Nd 对 Mg-13Gd-0.5Zr 合金组织和力学性能的影响

陈晓亚[1,2]，李全安[1,2,3]，李志涛[2]，王颂博[2]，张　帅[2]，关海昆[2]

(1. 西安理工大学，陕西 西安 710048)

(2. 河南科技大学，河南 洛阳 471023)

(3. 有色金属共性技术河南省协同创新中心，河南 洛阳 471023)

摘　要：采用 X 射线衍射仪、光学显微镜、扫描电镜、能谱仪和电子拉伸试验机等设备研究了 Nd 对 Mg-13Gd-0.5Zr 合金组织和力学性能的影响，结合错配度理论、位错密度的变化规律讨论了合金晶粒细化的机理，并从细晶强化和析出强化等方面阐述了合金强化机制。研究发现 Mg-13Gd-0.5Zr 合金的组成相主要有 α-Mg、Mg_5Gd，Nd 的加入在合金中形成了新相 $Mg_{41}Nd_5$，并细化了合金晶粒。Nd 的加入显著提高了 Mg-13Gd-0.5Zr 合金的室温和高温力学性能，当 Nd 的添加量为 2%（质量分数）时，合金在室温和高温下的力学性能达到最大值 279 MPa（室温）、319 MPa（250 ℃），合金力学性能的提高主要归因于 Mg_5Gd 和 $Mg_{41}Nd_5$ 相的析出强化和细晶强化的双重效果。Mg-13Gd-2Nd-0.5Zr 合金在不同温度下的断裂方式主要以脆性断裂为主，随着拉伸温度的升高由脆性断裂向韧性断裂转变。

关键词：Mg-13Gd-0.5Zr；Nd；显微组织；力学性能；细化机理

中图法分类号：TG146.22　　**文献标识码**：A　　**文章编号**：1002-185X(2019)12-4046-07

镁合金是实际工程应用中最轻的金属结构材料，由于具有原料丰富、密度低、比强度和比刚度高、易于回收等优点，在航空航天、家用电器、交通运输等行业有着广阔的应用前景[1-3]。

耐热性能差是限制镁合金应用的一大因素，在众多镁合金种类中镁稀土合金因具有优良的耐热性能而备受人们关注。Nodooshan 等[4,5]研究了 Gd 含量对 Mg-Gd-Y-Zr 合金高温力学性能的影响，研究发现合金具有良好的高温力学性能，并在 150 ℃时，Mg-12Gd-3Y-0.5Zr（质量分数，下同）合金抗拉强度达到最大值，合金高温力学性能的提高主要归因于合金中镁稀土相的析出。Chen 等[6]研究了添加稀土元素 Y 对 Mg-Nd-Zn-Zr 合金组织和力学性能的影响，研究表明 Mg-0.43Nd-0.12Y-0.08Zn-0.11Zr（at%）合金在室温和高温条件下表现出最佳的抗拉强度和伸长率，尤其在 200~300 ℃合金屈服强度的提高更加明显，合金力学性能的提高主要由于晶粒的细化、固溶强化以及 Zn_2Zr_3 和 β 型相的析出强化。李涛等[7]研究了添加有 Nd 和 Zn 的 Mg-5Gd-4Y-Zr 合金的微观组织和力学性能的变化，结果表明添加微量的 Nd 或者 Zn 能够细化铸态合金组织，还能显著提高合金的时效硬化响应能力以及合金在室温和高温下的力学性能，且 Nd 的添加强化效果更加明显。Wang 等[8]研究了 Mg-Nd-Zn-Zr 合金在中高温度下的拉伸行为，研究发现，在 100~200 ℃进行拉伸，合金的抗拉强度变化不大，当拉伸温度为 250 ℃时，合金的抗拉强度达到最大值，当拉伸温度继续升高时，合金的抗拉强度显著下降，在 100~250 ℃合金表现出了很好的高温力学性能。Liu 等[9]研究了 Nd 的添加对 Mg-10Ho-0.6Zr 合金微观组织和力学性能的影响，研究表明 Nd 的添加能够细化合金铸态组织，同时当 Nd 的添加量为 3%和 5%（质量分数）时，合金表现出明显的时效硬化效果，且当 Nd 的添加量为 5%时，合金室温和高温（250 ℃）力学性能达到最大，细小弥散分布的 β'相对力学性能的提高有着很大贡献。Peng 等[10]对 Mg-8Gd-0.6Zr-(0, 1, 2, 3)Nd 合金微观组织和力学性能的变化规律进行了研究，研究表明合金中的镁稀土相对时效硬化和力学性能的提高起着主要作用，虽然 Mg-8Gd-0.6Zr-3Nd 合金表现出了最优的室温和高温力学性能，然而其在 250 ℃的抗拉强度仅有 205 MPa，还有待进一步的提高。

