

冷却速率对2524铝合金微观组织及力学性能的影响

彭金涛^{1,2}, 张 勇^{1,3*}, 张振峰², 杨 毅⁴, 徐严谨⁵

¹中南大学材料科学与工程学院, 湖南 长沙

²江苏江顺精密科技集团股份有限公司, 江苏 无锡

³山东省高强韧铝合金型材与技术重点实验室, 山东 临沂

⁴陕西飞机工业(集团)有限公司, 陕西 汉中

⁵中国航空制造技术研究院金属材料技术研究所, 北京

收稿日期: 2025年11月10日; 录用日期: 2025年12月3日; 发布日期: 2025年12月15日

摘 要

本文系统研究了不同冷却方式(水冷、油冷、空冷和风冷)对2524铝合金在固溶处理后自然时效过程中的显微组织及力学性能的影响。通过硬度测试、拉伸实验、扫描电镜(SEM)以及背散射电子衍射(EBSD)分析, 揭示了冷却速率对晶粒尺寸、位错密度及第二相析出行为的调控机制。结果表明, 冷却速率显著影响合金的硬度与力学性能, 其强度变化规律为: 水冷 > 油冷 $\approx$ 风冷 > 空冷。水冷试样在96 h自然时效后硬度达到131.8 HV, 其抗拉强度和屈服强度分别为442.4 MPa和272.0 MPa, 表现出最好的力学性能。EBSD结果显示, 水冷试样的平均晶粒尺寸最小(44.38 μm), 而空冷试样的平均晶粒尺寸最大(57.09 μm)。SEM观察发现, 空冷试样中出现无弥散相区, 其强度明显下降。综合分析表明, 冷却速率通过影响晶粒尺寸、位错密度和析出相特征协同调控2524铝合金的力学性能。油冷试样在强度(428.9 MPa)与延伸率(18.17%)之间实现了最佳平衡。研究结果为2524铝合金的热处理工艺优化与应用提供了理论依据。

关键词

2524铝合金, 力学性能, 位错密度, Al₂CuMg相

Influence of Cooling Rate on the Microstructure and Mechanical Properties of 2524 Aluminum Alloy

Jintao Peng^{1,2}, Yong Zhang^{1,3*}, Zhenfeng Zhang², Yi Yang⁴, Yanjin Xu⁵

*通讯作者。

文章引用: 彭金涛, 张勇, 张振峰, 杨毅, 徐严谨. 冷却速率对 2524 铝合金微观组织及力学性能的影响[J]. 材料科学, 2025, 15(12): 2157-2166. DOI: 10.12677/ms.2025.1512229

¹School of Materials Science and Engineering, Central South University, Changsha Hunan²Giansun Precision Technology Group Co., Ltd., Wuxi Jiangsu³Shandong Key Laboratory of High-Strength and Toughness Aluminum Alloy Profiles and Technology, Linyi Shandong⁴Shanxi Aircraft Industry (Group) Corporation, Ltd., Hanzhong Shaanxi⁵Institute of Metal Materials Technology, AVIC Manufacturing Technology Institute, Beijing

Received: November 10, 2025; accepted: December 3, 2025; published: December 15, 2025

Abstract

This study systematically investigates the effects of different cooling methods (water cooling, oil cooling, air cooling, and forced air cooling) on the microstructural evolution and mechanical properties of 2524 aluminum alloy during the natural aging process after solution treatment. Through microhardness testing, tensile experiments, SEM, and EBSD analyses, the regulating mechanisms of cooling rate on grain size, dislocation density, and secondary phase precipitation behavior were elucidated. The results show that the cooling rate has a significant influence on the hardness and mechanical performance of the alloy, with strength variations following the order: water cooling > oil cooling $\approx$ forced air cooling > air cooling. After 96 h of natural aging, the water-cooled sample exhibited the highest hardness (131.8 HV), tensile strength (442.4 MPa), and yield strength (272.0 MPa), indicating the highest tensile properties. EBSD analysis revealed that the water-cooled specimen possessed the smallest average grain size (44.38 μm), while the air-cooled specimen exhibited the largest average grain size (57.09 μm). SEM observations indicated the presence of dispersed-free zones (DFZs) in the air-cooled sample, corresponding to a significant reduction in strength. Overall, the cooling rate synergistically regulates the mechanical properties of 2524 aluminum alloy by influencing grain size, dislocation density, and the characteristics of precipitated phases. Among the tested conditions, the oil-cooled specimen achieved the best balance between strength (428.9 MPa) and elongation (18.17%). These findings provide a theoretical basis for optimizing the heat treatment processes and practical applications of 2524 aluminum alloys.

Keywords

2524 Aluminum Alloy, Mechanical Properties, Dislocation Density, Al_2CuMg Phase

Copyright © 2025 by author(s) and Hans Publishers Inc.

This work is licensed under the Creative Commons Attribution International License (CC BY 4.0).

