

淬火速率对 6061 挤压铝合金力学性能和压溃性能的影响

张奇^{1*} 罗杰¹ 许栩达¹ 万里² 吴小年³ 薛峰⁴

1. 广东和胜工业铝材股份有限公司 广东中山 528400

2. 广东凤铝铝业有限公司 广东佛山 528000

3. 宣城鑫艺特金属材料有限公司 安徽宣城 242000

4. 慧卡司特技术有限公司 上海 200000

摘要: 本论文通过扫描电镜和投射电镜观察研究了淬火速率对 6061 合金力学性能和压溃性能的影响。结果表明: 当淬火速率为 $12^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 时, 本研究中 6061 合金经 $170^{\circ}\text{C}/12\text{h}$ 时效后屈服强度为 260MPa、抗拉强度为 274MPa、断后伸长率为 11.2%、断面收缩率为 22.7%, 对应“口字型”结构压溃实验中出现严重开裂现象; 当淬火速率提高至 $120^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 时, 合金屈服强度和断后伸长率未出现明显提高, 但断面收缩率提高至 52.6%, 且“口字型”结构压溃实验中未出现开裂。较低的淬火速率引起的晶间沉淀相和晶界附近无沉淀析出带 (PFZ) 是导致断面收缩率和压溃性能发生显著变化的主要原因。

关键词: 6061 合金; 断面收缩率; 压溃开裂; PFZ

引言

Al-Mg-Si 挤压铝合金作为轻质吸能材料具有极大的潜力和竞争优势: (1) 通过挤压可制备复杂多腔的高吸能结构, 同时可实现不等壁厚轻量化设计; (2) 挤压模具加工周期短、成本低, 能更好满足产品变更或迭代的开发需求; (3) 通过多种方法可与其他异种材料进行有效连接^[1]。21 世纪初, 国外车企开始普遍采用 Al-Mg-Si 挤压铝合金制备车身安全构件, 并制定了详细的技术标准, 如奔驰在 2002 年首次发布了“DBL 4919: Extruded AlMgSi sections for body components”材料规范^[2], 大众在 2005 年发布了“TL 116: Extruded Profiles Made of Al Alloy 6xxx”材料标准^[3]。这些标准中均采用压溃实验方法评价 Al-Mg-Si 挤压铝合金的吸能能力。近年来, 随着新能源汽车的发展和碰撞法规更高要求的提出, 国内车企也已开始广泛采用 Al-Mg-Si 挤压铝合金制备车身安全构件, 如保险杠、门槛梁、电池托盘侧边梁等^[4,5]。

6061 合金由于具有优异的焊接性能、耐热性能和可挤压性, 常被广泛用于制备保险杠吸能盒和电池托盘边梁型材^[6,7]。大量文献研究表明, 6061 合金 TTP 曲线的“鼻尖”温度为 $340\sim 360^{\circ}\text{C}$, 淬火敏感温度区间为 $220\sim 455^{\circ}\text{C}$ ^[8]。为了保证后续时效析出强化效应, 6061 合金在淬火敏感温度区间的淬火冷却速率需要大于 $10^{\circ}\text{C}/\text{s}$ ^[9]。降低挤压在线冷却

速率容易引起 Mg-Si 相从 6061 过饱和固溶体中提前析出, 导致晶界结合强度和后续时效强化效应降低; 同时, 还引起晶粒、晶界、织构等微观组织特征发生变化。由于缺乏理论指导, 目前国内挤压厂商普遍采用在线风冷淬火工艺制备车身安全构件所用挤压型材。在相对较低的淬火冷却速率下, 采用 6061 合金制备的挤压型材力学性能可以而压溃性能无法满足使用要求。为了合理制定车身安全构件所用挤压型材的淬火工艺, 本工作开展了关于淬火速率对 6061 合金力学性能和压溃性能影响的研究工作。

