引用格式：李硕，潘虎成，潘震，等. 单道次大变形轧制对 Mg-1. 5Mn-0. 3Ce 合金的微观组织与力学性能的影响[J]. 中国材料进展，2026，45(10)：1086-1095.

LI S，PAN H C，PAN Z，*et al*. Effect of Single-Pass Large Deformation Rolling on Microstructure and Mechanical Properties of Mg-1. 5Mn-0. 3Ce Alloy[J]. Materials China，2026，45(10)：1086-1095.

单道次大变形轧制对 Mg-1. 5Mn-0. 3Ce 合金的微观组织与力学性能的影响

李 硕[1]，潘虎成[1]，潘 震[1]，宋 杰[1]，
朱 畅[1]，刘 威[1]，秦高梧[1,2]

（1. 东北大学材料科学与工程学院 材料各向异性与织构教育部重点实验室，辽宁 沈阳 110819）
（2. 沈阳化工大学材料科学与工程学院，辽宁 沈阳 110142）

摘 要：针对传统镁合金板材制备工艺流程长、成本高等瓶颈问题，采用挤压开坯结合后续单道次轧制工艺制备出商用 Mg-1. 5Mn-0. 3Ce 合金板材，并对其微观组织和力学性能进行了系统研究。结果表明，挤压态 Mg-1. 5Mn-0. 3Ce 合金板材在 250 ℃下轧制，板材强度随着单道次变形量的增大而提高，经 48%变形量轧制后板材在横向方向上强度最高，屈服强度和抗拉强度分别达到了 242. 9 MPa 和 270. 0 MPa，且断后延伸率为~11. 8%。且经 48%变形量轧制后，晶粒尺寸由挤压板材的 6. 2 细化到轧制板材的 2. 6 μm。板材内部弥散析出了大量纳米级的 α-Mn 和 $Mg_{12}Ce$ 颗粒，同时在纳米第二相颗粒周围积累了高密度的残余位错，提高了合金的强度。因此，可为低成本、高性能镁合金板材制备工艺的优化提供有利的参考和依据。

关键词：镁合金板材；第二相；再结晶；轧制；强塑性

中图分类号：TG146. 22；TG335 **文献标识码**：A **文章编号**：1674-3962(2026)10-1086-10

Effect of Single-Pass Large Deformation Rolling on Microstructure and Mechanical Properties of Mg-1. 5Mn-0. 3Ce Alloy

LI Shuo[1], PAN Hucheng[1], PAN Zhen[1], SONG Jie[1],
ZHU Chang[1], LIU Wei[1], QIN Gaowu[1,2]

(1. Key Laboratory for Anisotropy and Texture of Materials, Ministry of Education, School of Materials Science and Engineering, Northeastern University, Shenyang 110819, China)
(2. School of Materials Science and Engineering, Shenyang University of Chemical Technology, Shenyang 110142, China)

Abstract: Aiming at the bottleneck problems of long process flow and high cost of traditional magnesium alloy sheet preparation, commercial Mg-1. 5Mn-0. 3Ce alloy sheet was prepared by extrusion and subsequent single-pass rolling process, and its microstructure and mechanical properties were systematically studied. The results show that the strength of the extruded Mg-1. 5Mn-0. 3Ce alloy rolled at 250 ℃ increases with the increase of single-pass deformation amount. With 48% deformation amount, the alloy has the highest strength in the transverse direction. The yield strength and tensile strength reach 242. 9 MPa and 270. 0 MPa, respectively, and the elongation after fracture is ~11. 8%. After rolling with 48% deformation amount, the grain size is refined from 6. 2 to 2. 6 μm. A large number of nano-sized α-Mn and $Mg_{12}Ce$ particles are dispersed in the sheet, and high-density residual dislocations are accumulated around the nano-sized second phase particles, which improve the strength of the rolled alloy. Therefore, this work can provide a favorable reference and basis for the the preparation process optimization of low-cost and high-performance magnesium alloy sheets.

Key words: magnesium alloy sheet; second phase; recrystallization; rolling; high strength and ductility

收稿日期：2024-12-04 **修回日期**：2025-11-19

基金项目：国家重点研发计划项目(2021YFB3701002，2023YFB3710903)；中组部青年拔尖人才项目(ZX20230526)

第一作者：李 硕，男，2001 年生，硕士研究生

通讯作者：潘虎成，男，1988 年生，教授，博士生导师，Email：panhc@ atm. neu. edu. cn

DOI：10. 7502/j. issn. 1674-3962. 202412004

1　前　言

镁合金作为一种轻质金属材料，因具有低密度、高比强度、良好导热性及电磁屏蔽特性，受到了广泛的关注[1-3]。然而由于镁合金为密排六方结构，在室温下启动非基面滑移系所需的临界剪切应力较大，导致多晶体镁合金的塑性变形能力被严重限制[4-7]。轧制工艺是提高镁合金力学性能的有效手段[8-11]。实验表明，经多道次轧制后镁合金板的强度和延展性得到提高[12-14]。但是通常需要采用小变形量多道次轧制来实现镁合金薄板的制备[15, 16]。因此，镁合金的热轧工艺十分复杂、生产周期长、效率低下，致使镁合金薄板的成本远远高于钢板和铝板，严重地限制了镁合金板材的工业化应用[7, 17, 18]。如何高效地制备出低成本高性能且成形良好的镁合金板材是推动镁合金板材市场化应用的必经之路。

Mg-Mn 系合金具有良好的焊接性能和抗腐蚀性能，是非常有应用前景的工程材料。经过第一性原理计算发现，Mn 元素添加可以提高镁合金中基面滑移的临界切应力，使得合金在变形过程中可以启动更多的滑移系来提高延展性和强度[19]。Yu 等[20]指出，挤压过程中高密度的纳米级 Mn 析出物可以细化镁合金的晶粒，提高镁合金的力学性能。Li 等[21]发现，在挤压态的 Mg-Mn 合金中，当 Mn 质量分数为 1%时，Mn 的颗粒析出物抑制了再结晶晶粒的生长，使合金强度提高。另外，Mn 的添加也能改变挤压态镁合金的织构，Zhao 等[22]发现，当 Mn 添加量为 0.5%(质量分数)时，合金的延伸率超过 50%，这是由基面滑移的有利取向和孪晶数量的减少导致的。

