



固相再生 Mg-Nd-Zn-Zr 镁合金的时效强化

文丽华¹, 吉泽升², 许红雨², 王宝芹¹, 宁慧燕¹, 翁江翔¹, 胡茂良²

(1. 黑龙江工程学院 机电工程学院, 哈尔滨 150050;

2. 哈尔滨理工大学 材料科学与工程学院, 哈尔滨 150040)

摘 要: 研究固相再生 Mg-2.4Nd-0.4Zn-0.4Zr 镁合金等温时效过程的析出强化行为。利用 TEM、SEM 对时效析出相的形态和断裂行为进行分析。结果表明: 200 ℃、16 h 时效时合金力学性能达到峰值, 抗拉强度为 294.5 MPa, 伸长率为 13.5%。此时, 晶内弥散析出杆状 β' 亚稳相和片状 β 稳定相, 使合金获得较高强度。在 200 ℃、60 h 过时效作用下, β' 亚稳相原位长大成 β 稳定相, 合金的强度下降, 塑性上升; 欠时效时合金以穿晶剪切断裂为主, 峰时效时合金以穿晶初窝和沿晶断裂为主, 过时效时粗大的第二相对断裂过程有着较大的影响。

关键词: Mg-Nd-Zn-Zr 镁合金; 时效强化; 组织; 力学性能; 断裂行为

中图分类号: TG146.2

文献标志码: A

镁合金因密度小、比强度与比刚度高、阻尼减震性和电磁屏蔽性好、易于加工、零件尺寸稳定等优点, 在航空航天、国防军工、交通运输、计算机等领域已得到广泛的应用^[1-3]。镁合金应用越广, 产生的工艺废料和废屑越多。固相再生是将镁合金废料或废屑清洗后, 经压力加工直接成形, 具体工艺为先冷压或热压成坯, 再在 300~500 ℃下热挤压成形。此再生方法既简单、安全, 又实用、廉价。其特点是强化相均匀分布, 增强相与基体间结合强度高、晶粒细小、材料强化效果好、材料高温强度高^[4-5]。

国内外研究学者采用固相再生方法再生的 AZ31^[6]、AZ80^[7]、ZK60^[8]、AZ91^[9]等合金均具有较高的强度和良好的塑性。同时, 稀土元素能够提高镁合金的强度和耐热温度^[10]。由于镁稀土合金主要通过沉淀强化机制达到强化的目的, 因此, 时效处理对合金强韧化的作用显得尤为重要。以往研究均证实了时效中期析出的亚稳相是该系合金的主要强化相^[11], 但目前对此类合金时效各阶段析出相的形貌尤其是强化机制方面的研究还不够充分。本文作者以固相再生 Mg-2.4Nd-0.4Zn-0.4Zr 镁合金为研究对象, 采用透射电镜和扫描电镜研究 200 ℃下长时间时效时, 该合金析出相、力学性能和断裂方式的变化。

1 实验

选用哈尔滨东安发动机集团有限公司的镁合金废料, 其合金成分如表 1 所列。首先把该废料车皮后, 车削成屑。屑的尺寸为: 长为 4~5 mm, 宽为 2~3 mm, 厚为 0.5~1 mm。将屑装入模具中, 在液压机上缓慢加载直至碎屑被压成密实的坯锭, 压力保持在 320~350 MPa, 保压时间为 60 s。然后将模具中的坯料取出, 此过程在室温下进行。之后, 在 500 t 挤压机上正向热挤压成型。挤压工艺如下: 挤压温度 450 ℃, 挤压比 25:1, 挤出棒材的直径 8 mm。将棒材置于箱式电阻炉中进行固溶处理, 温度为(525±3) ℃, 保温时间为 2.5 h, 再在温度为 60 ℃的水中冷却; 时效处理温度为(200±5) ℃, 保温时间为 8、12、16、24、40、60 和 96 h。

采用东北轻合金有限责任公司生产的等离子耦合电感光谱仪(Inductively coupled plasma)进行成分测

表 1 合金的化学成分

Table 1 Chemical composition of alloy (mass fraction, %)

Nd	Zn	Zr	Mn	Fe	Mg
2.41	0.41	0.42	0.01	0.002	Bal.

