

Mg/Si 比对 Al-Mg-Si 挤压铝合金折弯外表面开裂的影响

张奇^{1*} 罗杰¹ 许栩达¹ 张凌超¹ 万里² 路凯³

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

摘要: 本论文通过电镜观察研究了 Mg/Si 比对 Al-Mg-Si 挤压铝合金折弯外表面开裂的影响。结果表明: 在 Al-Mg-Si 合金中, 当 Mg 和 Si 总量为 1.3wt.% 时, 将 Mg/Si 质量比从 0.63 (A1 合金) 提高到 1.60 (A2 合金), 微米级第二相粒子在热挤压过程中进一步破碎、细化, 同时还消除了挤压合金中晶界沉淀相和无沉淀析出带 (PFZ), 提高了晶粒间结合强度, 从而使得 A2 合金折弯 90° 后折弯外表面未出现开裂现象, 对应等效折弯角较 A1 合金 (85°) 提高 16°。

关键词: Mg/Si 比; Al-Mg-Si 合金; 表面开裂; 晶界沉淀相

引言

安全构件在汽车碰撞过程中通过溃缩或弯曲变形吸收能量, 其能量吸收值主要取决于产品结构和材料性能。产品结构需要综合考虑与附属零件的装配、整车强度和刚度、材料成本等因素, 可优化空间较小, 因此产品安全设计对服役材料的吸能能力提出更高的要求。目前工程上普遍采用准静态压溃实验方法来评价 Al-Mg-Si 挤压铝合金的吸能能力^[1,2], 然而其在准静态压溃实验中常出现材料开裂失效、吸能能力不足等问题。因此, 解决 Al-Mg-Si 挤压铝合金压溃开裂问题对促进其在汽车工业中的发展具有重要意义。大量文献报道^[3,4], 平面折弯变形相对于单轴拉伸变形更适合研究材料在准静态压溃变形过程中的开裂问题。因此, 研究 Al-Mg-Si 挤压铝合金的折弯性能是一个具有极其重要意义的课题。

当前国内外关于 Al-Mg-Si 挤压铝合金折弯性能的研究较少。孟祥军^[5] 等人研究表明挤压后形成的粗大再结晶晶粒组织是导致 6082 合金折弯表面开裂的主要原因。高彤^[6] 等人研究发现 6008 合金等效折弯角大于 90° 对应的冷却速率需要大于 42.1 °C/s。孙晓丽^[7] 等人研究了 Mn 元素含量 (0.44-0.66wt.%) 对 Al-Mg-Si 挤压铝合金折弯性能的影响, 研究结果表明 Mn 元素含量为 0.58wt.% 时, 合金的折弯性能最佳。当前国内外关于 Al-Mg-Si 挤压铝合金折弯性能的研究尚处于生产工艺探索阶段, 基础理论研究较为缺失。因此, 本工作调控了两种 Mg 和 Si 总含量相同、但 Mg/Si 比不同的

Al-Mg-Si 合金, 通过电镜观察对比分析两种合金的微观组织结构, 揭示了成分与组织对折弯表面开裂的影响机理, 从而为高折弯性能 Al-Mg-Si 挤压铝合金的成分与组织设计提供相关理论基础。

1 实验

在工业化生产条件下铸造 2 种 Mg 和 Si 总含量相同、但 Mg/Si 比不同的 Φ127mm 合金圆铸锭, 对应化学成分如表 1 所示。铝合金铸锭在 550 °C 均匀化温度下保温 10h 后快速转移至冷却炉内, 优先采用强风冷却至 360 °C 左右换水雾快速冷却至室温。为了便于性能取样、实现挤压在线快速淬火, 设计如图 1 所示的挤压截面。在 1000T 挤压产线上制备实验样品, 铝棒温度为 490-500 °C, 模具温度为 450-460 °C, 挤压出料速度为 15m/min。挤出后的样品采用在线穿水冷却至室温, 并在 24h 内放入控温精度为 ±1.5 °C 的箱式电阻炉内进行时效处理, 对应时效温度为 170 °C、保温时间为 12h, 最终获得两种不同 Mg/Si 比的实验样品, 用于本文研究。

