

热变形含镁 Zn-Cu-Ti 合金组织特征、力学性能和耐腐蚀性能

戚继球¹, 顾胡维¹, 倪雅², 孟庆坤¹, 隋艳伟¹, 委福祥¹

(1. 中国矿业大学 材料与物理学院, 江苏 徐州 221116)

(2. 江苏中矿大正表面工程技术有限公司, 江苏 徐州 212006)

摘要: 采用挤压加轧制的方法制备 Zn-0.75Cu-0.15Ti-0.3Mg 合金板材, 并探讨其组织演变过程、力学性能和耐腐蚀性能。结果表明: 挤压变形后 Zn-0.75Cu-0.15Ti-0.3Mg 合金呈细小的等轴晶形貌, Zn 基体中存在微米级 TiZn₃ 和 MgCuZn 颗粒相以及纳米级 CuZn₅ 颗粒相。轧制变形促使合金的晶粒发生长大, 并且晶粒尺寸较为不均匀。随着轧制变形量的增大, 基体形变诱导晶内更多 MgCuZn 颗粒相的析出。轧制变形后合金的强度和延伸率均呈降低趋势, 抗拉强度从 142.7 MPa 降低到 < 110 MPa, 这主要归因于晶粒的长大和脆性第二相的增多。不过, 轧制变形有助于合金耐腐蚀性能的提高, 轧制态合金具有较低的腐蚀电流密度(25.47×10⁻⁵ A/cm²)和较高的腐蚀产物层阻抗(166.8 Ω cm²)。

关键词: Zn-Cu-Ti 合金; 组织演变; 力学性能; 耐腐蚀性能

中图分类号: TG146.1³

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2022)11-4243-08

长久以来, 对锌合金的研究主要侧重于压铸及涂层领域^[1,2]。研究指出 Zn-Cu-Ti 合金的机械性能可以满足电气、汽车、军事、日用商品、建筑等行业的应用。然而, 形变锌合金除在 Zn-Al 系(超塑性合金)取得一些成果外, Zn-Cu-Ti 系合金的发展和相对滞后^[3-5]。Zn-Cu-Ti 合金的密度比黄铜低 25%, 抗拉强度接近退火态黄铜, 原料成本却远远低于退火态黄铜, 抗蠕变性能比工业纯锌提高近 500 倍^[6]。因此, 其综合性能指标不仅可满足一般结构材料的使用需求, 而且在某些领域作为铜合金的替代材料是完全可以胜任的^[7]。

当前, 国内外众多学者对 Zn-Cu-Ti 合金的变形行为展开了大量的研究^[8-11]。谭颖等对 Zn-Cu-Ti 合金进行冷轧变形, 发现合金具有“加工软化”和“退火硬化”等异常力学行为, 指出经 85.7% 冷轧变形加上 195 和 215 °C 下退火后合金强度显著升高, 表现出明显的“退火硬化”^[12]。张喜民等研究发现挤压变形过程中第二相的破碎会阻碍再结晶晶粒的长大, 合金的组织随着应变速率和应变量的增大得以细化^[13]。Boczkal 等研究发现低于 5 °C 时 Zn-Cu-Ti 合金板的延展性在横向于轧制方向上急剧下降, 这跟合金的结构和化学成分直接相关, 指出合金基体化学成分中出现

的微观不均匀性现象, 跟含 Cu 和 Ti 的析出相有直接关系^[14]。研究显示合金化元素对 Zn-Cu-Ti 合金的性能有重大影响, 在一定含量范围内, Cu 的含量与合金的强度成正比, 而 Ti 的含量与合金的塑性成正比关系^[15]。冀盛亚等^[16]发现稀土 La 元素的添加可以提高 Zn-Cu-Ti 合金的力学性能。研究发现 Zn-Cu-Ti 合金具有良好的耐蚀性能, 并且合金化元素的添加可以进一步提高合金的耐蚀性能^[17-19]。需要指出的是 Mg 元素对变形态 Zn-Cu-Ti 合金的组织演变、力学性能和耐蚀性能的影响尚不清晰。

为此, 本实验采用挤压加轧制的方法制备 Zn-0.75Cu-0.15Ti-0.3Mg 合金板材, 探讨合金的组织演变过程, 分析合金的力学性能与耐蚀性能。

1 实验

使用的实验原料为纯度 99.995% Zn、99.7% 海绵 Ti、99.95% Mg 和 H62 黄铜(Cu-Zn 中间合金)。在常规电阻炉中, 用高纯石墨坩埚进行熔炼, 熔炼温度为 650 °C。然后将合金熔体倒入石墨模具中, 形成直径为 36 mm 的圆柱形 Zn-0.75Cu-0.15Ti-0.3Mg 合金锭。合金锭中的化学成分如表 1 所示。

收稿日期: 2022-07-07

基金项目: 国家自然科学基金(51971241, 52171091)

作者简介: 戚继球, 男, 1983 年生, 博士, 副教授, 中国矿业大学材料与物理学院, 江苏 徐州 221116, E-mail: qijiqu@cumt.edu.cn

