

# 航空铝锂合金热成形研究进展

黄晓敏<sup>1,2</sup>, 管奔<sup>1,2,3</sup>, 臧勇<sup>1,2,3</sup>

- (1. 北京科技大学 机械工程学院, 北京 100083)  
(2. 金属轻量化成形制造北京市重点实验室, 北京 100083)  
(3. 北京科技大学 顺德创新学院, 广东 顺德 528399)

**摘要:** 与传统铝合金相比, 铝锂合金拥有更低的密度、更高的比强度、更好的耐腐蚀性, 在航空、航天和航海领域得到了广泛应用。铝锂合金的优异性能归因于元素锂的添加。但铝锂合金存在室温延伸率低、回弹大和各向异性强等问题, 这些问题严重限制了铝锂合金的应用。为解决铝锂合金室温成形存在的问题, 国内外学者针对铝锂合金热成形工艺开展了大量研究。本文首先介绍铝锂合金的发展, 随后基于基础实验、失稳理论以及损伤理论 3 个方面分析铝锂合金热成形研究进展, 分析热成形过程中铝锂合金宏、微观变形机制及损伤演化规律, 为铝锂合金高温成形一体化控制奠定基础; 最后对航空铝锂合金热成形的发展趋势进行了展望, 可为航空铝锂合金材料热成形生产工艺的制定提供理论参考。

**关键词:** 铝锂合金; 热成形; 失稳理论; 损伤理论

**中图分类号:** TG146.21

**文献标识码:** A

**文章编号:** 1002-185X(2022)12-4745-12

近年来, 随着经济的快速发展, 自然资源尤其是能源紧缺已成为严重的社会问题, 轻量化是节约能源的有效措施之一。轻量化技术主要包括结构的轻量化设计、先进成形工艺的应用以及轻量化材料的使用。本文重点针对铝锂合金板材热成形展开研究, 而铝锂合金板材多为薄壁结构, 通过零件结构的优化设计结合激光焊接等先进成形工艺的方式实现轻量化的效果并不突出, 而采用高性能轻质合金是实现轻量化的主要途径<sup>[1-3]</sup>。

锂元素是自然界密度最低的金属元素, 其密度仅为  $0.534 \text{ g/cm}^3$ , 由于锂元素的添加, 使得铝锂合金相对于传统的铝合金具有更低的密度、更高的比强度、更能满足航空航天领域材料轻量化的要求<sup>[4-7]</sup>。铝锂合金已替代部分传统铝合金成为航空航天领域不可或缺的明星材料<sup>[8]</sup>。目前大部分研究通过调整铝锂合金中微量元素含量以控制合金微观组织的方式改善铝锂合金的性能。元素铜 ( $8.96 \text{ g/cm}^3$ )、银 ( $10.53 \text{ g/cm}^3$ )、镁 ( $1.738 \text{ g/cm}^3$ ) 和 锌 ( $7.14 \text{ g/cm}^3$ ) 等常被微量添加到合金中, 以提高合金性能。微量元素的添加使得铝锂合金相对于传统铝合金具有更好的刚度、强度, 更低的密度, 更高的抗疲劳裂纹扩展和抗应力腐蚀开裂的能力<sup>[9-11]</sup>。但是室温下铝锂合金存在延展性低、成

形性差、难以成形形状复杂的零件; 各向异性大; 回弹大、难以保证零件的精度要求等问题。因此, 各国学者提出采用热成形工艺生产铝锂合金零件, 调控铝锂合金热变形过程中宏观力学行为与微观组织演变之间的关系, 实现铝锂合金“形”与“性”一体化控制。

本文首先介绍铝锂合金的发展, 然后从基础实验、失稳理论及损伤理论 3 方面分析铝锂合金热成形研究现状, 并对航空铝锂合金热成形发展趋势进行展望, 可为航空铝锂合金材料热成形工艺的制定提供参考。

## 1 航空铝锂合金发展

随着第 1 种铝锂合金 Scleron 于 1924 年成功研发至今, 铝锂合金的发展已历经近一个世纪, 在此期间英国材料学家 Hardy 和 Silcock 于 1955 年发现在铝锂合金中存在锂强化相  $\delta'$ (Al<sub>3</sub>Li) 相及 T1(Al<sub>2</sub>CuLi)相<sup>[12, 13]</sup>, 这一发现推动了铝锂合金的发展。近年来随着合金化、热处理、热加工工艺以及强韧化机理的研究, 铝锂合金的综合性能有了显著提高。迄今为止, 航空铝锂合金材料的发展已历经三代。

### 1.1 铝锂合金在国外的发展历程

2020(Al-4.5Cu-1.0Li-0.8Mn-0.15Cd) 和 BAД 23 (Al-5.3Cu-1.2Li-0.6Mn-0.17Cd)<sup>[14]</sup>为具有代表性的第 1

收稿日期: 2021-12-25

基金项目: 国家自然科学基金 (51805024); 佛山市科技创新基金 (BK20BE007)

作者简介: 黄晓敏, 女, 1986 年生, 博士生, 北京科技大学机械工程学院, 北京 100083, E-mail: b20200250@xs.ustb.edu.cn

代铝锂合金，然而 2020 铝锂合金因铁、硅元素含量较高，导致其延展性差、断裂韧性低和缺口敏感性高等缺点，这些问题限制了其应用，目前 2020 仅替代 7075 铝合金用于制作海军 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%<sup>[15]</sup>。而 BAД 23 铝锂合金则未正式应用。

20 世纪 70 年代由于石油危机和复合材料兴起等原因，各国成功研发出 1420、2090、2091、8090 等一系列密度更低的第 2 代铝锂合金以实现轻量化<sup>[16]</sup>。由于锂强化相  $\delta'$ (Al<sub>3</sub>Li)相变形时易形成强烈的晶体学织构，从而导致此阶段铝锂合金存在偏析、分层以及各向异性强等问题<sup>[17]</sup>，这些问题导致第 2 代铝锂合金在航空领域的应用方面没有取得突破性进展，目前除 1420 铝锂合金广泛应用于 MiG-29、Su-27 等战斗机外，其余铝锂合金大多用在飞机次承力结构上<sup>[18]</sup>。20 世纪 90 年代后，各国专家通过降低铝锂合金中锂元素含量，添加银、锌、锆以及锰等元素以提高铝锂合金的强度、耐腐蚀性以及强韧化协调匹配等方式，成功研制出第 3 代铝锂合金<sup>[19]</sup>，部分第 3 代铝锂合金的化学成分参见表 1。第 3 代铝锂合金相对于第 2 代具有更为优异的力学性能，其已在航空领域获得广泛应用<sup>[20-22]</sup>。

### 1.2 铝锂合金在国内的发展历程

我国铝锂合金研发工作始于 19 世纪 80 年代后期，虽然起步较晚，但是发展迅速并取得了一定成果<sup>[23]</sup>。1985 年~1995 年期间，我国在仿制 8090、2090、2091 等铝锂合金的基础上，重点研究了铈元素对铝锂合金性能的影响规律，发现铈元素可显著提高铝锂合金的塑性、韧性和疲劳性能。1996 年~2005 年期间，我国材料学家成功研制出适用于制造大型焊接构件的铝锂合金，实现了部分铝锂合金的工业化生产。2006 年至今，我国成功研制出 2A97 和 2XA66 等综合性能良好的中强度铝锂合金。

目前，我国铝锂合金研发工作取得了一定的成果，但距国际水平还有一定的差距。铝锂合金具有密度低、比强度高、耐腐蚀性好等优点，但是存在常温延伸率低、回弹大和各向异性强等问题，严重限制其应用。

基于此，各国学者对铝锂合金热成形性能展开了大量研究，本文主要通过基础实验、失稳理论以及损伤理论三方面展开重点介绍。

## 2 铝锂合金热成形试验研究

热成形试验即通过不同变形温度和变形速率下的拉伸、压缩、剪切和扭转等试验方法，研究铝锂合金的高温流变行为、微观组织演化规律；建立铝锂合金高温流动本构模型、热加工图以及成形极限图等进而预测材料热成形性能。通过热成形试验，可以分析工艺参数对铝锂合金变形行为以及微观组织的影响规律，进而为铝锂合金热成形工艺参数的选取提供理论指导。

