

动力电池铝箔的性能衰减机理及工艺改进

赵谱跃*, 晏南军, 陈昌文

贵州贵铝新材料股份有限公司, 贵阳 55000, 贵州, 中国

摘要: 针对动力电池用 A1100 铝箔在室温贮存过程中存在延伸率显著衰减的难题, 论文通过力学性能测试、X 射线衍射、扫描电镜和热力学计算等手段, 对比分析了出厂放置不同时间材料的力学性能和显微组织的变化。结果表明 A1100 铝箔在室温放置 5 天后延伸率相比放置 2 天下降了约 14.5%。进一步的微结构表征和热力学计算分析可知, 室温放置过程中, 残余应力作用下 Si 原子扩散加快形成原子偏聚, 促进了 α -AlFeSi 向 β -AlFeSi 转变及亚结构的粗化。基于所分析的性能衰减机理, 提出了加大轧制变形量和提升一级退火温度的工艺优化方案。采用改进工艺, A1100 铝箔经室温放置 5 天后的抗拉强度为 263.8 ± 3.7 MPa (传统工艺: 247.8 ± 0.8 MPa), 延伸率为 $6.4 \pm 0.4\%$ (传统工艺: $4.1 \pm 0.2\%$), 相比传统工艺材料综合性能显著提升。本研究为动力电池铝箔工业生产中的性能一致性与稳定性调控提供了有效的工艺路线。

关键词: 动力电池铝箔; 性能衰减; 组织分析; 热力学计算; 工艺改进

Performance Degradation Mechanisms and Process Improvements for Power Battery Aluminum Foil

XuYue Zhao*, NanJun Yan, ChangWen Chen

Guizhou Guilu New Material Co., Ltd., Guiyang 55000, Guizhou, China

Abstract: To address the significant decrease in elongation of A1100 aluminum foil for power batteries during room-temperature storage, this study systematically investigates the evolution of mechanical properties and microstructure in materials stored for different durations through mechanical property testing, XRD, SEM, and thermodynamic calculations. The results show that the elongation decreased by approximately 14.5% after 5 days of room-temperature storage compared with that after 2 days. Further microstructural characterization and thermodynamic calculations revealed that residual stress accelerated the diffusion of Si atoms, leading to atomic segregation, and promoted the transformation of α -AlFeSi to β -AlFeSi as well as the coarsening of the substructure during room-temperature storage. An optimized processing route involving an increased rolling reduction and a higher first-stage annealing temperature was proposed based on the identified mechanism of property degradation. The A1100 aluminum foil exhibited a tensile strength of 263.8 ± 3.7 MPa (247.8 ± 0.8 MPa for the conventional process) after 5 days of room-temperature storage, while the elongation reached $6.4 \pm 0.4\%$ ($4.1 \pm 0.2\%$ for the conventional process), it were significantly improved compared with the

Copyright © 2026 by author(s) and Ufascience Publisher.

This work is licensed under the Creative Commons Attribution international License (CC By 4.0)

<http://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>



OPEN ACCESS

文章引用: 赵谱跃, 晏南军, 陈昌文. 动力电池铝箔的性能衰减机理及工艺改进[J]. 现代工程与应用, 2026, 4(1): 9-19.

DOI: <https://doi.org/10.61784/mea2005>

conventional process. This study provides an effective processing strategy for improving the consistency and stability of the mechanical properties of A1100 aluminum foil during industrial production for power battery applications.

Keywords: Aluminum foil for power batteries; Mechanical property degradation; Microstructure characterization; Thermodynamic calculations; Process optimization

一、引言

在全球能源结构向绿色、低碳转型的背景下,新能源汽车产业迎来了跨越式发展[1-4]。动力电池作为新能源汽车的关键核心部件,直接制约汽车的续航里程、安全性及使用寿命[5-6]。铝箔凭借着其密度低、导电性优异、良好的机械强度与成熟的加工工艺,广泛应用于锂电池正极集流体的关键基础材料[7]。随着动力电池对能量密度、循环寿命和轻量化需求的不断提升,市场对电池铝箔的表面质量、厚度精度、抗拉强度和延伸率等性能要求越来越高[8-10]。在厚度方面,从早期的 20 μm 降至当前的 10-13 μm ,并向 8 μm 及以下迈进[11];同时,为适应高速轧制、卷曲和分切工艺,这对铝箔合金的抗拉强度与稳定的延伸率提出了更高要求[12-14]。

A1100 铝箔是以 Fe、Si 为主要合金元素,并加入微量 Cu、Ti 和 Mn 等元素的工业铝合金产品,具有良好的塑性和加工变形能力[15]。然而,其组织与力学性能对 Fe、Si 含量与 Fe/Si 比值较为敏感;较高的 Fe、Si 固溶度易增强 α -Al 基体的加工硬化效果。此外, Fe/Si 比值对第二相的种类与形貌影响较大;当 Fe/Si 比值小于 2 时,易产生粗大的脆性 β -AlFeSi 相,不利于轧制变形。而当 Fe/Si 比大于 5 时,则易析出以针片状 Al_3Fe 相,在后续轧制过程中难以破碎,并在退火过程中中进一步粗化,造成针孔等缺陷[14,16-17]。在 A1100 铝箔合金成分优化过程中,一般控制 Fe、Si 含量和 Fe/Si 比值,并结合中间退火工艺处理,控制第二相的种类、数量、尺寸与分布,以促进 α -AlFeSi 相的析出,从而获得较为优异的强度与塑性的配合[18]。

