DOI: 10.3901/JME.2020.02.056

大应变轧制 Mg-Al-Sn 合金板材的微观组织与力学性能*

莫华均¹ 程仁山^{2,3} 马立峰⁴ 林金宝⁴ 杨吉顺^{2,3}
潘虎成^{2,3} 任玉平^{2,3} 秦高梧^{2,3}

(1. 中国核动力研究设计院第一研究所 成都 610041;

2. 东北大学材料科学与工程学院 沈阳 110819;

3. 东北大学材料各向异性与织构教育部重点实验室 沈阳 110819;

4. 太原科技大学重型机械教育部工程研究中心 太原 030024)

摘要: 通过对 Mg-3Al-1Sn 合金(AT31)进行挤压以及后续的单道次大应变轧制变形, 得到强度和塑性兼备的新型变形镁合金板材。组织分析表明, AT31 合金中析出了一定数量的 $Mg_{17}Al_{12}$ 相和 Mg_2Sn 相, 挤压态合金经轧制之后晶粒均得到有效的细化, 因此合金的强度显著提高。经 250 °C 低温轧制后, AT31 合金的晶粒尺寸细化最明显, 单道次约 58% 应变之后晶粒尺寸约 4.72 μm ; 随着应变提升约至 66%, AT31 合金的晶粒尺寸略有长大, 约 4.94 μm 。经 300 °C 下轧制之后, 最低晶粒尺寸可达到约 5.58 μm ; 同样, 随着应变量的增加, 晶粒尺寸先显著降低后有所上升。与此对应, 这与拉伸所测的屈服强度变化规律完全一致的, 即符合经典的细晶强化理论。经过 250 °C 温度下的单道次约 58% 大应变轧制变形后, Mg-3Al-1Sn 合金板材的抗拉强度及伸长率匹配性最优, 屈服强度约 185 MPa, 抗拉强度约 256 MPa, 伸长率约 29.2%, 具备优异的强塑性兼备特性。鉴于此, Mg-Al-Sn 合金在工业中有着广阔的应用潜力。

关键词: 镁合金; 轧制变形; 动态再结晶; 第二相; 晶粒细化

中图分类号: TG146

Microstructure and Mechanical Properties of Mg-Al-Sn Alloy Sheet Produced by Large Strain Rolling

MO Huajun¹ CHENG Renshan^{2,3} MA Lifeng⁴ LIN Jinbao⁴ YANG Jishun^{2,3}
PAN Hucheng^{2,3} REN Yuping^{2,3} QIN Gaowu^{2,3}

(1. The First Sub-institute, Nuclear Power Institute of China, Chengdu 610041;

2. School of Materials Science and Engineering, Northeastern University, Shenyang 110819;

3. Key Laboratory for Anisotropy and Texture of Materials, Northeastern University, Shenyang 110819;

4. Heavy Machinery Engineering Research Center of the Ministry of Education, Taiyuan University of Science and Technology, Taiyuan 030024)

Abstract: A new wrought magnesium sheet alloy, the Mg-3Al-1Sn alloy (AT31) with both high strength and high ductility, was obtained by first extrusion and subsequent single-pass large-strain rolling processing. The microstructure analysis showed that the certain amounts of $Mg_{17}Al_{12}$ phases and Mg_2Sn phases were precipitated in the AT31 alloy, and the grains of the as-extruded alloys were effectively refined after rolling, and the strength was significantly improved. After low-temperature rolling at 250 °C, the most obvious grain size refinement is detected in the AT31 alloy. The grain size was reduced to be about 4.72 μm after a single pass of about 58% deformation. As the deformation is increased to about 66%, the grain size of the AT31 alloy slightly grows, about 4.94 μm . After rolling at 300 °C, the minimum grain size can reach about 5.58 μm . Similarly, with the amount of deformation increasing, the grain size significantly decreases firstly and then increases. The grain size change is in accordance with the variation of yield strength,

* 国家重点研究发展计划(2016YFB0701200)和国家自然科学基金(51525101, U1610253, 515010322)资助项目。20190424 收到初稿, 20190719 收到修改稿

which further corresponds to the classical grain refinement hardening theory. The Mg-3Al-1Sn alloy sheet which is rolled by a single pass to about 58% at 250 °C, exhibits the optimal combination of tensile strength and elongation. The yield strength, the ultimate strength and the elongation of as-rolled AT31 alloy are about 185 MPa, about 256 MPa, about 29.2%, respectively. Therefore, Mg-Al-Sn alloy has a broad application potential in the industry.