5A90 铝锂合金具有低密度、高比强度以及优良的耐腐蚀性等优点，其得到了社会各界的广泛关注，但是室温下 5A90 存在塑性低、各向异性强等缺点，学者们针对 5A90 铝锂合金热成形工艺展开研究。马高山等<sup>[24]</sup>在变形温度为 25~300 °C、变形速率为 10 mm/min 条件下进行 5A90 铝锂合金板材成形极限试验，结果表明：在试验温度范围内，5A90 铝锂合金的成形性能随温度的升高而提高。为进一步了解 5A90 铝锂合金宏微观变形机制，叶凌英等<sup>[25, 26]</sup>通过 SEM 和 EBSD 观察 5A90 铝锂合金在不同变形阶段的断口形貌，发现在试验工艺参数范围内 5A90 铝锂合金的主要变形机制为位错和晶界滑移，并分析了预变形对铝锂合金微观晶粒大小以及宏观塑性变形性能的影响规律。针对常规炉热和电辅热对 5A90 铝锂合金微观组织以及力学性能的影响存在差异这一情况，Song 等<sup>[27]</sup>研究了 5A90 铝锂合金电塑性 (EP) 拉伸性能，通过 SEM 和 TEM 观察不同拉伸条件下试件微观结构变化，发现电流密度显著影响 5A90 铝锂合金延伸率和流动应力。

2060 铝锂合金作为飞机下机翼的理想材料，其产品质量对飞机的运行安全至关重要。Ou 等<sup>[28]</sup>采用热模拟试验研究了 2060 铝锂合金热变形行为，采用 Zener-Hollomon 参数描述高温流变行为，并建立了在

表 1 部分第 3 代铝锂合金的化学成分

Table 1 Composition of typical third-generation aluminum-lithium alloys<sup>[19]</sup>

Alloy	Cu	Li	Mg	Mn	Zr	Ag	Al
2195	3.7~4.3	0.8~1.2	0.25~0.8	≤0.25	0.25~0.6	≤0.25	Bal.
2097	2.5~3.1	1.2~1.8	0.35	0.1~0.6	-	0.35	Bal.
2050	3.2~3.9	0.7~1.3	0.2~0.6	0.2~0.5	0.2~0.7	≤0.25	Bal.
2060	3.4~4.5	0.6~0.9	0.6~1.1	0.1~0.5	0.05~0.5	0.3~0.5	Bal.
Weldalite049	2.3~5.2	0.7~1.8	0.25~0.8	-	0.25~0.8	-	Bal.
Weldalite210	4.5	1.3	0.4	-	0.4	0.5	Bal.

试验工艺参数下 2060 铝锂合金热加工图，通过显微组织及热加工图最终确定 2060 铝锂合金的主要软化机制为动态回复，最佳成形工艺参数为：温度 380~500 °C，应变速率 0.01~3 s<sup>-1</sup>。Gao 等<sup>[29]</sup>采用 HFQ 技术成形形状复杂的 2060 铝锂合金部件，但其仅研究温度对 2060 铝锂合金成形性的影响规律，而对于成形速度、润滑条件、压边力等工艺参数的影响则未涉及。为此，Yang 等<sup>[30]</sup>采用试验和有限元模拟相结合的方法，研究工艺参数对铝锂合金热冲压成形的影响规律，分析了变形温度、冲压速度和润滑条件对 2060 铝锂合金的热冲压成形性能和零件减薄的影响规律，如图 1 所示，最终确定了 2060 铝锂合金的最佳成形温度为 400、450 °C，冲压速度为 35 mm/s。

2195 铝锂合金作为新一代火箭箭体材料，其力学性能和热成形性能受到科学界的广泛关注。Wang 等<sup>[31]</sup>通过喷射沉积 2195 铝锂合金热压缩试验，建立了 2195 铝锂合金流动应力本构方程和热加工图，并成功预测了合金的成形性能；通过对压缩样品进行金相和电子背散射衍射试验，揭示了热加工图不同区域的变形机制。Li<sup>[32]</sup>和 Ning<sup>[33]</sup>等研究了在变形温度为 440~500 °C、应变速率为 0.1~1 s<sup>-1</sup> 条件下 2195 铝锂合金的热变形行为，分析了变形温度、变形速率、变形量对流动应力和微观组织的影响规律，通过观察 2195 铝锂合金在不同变形量下的透射电镜显微组织(图 2)，发现位错密度随变形量的增加呈现先增加后减小的趋势，并且在在大变形量下存在沉淀物的钉扎效应。针对形状复杂的铝

锂合金整体构件成形困难以及生产效率低等问题，很多学者提出采用高温气胀成形方法制造铝锂合金构件。凡晓波等<sup>[34-36]</sup>采用热成形-冷模淬火复合冲压工艺，通过高温气胀成形方法成形 2195 铝锂合金“几”字形弯曲零件，研究 2195 铝锂合金变形和强化机制。

除上述研究外，国内外学者采用实验和有限元模拟相结合的方法对 2A97、1420、X2A66、2196、2099 等铝锂合金的热成形性能展开研究。Lin 等<sup>[37]</sup>研究热处理工艺对 2A97 铝锂合金拉伸性能的影响，结果表明：在传统 T8 回火的基础上开发的热处理工艺，可以有效地提高铝锂合金的拉伸性能。Jia 等<sup>[38]</sup>研究了具有初始未结晶组织的 2A97 铝锂合金在超塑性变形过程中宏观力学行为、微观组织和组织演变规律：其真

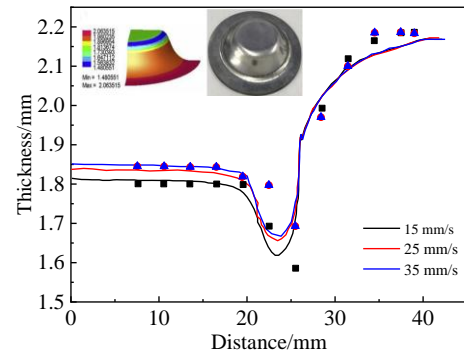


图 1 冲压速度对 2060 铝锂合金厚度分布的影响

Fig.1 Effects of stamping speed on distribution of thickness of 2060 Al-Li alloy<sup>[30]</sup>

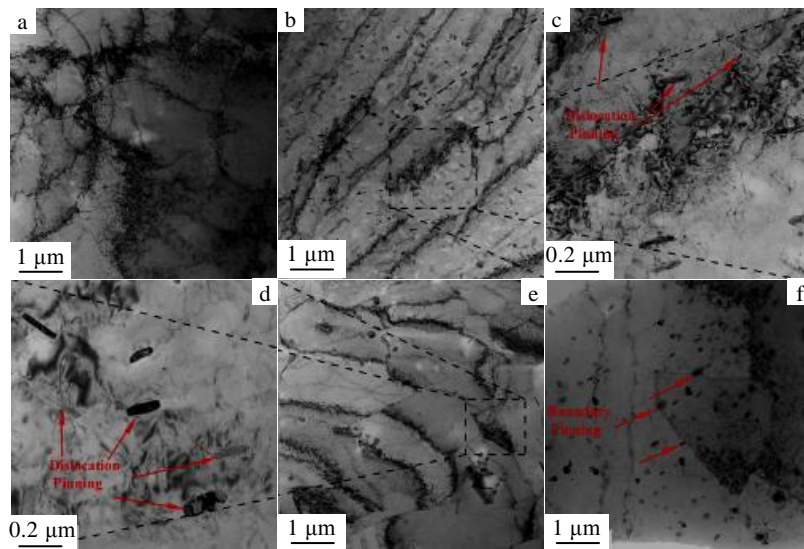


图 2 440 °C/0.1 s<sup>-1</sup> 条件下不同变形量的 2195 铝锂合金 TEM 微观组织

Fig.2 TEM microstructures of 2195Al-Li alloy under 440 °C/0.1 s<sup>-1</sup> and different strains: (a) 0.2, (b, c) 0.4, (d, e) 0.6, and (f) 0.65<sup>[33]</sup>

