

挤压 Mg-Sn 合金的显微组织和力学性能

毕广利^{1,2} 冉吉上^{1,2} 姜 静^{1,2} 李元东^{1,2} 蒋春宏³ 赵李斌⁴ 陈体军^{1,2}

(1. 兰州理工大学省部共建有色金属先进加工与再利用国家重点实验室, 兰州 730050; 2. 兰州理工大学材料科学与工程学院, 兰州 730050; 3. 兰州兰石检测技术有限公司, 兰州 730050; 4. 山西银光华盛镁业股份有限公司, 闻喜 043800)

摘 要 通过光学显微镜(OM)、X射线衍射仪(XRD)、扫描电镜(SEM)和万能试验机研究了挤压比对挤压 Mg-7Sn(质量分数, %)合金显微组织和力学性能的影响。结果表明, 挤压比为 9:1(9EX)和 17:1(17EX)时合金的显微组织均由 α -Mg 和纳米级 Mg₂Sn 相组成, 其平均晶粒尺寸分别为 2.25 μm 和 4.63 μm , 且形成了强烈的基面织构。9EX 合金在室温下表现出优异的力学性能, 屈服强度($\sigma_{0.2}$)、抗拉强度(σ_b)和伸长率(δ)分别为 232.8 MPa、320.8 MPa 和 8.01%, 这主要归因于细晶强化、织构强化和异质变形诱导强化。此外, 9EX 合金显示了较低的拉压不对称性, 其垂直和平行 c 轴加载方向的压缩屈服强度比值($\sigma_{\text{CYS}}/\sigma_{\text{TYS}}$)分别为 0.67 和 0.75, 这主要归因于非基面滑移参与形成的高压缩应力。

关键词 挤压 Mg-7Sn 合金; 显微组织; 力学性能; 拉压不对称性

中图分类号 TG146.22; TG115.5

文献标志码 A

DOI: 10.15980/j.tzzz.Y20240006

Microstructure and Mechanical Properties of As-extruded Mg-Sn Alloys

BI Guangli^{1,2}, RAN Jishang^{1,2}, JIANG Jing^{1,2}, LI Yuandong^{1,2}, JIANG Chunhong³, ZHAO Libin⁴, CHEN Tijun^{1,2}

(1. State Key Laboratory of Advanced Processing and Recycling of Nonferrous Metals, Lanzhou University of Technology, Lanzhou 730050; 2. School of Material Science and Engineering, Lanzhou University of Technology, Lanzhou 730050; 3. Lanzhou Lanshi Testing Technology Co., Ltd., Lanzhou 730050; 4. Shanxi Yinguang Huasheng Magnesium Industry Co., Ltd., Wenxi 043800)

Abstract: Effects of extrusion ratios on microstructure and mechanical properties of as-extruded Mg-7Sn alloys were investigated by optical microscopy (OM), X-ray diffractometer (XRD), scanning electron microscopy (SEM) and universal testing machine. The results indicate that Mg-7Sn alloys with extrusion ratio of 9:1 (9EX) and 17:1 (17EX) consist of α -Mg and nanoscale Mg₂Sn phases, of which the average grain sizes are 2.25 μm and 4.63 μm , respectively, and strong basal texture are generated. 9EX alloy exhibits excellent mechanical properties at room temperature with yield strength ($\sigma_{0.2}$) of 232.8 MPa, tensile strength (σ_b) of 320.8 MPa, and elongation (δ) of 8.01%, which is mainly attributed to the combination of grain refinement, texture strengthening, and heterogeneous deformation-induced strengthening. In addition, 9EX alloy possesses a lower tension-compression asymmetry with ratios of tensile yield strength to compressive yield strength ($\sigma_{\text{CYS}}/\sigma_{\text{TYS}}$) of 0.67 and 0.75 for compression perpendicular and parallel to the c -axis, respectively, which arises from the high compression stress resulting from the activation of non-basal slip systems.

Key Words: As-extruded Mg-7Sn Alloys, Microstructure, Mechanical Properties, Tension-compression Asymmetry

镁合金的密排六方(HCP)结构使其表现出强度低、塑性差和明显的屈服拉压不对称性, 限制了其在汽车、航空航天和 3C 领域的大规模应用。在镁合金中加入稀土(RE)能够降低镁合金的屈服拉压不对称性, 并

提高合金的强度^[1]。但 RE 价格昂贵, 不适合大规模的工业生产, 因此, 亟需开发工业用无 RE 高强镁合金。

Mg-Sn 合金中存在纳米级 Mg₂Sn 相(FCC, $a=0.676\text{ nm}$, 空间群 Fm $\bar{3}$ m), 其熔点高(770.5 $^{\circ}\text{C}$), 具有较

收稿日期: 2024-03-31; 修订日期: 2024-04-25

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(52261027, 52001152, 51961021); 大学生创新创业训练计划资助项目(DC20241176, DC20241149, DC20241134, DC20241110)

第一作者简介: 毕广利, 男, 1981 年出生, 教授, E-mail: glbi@163.com

引用格式: 毕广利, 冉吉上, 姜静, 等. 挤压 Mg-Sn 合金的显微组织和力学性能[J]. 特种铸造及有色合金, 2025, 45(7): 961-968.

BI G L, RAN J S, JIANG J, et al. Microstructure and mechanical properties of as-extruded Mg-Sn alloys[J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2025, 45(7): 961-968.

