文章编号: 1004-0609(2007)06-0927-07

# Mg-2Nd 合金的组织与力学性能

王晓芳1,孙扬善1,王奇1,薛烽1,白晶1,薛山1,陶卫建2

(1. 东南大学 材料科学与工程学院, 南京 211189; 2. 南京云海特种金属有限公司, 南京 211221)

摘要:在铸钢坩锅中熔炼制备了 Mg-2Nd 二元镁合金,试样经不同热处理工艺处理后,测试合金的室温拉伸性能,采用光学显微镜(OM)、扫描电镜(SEM)及透射电镜(TEM)观察合金的显微组织,通过 X 射线衍射法(XRD)和能谱分析(XEDS)及选区电子衍射花样进行合金中的物相鉴别和微观成分分析。结果表明: Mg-2Nd 合金的铸态组织由 α-Mg 基体和呈离异共晶形貌的 Mg<sub>12</sub>Nd 相组成;热挤压后,Mg<sub>12</sub>Nd 相沿挤压方向呈纤维或颗粒状分布;挤压过程中发生动态再结晶,合金的抗拉强度(σ<sub>b</sub>)由铸态的 148.8 MPa 提高到挤压态的 210.2 MPa,伸长率(δ) 由铸态的 2.8%提高到挤压态的 19.9%;热挤压和热轧成形的 Mg-2Nd 合金,直接时效 T5(extruded、rolled)处理能产生形变强化和时效硬化双重作用,其中 T5(rolled)态合金 σ<sub>b</sub>高达 276.4 MPa,δ 较热轧态提高了 64%; T5(rolled)态组织中出现了 β'和 β 沉淀,尺度均在 50 nm 左右,对合金产生了明显的时效强化作用。
关键词: Mg-2Nd 合金;微观组织;力学性能;时效硬化;形变强化
中图分类号: TG 146.22

## Microstructures and mechanical properties of Mg-2Nd alloy

WANG Xiao-fang<sup>1</sup>, SUN Yang-shan<sup>1</sup>, WANG Qi<sup>1</sup>, XUE Feng<sup>1</sup>, BAI Jing<sup>1</sup>, XUE Shan<sup>1</sup>, TAO Wei-jian<sup>2</sup>

School of Materials Science and Eengineering, Southeast University, Nanjing 211189, China;
 Nanjing Welbow Metals Co. Ltd., Nanjing 211221, China)

**Abstract:** The Mg-2Nd alloy was melted in a mild steel crucible. After heat treatment, the tensile properties of specimens were tested at room temperature, the microstructures were observed by using optical microscopy (OM), scanning electron microscopy (SEM) and transmission electron microscopy (TEM), and the microanalysis and characterization of second phase particles were carried out using X-ray diffraction (XRD), X-ray energy dispersive spectroscopy (XEDS) and selected area electron diffraction(SAED). The results show that the as-cast Mg-2Nd alloy consists of the  $\alpha$ -Mg matrix and divorced eutectic phase Mg<sub>12</sub>Nd. After hot extrusion the Mg<sub>12</sub>Nd phase shows fibrous and granular morphology and is distributed along the extrusion direction. The dynamic recrystallization during hot extrusion significantly improves the tensile strength and elongation of alloys, which increase from 148.8 MPa and 2.8% to 210.2 MPa and 19.9%, respectively. For the extruded and rolled Mg-2Nd alloys, the direct aging(T5) has the combined effect of work hardening and age hardening. The tensile strength of as rolled sample is raised to 276.4 MPa and the elongation is enhanced by 64% compared with that of extruded sample. After the direct aging(T5) treatment, the  $\alpha$ -Mg matrix of hot rolled sample has  $\beta'$  and  $\beta$  precipitates with average sizes of 50 nm in length, which play important roles in age hardening. **Key words:** Mg-2Nd alloys; microstructures; mechanical properties; age hardening; work hardening

基金项目: 江苏省自然科学基金预研项目(BK2004208)

收稿日期: 2006-11-29; 修订日期: 2007-03-20

通讯作者: 孙扬善, 教授; 电话: 025-52090689-801; E-mail: yssun@seu.edu.cn

镁合金具有密度小、比强度和比刚度高,阻尼性、 切削加工性好等优点。镁合金中添加稀土元素,可明 显改善合金的热稳定性和室温强度,净化和改善合金 的铸造性能,细化合金的显微组织,提高力学性能及 耐蚀性能<sup>[1-3]</sup>。然而,对于稀土镁合金的应用虽然已经 有大量的报道,但是关于各种不同稀土元素加入镁合 金中引起的组织和性能变化的基础研究,还缺乏系统 的报道。