表 1 Zn-0.75Cu-0.15Ti-0.3Mg 合金的实际化学成分

Table 1 Actual chemical composition of Zn-0.75Cu-0.15Ti-0.3Mg alloy (wt%)

Cu	Ti	Mg	Zn
0.73	0.14	0.28	98.68

将熔炼后的圆形铸锭利用卧式挤压机进行热挤压,制成 5 mm×3 mm 的方形板材,挤压温度为 380 °C,出模速度为 50 mm/s,最大压力为 8~10 MPa,挤压比为 1:68。将挤压所得板材利用双辊轧制试验机进行多道次热轧,制成不同变形量的试样,轧制温度为 280 °C,轧制线速度为 35 mm/s。

将板材通过线切割成 10 mm×10 mm×1 mm 的长方体,进行腐蚀试验和显微组织观察。将 Zn-Cu-Ti-Mg 合金板材浸泡在质量分数 3.5%NaCl 溶液中进行腐蚀实验。使用电化学工作站(CHI660E Chenhua)测试开路电压、交流阻抗和塔菲尔极化曲线。在 Zn-Cu-Ti-Mg 合金浸泡三电极体系中,腐蚀样品作为工作电极,饱和甘汞电极(SCE)为参比电极,铂片为对电极。在极化试验中,样品在 3.5%的 NaCl 溶液中使用了 1 cm²的面积。在电化学阻抗谱测试中,选取频率范围为 100 kHz~0.01 Hz,测试频率点为 70,干扰信号幅度为 10 mV。开路电位稳定后开始极化测试。电位扫描范围为-2.74 ~ -0.5 V,电位扫描速率为 10 mV/s。

按照 GB/T 228-2002 标准加工拉伸试样。拉伸试验前,去除试样表面油污。同时使用水磨砂纸对所取试样的表面进行打磨处理,直至试样的表面无缺陷。采用 SHIMADZU(岛津)AG-I250KN 精密万能试验机进行拉伸试验,拉伸速率为 0.5 mm/s。

采用金相显微镜(OM, GX53)、X 射线衍射(XRD, D8 ADVANCE)、扫描电镜(SEM, SU8010)、电子探针(EPMA-8050g)所带的波谱仪(WDS)和高分辨透射电子显微镜(HURJEM-2100)进行微观组织及相结构分析。

2 结果与讨论

2.1 Zn-Cu-Ti-Mg 合金组织演变

图 1 为挤压态和轧制态 Zn-0.75Cu-0.15Ti-0.3Mg 合金的 X 射线衍射图谱。可以观察到在 2θ 为 36.9°, 39.4° 和 43.7° 有 3 个较强的衍射峰,对应密排六方结构 Zn 的(002)、(100)和(101) 3 个晶面。此外,可以观察到挤压态和轧制态合金在 42.2°和 39.8°处存在衍射峰,经过标定,分别为 CuZn₅ 和 TiZn₃ 相^[16]。可以发现合金进行轧制以后, CuZn₅ 和 TiZn₃ 相的衍射峰强度增强。

随着合金轧制变形量的增加,可以发现 Zn 的三强峰有向低角方向移动的趋势,说明随着合金轧制变

形量的加大, Zn 基体的晶面间距提升,基体晶格畸变程度增加。分析 42.2°和 39.8°处衍射峰强度与 XRD 峰整体强度的比值,对于 CuZn₅ 相而言,挤压态合金、轧制变形量为 20%, 50%和 70%的合金中该比值分别为 0.9%, 4.2%, 3.7%, 0.2%;对于 TiZn₃ 相而言,该比值分别为 4.2%, 5.8%, 2.2%, 1.7%。显然,轧制变形量的增大降低了该比值。

图 2 为挤压态 Zn-0.75Cu-0.15Ti-0.3Mg 合金的显微组织和 EPMA 元素面扫描。从图 2a 中的金相组织可以看出,挤压态合金呈现出等轴晶形貌,等轴晶粒较为细小。经过测量,晶粒的平均尺寸约为 5.43 μm。Zn-0.75Cu-0.15Ti-0.3Mg 合金的再结晶温度大约是 250 °C^[17]。本实验选择的挤压温度为 380 °C,远高于其再结晶温度,此外,在挤压过程产生摩擦热以及塑性变形引起温度的升高,导致热挤压过程中合金基体组织发生动态再结晶^[20]。由于合金出模速度高,合金热挤压变形时间短,热挤压后合金放置于空气中进行冷却,基体组织再结晶晶粒没有充分的时间长大,呈现细小等轴晶形貌。此外,可以发现在晶界处存在大量黑色析出相,应该为含 Cu、Ti、Mg 的金属间化合物^[21]。

从图 2b, 2c 的 SEM 组织中可以看出,基体具有非常清晰的相界面,且在晶界处存在微米级颗粒状析出相。对图 2b 中 A 和 B 颗粒进行能谱分析,发现 A 颗粒有四边形特征,主要由 Zn 和 Ti 元素构成, Zn 和 Ti 的原子比接近 3:1,由此判断 A 颗粒为 TiZn₃ 相(图 2h); B 颗粒近似圆形,检测到很高 Mg 元素,且在这个富 Mg 相检测到少量的 Cu 元素(图 2i),说明富 Mg 相为 MgCuZn 化合物,Cu 元素随着富 Mg 相一起析出。从图 2d~2g 中可以看出, Cu 较为均匀地弥散分布在 Zn 基体中, Ti 元素主要以颗粒相的形式存在, Mg 元素也以颗粒相的形式存在。