好的高温抗拉强度和蠕变性能^[2]。热加工可以显著细化晶粒,改善Mg₂Sn相的体积分数、尺寸和分布,进而提高合金的综合力学性能^[3]。热加工(挤压、锻造和轧制等)过程中产生尺寸较小的动态再结晶晶粒,可以同时提高合金的强度和塑性。变形镁合金中的拉压屈服强度的不对称性主要是由拉伸和压缩的主要变形机制不同引起的,拉伸以基面滑移为主,压缩以 $\{10\bar{1}2\}$ 拉伸孪晶为主^[4]。此外,镁合金的拉压屈服强度的不对称性与合金的微观组织有关,如晶粒尺寸、织构、析出相和孪晶^[5]。通过合金化和改变挤压参数调控微观组织变化,可以降低镁合金的拉压屈服不对称性。CHAI Y F等^[6]发现Ca的添加明显改善了Mg-1Sn-0.5Zn(质量分数,%,下同)合金的拉压屈服不对称性,这主要归因于合金的晶粒细化、织构的改变以及新形成的CaMgSn和Mg₂Ca相的析出。KIM B C等^[7]在Mg-5Sn-1Zn合金中添加1.0%~4.5%的Al后,晶粒细化,合金的拉压屈服不对称性显著降低。其中,挤压Mg-5Sn-1Zn-4.5Al合金在室温下表现出近乎对称的屈服行为, $\sigma_{\text{CYS}}/\sigma_{\text{TYS}}$ 为0.99。XU S W等^[5]利用热挤压法制备了低屈服各向异性的Mg-5.99Zn-1.76Ca-0.35Mn合金。结果表明,在300℃下挤压试样的 $\sigma_{\text{CYS}}/\sigma_{\text{TYS}}$ 为0.89,在350℃下挤压的试样沿挤压方向表现出接近1的高 $\sigma_{\text{CYS}}/\sigma_{\text{TYS}}$ 。合金屈服拉压不对称性的降低与动态再结晶、晶粒细化和织构弱化有关。YAN X D等^[8]研究了挤压Mg-3Sn-2Al-1Zn合金在180~250℃和0.08 mm/s的挤压速度时的显微组织和力学性能。结果表明,随挤压温度提高,动态再结晶晶粒增加,织构减弱,合金的屈服强度和伸长率从413 MPa和6.7%(180℃)变为312 MPa和14.1%(250℃)。

综上,目前的研究仅限于合金化和改变挤压温度对合金显微组织和力学性能的影响,通过改变挤压比调控Mg-Sn合金的显微组织和力学性能鲜有报道。因此,本研究探讨挤压比对合金组织和力学性能以及屈服拉伸压缩不对称性的影响,旨在为高强度耐热含Sn新型镁合金的设计与研发提供参考。

1 试验材料与方法

以Mg-7Sn合金为目标合金,由纯Mg锭(99.95%,

质量分数,下同)和纯锡粒(99.99%)在SG2-7.5-12型井式炉中熔炼并通过重力铸造法制备。将烘干的纯镁锭放入铁坩埚中,并在纯镁锭表面撒上覆盖剂,盖上炉盖后通入氩气,在720℃保温30 min。待镁锭彻底熔化后用漏勺将纯锡粒放入镁液中,搅拌5 min,在740℃下保温30 min。随后,在预热的金属型中浇注得到 $\phi 90 \text{ mm} \times 200 \text{ mm}$ 的铸锭。将铸锭进行480℃×12 h固溶处理,水淬。将固溶态合金在220℃保温30 min,同时对挤压模具在200℃预热处理。将固溶处理后的合金铸锭进行挤压,挤压速度为0.5 m/s,挤压比分别为9:1和17:1,分别记作9EX和17EX。其中,9:1的挤压板尺寸截面为36 mm×20 mm,17:1的挤压板尺寸截面为40 mm×10 mm。另外,9:1的挤压板在挤压后进行水淬,而17:1的挤压板在室温下冷却。

采用光学显微镜(OM, LSM800)、X射线衍射仪(XRD, Rigaku D/max 2500 PC)和扫描电镜(SEM, QUANTA FEG 450)对合金的相结构和显微组织进行表征。用电子背散射衍射(EBSD)的高分辨场发射扫描电镜(HRFESEM, TESCAN MAIA3)对挤压合金的反极图、平均晶粒尺寸和晶粒取向进行检测,其中EBSD的测试电压为20 kV。OM及SEM试样分别使用600、800、1 000和2 000号砂纸粗磨并机械抛光,用苦味酸溶液(2.75 g的苦味酸+45 mL的酒精+2.5 mL的乙酸+5 mL的蒸馏水)对合金试样进行腐蚀,使用体积分数为4%的HNO₃和酒精混合溶液清洗去除腐蚀产物。采用自动维氏硬度测试系统(W1102D37)测试合金的硬度值,加载力为1 N,加载时间为15 s。硬度试验的试样尺寸为10 mm×10 mm×10 mm,每个试样测量10个点,删除最大值和最小值后取平均值。

利用万能试验机(Instron 1211)对合金的力学性能进行测试,测试温度和应变速率分别为室温(RT)和 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 。按照GB/T 228-2021制备室温拉伸和压缩试样。由于9EX合金和17EX合金都具有强烈的基面织构,在拉伸和压缩试样中给出了加载应力和晶粒取向的关系,见图1。每种状态的合金至少测试3个平行试样,同时利用场发射扫描电镜对拉伸和压缩试样的断口、表面形貌进行观察。

