

# 铝锂合金及其在航天工业上的应用

李劲风<sup>1,2</sup> 郑子樵<sup>1</sup> 陈永来<sup>3</sup> 张绪虎<sup>3</sup>

(1 中南大学材料科学与工程学院,长沙 410083)

(2 教育部有色金属材料科学与工程重点实验室,长沙 410083)

(3 航天材料及工艺研究所,北京 100076)

**文 摘** 综述了铝锂合金发展的三个阶段及三个阶段铝锂合金的性能特点。重点阐述了 Cu、Li 等主合金元素以及 Mg、Ag、Zn、Mn、Sc、Zr、In 和稀土 Ce 等微合金化元素在第三代铝锂合金中的合金化作用;这些微合金化元素可改变合金中原有析出相的尺寸、形状、分布,或促使新的强化相析出,也可以细化晶粒、控制再结晶。总结了铝锂合金在航天工业中的应用实践及在将来的应用计划。

**关键词** 铝锂合金,微合金元素,合金化作用,航天应用

## Al-Li Alloys and Their Application in Aerospace Industry

Li Jinfeng<sup>1,2</sup> Zheng Ziqiao<sup>1</sup> Chen Yonglai<sup>3</sup> Zhang Xuhu<sup>3</sup>

(1 School of Materials Science and Engineering, Central South University, Changsha 410083)

(2 The Key Laboratory of Nonferrous Metal Science and Engineering, Ministry of Education, Changsha 410083)

(3 Aerospace Research Institute of Materials & Processing Technology, Beijing 100076)

**Abstracts** The three development stages of Al-Li alloys and their corresponding property features are briefly reviewed. The alloying function of main alloying elements Cu and Li and the micro-alloying elements Mg, Ag, Zn, Mn, Sc, Zr, In and rare earth Ce are discussed in detail. The micro-alloying elements can modify the size, morphology and distribution of the precipitates, or stimulate the precipitation of the new strengthening phase in Al-Li alloys, and in addition, are able to refine the grain structure and control the recrystallization. Meanwhile, the practical application and future application plans of Al-Li alloys in aerospace industry are summarized.

**Key words** Al-Li alloy, Micro-alloying elements, Alloying function, Application in aerospace

## 0 引言

Li 是最轻的金属元素,在铝合金中每加入 1% 的 Li,可使铝合金密度降低 3%,模量提高 6%。而据推算,如果采用先进铝锂合金取代传统铝合金制造波音飞机,结构质量可以减轻 14.6%,燃料节省 5.4%,飞机成本下降 2.1%,每架飞机每年的飞行费用将降低 2.2%;战斗机质量若减轻 15%,则可缩短飞机滑跑距离 15%,增加航程 20%,提高有效载荷 30%。航天运载器每减轻 1 kg,其发射费用可节省约 2 万美元。因此,发展铝锂合金,在航空航天领域具有重要的意义。

新型铝锂合金不仅具有低密度、高弹性模量、高比强度和高比模量的优点,同时还兼具低疲劳裂纹扩展速率、较好的高温及低温性能等特点,被认为是航空航天最理想的结构材料。目前尽管面临复合材料

的竞争,但铝锂合金由于自身的优势在未来仍将是很有竞争力的<sup>[1-3]</sup>。因此,欧美及俄罗斯等国十分重视研制和开发航空航天用新型铝锂合金。

### 1 铝锂合金的发展历程

铝锂合金的研究和开发至今已有 80 多年历史,其发展大致可分为三个阶段,相应出现的铝锂合金产品也划分为三代<sup>[4-6]</sup>。

#### 1.1 20 世纪 70 年代以前,初步发展阶段

1924 年,德国研制成功一种工业铝锂合金—Scleron (Al-1.2Zn-3Cu-0.6Mn-0.1Li)。合金 Li 含量仅为 0.1%,没有引起广泛重视。1943 年,高强度的 Al-Zn-Mg-Cu 合金问世,再一次低估了铝锂合金的工业价值。1957 年在英国成功研制了 Li 含量 1.1% 的 X-2020 铝锂合金。第一代铝锂合金具有明

显的缺点,如延展性和断裂韧性低、缺口敏感性高、加工生产困难、价格昂贵等,导致第一代铝锂合金未能获得进一步的推广应用。

### 1.2 20 世纪 80 年代,繁荣发展阶段

20 世纪 70 年代至 80 年代后期,西方各国研制成功了低密度、中强耐损伤型和高强型等一系列较为成熟的铝锂合金产品。其中有:前苏联研制的 1420 铝锂合金,美国 Alcoa 公司的 2090 铝锂合金,Alcan 公司的 8090 和 8091 铝锂合金等,法国 Pechiney 公司开发的 2091 铝锂合金等。这些铝锂合金主要目标是直接代替航空航天飞行器中传统的 2024、7075 合金等<sup>[7]</sup>。

第二代铝锂合金同样存在一些明显的缺点,包括:(1)各向异性严重,短横向强度较低;(2)塑韧性水平较低;(3)热暴露后会严重损失韧性;(4)大部分合金不可焊;(5)强度水平总体较低<sup>[8]</sup>。这些缺点使第二代铝锂合金综合性能和价格难以与原有 2xxx 系、7xxx 系铝合金竞争,除前苏联的 1420 铝锂合金在 Mig-29, Su-27, Su-35 等军机上获得较广泛应用之外,欧美开发的大部分第二代铝锂合金都未获得大量应用。

