

文章编号: 1000-582X(2011)03-050-07

Nd 含量对 Mg-5.0Y-xNd-0.6Zr 合金组织性能的影响

李 伟, 高家诚

(重庆大学 国家镁合金材料工程技术研究中心; 材料科学与工程学院, 重庆 400044)

摘 要: 采用光学显微镜(OM)、扫描电镜(SEM)、差示扫描量热分析(DSC)、X 射线衍射(XRD)和室温拉伸研究了稀土 Nd 含量对 Mg-5.0Y-xNd-0.6Zr($x=0, 1.0, 1.8, 2.6, 3.4, 4.2$, 质量分数/%)合金铸锭微观组织和力学性能的影响。结果表明: 随着 Nd 含量增加, 合金的平均晶粒尺寸从 $33.5 \mu\text{m}$ 减小到 $19.2 \mu\text{m}$, 基体内固溶的 Y 和弥散分布的 Mg_{24}Y_5 颗粒减少, 晶界上不连续网状分布的 β 相增多; 合金的抗拉强度先增大后减小, 而屈服强度先增大后趋于不变, 其最大值分别为 214.5 MPa 和 102.8 MPa, 延伸率和断面收缩率基本呈直线下降, 分别从 16.4% 和 23.8% 降低到 4.9% 和 2.7%; 凝固过程中 Nd、Y 原子在固液界面前沿富集造成成分过冷度增大以及它们对晶粒生长的抑制作用增强是 Nd 细化合金晶粒的主要机理。

关键词: Mg-Y-Nd-Zr 合金; Nd; 显微组织; 力学性能; 晶粒细化

中图分类号: TG146.2

文献标志码: A

Effects of Nd content on microstructure and properties of Mg-5.0Y-xNd-0.6Zr alloy

LI Wei, GAO Jia-cheng

(National Engineering Research Center for Magnesium Alloys; College of Materials Science and Engineering, Chongqing University, Chongqing 400044, P. R. China)

Abstract: Effects of Nd content on the microstructure and mechanical properties of Mg-5.0Y-xNd-0.6Zr ($x=0, 1.0, 1.8, 2.6, 3.4, 4.2$, mass fraction/%) alloy casts are investigated by optical microscopy(OM), scanning electron microscopy(SEM), differential scanning calorimetry(DSC), X-ray diffractometry(XRD) and tensile tests. The results reveal that increasing Nd content can refine the average grain size of alloys from $33.5 \mu\text{m}$ to $19.2 \mu\text{m}$, reduce the number of Y atom in α -Mg and Mg_{24}Y_5 grain dispersed in the matrix, and increase β phase with the distribution of discontinuous network in crystal boundary. With the increase of Nd content, the tensile strength keeps rising first and subsequently falling, and the yield strength has a sharp increase at first and then gradually becomes constant, with the maximum values of 214.5 MPa and 102.8 MPa, respectively. The elongation and section shrinkage linearly decrease from 16.4% and 23.8% to 4.9% and 2.7% with the increase of Nd content. The mechanism of grain size refinement of Mg-5.0Y-xNd-0.6Zr alloys can be explained by Nd and Y enrichment in the forefront of solid-liquid interface during solidification process which enhances the supercooling of the solute rich zone and inhibits the crystal grain growth.

Key words: Mg-Y-Nd-Zr alloy; Nd; microstructure; mechanical properties; grain refinement

收稿日期: 2010-09-06

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(30670562)

作者简介: 李 伟(1980-), 男, 重庆大学博士研究生, 主要从事稀土镁合金生物材料的研究。

高家诚(联系人), 男, 重庆大学教授, 博士生导师, (E-mail)gaojch@cqu.edu.cn.

镁合金具有密度小、比强度和比刚度高、成形性能好、有屏蔽效应等优点,在航天航空、国防军工、交通运输、电子器件壳体等领域获得广泛应用^[1]。随着人们对镁特性认识的深化和研究的深入,其应用领域还在不断扩大。近年来,利用镁及镁合金优良的生物相容性和独特的可吸收降解性,将其发展为新一代生物医用材料引起了人们极大的兴趣,已成为高性能镁合金开发的一个极具潜力的新方向。目前,在医用镁合金的研究中使用的材料主要有AZ31、AZ91、WE43等^[2-4],其中,WE系镁合金由于具有较高的强度且合金化元素对人体没有毒性,具有发展生物材料的光明前景^[3-5]。

WE系镁合金具有优良的抗高温蠕变性能,作为典型的高强耐热工程材料获得了很大的成功^[6-7],但是将其用作生物医用材料的研究才刚刚兴起,相较于广泛使用的医用不锈钢,WE系镁合金存在的不足主要是脆性大,塑性加工能力差。目前国内外的研究主要针对WE54和WE43两种合金进行时效或变形处理来提高其性能^[6,8-9],对该系铸态合金稀土元素本身的优化作用报道很少。笔者针对Mg-5.0Y-xNd-0.6Zr($x=0, 1.0, 1.8, 2.6, 3.4, 4.2$,质量分数/%)系镁合金铸锭,研究稀土元素Nd的含量对合金组织和性能的影响,为深入了解稀土元素Nd在合金中的作用以及合金元素优化设计奠定基础,为新型生物医用镁合金的开发应用进行有益的探索。