以上研究表明，采用合金化的方法，在镁合金中添加一定量的稀土元素，能够明显改善合金组织，提

收稿日期：2018-12-18

基金项目：国家自然科学基金（51571084，51171059）；河南省重点科技攻关计划资助项目（152102210072）

作者简介：陈晓亚，男，1990 年生，博士生，西安理工大学材料科学与工程学院，陕西 西安 710048，电话：029-82312994，E-mail: chenxiaoya2010@163.com

高合金的耐热性能，尤其是高温力学性能。本研究选用典型的时效强化型合金 Mg-13Gd-0.5Zr 作为研究对象，在合金中添加不同质量分数的稀土元素 Nd，研究 Mg-Gd-Nd-Zr 合金的微观组织以及力学性能变化规律，探讨 Nd 对合金组织的细化机理和力学性能的强化机制。

1　实　验

制备合金所选用的原材料有纯镁块、镁钆中间合金、镁钕中间合金以及镁锆中间合金，所用原料均需进行干燥和去氧化皮处理，在原材料的准备时对所需合金成分均进行一定量的增配，以保证实际合金成分与设计成分在误差范围内（合金成分如表 1 所示）。合金熔炼选用中频电磁感应炉，熔炼和浇铸时采用 SF_6 和 CO_2 混合气体进行保护，熔炼温度 750 ℃，保温 5 min，浇注温度 730 ℃，所选用模具为金属型模具。将合金铸锭在箱式电阻炉中进行固溶，温度 525±5 ℃，时间 6 h，采用温水淬火；随后进行时效处理，时效在鼓风干燥箱中进行，时效温度 225±5 ℃，时间 12 h，出炉空冷。

合金的物相分析、晶格常数和半高宽值的获得采用 D8-Advance X 射线衍射仪并结合 Jade 5 软件进行，采用 Axio Vert A1 光学显微镜对合金光学显微组织以及断口附近纵切面组织进行观察和分析，采用 JSM-2100LV 扫描电镜并结合其附件 EDS 能谱分析仪对合金中的相的形态和元素组成进行分析，合金的室温和高温力学性能测试在岛津 AG-1 250KN 电子拉伸试验机上进行，高温测试温度 200、250、300 ℃，拉伸速率 1 mm/min。

2　结果与分析

2.1　合金的显微组织分析

图 1 为 Mg-13Gd-0.5Zr 和 Mg-13Gd-2Nd-0.5Zr 合金的 XRD 图谱，由图 1 可知，Mg-13Gd-0.5Zr 合金组织主要由 α-Mg 和 Mg_5Gd 相组成，在合金中添加稀土元素 Nd 后，合金中除 α-Mg 和 Mg_5Gd 相外，生成了一种新相 $Mg_{41}Nd_5$。

表 1　试验合金的名义化学成分

Table 1　Chemical composition of the experimental alloy (ω/%)

Alloy	Gd	Nd	Zr	Mg
Mg-13Gd-0Nd-0.5Zr	13	0	0.5	Bal.
Mg-13Gd-1Nd-0.5Zr	13	1	0.5	Bal.
Mg-13Gd-2Nd-0.5Zr	13	2	0.5	Bal.
Mg-13Gd-3Nd-0.5Zr	13	3	0.5	Bal.