### 1.3 20 世纪 90 年代,新发展及广泛应用阶段

进入 20 世纪 90 年代后,美国、法国和俄罗斯加强了铝锂合金研究,促进了铝锂合金的进一步发展。在此阶段,发展了一系列具有一定特殊优势的第三代铝锂合金,如美国发明了具有良好可焊性的超高强 Weldalite-049 合金及随后在此基础上开发成功的 2094、2095、2096、2097、2195、2197 铝锂合金,高抗疲劳性能的 C155 铝锂合金, Weldalite-210 等一系列改进型第三代铝锂合金,俄罗斯开发的高强可焊的 01460 铝锂合金等。

第三代铝锂合金属 Al-Cu-Li 系合金。第二代铝锂合金 Li 含量高 (>2wt%) 而其他元素含量低;而第三代铝锂合金降低了 Li 含量 (<2wt%),增加了 Cu 含量 (一般 >3wt%)。另外与二代铝锂合金不同的是,还添加了少量 Mg、Mn、Zn、Ag、Sc 等微合金化元素。

第三代铝锂合金的性能不仅优于第二代,也明显优于航空航天部门使用的一些传统铝合金。第三代铝锂合金具有以下特点:密度小、模量高;良好的强度-韧性平衡;耐损伤性能优良;各向异性小;热稳定性好;耐腐蚀;加工成形性好。其中尤以低各向异性铝锂合金和高强可焊铝锂合金最引人注目。由于综合性能提高,第三代铝锂合金在航空及航天工业上已经获得广泛应用。

我国铝锂合金的研究工作始于 20 世纪 80 年代,从“七五”开始,国家连续六个“五年计划”持续立项支持铝锂合金研究。中南大学郑子樵教授主持的课题组

联合西南铝业(集团)有限责任公司、航天材料及工艺研究所以及北京航空材料研究院,在跟踪研究一系列国外第二代和第三代铝锂合金的同时,还针对我国航天航空的应用背景和性能要求,成功研究了有自主知识产权、综合性能良好的新型 2A97 铝锂合金。近三十年来,中南大学围绕 Al-Li 合金的成分设计、合金化原理、疲劳、断裂、腐蚀、焊接等方面的基础理论问题进行了深入系统的研究,使我国铝锂合金基础研究与国外基本保持相当水平。西南铝业(集团)有限责任公司建成了铝锂合金工业化生产的专用设备体系,突破了工程化研制与生产中的一系列关键技术。同时,国产铝锂合金在我国一些重要航空航天飞行器上也获得了应用。我国和美、法、俄等国一起,成为世界上能工业化生产和应用先进铝锂合金的少数几个国家。

## 2 铝锂合金的合金化

第三代铝锂合金的组织模式如图 1 所示<sup>[9]</sup>,其基本特征是由多种不同尺度、结构、位向和形态的析出相组成,并且这些析出相在强韧化和提高其他性能方面发挥协同作用。

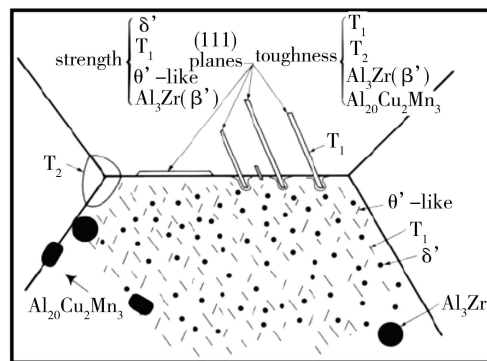


图 1 第三代铝锂合金的组织模式

Fig. 1 Microstructure model of third generation Al-Li alloys

第三代铝锂合金中的主要析出相包括  $\delta'$  (Al<sub>3</sub>Li)、 $\beta'$  (Al<sub>2</sub>MgLi)、 $\theta'$  (Al<sub>2</sub>Cu)、T<sub>1</sub> (Al<sub>2</sub>CuLi)、S' (Al<sub>2</sub>CuMg)、Al<sub>20</sub>Cu<sub>2</sub>Mn<sub>3</sub>相等。改善铝锂合金性能的有效方法之一是通过合金化调控相应的微观组织,大量研究表明某些元素的微量甚至痕量添加,都会显著影响铝锂合金的组织 and 性能,如改变原有析出相的尺寸、形状、分布和体积分数,或生成新的强化相,以及细化晶粒、控制再结晶和晶粒取向等<sup>[10-12]</sup>。

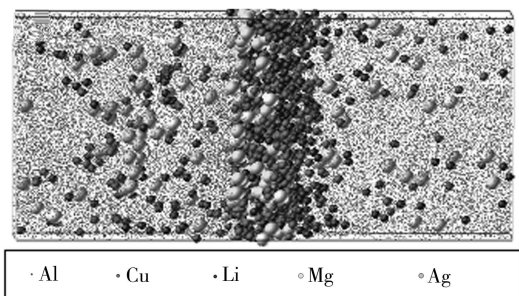
### 2.1 Cu、Li 的作用

Cu、Li 在铝锂合金中除起固溶强化作用之外,主要是作为  $\delta'$  相、T<sub>1</sub> 相、 $\theta'$  相等强化相的构成元素。Cu/Li 比的不同会改变这些相的体积分数与分布,增加 Cu 能减小无沉淀带 (PFZ) 宽度,提高合金强度和改善塑韧性<sup>[13]</sup>。但 Cu 含量过高时会产生中间相,使韧性下降,密度增加,Cu 含量过低则不利于减弱局