微合金化也是提高镁合金力学性能的重要手段。Ce 元素作为价格最低的稀土元素可以有效地弱化变形镁合金的基面织构[23-25]，在纯镁中加入 0.2%(质量分数)Ce 可以显著地激活柱面<*a*>滑移，提高合金室温塑性和拉伸成形性能[26, 27]。Masoumi 等[28]在 Mg-Mn 合金中添加 Ce 元素，使合金的铸态组织得到了细化和均匀。Liu 等[29]研究表明，Ce 的添加促进了 α-Mn 相和 $Mg_{12}Ce$ 相的形成，带来明显的晶粒细化，并通过析出强化和位错强化协同提高了合金的强度。

本文通过结合热挤压和单道次轧制，制备强塑性兼备、低合金化的变形镁合金，从而起到简化镁合金板材制备工艺、提高效率的作用。并研究中温下的挤压+轧制工艺对 Mg-Mn 系合金微观组织和力学性能的影响机理，以期为镁合金板材制备工艺优化提供有利的参考和依据。

2　实验材料与方法

通过半连续铸造得到了 Mg-1.5Mn-0.3Ce(质量分数，命名为 ME20)的铸锭，成分如表 1 所示。ME20 铸锭在 520 ℃的温度下固溶处理 8 h 后在冷水中淬火，经车削加工获得直径为 178 mm 的坯料；将坯料加热到 380 ℃之后进行热挤压，挤压比为 40∶1，挤压推杆速度为 0.6 mm·s^{-1}，挤压得到 3.0 mm×220 mm(厚度×宽度)的挤压板材，并将其命名为 ME20E。将挤压板材线切割成尺寸为 80 mm×40 mm×3 mm 的轧制坯料，并将其轧制方向、横向方向和厚度方向分别标记为 RD、TD 和 ND，如图 1a 所示。在轧制前，将轧制坯料在 250 ℃的温度下保温 20 min，保持轧辊温度为 200 ℃，轧辊转速为 8 r·min^{-1}。对处理后的轧制坯料采用单道次轧制，轧制温度保持 250 ℃，道次压下量分别为 12%，30%和 48%，RD 平行于板材的挤压方向(ED)，轧制后样品进行水淬冷处理，并分别命名为 ME20E+R_1、ME20E+R_2 和 ME20E+R_3。表 2 为 Mg-Mn-Ce 合金的单道次轧制工艺。

表 1　Mg-Mn-Ce 合金的化学成分

Table 1　Chemical composition of Mg-Mn-Ce alloys (*w*/%)

Alloy	Mg	Mn	Ce
Mg-Mn-Ce	Bal.	1.54	0.31

表 2　Mg-Mn-Ce 合金的单道次轧制工艺

Table 2　Single-pass rolling process for Mg-Mn-Ce alloy

Rolling temperature/℃	Pass reduction/%	Sheet thickness/mm	Alloy
250	12	2.6075	ME20E+R_1
250	30	2.07	ME20E+R_2
250	48	1.53	ME20E+R_3

沿着轧制板材的 ED/RD 和 TD 线切割加工出拉伸试样，每个方向切取 3 个平行样。板材拉伸试样尺寸如图 1b 所示。使用岛津 AG-X plus 系列的 100 kN/250 kN 台式电子万能试验机进行力学性能测试：将板材拉伸试样依次在粒径为 37.5，25 和 15 μm 的砂纸上打磨光亮、平整后，在室温下以 0.001 s^{-1} 的应变速率进行拉伸。通过 OLYMPUS OLS3100 型激光共聚焦光学显微镜(optical microscope，OM)、附带能谱仪(energy dispersive spectrometer，EDS)的 JSM-7001F 扫描电子显微镜(scanning electron microscope，SEM)、牛津 HKL 电子背散射衍射(electron backscatter diffraction，EBSD)探测器和 JEM-2100F 场发射透射电子显微镜(transmission electron microscope，TEM)对挤压、轧制试样的微观组织进行表征。

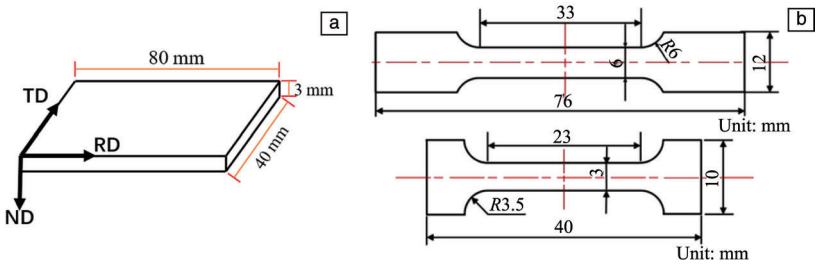


图 1 轧制坯料尺寸(a)与板材拉伸试样尺寸(b)

Fig. 1 Rolled blank size (a) and sheet tensile specimen size (b)

3 结果与讨论

3.1 挤压板材与轧制板材的力学性能

图 2 为 Mg-1.5Mn-0.3Ce 合金挤压板材与单道次轧制板材在室温下的工程应力-应变曲线，加载方向沿着 ED/RD 和 TD。相应的屈服强度、抗拉强度与延伸率总结于表 3。由表 3 可知，挤压板材(ME20E)在 ED 上表现出了优良的延伸率(~27.1%)，但其屈服强度仅有 59.3 MPa；而在 TD 上展现了良好的强塑性匹配，其屈服强度、抗拉强度和延伸率分别为 175.2 MPa、234.7 MPa 和~9.7%。随着轧制变形量的增大，轧制板材在各个方向上的屈服强度均有明显的提高，在 RD 上的延伸率明显降低，而沿着 TD 的延伸率保持在 9%以上。最终，在 250 ℃的保温条件下，48%轧制变形量轧制后的合金板材(ME20E+R_3)在 TD 上获得了优异的综合力学性能，其室温拉伸的屈服强度、抗拉强度和延伸率分别为 242.9 MPa、270.0 MPa 和~11.8%，较挤压板材的屈服强度和抗拉强度分别提高了 38.6%和 15.0%。