1. 实验

在工业化生产条件下铸造直径为 $\Phi 127\text{mm}$ 的 6061 铝合金圆铸锭, 对应化学成分如表 1 所示。随后采用均火炉在 560°C 温度下对圆铸锭进行均匀化处理, 6061 铝合金圆铸锭经均匀化处理 10h 后快速转移至冷却炉内, 优先采用强风冷却至 360°C , 随后采用水雾快速冷却至室温。分别采用感应加热炉和箱式电阻炉将 6061 铝合金圆铸锭和挤压模具加热至 $480\sim 500^{\circ}\text{C}$ 和 $440\sim 450^{\circ}\text{C}$, 随后在 1000T 挤压产线上制备如图 1 所示“口字型”结构挤压型材。挤出型材以 $10\text{m}/\text{min}$ 出料速度通过在线淬火系统, 淬火前温度为 $530\sim 540^{\circ}\text{C}$ 。分别采用风冷和水冷两种方式进行在线淬火, 对应平均淬火速率分别约 $12^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 和 $120^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 。便于后文表述, 将风冷试样和水冷试样分别命名为 AQ 试样和 WQ 试样。采用箱式电

阻炉进行时效处理，对应时效温度为 170℃、时效时间为 12h，最终获得两种不同淬火方式制备的实验样品，用于本文研究。

表 1 6061 实验合金的化学成分 (wt.%)

合金	Si	Mg	Fe	Cu	Mn	Cr	Zn	Ti
6061	0.54	0.87	0.17	0.20	0.032	0.017	0.027	0.012

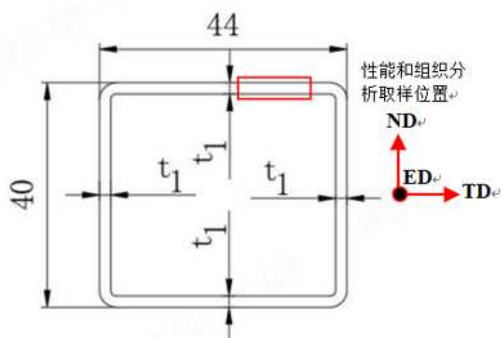


图 1 热挤压截面图 (单位: mm; $t_1=2\text{mm}$)

在拉伸实验中，根据标准 DIN 50125 选择非比例试样^[10]，对应标距为 50mm。采用 10T 万能材料试验机进行拉伸测试，获取材料的屈服强度、抗拉强度、均匀延伸率和断后伸长率。通过基恩士图像尺寸测量仪 LM-1000 获取拉伸断口截面积，从而计算获得材料的断面收缩率。将工程应力-应变曲线转换为真应力-应变曲线，并通过 origin 软件中指数拟合功能获取材料的应变硬化指数。将原始长度为 150mm 的“口字型”结构挤压型材自由放置于两个平行压板中间 (如图 2-a)，采用 100T 万能材料试验机以 20mm/min 的速度进行压溃测试，当压溃位移达到 90mm 后实验终止，获得压溃力-位移曲线，如图 2-b 所示。从压溃开裂状态和压溃吸能值两个方面评价材料的压溃性能，压溃吸能值即压溃曲线包围的面积，通过 origin 软件中积分求面积功能获取。为了确保数据准确有效，取 3 个平行样测量结果的平均值作为本文中拉伸性能和压溃性能数据。

