

T6处理对不同Zn含量Mg-Zn-Ce合金组织及性能影响

蒋傲雪¹ 游志勇¹ 孙春乐¹ 靳帅帅¹ 韩培德¹ 王开鹰^{1,2}

(1. 太原理工大学材料科学与工程学院,太原 030024; 2. 太原理工大学能源革命创新研究院,太原 030024)

摘要 通过快速凝固和T6处理制备了不同Zn含量的Mg-Zn-Ce合金。结果表明,T6处理使Mg-5Zn-0.2Ce合金的晶粒尺寸从107 μm粗化到310 μm,其晶界处发生重溶结晶,析出相尺寸和体积分数分别为16.87 nm和2.939%;Mg-7Zn-0.3Ce合金的晶粒尺寸从106 μm变为110 μm,晶粒粗化不明显,但是析出相尺寸和体积分数都有所增加,分别为21 nm和18.116%。经T6热处理后,Mg-7Zn-0.3Ce合金的抗拉强度达到215.95 MPa,屈服强度达到177.87 MPa,伸长率达到4.04%,其屈服强度与铸态相比增加了17.01 MPa,而计算得到的析出相对合金屈服强度的增量为23.07 MPa,说明析出相对合金屈服强度增量的贡献率达100%,这体现了高Zn含量时效析出的共格析出相对Mg-Zn合金力学性能的重要性。

关键词 T6热处理;析出相;强化机理;显微组织;力学性能

中图分类号 TG156;TG146.22

文献标志码 A

DOI:10.15980/j.tzzz.H20250012

Effects of T6 Treatment on Microstructure and Properties of Mg-Zn-Ce Alloys with Different Zn Contents

JIANG Aoxue¹, YOU Zhiyong¹, SUN Chunle¹, JIN Shuaishuai¹, HAN Peide¹, WANG Kaiying^{1,2}

(1. College of Materials Science and Engineering, Taiyuan University of Technology, Taiyuan 030024; 2. Institute of Energy Innovation, Taiyuan University of Technology, Taiyuan 030024)

Abstract: Mg-Zn-Ce alloys with different Zn contents were fabricated via rapid solidification and T6 treatment. The results indicate that the grain size of Mg-5Zn-0.2Ce alloy is coarsened from 107 μm to 310 μm after T6 treatment, accompanied with remelting recrystallization at grain boundaries. The size and volume fraction of precipitate reach 16.87 nm and 2.939%, respectively. For Mg-7Zn-0.3Ce alloy, the grain size is transformed from 106 μm to 110 μm with insignificant coarsening, while the size and volume fraction of precipitate are increased to 21 nm and 18.116%, respectively. After T6 heat treatment, Mg-7Zn-0.3Ce alloy exhibits a tensile strength of 215.95 MPa, a yield strength of 177.87 MPa, and an elongation of 4.04%. The yield strength is increased by 17.01 MPa compared with that of as-cast ones, while the calculated increment of yield strength contributed by precipitates is 23.07 MPa, indicating the 100% contribution rate of precipitates to yield strength, which reflects the importance of age-precipitated coherent precipitates on mechanical properties of Mg-Zn alloys with high Zn contents.

Key Words: T6 Heat Treatment, Precipitates, Strengthening Mechanism, Microstructure, Mechanical Properties

Mg-Zn合金具有耐热、生物相容性好等特点,具有广阔的应用前景^[1-2]。然而,Mg-Zn合金结晶温度区间大,难以进行晶粒细化和时效强化,导致合金延展性较低,容易在高应力条件下发生断裂,限制了其在某些高应力场景中的应用。合金化是提高Mg-Zn合金综合力学性能的有效方法之一,目前最常用的元素包括Al、Cu、Sn和RE等,已经开发出的Mg-Zn系合金有Mg-Zn-Al^[3]、Mg-Zn-Cu^[4-5]、Mg-Zn-Sn^[6]、Mg-Zn-RE等^[7-9]。

BAZHENOV V等^[10]研究了不同Zn含量下, $\omega(Y)$:

$\omega(Zn)$ 为1.5的Mg-Y-Zn-Mn合金,对其进行热挤压,发现Zn含量越高,合金表现出更优异的力学性能,Mg-3.4Y-1.7Zn-0.8Mn合金的抗拉强度、屈服强度和伸长率分别达到348 MPa、261 MPa和10.7%。以上研究表明,Zn在Mg中的含量十分重要,Zn含量过低,对Mg的增强效果差,Zn含量过高,会降低Mg合金的延展性。TANG W N等^[11]研究了Zn含量对接挤压Mg-5Sn-xZn($x=1.02, 1.95, 3.96$,质量分数,%,下同)合金微观组织和力学性能的影响,发现随着Zn含量增加,Mg₂Sn

收稿日期:2025-06-22;修订日期:2025-07-05

第一作者:蒋傲雪,女,1992年出生,博士研究生,E-mail:1837864352@qq.com

通信作者:游志勇,男,1971年出生,副教授,E-mail:13603511486@163.com

引用格式:蒋傲雪,游志勇,孙春乐,等. T6处理对不同Zn含量Mg-Zn-Ce合金组织及性能影响[J]. 特种铸造及有色合金,2026,46(4):525-531.

JIANG A X, YOU Z Y, SUN C L, et al. Effects of T6 treatment on microstructure and mechanical properties of Mg-Zn-Ce alloys with different Zn contents[J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2026, 46(4): 525-531.