为生产高性能的铝箔合金产品,国内外学者在工艺设计[19-21]、厚度控制和表面处理技术等方面取得了一定进展[22-23]。然而,在实际生产中发现出厂产品与交出产品出现性能不一致的现象,极大损害了产品的后续应用。陈登斌等同样也在 1060 铝箔中发现这一现象[24],并认为是 Cu 原子团簇的形成和亚晶合并长大导致,却未给出应对方案。如何解决 A1100 铝箔合金的性能衰减问题成了行业难题。

本文针对 A1100 动力电池铝箔在室温放置过程中延伸率衰减的问题,结合显微组织表征结果与热力学计算方法,综合分析铝箔合金材料性能衰退的机理,并依此提出工艺改进方案,实现铝箔合金材料的强度与塑性的协同提升。

二、实验过程

(一)样品制备

试验样品采用贵州某公司 A1100 系铝箔产品,产品成分如表 1 所示。该产品制备工艺过程为:将 7 mm 铸轧板经过多道次冷轧至 4 mm,经过双级退火(退火工艺:530 $^{\circ}\text{C}$ 23 h + 480 $^{\circ}\text{C}$ 9h);随后,退火板再经多道次冷轧至 0.6 mm;待降温后,继续冷轧至 0.2 mm;最后经过多道次箔粗轧、中轧和精轧制备厚度为 0.012 mm 的电池铝箔产品。

Table 1 Chemical Composition of A1100 Series Aluminum Foil Alloy (in wt.%)

表 1 A1100 系铝箔合金化学成分 (质量百分比)

Elements	Fe	Si	Cu	Mn	Zn	Ti	Al
Contents	0.2 ~	0.05 ~	0.05 ~	<0.05	<0.10	0.012~0.02	Bal.

(二)热力学计算

采用 Pandat 软件的平衡相图计算和 Scheil 非平衡凝固模拟模块, 结合 PanAl 热力学数据库, 预测该成分合金的热力学性质图与非平衡凝固组织及凝固过程的析出相相分数随温度的变化。

(三)力学性能测试

力学性能测试参照 GB/T16865-2013 标准进行, 沿铝箔轧制方向切取样品进行测试。拉伸试验宽度为 15 mm, 试样标距为 50 mm, 拉伸测试速度为 5 mm/min。

(四)X 射线衍射分析

X 射线衍射 (X-ray diffraction: XRD)分析采用日本理学 Smartlab SE 设备, 样品尺寸为 20×20 mm 铝箔片, 扫描速度为 2°/min, 扫描角度为 20°~90°。

(五)显微组织观察

采用扫描电子显微镜背散射 (back scattered electron: BSE)模式观察铝箔合金样品表面组织形貌及析出相分布, 结合 EDS (Energy Dispersive X-ray Spectroscopy)点扫描, 分析析出相成分。背散射组织观察和 EDS 点分析均使用捷克 TESCAN-CLARA 扫描电镜, 加速电压为 20 kV。

三、实验结果与分析

(一)铝箔性能衰减现象

贵州某公司生产的 A1100 铝箔产品出厂 2 天的性能如表 2 所示, 经过剧烈的加工硬化后, 合金的状态达到 H18 状态, 该产品的抗拉强度达到 247.8±0.8 MPa, 延伸率达到 4.1±0.2%。

Table 2 Mechanical Properties of A1100 Aluminum Foil 2 days after Delivery

表 2 A1100 铝箔出厂 2 天力学性能数据

样品	合金状态	厚度 (mm)	抗拉强度 (MPa)	延伸率 (%)
1	1100-H18	0.01198	248	4.0
2	1100-H18	0.01198	248	4.2
3	1100-H18	0.01198	249	4.2
4	1100-H18	0.01198	247	3.9
5	1100-H18	0.01198	248	3.9
6	1100-H18	0.01198	247	4.2
平均值		0.01198	247.8±0.8	4.1±0.2

然而, 产品在室温下放置一段时间后, 其抗拉强度出现略微提升, 但延伸率却出现显著下降, 导致综合力学性能难以满足实际应用要求。A1100 铝箔经室温放置 5 天后的产品性能数据如表 3 所示, 对比室温放置不同时间 A1100 铝箔合金力学性能, 其抗拉强度平均增加了 4.2 MPa, 升高了 1.68%, 但是其延伸率却发生剧烈衰减, 衰减了 0.59%, 降低了 14.5%, 延伸率的下降幅度远高于抗拉强度的增长幅度。

Table 3 Mechanical Properties of A1100 Aluminum Foil 5 Days after Delivery**表 3** A1100 铝箔出厂 5 天力学性能数据