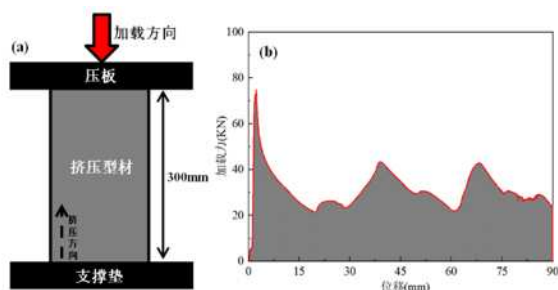


图 2(a) 轴向压溃实验示意图; (b) 压溃曲线

采用 Leica DMI8A 金相显微镜对阳极覆膜试样进行拍照。阳极覆膜液由 43% 磷酸、38% 硫酸和 19% 水混合组成，阳极覆膜电压设定为 15V，电流控制在 0.3-0.5A，覆膜时间为 3min-4min。采用 FEI Tecnai G2 60-300 透射电子显微镜对制备好的透射试样进行观察，观察内容主要包括晶内析出相、晶界沉淀相、无沉淀析出带 (PFZ) 等；采用赛默飞扫描电子显微镜 Prisma E 对制备好的扫描试样进行微观组织观察，观察内容主要包括微米级第二相粒子分布、拉伸和压溃断口形貌特征。

2. 实验结果

2.1 显微组织

为了确认淬火速率对 6061 挤压铝合金晶粒组织的影响，优先观察 AQ 和 WQ 试样的金相组织，所得金相照片如图 3 所示。由图 3-a 可知，AQ 试样中晶粒呈不均匀分布，最大晶粒尺寸约 307 μm ，平均晶粒尺寸约 168 μm 。由图 3-b 可知，WQ 试样中晶粒均呈相对均匀分布，平均晶粒尺寸较 AQ 试样偏小约 60 μm 。

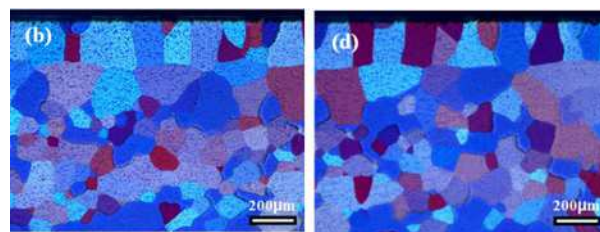


图 3 金相组织: (a) AQ 试样; (b) WQ 试样

为了确认淬火速率对 6061 挤压铝合金中第二相粒子分布的影响，分别采用透射电镜和扫描电镜拍摄 AQ 和 WQ 试样中纳米级第二相和微米级第二相，所得照片如图 4 所示。由图 4-a、b 可知，2 种试样晶粒内部均分布有大量纳米级针状析出相，大量文献研究^[11]表明其主要为 β'' 相。采用 SEM 在 200X 视场下，对 2 种试样中微米级第二相粒子进行拍照，结果如图 4-e、f 所示。2 种试样中微米级第二相粒子均呈现针状 (如图中黄色圆圈标识) 或颗粒状形貌 (如图中蓝色圆圈标识)。采用 Image J 软件统计分析 2 种试样中纳米级析出相和微米级第二相粒子尺寸和分布密度 (或面积分数)，所得结果如表 2 所示。由表可知，两种试样中晶粒内部析出相与微米级第二相粒子的统计数据无明显差异。由图 4-c 可知，AQ 试样晶界附近未见明显析出衬度，对应无沉淀析出带 (PFZ) 宽度约 112nm，同