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(51404082); 黑龙江省教育厅科学技术研究面上项目(12541660)

收稿日期: 2015-11-23; 修订日期: 2016-04-06

通信作者: 文丽华, 副教授, 博士; 电话: 0451-88028770; E-mail: jmswlh2000@aliyun.com

定。拉伸试验在 WDW-10 型微机控制电子万能拉伸试验机上进行。由载荷和位移传感器分别得到应力和应变信号, 在 $X-Y$ 记录仪上绘出应力-应变曲线, 再生棒材的拉伸试样取样部位平行于挤压方向。拉伸试样采用圆形试样, 每个试验点测试 3 个拉伸试样, 取测量的平均值。力学性能试样的断口形貌分析在 FEI-SIRION 热场发射扫描电子显微镜上进行。试样的 TEM 分析在 Philips CM-12 型透射电子显微镜上进行。试样的制备过程如下: 线切割至 0.3~0.5 mm 的薄片, 机械减薄至 20~30 μm , 再用 Gatan-600 型离子束双喷减薄仪减薄。离子束的加速电压为 6~7 kV, 电流为 0.02 mA。离子束对试样的入射角开始设为 15° , 当试样中心出现微孔时, 将入射角减小为 8° , 再减薄 1~2 h。

2 结果与分析

2.1 Mg-2.4Nd-0.4Zn-0.4Zr 镁合金时效析出行为

图 1 所示为时效过程中合金沉淀析出相的 TEM 像

像。合金在 200 $^\circ\text{C}$ 下时效 8 h 时, 合金的沉淀析出相不均匀地分布在基体中。形貌为杆状, 而且横截面尺寸很小, 在 2~5 nm 之间(见图 1(a))。通过对电子衍射花样分析, 析出的沉淀相为具有 DO_{19} 结构的 β'' 相, 其晶格常数 $a=2a_{\alpha-\text{Mg}}\approx 0.64\text{ nm}$, $c=c_{\alpha-\text{Mg}}\approx 0.52\text{ nm}$ 。合金经 200 $^\circ\text{C}$ 时效处理 12 h 后, 沉淀析出相尺寸为 3~6 nm 之间, 形貌仍为杆状(见图 1(b)), 析出的沉淀相为具有 FCC 结构的亚稳相 β' 相, 根据文献[12]可知, 其化学式为 Mg_3Nd , $a=0.736\text{ nm}$, 和基体存在半共格关系。随着时效时间的进一步延长, 可以观察到基体中析出另一种片状沉淀相, 一部分片状沉淀相依附在杆状沉淀相上, 杆状沉淀相的表面变得不光滑(见图 1(c))。合金经 200 $^\circ\text{C}$ 时效 40 h 后, 杆状沉淀相基本消失, 转变为片状, 厚度仅为 3~5 nm(见图 1(d)), 片状沉淀相为具有 BCT 结构的平衡 β 相, $a=1.03\text{ nm}$, $c=0.593\text{ nm}$, 和基体无共格关系[13]。合金经 200 $^\circ\text{C}$ 时效 96 h 后, 沉淀析出相发生了粗化, 沉淀相之间的尺寸差别增大, 沉淀相的数量明显减少(见图 1(e))。沉淀相的长大和粗化都要消耗一定的溶质原子。沉淀相的长大发生在时