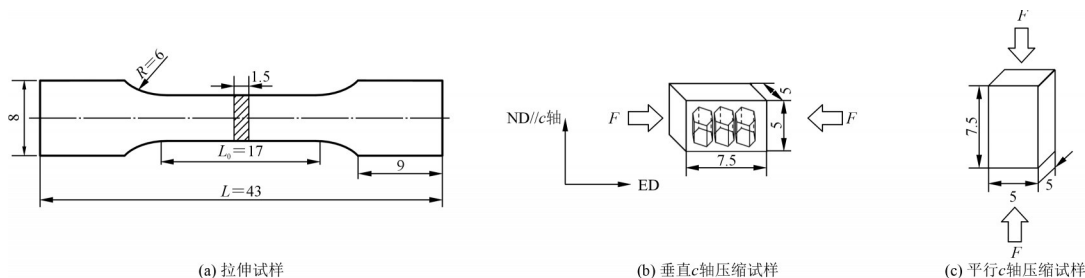


图1 合金的拉伸和压缩试样尺寸示意图

Fig.1 Dimensions of tensile and compressive specimens

2 试验结果和讨论

2.1 显微组织

图 2 为铸态和固溶态 Mg-7Sn 合金的 OM 和 SEM

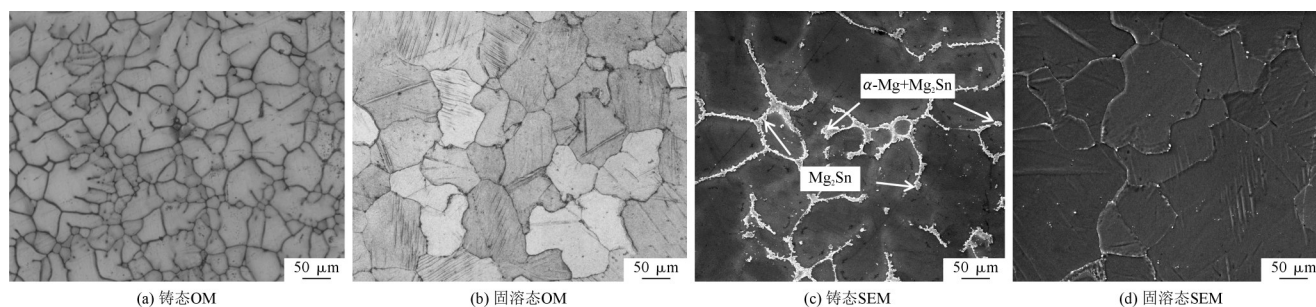


图 2 合金的 OM 和 SEM 显微组织

Fig.2 OM and SEM images of alloys

通过 XRD 分析了 9EX 和 17EX 合金的物相, 见图 3。可以看出, 挤压态合金均由 α -Mg 和 Mg_2Sn 组成,

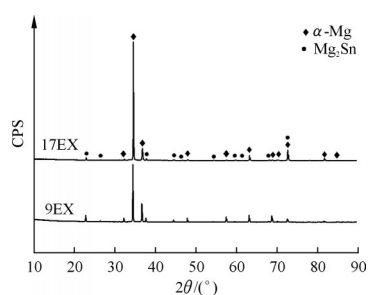


图 3 9EX 和 17EX 合金的 XRD 图谱

Fig.3 XRD patterns of 9EX and 17EX alloys

Mg_2Sn 是具有 FCC 结构的 $C-Mg_2Sn$ 相。其中, 17EX 合金的 $(0002)_\alpha$ 衍射峰强度最高, 表明 17EX 合金形成的基面织构更强。图 4 为 9EX 和 17EX 合金的 $ED \times TD$ 、 $TD \times ND$ 和 $ED \times ND$ 表面的 OM 图。可以看出, 9EX 合金由细小的动态再结晶晶粒 (DRXed) 和沿着挤压方向拉长的热加工晶粒 (unDRXed) 组成, 而 17EX 合金的晶粒几乎为完全动态再结晶。此外, 9EX 合金中不同表面的非动态再结晶区域的分布和形貌不同, 在 $ED \times TD$ 和 $ED \times ND$ 面上非动态再结晶区域沿着挤压方向被拉长, 而在 $TD \times ND$ 面上非动态再结晶区域没有明显的方向性。

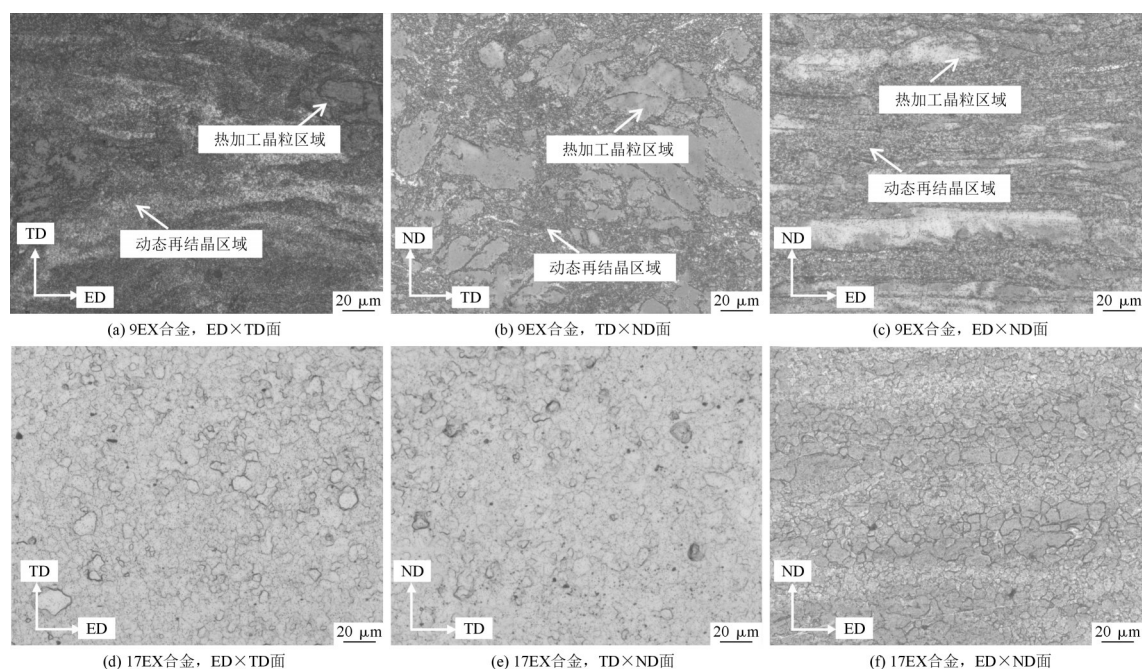


图 4 挤压合金不同表面的 OM 图

Fig.4 OM images of different surfaces of as-extruded alloys

图5为挤压合金在ED×TD截面的EBSD分析结果。可以看出,9EX合金的显微组织由DRXed细晶区和unDRXed长带状区组成(见图5a),较低的挤压比使得热挤压过程中晶粒未完全破碎,进而使合金出现不完全动态再结晶行为。17EX合金表现出几乎完全的DRXed(见图5d),DRXed区域面积从9EX合金的79.86%提高到17EX合金的93.74%,这是由于高挤压比引入了更高的变形应力,降低了再结晶温度。在220℃热挤压过程中,合金的挤压组织以等轴晶为主,表现出明显的动态再结晶行为,并存在晶界扩散和迁移行为。9EX和17EX合金中均形成了平行法线方向(ND)的强基面织构[(0001)//ND],最大织构强度分

