



钇对 Mg-Zn-Y-Zr 合金热裂敏感性影响

魏子淇, 刘 正, 王 志, 贾东瑞

(沈阳工业大学 材料科学与工程学院, 沈阳 110870)

摘 要: 基于 Clyne-Davies 模型对 Mg-6.5Zn-xY-0.5Zr 合金热裂敏感性进行预测, 并通过“T”型热裂模具对热裂纹萌生时的温度和固相量等进行表征, 采用扫描电子显微镜和 X 射线衍射等手段, 分析析出相对合金热裂敏感性的影响。结果表明: 合金热裂倾向由大到小的顺序为 Mg-6.5Zn-2Y-0.5Zr、Mg-6.5Zn-0.5Y-0.5Zr、Mg-6.5Zn-1Y-0.5Zr、Mg-6.5Zn-4Y-0.5Zr 和 Mg-6.5Zn-6Y-0.5Zr。组织中含有 I 相合金的热裂敏感性要高于含有 W 相的合金, 同时, 含有 I 相和 W 相合金的热裂敏感性则高于只含有 I 相或 W 相的合金。研究还发现, 易脆区域 ΔT_c 是反映镁合金热裂敏感性的一个重要参数, 合金的 ΔT_c 值越高, 合金的热裂敏感性也越高。

关键词: Mg-Zn-Y-Zr 合金; 热裂敏感性; 析出相; 易脆区域

文章编号: 1004-0609(2018)-02-0233-08

中图分类号: TG146.22

文献标志码: A

作为最轻的金属结构材料, 镁合金具有密度低, 比强度、阻尼性能高, 铸造工艺性好, 易于回收等优点, 因而在电子信息、交通工具、军工等众多领域显示出广阔的应用前景, 被誉为 21 世纪非常有前途的绿色工程材料。可是, 对于很多牌号的镁合金, 由于铸造过程中显示出较高的热裂倾向^[1-7], 因而制约了其更为广泛的应用。在铸造生产过程中, 由于镁合金的热容低、降温快, 凝固收缩应力与组织非均匀性的共同作用下极易产生热裂^[8-10]。对于薄壁复杂结构镁合金铸件及大型半连续铸造锭坯而言, 热裂已成为了提高其产品质量、降低生产成本和批量生产的瓶颈^[11-15]。

近年来, Mg-Zn-Y-Zr 合金由于其高强度而备受关注。在 Mg-Zn-Y 合金中, Zn、Y 含量和 $m(\text{Zn})/m(\text{Y})$ 比被认为对 Mg-Zn-Y 合金的组织 and 性能具有很大的影响^[16]。Y 作为镁中固溶度最高的合金元素, 可同时发挥较强的固溶和时效强化作用^[17]。当 Zn 含量一定时, 随着 Y 含量的增加, 即 $m(\text{Zn})/m(\text{Y}) > 1$ 、 $m(\text{Zn})/m(\text{Y}) \approx 1$ 、 $m(\text{Zn})/m(\text{Y}) < 1$ 时, 合金组织中将会依次出现 I 相(或 I 相和 W 相)、W 相(或 W 相和少量 I 相)、Z 相(或 Z 相和少量 W 相), 同时, 晶间的组织也会由线性结构转变为网状结构^[18]。Mg-Zn-Y 合金中一般都加入一定的 Zr, 这是由于 Zr 的晶格常数和镁相同, 作为凝固的异质形核核心, 对镁合金显微组织细化具有

很大影响^[19-21]。目前, 对应不同的 $m(\text{Zn})/m(\text{Y})$, Mg-Zn-Y 合金具有不同的力学性能, 但对于其铸造工艺性能, 特别是热裂敏感性的研究还缺乏系统性。

据文献[22]研究, Mg-Zn-Y-Zr 合金中的 Y 可提高共晶温度, 而且 Y 含量有可能对镁合金的热裂敏感性产生很大影响。文献[23-24]对含 2.5%、4.5%Zn 的 Mg-Zn-Y-Zr 合金进行了较为系统的研究, 但缺少对更高 Zn 含量合金的数据, 而含约 6.5%Zn 的合金(例如 ZK60)又是目前用量较多的镁合金牌号。为此, 本文作者针对 Mg-6.5Zn-xY-0.5Zr($x=0.5, 1, 2, 4, 6$)系合金, 通过研究不同 Y 含量对合金凝固过程的影响, 凝固后期残余液体量和显微组织的变化, 以及热裂产生时的温度、时间、应力等的特征值, 探索 $m(\text{Zn})/m(\text{Y})$ 的改变对 Mg-6.5Zn-xY-0.5Zr 系合金的热裂敏感性的影响。

1 实验

研究采用 Mg-6.5Zn-xY-0.5Zr 合金作为实验材料, 其中 Mg-6.5Zn-xY-0.5Zr 合金炼制的主要原材料有 Mg 锭(99.95%)、Zn 锭(99.7%)、Mg-25Y 和 Mg-30Zr 中间合金。Mg-Zn-Y-Zr 合金的名义化学成分见表 1。

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(51571145)

收稿日期: 2016-11-29; 修订日期: 2017-06-29

通信作者: 刘 正, 教授, 博士; 电话: 13940138906; E-mail: zliu4321@126.com

表1 Mg-Zn-Y-Zr 合金化学成分

Table 1 Nominal chemical composition of Mg-Zn-Y-Zr alloy

Alloy	Mass fraction/%				$m(\text{Zn})/$ $m(\text{Y})$
	Zn	Y	Zr	Mg	
Mg-6.5Zn-0.5Y-0.5Zr	6.5	0.5	0.5	Bal.	13
Mg-6.5Zn-1Y-0.5Zr	6.5	1	0.5	Bal.	6.5
Mg-6.5Zn-2Y-0.5Zr	6.5	2	0.5	Bal.	3.25
Mg-6.5Zn-4Y-0.5Zr	6.5	4	0.5	Bal.	1.625
Mg-6.5Zn-6Y-0.5Zr	6.5	6	0.5	Bal.	1.08