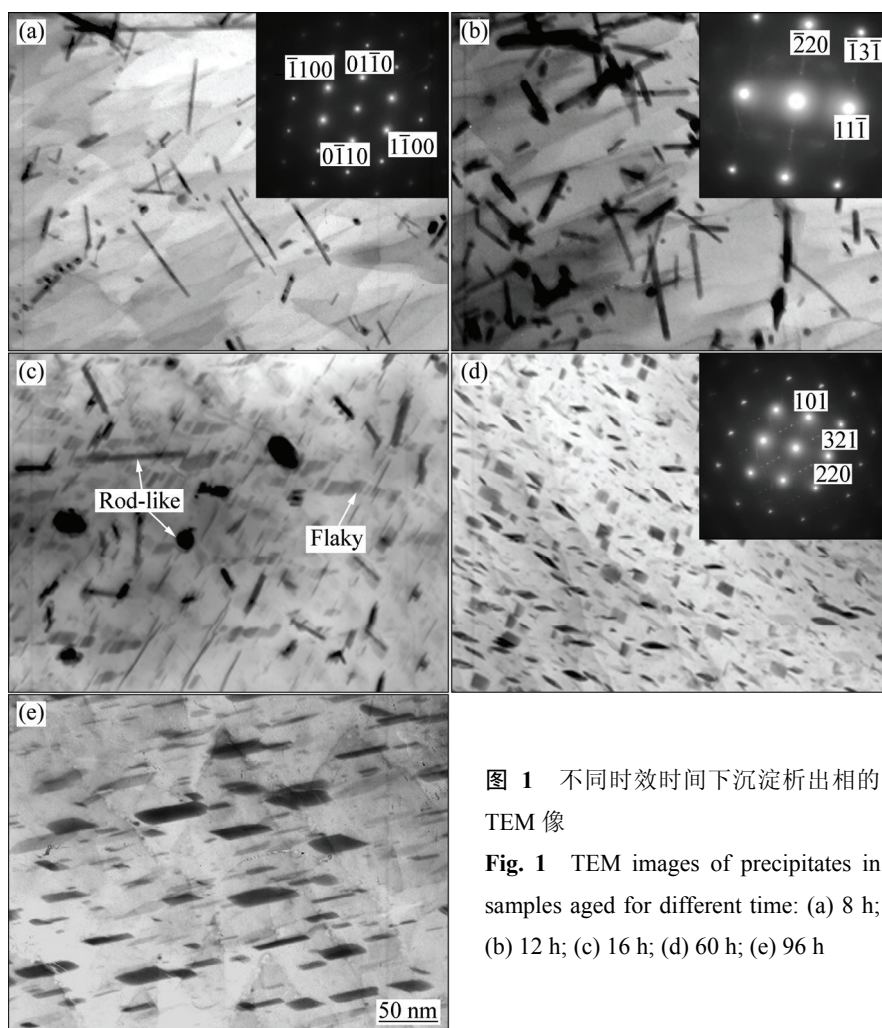


图 1 不同时效时间下沉淀析出相的 TEM 像

Fig. 1 TEM images of precipitates in samples aged for different time: (a) 8 h; (b) 12 h; (c) 16 h; (d) 60 h; (e) 96 h

效的开始阶段, 沉淀相的长大是以消耗周围基体中的溶质为主; 沉淀相的粗化发生在时效的中后期, 消耗的溶质是以相对较小的沉淀相中的溶质为主^[14]。

2.2 时效时间对力学性能的影响

图2所示为不同时效时间下合金的室温力学性能。合金经200℃时效16h时, 力学性能达到峰值。此时, $R_m=294.5\text{ MPa}$, $A=13.5\%$ 。时效时间超过16h后, 抗拉强度下降, 伸长率上升, 发生过时效。在时效过程中, 沉淀相的变化直接影响到该合金力学性能的变化。固溶处理后的合金在进行时效时, 由于沉淀相的析出使合金的强度升高, 塑性则有所下降。

沉淀强化就是在基体中产生特定的第二相粒子, 阻碍位错的运动。强化的效果取决于时效后产生的组织, 包括第二相粒子的体积分数、第二相粒子的尺寸以及粒子和位错的相互作用方式。位错与粒子的交互作用对强化有着重要的影响^[15]。一般有两种方式: 位错切过和位错绕过。当第二相粒子与位错交互作用时, 其强化机制主要取决于粒子本身的性质及其与基体的关系, 所涉及的强化机制比较复杂, 包括共格应变强化、化学强化、有序强化、模量强化、层错强化。各种交互作用的效果与第二相粒子的尺寸和体积分数相关^[16]。