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

Open Access

1. 引言

Al-Cu-Mg 系可时效强化铝合金因其高比强度、优良的热稳定性及良好的疲劳性能,在航空航天结构领域得到了广泛应用[1]-[6]。其中 2524 铝合金是 2024 合金的改进型,具有更高的强度与韧性平衡,已成为飞机蒙皮及关键承力构件的重要材料,其强化机理主要源于时效过程中析出的 S 相(Al_2CuMg)以及 GPB 区[7]-[12]。

在强化相的形成过程中,位错及空位缺陷对析出行为具有重要影响。研究表明,淬火应力导致的高浓度过饱和空位可诱发位错环的形成,这些位错环在时效过程中可作为 S 相的异质形核位置,从而促进析出强化[13]-[16]。Marceau 等人[17]研究发现,位错环的尺寸与密度主要取决于淬火速率与合金元素含

量，较高的冷却速率有利于获得高空位过饱和度和大量位错环，从而加速 S 相的析出。淬火速率通过调控位错与空位浓度，影响 S 相的析出，从而影响 Al-Cu-Mg 合金的力学性能。

Tian 等人[3]在对 2524 合金不同淬火速率(空冷、沸水冷与冷水冷)的研究中发现，冷却速率越高，形成的位错环尺寸越大且分布越均匀，进而促进 S 相在位错环上的形核与增大。冷水淬火试样在峰值时效时获得最高硬度和抗拉强度，这归因于 S 相在位错环上的强化作用。而当冷却速率降低时，位错环密度减少、S 相分布不均，导致材料强度显著下降。Yu 等人[4]进一步通过液氮淬火实验表明，超快冷却速率可诱导尺寸更大但分布不均的位错环，这些位错环在时效早期迅速被粗化的 S 相钉扎，同时形成细小弥散的 GPB 区。与冷水淬火相比，液氮淬火样品在更短时效时间内即可达到峰值硬度和较高的抗拉强度。上述研究充分表明，冷却速率通过调控位错结构、空位浓度及析出相演化机制，对合金的强化行为起决定作用。

目前，关于 Al-Cu-Mg 系合金的研究多集中于高温淬火或深冷条件下的析出行为，而对不同冷却方式(如水冷、油冷、风冷与空冷)之间的系统对比研究仍相对不足。本文系统研究了 2524 铝合金在固溶处理后采用不同冷却介质(水冷、油冷、风冷和空冷)淬火后的显微组织与力学性能规律。通过显微硬度测试、拉伸实验、SEM 及 EBSD 分析，揭示了冷却速率对晶粒尺寸、位错密度和第二相析出行为的影响规律。研究结果可为 2524 铝合金热处理工艺优化及工程应用提供理论依据。

2. 实验材料和方法

本研究使用的实验材料成分为 Al-4Cu-1.5Mg 的轧制 2524 铝合金，其化学成分列在表 1 中。将 2524 铝合金在 500℃下热处理 1 h，然后分别在冷水、油、空气、风四种介质中淬火。在样品中心嵌入 K 型热电偶测量淬火过程中的平均冷却速率，在 420℃~100℃的临界温度范围内，水冷、油冷、空冷和风冷淬火的平均冷却速率分别为 260℃/s、25℃/s、1℃/s、20℃/s，其热处理工艺如图 1 所示。

Table 1. Chemical composition of the 2524 aluminum alloy (mass fraction)
表 1. 2524 铝合金的化学成分(质量分数)

合金	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Mo	Al
2524	0.57	0.07	4.41	0.75	1.08	0.02	0.02	Bal.

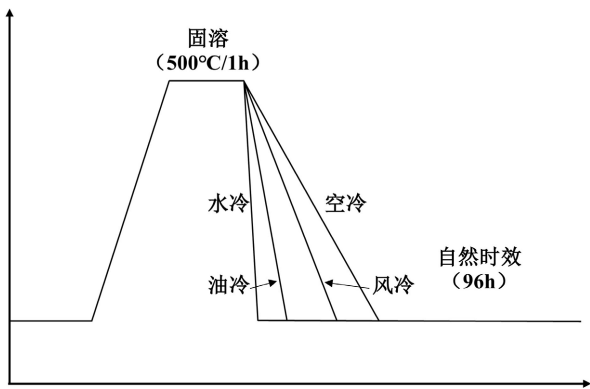


Figure 1. Schematic diagram of heat treatment process
图 1. 热处理过程示意图

在自然时效 96 h 过程中，使用维氏硬度计测量不同冷却速率试样的维氏硬度，分别进行了 5 次测量，并取其平均值。使用最大量程为 100 KN 且配备有引伸计的 Landmark MTS 370.10 型拉伸机进行拉伸性

能测试, 拉伸速度为 2 mm/min, 拉伸试样如图 2 所示。通过切割、研磨和冲孔制备用于透射电子显微镜 (TEM) 观察的样品。采用 200 kV 运行的 JEM-2100F 观察微观结构。通过 Nano Measurer 软件测量析出相的平均尺寸和分布。使用场发射扫描电子显微镜 (SEM, JEOL-IT800) 表征 2524 铝合金样品的显微组织, 利用 ImageJ 软件统计第二相的平均粒径与面积分数。将试样表面依次用 800# 和 1500# 砂纸打磨, 然后用 1.0 μm 、0.5 μm 金刚石抛光膏抛光, 最后进行电解抛光 (电解液: 10% 高氯酸和 90% 乙醇, 电压 20 V, 时间 10 s)。采用场发射扫描电子显微镜配备的背散射电子衍射 (EBSD) 探测器进行测试, 利用 OIM 软件分析晶粒结构及位错密度。