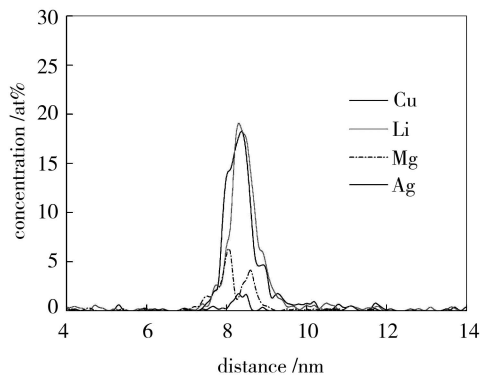
部应变和减小 PFZ 宽度,故铝锂合金中的 Cu 含量一般为 2% ~4%。

## 2.2 Mg、Ag 的作用

在 Al-Cu-Li 合金中单独加入 Mg 有较大的强化作用,单独添加少量 Ag 时强化作用很小,但同时添加少量 Ag 和 Mg,能产生更大的时效强化效应<sup>[14]</sup>。Mg 的强化作用源于加速 GP 区的形核从而促进强化效应很大的  $T_1$  相的析出,同时抑制  $\delta'$  的生长,使  $\delta'$  相更加细小弥散<sup>[15-18]</sup>。Hirosawa 等人<sup>[16]</sup>认为,由于 Mg 原子与空位以及 Cu 原子之间的交互作用,在淬火后形成许多 Cu-Mg-空位复合团簇,降低了 GP 区形成激活能,加速了  $\{111\}$   $\alpha$  面上 GP 区的形成,这些 GP 区作为  $T_1$  相的形核位置促进其析出。李艳芬等人<sup>[17]</sup>的研究认为 Mg 降低铝的层错能,有利于层错形成及  $T_1$  相能在层错上形核析出<sup>[18]</sup>。



(a)  $T_1$  相选区(8 mm×8 mm×16 mm)的原子分布图



(b)  $T_1$  相的成分分布图

图 2 T6 峰时效 2050 铝锂合金中  $T_1$  相选区的 3DAP 元素分布图<sup>[26]</sup>

Fig. 2 3DAP atom distribution map of  $T_1$  precipitate area in T6 peak-aged 2050 Al-Li alloy

Ag 和 Mg 同时添加的显著时效强化效应主要是改变了 Al-Cu-Li 合金的时效析出过程,促进  $T_1$  相的弥散以及  $\theta'$ 、 $S'$  相的均匀细小析出。关于 Mg、Ag 促进  $T_1$  相析出的作用机理有多种观点<sup>[19-22]</sup>。作者所在课题组的研究表明,时效时 Ag、Mg 原子形成 Ag-Mg 团簇,为  $T_1$  相形核起了“催化”和“桥梁”作用。时效初期,由于 Ag 和 Mg 之间的强交互作用,Ag 和

Mg 在基体  $\{111\}$   $\alpha$  面上偏聚形成 Ag-Mg 原子团簇;同时又由于 Li 和 Ag 以及 Cu 和 Mg 之间的强交互作用和尺寸效应促使 Li 和 Cu 原子不断向 Ag-Mg 原子团簇扩散,从而提供了  $T_1$  相形核所需要的结构和成分条件。形核后  $T_1$  相长大过程中 Ag、Mg 原子进一步扩散至  $T_1/\alpha$  界面,使在  $\{111\}$   $\alpha$  面的错配应变减少到最小,从而使随后的长大更容易<sup>[23-26]</sup>。本课题组对含 Ag、Mg 的 2050-T6 铝锂合金中  $T_1$  相的三维原子探针(3DAP)分析(图 2)表明,合金中形成了 Ag-Mg 复合团簇,且 Mg-Ag 原子偏聚于  $T_1/\alpha$  界面<sup>[26]</sup>。

## 2.3 Zn 的作用

Zn 具有固溶强化和时效强化作用。Zn 可以增加  $\delta'$  相与基体的错配度,降低 Li 在基体中的固溶度,从而促进  $\delta'$  相的析出,并降低其粗化长大速率<sup>[27-29]</sup>。Zn 还能促进  $S'$  和  $T_1$  相的析出,提高铝锂合金的强塑性<sup>[29]</sup>。2197 铝锂合金由于同时含有少量的 Mg 和 Zn,能同时促进  $\delta'$  相、GP 区和  $T_1$  相的析出;同时添加 Mg, Zn 具有类似同时添加 Mg、Ag 的作用<sup>[30-31]</sup>。图 3 所示为作者所在课题组采用 Monte Carlo 方法对 Al-1.2Cu-5.7Li-(0.4Mg)-(0.2Zn) (at%) 合金时效早期原子团簇在(100) 晶面上分布形态的模拟结果<sup>[25,32]</sup>。

不含 Mg、Zn 的 Al-1.2Cu-5.7Li 合金中出现大量的 Li 原子团簇、Li-Cu 原子对以及空位团簇,且空位团簇多出现在 Li 原子团簇附近,形成共生形态[图 3(a)]。微量 Mg 的加入,出现明显的 Cu 原子团簇,且空位多与 Cu-Mg 原子团簇形成共生形态,Mg 原子多以 Mg-Li 原子对,Mg-Cu-Vacancy 复合体的形式存在[图 3(b)]。单独添加 0.2% Zn 至 Al-1.2Cu-5.7Li 合金中,时效初期原子与空位的分布形态没有明显的差别,合金中出现明显的 Li 原子团簇,没有明显的 Cu 原子团簇[图 3(c)]。当合金中同时加入 0.4% Mg 和 0.2% Zn 时,Mg 和 Zn 都出现了明显的团簇化并出现明显的 Mg-Zn-空位复合团簇[图 3(d)]。由于 Li 和 Zn 以及 Cu 和 Mg 之间强的交互作用,促使 Li 和 Cu 原子不断向 Mg-Zn 原子团扩散,从而提供了  $T_1$  相形核所需要的结构和成分条件,Mg-Zn 原子团簇和 Ag-Mg 原子团簇一样,在促进  $T_1$  相析出方面有类似的作用。Al-2.8Cu-1.48Li-0.37Mg-0.53Zn-0.25Mn-0.12Zr 合金中  $T_1$  相选区的 3DAP 分析<sup>[32]</sup>也表明 Mg、Zn 原子在  $T_1$  相附近偏聚。

