

镁合金焊丝加工研究进展

郭军华¹, 杨洋¹, 董显¹, 郭鹏¹, 聂孟杰¹, 路全彬¹

(1 中国机械总院集团郑州机械研究所有限公司 高性能新型焊接材料全国重点实验室, 河南 郑州 450001)

摘 要: 镁合金作为轻量化核心结构材料, 在航空航天、汽车、电子及生物医用等领域应用潜力巨大, 但塑性成形能力不足、耐蚀性较差等问题制约其工程应用。焊接是复杂构件制造的关键手段, 焊丝品质直接决定焊接接头性能。本文系统综述镁合金焊丝研究现状, 分析了合金元素的作用机制与协同/拮抗效应, 阐明镁合金密排六方结构下的塑性变形规律, 梳理热挤压-拉拔、热拉拔、电脉冲及超声辅助等制备工艺的技术特点与应用进展, 并指出不足。未来应聚焦专用焊丝开发、先进加工技术及全链条性能优化等发展方向, 为高性能镁合金焊丝研发与工程应用提供参考。

关键词: 镁合金; 焊丝; 成分; 塑性变形; 加工工艺

中图分类号: TG356.4

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2017)0?-0???-0?

镁及镁合金因其独特的物理、机械和化学综合特性, 在众多领域展现出卓越的应用潜力和深厚的研究价值, 更凭借一系列突出优异特性, 被誉为“21 世纪的绿色工程材料”^[1-3]。金属镁密度为 1.74 g/cm³, 仅为铝的 2/3, 铁的 1/4 左右, 是目前工程领域应用最轻的结构金属, 核心优势在于密度低、比强度与比刚度高, 同时兼具优良的减震性能、导热性、电磁屏蔽与抗辐射能力, 且具备易切削加工、可回收再生的环保特性, 适配多领域轻量化与高性能双重需求^[4, 5]。传统场景覆盖航空航天、汽车制造、电子通信及冶金等行业, 新兴领域则延伸至生物医用、氢能储运等高端方向, 凭借良好的生物相容性, 成为骨科植入物、可降解生物医用器械的理想备选材料, 而镁基储氢材料因 MgH₂理论储氢容量高达 7.6%, 在氢能储运领域受到学术界与工业界的广泛关注^[6-15]。

尽管应用前景广阔、综合性能优异, 但镁合金的深度研发与规模化工程应用仍面临关键瓶颈, 主要受制于加工塑性不足、耐蚀性能欠佳两大核心问题^[16-19]。目前市面上的镁合金构件, 大多依托其良好的铸造成形性能生产铸件, 产品结构形式单一、规格尺寸受限, 难以满足复杂结构、大型构件的使用需求, 极大限制了应用场景的拓展^[20-24]。采用适配的焊接工艺实现镁合金构件的高效连接与成形, 是拓展其产品形态、扩大应用规模的核心路径, 而焊接质量的优劣、焊接构件性能的稳定性, 直接取决于焊接材料的品质^[25, 26]。镁合金焊丝作为镁合金熔焊工艺的核心耗材, 其成分配比、组织均匀性、力学性能及耐腐蚀适配性, 直接决定了焊接接头的强度、韧性与耐蚀性, 是保障复杂大型镁合金构件焊接成型质量的关键基础^[27]。因此, 研发成分精准可控、性能优异、

工况适配性强的高性能镁合金焊丝, 破解现有焊接技术瓶颈, 已成为推动镁合金焊接结构件工程化落地、扩大其全领域应用的关键环节。

当前, 镁合金焊丝已成为连接技术与材料工程领域的研究热点, 但焊丝品质与制备技术仍难以满足高端工程需求, 核心问题集中于成分设计、塑性调控、制备工艺三大维度: 在成分体系上, 现有焊丝多沿用铸造镁合金成分, 缺乏针对焊接热循环、接头组织演化的专用化设计, 存在接头强度匹配差、耐蚀性不达标、热裂纹敏感性高等问题, 适配不同服役场景的专用焊丝成分体系尚不完善; 在塑性变形机理上, 镁合金密排六方晶体结构导致室温塑性极差, 焊丝拉拔、挤压等塑性成形过程中易开裂、断丝, 其变形过程中的滑移、孪生及组织演化机制复杂, 缺乏高效塑性调控理论支撑; 在制备工艺上, 传统铸造-挤压工艺存在组织粗大、成分偏析、表面质量差等缺陷, 新型连续制备技术尚不成熟, 难以实现焊丝组织均匀性、尺寸精度与性能稳定性的协同提升, 规模化生产能力不足。

目前国内外相关研究多聚焦于镁合金焊接工艺优化, 针对焊丝成分体系设计、塑性变形机理、高效制备工艺的系统性综述较为匮乏, 尚未形成完整的理论体系与技术路径参考。基于此, 本文围绕镁合金焊丝三大核心研究方向, 系统梳理其成分设计原则、塑性变形调控机制、主流制备工艺的研究现状与技术进展, 并展望未来发展趋势, 旨在为高性能镁合金焊丝的研发、工程化应用提供全面参考, 助力突破镁合金焊接技术壁垒, 推动其在高端装备制造领域的规模化应用。

收到初稿日期:

基金项目: 河南省重点研发专项 (项目号 231111231500)

作者简介: 郭军华, 男, 1992 年生, 博士, 高级工程师, 中国机械总院集团郑州机械研究所有限公司 高性能新型焊接材料全国重点实验室, 河南 郑州 450001, 电话: 0086-371-67710507, E-mail: guojunhua92@163.com

1 镁合金焊丝的成分

镁合金焊丝是由美国 R&D 工业公司 1987 年首先研发,用于解决各种变形镁合金及铸造镁合金在维修中的运用,2010 年由威欧丁(天津)焊接技术有限公司引进中国大陆,主要用于解决常见的 AZ31, AZ61, ZA91, AZ93 等镁合金的焊接,焊接方法有钨极惰性气体保护焊接、熔化极惰性气体保护焊、激光焊、等离子弧焊、电子束焊、扩散焊、钎焊、搅拌摩擦焊、电阻电焊等^[27-35]。镁合金焊丝中主要添加的化学元素有 Al、Zn、Mn,其他元素有 Ca、Zr、Re 等,按化学成分分类主要分为 Mg-Al-Zn 系、Mg-Zn-Zr 系、Mg-Mn 系等,其分类与特点见表 1^[36]。具体的化学成分见表 2^[36]。

镁合金焊丝中各元素通过不同的作用机制调控镁合金组织与性能,且元素间存在协同或拮抗效应,共同决定镁合金的最终服役表现。其中,协同效应是指两种及以上元素复合添加时,可产生性能叠加增益,实现单一元素无法达成的强化效果。如 AZ 系镁合金以 Al、Zn、Mn 复合成分为核心,兼顾强度提升、耐蚀性改善与铸造成形能力,实现多性能协同优化^[37];ZK 系镁合金依托 Zn 与 Zr 的协同作用,兼具晶粒细化与时效强化双重作用^[38];Al 分别与 Ca、RE 复配开发的 AX、AE 系列高温镁合金,可显著提升高温抗蠕变性能;而 RE 与 Zr 的耦合作用,能够进一步细化晶粒、改善合金高温结构稳定性^[39,40]。拮抗效应则表现为元素共存时相互制约,引发材料性能劣化。适量 Ce、La 稀土元素可改善 AM60 镁合金耐蚀性,但稀土添加过量会析出大量稀土第二相,与基体 α -Mg 形成腐蚀微电偶,加速电化学腐蚀,恶化耐蚀性能^[41]。在 Mg-6Al 合金中,Mn 的引入可通过 Al_3Mn 弥散强化与 Mn 固溶增塑机制,使抗拉强度、伸长率及冲击韧性分别提升 50%、160%、30%;而向 AM60 合金中添加 Ca,会生成网状 Al_2Ca 脆性相,添加 La、Ce 则易形成针状稀土铝化物 $\text{Al}_{11}\text{La}_3$ 和 $\text{Al}_{11}\text{Ce}_3$,二者均会割裂基体连续性,造成合金塑性与冲击韧性大幅下降,呈现明显的元素拮抗作用^[42]。

Al 是镁合金中应用最广泛的核心合金元素,主要通过固溶强化与时效沉淀强化两种机制提升镁合金室温力学性能,同时改善其铸造成形性。在镁基体中,Al 的固溶度具有显著的温度依赖性,437℃时极限固溶度可达 12.7%,而室温下仅为 2.0%,固溶状态下 Al 原子因与 Mg 原子尺寸差异引发晶格畸变,阻碍位错运动,实现固溶强化效果^[43-45]。当对含 Al 镁合金进行固溶+时效处理时,基体中会析出弥散细小的 β - $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 第二相,该相可有效钉扎位错、强化晶界,抑制热裂纹萌生与扩展;弥散分布的硬脆第二相不会造成明显应力集中,配合细

晶强化作用使焊缝保持良好塑性,弥散 β 相可作为微阴极分割腐蚀通路,同时促进表面生成致密 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Mg}(\text{OH})_2$ 复合钝化膜,显著优化焊缝耐蚀性,是 AZ91、AZ31 等主流镁合金的主要强化来源^[21]。此外,Al 元素还能提高镁合金熔体的铸造流动性与补缩能力,减少铸件缩孔、疏松等缺陷,降低固相线温度以适配压铸工艺;但过量 Al 会导致 β - $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 相呈连续网状分布,割裂镁基体,反而降低合金及焊缝塑性与韧性,连续网状阴极第二相可构建贯通腐蚀通道,加速晶界处电偶腐蚀,诱发晶间腐蚀与应力腐蚀缺陷,造成焊缝耐蚀性能下降。焊丝中 Al 的添加量通常控制在 3.00%~9.00%^[46-48]。值得注意的是,Al 与 Zr 元素存在明显拮抗效应,二者会形成稳定的 Al_3Zr 化合物,消耗 Zr 元素并使其丧失晶粒细化能力,因此含 Zr 镁合金中需严格控制 Al 含量^[49,50]。

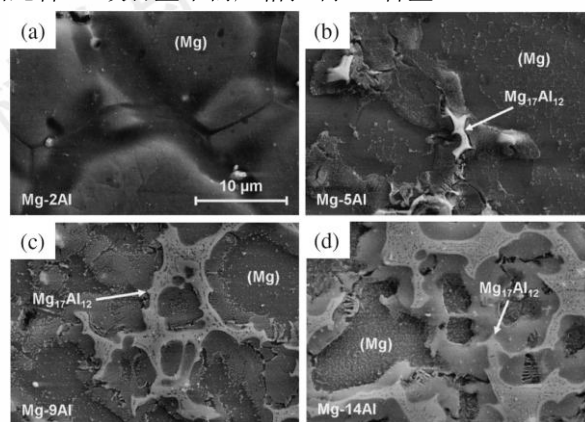


图1 铝含量在 2%至 14%之间的 Mg-Al 二元合金的共晶形态^[48]