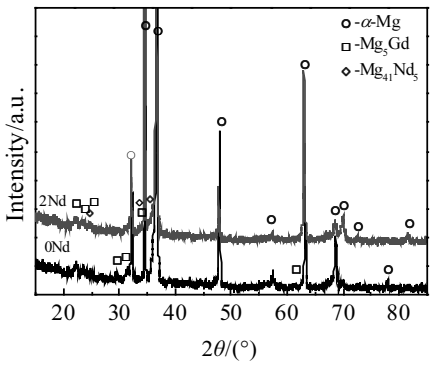

图 1　Mg-13Gd-0.5Zr 和 Mg-13Gd-2Nd-0.5Zr 合金的 XRD 图谱

Fig.1　XRD patterns of Mg-13Gd-0.5Zr and Mg-13Gd-2Nd-0.5Zr alloy

图 2 为不同 Nd 含量的 Mg-13Gd-0.5Zr 合金的光学显微组织。由图 2 可知，合金组织主要由明亮的基体组织和黑色的分布于晶界或者基体上的第二相组成，结合图 1 分析结果可知，明亮的基体组织主要为 α-Mg，黑色的第二相主要为 Mg_5Gd 和 $Mg_{41}Nd_5$ 相。Mg-13Gd-0.5Zr 合金随着 Nd 添加量的增加合金的晶粒尺寸逐渐减小，合金中第二相含量则逐渐增加，且当 Nd 的添加量为 3%时（如图 2d 所示），合金的晶粒尺寸达到最小，第二相含量也达到最大值。

图 2a 为 Nd 的添加量为 0%的合金光学组织，合金晶粒比较粗大，平均晶粒尺寸为 162 μm，析出相比较少。当 Nd 的添加量为 1%时（如图 2b 所示），合金的晶粒有所细化，但是细化不明显，平均晶粒尺寸为 131 μm，析出相的含量也有所增加。当 Nd 的添加量增加至 2%时（如图 2c 所示），合金的晶粒尺寸得到进一步细化，平均晶粒尺寸为 101 μm，析出相也进一步增多，且析出相细小，并分布均匀。当 Nd 的添加量进一步增加到 3%时（如图 2d 所示），合金的晶粒得到明显细化，平均晶粒尺寸为 69 μm，析出相的数量也显著增加，然而，此时合金中的析出相出现了大量的团聚现象。综合以上分析可知，当 Nd 的添加量为 2%时，合金的晶粒相对较小，析出相弥散分布于基体中，有利于合金性能的提高。

图 3 为 Mg-13Gd-2Nd-0.5Zr 合金 BEI 形貌和相应区域的 EDS 分析结果，如图 3a 所示，Mg-13Gd-2Nd-0.5Zr 合金主要由灰色的基体组织和亮白色的析出相组成，析出相细小且弥散分布，析出相主要呈现颗粒状。对图 3a 不同区域的成分进行分析，结果如图 3b~3d 所示，图 3b 为图 3a 中 α-Mg 基体区域 A 分析结果，合金基体主要富含 Mg 元素，同时也有少量的