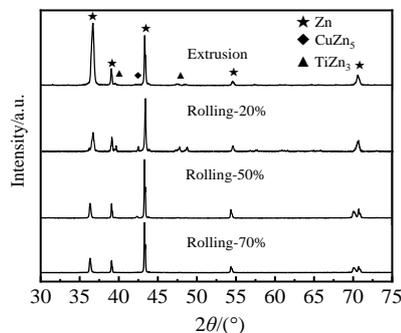


图 1 挤压态和轧制态 Zn-0.75Cu-0.15Ti-0.3Mg 合金 XRD 图谱
Fig.1 XRD patterns of extruded and rolled Zn-0.75Cu-0.15Ti-0.3Mg alloy

图 3 为轧制态 Zn-0.75Cu-0.15Ti-0.3Mg 合金的显微组织。从图 3a~3c 的金相组织中可以看出，轧制态合金组织以等轴晶为主，大小较为不均匀。同时可以发现在晶界处以及晶粒内部存在大量第二相质点。从图 3d~3f 扫描组织中可以看出，合金在晶界处存在部分过渡区，这一点与挤压态组织有一定差异。且在晶界处以及晶粒内部存在第二相。随着轧制变形量的增加，晶粒内部的第二相有所增加。在轧制过程时基体发生形变诱导析出，且随着轧制变形量的增加，形变诱导析出程度提高，基体内部析出更多第二相。轧制变形量为 20% 时基体内部存在尺寸为 6~8 μm 四边形 TiZn₃ 相，轧制变形量提升到 50% 甚至 70% 时，TiZn₃ 相的尺寸基本减小为 2~3 μm。说明随着轧制变形量的提升，TiZn₃ 第二相发生破碎，变为尺寸更为细小的析出相。值得关注的是，轧制变形量对合金的晶粒尺寸影响较小，相比于挤压态组织，轧制变形促进了晶粒的生长。

为深入研究合金中的析出相，对轧制变形量为 70% 的 Zn-0.75Cu-0.15Ti-0.3Mg 合金成分进行 EPMA 分析，如图 4 所示。基体存在大量析出相，且在部分晶界处存在过渡区，这与合金的扫描组织相一致。从

图 4b~4e 中可以发现，Ti 和 Mg 元素主要以颗粒的形式存在，Cu 元素除一部分与 Mg 元素与 Zn 形成三元相之外，大部分都固溶在 Zn 基体中。对图 4a 中 A 和 B 点进行元素分析，如表 2 所示。A 点析出相为四边形形貌，含有 Ti、Zn 元素，为 TiZn₃ 相，B 点为近圆形形貌，含有 Mg、Cu、Zn 元素，为 MgCuZn 三元相。

为进一步表征含 Mg 的 Zn-0.75Cu-0.15Ti 合金，对其进行了 TEM 分析，如图 5 所示。从图 5a 中可以发现，基体中存在很多黑色的纳米颗粒相，对图 5b 中的黑色相进行斑点分析(图 5c)，得到该黑色的颗粒相为密排六方结构的 CuZn₅ 相。同时，分析 A 点颗粒相的成分时发现该颗粒相是富 Cu 相(图 5e)，Cu 的含量接近 10%，远高于合金中的 Cu 含量，这也进一步佐证该物相为 CuZn₅ 相。图 5d 为图 5b 中 A 点处黑色颗粒的 HRTEM 照片。对图 5d 中一个方向的原子面进行晶面间距测量和计算，得到该晶面间距为 0.211 nm，经对比核实，该方向的晶面为 CuZn₅ 相的(0002)晶面。为了对比分析，对图 5b 中 B 点处 Zn 基体进行 EDS 分析，如图 5f 所示。该点处主要为 Zn 元素以及少量的 Cu 元素，表明 Cu 元素在 Zn 基体中有一定固溶度。