样品	合金状态	厚度 (mm)	抗拉强度 (MPa)	延伸率 (%)
1	1100-H18	0.012	250	3.5
2	1100-H18	0.012	252	3.5
3	1100-H18	0.012	253	3.4
4	1100-H18	0.012	252	3.4
5	1100-H18	0.012	252	3.6
6	1100-H18	0.012	253	3.5
平均值		0.012	252±1.1	3.5±0.1

(二) 性能衰减机理分析

(1) X 射线衍射结果分析

针对上述延伸率严重衰减问题, 对出厂性能衰减前后的铝箔产品进行了 XRD 分析, 其结果如图 1 所示。图 1 为产品出厂 2 天及样品的 XRD 分析结果, 其相组成主要包括 α -Al、 Al_3Fe 、 α -AlFeSi 及 β -AlFeSi 相。对于 α -Al 的衍射谱结果, 其最强峰由退火态的(111)衍射峰转变为 H18 态的(220)衍射峰, 表明 α -Al 晶粒呈现出显著的(220)择优取向[25]。

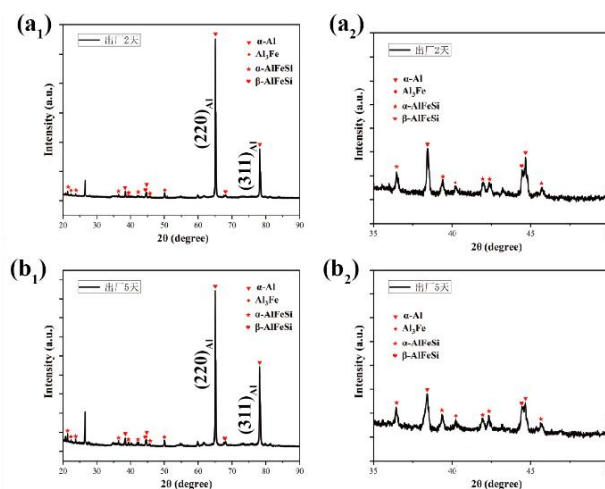


Figure 1 Comparison of XRD Results of A1100 Aluminum Foil before and after Mechanical Property Degradation: (a₁-a₂) 2 Days after Delivery; (b₁-b₂) 5 Days after Delivery

图 1 A1100 铝箔力学性能衰减前后 X 射线衍射分析结果对比: (a₁-a₂) 出厂 2 天; (b₁-b₂) 出厂 5 天

为了进一步探究相变过程, 我们对出厂不同时间的铝箔合金进行了微观组织形貌观察及 EDS 分析, 结果如图 2 与表 4 所示。图 2(a-b)为出厂两天的微观组织结构, 可以明显看出, 出厂两天的合金组织均匀, 亮色析出相细小。结合 EDS 分析结果 (如表 4 所示)。A1100 铝箔析出相中富含 Fe 和 Si 元素, 且 Fe:Si 原子比均大于 2, 符合 α -AlFeSi 相 (即 $\text{Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$) 的典型成分特征, 因此可判定该析出相为 α -AlFeSi 相。此外, 还观察到部分 Fe:Si 原子比显著更高、Si 含量极低的析出相, 结合其成分特征推测为 Al_3Fe 相。

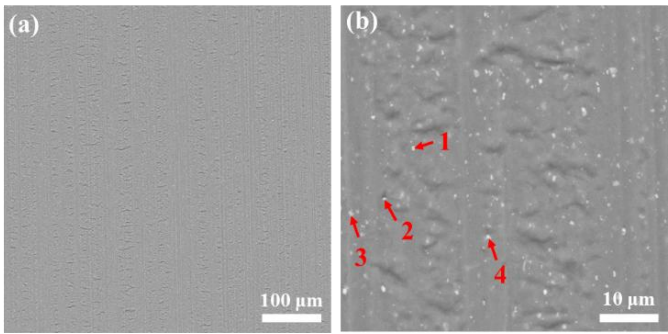


Figure 2 BSE Microstructure of A1100 Aluminum Foil 2 Days after Delivery: (a) Low Magnification; (b) High Magnification

图 2 A1100 铝箔出厂 2 天后的 SEM 背散射微观组织图：(a)低倍； (b)高倍

Table 4 Quantitative Analysis Results of EDS in Figure 2 (in *at. %*)

表 4 图 2 中各点 EDS 分析结果 (原子百分数)

位置	Al	Fe	Si	Cu	Fe:Si	相类型
1	94.7	3.7	1.1	0.5	3.4	α -AlFeSi
2	95.6	3.8	0.3	0.3	12.7	Al_3Fe
3	96.0	3.0	0.7	0.3	4.3	α -AlFeSi
4	93.5	4.6	1.3	0.6	3.5	α -AlFeSi

