https://doi.org/10.12677/ms.2018.84035

Study on Microstructure and Mechanical Properties of Mg-xZn-5Al Magnesium Alloy

Tuo Zhang, Zhiyong You*, Jinglei Gao, Aoxue Jiang, Jinshan Zhang

College of Materials Science and Engineering, Taiyuan University of Technology, Taiyuan Shanxi Email: chad20081576@126.com, *youzhiy1486@163.com

Received: Mar. 28th, 2018; accepted: Apr. 19th, 2018; published: Apr. 26th, 2018

Abstract

Mg-xZn-5Al (x=5, 8, 11, 14 wt.%) Magnesium alloy was prepared by the sub-rapid solidification method. The effect of Zn content on the microstructure and mechanical properties of the alloy was investigated by OM, XRD, SEM and universal tensile testing machine. The results show that the microstructure of the experimental alloy is mainly changed from α -Mg + Mg₃₂(Al, Zn)₄₉ to α -Mg + Mg₃₂(Al, Zn)₄₉ + MgZn with the increase of Zn content. The comprehensive mechanical properties of magnesium alloys which contained 11% content magnesium is best in this experiment, ultimate tensile strength and elongation of the alloy at peak hardness reach 120 MPa,186 MPa and 6.4% at room temperature, respectively. The tensile fracture mode is the mixed fracture mode consisting of the quasi-cleavage fracture and the local ductile fracture.

Keywords

High Zinc Magnesium Alloy, Zn Content, Microstructure, Mechanical Properties

Mg-xZn-5Al镁合金显微组织及力学性能的研究

张 拓,游志勇*,高晶磊,蒋傲雪,张金山

太原理工大学材料科学与工程学院, 山西 太原 Email: chad20081576@126.com, youzhiy1486@163.com

收稿日期: 2018年3月28日; 录用日期: 2018年4月19日; 发布日期: 2018年4月26日

摘要

采用亚快速凝固方法制备Mg-xZn-5Al (x=5,8,11,14 wt%)镁合金,并利用OM、XRD、SEM和万能拉伸

*通讯作者。

文章引用: 张拓, 游志勇, 高晶磊, 蒋傲雪, 张金山. Mg-xZn-5AI 镁合金显微组织及力学性能的研究[J]. 材料科学, 2018, 8(4): 315-323. DOI: 10.12677/ms.2018.84035

试验机等手段研究了Zn含量的变化对合金的显微组织和力学性能的影响。结果表明,随着Zn含量的增加,实验合金显微组织主要由 α -Mg + Mg $_{32}$ (Al,Zn) $_{49}$ 转变为 α -Mg + Mg $_{32}$ (Al,Zn) $_{49}$ + MgZn; 抗拉强度和伸长率均呈现先增加后减小的趋势,屈服强度不断增加,当Zn含量为11%时,合金综合性能最佳,室温屈服强度、抗拉强度和延伸率分别为120 MPa、186 MPa和6.1%。其拉伸断裂方式为由准解理断裂与局部韧性断裂的混合断裂方式。

关键词

高锌镁合金,Zn含量,显微组织,力学性能

Copyright © 2018 by authors and Hans Publishers Inc.

This work is licensed under the Creative Commons Attribution International License (CC BY).