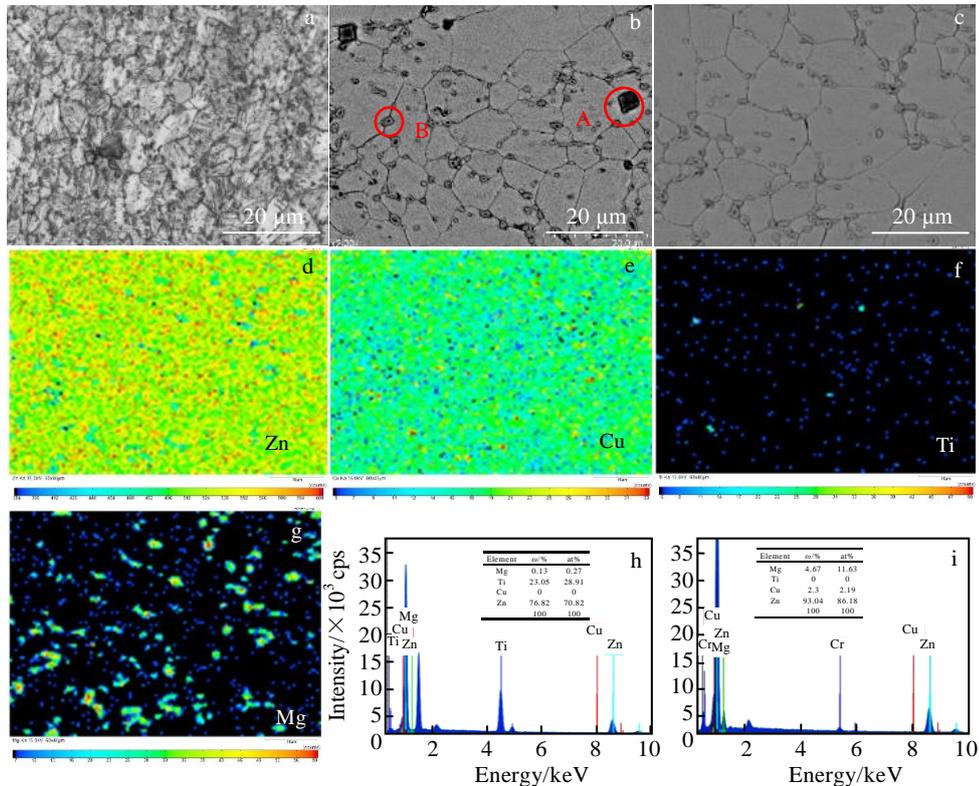


图 2 挤压态 Zn-0.75Cu-0.15Ti-0.3Mg 合金组织和能谱分析

Fig.2 Microstructures and EDS analysis of extruded Zn-0.75Cu-0.15Ti-0.3Mg alloy: (a) OM image, (b,c) SEM images, (d~g) corresponding to Fig.2c, distribution of Zn, Cu, Ti and Mg elements, (h) EDS spectrum at point A in Fig.2b, (i) EDS spectrum at point B in Fig.2b

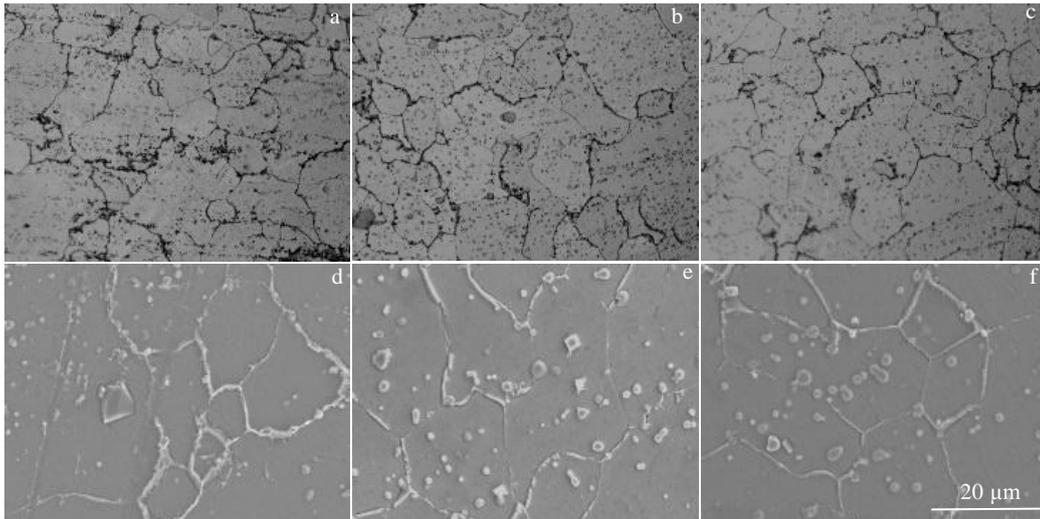


图 3 不同轧制变形量下 Zn-0.75Cu-0.15Ti-0.3Mg 合金的 OM 和 SEM 组织

Fig.3 OM (a~c) and SEM (d~f) microstructures of Zn-0.75Cu-0.15Ti-0.3Mg alloy under different rolling deformations: (a, d) 20%, (b, e) 50%, (c, f) 70%