表 1 实验 Al-Mg-Si 合金的化学成分 (wt.%)

合金	Si	Mg	Fe	Mn	Cr	Mg+Si	Depleted Si	Mg2Si	Excessive element
A1	0.80	0.50	0.18	0.003	0.001	1.30	0.10	0.79	Si:0.41
A2	0.50	0.80	0.18	0.005	0.001	1.30	0.10	1.09	Mg:0.11

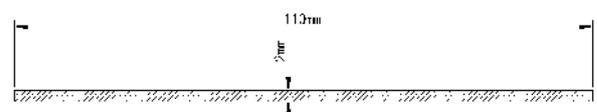


图 1 热挤压截面图

图 2 为拉伸试样的尺寸图, 参考标准 DIN 50125 - E^[8]

要求，对应标距为 25mm。

采用 10T 万能材料试验机、以 2mm/min 速度进行拉伸测试，获取材料的抗拉强度、屈服强度和均匀延伸率，断后伸长率通过手工测量获取。折弯实验标准参考宝马集团发布的 VDA 238-100 技术规范^[9]。图 3-a 为折弯实验示意图，D 为支撑辊直径，为 30mm；t 和 r 分别为折弯试样的壁厚和压头半径，分别为 2mm 和 0.4mm；L 为支撑辊间距，等于 2 倍试样壁厚，为 4mm。采用线切割从挤压材上割取 60*60mm 矩形试样，经砂纸打磨去除毛刺后居中放置于两个支撑辊上，同时确保折弯压头垂直于挤压方向。在 10T 万能材料试验机上以 20mm/min 下压速度进行折弯加载至最大力下降 60N 后终止实验，获得加载力-位移曲线。采用角度尺测量试样折弯后的角度 α 值，根据公式 $(180-\alpha)$ 计算获得等效折弯角 α_c 值。为了保证数据的准确性，本文中所有性能数据均为 3 个平行试样测量结果的平均值。

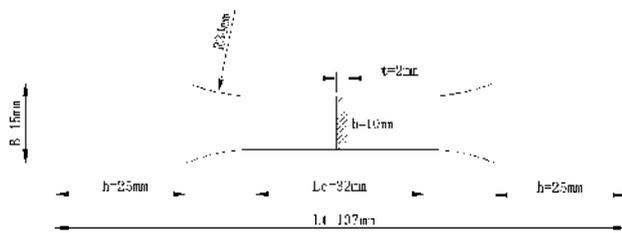


图 2 室温拉伸性能测试用的试样尺寸图

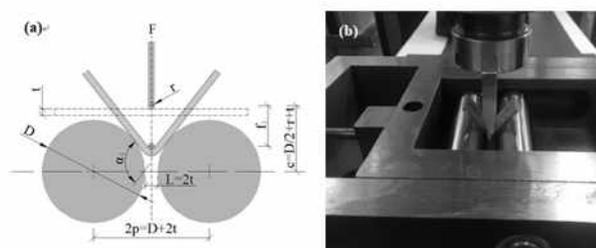


图 3 (a) 折弯实验示意图；(b) 折弯实验工装

采用 Leica DMI8A 金相显微镜对腐蚀后的试样进行拍照；采用 FEI Tecnai G2 60-300 透射电子显微镜观察晶内析出相、晶界沉淀相和无沉淀析出带 (PFZ)；采用赛默飞扫描电子显微镜 Prisma E 观察挤压合金中微米级第二相粒子分布和折弯试样表面的形貌特征。