http://creativecommons.org/licenses/by/4.0/



Open Access

1. 引言

镁合金是目前应用最轻的金属结构材料之一,具有铸造和加工性能好、室温强度稳定、成本低等优 点,广泛的应用于交通、3C产品和航空航天等领域[1]。但是传统的 Mg-Al 镁合金中,高 Al (5%~10%) 低 Zn (0.2%~3%), 如 AZ91、AZ81、AZ63 等,由于存在稳定性较低的 β-Mg₁₇Al₁₂相,导致 AZ 系镁合金 的高温力学性能较差,限制了该合金系的推广发展[2]。近来发展出了一些新的镁合金,如 AE 系、ZC 系 合金等,但是其成本高和成形性能不甚理想,难以大规模应用。高锌镁合金是一种很有前途的耐热镁合金 [3]。该系合金的高温抗蠕变机理主要在于通过增加 Zn 含量和控制 Zn/Al 比在合金中形成 Mg₃₂(Al,Zn)49 或 MgZn 等高熔点相,同时降低高温环境下稳定性较低的 Mg₁₇Al₁₂含量[4] [5];提高 Zn 的含量可以降低 合金的熔点,从而降低熔炼镁合金所必须的过热温度,同时也能降低 Mg-Zn-Al 三元合金的液相线温度; 高锌镁合金密度大, RJ-2 溶剂可覆盖在镁合金液表面, 有效防止熔炼过程中氧化; 姚三九[6]发现 Al 含 量为 5%时,材料的强度、塑性和硬度达到最佳组合。镁合金中添加 0.2% Mn 元素可与 Al 和杂质 Fe 形 成 Al-Mn-Fe 金属间化合物而改善合金的抗腐蚀性,并细化合金的显微组织[7]。低速平衡凝固过程中, 合金在整个体积或界面局域形成平衡组织,而在亚快速凝固或快速凝固过程中,凝固速率很高,固液相 线温度发生明显变化,合金在整个体积完全失稳,易形成亚稳组织。Mg-Zn-Al 三元合金在 343℃附近会 发生 $L\rightarrow \alpha$ -Mg + Al₂Mg₅Zn₂二元共晶反应,而亚稳准晶相 Al₂Mg₅Zn₂容易发生准包晶反应转化为 Mg₃₂(Al, $Zn)_{49}$ 相。提高合金液凝固速率,促使原位自生出更多的亚稳准晶相 $Al_2Mg_5Zn_2$,可增强高锌镁合金的力 学性能。本文将研究不同 Zn 含量对 Mg-Zn-Al 高锌镁合金铸态显微组织和力学性能影响,为低成本高强 耐热镁合金的研究与开发提供一定的理论依据。

2. 试验方法

试验所用原料为纯 Mg (99.99%)、纯 Al (99.99%)、纯 Zn (99.98%)、纯 Mn (99.95%)。配料时考虑合金的烧损和实收率,试验合金成分见表 1。试验合金采用 SG2-5-12 井式坩埚电阻炉熔炼,KSW-3-11 型恒温控制箱控温,熔炼过程中采用 RJ-2 熔剂保护。坩埚、扒渣勺、搅拌棒等浇铸工具提前预热到 200℃左右,刷好涂层,烘干待用。将预热后去掉氧化皮的纯镁锭放入加热至 500℃的坩埚中,表面均匀撒一层覆盖剂。通入 SF₆ + CO₂ 的混合气体保护。待 Mg 锭熔化后,至 720℃依次加入 Zn、Al 和 Mn,温度升至 750℃精炼、除渣、搅拌,静置 $10\sim15$ min,710℃时浇入预热至 200℃铜模具内,冷却后获得合金铸锭。

Table 1. Chemical composition of test alloys (wt%) 表1. 试验合金的化学成分(质量分数%)

合金号	Zn	Al	Mn	Mg
1#ZA55	4.95	5.01	0.18	Bal
2#ZA85	7.93	4.92	0.17	Bal
3#ZA115	11.02	4.99	0.22	Bal
4#ZA145	14.11	5.06	0.21	Bal

铸态试样采用 4%硝酸酒精溶液进行腐蚀,在金相显微镜、电子扫描显微镜上观察组织形貌,并采用 X 射线衍射仪分析合金相组成,采用 DNS100 型电子万能试验机进行合金铸态力学性能测试,拉伸速率 为 0.5 mm/min,拉伸试样标距部位尺寸 18 mm×4 mm×2 mm,每组三个试样,结果取其平均值,并用扫描电镜观察拉伸后的断口形貌。

