

稀土镧对 Al-0.6Mg-0.7Si-0.2Mn 汽车型材 机械及耐腐蚀性能的影响

孙巍^{1,2}, 张宇², 佟伟平¹, 张辉¹, 李鹏伟², 王向杰¹, 吴楠², 谢方亮²

(1. 东北大学 材料电磁加工教育部重点实验室, 辽宁 沈阳 110819)

(2. 辽宁忠旺集团有限公司, 辽宁 辽阳 111003)

摘要: 采用 SEM、OM、拉伸试验(室温/高温)、弯曲试验和晶间腐蚀试验等测试方法, 对添加不同含量稀土元素镧的 Al-Mg-Si-Mn 合金组织、机械性能及耐腐蚀性能等进行研究, 分析稀土元素镧对合金机械和耐腐蚀性能的影响。结果表明, 随 La 元素的添加, 合金的铸态组织逐渐细化, 第二相形貌得到了改善, 同时减薄了该合金型材粗晶区厚度, 提高了 Al-Mg-Si-Mn 合金的机械性能和耐腐蚀性能。当 La 添加量为 0.2%(质量分数)时, 晶粒细化效果最好, 型材粗晶区最薄; La 质量分数大于 0.2%时, 过量的 La 形成的初生相与合金晶粒细化剂中的 Ti 相互作用, 减少了异质形核核心的数量, 导致晶粒粗化现象, 降低了合金的机械性能和耐腐蚀性能。

关键词: Al-Mg-Si-Mn 合金; 稀土 La; 晶粒细化; 机械性能; 耐腐蚀性

中图分类号: TG146.21

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2021)12-4493-09

近年来, 随着环保、节能及经济可持续发展要求的不断提高, 轻量化已经成为汽车工业的发展方向。铝合金因其密度小、比强度高、易加工、可回收再利用等特点而被广泛应用于轻量化设计的重要材料^[1]。由近年来欧洲白车身会议参展车型的用途可以发现, 变形铝合金材料在汽车领域的应用范围越来越广, 其主要被用于制造汽车保险杠、发动机罩、车身构架、保险杠横梁、车箱底板等结构件以及仪表板等装饰件^[2]。由于 Al-Mg-Si 系合金具有中等强度、优异的挤压成型性及较低的密度等特点, 在汽车制造领域具有广阔的开发和应用前景。但是, 有关 Al-Mg-Si 系合金的应用仍存在一些问題, 例如长时间在高温及腐蚀环境下使用该合金, 合金的机械性能大幅降低而导致汽车的安全性下降, 因而限制了 Al-Mg-Si 系合金在汽车制造中的应用^[3]。

合金化是目前工业中改善合金性能的主要手段^[4,5]。其中稀土元素化学活性较高, 在铝合金中具有净化熔体、细化变质作用, 可以有效改善铝合金铸态组织及力学性能, 被称为工业维生素^[6,7]。稀土元素 La 因其变质效果好, 经济使用价值高, 近年来受到研究者的广泛关注^[8]。Bagaber^[9]等对 A390 合金进行了研究, 发现 La 可以有效细化晶粒, 减少初晶硅含量, 共晶硅由片状转变为更细小的颗粒状, 进而提高合金塑性。

此外, 蒋淑英等^[10]采用 EET 理论和 BLD 方法计算了 La-Al 价电子结构和化学键键能, 发现 LaAl₄ 化合物对铝合金的强度和高温稳定性的贡献较为显著。目前 La 在铝合金中的研究主要集中于铸造铝合金, 而对于 La 在变形铝合金中的研究停留在显微组织及时效性能研究, 对于工业挤压型材在高温及腐蚀环境下性能的研究甚少^[11-13]。

为了提高镧在变形铝合金中的应用范围, 优化铝合金型材的性能, 本工作系统研究了含镧 Al-Mg-Si-Mn 汽车型材在服役环境下的综合使用性能。对比不同 La 添加量合金在常温及高温下的机械性能及耐腐蚀性, 解释并分析 La 对 Al-Mg-Si-Mn 合金的影响规律。

1 实验

以纯铝锭(99.85%)、镁锭(99.95%)、工业硅(98.50%)、Al-Mn(10%)中间合金及 Al-La(10%)中间合金为原料。采用半连续铸造生产, 电阻熔炼炉加热铝锭至完全熔化, 依次加入工业硅、Al-Mn 中间合金、Al-La 中间合金及镁锭, 搅拌至完全熔化; 使用纯氩气(99.99%)精炼, 引流时熔体点添加细化变质剂 AlTi₅B 丝, 经除气箱及过滤箱后, 进入铸盘结晶器内铸造。

收稿日期: 2020-12-10

基金项目: 国家重点研发计划(2016YFB0300901); 辽宁省重点研发计划(2020JH2/10700003)

作者简介: 孙巍, 男, 1983年生, 博士, 东北大学材料科学与工程学院, 辽宁 沈阳 110819, E-mail: sunwei@zhongwang.com

本研究分别制备了 L0、L1、L2 及 L3 共 4 种（0%、0.1%、0.2% 及 0.3%，质量分数，下同）不同 La 元素添加量的 Al-0.6Mg-0.7Si-0.2Mn 合金铸锭，分解试样后，在 ICP-AES 光谱仪上进行测量^[14]，测量结果如表 1 所示。