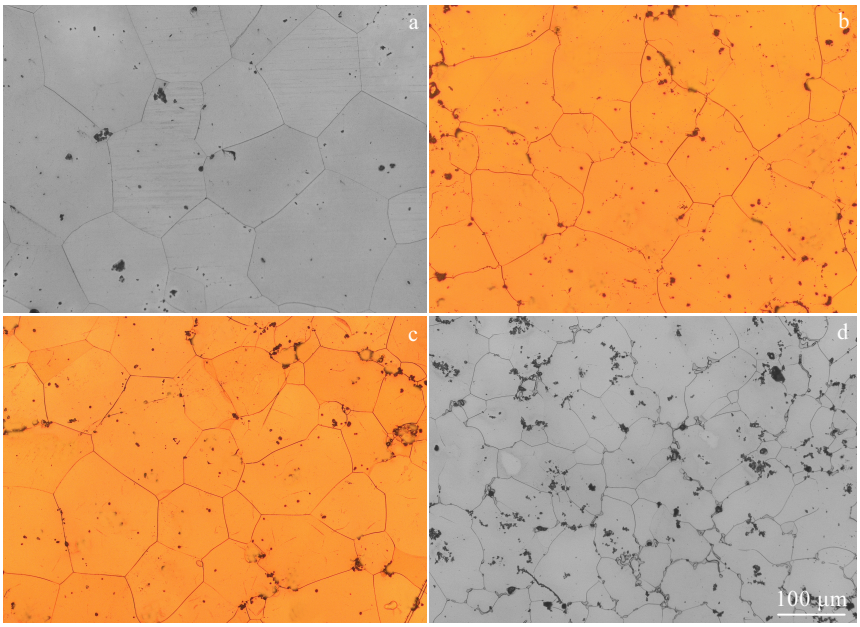

图 2　不同 Nd 含量合金的显微组织

Fig.2　Microstructures of the alloys with different contents of Nd: (a) 0%, (b) 1%, (c) 2%, and (d) 3%

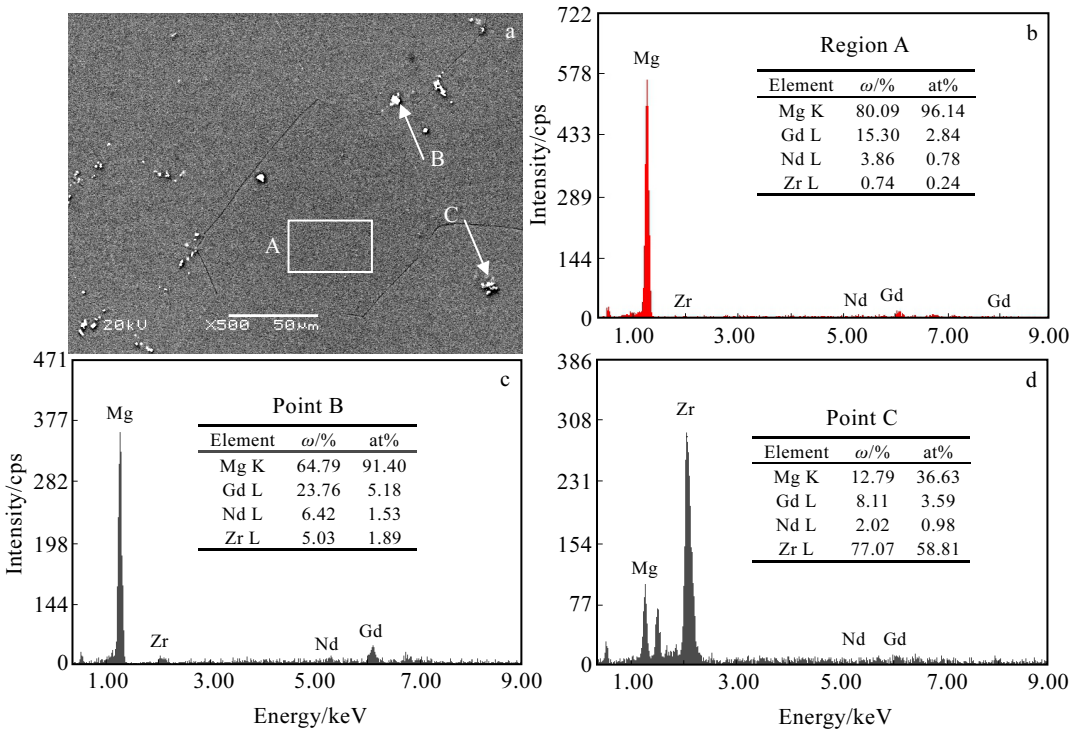

图 3　Mg-13Gd-2Nd-0.5Zr 合金的 BEI 形貌和对应区域的 EDS 分析结果

Fig.3　BEI morphology (a) and corresponding EDS analysis of Mg-13Gd-2Nd-0.5Zr alloy: (b) region A, (c) point B, and (d) point C

稀土元素 Gd 和微量的 Nd、Zr；图 3a 晶界上析出相（图 3a 中 B 点所示）的元素含量如图 3c 所示，元素 Gd 和 Nd 的含量增加，可知晶界处析出相主要是 Mg 和 Gd、Nd 组成的金属间化合物；晶界处的金属间化合物以及 α-Mg 基体中的 Gd、Y 稀土元素对于提高合金的耐热性能具有重要作用。图 3a 中 C 点为基体中的