Zn 的添加还能改善铝锂合金的抗腐蚀性能,使合金晶间腐蚀、剥落腐蚀和应力腐蚀阻力增加,如含少量 Zn 的 2099 铝锂合金在未包铝的情况下,在海岸

边暴露 14 年也只发生均匀的点蚀<sup>[33]</sup>。其原因可能与 Zn 促进富 Cu 相从基体中析出,减少基体中 Cu 的过饱和度并使局部微电位差缩小有关。Zn 还可溶入

晶界粗大的  $T_1$  相及亚晶界和基体中的  $T_1$  相<sup>[34-35]</sup>,这可能直接影响  $T_1$  相的电化学性能。

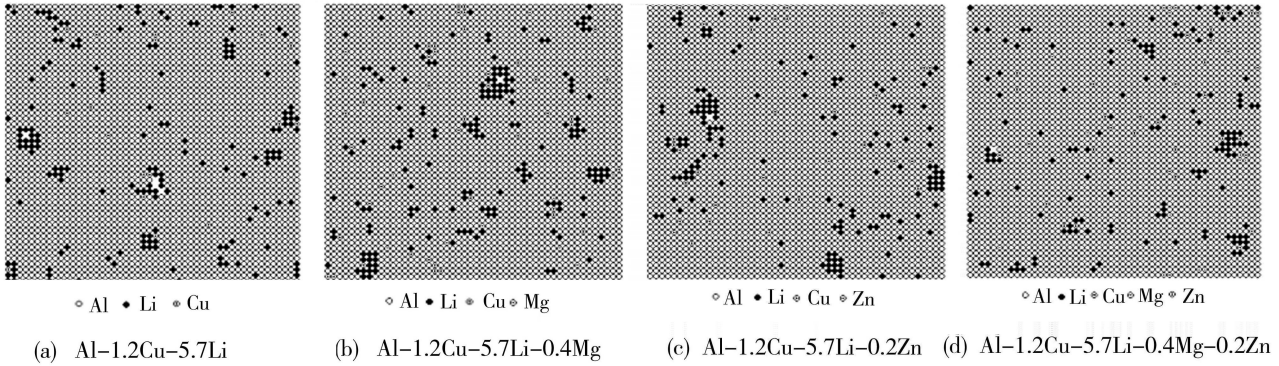


图3 Al-Cu-Li-(Mg)-(Zn)合金时效早期(100)晶面上的二维原子簇形态<sup>[25,32]</sup>

Fig.3 Atom distribution at (100) plane in Al-Cu-Li-(Mg)-(Zn) alloy during initial aging stage

## 2.4 Sc、Zr 的作用

Sc 既是 3d 过渡族金属,又是稀土元素,所以 Sc 在铝及铝合金中兼具这两类元素的作用。铝锂合金中添加少量的 Sc 可以形成 LI2 型共格  $Al_3Sc$  粒子;当 Sc、Zr 同时加入时,还会形成极细的三元共格相  $Al_3(Sc_{1-x},Zr_x)$ <sup>[36-39]</sup>。这些粒子可以细化晶粒、抑制再结晶、改变强化相的尺寸、形貌和分布状况,如析出  $Al_3Li/Al_3Zr/Al_3Sc$  复合相粒子,促使  $T_1$  相在小角度晶界上大量析出,从而使得  $T_1$  相更加细化;此外也可促进 S' 相的析出和均匀弥散分布,从而提高合金的强度、塑性、抗蚀性、焊接性,以及降低热裂纹敏感性。

## 2.5 Mn 的作用

Mn 和 Zr 一样,主要是形成弥散质点,Mn 加入 Al 合金中,可以形成  $Al_6Mn$ 、 $Al_{20}Cu_2Mn_3$  等弥散相,这些弥散相与 Al 基体不共格,从而控制再结晶和晶粒大小。第三代铝锂合金中添加少量 Mn 形成的弥散相粒子,还可分散共面滑移,使滑移更加均匀,在降低各向异性中起重要作用<sup>[40]</sup>。但围绕  $Al_6Mn$  形成 PFZ,此相可作  $\delta(Al_3Li)$  相的形核促媒,可能对塑性不利<sup>[41]</sup>。

## 2.6 Cd、Ge、In 的作用

研究表明,时效初期析出高弥散度的 Cd 粒子可促进  $TB'$  ( $Al_{17.5}Cu_4Li$ ) 和  $\theta'$  相的析出<sup>[42]</sup>。

Cassada<sup>[43]</sup>研究了二元 Al-Li 合金中添加少量 Ge 的作用,发现 0.1at% Ge 导致 Li 在 Al 中固溶度增大,且时效时形成棒状 Ge 粒子可分散位错滑移从而提高合金塑性。

关于 In 的合金化作用,已有不少的研究。Raho 等人<sup>[44]</sup>认为 In 与空位之间的强结合可能使 In 与 Li 和空位形成团簇,而团簇化的 Li 原子扩散困难可导致  $\delta'$  相形核的延迟。Blackburn<sup>[45]</sup>发现 In 添加到 Al

