



## Mg-xGd-1Er-0.5Zr 合金热裂敏感性研究

伍迪灿<sup>1</sup>, 王云峰<sup>2</sup>, 杜文博<sup>1</sup>, 丁 宁<sup>1</sup>, 李淑波<sup>1</sup>, 朱训明<sup>2</sup>, 王朝辉<sup>1</sup>

(1. 北京工业大学 材料与制造学部, 北京 100124;

2. 威海万丰镁业科技发展有限公司, 威海 264209)

**摘 要:** 本文基于 Clyne-Davies 模型评价了 Mg-xGd-1Er-0.5Zr(x=8.0、10.0、12.0, 质量分数, %)合金的热裂敏感性, 并利用“约束杆”铸造钢模实验方法验证了该合金的热裂倾向。结果表明基于 Clyne-Davies 模型得到的计算结果能有效预测 Mg-xGd-1Er-0.5Zr 合金热裂敏感性, 且随着 Gd 含量的增加, 合金的热裂敏感性下降。采用数据采集系统、电子显微镜及 X 射线衍射仪等手段, 对铸件凝固曲线、微观组织和析出相进行了分析, 发现随着 Gd 含量的增加, 合金的热裂敏感性降低, 其原因是凝固后期 Mg<sub>2</sub>(Gd, Er)共晶液相的增多有利于枝晶间裂纹的补缩。此外, 共晶液相也会抑制  $\alpha$ -Mg 枝晶的形核长大, 使合金的凝固温度区间减小, 从而降低合金的热裂敏感性。对热裂断口进行分析后认为, 断口出现的液膜以及晶间搭桥提高了晶间结合力, 这是热裂敏感性降低的另一个重要原因。

**关键词:** Mg-Gd-Er-Zr 合金; 凝固; 微观组织; 热裂模型; 热裂敏感性

文章编号: 1004-0609(2022)-02-0375-11

中图分类号: TG146.22

文献标志码: A

**引文格式:** 伍迪灿, 王云峰, 杜文博, 等. Mg-xGd-1Er-0.5Zr 合金热裂敏感性研究[J]. 中国有色金属学报, 2021, 32(2): 375–385. DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2021-36650

WU Di-can, WANG Yun-feng, DU Wen-bo, et al. Investigations on hot cracking susceptibility of Mg-xGd-1Er-0.5Zr alloys[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2021, 32(2): 375–385. DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2021-36650

镁合金具有密度低, 比强度、比刚度高等优点, 在航空航天、交通运输以及电子通讯等领域具有广泛的运用前景<sup>[1-3]</sup>。铸造是大批量生产镁合金零部件的主要方法, 具有生产周期短、成本低以及尺寸形状灵活<sup>[4-5]</sup>等优点。由于镁合金铸造性能差, 热裂纹是镁合金零部件中常见的一种铸造缺陷; 因此, 减少铸造过程中镁合金零部件热裂的产生对进一步扩大镁合金铸件的应用具有重要意义<sup>[6-7]</sup>。研究结果表明<sup>[8-12]</sup>, 镁合金的热裂一般发生在固相线附近, 主要与合金成分、铸造方式及工艺参数(浇注温度、模具温度等)有关。其中, 合金成分影响最为重要, 改变成分会导致晶粒尺寸以及第二相的种类、数量和分布发生变化, 从而影响镁合金的热裂

敏感性<sup>[13-15]</sup>。

热裂机理主要分为强度理论、液膜理论、晶间搭桥以及凝固收缩补偿理论等<sup>[16]</sup>。而对热裂敏感性的实验评价一般都采用约束杆法<sup>[14]</sup>、热裂环法<sup>[17]</sup>、临界尺寸法<sup>[14]</sup>以及石蜡渗透法<sup>[18]</sup>等。许多热裂的理论模型也大多以应力、应变速率或者糊状区域特性为依据来预测热裂敏感性。其中, 一个较全面的模型为 RDG 模型<sup>[19]</sup>, 它是基于由收缩产生的应变与半固态熔体的补缩等建立起来的模型, 该模型认为凝固过程中温度和固相体积分数关系对半固态阶段的补缩有着显著的影响, 可由  $f_s$ - $T$  关系<sup>[20]</sup>曲线表现出来。Clyne-Davies 热裂模型<sup>[21]</sup>是另一个经典的热裂模型, 该模型主要考虑到的是凝固过程

**基金项目:** 国家重点研发计划资助项目(2016YFB0301001); 国家重点研发计划资助项目(2016YFB0301101); 北京市教委科技发展基金资助项目(KZ201810005005)

**收稿日期:** 2020-11-03; **修订日期:** 2021-03-28

**通信作者:** 杜文博, 教授, 博士; 电话: 010-67392917; E-mail: duwb@bjut.edu.cn

中凝固时间和应力松弛释放之间的关系,通过应力松弛和脆弱时间阶段的对应关系表现出热裂敏感性。此外还有临界应力准则<sup>[22]</sup>、临界应变准则<sup>[23]</sup>等。

Mg-Gd-Er-Zr 系四元合金是一种新型高强镁合金<sup>[24-26]</sup>,具有优异的室温力学性能。刘轲等<sup>[26]</sup>采用热变形工艺得到了高强韧 Mg-11.8Gd-1.9Er-0.4Zr 合金,在拥有 12%的室温断裂伸长率的同时,保持了 500 MPa 的抗拉强度和 455 MPa 的屈服强度。郑晓兵等<sup>[24]</sup>结合变形与热处理工艺获得的 Mg-8Gd-1Er-0.5Zr 合金,其抗拉强度达到 560 MPa、屈服强度达到 518 MPa,伸长率还保持在 4.8%。目前,关于 Mg-Gd-Er-Zr 合金的铸造性能研究较少,为进一步拓宽该合金铸件产品的应用,本文将结合铸件凝固理论,基于 Clyne-Davies 模型预测 Mg-xGd-1Er-0.5Zr ( $x=8.0、10.0、12.0$ ,质量分数,%) 合金的热裂敏感性,并利用“约束杆”钢模铸造(Constrained rodcasting, C)实验方法验证该合金的热裂敏感性;探讨成分、第二相等对合金热裂敏感性的影响规律,为高强 Mg-Gd-Er-Zr 合金铸件的应用提供技术支撑。

## 1 实验

### 1.1 合金制备及热裂敏感性实验

实验合金采用纯镁(99.99%,质量分数,下同),Mg-30%Gd、Mg-20%Er、Mg-30%Zr 中间合金配制。熔炼在井式坩埚电阻炉中进行,采用 SF<sub>6</sub> 为保护气体, N<sub>2</sub> 为载流气体,载流气体和保护气体比例为 100:1。在石墨坩埚中先后放入纯 Mg、Mg-20%Er、Mg-30%Zr、Mg-30%Gd 中间合金,待完全熔化后进行搅拌,保温 15 min 后浇入 300 °C 的“约束杆”模具中,热裂敏感性实验装置如图 1(a)所示。本实验还对合金凝固过程中的收缩应力进行了采集、分析,应力采集装置如图 1(b)所示。