第二相，由 EDS 分析结果（如图 3d 所示）可知，C 点主要富含 Zr 元素，但也含有少量的 Mg 和 Gd 元素。

2.2　合金的力学性能测试

合金在不同温度下的力学性能测试结果如图 4 所示。图 4a 为合金在不同温度下抗拉强度随 Nd 的添加量的变化曲线，当合金的拉伸温度一定时，抗拉强度随着稀土元素 Nd 的添加量的增加呈现先升高后降低的趋势，当 Nd 的添加量为 2%时，合金在室温和高温时的抗拉强度均达到最大值；当 Nd 的添加量一定时，即对同一合金而言，合金的抗拉强度则随着拉伸温度的升高，先升高后降低，且在拉伸温度为 250 ℃时，合金的抗拉强度达到最大值，在 300 ℃时合金的抗拉强度仍然大于室温强度。结合以上分析可知，Mg-13Gd-2Nd-0.5Zr 合金在室温和高温下（250 ℃）的力学性能均取得最大值，分别为 279、319 MPa。本试验合金的高温力学性能明显高于资料记载 230 MPa（250 ℃，Mg-8Gd-3Nd 合金[11]）、271 MPa（250 ℃，Mg-8Gd-0.5Zr-3Nd 合金[10]）、254 MPa（250 ℃，Mg-10Gd-3Y-0.5Zr 合金[12]）。

图 4b 为合金在不同温度下的伸长率随 Nd 的添加量的变化曲线。由图 4b 可知，合金在室温和 300 ℃时的伸长率随 Nd 添加量的增加先减小后增大，当 Nd 的添加量分别为 2%和 1%时，合金伸长率降到最小；合金在 200 ℃时的伸长率则随着 Nd 添加量的增加逐渐减小；在 250 ℃拉伸时，合金的伸长率则随着 Nd 的添加量的增加先升高后降低，当 Nd 的添加量为 2%时，伸长率达到最大值 6.58%；总体上来看，合金在高温下的伸长率要大于室温的伸长率。

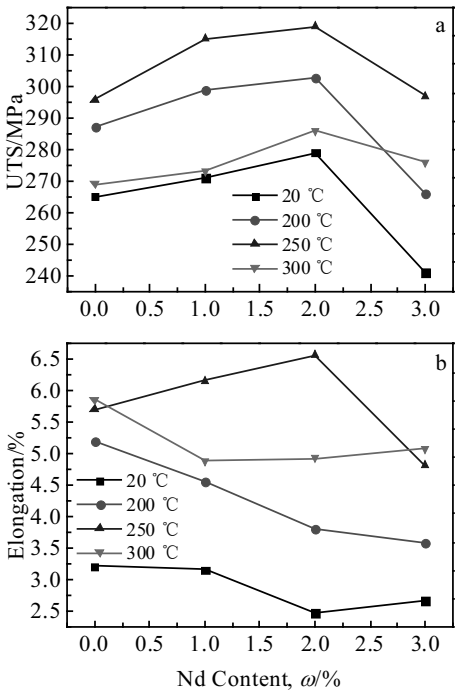

图 4　合金的力学性能

Fig.4　Mechanical properties of the alloys: (a) UTS and (b) elongation

2.3　合金的断口纵切面形貌分析

Mg-13Gd-2Nd-0.5Zr 合金在不同温度下的拉伸断口附近纵切面组织形貌如图 5 所示。图 5a 为合金在室温下的拉伸断口纵切面形貌，合金室温拉伸断口比较平整，主要为穿晶断裂，结合其对应的伸长率 2.47%，合金为脆性断裂。随着拉伸温度的升高，在 200 和 250 ℃时（如图 5b、5c 所示），合金的拉伸断口形貌变得更加不平整，出现了撕裂和粘连现象，脆性断裂特征较少，并在合金的晶界出现了大量裂纹（如图 5c 所示），在高温下晶界的强度降低，在拉应力的作用下，裂纹在晶界处萌生，并沿晶界向外扩展，汇集导致合金断裂，合金在 200 和 250 ℃对应的伸长率分别为 3.82%、6.58%，伸长率逐渐增大，合金有向韧性断裂转变的趋势，合金的断口形貌也呈现出了这一特征。当拉伸温度为 300 ℃时（如图 5d 所示），由于基体严重软化，合金的晶粒有被拉长的现象，撕裂和粘连现象更加严重，与 250 ℃拉伸相似，晶界处出现了拉伸裂纹，同时在合金的晶粒内部观察到滑移线的存在。结合以上分析可知，随着拉伸温度的升高，合金的断裂方式呈现由脆性断裂向韧性断裂转变的趋势。