-Cu-Li 合金中可以使  $T_1$  及  $\theta'$  相细小弥散析出,提高时效强化效果。还有研究人员认为<sup>[46-47]</sup>时效早期 In 会以细小的球形粒子从基体中析出,然后作为  $\theta'$  相或  $T_1$  相的非均匀形核位置。Boukos 等<sup>[48]</sup>通过在 8090 铝锂合金中添加 In,发现 In 可增大 Li 在 Al 中的溶解度,细化了  $\delta'$  相,同时增加了 S' 相的形核率,细化 S' 相,结果导致添加 0.5wt% 的 In 相应铝锂合金在 185℃ 峰时效时硬度提高了 20%。

In 的添加还可能导致 Al-Cu-Li 合金中新相的析出。作者所在的课题组研究 Al-3.5Cu-1.0Li-(0.5In) 合金在 T6 态 175℃ 峰值时效时的微观组织(图 4)时发现了一种新的立方相<sup>[49-51]</sup>。未添加微量元素 In 时合金的主要析出相是  $T_1$  相[图 4(a)]和少量  $\theta'$  相[图 4(b)];加入 0.5% In 后合金组织发生了根本性的改变: $T_1$  相数量稀少[图 4(c)],取而代之的是一种弥散分布的方块相,同时  $\theta'$  相析出数量也较无 In 合金有所增加[图 4(d)]。这说明 In 的加入主要导致方块相的析出,同时也促进了  $\theta'$  相的析出,但抑制了  $T_1$  相析出。

通过这种方块相的 3DAP 成分分析及高分辨 TEM 与衍射斑点分析,确认这种方块相为一种新的立方相,将其称之为  $\chi$  相,其晶格常数约为 0.84 nm,与基体位向关系为  $\{001\}p//\{001\}\alpha, <010>p//<010>\alpha$ ,成分可表示为  $Al_5Cu_6Li_2$ 。这种立方相的析出与  $T_1$  相呈竞争关系,立方相在基体内均匀形核,而片状  $T_1$  相主要在位错或其他非均匀形核位置形核长大。In 与空位间的强相互作用使其在淬火态或时效早期捕捉了大量空位,从而减少了  $T_1$  相形核所需的位错环,间接地减少  $T_1$  相析出动力,抑制  $T_1$  相析出。此时不再有  $T_1$  相争夺立方相形核所需的 Cu 原子、Li

原子,使这种立方相得以大量析出。

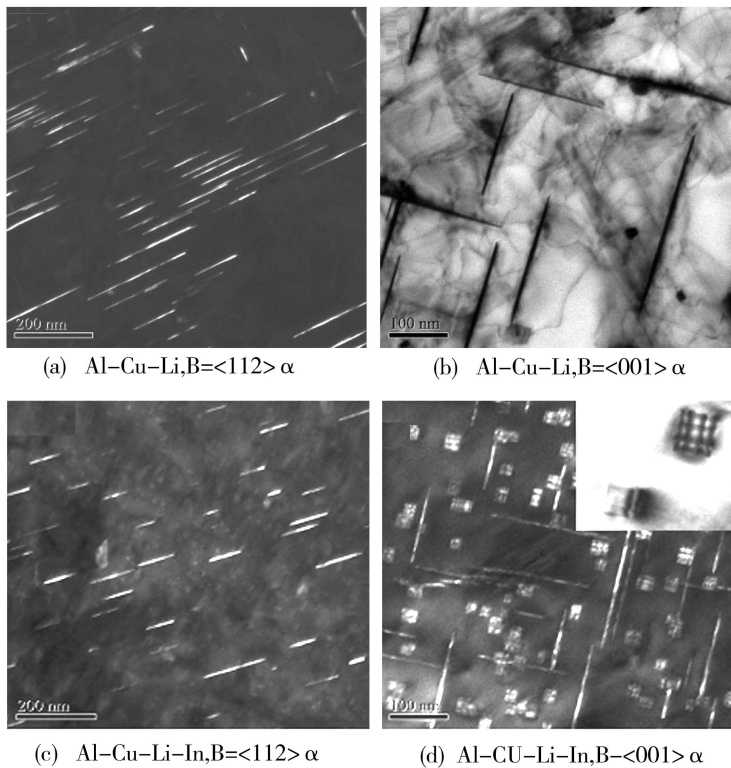


图4 Al-Cu-Li 及 Al-Cu-Li-In 合金在 175°C 峰值时效的 TEM 照片<sup>[50]</sup>

Fig. 4 TEM micrographs of Al-Cu-Li and Al-Cu-Li-In alloys T6 aged at 175°C<sup>[50]</sup>

## 2.7 Ce、La 等稀土元素的作用

在铝锂合金中添加微量 La、Ce、Y 等稀土元素,可不同程度地改善铝锂合金的强度、塑韧性和晶粒尺寸,减少 Fe 等杂质的负面影响,并且降低铝锂合金板材的各向异性。有研究表明<sup>[52-54]</sup>:Ce、La 能减少 2090、8090 等铝锂合金中 Na、K 等杂质引起的晶界弱化,改善了合金的断裂韧性;Ce 在晶界偏析,抑制了晶界附近 Li 等溶质原子的贫化,从而使晶界 PFZ 宽度减小,改善了合金本征疲劳裂纹扩展抗力;Ce 提高了 Cu 原子结合能,使 T<sub>1</sub> 相更细小弥散析出;此外 Ce 部分取代 δ' 相中的 Li 原子,增加 δ' 相 {111} 面的层错倾向,降低了 {111} 面的反相畴界面能。这两个作用有助于抑制铝锂合金的共面滑移,提高塑性。