稀土元素Nd是镧系中比较活泼的元素之一。Nd 与Mg的原子半径差接近15%,在较高温度下,Nd在镁 中的最大固溶度可达3.6%(质量分数)。随着温度降低, Nd的溶解度有所下降,室温下约为0.8%~1.0%。因此, 在纯镁中添加少量的Nd,预期会产生明显的固溶强化 和时效强化作用。此外,在Mg-Nd二元系中时效析出 的Mg<sub>12</sub>Nd相的硬度和熔点都很高,热稳定性好,能有 效地提高合金的强度和抗蠕变性能<sup>[4-6]</sup>。本文作者在纯 镁中添加稀土元素Nd,系统研究二元稀土镁合金 Mg-2Nd铸态、挤压态及轧制态下的微观组织、时效特 性及室温下的力学性能,并对稀土元素Nd的作用机理 进行了探讨。

## 1 实验

Mg-2Nd 二元镁合金在铸钢坩锅中熔炼,浇铸过 程中采用 1%SF<sub>6</sub>+99%CO<sub>2</sub>(摩尔分数)混合气体保护。 稀土元素采用中间合金 Mg-30%Nd 的形式加入。当所 加的中间合金溶入镁液后,将熔体在 720 ℃下保温大 约 15 min 后浇入自制水冷铜模,铸成直径为 60 mm 的圆锭。

对铸锭进行均匀化退火、车皮处理后,挤压成截 面为 35 mm×5 mm 的板材。在上述挤压坯中,一部 分在热挤压后立即水淬冷却,其余的在 525 ℃时固溶 处理 8 h 后再淬入水中。挤压板坯在两辊式轧机上轧 制,开轧温度为 300 ℃,轧制板材的最终厚度为 2 mm,最后一道次轧制后也采用水淬的方式快速冷却。

试样的热处理工艺通过如下实验确定。

固溶处理(T4)的温度固定在 525 ℃,挤压试样在 525 ℃经过不同时间处理后,水冷。然后用 HV1-10A 型小负荷维氏硬度计测试各试样的硬度,取其最高值 来确定处理的时间。

时效处理(T6)是将经上述 T4 处理后的试样,在不同温度下加热,保温不同时间后取出加热试样空冷,测试各试样的硬度,且作时效时间与硬度之间的关系曲线,以峰值硬度对应的温度和时间确定 T6 处理的

工艺。

直接时效处理(T5)的温度按与 T6 处理确定的温 度相同(175 ℃),热挤压及挤压板坯热轧水淬后试样 均在 175 ℃经不同时间保温后空冷,然后测试各试样 的硬度,通过绘制时效时间与硬度之间的关系曲线, 以峰值硬度对应的保温时间作为 T5 处理的时间参数。

室温拉伸性能测试在 CMT5105 电子万能测试机 上进行,拉伸方法按照 GB/T228—2002 标准进行。合 金的显微组织采用 Olympus 光学显微镜(OM)、 Sirion200 场发射扫描电镜(SEM)及 JOEL-2000EX 透 射电镜(TEM)观察,通过 X 射线衍射法(XRD)和能谱 分析(XEDS)的方法进行合金中的物相鉴别和微观成 分分析。

## 2 实验结果

#### 2.1 合金的显微组织

图 1 所示为 Mg-2Nd 合金各状态下的金相显微组 织。从图 1(a)可以看出,合金的铸态显微结构为典型 的枝晶组织。图 1(b) 所示为挤压板(空冷)的纵截面组 织,图中晶粒呈等轴状,黑色第二相沿挤压方向被拉 长成纤维状或在挤压过程中被破碎成颗粒状。同铸态 组织相比,挤压态试样的晶粒明显细化、平均晶粒大 小约 10 µm。如图 1(c)所示,结合能谱分析结果可确 定,合金试样中的第二相为 Mg12Nd,挤压板坯固溶(T4) 处理后晶界上基本没有第二相残留,原来铸态组织中 晶界上存在的第二相已全部溶于基体中,但晶粒明显 长大。图 1(d) 所示为为合金经轧制加工后的组织。由 图 1(d)可见, 合金挤压态下的等轴晶完全消除, 未出 现再结晶现象,在高倍显微镜下可看到许多形变孪晶, 且有未能溶解的黑色第二相存在。图 2(a)和(c) 所示分 别为铸态及挤压板的 SEM 像。由图 2(a)和(c)可见,中 间相成断续的网状或点状分布于晶界和晶内,在金相 显微镜下观察到的黑色第二相(见图 1)在扫描电镜中 呈现为白色。能谱分析结果表明,挤压板中纤维状第 二相同铸态组织中的离异共晶的成分相差不大(见图 2(b)和(d))。图 3 所示为是铸态合金试样 XRD 谱。从 图 3 可见,所有的衍射峰来自于 α-Mg 基体相和 Mg<sub>12</sub>Nd相。