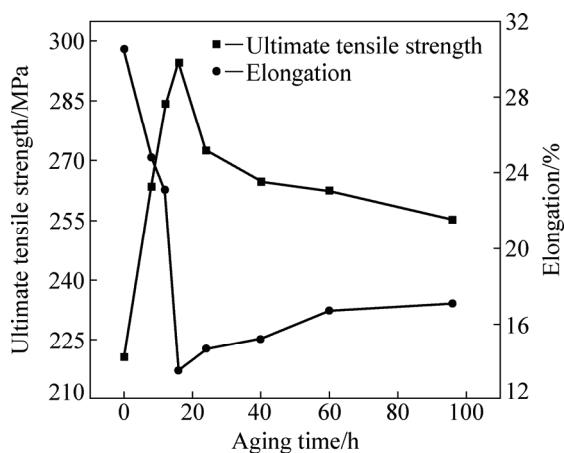


图2 不同时效时间下合金的力学性能

Fig. 2 Mechanical properties of alloy aged for different time

对于位错切过机制, 当粒子尺寸较小时, 主要受粒子周围应变场的影响, 切应力随第二相半径尺寸的增大而增加; 当粒子的尺寸较大时, 主要受粒子数量的影响, 切应力随第二相半径的增加而降低, 在假设第二相体积分数不变的情况下, 则共格应变存在一个临界尺寸 $r_{c2}=b/4\epsilon$; 当粒子的半径小于 r_{c2} 时, 共格应变强化随粒子半径的增加而增加; 当第二相粒子的半

径大于 r_{c2} 时, 共格应变强化随第二相粒子半径的增加而降低。

对于位错绕过机制, 屈服强度随沉淀相半径尺寸的增加而降低。存在一个临界尺寸 $r_{c4}=b/3\epsilon$, 当粒子半径大于 r_{c4} 时, 位错绕过粒子, 粒子尺寸增加时, 强化效果降低。在沉淀相粒子体积分数不变的前提下, 在欠时效状态下, 位错切过粒子, 该合金强度随粒子的尺寸增大而增加, 发生强化; 当粒子尺寸长到临界尺寸 r_{c4} 时, 到达峰时效状态, 位错绕过粒子; 粒子尺寸继续增加时, 该合金的强度降低, 发生软化, 到达过时效状态, 位错绕过粒子。对于Mg-2.4Nd-0.4Zn-0.4Zr 镁合金, 在200℃时效, 峰时效的时间为16h, 对应的沉淀相的平均尺寸为10nm左右(见图1)。

2.3 时效过程中合金拉伸断裂行为

图3所示为时效过程中合金拉伸断口表面的SEM

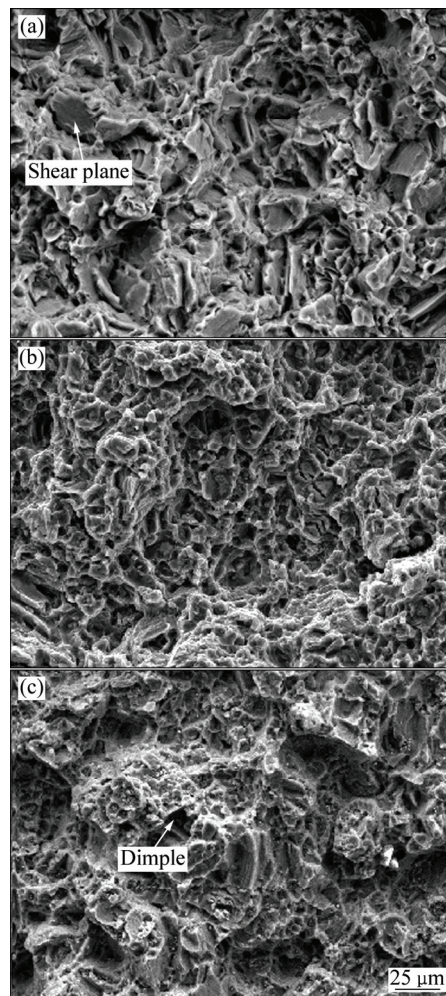


图3 时效过程中拉伸断口的SEM像

Fig. 3 SEM images of fracture surface of alloy aged for different time: (a) 8 h; (b) 16 h; (c) 60 h