合金的制备方法为：在原材料加工制备过程中，分别采用电锯和手锯对实验用原材料进行切割并准确称出所需质量。Mg-6.5Zn-xY-0.5Zr 合金熔炼过程中，依据已有经验 Mg 锭的加入量按 5%(质量分数)的烧损进行配料。合金熔化采用 SG-5-10 可控温度坩埚电阻炉，熔化过程中用浓度 0.2%SF₆ 和浓度 99.8%氮气(体积分数)的混合气体对液面进行保护。熔化前，用氮化硼(BN)涂料喷涂不锈钢坩埚内表面。搅拌熔体 5 min，然后在 720 °C 的温度下保温 30 min，确保合金元素彻底扩散和溶解，再将 720 °C 的熔融合金浇注到一个预热至 200 °C 的“T”型永久模具中。“T”型金属型模具的尺寸和几何形状如图 1 所示。

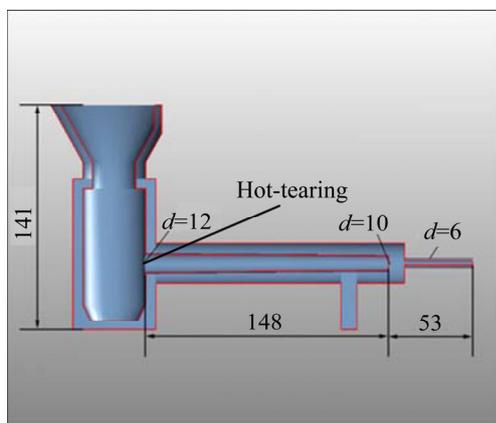


图1 热裂模具示意图

Fig. 1 Schematic diagram of mold for hot tearing (Unit: mm)

当合金在“T”型金属型模具中冷却时，直浇道和约束杆之间交叉处(即“T”型模具的拐角)易于应力集中，热裂纹几乎都是在此处萌生和扩展(见图1)。直浇道旁的约束杆直径为 12 mm，约束杆末端直径为 10 mm。两端的直径不同是用来减少在凝固过程中浇注的镁合金和模具内壁的摩擦，使测量结果更加精准。热裂参数，如凝固温度和时间，镁合金凝固收缩应力记录在“AD”转换系统中，如图 2 所示。

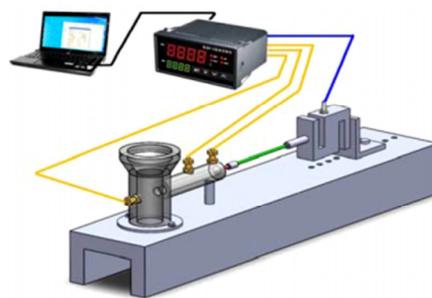


图2 实验装置示意图

Fig. 2 Schematic diagram of experimental setup

镁合金热裂敏感性 C(CSC)是基于 Clyne-Davies 模型预测，其算式如式(1)所示。

$$C = \frac{t_V}{t_R} = \frac{t_{0.01} - t_{0.1}}{t_{0.1} - t_{0.6}} \quad (1)$$

式中： t_V 表示合金凝固经过应力不易松弛区域(易脆区域)的时间段； t_R 表示合金凝固经过应力易松弛区域(易补缩区域)的时间段。当液相分数为 0.1~0.6 时，由于具有充足的液相，枝晶间凝固收缩可以被周围液相补充，应力据此得到松弛，所以该阶段凝固时间为 t_R 。随着凝固时间的延长和冷却温度的降低，液相分数持续下降，合金热裂敏感性增加。当液相分数为 0.01~0.1 时，枝晶间凝固收缩难以被周围液相补充，收缩应力只能通过产生裂纹释放，因此被称为易脆区域，其所对应的凝固时间为 t_V 。可见，CSC 值可作为评估合金热裂敏感性的指数，CSC 值越大，表示合金的热裂倾向也越大。如图 3 所示，其中纵坐标为合金液相分数，横坐标为固相分数所对应的凝固时间(不同合金对应不同的值)， t_V 和 t_R 可以通过液相分数和时间曲线来测得。

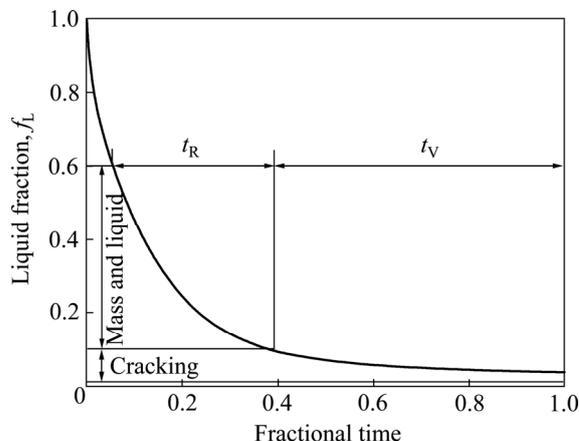


图3 液相分数随凝固分数对应时间的变化曲线

Fig. 3 Change curve of liquid fraction with solidification fraction time

本研究采用双热电偶分析方法测试合金的枝晶搭接温度。如图4所示,在坩埚的中心位置和边缘位置分别放置两根热电偶来测量合金凝固过程的中心位置温度(T_c)和边缘位置温度(T_e)。基于中心位置与边缘位置处凝固的不等时性,一旦枝晶搭接则二者之间的温度差迅速接近(即 ΔT 出现一个极小值),进而测得枝晶搭接温度(T_{coh})。

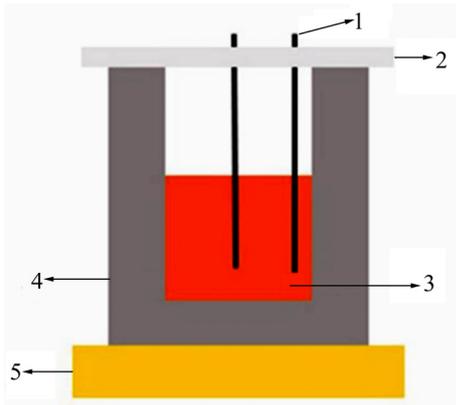


图4 双热电偶分析法示意图

Fig. 4 Schematic diagram of double thermocouple test system: 1—Thermocouple; 2—Asbestos; 3—Melt; 4—Graphite crucible; 5—Thermal insulation sand