Key words: magnesium alloy; rolling deformation; dynamic recrystallization; second phase; grain refinement

0 前言

近年来, 随着环境污染和能源浪费等问题的日益凸显, 如何开发出轻质高强的新型结构材料从而有效降低汽车、高铁等交通运输工具的 CO₂ 排放量, 是目前金属加工制造业的发展所面临的一个瓶颈问题。镁合金由于密度小、比强度高、电磁屏蔽性能好和减震能力强等一系列优点, 在交通运输、航空航天、3C 等领域有着广阔的应用前景^[1-5]。但是由于其力学性能的限制, 特别是高的强度和高塑性很难兼备, 导致了目前镁合金的实际应用还面临着极大的挑战。因此开发新型具有良好综合力学性能的变形镁合金具有重要的工程意义。

为了获得具有良好力学性能的镁合金板材, 目前许多新型变形方法的技术已被成功的开发。例如, 通过等径角挤压(Equal channel angular pressing, ECAP) 可以达到显著的晶粒细化^[6]以及基面织构弱化^[7]的效果。但是该工艺在大尺寸镁合金板材的生产方面不具优势^[8]。异步轧制(Different speed rolling, DSR)同样可以起到晶粒细化和基面织构弱化的作用, 但是一般对轧制设备要求较高, 操作工序也较为复杂^[9]。另一方面, 通过控制传统轧制过程中的变形量和轧制温度等工艺参数同样可以起到提高镁合金力学性能的效果^[10-11]。例如, WANG 等^[12]研究了初始态为铸态、轧制态、挤压态的 Mg-9Al-1Zn 合金经后续轧制变形后的力学性能, 发现挤压-轧制组合的板材力学性能最优, 其室温下的屈服强度约 248 MPa、抗拉强度约 382 MPa, 伸长率约 12.9%。鉴于在 Mg-Sn 合金中添加 Zn 可以细化 Mg₂Sn 析出物, CHEN 等^[13]通过挤压和轧制的方法研究了 Zn 含量对 Mg-5Sn 合金微观组织和力学性能的影响, 研究发现合金的强度随着 Zn 含量的增加而增加, 同时发现通过挤压-轧制变形可以形成更加均匀的晶粒。为了制备高性能的镁合金板材, ZHANG 等^[14]通过挤压和多道次轧制工艺开发了一种晶粒细小的 Mg-6.63Zn-0.56Zr 合金板材, 研究发现通过多道次轧制变形可以显著改善合金的组织均匀性, 其室温屈服强度约 200 MPa, 抗拉强度约 304 MPa。

另一方面, 前期研究表明, Sn 的加入能降低镁基体的堆垛层错能, 类似于添加 Y 的效果, 促进非基面<c+a>滑移的开动, 从而提升合金的塑性, 同时可以诱导析出 Mg₂Sn 相, 从而提高合金的强度^[15-17]。例如, SUH 等^[18]在 Mg-Al 系合金中加入 Sn 之后, 发现合金中柱面<a>滑移在变形过程中非常活跃, 从而导致了合金具有较高的室温成形性。WANG 等^[19]研究了 Sn 含量对 Mg-4Zn-1.5Al 合金微观组织及力学性能的影响, 研究发现 Sn 的添加能够改善 Mg-4Zn-1.5Al 合金的晶粒, 从而提高合金的抗拉强度, 当 Sn 含量从 0 增加到 2 wt.% 时, 合金板材的抗拉强度增加了 17 MPa, 然而过量的 Sn 却会对合金的塑性不利, 因为过量的 Sn 导致了 Mg₂Sn 相及晶粒的粗化。SASAKI 等^[20]开发了一种高强度的 Mg-2.2Sn-0.5Zn-1.0Al 合金, 研究发现合金经 250 °C 挤压变形后, 合金的屈服强度、抗拉强度和伸长率分别为 354 MPa、308 MPa 和 12%, 综合力学性能优异。鉴于此, Mg-Al-Sn 合金在工业中有着广泛的应用前景。然而, 以前的研究主要集中在铸态或挤压态的 Mg-Al-Sn 合金棒材上, 很少关注过轧制态 Mg-Al-Sn 合金板材的高性能设计, 特别是高强度与高塑性兼备力学性能的研究。在本研究中, 我们将对 Mg-3Al-1Sn 合金进行挤压以及后续的单道次大应变量轧制变形, 获取不同轧制温度与压下量对合金显微组织和力学性能的影响规律, 以期得制备出一种高强高塑性的 Mg-Al-Sn 合金板材。