合金实际成分经 Magix-PW2403X 射线荧光光谱仪(XRF)分析,结果如表 1 所示。

### 1.2 热裂评测

Clyne-Davies 模型评价成分对合金热裂敏感性影响结果较准确,即定性预测合金成分对热裂敏感性影响规律准确,而且已经在镁合金中广为使用,

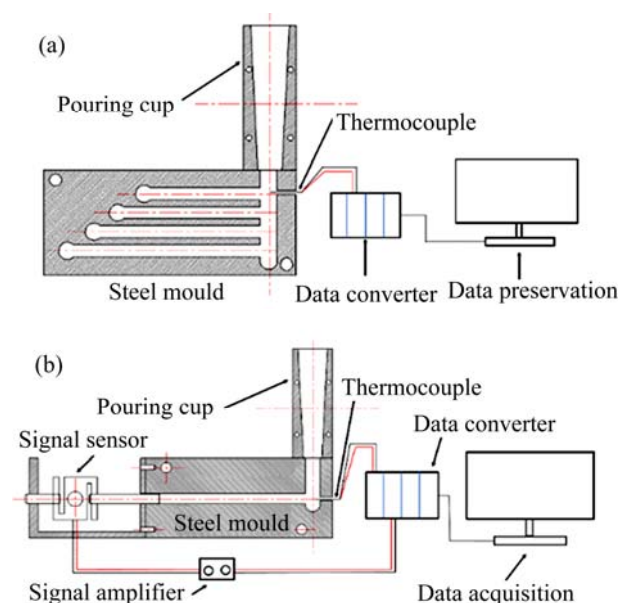


图 1 实验装置

Fig. 1 Experimental setups: (a) Setup for hot cracking susceptibility; (b) Setup for stress acquisition

表 1 Mg-xGd-1Er-0.5Zr 合金成分

Table 1 Composition of Mg-xGd-1Er-0.5Zr alloys (mass fraction, %)

Alloy	Gd	Er	Zr	Mg
Mg-8.0Gd-1Er-0.5Zr	7.7	1.09	0.55	Bal
Mg-10.0Gd-1Er-0.5Zr	9.7	0.99	0.35	Bal
Mg-12.0Gd-1Er-0.5Zr	12.2	0.86	0.39	Bal

如 Mg-Zn 合金<sup>[14]</sup>, Mg-Zn-Y-Zr 合金<sup>[27]</sup>, Mg-Al 合金<sup>[28]</sup>, Mg-Ca 合金<sup>[29]</sup>, Mg-Zn-Al 合金<sup>[30]</sup>, Mg-Gd-Y-Zn-Zr 合金<sup>[31]</sup>等。因此本文热裂敏感性是基于 Clyne-Davies 模型进行理论评测,根据 Clyne-Davies 模型的特性对该模型不同的表达式进行了选择。

Clyne-Davies 模型<sup>[27, 32-33]</sup>考虑了凝固过程中脆弱区域对热裂敏感性的影响,该模型认为当液相体积分数处于 0.01~0.1 时对应的是晶间分离阶段,也称易脆区域( $t_v$ );当液相体积分数处于 0.1~0.6 之间时,为应力松弛释放阶段( $t_R$ )。该模型的裂纹敏感性系数  $C$ (crack susceptibility coefficient)的数学表达式如下:

$$C = \frac{t_v}{t_R} = \frac{t_{0.99} - t_{0.9}}{t_{0.9} - t_{0.4}} \quad (1)$$

式中:  $t_{0.99}$ 、 $t_{0.9}$ 、 $t_{0.4}$  分别为固相率等于 0.99、0.9、0.4 时所对应的凝固时间。

评价成分对热裂敏感性影响, Clyne-Davies 模型是一个优秀的模型, 但最初的 Clyne-Davies 模型存在局限性。首先该判据利用一个固定的方程来估计冷却速率, 因此没有考虑初始模具温度的影响; 其次, 使用固定的脆弱区域阶段, 没有考虑温度对糊状区的影响。因此考虑温度的影响, 可以使用 Clyne-Davies 模型的另一种表达式:

$$C' = \frac{T_V}{T_R} = \frac{T_{0.99} - T_{0.9}}{T_{0.9} - T_{0.4}} \quad (2)$$

式中:  $T_V$  表示液相体积分处于 0.01~0.1 时对应的温度区间, 一般认为是易产生热裂温度范围;  $T_R$  表示液相体积分处于 0.1~0.6 时对应的温度区间, 一般认为是枝晶搭接后, 不易产生热裂温度范围;  $T_{0.99}$ 、 $T_{0.9}$ 、 $T_{0.4}$  分别为固相分数为 0.99、0.9、和 0.4 时所对应的凝固温度。

本文热裂敏感性的实验测试采用“约束杆”钢模铸造法, 该实验下合金的热裂敏感性  $H$  (Hot cracking susceptibility) 数学表达式如下<sup>[15, 34]</sup>:

$$H = \sum (f_{\text{length}} \times f_{\text{location}} \times w_{\text{crack}}) \quad (3)$$

式中:  $f_{\text{length}}$  为棒长系数;  $f_{\text{location}}$  为裂纹位置系数;  $w_{\text{crack}}$  为热裂纹程度系数, 其具体系数值如图 2 所示。

如图所示, 该方法计算热裂敏感系数主要依据棒的长度、裂纹位置以及裂纹产生的程度。如图 2(a)

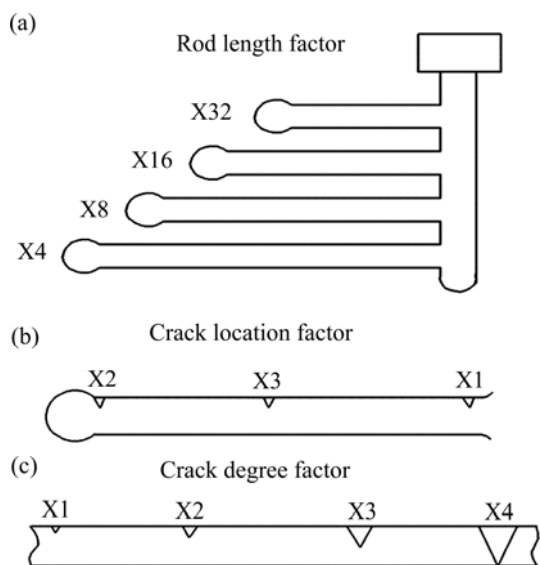


图 2 热裂敏感性系数示意图

Fig. 2 Schematic diagram of hot cracking sensitivity coefficient

所示, 热裂棒越长, 合金凝固时的线收缩越短, 应力集中较小热裂越不容易产生, 所以随着棒长的逐渐减小, 长度系数逐渐从 4 增加为 8、16、32; 位置系数也由产生热裂的难易程度决定, 如图 2(b)所示, 根部为 1, 端部位 2, 中间部分为 3; 而裂纹程度系数, 如图 2(c)所示, 截面几乎完全断裂为 4, 半断裂为 3, 小裂纹为 2, 微裂纹为 1。

### 1.3 微观组织观察与物相分析

使用 AxioimagerA2M 金相显微镜(OM)、S-3400N 型扫描电镜(SEM)以及能谱仪(EDS)对合金显微组织和热裂断口进行观察和分析, 利用 D/max III C 型旋转阳极 X 射线衍射仪(XRD)进行合金的物相分析。

## 2 结果与分析

### 2.1 热裂敏感性预测

在凝固早期, 枝晶虽然搭接, 但大量的液相可以补充枝晶间的凝固收缩, 应力因此得到松弛, 这一阶段被称为应力释放阶段; 如上文所述, 该阶段不易产生热裂纹, 对应液相体积分处于 0.1~0.6 的温度区间( $T_R$ )。但随着凝固温度的下降, 到了凝固末期, 残余液相数量较少, 不足以补充枝晶间的凝固收缩, 此时会产生热裂纹, 这一阶段被称为晶间分离阶段; 由上文所述, 该阶段容易产生热裂纹, 对应液相体积分处于 0.01~0.1 的温度区间( $T_V$ )。可见,  $C$  值作为易产生热裂纹温度区间与不易产生热裂纹温度区间之比, 可以反映出合金产生热裂纹温度区间的相对大小, 也就是说  $C$  值可以作为评估合金热裂倾向的指数,  $C$  越大, 表示合金的热裂倾向越大, 但其需要凝固过程中的固液相的相关参数才能进行模拟预测。