1 实验材料及方法

实验用镁合金在氩气保护和RJ-5熔剂覆盖下,采用S580-20型中频感应炉在石墨坩埚里熔炼制备,其化学成分如表1所示。合金元素用中间合金Mg-31.47%Y、Mg-31.80%Nd和Mg-31.27%Zr的形式加入纯镁中,加入过程不断进行电磁搅拌使其均匀化。合金完全熔化后调整温度至1023~1033K,撒入精炼剂(RJ-5+8%Na₂B₄O₇)精炼5min,升温至1073K静置10min,在993K左右浇注到 $d30\text{ mm}\times 200\text{ mm}$ 的薄壁铜模中急速水冷成锭。

采用XJP-6A型光学显微镜、带能谱的TESCAN VEGA II型扫描电子显微镜、Rigaku D/Max-2500PC型X射线衍射仪等,对合金的显微组织、微区成分、物相组成进行观察和分析,并使用Image软件测量合金的平均晶粒尺寸。采用TGA/DSC 1/1100 SF型同步热分析仪(DSC)进行合金升温凝固过程差热分析,测量时合金在氩气保护下从50℃升温至700℃,然后再降至100℃,升温和降温

速率均为10℃/min。采用CMT5105型微机控制电子万能试验机测试合金室温力学性能,拉伸试样按GB/T228—2002标准制备,拉伸速率为2mm/min,断口形貌采用SEM观察,将断裂试样沿纵向剖开并镶嵌制成金相试样,观察断口附近组织。

表1 实验合金的化学成分(质量分数) %

合金	Y	Nd	Zr	Mg
No.1	5.0	0	0.6	余量
No.2	5.0	1.0	0.6	余量
No.3	5.0	1.8	0.6	余量
No.4	5.0	2.6	0.6	余量
No.5	5.0	3.4	0.6	余量
No.6	5.0	4.2	0.6	余量

2 实验结果与分析

2.1 合金铸态显微组织

实验合金的铸态显微组织如图1所示。由图1(a)可见,未添加Nd的No.1合金晶粒粗大,其平均尺寸为33.5 μm ,基体内弥散分布着大量黑色小颗粒,晶界细薄平直。加入1.0%的稀土Nd,合金平均晶粒尺寸减小到24.9 μm ,基体内颗粒减少,晶界开始变得弯曲,如图1(b)所示。增大Nd含量,合金组织不断细化,当Nd含量为2.6%时,合金平均晶粒尺寸为19.3 μm ,晶界上开始明显富集第二相,部分晶界变得粗厚,如图1(c)、(d)所示。继续增大Nd含量,合金的晶粒尺寸变化不大,而晶界上黑色的稀土化合物逐渐增多,当Nd含量达到4.2%时,大量聚集的稀土化合物在晶界上呈不连续网状分布,部分偏聚成较大的骨骼状结构,如图1(e)、(f)所示。将铸态合金的平均晶粒尺寸列于表2中,可见适量的稀土Nd能够有效细化合金的铸态组织。

表2 铸态合金平均晶粒尺寸

合金	No.1	No.2	No.3	No.4	No.5	No.6
晶粒平均尺寸/ μm	33.5	24.9	22.6	19.3	19.4	19.2

图2为No.1、No.2、No.4和No.6合金的XRD图谱(由于No.3、No.5合金与图中合金衍射峰位置完全一致,只是强度不同,在此不重复给出)。由XRD分析可知,No.1合金组织主要由 α -Mg和少量的Mg₂₄Y₅两相组成(图2(a)),加入Nd后合金中出现了 β 相(图2(b)-(d))。文献[10-11]报道了这种三元平衡相 β 的化学式是Mg₁₄YNd₂,