3　分析与讨论

3.1　晶粒细化机理分析

由显微组织分析可知在 Mg-13Gd-0.5Zr 合金中添加一定量的稀土元素 Nd，能够细化合金晶粒，并在合金中产生新相 $Mg_{41}Nd_5$，新相的产生对合金组织的细化有着突出的贡献。

产生的新相在 α-Mg 基面上形核的重要条件是满足低指数晶面上的错配度（δ）要小于 15%，错配度的计算应保证 $Mg_{41}Nd_5$ 的低指数晶面与 α-Mg 的低指数晶面重合，根据 Bramfitt[13]构建的二维点阵错配度理论模型计算，模型公式为：

$$\delta_{(hkl)_n}^{(hkl)_s}=\sum_{i=1}^{3}[(|d_{[uvw]_s^i}\cos\theta-d_{[uvw]_n^i}|/d_{[uvw]_n^i})/3]\times100\% \quad (1)$$

其中：$(hkl)_s$ 为 α-Mg 基体的低指数晶面，$(hkl)_n$ 为 $Mg_{41}Nd_5$ 的低指数晶面，$[uvw]_s$、$[uvw]_n$ 分别为$(hkl)_s$、$(hkl)_n$ 的低指数晶向，$d_{[uvw]_s}$ 为$[uvw]_s$ 上原子之间的距离，$d_{[uvw]_n}$ 为$[uvw]_n$ 上原子之间的距离，θ 为$[uvw]_s$ 与$[uvw]_n$ 之间的夹角。

$Mg_{41}Nd_5$ 为四方晶系，晶格常数 a=1.474 nm，c=1.0396 nm，α-Mg 点阵常数 a=0.3209 nm，c=0.5217 nm[14]。