某一合金任意温度  $T'$  下的固相率  $f'_s$  可由牛顿基线法<sup>[34]</sup>得到, 计算式如下:

$$f'_s = \frac{\int_{T_L}^{T'} \left[ \left( \frac{dT}{dt} \right)_{cc} \left( \frac{dT}{dt} \right)_{bl} \right] dt}{\int_{T_L}^{T_S} \left[ \left( \frac{dT}{dt} \right)_{cc} \left( \frac{dT}{dt} \right)_{bl} \right] dt} \quad (4)$$

式中: cc 为冷却曲线; bl 为基线;  $T_L$ 、 $T_S$  分别为液相线温度和固相线温度。

本文利用计算机辅助冷却曲线分析(CA-CCA)

获得了不同 Gd 含量的合金凝固过程中的固相率和温度之间的关系曲线, 结果如图 3 所示。

根据图 3 所示的合金凝固曲线并基于式(2)计算得到的 Mg-xGd-1Er-0.5Zr 合金的热裂敏感性( $C$ ) 的预测结果如图 4 所示。结果显示不同 Gd 含量的合金热裂敏感性大小顺序为: Mg-8.0Gd-1Er-0.5Zr > Mg-10.0Gd-1Er-0.5Zr > Mg-12.0Gd-1Er-0.5Zr, 表明 Mg-8.0Gd-1Er-0.5Zr 合金的热裂敏感性最高,

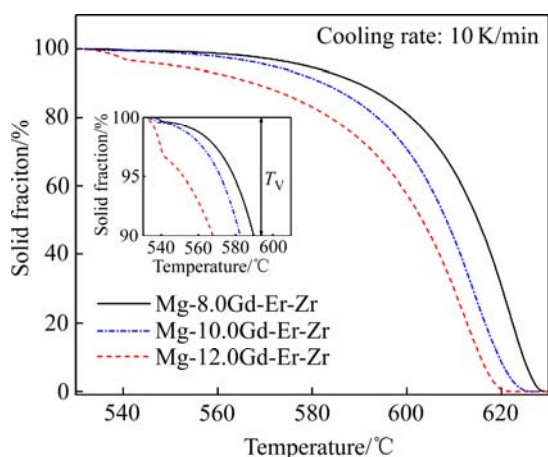


图 3 Mg-xGd-1Er-0.5Zr 合金的固相率和凝固温度关系  
Fig. 3 Curves between solid fraction and solidification temperature of Mg-xGd-1Er-0.5Zr alloys

Mg-12.0Gd-1Er-0.5Zr 合金的热裂敏感性最低。

图 5 所示为根据图 1(a)所示“约束杆”实验结果并结合式(3)计算获得的 Mg-xGd-1Er-0.5Zr 合金的  $H$  值。结果表明, 热裂纹主要出现在最长棒, 棒的长度越短, 出现的热裂纹越轻微, 且 Gd 含量越高, 产生裂纹的棒的数量越少, 裂纹程度越弱, 合金的热裂敏感性呈下降趋势。本实验获得的  $H$  值与计算获得的  $C$  值变化趋势一致, 表明 Clyne-

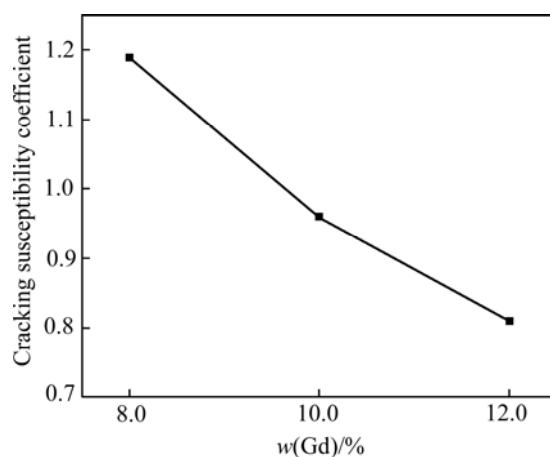


图 4 Mg-xGd-1Er-0.5Zr 合金热裂倾向预测  
Fig. 4 Hot cracking susceptibility of Mg-xGd-1Er-0.5Zr alloys

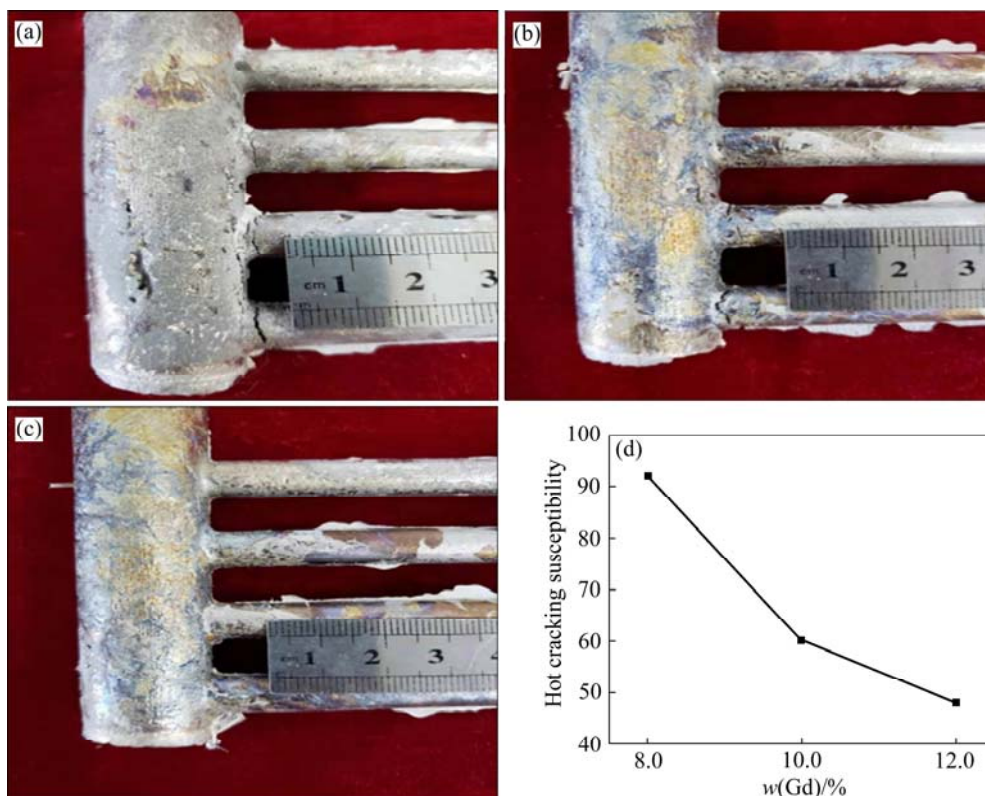


图 5 Mg-xGd-1Er-0.5Zr 合金热裂敏感性实验结果

Fig. 5 Hot cracking susceptibility test of Mg-xGd-1Er-0.5Zr alloy: (a)  $x=8.0$ ; (b)  $x=10.0$ ; (c)  $x=12.0$ ; (d) Calculated  $H$  value



Davies 模型适用于 Mg-xGd-1Er-0.5Zr 合金热裂敏感性的预测。

2.2 组织变化

为了探讨成分变化对 Mg-xGd-1Er-0.5Zr 合金热裂敏感性影响的机理, 本文研究了合金的析出相、铸态组织与热裂敏感性之间的关系。图 6 所示为 Mg-xGd-1Er-0.5Zr 合金的 XRD 谱, 结果表明该合金主要由  $\alpha$ -Mg 和  $Mg_5(Gd,Er)$  相组成。