具有与 Mg_5Gd 相类似的晶体结构和衍射特征。比较图 2 中各合金衍射峰强度可以看出,随着 Nd 含量的增加,不仅合金中含 Nd 的 β 相数量增多,

$Mg_{24}Y_5$ 相也同时增多,这说明增加 Nd 的含量可以降低 Y 在 Mg 中的固溶度,使更多的 Y 以化合物的形式析出。

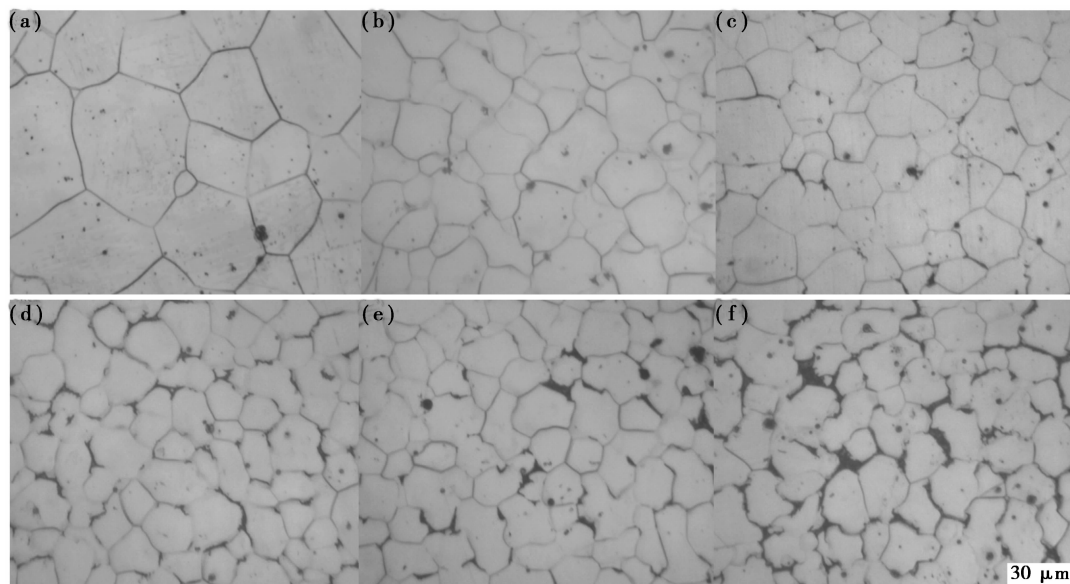


图 1 实验合金铸态显微组织

(a) No. 1 合金; (b) No. 2 合金; (c) No. 3 合金; (d) No. 4 合金; (e) No. 5 合金; (f) No. 6 合金

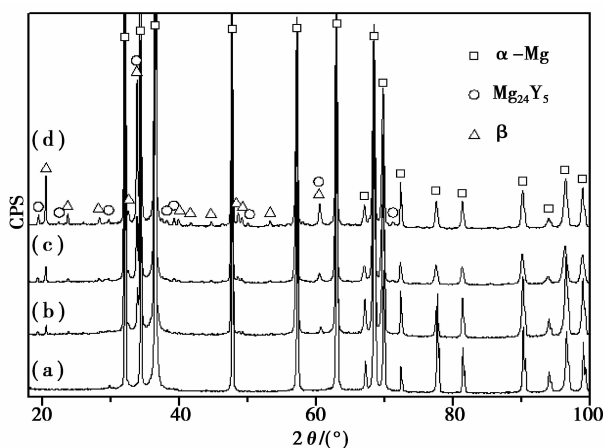


图 2 实验合金的 XRD 图谱

(a) No. 1 合金; (b) No. 2 合金; (c) No. 3 合金; (d) No. 4 合金

图 3 为 No. 2 和 No. 6 合金扫描电镜照片及微区能谱分析。由图 3(a)、(b) 可见, No. 2 合金基体中含有固溶的 Y (图 3A 处) 和大量弥散分布的含 Y 小颗粒 (图 3B 处), 结合图 2 可知这些小颗粒是 $Mg_{24}Y_5$ 相; 晶界附近有少量的条状化合物 (图 3C 处), 其中 Y 和 Nd 原子比为 1:0.85, 可能是 β 与 $Mg_{24}Y_5$ 混合物, 其物质的量之比约为 4:1。由图 3 (c)、(d) 可见, No. 6 合金基体中未发现固溶的 Y 或 Nd (图 3a) 处, 弥散分布的颗粒状 $Mg_{24}Y_5$ 也大为减少 (图 3b 处), 大量 Y 和 Nd 聚集在晶界上形成化合

物 (图 3c 处), 其原子比接近 1:2, 可以认为这些骨状化合物主要由大量 β 相聚集而成。由此可见, 增加 Nd 含量, 合金基体内固溶的 Y 和弥散分布的 $Mg_{24}Y_5$ 颗粒减少, 晶界上聚集的 β 相增多。此外, No. 2 和 No. 6 合金基体内都发现有弥散分布的亮白色圆形颗粒 Zr (图 3D、d 处), 根据文献 [12] 报道, 合金中的 Zr 并不参与反应, 凝固时它首先从熔体中析出作为 α -Mg 的结晶核心, 起到细化晶粒的作用。

2.2 合金凝固过程 DSC 曲线

图 4 为 No. 4 合金升温熔化再降温凝固过程的 DSC 曲线。由图可见, No. 4 合金在升温 and 降温过程中出现了两组吸热和放热峰, 分别对应固溶体的熔化/凝固峰和第二相溶解/析出峰, 采用国际热分析协会 (ICTA) 推荐的外推始点法确定各相变点的开始温度并标记于图中。由于非平衡的加热/凝固过程存在相变热滞后, 合金的升温 and 降温曲线对应的峰位存在一定程度的偏移, 通常将其对应的相变点温度平均以消除热滞后的影响。结合 DSC 曲线和图 5 所示的 Mg-Y-Nd 系三元合金液相面投影图 [11], 可以推知 No. 4 合金的凝固过程: 熔体温度降至 646 °C 左右开始发生 $L \rightarrow \alpha\text{-Mg} + L_1$ 反应析出 α 初生相, 在 636 °C 时达到峰值, 说明此时反应最剧烈; 继续降温至 548 °C 左右时开始析出第二相, 首先发生共晶反应 $L_1 \rightarrow \alpha\text{-Mg} + Mg_{24}Y_5 + L_2$, 随后进行包共晶反应