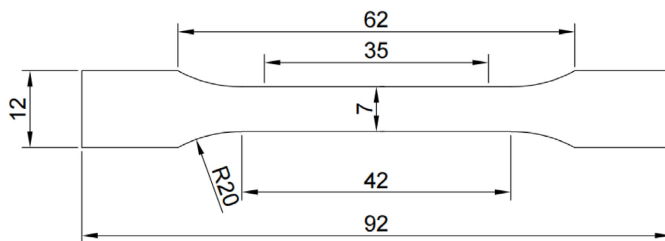


Figure 2. Dimension diagram of tensile specimen for the 2524 aluminum alloy
图 2. 2524 铝合金拉伸试样尺寸图

3. 结果与讨论

3.1. 2524 铝合金的硬度与力学性能

图 3 展示了不同冷却方式下 2524 铝合金在室温自然时效 0~96 h 过程中的硬度变化规律。四种冷却方式的硬度均随时效时间延长而逐渐升高, 但上升速率和最终硬度存在显著差异。总体趋势为: 水冷 > 风冷 $\approx$ 油冷 > 空冷。在 0~8 h 内, 四种冷却方式的试样均表现出明显的硬化阶段, 表明固溶体中过饱和溶质原子在此阶段迅速扩散并形成 GP 区。水冷试样的硬度在 1 h 时由 104.7 HV 升至 112.3 HV, 增长 7.6 HV; 到 8 h 时进一步增至 123 HV, 增长幅度最大。油冷试样的初始硬度为 109.8 HV, 增长至 8 h 的 118.3 HV, 增长 8.5 HV。空冷试样的硬度增加较慢, 仅由 110.3 HV 升至 113.3 HV, 这说明空冷导致固溶体过饱和度降低, 形核点数量不足。风冷试样的硬度在前 4 h 增长不明显, 但在 4~16 h 之间硬度上升迅速, 表现出接近水冷的硬度。在 8~24 h 内, 硬度增长迅速。水冷和风冷试样的硬度持续升高, 在 24 h 时分别达到 129.4 HV 和 128.3 HV; 油冷试样的硬度升至 126.8 HV; 空冷试样的硬度仅为 119.6 HV。至 48~96 h, 硬度逐渐趋于稳定。水冷试样的硬度在 96 h 时达到 131.8 HV, 油冷试样的硬度为 131.3 HV, 风冷试样的硬度为 131.8 HV, 而空冷试样的硬度仅为 126.1 HV。由此可见, 冷却速率显著影响了 2524 铝合金在自然时效期间的析出行为与硬度演化规律。较高的冷却速率能够在淬火阶段保留更多过饱和固溶体, 为后续时效提供充足的析出驱动力。而冷却速率较低条件下, 早期析出相的形成减少了溶质原子的可扩散性, 导致自然时效硬度增长受限。该结果为后续的组织分析提供了基础, 也为 2524 铝合金的热处理工艺优化提供了实验依据。

为了进一步研究冷却速率对 2524 铝合金综合性能的影响, 本文对不同冷却速率淬火处理并自然时效后的试样进行了拉伸性能测试, 所得抗拉强度、屈服强度及延伸率如表 2 所示, 同时总结了相关文献中不同淬火方式后人工时效至峰值的力学性能。结果显示, 冷却速率对 2524 铝合金的力学性能影响显著, 不同冷却速率下的合金表现出不同的强度与塑性。从表中数据可知, 本研究工作水冷试样具有最高的抗拉强度 (442.4 MPa) 与屈服强度 (272.0 MPa), 显示出最优的强化效果。随着冷却速率的降低, 强度呈下降趋势, 油冷和空冷试样的抗拉强度分别下降至 428.9 MPa 与 398.7 MPa, 屈服强度降至 257.1 MPa 与 229.4

MPa。风冷试样的强度略高于空冷样，抗拉强度为 421.8 MPa，屈服强度为 253.3 MPa。这一规律表明，冷却速率越快，合金的强度越高，与前述硬度变化趋势一致。其主要原因在于，合金在固溶温度下处于高空位平衡浓度状态，而快速淬火使这些高温平衡空位来不及向晶界、位错等缺陷扩散并被湮灭，从而保留在固溶体中，形成显著偏离热力学平衡的过饱和空位浓度。过饱和空位作为溶质原子扩散的主要通道，可显著提升溶质原子扩散通量，进而促进溶质团簇与 GP 区形核。在冷水中淬火时，由于冷却速度较快，一方面可有效抑制第二相在高温下的析出，使更多 Cu 和 Mg 等固溶强化元素保留在 Al 基体中，形成高度过饱和固溶体；另一方面形成较高浓度的过饱和空位，促进 Cu、Mg 等溶质原子扩散，在随后自然时效过程中形成大量细小而弥散分布的 GP 区，在位错运动过程中产生强烈的阻碍作用，从而提升合金的屈服与抗拉强度。相比之下，空冷试样部分 Cu、Mg 原子在冷却阶段即发生早期析出，形成粗大且分布不均的第二相，从而降低了基体固溶度与后续自然时效的强化潜力。