Fig.1 Eutectic morphology of Mg-Al binary alloys with aluminum content between 2 and 14%^[48]

Zn 作为镁合金中重要的强化元素,其强化机制以固溶强化和时效强化为主,且常与其他元素协同作用以优化合金性能。Zn 在 Mg 中的最大固溶度约为 6.2%,其固溶度随着温度的降低而显著减小。由于 Zn 原子与 Mg 原子的尺寸差大于 Al 与 Mg 的尺寸差,其固溶强化效果优于 Al 元素,添加 Zn 抑制 $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 相生成,优先形成 AlMgZn 相。时效处理过程中,含 Zn 镁合金会析出 Mg_4Zn_7 、 MgZn_2 、 $\text{Mg}_2\text{Zn}_{11}$ 等亚稳相或稳定相,这些弥散分布的第二相可有效阻碍位错滑移,实现时效强化^[51-53]。在实际应用中,Zn 常与 Al 协同添加于 AZ 系镁合金中,Zn 与 Al 协同析出细小弥散的 $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 、 MgZn_2 复合金属间相,不仅能够细化凝固组织、破碎晶界连续液膜,有效缩短合金凝固温度区间并抑制热裂纹萌生,同时弥散分布的第二相无明显网状聚集特征,不会对基体产生硬性割裂作用,在固溶强化与细晶强化耦合作用下使焊缝兼具强度与良好塑性;此外,适量 Zn 可微调基体电极电位,降低镁基体与第二相的电位差,弱化电偶腐蚀驱动力,同时优化表面钝化膜致密性,减少点蚀、

晶间腐蚀等缺陷的生成,进一步改善焊缝耐蚀性能。而与 Zr 元素配合形成的 ZK 系镁合金(如 ZK61),可实现晶粒细化与时效强化的协同增效,显著提升合金强度。但 Zn 添加量需严格控制,当含量超过 6%时, Zn 会显著拓宽合金凝固温度区间,富集于晶界的 Zn 原子易形成低熔点共晶液相,凝固后生成连续网状脆性 $MgZn_2$ 相,恶化晶界力学稳定性,极大增加焊缝热裂纹敏感性。因此, Zn 的添加量通常控制在 0.5%~6%^[54-56]。

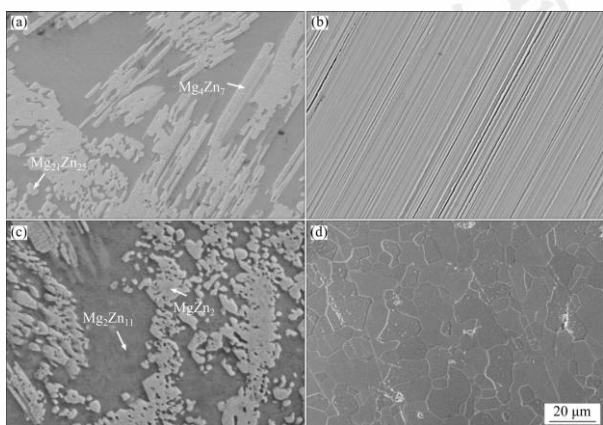


图2 不同 Zn 含量的蚀刻试样的 SEM 图像 (a) Al; (b) Pure Mg; (c) A2; (d) Pure Zn^[54]

Fig.2 SEM images of etched specimens with different Zn contents: (a)

Al; (b) Pure Mg; (c) A2; (d) Pure Zn^[54]

Mn 是镁合金中不可或缺的净化与辅助强化元素,其核心作用在于除杂净化以提升合金耐蚀性,同时发挥弱晶粒细化与晶界稳定作用。Mn 在 Mg 中的极限溶解度为 3.4%,可提高强度,降低塑性^[37]。在镁合金熔炼过程中,原料中的 Fe 杂质会显著加速镁基体的阴极腐蚀,是影响镁合金耐蚀性的最有害杂质,而 Mn 元素可与 Al、Fe 形成 AlMnFe 化合物,其密度大于镁熔体,可在熔炼过程中沉于底部并被去除,从而彻底消除 Fe 的腐蚀加速效应。“清除杂质”的功能主要与 Fe/Mn 在材料中的比例有关,须在 0.032 的范围内,而较大的 Fe/Mn 比会急剧增加合金的腐蚀速率^[57-59]。此外, Mn 在镁基体中固溶度较低,会析出弥散分布的 Al_8Mn_5 等化合物,这些化合物可作为异质形核核心,细化铸态镁合金晶粒,改善组织均匀性;同时,少量 Mn 固溶于镁基体中可稳定晶界、抑制再结晶,提升合金焊接性与抗应力腐蚀能力,且几乎不降低合金塑性、不恶化铸造成形性。过量 Mn 元素易在晶界处富集团聚,形成粗大且不规则的富锰脆性夹杂相,造成晶界局部应力集中,破坏晶界结合稳定性。在焊接热应力作用下易诱发沿晶微裂纹,热裂敏感性回升;粗大脆性夹杂相会阻碍位错滑移,易成为裂纹萌生源。Mn 元素的作用效果在 Al 存在时更为显著,纯 Mg-Zn 系合金中 Mn 的细化与净化效果较弱,镁合金焊丝中锰

含量应不超过 1.00%,也是 AM60、AZ91 等镁合金的必备元素^[60, 61]。

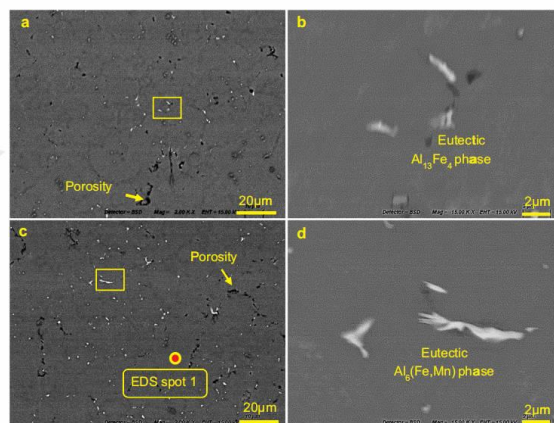


图3 (a, b) Al-5 wt%Mg 和 (c, d) Al-5 wt%Mg-0.5 wt%Mn 合金的微观结构的背散射图 (b 和 d 分别是 a 和 c 中标记区域的放大图)^[61]

Fig.3 Backscattered SEM micrographs showing the microstructure of (a, b) Al-5 wt%Mg and (c, d) Al-5 wt%Mg-0.5 wt%Mn alloys. b and

d are the enlarged magnification of the marked area in a and c^[61]

元素协同作用理论在镁合金焊丝研发领域已实现成熟工程化应用。现阶段行业已迭代出多款商用镁合金焊丝,主要以 AZ31、AZ61 通用焊丝为主,专用高强、耐热、耐蚀焊丝极少,且成本较高,与压铸镁合金匹配性差,易因成分差异加剧裂纹与偏析。现有主流焊丝的成分与力学性能汇总于表 3。依托元素协同改性机理,国内外科研机构及企业持续研发出多款特殊用途的镁合金焊丝产品。其中,上海航天精密机械研究所研发一款稀土镁合金熔焊焊丝,通过复配添加 Gd、Y、Nd、Zr 等稀土元素,有效降低焊缝凝固阶段的热裂倾向,焊丝抗拉强度可达 200 MPa,适用于高强耐热稀土镁合金焊接工况^[62];宝钢金属研制高强韧稀土镁合金丝材,化学成分质量占比为 Gd 4.0~9.5%、Y 2.0~4.0%、Ca 1.0~2.5%、Al 0.5~1.2%,杂质总含量 $\leq 0.3\%$,解决了传统熔丝增材制造镁合金晶粒粗大、力学性能薄弱的痛点,实现了增材制造镁合金的强韧化改性^[63];中国机械总院集团宁波智能机床研究院有限公司开发专用活性镁合金焊丝,其活性剂由 $ZnCl_2$ 、 TiO_2 、 CeO_2 按 40~45:40~45:10~20 的质量比复配而成,该焊丝填丝便捷,焊接成型焊缝均匀美观,可显著增大焊接熔深,在厚板焊接中能够减少焊接道次、抑制焊接变形,有效提升焊接接头综合性能^[64];河南维可托镁合金科技有限公司研发通用型高强镁合金焊丝,适配 AM56、AM60A、AZ91D 等常用工程镁合金熔化焊,可降低焊缝热裂倾向性,规避焊接接头沿焊缝断裂的失效问题^[65];吉林大学开发高线径均匀度耐氧化镁合金细丝,以钇、铈、钕单一或复合元素为改性组分,焊丝综合力学性能优异,屈服强度 ≥ 150

MPa、抗拉强度 ≥ 240 MPa、延伸率 $\geq 15\%$ ^[66]; 东北大学研制 Mg-Al-Zn-Gd-Y 系镁合金堆焊焊丝, 焊丝直径调控为 1.5~3.0 mm, 室温干摩擦磨损测试下, 材料相对耐磨性可达 3.09, 耐磨性能突出^[67]。

2 镁合金塑性变形机理

理解镁合金塑性变形机理对于指导焊丝开发和工艺优化至关重要。大多数镁合金具有密排六方结构, 在室温下只有三个几何滑移系和两个独立滑移系, 不足以满足多晶体均匀变形的 Von-Mises 准则, 其塑性比面心立方和体心立方晶体低。镁合金焊丝在成形过程中易出现孪生, 其塑性变形能力更多地依赖于滑移与孪生的协调作用, 最终受制于孪生。通常当变形温度低于 225°C 时, 多晶镁合金的塑性变形以滑移和孪生为主, 滑移模式主要为 $\{0001\}\langle 11\bar{2}0 \rangle$ 基面滑移。在此温度范围内,

镁合金非基面滑移系的临界剪切力比基面滑移系要大两个数量级左右, 镁合金经冷挤压、冷拉拔等加工变形极易形成强取向基面织构, 直接诱发后续加工缺陷。温度高于 225°C 时, 由于原子活动能力强, 非基面滑移系与基面滑移系之间的临界剪切应力差值减小, 棱柱面和锥面等潜在非基面滑移系可通过热激活启动, 从而使变形能力得到大幅度提升^[37, 68], 有效降低焊丝加工断裂风险。室温状态下镁合金焊丝内部存在多相析出组织, 塑性加工过程中不同相变形协调性差, 产生不均匀流变并滋生附加内应力, 极易引发焊丝内部微裂纹, 进而造成拉拔断丝; 进入高温加工区间后, 第二相析出物溶解度提升并逐步固溶至镁基体, 合金趋近单相组织, 流变均匀性大幅改善, 从组织层面提升焊丝连续成型能力。