$L_2 + Mg_{24}Y_5 \rightarrow \alpha-Mg + \beta$, 直至液相消失, 这个过程峰值温度出现在 544℃ 左右, 低于文献[11]理论计算

的包共晶反应温度 563℃。合金完全结晶后最终组织为 $\alpha-Mg + \beta + Mg_{24}Y_5$, 与 XRD 分析的结果一致。

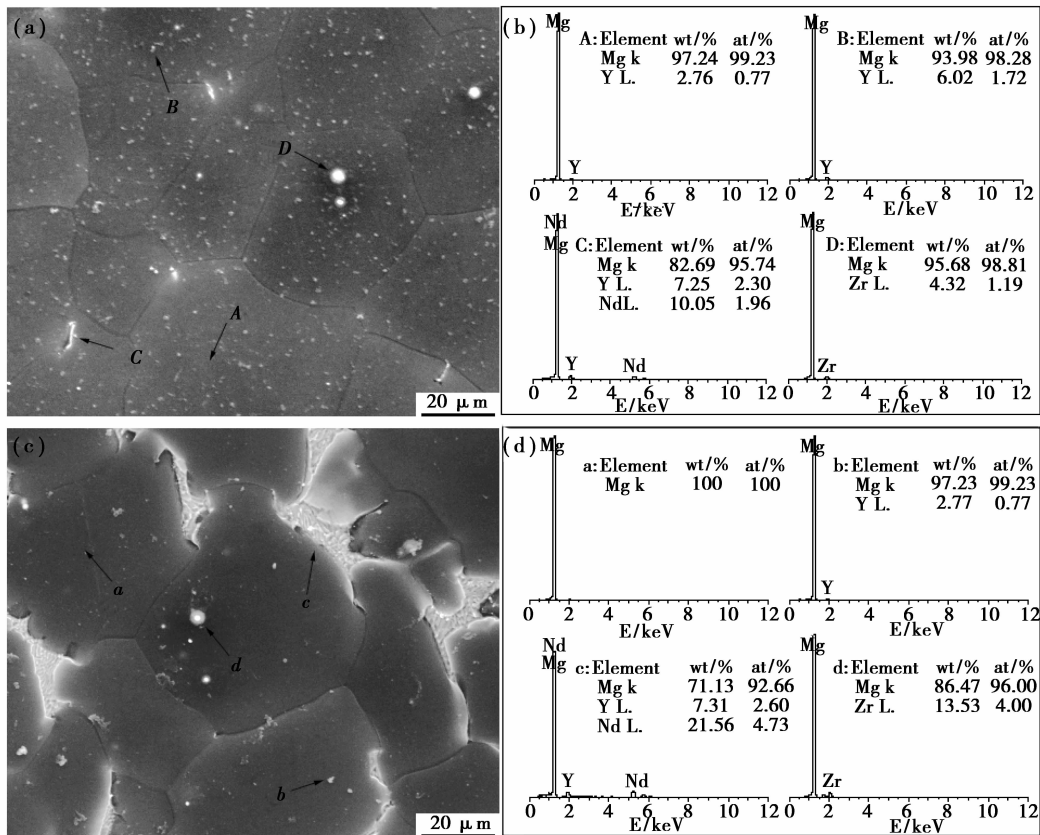


图 3 No. 2 和 No. 6 合金扫描电镜照片及其微区能谱分析

(a)No. 2 合金 SEM 照片; (b)No. 2 合金 EDS 分析; (c)No. 6 合金 SEM 照片; (d)No. 6 合金 EDS 分析

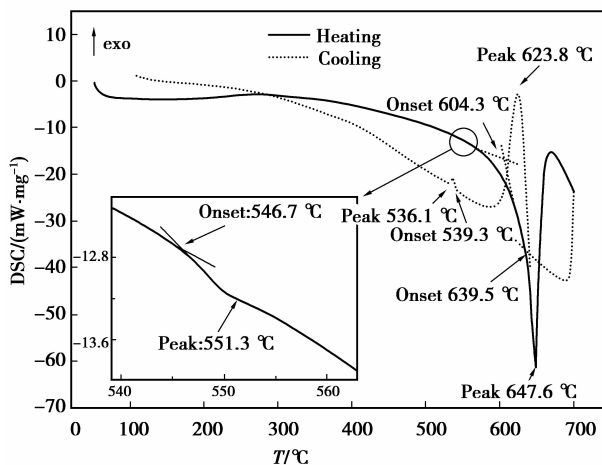


图 4 No. 4 合金的 DSC 曲线

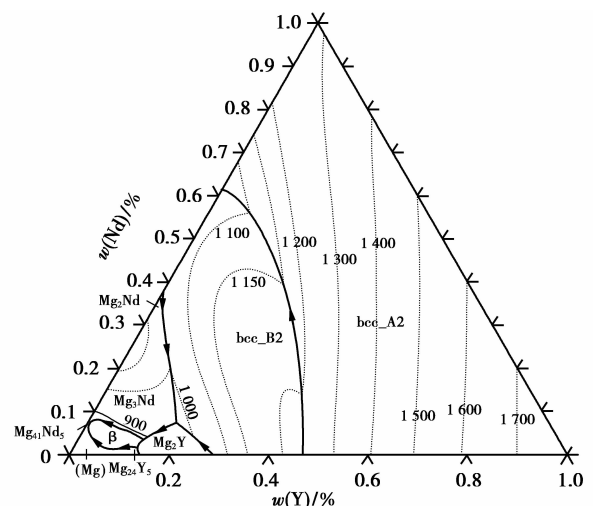


图 5 Mg-Y-Nd 系三元合金液相面投影图^[11]