## 3 铝锂合金在航天工业中的应用

### 3.1 已取得的应用实践

由于铝锂合金低密度的优点,第二代铝锂合金曾进行了许多应用实验。麦道公司用 2090-T81 代替 2014-T6 合金制造了三角翼(Delta)运载火箭 Φ2.44 m×03.05 m 的低温贮箱试验件,焊后结构质量减轻 5%,结构减重 60 kg,转变为增加 14 kg 有效载荷的直接效益。美国洛克希德导弹和空间公司(LMSC)在大力神有效载荷转接器上使用 8090 铝锂合金板材,减轻质量 180 kg。美国通用动力空间公司在阿特拉斯-半人马运载火箭(Atlas-Centaur Launch Vehicle)上的三个部件采用 2090 铝锂合金,总量达 70 宇航材料工艺 <http://www.yhclgy.com> 2012 年 第 1 期

kg,质量较 2024 减轻 8%。由于第二代铝锂合金明显的缺点,并未取得大量实质有效的应用。

第三代铝锂合金的出现,使得铝锂合金在航天工业中取得了实质性的应用,其中最成功、最具有里程碑意义的应用是 2195 铝锂合金(美国)及 1460 铝锂合金(前苏联)在运载火箭和航天飞机燃料贮箱上的应用。美国马丁公司与宇航局(NASA)于 1994 年 2 月签订了用 2195 铝锂合金代替 2219 铝合金制造航天飞机外贮箱的合同,1995 年在路易圣安那州的新奥尔良 Michoud 装配厂制造了 Φ8.2 m×12.2 m 的燃料贮箱试验件,6 月开始生产第一台 LH<sub>2</sub>、LO<sub>x</sub> 贮箱 SLWT(Super Light Weight Tank,超轻质量贮箱),1996 年 1 月在该厂进行了试验件验收试验,2 月~7 月在马歇尔飞行中心通过了静载、动载结构强度试验,9 月完成了第一台 SLWT 的地面试验,1997 年 6 月成功制造了 Φ8.4 m×47 m 的“奋进号”航天飞机燃料外贮箱,用于盛装低温燃料和液态氢,并于 1998 年中期发射升空。采用 2195 铝锂合金代替 2219 铝合金制造航天飞机燃料外贮箱,使贮箱减重 5%,运载能力提高了 3.4 t,节约成本约 7500 万美元。

前苏联(俄罗斯)在铝锂合金的研究、生产和应用方面一直处于领先水平,已将第三代铝锂合金成功地应用到大型运载火箭。前苏联研制的世界上推力最大的“能源号”(Energia)火箭,其芯级(二级) LH<sub>2</sub> 和 LO<sub>x</sub> 贮箱材料(箱体直径 8 m、LH<sub>2</sub> 箱长 40 m、LO<sub>x</sub> 箱

长 20 m)使用了含 Sc 的高强可焊的 1460 铝锂合金。1988 年 11 月能源号火箭升空,成功地运载了“暴风雪号”(Buran)航天飞机。

### 3.2 未来的应用计划

鉴于航天对减重的实际需求以及第三代铝锂合金优异的综合性能,西方航天大国在未来航天工业中都有大量应用铝锂合金的计划。

按照 NASA 的计划,美国航天飞机退役后启动新一代航天工程“星座计划”。计划中,战神(Ares)系列火箭(战神-I、IV、V)将成为执行美国空间探索的新型运输基础设施的重要单元。据报道,战神系列火箭的上面级(Upper Stage)将全部采用铝锂合金制造。

报道战神-I 火箭 Upper Stage 的液氢、液氧贮箱将全部采用 2195 铝锂合金制造,而焊接将采用摩擦搅拌焊;芯级(Core Stage)与 J-2X 发动机之间连接的推力圆锥(Thrust Cone)也将采用 2195 铝锂合金来制造,而芯级与级间结合部位尾缘(Aft Skirt)也将采用铝锂合金来制备<sup>[55]</sup>。

战神-I 火箭将用来运载“猎户座”载人飞船(Orion Crew Exploration Vehicle),而网络报道<sup>[56]</sup>“猎户座”载人飞船的乘务舱及服务舱也都将采用铝锂合金。如乘务舱的承重结构件之一的纵梁将采用 2195 铝锂合金制造,而乘务舱其他部件包括框架、肋条、窗口部分还将应用一种新型的第三代铝锂合金 2050。服务舱呈圆柱形,也计划采用铝锂合金来制造。

另据报道<sup>[57]</sup>,在原计划发展的战神-V 重型运载火箭上,其芯级将可能采用 2050 铝锂合金作为 2195 铝锂合金的替换材料。

### 参考文献

[1] 郑子樵,张伟斌,崔祺. 航空航天工业中的铝锂合金[J]. 材料科学与工程, 1990, 8(2): 20-25

[2] Williams J C, Starke Jr. E A. Progress in structural materials for aerospace systems[J]. Acta Mater, 2003, 51: 5775-5799

[3] Lequeu P. Advances in aerospace aluminum[J]. Advanced Mater. & Processes, 2008(2): 47-49

[4] Starke Jr. E A. Aerospace materials for future technologies [J]. J. JILM, 2001, 51: 77-85

[5] Warner T. Recently-developed aluminium solutions for aerospace applications. Materials [J]. Science Forum, 2006, 519-521: 1271-1278

[6] Fridlyander I J. Aluminum alloys in aircraft in the periods of 1970-2000 and 2001-2015[J]. Metal Sci and Heat treatment, 2001, 43(1/2): 6-10

[7] 霍红庆,郝维新,耿桂宏,等. 航天轻型结构材料——铝锂合金的发展[J]. 真空与低温,2005, 11(2):63-69

[8] 吴静. 铝锂合金的研究与发展[J]. 高能量密度物理,2007(4):168-174

[9] Giummarra C, Thomas B, Rloja R J. New aluminum lithium alloys for aerospace applications[C]// Proceedings of the Light