2 结果与分析

基于上述实验方法,对 Mg-6.5Zn- x Y-0.5Zr($x=0.5, 1, 2, 4, 6$)系合金热裂敏感性进行预测和分析,按照凝固分析、收缩应力、热裂敏感性、物相组成、裂纹形貌分述如下。

2.1 凝固分析

基于合金的凝固特性与其两相区凝固温度范围密切相关,本研究对 Mg-6.5Zn- x Y-0.5Zr($x=0.5, 1, 2, 4, 6$)系合金的凝固曲线和凝固温度范围进行测试,结果如图5和6所示。由图5可见, Mg-6.5Zn-2Y-0.5Zr合金凝固最后阶段的残余液相最少, Mg-6.5Zn-6Y-0.5Zr合金凝固最后阶段的残余液相最多。由图6可见, Mg-6.5Zn-2Y-0.5Zr合金的凝固温度范围最大,其数值为247.18 $^{\circ}$ C; Mg-6.5Zn-6Y-0.5Zr合金的凝固温度范围最小,其数值为142.17 $^{\circ}$ C。一般来说,凝固温度范围越小,热裂敏感性越低;凝固末期残余液相分数越高,液相补缩能力越高,热裂敏感性越低。即 Mg-6.5Zn-2Y-0.5Zr合金热裂敏感性最高, Mg-6.5Zn-6Y-0.5Zr合金热裂敏感性最低, Mg-6.5Zn-0.5Y-0.5Zr、

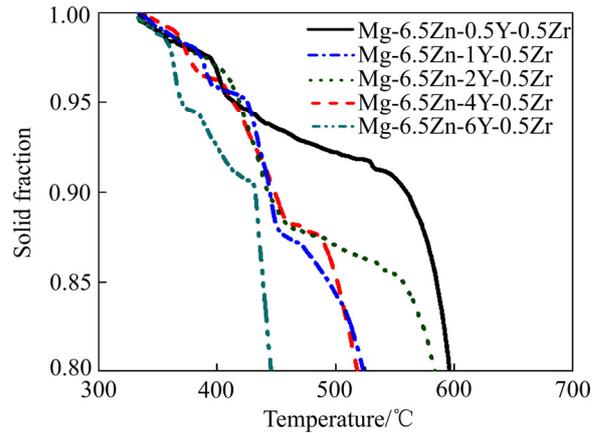


图5 Mg-6.5Zn- x Y-0.5Zr合金凝固末期曲线

Fig. 5 Solidification curves of Mg-6.5Zn- x Y-0.5Zr alloys at final stage

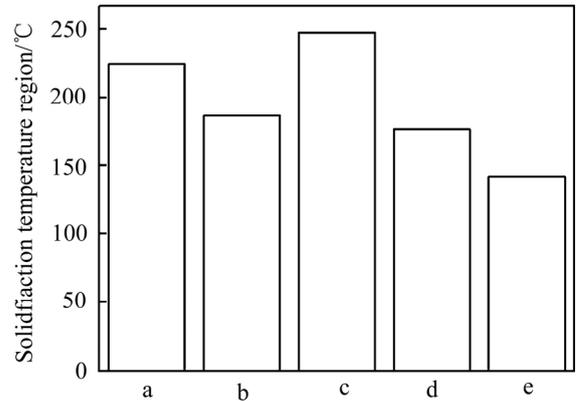


图6 Mg-6.5Zn- x Y-0.5Zr合金凝固温度区间

Fig. 6 Solidification temperature range of Mg-6.5Zn- x Y-0.5Zr alloys: (a) Mg-6.5Zn-0.5Y-0.5Zr; (b) Mg-6.5Zn-1Y-0.5Zr; (c) Mg-6.5Zn-2Y-0.5Zr; (d) Mg-6.5Zn-4Y-0.5Zr; (e) Mg-6.5Zn-6Y-0.5Zr

Mg-6.5Zn-1Y-0.5Zr和 Mg-6.5Zn-4Y-0.5Zr合金热敏感性居中。

2.2 收缩应力

受 Mg-6.5Zn- x Y-0.5Zr($x=0.5, 1, 2, 4, 6$)系合金凝固温度范围的影响,不同Y含量合金在凝固过程中表现出不同的力学行为。图7所示为 Mg-6.5Zn- x Y-0.5Zr合金收缩应力和温度随时间的变化。在凝固初期,固相分数较低,枝晶没有搭接,不足以建立合金强度,时间-应力曲线中的应力值为零。随着合金不断凝固,枝晶搭接,合金收缩应力值开始明显增加。当在“T”型模具热节点处收缩应力大于合金断裂强度时,热裂纹萌生并扩展,在时间-应力曲线上会出现应力松弛(应力突然出现下降),据此可判断不同成分合金热裂

开始所对应的温度和固相率。

Mg-6.5Zn-0.5Y-0.5Zr 合金收缩应力和温度对于时间的函数如图 7(a)所示。当温度为 395.8 °C 时, 时间-应力函数曲线下降, 对应的固相率为 97.3%, 这说明合金中形成了宏观热裂纹。随着合金的持续凝固, 当温度为 330.5 °C 时, 对应的固相率为 99.2%, 时间-应力函数曲线出现了另一个下降, 这说明合金中第二次形成了热裂纹。固相分数较低并且残余液相分数较高时, 残余液相足够多可以再次填充第一次曲线下降时形成的微裂纹。随着收缩应力逐渐增大, 形成的较薄膜或晶间搭桥不能抵抗收缩应力的拉伸作用, 导致第二次热裂出现。图 7(b)显示 Mg-6.5Zn-1Y-0.5Zr 合金收缩应力和温度对于时间的函数。当温度为 299.3 °C 时, 时间-应力函数曲线下降, 对应的固相率为 97.5%, 合金中形成了热裂纹。由图 7(b)可看出, 该合金凝

固过程中仅形成了一次热裂纹。图 7(c)和(d)分别所示为 Mg-6.5Zn-2Y-0.5Zr 合金和 Mg-6.5Zn-4Y-0.5Zr 合金收缩应力和温度对于时间的函数。热裂启动和传递分别发生在 339.5 °C, 对应的固相率为 99.3%和 358.3 °C, 对应的固相率为 99.9%。图 7(e)所示为 Mg-6.5Zn-6Y-0.5Zr 合金收缩应力和温度对于时间的函数。当温度为 335.3 °C 时, 对应的固相率为 99.8%, 合金中形成了热裂纹。