其他合金的特征温度同样可以由 DSC 曲线上获得, 用 T_{H0} 、 T_{HP} 和 T_{C0} 、 T_{CP} 分别表示升温过程相变开始、峰值温度和降温过程相变开始、峰值温度, 结果列于表 3。需要说明的是, No. 1、No. 2、No. 3

合金中 Nd 的含量少, DSC 升降温曲线都没有检测出第二相转变峰, 而 No. 5、No. 6 合金固溶体熔化的开始温度与第二相溶解的结束温度之间曲线很平滑, 没有明显的相变点, 在此没有给出固溶体熔化开

始温度。由表3可以看出,随着Nd含量的增加,合金的DSC曲线峰位逐渐向低温方向偏移,其相应的相变点温度逐渐降低。

表3 实验合金DSC曲线分析结果

合金	合金熔化/凝固温度/°C				第二相溶解/析出温度/°C			
	T_{H-O}	T_{H-P}	T_{C-O}	T_{C-P}	T_{H-O}	T_{H-P}	T_{C-O}	T_{C-P}
No. 1	622.7	653.7	640.9	625.7	—	—	—	—
No. 2	611.6	654.7	642.3	626.6	—	—	—	—
No. 3	606.1	651.3	640.6	624.2	—	—	—	—
No. 4	604.3	647.6	639.5	623.8	546.7	551.3	539.3	536.1
No. 5	—	646.5	638.9	623.1	545.3	549.9	537.9	534.2
No. 6	—	645.3	638.3	622.7	545.1	548.8	536.1	533.8

2.3 合金拉伸力学性能及断口分析

图6为Mg-5.0Y-xNd-0.6Zr合金的铸态拉伸力学性能。从图6(a)中可以看出,随着Nd含量的增加,合金的抗拉强度先增大后减小,当Nd含量为1.8%时达到最大214.5MPa,增幅为12%,而合金的屈服强度先增大至102.8MPa($w(\text{Nd})=2.6\%$)后趋于不变,增幅为21%。根据Hall-Petch关系^[13],室温下镁合金的滑移系数少,晶粒大小对其强度影响很大,结合表2可以看出,稀土Nd细化了合

金的晶粒,是其强度提高的主要原因。但是,Nd含量增加也使得晶界上不连续分布的网状 β 相增多,拉伸时易产生应力集中导致合金强度下降,因此合金的抗拉强度先增大后降低。从图6(b)中可以看出,随着Nd含量的增加,合金的塑性基本呈直线下降的趋势,其断面收缩率 ψ 从Nd含量为0时的23.8%降低到Nd含量为4.2%时的2.7%,降低了88.7%,而延伸率 δ 同样从16.4%降低到4.9%,降幅为70.1%。

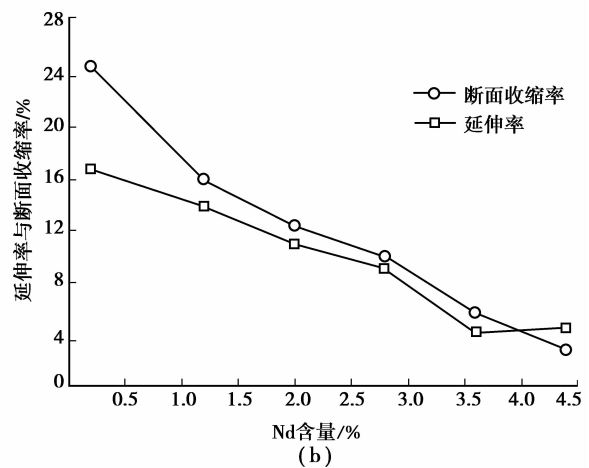
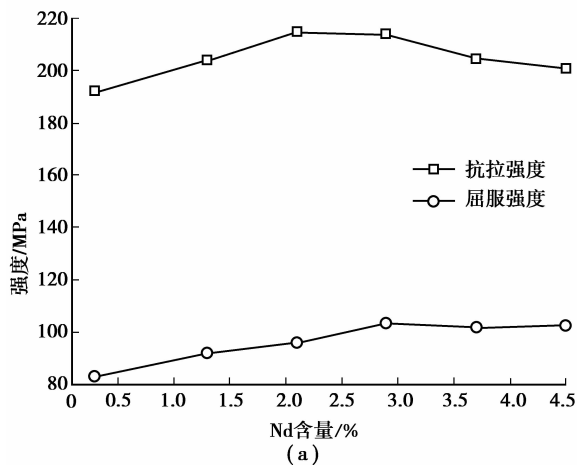