为了对比室温放置性能衰退后合金的组织变化，继续针对室温放置 5 天的铝箔合金进行 SEM 组织观察和 EDS 能谱分析，结果如图 3 和表 5 所示。由图 3 可以看出，经过室温放置后，析出相的尺寸及分布未发生明显变化。然而，EDS 结果表明，析出相中的 Fe 元素含量变化不明显，而 Si 元素含量有所升高，导致 Fe:Si 原子比明显下降。结合 XRD 分析结果可以推测，室温放置过程中可能发生了 Si 原子的短程扩散与再分配，致使 α -AlFeSi 相的 Si 含量升高，进一步促进 α -AlFeSi 向 β -AlFeSi 相发生转变。

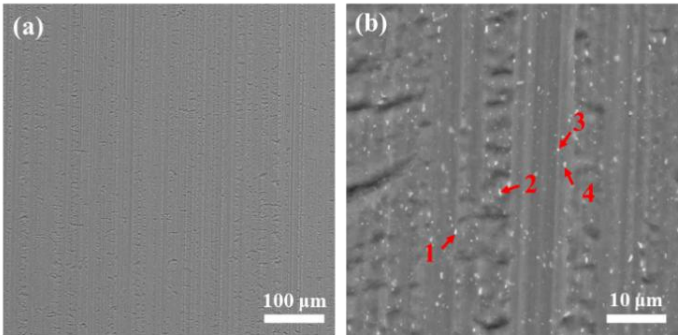


Figure 3 BSE Microstructure of A1100 Aluminum Foil 5 Days after Delivery: (a) Low Magnification; (b) High Magnification

图 3 A1100 铝箔出厂 5 天后 SEM 背散射微观组织： (a)低倍； (b)高倍

Table 5 Quantitative Analysis Results of EDS in Figure 3 (in *at. %*)

表 5 图 3 中各点 EDS 分析结果 (原子百分比)

位置	Al	Fe	Si	Cu	Fe:Si	相类型
----	----	----	----	----	-------	-----

1	94.5	3.6	1.5	0.4	2.4	α -AlFeSi
2	93.3	4.1	2.1	0.4	2.0	α -AlFeSi
3	94.9	3.3	1.4	0.4	2.5	α -AlFeSi
4	95.5	2.4	1.7	0.3	1.4	β -AlFeSi

基于 XRD 结果, 进一步利用 Jade 软件与 Scherrer 公式, 估算 A1100 铝箔合金亚结构的尺寸, Scherrer 公式如式 (1)所示[26]:

$$D_{hkl} = \frac{K\lambda}{\beta_{hkl} \cos \theta_{hkl}} \quad (1)$$

其中, D_{hkl} 为合金亚结构的尺寸; K 为 Scherrer 形状因子, 通常取 0.89; λ 为 Cu 的 $K_{\alpha 1}$ 波长, 为 0.154056 nm; β_{hkl} 与 θ_{hkl} 分别为 (hkl) 晶面衍射峰的物理宽化与布拉格角, 本工作中 β_{hkl} 取半高宽, 二者皆通过 Jade 软件拟合获得。

不同晶面的衍射峰参数与亚结构尺寸如表 6 所示。可以明显看出, 无论是在(220)晶面还是(311)晶面, 相比于出厂 2 天的铝箔产品, 其亚结构都明显增大。在(220)晶面, 其亚结构从 70.58 nm 增加至 80.20 nm 增加了 13.6%, 而在 311 晶面上, 其亚结构由 50.86 升高至 76.69, 增加了 50.8%, 表明 A1100 铝箔合金在自然放置过程中其亚结构尺寸明显增大。

Table 6 XRD Peak Parameters and Substructure Sizes of A1100 Aluminum Foil 2 and 5 Days after Delivery, Calculated Using the Scherrer Equation

表 6 A1100 铝箔出厂 2 天与 5 天的 XRD 衍射峰参数及基于 Scherrer 公式计算的亚结构尺寸

样品	晶面	β_{hkl} (°)	θ_{hkl} (°)	D_{hkl} (nm)
出厂	(220)	0.132	32.5228	70.58
2 天	(311)	0.199	39.0933	50.86
出厂	(220)	0.112	32.5354	80.20
5 天	(311)	0.132	39.1069	76.69

同时, 结合现有研究结果[27–29], H18 状态的 Alxxx 系铝箔合金在室温自然时效过程中, 基体中的固溶原子容易在空位及内应力场作用下发生偏聚并形成原子团簇, 从而对位错运动产生阻碍作用, 导致合金强度提高而塑性下降。虽然本实验中未直接观察到相关团簇结构, 但结合力学性能变化可以推测, 在室温放置过程中可能存在原子尺度的偏聚行为。

综上所述, 室温放置过程中, 一方面 Si 原子可能向 Fe-Si 相内部扩散并促进其富 Si 化, 提高 Fe-Si 相向 β -AlFeSi 相演化的倾向, 同时, 还可能伴随着基体中的固溶原子发生偏聚并形成微小原子团簇; 另一方面, Al 基体内亚结构尺寸的进一步粗化。上述组织演化共同导致了合金强度略微升高, 而塑性明显下降。