2.3 热裂敏感性

基于合金的凝固曲线和 Clyne-Davies 模型, 计算得到的 Mg-6.5Zn-xY-0.5Zr 系合金的 CSC 值(热裂敏感性), 如图 8 所示。据此, 不同 Y 含量合金热裂敏感性由大到小的顺序依次为 Mg-6.5Zn-2Y-0.5Zr、Mg-6.5Zn-0.5Y-0.5Zr、Mg-6.5Zn-1Y-0.5Zr、Mg-6.5Zn-

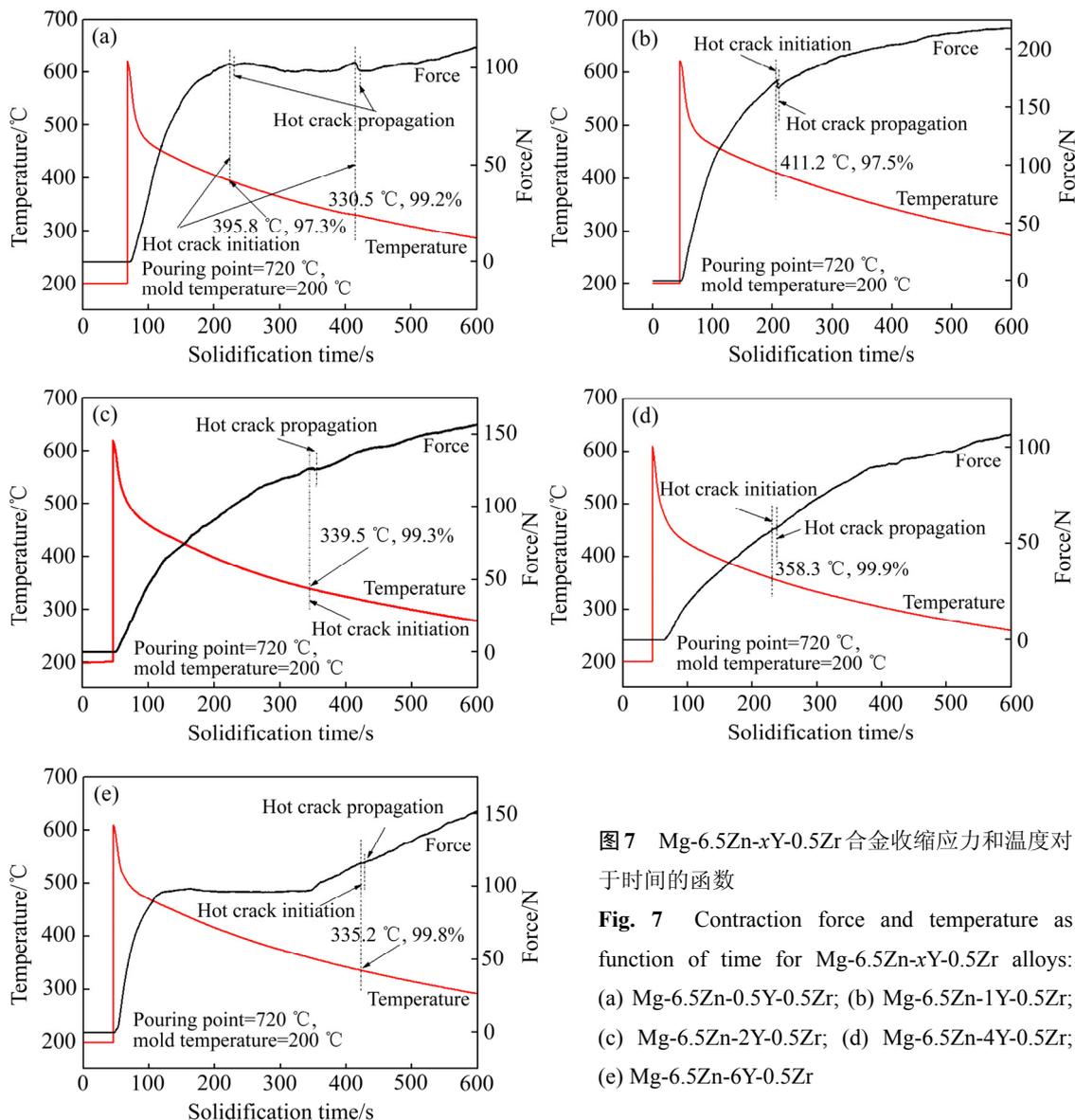


图 7 Mg-6.5Zn-xY-0.5Zr 合金收缩应力和温度对于时间的函数

Fig. 7 Contraction force and temperature as function of time for Mg-6.5Zn-xY-0.5Zr alloys: (a) Mg-6.5Zn-0.5Y-0.5Zr; (b) Mg-6.5Zn-1Y-0.5Zr; (c) Mg-6.5Zn-2Y-0.5Zr; (d) Mg-6.5Zn-4Y-0.5Zr; (e) Mg-6.5Zn-6Y-0.5Zr

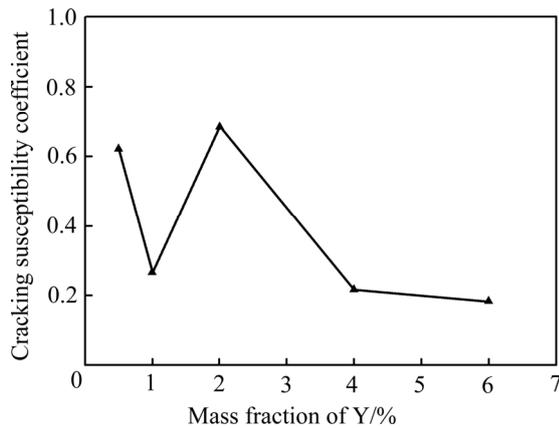


图8 Mg-6.5Zn-xY-0.5Zr 合金热裂敏感性
Fig. 8 Hot tearing susceptibility of Mg-6.5Zn-xY-0.5Zr alloys