1 试验材料及方法

通过真空熔炼炉熔化纯镁(99.99wt.%), 纯铝(99.99wt.%)和纯锡(99.99wt.%)后浇铸制备出 Mg-Al-Sn 合金铸锭。随后将铸态坯料在 500 °C 下固溶处理 12 h, 经反向挤压工艺挤出横截面为 36 mm × 5 mm 的镁合金板材。挤压之前, 在 350 °C 下, 将样品和模具在电阻炉中预热 30 min。然后将锭子在 300 °C 下挤出, 挤压比为 27:1, 挤压速度为 0.3 mm/s。随后, 将挤出的初始厚度为 5 mm 的 Mg-Al-Sn 合金板材进行单道次大应变的轧制变形, 轧制温度选定为 250 °C、300 °C 和 350 °C。轧制前将样品保温 30 min, 轧制速度为 0.2 m/s, 轧辊温度为 130 °C。

分别通过光学显微镜, 电子背散射衍射和扫描电子显微镜对轧制后样品的微观组织进行表征。本试验的拉伸性能测试在岛津 AG-X plus 系列 100 kN/250 kN 台式电子万能材料试验机上进行, 沿轧制方向 (RD) 切取拉伸试样, 并在室温下以 0.001/s 的拉伸速率进行测试。

2 试验结果

2.1 Mg-3Al-1Sn 合金的力学性能

图 1 是 Mg-3Al-1Sn(AT31) 挤压态合金以及在 250 °C、300 °C 和 350 °C 下进行不同压下量轧制所得合金的工程应力-应变曲线。图 1a 为 250 °C 下进行不同压下量所得合金的工程应力-应变曲线, 其中 AT31-250-2.1 代表经 250 °C 轧制变形至 2.1 mm 厚度的轧制态样品, 以此类推。挤压态 AT31 合金经过轧制约 58% 之后所得板材的强度及伸长率均高于挤压态, 但随着变形量的继续增加约 66%, 其强度及伸长率均略有下降。

图 1 Mg-3Al-1Sn 合金在 250 °C、300 °C 和 350 °C 下进行不同压下量轧制所得合金的工程应力-应变曲线图

表 1 Mg-3Al-1Sn 合金板材轧制后所得合金的拉伸力学性能及平均晶粒尺寸

合金编号	屈服强度/ MPa	抗拉强度/ MPa	伸长率 (%)	晶粒尺寸/ μm	基面织构 强度
AT31	132	238	21.6	10.03	7.9
AT31-250-2.1	185	256	29.2	4.72	—
AT31-250-1.7	179	252	25.1	4.94	—
AT31-300-2.0	177	248	26.4	5.58	—
AT31-300-1.6	156	247	25.9	7.28	—
AT31-300-1.1	149	241	23.6	8.54	—
AT31-350-1.9	161	244	24.2	7.67	6.8
AT31-350-1.5	162	246	24.9	6.46	7.2
AT31-350-1.1	136	238	19.8	7.59	6.8

2.2 Mg-3Al-1Sn 合金的金相结果

图 2 显示了 AT31 挤压态合金以及经 250 °C、300 °C、350 °C 温度轧制板材的金相结果。可以看出, 挤压态及轧制态合金的组织均比较均匀, 且挤压态合金经轧制之后晶粒得到了明显的细化, 说明轧制变形过程中发生了进一步的动态再结晶。轧制态合