和MgZn相数量增加,合金的综合力学性能改善。通过合金化和挤压工艺研究了低Zn含量的Mg-Zn系合金的组织 and 力学性能。Ce元素是RE元素的典型代表,其储量丰富、价格便宜、延展性好,具有六方晶体结构,在能量上有利于Zn和Ce在晶界处的共偏析^[12],因此将其作为合金化元素加入到Mg-Zn合金中,可以显著提高合金的强度和伸长率。研究者在Mg-6Zn-0.8Ca合金中加入0.2%的Ce,发现Ce可以通过与Zn产生共偏析,进而加强晶界滑动以协调拉伸试验过程中的塑性变形,使合金在具有高强度(315 MPa)的同时表现出优异的伸长率(31%)^[13]。Zn在Mg中的最大固溶度为6.2%^[14],目前针对该固溶度附近的Zn含量对Mg合金组织和性能影响的研究报道较少。为了进一步体现合金化的增强作用,需要通过固溶时效热处理来改善合金的显微组织,提高合金的综合力学性能。HAN X Z等^[15]认为固溶强化对合金强度的贡献要大于时效强化的贡献,并且过高的固溶温度会使晶粒粗化,不利于合金的综合力学性能改善。另外,Mg-Zn合金在时效过程中还会发生显著的晶界析出,降低合金的塑性^[16]。因此,合适的热处理工艺对Mg-Zn合金力学性能的提高至关重要。

本研究通过相图计算设计最佳的Mg-Zn-Ce合金成分,并采用快速凝固和T6固溶时效处理获得Mg-5Zn-0.2Ce和Mg-7Zn-0.3Ce合金,通过合金化和热处理工艺控制第二相在晶界和晶内的析出,利用SEM、EDS及TEM等表征手段,探究T6热处理工艺对不同Zn含量(6.2%左右)的Mg-Zn合金组织与性能的影响,为Mg-Zn-RE合金的开发和应用提供参考。

1 试验方法和设备

选取Mg-5Zn和Mg-7Zn合金为基体合金,根据有关研究^[17-19]选择加入Ce元素的成分范围为0.1%~1.5%。图1为Mg-Zn-Ce合金相图计算曲线图。表明在Mg-Zn合金中添加Ce元素,可能产生Mg₁₂Ce、MgZnCe和MgZn相。相图计算表明,对于Mg-5Zn合金,添加的Ce含量在0.2%时,相共存量最多,MgZn相含量为3.37%,MgZnCe相含量为4.83%;对于Mg-7Zn合金,Ce添加量为0.3%时,相共存量最多,MgZn相含量为4.72%,MgZnCe相含量为4.83%。因此,试验根据相图计算选取Mg-5Zn-0.2Ce和Mg-7Zn-0.3Ce成分合金,熔炼过程中,以Mg-10Ce中间合金的形式加入Ce元素。合金元素经熔炼混合反应均匀后,将熔体浇进200℃预热的金属型中,静置10 s,随后置入30℃的水中使其快速冷却,获得铸态Mg-Zn-Ce合金。对合金

试样进行450℃固溶6 h和180℃时效36 h的T6热处理,得到4组合金试样Mg-5Zn-0.2Ce、Mg-5Zn-0.2Ce+T6、Mg-7Zn-0.3Ce和Mg-7Zn-0.3Ce+T6合金,分别记为ZC502、ZC502-T6、ZC703和ZC703-T6合金。

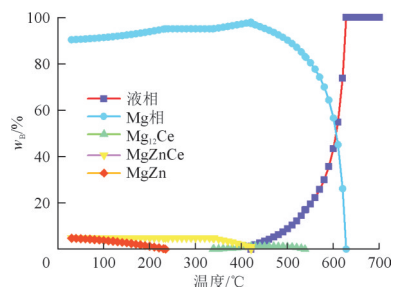


图1 Mg-Zn-Ce合金相转变计算曲线

Fig.1 Phase transformation calculation curves of Mg-Zn-Ce alloys

用体积分数为4%的硝酸酒精对合金组织进行腐蚀,使用SOPTOP IE500M金相显微镜观察光学显微组织;使用蔡司Gemini 300扫描电镜对合金试样进行SEM组织观察和EDS元素分析相成分,采用FEI-TALOS-F200X透射电镜对试样进行TEM/HRTEM组织观察分析。根据GB/T 5154-2022对制备的合金铸锭切割得到标准拉伸试样,图2为拉伸试样示意图,使用WDW-5万能拉伸试验机测试其力学性能,拉伸速率为0.1 mm/min。

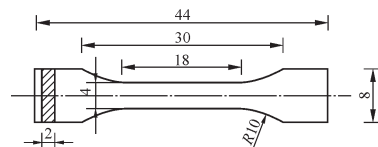


图2 合金拉伸试样尺寸示意图

Fig.2 Schematic diagram of tensile specimen dimension

2 试验结果与讨论

2.1 组织分析

图3为不同成分的Mg-Zn-Ce合金在T6热处理前后的显微组织。由图3a和图3b可知,ZC502合金平均晶粒尺寸约为107 μm,晶界处存在网状第二相MgZn,并附着一些Ce原子,形成了少量杆状的Mg₁₂Ce相(见图3a矩形对应的右上角放大图标出);而经T6处理后,ZC502-T6合金晶界处第二相消失,显微组织明显粗大(图3b中红色虚线圈标出),平均尺寸约为310 μm,并且晶界处发生了重溶,形成了小尺寸的亚晶晶粒(见图3b中黑色虚线圈),平均尺寸约为55 μm。另外,T6热处理还使合金晶粒内部析出了沿一定位向析出的层片状析出相(图3b中黄色虚线圈),经测量其相与相之间