取热裂棒试样底端最长棒正中间位置合金进行组织观察, 图 7 所示为铸态 Mg-xGd-1Er-0.5Zr 合金光学微观组织。由图 7 可看出, 合金组织主要由  $\alpha$ -Mg 基体及  $Mg_5(Gd,Er)$  相组成,  $Mg_5(Gd,Er)$  共晶相沿着晶界不连续析出及晶内少量析出。随着 Gd 含量的增加, 共晶相逐渐增多且连续。图 8 所示为共晶相的体积分数随 Gd 含量的变化。当 Gd 含量从

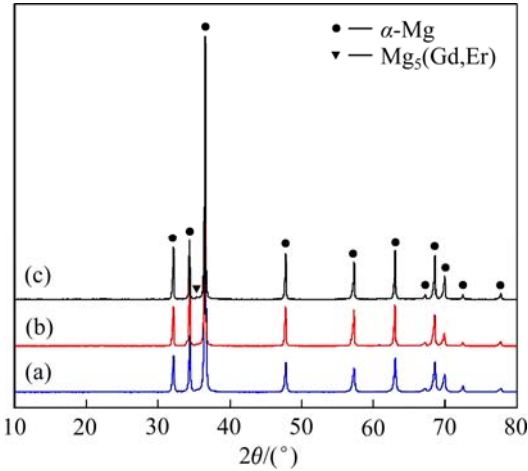


图 6 Mg-xGd-1Er-0.5Zr 合金的 XRD 谱  
Fig. 6 XRD patterns of Mg-xGd-1Er-0.5Zr alloy: (a) Mg-8.0Gd-1Er-0.5Zr; (b) Mg-10.0Gd-1Er-0.5Zr; (c) Mg-12.0Gd-1Er-0.5Zr

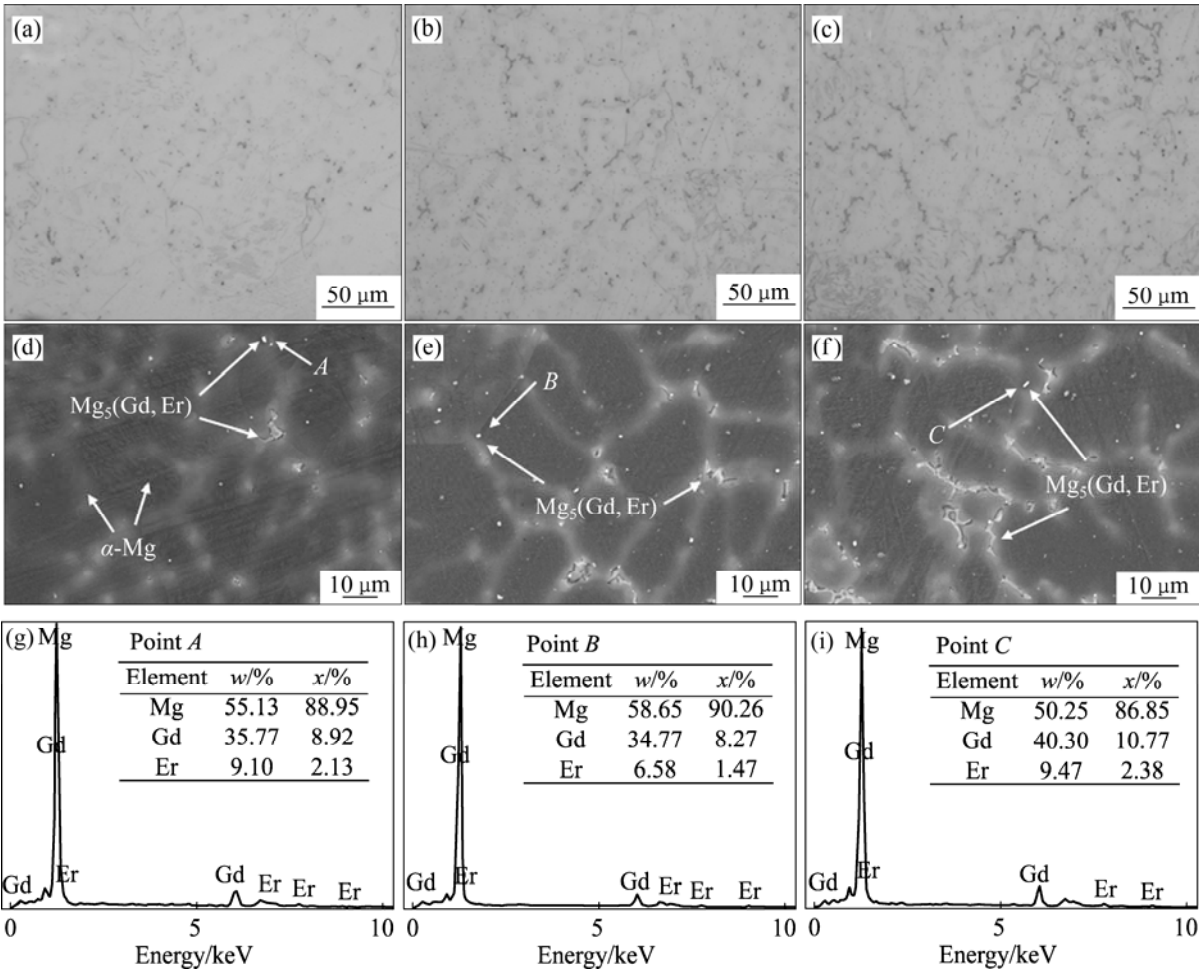


图 7 Mg-xGd-1Er-0.5Zr 合金铸态组织图及 EDS 能谱  
Fig. 7 Microstructures of casting Mg-xGd-1Er-0.5Zr alloys and EDS: (a), (d) x=8.0; (b), (e) x=10.0; (c), (f) x=12.0; (a), (b), (c) Optical microstructure; (d), (e), (f) SEM images; (g), (h), (i) EDS spectra

8.0%提升到 10.0%和 12.0%时, 共晶相体积分数分别为 1.07%、2.11%、3.41%。合金组织中共晶相的增多提高了凝固末期残余液相体积, 从而有利于对热裂纹进行补缩, 增加热裂纹萌生和扩展的难度, 减小合金的热裂敏感性。结合图 3 的  $f_s-T$  关系曲线可以看到 Mg-12.0Gd-1Er-0.5Zr 合金在凝固后期的固相率最低, 即凝固后期剩余共晶液相较多; 而 Mg-8.0Gd-1Er-0.5Zr 合金在凝固后期的固相率最高, 即剩余共晶液相较少, 说明 Mg-8.0Gd-1Er-0.5Zr 合金凝固后期形成的热裂纹不能得到较好的愈合, 表现出其热裂倾向性较大。由此得出, 共晶组织体积分数的增加对改善合金热裂敏感性是有益的。

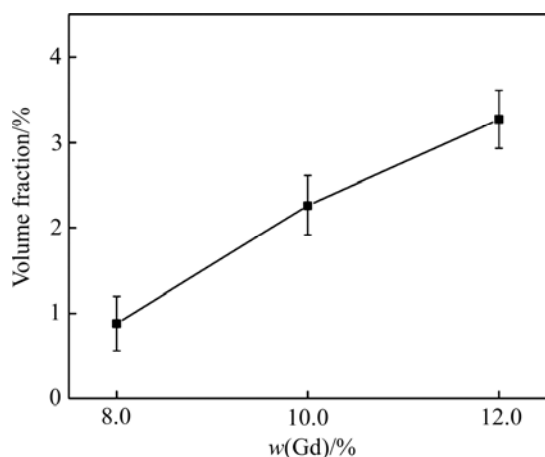


图 8 Mg-xGd-1Er-0.5Zr 合金共晶体积分数与 Gd 含量的关系

Fig. 8 Relationship between of Eutectic volume fraction of Mg-xGd-1Er-0.5Zr alloys and Gd content