图 4 所示为轧制态试样人工时效 1 h 前后的 TEM 衍衬像。如图 4(a)所示,在轧制态试样中,沿α相的 [0001]方向可观察到大量细小密集的沉淀相颗粒。由于颗粒的尺寸很小,本研究所使用的 TEM 设备无法 清晰地显示其形貌。在 175 ℃时效 1 h 后,析出物的



#### 图1 Mg-2Nd 合金的金相组织

**Fig.1** Optical microstructures of Mg-2Nd alloy: (a) As-cast; (b) Longitudinal section of extruded plate; (c) Solid solution treatment at 525 °C for 8 h (T4); (d) Rolled



#### 图 2 铸态、挤压态 Mg-2Nd 合金的 SEM 像及第二相能谱分析

**Fig.2** SEM images of as-cast, as-extruded plate and second phases EDS analysis of Mg-2Nd alloy: (a) SEM image of as-cast; (b) Second phases EDS analysis of as-cast; (c) SEM image of as-extruded; (d) Second phases EDS analysis of extruded



图 3 Mg-2Nd 合金的 XRD 谱

Fig.3 XRD pattern of Mg-2Nd alloy



图4 轧制态Mg-2Nd合金时效前后的微观组织

**Fig.4** Microstructures of rolled Mg-2Nd alloy before and after aging: (a) Microstructures before aging; (b) Ribbon-shaped precipitates after 1 h aging; (c) Needle-like precipitates after 1 h aging; (d) Precipitates along dislocation lines after 1 h aging

微观形貌如图 4(b)~(d)所示。在温度 250 ℃时效 1 h 后,观察到析出物明显长大,且分布很有规律,如图 5(a)~(b)所示。根据析出相的形貌和分布特征,可以将 析出相颗粒分为两种类型:第一种呈带状排列,而另 一种呈针状,且针状颗粒之间呈一定的角度。图 6(a) 和(b)所示分别是带状分布颗粒和针状颗粒沿[112] 和[111]方向获得的电子衍射花样。在图 6(a)中基体 (α-Mg)的衍射花样也清晰可见,从中可确定 β'相和基 体之间的位向关系。对析出相颗粒的电子衍射分析结 果表明,带状分布的颗粒属面心立方结构(FCC),而 针状颗粒为体心正方结构(BCT)。此外,TEM 观察还 发现颗粒相沿位错线聚集(图 4(d)),这与 Apps 等<sup>[7]</sup>在 时效镁-稀土合金中观察到的沉淀相沿位错和缺陷析 出的结果一致。



图5 轧制态Mg-2Nd合金250 ℃时效1 h后的微观组织结构 Fig.5 Microstructures of rolled Mg-2Nd alloy after aging at 250 ℃ for 1 h: (a) Ribbon-shaped precipitates; (b) Needle-like precipitates



#### 图 6 带状及针状析出相的电子衍射花样

**Fig.6** Electron diffraction patterns of ribbon-shaped and needle-like precipitates: (a) Ribbon-shaped precipitates along zone axis of  $[11\overline{2}]_{\beta}$ ; (b) Needle-like precipitates along zone axis of  $[11\overline{1}]_{\beta}$ 

#### 2.2 合金的时效特性

图 7 所示为用硬度法测量的 Mg-2Nd 合金在不同 温度及不同时间下的时效硬化特性。图 7(a) 所示为挤 压后直接淬火 Mg-2Nd 合金在 4 种不同温度(125 ℃、 150 ℃、175 ℃、200 ℃)的时效硬化曲线。从图 7(a) 可知,合金在 175 ℃时效的峰值硬度值最高(61.3)、 达到峰值时间最短(1 h);而 200 ℃时效的峰值硬度值 最低(57.1);150 ℃时效的峰值硬度介于 200 ℃和 175℃之间,达到峰值硬度的时间为 2 h;125 ℃时效 时,基本无强化效果。图 7(b) 所示为 175 ℃时 T6 处 理及轧制态 T5 处理的时效硬化曲线。从图 7(b)可知, 轧 制态直接淬火后时效 T5(Rolled)及 T6 处理 (525 ℃、8 h+175 ℃、1 h)到达峰值硬度所需时间都 为 1 h,但 T5(Rolled)态峰值硬度值(70.1)更大。