别为25.87和22.02,织构强度随挤压比的增大而降低,见图5b和图5e。9EX合金织构强度的增加与非动态再结晶热加工区域有关,热加工晶粒比动态再结晶具有更强的织构^[9]。从图5c和图5f可以看出,9EX和17EX合金的平均晶粒尺寸分别为2.25 μm和4.63 μm,合金晶粒尺寸明显细化。热挤压过程中,晶界处将产生溶质偏析和纳米级Mg₂Sn相动态析出,析出的Mg₂Sn相可有效钉扎晶界并阻碍晶界的迁移。此外,热挤压后的冷却方式也影响合金的动态再结晶行为,17EX合金呈现较大的平均晶粒尺寸,这归因于合金在挤压后并未立即进行水淬,余热使得合金的晶粒发生了长大。

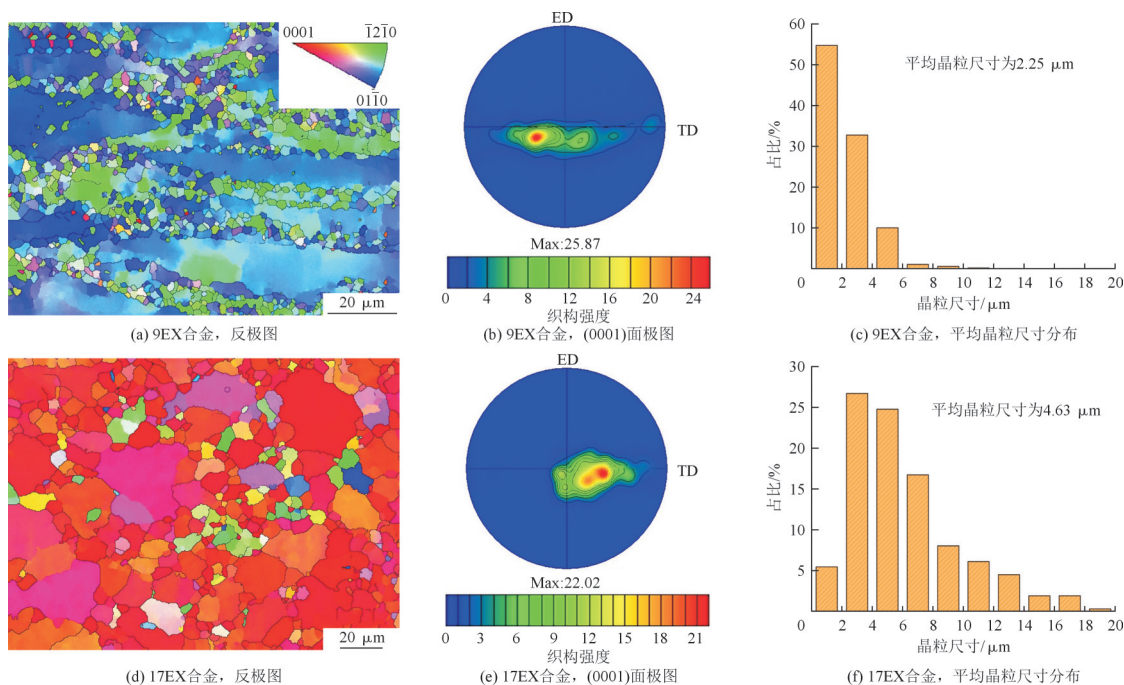


图5 挤压合金的反极图(IPF)、(0001)面极图(PF)和平均晶粒尺寸分布图

Fig.5 Inverse pole figure (IPF), (0001) surface pole figure (PF) and average grain size distribution of as-extruded alloys

2.2 力学性能

图6为挤压合金在ED×TD面的硬度。可以看出,9EX和17EX合金的硬度(HV)分别为51.8和50.5。图7为合金在室温下的拉伸和压缩性能,应变速率为 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 。考虑到挤压合金具有很强的基面织构,即 c

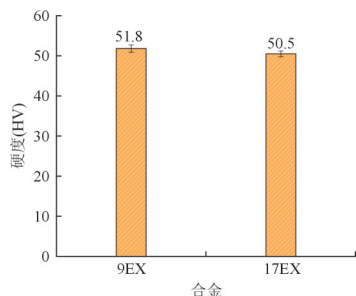


图6 挤压合金的硬度

Fig.6 Hardness of as-extruded alloys

轴//ND方向,存在明显的各向异性,在压缩过程中选择了两个压缩方向,分别为垂直于 c 轴压缩和平行于 c 轴压缩。表1和表2分别为挤压合金拉伸和压缩力学性能。由图7可知,9EX合金室温拉伸表现出优异的拉伸力学性能,屈服强度、抗拉强度和伸长率较17EX合金分别提高了22.5%、6.6%和8.24%。这是由更细小的晶粒尺寸(图5)和异质结构引起的^[10]。此外,更高的挤压比使合金中析出相的体积分数增加,析出强化使17EX合金与9EX合金的抗拉强度相差不大。与拉伸性能类似,9EX合金压缩屈服强度和伸长率均高于17EX合金。当压缩方向垂直 c 轴时,9EX合金压缩屈服强度和伸长率相较于17EX合金分别提高了52.9%和22.4%。9EX和17EX合金的抗压强度分别为343.8 MPa和368.7 MPa,这是Mg₂Sn相的析出强化导致。与垂直

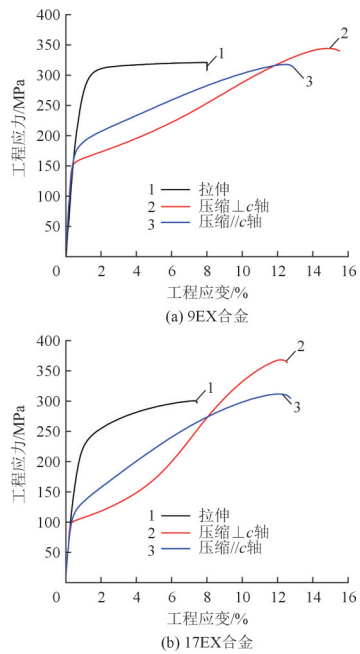


图7 挤压合金的拉伸和压缩工程应力-应变曲线

Fig.7 Tensile and compressive engineering stress-strain curves of as-extruded alloys