### 2.3 凝固过程

为进一步分析 Mg-xGd-1Er-0.5Zr 合金的凝固析出对合金热裂敏感性的影响机制, 本文对合金的凝固行为进行了研究。图 9 所示为热裂棒铸造钢模中采集的 Mg-xGd-1Er-0.5Zr 合金冷却曲线。图中蓝色为冷却曲线, 红色为冷却曲线的一阶导数, 即为冷却速率变化曲线。图 9 中 A、B 点对应的峰是由于相析出时凝固潜热的释放导致冷却速率发生变化, 峰值处对应的温度即为相的析出温度。结合图 6 合金的 XRD 谱和热分析结果, 图 9(a)中 A 峰对应的是 Mg-8.0Gd-1Er-0.5Zr 合金中  $\alpha$ -Mg 的析出, 析出温度为 622.5 °C; B 峰对应的是  $Mg_5(Gd,Er)$  共晶相的析出, 析出温度为 540.2 °C, 发生的共晶反应为  $L \rightarrow \alpha\text{-Mg} + Mg_5(Gd,Er)$ 。图 9(b)和(c)的 A 峰和 B 峰相

对应的析出相与图 9(a)一致, 不同的是相的析出温度, 不同 Gd 含量的 Mg-xGd-1Er-0.5Zr 合金凝固参数如表 2 所示。

由表 2 可以看出, 随着 Gd 含量的增加, 凝固温度区间( $\Delta T = T_L - T_S$ )逐渐变窄, 即 Mg-8.0Gd-1Er-0.5Zr 的凝固温度区间最大, Mg-12.0Gd-1Er-0.5Zr 的凝固温度区间最小。一般来说, 凝固温度区间越小, 固液两相区存在时间越短, 合金的热裂倾向越低。结合图 9 凝固析出曲线, 认为随着 Gd 含量的

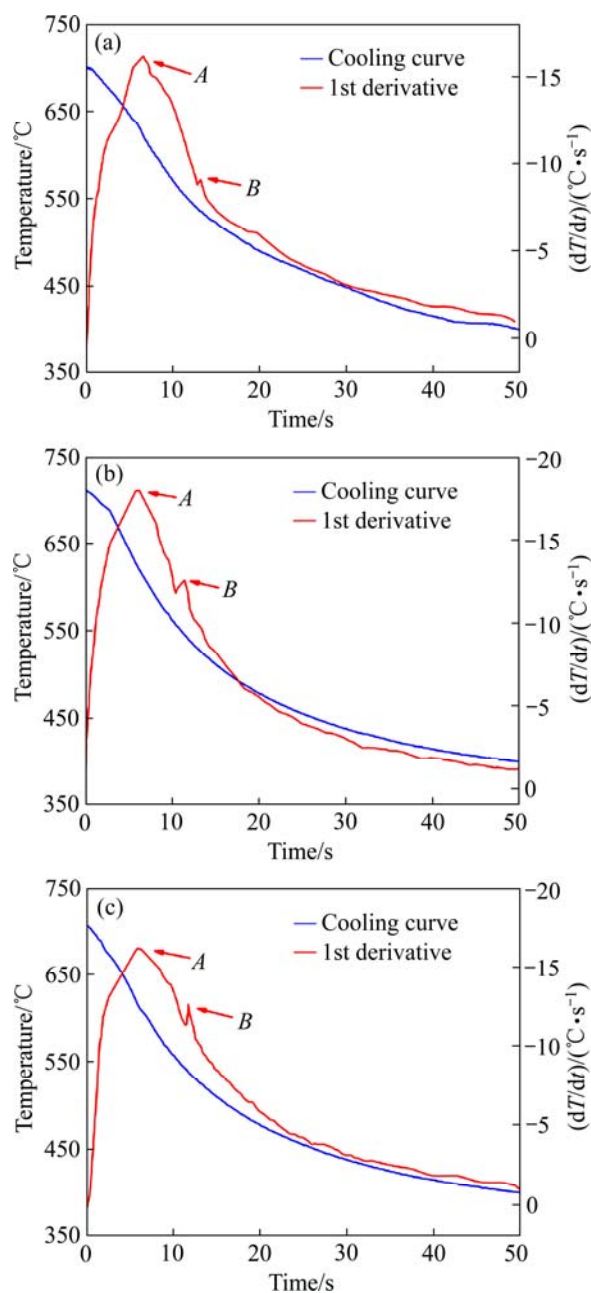


图 9 Mg-xGd-1Er-0.5Zr 的凝固曲线

Fig. 9 Solidification curves of Mg-xGd-1Er-0.5Zr alloys: (a)  $x=8.0$ ; (b)  $x=10.0$ ; (c)  $x=12.0$

表 2 Mg-xGd-1Er-0.5Zr 合金各相析出温度及凝固温度区间( $\Delta T$ )

Table 2 Precipitation temperature and solidification temperature range of Mg-xGd-1Er-0.5Zr alloys

Alloy	Precipitation temperature/K		$\Delta T/K$
	$\alpha$ -Mg	Mg <sub>2</sub> (Gd,Er)	
Mg-8.0Gd-1Er-0.5Zr	895.5	813.1	82.4
Mg-10.0Gd-1Er-0.5Zr	891.1	813.1	78
Mg-12.0Gd-1Er-0.5Zr	886.3	813.2	73.1

增加, 抑制了  $\alpha$ -Mg 枝晶形核长大, 导致的凝固温度区间变窄, 这是合金热裂敏感性降低的一个重要原因。

## 2.4 热裂曲线

成分的改变会导致 Mg-xGd-1Er-0.5Zr 合金凝固过程如糊状区等发生改变, 使其在凝固过程中表现出不同的力学行为, 特别是凝固后期体积分数较高, 枝晶基本搭接, 此时的收缩应力较大, 如果热节点处的收缩应力大于此时合金的断裂强度, 就会产生热裂纹。一般来说应力会随着凝固收缩的进行逐渐增加, 并随着凝固的进行逐渐趋于平缓, 但是如果在凝固过程产生热裂纹, 此时应力会突然下降或平缓, 因此可以通过采集应力和温度信息得到热

裂产生的具体情况。

图 10 所示为不同成分 Mg-xGd-1Er-0.5Zr 合金的凝固温度-收缩应力-时间关系曲线及应力的导数。从图 10(a)可以看出 Mg-8.0Gd-1Er-0.5Zr 合金的应力在凝固过程中负荷随时间稳步上升, 但在 392 N 时突然趋于平稳; 图 10(d)显示了荷载对时间的一阶导数, 即荷载增长率, 它表明荷载变化速率在 6.7 s 左右突然变为 0。这种突然的变化表明在 6.7 s 左右产生了热裂, 由冷却曲线可知此时凝固温度为 580 °C, 因此, 热裂发生在 580 °C 左右, 并在 540 °C 凝固结束之前。图 10(b)所示为 Mg-10.0Gd-1Er-0.5Zr 合金, 其荷载变化情况与 Mg-8.0Gd-1Er-0.5Zr 合金相似, 荷载突然平稳在 396 N 时, 荷载率在 7.6 s 左右突然变为 0, 表明热裂发生在 576 °C 左右, 较 Mg-8.0Gd-1Er-0.5Zr 温度有所下降。图 10(c)为 Mg-12.0Gd-1Er-0.5Zr 合金, 其荷载在 398 N 突然趋于平稳, 荷载率在 9.0 s 左右突然下降为 0, 热裂发生温度降至 569 °C 左右。结合图 3 的  $f_s$ - $T$  关系曲线, 可知 Mg-8.0Gd-1Er-0.5Zr 合金、Mg-10.0Gd-1Er-0.5Zr 合金以及 Mg-12.0Gd-1Er-0.5Zr 合金发生热裂时固相率分别为 94.35%、92.18%、88.41%。