(2) 计算热力学分析

针对上述性能衰减问题, 我们通过对 A1100 铝箔开展热力学计算, 对合金的组织随工艺变化过程进行理论分析, 并确定工艺优化方向。首先, 使用 Scheil 非平衡凝固模拟预测了 A1100 铝合金非平衡凝固过程 (铸轧过程)微结构演变, 结果如图 4(a)所示。从图中可以看出, A1100 合金的非平衡凝固过程的析出序列为: liquid $\rightarrow\alpha$ -Al $\rightarrow\alpha$ -Al+Al₃Fe $\rightarrow\alpha$ -Al+ α -AlFeSi $\rightarrow\alpha$ -Al+ β -AlFeSi $\rightarrow\alpha$ -Al+ β -AlFeSi+(Si) $\rightarrow\alpha$ -Al+ β -AlFeSi+(Si)+ α -AlFeMnSi, 其最终凝固组织包含 α -Al, Al₃Fe, α -AlFeSi, β -AlFeSi, (Si)和 α -AlFeMnSi 相。此外, 凝固过程各相的相分数随凝固

温度的变化如图 4 (b)所示, 合金的析出相以 Al_3Fe 、 $\alpha\text{-AlFeSi}$ 、 $\beta\text{-AlFeSi}$ 和(Si)相为主。因此, 可知 A1100 合金在铸轧过程中形成了 Al_3Fe 、 $\alpha\text{-AlFeSi}$ 、 $\beta\text{-AlFeSi}$ 和(Si)相为主的合金组织。

A1100 铝箔合金在经过 530℃ 6 h + 480℃ 9 h 的退火处理, 本文采用热力学平衡计算的方法对该过程进行模拟。平衡条件下各相分数随温度的变化曲线如图 5 (a)所示, 从图中可知 A1100 合金的主要析出相中, Al_3Fe 相为高温相, 仅出现在 511℃到 651℃; $\alpha\text{-AlFeSi}$ 相在 552℃开始形成, 随着温度下降呈现先上升后下降的趋势; 从 468℃开始, 部分 $\alpha\text{-AlFeSi}$ 相转变为 $\alpha\text{-AlFeMnSi}$ 相, 后续在 319℃时继续转变为 $\beta\text{-AlFeSi}$ 相; 随着温度的继续下降, 含 Cu 相 ($\theta\text{-Al}_2\text{Cu}$ 和 AlCuZn 相)分别在 219℃和 154℃从基体内析出。

结合 A1100 合金的热力学性质图可知, 合金在退火过程中析出相类型及稳定性发生了明显变化。当退火温度为 530℃时, A1100 合金的平衡稳定相主要包含 $\alpha\text{-(Al)}$ 基体、 $\alpha\text{-AlFeSi}$ 和 Al_3Fe 相, 凝固过程中形成的 $\beta\text{-AlFeSi}$, (Si)和 $\alpha\text{-AlFeMnSi}$ 相在高温退火过程中部分发生回溶, 或逐渐转变为 $\alpha\text{-AlFeSi}$ 和 Al_3Fe 相。在 480℃二级退火条件下, 析出相则以 $\alpha\text{-AlFeSi}$ 相为主, 此时, Al_3Fe 相逐渐转变为 $\alpha\text{-AlFeSi}$ 相, 结合固溶的随温度的变化曲线图 (如图 5(b))可以看出, 随着温度降低, Si 和 Fe 元素在 $\alpha\text{-(Al)}$ 中的固溶度均有所下降, 但 Si 元素仍保持相对较高的固溶水平。

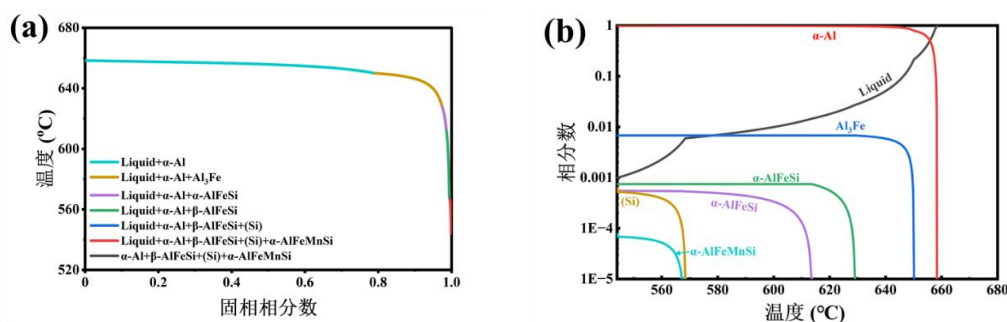


Figure 4 Scheil Non-Equilibrium Solidification Simulation Results of A1100 Alloy: (a) Solidification Path Diagram; (b) Solidified Phase Fraction vs. Temperature Diagram