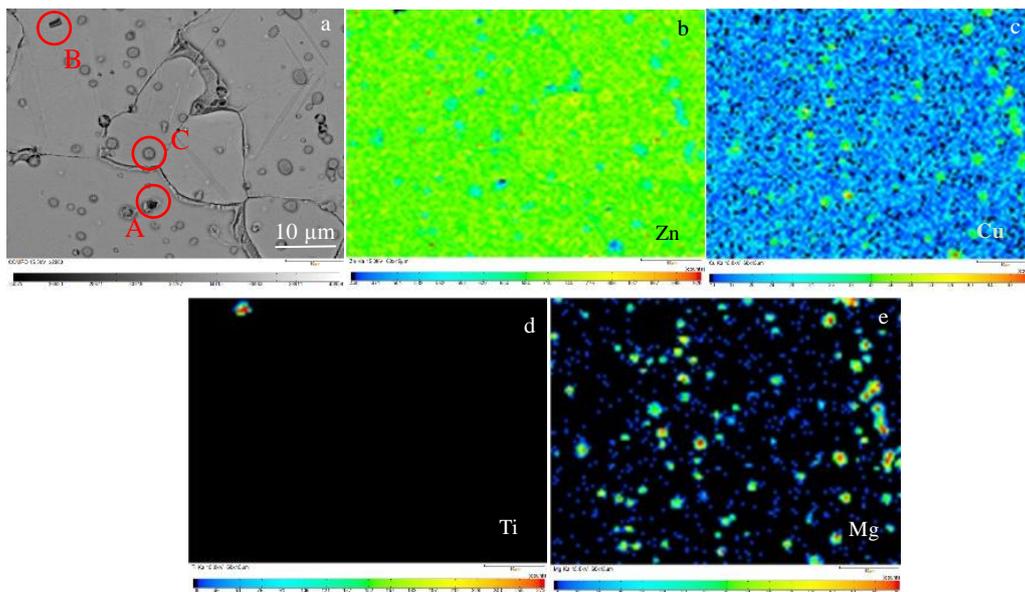


图 4 轧制变形量为 70%时 Zn-0.75Cu-0.15Ti-0.3Mg 合金组织及 EPMA 分析

Fig.4 Microstructure (a), and EPMA element distribution of Zn (b), Cu (c), Ti (d) and Mg (e) of Zn-0.75Cu-0.15Ti-0.3Mg alloy under rolling deformation of 70%

表 2 图 4a 中 A 和 B 点的 EPMA-WDS 分析

Table 2 EPMA-WDS analysis results of point A and point B in Fig.4a

Element	Point A		Point B	
	ω/%	at%	ω/%	at%
Zn	64.18	56.76	89.3	80.78
Cu	0	0	4.53	4.22
Ti	35.82	43.24	0	0
Mg	0	0	6.16	15

2.2 Zn-Cu-Ti-Mg 合金的力学性能

表 3 为轧制变形量对 Zn-0.75Cu-0.15Ti-0.3Mg 合金拉伸性能的影响。整体上，轧制变形后合金的强度和延伸率均呈降低趋势。未轧制变形时，合金的抗拉强度和延伸率可达到 142.7 MPa 和 3.87%，轧制变形后抗拉强度不到 110 MPa，主要是由于进行多道次热轧以后，晶粒尺寸变大，同时析出的第二相数目增

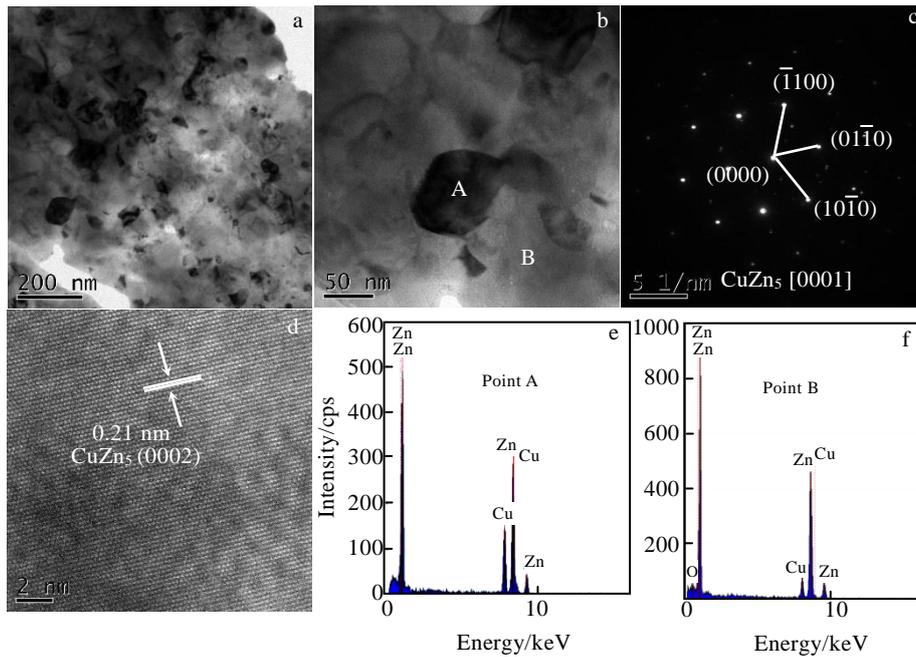


图 5 轧制变形量为 70% 时 Zn-0.75Cu-0.15Ti-0.3Mg 合金的 TEM 和 EDS 分析

Fig.5 TEM microstructures (a, b) and EDS analysis of Zn-0.75Cu-0.15Ti-0.3Mg alloy under rolling deformation of 70%: (c) SAED patterns of black phase at point A in Fig.5b, (d) HRTEM image of point A in Fig.5b, (e, f) EDS spectra of point A and B in Fig.5b

表 3 轧制变形量对 Zn-0.75Cu-0.15Ti-0.3Mg 合金拉伸性能的影响

Table 3 Influence of rolling deformation on tensile properties of Zn-0.75Cu-0.15Ti-0.3Mg alloy