AT31、AT31-250-2.1 及 AT31-250-1.7 合金的抗拉强度分别为 238 MPa、256 MPa 及 252 MPa, 伸长率均超过了 20%。图 1b 为挤压态合金在 300 °C 下进行轧制所得合金的工程应力-应变曲线, 与 250 °C 下变形合金的规律相似。AT31-300-2.0、AT31-300-1.6 及 AT31-300-1.1 合金的抗拉强度分别为 248 MPa、247 MPa 及 241 MPa。特别的, AT31-300-2.0 合金的屈服强度由挤压态的约 132 MPa 显著提升至约 177 MPa。图 1c 所示经 350 °C 轧制所得合金的工程应力-应变曲线图, 合金的强度及伸长率同样随着变形量的增加先增加而后降低; 同时, AT31-350-1.1 合金的抗拉强度已经降低到了与挤压态 AT31 合金相当。AT31-350-1.9、AT31-350-1.5 及 AT31-350-1.1 合金的抗拉强度分别为 244 MPa、246 MPa 及 238 MPa。强度和伸长率匹配最优的是 AT31-250-2.1 试样, 屈服强度约 185 MPa, 抗拉强度约 256 MPa, 伸长率约 29.2%。表 1 为各编号合金的强度、伸长率、晶粒尺寸以及基面织构强度。

金的晶粒尺寸随着变形量的增加先显著降低而后逐渐提升。例如, AT31、AT31-250-2.1 及 AT31-250-1.7 合金的晶粒尺寸分别为 10.03 μm、4.72 μm、4.94 μm。经 300 °C 下轧制之后, 平均晶粒尺寸降至 AT31-300-2.0 合金的 5.58 μm, 随后提高至 AT31-300-1.6 合金的 7.28 μm, 以及 AT31-300-1.1 合金的 8.54 μm。经 300 °C 下轧制之后, 平均晶粒尺寸降至约 7 μm, 具体如表 1 所示。可以看出, 晶粒尺寸的变化是与轧制态合金的强度变化规律保持一致的。

2.3 Mg-3Al-1Sn 合金的扫描结果

为了观察合金中第二相的存在状态, 选取了各系列合金板材中抗拉强度及伸长率均最高的 AT31-250-2.1 合金进行 SEM 试验, 结果如图 3 所示, 从扫描图中可以看到, 在 AT31-250-2.1 合金中主要存在两种类型的第二相, 一种是不规则的块状相, 另一种是弥散分布于基体的细小点状纳米相, 此弥散分布的纳米颗粒相对于位错的运动有着强烈的阻

图2 Mg-3Al-1Sn 合金的金相组织

碍作用, 对于强度的提升有着极其重要的作用。为了确定第二相所含元素种类及含量, 利用 EDS 能谱对试样进行元素分析。图 3 为分析结果显示, 点 1、点 2 所指的第二相内 Sn 元素高于 Al 元素, 且从图 4 的面扫结果看, Sn 元素主要集中在该相区内, 所以推断该第二相为 Mg_2Sn 相; 点 3 中无 Sn 元素, 因此该第二相应为 $Mg_{17}Al_{12}$ 相。

图3 AT31-250-2.1 合金的 SEM 图像及 EDS 点扫图

图4 AT31-250-2.1 合金试样析出相的 EDS 面扫结果

2.4 Mg-3Al-1Sn 合金的宏观织构

图 5 为挤压态 AT31 合金及其在 350 °C 下进行不同变形量轧制之后所得合金的(0001)、(10-10)及(11-20)面的极图, 样品观察面为 RD-TD 面, 结果发现, 其中挤压态 AT31 合金呈现出较强的基面织构取向, 其大部分晶粒的 c 轴接近垂直于轧面, 但是

当挤压态 AT31 合金在 350 °C 轧制之后, 所得合金的基面织构强度略小于挤压态合金, 这说明合金在轧制过程中晶粒的取向有所偏转, 从而弱化了板材的基面织构, 有利于合金塑性的提高, 而(10-10)及(11-20)面织构组分没有明显的变化。

图5 Mg-3Al-1Sn 合金极图

3 分析讨论

通过轧制变形, 挤压态 Mg-3Al-1Sn 合金板材的强度得到了显著提升, 这可以归因于细晶强化、析出相强化等方面。挤压板材在轧制时, 由于外变形的作用, 镁基体内产生了大量的位错、层错和孪晶等缺陷。随着变形的继续, 位错运动加剧, 位错相互塞积导致了位错胞及亚晶界的形成, 亚晶界不断吸收晶格位错从而转变成大角晶界, 大角晶界的迁移从而导致了等轴的细小动态再结晶晶粒的形成^[21]。与此同时, 在轧制变形过程中内析出了一定数量的微米和纳米尺度第二相, 可以有效阻碍再结晶晶粒的长大并导致轧制态合金的平均晶粒更加细小。