像。合金在 200 °C 时效 8 h 后, 拉伸试样宏观断口形貌比较平整, 基本上无宏观塑性变形。断口呈结晶状, 小刻面亮但不发光。从微观断口观察, 断口基本是穿晶剪切断裂(见图 3(a)), 断口沿某个滑移面开裂。当合金时效 16 h 后, 断口沿晶断裂的表面增加, 准解理断裂的表面减少, 同时穿晶韧窝断裂的表面逐渐增多。此时合金的断裂方式为穿晶韧窝断裂和沿晶断裂(见图 3(b))。韧窝底部一般观察不到第二相, 而在断裂的表面也可以看到较浅的韧窝。合金时效 60 h 后, 已经没有准解理断裂的痕迹。沿晶断裂的趋势也逐渐减少直至消失。穿晶韧窝断裂的趋势逐渐增加。从图 3(c)可以看出, 此时的韧窝尺寸较大而且比较深, 在韧窝底部存在脆性的第二相粒子。

对于合金断裂方式的变化可以从两个方面来考虑: 一方面是位错的运动方式; 另一方面是晶粒内部和晶界处强度的变化。

对于沉淀强化镁合金位错的运动方式与沉淀相的尺寸和分布有直接的关系。所以合金在时效过程中断裂方式的变化与合金中析出相的变化也有着直接的关系^[17-18]。时效过程中合金基体内的析出相逐渐长大粗化, 并与基体失去共格关系。位错与析出相的作用方式由切过型转变为绕过型。在合金的欠时效阶段, 沉淀析出相的尺寸很小, 位错容易切过析出相。当位错沿着某一个特定的晶面运动时, 沉淀相被切断。阻碍位错运动的抗力降低, 导致大量位错在这个滑移面内的运动, 形成变形带, 发生应力集中, 变形不均匀。这导致合金沿滑移面开裂, 发生断裂。

随着时效时间的延长, 合金中基体内的析出相和晶界处的第二相逐渐长大, 位错很难在一个滑移带内运动, 只能通过攀移或交滑移的方式前进。位错分布均匀时, 合金内部的变形也会变得均匀时, 位错在亚晶界、第二相处发生缠结而塞积, 导致变形和应力的集中, 使这些区域产生裂纹, 致使韧窝的产生。从强度的角度考虑, 晶界处第二相长大以及无析出带(PZF)的增宽, 使晶界弱化, 易在晶界处发生应力集中, 产生变形集中, 促进沿晶开裂的发生。当晶界处的沉淀析出相尺寸较大时, 易在沉淀析出相处产生应力集中, 优先产生裂纹, 促进穿晶韧窝开裂的产生。因此, 这时合金的断裂机制主要为沿晶断裂与穿晶韧窝断裂的混合机制。

当时效到 60 h 严重过时效时, 位错只能以绕过方式通过析出相, 变形均匀; 同时基体中沉淀相的粗化导致基体强度降低, 晶界与基体强度的差异变小。位错不易在晶界处集中, 拉伸变形过程中合金中粗大的第二相成为薄弱环节, 发生变形集中, 优先开裂, 促

使韧窝型断裂的发生。

在不同的时效状态各种断裂方式所起的作用是不同的, 随时效的进行断裂方式发生着变化。断裂方式的变化受基体沉淀相的尺寸、晶界沉淀相的尺寸、基体强度和其它各种第二相的影响。