Deformation/%	σ_b /MPa	δ /%
0	142.7	3.87
20	97.6	3.32
50	105.3	2.67
70	109.5	2.23

多,尤其是部分 Cu 元素随着富 Mg 相一起析出,降低了 Cu 元素在 Zn 基体内部的固溶,降低了强度。此外富 Mg 相为脆性化合物,在塑性变形过程中脆性相优先开裂,并且脆性相和基体不协调,容易与基体之间产生孔隙,并形成微裂纹,裂纹萌生之后在拉伸应力下扩展成宏观裂纹源,从而使得合金的塑性降低^[22]。塑性的降低不利于合金抗拉强度的提高。轧制变形量增大后,晶粒内部析出更多脆性相,致使在大变形量下合金的塑性更低。

2.3 Zn-Cu-Ti-Mg 合金在 3.5%NaCl 溶液中的电化学行为

图 6 为不同轧制变形量下 Zn-0.75Cu-0.15Ti-0.3Mg 合金极化曲线和电化学阻抗谱,表 4 为合金极

化曲线的拟合数据,其中 E 为腐蚀电位, I_{corr} 为腐蚀电流密度。表 5 为合金 EIS 曲线的拟合数据,采用 R(CR(QR))等效电路图对合金进行模拟,其中 R_1 表示溶液阻抗, R_2 和 CPE_1 表示腐蚀产物层阻抗和容抗, R_3 代表腐蚀产物层和合金基体界面的电阻, n 为弥散系数($0 < n < 1$)。比较合金腐蚀电位,可以发现随着轧制变形量的增加,合金自腐蚀电压逐步增大,自腐蚀电流逐步减小,说明合金耐腐蚀能力随着轧制变形量的增加而增大(图 6a);从腐蚀电流密度来看,轧制变形量为 70% 的合金有着最小腐蚀电流密度,为 $25.47 \times 10^{-5} \text{ A/cm}^2$,这些数据均说明轧制变形后合金拥有优异的耐腐蚀性能(表 4)。轧制变形量增大后,合金中析出的富 Mg 相增多,富 Mg 相的耐腐蚀性能优异^[23],使合金耐腐蚀性能提高。

由图 6b 可以看出,轧制变形量为 70% 合金的阻抗弧明显比未轧制变形的大,说明板材在 3.5%NaCl 中性溶液里由腐蚀反应而产生的腐蚀产物较为致密,电阻值较大,不利于溶液中电荷的转移。在整个系统中,起决定作用的电阻是溶液阻抗 R_1 和代表腐蚀产物层阻抗的 R_2 ,因此可认为总阻抗为 R_1+R_2 。总阻抗值通常与腐蚀速率成反比关系。由表 5 可知,轧制变形量增大后,溶液阻抗 R_1 变化不大,不过腐蚀产物层

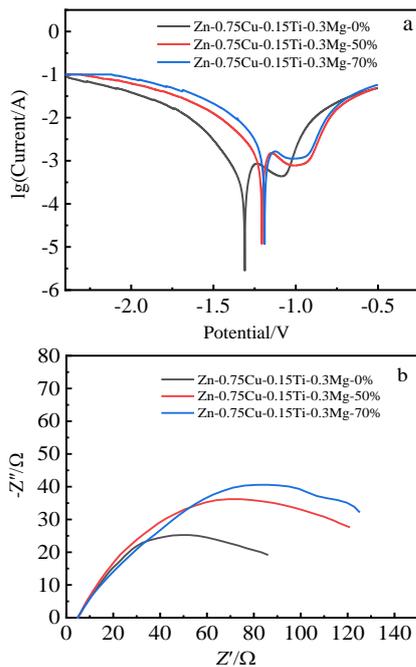


图 6 不同轧制变形量下 Zn-0.75Cu-0.15Ti-0.3Mg 合金的极化曲线和 EIS 曲线

Fig.6 Electrochemical performance of Zn-0.75Cu-0.15Ti-0.3Mg alloy under different rolling deformations: (a) polarization curves and (b) EIS curves

表 4 不同轧制变形量下 Zn-0.75Cu-0.15Ti-0.3Mg 合金极化曲线拟合数据

Table 4 Fitting values of polarization curves of Zn-0.75Cu-0.15Ti-0.3Mg alloy under different rolling deformations

Deformation/%	E/V	$I_{corr}/\times 10^{-5} \text{ A cm}^{-2}$
0	-1.306	47.71
50	-1.203	33.76
70	-1.191	25.47

表 5 不同轧制变形量下 Zn-0.75Cu-0.15Ti-0.3Mg 合金 EIS 拟合数据

Table 5 Fitting values of EIS curves of Zn-0.75Cu-0.15Ti-0.3Mg alloy under different rolling deformations

Deformation/%	$R_1/\Omega \cdot \text{cm}^2$	$CPE_1/\times 10^{-4}$	$R_2/\Omega \cdot \text{cm}^2$	$R_3/\Omega \cdot \text{cm}^2$	n
0	4.849	0.6407	116.8	5.136	0.6148
50	4.949	0.6265	138.9	3.238	0.6059
70	4.972	0.5665	166.7	2.002	0.4909