滑移和孪生均属于晶内塑性变形机制, 镁合金中晶间塑性变形机制在塑性变形过程中也发挥重要作用, 包括相邻晶粒之间的相对滑动和晶界滑移。晶界滑动一般通过晶粒的滑动和晶粒的转动两种方式实现。晶界滑移主要特征表现为: 在很大的应变下晶粒不会被拉长, 而是保持等轴状; 变形样品表面微观形貌呈现凹凸不平的台阶; 晶界取向差分布变化不明显。另外, 晶界滑移会导致局部区域特别是三叉晶界处严重的应力集中。镁合金中晶界滑移通常只有在高温低应变速度下才能发生。一般随着变形温度的升高, 晶界滑移对材料总应变的贡献增长。特别在变形量很大的情况下, 晶界滑移甚至成为主要的塑性变形机制。但在细晶镁合金中, 即使在室温和总变形量较小的情况下, 也可能发生明显的晶界滑移^[69, 70]。

而在镁合金焊丝挤压与拉拔制备全过程中, 挤压易促使晶粒发生定向转动形成强基面织构并在后续多道次

拉拔中持续强化, 该织构带来显著力学各向异性, 不仅使轴向拉拔过程滑移受阻、应力集中加剧而诱发断丝, 还会因轴向与横向变形抗力差异及坯料表层心部织构梯度不均, 造成焊丝轴向翘曲与截面收缩不一致, 进而引发外径尺寸不均; 当成形温度偏低、单道次变形量较大时, 基面滑移难以充分进行, 局部晶粒会启动孪生变形, 孪生变形具备明显取向选择性且多呈条带状集中分布, 孪生界面易成为微裂纹萌生源加速断丝失效, 同时孪生软化区域与普通变形区域变形速率失衡, 进一步加剧焊丝翘曲与局部颈缩带来的尺寸偏差; 而挤压阶段不同区域变形程度差异会引发动态再结晶程度不一, 道次间退火产生的静态再结晶又持续拉大晶粒尺寸差距, 形成粗细混杂的非均匀组织, 软硬晶粒变形协调性变差, 既易在晶界处产生内应力催生裂纹造成断丝, 也会因不同区域加工硬化与软化状态不同, 导致拉拔过程变形量与弹性回复存在明显差异, 最终共同加重焊丝翘曲变形与整体尺寸不均匀现象。

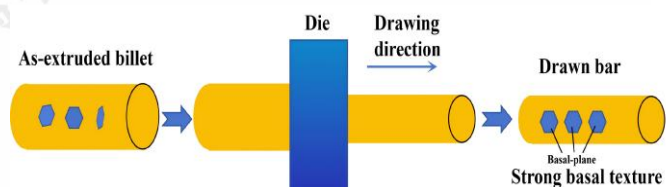


图4 镁合金焊丝冷拉拔原理示意图

Fig. 4 Schematic diagram of cold drawing principle for magnesium alloy welding wire

综上可知, 在镁合金焊丝工业化制备中, 加工形成的强基面织构是造成焊丝校直易翘曲、成品径向尺寸不均、后续焊接使用成型性不佳的核心诱因。结合焊丝挤压、多道次拉拔、热处理全制备流程, 可通过以下路径调控晶体取向与组织状态, 改善焊丝加工性能与使用性能^[71-75]: 1) 优化热挤压工艺: 基面滑移受温度影响较小, 非基面滑移临界剪切应力随温度升高快速下降, 合理调控挤压温度、挤压速率, 充分激活非基面滑移, 弱化加工过程中基面择优取向; 2) 精准合金化设计: 添加 Ce、La、Gd 等稀土合金元素, 调控镁合金层错能或 c/a 比, 降低非基面滑移启动门槛, 从成分层面改善焊丝流变性能; 3) 引入特种塑性加工工艺: 采用等通道转角挤压 (ECAP) 预处理坯料, 重塑基体晶体取向、破除强基面织构, 为后续多道次拉拔提供稳定应变条件, 减少断丝、扭曲变形等生产缺陷。

Table 1 Classification and characteristics of magnesium alloy welding wire^[36]

表 2 镁合金焊丝化学成分^[36]

Table 2 Chemical composition of magnesium alloy welding wire^[36]

Classification of chemical components		Chemical composition (mass fraction)/%										
numeric symbol	Chemical composition symbol	Mg	Al	Zn	Mn	Si	Cu	Ni	Fe	Ca	Be	Other
Mg0602A	MgAl6Mn	Bal.	5.5~6.5	0.30	0.24~0.60	0.10	0.01	0.002	0.005			0.30
Mg0602B	MgAl6Ca2Mn	Bal.	5.6~6.4	0.20	0.26~0.50	0.08	0.08	0.001	0.004	1.5~2.5		0.01
Mg1101	MgAl10Zn1Mn	Bal.	9.5~10.5	0.75~1.25	0.15~0.50	0.05	0.05	0.005	0.005		0.0002~0.0008	0.30
Mg1313	MgAl3Zn1Mn	Bal.	2.4~3.6	0.50~1.50	0.15~1.00	0.10	0.05	0.005	0.005	0.04		0.30
Mg1313A	MgAl3Zn1Ca1Mn	Bal.	2.4~3.6	0.50~1.50	0.15~1.00	0.10	0.05	0.005	0.005	0.5~1.5		0.05
Mg1611	MgAl7Zn1Mn	Bal.	5.8~7.22	0.40~1.50	0.15~0.40	0.05	0.05	0.005	0.005		0.0002~0.0008	0.30
Mg1611A	MgAl6Zn1	Bal.	5.5~6.5	0.50~1.50	0.15~0.40	0.10	0.05	0.005	0.005		—	0.30
Mg1611B	MgAl6Zn1Ca2	Bal.	5.5~6.5	0.50~1.50	0.05~0.40	0.08	0.025	0.001	0.004	1.5~2.5		0.01
Mg1611C	MgAl6Zn1Ca1	Bal.	5.5~6.5	0.50~1.50	0.15~0.40	0.10	0.05	0.005	0.005	0.5~1.5		0.05
Mg1911A	MgAl9Zn1	Bal.	8.3~9.7	0.35~1.00	0.15~0.50	0.10	0.03	0.002	0.005	—	—	0.30
Mg1911B	MgAl9Zn1Ca1	Bal.	8.3~9.7	0.35~1.00	0.15~0.50	0.10	0.03	0.002	0.005	0.5~1.5		0.30
Mg1911C	MgAl9Zn1Ca2	Bal.	8.3~9.7	0.35~1.00	0.15~0.50	0.10	0.03	0.002	0.005	1.5~2.5		0.30
Mg1922	MgAl9Zn2Mn	Bal.	8.3~9.7	1.7~2.3	0.15~0.50	0.05	0.05	0.005	0.005		0.0002~0.0008	0.30
Mg2331*	MgRE3Zn3Zr	Bal.		2.2~3.1				—				0.30
MgZ×	Mg×	Bal.	Other agreement components									

表 3 几款镁合金成分与性质

Table 3 Composition and Properties of Several Magnesium Alloys

Brand	Composition	Tensile strength Elongation	Corrosion resistance	Weldability	Characteristics	Application
AZ31B	Mg-3Al-1Zn-0.2Mn	≥230MPa 3%~10%	Good	Excellent	The best weldability, low tendency for hot cracking, and good plasticity of the weld seam Excellent corrosion resistance and low cost	3C shell, bicycle, lightweight structural components, thin plate TIG/MIG
AZ61A	Mg-6Al-1Zn-0.2Mn	220~290 Mpa 4%~18%	Good	Excellent	Higher strength than AZ31B, good fluidity, and excellent weld formation	Car seats, structural components, wheel hubs
AZ91D	Mg-9Al-0.7Zn-0.2Mn	230~300 MPa 3%~7%	Middle	Good	Excellent casting performance, high strength, wear resistance, and good corrosion resistance	Automotive cylinder body, 3C structural components, mold welding repair
ZK60	Mg-6Zn-0.5Zr	305~330MPa 7%~9%	Excellent	Good	Fine grain size, good toughness, low sensitivity to stress corrosion cracking Low tendency for welding hot cracking	Aviation structures, high-strength profiles, and components with high toughness requirements
WE43	Mg-4Y-3RE-Zr	260~435 MPa 8%~13%	Excellent	Middle	Rare earth strengthening, high temperature strength, creep resistance, and corrosion resistance far superior to AZ series High cost and strict welding process requirements	Aircraft engines, missile components, high-end medical implants
AM20	Mg-2Al-0.5Mn	≥ 160 MPa ≥ 8%	Excellent	Excellent	Extremely high plasticity, good corrosion resistance, and low tendency for welding cracks	Automotive interior, thin-walled components, welding with high plasticity requirements

表 4 不同的工艺制备的镁合金焊丝性能对比^[86-106]

Table 4 Performance Comparison of Magnesium Alloy Welding Wires Prepared by Different Processes^[86-106]

Processing	scholars	Alloy grade	Parameters	Specific mechanical properties	advantages and disadvantages	Applicable scenarios	Industrialization potential
------------	----------	-------------	------------	--------------------------------	------------------------------	----------------------	-----------------------------

Hot extrusion drawing combined process	Jin	AZ61	Extrusion temperature 440 °C Drawing temperature 250~340 °C	Φ1.2mm welding wire with a tensile strength of 384MPa, repeatedly bent and broken 7 times/180 °			
	Zhang	ZM6	Extrusion temperature 530°C Drawing temperature 300°C	Φ3mm welding wire with a tensile strength of 256MPa	Advantages: compact internal defects, dense structure, good grain refinement effect, can prepare ultrafine diameter wire materials, easy to composite and strengthen the process	Large standard conventional magnesium alloy welding wire, ultra-fine medical degradable magnesium wire, high-strength rare earth magnesium welding wire	Mature technology, currently mainstream mass production technology, with the widest range of adaptability
	He	ZK20-0.4Sc	Extrusion temperature 320°C Extrusion temperature 25°C	Φ0.5mm welding wire, tensile strength 329 ± 2MPa, yield strength 287 ± 2MPa, elongation 14.2%	Disadvantages: High extrusion resistance and low efficiency below 2.0mm, poor straightness of pure extrusion welding wire, easy generation of residual stress during cold drawing, and decreased corrosion resistance		
	Maria	AZ31、ZX10	Extrusion temperature 400 °C Room temperature drawing+350 °C annealing	Φ0.4-1mm AZ31 welding wire, tensile strength 286MPa, yield strength 225MPa, fracture strain 13.5 ± 2.5%; Φ0.4-1mm ZX10 welding wire, tensile strength 235MPa, yield strength 170MPa, fracture strain 19.1 ± 1.9%			
	Gao	ZN20	Extrusion temperature 390 °C ECAP temperature 300 °C Drawing temperature 390 °C	Φ0.23mm welding wire, with a maximum tensile strength of 392MPa, a yield strength of 370MPa, a 3.5-fold increase in plasticity, and a 31% increase in corrosion resistance			
	Yan	Mg-6Zn	Extrusion temperature 300 °C ECAP temperature 200 °C Drawing temperature 250 °C	Φ0.31mm, tensile strength 300MPa, elongation 11%			
Hot drawing	Chen	AZ61	Drawing temperature 25~400°C	Φ4.5mm welding wire, 200 °C: tensile strength 362.58MPa, elongation rate 2.2%; 300 °C dynamic recrystallization, plasticity recovery	Advantages: Large deformation of the pass, reduced intermediate annealing, high production efficiency, improved surface quality, and control of LPSO phase to achieve high strength	High end precision magnesium alloy welding wire, high-strength rare earth magnesium welding wire, and continuous mass production of wire materials	Strong scalability and adaptability, with outstanding advantages in the field of rare earth magnesium alloys
	Ren	AZ31	Drawing temperature 210~400°C	Φ1.9mm welding wire, yield strength 382.8MPa, tensile strength 417.1MPa, good dimensional accuracy	Disadvantages: Low temperature deformation is mainly twinning, poor plasticity, significant decrease in high-temperature strength, and there is a critical deformation degree that is prone to grain coarsening		
	Ling	Mg-9.5Gd-4Y-2Zn-0.3Zr	Drawing temperature 380~400°C	Φ1.2mm welding wire, tensile strength 553.5MPa, yield strength 473.6MPa, elongation 2.5%			
	Yang	Mg-8.5Gd-4Y-2Zn-0.3Zr	Drawing temperature 450°C	Φ1.45mm welding wire, tensile strength 495MPa, yield 447MPa, elongation 2.41%			
	Zuo	Mg-Al-Ca-Mn	Drawing temperature 300°C	Φ2.4mm welding wire with a yield strength of 394MPa, forming a bimodal grain structure without rare earth strengthening			

