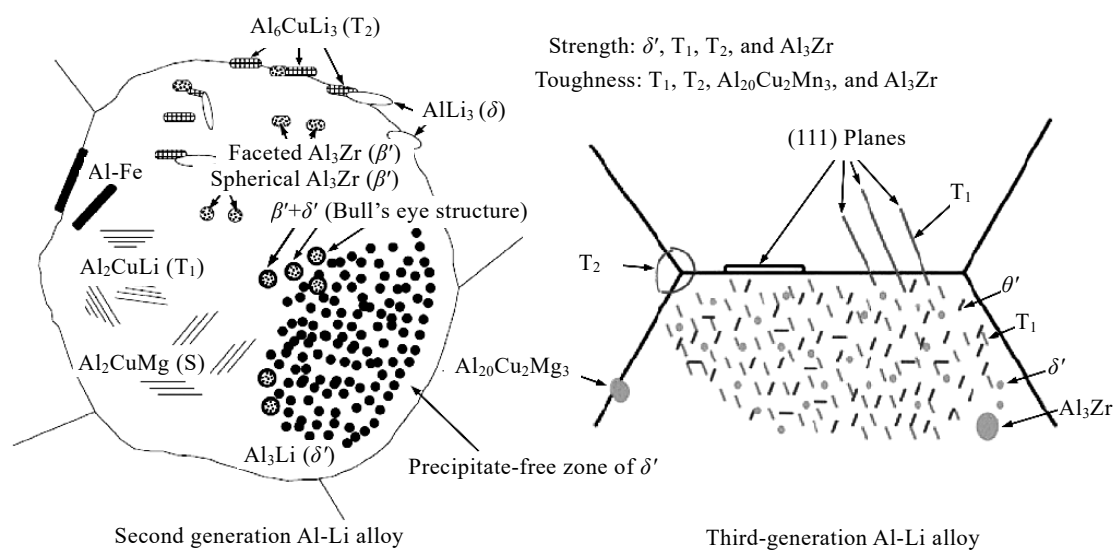


图3 现代Al-Li合金中析出相微观组织示意图

Fig.3 Schematic diagrams of precipitates' microstructure in modern Al-Li alloy^[1, 18]

现代铝锂合金是以 Al-Li-Cu-Mg 合金体系为基础, 根据应用背景和生产需求的不同, 添加一些相应的化学元素, 其中, 元素对材料性能的主要作用机制参见表 2^[36-40]。合金中 Li 元素的添加会促进共格的 δ' 相形成, 该相是合金时效过程中的主要析出强化相^[41]。根据合金中 Cu 原子与 Li 原子比值的不同, 会相应生成 θ' (Cu:Li > 4) 或 T_1 (Cu:Li < 4), 其中 T_1 的强化效果更为出色^[42-45]。Al-Li-Cu-Mg 四元铝锂合金体系中的析出行为相对复杂, 除了上述强化相外, 还伴有 S' 相的形成, 该相会与 θ' 竞争合金中有限的 Cu 原子数量, 进而抑制 θ' 相生成^[46-48]。在合金中添加适量的 Mn 元素, 不仅可以有效阻止再结晶的发生, 还可以降低 β' 所带来的显著晶体学结构^[49]。Mg 和 Ag 的添加, 除了具有一定的固溶强化效果外, 还能够充当 T_1 的形核剂, 促进 T_1 在晶体内部均匀析出, 避免晶界附近无析出相区域的形成, 有效提高材料的强度和耐蚀性^[50]。Zn 元素固溶 in Al 基体内可以促进点蚀电位向负方向移动, 降低基体和晶界之间的电化学电位差, 并改善合金材料的静态和动态腐蚀性能^[51]。合金化元素 Li 和 Mg 的一部分会固溶于 Al 基体中, 另一部分则进入到弥散相颗粒中, 提高材料的塑性和延展性。在铝锂合金中加入少量的 Zr (约 0.1%, 质量分数) 会对性能产生很大的影响, 表 1 中几乎所有的现代商业化铝锂合金中都有 Zr 元素的加入, 其主要目的是控制

再结晶和晶体学结构。根据 Al-Zr 二元相图可知, Zr 在 Al 基体中的最大固溶度仅为 0.28% (质量分数), 在铝锂合金中的扩散缓慢, 溶解度可以忽略不计^[52]。 β' 相为亚稳态 $L1_2$ 结构, 与 Al 基体之间为共格关系, 一般在位错和晶界处发生不均匀形核。 β' 相在 600 °C 的高温条件下仍然能够保持稳定的结构, 并在 450 °C 长时间保温条件下晶粒尺寸依旧稳定细小, 几乎不发生粗化^[30]。 β' 相与 Al 基体之间的界面能为 66 mJ/m², 是 δ' 相界面自由能 (<30 mJ/m²) 的 2 倍多, 对总强化效果的贡献更为显著^[53]。在塑性变形和均匀滑移过程中, β' 相通过位错绕过的方式阻碍位错运动, 有效提高材料塑性。 β' 相还以钉扎晶界的方式, 抑制再结晶时大角度晶界的运动。此外, β' 沉淀相与 δ' 相的晶格参数十分接近, δ' 相会在 β' 相表面进行非均匀形核, 形成“牛眼”或者“环形”的复合粒子, 核心为 β' , 外壳为 δ' 。由此可知, 铝锂合金中 Zr 元素的添加可以有效提高材料的强度和塑性。此外, 与 Zr 元素类似的元素 Sc 和 Yb 也具有相同的作用机制。

1.3 铝锂合金在航空航天领域应用现状

近年来, 随着先进铝锂合金制备和加工技术的高速发展, 综合性能优良的铝锂合金材料现已在航空航天器材上得到成功应用, 是现代航空航天器材设计中最具竞争力的材料之一。如图 4 所示, 2020 合金在 150~200 °C 下具有较高的蠕变抗力, 于美国海军的舰

表 2 现代铝锂合金中元素的影响机制

Table 2 Effect mechanism of elements in modern Al-Li alloys^[36-40]

Type	Element	Effect mechanism
Main-alloying element	Li	The content is strictly controlled below 2%, which plays the role of precipitation strengthening and solid solution strengthening. The precipitation strengthening is mainly caused by the homogeneous precipitation of metastable phase δ' .
	Cu	The content is between 2% and 4%, which promotes the precipitation of θ' phase and T_1 phase and increases the stacking fault energy of θ' phase to improve the strength and plasticity of the alloy.
	Mg	The maximum mismatch energy of the interface is reduced, and the θ' phase and T_1 phase are uniformly dispersed in the grain. The S' phase is formed with Cu element to improve the strength of the alloy. It is dissolved into the matrix or precipitation to provide a solid solution strengthening.
	Zn	The corrosion resistance of the alloy is improved. It promotes the uniform precipitation of S' phase and T_1 phase.
	Ag	The strong interaction with Mg element promotes the precipitation of θ' phase and T_1 phase and inhibits their growth to improve the strength and thermal stability of the alloy. Moreover, it also has a certain solid solution strengthening effect.
	Mn	The formation of dispersed phase avoids the occurrence of recrystallization and reduces the anisotropy of the alloy.
Micro-alloying element	Zr and Sc	The formation of fine, coherent, non-shearable, and ordered dispersed phases inhibits recrystallization and grain growth to improve the strength and plasticity of the alloy.
	Rare earth elements, such as Ce and La	It accelerates the aging speed, promotes the uniform dispersion of fine precipitated phases, and reduces the segregation of Fe and Si at grain boundaries to improve the yield strength, tensile strength, and elongation of the alloy.
Impurity element	Fe and Si	The formation of coarse insoluble compounds seriously affects the plasticity and fracture toughness of the alloy.
	H	The formation of stable hydrogen-rich phase reduces the plasticity of the alloy.