图6 试验合金的室温拉伸力学性能

(a)抗拉强度与屈服强度;(b)延伸率与断面收缩率

图7为No.1、No.6合金拉伸断口形貌及断口处金相组织。图7(a)显示的No.1合金断裂形貌呈现准解理+少量韧窝的混合断裂特征,可以看到很多细小的解理面和大量连接它们的撕裂棱,晶粒有明显的撕裂变形的痕迹。图7(b)断裂处的显微组织照片显示裂纹穿过晶粒,是一种穿晶断口,断裂处附近出现很多孪晶,局部晶粒被拉长,表明No.1合

金基本呈塑性断裂。由图7(c)可以看出,No.6合金断裂是一种脆性断裂的方式,撕裂处晶粒变形很小,并出现了很多二次裂纹,图7(d)断裂处的金相也表明晶界上不连续分布的网状化合物割裂了合金基体,受力时产生应力集中而在基体和稀土相的界面萌生裂纹,导致合金脆断。No.1、No.6合金断裂特征与图6中相应合金的塑性表现一致。可见,通

过控制Nd的加入量来控制合金中的稀土相是提高

Mg-5.0Y-xNd-0.6Zr合金塑性的一个关键因素。

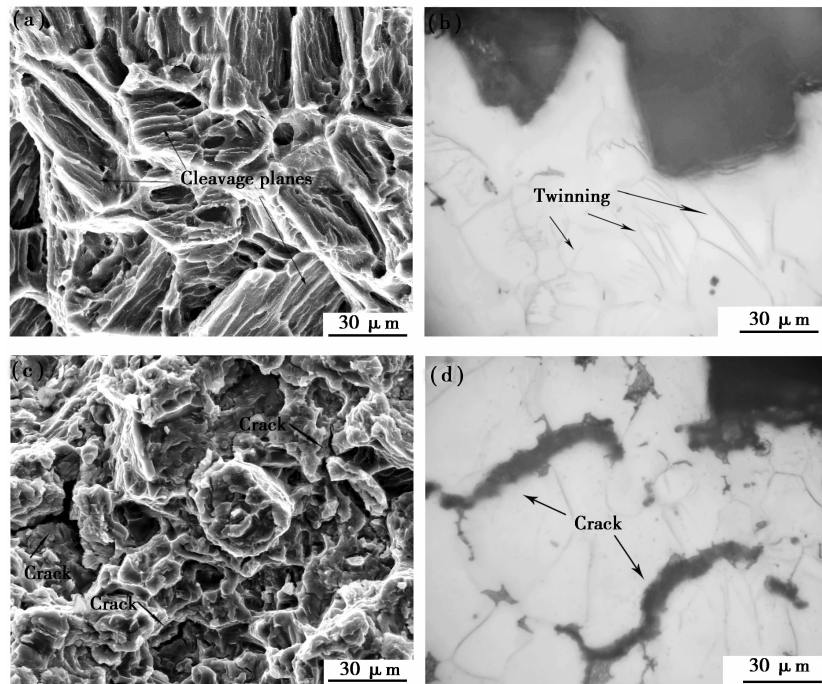


图7 试验合金拉伸断口形貌及微观组织
(a)、(b)No. 1合金;(c)、(d)No. 6合金

3 讨论

目前稀土元素对镁合金晶粒的细化机理还不是很清楚。文献[14]认为部分析出的稀土相可以作为镁合金凝固的异质形核剂,促进形核而细化晶粒。本研究中,由DSC分析可以看出合金凝固过程中首先析出大量 α -Mg,第二相 β 和 $Mg_{24}Y_5$ 不是领先相,且 β (fcc, $a=2.223$ nm)和 $Mg_{24}Y_5$ (bcc, $a=1.12$ nm)并不满足作为基体Mg(hcp, $a=0.32$ nm)异质核心的“尺寸结构匹配”原则,因此这两种稀土相很难成为凝固时 α -Mg的异质形核核心,不能起到细化晶粒的作用。

余琨等^[15]认为固/液界面前沿富集的稀土引起成分过冷形成新形核带才是镁合金晶粒细化的原因。根据Mg-Nd和Mg-Y合金相图,Nd和Y在Mg中的平衡分配系数 k_0 均小于1,凝固过程中溶质再分配使得Nd、Y易于在固/液界面前沿富集。合金凝固过程产生成分过冷的经典判据^[16]:

$$\frac{G}{R} < \frac{mC_0}{D} \frac{1-k_0}{k_0}, \quad (1)$$

式中: G 为液相中温度梯度; R 为凝固速度; D 为溶质扩散系数; m 为液相线斜率; C_0 为合金成分; k_0 为平衡分配系数。由于液相线斜率满足:

$$m = \frac{T_L - T_S}{C_0} \frac{k_0}{1-k_0}, \quad (2)$$

将式(2)代入式(1),得到:

$$\frac{G}{R} < \frac{T_L - T_S}{D}, \quad (3)$$

其中 T_L 、 T_S 为液、固相线温度。由式(3)可见,合金固液相线温度间隔越大,成分过冷倾向越大,晶粒细化越明显^[15,17]。本研究中,通过对实验合金差热分析获得的固、液相线温度及其差值如表4所示。由表4可以看出,随着Nd含量的增加,合金液、固相线温度均下降,但是固相线温度下降更快,其含量从0增加到4.2%,结晶温度间隔从36.5℃快速增大到108.5℃。可见,Nd含量增加造成了结晶界面前沿过冷度增大导致新形核带增多,从而细化了晶粒。