的析出角度平均为 130° 左右(见图3b中白色箭头)。由图3c和图3d可知,ZC703合金晶粒尺寸约为 $106\ \mu\text{m}$,合金晶界处仍为网状的MgZn相,其附近存在杆状 Mg_{12}Ce 相。经T6处理后,ZC703-T6合金晶界处存在晶界析出,晶粒尺寸约为 $110\ \mu\text{m}$,晶粒粗化程度较小,组织中仍有层片状的析出相析出,但是尺寸和密度明显减小。经过晶粒尺寸对比发现,ZC502合金晶粒经T6处理后明显粗化,ZC703合金晶粒经T6处理后粗化不明显,这可能是由于当高固溶温度使晶界移动发生

晶粒粗化时,Zn原子会吸附在晶界上,随着晶界一起移动。Zn原子的扩散速度跟不上晶界移动速度,Zn原子就会对晶界产生拖曳作用^[20],Zn含量越高,对晶界拖曳的作用越强,晶粒粗化越不明显。由于Zn在Mg中的最大固溶度是6.2%,因此Zn含量低于6.2%的Mg-Zn合金,Zn溶质原子对晶界的拖曳作用小,固溶处理使其晶粒明显粗化,但当Zn含量高于6.2%时,Zn溶质原子对晶界的拖曳作用显著增强,固溶处理使其晶粒粗化不明显。

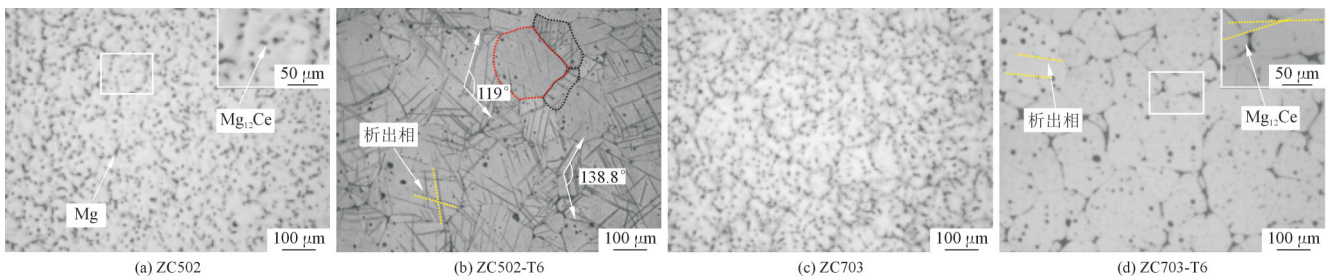


图3 不同成分的Mg-Zn-Ce合金在T6热处理前后的显微组织

Fig.3 Microstructure of Mg-Zn-Ce alloys with different compositions before and after T6 heat treatment

图4为T6处理后ZC502-T6合金组织中层片状析出相的OM组织及相应的SEM和EDS能谱分析。在图4a中,层片状析出相在晶内沿一定位向析出,对其进行SEM组织观察,发现其是由大量纳米级尺寸的点状析出相聚集形成的析出束,见图4b。对析出束进行

EDS能谱分析,观察到该点状相是Mg-Zn二元相,见图4c~图4e。大量点状相按一定位向偏聚析出,形成层片状的析出束,析出束之间相互交错形成雪花状形貌。另外,还在析出束附近发现微米级的 Mg_{12}Ce 相,见图4e,该相与析出束呈一定角度。

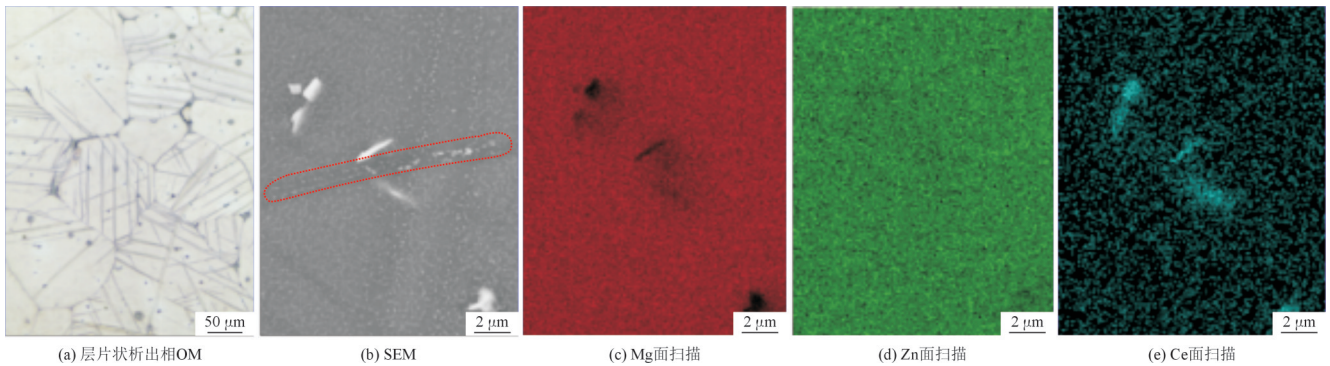


图4 T6处理后ZC502-T6合金组织中层片状析出相的OM组织及相应的SEM图、EDS能谱图

Fig.4 OM, SEM images and EDS results of lamellar precipitates in ZC502-T6 alloy after T6 treatment

图5为ZC502-T6合金中点状析出相TEM形貌和能谱分析图。由图5b发现,点状析出相由Mg、Zn和少量Ce元素组成,结合图4中 Mg_{12}Ce 相与析出束的分布情况可以推测,Ce在一定程度上影响了Mg-Zn二元相的析出,其可以作为析出相的形核位点,增加析出相的形核率。