4Y-0.5Zr 和 Mg-6.5Zn-6Y-0.5Zr。其中合金 Mg-6.5Zn-2Y-0.5Zr 的热裂敏感性最高, 合金 Mg-6.5Zn-6Y-0.5Zr 的热裂敏感性最低。

图9所示为通过双电偶方法测试得到的枝晶搭接温度。由图9可见, Mg-6.5Zn-2Y-0.5Zr 的枝晶搭接温度最高(637.52 °C), Mg-6.5Zn-6Y-0.5Zr 的枝晶搭接温度最低(617.79 °C)。合金的枝晶搭接温度越高, α -Mg 相越先形成, 枝晶间在较高的温度下开始搭接, 即较早的进入了补缩难度较大的剩余液相晶间补缩阶段, 从而增大了合金的热裂倾向。据此, 不同 Y 含量合金枝晶搭接温度由高到低的顺序为: Mg-6.5Zn-2Y-0.5Zr、Mg-6.5Zn-0.5Y-0.5Zr、Mg-6.5Zn-1Y-0.5Zr、Mg-6.5Zn-4Y-0.5Zr 和 Mg-6.5Zn-6Y-0.5Zr。显然, 枝晶搭接温度越高, 凝固过程中枝晶间补缩通道封闭的就越早, 因此热裂的敏感性就越高。可见, 图9的测试结果与图8的预测结果一致。

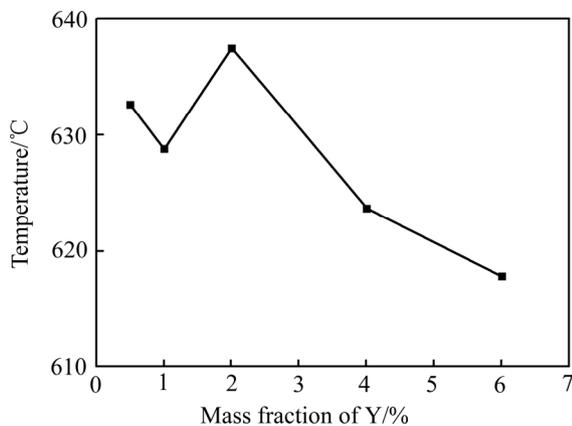


图9 Mg-6.5Zn-xY-0.5Zr 合金枝晶搭接温度
Fig. 9 Measured dendrite coherency temperature of Mg-6.5Zn-xY-0.5Zr alloys

2.4 物相组成

Zn、Y 元素随着凝固初期形成的初晶 α -Mg 的形核与长大被排除到晶体外。通过一定温度下的共晶反应形成包括 Mg、Zn、Y 元素和共晶 α -Mg 的三元相。通过凝固过程中的补缩理论, 在枝晶搭接封闭补缩通道之后, 随着温度的降低, 凝固过程中的补缩机制将由整体补缩转变为枝晶间补缩。凝固过程中由于收缩应力引起的热裂主要形成于枝晶搭接后凝固末期的残余液相。根据元素重新分配理论, 在凝固过程中当初生相 α -Mg 形核与长大时 Zn 和 Y 元素被阻碍在凝固前端。随着温度的降低, 枝晶间残余液相中 Zn 和 Y 元素含量将不断增加, 至凝固末期 Zn、Y 元素富集量达到共晶成分进而发生共晶反应, 其反应类型与生成相受制于 Zn 和 Y 的质量比。

合金的热裂敏感性与凝固过程的相组成变化有关。图10所示为凝固温度和固相分数的关系。 ΔT_c 表示 0.90 和 0.99 固相分数之间不同的温度。这一温度阶段由于处于凝固末期, 所以液相分数非常少。在 ΔT_c 阶段, 形成的树枝晶占据整个区域, 并且仅存少量残余液相。Mg-6.5Zn-6Y-0.5Zr 和 Mg-6.5Zn-4Y-0.5Zr 合金的 ΔT_c 值相对较小, Mg-6.5Zn-2Y-0.5Zr 合金的 ΔT_c 值最大。所以, 在枝晶分离阶段 Mg-6.5Zn-2Y-0.5Zr 合金的补缩是最小的, 阻碍收缩的应力是最大的。这种情况下, 很容易形成热裂。

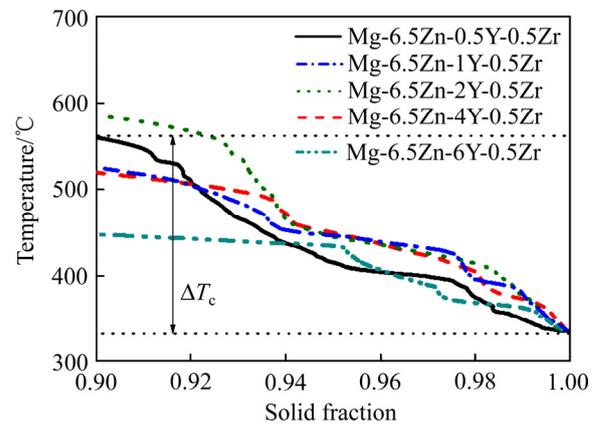


图10 易脆区域凝固温度和固相分数的关系
Fig. 10 Relationship between solidification temperature and solid fraction in vulnerable region

合金的热裂敏感性与凝固过程的相类型变化有关。当 $w(\text{Zn})=6.5\%$, $m(\text{Zn})/m(\text{Y})=13$ 和 $m(\text{Zn})/m(\text{Y})=6.5$ 时, 合金中只有 I 相 ($\text{Mg}_3\text{Zn}_6\text{Y}$) (见图 11), $m(\text{Zn})/m(\text{Y})$ 越高 (Y 含量越低), Mg-6.5Zn-xY-0.5Zr 合金的热裂敏感性就越高。当 $m(\text{Zn})/m(\text{Y})=1.625$ 和 $m(\text{Zn})/m(\text{Y})=1.08$ 时, 合金中只形成 W 相 ($\text{Mg}_3\text{Zn}_3\text{Y}_2$) (见图 11), $m(\text{Zn})/m(\text{Y})$ 越高 (Y 含量越低), Mg-6.5Zn-xY-0.5Zr 合