所有成分铸锭在工业生产条件下进行均匀化处理，炉温 560 °C 下保温 8 h。铸锭经锯切、车皮处理后，制成 $\Phi 80 \text{ mm} \times 350 \text{ mm}$ 的挤压坯料。坯料预热（480 °C）后压入 550 T 挤压机挤压成型，挤压比为 1/40，采用在线水雾冷。挤压完成后进行人工时效，将挤压件在 175 °C 下时效 8 h，铝合金型材最终热处理状态为 T6 状态。为保证后续测试性能稳定，挤压件头端、尾端各切去 1500 mm，取中间段作为实验用料。

金相试样按照 GB/T 3246.1-2012 标准制备，腐蚀液为 Keller 试剂，腐蚀前进行表面研磨抛光。使用岛津 SSX-550 型扫描电镜（SEM）对试样微观结构和相分布进行表征，配备扫描电镜能谱仪（EDS）对各相进行成分分析。试样经阳极氧化制膜处理后使用 OLYMPUS（GX51）金相显微镜（OM）在偏振光下观察显微晶粒组织。

室温、高温拉伸矩形试样按照 GB/T228.1-2010 标准制造，所有成分试样分别在温度 25、100、200 °C 下进行拉伸试验，拉伸速率为 5 mm/min，拉伸试验所用设备为 AG-X 100KN 电子万能试验机和 TCL 型恒温箱。每组拉伸试验各测试 3 个试样，取平均值。弯曲试样采用德国汽车工业协会金属材料的板材弯曲试验方法（VDA-238-100）制造，试样去除表面油污、边缘毛刺后进行试验。

晶间腐蚀试样尺寸为 40 mm×25 mm×8 mm，腐蚀前进行表面清洗、除油及抛光处理，在（30 g NaCl+10 mL HCl）溶液中在温度（35±1）°C 浸泡 24 h 后，使用金相显微镜（OM）观察腐蚀面形貌，标记腐蚀深度。晶间腐蚀后的试样按照 GB/T228.1-2021 标准在 AG-X100kN 的电子万能试验机上进行拉伸试验。

2 实验结果

2.1 La 元素对显微组织的影响

2.1.1 La 元素对铸态组织的影响

图 1 为不同 La 含量 Al-Mg-Si-Mn 合金铸锭（均匀化处理前）SEM 显微组织。第二相的 EDS 分析结果如表 2 所示。由图 1a 可知，未添加 La 元素的 Al-Mg-Si-Mn 合金铸锭存在呈灰色树枝状的相，EDS 检测结果表明，除 Al 元素外，灰色树枝状相主要含有 Si、Mn、Fe 元素。据文献可知^[15,16]，推测该相为 Al(Fe, Mn)Si 化合物。此外，合金还存在一种黑色块状相（Point A2），经分析表明，该相为 Mg、Si 相。观察图 1b、1c、1d 可以发现，添加 La 的 Al-Mg-Si-Mn 合金中开始出现一种新的第二相（Point B1、C1、D1），该相呈团块状，其原子量较高，相比基体更亮。这些相的 EDS 分析结果表明，该相是由 Al、Mn、La、Si 及 Mg 元素所组成的复杂化合物，该化合物不含 Fe。并且 La 元素含量对 Al-Mg-Si-Mn 合金第二相的形貌具有一定影响，当 La 添加量为 0.1%、0.2% 时，Al(Fe, Mn)Si 化合物的形貌由树枝状向短棒状转变，且化合物厚度减薄，由连续分布转变为断续分布，团块状的含 La 相直径约为 4.2 μm ；当 La 的添加量增加至 0.3% 时，Al(Fe, Mn)Si 化合物的形貌重新变为未添加 La 元素时的树枝状，La 元素所形成的复杂化合物尺寸变大，直径约为 8.5 μm 。

不同 La 含量的 Al-Mg-Si-Mn 合金铸锭（均匀化处理后）金相观察（OM）的显微晶粒组织如图 2 所示。使用截距法进行晶粒尺寸测量，未添加 La 的 Al-Mg-Si-Mn 合金的平均晶粒尺寸为 137.3 μm ；添加 0.1%La 后合金的平均晶粒尺寸减小至 93.0 μm ，晶粒得到细化；而当 La 添加量为 0.2% 时，合金的平均晶粒尺寸减小至 75.4 μm ，减幅为 45%，晶粒细化效果明显；当继续添加 La 元素至 0.3% 时，平均晶粒尺寸增加至 117.5 μm ，与 La 添加量 0.1%、0.2% 相比，晶粒发生粗化。以上结果表明，适当添加 La 元素有利于细化铸锭晶粒，改善合金铸态组织。

2.1.2 La 元素对挤压后组织的影响

图 3 为不同 La 含量型材的 SEM 显微组织。第二相的 EDS 分析结果如表 3 所示。

表 1 Al-Mg-Si-Mn 合金的化学成分

Table 1 Chemical composition of the Al-Mg-Si-Mn alloy ($\omega/\%$)

Alloy	Si	Fe	Mg	Mn	La	Ti	Al
L0	0.721	0.028	0.583	0.199	0.000	0.027	Bal.
L1	0.723	0.027	0.584	0.195	0.099	0.027	Bal.
L2	0.721	0.028	0.583	0.199	0.196	0.027	Bal.
L3	0.721	0.028	0.581	0.196	0.295	0.026	Bal.