Metals Technology Conference. Ottawa, Canada; 2007: 24-26

[10] Ringer S P, Hono K. Microstructural evolution and age hardening in aluminum alloys: atom probe field-ion microscopy and transmission electron microscopy studies[J]. Mater Characterization, 2000, 44: 101-131

[11] Polmear I J, Ringer S P. Evolution and control of microstructure in aged aluminum alloys [J]. J. JILM, 2000, 50: 633-642

[12] 王芝秀,郑子樵,李海. 铝锂合金的微合金化及其作用机理[J]. 材料导报,2003,17(10):11-15

[13] Sainfort P, Guyot P. Fundamental aspects of hardening in Al-Li and Al-Li-Cu alloys [C]// Baker C, Gregson P, Harris S, eds. Aluminum-Lithium III, London: The Institute of Metals, 1986: 420-426

[14] 王瑞琴,郑子樵,陈圆圆,等. Ag, Mg 合金化对 Al-Cu-Li 合金时效特性和显微组织的影响[J]. 稀有金属材料与工程,2009,38(4):622-626

[15] Yokota J, Hiroswawa S, Sato T, et al. Computer simulation of the effects of trace-additional Cu and Mg elements on the  $\delta'$  phase precipitation in an Al-Li alloy[J]. Journal of Japan Institute of Light Metals, 1999, 49(2): 51-56

[16] Hiroswawa S, Sato T, Kamio A. Effects of Mg addition on the kinetics of low-temperature precipitation in Al-Li-Cu-Ag-Zr alloys[J]. Mater. Sci. & Eng. A, 1998,242:195-201

[17] 李艳芬,郑子樵,李世晨,等. Mg 的添加对 Al-Cu-Li-Zn-Mn-Zr 合金组织和性能的影响[J]. 材料科学与工程学报,2004,22(4):552-556

[18] Huang J C, Ardell A J. Strengthening mechanisms associated with  $T_1$  particles in two Al-Li-Cu alloys[J]. J De Phys. C3, 1987,48(9):373-383

[19] Noble B, Thompson G E.  $T_1$  ( $Al_2CuLi$ ) precipitation in aluminum-copper-lithium alloy [J]. Metal. Sci. J,1972, 6: 167-174

[20] Kumar K S, Brown S A, Pickens J R. Microstructural evolution during aging of an Al-Cu-Li-Ag-Mg-Zr alloy[J]. Acta mater. , 1996,44(5):1899-1915

[21] Itoh G, Cui Q, Kanno M. Effects of a small addition of magnesium and silver on the precipitation of  $T_1$  phase in an Al-4% Cu-1.1% Li-0.2% Zr alloy[J]. Materials Science & Engineering A, 1996, A211(1/2): 128-137

[22] Zheng Z Q, Huang B P. Effects of small additions Mg and Ag on precipitation process of Al-Cu-Li-(Mg)-(Ag)-Zr alloys[J]. Trans. Nonferrous Met. Soc. China, 1998, 8(3): 357-362

[23] Huang B P, Zheng Z Q. Independent and combined roles of trace Mg and Ag additions in properties precipitation process and precipitation kinetics of Al-Cu-Li-(Mg)-(Ag)-Zr-Ti alloys[J]. Acta Materialia, 1998, 46 (12): 4381-4393

[24] 黄兰萍,郑子樵. 微量 Ag、Mg 在 2197 合金中的合金化作用[J]. 金属热处理,2005,30(4):21-25

[25] 李世晨,郑子樵,刘祖耀,等. Al-Cu-Li-xMg 合金时效初期微结构演变的 Monte Carlo 模拟[J]. 中国有色金属学报,2005,15(9):1376-1383

[26] 王瑞琴. 2050 合金微合金化及其组织和性能的研究[D]. 长沙:中南大学,2008

[27] Baumann S F, Williams D B. The effect of ternary additions on the  $\delta/\alpha$  misfit and the  $\delta'$  solvus line in Al-Li alloys [C]. // Sanders Jr T H, Starke Jr E A eds. Al-Li alloys II. Warrendale, PA: Met. Soc. AIME, 1984:17-30

[28] Kimer R J, Stoner G E. Effect of Zn additions on precipitation during aging of alloy 8090 [J], Scripta Materialia, 1991, 25(1): 243-248

[29] 李红英. 航空航天用铝锂合金的成分设计和组织结构与性能研究[D]. 长沙: 中南大学, 2007

[30] Wei X Y, Zheng Z Q, Chen Z G, et al. Trace Mg and Zn additions on microstructure and mechanical properties of an Al-Cu-Li-Mn-Zr alloy [C]//Hirsch J S, Krotzki B, Gottstein G eds. Proceedings of the 11<sup>th</sup> International Conference on Aluminum Alloys, Weinheim(Germany): WILEY-VCH GmbH & Co. KGaA, 2008; 1050-1055

[31] Pickens J R, Kramer L S, Langen T J, et al. The effect of Zn on nucleation in Al-Cu-Li-Ag-Mg alloy weldalite TM 049(x2094) [C]//Peters M, Winkler P J eds. Aluminum-Lithium alloys VI(C), Oberursel (Germany): DMG Informationsgesellschaft mb, 1992; 357-362

[32] 魏修宇. 高性能中强耐损伤铝锂合金的组织结构、热处理与性能关系研究[D]. 长沙: 中南大学, 2009

[33] Li J F, Li C X, Peng Z W, et al. Corrosion mechanism associated with T<sub>1</sub> and T<sub>2</sub> precipitates of Al-Cu-Li alloys in NaCl solution [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2008, 460 (1/2): 688-693