Electric pulse assisted drawing process	Shan	AZ31	Room temperature Pulse voltage 220 V, frequency 100 Hz, pulse width 30 μ s, processing time 30 s	Φ 0.66mm welding wire, tensile strength of 400MPa, elongation of 28.5%, grain refinement to 1 μ m, and significant weakening of texture	Advantages: Short term and efficient refinement of grain size, weakening of basal texture, elimination of residual stress, improvement of plasticity and corrosion resistance Disadvantages: Strict control of pulse parameters, high equipment costs, limited efficiency	Ultra fine precision magnesium welding wire, cold drawn high plasticity modified welding wire, high toughness welding material	The laboratory results are excellent, but the standardization of equipment and parameters is insufficient. Currently, small-scale trial production is mainly used
	Sun	AZ31B	Room temperature, pulse voltage 90 V, frequency 150 Hz, pulse width 40 μ s, time 1 min	Φ 1mm welding wire with a tensile strength of 320 MPa, yield strength of 253 MPa, elongation of 28.1%, grain size of 4.11 μ m, and improved basal slip ability			
	Shan	AZ31	Room temperature, pulse voltage 220 V, frequency 120 Hz, pulse width 30 μ s, time 5 min	Φ 0.60mm welding wire, tensile strength 390MPa, elongation 29.5%, optimal strength plasticity	enhancement of large-diameter wire materials		
Ultrasonic assisted forming process	Wen		Frequency 15kHz, maximum output power 2kW	At low amplitude/low vibration energy, softening effect dominates, and the deformation resistance of AZ31 magnesium alloy decreases while the formability improves; When high vibration amplitude is applied, hardening effect dominates, material plasticity decreases and brittle fracture occurs			
	Xie	AZ31	Frequency 20 kHz, amplitude 4.6~6 μ m, maximum output power 2kW	When the amplitude is 4.6 μ m and the action time is short, the plastic deformation is mainly twinning, and the softening effect is dominant; When the ultrasound energy is high, twinning behavior is inhibited and hardening effect dominates	Advantages: Good low-temperature formability, reducing molding resistance; Disadvantage: The amplitude has a dual effect of softness and hardness, making it prone to local hardening	Low temperature plastic forming magnesium wire, small-sized thin-walled and small-diameter magnesium alloy wire, special precision plastic processing	Solid theoretical and experimental foundation, still in the laboratory stage
	Liao		150 $^{\circ}$ C~200 $^{\circ}$ C and amplitude 0-11.2 μ m	Ultrasonic vibration delays the occurrence of dynamic recrystallization, expands the steady-state deformation zone, promotes dislocation slip and rearrangement, and reduces dislocation pile up			
	Huang		130~150 $^{\circ}$ C amplitude 33.3, 40.9 μ m	Ultrasonic vibration can significantly reduce the starting temperature of dynamic recrystallization; The higher the temperature, the more significant the decrease in strength and the increase in plasticity. The appropriate interval for intermittent vibration has better plasticity than continuous vibration			

3 镁合金焊丝的加工工艺

镁合金由于镁合金室温塑性差,传统单一塑性加工工艺易出现断丝、表面划伤、尺寸偏差等问题,难以制备高精度、细直径的焊丝产品。目前,主要的制备工艺有铸造、挤压以及挤压与拉拔相结合三种工艺方法^[76, 77]。热型连铸(OCC)于1978年由日本学者首次发明,可用于生产焊条或丝材。目前采用OCC法制备镁合金丝材的研究较少,该工艺通常用于生产短粗型丝材,制备细长镁合金丝材难度较大^[76]。挤压成形工艺能有效压合铸锭内部的疏松、缩孔等缺陷,使焊丝组织致密度极高,但生产出成品焊丝的周期长且细规格生产难度大^[77]。近年来,国内外学者围绕镁合金焊丝制备工艺展开了大量研究,主流的加工工艺发展为多种复合工艺相结合的模式,包括热挤压-拉拔联合工艺、热拉拔工艺、电脉冲辅助和超声辅助成形工艺等^[80-85],不同的工艺制备的镁合金焊丝性能对比,见表4。

3.1 热挤压-拉拔联合工艺

热挤压-拉拔联合工艺是目前镁合金焊丝生产的主要工艺。该工艺的核心是通过热挤压将铸锭挤压成坯杆,变形温度在350~460℃范围内,然后再通过多道次拉拔逐步将坯料加工至目标线径,此温度区间既能保证镁合金获得足够的塑性,避免低温脆断,又能防止高温下晶粒过度长大,影响焊丝最终性能。实验表明热挤压可以制备出直径在2.0 mm以上的镁合金焊丝,当直径在2.0 mm以下时,挤压力剧增,镁合金焊丝挤压成形的难度增加,生产效率降低。另外,热挤压法生产的焊丝偏软,焊丝强度和翘曲不匹配,不能保证良好的挺直度,从而影响后续焊接过程中送丝的连续性^[86]。因此,当直径在2.0 mm以下时,多采用“热挤压+多道次拉拔”的组合模式,通过拉拔工序逐步细化线径、提升焊丝强度与尺寸精度,弥补单纯热挤压的不足。金文中等^[87]采用热挤压-拉拔工艺制备了Φ1.2 mm的AZ61镁合金焊丝,并对其变形机理进行了研究。结果表明热挤压阶段采用大比率挤压工艺,可将铸锭的粗大晶粒细化至8 μm以下,显著改善合金组织均匀性;而拉拔阶段当保温温度控制在225℃以上时,镁合金内部会产生棱柱面滑移,该滑移方式能够有效限制孪晶的生成,使滑移成为拉拔过程中的主要变形方式,从而大幅提升镁合金粗线坯杆的塑性,避免拉拔过程中出现断丝、开裂等缺陷,为细直径焊丝的顺利制备提供了理论支撑。张铁磊等^[88]针对ZM6镁合金焊丝的制备开展研究,采用“热挤压(制备Φ4mm坯杆)-拉拔”联合工艺,最终获得了Φ3mm的ZM6镁合金焊丝,并通过金相分析探究了挤压和拉拔过程中镁合金组织形貌的演变规律。研究证实,合理控制热挤压

参数与拉拔道次,可有效改善焊丝表面质量,制备出无明显裂纹、划痕,尺寸精度符合焊接要求的Φ4mm和Φ3mm ZM6镁合金焊丝,为该型号镁合金焊丝的工业化生产提供了工艺参考。在细直径镁合金焊丝的制备方面,He等^[89]采用热挤压-冷拉拔(室温)工艺制备出Φ0.5mm的可降解ZK20-0.4Sc镁合金丝材。组织分析表明,其组织沿拉伸方向纵截面的平均晶粒尺寸约为7.3 μm,平行于拉伸方向形成较强的 $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ 和较弱的 $\langle 10\bar{1}0 \rangle$ 纤维织构组分,其抗拉强度为329±2MPa,屈服强度为287±2MPa,伸长率为14.2±0.5%,具有较优的力学性能,主要由细晶强化、位错强化与析出强化共同贡献;在冷拉拔过程中形成大量位错缠结与200~300 nm位错胞,激活 $\langle a \rangle$ 型和 $\langle c+a \rangle$ 型非基面滑移系统,导致镁合金丝在模拟体液环境中出现严重的局部腐蚀和晶粒选择性降解的行为,应采用适当的热处理消除残余应力,提高耐腐蚀性能。Maria等^[90]对比研究了直接热挤压、冷拉丝+热处理工艺对AZ31、ZX10镁合金焊丝微观组织、织构及力学性能的影响。结果表明,直接挤压可实现1:15625超高挤压比,分别制备出0.2mm(AZ31)、0.4mm(ZX1)超细线材,冷拉丝+每2道次中间热处理路线可稳定制备0.28mm线材;挤压以DRX、拉丝以SRX主导织构演变,拉丝前两道次性能提升最显著;0.4mmZX10挤压线材兼具弱织构、高塑性 with 高应力比,为医用可吸收线材最优选择,0.28mmAZ31拉丝线材更适配高强度场景。该研究成果为不同性能需求的镁合金焊丝制备提供了工艺选择依据。为进一步提升镁合金焊丝的力学性能,学者们将复合工艺与热挤压-拉拔工艺相结合。Gao等^[91]采用等通道转角挤压(ECAP)+搅拌摩擦加工(FSP)+挤压+拉拔复合工艺制备了Φ0.23mm的细晶ZN20镁合金丝。研究结果表明ECAP工序可有效弱化镁合金的织构,降低后续变形阻力,利于后续挤压与拉拔工序的顺利进行;FSP工序则能够减少合金内部第二相的数量,降低第二相对基体性能的不利影响,同时提升镁合金丝的耐蚀性,腐蚀速率降低近31%;经ECAP+挤压+热拉拔处理后,合金基体晶粒与第二相颗粒尺寸相近,这种微观结构可促进剪切带形核并抑制其扩展,使合金塑性提升3.5倍;而经FSP+挤压+热拉拔处理后,合金强度由292 MPa提升至392 MPa,其强度提升源于晶界强化、析出强化与织构强化的协同作用。热拉拔使得镁合金焊丝基面(0001)织构比例增高,表面能低、扩散慢,耐蚀性提高。复合工艺可在无后处理条件下,可同步实现镁合金丝的高强、高塑、高耐蚀,为高性能细直径镁合金焊丝的制备提供了新的技术路径。Yan等^[85]通过ECAP和热拉拔的组合工艺,成功制