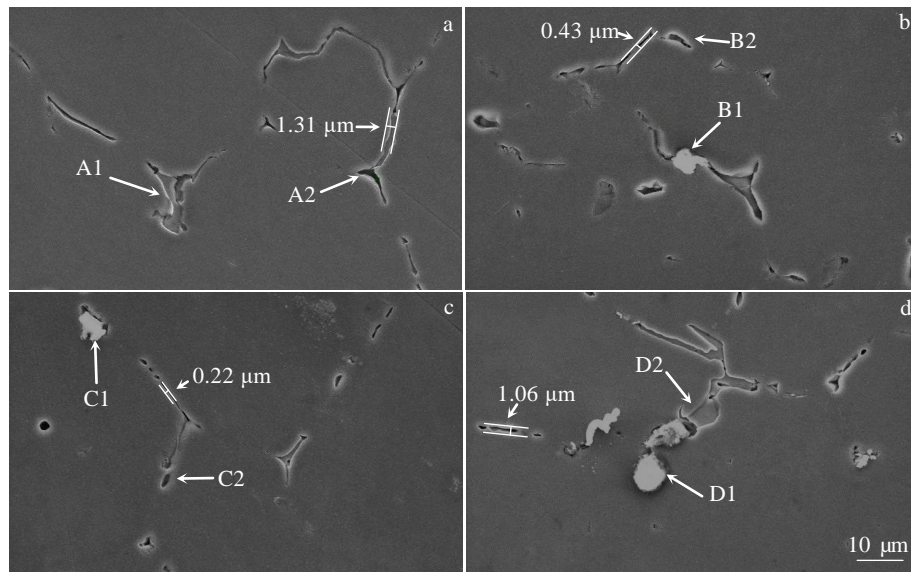


图 1 不同 La 含量 Al-Mg-Si-Mn 合金铸锭的 SEM 显微组织

Fig.1 SEM microstructures of Al-Mg-Si-Mn alloy ingots with different La contents: (a) 0%, (b) 0.1%, (c) 0.2%, and (d) 0.3%

表 2 图 1 中不同 La 含量 Al-Mg-Si-Mn 合金铸锭的第二相 EDS 分析结果

Table 2 EDS analysis results of the second phase of Al-Mg-Si-Mn alloy ingot with different La contents in Fig.1 (at%)

Alloy	Point	Si	Fe	Mg	Mn	La	Ti	Ca	Al
L0	A1	12.8	1.2	-	12.8	-	-	-	73.2
	A2	2.7	-	8.2	-	-	-	-	89.1
L1	B1	4.7	-	2.3	24.7	13.2	-	-	55.1
	B2	2.3	-	1.3	-	-	-	-	96.4
L2	C1	4.2	-	1.4	31.9	18.6	-	-	43.9
	C2	1.7	-	1.1	-	-	-	-	97.2
L3	D1	5.7	-	1.8	20.1	9.6	1.4	1.8	59.6
	D2	12.2	1.1	1.1	13.9	-	-	-	71.7

观察图 3 可以发现,所有型材试样经人工时效 (175 °C/8 h) 处理后,基体中有大量的黑色点状析出,EDS 分析结果表明该相为 Mg、Si 相 (Point C3')。未添加 La 元素的试样存在边缘尖锐的块状相,分析表明,灰色块状相为 Al(Fe, Mn)Si 化合物,黑色块状相为 Mg、Si 相。观察图 3a、3b、3c 可以发现,添加 La 元素使型材组织中 Al(Fe, Mn)Si 化合物消失,取而代之的为光亮的含 La 团块状相。当 La 的添加量为 0.1%、0.2% 时, Mg、Si 相由尖锐的块状转变为平滑的短棒状;当 La 的添加量升高至 0.3% 时, Mg、Si 相形貌再次发生改变,由短棒状转变为长条状。

图 4 为不同 La 添加量型材截面的 OM 照片。型材表面组织主要分为 2 个区域,显微晶粒组织粗大,晶界清晰的区域为粗晶区,存在于型材表层;细小呈纤维状的组织区域为纤维状细晶区,存在于型材内部。粗晶区与纤维状细晶区分界明显。对比不同 La 添加量

的型材截面组织,其中未添加 La 合金型材 (图 4a) 的粗晶区厚度最大,为 427 μm;当 La 添量为 0.1% 时,粗晶区厚度为 397 μm,粗晶区有减薄趋势;当 La 添加量为 0.2% 时,粗晶区最薄,为 127 μm;添加 0.3% La (图 4d) 时,粗晶区重新变厚,但仍优于未添加 La 的型材。因此,适量添加 La 元素可以有效减薄型材粗晶区厚度。

2.2 不同 La 含量对汽车型材力学性能的影响

图 5 为不同 La 含量挤压型材在 25、100 和 200 °C 下力学拉伸性能曲线。室温下汽车型材的强度和断后伸长率随 La 添加量的增加先升高后下降。当 La 添加量为 0.2% 时,型材强度最高,其中屈服强度比未添加 La 元素提高 9.6%,抗拉强度提高 9.5%,断后伸长率提高 10.9%;当 La 添加量超过 0.2% 时,型材强度和断后伸长率出现下降趋势,与未添加 La 相比,屈服强度和抗拉强度分别提高了 4% 和 5%,断后伸长率提高了 10.2%。