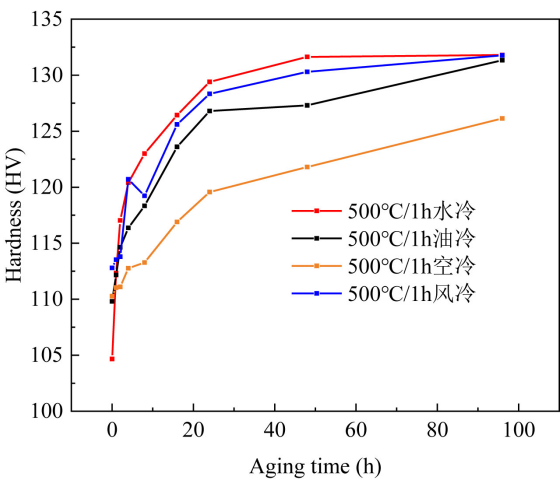


Figure 3. Hardening curve of 2524 aluminum alloy during the natural aging stage
图 3. 2524 铝合金自然时效阶段的硬化曲线

此外，固溶淬火过程中不可避免会产生一定淬火残余应力。水冷冷速较快、温度梯度大，更易形成较高水平的拉 - 压残余应力。然而，这类内应力在力学测试中会部分释放，对屈服强度和抗拉强度本身并无显著的直接影响。淬火过程中的局部热塑性变形可能引入少量位错，从而对后续自然时效析出行为产生轻微的间接促进作用，使强度略有提升。但总体而言，与决定强化水平的过饱和固溶度相比，淬火残余应力并非影响合金强度的主要因素。

综上所述，冷却速率对 2524 铝合金的力学性能具有显著影响。如水冷能最大程度保留过饱和固溶体，使合金获得较高的强度。空冷导致析出相尺寸增大、强化作用减弱，从而显著降低合金的强度。该规律与铝合金的时效析出行为密切相关，为 2524 合金的淬火制度优化和后续时效处理提供了理论依据。

Table 2. Tensile properties of 2524 aluminum alloys
表 2. 2524 铝合金的拉伸性能

冷却方式	抗拉强度/MPa	屈服强度/MPa	延伸率/%	本研究
水冷	442.4	272.0	17.15	
油冷	428.9	257.1	18.17	
空冷	398.7	229.4	15.51	
风冷	421.8	253.3	15.37	

续表

水冷	466	336	16	[3]
沸水冷却	453.4	321.2	15.2	
液氮冷却	488	211	15.4	[4]

3.2. 微观组织对 2524 铝合金力学性能的影响

为揭示不同冷却速率对 2524 铝合金微观组织的影响, 本文结合扫描电子显微镜(SEM)与电子背散射衍射(EBSD)技术, 对水冷、油冷、空冷及风冷试样的微观组织进行了系统分析。通过对晶粒尺寸、KAM、位错密度及第二相进行定量统计, 深入探讨了冷却速率对微观组织与力学性能的调控作用。

图 4 展示了 2024 铝合金在不同冷却速率下的显微组织。在 200 倍下观察发现, 各试样中均存在亮色不规则颗粒状或短棒状第二相, 经能谱分析确定主要为 Al_2CuMg (S 相)。随着冷却速率的降低, 第二相的尺寸、数量及分布均发生显著变化。水冷试样中粗大第二相平均尺寸为 $10.03\text{ }\mu\text{m}$, 占比 1.44%; 油冷试样粗大第二相平均尺寸略小($9.84\text{ }\mu\text{m}$), 但占比上升至 1.87%; 空冷与风冷试样中第二相平均尺寸分别为 $9.87\text{ }\mu\text{m}$ 与 $8.69\text{ }\mu\text{m}$, 占比分别为 1.78%与 1.50%。这一趋势说明, 冷却速率对高温相的溶解程度和后续析出行为具有显著调控作用。快速冷却(水冷)有效抑制了 S 相在晶界或位错处的提前析出, 使更多溶质元素(Cu、Mg)保留在过饱和固溶体中, 为后续时效析出提供充足的化学势与形核位点; 而缓慢冷却(空冷)则促进高温阶段的溶质偏聚与粗化析出, 导致析出体分布不均匀甚至沿晶界连续析出, 降低了有效强化相的数量与均匀性。