表 3 列出了 Mg-xGd-1Er-0.5Zr 合金热裂行为及对应的相关参数。结果表明 Gd 含量的增加对合金

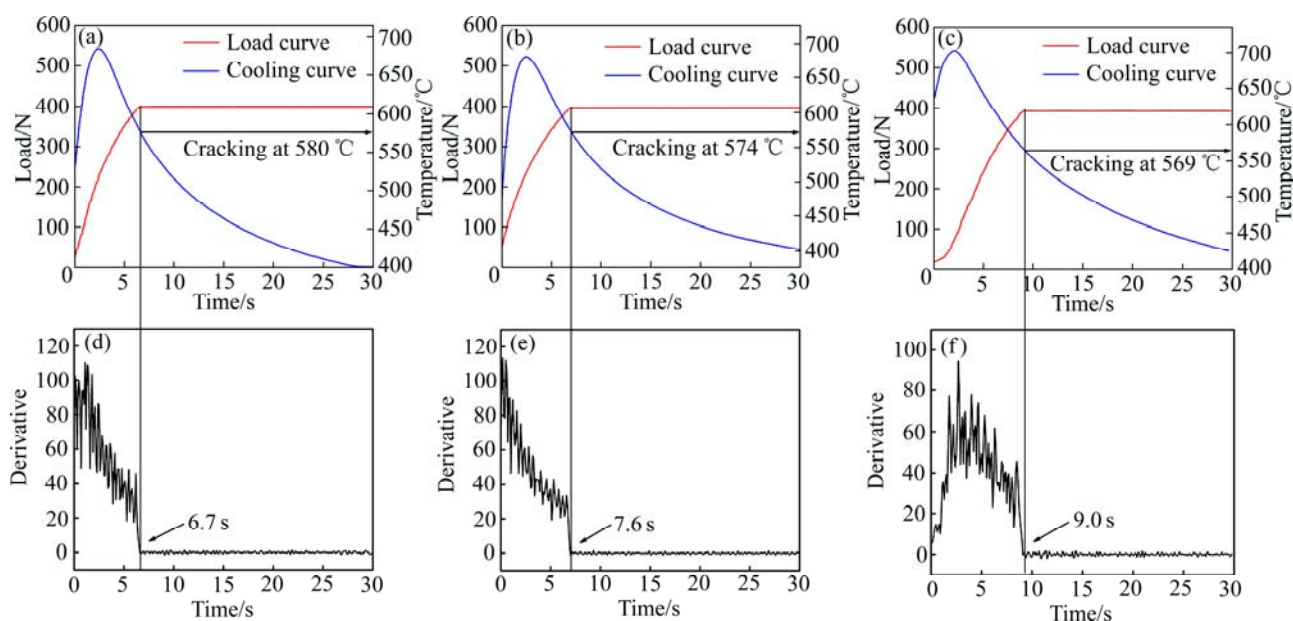


图 10 Mg-xGd-1Er-0.5Zr 合金的应力-冷却曲线及应力导数曲线

Fig. 10 Cooling and stress curves((a), (b), (c)) and stress derivative curves((d), (e), (f)) of Mg-xGd-1Er-0.5Zr alloys: (a), (d)  $x=8.0$ ; (b), (e)  $x=10.0$ ; (c), (f)  $x=12.0$

凝固后期的共晶析出有重要影响,可以看出合金发生热裂时的温度在固相线之上,这是因为合金组织中  $\text{Mg}_5(\text{Gd,Er})$  相整体占比少,  $\text{Mg}_5(\text{Gd,Er})$  相的非平衡凝固开始析出时温度远低于热裂开始产生的温度,表明凝固过程中直到该合金液相体积分数非常低时,  $\text{Mg}_5(\text{Gd,Er})$  共晶相才会析出;而在此之前凝固便已经大部分完成,说明热裂产生的主要原因可能是由于  $\alpha\text{-Mg}$  枝晶在固液两相区的分离而不是共晶析出分离所致。发生热裂时的固相率逐步下降表明其后期的共晶液相是逐步增加的趋势,说明随着 Gd 含量的增加凝固后期的共晶液相有一定增加,结合凝固补偿理论可知产生热裂纹的时候其残余液相分数越多,对热裂纹的补缩愈合作用越好。说明 Gd 含量的增加使开始产生热裂纹时的液相分数增加,能够让一部分已经产生的裂纹得到一定的液相补缩从而愈合,进而降低了合金的热裂敏感性。

## 2.5 断口形貌

图 11 所示为  $\text{Mg-xGd-1Er-0.5Zr}$  合金热裂纹断口的扫描照片,由图 11 可以看出热裂纹的表面很光滑,断裂面上观察到了很多  $\alpha\text{-Mg}$  枝晶。断口特征表明,热撕裂的形成是由于糊状带内枝晶间的分离引起的凝固开裂而不是由固态相变引起的开裂,断裂发生在凝固末期,也与上文 2.4 节热裂产生主要原因可能是由于  $\alpha\text{-Mg}$  枝晶在固液两相区的分离而不是共晶析出分离分离的结果一致。图 11(a)表明  $\text{Mg-8.0Gd-1Er-0.5Zr}$  合金断口光滑但不平整,枝晶自由表面较多,周围液膜连续性较差且面积小而薄,说明晶间结合力较差容易被收缩应力拉扯而形成热裂纹;枝晶粗大且发达,说明凝固后期在固相线周围形成的共晶液相数量较少,并且发达的粗大枝晶对残余液相补缩有较大的阻碍作用,因此热裂敏感性较高。由图 11(b)可以看出,

表 3  $\text{Mg-xGd-1Er-0.5Zr}$  合金热裂行为及对应的相关参数

Table 3 Hot cracking parameters of  $\text{Mg-xGd-1Er-0.5Zr}$  alloys

Alloy	Hot tearing temperature/K	Stress/N	$\Delta T/\text{K}$	Solid fraction during hot tearing/%
$\text{Mg-8.0Gd-1Er-0.5Zr}$	853	392	82.4	94.35
$\text{Mg-10.0Gd-1Er-0.5Zr}$	849	396	77	92.18
$\text{Mg-12.0Gd-1Er-0.5Zr}$	842	398	73.2	88.41