时晶界上可观察到粗大沉淀相（如图 4 中红色圆圈指示）。相反，WQ 试样中未观察到明显的 PFZ 和晶界沉淀相（如图 4-d）。

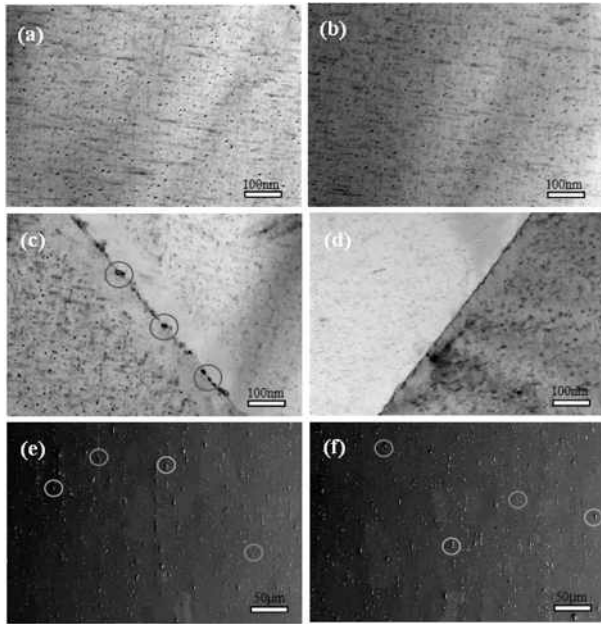


图 4 两种不同淬火速率制备的 6061 试样 170℃/12h 时效处理后第二相粒子：(a)(c)(e) AQ 试样；(b)(d)(f) WQ 试样；(a)(b)(c)(d) TEM 照片；(e)(f) SEM 照片

表 2 AQ 和 WQ 试样微观组织分布统计

试样	晶粒 平均尺寸 [μm]	纳米级析出相			微米级第二相		
		平均半径 [nm]	平均长度 [nm]	分布密度 [N/mm ²]	平均长度 [μm]	最大长度 [μm]	面积分数 [%]
AQ	171	2.65 ± 0.2	41.5 ± 2.1	2.03 × 10 ⁹	3.3 ± 0.4	6.6 ± 0.3	1.08
WQ	113	2.66 ± 0.2	42.3 ± 1.9	2.05 × 10 ⁹	3.2 ± 0.3	6.8 ± 0.3	1.09

2.2 力学性能与压溃性能

为了确认淬火速率对 6061 挤压铝合金力学性能和压溃性能的影响规律，分别对 AQ 和 WQ 试样进行室温拉伸实验和压溃实验，将获得的性能测试结果归纳如表 3。图 5 为对应具有代表性的拉伸应力-应变曲线和压溃加载位移-加载力曲线。将淬火速率从 12℃/s（AQ 试样）提高到 120℃/s（WQ 试样），屈服强度未出现明显变化（~265MPa），但应变硬化指数提高 0.026，使得 WQ 试样抗拉强度较 AQ 试样（~279MPa）提高约 11MPa；均匀延伸率和断后伸长率略有提高，而断面收缩率和压溃性能明显提高，如 WQ 试样断面收缩率（52.6%）较 AQ 试样提高 29.9%；AQ 试样压溃后出现严重开裂，而 WQ 试样压溃后未出现开裂。

表 3 AQ 和 WQ 试样 170℃/12h 时效处理后力学性能和压溃性能测试结果

试样	抗拉强度 /MPa	屈服强度 /MPa	均匀延伸率 /%	断后伸长率 /%	断面收缩率 /%	硬化指数	压溃开裂 Y/N	压溃吸能值 / KJ
AQ	260	274	0.073	0.112	0.227	0.063	Y	28.7
WQ	267	290	0.067	0.151	0.526	0.089	N	29.6