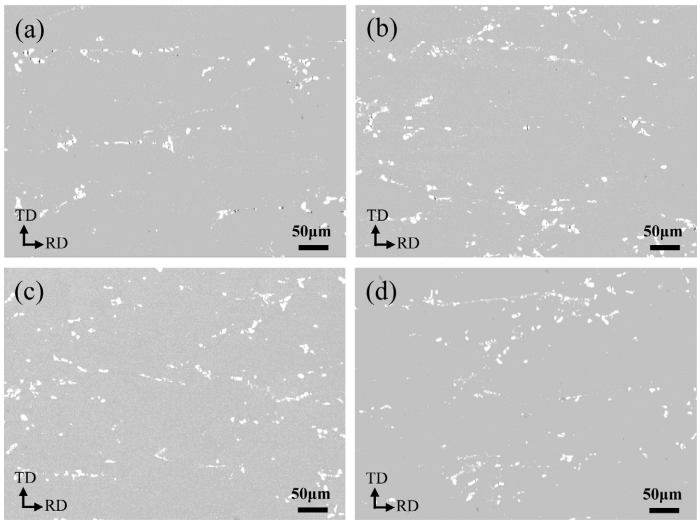


Figure 4. SEM images of 2524 aluminum alloy at 200× magnification after different cooling rates: (a) Water cooling; (b) Oil cooling; (c) Air cooling; (d) Forced air cooling

图 4. 不同冷却速率的 2524 铝合金放大 200 倍的 SEM 图像: (a) 水冷; (b) 油冷; (c) 空冷; (d) 风冷

在更高倍率(2000 倍)下, 如图 5 所示, 可清晰观察到纳米级细小析出相的形貌与分布特征。这些析出体主要为 Al_2CuMg 相, 为 2524 铝合金的主要强化相。水冷试样中细小析出相平均尺寸约为 29 nm , 占比 1.64%。油冷试样中细小析出相尺寸增至 31 nm , 占比 2.19%, 这说明部分溶质在冷却过程中发生早期析出。尽管 S 相密度较高, 但分布的均匀性略差, 导致基体局部强化不均。然而油冷过程也避免了过多粗大 S 相形成, 因此其综合性能介于水冷与空冷之间, 表现为强度略低但塑性更好。

空冷试样中观察到显著的组织不均匀性(如图 5(c)所示)。SEM 观察结果显示, 空冷试样内部存在宽

度约 $3.2\ \mu\text{m}$ 的无弥散相区, 该区域几乎不含细小析出相, 而周围可见粗大的 S 相颗粒。这说明在较慢冷却速率下, 溶质 Cu 和 Mg 原子在高温段充分扩散, 优先向晶界偏聚并形成粗大 S 相, 从而使晶内局部区域溶质耗尽, 抑制了后续 S 相的析出。无弥散相区的存在显著降低了局部强化效果, 导致空冷试样的屈服强度显著下降($229.4\ \text{MPa}$)。风冷试样的细小析出相平均尺寸约为 $28.5\ \text{nm}$, 占比 1.92% , 略小于油冷试样。

综合不同冷却条件的显微组织可知, 冷却速率通过调控 S 相析出的尺寸、形貌与分布, 进而影响析出强化机制。快速冷却(如水冷)形成弥散细小的 S 相, 从而提高了合金的强度。而中速冷却(油冷、风冷)析出相略粗但仍具一定的强化效果。而慢速冷却(空冷)则诱发 S 相粗化与无弥散相区的形成, 降低了合金的强度。冷却介质通过调控析出体尺寸与分布, 直接影响了 2524 铝合金的力学性能。

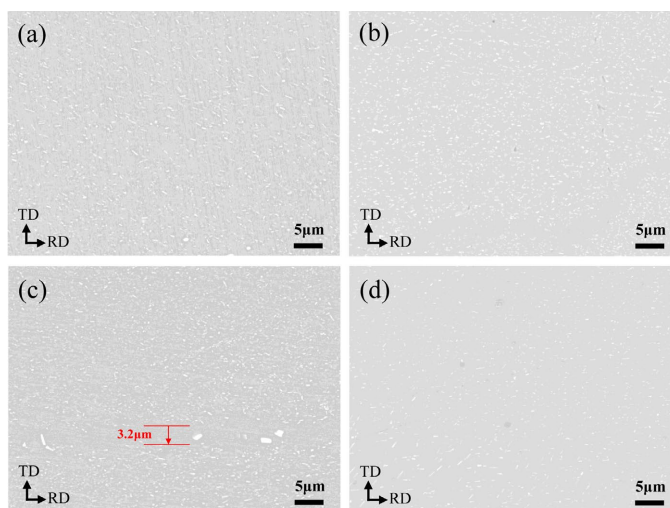


Figure 5. SEM images of 2524 aluminum alloy at $2000\times$ magnification after different cooling rates: (a) Water cooling; (b) Oil cooling; (c) Air cooling; (d) Forced air cooling