在欠时效时, 位错切过沉淀相, 变形集中在剪切带内, 同时剪切带与晶界相遇, 发生交互作用。因为欠时效的晶界沉淀相尺寸较小, 无析出带较窄, 相对而言晶界的强度不是很低, 所以剪切带与晶界发生交互作用时不易导致晶界的开裂。剪切带终止于晶界处, 或者通过晶界传递到其它的晶粒内。合金主要以穿晶剪切断裂为主。

到达峰时效时, 晶界沉淀相长大, 晶界无析出带变宽, 晶界弱化。此时位错仍然可以切过粒子, 形成剪切变形带, 可是当这些变形带与位错相遇时, 在晶界产生应力集中, 就会在弱化的晶界处产生裂纹, 特别是在晶界沉淀相处产生裂纹, 导致沿晶开裂。此时裂纹在剪切带和晶界处产生, 最后在连接过程中产生穿晶韧窝断裂。相比之下, 穿晶开裂的所占比例较少。

合金峰时效后, 合金的强度开始下降, 位错绕过粒子, 变形变得均匀。但此时晶界沉淀相继续长大, 无析出带略有增加, 晶界进一步弱化, 合金基体内变形很均匀, 降低了晶界处的应力集中, 相对增加了变形在粗大第二相处的集中, 导致第二相与基体界面处开裂形成裂纹。最后裂纹互相连接形成大的韧窝。

通过上面的分析可以认为断裂的先后顺序为: 在欠时效状态剪切带先开裂最后导致穿晶开裂; 在峰时效状态先发生沿晶开裂, 最后导致穿晶韧窝断裂; 在过时效状态首先在第二相与基体界面处开裂, 形成韧窝, 最后在大韧窝连接过程中导致穿晶韧窝断裂。

在各个时效阶段基体内沉淀相对变形起着重要的作用: 在峰时效阶段晶界沉淀相起着重要的作用; 在过时效阶段粗大的第二相对断裂起着重要的作用。各个时效阶段的断裂方式组成的示意图见图 4。

3 结论

1) 固相再生 Mg-2.4Nd-0.4Zn-0.4Zr 镁合金的沉淀析出序列为: α (HCP)→杆状、 β'' (DO₁₉); 杆状、 β' (FCC); 片状、 β (Mg₁₂Nd, BCT)。

2) 合金经固溶处理后, 在 200 °C 下时效, 开始阶段合金强度上升很快, 强度的变化主要受沉淀相体积分数变化的控制, 到达峰时效后, 合金强度主要受沉淀相尺寸变化的控制。

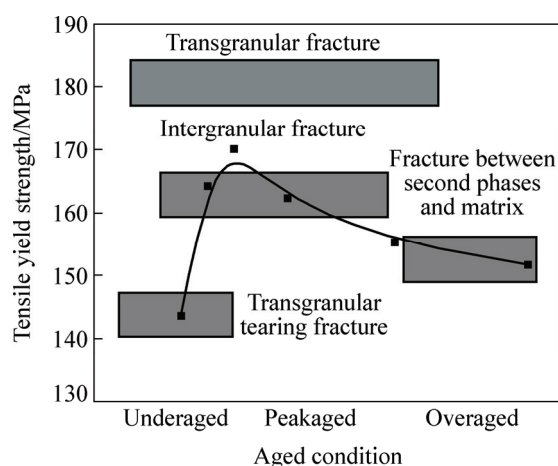


图4 不同时效状态下合金断裂方式组成的示意图

Fig. 4 Schematic illustration of fracture mode of alloy under different aging conditions

3) 不同时效状态合金的断裂方式不同, 断裂方式主要受沉淀相尺寸的影响。在欠时效, 合金以穿晶剪切断裂为主; 在峰时效, 合金断裂方式为沿晶和穿晶的混合断裂; 在过时效, 合金以穿晶韧窝断裂为主。