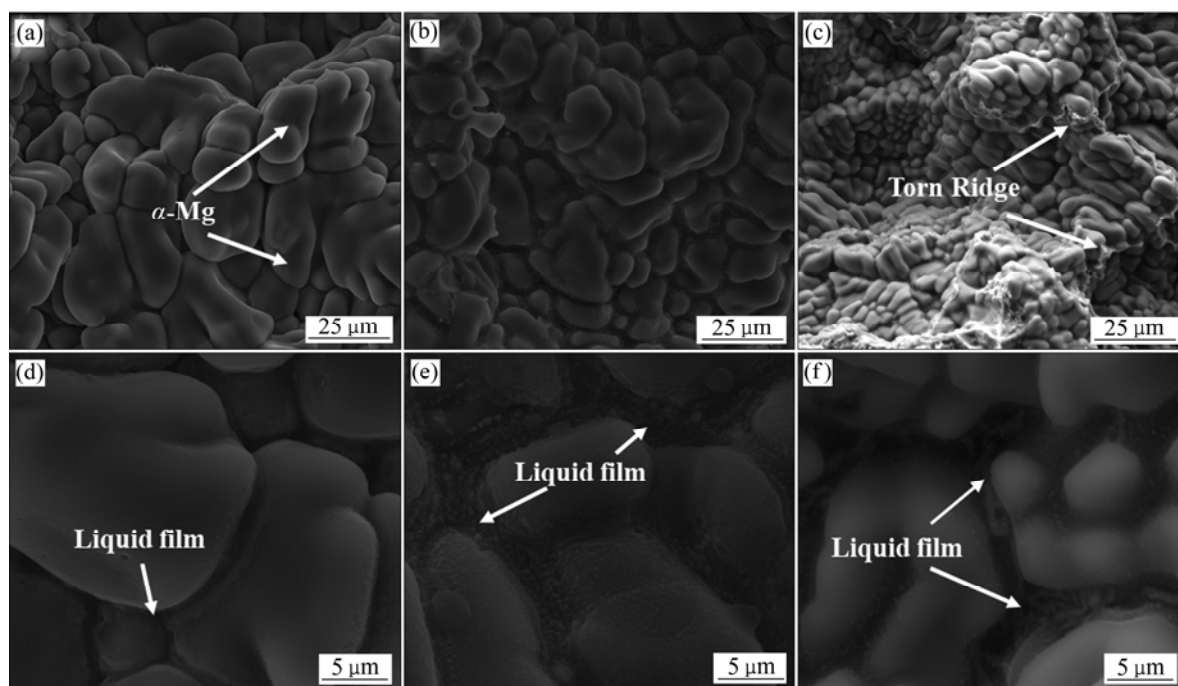


图 11  $\text{Mg-xGd-1Er-0.5Zr}$  合金的热裂纹形貌

Fig. 11 Hot crack morphologies of  $\text{Mg-xGd-1Er-0.5Zr}$  alloy: (a), (b)  $x=8.0$ ; (c), (d)  $x=10.0$ ; (e), (f)  $x=12.0$



Mg-10.0Gd-1Er-0.5Zr合金断口也较为光滑,液膜变得连续且更厚,表明晶间结合力有所改善,而且凝固后期在枝晶周围形成的共晶液相数量有一定的增加,枝晶虽然发达但却有所细化,细小的枝晶对液相的流动补缩更为有利,因此裂纹补缩能力得到加强。由图 11(c)可以看出, Mg-12.0Gd-1Er-0.5Zr合金断口液膜更加连续且更厚,枝晶表面出现了许多褶皱,可以看到很明显的类似“脊”的液流痕迹,断口上观察到的撕裂脊说明发生热撕裂时存在较多的液体而且出现晶间搭桥现象。这表明在凝固后期枝晶间残留较多的低熔点共晶相,提高了对热裂纹的补缩能力;晶间搭桥可以进一步加强晶间结合力,使晶间的结合更好,对热裂纹的扩展有一定的阻碍作用,从而改善合金的热裂敏感性。因此,液膜的变化以及晶间搭桥证明晶间结合力的提高是降低热裂敏感性的另一个重要原因。

由上所述, Mg-xGd-1Er-0.5Zr合金的热裂敏感性主要受液膜、凝固残余液相以及晶间桥接等影响。

### 3 结论

1) Mg-xGd-1Er-0.5Zr合金的热裂敏感性预测与实验评价结果趋势相当,说明基于 Clyne-Davies 模型的  $C$  值能够较好地预测 Mg-xGd-1Er-0.5Zr合金的热裂敏感性。

2) 随着 Gd 含量的提高,合金析出相增多即在凝固后期拥有更多的液相,有利于热裂纹的补缩愈合;此外, Gd 含量的增加会抑制  $\alpha$ -Mg 枝晶形核长大使合金的凝固温度区间减小,有利于降低合金的热裂敏感性。

3) 热裂断口出现的液膜、枝晶以及撕裂脊表明 Mg-xGd-1Er-0.5Zr合金热撕裂的形成是由于糊状带内枝晶间的分离。液膜的变化以及晶间搭桥证明晶间结合力的提高是降低热裂敏感性的另一个重要原因。

### REFERENCES

[1] HAN Xiu-zhu, XU Wen-chen, YUAN Lin, et al. The influences of long period stacking order phase and texture on compressive behavior of an extruded magnesium alloy[J].

Materials science and Engineering A, 2013, 568: 246–255.

[2] 刘正,王越,王中光,等. 镁基轻质材料的研究与应用[J]. 材料研究学报, 2000, 14(5): 449–456.

LIU Zheng, WANG Yue, WANG Zhong-guang, et al. Developing trends of research and application of magnesium alloys[J]. Chinese Journal of Materials research, 2000, 14(5): 449–456.

[3] WANG Bao-jie, XU Dao-kui, WANG Shi-dong, et al. Influence of solution treatment on the corrosion fatigue behavior of an as-forged Mg-Zn-Y-Zr alloy[J]. International Journal of Fatigue, 2019, 120: 46–55.

[4] PAN Fu-sheng, YANG Ming-bo, CHEN Xian-hua. A review on casting magnesium alloys: Modification of commercial alloys and development of new alloys[J]. Journal of Materials Science and Technology, 2016, 32(12): 1211–1221.

[5] MORDIKE B L, EBERT T. Magnesium-properties-applications-potential[J]. Materials science and Engineering A, 2001, 302(1): 37–45.

[6] 刘正,张越,毛萍莉,等. Ca对Mg-Zn合金热裂敏感性的影响[J]. 沈阳工业大学学报, 2013, 35(6): 624–629.

LIU Zheng, ZHANG Yue, MAO Ping-li, et al. Effect of Ca on hot tearing susceptibility of Mg-Zn alloy[J]. Journal of Shenyang University of Technology, 2013, 35(6): 624–629.

[7] 刘耀鸿,王朝辉,刘轲,等. Er对Mg-5Zn-xEr镁合金热裂敏感性的影响[J]. 金属学报, 2019, 55(3): 389–398.

LIU Yao-hong, WANG Zhao-hui, LIU Ke, et al. Effects of Er on hot cracking susceptibility of Mg-5Zn-xEr magnesium alloys[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2019, 55(3): 389–398.

[8] LIU Jiang-wei, KOU Sin-do. Susceptibility of ternary aluminum alloys to cracking during solidification[J]. Acta Materialia, 2017, 125: 513–523.

[9] SHIN J, KIM T Y, KIM D E, et al. Castability and mechanical properties of new 7xxx aluminum alloys for automotive chassis/body applications[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2016, 698: 577–590.

[10] BICHLER L, ELSAYED A, LEE K, et al. Influence of mold and pouring temperatures on hot tearing susceptibility of AZ91D magnesium alloy[J]. International Journal of Metalcasting, 2008, 2(1): 43–54.

[11] CAO G, KOU S. Hot tearing of ternary Mg-Al-Ca alloy castings[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2006, 37(12): 3647–3663.