3. 实验结果与分析

3.1. 显微组织及分析

图 1 为不同 Zn 含量的 Mg-Zn-Al 合金的 XRD 图谱。可看出,Mg-xZn-5Al 合金中除了 α -Mg 相外,主要化合物相为 τ -Mg₃₂(Al, Zn)₄₉ 和 ε -MgZn。由于合金成分的变化和 τ 相中 Al 和 Zn 的原子比有多种可能性,因此 τ 相的构成也发生变化,导致其峰值会偏移。这四种成分的 Mg-Zn-Al 合金均含有 τ -Mg₃₂(Al,Zn)₄₉相,当合金中 Zn 含量较高时, ε -MgZn 相的峰值较明显。综合 XRD 图谱的情况可得到几种相组成,分别为: ZA55、ZA85 合金 α -Mg + τ -Mg₃₂(Al, Zn)₄₉,ZA115、ZA145 合金 α -Mg + τ -Mg₃₂(Al, Zn)₄₉+ ε -MgZn。

图 2 为 Mg-xZn-5Al 合金的铸态显微组织,合金的铸态组织由灰白色 α -Mg 和黑色第二相所组成,大部分第二相均匀分布在晶界处,少量的以颗粒状或块状分布在晶界和枝晶间,具有典型的铸态组织特征。随着合金中 Zn 含量的增加,合金中的化合物相逐渐增多,形态也越来越粗大;组织中第二相分布也更均匀,形成空间网状结构,几乎将晶粒完全分割。结合 XRD 图谱分析可得,图 2(a)和图 2(b)中化合物相主要是 τ -Mg₃₂(Al,Zn)₄₉相,图 2(a)显示的共晶相数量较少,晶粒内部弥散颗粒较多;图 2(b)合金组织中第二相略微增多;与图 2(a)和图 2(b)相比,图 2(c)中合金组织初生相尺寸较小,晶粒进一步细化,共晶相 ε -MgZn 数量大幅增加,且由断续状转变为连续网状分布;图 2(d) ε -MgZn 含量进一步增多,枝晶结构也变得粗糙,晶界更厚实。

基于 Mg-Zn-Al 三元相图[8],并结合杨明波等[9]的研究结果分析可推断,ZA55 合金在 360℃附近,理论上将会发生 L→ α -Mg + Mg₃₂(Al, Zn)₄₉ + Mg₁₇Al₁₂三元共晶反应,但是在 XRD 图谱中并没有发现 Mg₁₇Al₁₂相的存在,出现这种情况的原因可能在于 Mg₁₇Al₁₂相的体积分数较低,衍射峰强度较低,无法有效检测到;ZA85 合金在 343℃附近,首先会发生 L₁→ α -Mg + Al₂Mg₅Zn₂二元共晶反应,然后发生 L₂ + Al₂Mg₅Zn₂→ α -Mg + Mg₃₂(Al, Zn)₄₉准包晶反应和 L₃→ α -Mg + Mg₃₂(Al, Zn)₄₉ 共晶反应。如果 Al₂Mg₅Zn₂数量较少,在三元准包晶反应中被消耗完,在 XRD 图谱中并不能检测到 Al₂Mg₅Zn₂相,而只有 Mg₃₂(Al,Zn)₄₉相。ZA115 和 ZA145 合金在 330℃附近时,直接发生 L→ α -Mg + Mg₃₂(Al,Zn)₄₉ + MgZn 三元共晶反应。凝固初期,除了形成 Mg₃₂(Al,Zn)₄₉相,多余的 Zn 元素由于在 Mg 中的固溶度较低,会向液体中扩散,从而形成 MgZn 相,在初生 α -Mg 树枝晶前沿聚集,形成成分过冷,抑制了初生 α -Mg 颗粒的长大,结晶温度区间较大,且流动性差,溶质元素较易聚集,导致出现局部的成分偏析,形成了粗大的 MgZn 共晶相。由此可见,Zn、Al 元素的含量以及 Zn/Al 质量比,对 Mg-Zn-Al 系镁合金第二相的数量、分布和类型都有着很大的影响。