[34] Kertz J E, Gouma P I, Buchheit R G. Localized corrosion susceptibility of Al-Li-Cu-Mg-Zn alloy AF/C458 to interrupted quenching from solutionizing temperatures [J]. Metallurg and Mater Transactions A, 2001, 32 A: 2561-2573

[35] John J. Advanced aluminum and hybrid aerostructures for future aircraft [J]. Materials Science Forum, 2006, 519-521: 1233-1238

[36] Tan C Y, Zheng Z Q. The aging feature of Al-Li-Cu-Mg-Zr alloy containing Sc [J]. J Cent. Sout. Univ. Technol., 2000, 7(2): 65

[37] Kolobnev N I. Aluminum-Lithium alloys with scandium [J]. Metal Sci and Heat Treatment, 2002, 44(7/8): 297-299

[38] Chen Z G, Zheng Z Q. Microstructural evolution and ageing behavior of the low Cu; ratio Al-Cu-Mg alloys containing scandium and lithium [J]. Scripta Mater., 2004, 50: 1067-1071

[39] 王芝秀, 郑子樵, 李海. 少量 Sc 对 Al-Mg-Cu-Li-Zr 合金组织与性能的影响 [J]. 材料热处理学报, 2008, 29(2): 90-94

[40] Csontos A A, Starke Jr. E A. The effect of processing and microstructure development on the slip and fracture behavior of the 2.1 wt pct. Li AF/C489 and 1.8 wt pct. Li AF/C-458 Al-Li-Cu-X alloys [J]. Metallurgical and Mater Transactions A, 2000, 31: 1965-1976

[41] Starke Jr. E A, Sanders Jr. T H, Palmer I G. New approaches to alloy development in the Al-Li system [J]. Journal of Metals, 1981, 33(8): 24-32

[42] Lin F S, Chakraborty S B, Starke Jr. E A. Micro-宇航材料工艺 <http://www.yhclgy.com> 2012 年 第 1 期

structure-property relationships of two Al-3Li-2Cu-0.2Zr-XCdx alloys [J]. Metallurgical Transactions A, 1982, 13: 401-410

[43] Cassada W A, Shifflet G J, STARKE Jr. E A. The effect of germanium on the precipitation and deformation behavior of Al-Li alloys [J]. Acta Metal., 1986, 34(3): 367

[44] Raho M A, Hanifi K. Influence of Cd and In on the formation kinetics of the  $\delta'$  metastable phase in Al-Li-In(Cd) alloys [J]. Material Science Forum, 2006, 519-521: 479-482

[45] Blackburn L B, Starke Jr. E A. Effect of In additions on microstructure mechanical property relationships for an Al-Cu-Li alloy [M]//Sanders Jr T H and Starke Jr E A eds. Proceedings of the 5<sup>th</sup> international aluminum-lithium conference, Birmingham (UK): Materials and Component Engineering Publications Ltd., 1989: 751-766

[46] Mukhopadhyay A K, Prasad K S, Chakravorty C R. Precipitation in an Al-Cu-Mg alloy containing trace addition of In [J]. Materials Science Forum, 1996, 217-222: 753-758

[47] Sankaran R, Laird C. Effect of trace additions Cd, In and Sn on the interfacial structure and kinetics of growth of  $\theta'$  plates in Al-Cu alloy [J]. Mater. Sci. and Eng., 1974, 14(3): 271-279

[48] Boukos N, Rocofyllou E, Papastaikoudis C. Microstructure of Al-Li-Cu-Mg-Zr alloys with In additions [J]. Mater. Sci. and Eng. A, 1998, 256: 280-288

[49] 王东林, 李世晨, 王小宁, 等. 铝锂合金新型立方相的析出规律及机理 [J]. 中国有色金属学报, 2009, 19(12): 2119-2127

[50] Pan Z R, Zheng Z Q, Liao Z Q, et al. New cubic precipitate in 3.5Cu-1.0Li-0.05In(wt%) alloy [J]. Mater. Letters, 2010, 64: 942-944

[51] Pan Z R, Zheng Z Q, Liao Z Q, et al. Effects of indium on precipitation in Al-3.3Cu-0.8Li alloy [J]. Acta Metallurgica Sinica (English Letters), 2010, 23(4): 285-292

[52] Zheng Z Q, Zhao Y Q, Liu M G, et al. The microstructure and fracture toughness of an Al-Li-Cu-Mg-Zr alloy containing minor lanthanum additions [J]. J Mater. Sci. Letters, 1994, 13: 946-949

[53] 陈铮, 李明利, 何明. Ce 对 2090Al-Li 合金疲劳裂纹扩展行为的影响 [J]. 金属学报, 1991, 27(2): A153-156

[54] Meng L, Zheng X L. Overview of the effects of impurities and rare earth elements in Al-Li alloys [J]. Mater. Sci. and Eng. A, 1997, 237: 109-118

[55] Bhat B N. Materials, Processes and Manufacturing in Arces I-Upper Stage: Integration with Systems Design and Development [R]. National Aeronautics and Space Administration, USA. 2008

[56] Aluminium-lithium (Al-Li) 2195 and Al-Li 2050 to be used for structural components on Orion crew exploration vehicle. Design Engineering News. January 17, 2010//www.canadianmanufacturing.com/design-engineering/news/alcan-alloys-selected-for-the-next-gen-spacecraft-10564

[57] NASA Engineering & Safety Center. Launch Vehicle Shell Buckling Knockdown Factors Testing Underway [R]. 2009 Technical Update. National Aeronautics and Space Administration, USA. 2009: 23

(编辑 李洪泉)