图7 Mg-2Nd 合金的时效硬化曲线

**Fig.7** Ageing hardening curves of Mg-2Nd alloy: (a) Ageing hardening curves obtained at different temperatures; (b) Ageing hardening curves obtained from extruded T6 and rolled T5 samples at 175  $^{\circ}$ C

#### 2.3 合金的力学性能

根据 Mg-2Nd 合金表现出来的时效特性,选用 T5(extruded, rolled)和 T6 两状态下的试样进行室温拉

伸实验,并与铸态、挤压态、挤压固溶态及轧制态下 拉伸结果进行对比,结果列于表1中。图8所示为用 表1中的数据绘制的柱状图。

从表 1 及图 8 可以看到, Mg-2Nd 合金铸态时的强 度和伸长率都比较低, 挤压后合金的抗拉强度( $\sigma_b$ )、屈 服强度( $\sigma_{0,2}$ )和伸长率( $\delta$ )都有不同幅度的提高, 特别是  $\sigma_b$ 及  $\delta$  提高的幅值更大;挤压态  $\sigma_b$ 和  $\sigma_{0,2}$ 数值分别达 到 210.2 和 141.6 MPa, 与铸态合金相比分别提高了

表1 不同状态下 Mg-2Nd 合金的室温拉伸性能

Table 1Tensile properties of Mg-2Nd alloy at roomtemperature

Parameter	$\sigma_{\rm b}/{ m MPa}$	$\sigma_{0.2}$ /MPa	$\delta$ /%
As-cast	148.8	82.8	2.8
Extruded	210.2	141.6	19.9
T4	173.6	90.9	16.9
T5(extruded)	213.4	144.7	13.1
T6	217.6	91.7	19.6
Rolled	254.4	233.3	2.5
T5(rolled)	276.4	252.4	4.1





41.3%和 71%,  $\delta$  从铸态时的 2.8%提高到挤压态时的 19.9%。挤压试样经固溶(T4)和时效处理(T6)后,  $\sigma_{0.2}$  和  $\delta$  都有所下降,而挤压后直接时效(Ext-T5)处理合 金的  $\sigma_b$ 和  $\sigma_{0.2}$ 有所升高,但  $\delta$  却下降了近 50%。轧制 加工后试样拥有很高的强度, $\sigma_b$ 高达 254.4 MPa,且  $\sigma_{0.2}$  为 233.3 MPa,但是  $\delta$  很低,仅为 2.5%。经 T5(rolled) 处理,合金的屈服强度及延伸率较轧制态都有提高,其中  $\sigma_b$ 及  $\sigma_{0.2}$ 均提高 8.5%左右, $\delta$ 提高 64%,可见时 效硬化效果比较理想。

### 3 讨论

#### 3.1 显微组织

图 9 所示为 Mg-Nd 二元相图<sup>[8]</sup>。 根据相图,本 研究的 Mg-2Nd 合金在室温下的平衡组织由 α-Mg 和 Mg<sub>12</sub>Nd 组成,对合金铸态试样的 XRD 分析结果与相 图完全吻合,表明铸态合金虽然是非平衡凝固的产物, 其组成相还是和相图所示的平衡组织相同。