表1 挤压合金室温拉伸力学性能

Tab.1 Tensile mechanical properties of as-extruded alloys at room temperature			
合金	$\sigma_{0.2}$ /MPa	σ_{UTS} /MPa	δ /%
9EX	232.8	320.8	8.01
17EX	190.0	301.0	7.40

表2 挤压合金室温压缩力学性能

Tab.2 Compressive mechanical properties of as-extruded alloys at room temperature					
合金	压缩方向	σ_{CYS} /MPa	σ_{UTS} /MPa	ϵ_f /%	$\sigma_{CYS}/\sigma_{TYS}$
9EX	⊥c轴	155.7	343.8	15.3	0.67
9EX	//c轴	174.4	317.4	12.8	0.75
17EX	⊥c轴	101.8	368.7	12.5	0.53
17EX	//c轴	114.3	312.2	12.4	0.60

c轴压缩相比,平行c轴压缩的屈服强度更高,而抗压强度和伸长率低。合金压缩屈服强度变化是由于压缩过程中不同的变形模式引起的,垂直c轴压缩更容易引起拉伸孪晶的激活^[11]。此外, $\sigma_{CYS}/\sigma_{TYS}$ 从17EX合金的0.53和0.60增加到9EX合金的0.67和0.75,表明合金的屈服拉压不对称性降低。

在室温拉伸和压缩过程中,9EX合金表现出更高的屈服强度和塑性,明显降低了合金的拉压不对称性。合金的力学性能是由显微组织决定,与17EX合金相比,9EX合金具有更强的基面织构和更细小的晶粒尺寸。此外,9EX合金还表现出晶粒异质结构,由细小的再结晶晶粒和粗大的热加工晶粒组成。

合金在塑性变形过程中,晶粒细化能够同时提高

合金的强度和塑性。晶粒细化对合金屈服强度的提升可以通过 Hall-Petch 公式计算^[12]:

$$\sigma_{gb} = \sigma_0 + k_y d^{-\frac{1}{2}} \tag{1}$$

式中, σ_{gb} 为晶粒尺寸影响的屈服强度; σ_0 为位错运动摩擦应力,11 MPa; k_y 为应力强化系数,220 MPa/ $\mu\text{m}^{1/2}$;d为晶粒尺寸。9EX合金和17EX的平均晶粒尺寸分别为2.25 μm 和4.63 μm ,利用式(1)计算得到9EX合金晶粒对屈服强度的贡献比17EX合金高44.4 MPa。晶粒细化可以提高合金抗裂纹起裂的能力。晶粒越细,每个晶粒内部累计位错越少,使合金在断裂前均匀变形,表现出更好的塑性。

大多数变形镁合金中存在很强的织构,这将导致镁合金在室温拉伸和压缩的过程中表现出力学性能的各向异性。合金中的织构强度 σ_{texture} 主要通过 Hall-Petch 影响合金的强度^[13]:

$$\sigma_{\text{texture}} = m\tau_0 \tag{2}$$

式中,m为泰勒取向因子,由织构的性质和强度决定,其值约为合金基面织构强度的6.5倍; τ_0 为基面滑移的临界剪切应力(约为0.49 MPa)^[14]。根据EBSD结果可知,9EX合金和17EX合金的最大织构强度分别为25.87和22.02。因此,9EX合金的织构对屈服强度的贡献比17EX合金高12.2 MPa。此外,9EX合金表现出晶粒异质结构,细小的动态再结晶晶粒中几乎不存在位错(软区),而粗大热加工晶粒中含有高密度位错(硬区)。在变形的初始阶段,位错在动态再结晶晶粒中发生基面滑移并堆积在晶界处,产生背应力和正应力,进而导致异质变形诱导(HDI)强化^[10]。此外,动态再结晶晶粒和热加工晶粒之间的应变传递有助于缓解局部应力集中,从而提高合金的塑性^[15]。因此,9EX合金具有更优异的力学性能。

2.3 断口及表面观察

图8为挤压合金室温拉伸试样的横向表面观察及断口形貌。可以看出,9EX合金和17EX合金的断口方向垂直于拉伸方向,断口中可以观察到解理面和大量韧窝,表现出脆性和韧性混合的断裂模式,与镁合金常见的断裂模式一致^[16]。合金表面出现了微裂纹,其扩展方向垂直于拉伸方向,这表明法向应力促进了微裂纹的形核和扩展,见图8b和图8f。9EX合金的断口中出现了较深的韧窝,这表明合金的塑性较好,而17EX合金显得更加致密,这是高挤压比导致的。图9为挤压合金在不同压缩方向的压缩试样的横向表面观察和断口形貌。从图9a、图9d、图9g和图9j可以看出,挤压合金均沿压缩方向呈45°断裂,并在9EX合金和17EX合金垂直c轴压缩的试样中观察到大量的滑移线。9EX