2 实验结果

2.1 显微组织

为了确认 Mg/Si 比对 Al-Mg-Si 挤压铝合金晶粒组织的影响，优先观察 A1 和 A2 合金金相组织，所得金相照片

如图 4 所示。由图 4-a 可知，A1 合金呈现相对等轴状且均匀分布的晶粒组织，对应平均晶粒尺寸约 51.3 μm 。由图 4-b 可知，A2 合金中晶粒呈不均匀分布，最大晶粒尺寸约 330 μm ，平均晶粒尺寸约 91.9 μm 。

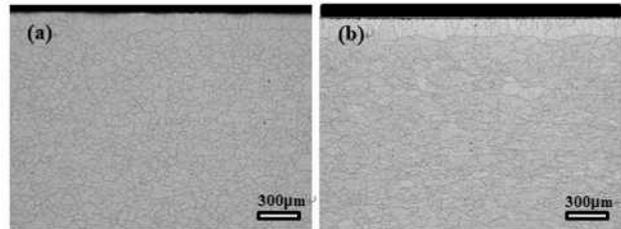


图 4 金相组织：(a) A1 合金；(b) A2 合金

为了确认 Mg/Si 比对 Al-Mg-Si 挤压铝合金晶粒内部析出相的影响，采用 TEM 在 $\langle 001 \rangle$ 晶带轴下拍摄 2 种合金晶粒内部析出相，所得照片如图 5-a、d 所示。由图可知，2 种合金中均分布有大量纳米级针状析出相，大量文献研究^[10]表明其主要为 β' 相。采用 Image J 软件统计分析 2 种合金中析出相尺寸和面积分数，所得结果如表 2 所示。由表可知，A2 合金中析出相平均半径和平均长度较 A1 合金略微偏小，且析出相分布较稀疏，对应较少析出数量。为了进一步确认化学成分对晶界析出的影响，采用 TEM 观察 2 种合金晶界形貌，所得照片如图 5-b、e 所示。由图 5-b 可知，A1 合金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，同时晶界点状形貌较晶内明显粗大 (如图中红色圆圈指示)。相反，A2 合金中未观察到 PFZ 和晶界沉淀相 (如图 5-e)。为了确认化学成分对微米级第二相粒子尺寸和分布特征的影响，采用 SEM 在 200X 视场下，分别对 2 种合金中第二相粒子进行拍照，对应具有代表性 SEM 照片如图 5-c、f 所示。如图 5 中黄色圆圈标识，A1 合金中较 A2 合金含有更多针状形貌的微米级第二相粒子。采用 Image J 软件分析微米级第二相粒子尺寸和面积分数，所得结果如表 2 所示。A2 合金中微米级第二相粒子面积分数与 A1 合金相近 ($\sim 1.07\%$)，但最大长度和平均粒径由 11.7 μm 和 3.0 μm 减小为 6.3 μm 和 2.5 μm 。