**图 9** Mg-Nd 二元相图

Fig.9 Mg-Nd binary phase diagram

从图 9 可知,Nd 在 Mg 中最大溶解度(545 ℃)约 为 3.6%,且随着温度下降,溶解度也下降。Mg-2Nd 合金是一种非常典型的可以运用固溶强化和沉淀强化 技术的合金系。基于 Mg 原子半径大,扩散系数小, 本研究选择仅略低于固相线温度的高温进行固溶处 理,目的是为了缩短固溶处理的周期。从图 1(c)所示 的 T4 处理的显微组织可见,该处理达到预期的效果。 对于 Mg-Nd 二元合金沉淀析出的研究在现有的文献 中报道较少,其中一些学者认为<sup>[9-11]</sup>在 Mg-Nd 二元合 金中从 α-Mg 过饱和固溶体中析出的顺序为: α<sub>0</sub>→GP  $( Σ → β'' → β' → β_o Wei 等^{[12]} 及 Antion 等^{[13]} 在研究中发现$ 经175 ℃时效的 Mg-Nd 系合金, 时效析出相主要是 β' 和 β 相。对于含 Nd 和其他稀土元素的多元稀土镁合 金的研究报道较多。如文献[9]在对 Mg-(Ce-Nd-Pr)混 合稀土的时效析出研究中发现尺寸细小的中间沉淀 相、带状排列的 β'相及呈一定角度分布的针状 β相, Nie 等<sup>[14-15]</sup>、Smola 等<sup>[16]</sup>和 Takeshi 等<sup>[17]</sup>在 Mg-Y-Nd 合金的沉淀强化相中发现球状的β'相、片状的β<sub>1</sub>及针 状β相。在本研究的轧制时效组织中出现两种形貌不 同的沉淀相颗粒,如图4(b)和(c)及图5(a)和(b)所示。 与文献报道不同的是,本研究的时效组织中未观察到 GP 区和 $\beta''$ ,但 $\beta'$ 和 $\beta$ 沉淀颗粒却同时出现在T5(rolled) 处理的试样中。其中 $\beta'$ 相呈带状排列,而针状 $\beta$ 相呈 一定角度分布,其尺寸小于 β'相。从 TEM 分析结果 可知,本研究的175 ℃时效试样中,β'和β沉淀颗粒 的尺寸都在 50 nm 左右, 且 β'相与基体具有一定的共 格关系。根据物理冶金的强化理论,这样的沉淀相具 有理想的强化作用。关于 Mg-Nd 系合金沉淀相相变的 系统研究还在继续进行之中。

#### 3.2 时效硬化及力学性能

铸态合金经过挤压加工后,强度大幅度提高,说 明 Mg-2Nd 是一种理想的变形镁合金。合金在挤压后 不仅是强度,且塑性也得到明显改善。这是因为本研 究所采用的挤压温度较高,挤压过程中发生了动态再 结晶,由于细晶强化,合金获得了良好的综合力学性 能。

从图 7(a)所示的时效硬化曲线可知,经固溶处理 的合金试样在高于125 ℃的温度时效,均可以获得硬 度的峰值,但175℃时效的峰值硬度最高,说明在这 个温度下, 析出的  $\beta' \pi \beta$  相颗粒的共同作用可以获得 最佳的时效强化效果。然而,对于挤压后的试样经T4 和 T6 处理后,合金的屈服强度( $\sigma_{0,2}$ )均未得到改善, 反而有所下降。这显然是因为固溶处理温度高,加热 和保温过程中晶粒长大所致。挤压后的轧制加工使合 金的强度又得到进一步提高,可见,对于六方结构的 镁合金,形变强化的效果非常显著。对轧制后的试样 进行时效处理(T5),使其强度和塑性均得到进一步改 善, 表明 T5 处理一方面发挥了时效硬化的作用, 同 时另一方面又使试样得到一定程度的回复,部分地消 除了加工硬化过程造成的塑性下降的负面影响。因此 对于 Mg-Nd 基合金, T5 处理是一种简便而又有效的 热处理工艺方法。

#### 933

## 4 结论

1) Mg-2Nd合金的铸态组织由α-Mg基体和呈离异 共晶形貌的Mg<sub>12</sub>Nd组成。热挤压加工后,Mg<sub>12</sub>Nd相沿 挤压方向呈纤维或颗粒状分布。由于挤压温度较高, 挤压过程中发生了动态再结晶,细晶强化使挤压后合 金的强度和塑性均得到大幅度改善。热挤压后试样经 热轧成形,由于加工硬化,合金的强度得到进一步提 高。

2) 挤压态试样在175 ℃经1 h时效处理后,可达 到最大硬度值;在150和200 ℃的时效曲线上也可得到 硬度的峰值,但峰值硬度均低于175 ℃时效曲线上的 硬度峰值。

3) 与未经热处理的挤压态试样相比,挤压态试样 在固溶(T4)和时效处理(T6)后,力学性能并未提高, 这显然是由于较高的固溶温度使晶粒在固溶处理过程 中长大所致。

4) 对175 ℃时效轧制态试样的TEM观察发现,时 效组织中出现了带状分布的β'和呈针状形貌的β相颗 粒,颗粒的尺度均在50 nm左右,且β'相与基体具有一 定的共格关系。两种颗粒的同时存在,对合金产生明 显的时效强化作用。

5) 对经热挤压和热轧成形的Mg-2Nd合金,直接 时效(T5处理)可以得到形变强化和时效硬化的双重作 用,因此,合金呈现良好的综合力学性能。

#### REFERENCES

郑成菊,张继元,刘双丽,等.冷却方式对Mg-3Nd合金显微
 组织和物相构成的影响[J].长春工业大学学报:自然科学版,
 2005,26(3):173-176.