应力-真应变曲线表现为加工硬化区、稳态区和变形不稳定区 3 个阶段；在试验工艺参数范围内，铝锂合金的断裂方式为韧性断裂。

X2A66 铝锂合金作为我国自主研发的新一代铝锂合金，其性能受到专家学者的广泛关注。翟彩华等<sup>[39]</sup>采用 Gleeble-3500 热模拟试验机对 X2A66 铝锂合金进行等温热压缩试验，建立了 X2A66 铝锂合金峰值应力本构方程和热加工图，结果表明：X2A66 铝锂合金的失稳区集中在高变形速率区；其最佳变形工艺参数为：应变速率 0.01~0.3 s<sup>-1</sup>，变形温度 427~470 ℃。相对于常规热成形，电流辅助成形具有节能、高效及绿色生产等优点，基于此，张宁等<sup>[40]</sup>在不同变形速率、脉冲电流密度和脉冲频率下进行 1420 铝锂合金电致超塑性拉伸试验，建立了 1420 铝锂合金高温超塑性变形本构模型，该模型描述了流动应力与脉冲电流密度、脉冲频率、应变、应变速率、变形温度和晶粒度等因素之间的关系，并对模型的准确性进行了验证。

通过热成形试验，能够获得材料在不同变形参数下的力学性能，建立材料流动应力本构模型；通过试验能够定量评价在不同加载路径下材料的成形性能。但目前对于材料成形性能研究大多数情况是在比例加载和准静态的条件下进行；而应力成形极限和应变成形极限表现出路径相关性，采用试验的方法不能准确预测复杂的非线性应变路径下零件的成形性能。

### 3 基于失稳理论铝锂合金成形极限研究

在板材成形过程中，当外部载荷达到稳定变形极限时，材料会发生一系列变化，如减薄、颈缩直至最后发生断裂，这种现象即失稳，描述这种现象的理论即为失稳理论。失稳理论是预测材料成形极限的重要理论基础。在材料成形极限研究中，部分学者采用失稳理论对材料的变形行为进行预测，而后结合材料特性和成形工艺进行适当修正<sup>[41]</sup>。本节将结合单向、双向拉伸失稳以及 M-K 失稳理论，分析失稳理论在铝锂合金板材热成形领域的应用。

#### 3.1 单向拉伸失稳

各国学者通过单向拉伸试验对单向拉伸失稳理论展开研究，其试验曲线如图 3 所示<sup>[42]</sup>。以图 3 中 B 点为界，可将拉伸变形分为 2 个阶段：稳定塑性变形阶段（位于 B 点左侧的拉伸曲线）和非稳定塑性变形阶段（位于 B 点右侧的拉伸曲线），在非稳定塑性变形阶段，加工硬化所引起的变形抗力的增加已不足以抵消横截面减小导致拉伸载荷的增加。B 点即为材料的

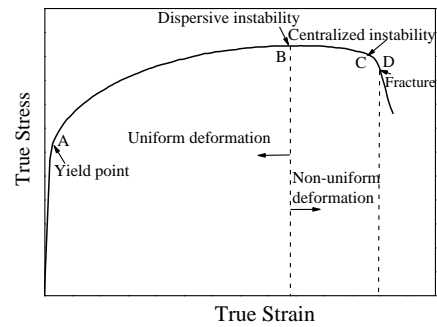


图 3 板材单向拉伸失稳曲线

Fig.3 Instability curve of sheet unidirectional tensile<sup>[42]</sup>

拉伸失稳点，其失稳条件如公式（1）所示：

$$\frac{d\sigma}{d\varepsilon} = \sigma \tag{1}$$

B 点之后，材料将不再发生稳定、均匀的变化，而是先发生分散性失稳（图中 BC 段）；而后发生集中性失稳（图中 CD 段），在这一阶段，随着载荷的增加，材料厚度急剧减小，最终在 D 点发生断裂。

#### 3.2 双向拉伸失稳

材料双向拉伸失稳，即在双向拉应力作用下材料会发生 Swift 分散性失稳和 Hill 集中性失稳这 2 个阶段。当双向拉伸载荷均达到最大值时，材料发生 Swift 分散性失稳，如公式（2）所示：

$$\begin{cases} d\sigma_1/d\varepsilon_1 = \sigma_1 \\ d\sigma_2/d\varepsilon_2 = \sigma_2 \end{cases} \tag{2}$$

Swift 分散性失稳理论形式简单、参数便于求解，但该理论只适用于预测双向等拉情况下材料的应力应变关系，在应用中存在一定的局限性。针对这一情况，国内外学者围绕发生在 Swift 分散性失稳理论之后的 Hill 集中性失稳理论展开研究。Hill 集中性失稳理论如公式（3）所示：

$$\begin{cases} d\sigma_1/d\varepsilon_1 = d\sigma_2/d\varepsilon_2 = -d\varepsilon_3 \\ d\varepsilon_2 = 0 \end{cases} \tag{3}$$

在 Hill 集中性失稳阶段，材料的不稳定流动集中在一个狭窄的条带状区域内，材料发生集中性失稳后，材料局部尺寸急剧减小，最终发生断裂。通过对公式（2）和公式（3）的求解可以推导出 Swift 分散性失稳以及 Hill 集中性失稳时材料的主次应变极值。通过理论分析可知，Hill 集中性失稳在 Swift 分散性失稳之后，但是当应变比在 0.5~1 的范围内时，分散性失稳的理论预测极限值大于集中性失稳，与实际情况相矛盾。

### 3.3 Marciniak-Kuczynski 理论

针对上述 2 个失稳理论存在的问题, Marciniak 等基于材料初始厚度不均匀的假设, 提出 M-K 理论以预测板材的成形性能<sup>[43]</sup>。M-K 理论将材料划分为 2 个区域: 凹槽区, 即内部存在缺陷的部位为“薄弱区”; 其余部分为“均匀区”。基于 M-K 理论预测材料在薄弱区发生集中性失稳。通过试验获得材料力学性能参数, 建立材料流动应力本构方程和屈服准则, 然后结合 M-K 理论建立材料成形极限的预测模型以预测材料的成形性能。这一方法在预测板材成形极限方面得到了广泛的应用。

### 3.4 基于失稳理论铝锂合金热成形极限研究

采用塑性失稳理论预测材料成形极限, 理论预测结果很大程度上依赖于描述材料力学行为的本构模型以及屈服准则的选取, 根据材料的性能选择合适的本构模型和屈服准则并优化模型是提高理论预测精度的有效方法。

失稳理论的核心问题之一就是建立准确描述材料力学特性的本构模型, 以预测材料在不同变形条件下的力学性能。汪冠宇等<sup>[44]</sup>根据 2099-T83 铝锂合金在变形温度为 120~160 °C 的真应力-应变曲线, 验证 Johnson-Cook 模型、Modified Johnson-Cook 模型、Voce 模型和 Modified Zerilli-Armstrong 模型对 2099-T83 铝锂合金的流变应力的预测能力, 结果表明 Voce 模型更能准确预测 2099-T83 铝锂合金在试验工艺参数范围内的流变行为。Staroselsky<sup>[45]</sup>对 AA2070 铝锂合金进行高温拉伸试验和有限元模拟, 结果表明随着温度的升高, AA2070 铝锂合金经历了非单调的断裂延伸; 通过对断口形貌、微观组织和动态再结晶的观察分析, 最终运用晶体塑性模型成功解释韧性拉伸试样颈缩区存在的独特织构这一现象。杨英<sup>[46]</sup>和 Wang 等<sup>[47]</sup>研究了润滑对 Nakazima 试验过程中板料的失效位置、应变路径及失效时间的影响规律; 在分析试样应力状态和应力梯度的基础上, 将贯穿厚度法向应力和摩擦应力引入 M-K 模型中, 对 M-K 模型进行修正, 模型预测结果与实验结果匹配度良好。Zhang 等<sup>[48]</sup>分析了铝锂合金热塑性变形的机制; 总结了铝锂合金热塑性本构模型 (Arrhenius 本构模型、修正的 Johnson-Cook 本构模型、修正的 Field-Backofen 本构模型、蠕变时效本构模型、神经网络模型) 的研究成果, 并阐述了各种本构模型的优缺点, 针对特定模型的弊端提出了切实可行的整改措施。同时, 在试验温度为 300~500 °C, 应变速率 0.001~0.1 s<sup>-1</sup> 范围内对 2A97 Al-Li 合金进行热拉伸和淬火实验以模拟材料的 SQHF 过程, 试验及模型预测结果如图 4 所示。