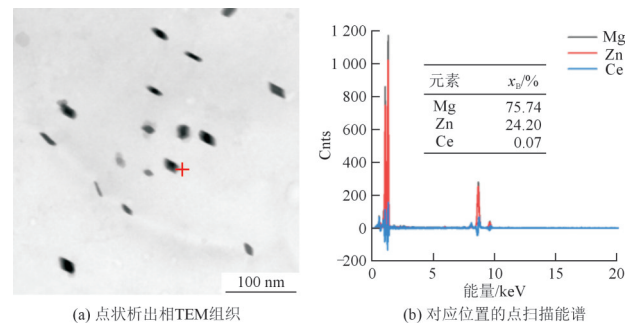


图5 ZC502-T6合金中点状析出相TEM和能谱分析图

Fig.5 TEM image and energy spectrum analysis of punctate precipitates in ZC502-T6 alloy

图6为ZC502-T6合金中析出相的HRTEM图和相应位置的FFT/IFFT变换图。根据图6a可知,析出相有两种形态:近六角形的 β_1 相和短棒状的 β_2 相,对这两种相之间的界面进行FFT变换,见图6b,可以

发现 β_1 相和 β_2 相具有共格关系,仅在 β_1 的 $(11\bar{1}2)$ 面和 β_2 的 $(20\bar{2}2)$ 面上存在 12.6° 的角度差,其共格关系可描述为 $[\bar{2}021]_{\beta_1} // [01\bar{1}0]_{\beta_2}$, $(10\bar{1}2)_{\beta_1} // (10\bar{1}4)_{\beta_2}$ 。有研究认为^[21], β_1 相为 (0001) Mg晶面的G.P.区,与Mg基体具有完全的共格关系, β_2 相的结构与MgZn₂相类似,判断其为MgZn₂相。对 $(1\bar{1}0\bar{2})_{\beta_1} // (01\bar{1}\bar{1})_{\beta_2}$

的晶面进行IFFT变换,见图6c,也可以观察到两种相之间的共格关系,且 β_2 相内部比 β_1 相内部具有更多的位错和层错缺陷。对Mg基体进行FFT变换,见图6d,发现 β_2 析出相与基体之间同样存在共格关系,这种关系可以被描述为 $[0\bar{1}10]_{\text{Mg}} // [01\bar{1}0]_{\beta_2}$, $(10\bar{1}2)_{\text{Mg}} // (10\bar{1}4)_{\beta_2}$ 。

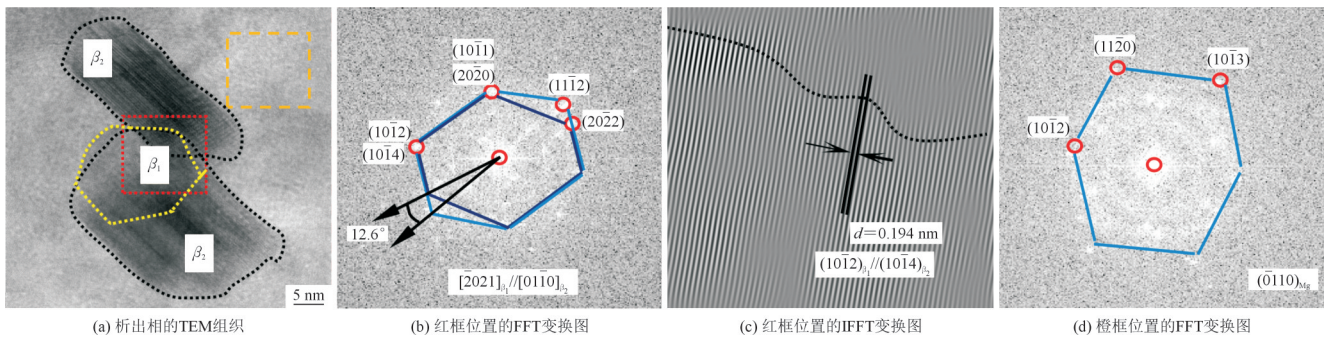


图6 ZC502-T6合金中析出相的TEM组织和相应位置的FFT/IFFT变换图

Fig.6 TEM images and corresponding FFT/IFFT transform images of precipitates in ZC502-T6 alloy

图7为ZC703合金组织中微米级Mg₁₂Ce相的TEM明暗场相、相应的能谱元素分析图及电子衍射图像。从图7b~图7d可知,析出相上主要分布着Mg和Ce元素,其附近形成了大量位错以及位错团,且位错团下的点状相上分布着Zn元素,这说明Mg₁₂Ce相在基体上形成了应力集中,间接为MgZn₂相提供了形核位点,促进点状析出相的析出密度。在图7a中Mg和Mg₁₂Ce相对应位置的电子衍射图像(见图7e和图7f)显示,Mg₁₂Ce与Mg基体具有部分共格关系,描述为 $(000\bar{2})_{\text{Mg}} // (1\bar{1}\bar{1}2)_{\text{Mg}_{12}\text{Ce}}$, $[21\bar{3}0]_{\text{Mg}} // [\bar{3}51]_{\text{Mg}_{12}\text{Ce}}$ 。