图 5. 不同冷却速率的 2524 铝合金放大 2000 倍的 SEM 图像: (a) 水冷; (b) 油冷; (c) 空冷; (d) 风冷

通过对不同冷却介质淬火后 2024 铝合金的 EBSD 结果进行分析, 可以看出冷却速率对晶粒尺寸以及位错密度均产生了显著影响。如图 6~8 所示, 水冷试样的平均晶粒尺寸最小, 为 $44.38\ \mu\text{m}$, 平均 KAM 值为 0.74° , 位错密度为 $1.72 \times 10^{16}\ \text{m}^{-2}$ 。油冷试样的平均晶粒尺寸为 $52.89\ \mu\text{m}$, 平均 KAM 值为 0.91° , 位错密度为 $1.60 \times 10^{16}\ \text{m}^{-2}$ 。风冷试样的平均晶粒尺寸为 $50.85\ \mu\text{m}$, 平均 KAM 值为 0.61° , 位错密度为 $1.07 \times 10^{16}\ \text{m}^{-2}$; 空冷试样的平均晶粒尺寸最大, 为 $57.09\ \mu\text{m}$, 平均 KAM 值最低, 仅为 0.51° , 位错密度为 $8.97 \times 10^{15}\ \text{m}^{-2}$ 。由此可见, 随着冷却速率的降低, 2524 铝合金的晶粒整体呈现出增大趋势, 位错密度呈现减小趋势。这可能是因为, 在固溶淬火过程中, 较快的冷却速率会在极短时间内造成剧烈的温度梯度和热弹塑性响应, 合金内部产生显著热应力驱动的塑性变形, 诱发高密度热应力位错形成。随着冷却速率的减小, 热应力水平与“溶质-基体”的应变不匹配程度可在慢速冷却过程中得到部分缓解, 热应力位错的形核与增殖受到抑制, 最终合金中位错密度随冷却速率降低而呈减小趋势。

综合 EBSD 与 SEM 结果可以看出, 不同冷却速率下组织特征与力学性能之间存在密切对应关系。水冷试样中较高的位错密度为后续 S 相的时效析出提供了大量异质形核位置, 从而获得最高的抗拉强度($442.4\ \text{MPa}$)。油冷试样虽然冷却速率较低, 但由于位错密度达到 $1.60 \times 10^{16}\ \text{m}^{-2}$, 晶粒尺寸在水冷与风冷试样之间, 且细小 S 相析出相比比例最高(2.19%), 因此在保持较高强度($428.9\ \text{MPa}$)的同时具备较好的延伸率(18.17%), 显示出强塑性平衡良好的综合性能。风冷试样的位错密度与油冷试样接近($1.07 \times 10^{16}\ \text{m}^{-2}$),

细小 S 相比比例略低(1.92%), 其强度(421.8 MPa)与油冷相近, 但延伸率(15.37%)略有下降, 这与其组织中局部粗大第二相的不均匀分布有关。相反, 空冷样品因冷却速率最低, 溶质原子扩散充分, 形成明显的无弥散相区(约 3.2 μm 宽)。由于这些区域无法提供有效的位错钉扎与析出强化作用, 导致屈服强度显著下降(229.4 MPa), 同时延伸率也降低了。

综合分析可知, 冷却速率通过调控晶粒尺寸、位错密度及析出相分布共同影响 2524 铝合金的力学性能。较快冷却(如水冷)可获得更高的位错密度和更细小的析出强化相, 进而提升强度; 而过慢的冷却(如空冷)导致析出相粗化与无弥散相区的形成, 从而降低了合金的强度。总体而言, 2524 铝合金在油冷冷却下实现了强度与塑性的良好平衡, 而水冷试样则具有最高的强度。

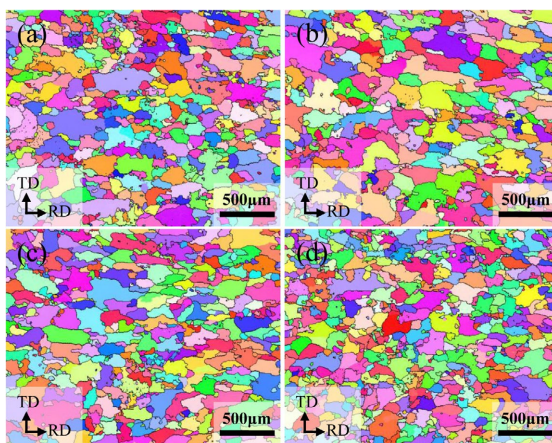


Figure 6. EBSD images of 2524 aluminum alloy after different cooling methods: (a) Water cooling; (b) Oil cooling; (c) Air cooling; (d) Forced air cooling

图 6. 不同冷却方式后的 2524 铝合金的 EBSD 图: (a) 水冷; (b) 油冷; (c) 空冷; (d) 风冷

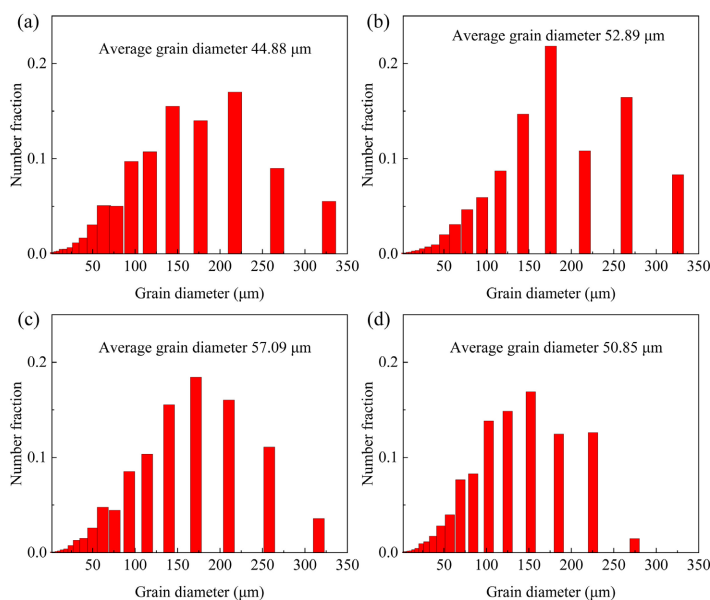


Figure 7. Grain diameter images of 2524 aluminum alloy after different cooling methods: (a) Water cooling; (b) Oil cooling; (c) Air cooling; (d) Forced air cooling