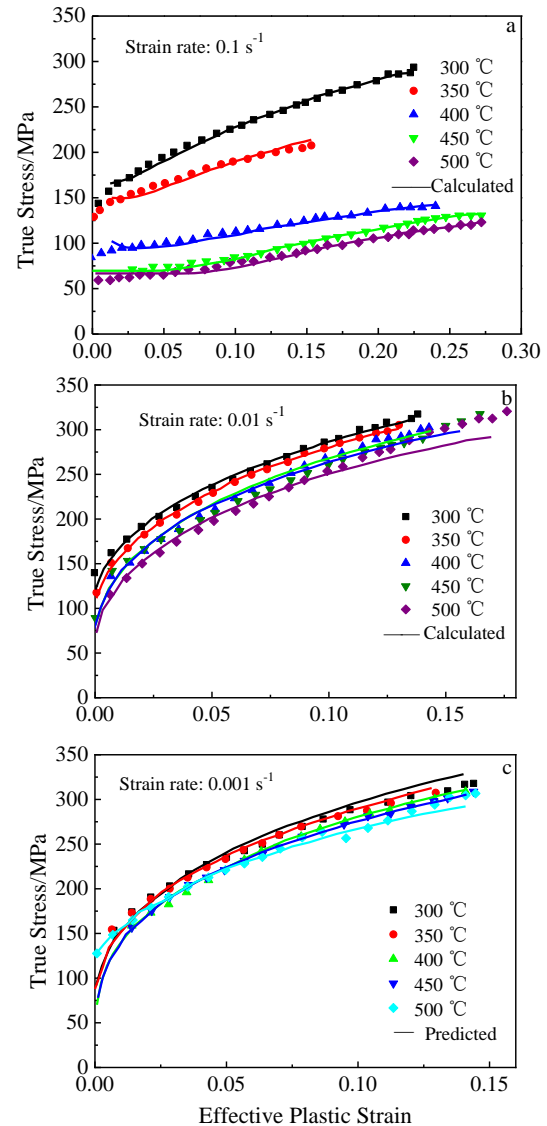


图 4 2A97 铝锂合金热拉伸试验值与预测值结果对比

Fig.4 Comparison results between hot tensile experiment and predicted value of 2A97 Al-Li alloy: (a)  $\dot{\epsilon}=0.1 \text{ s}^{-1}$ , (b)  $\dot{\epsilon}=0.01 \text{ s}^{-1}$ , and (c)  $\dot{\epsilon}=0.001 \text{ s}^{-1}$  [48]

材料的塑性本构关系以应变空间的屈服面为基础, 选择适宜的屈服准则是提高材料模型的预测精度有效措施。Li 等<sup>[49]</sup>基于 M-K 理论, 分别采用 von Mises、Hill'8、Hosford 和 Barlat89 屈服准则预测 2189-T3 铝锂合金板材的成形极限, 并将预测结果与试验结果进行对比分析, 结果表明 Hosford 屈服函数更能准确预测 2189-T3 铝锂合金成形性能。徐必信<sup>[50]</sup>以 M-K 理论为基础, 利用 Swift 和 Hill 屈服准则建立了 2198 铝锂合金板材在不同成形温度下的 FLD 理论计算模型, 通过试验数据比较, 理论计算结果与试验结果良好吻合。Barros 等<sup>[51]</sup>基于 CB2001 和 CPB06 2

种屈服准则，对圆柱形杯形件的拉深过程进行了数值模拟，研究冲压方向对 AA2090-T3 铝锂合金成形的影响，如图 5 所示。

邓恒<sup>[52]</sup>将 Logan-Hosford 屈服准则和 Backofen 硬化方程引入 M-K 凹槽理论中，结合 Newton-Raphson 迭代算法建立了能求解出成形极限曲线的理论预测模型，并成功预测了 5A90 铝锂合金在电塑性拉伸试验和热拉伸试验中的成形极限图，同时发现相比普通热成形，电塑性效应对 5A90 铝锂合金成形极限的提高效果更加显著。范书铭<sup>[53]</sup>将 5A90 铝锂合金板料沿 0°、22.5°、45°、67.5°、90° 5 个方向进行单向拉伸，并且绘制室温下 5A90 铝锂合金不同各向异性屈服准则(Hill48、Hosford、Barlat89、Yld2000-2d) 下的理论屈服轨迹，基于分片法和随动强化理论对屈服准则进行修正，通过试验验证了修正的 Hill48 屈服准则的适用性。

材料屈服准则和本构模型的确定为材料成形极限的理论预测奠定了基础，对于不同工况的材料，选择适宜的失稳理论对于提高成形极限的预测精度至关重要。马高山等<sup>[54,55]</sup>以 M-K 理论为基础，对 5A90 铝锂合金在不同变形温度和变形速率下的成形极限图进行理论计算，确定了理论预测成形极限图时所需的初始厚度不均度( $f$ )在不同温度下的值：室温下为 0.95，

在较高温度下为 0.995；预测了材料参数应变强化指数( $n$ )、应变速率敏感性指数( $m$ )对 5A90 铝锂合金的成形极限曲线的影响规律：成形极限曲线随  $m$  值和  $n$  值的增大而上升；同时，对 7 种变形温度下铝锂合金的成形极限图进行了预测，并在 25~300 °C 温度范围内对其进行成形极限试验，通过对试验曲线与理论预测曲线的对比分析，验证了理论预测的可行性和准确性。Zhong 等<sup>[56]</sup>对 X2A66 铝锂合金进行了单轴热压缩试验，基于 Gage1、Alexander Malas (A-M)、Kumar-Prasad (K-P) and Murty-Rao (M-R) 失稳准则构建 4 个失稳图，通过理论计算和微观组织观察发现相对于其他 3 个失稳准则 M-R 失稳准则的预测结果更为准确，M-R 失稳准则下的功率耗散图和失稳图，如图 6 所示。通过对功率耗散图、M-R 失稳图和显微组织观察，最终确定材料热成形最优工艺参数为：480~500 °C，0.001~0.1 s<sup>-1</sup> 和 420~480 °C，0.1~1 s<sup>-1</sup>；动态回复和部分动态再结晶为材料的动态软化机制。

龙江馨等<sup>[57-59]</sup>分别采用 K-P 和 M-R 失稳准则绘制 2195 铝锂合金挤压态和固溶态失稳图，结合本构模型以及不同工艺参数下材料热加工图和显微组织观察，得到铝锂合金最优热加工参数。