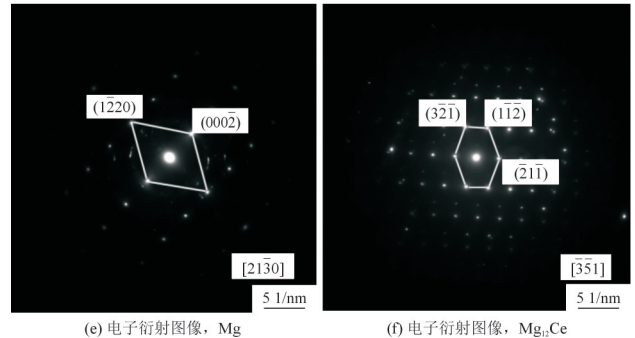
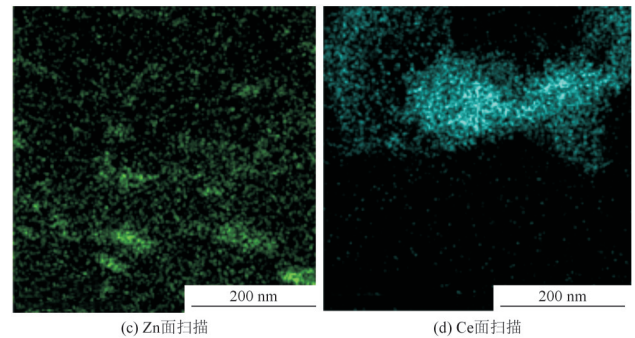
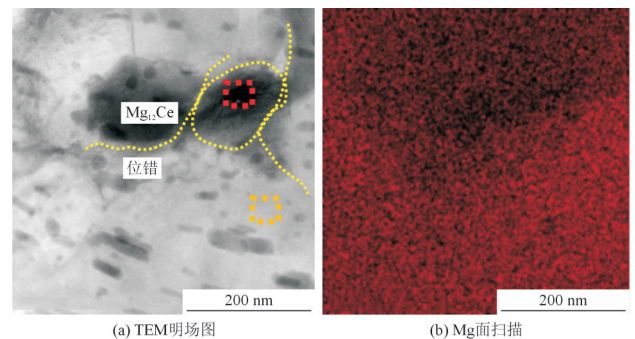


图7 Mg₁₂Ce相的TEM明场图和相应的能谱元素分布图、电子衍射图像

Fig.7 TEM bright-field image, corresponding EDS mapping and electron diffraction patterns of Mg₁₂Ce phase

图8为ZC703合金中MgZnCe相TEM图像和能谱分析结果。对图8a中对应位置进行高分辨TEM观察和FFT变换,发现Mg和MgZnCe在一定晶面上具有完全共格关系,共格晶面为 $(11\bar{2}0)_{\text{Mg}} // (02\bar{2}\bar{2})_{\text{MgZnCe}}$;共格晶向为高指数晶向 $[5\bar{5}0\bar{2}]_{\text{Mg}} // [\bar{8}171]_{\text{MgZnCe}}$,这类晶向的原子密度较低,表面能较高。高指数晶向的生长速率受动力学影响大,可以通过调控生长条件,诱导材料沿高指数晶向择优生长,进而形成纳米棒、纳米线等特殊形貌^[22]。

图9为T6处理后ZC502-T6合金和ZC703-T6合金组织中MgZn₂析出相分布的TEM组织图及析出相尺寸和体积分数分布图。ZC502-T6合金析出相呈短棒状或点状,析出相尺寸范围为2~30 nm,经测量其平均晶粒尺寸为16.87 nm,体积分数为2.939%。ZC703-T6合金中的析出相多呈棒状,析出相尺寸范围为1~70 nm,数量明显增加,经测量,平均晶粒尺寸为21 nm,体积分数为18.116%。观察和测量结果表

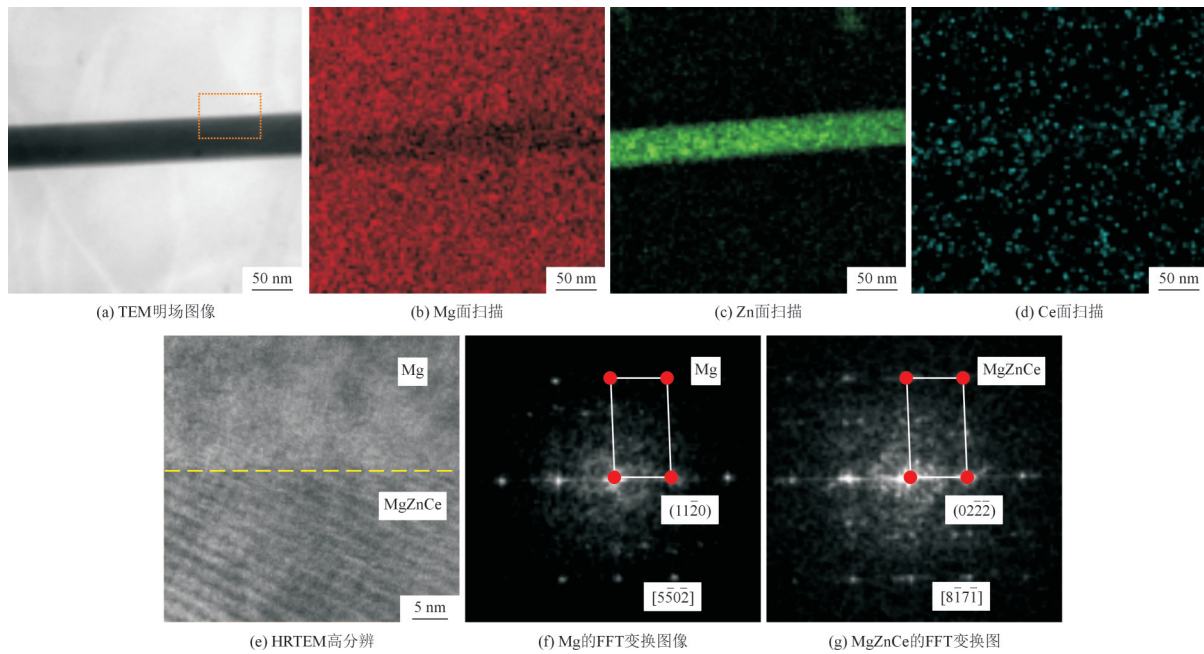


图8 ZC703合金中MgZnCe相TEM图像及能谱分布图、高分辨图像及对应位置的FFT变换图像
Fig.8 TEM, EDS, HRTEM and corresponding FFT transformation images of MgZnCe phase in ZC703 alloy