载侦察机 RA-5C 飞机的机翼蒙皮和尾翼结构服役了 20 多年, 且没有任何关于失效的报道, 不过军方出于对合金断裂韧性的担忧, 最终还是取消了该合金的工业化生产^[25]。苏联在 1970~1971 年将 1420 合金应用于垂直起降的雅克-36 和雅克-38 飞机的大批量工业生产上, 这是焊接铝锂合金结构在飞机上的首次应用^[26]。由于综合力学性能无法与 7×××系列高强铝合金抗衡, 第 2 代铝锂合金的实际应用领域极为有限, 并且大多情况下是被应用在飞机的次承力结构件上, 如三角翼运载火箭(2090 合金)、F15 战斗机蒙皮(8090 合金)、幻影式战机机身桁条(8090 合金)等^[1,24,54]。8090 合金在阿古斯特-韦斯特兰公司 EH-101 直升飞机上的应用是第 2 代铝锂合金轻质特点的最佳体现, 不过未能对合金缺陷做到足够的重视, 也是该应用实例最具争议的地方。如图 4 所示, 由于减重是保证直升飞机必须能够垂直起降的核心问题, 因此, EH-101 直升机机体几乎所有的铝合金结构都采用了经过时效处理后的 8090 合金^[18]。

目前, 第 3 代铝锂合金已经成功在商用运输飞机结构上进行使用, 但应用于小型运输机、直升机和高性能军用飞行器上的实际使用案例相对有限, 第 3 代铝锂合金的实际应用与建议应用请参看图 5^[1, 55-63]。空客 A380 飞机以铝合金为主要材料, 占飞机整体结构的 61%, 其中, 2196-T8511 铝锂合金挤压型材被用于地板梁的生产当中。正是由于机身下层/主层地板梁是允许有支撑的, 因此, 铝锂合金在材料性能、结构质量和制造成本之间的综合权衡方面更具竞争力^[60]。铝锂合金在机体结构上的大量使用首次出现于庞巴迪公司的 C 系列窄体客机中, 占全机结构的 23%, 为机身结构减重可达 12%, 其中 2198-T82 和 2196-T82 主要被应用在机身蒙皮、长桁、地板横、纵梁及支柱和地板滑轨结构^[64]。我国自行研制、具有自主知识产权、并成功完成首次商飞的 C919 大型客机的机身蒙皮、长桁、地板梁、座椅滑轨、边界梁、客舱地板支撑立

柱等部件都使用了第 3 代铝锂合金, 其机体结构质量占比达到 7.4%, 获得综合减重 7%的收益。截至目前, 铝锂合金在太空项目中的应用信息相对有限, 例如, 美国国家航空航天局在“星座计划”中, 将铝锂合金及铝锂合金搅拌摩擦焊部件应用于“猎户座”乘务员舱、服务舱、推进剂贮箱等少数结构^[1]。除了上述几种牌号铝锂合金的经典应用案例外, 其他牌号的铝锂合金在航空航天领域中也得到了小范围应用, 具体情况参见表 3^[1, 18, 24, 25, 54-64]。世界各国正在大力加紧新型铝锂合金相关技术的研发工作, 随着材料性能的提升, 以及相应焊接技术的发展, 铝锂合金在航空航天领域的应用前景必定更加宽广。

2 激光焊接技术

2.1 激光焊接原理

激光焊接技术是一种以激光束作为热源进行焊接的高能束焊接方法, 具有能量密度高、加工范围小、焊接效率高、接头变形小、热影响区窄等优势, 现已被广泛应用于车辆生产、船舶制造、航空航天等领域^[65]。因为激光束是由单色和相位相干的电磁波构成的, 所以可将能量汇聚于一个相对较小的圆形区域内。如图 6 所示, 根据光斑区域内能量密度的不同, 激光焊接一般可以分为 2 种焊接模式: 激光热导焊 ($10^4 \sim 10^6 \text{ W/cm}^2$) 和激光深熔焊 ($>10^6 \text{ W/cm}^2$)^[2]。热导焊模式的激光束吸收仅发生在试样表面, 大部分能量被表面反射消耗掉, 少数能量以热量的形式被吸收, 并以热传导方式转移到材料内部形成熔池。激光热导焊的焊接过程稳定, 熔池呈熔深较浅的半球形状, 适用于薄壁精密零件的焊接。激光深熔焊过程中金属剧烈蒸发, 在金属蒸汽反冲力作用下, 液态金属形成了小孔形状的空洞, 即深熔焊模式独有的“小孔效应”, 其中小孔的“诱导”形成和稳定存在是保证焊接接头质量的重要因素^[7, 66]。相比激光热导焊, 深熔焊模式下激光束的能量密度更高, 能量几乎完全被小孔吸收, 进而形成

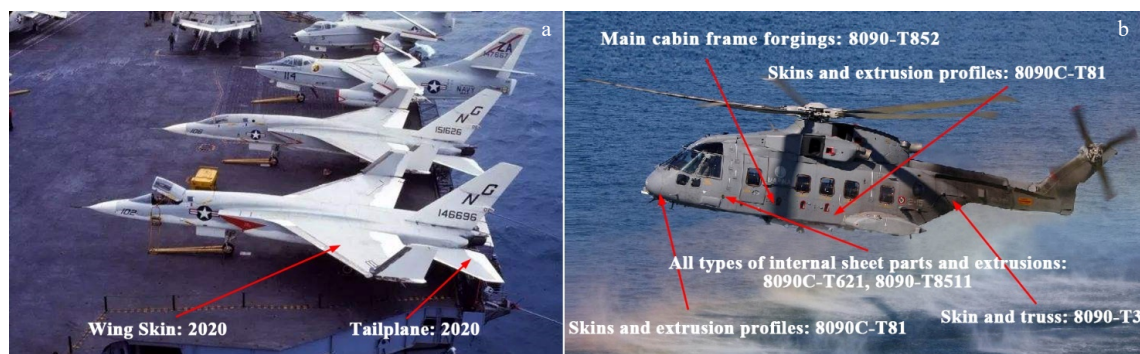


图 4 铝锂合金在 RA-5C 和 EH-101 直升飞机上的实际应用

Fig.4 Actual application of Al-Li alloys in a transport aircraft^[18]: (a) RA-5C and (b) EH-101

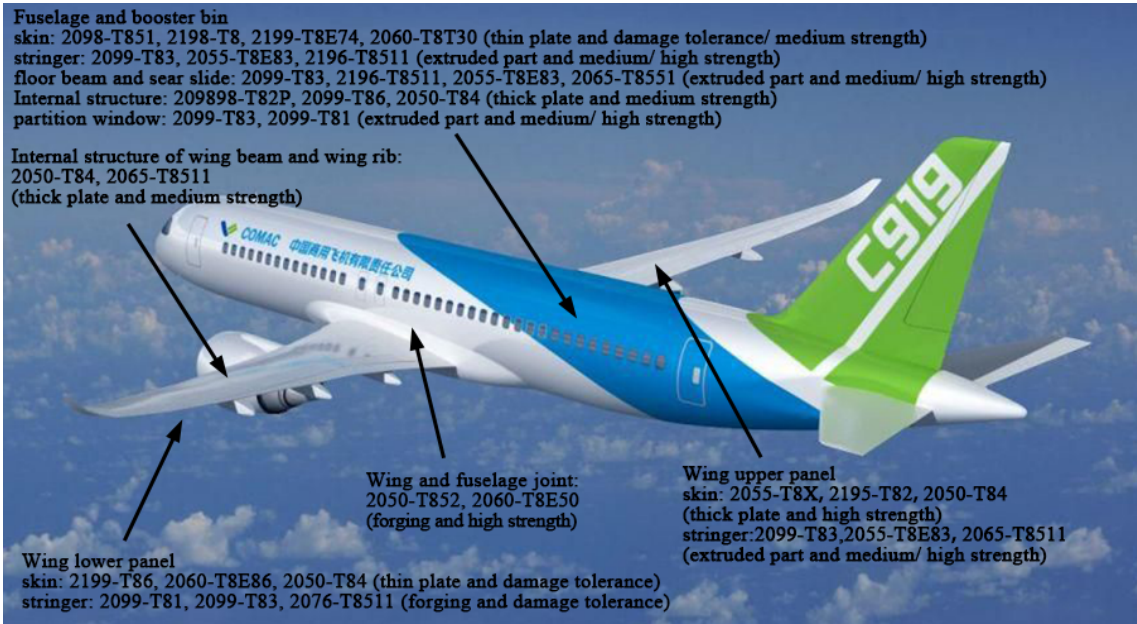


图 5 铝锂合金在大型运输机中的实际和推荐应用

Fig.5 Actual and proposed used of Al-Li alloys in a transport aircraft^[1, 55-63]

表 3 铝锂合金在航空航天领域中的应用实例

Table 3 Actual application of Al-Li alloys in aerospace field^[1, 18, 24-25, 54-64]

Alloy	Application	Region
2020	The wing skin and tailplane of RA-5C	The United States
1420	Yak-36 and Yak-38	The Soviet Union
1423	MiG-27	The Soviet Union
1441	The fuselage skin of Be-103 amphibious aircraft	The Soviet Union
2090	The triangular-wing launch vehicle; the flap skin and vertical tail of C17; the front landing gear support traction of Boeing 747	The United States
8090	The aluminum alloy structure of EH-101; Titan rocket; F-15	The United Kingdom
1430	The oval section fuselage of TU-204	The Soviet Union
1450	The fuselage of AH-70	The Soviet Union
1460	The tank of Energia	The Soviet Union
8091	The warhead casing of long-range missile	The United Kingdom
2050	The wing rib and longitudinal beam of A350XWB; the crew compartment and propellant tank of Project Constellation	The United States
2060	The fuselage skin	The United States
2196	The floor crossbeam and seat sail of A380; the long beam, floor crossbeam, seat slides, and cabin floor support columns of C919	China; Canada
2198	The fuselage bulkhead deck of F-16; the rear spacer frame of F-22; the fuselage skin of C919	China; the United States
Al-Li-S4	The fuselage skin of C919	China; the United States
2099	The floor crossbeam, wing longitudinal beam, and fuselage of A380	France