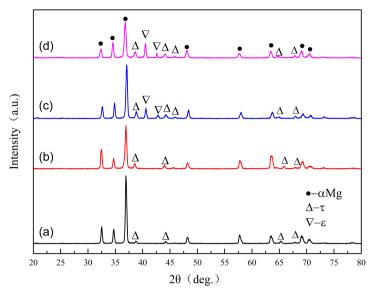


Figure 1. XRD diffraction patterns of Mg-Zn-Al alloys with different Zn contents. (a) Mg-5Zn-5Al; (b) Mg-8Zn-5Al; (c) Mg-11Zn-5Al; (d) Mg-14Zn-5Al

图 1. 不同 Zn 含量的 Mg-Zn-Al 合金的 XRD 图谱。(a) Mg-5Zn-5Al;(b) Mg-8Zn-5Al;(c) Mg-11Zn-5Al;(d) Mg-14Zn-5Al

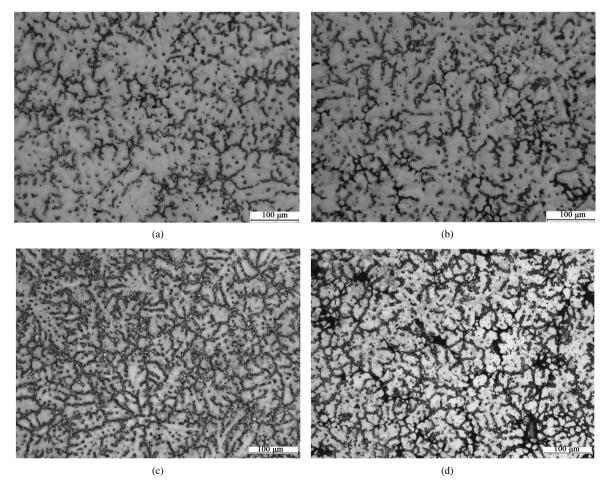


Figure 2. Microstructures of Mg-xZn-5Al alloys. (a) Mg-5Zn-5Al; (b) Mg-8Zn-5Al; (c) Mg-11Zn-5Al; (d) Mg-14Zn-5Al 图 2. Mg-xZn-5Al 合金的显微组织。(a) Mg-5Zn-5Al; (b) Mg-8Zn-5Al; (c) Mg-11Zn-5Al; (d) Mg-14Zn-5Al

为了进一步观察共晶组织的形貌特点,分别对试验合金进行了 SEM 分析(如图 3)。试验合金铸态组织中的第二相大多呈半连续网状,少数呈颗粒状或块状。EDS 分析结果表明: Zn 与 Al 质量比小于 2 的实验合金中的骨骼状、颗粒状和块状第二相基本为 $Mg_{32}(Al, Zn)_{49}$ 相,但还有极少量其他第二相(图 3(a)和图 3(b));而 Zn 与 Al 质量比大于 2 的实验合金中的骨骼状第二相为 MgZn 相、少部分骨骼状、颗粒状和块状第二相为 $Mg_{32}(Al, Zn)_{49}$ 相(图 4(c)和图 4(d))。观察这些共晶相的形貌可知,共晶相主要沉积于 α -Mg 晶界上,呈白色并具有黑色轮廓,这是典型的离异共晶组织。这是由于 α -Mg 是密排六方的晶体结构,导致合金元素较难溶入基体中,容易发生非平衡凝固而形成离异共晶体组织。

图 4 为图 3(a)中区域 A 显微组织的 EDS 分析结果, $Mg_{32}(Al,Zn)_{49}$ 主要以颗粒状或块状分布于晶粒内部和晶界上(Spectrum 1)。尽管 XRD 分析没有在 ZA55 合金中检测到 φ -Al $_2$ Mg $_5$ Zn $_2$ 相的存在,但 EDS 结果却发现在该合金中某些区域存在少量 φ -Al $_2$ Mg $_5$ Zn $_2$ 相(Spectrum 2)。除此外还有极少量的 Mg_{51} Zn $_2$ 0 相 (Spectrum 3),高锌低铝镁合金的共晶组织中是否存在 ε -MgZn 相取决于铸锭的冷却速率。对于