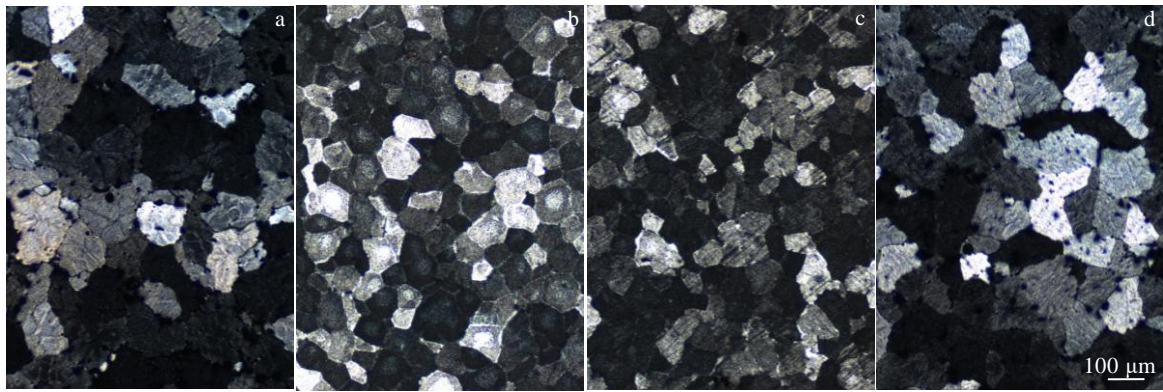


图 2 不同 La 含量的 Al-Mg-Si-Mn 合金铸锭的 OM 照片

Fig.2 OM microstructures of Al-Mg-Si-Mn alloy ingots with different La contents: (a) 0%, (b) 0.1%, (c) 0.2%, and (d) 0.3%

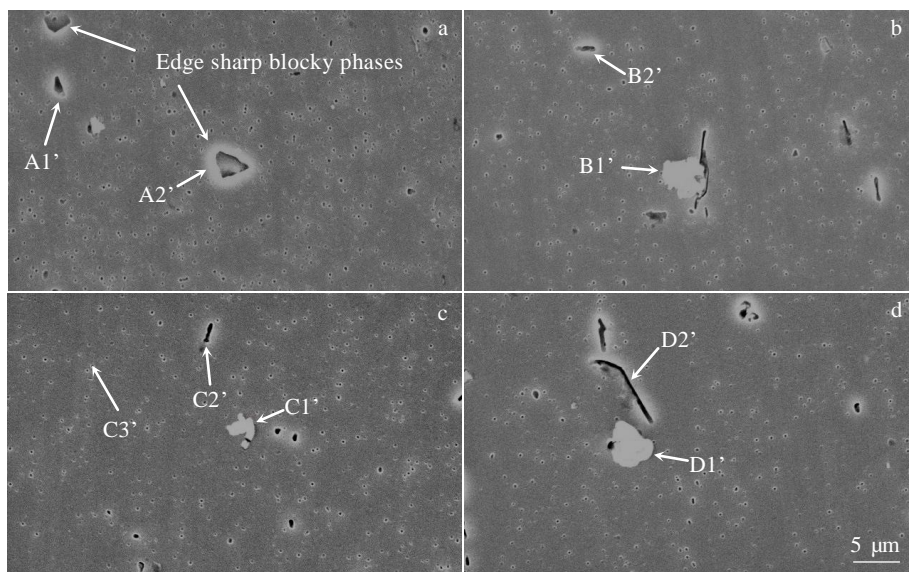


图 3 不同 La 含量型材的 SEM 显微组织

Fig.3 SEM microstructures of profiles with different La contents: (a) 0%, (b) 0.1%, (c) 0.2%, and (d) 0.3%

在 100 °C 下, 添加 0.2% La 合金型材的屈服强度和抗拉强度分别为 307 MPa 和 315 MPa, 断后伸长率为 12.88%, 比未添加 La 合金分别提高 9.6%、8.6% 和 9.1%; La 添加量超过 0.2% 时, 合金强度和断后伸长

率呈下降趋势, 与未添加 La 相比, 屈服强度、抗拉强度和断后伸长率分别提高了 2.5%、2% 和 3.7%。

200 °C 下拉伸力学性能曲线变化与 100 °C 相似, 如图 5c 所示。

表 3 图 3 中不同 La 含量型材的第二相 EDS 分析结果

Table 3 EDS analysis results of the second phase of profiles with different La contents in Fig.3 (at%)

Alloy	Point	Si	Fe	Mg	Mn	La	Ti	Cr	Al
L0	A1'	1.3	-	1.4	-	-	0.9	-	96.4
	A2'	3.9	4.6	1.6	9.3	-	-	1.1	79.5
L1	B1'	3.0	-	2.0	4.0	15.2	-	-	75.8
	B2'	1.9	-	0.8	-	-	-	-	97.3
L2	C1'	4.1	-	4.0	2.5	3.5	-	-	85.9
	C2'	5.8	-	2.3	-	-	-	-	91.9
	C3'	2.2	-	1.3	-	-	-	-	96.5
L3	D1'	1.2	-	1.5	49.2	6.4	1.0	-	50.6
	D2'	3.5	-	3.2	-	-	-	-	93.3

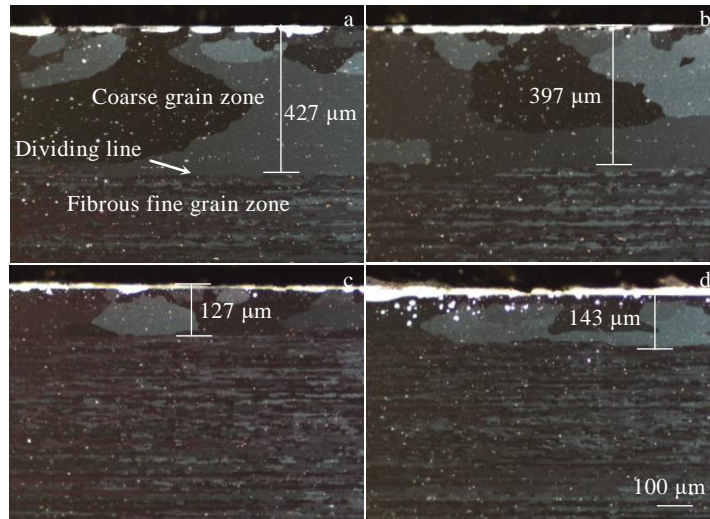


图 4 不同 La 含量型材的截面 OM 组织

Fig.4 Section OM microstructures of profiles with different La contents: (a) 0%, (b) 0.1%, (c) 0.2%, and (d) 0.3%