窄而深的熔池，焊缝具有深宽比大的特点，适合于铝合金等难熔金属材料的焊接。因为铝合金的反射率高，热导率大，激光深熔焊的小孔形成和稳定存是激光焊接的难点。采用大功率激光器可以有效诱导铝合金薄板焊接时的小孔形成，在此基础上，采用全熔透工艺形成贯穿板厚的小孔，可以有效地保证整个焊接过程中小孔的稳

定存在^[7]。此外，激光深熔焊接过程中，小孔的上下表面开口始终处于不断地开合振荡状态，形成的熔池振荡现象增加了液态金属流动的复杂性^[66]。对于激光深熔焊接，小孔行为和熔池运动几乎完全决定了焊接接头的质量。因此，采用激光全熔透工艺焊接铝合金薄板，是保证焊缝成形和焊接接头质量的最优方法。

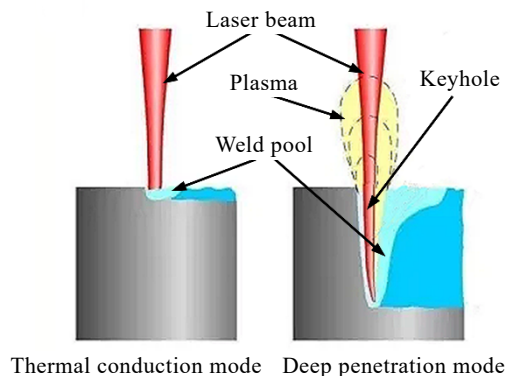


图6 热导焊和深熔焊激光焊接模式示意图

Fig.6 Schematic diagrams of laser welding models of thermal conduction mode and deep penetration mode

2.2 铝锂合金激光焊接技术在航空航天领域应用现状

20 世纪 70 年代, 大功率激光器的成功研制以及铝合金焊接性的改善, 使得铝合金激光焊接结构在航空航天领域内代替铆接结构在当时成为可能^[37]。激光焊接具有能量密度高、焊接范围小、热影响区窄、加工速度快以及高度自动化的优势, 是焊接铝合金薄板最具潜力的工艺方法, 主要被应用于铝合金壁板对接和桁条壁板 T 形接头结构当中。1994 年, 德国科学家 Herider^[67]创新性的提出, 通过激光焊接技术替代传统桁条壁板铆接技术, 以实现飞机结构减重的目标, 并首次成功设计和制造了大尺寸机身壁板的激光焊接结构。如图 7 所示, 2016 年希腊学者 Alexopoulos 针对 742 mm (长) × 384 mm (宽) 尺寸的 4 根桁条壁板结构, 分别采用铝合金 (2024-T3 和 7075-T73511) 和铝锂合金 (2198-T851 和 2196-T8511), 在能源使用、工艺时间、加工成本和碳排放 4 个方面对飞机机身壁板结构的铆接结构和激光焊接结构进行了比较^[68]。采用铝锂合金替代铝合金, 在铆接结构上可以实现 3% 的减重效果; 采用铝合金激光焊接结构替代铆接接头, 减重效果大幅提升至 17%; 采用铝锂合金激光焊接结构的减重效果最为显著, 是上述 2 种情况的质量降低总和, 为 20%。激光焊接技术为飞机机身结构的轻量化设计提供了巨大可能, 是飞机结构减重、节约时间成本和降低能源损耗方面的最佳机遇。特别是铝锂合金激光焊接结构可以有效降低工业生产中的碳排放量, 是欧洲航空航天研究项目“洁净天空生态设计飞机结构”(clean sky eco-design airframe)的重要组成部分。2000 年 11 月, 欧洲空客公司利用激光焊接技术对 A318、A340 和 A380 客机的 AA6×××铝合金的机身壁板结构进行加工, 并随后对这些型号客机的前机身和中后机身壁板进行了批量生产, 近年来已经开始

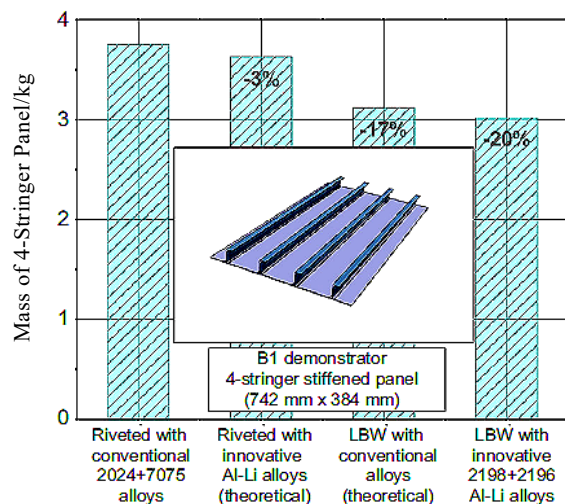


图7 不同铝合金和加工技术制造的 B1 演示结构质量比较

Fig.7 Mass comparison of the B1 demonstrator manufactured with different aluminum alloys and manufacturing processes^[68]

向第 3 代铝锂合金 AA2196 和 AA2198 进行转型^[22]。我国自行研制的 C919 大型客机, 其前机身和中后机身的部分下壁板采用了铝锂合金焊接技术^[69]。随着激光元件的高速发展, 光束质量高、结构紧凑、适应性好的盘式激光器和光纤激光器的问世, 有效改善了铝合金等高反射材料的激光焊接问题, 为铝合金激光焊接技术在航空航天领域的深入发展提供了支持。

3 铝锂合金激光焊接技术的研究现状及存在问题

3.1 铝锂合金激光焊接缺陷

通过激光焊接工艺参数调控和焊丝种类选择, 避免气孔、热裂纹、烧穿等焊接缺陷的产生, 获得良好的焊缝成形是保证焊接接头质量的关键环节。易珍^[37]通过改变激光功率、焊接速度、焊丝种类以及送丝速度, 发现激光焊接热输入和焊丝种类对 2A97 铝锂合金激光焊接焊缝的几何成形影响显著, 送丝速度的影响相对有限。通过研究激光焊接工艺参数对 2195 铝锂合金焊缝几何成形的影响, 在相同热输入条件下高功率高速度的焊缝横截面成形为 X 型上下对称型, 有利于焊接接头性能的提升。为了获得性能出色的焊接接头, 在保证良好几何成形的同时, 还要尽可能避免焊接缺陷的不利影响。气孔是铝合金传统熔焊工艺中普遍存在的问题, 同样也是激光焊接中的关键性问题。气孔会减少焊接接头的有效承载面积, 形成应力集中区域, 降低焊接接头的力学性能。如图 8 所示, 气孔

主要分为 2 类：一种是因为激光焊接工艺不完善，导致小孔不能稳定存在形成的尺寸大、形状不规则的小孔型气孔^[70-71]。该类型气孔主要出现于半熔透焊缝中，全熔透焊接工艺是抑制此类气孔产生的最佳方式^[70, 72-74]；另一种气孔则是形成于焊接工艺稳定完善条件下的氢气孔。氢气孔是铝锂合金激光焊接工艺中的主要气孔类型，其来源绝大部分是材料表面的氧化膜。氢气孔外观往往呈球形，内壁光滑，分布独立，是铝合金熔焊工艺中一种常见的焊接缺陷。铝锂合金中 Li 元素的化学性质活泼，合金在热加工和热处理过程中更易形成氧化膜，表面的含 Li 混合物，如 LiO_2 、 LiOH 、 Li_2CO_3 、 LiN 吸收环境中水分的能力更强^[21]。此外，Li 原子也倾向于与 H 原子结合，增加了液态铝锂合金中氢的溶解度^[75]。因此，相比于其他铝合金，铝锂合金激光焊接过程中的氢气孔倾向更加严重。因为焊缝中氢气孔的形成与熔池中 H 原子的含量密不可分，所以尽可能降低焊接过程中氢的来源显得尤为重要。例如，控制

环境湿度，去除表面污染物和氧化膜，真空热处理等，其中，化学和机械打磨去除表面氧化膜的方法最为有效^[21, 26, 76]。此外，控制熔池的凝固速度也可以起到降低焊缝气孔率的作用。一方面，焊接速度足够快，熔池的凝固速度也随之加快，微小的氢原子来不及团聚成宏观气孔，进而起到了有效控制气孔缺陷的目的^[77]；另一方面，通过减缓熔池的冷却速度同样可以起到降低焊缝气孔率的效果。新型双束激光焊接方法首先利用第一束散焦激光束对试样表面进行预熔化，随后的第二束激光再进行深熔焊接。该方法降低了熔池的冷却速度，有利于氢气孔的消除。除此之外，由于无需对试样表面进行预处理，还提高了生产效率^[78]。焊丝的添加有助于减缓熔池的凝固速度，为气泡逸出熔池表面提供更多时间。然而，添加焊丝也会延长气泡在熔池中的运动轨迹，延长了气泡逸出熔池所需时间。因此，添加焊丝对于气孔率的控制需要根据实际情况具体分析^[79-80]。