金的热裂敏感性就越高。Mg-6.5Zn-xY-0.5Zr 合金只形成单一 *I* 相或 *W* 相时, 只形成 *I* 相合金的热裂敏感性比只形成 *W* 相合金的热裂敏感性要高。当 Mg-6.5Zn-xY-0.5Zr 合金只形成单一 *I* 相或 *W* 相时, 随着 $m(\text{Zn})/m(\text{Y})$ 降低(Y 含量增加)热裂敏感性下降, 这可能是由于在最后凝固阶段晶界上所形成的液膜变厚所致, 依据液膜理论较多的液相会增加晶间的结合力, 从而降低了合金的热裂敏感性。当 $m(\text{Zn})/m(\text{Y})$ 达到某

一中间值, 即 $m(\text{Zn})/m(\text{Y})=3.25$ 时, 合金中既含有 *I* 相, 又含有 *W* 相, 此时的热裂敏感性最高, 这可能是由于少量网状 *W* 相阻碍残余液相自由流动从而阻碍枝晶间补缩所致。

2.5 裂纹形貌

图 12 所示为 Mg-6.5Zn-xY-0.5Zr 合金的热裂纹表面形貌。凝固后期, 发生热裂时具有低熔点的共晶相

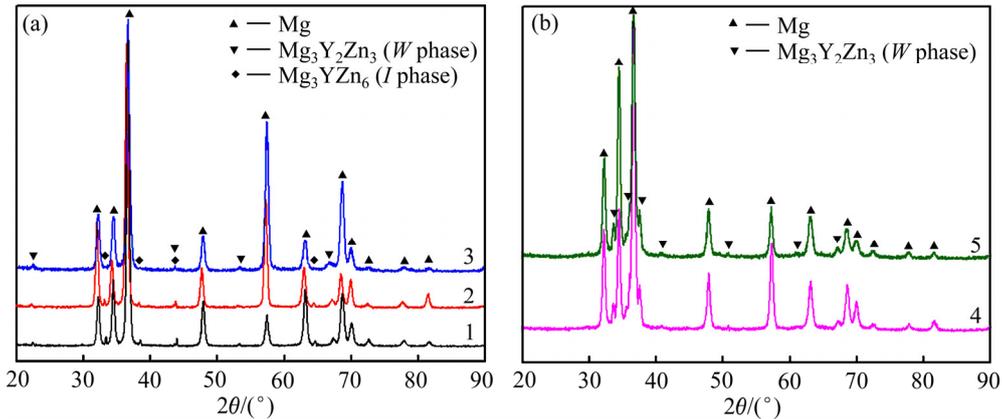


图 11 Mg-6.5Zn-xY-0.5Zr 合金的 XRD 谱

Fig. 11 XRD patterns of Mg-6.5Zn-xY-0.5Zr alloys: 1—Mg-6.5Zn-0.5Y-0.5Zr; 2—Mg-6.5Zn-1Y-0.5Zr; 3—Mg-6.5Zn-2Y-0.5Zr; 4—Mg-6.5Zn-4Y-0.5Zr; 5—Mg-6.5Zn-6Y-0.5Zr

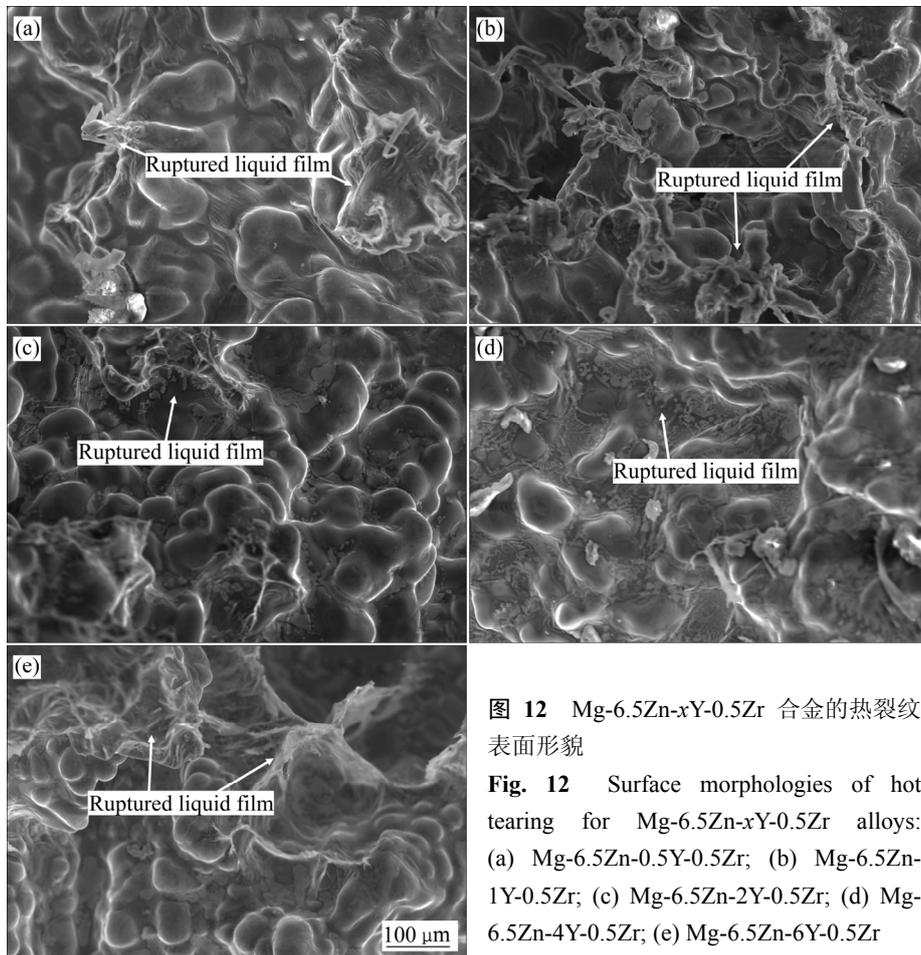


图 12 Mg-6.5Zn-xY-0.5Zr 合金的热裂纹表面形貌

Fig. 12 Surface morphologies of hot tearing for Mg-6.5Zn-xY-0.5Zr alloys: (a) Mg-6.5Zn-0.5Y-0.5Zr; (b) Mg-6.5Zn-1Y-0.5Zr; (c) Mg-6.5Zn-2Y-0.5Zr; (d) Mg-6.5Zn-4Y-0.5Zr; (e) Mg-6.5Zn-6Y-0.5Zr