ZHENG Cheng-ju, ZHANG Ji-yuan, LIU Shuang-li, et al. Effect of microstructure and phase composition of Mg-3Nd alloy on cooling-down method[J]. Journal of Changchun University of Technology: Natural Science Edition, 2005, 26(3): 173–176.

- [2] 张新明,彭卓凯,陈健美,等. 耐热镁合金及其研究进展[M]. 中国有色金属学报,2004,14(9):1444-1450.
   ZHANG Xin-ming, PENG Zhuo-kai, CHEN Jian-mei, et al. Heat-resistant magnesium alloys and their development[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2004, 14(9): 1444-1450.
- [3] 陈振华. 镁合金[M]. 北京:化学工业出版社, 2004, 103.
   CHEN Zhen-hua. Magnesium alloy[M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2004, 103.
- [4] 刘 正,张 奎,曾小勤.镁基轻质合金理论基础及其应用[M].北京:机械工业出版社,2002:52-54.

LIU Zheng, ZHANG Kui, ZENG Xiao-qin. Theory basis and application of magnesium matrix light alloy[M]. Beijing: China Machine Press, 2002: 52–54.

- [5] Wilson R, Bettles C J, Muddle B C, et al. Precipitation hardening in Mg-3%Nd(-Zn) casting alloys[J]. Materials Science Forum, 2003, 419/422: 267–272.
- [6] YAN Yun-qi, ZHANG Tian-jie, DENG Jun, et al. Microstructural evolution and tensile properties features of wrought Mg-Nd alloy[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2005, 34(6): 845–849.
- [7] Apps P J, Lorier G M, Karimzadeh H, et al. Magnesium alloys and their applications[M]. New York: WILEY-VCH, 2000: 53.
- [8] 黎文献. 镁及镁合金[M]. 长沙:中南大学出版社, 2005:40.
   LI Wen-xian. Magnesium and magnesium alloy[M]. Changsha: Central South University Press, 2005:40.
- [9] 王慧敏,陈振华,严红革,刘应科. 镁合金的热处理[J]. 金属 热处理, 2005, 30(11): 52-53.
  WANG Hui-min, CHEN Zhen-hua, YAN Hong-ge, LIU Ying-ke. Heat treatment of magnesium alloys[J]. Heat Treatment of Metals, 2005, 30(11): 52-53.
- [10] 陈振华. 变形镁合金[M]. 北京: 化学工业出版社, 2005: 149.
   CHEN Zhen-hua. Wrought magnesium alloy[M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2005: 149.
- [11] Rokhlin L L, Dobatkina T V, Tarytina I E, Timofeev V N, et al. Peculiarities of the phase relations in Mg-rich alloys of the Mg-Nd-Y system[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2004(3), 367(1/2): 17–19.
- [12] Wei L Y, Dunlop G L. Age hardening and precipitation in a cast magnesium-rare-earth alloy[J]. Journal of Materials Science, 1996, 31: 387–397.
- [13] Antion C, Donnadieu P, Tassin C, et al. Early stages of precipitation and microstructure control in Mg-rare earth alloys[J]. Philosophical Magazine, 2006, 86: 2797–2810.
- [14] Nie J F, Xiao X L, Lou C P, et al. Characterization of precipitation in magnesium alloys using electron microdiffraction[J]. Micron, 2001, 32: 857.
- [15] Nie J F, Muddle B C. Characterization of strengthening precipitate phase in a Mg-Y-Nd alloy[J]. Acta Materialia, 2000, 48: 1691.
- [16] Smola B, Stul'ıková I. Equilibrium and transient phases in Mg-Y-Nd ternary alloys[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2004, 381: L1–L2.
- [17] Takeshi M, Mamoru M, Naobumi S, et al. Microstructure and mechanical properties of a Mg-4Y-3RE alloy processed by thermo-mechanical treatment[J]. Mater Sci Eng A, 1998, A257: 287–294.

(编辑 何学锋)