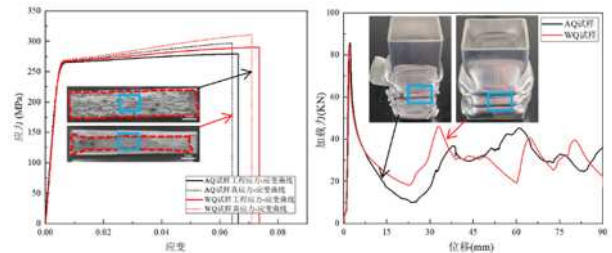


图 5 两种不同淬火速率制备的 6061 试样 170℃/12h 时效处理后力学性能和压溃性能曲线：(a) AQ 试样；(b) WQ 试样

3. 讨论与分析

普遍认为，针对 Al-Mg-Si 挤压再结晶组织，合金强化效应主要包括析出强化、细晶强化和固溶强化^[12]。当淬火速率大于 12℃/s 时，进一步提高淬火速率对本工作中 6061 合金晶粒内部析出相尺寸和分布几乎无影响（如图 4-a、b），对应析出强化效果无明显差异。降低淬火速率可引发静态再结晶过程，从而导致 AQ 试样平均晶粒尺寸较 WQ 试样偏大约 60μm。晶粒尺寸对合金强度的影响可通过 Hall-Petch 公式： $\sigma_{gs} = \sigma_0 + K_y d^{-1/2}$ 计算获取。结合表 2 中数据，计算获得 AQ 和 WQ 试样中细晶强化效果分别为 10.9MPa 和 10.7MPa，表明本工作中淬火速率对 6061 挤压合金中细晶强化效果几乎无影响。在 Al-Mg-Si 合金中晶界上元素的扩散速度较快，在较低淬火速率下，溶质元素容易向晶界偏聚、析出粗大沉淀相，降低合金中固溶原子浓度^[13]。综上所述，固溶强化效应是引起 WQ 试样屈服强度较 AQ 试样略偏大 7MPa 的主要原因。

上文分析结果和前文实验结果综合表明，当淬火速率大于 12℃/s 时，进一步提高淬火速率对本工作中 6061 合金屈服强度无明显影响，但对压溃实验结果影响显著。为了揭示 AQ 和 WQ 试样在拉伸变形和压溃变形过程中断裂模式，采用 SEM 分别观察图 5 中蓝色矩形框标识的 4 个区域的微观形貌，所得结果如图 6 所示。由图可知，低淬火速率制备的 AQ 试样拉伸断口和压溃断口均呈现多晶体形貌（如图 6-a、b），对应主导性的沿晶断裂模式；而高淬火速率制备的 WQ 试样拉伸断口呈现韧窝形貌（如图 6-c），对应主导

性的穿晶断裂模式，同时压溃试样表面未观察到晶间开裂现象（如图 6-d）。Al-Mg-Si 合金铸锭中难变形、高熔点的微米级第二相粒子在热挤压三向压应力作用下出现破碎、尺寸变小，在随后在线淬火冷却和后续时效处理过程中不发生变化。本工作中实验结果吻合这一规律，如低淬火速率制备的 AQ 中微米级第二相粒子尺寸和分布状态与高淬火速率制备的 WQ 试样相近，因此微米级第二相粒子不是引起 AQ 和 WQ 试样压溃开裂差异显著的主要原因。低淬火速率制备的 AQ 试样中晶界上析出粗大沉淀相，一方面破坏晶界连续性，另一方面降低晶界面附近溶质原子浓度、促进无沉淀析出带形成（如图 4-c），从而导致晶界结合强度降低。因此，AQ 试样拉伸和压溃变形过程中出现主导性沿晶断裂主要受晶界沉淀相和 PFZ 影响。将淬火速率由 $12^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 提高至 $120^{\circ}\text{C}/\text{s}$ ，挤压晶粒尺寸进一步细化至 $108\mu\text{m}$ （如图 3-c、d）、晶界沉淀相和 PFZ 得到消除（如图 4-d），应变硬化指数提高 0.025（如图 5-a），从而提高了 WQ 试样中晶粒间结合强度和协调塑性变形能力，使得其在压溃实验中未出现类似 AQ 试样中沿晶开裂现象（如图 5-b、图 6-d）。

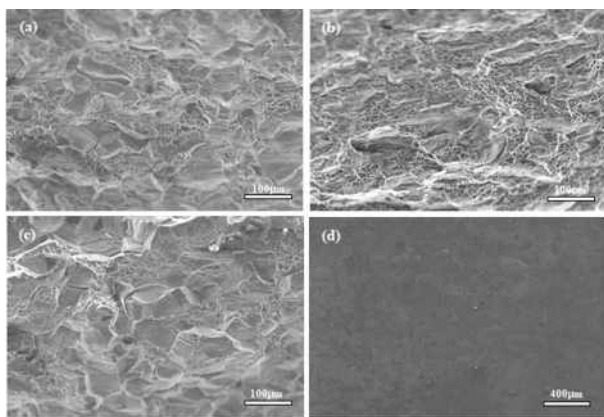


图 6 两种不同淬火速率制备的 6061 试样 $170^{\circ}\text{C}/12\text{h}$ 时效处理后拉伸和压溃断口 SEM 照片：(a) (b) AQ 试样；(c) (d) WQ 试样；(a) (c) 拉伸断口形貌；(b) (d) 压溃断口形貌