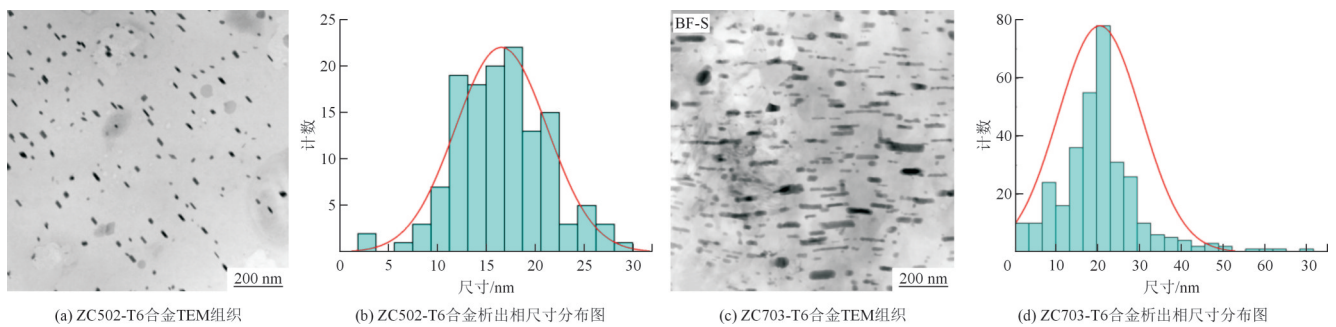


图9 T6处理后合金析出相分布的TEM组织图及相应的析出相尺寸分布图

Fig. 9 TEM images of precipitate distribution and corresponding precipitate size distribution of alloys after T6 treatment

明,ZC703-T6合金相比于ZC502-T6合金析出相尺寸增大,体积分数增加,这表明Zn含量增加不仅会使析出相体积分数增加,还会使析出相尺寸增大。有研究认为^[23],较低的晶格错配度会降低析出相的形核阻力,促使析出相高密度析出,因此推测Zn含量的增加可以降低Mg-Zn合金中析出相与基体间的晶格错配度。

2.2 力学性能

图10为ZC502和ZC703合金在T6热处理前后的应力-应变曲线及对应的力学性能。综合分析可知,ZC703合金的综合力学性能显然比ZC502合金的好,这表明Zn含量的增加会显著提高Mg-Zn合金的力学性能,而Ce的加入又可以弥补Zn含量增加带来的伸长率的降低。图3中的晶粒尺寸测量结果表明,固溶处理使ZC502合金组织明显粗化,对于ZC703合金组织粗化不明显,而时效处理使合金组织中的MgZn₂相

大量析出,因此T6热处理后,ZC502合金的强度和伸长率都明显降低,ZC703合金的强度和伸长率都有所增加。根据图9中析出相尺寸与体积分数的测量结果可知,Zn含量越高,析出相尺寸越大,体积分数越高,这说明高Zn含量降低了析出相与基体间的晶格错配度,降低了MgZn₂的形核阻力。因此在晶粒不粗化的前提下,纳米级MgZn₂共格析出相高密度析出,使ZC703合金的强度和伸长率相较于ZC502合金大幅提高。

另外,热处理使Mg-Zn二元相相变的过程中,Ce在Mg基体中容易与Zn发生共偏析,由此Ce作为MgZn₂相的形核位点,提高析出相的形核率。同时Ce还在析出相MgZn₂形成的过程中影响其原子堆垛次序,在析出相结构中形成位错层错等缺陷,增加析出相的变形阻力,进而提高合金的力学性能。

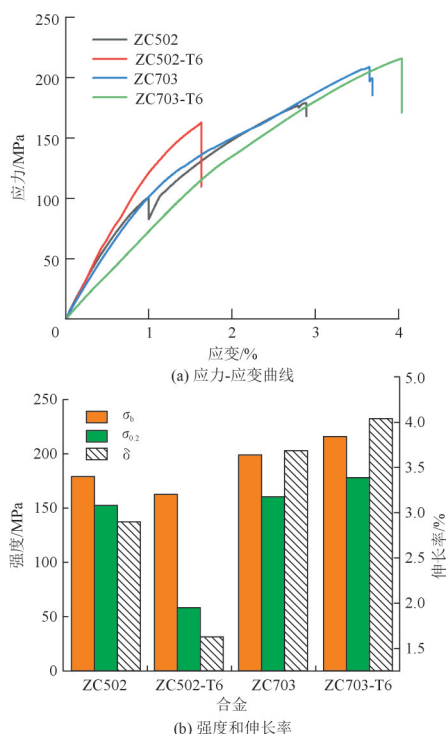


图10 T6热处理前后ZC502和ZC703合金的应力-应变曲线及对应的力学性能

Fig.10 Stress-strain curves and corresponding mechanical properties of ZC502 and ZC703 alloys before and after T6 heat treatment