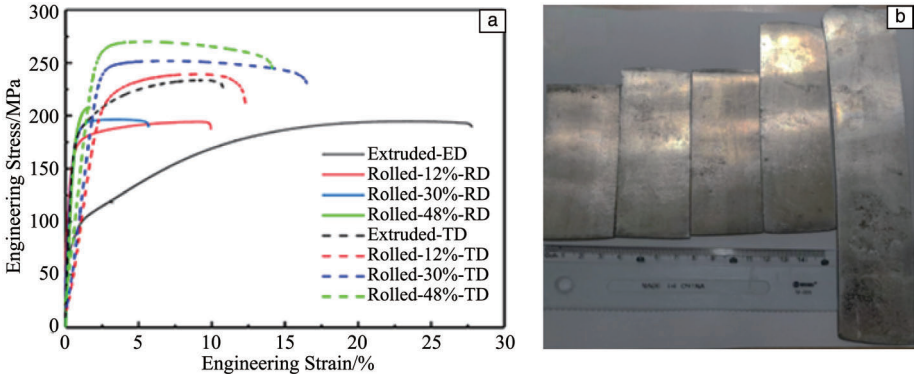


图 2 各状态 Mg-1.5Mn-0.3Ce 合金的室温拉伸测试结果

Fig. 2 Room temperature tensile test results of Mg-1.5Mn-0.3Ce alloy at different states: (a) engineering stress-strain curves, (b) macroscopic image of a rolled sample with different deformation amounts

表 3 各状态 Mg-1.5Mn-0.3Ce 合金的室温拉伸力学性能

Table 3 Room temperature tensile mechanical properties of Mg-1.5Mn-0.3Ce alloy at different states

Sample	Direction	Yield strength/MPa	Tensile strength/MPa	Elongation/%
ME20E	ED	59.3	195.3	~27.1
	TD	175.2	234.7	~9.7
ME20E+R_1	RD	153.5	194.7	~9.3
	TD	206.9	239.3	~9.1
ME20E+R_2	RD	165.0	196.4	~5.1
	TD	231.8	251.9	~13.9
ME20E+R_3	RD	182.3	207.9	~1.2
	TD	242.9	270.0	~11.8

3.2 轧制对挤压板材组织与性能的影响

3.2.1 挤压板材的微观组织

图 3a 和 3b 为不同放大倍数的 Mg-1.5Mn-0.3Ce 合金挤压板材的金相显微组织照片。从图 3a 中可以看出，在 380 ℃的挤压温度下，挤压板材组织十分均匀，由大量等轴晶粒和块状第二相粒子组成，其平均晶粒尺寸为 6.2 μm。从图 3b 可以看出，尺寸为 1.5~6.2 μm 的第二相粒子分布在晶界上，且第二相颗粒在挤压过程中可以促进动态再结晶的形核，使合金发生软化从而提高合金的塑性变形能力。图 3c 为挤压板材低倍 EBSD 图谱，可以发现挤压板材内部存在着大量微米级的第二相，部分第二相沿着 ED 呈现有规律的链状分布。进一步由图 3d

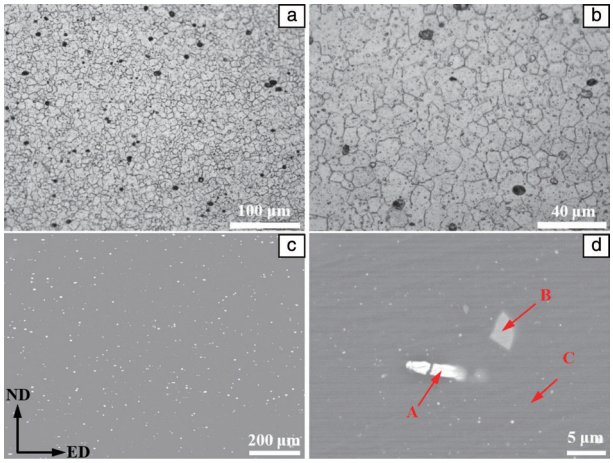


图 3　Mg-1.5Mn-0.3Ce 合金挤压板材不同放大倍数的 OM 照片(a，b)和 EBSD 图谱(c，d)

Fig. 3　OM images(a，b)and EBSD maps(c，d)of Mg-1.5Mn-0.3Ce alloy extruded sheet at different magnifications

可以看出，挤压板材内部存在 2 种对比度明显的微米级尺寸第二相。通过 EDS 点扫描分析(表 4)发现，对比度较为明亮的 A 点为富含 Ce 元素的第二相颗粒[30]，对比度较为灰暗的 B 点的 Mg 和 Ce 的原子百分数比值为 12.4，推测它为 $Mg_{12}Ce$ 相。

表 4　图 3d 中各点 EDS 测试结果

Table 4　EDS analysis results of each point in the Fig. 3d (at%)

Point	Mg	Mn	Ce
A	74.33	0.76	24.91
B	91.68	0.93	7.39
C	99.51	0.47	0.02

图 4 为挤压板材中心区域样品的 XRD 物相分析结果，试验样品为板材的 ED-TD 平面。可以看出样品中主要为 α-Mg 相，此外还发现了强度较弱的 $Mg_{12}Ce$ 相的衍射峰，进一步证明了 B 点为 $Mg_{12}Ce$ 相。

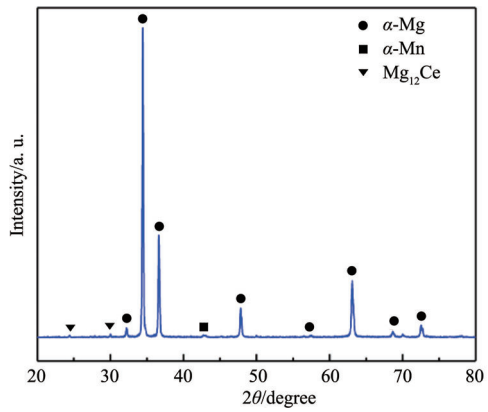


图 4　Mg-1.5Mn-0.3Ce 合金挤压板材试样的 XRD 图谱

Fig. 4　XRD pattern of Mg-1.5Mn-0.3Ce alloy extruded sheet

3.2.2　轧制对挤压板材组织的影响

图 5 为 Mg-1.5Mn-0.3Ce 合金挤压板材经不同轧制变形量(12%，30%，48%)轧制后的金相组织照片。由图 5a 和 5b 可以看出，在 250 ℃的保温条件下，12%轧制变形量轧制后的合金板材(ME20E+R_1)晶粒尺寸有所增大，从挤压板材的~6.2 长大到~10.8 μm，其微观组织依然为尺寸相近的等轴晶。如图 5c 和 5d 所示，随着单道次轧制变形量增加到 30%时，轧制板材(ME20E+R_2)的内部出现少量的变形晶粒(图 5d 中白色箭头所指区域)，平均晶粒尺寸为~9.7 μm。图 5e 和 5f 为轧制变形量达到 48%时合金轧制板材(ME20E+R_3)的微观组织，