低温轧制时, 由于细小、弥散的第二相 $Mg_{17}Al_{12}$ 和 Mg_2Sn 大量在晶界处析出, 起到了对晶界的钉扎作用, 晶界的迁移比较困难, 故而导致再结晶晶粒

的进一步细化, 细化的再结晶晶粒对于强度的提升大有益处^[22]。根据霍尔-佩奇公式 $\sigma = \sigma_0 + k_y d^{-1/2}$, 晶粒越细, 合金的强度越高^[23-24]。Mg-Al-Sn 合金经 250 °C、300 °C 以及 350 °C 轧制后所得晶粒尺寸随着变形量的增加先显著降低后略有长大, 这是与拉伸所测的屈服强度变化规律完全一致的, 即符合经典的细晶强化理论。事实上, 在单道次变形量增加的早期阶段(如 350 °C 轧制至约 70%), 合金内的形变储能是单调增加的, 轧制变形过程中再结晶形核率显著增多, 因此合金的再结晶晶粒尺寸逐渐细化; 然而, 随着单道次变形量的继续增加(如 350 °C 轧制至约 78%), 尽管镁基体的形核率同步提升, 但此时产生的摩擦热也急剧提升, 在热效应的影响下, 形核出现的再结晶晶粒将不可避免地发生长大^[25]。因此, 单道次轧制变形后镁合金的晶粒细化效应普遍对应存在着一个临界应变变量, 正如本研究中 Mg-Al-Sn 合金的晶粒尺寸随着轧制应变变量的增加先显著降低后有所长大。另一方面, 通过轧制变形, 可以破碎挤压板材中的大颗粒第二相^[26]。这些微米和纳米第二相的析出将以 Orowan 机制导致强度的提高^[27-28]。第二相强化和细晶强化的综合作用导致轧制态 AT31 合金的抗拉强度明显大于挤压态的合金。

除了晶粒的细化, 织构的调节也是调整镁合金力学性能的有效方式^[29]。轧制变形使得具有基面取向特征的纤维织构逐渐弱化。对于挤压板材而言, 由于具有较强的基面织构, 在室温时板材沿轧向进行单向拉伸试验时, 具有基面取向的晶粒 Schmid 因子较小, 基面滑移困难。随着织构的弱化, 轧制态合金拉伸变形过程中可以启动更多的柱面 $\langle a \rangle$ 滑移, 以及非基面的 $\langle c+a \rangle$ 滑移, 可以有效解决镁合金变形过程中滑移系不足的问题, 从而有效提升合金的伸长率。

4 结论

本文通过对 Mg-3Al-1Sn 合金板材进行微观组织和力学性能分析, 研究不同温度下大应变轧制对合金微观组织和力学性能的影响, 得到以下主要结论。

(1) 经 250 °C 低温轧制后, AT31 合金的晶粒尺寸细化最明显, 单道次约 58% 应变变量之后晶粒尺寸约 4.72 μm ; 随着应变变量提升至约 66%, AT31 合金的晶粒尺寸略有长大, 约 4.94 μm 。经 300 °C 下轧制之后, 最低晶粒尺寸可达到约 5.58 μm ; 同样, 随着应变变量的增加, 晶粒尺寸先显著降低后有所上升。

此外, AT31 合金中析出了一定数量的 $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 相和 Mg_2Sn 相。

(2) 挤压态 AT31 合金经过轧制约 58% 之后所得板材的强度及伸长率均高于挤压态, 但随着变形量的继续增加约 66%, 其强度及伸长率均略有下降。AT31、AT31-250-2.1 及 AT31-250-1.7 合金的抗拉强度分别为 238 MPa、256 MPa 及 252 MPa, 伸长率均超过了 20%。经过 300 °C、350 °C 温度轧制后, 合金的强度表现出类似的规律, 这是与晶粒尺寸的改变完全一致的, 即符合经典的细晶强化理论。