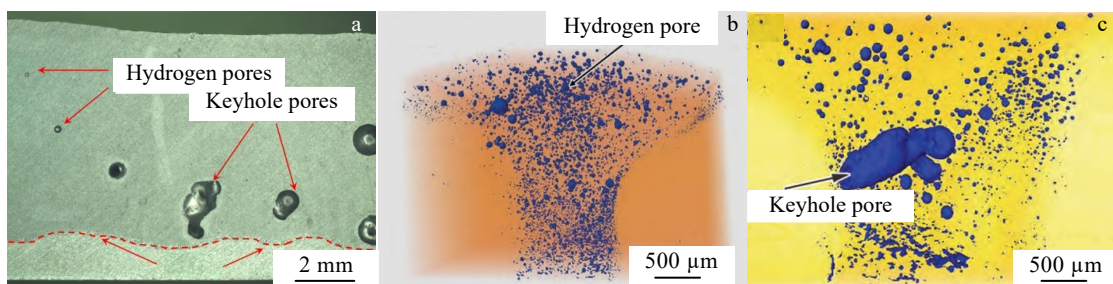


图 8 气孔宏观形貌；氢气孔与小孔型气孔的同步辐射 X 射线分布图

Fig.8 Macrophotograph of pores (a); synchrotron radiation X-ray imaging results of gas pores (b) and keyhole pores (c)^[70-71]

熔池凝固过程中晶界处严重的偏析会导致晶界上低熔点共晶相的大量生成，形成低熔点共晶薄膜。液态薄膜与固态金属共存的温度区间称为脆性温度区间 (brittle temperature zone, BTR)，BTR 与凝固温度区间具有良好的一致性^[81]。金属在 BTR 区间内的塑性十分有限，一旦拉应力作用于其上，非常容易导致液态薄膜发生开裂，进而形成细小的裂缝。若裂缝得不到液态金属的及时填补，凝固结束后被最终保留下来形成热裂纹^[21]。如图 9 所示，作为热处理强化铝合金，铝锂合金的凝固温度区间大，热裂纹形成于极度不平衡的焊接凝固结晶末期，Li、Mg、Cu 和杂质元素将会在晶界处偏析，形成低熔点共晶薄膜^[82]。此外，铝锂合金的热膨胀系数高，当熔池凝固收缩和热胀冷缩产生的拉应力足够大时，晶粒与晶粒之间会沿晶界的共晶相薄膜发生破裂，形成热裂纹。最后，激光焊接具有强烈的凝固取向和较高的应变速率，这也不利于铝锂合金焊接接头的热裂纹控制。

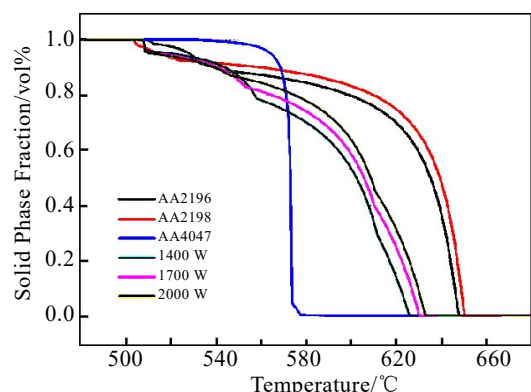


图 9 AA2198、AA2196、AA4047 及熔化区混合合金的固相占比

Fig.9 Solid phase fraction of the AA2198, AA2196, AA4047 and the mixed alloys in fusion zones (1400, 1700, and 2000 W)^[82]

调整焊接参数, 进而控制熔池冶金反应, 通常被认为是阻止铝锂合金激光焊接热裂纹的主要方法。首先, 具有细小晶粒和二次枝晶的凝固结构增强了晶界间的结合力和干涉作用, 有助于提高焊接接头的强度、断裂韧性、抗裂能力。二次枝晶的形成还能够弱化晶界偏析, 促进晶界处共晶相的不均匀分布, 推动晶体向等轴晶转变, 降低焊接热裂纹倾向^[83]。其次, 凝固末期的共晶相数量对热裂纹的形成具有重要作用。溶质成分相对有限时, BTR 较窄, 凝固最后阶段只有少量共晶相生成, 组织分布紧密, 具有良好的抗裂性能。当溶质含量增加到接近固溶度时, BTR 变宽, 共晶相数量增加, 热裂纹敏感性增大。因为焊接是非平衡凝固过程, 所以最大裂纹敏感性时的溶质含量要低于平衡状态的理论值。溶质含量继续增加, BTR 再度变窄, 共晶相含量持续增多。凝固末期大量的液态低熔点共晶相流入微裂纹处, 起到“愈合”裂纹的作用, 降低热裂纹敏感性^[84]。基于 Scheil 方程和二元相图, 估算最大热裂纹敏感性成分时合金的液态共晶相体积分数, 其结果参见表 4^[85-86]。第 1 代和第 2 代铝锂合金中, 除了富 Mg 的 1420 和 1421 合金外, 大部分铝锂合金对热裂纹敏感。Weldalite 系列 Al-Cu-Li 合金为可焊接铝锂合金, 合金中增加了 Cu 含量, 并优化了 Cu 与 Li 的比值, 焊接过程中不易产生热裂纹。通过添加填充金属改变熔池化学成分, 进而控制焊缝金属的凝固组织, 是预防焊接热裂纹的重要方法之一^[87]。当焊丝成分主要含有 Li, Cu, Mg 和 Si 时, 可以在焊缝熔池凝固的结束阶段增加共晶相含量, 对微裂纹起到“愈合”作用^[88]。

3.2 铝锂合金激光焊接焊缝组织

铝合金的开发和应用历史远早于铝锂合金, 对于铝合金激光焊接焊缝组织特征和形成机理的研究也更为成熟。如图 10 所示, 铝合金激光焊接焊缝的凝固组

织可以根据经典凝固理论进行解释^[89-90]。焊缝凝固初期, 熔合线附近的固液界面前沿过冷度低, 温度梯度大, 结晶速度慢, 未熔化的母材为晶体的形核提供了理想的形核位置。晶体往往以柱状晶形式进行联生结晶, 并根据亚结构的不同, 又细分为平面晶、胞状晶、树枝晶。随着凝固继续进行, 固液界面前沿的过冷度升高, 温度梯度降低, 结晶速度加快, 晶体形态由柱状树枝晶转变为等轴树枝晶, 直至整个焊缝凝固结束。

随着可焊接铝锂合金的陆续研发成功, 一种由细小的等轴晶组成的组织区域于 1984 年首次被发现于铝锂合金电子束焊的焊缝熔合线附近^[91]。该组织区域的形成机理无法通过经典凝固理论进行直接解释, 并陆续在 TIG 焊、激光焊接等一系列熔焊工艺方法中也发现了类似组织区域的存在^[92-95]。Shah^[96]于 1992 年发现, 在 Weldalite049 合金的 TIG 焊焊缝内沿熔合线同样分布着这一特殊的组织区域, 并首次对该区域进行了描述, 命名为细晶区 (fine equiaxed zone, FEQZ)。如图 11 所示^[97-99], 铝锂合金焊缝典型的细晶区组织由尺寸为 3~6 μm 的晶胞构成, 总宽度为 150~300 μm 。晶胞内部无析出相, 而晶界分布有富 Li 和 Cu-Mg 的析出产物。

表 4 最大裂纹敏感性时的溶质成分, 脆性温度区间跨度和共晶相体积分

Table 4 Solute composition, brittle temperature range span and volume fraction of eutectic phase at maximum cracking^[85-86]

Alloy system	Solute composition, $\omega/\%$	Brittle temperature range span/K	Volume fraction of eutectic phase/%
Al-Li	2.5	55	9.9
Al-Cu	3.0	100	5.5
Al-Mg	3.0	205	1.4
Al-Si	0.8	90	4.2

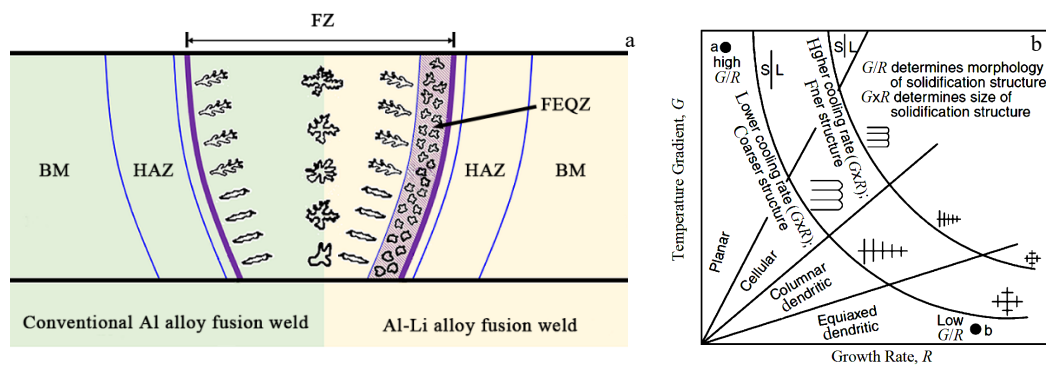


图 10 铝合金与铝锂合金焊缝组织示意图及温度梯度和结晶速度对结晶组织形态和尺寸的影响

Fig.10 Schematic diagram of weld microstructure of conventional Al alloy and Al-Li alloy (a); effect of temperature gradient (G) and growth rate (R) on morphology and size of solidification structure (b)^[89-90]