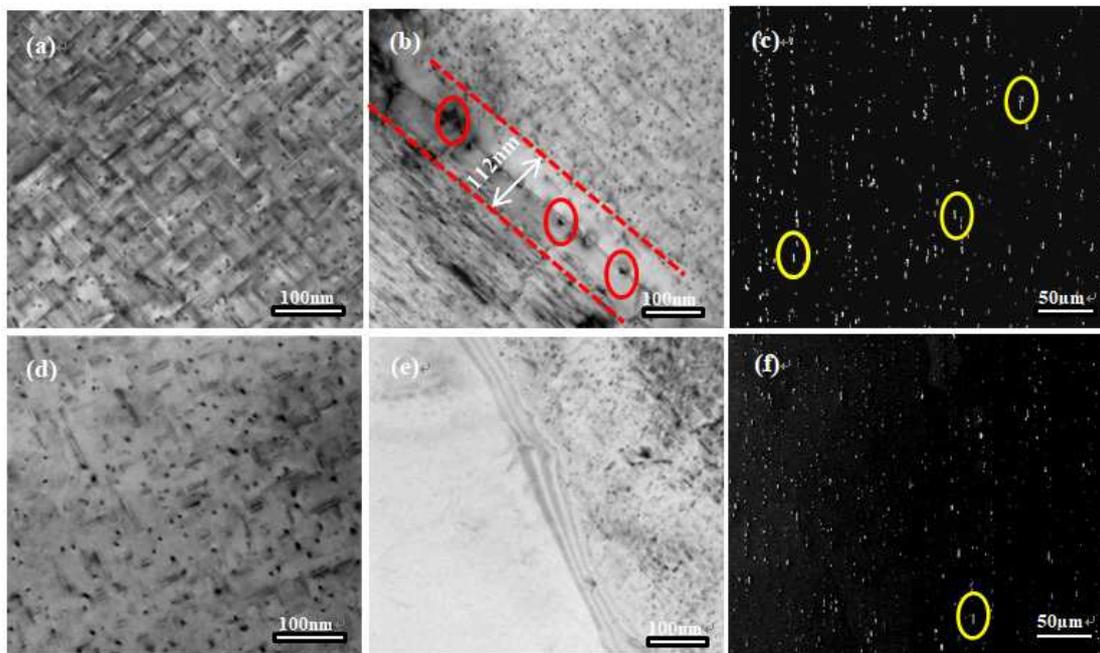


图5 A1和A2合金中第二相粒子: (a)(b)(c) A1合金; (d)(e)(f) A2合金; (a)(d)晶内析出相形貌TEM照片; (b)(e)晶界形貌TEM照片; (c)(f)微米级第二相形貌SEM照片

表2 A1和A2合金微观组织分布统计

合金	晶粒	纳米级析出相			微米级析出相		
	平均尺寸 [μm]	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 [%]
A1	51.3	2.60 ± 0.1	42.4 ± 1.8	2.25×10^9	3.0 ± 0.6	11.7 ± 0.3	1.09
A2	91.9	2.68 ± 0.1	39.7 ± 1.5	2.05×10^9	2.5 ± 0.3	6.3 ± 0.2	1.07

2.2 力学性能与折弯性能

为了确认 Mg/Si 比对 Al-Mg-Si 挤压铝合金力学性能和折弯性能的影响规律, 分别对 2 种合金进行室温拉伸实验和折弯实验, 将获得的性能测试结果归纳如表 3。图 6 为对应具有代表性的拉伸应力 - 应变曲线和折弯加载位移 -

加载力曲线。A2 合金屈服强度较 A1 合金 (275MPa) 降低 15MPa, 但应变硬化指数提高 0.013, 使得 A2 合金抗拉强度 (~288MPa) 较 A1 合金 (~292MPa) 降低不明显; A2 合金均匀延伸率和断后伸长率较 A1 合金略有提高, 而等效折弯角显著提高 16°。

表3 A1和A2合金170°C/12h时效处理后力学性能和折弯性能测试结果

合金	抗拉强度 /MPa	屈服强度 /MPa	均匀延伸率 /%	断后伸长率 /%	硬化指数	等效折弯角 /°
A1	275 ± 3	292 ± 2	0.08 ± 0.1	0.13 ± 0.1	0.074	85 ± 0.1
A2	260 ± 2	288 ± 3	0.09 ± 0.1	0.15 ± 0.1	0.087	101 ± 0.1

2.3 折弯外表面开裂行为

为了揭示 A1 和 A2 合金折弯外表面早期开裂行为, 对比观察了 2 种合金折弯 35° 和 90° 后截面金相照片和对应表面 SEM 照片, 结果如图 7 所示。折弯 35° 后, 2 种合金晶粒内部均分布有明显的滑移线 (如图 7-e、i、l 中蓝色箭头指示), 表明折弯外表面附近发生了强烈的塑性变形; A1 合金折弯外表面可观察到较少的“晶界脱离”现象 (如图 7-b 中黄色圆圈标识), 而 A2 合金未出现此现象 (如图