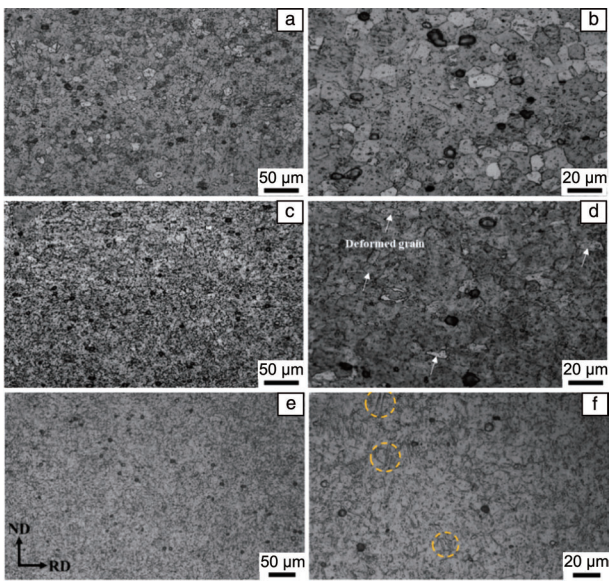


图 5　经不同变形量轧制的 Mg-1.5Mn-0.3Ce 合金轧制板材的 OM 照片

Fig. 5　OM images of Mg-1.5Mn-0.3Ce alloy rolled sheet under different rolling deformation amounts: (a，b) 12%，(c，d) 30%，(e，f) 48%

可以发现板材晶粒形貌由于轧制应力的作用发生严重的变形，其组织由变形晶粒及细小的动态再结晶晶粒组成，且在变形晶粒内部可见剪切变形带，如图 5f 黄色虚线圈出区域所示，统计可得其平均晶粒尺寸约为 6.7 μm。

图 6 为 Mg-1.5Mn-0.3Ce 合金挤压板材(ME20E)和单道次轧制变形量为 48%的轧制板材(ME20E+R_3)的 EBSD 分析结果。对比 ME20E 和 ME20E+R_3 的能带对比度图(图 6a 和 6b)并结合图 6e 可知，在轧制后晶粒明显细化，ME20E 平均晶粒尺寸为 6.2 μm，ME20E+R_3 平均晶粒尺寸减小到 2.6 μm。对比 ME20E 和 ME20E+R_3 的再结晶图(图 6c 和 6d)可以看出，ME20E 中的大部分晶粒在缓慢冷却过程中由变形晶粒转变成为无畸变的再结晶晶粒；而轧制后的立即水冷处理导致 ME20E+R_3 保留了大量的变形组织，这些变形组织中包含了大量的亚结构和残余位错，有利于板材强度的提高。根据图 6f 得出，ME20E 与 ME20E+R_3 的再结晶晶粒比例分别为 93.9%和 11.7%(依据再结晶晶粒内部的取向差小于 1°的原则)。单道次大变形轧制后的变形晶粒比例由挤压态的 0.7%增加到了 69.1%，并且轧制后的板材内部出现了许多的亚结构组织，其占比约为 19.2%，比挤压态的亚结构含量高了 13.8%。

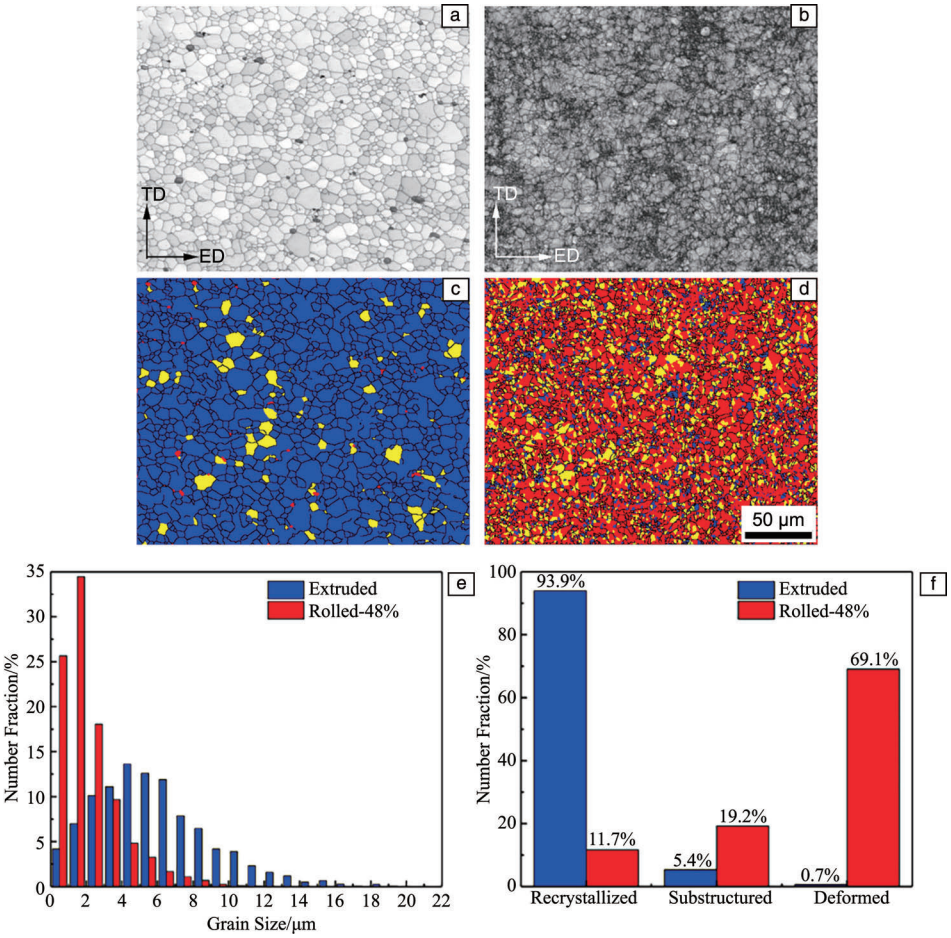


图 6 Mg-1.5Mn-0.3Ce 合金挤压板材和单道次轧制变形量为 48%的轧制板材的 EBSD 分析结果

Fig. 6 EBSD analysis results of Mg-1.5Mn-0.3Ce alloy extruded sheet (a, c) and Mg-1.5Mn-0.3Ce alloy rolled sheet with deformation amount of 48% (b, d): (a, b) band contrast images, (c, d) recrystallization maps, (e) bar chart of grain size statistics, (f) bar chart of grain type statistics