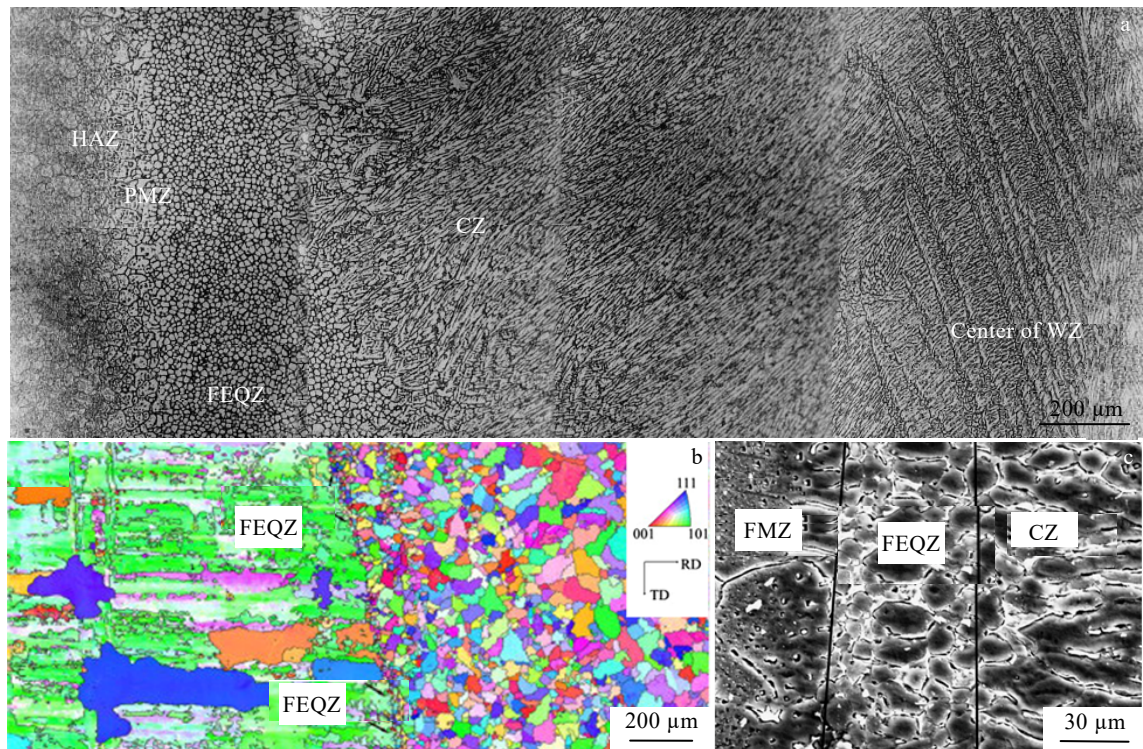


图 11 细晶区形貌

Fig.11 Optical microstructure (a), EBSD image (b), and SEM image (c) of fine equiaxed zone^[97-99]

目前,关于细晶区的形成机理和组织概念,依然在沿用二十世纪九十年代期间,根据 TIG 焊焊缝组织研究所得到的相关理论^[94, 100]。近年来大功率激光器的发展,使得铝锂合金激光焊技术在航空航天领域的应用得到了越来越多的关注。在现代铝锂合金激光焊接焊缝中仍然可以观察得到细晶区组织的存在,但在分布位置、晶粒尺寸、析出行为等方面与 TIG 焊具有显著差异,该组织区域的形貌与分布受到焊接工艺、熔池流动、填充金属、焊接参数、焊前/后热处理等多因素的影响^[65, 98, 101-104]。这种细晶区组织特征的差异性是由于激光焊接与传统熔焊工艺截然不同的加工原理所造成的,基于 TIG 焊工艺所提出的细晶区相关理论概念现已不能完全满足现代铝锂合金的研发需求。对于铝锂合金激光焊接过程中,焊缝细晶区所展现出的不同组织特征与析出行为进行科学系统的研究,对细晶区概念进行拓展,相关理论进行补充,对于铝锂合金激光焊接技术在航空航天领域的广泛应用是十分必要的。

3.3 铝锂合金激光焊接接头力学性能

随着先进大功率激光焊接设备的成功研制与不断升级,铝锂合金激光焊接技术越来越受到重视,焊接接头的力学性能是否能够满足航空航天领域的服役条件是持续关注的核心问题。

铝合金焊缝和热影响区的软化现象会导致焊接接头强度的梯度分布,造成焊接接头整体力学性能的衰减。其中,铝锂合金激光焊接接头软化的主要原因包括激光束对合金元素的烧损,焊缝区组织的尺寸粗大与过饱和度不足,以及热影响区的过时效^[105]。提高焊接接头强度的方法包括焊接参数的优化,焊丝合金成分的调控,焊后热处理的合理选择。激光焊接的能量密度集中,能够较好地控制由热影响区过时效所带来的软化问题。然而,激光束的高能量特性会烧损材料中的合金元素,导致焊缝内析出强化相无法再次形成。添加焊丝不仅能够对烧损的元素进行补充提高饱和度,还能在晶界处发生偏析,形成不同形态的共晶相“愈合”微裂纹,提高焊接接头强度^[106-108]。此外,在焊丝中添加元素 Zr、Sc 和 Yb,通过细化焊缝区晶粒尺寸的方式来提高焊接接头强度。由于激光焊接熔池的冷却速度快,单纯的焊丝添加主要表现为增加晶界处偏析程度,晶粒内部沉淀相的析出依旧难以满足强化所需的尺寸和数量要求,对焊接接头强度的提升效果相对有限,需要结合相应的焊后热处理工艺才能达到理想的强度。焊后热处理是改善铝锂合金焊接接头软化的主要方式,合理的固溶和时效组合不仅能够有效改善焊接接头的强度,甚至可以恢复到母材水平^[109-111]。

表 5 现代铝锂合金激光焊接接头的拉伸性能与断裂位置

Table 5 Tensile properties and fracture location of modern laser-welded joints of Al-Li alloy^[37, 98, 107-108, 112-114]

Alloy	Welding wire	Tensile strength/ MPa	Tensile strength coefficient/%	Elongation/%	Elongation coefficient/ %	Fracture position
2060-T8/2099-T83	4047	391.7	78.1	1.7	15.5	Near the fusion line in the weld
2060-T8/2099-T83	Al-6.2Cu-5.4Si	411.5	82.1	3.8	34.5	Near the fusion line in the weld
2A97	-	375.0	84.3	4.8	21.3	Near the fusion line in the weld
2060-T8	-	416.0	83.5	1.2	8.6	Near the fusion line in the weld
2060-T8	5087	317.0	63.7	1.6	11.4	Near the fusion line in the weld
2198/2060	-	276	54.8	2.8	10.6	Near the fusion line in the weld
2198-T3	-	223	52.5	4.3	17.6	Near the fusion line in the weld
2198-T3	4047	268	63.1	5.8	23.7	Near the fusion line in the weld
2198-T8	-	326	64.7	3.6	27.3	Near the fusion line in the weld
2A97	-	227	60.5	-	-	Near the fusion line in the weld
2A97-T3	2319	187	49.9	-	-	Middle of the weld
2A97-T3	5356	273.0	59.9	1.9	9.8	Whole weld
2A97-T3	4047	249.3	54.7	2.3	11.9	Whole weld
2A97-T3	2319	261.3	57.3	2.3	11.9	Whole weld
2A97-T3	2A97	269.8	59.2	2.5	13.0	Whole weld

根据表 5 中现代铝锂合金激光焊接接头的拉伸实验结果可知^[37, 98, 107-108, 112-114], 焊接接头的拉伸断裂全部位于焊缝区内, 其抗拉强度普遍位于较高水平, 但较差的塑性和断裂韧性限制了铝锂合金激光焊接技术在航空航天领域的应用范围。如图 12a 所示, 铝锂合金激光焊接接头的拉伸裂纹主要产生于焊缝熔合线附近, 裂纹的形成位置和传播路径往往与细晶区有关。在铝锂合金激光焊接接头的疲劳实验中, 细晶区与焊缝表面缺陷均可以作为疲劳裂纹源, 二者之间的竞争效应决定了疲劳裂纹的最终萌生位置。此外, 疲劳裂纹扩展路径也与细晶区组织特征之间具有一定联系(图 12)^[112, 115]。