图 4 A1100 合金的 Scheil 非平衡凝固模拟结果: (a)非平衡凝固路径图; (b)各相分数随温度变化图

当温度进一步降至室温时, 部分固溶于 $\alpha\text{-Al}$ 中的 Si 原子未能及时析出, 从而形成过饱和固溶体。在后续室温放置过程中, 固溶原子在内应力场的作用下发生短程扩散, 并逐渐向 $\alpha\text{-AlFeSi}$ 中偏聚, 导致析出相中的 Si 含量升高, 降低了析出相内的 Fe:Si 原子比, 从而提高部分 $\alpha\text{-AlFeSi}$ 相向 $\beta\text{-AlFeSi}$ 相演化的可能性; 与此同时, 部分固溶原子还可能发生偏聚并形成原子团簇。

对比铝箔合金性能衰退前后的力学性能结果, 并进一步结合 XRD 亚结构尺寸结果, SEM 背散射形貌、EDS 成分分析以及热力学计算结果可以推测, 室温放置过程中 Fe-Si 析出相的组成及形貌逐渐发生演化, 部分颗粒状 $\alpha\text{-AlFeSi}$ 相逐渐向棒状 $\beta\text{-AlFeSi}$ 相转变, 以及 $\alpha\text{-Al}$ 基体内亚结构的粗化。与此同时, 基体中过饱和固溶原子发生短程扩散与偏聚, 进一步促进了析出相内 Si 含量升高及 Fe:Si 原子比下降。随着 $\beta\text{-AlFeSi}$ 相的形成、亚结构的粗化以及原子团簇的出现, 析出相及局部偏聚结构对位错运动的阻碍作用进一步增强, 从而使合金的抗拉强度略有提高, 而塑性有所下降。

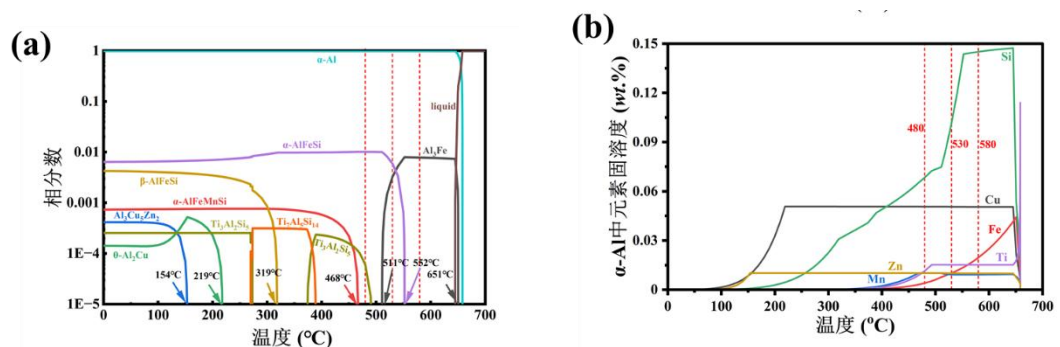


Figure 4 Property Diagrams of A1100 Alloy: (a) Phase Fraction vs. Temperature; (b) Solubility of Each Elements in α -Al vs. Temperature

图 5 A1100 合金性质图: (a)相分数随温度的变化曲线; (b) α -Al 中各元素固溶度随温度变化图

四、工艺改进方案及结果分析

(一) 工艺改进方案

基于上述 A1100 铝箔合金力学性能变化与衰退机制分析结果, 拟通过工艺改进, 在保持力学性能不变的基础上, 提升合金的塑性在 5.0% 以上, 可以保证即使后续发生塑性的衰减问题, 能够确保产品质量满足客户要求。因此, 后续将做出了以下的工艺调整:

(1) 增大单次加工变形量提升加工硬化能力: 通过改进铸轧后一道次冷轧变形量, 促进第二相的破碎, 并增大 A1100 铝箔合金内应力, 有利于析出相在退火过程中的溶解与球化, 降低粗大 AlFeSi 相对 A1100 铝箔合金塑性的影响;

(2) 增大双级退火过程中的一级退火的温度, 从 530°C 提升退火温度至 580°C: 通过提升一级退火温度, 促进 α -AlFeSi、 β -AlFeSi 的回落与 Al_3Fe 相的溶解与球化, 提升 α -Al 中 Fe 和 Si 的固溶度, 并在二级退火过程中形成更为细小、弥散的组织, 提升强度与塑性。

(二) 改进工艺产品的性能结果

使用改进方案, 重新生产了一批 A1100 铝合金 H18 状态的铝箔产品。停放 5 天后, 对其力学性能进行测试, 如表 7 所示。铝箔合金的力学性能提升至 263.8 ± 3.7 MPa, 其延伸率提升至 $6.4 \pm 0.4\%$, 相比于衰退后产品的性能, 其抗拉强度提升了 11.8 MPa, 增幅达到 4.7%, 而其延伸率提升了 2.9%, 增幅达到 83.3%, 综合性能提升效果明显。

Table 7 Mechanical Properties of A1100 Aluminum Foil 5 Days after Delivery Following Process Improvement

表 7 经工艺改进后 A1100 铝箔出厂 5 天的力学性能

样品	合金状态	厚度 (mm)	抗拉强度 (MPa)	延伸率 (%)
1	1100-H18	0.01212	269	5.9
2	1100-H18	0.01212	260	6.6
3	1100-H18	0.01212	259	6.6
4	1100-H18	0.01212	265	6.5
5	1100-H18	0.01212	265	5.9
6	1100-H18	0.01212	265	6.6
平均值		0.01212	263.8 ± 3.7	6.4 ± 0.4