7-h)。折弯 90° 后, A1 合金外表面附近几个晶粒层在协调壁厚方向变形时出现强烈拉伸变形, 而与其邻近的晶粒的变形程度相对较小, 从而导致折弯外表面形成“波峰”和“波谷”交替的带状隆起 (如图 7-e); A1 合金折弯外表面裂纹起源于“波谷”位置, 并向材料内部扩展约 250 μm , 从而导致折弯外表面形成明显的“沟槽形貌”。如图 7-j、k 所示, A2 合金折弯 90° 后折弯外表面仍未出现开裂现象, 对应外表面波动不如 A1 合金明显。

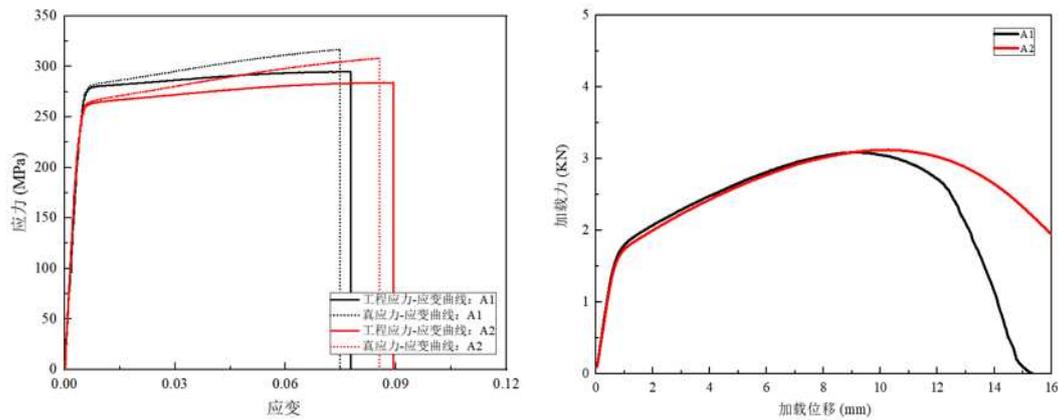


图 6 A1 和 A2 合金 170°C /12h 时效处理对应的曲线 : (a) 拉伸曲线 ; (b) 折弯曲线

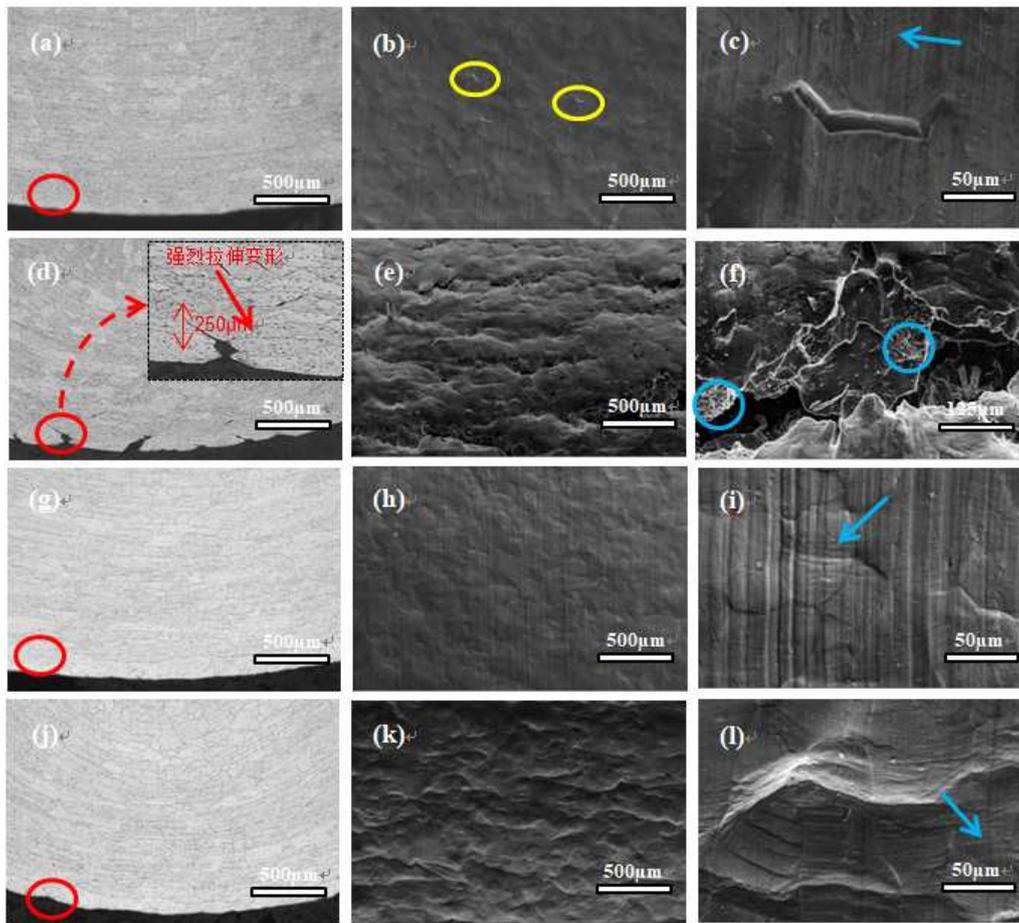


图 7 A1 和 A2 合金折弯不同角度对应的照片 : (左) 挤压截面金相照片 ; (中)(右) 折弯外表面 SEM 照片 ; (a-f) A1 合金 ; (g-l) A2 合金 ; (a)(b)(c)(g)(h)(i) 折弯 35° ; (d)(e)(f)(j)(k)(l) 折弯 90°

3 讨论与分析

折弯外表面分布有最大的拉伸应变是平面折弯变形的固有特征^[11], 分布于折弯试样外表面的晶粒具有较高自由度, 在协调折弯变形过程中容易发生相对转动产生空间位

移, 导致折弯外表面出现轻微波动 (如图 7 中红色圆圈标识) 而呈现晶粒形貌 (如图 7 中 SEM 照片)。晶界沉淀相和无沉淀析出带 (PFZ) 降低了 A1 合金晶界强度 (如图 5-b), 促进了 A1 合金在折弯过程中出现“晶界脱离” (如图 7-b

中黄色圆圈标识)。A1合金折弯外表面裂纹起源于“波谷”位置,影响“晶界脱离”的微观组织因素进一步促进了A1合金折弯外表面开裂。晶界附近分布的微米级第二相粒子支持A1合金折弯外表面开裂过程,如A1合金折弯裂纹表面可观察到随机分布的韧窝团簇(如图7-f中蓝色圆圈标识)。