图 7. 不同冷却方式后的 2524 铝合金的晶粒尺寸图: (a) 水冷; (b) 油冷; (c) 空冷; (d) 风冷

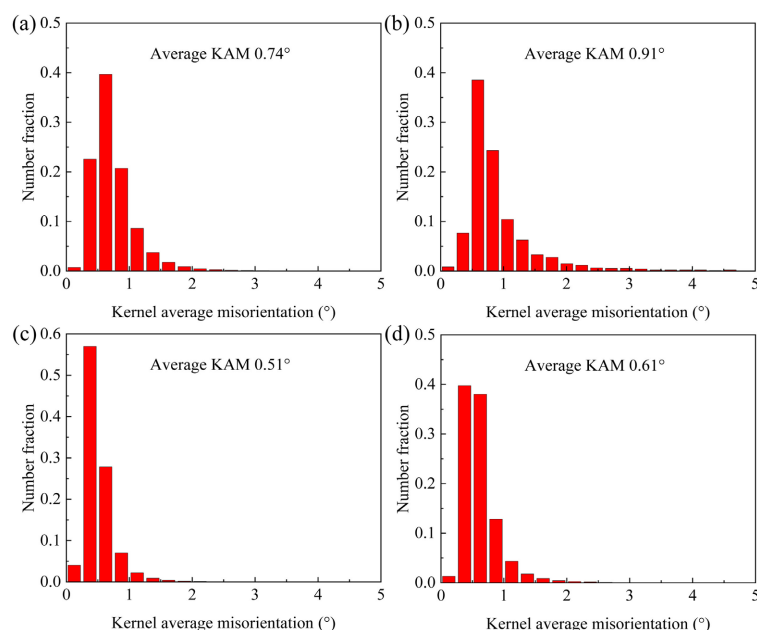


Figure 8. KAM images of 2524 aluminum alloy after different cooling methods: (a) Water cooling; (b) Oil cooling; (c) Air cooling; (d) Forced air cooling

图 8. 不同冷却方式后的 2524 铝合金的 KAM 图: (a) 水冷; (b) 油冷; (c) 空冷; (d) 风冷

4. 结论

本文系统研究了不同冷却方式(水冷、油冷、空冷和风冷)对 2524 铝合金的显微组织及力学性能的影响。结合 SEM、EBSD 结果分析,揭示了冷却速率对 2524 铝合金的第二相、晶粒结构及位错密度分布的影响规律及其对力学性能的影响。基于上述研究,本文得出了以下主要结论:

1) 冷却速率显著影响 2524 铝合金在自然时效过程中的硬度与力学性能。水冷试样的硬度和强度最高(131.8 HV, 442.4 MPa),油冷与风冷试样性能相近,空冷试样因冷却速率最慢,从而具有最差的力学性能。

2) EBSD 结果表明,水冷试样的平均晶粒尺寸最小(44.38 μm),位错密度最高($1.72 \times 10^{16} \text{ m}^{-2}$),空冷试样的平均晶粒尺寸最大且位错密度最小($8.97 \times 10^{15} \text{ m}^{-2}$)。冷却速率的降低导致晶粒增大与位错密度下降,从而降低了 2524 铝合金的强度。

3) SEM 分析结果表明,水冷与油冷试样中 S 相细小弥散分布,平均尺寸分别为 29 nm 与 31 nm。空冷试样存在 3.2 μm 宽的无弥散相区,强化效果明显减弱。

4) 冷却速率通过调控晶粒尺寸、位错密度与 S 相分布实现对力学性能的综合调控。水冷试样获得最高强度,而油冷试样强度与塑性均有所改善,表现出优异的综合性能。

基金项目

广西科技重大专项,“铝合金厚板工业化生产残余应力无损检测技术与应用研究”(桂科 AA23023027)。

参考文献

- [1] Wang, S.C. and Starink, M.J. (2007) Two Types of S Phase Precipitates in Al-Cu-Mg Alloys. *Acta Materialia*, **55**, 933-941. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2006.09.015>
- [2] Ringer, S.P., Sakurai, T. and Polmear, I.J. (1997) Origins of Hardening in Aged Al-Gu-Mg-(Ag) Alloys. *Acta Materialia*, **45**, 3731-3744. [https://doi.org/10.1016/s1359-6454\(97\)00039-6](https://doi.org/10.1016/s1359-6454(97)00039-6)