备了 $\Phi 0.31$ mm、极限抗拉强度为 300 MPa、伸长率为 11% 的 Mg-6wt%Zn 合金线材, 分析表明, 其性能优势主要归因于 ECAP 工艺破碎粗大的 Mg_7Zn_3 第二相, 并抑制热拉拔时有害析出, 消除带状组织和孔洞, 最终形成均匀近单相的微观结构, 使强塑性成形性同步提升, 该研究结果为 Mg-Zn 系镁合金焊丝的性能优化提供了重要参考。

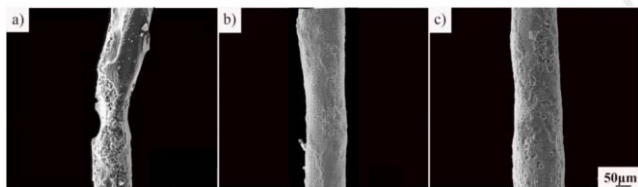


图 5 样品 Ex-0.23 (a)、FSP-0.23 (b) 和 ECAP-0.23 (c) 的腐蚀形貌^[91]

Fig.5 Corrosion morphologies of samples Ex-0.23 (a), FSP-0.23 (b) and ECAP-0.23 (c)^[91]

3.2 热拉拔工艺

热拉拔工艺是将温度控制在 300~500℃ 范围内, 兼顾镁合金的塑性与尺寸精度, 实现镁合金丝材的高效制备。与传统冷拉拔工艺相比, 热拉拔可有效降低拉拔过程中的应力集中, 实现更大的道次变形量, 减少退火次数, 提升生产效率, 同时可减少断丝、表面划伤等缺陷, 保障丝材表面质量与尺寸稳定性, 是当前中高端镁合金丝材规模化制备的核心工艺之一。陈庆强等^[92]通过热拉拔的方法在拉拔温度 25~400℃, 拉拔速度 5 m/min 的条件下, 研究了热拉拔过程中拉拔温度及道次变形量对 AZ61 镁合金焊丝组织与性能的影响。研究发现, 当拉拔温度较低 (200℃) 时, 镁合金丝材主要以孪生变形为主, 随着道次变形量由 10% 逐渐增加至 25%, 丝材中的孪晶组织数量逐渐增多、分布愈发密集, 孪晶细化作用使丝材抗拉强度由 324.81 MPa 逐渐提高至 362.58 MPa, 但孪生变形也导致塑性下降, 延伸率由 5.8% 逐渐降低至 2.2%; 当拉拔温度较高 (300℃) 时, 热激活作用显著增强, 当变形量增加至 25% 时, 丝材内部发生明显的动态再结晶, 孪晶组织逐渐被再结晶晶粒取代, 导致强度出现下降趋势, 而再结晶晶粒的均匀分布则使延伸率显著升高, 实现了强度与塑性的一定平衡。此外, 该研究还指出, 随着拉拔温度由 150℃ 提高至 400℃, 镁合金丝材的高温塑性虽有所提升, 但高温下材料的强度下降明显, 导致丝材所能承受的最大道次变形量由 30% 逐渐减小至 10%, 为热拉拔工艺参数的优化提供了重要参考。任丽丽^[93]通过对 $\Phi 10$ mm 以下小直径的 AZ31 镁合金焊丝热拉拔工艺进行系统研究, 重点探索了道次变形量与退火工艺的匹配关系。研究表明, 在热拉拔过程中, 随着变形量的逐渐增大, 丝材中的组织类型逐渐

由初始的 $\{0001\} \langle 11\bar{2}0 \rangle$ // 拉拔方向的再结晶组织转变

为 $\{0001\} \langle 10\bar{1}0 \rangle$ // 拉拔方向的形变组织, 并且组织强度

随着变形量的增大而逐渐增强; 丝材的强度和硬度随着单道次变形量的增大而逐渐提高, 但延伸率随之降低。

将 AZ31 镁合金挤压棒料从 $\Phi 9.0$ mm 拉拔至 $\Phi 1.9$ mm 时, 采用“三道次一退火”、单道次变形量在 20%-25% 之间的工艺方案, 可有效避免拉拔过程中出现断丝、颈缩等缺陷, 获得综合力学性能优良的合金丝材。经该工艺处理后, 变形后的丝材屈服强度从初始挤压棒料的 157.3 MPa 提高至 382.8 MPa, 抗拉强度从 255.2 MPa 提高至 417.1 MPa, 强度提升幅度显著, 同时保持了良好的尺寸精度。在稀土镁合金丝材的热拉拔制备方面, Ling 等^[94]采用多道次连续热拉拔成功制备出 $\Phi 1.2$ mm 的 Mg-9.5Gd-4Y-2Zn-0.3Zr 镁合金丝, 其抗拉强度 553.5 MPa, 屈服强度 473.6 MPa, 延伸率 2.5%。该镁合金丝材含 18R-LPSO 相、14H-LPSO 相、富稀土颗粒相。

热拉拔过程中, 组织由弱异常组织转为 $\langle 01\bar{1}0 \rangle$ // DD 强

基面组织, 18R-LPSO 相随应变增大由沿挤压方向纤维状 $\rightarrow$ 晶间网状 $\rightarrow$ 沿拉拔方向长条状转变, 通过载荷传递效应显著提升承载能力; 14H-LPSO 相在热拉拔中析出并随应变增大破碎, 富稀土颗粒相随 14H-LPSO 相破碎逐步析出长大, 最终经大塑性变形破碎并回溶。热拉拔诱发的 18R-LPSO 相、晶界、组织、位错演变共同提升合金丝屈服强度, 18R-LPSO 相承载是核心强化机制, 揭示了稀土镁合金丝材热拉拔强化的核心机理。Yang 等^[95]针对 Mg-8.5Gd-4Y-2Zn-0.3Zr 镁合金丝材的热拉拔工艺进行了进一步优化, 在 450℃ 下经过多道次连续拉拔, 成功制备出 $\Phi 1.45$ mm 的镁合金丝材, 其抗拉强度达 495 MPa, 屈服强度 447 MPa, 延伸率 2.41%, 力学性能与 Ling 等的研究结果基本一致, 验证了该合金体系热拉拔工艺的稳定性。该研究重点分析了热拉拔过程中晶粒尺寸与 18R-LPSO 相的演变特征, 发现拉拔过程中晶间 18R-LPSO 相由初始的块状逐渐转变为破碎条状, 破碎后的 LPSO 相均匀分布于晶粒内部及晶界, 起到了有效的强化作用; 同时, 热拉拔过程对晶粒的细化作用有限, 平均晶粒尺寸由初始的 7.83 μm 小幅降至 7.44 μm , 表明该合金在 450℃ 下的动态再结晶程度较弱, 主要强化机制仍以 LPSO 相强化和位错强化为主。Du 等^[96]通过连续热拉拔变形, 研究了不同变形程度下 AZ31 镁合金丝的组织 and 组织演变。研究发现, 随着累积变形量的增加, AZ31 镁合金丝材的晶粒细化效果显著, 晶粒尺寸逐渐减小, 材料的强度逐步提升; 但存在一个临界变形度,

当累积变形量超过该临界值时,过度变形会导致晶粒尺寸反而增大,出现“晶粒粗化”现象,同时伴随力学性能下降,该临界变形度可作为热拉拔工艺参数优化的重要依据。此外,在热拉拔变形过程中,AZ31 镁合金丝的动态再结晶机制由孪晶动态再结晶转变为旋转动态再结晶,再结晶机制的转变直接影响晶粒尺寸与织构分布。

随着累积变形量的增加,初始的 $\{0001\} \langle 11 \bar{2} 0 \rangle$ 织构逐渐

渐转变为 $\{0001\} \langle 10 \bar{1} 0 \rangle$ 织构,织构的转变与拉拔过程

中晶粒的转动和位错滑移密切相关,进而影响丝材的各向异性。Zuo 等^[97]针对 Mg-Al-Ca-Mn 新型镁合金丝材的热拉拔工艺开展了研究,在 400 °C 下经多道次热拉拔将 Mg-Al-Ca-Mn 合金棒材由 6 mm 拉至 2.4 mm,成功制备出高性能合金丝材。该研究的核心发现是,热拉拔后镁合金丝材呈现双峰晶粒组织,由~250 nm 超细动态再结晶晶粒与沿拔丝方向拉长的未再结晶晶粒组成;超细晶提供晶界强化,未再结晶区提供位错强化,再加上纳米级第二相(主要为 Al₂Ca 相和 Al-Mn 相,尺寸约 50-100 nm)的动态析出,以及晶界溶质偏析强化,四大强化机制实现镁合金丝材的高强度,最终使合金丝材的屈服强度提升至 394 MPa,该研究不依赖稀土,而是通过热拔+晶界偏析原位实现纳米晶稳定化,为低成本、高强度镁合金丝材的工业化提供了新的路径。

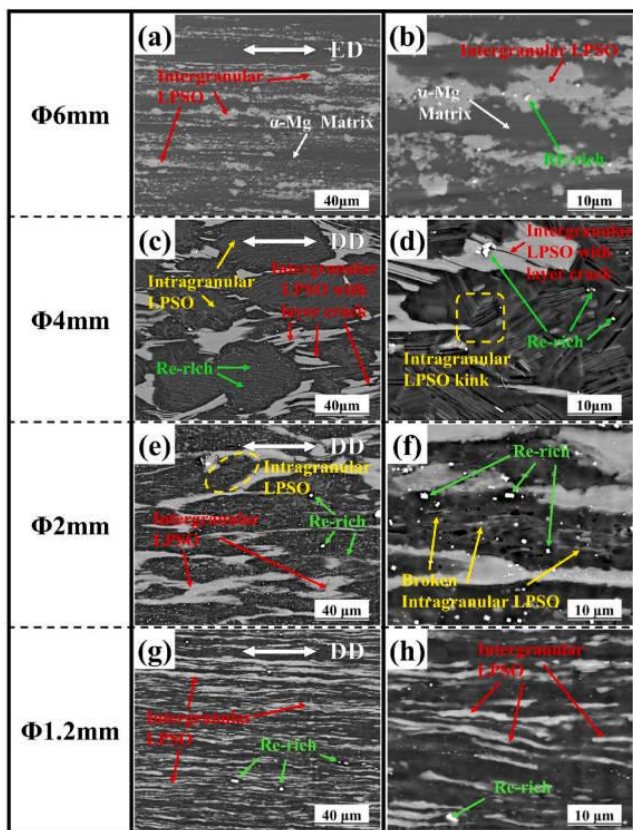


图 6. 垂直于挤压方向(ED)或拉拔方向(DD)的

Mg-9.5Gd-4Y-2Zn-0.3Zr 合金丝的背影散射电子(BSE)图像^[94]

Fig.6 BSE images of Mg-9.5Gd-4Y-2Zn-0.3Zr alloy wire in the plane perpendicular to the extrusion direction or drawing direction^[94]