(三) 工艺改进后产品的显微组织分析

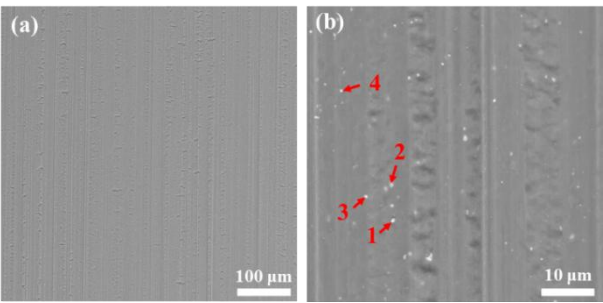


Figure 6 BSE Microstructure Results of the A1100 Aluminum Foil 5 Days of Delivery Following Process Improvement: (a) Low Magnification; (b) High Magnification

图 6 经工艺改进后 A1100 合金铝箔产品出厂 5 天的 SEM 背散射显微组织形貌图：(a)低倍；(b)高倍

随后，采用 SEM 背散射观察经过工艺改进后 A1100 铝箔产品进行 SEM 组织观察和 EDS 能谱分析，结果如图 6 与表 8 所示。经过停放 5 天后，A1100 合金析出相的分布均匀，无明显聚集现象，颗粒尺寸呈球状；结合其 EDS 结果，此时合金的析出相包含 α -AlFeSi 和 β -AlFeSi 相。同时，进一步对工艺改进前后 A1100 铝箔合金内的可见析出相的相分数和长径比进行了进行了统计，结果如图 7 所示，经过工艺二处理后，合金内粗大颗粒状的析出相相分数发生了明显下降，并且析出相的长径比也略微下降。

Table 8 Quantitative Analysis Results of EDS in Figure 6 (in at.%)

表 8 图 6 中各点 EDS 分析结果 (原子百分数)

位置	Al	Fe	Si	Cu	Fe:Si	相类型
1	93.8	3.5	2.5	0.2	1.4	β -AlFeSi
2	93.5	3.2	1.1	0.2	2.9	α -AlFeSi
3	93.9	3.5	2.1	0.3	1.7	β -AlFeSi
4	95.0	2.8	1.9	0.2	1.5	β -AlFeSi

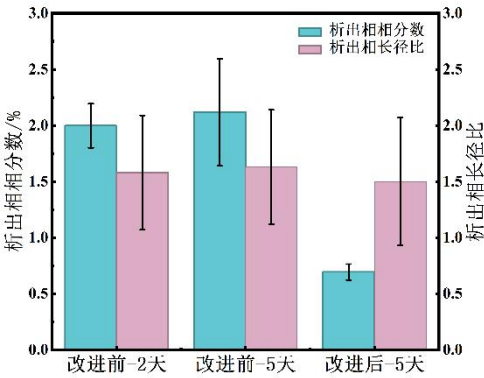


Figure 7 Comparison results of phase fraction and aspect ratio of precipitates before and after process improvement in statistical analysis

图 7 工艺改进前后析出相相分数与析出相长径比统计结果对比结果

综上所述,通过增大退火前的冷轧变形量,升高一级退火的温度,有效促进了 A1100 铝箔合金内 α -AlFeSi、 β -AlFeSi 及 α -AlFeMnSi 相的溶解与 Al₃Fe 相的球化,降低粗大析出相的相分数。同时,改进的工艺有效促进了 A1100 铝箔合金一级退火过程中 Fe 与 Si 元素的固溶,有利于在二级退火过程中析出细小的弥散相,提升合金的抗拉强度与延伸率。基于上述的工艺改进,合理地调控了 A1100 铝箔合金的微观组织,顺利完成了 A1100 动力电池铝箔的供货。

五、结论

(1) 结合微结构表征与热力学计算结果可知, A1100 铝箔室温放置过程中延伸率衰减的核心原因在于:应力诱导 Si 原子发生短程扩散并产生原子偏聚,加速了 α -AlFeSi 相向 β -AlFeSi 相转化。硬脆的 β -AlFeSi 相易在铝箔基体内部引发应力集中,在拉伸载荷作用下加剧局部应力集中效应,同时伴随着亚结构尺寸的粗化,最终造成铝箔延伸率显著下降。

(2) 通过增大单道次变形量、提升一级退火温度的工艺优化方式,可有效推动第二相粒子在一级退火过程中充分溶解、球化,细化粗大第二相尺寸;同时促进基体中固溶的 Fe、Si 原子在二级退火过程中析出均匀细小的第二相组织,实现合金强度与塑性的协同提升。工艺优化后,铝箔经室温放置 5 天后性能显著改善,抗拉强度由 252 ± 1.1 MPa 提升至 263.8 ± 3.7 MPa,延伸率由 $3.5\pm 0.1\%$ 提升至 $6.4\pm 0.4\%$,充分验证了该优化工艺的可行性与有效性。