(3) 经过 250 °C 温度下的单道次约 58% 大应变轧制变形后, Mg-3Al-1Sn 合金板材的抗拉强度及伸长率匹配性最优, 屈服强度约 185 MPa, 抗拉强度约 256 MPa, 伸长率约 29.2%, 具备优异的强塑性兼备特性。

参 考 文 献

- [1] CHEN Jihua, CHEN Zhenhua, YAN Hongge, et al. Effects of Sn addition on microstructure and mechanical properties of Mg-Zn-Al alloys[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2008, 461(1-2): 209-215.
- [2] 安冬琪, 肖宏伟, 李东成, 等. AZ 系镁合金的轻微-严重磨损转变研究[J]. *机械工程学报*, 2016, 52(6): 79-85.
- [3] AN Dongqi, XIAO Hongwei, LI Dongcheng, et al. Investigation on the mild to severe wear transition for AZ system magnesium alloys[J]. *Journal of Mechanical Engineering*, 2016, 52(6): 79-85.
- [4] GHOSH P, MEZBAHUL-ISLAM M, MEDRAJ M. Critical assessment and thermodynamic modeling of Mg-Zn, Mg-Sn, Sn-Zn and Mg-Sn-Zn systems[J]. *Calphad*, 2012, 36: 28-43.
- [5] 李落星, 周佳, 张辉. 车身用铝, 镁合金先进挤压成形技术及应用[J]. *机械工程学报*, 2012, 48(18): 35-43.
- [6] LI Luoxing, ZHOU Jia, ZHANG Hui. Advanced extrusion technology and application of aluminium, magnesium alloy for vehicle body[J]. *Journal of Mechanical Engineering*, 2012, 48(18): 35-43.
- [7] XU Xiaoyang, CHEN Xianhua, DU Weiwei, et al. Effect of Nd on microstructure and mechanical properties of as-extruded Mg-Y-Zr-Nd alloy[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2017, 33(9): 926-934.
- [8] TORBATI-SARRAF S A, MAHMUDI R. Microstructure and mechanical properties of extruded and ECAPed AZ31 Mg alloy, grain refined with Al-Ti-C master alloy[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2010, 527(15): 3515-3520.
- [9] WOO W, CHOO H, BROWN D W, et al. Texture variation and its influence on the tensile behavior of a friction-stir processed magnesium alloy[J]. *Scripta Materialia*, 2006, 54(11): 1859-1864.
- [10] 宋广胜, 姜敬前, 陈帅峰, 等. 非对称轧制 AZ31 镁合金板材组织与性能[J]. *稀有金属材料与工程*, 2017, 46(11): 3512-3517.
- [11] SONG Guangsheng, JIANG Jingqian, CHEN Shuaifeng, et al. Microstructure and mechanical properties of AZ31 magnesium alloy sheet processed by asymmetry rolling[J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2017, 46(11): 3512-3517.
- [12] GUO Fei, ZHANG Dingfei, YANG Xusheng, et al. Influence of rolling speed on microstructure and mechanical properties of AZ31 Mg alloy rolled by large strain hot rolling[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2014, 607: 383-389.
- [13] ZHANG Hua, CHENG Weili, FAN Jianfeng, et al. Improved mechanical properties of AZ31 magnesium alloy sheets by repeated cold rolling and annealing using a small pass reduction[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2015, 637: 243-250.
- [14] HUANG Xinsheng, SUZUKI K, CHINO Y, et al. Improvement of stretch formability of Mg-3Al-1Zn alloy sheet by high temperature rolling at finishing pass[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2011, 509(28): 7579-7584.
- [15] WANG Huiyuan, ZHANG Enbo, NAN Xiaolong, et al. A comparison of microstructure and mechanical properties of Mg-9Al-1Zn sheets rolled from as-cast, cast-rolling and as-extruded alloys[J]. *Materials & Design*, 2016, 89: 167-172.
- [16] CHEN Yuan, LIU Hao, GAO Gentao, et al. Microstructure, texture and mechanical properties of Mg-Sn-Zn alloy sheets processed by extrusion and hot rolling[J]. *Key Engineering Materials*, 2017, 727: 196-203.
- [17] ZHANG Lixin, CHEN Wenzhen, ZHANG Wencong, et al. Microstructure and mechanical properties of thin ZK61 magnesium alloy sheets by extrusion and multi-pass rolling with lowered temperature[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2016, 237: 65-74.
- [18] SANDL BES S, FRI K M, ZAEFFERER S, et al. The relation between ductility and stacking fault energies in Mg and Mg-Y alloys[J]. *Acta Materialia*, 2012, 60(6-7): 3011-3021.
- [19] KIM K H, JEON J B, KIM N J, et al. Role of yttrium in activation of $\langle c+a \rangle$ slip in magnesium: An atomistic approach[J]. *Scripta Materialia*, 2015, 108: 104-108.
- [20] 杨琳. 汽车用 Mg-Al-Sn 合金的室温变形行为[J]. *金属热处理*, 2014, 39(12): 122-125.