3.3 电脉冲辅助拉拔工艺

电脉冲处理(EPT)作为一种瞬时高能输入方法,可在低温、短小时内细化晶粒,优化金属合金组织与性能。当电流通过高位错密度金属时,体系获得瞬时高能,影响位错滑移行为、原子与空位活性,促进材料静态再结晶。

研究人员^[98]采用冷拉结合电脉冲制备 Φ0.66 mm 超细 AZ31 镁合金丝材,通过精准调控电脉冲参数,实现了热效应与非热效应的协同耦合:热效应快速提升材料局部温度,降低原子扩散阻力;非热效应(电子风力)则直接作用于位错,显著提升位错迁移率与原子扩散速率,二者共同作用下,加速了冷拉过程中产生的高位错密度组织的静态再结晶,最终将晶粒尺寸细化至约 1 μm,形成均匀细小的超细晶组织。同时,电脉冲处理有效弱化了镁合金丝材固有的基面织构,使基面织构强度(最大织构指数)从冷拉后的较高水平 14.58 弱化至 7.18,织构的弱化进一步改善了材料的塑性变形能力,最终获得了优异的综合力学性能,抗拉强度达 400 MPa,延伸率为 28.5%,相比单纯冷拉试样,EPT 态镁合金丝材的织构弱化与应力消除是其塑性暴增的关键,满足了精密丝材的使用要求。Sun 等^[99]采用电脉冲退火(EPA)对冷拔 AZ31B 镁合金丝成形性进行研究,并成功制备出高强高塑的 1.00 mm AZ31B 合金丝,有效解决了冷拔镁合金丝塑性不足、易断裂的问题。研究表明:EPA 工艺具有高效节能的优势,仅需 1 分钟即可快速促进位错运动、加速静态再结晶进程,同时实现力学性能的显著提升:经 EPA 处理后,合金丝的延伸率从冷拔后的 4%大幅提升至 28%,断裂塑性得到质的改善;晶粒细化至 4.11 μm,脆性 β-Mg₁₇Al₁₂相溶解,最大基面织构强度由冷拔状态的 8.26 降至 5.58,织构均匀性显著提高;基面滑移施密特因子从 0.15 提高至 0.21,表明基面滑移系的激活能力增强,材料的塑性变形潜力得到充分释放。深入机理分析显示,高密度脉冲电流产生的非热效应(电子风力)是实现上述优化的核心,其可直接作用于位错核心,降低位错运动阻力,加速位错滑移与攀移,同时提升晶界迁移率,显著降低静态再结晶的形核势垒,最终实现超快晶粒细化与织构调控的协同,大大提高镁合金丝材的塑性变形能力。Shan 等^[100]进一步系统研究了电脉冲处理参数对冷拉拔 AZ31 镁合金丝材微观组织与力学性能的影响,明确了最优工艺参数范围。试验结果显示,冷拔后的 AZ31 镁合金试样经电脉冲处理后,均发生明显的静态再结晶,形成均匀的超细晶组织,同时伴随弱

基面织物的形成, 织构强度的降低有效改善了材料的各向异性。其中, 经脉宽 30 μs 、处理时间 5 min 的电脉冲处理后, 试样的综合力学性能最优: 抗拉强度最高, 达 390 MPa, 延伸率可达 29.5%。因此, 电脉冲处理通过热效应与非热效应的协同作用, 可有效解决 AZ31 镁合金丝材冷加工后加工硬化、塑性不足、织构较强等问题, 实现晶粒细化、织构调控与力学性能提升的协同优化, 是一种制备高强高塑镁合金焊丝的有效方法。

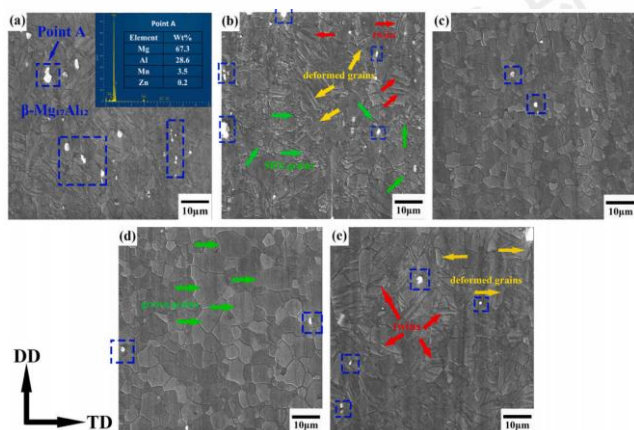


图7 不同实验条件下 AZ31B 试样的 SEM 图像 (a) 对比样品 (b) EPA-60V, (c) EPA-90V, (d) EPA-120V, (e) CHT-190°C^[99]

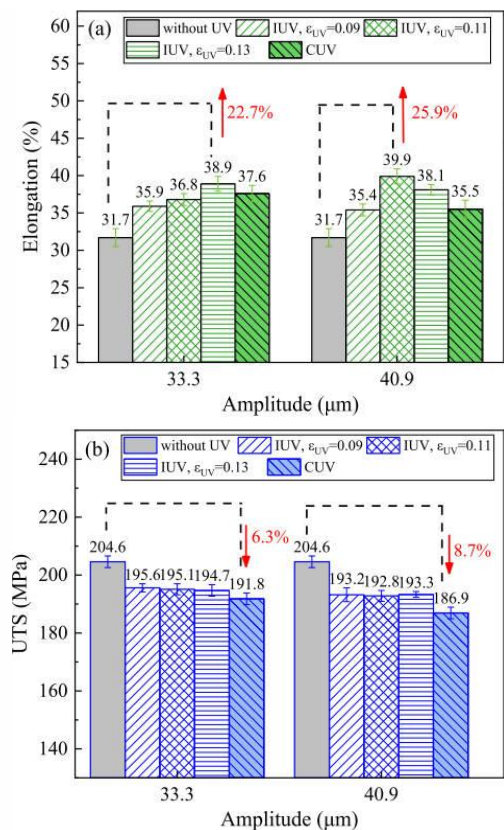
Fig.7 SEM images of AZ31B specimens with different experimental conditions (a) as-drawn (b) EPA-60V, (c) EPA-90V, (d) EPA-120V, (e) CHT-190°C^[99]

综上可知, 电脉冲辅助拉拔工艺制备镁合金丝材可弱化织构、细化晶粒、释放加工产生的内应力, 显著提升镁合金丝材的塑性成形能力。此外, 高密度脉冲电流可使镁合金丝材基体中的第二相溶解消失, 降低微电偶腐蚀, 提升镁合金丝材的耐腐蚀性。

3.4 超声辅助成形工艺

超声振动辅助金属塑性成形是一种新型复合成形工艺, 因能有效降低成形力、提高金属材料成形极限及零件表面质量, 受到研究者与工程人员广泛关注^[101, 102]。该工艺通过将超声振动能量引入金属塑性变形过程, 利用超声的非线性效应调控材料的流变行为与微观组织演变, 从而突破传统塑性成形工艺对镁合金线材制备的技术瓶颈, 为其在轻量化结构件领域的广泛应用提供了新路径。Wen 等^[103]在室温下对 AZ31 镁合金进行频率 15 kHz、最大功率 2 kW 的超声振动拉伸试验, 系统探究了超声振动对材料塑性行为的影响规律, 发现超声振动对 AZ31 塑性行为的作用具有显著的双重性, 可概括为两种相反作用: 低振幅条件下, 超声振动主要发挥降低流动阻力、改善材料塑性的软化效应, 其本质是超声能量促使位错运动阻力减小、孪生易于启动; 而高振幅条件下, 超声振动会引发材料内部局部温度升高、位错密度

异常增加, 进而产生降低成形性的硬化效应。该研究明确了超声振幅是调控 AZ31 镁合金焊丝塑性行为的关键参数, 为后续超声参数的优化提供了基础依据。Xie 等^[104]进一步研究了超声振动对 AZ31 镁合金拉伸变形组织的影响, 从微观尺度揭示了超声双重效应的形成机制。研究发现施加超声振动时, 软化效应与硬化效应同时存在。当超声振幅为 4.6 μm 且作用时间较短时, 塑性变形以孪生为主, 孪生可有效协调密排六方结构镁合金的塑性流动, 此时软化效应占据主导地位, 材料延伸率显著提升; 而在高超声能量条件下, 超声振动产生的剧烈冲击作用会抑制孪生变形的发生, 同时促使位错快速增殖、相互缠结, 形成致密的位错胞结构, 此时硬化效应占据主导, 材料塑性呈现下降趋势。Liao 等^[105]聚焦于温度与超声振幅的协同作用, 对 AZ31 镁合金板材在 150 $^{\circ}\text{C}$ 、200 $^{\circ}\text{C}$ 及 0~11.2 μm 振幅下进行超声振动辅助拉伸试验, 深入分析了温超声复合条件下材料的流变行为与微观组织演变规律。研究表明: 温度与振幅作为关键影响因素, 显著调控着材料的流变应力与延伸率, 二者呈现协同作用——随着温度升高, 材料流变应力显著降低, 而合适的超声振幅可进一步放大这一效果, 同时提升延伸率; 施加超声振动会延迟动态再结晶的起始时间, 但能加速连续动态再结晶 (CDRX) 过程, 使动态再结晶比例显著提高, 形成更细小、均匀的等轴晶粒, 从而改善材料的塑性; 同时, 超声振动可促使位错结构发生显著演变, 位错从杂乱分布逐渐向有序排列转变, 位错密度呈现先增加后降低的趋势, 这种位错结构的优化的为镁合金焊丝塑性提升提供了重要的微观依据。Huang 等^[106]同样开展了超声能场+温度场复合辅助 AZ31 镁合金变形的研究, 重点探究了超声振动间隔时间对材料成形性能的影响, 进一步完善了温度+超声复合成形的工艺参数体系。结果表明: 施加超声振动可显著降低动态再结晶的启动温度, 使动态再结晶在更低温度下发生, 有效解决了 AZ31 镁合金焊丝低温成形困难的问题; 振幅较小时, 试样需要更长的振动间隔才能达到最大延伸率, 这是因为低振幅超声能量传递效率较低, 需通过延长振动间隔确保超声能量充分渗透到材料内部, 实现位错与孪生的有效调控; 在合适的振动间隔下, 材料的延伸率超过连续超声作用时的数值, 且抗拉强度降幅更小, 这是由于间歇式超声可避免连续超声导致的局部过热与硬化效应, 实现软化效应的最大化, 总体而言, 温热条件下施加适量超声能, 可在显著降低材料流变应力的同时, 有效提高延伸率, 实现 AZ31 镁合金焊丝塑性成形性能的协同优化。

图8 不同振幅(150℃)下AZ31镁合金的力学性能^[106]Fig.8 Mechanical properties of AZ31 Mg alloy at different amplitudes^[106]