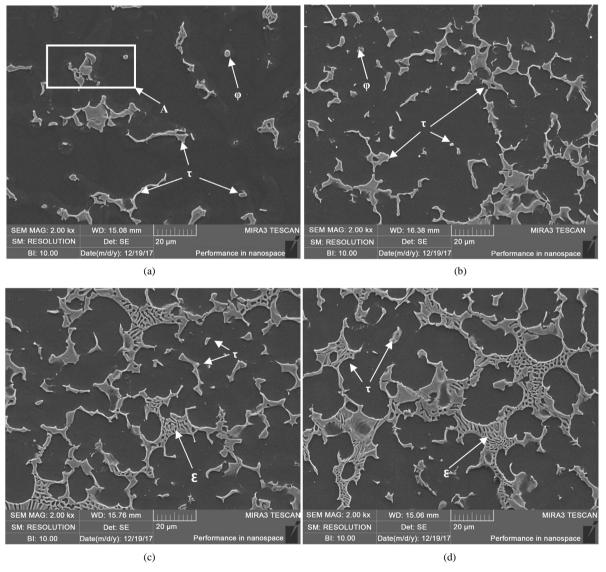


Figure 3. SEM Morphology of Mg-xZn-5Al alloys. (a) Mg-5Zn-5Al; (b) Mg-8Zn-5Al; (c) Mg-11Zn-5Al; (d) Mg-14Zn-5Al 图 3. Mg-xZn-5Al 合金的电子显微组织照片。(a) Mg-5Zn-5Al; (b) Mg-8Zn-5Al; (c) Mg-11Zn-5Al; (d) Mg-14Zn-5Al

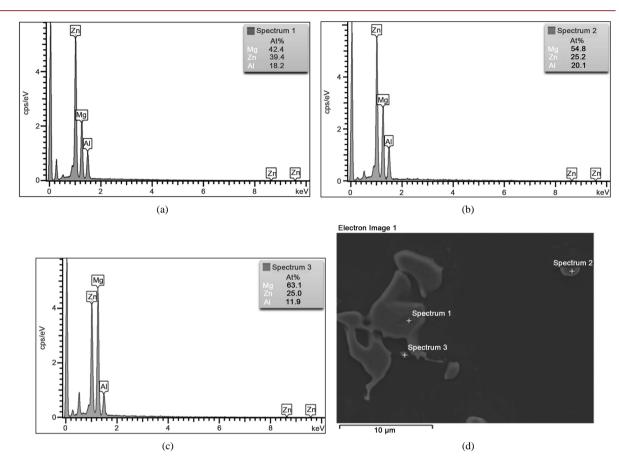


Figure 4. SEM micrographs area A and EDX spectrums of Mg-5Zn-5Al alloy 图 4. Mg-5Zn-5Al 合金的扫描电镜照片区域 A 及能谱分析结果

冷却速率较高的金属型铸造和压铸而言,合金中的共晶化合物往往以 $Mg_{51}Zn_{20}$ 相存在;冷却速率较低时,共晶反应生成的 $Mg_{51}Zn_{20}$ 相在 330 \mathbb{C} 下发生分解生成 α -Mg 和 ϵ -MgZn。