- YANG Lin. Room temperature deformation behavior of Mg-Al-Sn alloy for automobile[J]. Heat Treatment of Metals, 2014, 39(12): 122-125.
- [18] SUH B C, KIM J H, BAE J H, et al. Effect of Sn addition on the microstructure and deformation behavior of Mg-3Al alloy[J]. Acta Materialia, 2017, 124: 268-279.
- [19] WANG Bo, CHEN Xianhua, PAN Fusheng, et al. Effects of Sn addition on microstructure and mechanical properties of Mg-Zn-Al alloys[J]. Progress in Natural Science: Materials International, 2017, 27(6): 695-702.
- [20] SASAKI T T, YAMAMOTO K, HONMA T, et al. A high-strength Mg-Sn-Zn-Al alloy extruded at low temperature[J]. Scripta Materialia, 2008, 59(10): 1111-1114.
- [21] 赵东清, 周吉学, 刘运腾, 等. 低温挤压 Mg-4Zn-2Al-2Sn 合金的组织与力学性能研究[J]. 金属学报, 2014, 50(1): 41-48.
- ZHAO Dongqing, ZHOU Jixue, LIU Yunteng, et al. Microstructure and mechanical properties of Mg-4Zn-2Al-2Sn alloys extruded at low temperatures[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2014, 50(1): 41-48.
- [22] FU Hui, GUO Jianxin, WU Wenshi, et al. High pressure aging synthesis of a hexagonal Mg₂Sn strengthening precipitate in Mg-Sn alloys[J]. Materials Letters, 2015, 157: 172-175.
- [23] YUAN W, PANIGRAHI S K, SU J Q, et al. Influence of grain size and texture on Hall-Petch relationship for a magnesium alloy[J]. Scripta Materialia, 2011, 65(11): 994-997.
- [24] 梁书锦, 刘祖岩, 王尔德. AZ31 镁合金轧制变形后组织与性能研究[J]. 稀有金属材料与工程, 2017, 46(5): 1411-1418.
- LIANG Shujin, LIU Zuyan, WANG Erde. Microstructure and mechanical properties of AZ31 magnesium sheet after hot rolling[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2017, 46(5): 1411-1418.
- [25] 陈振华. 变形镁合金[M]. 北京: 化学工业出版社, 2005.
- CHEN Zhenhua. Deformation magnesium alloy[M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2005.
- [26] PENG Peng, TANG Aitao, CHEN Xianhua, et al. Microstructure and mechanical properties of Mg-6Al-1Sn-0.3Mn alloy sheet fabricated through extrusion combined with rolling[J]. Crystals, 2018, 8(9): 356.
- [27] WANG Fulin, BHATTACHARYA J J, AGNEW S R. Effect of precipitate shape and orientation on Orowan strengthening of non-basal slip modes in hexagonal crystals, application to magnesium alloys[J]. Materials Science and Engineering: A, 2016, 666: 114-122.
- [28] 李见. 材料科学基础[M]. 北京: 冶金工业出版社, 2000.
- LI Jian. Fundamentals of materials science[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2000.
- [29] GONG Xibing, KANG S B, LI Saiyi, et al. Enhanced plasticity of twin-roll cast ZK60 magnesium alloy through differential speed rolling[J]. Materials & Design, 2009, 30(9): 3345-3350.
-
- 作者简介: 莫华均, 男, 1983 年出生, 副研究员。主要研究方向为核燃料及材料。
E-mail: huazai20013050@163.com
潘虎成(通信作者), 男, 1988 年出生, 博士, 副教授, 硕士研究生导师。主要研究方向为低成本高性能变形镁合金。
E-mail: panhc@atm.neu.edu.cn