研究表明Mg原子固溶于铝基体中,可引起铝原子间距变大,而Si原子则相反^[12]。高Mg/Si比A2合金中固溶于铝基体中Mg原子数量较低Mg/Si比A1合金增多,对应空位扩散激活能增大,从而使得A2合金的应变硬化指数较A1合金偏高0.013。Al-Mg-Si合金中Si原子扩散系数大于Mg原子,在淬火和后续时效过程中Si原子容易在晶界偏聚,如含有较多过剩Si的A1合金(~0.43%)的晶界上出现粗大沉淀相(如图5-b中红色圆圈标识)。A1合金晶界附近受原子偏聚的影响形成溶质元素贫乏区,对应无沉淀析出带(PFZ)宽约112nm,而Mg过剩型A2合金中未出现类似现象。Al-Mg-Si挤压合金中难变形的微米级第二相粒子在挤压三向压应力作用下出现破碎,A2合金热挤压初始压力(20.6MPa)和挤压结束前压力(15.0MPa)较A1合金分别提高约13.7%和20.2%,较高成型压力促进A2合金中难变形的微米级第二相粒子在热挤压过程中充分破碎,如A2合金挤压组织中微米级第二相粒子主要以颗粒状为主(如图5-f),而A1合金中含有较多的针状形貌的第二相粒子(如图5-c中黄色圆圈标识);A2合金中微米级第二相粒子最大长度和平均粒径较A1合金分别减小5.4 μm 和0.5 μm (如表2)。综上所述,在Al-Mg-Si合金中,当Mg和Si总量为1.3wt.%时,将Mg/Si质量比从0.63(A1合金)提高到1.60(A2合金),可达到消除PFZ,提高应变硬化指数、细化微米级第二相粒子尺寸的目的。这些微观组织的改善均有利于提高Al-Mg-Si合金的折弯能力、降低折弯外表面开裂倾向[13 14],从而使得A2合金折弯90°后折弯外表面仍未出现开裂现象(如图7-k),对应等效折弯角较A1合金提高约16°(如表3),折弯外表面由“沟槽形貌”转变为“波峰”和“波谷”交替的带状“隆起形貌”(如图7-j、k)。