2.3 T6热处理影响机理分析

T6热处理包括固溶处理和时效处理两个阶段。固溶处理使溶质原子溶入基体形成过饱和固溶体,溶质原子会占据基体晶格中的间隙位置或者置换溶剂原子的位置,产生固溶强化作用。但是对于Mg-Zn合金,固溶处理会使晶界发生移动,Zn的移动速度比晶界慢,容易导致晶粒粗化,因此固溶强化效果比较差。当时效处理时,过饱和固溶体中的Zn原子会以细小析出相的形式从基体中析出。这些析出相与基体具有共格、半共格或者非共格的界面关系。位错要通过这些析出相,就要克服较大的阻力,进而产生时效强化作用。根据Orowan理论,析出相通常以位错切过和绕过机制来强化基体合金,这两种机制之间转换的析出相临界尺寸公式为^[24-25]:

$$\frac{d_c}{\ln\left(\frac{d_c}{2b}\right)} = 0.209 \frac{Gb^2}{K\gamma} \quad (1)$$

式中, d_c 为析出相的临界转换尺寸; b 为柏氏向量(等于Mg的晶格常数0.321 nm); G 为Mg基体剪切模量(16.5 GPa); K 为泊松比 ν 的表达式, $\frac{1}{K} = \frac{1}{2}\left(1 + \frac{1}{1-\nu}\right)$,式中, $\nu=0.3$; γ 为理想共格析出相与基体间的界面能,0.02 J/m²。经计算,临界转换尺寸

约为68 nm。根据图6b和图6c可知,这两种合金的析出相平均尺寸分别为16.87 nm和21 nm,小于位错绕过切过的临界转换尺寸68 nm,这说明析出相以位错切过机制来强化基体。

在位错切过机制下,主要有共格应变强化和化学(表面能)强化,两种强化作用转换的临界共格应变值(e_c)为^[24]:

$$e_c = \frac{1.1^{\frac{2}{3}}}{\beta^{\frac{2}{3}} A^{\frac{1}{2}}} \times \frac{\gamma}{Gb} \quad (2)$$

式中, β 为位错常数,刃位错=2,螺位错=1; A 为位错线张力函数, $A = \frac{1}{2\pi K} \ln\left(\frac{d}{2b}\right)$ 。由于共格应变强化和化学作用强化转换的临界析出相尺寸一般在10 nm左右,经计算,临界共格应变值约为0.12。

测量的合金MgZn₂析出相尺寸(16.87 nm和21 nm)>10 nm,说明MgZn₂共格析出相对合金起主要强化作用的是化学作用强化,将测量的析出相尺寸代入化学强化作用公式为^[24]:

$$Y_{sp} = \frac{2.2}{\sqrt{2AG}} \times \frac{\gamma^{\frac{3}{2}} d^{\frac{1}{2}} f^{\frac{1}{2}}}{b^2} \quad (3)$$

式中, $d_{ZC502}=16.87$ nm; $f_{ZC502-T6}=0.029$ 39; $d_{ZC703-T6}=21$ nm; $f_{ZC703-T6}=0.181$ 16。

根据计算结果可知,对于ZC502合金,T6处理产生的共格析出相对合金屈服强度的增量为8.56 MPa;对于ZC703合金,T6处理产生的共格析出相对合金屈服强度的增量为23.07 MPa。

根据力学性能测试结果可知,ZC502合金经热处理后强度变差、伸长率降低,这可能是因为固溶处理使晶粒尺寸明显粗化,并且晶界处的亚晶晶粒与大尺寸晶粒间的界面连接不稳定,会显著降低合金的综合力学性能。ZC502-T6比ZC502合金屈服强度实际降低了94.15 MPa,而计算的屈服强度增量只有8.56 MPa,这说明其晶粒的严重粗化抵消了共格析出相的增强作用,并恶合金的力学性能。但ZC703合金的抗拉强度在T6处理后提高至215.95 MPa,屈服强度达到177.87 MPa,伸长率增加到4.04%。这是由于其晶粒尺寸变化不大,而时效处理产生了较好的时效强化效果,组织中的大量共格析出相为合金强度和塑性的增加作了主要贡献。ZC703-T6比ZC703合金的屈服强度实际增加了17.01 MPa,计算得到的共格析出相对ZC703合金屈服强度的增量为23.07 MPa,贡献率达100%(存在测量和计算误差)。同时,在晶粒稍微粗化的前提下,ZC703-T6合金的伸长率仍有增加,这表明

共格析出相在增强镁合金强度和伸长率方面的重要性。因此对于不同Zn含量的Mg-Zn合金,合适的T6处理可以使高Zn含量的Mg-Zn-Ce合金在提高强度的同时提升其塑性。

3 结 论

(1) T6热处理中的固溶处理会粗化ZC502合金的晶粒尺寸,并恶化其综合力学性能;对于ZC703合金来说,T6热处理中的时效处理会增加其抗拉强度、屈服强度和伸长率,因此对于Mg-Zn合金来说,需要根据Zn含量制定合适的热处理工艺。

(2) 由于Zn含量较高,以及Ce含量增加的原因,T6处理前后,ZC703合金的强度和伸长率比ZC502合金的高,这是因为Zn含量增加提升了共格析出相的体积分数,Ce的增加使组织中产生更多 $Mg_{12}Ce$ 相,可以为 $MgZn_2$ 和 $MgZnCe$ 相提供形核位点,更加促进析出相大量析出。

(3) ZC502比ZC502-T6合金屈服强度降低了9.59 MPa,这说明固溶处理导致的晶粒粗化抵消了时效析出共格析出相的增强作用。ZC703比ZC703-T6合金的屈服强度实际增加了17.01 MPa,计算得到的共格析出相对屈服强度的增强强度为23.07 MPa,贡献率达100%。这说明通过利用共格析出相对Mg-Zn合金进行力学性能优化是可行的。