图 7 展示了 Mg-1.5Mn-0.3Ce 合金挤压板材(ME20E)和单道次轧制变形量为 48%的轧制板材(ME20E+R_3)的反极图和极图，观测方向为 ED-TD 平面。如图 7c 所示，ME20E 形成了强烈的基面织构，强度约为 23.2 mrd，方向与 ND 方向偏了约 21.2°。在 48%变形量轧制后 ME20E+R_3 形成了奇特的双组分织构，新的取向与 ND 方向偏离了 6.7°，这部分晶粒占比约为 7.94%，偏向轧制方向的基面织构强度降低到 11.6 mrd。此外，强基面织构导致力学性能上的各向异性差异较大。如图 8 所示，当室温拉伸加载方向平行于 ED 时，基面<a>滑移的平均施密特因子值为 0.392，因此 ME20E 在 RD 上的屈服强度很低。相反，ME20E 在 TD 上基面滑移的平均施密特因子值

为 0.171，需要更大的应力才能发生塑性变形，因此沿 TD 的屈服强度更高。单道次大变形轧制后，随着基面织构的改变，ME20E+R_3 在 RD 上的基面滑移平均施密特因子减小为 0.323，屈服强度更高，但是在 TD 上的值增大为 0.184，因此经 48%变形量轧制变形前后，合金屈服强度在 RD 与 TD 的差值由 115.9 减小为 60.6 MPa。

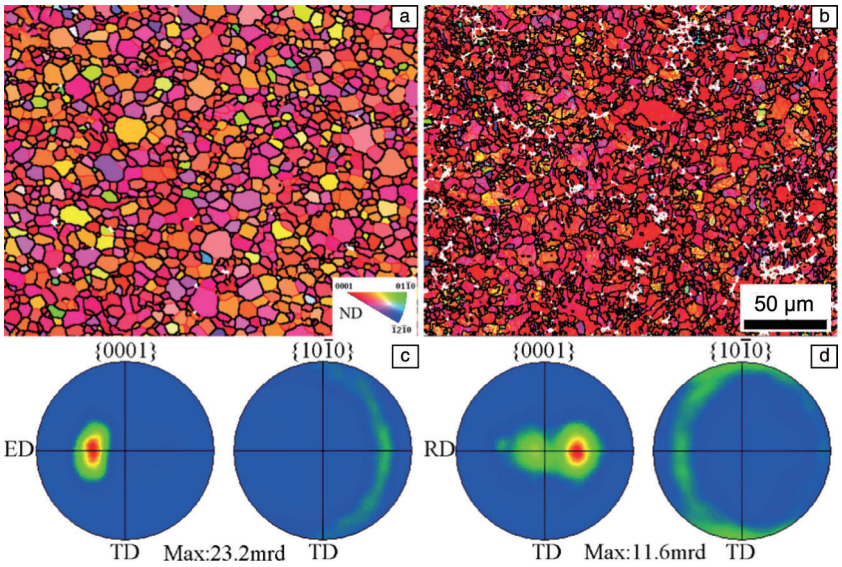


图 7　Mg-1.5Mn-0.3Ce 合金挤压板材(a，c)与单道次轧制变形量为 48%的轧制板材(b，d)的织构分析结果

Fig. 7　Texture analysis results of Mg-1.5Mn-0.3Ce alloy extruded sheet (a, c) and Mg-1.5Mn-0.3Ce alloy rolled sheet with deformation amount of 48% (b, d)

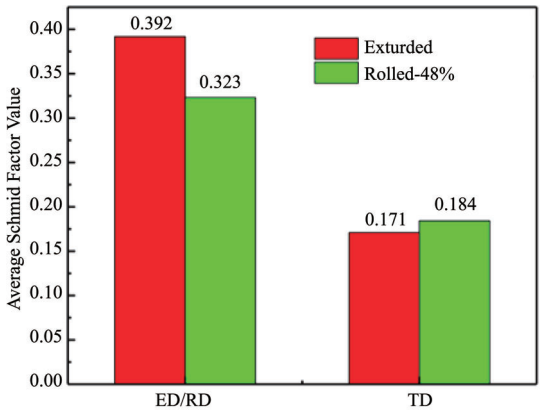


图 8　Mg-1.5Mn-0.3Ce 合金挤压板材与单道次轧制变形量为 48%的轧制板材基面滑移系的平均施密特因子值对比图

Fig. 8　Comparison of average Schmid factor values of base-plane slip system of Mg-1.5Mn-0.3Ce alloy extruded sheet and Mg-1.5Mn-0.3Ce alloy rolled sheet with deformation amount of 48%

图 9 展示了 Mg-1.5Mn-0.3Ce 合金挤压板材(ME20E)和单道次轧制变形量为 48%的轧制板材(ME20E+R_3)的核平均取向差(kernel average misorientation，KAM)图和相应的局部取向差统计图。一般来说，KAM 值对应于局部取向差，这可以用几何必要位错的密度来解释(高 KAM 可以说明高取向差，高取向差说明高应变，高应变说明高几何必要位错密度)[31]。KAM 值作为几何必要位错密度的函数可以表示为 $\rho_{GNDs}=2\theta/\mu b$，其中，$\rho_{GNDs}$ 为几何必要位错密度，θ 为 KAM 值，μ 为 EBSD 测试的步长(μ=0.5 和 0.38 μm)，b 为 Mg 的 Burgers 向量的大小($b=3.21\times10^{-10}$ m)。经计算，ME20E 的几何必要位错密度为 2.4×10^{13} m^{-2}，ME20E+R_3 为 1.6×10^{14} m^{-2}，轧制后板材的几何必要位错密度比轧制前高了 6.7 倍。高位错密度对强度提高有重要意义[32]。Feng 等[33]研究表明，通过旋锻加工镁合金产生了高密度位错，使得合金强度有所提升。

图 10 为 Mg-1.5Mn-0.3Ce 合金单道次轧制变形量为 48%的轧制板材(ME20E+R_3)的 STEM 照片。从图 10a 中可以看出，在较低的轧制温度下 ME20E+R_3 中形成了尺寸为 300～500 nm 的动态再结晶晶粒。由图 10b 的 HAADF-STEM 照片可以看出 ME20E+R_3 内部存在着大量弥散分布的纳米级第二相颗粒。其中一种不规则块状相尺寸约为 1 μm、对比度较低，如图 10c 所示。这种不规则块状相尺寸较大，且包含了 Mg 和 Ce 元素，可以推断该第二相为 $Mg_{12}Ce$ 相；另一种为长度约为 100 nm 的短棒状第二相，如图 10b 中蓝色虚线圈出区域，这些尺寸较小的块状相则主要包含了 Mn 元素，为 α-Mn 单质相。新晶粒的生长过程中，$Mg_{12}Ce$ 相和 α-Mn 单质相会对晶粒晶界的移动产生阻碍作用，导致细小的动态再结晶的形成，有利于提高合金的强度。