-
- [3] Tian, L.P., Quan, L.W., Wang, C.C., Yu, W., Huang, L.X., Shin, K.S., *et al.* (2023) Microstructure and Mechanical Properties of 2524 Aluminum Alloy with Dislocation Loops by Various Quenching Rates. *Materials Science and Engineering: A*, **886**, Article ID: 145659. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2023.145659>
- [4] Yu, H., Tian, L., Quan, L., Liu, C., Huang, L., Xu, Y., *et al.* (2025) Effects of Dislocation Loop on Microstructure and Mechanical Properties of LN₂-Quenched 2524 Al Alloy. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, **35**, 2822-2829. [https://doi.org/10.1016/s1003-6326\(25\)66850-6](https://doi.org/10.1016/s1003-6326(25)66850-6)
- [5] Williams, J.C. and Starke, E.A. (2003) Progress in Structural Materials for Aerospace Systems. *Acta Materialia*, **51**, 5775-5799. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2003.08.023>
- [6] Rosales, B.M. and Iannuzzi, M. (2008) Aluminium AA2024 T351 Aeronautical Alloy: Part 1. Microbial Influenced Corrosion Analysis. *Materials Science and Engineering: A*, **472**, 15-25. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2007.06.079>
- [7] Qi, Z., Cong, B., Qi, B., Sun, H., Zhao, G. and Ding, J. (2018) Microstructure and Mechanical Properties of Double-Wire + Arc Additively Manufactured Al-Cu-Mg Alloys. *Journal of Materials Processing Technology*, **255**, 347-353. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2017.12.019>
- [8] Quan, L., Zhao, G., Gao, S. and Muddle, B.C. (2011) Effect of Pre-Stretching on Microstructure of Aged 2524 Aluminium Alloy. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, **21**, 1957-1962. [https://doi.org/10.1016/s1003-6326\(11\)60956-4](https://doi.org/10.1016/s1003-6326(11)60956-4)
- [9] Yin, M., Chen, J., Wang, S., Liu, Z., Cha, L., Duan, S., *et al.* (2016) Anisotropic and Temperature-Dependent Growth Mechanism of S-Phase Precipitates in Al-Cu-Mg Alloy in Relation with GPB Zones. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, **26**, 1-11. [https://doi.org/10.1016/s1003-6326\(16\)64082-7](https://doi.org/10.1016/s1003-6326(16)64082-7)
- [10] Liu, Y., Han, X., Wang, S., Wei, B. and Li, W. (2020) Subtle Atomistic Processes of S-Phase Formation in Al-Cu-Mg Alloys. *Journal of Alloys and Compounds*, **838**, Article ID: 155677. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2020.155677>
- [11] Charai, A., Walther, T., Alfonso, C., Zahra, A. and Zahra, C.Y. (2000) Coexistence of Clusters, GPB Zones, S''-, S'- and S-Phases in an Al-0.9% Cu-1.4% Mg Alloy. *Acta Materialia*, **48**, 2751-2764. [https://doi.org/10.1016/s1359-6454\(99\)00422-x](https://doi.org/10.1016/s1359-6454(99)00422-x)
- [12] Styles, M.J., Marceau, R.K.W., Bastow, T.J., Brand, H.E.A., Gibson, M.A. and Hutchinson, C.R. (2015) The Competition between Metastable and Equilibrium S (Al₂CuMg) Phase during the Decomposition of Al-Cu-Mg Alloys. *Acta Materialia*, **98**, 64-80. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2015.07.011>
- [13] Ratchev, P., Verlinden, B., De Smet, P. and Van Houtte, P. (1998) Precipitation Hardening of an Al-4.2wt% Mg-0.6wt% Cu Alloy. *Acta Materialia*, **46**, 3523-3533. [https://doi.org/10.1016/s1359-6454\(98\)00033-0](https://doi.org/10.1016/s1359-6454(98)00033-0)
- [14] Feng, Z.Q., Yang, Y.Q., Huang, B., Luo, X., Li, M.H., Han, M., *et al.* (2011) Variant Selection and the Strengthening Effect of S Precipitates at Dislocations in Al-Cu-Mg Alloy. *Acta Materialia*, **59**, 2412-2422. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2010.12.041>
- [15] Feng, Z., Yang, Y., Huang, B., Luo, X., Li, M., Chen, Y., *et al.* (2013) HRTEM and HAADF-STEM Tomography Investigation of the Heterogeneously Formed S (Al₂CuMg) Precipitates in Al-Cu-Mg Alloy. *Philosophical Magazine*, **93**, 1843-1858. <https://doi.org/10.1080/14786435.2012.762469>
- [16] Wang, J., Zhang, B., Zhou, Y.T. and Ma, X.L. (2015) Multiple Twins of a Decagonal Approximant Embedded in S-Al₂CuMg Phase Resulting in Pitting Initiation of a 2024Al Alloy. *Acta Materialia*, **82**, 22-31. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2014.09.001>
- [17] Marceau, R.K.W., Sha, G., Ferragut, R., Dupasquier, A. and Ringer, S.P. (2010) Solute Clustering in Al-Cu-Mg Alloys during the Early Stages of Elevated Temperature Ageing. *Acta Materialia*, **58**, 4923-4939. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2010.05.020>