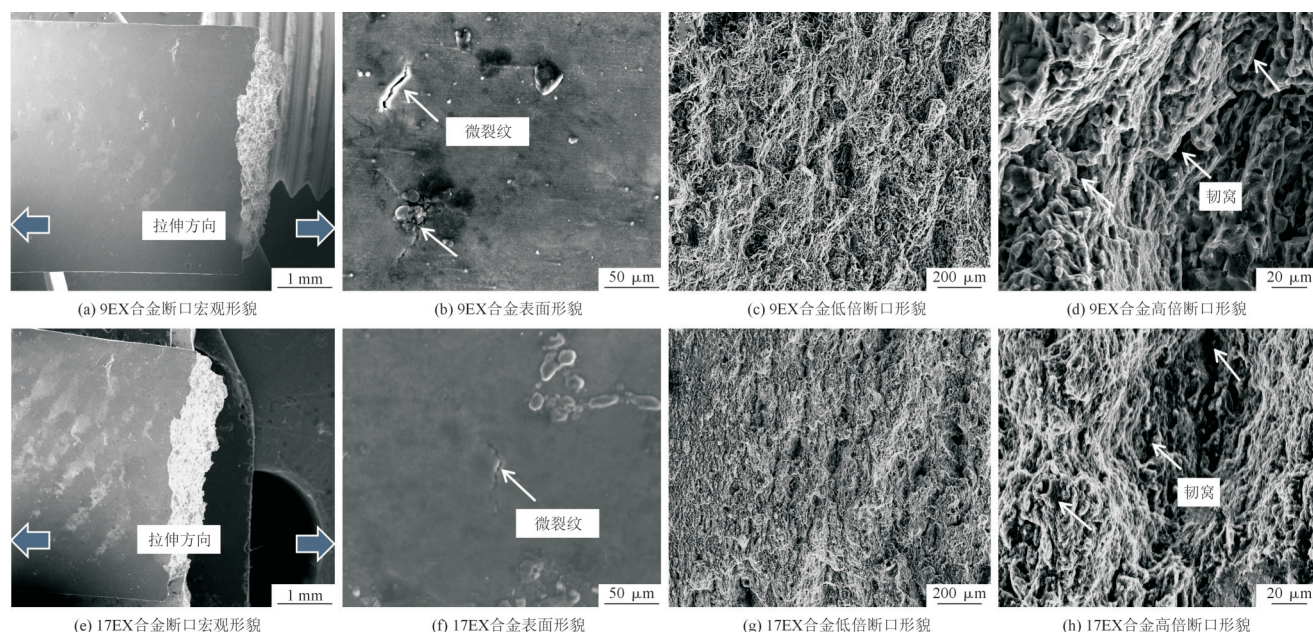


图 8 挤压合金拉伸试样横向表面观察及断口形貌

Fig.8 Transverse surface observation and fracture morphologies of tensile specimens of as-extruded alloys

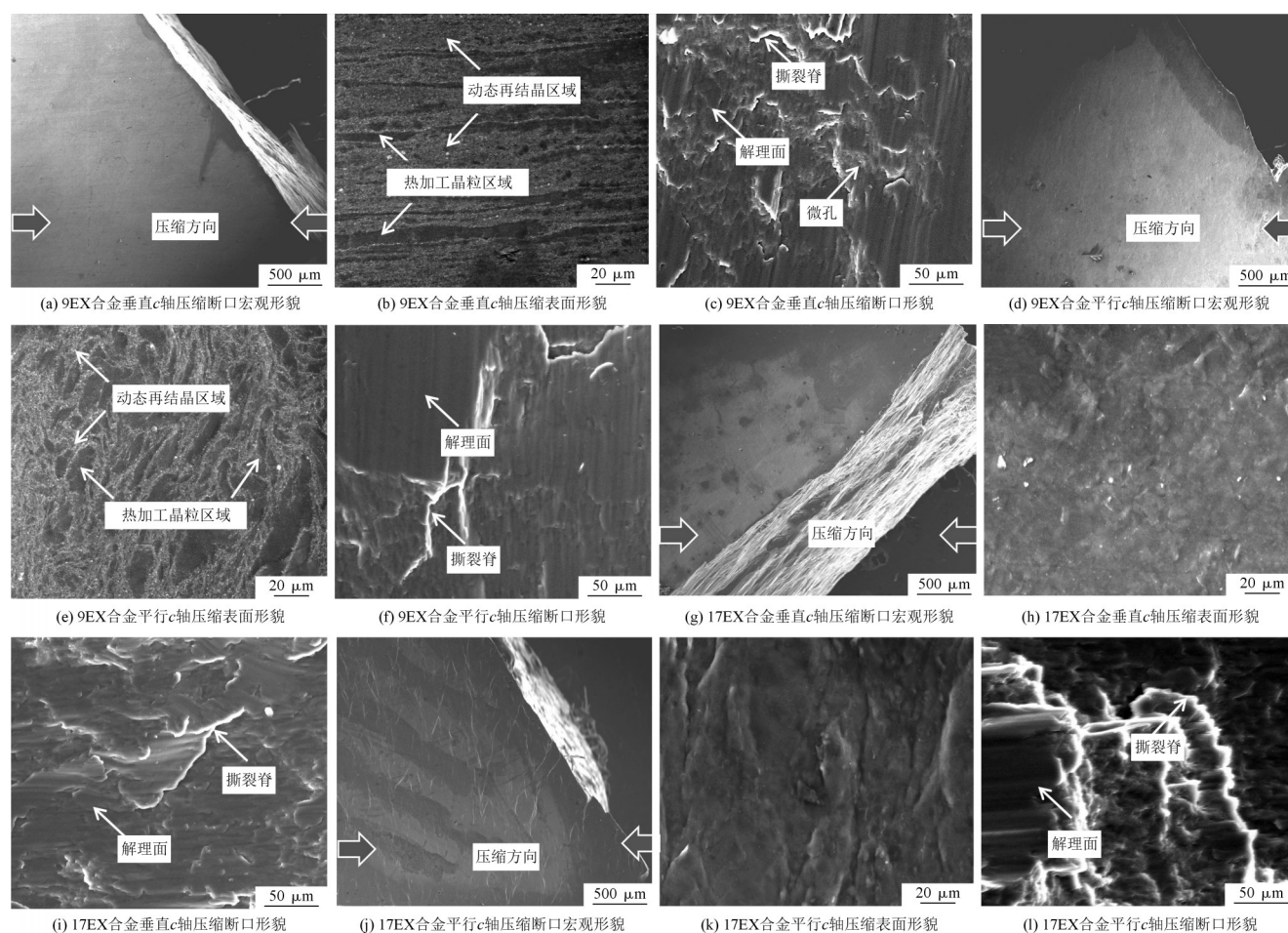


图 9 挤压合金压缩试样横向表面观察及断口形貌

Fig.9 Transverse surface observation and fracture morphologies of compression specimens of as-extruded alloys

合金中垂直 c 轴压缩断口(图 9a~图 9c)存在撕裂脊、解理面和微孔,而平行 c 轴压缩断口(图 9d~图 9f)只有较大的解理面和撕裂脊,表明垂直 c 轴压缩的试样具有更