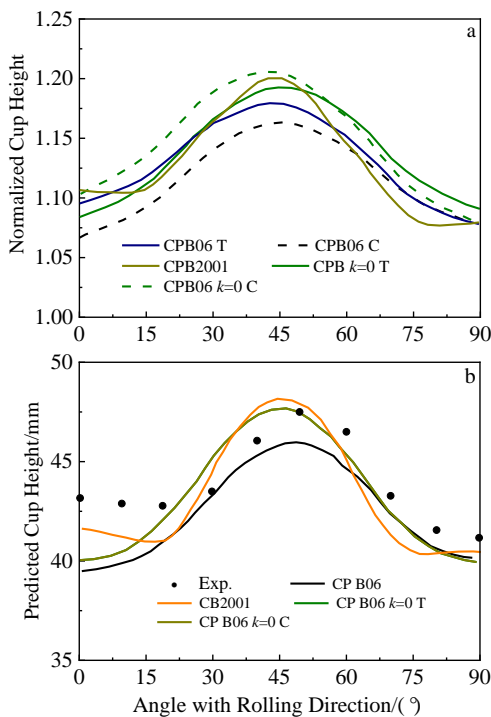


图 5 2090-T3 铝合金的杯形件高度实验值与预测值和冲压方向之间的关系

Fig.5 Normalized cup height (a) and predicted cup height (b) vs angle with rolling direction of 2090-T3 alloy<sup>[51]</sup>

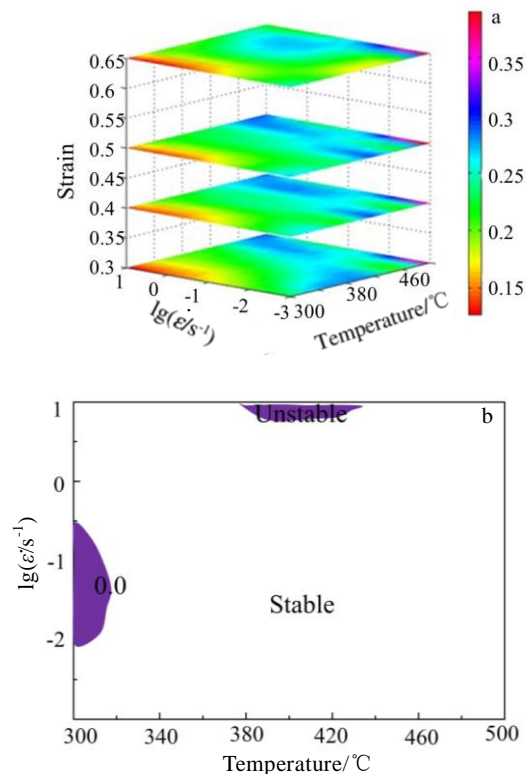


图 6 X2A66 铝锂合金功率耗散图及失稳图

Fig.6 Power dissipation map (a) and instability maps for the studied X2A66 Al-Li alloy (b)<sup>[56]</sup>

采用塑性失稳理论预测材料成形极限，理论预测结果的准确性很大程度上依赖于描述材料力学行为的本构模型的选取，根据材料的性能选择合适的本构模型和屈服准则并优化模型以提高其预测能力<sup>[60]</sup>；失稳理论为板材成形极限预测提供了理论支持。但是在实际生产生活中，材料和构件存在初始缺陷，从开始变形到最终破坏是一个材料逐渐劣化的过程。而采用失稳理论无法描述及预测这一劣化过程，针对这一现象提出的损伤理论得到了国内外学者广泛关注。

### 4 基于损伤理论铝锂合金热成形研究

金属在塑性变形过程中，由于非金属夹杂或是第二相粒子承受大塑性变形，导致其与金属基体剥离，形成微孔洞、微裂纹，即塑性损伤。塑性损伤演变一般包括孔洞形核、长大以及聚合 3 个阶段<sup>[61]</sup>。损伤理论着眼于分析材料初始缺陷在塑性变形过程中的演变规律，表征材料损伤从量变到破坏的整个渐变过程。目前各国学者主要从连续介质损伤力学（CDM）理论和细观损伤力学（GTN）理论等方面对损伤理论展开研究。因目前铝锂合金高温细观损伤研究较少，在本节将有一部分内容介绍铝合金细观损伤的相关研究，为铝锂合金高温细观损伤研究提供一定的理论指导。

#### 4.1 基于连续介质损伤力学理论铝锂合金热成形研究

连续介质损伤力学理论采用唯象学方法，以连续介质力学和连续介质热力学为理论基础，它认为损伤是材料内部微细结构状态的一种不可逆的耗散过程，其着重考察内部损伤对材料宏观力学性能的影响规律，通常用一个标量来表征材料内部的损伤程度，当该标量达到临界值时，材料发生断裂<sup>[62-64]</sup>。如公式（4）所示：

$$\begin{cases} \dot{\epsilon}_p = \left\langle \frac{\sigma/(1-\omega) - R - k}{K} \right\rangle^n \\ \dot{R} = 0.5B\bar{\rho}^{-0.5}\dot{\bar{\rho}} \\ \dot{\bar{\rho}} = A(1-\bar{\rho})|\dot{\epsilon}_p| - C\bar{\rho}^{n_2} \\ \dot{\omega} = D_1(1-\omega)\dot{\epsilon}_p^d + \frac{D_2\dot{\epsilon}_p^{D_3} \cosh(D_4\epsilon_p)}{(1-\omega)^{D_5}} \\ \sigma = E(1-\omega)(\epsilon - \epsilon_p) \end{cases} \quad (4)$$

式中： $\dot{\epsilon}_p$  为塑性应变率， $\sigma$  为流动应力， $R$  为硬化变量， $\langle \rangle$  为 McCauley 括号，其表示该公式在材料发生屈服进入塑性阶段才有意义， $\bar{\rho}$  为正则化位错密度， $E$  为弹性模量。随着损伤理论的发展，连续介质损伤力学理论（CDM）在预测材料成形性能方面得到了广泛应用。

Lin 教授团队针对连续介质损伤力学理论开展了大量研究。Lin 等<sup>[65,66]</sup>基于超塑性材料的主要变形机制，提出了一套基于位错密度增加和晶粒长大导致的材料硬化以及晶间孔洞形核和长大导致材料软化机制的连续介质损伤本构模型，而后采用多目标优化函数求解模型常数，最终用试验验证了损伤模型的准确性。对于可热处理强化的铝（锂）合金，在热冲压成形过程中通常采用固溶-淬火-时效处理实现材料微观组织的精准调控和性能优化<sup>[67,68]</sup>。由此开发的热成形-淬火(hot forming and cold-die quenching, HFQ)一体化技术受到广泛关注。Lin 团队通过高温拉伸和胀形试验研究 2024<sup>[69]</sup>和 6082<sup>[70]</sup>铝合金板材在 HFQ 成形过程中的成形性能和断裂机制。结果表明：冲压速度对材料的成形性能影响显著；在(470±10) °C 条件下，当采用较高冲压速度，即 0.64 m/s 时，板材的失效位置位于板材中心孔区域，其失效形式为径向撕裂；当冲压速度为 0.166 m/s 时，板材的失效位置位于板材的中间高度位置，该区域的失效形式为周向撕裂，如图 7 所示。

板材冲压成形中，由于板材的厚度相对于其长度和宽度而言较小，可以将其受力状态等效为平面应力状态。在采用连续介质损伤力学理论预测板材的成形性能时，应将单轴损伤模型扩展为平面应力状态的多轴损伤模型。针对板材冲压的特点，Lin 等<sup>[71]</sup>在分析不同材料在不同温度下的疲劳裂纹扩展特征的基础上，建立了多轴粘塑性损伤本构方程，并分别研究了最大主应力、有效应力和静水应力对材料失效形式以及 FLC 形状的影响规律。除 Lin 外，各国学者针对连续损伤理论亦开展了一定的研究。Gao 等<sup>[72]</sup>在超塑性成形条件下对 AA1420 铝锂合金进行单轴拉伸试验，建立了考虑损伤、位错密度、晶粒尺寸演变和动静态回复的连续介质损伤本构方程，并成功预测单轴拉伸状

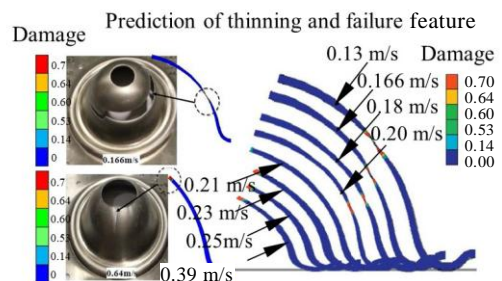


图 7 不同成形速度下杯形件的最大减薄量和失效特征  
Fig.7 Prediction of the failure features and maximum thinning of the deformed cup at different forming rates<sup>[70]</sup>