表4 DSC测量的实验合金固、液相线温度及其差值

合金	$T_L/^\circ\text{C}$	$T_S/^\circ\text{C}$	$(T_L - T_S)/^\circ\text{C}$
No. 1	649.8	613.3	36.5
No. 2	651.7	602.7	49.0
No. 3	648.2	586.4	61.8
No. 4	645.8	538.2	107.6
No. 5	644.0	536.1	107.9
No. 6	643.8	535.3	108.5

此外,文献[18]认为凝固过程中生长界面前沿富集的稀土主要通过影响晶粒的生长动力学来细化

晶粒,具体可以通过生长抑制因子 GRF (Growth Restriction Factor)来描述,GRF 值越大,越容易阻碍晶粒生长,细化效果越显著,其表达式为:

$$\text{GRF} = mC_0(k_0 - 1), \quad (4)$$

将式(2)代入式(4)可得:

$$\text{GRF} = -k_0(T_L - T_S), \quad (5)$$

由式(5)和表4可见,随着实验合金中 Nd 含量的增加,GRF 值增大,稀土元素阻碍晶粒生长的作用增强,合金晶粒能够进一步细化。

结合图(1)和图(3),随着 Nd 含量的增加,晶界上 Y 和 Nd 的量明显增多,表明凝固时稀土溶质在固/液界面前沿富集的量随着 Nd 含量的增加而增多。Nd、Y 原子在结晶界面的富集,一方面使前沿液相的成分过冷度增大,导致结晶分枝过程加剧,二次枝晶增多,最终使枝晶间距减小,晶粒细化;另一方面,Nd、Y 原子在镁中的扩散速度很慢,结晶界面前沿大量的 Nd、Y 原子限制了晶粒的生长,而且它们之间生成的稀土相增多也能进一步阻碍晶粒的长大^[15]。因此,适量的稀土可以显著地细化晶粒。由图4可以看出,稀土相的生成反应是一个放热过程,大量稀土相的生成又会增加镁合金的凝固潜热,减小初生 α 相在固液前沿的温度梯度,使得过冷度细化晶粒的作用减弱。表4中 $(T_L - T_S)$ 值随 Nd 含量的变化规律与表2中合金晶粒尺寸的变化规律具有很好的一致性,证明采用式(3)和式(5)来解释实验合金的晶粒细化机理是合适的。因此,可以认为凝固过程中 Nd、Y 原子在固液界面前沿富集造成成分过冷度增大以及它们对晶粒生长的抑制作用增强是 Nd 含量对合金晶粒细化的主要机理。

4 结 论

1)Nd 含量由 0 增大到 2.6%,Mg-5.0Y-xNd-0.6Zr 合金平均晶粒尺寸由 33.5 μm 减小到 19.3 μm ,继续增大 Nd 含量则合金晶粒尺寸变化不大,其晶粒细化的机理主要是凝固过程中 Nd、Y 原子在固液界面前沿富集造成成分过冷度增大以及它们对晶粒生长的抑制作用增强。

2)Mg-5.0Y-xNd-0.6Zr 合金组织由 α -Mg + β +Mg₂₄Y₅ 相组成,且随着 Nd 含量增加,基体内固溶的 Y 和弥散分布的 Mg₂₄Y₅ 颗粒减少,晶界上不连续网状分布的 β 相增多。

3)Nd 含量由 0 增大到 4.2%,Mg-5.0Y-xNd-0.6Zr 合金的抗拉强度先增大后减小,而屈服强度

先增大后趋于不变,其最大值分别为 214.5 MPa 和 102.8 MPa;延伸率和断面收缩率基本呈直线下降,分别从 16.4%和 23.8%降低到 4.9%和 2.7%。

参考文献:

- [1] KOJIMA Y. Platform science and technology for advanced magnesium alloy [J]. Materials Science Forum, 2000,350/351:3-18.
- [2] ZENG R, DIETZEL W, WITTE F, et al. Progress and challenge for magnesium alloys as biomaterials [J]. Advanced Biomaterials, 2008,10(8):B3-B14.
- [3] WITTE F, KAESE V, HAFERKAMP H, et al. In vivo corrosion of four magnesium alloys and the associated bone response[J]. Biomaterials, 2005,26(17):3557-3563.
- [4] SCHRANZ D, ZARTNER P, MICHEL-BEHNKE I, et al. Bioabsorbable metal stents for percutaneous treatment of critical recoarctation of the aorta in a newborn [J]. Catheterization and Cardiovascular Interventions, 2006,67(5):671-673.
- [5] ZARTNER P, CESNJEVAR R, SINGER H, et al. First successful implantation of a biodegradable metal stent into the left pulmonary artery of a preterm baby[J]. Catheterization and Cardiovascular Interventions, 2005, 66(4):590-594.
- [6] NIE J F, XIAO X L, LUO C P, et al. Characterisation of precipitate phases in magnesium alloys using electron microdiffraction[J]. Micron, 2001,32(8):857-863.
- [7] PENGHUAI F, LIMING P, HAIYAN J, et al. Fracture behavior and mechanical properties of Mg-4Y-2Nd-1Gd-0.4Zr (wt. %) alloy at room temperature[J]. Materials Science and Engineering A, 2008,486(1/2):572-579.
- [8] MENGGUCCI P, BARUCCA G, RIONTINO G, et al. Structure evolution of a WE43 Mg alloy submitted to different thermal treatments[J]. Materials Science and Engineering A, 2008,479(1/2):37-44.
- [9] GARCES G, MAESO M, PEREZ P, et al. Effect of extrusion temperature on superplasticity of PM-WE54 [J]. Materials Science and Engineering A, 2007, 462(1/2):127-131.
- [10] RZYCHON T, KIELBUS A. Microstructure of WE43 casting magnesium alloys[J]. Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering, 2007,21(1):31-34.
- [11] MENG F G, WANG J, LIU H S, et al. Experimental investigation and thermodynamic calculation of phase relations in the Mg-Nd-Y ternary system[J]. Materials Science and Engineering A, 2007,454/455: 266-273.

- Alloys and Compounds, 2008, 464(1/2):556-564.
- [13] LIU W, CAO F, ZHONG L, et al. Influence of rare earth element Ce and La addition on corrosion behavior of AZ91 magnesium alloy[J]. Materials and Corrosion, 2009, 60(10): 795-803.
- [14] AMIRA S, DUBE D, TREMBLAY R, et al. Influence of the microstructure on the corrosion behavior of AXJ530 magnesium alloy in 3.5% NaCl solution[J]. Materials Characterization, 2008, 59(10):1508-1517.
- [15] MATHIEU S, RAPIN C, STEINMETZ J, et al. A corrosion study of the main constituent phases of AZ91 magnesium alloys[J]. Corrosion Science, 2003, 45(12): 2741-2755.
- [16] 刘生发, 刘林艳, 黄尚宇, 等. 铈对AZ91镁合金腐蚀性能的影响[J]. 中国稀土学报, 2006, 24(2):211-216.
LIU SHENG-FA, LIU LIN-YAN, HUANG SHANG-YU, et al. Influence of Cerium on Corrosion of AZ91 Magnesium Alloy[J]. Journal of the Chinese rare earth society, 2006, 24(2):211-216.
- [17] MARTIN J, DOMINIQUE T, NATHALIE L. The influence of microstructure on the corrosion behaviour of AZ91D studied by scanning Kelvin probe force microscopy and scanning Kelvin probe[J]. Corrosion Science, 2006, 48(5):1193-1208.
- [18] ZHANG T, LI Y, WANG F H. Roles of β phase in the corrosion process of AZ91D magnesium alloy[J]. Corrosion Science, 2006, 48(5): 1249-1264.
- [19] 宋光铃. 镁合金腐蚀与防护[M]. 北京: 化学工业出版社, 2006.

(编辑 王维朗)

(上接第56页)

- [12] 彭卓凯, 张新明, 陈健美, 等. Mn, Zr对Mg-Gd-Y合金组织与力学性能的影响[J]. 中国有色金属学报, 2005, 15(6):917-922.
PENG ZHUO-KAI, ZHANG XIN-MING, CHEN JIAN-MEI, et al. Effects of Mn, Zr on microstructure and properties of Mg-Gd-Y alloys [J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2005, 15(6):917-922.
- [13] ARMSTRONG R, COLD I, DOUTWAITE R M, et al. The relation of yield and flow stresses with grain size in polycrystalline iron[J]. Philos Mag, 1962, 77(7):45-51.
- [14] QIU D, ZHANG M X. Effect of active heterogeneous nucleation particles on the grain refining efficiency in an Mg-10 wt.% Y cast alloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2009, 488(1): 260-264.
- [15] 余琨, 黎文献, 张世军. Ce对镁及镁合金中晶粒的细化机理[J]. 稀有金属材料与工程, 2005, 34(7): 1013-1016.
YU KUN, LI WENXIAN, ZHANG SHIJUN. Mechanism of grain refining by adding cerium in Mg and Mg alloys[J]. Rare metal materials and engineering, 2005, 34(7):1013-1016.
- [16] 石德珂. 材料科学基础[M]. 北京: 机械工业出版社, 2002:200.
- [17] 余琨. 稀土变形镁合金组织性能及加工工艺研究[D]. 长沙: 中南大学博士论文, 2002:45.
- [18] LIU H, CHEN Y, TANG Y, et al. The microstructure and mechanical properties of permanent-mould cast Mg-5wt.%Sn-(0~2.6)wt.%Di alloys[J]. Materials Science and Engineering A, 2006, 437(2): 348-355.

(编辑 王维朗)