图 11 为 Mg-1.5Mn-0.3Ce 合金单道次轧制变形量为 48%的轧制板材(ME20E+R_3)的 TEM 明场照片，电子束

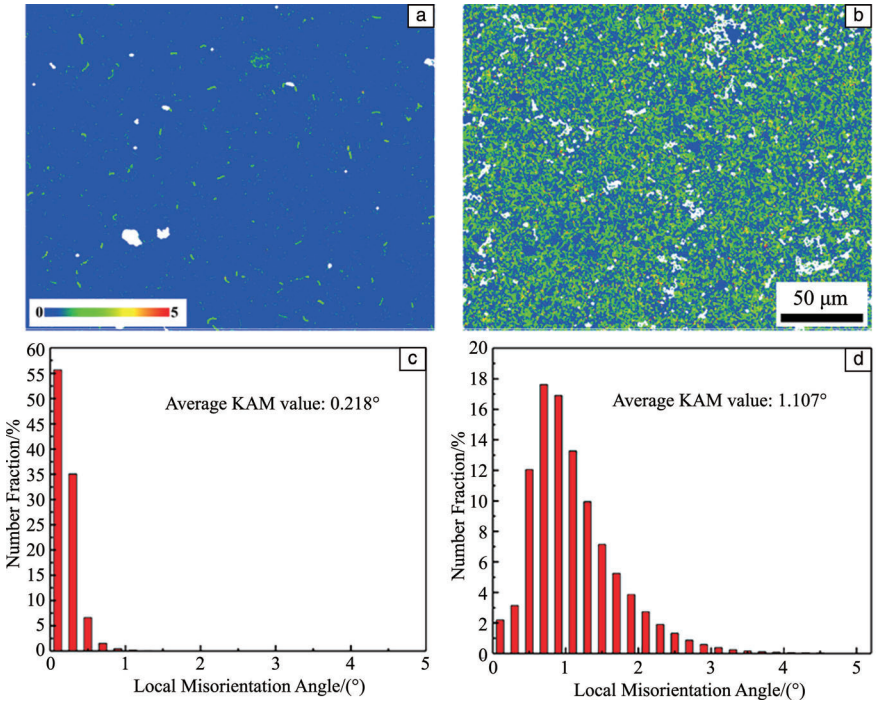


图 9 Mg-1.5Mn-0.3Ce 合金挤压板材(a，c)与单道次轧制变形量为 48%的轧制板材(b，d)的核平均取向差(KAM)图和局部取向差统计图

Fig. 9 Kernel average misorientation (KAM) and KAM distribution maps of Mg-1.5Mn-0.3Ce alloy extruded sheet (a, c) and Mg-1.5Mn-0.3Ce alloy rolled plate with deformation amount of 48% (b, d)

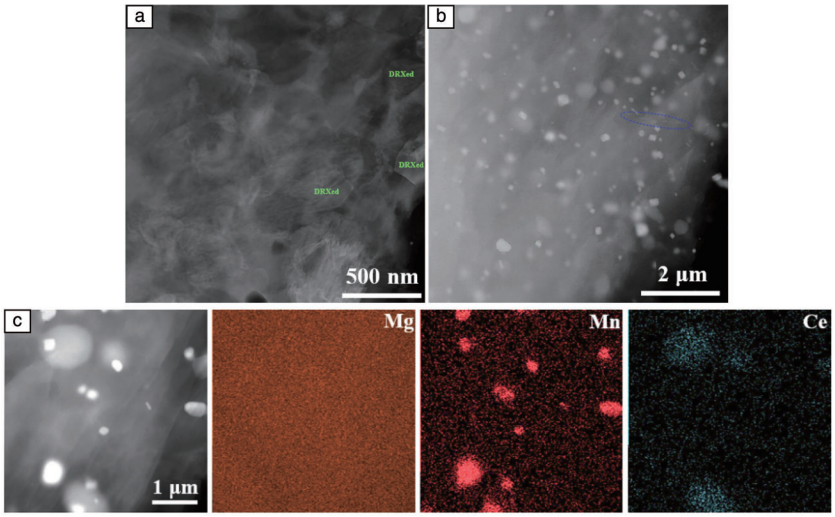


图 10 Mg-1.5Mn-0.3Ce 合金单道次轧制变形量为 48%的轧制板材的 DF-STEM 照片(a)、HAADF-STEM 照片(b)和 EDS 面扫描图谱(c)

Fig. 10 DF-STEM image (a), HAADF-STEM image (b) and the corresponding EDS mapping (c) of Mg-1.5Mn-0.3Ce alloy rolled sheet with deformation amount of 48%

入射方向为[0001]带轴。由图 11a~11c 可以看出，合金基体中存在大量的残余位错，如图中紫色箭头所指区域。这些位错彼此交互缠结，将严重阻碍新位错和晶界的运动。同时，部分残余位错分布在纳米级的第二相颗粒(黄色虚线区域内)周围。纳米级第二相颗粒的平均尺寸小于 500 nm，通常位于晶界和亚晶界。在靠近纳米级第二相颗粒的区域，位错成核并重新排列形成亚晶界。当亚晶界附近没有颗粒时，它们可以更容易地移动，使得亚晶界尺寸增加，直到亚晶界被第二相颗粒钉扎，如图 11f 所示。因此，纳米级第二相颗粒不仅促进亚晶界的形成，而且可通过钉扎阻止亚晶界迁移。图 11d 和 11e 进一步揭示了在大应变的轧制变形后，大量的位错重新排列形

成了位错墙，进而形成小角晶界，小角晶界继续吸收位错直至最终形成再结晶晶粒，基体中的动态再结晶晶粒的平均尺寸为~400 nm，这些细小的动态再结晶晶粒有利于增强合金的塑性。