3.2. 合金的力学性能及分析

图 5 所示为 Zn 含量变化与试验合金室温力学性能变化曲线。由图可见,随着 Zn 含量的增加,试验合金的抗拉强度先增加然后减少,而屈服强度一直逐渐增加。当 Zn 含量为 11%时,室温抗拉强度达到最大值,为 186 MPa; Zn 含量为 14%时,合金屈服强度达到最大值 128 MPa; 延伸率的变化关系与抗拉强度基本一致,亦是随着 Zn 含量的增多,呈先增加后减少的趋势。当 Zn 含量为 8%时,延伸率达到最大,为 8.4%。综合力学性能最好的是 Mg-11Zn-5Al 合金,室温抗拉强度、屈服强度和延伸率分别为 186 MPa、120 MPa 和 6.1%。

Mg-Zn-Al 合金的抗拉强度受两个因素的制约,即合金组织和形变强化。

根据 Hall-Petch 公式[10], 屈服强度与晶粒直径的 1/2 次方成反比,即晶粒越细,材料强度越高。

$$\sigma_s = \sigma_0 + Kd^{-1/2} \tag{1}$$

其中, σ_s 为材料的屈服极限,d 为晶粒度, σ_0 和 K 均为与材料有关的常数。其中 $K \propto M_2\tau_c$ (M 为 Taylor 因子, τ_c 为剪切应力)K与 M 的平方成正比,一般 Taylor 因子取决于滑移系的数目,镁属于密排六方,滑移系少,Taylor 因子较大[11] (Mg 的 K = 280 MPa·m^{-1/2})。因此,镁合金晶粒的大小对强度的影响更大,细化镁合金的晶粒能显著提高其力学性能。从图 2 可知,随着 Zn 含量的增加,合金中的晶粒逐渐细化,

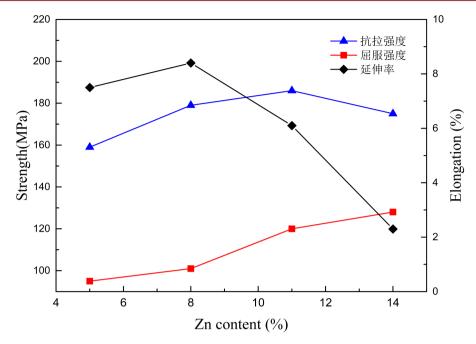


Figure 5. Mechanical properties of Mg-Zn-Al alloys with different Zn contents 图 5. 不同 Zn 含量的 Mg-Zn-Al 合金的力学性能

晶粒细化强化起着主导作用,较小的晶粒及大量的晶界对位错的运动有很大的阻碍作用,且位错塞积造成的应力集中也较小,提高了合金的塑形。Zn 的含量继续增加,晶粒尺寸明显增大,且共晶相并不连续,弥散分布于晶界及晶粒内部。此时,细晶强化已不再起主导作用,晶界处的 $Mg_{32}(Al,Zn)_{49}$ 相和 MgZn 相尺寸较小、分布均匀时,可以起到晶界强化的作用,阻碍晶界的滑移。而分布在晶内的颗粒相可以起到第二相粒子的强化作用,钉扎位错,阻碍位错的滑移和攀移。从而提高合金的抗拉强度。

除了合金显微组织对其室温力学性能的影响外,形变强化也能造成显著的影响。镁合金的形变强化可由下式表示[12]:

$$\sigma = K \left(\varepsilon_{p}\right)^{n} \tag{2}$$

式中: σ 为强度; ε_p 为塑性应变;K为强化系数;n为常数。一般来说,镁合金形变强化性能越好其塑性也就越好,又由于

$$A_k = e^{-0.182C + 4.093} \tag{3}$$

式中, A_k 为冲击功,单位为 J;C为镁合金中合金元素($Z_n + A_l$)总量,单位为 wt. %。即说 A_k 与合金中的合金元素总量的指数成反比。也就是说, M_g - Z_n - A_l 合金的塑性随($Z_n + A_l$)总量的增加而降低,因此合金的形变强化能力与合金元素的含量成反比。所以,随着 Z_n 含量的增加,合金的抗拉伸强度增加的同时,合金的塑性却下降。