态下材料的损伤演化规律。Liu 等<sup>[73]</sup>和 Mohamed 等<sup>[62]</sup>基于损伤理论，建立了铝锂合金高温连续介质损伤演化方程，获得了铝锂合金内部损伤随变形温度、变形速率和应变的变化规律。金属材料在成形过程中，除了弹塑性变形、损伤外，其还涉及到断裂多层面的复杂力学问题。郭扬<sup>[74]</sup>、曹结东等<sup>[75]</sup>采用理论和试验相结合的方法建立了铝锂合金材料本构模型，其表征了损伤与变形温度、变形速率以及材料所受的应力等之间的联系；依托不同变形工艺参数下 MTS 高温拉伸和霍普金森压杆 (split hopkinson pressure bar, SHPB) 试验结果，建立了材料损伤演化方程和层裂条件，并在分析损伤演化方程中各参数对层裂影响的基础上，建立了一种确定损伤演化方程参数的优选原则，为材料层裂效应提供一定的工程指导。

连续损伤介质力学模型能够准确预测材料的损伤断裂行为，但其仍然具有一定的局限性，连续介质损伤力学的核心思想是在热力学分析和建立本构模型时引入损伤变量，通过损伤本构关系直接建立材料弹性、应变、应力与损伤之间的理论关系。然而材料组织的变化对塑性加工过程损伤和断裂的影响很大，材料在变形过程中发生的韧性破坏实际上会严重影响材料微观结构的变化。因此，连续介质损伤力学模型不能从根本上描述微孔洞、微裂纹、杂质等在塑性变形过程中的损伤演化行为，该模型没有考虑产生损伤的物理机制与材料内部微观组织演变的相互关系。

#### 4.2 基于细观损伤力学理论铝锂合金热成形研究

连续介质损伤力学理论未考虑材料细观结构变化与宏观力学间的响应，而是唯象地建立损伤与本构方程的演化规律。基于此，部分学者在细观损伤理论方面展开研究，建立能够体现韧性断裂微观机制的细观损伤模型，将细观损伤理论和宏观力学行为进行综合研究，可全面认识由于材料内部细观损伤演化导致材料宏观裂纹产生、扩展和断裂的过程。Gurson 于 1977 年以有限基体胞模型为基础创建了单级孔洞 Gurson 模型，如公式 (5) 所示：

$$\Phi = \left( \frac{\bar{\sigma}}{\sigma_Y} \right)^2 + 2f \cosh\left(\frac{3}{2} \cdot \frac{\sigma_m}{\sigma_Y}\right) - (1 + f^2) = 0 \quad (5)$$

式中： $\bar{\sigma}$ 、 $\sigma_Y$ 、 $\sigma_m$ 、 $f$  分别为等效应力、屈服应力、静水应力和孔洞体积分数，该模型考率了孔洞长大对屈服面的影响规律，而对于孔洞形核、聚合等因素对材料韧性断裂的影响则未提及，基于此 Tvergaard 和 Needleman 在 Gurson 损伤模型的基础上引入等效孔洞体积分数  $f^*$ ，对 Gurson 模型进行修正，建立了 Gurson-Tvergaard

-Needleman(GTN) 模型<sup>[76-80]</sup>，其模型如公式(6)~(11)所示：

$$\Phi = \left( \frac{\bar{\sigma}}{\sigma_Y} \right)^2 + 2q_1 f^* \cosh\left(\frac{3q_2}{2} \cdot \frac{\sigma_m}{\sigma_Y}\right) - \left(1 + q_3 (f^*)^2\right) = 0 \quad (6)$$

$$\dot{f}_{\text{growth}} = (1 - f) \dot{\epsilon}_{\text{kk}}^{\text{pl}} \quad (7)$$

$$\dot{f}_{\text{nucleation}} = A \dot{\bar{\epsilon}} + B (c_1 \dot{\bar{\sigma}} + c_2 \dot{\sigma}_m) \quad (8)$$

$$\dot{f}_{\text{shear}} = k_w f (1 - \xi^2) \dot{\bar{\epsilon}}_p \quad (9)$$

$$\dot{f} = \dot{f}_{\text{growth}} + \dot{f}_{\text{nucleation}} + \dot{f}_{\text{shear}} \quad (10)$$

$$f^* = \begin{cases} f & f \leq f_c \\ f_c + \frac{1/q_1 - f_c}{f_f - f_c} (f - f_c) & f_c \leq f \leq f_f \end{cases} \quad (11)$$

式中： $\xi$ 、 $\dot{\epsilon}_{\text{kk}}^{\text{pl}}$ 、 $\dot{\bar{\epsilon}}$ 、 $\dot{\bar{\epsilon}}_p$ 、 $\dot{f}_{\text{growth}}$ 、 $\dot{\bar{\sigma}}$ 、 $\dot{\sigma}_m$ 和 $\dot{f}_{\text{nucleation}}$  分别为应力张量第三不变量、体应变率、等效应变率、等效塑性应变率、孔洞生长率、等效及平均应力率、孔洞形核率； $f_c$  和  $f_f$  分别代表孔洞聚合和断裂时孔洞体积分数。根据公式可知，空洞体积分数的增加是由微孔洞的形核、长大和剪切行为共同作用的结果。

各国学者围绕细观损伤理论展开了一定的研究。Chen 等<sup>[81]</sup>以 2198 铝锂合金为研究对象，基于物理试验和有限元模拟，从宏微观的角度研究室温下 2198 铝锂合金的各向异性，建立 GTN 模型以预测材料的断裂行为。Teng 等<sup>[82]</sup>采用 GTN 模型分析了 5A06 铝合金板材成形过程中的韧性断裂行为，利用扫描电子显微镜观察试样的微观形貌，以确定 GTN 模型中的原始孔洞体积分数  $f_0$ 、临界孔洞体积分数  $f_c$  和失效孔洞体积分数  $f_f$ ，并采用逆方法确定 GTN 模型中的其他参数；设计了 11 种不同形状的试样进行单轴拉伸试验，研究应力三轴度对材料断裂的影响规律，结果表明，GTN 断裂准则能很好地预测高应力三轴度下材料的断裂行为。周芃等<sup>[83]</sup>基于 GTN 细观损伤理论建立了 5A06 铝合金板材在变形温度为 250 °C、应变速率为 0.01 s<sup>-1</sup> 条件下的温成形损伤模型，利用 BP 神经网络构建了损伤参数和断裂点之间的关系，采用遗传算法寻优得到最佳损伤参数组，并对损伤参数的模拟结果进行了试验验证。Li 等<sup>[84]</sup>对不同应变速率下 AA5182-O 铝合金薄板单轴拉伸试验结果进行分析：基于试验数据，采用 Abaqus 仿真软件，结合响应面法标定了模型参数；分析了损伤参数与应力-应变曲线和孔洞体积分数演化之间的关系。Li 等<sup>[85]</sup>进行了 7075 铝合金高温成形试验，采用 GTN 模型研究了铝合金在热成形过程中



微孔洞的生长、积累对材料损伤、断裂和材料成形性的影响规律, 并通过中心组合实验设计-响应面-遗传算法对 GTN 模型参数进行反向标定。Chen 等<sup>[86]</sup>考虑了二次孔洞成核以及剪切行为对现有孔洞体积分数增长的影响规律, 对 GTN 模型进行扩展, 弥补了 GTN 模型无法捕获微观/宏观压痕测试中发现的强剪切载荷下的损伤增长的不足。

连续介质损伤理论和细观损伤理论可以从宏观以及细观尺度分析损伤对材料断裂、成形性能的影响规律, 很多学者在这一方面展开了研究, 并且成功预测了部分材料的成形性能, 但是目前对于铝锂合金尤其是铝锂合金热成形的研究相对较少, 今后应在此方面加大研究力度。