超声辅助制备镁合金丝材时,超声为位错运动提供能量,降低滑移阻力,促进孪晶生成,降低流变应力、提升镁合金塑性成形能力;但是超声振幅过大,高能超声激活非基面滑移,位错快速增殖并缠结、晶界发生扭折,阻碍连续变形,造成应力集中,塑性下降。因此,超声辅助成形必须精准控制振幅,才能稳定发挥软化增塑效果。上述研究成果丰富了超声振动辅助AZ31镁合金焊丝塑性成形的理论体系与工艺实践,为后续该工艺的工业化应用及参数优化提供了全面的试验依据与理论支撑。

4 结束语

本文围绕镁合金焊丝的成分体系、塑性变形机理、制备工艺等核心内容,系统梳理了国内外研究进展,明确了合金元素作用机制、塑性变形规律及主流加工技术的优势与局限。当前,镁合金焊丝已形成较为完善的成分谱系,热挤压-拉拔联合工艺实现规模化生产,电脉冲、超声辅助等新技术有效提升了丝材性能,为镁合金焊接结构件的工程应用奠定了坚实基础。但面对高端装备对高强、高韧、高耐蚀、线径高精度焊丝的需求,仍存在成分-组织-性能精准调控不足、细径丝材易断丝、接头热裂与强韧性匹配不佳等问题。未来需深化元素协同机

理研究,重点发展稀土微合金化、高纯净化、在线变质处理等焊丝成分优化技术,开发镁基复合材料焊丝,活性焊丝以及增材制造等专用焊丝;创新外场辅助复合制备技术与焊材高效加工装备,进一步突破挤压-精密拉拔一体化、多道次小变形累积、在线热处理闭环控制等关键技术,解决焊丝拉拔易断裂、尺寸精度差、组织不均匀等瓶颈,推动焊丝加工向高效、绿色、智能化方向发展;建立焊丝成分-加工工艺-焊接热输入-接头组织性能的映射关系,实现从焊丝制备到接头服役的全链条优化;持续攻克关键技术难题,推动镁合金焊丝向高性能、低成本、专用化方向发展,为镁合金在轻量化结构、生物医用及新能源装备等领域的规模化应用提供关键材料与技术支撑。

参考文献 References

- [1]. Yuan Yuan, Chen Xun, Xiong Xiaoming, et al. *Journal of Magnesium and Alloys*[J], 2025, 13(10): 4689-4732.
- [2]. Zhang Jianyue, Miao Jiashi, Balasubramani Nagasivamuni, et al. *Journal of Magnesium and Alloys*[J], 2023, 11(11): 3867-3895.
- [3]. Yang Jiangran, Zhu Zhiqi, Han Shijie, et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2024, 1008: 176707.
- [4]. Karakulak Erdem. *Journal of Magnesium and Alloys*[J], 2019, 7(3): 355-369.
- [5]. Zakaria Muhammsdsyamil, Mustapha Mazli, Azmi Azwanlskandar, et al. *Metals*[J], 2023, 13(3): 619.
- [6]. Wang Gerrygang, Weiler J. P. *Journal of Magnesium and Alloys*[J], 2023, 11(1): 78-87.
- [7]. Li Guo, Yang Yanmei, Li Bin, et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2025, 1039: 183073.
- [8]. Kalva Sumamanuthana, Ali Fawad, Koc Musmmer, et al. *Next Materials*[J], 2025, 6: 100295.
- [9]. Ouyang Sihui, She Jia, Chen Xianhua, et al. *Acta Metallurgica Sinica*[J], 2025, 61(3): 455-474.
- [10]. Singh Jashanpreet, Hashmi Abdulwahab, Ahmad Shadab, et al. *Inorganic Chemistry Communications*[J], 2024, 169: 113111.
- [11]. Wu Chaoxin, Xue Linlin, XuRunjing, et al. *Materials Today Energy* [J], 2024, 40: 101485.
- [12]. Chen Song, Ma Heping, Du Yibo, et al. *Materials Today*[J], 2024, 72: 282-300.
- [13]. Yartys V A, Lototsky M V, Akiba E, et al. *International Journal of Hydrogen Energy*[J], 2019, 44(15): 7809-7859.
- [14]. Guo Fangqin, Chen Zhiwen, Yao Yuchen, et al. *Materials Chemistry and Physics*[J], 2025, 343: 131070.
- [15]. Altaf M, Maurya J C, Haldar A K, et al. *International Journal of Hydrogen Energy*[J], 2026, 205: 153314.
- [16]. Najar Faroozahmad, Rathee Sandeep, Srivastava Manu. *Metals*

- and *Materials International* [J], 2025, <https://doi.org/10.1007/s12540-025-02092-6>.
- [17]. Park Sunghyuk, Kim Yejin, Kim Hyunji, et al. *Journal of Magnesium and Alloys*[J], 2023, 11(10): 3545-3584.
- [18]. Long Fei, Chen Gaoqiang, Zhou Mengran, et al. *Journal of Magnesium and Alloys*[J], 2023, 11(6): 1931-1943.
- [19]. Long Fei, Liu Qu, Chen Gaoqiang, et al. *Corrosion Science*[J], 2022, 208: 110675.
- [20]. Xie Hecong, Zhao Hua, Guo Xin, et al. *Journal of Materials Science*[J], 2024, 59(22): 9969-10002.
- [21]. Weiler J P. *Journal of Magnesium and Alloys*[J], 2023, 11(11): 4235-4246.
- [22]. Gao Jiarong, Sun Xinyu, Zhou Yunxuan, et al. *Vacuum* [J], 2023, 207: 111662.
- [23]. Long Fei(龙飞), Liu Qu(刘瞿), Zhu Yixing(朱艺星), et al. *Acta Metallurgica Sinica*[J], 2025, 61(7): 1071-1081.
- [24]. Li Yang(李阳), Liu Qu(刘瞿), Long Fei(龙飞), et al. *Rare Metal Materials and Engineering*[J]. 2023, 52(2): 692-698.
- [25]. Ramana Mvenkata, Ali Ali B M, Babu Jalumedi, et al. *Journal of Materials Research and Technology*[J], 2026, 41: 5742-5767.
- [26]. Chen Yi, Fan Chenglei, Lin Sanbao, et al. *Journal of Materials Engineering and Performance*[J], 2023, 32(3): 1382-1389.
- [27]. Rong Yuan(荣远), Zhao Zhihao(赵志浩). *Nonferrous Metals Processing*[J], 2024, 53(3): 7-11.
- [28]. Long Weimin. *Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2025, 54(4): 837-853.
- [29]. Long Weimin, Li Shengnan, Du Dong, et al. *Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2019, 48(12): 3781-3790.
- [30]. Wang Meng(王蒙), Zhang Guanxing(张冠星), Zhong Sujuan(钟素娟), et al. *Materials Reports*[J], 2021, 35(10): 10147-10151.
- [31]. Zhang Guanxing(张冠星), Li Shuangxi(李双喜), Li Qingkui(李庆奎), et al. *Journal of Materials Protection*[J], 2012, 45(09): 58-59+62+9.
- [32]. Ma Li(马力), Long Weimin(龙伟民), Pei Yinyin(裴寅崑), et al. *Welding & Joining*[J], 2015, (5): 30-33.
- [33]. Zhou Zirui, Zheng Songlin, Chen Jiahuan, et al. *Anti-Corrosion Methods and Materials*[J], 2024, 71(1): 47-54.
- [34]. Jadav Harshadkumar, Badheka Vishvesh, Upadhyay Gautam, et al. *Advances in Materials and Processing Technologies*[J], 2022, 8(4): 3794-3821.
- [35]. Wang Shuai, Liu Zeyu, Ye Jianlin, et al. *Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2025, 54(6): 1630-1640.
- [36]. GB/T 41112-2021, 镁及镁合金焊丝[S].
- [37]. Rakshith M, Seenuvasaperumal P. *Journal of Magnesium and Alloys*[J], 2021, 9(5): 1692-1714.
- [38]. Chang Yuanying, Tian Jing, Deng Jiafei, et al. *Journal of Materials Engineering and Performance*[J], 2023, 32(12): 5483-5492.
- [39]. Thanabal N, Silambarasan R, Seenuvasaperumal P, et al. *Journal of Magnesium and Alloys*[J], 2024, 12(7): 2624-2646.
- [40]. Robson J D, Paa-Rai C. *Acta Materialia*[J], 2015, 95: 10-19.
- [41]. Liu Wenjuan(刘文娟). *Investigation of Microstructure and Corrosion Behavior of Mg-Al Series Magnesium Alloy with/without Rare Earth Element (Ce, La) Addition*(Mg-Al 系镁合金及稀土元素 (Ce, La) 合金化后微观结构和腐蚀行为的研究[D]. Hangzhou: Zhejiang University, 2012: 94-109.
- [42]. Zhang Zhanning(张展宁). *Study on the Microstructure and Properties of Two Types of Mg-Al-Based Alloys Prepared Using Mn, Ca, La, and Ce Master Alloys*(基于 Mn、Ca、La、Ce 中间合金制备的两类 Mg-Al 系合金组织和性能研究[D]. Beijing: General Research Institute for Nonferrous Metals, 2025: 62-70.
- [43]. Wang Qudong(王渠东). *Magnesium Alloy and Their Forming Technologies*(镁合金及其成形技术)[M]. Beijing: Machinery Industry Press, 2017: 28-30.
- [44]. Gu Lidong, Wang Jie, Liu Yu, et al. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2025, 57(1): 76-88.
- [45]. Liu Tingting, Liu Yanglu, Xiao Lu, et al. *Metals*[J], 2022, 12(1): 84.
- [46]. Jayalakshmi S, Singh Ravind, Mohan Sanjay, et al. *Indian Journal of Pure & Applied Physics*[J], 2021, 59(3): 184-189.
- [47]. Ali Yahia, Qiu Dong, Jiang bin, et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2015, 619: 639-651.
- [48]. Dargusch Matthew S, Pettersen Ketil, Nogita Kazuhiro, et al. *Materials Transactions*[J], 2006, 47(4): 977-982.
- [49]. Zhang Yu, Ding Lipeng, Ning Yaru, et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2025, 926: 147969.
- [50]. Liu Yong, Zeng Gang, Liu Hong, et al. *Acta Metallurgica Sinica* [J], 2024, 60(2): 129-142.
- [51]. Ma Li, Long Weimin, Qiao Peixin, et al. *Journal of Materials Engineering and performance*[J], 2013, 22(1): 118-122.
- [52]. Lu Yalin, Zhang Yang, Li Xingcheng, et al. *Journal of Materials Engineering and Performance*[J], 2024, 33(23): 13364-13373.
- [53]. Wang Chao, Li Wenqi, Deng hai, et al. *Crystals*[J], 2025, 15(8): 735.
- [54]. Zhang Tianzhi, Liu Yangzhen, Fu Qingyun, et al. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2024, 34(8): 2507-2520.
- [55]. Ding Xiaobing, Zhao Jun, Zhang Li, et al. *Journal of Materials*