4. 结论

(1) 当淬火速率为 $12^{\circ}\text{C}/\text{s}$ （AQ 试样）时，本研究中 6061 合金经 $170^{\circ}\text{C}/12\text{h}$ 时效后屈服强度为 260MPa、抗拉强度为 274MPa、断后伸长率为 11.2%、断面收缩率为 22.7%，对应“口字型”结构压溃实验中出现严重开裂现象，对应断裂模式均为主导性晶间断裂。

(2) 当淬火速率提高至 $120^{\circ}\text{C}/\text{s}$ （WQ 试样）时，本研究中 6061 合金屈服强度和断后伸长率未出现明显提高，但断

面收缩率提高约 29.9%，对应断裂模式转变为主导性穿晶断裂；且“口字型”结构压溃实验中未出现开裂。

(3) 晶间沉淀相和晶界附近无沉淀析出带（PFZ）是导致 AQ 试样断面收缩率和压溃性能显著低于 WQ 试样的主要原因。

参考文献：

- [1] 李红, 刘旭升, 张宜生, 等. 新能源电动汽车异种材料连接技术的挑战、趋势和进展[J]. 材料导报, 2019, (23): 3853-3861.
- [2] Standardization department. DBL 4919: extruded AlMgSi sections for body components[S]. Stuttgart: Mercedes-Benz, 2019.
- [3] Standardization department. TL 116: extruded profiles made of al alloy 6xxx requirements on materials[S]. Wolfsburg: Volkswagen group, 2016.
- [4] Tisza M, Lukács Z. High strength aluminum alloys in car manufacturing[C]. IOP conference series: materials science and engineering, 2018, 1-9.
- [5] 李玄霜, 晏紫, 陈宗明, 等. 挤压铝合金车身后纵梁耐撞性研究[J]. 汽车实用技术, 2020, (10): 58-60.
- [6] 谢晖, 唐泽皓, 王杭燕, 等. 基于耐撞性能的保险杠轻量化研究[J]. 塑性工程学报, 2020, (3): 81-87.
- [7] 王祝堂. 南山铝业公司铝材分公司的电池托盘型材批量生产[J]. 轻合金加工技术, 2021, (9): 26-26.
- [8] 商宝川, 尹志民, 段佳琦, 等. 6061 挤压态铝合金的 TTP 曲线及其应用[J]. 热加工工艺, 2011, (14): 17-19.
- [9] 颜丝, 尹志民, 黄志其, 等. 6061 铝合金的等温转变及其 TTP 曲线应用[C]. 第四届铝型材技术论坛, 2010.
- [10] Society for Testing and Materials. DIN 50125: testing of metallic materials-tensile test pieces[S]. Berlin: German Standardization Institution, 2016.
- [11] 王宇. 再生变形 Al-Mg-Si-Mn-Fe 合金成分优化设计与应用[D]. 长沙: 中南大学, 2020.
- [12] Hasting H K, Frseth A G, Andersen S J, et al. Composition of β'' precipitates in Al-Mg-Si alloys by atom probe tomography and first principles calculations[J]. Journal of Applied Physics, 2009, 106: 1-9.
- [13] W. Chrominski, M. Lewandowska. Precipitation phenomena in ultrafine grained Al-Mg-Si alloy with heterogeneous microstructure[J]. Acta Materialia, 2016, 103: 547-557.