参 考 文 献

- [1] ZHANG J B, TONG L B, XU C, et al. Influence of Ca-Ce/La synergistic alloying on the microstructure and mechanical properties of extruded Mg-Zn alloy [J]. *Materials Science and Engineering*, 2017, A708: 11-20.
- [2] BOEHLERT C J, KNITTEL K. The microstructure, tensile properties, and creep behavior of Mg-Zn alloys containing 0~4.4% Zn [J]. *Materials Science and Engineering*, 2006, A417 (1-2): 315-321.
- [3] LÜ S H, YANG Q, LÜ X M, et al. Intermetallic phases and mechanical properties of a Mg-8Zn-6Al-1Sm casting alloy [J]. *Materials Science and Engineering*, 2022, A852: 143 719.
- [4] MEHRAB L, CHANGIZ D, MASSOUD E, et al. In-vitro corrosion behavior of the cast and extruded biodegradable Mg-Zn-Cu alloys in simulated body fluid (SBF) [J]. *Journal of Magnesium and Alloys*, 2021, 9(6): 2 078-2 096.
- [5] LIN X P, KUO Y, WANG L, et al. Refinement and strengthening mechanism of Mg-Zn-Cu-Zr-Ca alloy solidified under extremely high pressure [J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2021, 31(6): 1 587-1 598.
- [6] HOU C H, QI F G, YE Z S, et al. Effects of Mn addition on the microstructure and mechanical properties of Mg-Zn-Sn alloys [J]. *Materials Science and Engineering*, 2020, A774: 138 933.
- [7] LI Y S, WANG J H, XU R, et al. The microstructure and mechanical properties of nanocrystalline Mg-Zn-Y alloy achieved by a combination of aging and high pressure torsion [J]. *Vacuum*, 2020, 178: 109 396.
- [8] WANG X, DU Y Z, LIU D J, et al. Significant improvement in mechanical properties of Mg-Zn-La alloy by minor Ca addition [J]. *Materials Characterization*, 2020, 160: 110 130.
- [9] TIAN Y, HUANG H, YUAN G Y, et al. Nanoscale icosahedral quasicrystal phase precipitation mechanism during annealing for Mg-Zn-Gd-based alloys [J]. *Materials Letters*, 2014, 130: 236-239.
- [10] BAZHENOV V, LI A, ROGACHEV S, et al. Structure and mechanical properties of hot-extruded Mg-Y-Zn-Mn biodegradable alloys [J]. *Materials Today Communications*, 2024, 40: 110 166.
- [11] TANG W N, PARK S S, YOU B S, et al. Effect of the Zn content on the microstructure and mechanical properties of indirect-extruded Mg-5Sn-xZn alloys [J]. *Materials & Design*, 2011, 32(6): 3 537-3 543.
- [12] QIAN X Y, DONG Z H, JIANG B, et al. Influence of alloying element segregation at grain boundary on the microstructure and mechanical properties of Mg-Zn alloy [J]. *Materials & Design*, 2022, 224: 111 322.
- [13] DU Y Z, LIU D J, GE Y F. Effects of Ce addition on mechanical and corrosion properties of the as-extruded Mg-Zn-Ca alloy [J]. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2021, 30: 488-496.
- [14] LI S B, YANG X Y, HOU J T, et al. A review on thermal conductivity of magnesium and its alloys [J]. *Journal of Magnesium and Alloys*, 2020, 8(1): 78-90.
- [15] HAN X Z, CHENG Z Z, ZHANG G L, et al. Study on microstructure and strengthening sources of as-cast Mg-Zn-RE-Zr alloy during heat treatments [J]. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2022, 32(6): 2 552-2 560.
- [16] LANGELIER B, SHA G, KORINEK A, et al. The effects of microalloying on the precipitate microstructure at grain boundary regions in an Mg-Zn-based alloy [J]. *Materials & Design*, 2017, 119: 290-296.
- [17] LI Y G, GUO F, WANG Y W, et al. Quantitative analysis of rare earth elements in Mg-Zn-RE (Ce, Y, Gd)-Zr alloy [J]. *Materials Research Express*, 2022, 9(4): 046 518.
- [18] HUANG X S, SUZUKI K, CHINO Y. Static recrystallization behavior of hot-rolled Mg-Zn-Ce magnesium alloy sheet [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2017, 724(17): 981-990.
- [19] SUNG H P, YOU B S, RAJA K, et al. Effects of extrusion parameters on the microstructure and mechanical properties of Mg-Zn-(Mn)-Ce/Gd alloys [J]. *Materials Science and Engineering*, 2014, A598: 396-406.
- [20] LVCKE K, DETERT K. A quantitative theory of grain-boundary motion and recrystallization in metals in the presence of impurities [J]. *Acta Metall.*, 1957(5): 628-637.
- [21] BUHA J. Reduced temperature (22~100 °C) ageing of an Mg-Zn alloy [J]. *Materials Science and Engineering*, 2008, A492(1): 11-19.
- [22] HUANG L L, LIU M H, LIN H X, et al. Shape regulation of high-index facet nanoparticles by dealloying. [J]. *Science*, 2019, 365 (6 458): 1 159-1 163.
- [23] JIANG S H, WANG H, WU Y, et al. Ultrastrong steel via minimal lattice misfit and high-density nanoprecipitation [J]. *Nature*, 2017, 544(7 651): 460-464.
- [24] 刘文庆,朱晓勇,钟柳明,等.微合金钢中第二相临界转变尺寸的研究 [J]. *金属学报*, 2011, 47(8): 1 094-1 098.
- [25] 雍岐龙,钢铁材料中的第二相 [M].北京:冶金工业出版社,2006.

(编辑:张正贺)