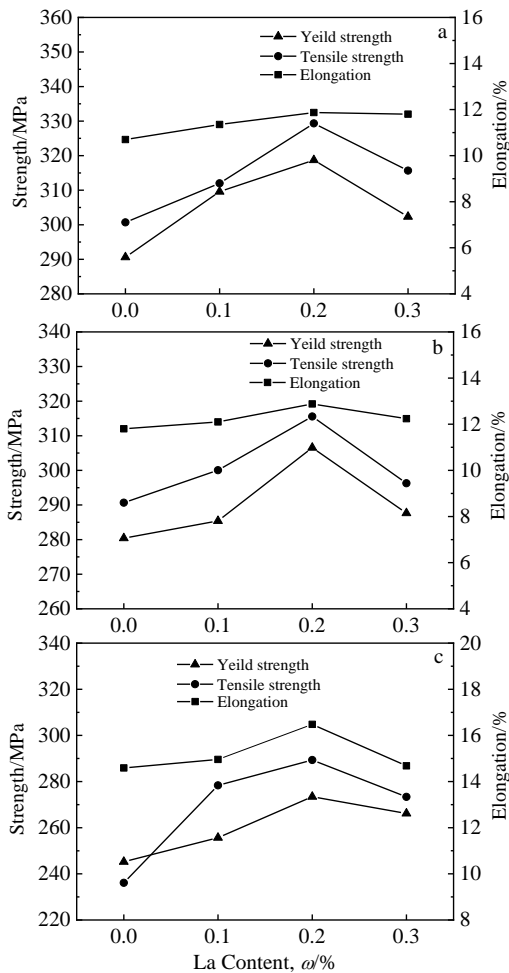


图 5 不同 La 含量的 Al-Mg-Si-Mn 在不同温度下力学拉伸性能曲线

Fig.5 Tensile properties curves of Al-Mg-Si-Mn alloys with different La contents at different temperatures: (a) 25 °C, (b) 100 °C, and (c) 200 °C

2.3 La 元素对汽车型材弯曲性能的影响

图 6 为不同 La 含量挤压型材弯曲试验结果。观察图 6 可以发现，当 La 添加量由 0% 升高至 0.2% 时，可承受最大载荷及折弯角度随 La 添加量的增加而升高。当 La 添加量为 0.2% 时，型材的弯曲性能最好，可承受最大载荷为 5.57 kN，折弯角度为 130.5°；当 La 添加量为 0.3% 时，过量的 La 不仅无法继续提供有益效果，甚至型材可承受最大载荷下降至 5.31 kN，但仍优于未添加 La 的型材试样。

图 7 为不同 La 含量型材折弯后弯曲面 (SEM) 形貌。由图 7 可以观察到，不添加 La 元素时型材弯曲面存在宽度较大 (645 μm) 的裂口，裂口边缘呈台阶状；当添加量为 0.1% 时，裂口宽度降低至 383 μm，表面有轻微的起皮脱落现象；当 La 添加量增加到 0.2% 时，裂口转变为宽度不明显的细纹，并且表面没有发

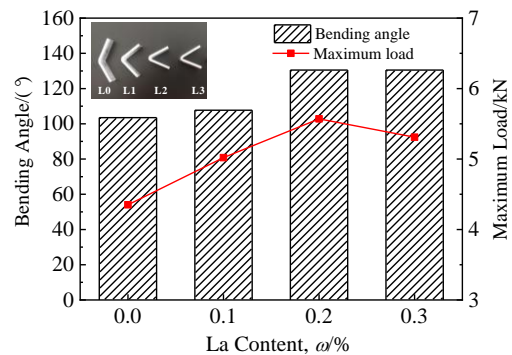


图 6 不同 La 含量的 Al-Mg-Si-Mn 合金弯曲试验结果
Fig.6 Bending test results of Al-Mg-Si-Mn alloys with different La contents

生起皮脱落现象；当添加量增加到 0.3% 时，细纹数量变多，遍布整个弯曲面。根据弯曲试验结果可以发现，弯曲面形貌与可折弯角度具有一定的关系，当可折弯角度较小时，弯曲面多为宽度较大的裂口，反之则为裂口宽度不明显的细纹。

2.4 不同 La 含量对汽车型材耐蚀性能的影响

图 8 为不同 La 含量型材晶间腐蚀的 OM 照片。可见，未添加 La 合金型材（图 8a）表层金属大面积脱离，晶间腐蚀沿着晶界向型材内部扩展，最大腐蚀深度 269.3 μm 。当 La 添加量至 0.1% 时，局部区域表层金属发生脱落，有晶间腐蚀沿着晶界向型材内部扩展的倾向，最大腐蚀深度为 256.35 μm （图 8b）；当 La 添加量 0.2% 时，仅表面局部区域发生晶间腐蚀，没有向内部扩展腐蚀的趋势，腐蚀程度轻微，最大腐蚀深度降低，为 161.37 μm （图 8c）；添加 0.3% La（图 8d）时，腐蚀深度为 220.74 μm ，腐蚀坑呈半连续态分布，有向内部腐蚀扩展倾向，过量的 La 添加导致了型材晶间腐蚀程度加深，耐蚀性能下降。