## 5 结束语

铝锂合金作为航空航天领域最具有竞争力的轻量化材料之一, 受到了社会各界的广泛关注。但是铝锂合金存在室温延伸率低、回弹大和各向异性强等问题, 这些问题严重限制了铝锂合金的应用。基于此, 本文对铝锂合金的发展及其热成形性能进行了详细的评述, 从基础实验、失稳理论和损伤理论 3 个方面介绍并讨论了铝锂合金热成形研究现状, 以改进和解决目前铝锂合金室温成形存在的问题。具体如下:

1) 相比于铝合金, 铝锂合金拥有更低的密度、更高的比强度、更好的耐腐蚀性等, 在航空、航天和航海领域得到了广泛应用。自 20 世纪 50 年代至今, 铝锂合金历经初步发展阶段、繁荣发展阶段和新发展及广泛应用阶段。我国在铝锂合金研发方面取得了一定的成绩, 但是和美国、俄罗斯等国家还有一定的差距, 应加大力度研发具有自主知识产权的铝锂合金。

2) 热成形是解决铝锂合金常温塑性差、各向异性强以及回弹大等问题的有效方法之一。国内外学者针对铝锂合金热成形展开大量研究。铝锂合金成形极限是主要研究方法之一, 通过成形极限研究, 能够定量的评价在不同加载路径下材料的成形性能, 但是此方法是建立在比例加载的前提下, 而铝锂合金在高温成形过程中, 材料的成形性能受到材料变形状态、成形温度以及变形速率等诸多因素的影响, 所以该方法不能准确预测铝锂合金高温成形性能。

3) 基于失稳理论对铝锂合金热成形展开研究: 采用不同本构方程表征材料的流变行为, 同时以塑性失稳准则作为材料失效的判据来预测材料成形性能。但是采用传统失稳理论对材料成形性能进行预测时未考虑材料内部的损伤演化; 另一方面, 目前对于材

料成形的研究大多数情况是在比例加载和准静态的条件下进行, 而材料成形性表现出路径相关性, 计算过程比较复杂, 并且其预测结果很大程度上依赖于本构方程的选择。

4) 损伤是导致铝锂合金材料断裂的主要原因。各国学习者主要针对连续介质损伤和细观损伤力学理论展开研究。连续介质损伤理论和细观损伤理论可以从宏观和细观尺度分析损伤对材料断裂、成形性能的影响规律, 并通过试验成功预测了部分材料的成形极限, 但在这一研究领域对铝锂合金的研究相对较少, 针对铝锂合金热成形工艺特点, 在后续的研究中, 结合 SEM、激光共聚焦显微镜等对不同工艺参数及变形形态下材料的微观缺陷进行观察, 分析损伤演化规律, 建立损伤演化模型与孔洞体积分数之间的定量关系, 进一步推动损伤理论在材料成形预测方面的应用。

## 参考文献 References

- [1] Zheng K L, Politis D J, Wang L L *et al.* *International Journal of Lightweight Materials and Manufacture*[J], 2018, 1(2): 55
- [2] Braga D F O, Tavares S M O, Da Silva L F M *et al.* *Progress in Aerospace Sciences*[J], 2014, 69: 29
- [3] Tisza M, Czinege I. *International Journal of Lightweight Materials and Manufacture*[J], 2018, 1(4): 229
- [4] Xie B, Huang L, Xu J *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2022, 832: 142 394
- [5] Betsofen S Y, Antipov V V, Knyazev M I. *Russian Metallurgy (Metally)*[J], 2016(4): 326
- [6] Hu L, Li M D, Huang W J *et al.* *Metals and Materials International*[J], 2022, 28: 1129
- [7] Sun Z Y, Tian X J, He B *et al.* *Vacuum*[J], 2021, 189: 110 235
- [8] Thomas D, Alireza V, Justin L. *Aluminium Lithium Alloys*[M]. Cambridge: Woodhead Publishing, 2018: 387
- [9] Wu W T, Liu Z Y, Bai S *et al.* *Materials Characterization*[J], 2017, 131: 440
- [10] Charalampidou C, Dietzel W, Zheludkevich M *et al.* *Corrosion Science*[J], 2021, 183: 109 330
- [11] Zhang J Y, Wang B, Yi D Q. *Materials Science and Engineering A*[J], 2019, 764: 138 252
- [12] Hardy H K. *Journal of the Japan Institute of Metals*[J], 1956, 84: 429
- [13] Hardy K H, Silcock J M. *Journal of the Japan Institute of Metals*[J], 1995, 84: 423
- [14] Yang Shoujie(杨守杰), Lu Jian(卢健), Feng Zhaohui(冯朝

- 辉) *et al. Materials Reports*(材料导报)[J], 2014, 28(S2): 430
- [15] 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
- [16] Sugamata M, Blankenship C P, Starke E A. *Materials Science and Engineering A*[J], 1993, 163(1): 1
- [17] Rioja R J, Liu J. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2012, 43(9): 3325
- [18] Feng Zhaohui(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
- [19] 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
- [20] Yuan T, Wu Y N, Liang Y *et al. Materials Characterization*[J], 2021, 172: 110 895
- [21] Xiao H, Lu Z, Zhang K F *et al. Materials & Design*[J], 2020, 186: 108 279
- [22] Zhang X S, Chen Y J, Hu J L. *Progress in Aerospace Sciences*[J], 2018, 97: 22
- [23] Huang Lanping(黄兰萍), Deng Ziqiao(郑子樵), Chen Kanghua(陈康华) *et al. Materials Science and Engineering of Power Metallurgy*(粉末冶金材料科学与工程)[J], 2003, 8(4): 299
- [24] Ma Gaoshan(马高山), Wan Min(万 敏), Wu Xiangdong(吴向东). *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2008(4): 717
- [25] Ye Lingying(叶凌英), Yang Dong(杨 栋), Li Hongping(李红萍) *et al. Journal of Materials Engineering*(材料工程)[J], 2019, 47(11): 163
- [26] Ye Lingying(叶凌英), Sun Quan(孙 泉), Li Hongping(李红萍) *et al. Journal of Materials Engineering*(材料工程)[J], 2019, 47(12): 92
- [27] Song P C, Li X F, Ding W *et al. Acta Metallurgica Sinica*[J], 2014, 27(4): 642
- [28] Ou L, Zheng Z Q, Nie Y F *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2015, 648: 681
- [29] Gao H X, Weng T X, Liu J *et al. Manufacturing Review*[J], 2016, 3, 9.
- [30] Yang X M, Wang B Y, Zhou J *et al. International Journal of Lightweight Materials and Manufacture*[J], 2020, 3(1): 36
- [31] Wang Y X, Zhao G Q, Xu X *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2019, 779: 735
- [32] Li Q, Ning J, Chen L *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2020, 848: 156 515
- [33] Ning J, Li Q, Zou Z Y *et al. Vacuum*[J], 2021, 188: 110 176
- [34] Fan Xiaobo(凡晓波). *Thesis for Doctorate*(博士论文)[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2016
- [35] Fan X B, He Z B, Lin P *et al. Materials & Design*[J], 2016, 94: 449
- [36] Fan X B, Jin X Y, He Z B *et al. International Journal of Advanced Manufacturing Technology*[J], 2020, 110(5-6): 1665
- [37] Lin Y, Zheng Z Q, Zhang H F *et al. Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2013, 23(6): 1728
- [38] Jia L, Ren X P, Hou H L *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2019, 759: 19
- [39] Zhai Caihua(翟彩华), Feng Zhaohui(冯朝辉), Chao Lihua(柴丽华) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2017, 46(1): 90
- [40] Zhang Ning(张 宁), Zhang Yanling(张艳苓), Bi Jing(毕 静) *et al. Forging &Stamping Technology*(锻压技术)[J], 2015, 40(5): 63
- [41] Liu Wenquan(刘文权), Ying Liang(盈 亮), Rong Hai(荣 海) *et al. Journal of Hebei University of Science and Technology*(河北科技大学学报)[J], 2018, 39(2): 91
- [42] Li Li(李 丽). *Thesis for Master*(硕士论文)[D]. Changchun: Jilin University, 2020
- [43] Mahalle G, Kotkunde N, Gupta A K *et al. Journal of Materials Research and Technology*[J], 2021, 11: 1162
- [44] Wang Guanyu(汪冠宇), Ma Guichun(马贵春), Wu Jianjun(吴建军). *Journal of Plasticity Engineering*(塑性工程学报)[J], 2019, 26(1): 174
- [45] Staroselsky A, Borkowski L. *Journal of Materials Engineering and Performance*[J], 2019, 28(11): 6942
- [46] Yang Ying(杨 英). *Thesis for Master*(硕士论文)[D]. Jinan: Shandong University, 2019
- [47] Wang Y B, Zhang C S, Yang Y *et al. International Journal of Plasticity*[J], 2019, 120: 147
- [48] Zhang P, Chen M H. *Journal of Materials Science*[J], 2020, 55(23): 9828
- [49] Li X Q, Song N, Guo G Q *et al. Chinese Journal of Aeronautics*[J], 2013, 26(5): 1317
- [50] Xu Bixin(徐必信). *Thesis for Master*(硕士论文)[D]. Nanchang: Nanchang Hangkong University, 2015
- [51] Barros P D, Alves J L, Oliveira M C *et al. International Journal of Solids and Structures*[J], 2018, 151: 135
- [52] Deng Heng(邓 恒). *Thesis for Master*(硕士论文)[D].