为揭示细晶区与铝锂合金激光焊接接头力学性能

之间的作用机制, 虽已开展了一些工作, 但系统、科学、有说服力的研究数据非常有限。例如, 通过对铝锂合金激光焊接接头不同区域的显微硬度分布进行测量, 发现焊接接头的显微硬度从高到低分别为母材、热影响区、焊缝区^[100, 107, 115-116]。值得注意的是, 细晶区在焊缝内所展现出的显微硬度规律并非恒定不变的, 有时表现为焊缝内显微硬度最高的区域, 有时则是显微硬度最低的区域, 细晶区的这种硬度不确定性同样出现在其他熔焊工艺当中^[100, 107, 115-116]。如图 13 所示, Han^[104]采用纳米压痕方法对铝锂合金激光焊接接头进行实验, 发现细晶区内不同位置的纳米压痕结果差异较大, 进而认为细晶区内存在局部弱化现象。细晶区晶粒之间由于析出相缺失形成的微裂纹无法起

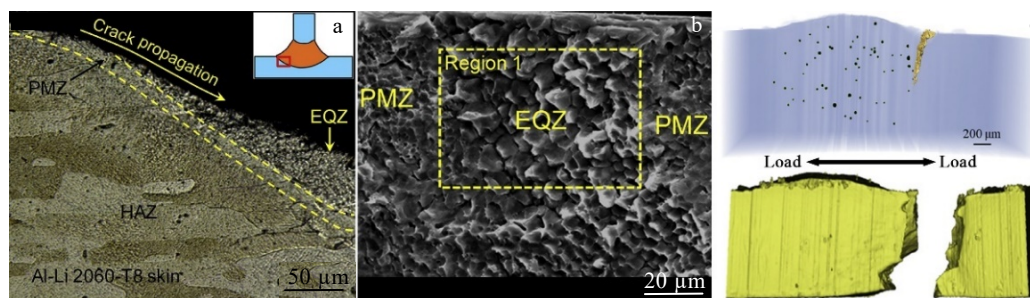


图 12 现代铝锂合金激光焊 T 型接头拉伸断裂路径和断口形貌及对接接头疲劳断裂路径

Fig.12 T-joint tensile fracture path (a), morphology (b), and butt joint fatigue fracture path (c) of modern Al-Li alloy laser welding^[112, 115]



图 13 焊缝细晶区的局部弱化示意图与无弱化示意图

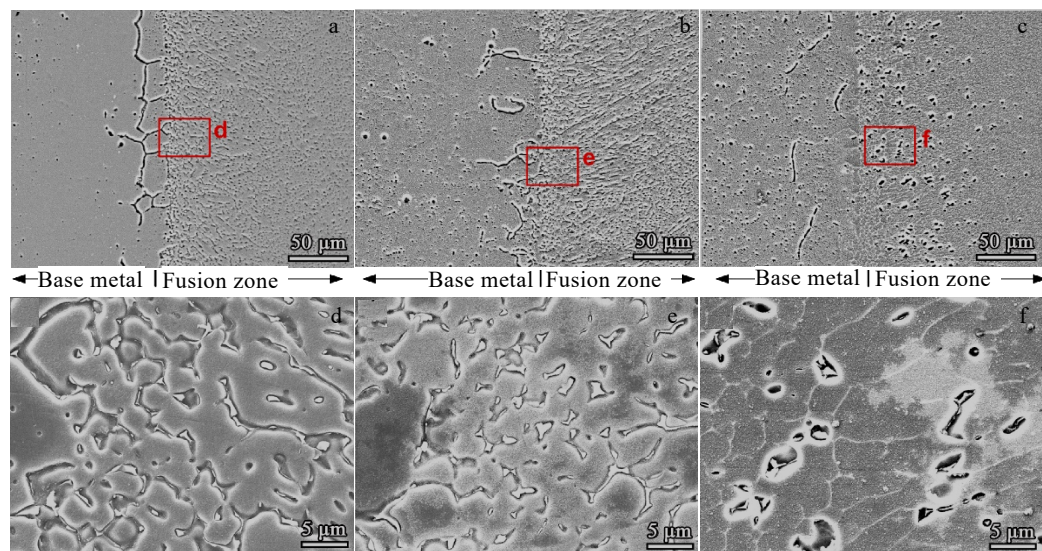
Fig.13 Schematic diagrams of local weakening area (a) and non-weakening area (b) in fine equiaxed zone^[104]

图 14 焊缝上表面在 3.5% NaCl 溶液中浸泡 6 h 后的腐蚀特征

Fig.14 Corrosion features on the top surface after immersion in 3.5% NaCl solution for 6 h: (a, d) as remelted; (b, e) aged at 155 °C; (c, f) aged at 175 °C^[118]

到阻碍位错运动的效果，变形晶粒通过晶界运动将应变传递给相邻晶粒，导致细晶区的局部弱化，成为焊缝区内纳米压痕硬度最低的区域。与此同时，细晶区内晶界处分布有大量连续粗大析出相的区域，因为析出相的存在阻碍了晶界通过滑移的方式将变形传递给相邻晶粒，提升了区域的抗形变能力，纳米压痕硬度显著提升。通过对比 2 种硬度测试方法，纳米压痕方

法更加倾向于分析不同类型晶粒与相邻晶粒之间的作用关系，显微硬度能够更好地反应出一类组织区域的抗变形能力。细晶区组织显微硬度的不同极，可能受晶体凝固过程的影响，即细晶区内“局部弱化”区域的占比是细晶区显微硬度的重要决定因素。

除了上述对焊接接头力学性能的影响外，作为以航空航天为主要应用背景的铝锂合金而言，细晶区的

腐蚀行为同样是考虑焊接结构可靠性的一个重要方面。特别是焊接接头,焊接过程中残余应力的存在和显微组织的变化对耐蚀性有显著影响。细晶区的腐蚀敏感性受到母材成分、焊丝种类、焊接工艺、焊后热处理状态的控制,根据晶界处析出相占比的不同,细晶区既可以是焊接接头中腐蚀敏感性最大的区域,也可以是耐蚀性最好的区域^[117-118]。图14为不同焊后热处理时效温度下的细晶区腐蚀特征,可以发现随着时效温度的提升,细晶区的腐蚀敏感性逐渐降低^[118]。

4 结果与展望

现代航空航天飞行器的结构设计和生产制造在增加载荷的同时,更加注重减重和损伤容限的提高,以此来实现降低油耗和排量,提高安全性和可靠性的目的。因此,先进铝锂合金正逐渐成为航空航天领域的主要选用材料。例如,国际代表性的大型商用客机空客A380、波音737-800以及首次成功商飞的国产C919等,在机体结构上都大量采用了第3代铝锂合金。目前,我国新型铝锂合金研发及制备技术均取得了显著突破,但具备独立自主知识产权的先进铝锂合金类型少、工程化成品率低、配套成形装备不够健全等核心问题亟需解决。现阶段,我国应以航空航天领域快速发展对新型高性能铝锂合金的迫切需求为契机,强化铝锂合金基础研究,突破铝锂合金工程化生产面临的关键共性技术,提高铝锂合金创新研发能力和自主保障能力。此外,借助国产C919大型商用客机中铝锂合金结构件的成功应用,建立并完善铝锂合金结构件的服役性能评价标准体系,扩大铝锂合金的工程化应用范围。

随着大功率高性能激光设备的不断研发,激光焊接技术在航空航天制造领域的工艺开发和工程应用中发挥更大潜能。其中,铝锂合金激光焊接技术具有效率高、成本低、质量轻的优势,为飞机机身的轻量化设计提供巨大潜力,进一步满足结构轻量化与一体化需求。铝锂合金激光焊接技术较低的接头效率是限制该技术广泛应用的核心问题,因此,深入开展铝锂合金激光焊接工艺参数优化、微观组织调控、力学性能改善的系统性研究工作,阐明焊缝区,特别是细晶区内裂纹的萌生与扩展机制,健全焊后时效处理工艺体系,提高焊接接头焊接态和时效态的综合性能,对于铝锂合金激光焊接结构的工程化应用具有重大意义。