4. 拉伸断口形貌及分析

从图 6(a)中可以看出,ZA85 合金的断口以穿晶断裂为主,形貌特征为较小的解理刻面和由解理台阶形成的发达的河流状花样组成,这是解理断裂的特征。同时,我们还可以观察到较多的韧窝以及撕裂棱。多数河流状花样也呈现不同的方向,分布较为连续,合金在拉伸断裂时消耗的能量也就越大,故 ZA85合金的塑性较好。ZA115 合金的断口形貌如图 6(b)所示,组织照片显示化合物相主要沿晶界分布,使得

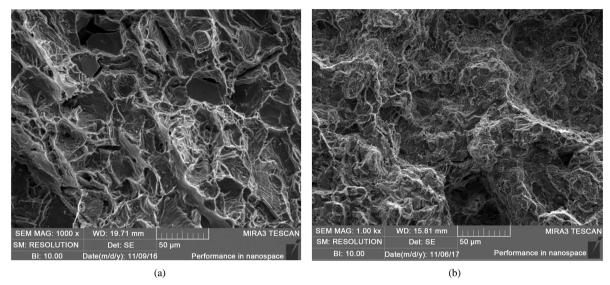


Figure 6. SEM photographs of tensile fracture surface. (a) Mg-8Zn-5Al; (b) Mg-11Zn-5A 图 6. Mg-Zn-Al 合金拉伸断面 SEM 照片。(a) Mg-8Zn-5Al; (b) Mg-11Zn-5A

晶界易成为裂纹扩展的路径,即呈现沿晶断裂的特征。照片中主要为杂乱而细小的解理刻面,有少量河流状花样,合金中很少有通过撕裂形成的撕裂棱,这是一种由解理台阶和韧窝组成的混合型断口。照片中部分内表面光滑的空洞可能是铸造缺陷。

 $Mg_{32}(Al, Zn)_{49}$ 相和 MgZn 相均为硬脆强化相。存在脆性化合物相的合金在外加载荷的作用下,由于相邻晶粒的取向不同,位错滑移至晶界处发生堆积,从而在晶界处产生应力集中,这种应力集中与化合物相本身的脆性共同作用导致化合物相产生裂纹。为了使其更适用于金属,Orowan 对裂纹扩展的 Griffith 理论作了修改[13]:

$$\Sigma_c = \sqrt{\frac{4PE}{(1-v^2)\pi C}} \tag{4}$$

其中 P 为断口表面单位面积的形变能,由于合金中化合物相是主要的裂纹源,基本上认为化合物相的长度或宽度为上述裂纹长度 C。因此,化合物相的尺寸决定着合金中裂纹产生和扩展的难易程度。化合物相越粗大,裂纹越容易产生和扩展。故当 Zn 含量为 14%时,合金中 $Mg_{32}(Al,Zn)_{49}$ 相和 MgZn 相大幅增加,使得合金塑性大幅度下降。

5. 结论

- 1) Mg-xZn-5Al 合金中,ZA55、ZA85 合金的相组成为 α-Mg + τ-Mg₃₂(Al,Zn)₄₉,ZA115、ZA145 合金的相组成为 α-Mg + τ-Mg₃₂(Al,Zn)₄₉ + ε-MgZn。在 ZA55 的 EDS 分析结果里还发现组织中含有少量 φ-Al₂Mg₅Zn₂ 相和 Mg₅₁Zn₂₀ 相。
- 2) 随着 Zn 含量的增加, 试验合金的抗拉强度、延伸率先增加然后减少, 而屈服强度一直逐渐增加, 综合力学性能最好的是 Mg-11Zn-5Al 合金, 室温抗拉强度、屈服强度和延伸率分别为 186 MPa、120 MPa 和 6.1%。
- 3) ZA85 合金的断口以穿晶断裂为主,形貌特征为较小的解理刻面和由解理台阶形成的发达的河流状花样组成; ZA115 合金的断口以沿晶断裂为主,形貌特征为杂乱而细小的解理刻面,有少量河流状花样,合金中很少有通过撕裂形成的撕裂棱,这是一种由解理台阶和韧窝组成的混合型断口。