- Shanghai: Shanghai Jiao Tong University, 2019
- [53] Fan Shuming(范书铭). *Thesis for Master(硕士论文)*[D]. Jinan: Shandong University, 2020
- [54] Ma Gaoshan(马高山), Wan Min(万敏), Wu Xiangdong(吴向东). *The Chinese Journal of Nonferrous Metals(中国有色金属学报)*[J], 2008, 18(6): 980
- [55] Ma Gaoshan(马高山), Wan Min(万敏), Wu Xiangdong(吴向东). *Journal of Plasticity Engineering(塑性工程学报)*[J], 2007, 14(3): 68
- [56] Zhong L W, Gao W L, Feng Z L *et al. Journal of Materials Science & Technology*[J], 2019, 35(10): 2409
- [57] Xu Guifang(徐桂芳), Gu Xiaodong(顾晓栋), Long Jiangxin(龙江馨). *Transactions of Materials and Heat Treatment(材料热处理学报)*[J], 2019, 40(2): 62
- [58] Long Jiangxin(龙江馨). *Thesis for Master(硕士论文)*[D]. Zhenjiang: Jiangsu University, 2020
- [59] Xu Guifeng(徐桂芳), Long Jiangxin(龙江馨). *Hot Working Technology(热加工工艺)*[J], 2021, 19: 90
- [60] Yoshida K, Kuwabara T. *International Journal of Plasticity*[J], 2007, 23(7): 1260
- [61] Benzerga A A, Leblond J, Needleman A *et al. International Journal of Fracture*[J], 2016, 201(1): 29
- [62] Mohamed M, Shi Z S, Lin J G *et al. Applied Mechanics and Materials*[J], 2015, 784: 460
- [63] Bai Q, Mohamed M, Shi Z *et al. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*[J], 2017, 88(9-12): 3437
- [64] Xiao W C, Wang B Y, Zheng K L. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*[J], 2017, 92(9-12): 3299
- [65] Lin J, Cheong B H, Yao X. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2002, 125: 199
- [66] Lin J, Liu Y. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2003, 143-144: 281
- [67] Zhang R Q, Shao Z T, Lin J G. *International Journal of Lightweight Materials and Manufacture*[J], 2018, 1(3): 115
- [68] Rong Q, Shi Z S, Li Y *et al. Journal of Materials Processing Technology*[J], 2021, 295: 117 168
- [69] Wang L, Strangwood M, Balint D *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2011, 528(6): 2648
- [70] Mohamed M, Foster A, Lin J G *et al. International Journal of Machine Tools and Manufacture*[J], 2012, 53(1): 27
- [71] Lin J G, Mohamed M, Balint D *et al. International Journal of Damage Mechanics*[J], 2014, 23(5): 684
- [72] Gao H X, Li N, Ho H L *et al. Materials Today: Proceedings* 2S[J], 2015, 2: 5408
- [73] Liu X F, Zhang L, Wang L Y. *Journal of Southwest Jiaotong University*[J], 2001, 9(2):165
- [74] Guo Yang(郭扬), Li Yongchi(李永池), Cao Jiedong(曹结东) *et al. Chinese Journal of High Pressure Physics(高压物理学报)*[J], 2005(4): 312
- [75] Cao Jiedong(曹结东). *Thesis for Doctorate(博士论文)*[D]. Hefei: University of Science and Technology of China, 2006
- [76] Chu C C, Needleman A. *Journal of Engineering Materials*[J], 1980, 102(3): 249
- [77] Tvergaard V, Needleman A. *Acta Metallurgica*[J], 1984, 32(1): 157
- [78] Tvergaard V, Needleman A. *International Journal of Fracture*[J], 1988, 37(3):197
- [79] Needleman A, Tvergaard V. *International Journal of Fracture*[J], 1991, 49(1): 41
- [80] Tvergaard V. *International Journal of Solids & Structures*[J], 1998, 35(30): 3989
- [81] Chen J Q, Madi Y, Morgeneyer T F *et al. Computational Materials Science*[J], 2011, 50(4): 1365
- [82] Teng B G, Wang W N, Xu Y C. *Engineering Fracture Mechanics*[J], 2017, 186: 242
- [83] Zhou Peng(周芑), Zhu Rongyu(朱荣宇), Shi Chan(石婵) *et al. Journal of Plasticity Engineering(塑性工程学报)*[J], 2020, 27(12):164
- [84] Li G, Cui S S. *Engineering Fracture Mechanics*[J], 2020, 235: 107 162
- [85] Li X J, Xu M, Zhang Z Q. *Journal of Materials Research and Technology*[J], 2021, 14: 1366
- [86] Chen Y B, Zhang C Y, Var é C. *Computational Materials Science*[J], 2017, 128: 229

## Research Process on Thermal Formability of Al-Li Alloys for Aeronautic Industry

Huang Xiaomin<sup>1,2</sup>, Guan Ben<sup>1,2,3</sup>, Zang Yong<sup>1,2,3</sup>

(1. School of Mechanical Engineering, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China)

(2. Beijing Key Laboratory of Lightweight Metal Forming, Beijing 100083, China)

(3. Shunde Innovation School, University of Science and Technology Beijing, Shunde 528399, China)

**Abstract:** The aluminum-lithium (Al-Li) alloys, which are characterized with lower density, higher specific strength and better corrosion resistance as compared with conventional aluminum alloys, have been widely applied in the fields of aviation, aerospace and navigation. Al-Li alloys exceptional properties are attributed to the addition of Li into the Al matrix. However, Al-Li alloys have problems such as poor formability, large rebound, and anisotropy at room temperature, which severely limit their applications. While the formability of Al-Li alloys can be effectively improved by heating. Scholars have made a lot of research on the hot forming process of Al-Li alloys. This paper firstly, introduced the development of Al-Li alloys and the research process on thermal formability of Al-Li alloys based on experiments, instability criterion and damage theory, aiming at obtaining the macro and micro deformation mechanism and damage evolution law of Al-Li alloys at high temperature. Additionally, thermal forming and aging hardening of the Al-Li alloys would be integrated together to approach the target of shape forming and properties improvement of the parts. Finally, the development direction of thermal formability of Al-Li alloys for aeronautic industry was prospected. This paper can provide a theoretical guidance for the application of the Al-Li alloys thermal forming process.

**Key words:** Al-Li alloys; hot forming; instability theory; damage theory

---

Corresponding author: Guan Ben, Associate Professor, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, P. R. China, E-mail: guanben@ustb.edu.cn