参考文献 References

- [1] Rioja R J, Liu J. *Metall Mater Trans A*[J], 2012, 43(9): 3325
- [2] Xiao R S, Zhang X Y. *J Manuf Process*[J], 2014, 16(2): 166
- [3] Wang Yichang(王一唱), Tong Xin(童鑫), You Guoqiang(游国强) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2021, 50(3): 1069
- [4] Chen Li(陈俐). *A Study on the Full Penetration Stability and Physical Metallurgy of the Laser Welding of Aeronautic Titanium Alloys*(航空钛合金激光焊接全熔透稳定性及其焊接物理冶金研究)[D]. Wuhan: Huazhong University of Science and Technology, 2005
- [5] Schubert E, Klassen M, Zerner I *et al. Journal of Materials Processing Technology*[J], 2001, 115(1): 2
- [6] Shao Yingkai(邵盈恺), Wang Yuxi(王玉玺), Yang Zhibin(杨志斌) *et al. Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2018, 54(4): 65
- [7] Xu Fei(许飞), Chen Li(陈俐), Gong Shuili(巩水利) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2011, 40(10): 1775
- [8] Cui Li(崔丽), Li Xiaoyan(李晓延), He Dingyong(贺定勇) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2013, 42(10): 2112
- [9] Ahn J, Chen L, He E *et al. Journal of Manufacturing Processes*[J], 2018, 34: 70
- [10] Shao Yingkai(邵盈恺), Li Xiaoyan(李晓延), Chen Li(陈俐) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2022, 51(12): 4464
- [11] Faraji A H, Moradi M, Goodarzi M *et al. Opt Laser Eng*[J], 2017, 96: 1
- [12] Ebrahimzadeh H, Farhangi H, Akbari M S A A. *Mater Res Express*[J], 2018, 6(3): 036521
- [13] Hirose A, Kobayashi K F, Yamaoka H *et al. Weld Int*[J], 2000, 14(6): 431
- [14] Rai R, Kelly S M, Martukanitz R P *et al. Metall Mater Trans A*[J], 2007, 39(1): 98
- [15] Yu Xinxiang(余鑫祥), Yin Dengfeng(尹登峰), Yu Zhiming(余志明) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2014, 43(5): 1061
- [16] Feng Chaohui(冯朝辉), Yu Juan(于娟), Hao Min(郝敏) *et al. Journal of Aeronautical Materials*(航空材料学报)[J], 2020, 40(1): 1
- [17] Wu Xiuliang(吴秀亮), Liu Ming(刘铭), Zang Jinxin(臧金鑫) *et al. Materials Reports*(材料导报)[J], 2016, 30(S2): 571
- [18] Abd El-Aty A, Xu Y, Guo X *et al. J Adv Res*[J], 2018, 10: 49
- [19] Prasad N E, Gokhale A A, Rao P R. *Sadhana*[J], 2003, 28(1-2): 209
- [20] Lavernia E J, Srivatsan T S, Mohamed F A. *J Mater Sci*[J], 1990, 25(2): 1137

- [21] Kostrivas A, Lippold J C. *Int Mater Rev*[J], 1999, 44(6): 217
- [22] Prasad N E, Gokhale A, Wanhill R. *Aluminum-Lithium Alloys: Processing, Properties, and Applications*[M]. Oxford: Butterworth-Heinemann, 2013: 3
- [23] Hu Tianjiao(胡恬娇), Ye Lingying(叶凌英), Dong Yu(董宇) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2023, 52(9): 3230
- [24] Xu Jinjun(徐进军), Kang Wei(康唯), Du Changbing(都昌兵). *Ordnance Material Science and Engineering*(兵器材料科学与工程)[J], 2017, 40(3): 132
- [25] Balmuth E S, Schmidt R. *Aluminum-Lithium Alloys*[J], 1981(1): 69
- [26] Pickens J R. *Journal of Materials Science*[J], 1985, 20(12): 4247
- [27] Rioja R J. *Materials Science and Engineering A*[J], 1998, 257(1): 100
- [28] Jensrud O, Baker C, Gregson P J *et al. Proceedings of the Third International Aluminum-Lithium Conference*[C]. Oxford: University of Oxford, 1986: 165
- [29] Gayle F W, Sande J V. *Al₃Li Precipitate Modification in an Al-Li-Zr Alloy*[M]. West Conshohocken: ASTM International, 1986: 137
- [30] Nes E. *Acta Metallurgica*[J], 1972, 20(4): 499
- [31] Tsivoulas D, Prangnell P B, Sigli C *et al. Advanced Materials Research*[J], 2010, 89: 568
- [32] Marinkovich J M, Mohamed F A, Pickens J R *et al. JOM*[J], 1989, 41(9): 36
- [33] Yin Jiaming(尹嘉明), Ma Pengcheng(马鹏程), Chen Yonglai(陈永来) *et al. Ordnance Material Science and Engineering*(兵器材料科学与工程)[J], 2020, 43(3): 137
- [34] Yin Dengfeng(尹登峰), Zheng Ziqiao(郑子樵). *Materials Reports*(材料导报)[J], 2003, 17(2): 18
- [35] Yu Dongmei(余东梅). *Aluminum Fabrication*(铝加工)[J], 2018(6): 4
- [36] Ringer S P, Hono K. *Materials Characterization*[J], 2000, 44(1-2): 101
- [37] Yi Zhen(易珍). *Research on Process Optimization and Microstructure Property of 2A97 Al-Li Alloy Fiber Laser Welding*(2A97 铝锂合金光纤激光焊接工艺优化及组织性能分析)[D]. Wuhan: Wuhan University of Technology, 2016
- [38] Wang Zhe(王哲). *The Study on Heat-Treatment Process and Performance of 2A97 Aluminum-Lithium Alloy* (2A97 铝锂合金的热处理工艺及性能研究)[D]. Changsha: Central South University, 2014
- [39] Yan Hao(闫豪). *Study on the Heat Treatment Process and Microstructure Properties of the 2A97 Aluminum-Lithium Alloy*(2A97 铝锂合金热处理工艺及组织性能研究)[D]. Changsha: Hunan University, 2013
- [40] Murayama M, Hono K. *Scripta Materialia*[J], 2001, 44(4): 701
- [41] Wang S C, Starink M J. *International Materials Reviews*[J], 2005, 50(5): 193
- [42] Yoshimura R, Konno T J, Abe E *et al. Acta Materialia*[J], 2003, 51(14): 4251
- [43] Lv K X, Zhu C Y, Zheng J X *et al. Journal of Materials Research*[J], 2019, 34(20): 3535
- [44] Dwyer C, Weyland M, Chang L Y *et al. Applied Physics Letters*[J], 2011, 98(20): 201909
- [45] Dorin T, Deschamps A, Geuser F D *et al. Acta Materialia*[J], 2014, 75: 134
- [46] Blanc C, Freulon A, Lafont M C *et al. Corrosion Science*[J], 2006, 48(11): 3838
- [47] Mukhopadhyay A K, Rao V. *Materials Science and Engineering A*[J], 1999, 268: 8
- [48] Hashimoto T, Zhang X, Zhou X *et al. Corrosion Science*[J], 2016, 103: 157
- [49] Walsh J A, Jata K V, Starke E A. *Acta Metallurgica*[J], 1989, 37(11): 2861
- [50] Huang B P, Zheng Z Q. *Acta Materialia*[J], 1998, 46(12): 4381
- [51] Rioja R J, Cho A, Bretz P E. *US Patent*, 4961792 A[P]. 1990
- [52] Saunders N. *International Journal of Materials Research*[J], 1989, 80(12): 894
- [53] Hillberry F. *Journal of Materials Engineering and Performance*[J], 2000, 9(4): 428
- [54] Li Hongping(李红萍), Ye Lingying(叶凌英), Deng Yunlai(邓运来) *et al. Materials China*(中国材料进展)[J], 2016, 35(11): 856
- [55] Daniélou A, Ronxin J P, Nardin C *et al. Fatigue Resistance of Al-Cu-Li and Comparison with 7XXX Aerospace Alloys* [M]. Cham: Springer, 2012: 511
- [56] Denzer D K, Rioja R J, Bray G H *et al. The Evolution of Plate and Extruded Products with High Strength and Fracture Toughness*[M]. Cham: Springer, 2012: 587
- [57] Giummarra C, Thomas B, Rioja R J. *Proceedings of the Light Metals Technology Conference*[C]. Ottawa: LMTS, 2007: 1
- [58] Giummarra C, Rioja R J, Bray G H *et al. Proc ICAAI Conference*[C]. Aachen, Germany: ICAA, 2008: 1
- [59] Lequeu P, Lassince P, Warner T. *Advanced Materials and Processes*[J], 2007, 165(6): 33