好的塑性。在 17EX 合金中,两种压缩试样的断口中均只有撕裂脊和解理面,且平行 c 轴压缩的解理面更大,表明垂直 c 轴压缩的试样具有更好的塑性。上述结果

显示,在含有基面织构的挤压合金压缩过程中,垂直 c 轴压缩的试样具有更好的塑性,与图7挤压合金的压缩力学性能结果一致。

2.4 拉压不对称性

图10为合金压缩试样在2%和8%应变下的OM组织,其中垂直 c 轴压缩观察面为ED $\times$ TD,平行 c 轴压缩观察面为ND $\times$ TD。可以看出,9EX合金在压缩过程中没有产生孪晶,而17EX合金在2%应变时存在少量的孪晶(见图10c和图10g箭头处),当应变增加到8%时,合金中产生了大量的孪晶(见图10d和图10h箭头处)。两种挤压合金具有典型的基面织构,力学性能呈现出明显的各向异性,见图7。在合金压缩过程中,平行 c 轴压缩的屈服强度总是高于垂直 c 轴压缩,而极限抗压强度相反。合金的压缩屈服强度与 $\{10\bar{1}2\}$ 拉伸孪晶有关,激活 $\{10\bar{1}2\}$ 拉伸孪晶所需的最小应力(即李

晶应力)随着晶粒尺寸的增大而减小。17EX合金的晶粒尺寸中存在异常长大的晶粒($>10\mu\text{m}$),而9EX合金中的晶粒尺寸几乎全部小于 $10\mu\text{m}$,见图5c和图5f。因此,在晶粒尺寸较大的17EX合金中 $\{10\bar{1}2\}$ 拉伸孪晶更易形成,与WANG Q H等^[17]结果一致。在合金平行 c 轴压缩过程中,晶粒的 c 轴受到压缩时,基面滑移的施密特因子(SF)几乎为0,使得合金的基面滑移难以激活,合金的变形机制主要为非基面滑移和孪生变形。由于9EX合金的晶粒尺寸较小,在平行 c 轴压缩过程中并未发生孪生行为(图10e和图10f),合金变形机制以非基面滑移为主。结合孪生变形的晶粒尺寸效应及17EX合金中存在孪晶(图10g和图10h箭头处),表明合金变形以孪生变形为主。非基面滑移和孪生变形比基面滑移具有更高的CRSS,这导致平行 c 轴压缩的屈服强度总是高于垂直 c 轴压缩。

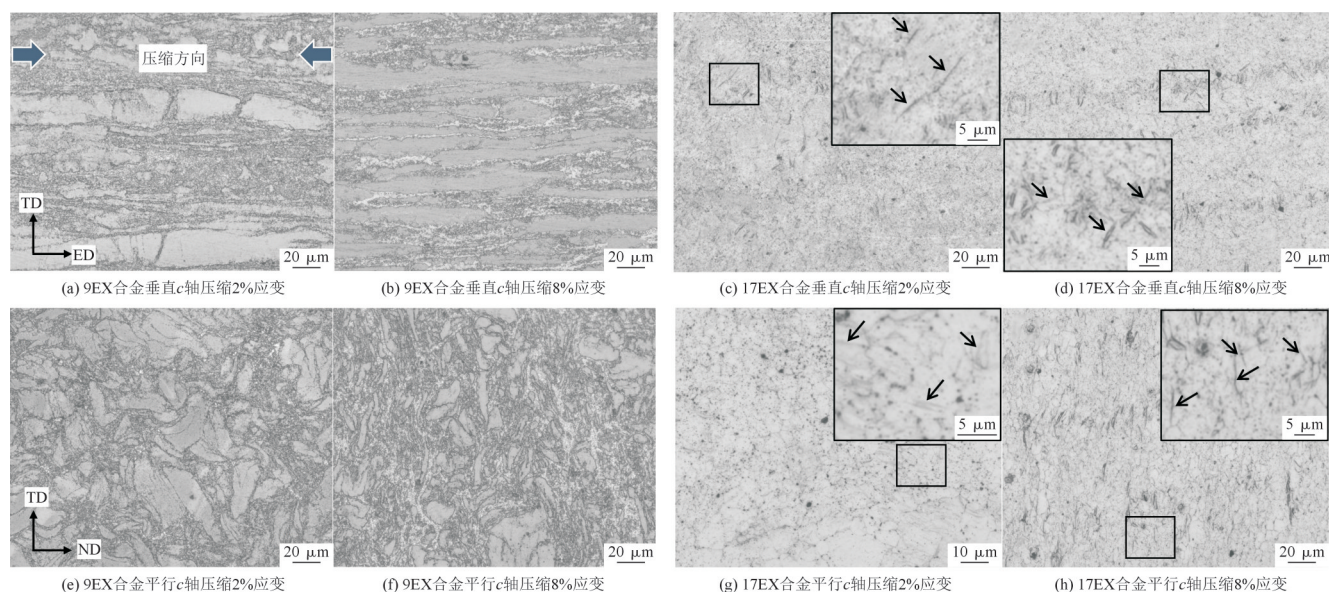


图10 挤压合金在不同压缩方向2%和8%应变的OM图

Fig.10 OM images of as-extruded alloys at strain of 2% and 8% along different compression directions

合金拉压屈服不对称性主要与微观组织和变形条件有关,在热加工形成的强织构和变形孪晶的性质是造成拉压屈服不对称性的主要原因^[18]。合金在热挤压后,9EX合金和17EX合金产生了强烈的基面织构 $[(0001)//ND]$ 。与17EX合金相比,9EX合金的拉压屈服不对称性降低。在合金拉伸过程中,晶粒的 c 轴受到压缩,基面滑移的施密德因子(SF)几乎为0,使得合金的基面滑移难以激活,导致合金产生高的拉伸屈服强度。在合金压缩过程中,具有较低CRSS的 $\{10\bar{1}2\}$ 拉伸孪晶变形模式容易激活,从而产生了较低的压缩屈服强度。17EX合金垂直 c 轴压缩的应力-应变曲线呈S型,具有 $\{10\bar{1}2\}$ 拉伸孪晶主导变形的典型特征,见图7。

由于9EX合金中晶粒尺寸较小,很难产生孪晶变形,主要以非基面滑移为主,比 $\{10\bar{1}2\}$ 拉伸孪晶具有更高的CRSS,这导致9EX合金的压缩屈服强度更高,降低了合金拉压屈服不对称性。

3 结 论

(1)挤压合金的显微组织由 α -Mg和纳米级 Mg_2Sn 相组成。相比铸态和固溶态合金,热挤压合金的显微组织发生显著变化,晶粒尺寸细化。9EX合金由细小的动态再结晶晶粒和沿着挤压方向拉长的热加工晶粒组成,而17EX合金的晶粒几乎为完全动态再结晶。9EX和17EX合金的平均晶粒尺寸分别为 $2.25\mu\text{m}$ 和