阻抗 R_2 增加为 $166.8 \Omega \text{ cm}^2$ ，总阻抗值也有所增加。这表明轧制态合金的耐腐蚀能力得到增强。

结合 Zn-0.75Cu-0.15Ti-0.3Mg 合金组织分析，正是高电位第二相颗粒在 Zn 基体中的析出量不同才导致其在 3.5%NaCl 溶液里耐腐蚀性能的不同。高电位第二相颗粒使得由于腐蚀反应产生的腐蚀产物更加均匀且致密地分布在基体表面，降低了溶液中的电荷转移，增加了合金在溶液中的阻抗值。

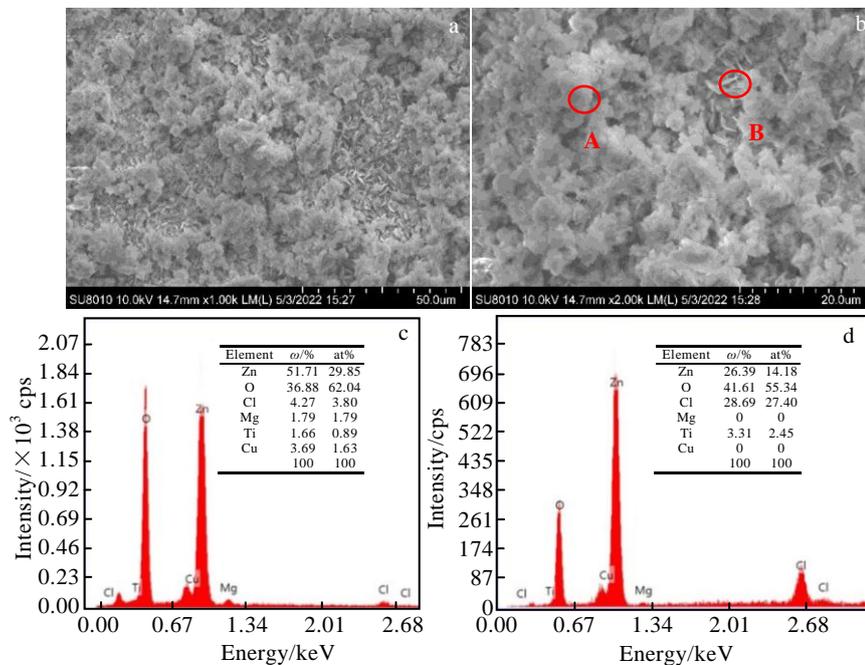


图 7 轧制变形量 70% 时 Zn-0.75Cu-0.15Ti-0.3Mg 合金电化学测试后表面形貌与能谱分析

Fig.7 Surface morphologies (a, b) and EDS results at point A (c) and point B (d) in Fig.7b of Zn-0.75Cu-0.15Ti-0.3Mg alloy under 70% rolling deformation after electrochemical testing

轧制变形量为 70% 的 Zn-0.75Cu-0.15Ti-0.3Mg 合金经电化学测试后其表面形貌如图 7 所示。可以观察到表面主要成块状形貌, 少量呈片层形貌。分别对块状形貌和片层形貌的腐蚀产物进行 EDS 分析, 发现块状产物为 $\text{Zn}(\text{OH})_2$ (图 7c), 而片层形貌的腐蚀产物为 $\text{Zn}_5(\text{OH})_8\text{Cl}_2 \cdot \text{H}_2\text{O}$ (图 7d)。

3 结 论

1) 挤压变形后 Zn-0.75Cu-0.15Ti-0.3Mg 合金呈等轴晶形貌, 晶粒的平均尺寸约为 $5.43 \mu\text{m}$, Zn 基体中存在微米级 TiZn_3 和 MgCuZn 颗粒相以及纳米级 CuZn_5 颗粒相, 微米级颗粒相主要分布于晶界附近, 而 CuZn_5 相主要分布于晶内。

2) 轧制变形后, 合金呈等轴晶形貌, 不过晶粒有所长大, 并且大小较为不均匀。随着变形量的增加, 基体形变诱导更多 MgCuZn 颗粒相的析出。

3) 挤压态 Zn-0.75Cu-0.15Ti-0.3Mg 合金的抗拉强度和延伸率可达到 142.7 MPa 和 3.87%, 轧制变形后合金的强度和延伸率均呈降低趋势, 抗拉强度不到 110 MPa。这主要归因于晶粒尺寸变大以及析出的脆性第二相含量增多。

4) 轧制变形后, 合金具有较高的腐蚀电位, 较低腐蚀电流密度($25.47 \times 10^{-5} \text{A}/\text{cm}^2$), 较高的腐蚀产物层电阻($166.8 \Omega \text{cm}^2$), 致使轧制态合金表现出更优异的耐腐蚀性能。