- Engineering and Performance*[J], 2025, 34(12): 10990-10998.
- [56]. Hu Yaobo, Zhang Chao, Zheng Tianxu, et al. *Materials*[J], 2018, 11(10): 1942.
- [57]. Bian M Z, Tripathi A, Yu H, et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2015, 639: 320-326.
- [58]. Razzaghi Marjan, Mirzadeh Hamed, Emamy Massoud, et al. *Materials Research Express*[J], 2019, 6(10): 106521.
- [59]. Hou Caihong, Cao Hongshuai, Qi Fugang, et al. *Journal of Magnesium and Alloys*[J], 2022, 10(4): 993-1003.
- [60]. Liu Wei, Li Shuo, Pan Hucheng, et al. *Metals*[J], 2025, 15(4): 361.
- [61]. Zhu Xiangzhen, Blake Paul, Dou Kun, et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2018, 732: 240-250.
- [62]. Zhou Wenbing(邹文兵), Zhang Xuliang(张旭亮), Wang Lin(王林), et al. *A Rare Earth Magnesium Alloy Welding Wire and Its Manufacturing Method and Usage Method*(一种稀土镁合金熔焊焊丝及其制造方法和使用方法): China, 201811509559.1[P]. 2021-06-15.
- [63]. Mo Ning(莫宁), Tang Weineng(唐伟能), Xu Yuling(徐玉陵), et al. *A High-Strength and Ductile Rare Earth Magnesium Alloy Wire for Additive Manufacturing and Its Preparation Method*(一种增材制造用的高强韧稀土镁合金丝材及其制备方法): China, 202210633466.X[P]. 2025-10-03.
- [64]. Fei Wenpan(费文潘), Su Feng(苏枫), Lin Lihao(林李豪), et al. *A Magnesium Alloy Welding Wire and Its Preparation Method and Application*(一种镁合金焊丝及其制备方法和应用): China, 202511393597.5[P]. 2025-11-14.
- [65]. Liu Yingjun(刘迎军), Liu Yaning(刘亚宁). *A Preparation Method of Magnesium Alloy Welding Wire*(一种镁合金焊丝的制备方法): China, 201810754921.5[P]. 2020-10-30.
- [66]. Wang Huiyuan(王慧远), Hu Zhangting(胡张挺), Guan Zhiping(管志平), et al. *A High Diameter Uniformity Resistant Magnesium Oxide Alloy Filament and Its Preparation Method*(一种高线径均匀度耐氧化镁合金细丝及其制备方法): China, 202210545017.X[P]. 2022-10-28.
- [67]. Zhao Zhihao(赵志浩), Wang Gaosong(王高松), Chen Qingqiang(陈庆强), et al. *A Magnesium Alloy and Its Preparation Method and Application*(一种镁合金及其制备方法和应用): China, 201710391621.0[P]. 2018-07-31.
- [68]. Qiao Yandang(乔艳党). *Research on Dynamic Recrystallization Texture and Mechanical Properties of Pure Mg During Warm Rolling and Cold Drawing*(纯镁热轧与冷轧拔中的动态再结晶、织构及性能的研究)[D]. Haerbin: Harbin Institute of Technology, 2014: 2-11.
- [69]. Zhou Wenhui, Xiong Jintao, Huang Sicheng, et al. *Acta Metallurgica Sinica*[J], 2025, 61(3): 488-498.
- [70]. Liu Yao, Wei Yujie. *International Journal of Plasticity*[J], 2014, 55: 80-93.
- [71]. Sandloebes S, Zaefferer S, Schestakow I, et al. *Acta Materialia*[J], 2011, 59(2): 429-439.
- [72]. Wang Lifei, Mostaed Ehsan, Cao Xiaoqing, et al. *Materials & Design*[J], 2016, 89: 1-8.
- [73]. Delvalle J A, Carreno F, Ruano O A. *Acta Materialia*[J], 2006, 54(16): 4247-4259.
- [74]. Sun Liuxia, Bai Jing, Xue Feng, et al. *Materials & Design*[J], 2017, 135: 267-274.
- [75]. Cai Huisheng, Wang Zhenzhu, Liu Liang, et al. *International Journal of Metalcasting*[J], 2024, 18(4): 2933-2943.
- [76]. Pan Fusheng(潘复生), Jiang Bin(蒋斌). *Acta Metallurgica Sinica*[J], 2021, 57(11): 1362-1379.
- [77]. Meng Shuaiju, Xiao Haoran, Song Jinlong, et al. *Journal of Materials Research and Technology*[J], 2024, 30: 9007-9019.
- [78]. Motoyasu G, Kadowaki H, Soda H, et al. *Materials Transactions, JIM*[J], 1999, 40(5): 377-380.
- [79]. Wang H, Luo X C, Zhang D T, et al. *Journal of Materials Science & Technology*[J], 2024, 199: 27-52.
- [80]. Li Yi, Yin Siqu, Zhang Guangzong, et al. *Metal and Materials International*[J], 2024, 30: 3243-3267.
- [81]. Zhang Haiyan(张海艳). *Microstructure and Properties of High Performance Magnesium Alloys Wire Containing Gd and Y*(含Gd、Y 高性能镁合金焊丝组织性能研究)[D]. Baotou: Inner Mongolia University of Science & Technology, 2021: 1-9.
- [82]. Liu Wenqiang(刘文强). *Study on Hot Drawing Process of ZA61 Magnesium Alloy Welding Wire*(AZ61 镁合金焊丝热拉拔工艺研究)[D]. Shenyang: Northeastern University, 2017: 1-8.
- [83]. Jin Wenzhong(金文中), Liu Shunhua(刘顺华). *Materials Science & Technology*[J], 2005, 13(5): 466-469.
- [84]. Tang Hengchen(唐衡彬). *Study On Drawing Technology and Equipment of Magnesium Alloy Wire*(镁合金焊丝拉拔工艺及设备的研究)[D]. Changchun: Jilin University, 2010: 5-11.
- [85]. Yan Kai, Sun Jiapeng, Bai Jing, et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2019, 739: 513-518.
- [86]. Jin Wenzhong(金文中), Liu Shunhua(刘顺华), Liu Liming(刘黎明), et al. *Shanghai Nonferrous Metals*[J], 2004, 25(1): 1-4.
- [87]. Jin Wenzhong(金文中), Liu Shunhua(刘顺华), Liu Liming(刘黎明), et al. *Metal Forming Technology*[J], 2003, 21(6): 73-82.
- [88]. Zhang Tielei(张铁磊), Ji Zesheng(吉泽升), Zhao Zhenhua(赵振华), et al. *Hot Working Technology*[J], 2012, 41(21): 13-17.
- [89]. He yuqing, Wang Richu, Duan Xiaohui, et al. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2024, 34(11):

- 3585-3598.
- [90]. Nienaber Maria, Braatz merle, Ben Khalifa, *et al. Materials & Design*[J], 2022, 224: 111355.
- [91]. Gao Ming, Etim Iniobong P, Yang Ke, *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2022, 829: 142058.
- [92]. Chen Qingqiang(陈庆强), Zhao Zhihao(赵志浩), Wang Gaosong(王高松), *et al. Journal of Materials and Metallurgy*[J], 2018, 17(2): 146-152.
- [93]. Ren Lili(任丽丽). *Research on Hot Drawing of AZ31 Mg Alloy Wire*(AZ31 镁合金丝材热拉拔工艺研究)[D]. Haerbin: Harbin Institute of Technology, 2015: 9-11.
- [94]. Ling Zihan, Chen Mingyang, Wang Liqing, *et al. Journal of Materials Research and Technology*[J], 2024, 30: 782-793.
- [95]. Yang Kaipeng, Ma Kai, Xu Wenxiang, *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2025, 1037: 182348.
- [96]. Du Wanying, Li Xuewen, JinXucheng, *et al. Integrated Ferroelectrics*[J], 2023, 233(1): 117-127.
- [97]. Zuo J, Nakata T, Xu C, *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2022, 848: 143423.
- [98]. Shan Zhaohui, Bai Jing, Fan Jianfeng, *et al. Journal of Materials Science & Technology*[J], 2020, 51: 111-118.
- [99]. Sun Peizhen, Fan Jianfeng, Wang Binshan, *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2026, 1054: 186336.
- [100]. Shan Zhaohui, Zhang Yixia, Liu Yulin, *et al. JOM*[J], 2024, 76(12): 6877-6887.
- [101]. Liu Chenxin, Zhang Haoran, Chu Xingrong, *et al. Journal of Materials Engineering and Performance*[J], 2024, 33: 8757-8769.
- [102]. Lou Yan, Liu Xiao, He Jinsong, *et al. Ultrasonics*[J], 2018, 83: 194-202.
- [103]. Wen Tong, Wei Li, Chen Xia, *et al. International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials*[J], 2011, 18(1): 70-76.
- [104]. Xie Zhendong, Guan Yanjin, Yu Xiaohui, *et al. Journal of Central South University*[J], 2018, 25: 1545-1559.
- [105]. Liao Juan, Zhang Lixia, Xiang Hongliang, *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2022, 895: 162575.
- [106]. Huang Youchun, Zhang Yue, Liao Juan. *International Journal of Lightweight Materials and Manufacture*[J], 2024, 7(3): 378-383.

Research Progress in the Processing of Magnesium Alloy Welding Wire

Guo Junhua¹, Yang Yang¹, Dong Xin¹, Guo Peng¹, Nie Mengjie¹, Lu Quanbin¹

(1. State Key Laboratory of High Performance & Advanced Welding Materials China, Academy of Machinery Zhengzhou Research Institute of Mechanical Engineering Co., Ltd., Zhengzhou 450001, China)

Abstract: Magnesium alloy, as a lightweight core structural material, has great potential for application in aerospace, automotive, electronics, and biomedical fields. However, its engineering applications are constrained by issues such as insufficient plastic forming ability and poor corrosion resistance. Welding is a key means of manufacturing complex components, and the quality of welding wire directly determines the performance of the welded joint. This article provides a systematic review of the current research status of magnesium alloy welding wire, analyzes the mechanism of action and synergistic/antagonistic effects of alloy elements, elucidates the plastic deformation law of magnesium alloy in a dense hexagonal structure, sorts out the technical characteristics and application progress of preparation processes such as hot extrusion drawing, hot drawing, electric pulse, and ultrasonic assistance, and points out the shortcomings. In the future, we should focus on the development of specialized welding wires, advanced processing technologies, and full chain performance optimization, providing reference for the research and engineering application of high-performance magnesium alloy welding wires.

Key words: Magnesium alloy; Welding wire; Component; Plastic deformation; Processing Technology

Corresponding author: Lu Quanbin, Ph. D., Professor, State Key Laboratory of High Performance & Advanced Welding Materials China, Academy of Machinery Zhengzhou Research Institute of Mechanical Engineering Co., Ltd., Zhengzhou, 450001, P. R. China, Tel: 0086-371-67710507, E-mail: jessselqb@163.com