4 结论

(1) 揭示了Al-Mg-Si挤压铝合金折弯外表面粗化过程为“橘皮形貌”→“隆起形貌”→“沟槽形貌”,折弯外表面裂纹通常起源于“隆起形貌”的波谷位置。

(2) 在Al-Mg-Si合金中,当Mg和Si总量为1.3wt.%时,

将Mg/Si质量比从0.63(A1合金)提高到1.60(A2合金),使得A2合金在折弯90°后折弯外表面仍未出现开裂现象,对应的等效折弯角较A1合金提高16°;同时,折弯外表面“沟槽形貌”转变为“隆起形貌”。

参考文献:

- [1] Standardization department. DBL 4919: extruded AlMgSi sections for body components[S]. Stuttgart: Mercedes-Benz, 2019.
- [2] Standardization department. GS 93047: aluminum materials for body and chassis extruded profiles requirements and tests[S]. Munich: BMW group, 2020.
- [3] N. Parson, J. F. B é land, J. Fourmann. Extrusions for automotive crash applications[C]. WCX 17: SAE World Congress Experience, 2017, 1-9.
- [4] 万里,张奇,张勇,等. Cr和Mn对汽车用铝合金型材压溃性能的影响[J]. 材料导报, 2022, (18): 146-149.
- [5] 孟祥军,姜珊,谢莎,等. 6082铝合金挤压型材折弯性能研究[J]. 有色金属加工, 2019, 48(1): 43-46.
- [6] 高彤,杨学均,崔家铭,等. 淬火工艺对6008铝合金型材折弯及压溃性能影响[J]. 有色金属加工, 2022, (1): 33-36.
- [7] 孙晓丽,李秋梅. Mn含量对6xxx系铝合金挤压型材组织和性能的影响[J]. 热处理技术与装, 2020, (3): 48-52.
- [8] Society for Testing and Materials. DIN 50125: testing of metallic materials-tensile test pieces[S]. Berlin: German Standardization Insitution, 2016.
- [9] Standardization department. VDA 238-100: bending test for metallic semi-finished materials[S]. Munich: BMW group, 2020
- [10] 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.
- [11] Mitsutoshi K, Tvergaard V, Tetsuya O. Simulations of micro-bending of thin foils using a scale dependent crystal plasticity model[J]. Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering, 2007, (15): 13-22.
- [12] 叶於龙,杨昭,徐雪璇,等. 过量Mg、Si元素对6101电工导线性能影响及机制[J]. 稀有金属材料与工程,

2016, 45(4): 968–973.

[13] Steele D, Evans D, Nolan P, et al. Quantification of grain boundary precipitation and the influence of quench rate in 6XXX aluminum alloys[J]. *Materials Characterization*, 2007, 58: 40–45.

[14] Ragab A R, Saleh C A. Evaluation of bendability of sheet metals using void coalescence models[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2005, 395: 102–109.