[12] CAO G, HAYGOOD I, KOU S. Onset of hot tearing in ternary Mg-Al-Sr alloy castings[J]. Metallurgical and

- Materials Transactions A, 2010, 41(8): 2139–2150.
- [13] WANG Zhi, SONG Jiang-feng, HUANG Yuan-ding, et al. An investigation on hot tearing of Mg-4.5Zn-(0.5Zr) alloys with Y additions[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2015, 46(5): 2108–2118.
- [14] SONG Jiang-feng, PAN Fu-sheng, JIANG Bin, et al. A review on hot tearing of magnesium alloys[J]. Journal of Magnesium and Alloys, 2016, 4(3): 151–172.
- [15] LI Ji-lin, CHEN Rong-shi, MA Yue-qun, et al. Hot tearing of sand cast Mg-5wt.%Y-4wt.%RE (WE54) alloy[J]. Acta Metallurgica Sinica (English Letters), 2013, 26(6): 728–734.
- [16] 王业双, 王渠东, 丁文江, 等. 合金的热裂机理及其研究进展[J]. 特种铸造及有色合金, 2000(2): 48–50.
- WANG Ye-shuang, WANG Qu-dong, DING Wen-jiang, et al. Research development of hot tear mechanism for cast alloys[J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2000(2): 48–50.
- [17] ESKIN D G, SUYITNO, KATGERMAN L. Mechanical properties in the semi-solid state and hot tearing of aluminium alloys[J]. Progress in Materials Science, 2004, 49(5): 629–711.
- [18] 周野, 毛萍莉, 王志, 等. Mg-7Zn-xCu-0.6Zr 合金热裂行为的研究[J]. 金属学报, 2017, 53(7): 851–860.
- ZHOU Ye, MAO Ping-li, WANG Zhi, et al. Investigations on hot tearing behavior of Mg-7Zn-xCu-0.6Zr alloys[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2017, 53(7): 851–860.
- [19] RAPPAZ M, DREZET J M, GREMAUD M. A new hot-tearing criterion[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 1999, 30(2): 449–455.
- [20] EASTON M A, GIBSON M A, ZHU Su-ming, et al. An a priori hot-tearing indicator applied to die-cast magnesium-rare earth alloys[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2014, 45(8): 3586–3595.
- [21] ESKIN D G, SUYITNO, KATGRMAN L. Mechanical properties in the semi-solid state and hot tearing of aluminium alloys[J]. Progress in Materials Science, 2004, 49(5): 629–711.
- [22] LAHAIE D J, BOUCHARD M. Physical modeling of the deformation mechanisms of semisolid bodies and a mechanical criterion for hot tearing[J]. Metallurgical and Materials Transactions B, 2001, 32(4): 697–705.
- [23] MAGNIN B, MAENNER L, KATGERMANK L, et al. Ductility and rheology of an Al-4.5% Cu alloy from room temperature to coherency temperature[J]. Materials Science Forum, 1996, 217(222): 1209–1214.
- [24] ZHENG Xiao-bing, DU Wen-bo, WANG Zhao-hui, et al. Remarkably enhanced mechanical properties of Mg-8Gd-1Er-0.5Zr alloy on the route of extrusion, rolling and aging[J]. Materials Letters, 2018, 212: 155–158.
- [25] WANG Zhao-hui, DU Wen-bo, WANG Xu-dong, et al. Microstructure evolution of Mg-9Gd-2Er-0.4Zr alloy during solid solution treatment[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2013, 23(3): 593–598.
- [26] LIU Ke, WANG Xun-dong, DU Wen-bo. Development of extraordinary high-strength-toughness Mg alloy via combined processes of repeated plastic working and hot extrusion[J]. Materials Science and Engineering A, 2013, 573: 127–131.
- [27] 魏子淇, 刘正, 王志, 等. 钇对 Mg-Zn-Y-Zr 合金热裂敏感性影响[J]. 中国有色金属学报, 2018, 28(2): 233–240.
- WEI Zi-qi, LIU Zheng, WANG Zhi, et al. Effects of Y on hot tearing susceptibility of Mg-Zn-Y-Zr alloys[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2018, 28(2): 233–240.
- [28] CAO G, KOU S. Hot cracking of binary Mg-Al alloy castings[J]. Materials Science and Engineering A, 2006, 417(1/2): 230–238.
- [29] SONG Jiang-feng, WANG Zhi, HUANG Yuan-ding, et al. Hot tearing susceptibility of Mg-Ca binary alloys[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2015, 46(12): 6003–6017.
- [30] VINODH G, JAFARI NODOOSHAN H R, LI De-jiang, et al. Effect of Al content on hot-tearing susceptibility of Mg-10Zn-xAl alloys[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2020, 51(4): 1897–1910.
- [31] WEI Zi-qi, LIU Shi-ming, LIU Zhi, et al. Effects of Zn content on hot tearing susceptibility of Mg-7Gd-5Y-0.5Zr alloy[J]. Metals-Open Access Metallurgy Journal, 2020, 10(3): 414.
- [32] LIU Zheng, ZHANG Si-bo, MAO Ping-li, et al. Effects of Y on hot tearing susceptibility of Mg-Zn-Y-Zr alloys[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2014, 24(4): 907–914.
- [33] SU Xin, FENG Zhi-jun, WANG Feng, et al. Effect of pouring and mold temperatures on hot tearing susceptibility of WE43 magnesium alloy[J]. International Journal of Metalcasting, 2021, 15(2): 576–586.
- [34] HAQ I U, SHIN J S, LEE Z H. Computer-aided cooling curve analysis of A356 aluminum alloy[J]. Metals and Materials International, 2004, 10(1): 89–96.

## Investigations on hot cracking susceptibility of Mg-xGd-1Er-0.5Zr alloys

WU Di-can<sup>1</sup>, WANG Yun-feng<sup>2</sup>, DU Wen-bo<sup>1</sup>, DING Ning<sup>1</sup>, LI Shu-bo<sup>1</sup>, ZHU Xun-ming<sup>2</sup>, WANG Zhao-hui<sup>1</sup>

(1. Faculty of Materials and Manufacturing, Beijing University of Technology, Beijing 100124, China;

2. Weihai Wanfeng Auto Holding Group Co., Ltd., Weihai 264209, China)

**Abstract:** Hot tearing is a potential problem that deteriorates the ductility of Mg castings. The effects of Gd content on the hot cracking susceptibility ( $H$ ) of Mg-xGd-1Er-0.5Zr ( $x=8.0, 10.0, 12.0$ , mass fraction, %) were predicted based on the Clyne-Davies model, and verified by using the “constraint rod” permanent mold test. The results show that the variation of  $H$  value of the Mg-xGd-1Er-0.5Zr alloys can be effectively predicted by the Clyne-Davies model and the theory values are in consistent with the experimental ones. The microstructure and the precipitates in the as-cast Mg alloys were analyzed by scanning electron microscopy (SEM) and X-ray diffractometry (XRD). It is demonstrated that the  $H$  value decreases with the increase of Gd content. The higher Gd contents lead to the increase of the volume fraction of Mg<sub>5</sub>(Gd, Er) eutectic phase, which is facilitated to feed the micro-cracks between the dendrite arms during the terminal solidification stage, so as to decrease the  $H$  value. In addition, the eutectic phase also inhibits the nucleation and growth of  $\alpha$ -Mg dendrites and thus reduces the solidification temperature range of the alloy. Combined with the fracture surface observation, it is suggested that the liquid film and bridge between the grains during solidification improve the grain-binding force, which is also considered as another important reason responsible for reducing the  $H$  value.

**Keywords:** Mg-Gd-Er-Zr alloy; solidification; microstructure; hot tearing model; hot cracking sensitivity

**Foundation item:** Project(2016YFB0301001) supported by the National Key Research and Development Program of China; Project(2016YFB0301101) supported by the National Key Research and Development Program of China; Project(KZ201810005005) supported by the Key Science and Technology Program of Beijing Municipal Commission of Education, China

**Received date:** 2020-11-03; **Accepted date:** 2021-03-28

**Corresponding author:** DU Wen-bo; Tel: +86-10-67392917; E-mail: duwb@bjut.edu.cn

(编辑 龙怀中)