4.63 μm ,且形成了强烈的基面织构。

(2)9EX合金在室温下表现出优异的力学性能,其屈服强度、抗拉强度和伸长率分别为232.8 MPa、320.8 MPa和8.01%,比17EX合金的分别提高了22.5%、6.6%和8.2%。9EX合金的强度和塑性提高是由细晶强化、织构强化和异质变形诱导强化引起的。

(3)在合金压缩过程中,平行 c 轴压缩的屈服强度总是高于垂直 c 轴压缩,而抗压强度相反。这是由于平行 c 轴压缩以非基面滑移和孪生变形为主,比基面滑移具有更高的CRSS。9EX合金在压缩过程中以非基面滑移为主,比17EX合金的孪生变形具有更高的CRSS,导致9EX合金的压缩屈服强度更高,降低了合金的拉压屈服不对称性。

参 考 文 献

- [1] 毕广利,满宏生,姜静,等.挤压Mg-Y-Ni-Co合金的显微组织和力学性能[J].中国有色金属学报,2023,33(4):1011-1023.
- [2] YU L, YAN H G, CHEN J H, et al. Effects of solid solution elements on damping capacities of binary magnesium alloys[J]. Materials Science and Engineering, 2020, A772: 138-170.
- [3] QIAN X Y, ZENG Y, JIANG B, et al. Grain refinement mechanism and improved mechanical properties in Mg-Sn alloy with trace Y addition [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2020, 820: 153-162.
- [4] 宋波,辛仁龙,孙立云,等.镁合金拉伸压缩不对称性的影响因素及控制方法[J].中国有色金属学报,2014,24(8):1941-1952.
- [5] XU S W, OH-ISHI K, SUNOHARA H, et al. Extruded Mg-Zn-Ca-Mn alloys with low yield anisotropy [J]. Materials Science and Engineering, 2012, A558: 356-365.
- [6] CHAI Y F, JIANG B, SONG J F, et al. Improvement of mechanical properties and reduction of yield asymmetry of extruded Mg-Sn-Zn alloy through Ca addition[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2019, 782: 1076-1086.
- [7] KIM B C, BAEK S M, JEONG H Y, et al. Grain refinement and reduced yield asymmetry of extruded Mg-5Sn-1Zn alloy by Al addition[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2016, 660: 304-309.
- [8] YAN X D, DING W C, GUO W W, et al. The microstructure and mechanical properties of low-temperature and low-speed extruded Mg-3Sn-2Al-1Zn alloy [J]. Materials Science and Technology, 2020, 36(5): 575-583.
- [9] LIU S S, LIU H, CHEN X, et al. Effect of texture on deformation behavior of heterogeneous Mg-13Gd alloy with strength-ductility synergy [J]. Journal of Materials Science & Technology, 2022, 113: 271-286.
- [10] ZHU Y T, WU X L. Heterostructured materials [J]. Progress in Materials Science, 2023, 131: 101019.
- [11] SARKER D, CHEN D L. Detwinning and strain hardening of an extruded magnesium alloy during compression [J]. Scripta Materialia, 2012, 67(2): 165-168.
- [12] WANG Y, CHOO H. Influence of texture on Hall-Petch relationships in a Mg alloy [J]. Acta Materialia, 2014, 81: 83-97.

- [13] CHENG W L, TIAN Q W, YU H, et al. Strengthening mechanisms of indirect-extruded Mg-Sn based alloys at room temperature [J]. Journal of Magnesium and Alloys, 2014, 2(4): 299-304.
- [14] HAO J Q, ZHANG J S, LI B Q, et al. Effects of 14H LPSO phase on the dynamic recrystallization and work hardening behaviors of an extruded Mg-Zn-Y-Mn alloy [J]. Materials Science and Engineering, 2021, A804: 140727.
- [15] WANG Y F, ZHU Y T, YU Z J, et al. Hetero-zone boundary affected region: A primary microstructural factor controlling extra work hardening in heterostructure [J]. Acta Materialia, 2022, 241: 118395.
- [16] ORLOV D, RAAB G, LAMARK T T, et al. Improvement of mechanical properties of magnesium alloy ZK60 by integrated extrusion and equal channel angular pressing [J]. Acta Materialia, 2011, 59(1): 375-385.
- [17] WANG Q H, CHEN S Y, JIANG B, et al. Grain size dependence of annealing strengthening of an extruded Mg-Gd-Zn alloy subjected to pre-compression deformation [J]. Journal of Magnesium and Alloys, 2022, 10(12): 3576-3588.
- [18] DAVIS A E, ROBSON J D, TURSKE I M. Reducing yield asymmetry and anisotropy in wrought magnesium alloys-A comparative study [J]. Materials Science and Engineering, 2019, A744: 525-537.

(编辑:彭瑾)

2025年结构功能一体化材料专题征稿

专题学术主编:山东大学 钱 钊 教授

征稿范围:

1.在电场、磁场、热场等多物理场耦合作用下,金属结构与功能材料如何实现多种性能协同优化;如何将材料的力学性能与其它理化功能融合。

2.具有特殊性能的新型金属合金体系;以金属为基体,引入功能性增强相(如陶瓷相、碳纳米材料等)制备新型复合材料。

3.研究通过改变金属材料的微观结构(如晶粒尺寸、晶界特性、相分布等)来调控其宏观性能;深入解析金属材料结构功能一体化的物理机制。

4.采用新型制备技术(如快速凝固、增材制造等)制备金属结构功能一体化材料;通过改进加工参数、工艺路线,提高金属结构功能一体化材料的性能稳定性与组织均匀性,降低生产成本。

5.金属结构功能一体化材料在航空航天、新能源与环保、IT电子、生物医学等交叉领域的应用。

6.基于计算材料学、材料基因工程、机器学习及人工智能等新技术的结构功能一体化材料的预测设计。

专题文章收录满之后将享有优先发表机会,欢迎踊跃投稿。

投稿网址:www.special-cast.com

收稿截止日期:2025年7月