图 9 为不同 La 添加量合金型材在 NaCl-HCl 腐蚀液中浸泡腐蚀后的拉伸力学性能曲线。从图 9 可以发现，当 La 添加量 0.2% 时合金的腐蚀后力学性能最优，屈服强度、抗拉强度和断后伸长率分别为 166 MPa、239 MPa 和 11.15%，比未添加 La 分别提高 11%、14% 和 34%；当 La 添加量超过 0.2% 时，合金的强度和断后伸长率均出现下降趋势，与未添加 La 元素相比，屈服强度、抗拉强度和断后伸长率分别提高 4%、5% 和 19%。综上所述，La 元素对合金型材的耐腐蚀性能具

有一定影响，添加 La 使型材耐蚀性提高，晶间腐蚀深度降低，合金强度和断后伸长率提高；但当 La 添加量为 0.3% 时，晶间腐蚀深度出现增大趋势，力学性能随之降低。

3 分析与讨论

稀土元素的晶粒细化机理有 2 种观点，一种观点认为稀土元素在铝合金中形成弥散的第二相在晶内分布，起到异质形核的作用，增加了合金的形核率，从而达到细化晶粒的效果；另一种观点认为，稀土元素在铝合金中的溶解度比较低，造成稀土元素富集在固液界面前沿，导致枝晶缩小、熔断，进而使晶粒得到细化^[17,18]。根据试验结果可知，Al-Mg-Si-Mn 合金中添加的 La 主要以复杂的化合物形式存在。造成 La 在晶界分布较多的原因可能是由于 La 与 Al 的原子尺寸相差较大，根据 Hume-Rothery 规则^[19]，La 进入晶格内将引起较大的晶格畸变，导致系统内的势能增加，自由能升高，因此 La 进入晶格内非常困难。而晶界的原子排列相对松散，为了降低系统内的吉布斯自由能，含 La 的稀土化合物将在晶界上聚集，形成一种复杂的第二相，沿枝晶分布^[20]。该化合物在晶界处富集，降低了晶粒的长大速度，对晶粒细化具有有益效果。

型材在挤压过程中，过渡族元素形成的第二相粒子具有提高再结晶温度、细化晶粒的作用。但实际效果的好坏，还取决于第二相粒子的大小、分布和存在形式。由图 3 可知，La 元素的添加改变了 Al(Fe, Mn)Si 化合物的形貌，使外形尖锐的块状第二相变为边缘平滑的短

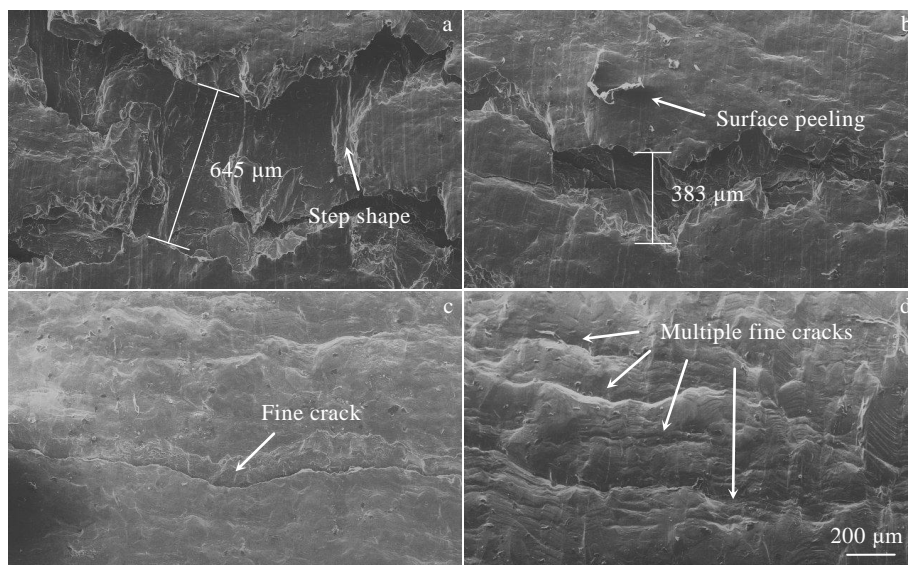


图 7 不同 La 含量的 Al-Mg-Si-Mn 合金折弯后弯曲面 SEM 形貌

Fig.7 SEM morphologies of bending surface of Al-Mg-Si-Mn alloys with different La contents: (a) 0%, (b) 0.1%, (c) 0.2%, and (d) 0.3%

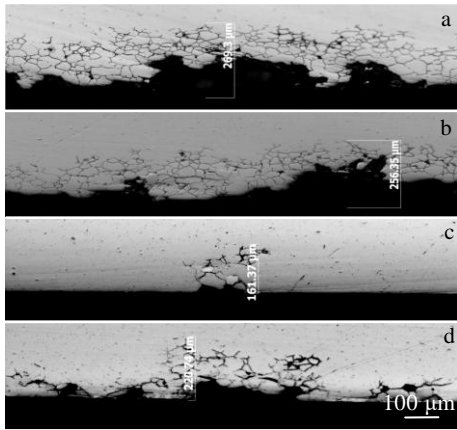


图 8 不同 La 含量型材的晶间腐蚀的 OM 照片

Fig.8 Intergranular corrosion OM images of profiles with different La contents: (a) 0%, (b) 0.1%, (c) 0.2%, and (d) 0.3%