参考文献

- [1] 刘贞山,李英东,赵经纬,等. 汽车轻量化用铝合金材料及应用技术的研究. 中国材料进展, 2022, 41(10): 786-79+807.
- [2] 程思梦,冉红卫,李德奇,等. 铝合金发展现状与趋势分析. 铝加工, 2025(4): 1-4.
- [3] 苏喜振,胡鹏. 基于循环经济的我国铝箔产业发展模式研究. 中国化工贸易, 2022(35): 4-6.
- [4] 王伟,李鹏. 锂电池用铝箔市场. 有色金属加工, 2021, 50(5): 1-4.
- [5] 覃邦莲,覃日亮,苏政源,等. 新能源汽车动力电池铝箔板形缺陷成因及控制策略. 汽车测试报告, 2024(23): 50-52.
- [6] 郭磊. 锂离子电池集流体铝箔表面改性研究现状. 铝加工, 2022, 00(06): 7.
- [7] 王勇,王祝堂,余东梅. 动力电池及其铝箔产业的新进展. 铝加工, 2023(1): 3-12.
- [8] 曾宏凯. 电池铝箔市场发展趋势. 有色金属加工, 2022, 51(4): 1-3.
- [9] 张立群,李祥高. 全球关键电子材料应用进展与我国未来发展方向. 中国工程科学, 2025, 27(2): 249-268.
- [10] Zuo X, Lv Z. Process optimization method for reducing the thickness difference of cathode foil for power batteries. Metals, 2024, 14(2): 156.
- [11] 黄寿志,董则防,曾杰江,等. 锂电池铝箔断带成因及控制机制研究. 轻合金加工技术, 2023, 51(2): 31-36.
- [12] 董则防,潘秋红,黄寿志,等. 电池铝箔关键生产技术与研究进展. 轻合金加工技术, 2023, 51(5): 1-5.
- [13] Zhu P, Gastol D, Marshall J, et al. A review of current collectors for lithium-ion batteries. Journal of Power Sources, 2021, 485: 229321.
- [14] Bonatti C, Mohr D. Anisotropic viscoplasticity and fracture of fine grained metallic aluminum foil used in li-ion batteries. Materials Science and Engineering: A, 2016, 654: 329-343.
- [15] 段瑞芬,赵刚,李建荣. 铝箔生产技术. 北京: 冶金工业出版社, 2010.

- [16] Jovanović M T, Ilić N, Cvijović-Alagić I, et al. Multilayer aluminum composites prepared by rolling of pure and anodized aluminum foils. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2017, 27(9): 1907-1919.
- [17] 潘复生, 张静. 铝箔材料. 化学工业出版社, 2005.
- [18] 刘倜, 王毓玮, 张勇, 等. 退火温度对1060铝合金箔组织及力学性能的影响. *轻合金加工技术*, 2026, 54(1): 24-30.
- [19] 李永春, 贾桂龙, 陈家进, 等. 单级退火温度对高纯铝箔微观组织和力学性能的影响. *特种铸造及有色合金*, 2022, 42(7): 881-885.
- [20] 王运雷, 任莉平, 董井忍, 等. 高纯铝箔在不同退火加热速率下的晶粒尺寸预测及生长动力学分析. *稀有金属材料与工程*, 2022, 51(6): 2020-2026.
- [21] 黄奎, 覃雪, 梁力勃, 等. 中间退火工艺对高纯铝箔立方织构含量的影响. *轻合金加工技术*, 2025, 53(7): 30-33.
- [22] 潘莉, 黄善流, 梁显涛, 等. 浅析动力电池铝箔加工厚度控制. *模具制造*, 2025, 25(4): 20-22+25.
- [23] 陈忠德. 关于高端电池铝箔机械和表面性能提高的几点思考. *世界有色金属*, 2025(9): 1-3.
- [24] 陈登斌, 祝海燕, 宋盼, 等. 锂离子动力电池正极集流体用1060铝箔力学性能衰减及其机理研究. *轻合金加工技术*, 2022, 50(12): 25-30.
- [25] 陈吉湘, 王卫国, 林燕, 等. 等径角挤压和单向轧制高纯Al再结晶晶界面的取向分布. *金属学报*, 2016, 52(4): 473-483.
- [26] 上官福军, 尚海龙, 马冰洋, 等. 磁控溅射制备Al-Cu合金薄膜的纳米压痕力学性能与强化机制. *机械工程材料*, 2022, 46(7): 1-5.
- [27] Jin S, Luo Z, An X, et al. Composition-dependent dynamic precipitation and grain refinement in Al-Si system under high-pressure torsion. *Journal of Materials Science & Technology*, 2021, 68: 199-208.
- [28] 刘刚, 张鹏, 杨冲, 等. 铝合金中的溶质原子团簇及其强韧化. *金属学报*, 2021, 57(11): 1484-1498.
- [29] Chen D, Ren J, Yin F, et al. Room temperature recovery behavior of cold-rolled aluminum foil under severe plastic deformation. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2023, 52: 840-845.