尚没有完全凝固, 合金热裂纹表面有被撕裂液膜的痕迹, 以及裂纹的自由表面。图 12(a)所示为 Mg-6.5Zn-0.5Y-0.5Zr 合金的热裂纹表面形貌。其裂纹表面较为完整, 自由表面较多, 被撕裂的二元共晶液膜的痕迹较少, 这应当是由于 Y 元素含量较低, 液膜较薄不足以抵抗凝固收缩应力所致。图 12(b)所示为 Mg-6.5Zn-1Y-0.5Zr 合金的热裂纹表面形貌, 裂纹表面被撕裂的二元共晶液膜痕迹明显增加, 这应当是 Y 元素含量增加, 残余液膜厚度增加所致。此外, 随着 Y 元素含量的增加, 合金晶粒尺寸明显减小, 这也是其热裂敏感性降低的另一个重要原因。图 12(c)所示为 Mg-6.5Zn-2Y-0.5Zr 合金的热裂纹表面形貌。由图 12(c)可见, 被撕裂液膜长度并未增加, 这可能是在最后凝固阶段该合金发生了 $L \rightarrow \alpha + I + W$ 三元共晶, 枝晶间残余液相的补缩受到网状 W 共晶相的阻碍所致。图 12(d)和(e)所示分别为 Mg-6.5Zn-4Y-0.5Zr 和 Mg-6.5Zn-6Y-0.5Zr 合金的热裂纹表面形貌, 随着 Y 元素含量进一步增加, 富集在合金晶界处的低熔点共晶相(二元共晶)凝固温度降低; 枝晶边界液膜变厚, 并且伴有更多褶皱, 枝晶边界的粘着力显著增加。

3 结论

1) 合金热裂敏感性预测值与实测值一致, Mg-6.5Zn-xY-0.5Zr 合金热裂敏感性由大到小顺序依次为 Mg-6.5Zn-2Y-0.5Zr、Mg-6.5Zn-0.5Y-0.5Zr、Mg-6.5Zn-1Y-0.5Zr、Mg-6.5Zn-4Y-0.5Zr 和 Mg-6.5Zn-6Y-0.5Zr。

2) 合金热裂敏感性与析出相有关, 组织中既含有 I 相又含有 W 相合金的热裂敏感性要高于只含有单一 I 相或 W 相的合金。组织中只含有 I 相合金的热裂敏感性要比只含有 W 相的高, 且凝固末期残余液相中析出的 I 相或 W 相越多, 合金的热裂敏感性也就越低。

3) 易脆区域 ΔT_C 是反映镁合金热裂敏感性的一个重要参数, 合金的 ΔT_C 值越高, 也就表明合金最后凝固阶段的温度间隔越大, 说明枝晶在较高温度下搭接, 致使凝固末期的补缩通道提前被封闭, 合金的热裂敏感性增高。

REFERENCES

[1] DAHLE A K, LEE Y C, NAVE M D, SCHAFFER P L, STJOHN D H. Development of the as-cast microstructure in magnesium-aluminium alloys[J]. Journal of Light Metals, 2001, 1(1): 61-72.

[2] 黄玉光, 吴国华, 王 玮, 丁文江. 镁合金的热裂与研究现状

与展望[J]. 铸造技术, 2008, 29(3): 416-419.

HUANG Yu-guang, WU Guo-hua, WANG Wei, DING Wen-jiang. Research progress and prospects of hot cracking and fluidity of magnesium alloys[J]. Foundry Technology, 2008, 29(3): 416-419.

[3] 邱克强, 陶思伟, 热 焱, 尤俊华, 任英磊, 李荣德. Ca 对 Mg-7Al-2Si 合金热裂倾向的影响[J]. 特种铸造及有色合金, 2013, 33(2): 91-95.

QIU Ke-qiang, TAO Si-wei, RE Yan, YOU Jun-hua, REN Ying-lei, LI Rong-de. Effect of Ca on the hot tearing susceptibility of Mg-7Al-2Si casting alloys[J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2013, 33(2): 91-95.

[4] QIU Ke-qiang, TAO Si-wei, RE Yan, YOU Jun-hua, REN Ying-lei, LI Rong-de. Effect of strontium addition on the hot tearing susceptibility of Mg-7Al-2Ca-2Si-0.8Zn-0.4Mn casting alloys[J]. Foundry, 2013, 62(2): 19-24.

[5] YANG Ming-bo, WU De-yong, HOU Meng-dan, PAN Fu-sheng. As-cast microstructures and mechanical properties of Mg-4Zn-xY-1Ca (x=1.0, 1.5, 2.0, 3.0) magnesium alloys[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2015, 25(3): 721-731.

[6] SHI Fei, WANG Chun-qing, ZHANG Zhong-ming. Microstructures, corrosion and mechanical properties of as-cast Mg-Zn-Y-(Gd) alloys[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2015, 25(7): 2172-2180.

[7] YANG Ling, HOU Hua, ZHAO Yu-hong, YANG Xiao-min. Effect of applied pressure on microstructure and mechanical properties of Mg-Zn-Y quasicrystal-reinforced AZ91D magnesium matrix composites prepared by squeeze casting[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2015, 25(12): 3936-3943.

[8] DAHLE A K, LEE Y C, NAVE M D, SCHAFFER P L, STJOHN D H. Development of the as-cast microstructure in magnesium-aluminium alloys[J]. Journal of Light Metals, 2001, 1(1): 61-72.

[9] WANG Ye-shuang, SUN Bao-de, WANG Qu-dong, ZHU Yan-ping, DING Wen-jia. An understanding of the hot tearing mechanism in AZ91 magnesium alloy[J]. Materials Letters, 2002, 53(1): 35-39.

[10] 王怀国. 镁合金热裂行为进展研究[J]. 材料导报, 2014, 28(10): 84-90.

WANG Huai-guo. Development of hot tearing in magnesium alloys[J]. Materials Review, 2014, 28(10): 84-90.

[11] 毛萍莉, 秦佳明, 刘 正, 王 志, 杨金龙. EW75 镁合金的热裂行为[J]. 材料热处理学报, 2016, 37(6): 55-60.