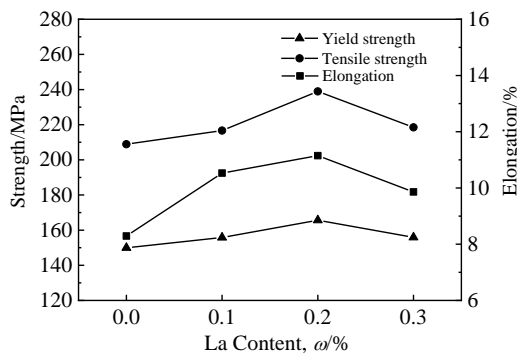


图 9 不同 La 含量型材腐蚀后力学性能曲线

Fig.9 Mechanical properties curves of profiles with different La contents after corrosion

棒状,从而加强了第二相粒子对再结晶后期晶粒长大的抑制作用,细化再结晶晶粒^[21]。当 La 含量为 0.2%时,合金的粗晶区最薄,再结晶晶粒细化效果最好。

由于含 La 的稀土化合物具有高熔点、高稳定的特点,在高温下具有钉扎晶界作用,从而改善材料的高温变形行为,降低材料在高温下性能减弱程度。据文献研究^[22],La 与合金中 Si 元素亲和力较强,易形成第二相,导致可移动扩散的 Si 原子浓度降低,影响强化相 β'' 的形成,推迟 β'' 析出。高温下拉伸过程中合金材料发生了时效,强化相 β'' 析出,添加 La 元素合金 β'' 相的析出数量会少于未添加 La 的合金,因而在高温下添加 La 的合金强度较高。但当合金中 La 含量为 0.3%时,合金的力学性能、弯曲性能降低,这是由两方面

原因造成的,一方面铸态显微晶粒组织开始出现粗化现象,根据 EDS 分析结果(表 2)可知,铝合金中的晶粒细化剂 Ti 与过量 La 元素发生了相互作用,降低了 Ti 作为异质形核核心的有效浓度,减少了形核核心的数量,降低了晶粒细化效果,力学性能及弯曲性能随之降低^[23];另一方面 La 元素的添加改善了第二相的形貌,使短棒状的第二相变为长条状,在变形过程中容易成为裂纹源,使合金抵抗变形能力减弱,降低了合金的力学性能及抗弯曲性能。

由于基体组织的电化学性不均匀,晶粒一般为阴极,晶界上元素分布较多,电化学性比晶内活泼,电极电位较负,一般为阳极,优先发生腐蚀,腐蚀沿着晶界逐渐扩展,从而产生晶间腐蚀^[24]。稀土元素 La 具有电化学性较高的特点,与腐蚀液中 Cl^- 和 O_2^- 极易发生反应,生成致密的氯化物层和氧化物层,可阻碍晶间腐蚀扩展,从而降低了晶间腐蚀程度。同时,稀土元素 La 可减少杂质元素在合金中的分布,使合金的组织结构更加均匀,减少了由于合金组织不均匀形成的微电池而产生局部腐蚀的倾向,在一定程度上提高了合金的耐蚀性能。另外,型材的粗晶区具有较多的晶界和亚晶界,晶间腐蚀的萌生位置和扩展通道更多,从而导致在型材表面上的腐蚀区域十分密集^[25]。而 Al-Mg-Si-Mn 合金添加 La 元素可以有效减薄型材粗晶区厚度,因此,La 元素的添加对型材的晶间腐蚀性能同样具有有利影响。如图 8 所示,当 La 添加量为 0.2%时,合金型材表面最大腐蚀深度减小,耐腐蚀性能提高;当 La 添加量超过 0.2%时,La 元素富集在晶界附近,晶界与晶内的电势差增大,晶间腐蚀倾向增大,型材表面的腐蚀深度增大,耐腐蚀性有所降低。

4 结 论

1) 在 Al-Mg-Si-Mn 合金中添加稀土 La 元素,La 元素富集在晶界附近,阻碍晶粒长大,起到一定的细化晶粒的效果。当 La 添加量为 0.2%时,合金晶粒尺寸最小,稀土 La 的细化效果最为明显;随着 La 含量的增加,La 元素形成的稀土初生相吸附了晶粒细化剂中的 Ti 原子,降低了 Ti 作为异质形核核心的有效浓度,合金晶粒粗化,晶粒细化效果减弱。

2) 稀土 La 的添加有效改善了第二相形貌,提升细化再结晶晶粒的效果,从而提高了 Al-Mg-Si-Mn 合金型材的机械性能。当 La 添加量为 0.2%时,型材的抗弯曲性能和抗拉伸性能得到充分改善,效果最优;当 La 添加量为 0.3%时,La 元素改善第二相形貌的能力减弱,合金的抗弯曲性能和抗拉伸性能降低。

3) 稀土 La 减少合金中杂质分布,使合金组织结

构均匀, 减少微电池形成倾向, 同时减薄型材表面粗晶区厚度, 提高型材的耐腐蚀性能。当 La 添加量为 0.2% 时, 合金最大腐蚀深度最小, 晶间腐蚀程度最轻; La 添加量为 0.3% 时, La 元素在晶界上聚集, 增大了晶界和晶内的电势差, 加剧了晶间腐蚀程度, 最大腐蚀深度加大, 合金耐腐蚀性降低。