REFERENCES

- [1] 王冰洁, 郭鹏程, 李世康, 叶拓, 曹淑芬, 李落星. 应变速率对 AM80 镁合金压缩变形行为的影响[J]. 中国有色金属学报, 2015, 25(3): 560–568.
WANG Bing-jie, GUO Peng-cheng, LI Shi-kang, YE Tuo, CAO Shu-fen, LI Luo-xing. Influence of strain rate on compression deformation behavior of AM80 magnesium alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2015, 25(3): 560–568.
- [2] 陈刚, 彭晓东, 曹鹏军, 孙中扬, 范培耕, 谢卫东. 固溶处理对 Mg-10Sr-5Y 中间合金组织与性能的影响[J]. 稀土, 2013, 34(6): 77–81.
CHEN Gang, PENG Xiao-dong, CAO Peng-jun, SUN Zhong-yan, FAN Pei-geng, XIE Wei-dong. Effects of solid solution treatment on microstructure and properties of Mg-10Sr-5Y master alloy[J]. Chinese Rare Earths, 2013, 34(6): 77–81.
- [3] 周德智, 鲁月, 马茹, 王铁农. 热挤压 AZ31 镁合金单向压缩变形的应变硬化行为[J]. 中国有色金属学报, 2015, 25(5): 1128–1133.
ZHOU De-zhi, LU Yue, MA Ru, WANG Yi-nong. Strain hardening behavior during uniaxial compression of as-extruded AZ31 magnesium alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2015, 25(5): 1128–1133.
- [4] YASUMASA C, TETSUJI H, MAMOUR M. Mechanical and corrosion properties of AZ31 magnesium alloy repeatedly recycled by hot extrusion[J]. Materials Transactions, 2006, 47(4): 1040–1046.
- [5] HU M L, JI Z S, CHEN X Y, ZHANG Z K. Effect of chip size on mechanical property and microstructure of AZ91D magnesium alloy prepared by solid state recycling[J]. Materials Characterization, 2008, 59(4): 385–389.
- [6] ZHANG T L, JI Z S, WU S Y. Effect of extrusion ratio on mechanical and corrosion properties of AZ31B alloys prepared by a solid recycling process[J]. Materials and Design, 2011, 32(5): 2742–2748.
- [7] LIU Y, LI Y Y, ZHANG D T, NI D H, CHEN W P. Microstructure and properties of AZ80 magnesium alloy prepared by hot extrusion from recycled machined chips[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2002, 12(5): 882–885.
- [8] NAKANISHI M, MABUCHI M, SAITO N, NAKAMURA M, HIGASHI K. Tensile properties of the ZK60 magnesium alloy produced by hot extrusion of machined chip[J]. Journal of Materials Science Letters, 1998, 17(23): 2003–2005.
- [9] 胡茂良, 吉泽升, 陈晓瑜, 王渠东. 热挤压 AZ91 镁合金边角料组织和性能的研究[J]. 材料工程, 2011, 39(2): 52–59.
HU Mao-liang, JI Ze-sheng, CHEN Xiao-yu, WANG Qu-dong. Study on microstructure and mechanical properties of AZ91D magnesium alloy fabricated by hot extrusion from die-casting scraps[J]. Journal of Materials Engineering, 2011, 39(2): 52–59.
- [10] 冯艳, 刘莉, 殷立勇, 王日初, 李晓庚. 稀土元素 La 对 Mg-6Al-5Pb 镁合金组织和腐蚀电化学行为的影响[J]. 中国有色金属学报, 2015, 25(10): 2623–2631.
FENG Yan, LIU Li, YIN Li-yong, WANG Ri-chu, LI Xiao-geng. Effect of lanthanum on microstructure and electrochemical corrosion behavior of Mg-6Al-5Pb alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2015, 25(10): 2623–2631.
- [11] 张磊, 董选普, 李继强, 王爱华, 罗可, 樊自由. Mg-15Gd-3Y 挤压合金的时效强化[J]. 中国有色金属学报, 2010, 20(4): 599–605.
ZHANG Lei, DONG Xuan-pu, LI Ji-qiang, WANG Ai-hua, LUO Ke, FAN Zi-you. Aging strengthening of squeezed Mg-15Gd-3Y alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2010, 20(4): 599–605.
- [12] 何上明. Mg-Gd-Y-Zr(-Ca)合金的微观组织演变、性能和断裂行为研究[D]. 上海: 上海交通大学, 2007: 119–132.
HE Shang-ming. Study on the microstructure evolution, properties and fracture behavior of Mg-Gd-Y-Zr(-Ca) alloys[D]. Shanghai: Shanghai Jiao Tong University, 2007: 119–132.
- [13] 陈振华. 耐热镁合金[M]. 北京: 化学工业出版社, 2007: 56–63.
CHEN Zhen-hua. Heat resistant magnesium alloys[M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2007: 56–63.
- [14] WANG Y D, WU G H, LIU W C, PANG S, ZHANG Y, DING W J. Influence of heat treatment on microstructures and mechanical properties of gravity cast Mg-4.2Zn-1.5RE-0.7Zr magnesium