MAO Ping-li, QIN Jia-ming, LIU Zheng, WANG Zhi, YANG Jin-long. Hot tearing susceptibility of EW75 magnesium alloy[J]. Transactions of Materials and Heat Treatment, 2016, 37(6): 55-60.

[12] HUANG Hao, FU Peng-huai, WANG Ying-xin, PENG Li-ming, JIANG Hai-yan. Effect of pouring and mold temperatures on hot tearing susceptibility of AZ91D and Mg-3Nd-0.2Zn-Zr Mg

- alloys[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2014, 24(4): 922–929.
- [13] WANG Zhi, LI Yi-zhou, WANG Feng, HUANG Yuan-ding, SONG Jiang-feng, MAO Ping-li, LIU Zheng. Hot tearing susceptibility of Mg-xZn-2Y alloys[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2016, 26(6): 3115–3122.
- [14] 黄张洪, 张燕, 陈石荣, 韩恩厚. Mg-Zn-Y-Zr合金热裂敏感性的研究[J]. 铸造, 2009, 58(8): 788–792.
HUANG Zhang-hong, ZHANG Yan, CHEN Rong-shi, HAN En-hou. Hot tearing susceptibility of Mg-Zn-Y-Zr alloys[J]. Foundry, 2009, 58(8): 788–792.
- [15] 吴国华, 孙明, 王玮, 丁文江. 镁合金纯净化研究新进展[J]. 中国有色金属学报, 2010, 20(6): 7–17.
WU Guo-hua, SUN Ming, WANG Wei, DING Wen-jiang. New research development on purification technology of magnesium alloys[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2010, 20(6): 7–17.
- [16] 李敏, 王宏伟, 朱兆军, 魏尊杰. 添加重熔料及稀土钇对ZL205A合金铸态组织、热裂性能及凝固特性的影响[J]. 稀有金属材料与工程, 2010, 39(s1): 10–15.
LI Min, WANG Hong-wei, ZHU Zhao-jun, WEI Zun-jie. Effects of scraps and yttrium on the as-casting microstructure, hot tearing and solidification characteristics of ZL205A alloy[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2010, 39(s1): 10–15.
- [17] 苗莉莉, 张新, 张奎, 胡锦涛, 李宁, 石阳, 王长顺, 张卫华. Y元素对铸态Mg-Y合金组织和性能的影响[J]. 特种铸造及有色合金, 2015, 35(6): 636–640.
- MIAO Li-li, ZHANG Xin, ZHANG Kui, HU Jin-chuan, LI Ning, SHI Yang, WANG Chang-shun, ZHANG Wei-hua. Effect of Y on microstructure and properties of as-cast Mg-Y alloy[J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2015, 35(6): 636–640.
- [18] LEE J Y, KIM H K, KIM T E, KIM D H. Effects of Zn/Y ratio on microstructure and mechanical properties of Mg-Zn-Y alloys[J]. Materials Letters, 2005, 59(29/30): 3801–3805.
- [19] QIAN M, STJOHN D H, FROST M T. Characteristic zirconium-rich coring structures in Mg-Zr alloys[J]. Scripta Materialia, 2002, 46(9): 649–654.
- [20] QIAN M, STJOHN D H, FROST M T. A new zirconium-rich master alloy for the grain refinement of magnesium alloys[J]. Mater Sci Technol, 2003, 19: 156–162.
- [21] HUANG Zhang-hong, QU Heng-lei, FU Zhao-di, SUN Dan, SHU Ying, YANG Jian, YANG Jian-chao. Effect of Zr on microstructure and solidification behavior of Mg-Zn-Y alloys[J]. Heat Treatment of Metals, 2011, 36(9): 10–12.
- [22] YANG Shu-qi, GUO Hua-ming, LIU Zi-li. Effects of Y on microstructure and mechanical properties of Mg-Zn alloys[J]. Materials for Mechanical Engineering, 2007, 31(8): 60–63.
- [23] LIU Zheng, ZHANG Si-bo, MAO Ping-li, WANG Feng. Effects of Y on hot susceptibility of Mg-Zn-Y-Zr alloys[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2014, 24(4): 907–914.
- [24] FENG Yu, MAO Ping-li, LIU Zheng, WANG Zhi, QIN Jia-ming, WANG Feng. Hot tearing susceptibility of Mg-4.5Zn-xY-0.5Zr alloys and mechanism[J]. China Foundry, 2016, 13(3): 159–165.

Effects of Y on hot tearing susceptibility of Mg-Zn-Y-Zr alloys

WEI Zi-qi, LIU Zheng, WANG Zhi, JIA Dong-ru

(School of Materials Science and Engineering, Shenyang University of Technology, Shenyang 110870, China)

Abstract: The hot tearing susceptibility of Mg-6.5Zn-xY-0.5Zr alloys was predicted based on the Clyne-Davies model, the temperature and solid fraction of hot crack initiation were characterized by the “T” type hot tearing mold. The effect of the precipitated phase on the hot tearing susceptibility of alloys was analyzed by X-ray diffraction and scanning electron microscopy. The results show that the hot tearing susceptibility of investigated alloys are listed in descending order of Mg-6.5Zn-2Y-0.5Zr, Mg-6.5Zn-0.5Y-0.5Zr, Mg-6.5Zn-1Y-0.5Zr, Mg-6.5Zn-4Y-0.5Zr, Mg-6.5Zn-6Y-0.5Zr. The hot tearing susceptibility of the alloys containing *I* phase is higher than that of alloys containing *W* phase, and the hot tearing susceptibility of the alloys containing *I* phase and *W* phase is higher than that of alloys containing only *I* phase or *W* phase. It is also found that the vulnerable region ΔT_C is an important parameter to characterize the hot tearing susceptibility of the magnesium alloys. The higher of the ΔT_C value is, the higher of the hot tearing susceptibility is.

Key words: Mg-Zn-Y-Zr alloy; hot tearing susceptibility; precipitated phase; vulnerable region

Foundation item: Project(51571145) supported by the National Natural Science Foundation of China

Received date: 2016-11-29; **Accepted date:** 2017-06-29

Corresponding author: LIU Zheng; Tel: +86-13940138906; E-mail: zliu4321@126.com

(编辑 王超)