参考文献 References

- [1] Wei Yuansheng(魏元生). *Automobile Technology & Material* (汽车工艺与材料)[J], 2015(1): 1
- [2] Wang Zhiwen(王智文), Sun Xiqing(孙希庆), Xiang Shengtian(项生田) et al. *Automotive Engineering*(汽车工程)[J], 2015, 37(3): 366
- [3] Fu Jin(付锦), Qi Wenjun(戚文军), Li Yajiang(李亚江) et al. *Materials Research and Application*(材料研究与应用)[J], 2016, 10(3): 159
- [4] Chen Zhiguo(陈志国), Yang Wenling(杨文玲), Wang Shiyong(王诗勇) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2010, 39(8): 1499
- [5] Xing Zebing(邢泽炳), Nie Zuoren(聂祚仁), Ji Xiaolan(季小兰) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2006, 35(12): 1979
- [6] Han Yu(韩钰). *Thesis for Master*(硕士论文)[D]. Beijing: North China Electric Power University, 2017
- [7] Yang Yuchun(杨遇春). *Rare Metal Materials and Engineering* (稀有金属材料与工程)[J], 1993, 22(4): 1
- [8] Gao Yan(高妍), Chen Wenlin(陈文琳), Guo Zhen(郭震) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2017, 46(8): 2070
- [9] Bagaber S A, Abdullahi T, Harun Z et al. *Arabian Journal for Science and Engineering*[J], 2017, 42(11): 4559
- [10] Jiang Shuying(蒋淑英), Li Shichun(李世春). *Transactions of Materials and Heat Treatment*(材料热处理学报)[J], 2013, 34(7): 31
- [11] Guo Tingbiao(郭廷彪), Zhang Zhanfei(张展飞), Ding Wanwu(丁万武) et al. *Rare Metal Materials and Engineering* (稀有金属材料与工程)[J], 2016, 45(10): 2621
- [12] Zhong Gu(钟鼓), Wu Zhibin(吴志斌), Wu Shusen(吴树森) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2016, 45(11): 3004
- [13] Qi Peng(齐鹏), Li Bolong(李伯龙), Wang Tongbo(王同波) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2020, 49(4): 1360
- [14] Li Qiuyu(李虬玉). *The Sixth Chinese Chemical Society, Research and Progress of Trace Elements in China*(第六届中国化学会—全国微量元素研究和进展)[C]. Xiamen: Chinese Chemical Society, 2004: 3
- [15] Allachi H, Chaouket F, Draoui K. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2009, 475: 300
- [16] Chen Z W, Chen P, Ma C Y. *Rare Metals*[J], 2012, 31(4): 332
- [17] Yang Tianen(杨天恩), Xiong Ji(熊计), Yang Qiping(杨启平) et al. *Hot Working Technology*(热加工技术)[J], 2016(11): 29
- [18] Ni Hongjun(倪红军), Sun Baode(孙宝德), Jiang Haiyan(蒋海燕) et al. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2002, 12(5): 940
- [19] Jian Haigen(蹇海根), Jiang Feng(姜锋), Xu Zhongyan(徐忠艳) et al. *Hot Working Technology*(热加工技术)[J], 2006(6): 61
- [20] Xiao Daihong(肖代红), Huang Boyun(黄伯云), Song Wen(宋旻) et al. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals* (中国有色金属学报)[J], 2008, 18(4): 571
- [21] Zhang Shenghua(张胜华), Qin Yehua(覃业华). *Aluminum Fabrication*(铝加工)[J], 2001(2): 16
- [22] Guo Feng(郭锋), Jia Yue(贾岳). *Transactions of Materials and Heat Treatment*(材料热处理学报)[J], 2012, 33(S2): 46
- [23] Liu Qiao(刘峤), Xiao Lairong(肖来荣), Zhang Hongling(张宏领) et al. *Mining and Metallurgical Engineering*(矿物冶金工程)[J], 2014, 34(5): 134
- [24] Liu Guili(刘贵立), Li Rongde(李荣德). *Chinese Journal of Chemical Physics*(化学物理学报)[J], 2004(5): 649
- [25] Shen Pengyang(申澎洋), Tang Jianguo(唐建国), Ye Lingying(叶凌英) et al. *Chinese Journal of Materials Research*(材料研究学报)[J], 2018, 32(10): 751

Effect of Rare Earth Lanthanum on Mechanical and Corrosion Properties of Al-0.6Mg-0.7Si-0.2Mn Automotive Profiles

Sun Wei^{1,2}, Zhang Yu², Tong Weiping¹, Zhang Hui¹, Li Pengwei², Wang Xiangjie¹, Wu Nan², Xie Fangliang²

(1. Key Laboratory of Electromagnetic Processing of Materials, Ministry of Education, Northeastern University, Shenyang 110819, China)

(2. Liaoning Zhongwang Group Co., Ltd, Liaoyang 111003, China)

Abstract: The microstructure, mechanical properties and corrosion resistance of Al-Mg-Si-Mn alloy with different La contents were studied by SEM, OM, tensile test (normal temperature/high temperature), bending test and intergranular corrosion test, and the effects of rare earth element La on the mechanical and corrosion properties of the alloy were analyzed. The results show that with the addition of La, the as-cast microstructure of the alloy is gradually refined, the morphology of the second phase is improved, the thickness of the coarse grain zone of the profiles is reduced, and the mechanical properties and corrosion resistance of Al-Mg-Si-Mn alloy are improved. When La content is 0.2wt%, the grain refinement effect is the best, and the coarse grain zone is the thinnest. When La content is greater than 0.2wt%, the primary phase formed by excessive La interacts with the grain refiner Ti in the alloy, which reduces the number of heterogeneous nucleation cores, leads to grain coarsening phenomenon, and degrades the mechanical properties and corrosion resistance of the alloy.

Key words: Al-Mg-Si-Mn alloy; rare earth La; grain refinement; mechanical properties; corrosion resistance

Corresponding author: Zhang Hui, Ph. D., Professor, Key Laboratory of Electromagnetic Processing of Materials, Ministry of Education, Northeastern University, Shenyang 110819, P. R. China, E-mail: hzhang@epm.neu.edu.cn