在中低温轧制变形后，轧制变形量为 48%的轧制板材(ME20E+R_3)内部产生了高密度的残余位错，这些位错彼此交互缠结，严重阻碍新位错和晶界的运动，显著提高了合金的屈服强度。此外，大量的纳米级第二相通过 Orowan 机制阻碍这些残余位错的运动，从而提高合金的强度。然而，中低温轧制变形后板材在厚度方向上变形量明显减小，沿 RD 的伸长变形量要远远高于 ND，如图 12c 所示。挤压态和大变形量轧制后板材中的微米级第二相密度分别为~0.83%(ME20E，图 12a)和~1.24%(ME20E-R_3，图 12b)(每 1 mm^2)，说明在单道次大变形轧制后沿着板材 RD-ND 面的微米级第二相密度增加。如图 12d 中轧制前后合金板材中微米级第二相粒子分布简

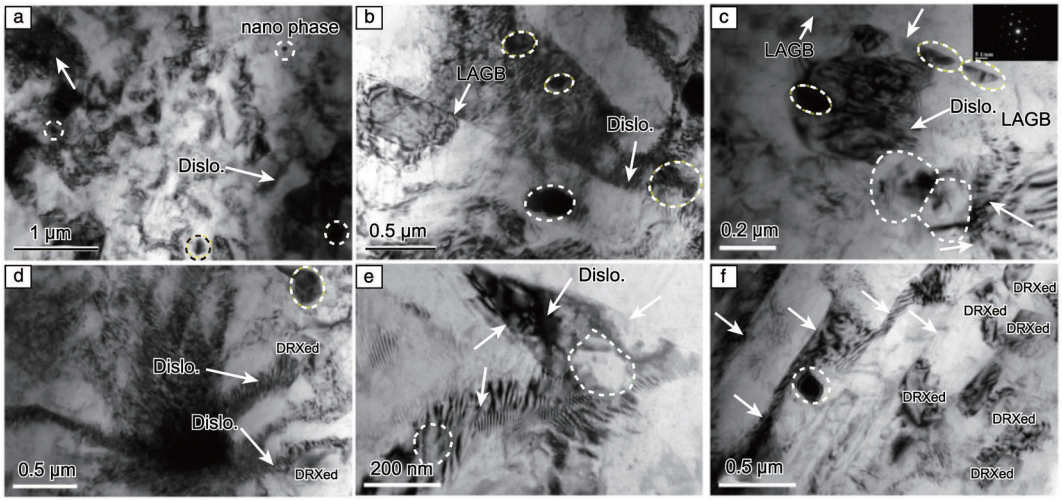


图 11　Mg-1.5Mn-0.3Ce 合金单道次轧制变形量为 48%的轧制板材的 TEM 照片

Fig. 11　TEM images of Mg-1.5Mn-0.3Ce alloy rolled sheet with deformation amount of 48%: (a~c) residual dislocations and low angular grain boundaries, (d, e) dislocation entanglement, (f) subcrystalline layers and recrystallized crystals

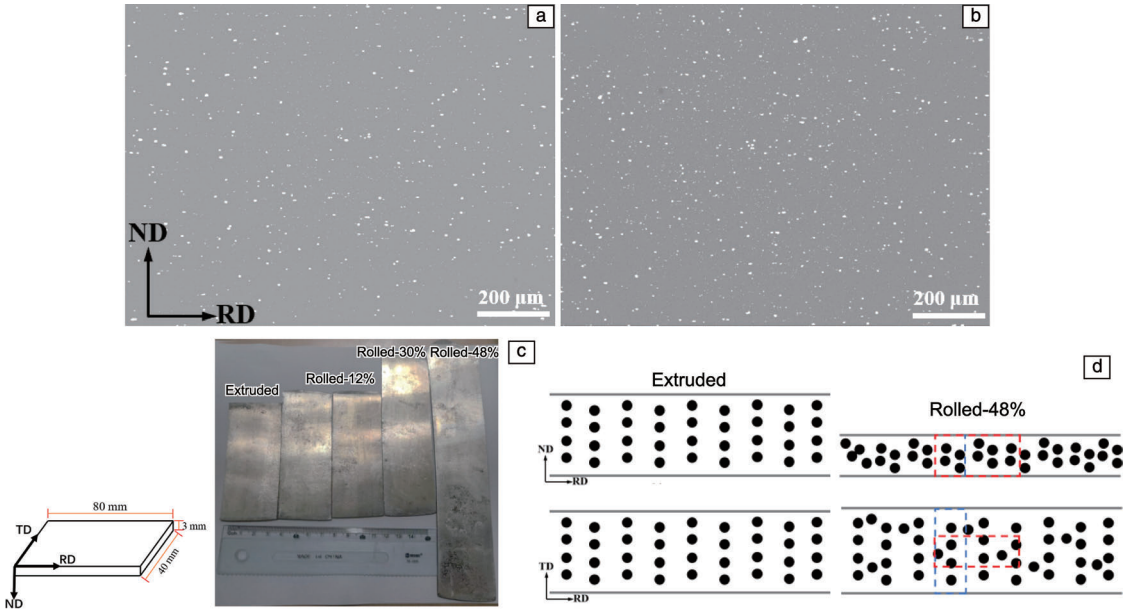


图 12　Mg-1.5Mn-0.3Ce 合金板材轧制前后对比结果

Fig. 12　Comparison of Mg-1.5Mn-0.3Ce alloy sheet before and after rolling: (a, b) SEM images of alloy extruded sheet and alloy rolled sheet with deformation amount of 48%; (c) macroscopic images of alloy rolled sheet with different deformation amounts; (d) simplified schematic diagram of the distribution of micron-sized second-phase particles in extruded and rolled alloy

化示意图所示，其中红色和蓝色虚线框分别代表了沿RD和TD的拉伸样，可以发现沿RD的拉伸样品中的微米级第二相密度要高于沿TD的，这些尺寸较大的$Mg_{12}Ce$颗粒与高密度的残余位错相互作用，将成为裂纹的起始点，这可以解释在中低温单道次大变形轧制后，沿RD拉伸的样品塑性随着轧制变形量的增加而迅速降低，而TD的塑性甚至略微增加的现象。

4 结 论

本文在250 ℃轧制温度下对挤压态Mg-1.5Mn-0.3Ce合金板材进行单道次轧制，并研究不同变形量对组织和力学性能的影响。得到以下结论：

(1)在380 ℃的挤压温度下得到的Mg-1.5Mn-0.3Ce合金挤压板材在挤压方向上表现出了优良的延伸率(~27.1%)，但其屈服强度仅有59.3 MPa；而在横向方向上的力学性能展现了良好的强塑性匹配，其屈服强度、抗拉强度和延伸率分别为175.2 MPa、234.7 MPa和~9.7%。