参考文献 References

- [1] Yu Z D, Chen M H, Li F J *et al.* *Corrosion Science*[J], 2020, 165: 10 841
- [2] Liu L, Yu S R, Cao W A. *Rare Metals*[J], 2021, 40: 2266
- [3] Azpeitia M R, Flores E E M, Rivera J L H *et al.* *Journal of Materials Research and Technology*[J], 2020, 9: 5610
- [4] Ramos M, Martinez E E, Hernandez J L *et al.* *Acta Microscopica*[J], 2018, 27: 23
- [5] Demirtas M, Yanar H, Purcek G. *Letters on Materials*[J], 2018, 8: 532
- [6] Demirtas M, Kawasaki M, Yanar H *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2018, 730: 73
- [7] Xu X Q, Li D F, Guo S L *et al.* *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2012, 22(7): 1606
- [8] Sun Lili(孙丽丽), Chen Liangyuan(陈良源), Wang Yong(王勇) *et al.* *Materials Reports(材料导报)*[J], 2021, 35(7): 3152
- [9] Xu Zhuoying(徐英卓), He Yapeng(何亚鹏), Li Xiaobo(李霄波) *et al.* *Materials Protection(材料保护)*[J], 2021, 54(8): 133
- [10] Faur M, Ghiban B. *Metalurgia International*[J], 2009, 14(3): 23
- [11] Zühlke T, Alkorta J, Garc á-Rosales C *et al.* *Materials Sciences & Technology*[J], 2014, 30(1): 91
- [12] Tan Ying(谭 颖), Lin Xiangfei(林向飞), Zhang Shidao(张世道) *et al.* *Nonferrous Metals Science and Engineering(有色金属科学与工程)*[J], 2015, 6(6): 57
- [13] Zhang Ximin(张喜民), Xiao Lairong(肖来荣), Wen Yanning(温燕宁) *et al.* *Journal of Materials Science and Engineering(材料科学与工程学报)*[J], 2010, 6(4): 576
- [14] Boczkal G, Mikułowski B. *Archives of Metallurgy & Materials* [J], 2015, 60(3): 2355
- [15] Ding Zongye(丁宗业), Jia Shuguo(贾淑果), Guo Wangwang(郭望望) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2014, 43(2): 408
- [16] Ji Shengya(冀盛亚), Liang Shuhua(梁淑华), Song Kexing(宋克兴) *et al.* *The Chinese Journal of Nonferrous Metals(中国有色金属学报)*[J], 2016, 26(8): 1649
- [17] Wang Y H, Xiao L R, Zhao X J *et al.* *Materials and Corrosion*[J], 2016, 67: 297
- [18] Ji S Y, Liang S H, Song K X *et al.* *Materials and Corrosion*[J], 2017, 68: 458
- [19] Ji S Y, Liang S H, Song K X *et al.* *Journal of Wuhan University of Technology*[J], 2016, 31: 408
- [20] Wang L Q, He Y F, Zhao H *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2018, 740: 949
- [21] Prosek T, Hagstrom J, Persson D *et al.* *Corrosion Science*[J], 2016, 110: 71
- [22] Gancarz T, Mech K, Guspel J *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2018, 767: 1225
- [23] Rodriguez J, Mouanga M, Roobroeck A *et al.* *Corrosion Science*[J], 2018, 132: 56

Microstructure, Mechanical Properties and Corrosion Resistance of Hot-Deformed Magnesium-Containing Zn-Cu-Ti Alloy

Qi Jiqu¹, Gu Huawei¹, Ni Ya², Meng Qingkun¹, Sui Yanwei¹, Wei Fuxiang¹

(1. School of Material Science and Physics, China University of Mining and Technology, Xuzhou 221116, China)

(2. Jiangsu CUMT Dazheng Surface Engineering Technology Co., Ltd, Xuzhou 212006, China)

Abstract: Zn-0.75Cu-0.15Ti-0.3Mg alloy sheet was prepared by extrusion and rolling method, and its microstructure evolution process, mechanical properties and corrosion resistance were discussed. The results show that the Zn-0.75Cu-0.15Ti-0.3Mg alloy exhibits a fine equiaxed crystal morphology after extrusion deformation. Micro-scale TiZn_3 and MgCuZn phases and nano-scale CuZn_5 phase exist in Zn matrix. Rolling deformation promotes the grain growth of Zn matrix and the grain size is relatively non-uniform. With the increase of rolling deformation, the matrix deformation induces the precipitation of more MgCuZn in the Zn grains. After rolling deformation, both the strength and elongation of the alloy show a decreasing trend, and the tensile strength decreases from 142.7 MPa to less than 110 MPa, which is mainly attributed to the growth of grains and the increase of brittle second phases. However, the rolling deformation contributes to the improvement of the corrosion resistance of the alloy. The as-rolled alloy exhibits a lower corrosion current density ($25.47 \times 10^{-5} \text{ A/cm}^2$) and a higher corrosion product layer resistance ($166.8 \Omega \text{ cm}^2$) compared to extruded alloy.

Key words: Zn-Cu-Ti alloy; microstructure evolution; mechanical properties; corrosion properties

Corresponding author: Meng Qingkun, Ph. D., School of Material Science and Physics, China University of Mining and Technology, Xuzhou 221116, P. R. China, E-mail: qkmeng@cumt.edu.cn