- [60] Lequeu P, Lassince P, Warner T. *Advanced Materials and Processes*[J], 2007, 165(7): 41
- [61] Lequeu P, Smith K P, Daniélou A. *Journal of Materials Engineering and Performance*[J], 2010, 19(6): 841
- [62] Magnusen P E, Mooy D C, Yocum L A *et al.* *Development of High Toughness Sheet and Extruded Products for Airplane Fuselage Structures*[M]. Cham: Springer, 2012: 535
- [63] Goma F, Larouche D, Bois-Brochu A *et al.* *International Journal of Fatigue*[J], 2014, 59: 244
- [64] Sun Jieqiong(孙洁琼), Zhang Baozhu(张宝柱). *Advances in Aeronautical Science and Engineering*(航空工程进展)[J], 2013, 4(2): 15
- [65] Shao Y K, Li X Y, Chen L *et al.* *Metallurgical and Materials Transactions B*[J], 2021, 52(3): 1413
- [66] Pang Shengyong(庞盛永). *A Study on the Transient Keyhole and Moving Weld Pool Behaviors and Mechanisms of Deep Penetration Laser Welding*(激光深熔焊接瞬态小孔和运动熔池行为及相关机理研究)[D]. Wuhan: Huazhong University of Science and Technology, 2011
- [67] Heider P. *Lasergerechte Konstruktion und Lasergerechte Fertigungsmittel zum Schweißen Großformatiger Aluminium-Strukturbauteile*[M]. Dusseldorf: VDI-Verlag, 1994: 10
- [68] Alexopoulos N D, Gialos A A, Zeimpekis V *et al.* *Journal of Manufacturing Systems*[J], 2016, 39: 38
- [69] Zhang Yunlong(张灏龙). *Study on Laser Welding Characteristics and Compressive Buckling Behavior of Aluminum Lithium Alloy Skin Stringer T-Shaped Structure*(铝锂合金蒙皮桁条T型结构激光焊接特性和压缩屈曲行为研究)[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2021
- [70] Song Zhe(宋哲), Wu Shengchuan(吴圣川), Hu Yanan(胡雅楠) *et al.* *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2018, 54(8): 47
- [71] Li Kai(李凯). *Research on the Formation of Porosity in Deep Penetration Laser Welding on Aluminum Alloy*(铝合金激光深熔焊接气孔缺陷形成过程研究)[D]. Shanghai: Shanghai Jiao Tong University, 2016
- [72] Matsunawa A, Seto N, Kim J *et al.* *Journal of Laser Applications*[J], 1998, 10(6): 247
- [73] Fabbro R, Chouf K. *Journal of Applied Physics*[J], 2000, 87(9): 4075
- [74] Xiao Rongshi(肖荣诗), Yang Wuxiong(杨武雄), Chen Kai(陈铠). *Applied Laser*(应用激光)[J], 2007, 27(1): 13
- [75] Anyalebechi P N. *Scripta Metallurgica et Materialia*[J], 1995, 33(8): 1209
- [76] Fukuda T. *Welding International*[J], 2012, 26(4): 256
- [77] Katayama S, Mizutani M, Matsunawa A. *The International Society for Optical Engineering*[J], 2003, 4831: 281
- [78] Chen K, Yang W X, Xiao R S. *Lasers in Engineering*[J], 2012, 22(5-6): 361
- [79] Li Liquan(李俐群), Meng Shenghao(孟圣昊), Peng Jin(彭进). *Transactions of the China Welding Institution*(焊接学报)[J], 2018, 39(6): 1
- [80] Matsunawa A. *Science and Technology of Welding and Joining*[J], 2013, 6(6): 351
- [81] Yang Y P, Dong P, Zhang J *et al.* *Welding Journal*[J], 2000, 79(1): 9
- [82] Tian Y, Robson J D, Riekehr S *et al.* *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2016, 47(7): 3533
- [83] Twardowska A, Kusinski J P. *Laser Welding of Al-Li-Mg-Zr Alloy*[C]. Quebec City, Canada: SPIE, 2000: 180
- [84] Dudas J H. *Welding Journal*[J], 1966, 45(6): 422
- [85] Katgerman D L, Eskin D G. *Hot Cracking Phenomena in Welds II*[M]. Heidelberg: Springer, 2008: 11
- [86] Pumphrey W, Lyons J. *Journal of the Institute of Metals*[J], 1948, 74(9): 439
- [87] Reddy G M, Gokhale A A, Prasad R K. *Science and Technology of Welding and Joining*[J], 2013, 3(3): 151
- [88] Ishchenko Y A. *Welding International*[J], 2005, 19(3): 173
- [89] Hu Y N, Wu S C, Chen L. *Engineering Fracture Mechanics*[J], 2019, 208: 45
- [90] Kou S. *Welding Metallurgy (Second Edition)*[M]. New Jersey: John Wiley & Sons, Inc, 2003: 97
- [91] Bowden D M, Meschter P J. *Scripta Metallurgica*[J], 1984, 18(9): 963
- [92] Molian P A, Srivatsan T S. *Journal of Materials Science*[J], 1990, 25(7): 3347
- [93] Soni K K, Levi-Setti R, Shah S *et al.* *Advanced Materials & Processes*[J], 1996, 149(4): 35
- [94] Gutierrez A, Lippold J C. *Welding Journal*[J], 1998, 77(3): 123
- [95] Padmanabham G, Pandey S, Schaper M. *Science and Technology of Welding and Joining*[J], 2005, 10(1): 67
- [96] Shah S R, Wittig J E, Hahn G T. *Proceedings of the 3rd International Conference on Trends in Welding Research*[C]. Gatlinburg, Tennessee: ASM, 1992: 347
- [97] Reddy G M, Gokhale A A, Rao K P. *Journal of Materials Science*[J], 1997, 32(15): 4117
- [98] Fu B L, Qin G L, Meng X M *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2014, 617: 1

- [99] Cui L, Li X Y, He D Y *et al. Materials Characterization*[J], 2012, 71: 95
- [100] Aidun D K, Dean J P. *Welding Journal*[J], 1999, 78(10): 349
- [101] Xia L, Zhan X H, Yu H S *et al. Materials Research Express*[J], 2018, 5(11): 116523
- [102] Cui L, Li X Y, He D Y *et al. Science and Technology of Welding and Joining*[J], 2013, 18(3): 204
- [103] Shao Y K, Li X Y, Chen L *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2022, 895: 162717
- [104] Han B, Chen Y B, Tao W *et al. Journal of Alloys and Compounds* [J], 2018, 756: 145
- [105] Kashaev N, Ventzke V, Am G. *Journal of Manufacturing Processes*[J], 2018, 36: 571
- [106] Ning J, Zhang L J, Bai Q L *et al. Materials & Design*[J], 2017, 120: 144
- [107] Zhang X Y, Huang T, Yang W X *et al. Journal of Materials Processing Technology*[J], 2016, 237: 301
- [108] Zhang X Y, Yang W Y, Xiao R S. *Materials & Design*[J], 2015, 88: 446
- [109] Viscusi A, Leito C, Rodrigues D M *et al. Journal of Materials Processing Technology*[J], 2016, 236: 48
- [110] Cui Li(崔 丽), Ding Hongyuan(丁红园), Chen Li(陈 俐) *et al. Transactions of Materials and Heat Treatment*(材料热处理学报)[J], 2014(10): 58
- [111] Ni Biao(倪 彪), Meng Wei(孟 微), Li Zhuguo(李铸国). *Materials for Mechanical Engineering*(机械工程材料)[J], 2017, 41(5): 95
- [112] Han B, Tao W, Chen Y B *et al. Optics & Laser Technology*[J], 2017, 93: 99
- [113] Examilioti T N, Kashaev N, Ventzke V *et al. Materials Characterization*[J], 2021, 178(8): 111257
- [114] Kashaev N, Riekehr S, Erdmann K *et al. International Journal of Structural Integrity*[J], 2015, 6(6): 787
- [115] Chen L, Hu Y N, He E G *et al. International Journal of Lightweight Materials and Manufacture*[J], 2018, 1(3): 169
- [116] Xia Ling(夏令). *Study on the Morphology and Formation Mechanism of Microstructures in Al-Li Alloy Laser Welded Joints*(铝锂合金激光焊接组织形态及其形成机理研究)[D]. Nanjing: Nanjing University of Aeronautics and Astronautics, 2019
- [117] Zhang X X, Liu B, Zhou X R *et al. Corrosion Science*[J], 2018, 135: 177
- [118] Lei X, Nuam V L, Yuan Y *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2021, 873: 159765

Research Progress in Laser Welding Technology of Al-Li Alloys

Shao Yingkai^{1,4}, Chen Li², Yu Cangrui^{3,4}, Li Zhiyong^{1,4}, Qian Yuanhong^{1,4}, Liu Yingying^{1,4}

(1. Aerospace Additive Technology (Beijing) Co., Ltd, Beijing 100071, China)

(2. China Aeronautical manufacturing Technology Research Institute, Beijing 100124, China)

(3. Beijing Xinghang Electro-mechanical Equipment Co., Ltd, Beijing 100071, China)

(4. Innovation Center for Aerospace Structure Additive Manufacturing, Beijing 100071, China)

Abstract: Owing to excellent fracture toughness, high specific strength and stiffness, stable high- and low-temperature performance, and good corrosion resistance, advanced lightweight aluminum-lithium (Al-Li) alloy has become one of the most competitive aerospace materials. Laser welding is the most promising process for welded Al-Li alloy thin sheet, which possesses the advantages of high energy density, narrow heat-affected zone, low deformation, and fast welding speed. For Al-Li alloy structure, welded connection instead of mechanical connection can effectively improve the utilization rate of materials, reduce the components, decrease manufacturing costs, and achieve mass loss. At present, there are still some key technical problems and issues in laser welded Al-Li alloy due to its own material properties. In this paper, the research status of Al-Li alloy, laser welding, and laser welded Al-Li alloy in aerospace field was summarized. Furthermore, the main research trends of laser welding technique for Al-Li alloys were prospected.

Key words: Al-Li alloy; laser welding; welded joint; fine equiaxed zone

Corresponding author: Shao Yingkai, Ph. D., Aerospace Additive Technology (Beijing) Co., Ltd, Beijing 100071, P. R. China, Tel: 0086-10-88536576, E-mail: 18842678910@163.com