- alloy[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2013, 23(12): 3611–3620.
- [15] CAO L, LIU W C, LI Z Q, WU G H, XIAO L, WANG S H, DING W J. Effect of heat treatment on microstructures and mechanical properties of sand-cast Mg-10Gd-3Y-0.5Zr magnesium alloy[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2014, 24(3): 611–618.
- [16] WANG Z Q, ZHANG B, LI D J, FRITZSCH R, ZENG X Q, J. ROVEN H, DING W J. Effect of heat treatment on microstructures and mechanical properties of high vacuum die casting Mg-8Gd-3Y-0.4Zr magnesium alloy[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2014, 24(12): 3762–3768.
- [17] 李德辉. Mg-Dy-Nd-(Gd)系合金组织与性能研究[D]. 上海: 上海交通大学, 2007: 99–116.
- LI De-hui. Researches on the microstructure and mechanical properties of Mg-Dy-Nd-(Gd) alloys[D]. Shanghai: Shanghai Jiao Tong University, 2007: 99–116.
- [18] YANG M B, HOU M D, ZHANG J, PAN F S. Effects of Ce, Y and Gd additions on as-cast microstructure and mechanical properties of Mg-3Sn-2Sr magnesium alloy[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2014, 24(8): 2497–2506.

Aging strengthening of Mg-Nd-Zn-Zr magnesium alloy prepared by solid recycling process

WEN Li-hua¹, JI Ze-sheng², XU Hong-yu², WANG Bao-qin¹, NING Hui-yan¹, WENG Jiang-xiang¹, HU Mao-liang²

(1. School of Mechanical and Electrical Engineering, Heilongjiang Institute of Technology, Harbin 150050, China;

2. School of Materials Science and Engineering, Harbin University of Science and Technology, Harbin 150040, China)

Abstract: The precipitation strengthening behavior of Mg-2.4Nd-0.4Zn-0.4Zr magnesium alloy prepared by solid recycling process during aging was investigated. The microstructure of the precipitates and fracture behavior were examined by TEM and SEM. The results show that the peak ultimate tensile strength, elongation of the alloy is 294.5 MPa and 13.5%, respectively, when aged at 200 °C for 16 h. The alloy exhibits good strength due to precipitation of the rod-like β' metastable phase and the flaky β stable phase. The β' phase transforms into the β stable phase in-situ when aged at 200 °C for 60 h. This induces decline of the strength and increasing of the plasticity. Fracture mode is mainly transgranular tearing fracture at the early stage of aging. Fracture mode is a mix mechanism with transgranular dimple fracture and intergranular fracture in the peak-ageing. Bigger second phases have largely effected on fracture in the further-ageing.

Key words: Mg-Nd-Zn-Zr magnesium alloy; aging strengthening; microstructure; mechanical property; fracture behavior

Foundation item: Project(51404082) supported by the National Natural Science Foundation of China; Project (12541660) supported by the Scientific Research of Education Department of Heilongjiang Province, China

Received date: 2015-11-23; **Accepted date:** 2016-04-06

Corresponding author: WEI Li-hua; Tel: 0451-88028770; E-mail: jmswlh2000@aliyun.com

(编辑 龙怀中)