致 谢

感谢国家自然科学基金(51474153); 先进镁基材料山西省重点实验室开放课题项目(AMM-2017-1)对本研究工作的支持。感谢游志勇老师对本论文的帮助。

参考文献

- [1] 欧世声,邓运来,刘胜胆,戴青松. 锌镁元素含量对新型 Al-Mg-Zn 合金组织和力学性能的影响[J]. 热加工工艺, 2017(24): 135-139.
- [2] Mondal, A.K., Fechner, D., Kumar, S., et al. (2010) Interrupted Creep Behaviour of Mg Alloys Developed for Power-train Applications. *Materials Science and Engineering: A*, **527**, 2289-2296. https://doi.org/10.1016/j.msea.2009.12.010
- [3] 李欣, 肖峰, 侯勇. 热处理对添加稀土元素的 AZ51 镁合金组织及性能的影响[J]. 热加工工艺, 2016, 45(6): 227-229.
- [4] Wang, Q., Chen, J., Zhao, Z., et al. (2010) Microstructure and Super High Strength of Cast Mg-8.5 Gd-2.3 Y-1.8 Ag-0.4 Zr Alloy. Materials Science and Engineering: A, 528, 323-328. https://doi.org/10.1016/j.msea.2010.09.004
- [5] Wen, K., Fan, Y., Wang, G., et al. (2016) Aging Behavior and Precipitate Characterization of a High Zn-Containing Al-Zn-Mg-Cu Alloy with Various Tempers. *Materials & Design*, **101**, 16-23. https://doi.org/10.1016/j.matdes.2016.03.150
- [6] 姚三九. 铝对高锌镁合金力学性能的影响[J]. 铸造, 2002(6): 355-357, 368.
- [7] 童剑. 准晶增强的 Mg-Zn-Al-(Y)合金组织与力学性能研究[D]: [硕士学位论文]. 上海: 上海交通大学, 2012.
- [8] Zhang, Z., Couture, A. and Luo, A. (1998) An Investigation of the Properties of Mg-Zn-Al Alloys. *Scripta Materialia*, **39**, 45-53. https://doi.org/10.1016/S1359-6462(98)00122-5
- [9] 杨明波,潘复生,李忠盛,沈佳. Zn 与 Al 质量比对 Mg-Zn-Al 三元镁合金铸态组织和凝固行为的影响[J]. 中国有色金属学报, 2008(7): 1191-1198.
- [10] Armstrong, R.W. (1987) The (Cleavage) Strength of Pre-Cracked Polycrystals. *Engineering Fracture Mechanics*, 28, 529-538. https://doi.org/10.1016/0013-7944(87)90050-6
- [11] 周浩. 大塑性变形 Mg-Gd-Y 系合金组织结构演变和力学性能研究[D]: [博士学位论文]. 上海: 上海交通大学, 2015.
- [12] Yuan, G.Y., Sun, Y.S. and Ding, W.J. (2001) Effects of Bismuth and Antimony Additions on the Microstructure and Mechanical Properties of AZ91 Magnesium Alloy. *Materials Science and Engineering: A*, 308, 38-44. https://doi.org/10.1016/S0921-5093(00)02043-8
- [13] 刘强. 新型 Mg-Zn-Al 基合金的组织与性能研究[D]: [硕士学位论文]. 长沙: 湖南大学, 2005.



知网检索的两种方式:

- 1. 打开知网页面 http://kns.cnki.net/kns/brief/result.aspx?dbPrefix=WWJD 下拉列表框选择: [ISSN], 输入期刊 ISSN: 2160-7613, 即可查询
- 2. 打开知网首页 http://cnki.net/ 左侧"国际文献总库"进入,输入文章标题,即可查询

投稿请点击: http://www.hanspub.org/Submission.aspx

期刊邮箱: ms@hanspub.org