(2)随着单道次轧制变形量的增加，板材轧制方向和横向方向上的强度随之增加，但是轧制方向上的塑性严重恶化，而横向方向上的塑性有所增加。250 ℃下变形量为48%的轧制板材在横向方向屈服强度和抗拉强度分别达到了242.9 MPa和270.0 MPa，且延伸率为~11.8%。

(3)轧制板材强度的提高与晶粒细化和高密度纳米级第二相的强化作用有关。经轧制后晶粒被明显细化，由挤压板材的6.2 μm减小到轧制板材(250 ℃轧制温度-48%变形量)的2.6 μm。板材中存在着大量的纳米级第二相，它们不仅促进亚晶界的形成，而且通过钉扎阻止亚晶界迁移。同时在纳米第二相颗粒周围积累了高密度的残余位错，这些位错彼此交互缠结，将严重阻碍新位错和晶界的运动。

参考文献 References

[1] 潘复生, 蒋斌, 金属学报[J], 2021, 57(11): 1362-1379.
PAN F S, JIANG B. Acta Metallurgica Sinica[J], 2021, 57(11): 1362-1379.

[2] ZHANG J, LIU M, QI J, *et al*. Progress in Materials Science[J], 2025, 148: 101381.

[3] 于铭迪, 应韬, 王静雅, 等. 中国材料进展[J], 2025, 44(8): 701-709.
YU M D, YING T, WANG J Y, *et al*. Materials China[J], 2025, 44(8): 701-709.

[4] WANG S, PAN H, XIE D, *et al*. Journal of Magnesium and Alloys[J], 2023, 11(11): 4128-4145.

[5] HUANG W, CHEN J, YAN H, *et al*. Journal of Magnesium and Alloys[J], 2024, 13(12): 6236-6251.

[6] LIN X J, LIU S M, HAN W Z. Journal of Magnesium and Alloys[J], 2024, 15: 101512.

[7] 杨青山, 颜宏伟, 彭鹏, 等. 稀有金属[J], 2024, 48(3): 398-410.
YANG Q S, YAN H W, PENG P, *et al*. Chinese Journal of Rare Metals[J], 2024, 48(3): 398-410.

[8] 李明照, 李琮, 刘旭光, 等. 稀有金属材料与工程[J], 2009, 38(1): 7-10.
LI M Z, LI Z, LIU X G, *et al*. Rare Metal Materials and Engineering[J], 2009, 38(1): 7-10.

[9] XU W, CHEN X, ZHU G, *et al*. Journal of Materials Research and Technology[J], 2023, 26: 7740-7756.

[10] 王一立, 刘继良, 王礼营, 等. 稀有金属材料与工程[J], 2026, 55(6): 1593-1596.
WANG Y L, LIU J L, WANG L Y, *et al*. Rare Metal Materials and Engineering[J], 2026, 55(6): 1593-1596.

[11] ZHANG M Q, NAKATA T, XU C, *et al*. Journal of Magnesium and Alloys[J], 2024, 13(11): 5525-5537.

[12] CHEN W, ZHANG W, QIAO Y, *et al*. Journal of Alloys and Compounds[J], 2026, 665: 13-20.

[13] LI J, LI X, XU T H, *et al*. Materials Science and Engineering: A[J], 2024, 911: 146940.

[14] REN J, MENG H, YANG M, *et al*. Journal of Materials Research and Technology[J], 2024, 32: 2395-2405.

[15] WANG S C, CHEN S Y, JIN Z Z, *et al*. Journal of Magnesium and Alloys[J], 2025, 13(4): 1630-1645.

[16] GUO L, FUJITA F. Journal of Magnesium and Alloys[J], 2015, 3(2): 95-105.

[17] 申家升. WE43稀土镁合金板材热成形工艺研究[D]. 合肥: 安徽建筑大学, 2024.
SHEN J S. Research on Thermoforming Process of WE43 Rare Earth Magnesium Alloy Plate[D]. Hefei: Anhui Jianzhu University, 2024.

[18] 王硕华, 卫宏喆, 陈明, 等. 锻压技术[J], 2024, 49(2): 146-151.
WANG S H, WEI H Z, CHEN M, *et al*. Forging and Stamping Technology[J], 2024, 49(2): 146-151.

[19] LI J R, XIE D S, ZENG Z R, *et al*. Journal of Materials Science & Technology[J], 2023, 132: 1-17.

[20] YU Z, TANG A, WANG Q, *et al*. Materials Science and Engineering: A[J], 2015, 648: 202-207.

[21] LI C C, XIA Z H, QIAO X G, *et al*. Materials Science and Engineering: A[J], 2023, 869: 144508.

[22] ZHAO T, HU Y, HE B, *et al*. Materials Science and Engineering: A[J], 2019, 765: 138292.

[23] 李波, 刘峰, 胡文鑫. 稀土[J], 2021, 42(4): 110-116.
LI B, LIU F, HU W X. Chinese Rare Earths[J], 2021, 42(4): 110-116.

[24] 黄伦, 黄光胜, 邓钱元, 等. 中国有色金属学报[J], 2019, 29(3): 429-438.
HUANG L, HUANG G S, DENG Q Y, *et al*. The Chinese Journal of

Nonferrous Metals[J], 2019, 29(3): 429-438.

[25] CHINO Y, KADO M, MABUCHI M. Materials Science and Engineering: A[J], 2008, 494: 343-349.

[26] 孔令菲, 黄须强, 周慧敏, 等. 稀有金属材料与工程[J], 2023, 52(10): 3640-3646.
KONG L F, HUANG X Q, ZHOU H M, *et al*. Rare Metal Materials and Engineering[J], 2023, 52(10): 3640-3646.

[27] BIRBILIS N, EASTON M A, SUDHOLZ A D, *et al*. Corrosion Science[J], 2009, 51(3): 683-689.

[28] MASOUMI M, HOSEINI M, PEKGULERYUZ M. Materials Science and Engineering: A[J], 2011, 528(7): 3122-3129.

[29] LIU H, NAKATA T, XU C, *et al*. Journal of Magnesium and Alloys[J], 2024, 13(2): 654-667.

[30] LI X, AL-SAMMAN T, GOTTSTEIN G. Materials & Design[J], 2011, 32(8): 4385-4393.

[31] YANG Q, JIANG B, LI X, *et al*. Journal of Magnesium and Alloys[J], 2014, 2(1): 8-12.

[32] ZHAO D, LI G, LI P, *et al*. Materials Science and Engineering: A[J], 2021, 803: 140508.

[33] FENG B, ZHU K, SHANG X, *et al*. Corrosion Science[J], 2024, 237: 112275.