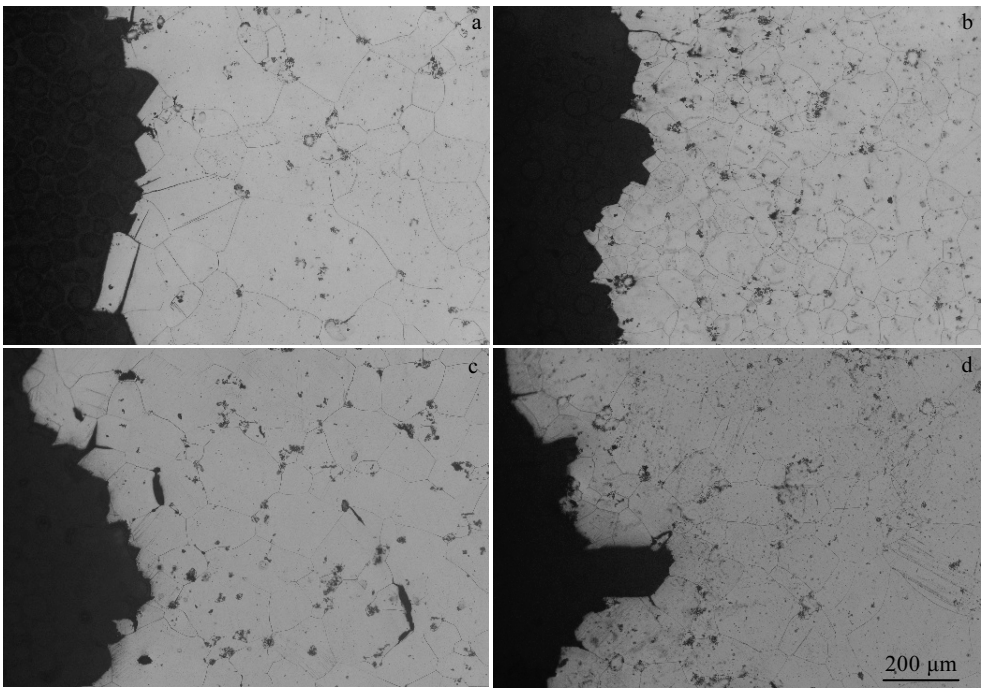

图 5　Mg-13Gd-2Nd-0.5Zr 合金不同温度下拉伸断口附近纵切面组织形貌

Fig.5　Microstructures of longitudinal section of the Mg-13Gd-2Nd-0.5Zr alloy near tensile fracture at different temperatures: (a) room temperature, (b) 200 ℃, (c) 250 ℃, and (d) 300 ℃

由公式（1）可计算出 $Mg_{41}Nd_5$ 低指数晶面（010）、（110）、（111）与 α-Mg 低指数晶面（0001）的错配度，计算结果如表 2 所示。由表 2 计算结果可知，$Mg_{41}Nd_5$ 的低指数晶面与 α-Mg 低指数晶面的错配度均小于 15%，因此，在合金凝固的过程中，$Mg_{41}Nd_5$ 相可以作为 α-Mg 有效形核核心，在较小的过冷度条件下，即可形核，细化合金晶粒，晶粒细化量为 57.4%。蒋斌等[15]、Chen 等[16]利用二维点阵错配度理论模型分别计算了 α-Mg 与 CaMgSn、Al_2Y 的错配度关系，计算结果表明 CaMgSn、Al_2Y 均与 α-Mg 满足共格位向关系，可作为 α-Mg 有效异质形核核心，细化晶粒，晶粒细化量分别达到 82.8%、75%。

表 2　$Mg_{41}Nd_5$ 与 α-Mg 点阵错配度(δ)计算值

Table 2　Calculation values of planar dismatch (δ) between $Mg_{41}Nd_5$ and α-Mg

Matching interface	$[hkl]_s$	$[hkl]_n$	$d_{[uvw]_s}$/nm	$d_{[uvw]_n}$/nm	θ/(°)	δ/%
$(010)_{Mg_{41}Nd_5} \parallel (0001)_{\alpha\text{-Mg}}$	$[\bar{1}2\bar{1}0]$	[100]	1.6045	1.474	0	1.52
	$[\bar{2}110]$	[101]	1.9254	1.8037	24.8	
	$[\bar{1}010]$	[001]	0.9627	1.0396	0	
$(110)_{Mg_{41}Nd_5} \parallel (0001)_{\alpha\text{-Mg}}$	$[\bar{1}2\bar{1}0]$	$[1\bar{1}0]$	1.9254	2.0845	0	5.23
	$[\bar{1}100]$	$[\bar{1}\bar{1}1]$	2.5672	2.3294	24.05	
	$[\bar{1}010]$	[001]	0.9627	1.0396	0	
$(111)_{Mg_{41}Nd_5} \parallel (0001)_{\alpha\text{-Mg}}$	$[\bar{1}2\bar{1}0]$	$[\bar{1}10]$	1.9254	2.0845	0	6.74
	$[\bar{2}110]$	$[\bar{1}01]$	1.9254	1.8037	5.3	
	$[11\bar{2}0]$	$[0\bar{1}1]$	1.9254	1.8037	5.3	

采用 Jade 5 软件对 Mg-13Gd-0.5Zr 和 Mg-13Gd-2Nd-0.5Zr 合金进行分析，获取合金中 α-Mg 基体密排面（$10\bar{1}0$）、（0001）、（$10\bar{1}1$）的半高宽，根据位错密度计算公式计算合金中密排晶面的位错密度，公式[17,18]：

$$\rho = \frac{L^2}{2\ln 2\pi \boldsymbol{b}^2} \tag{2}$$

式中：L 为半高宽，$\boldsymbol{b}$ 为柏氏矢量。

合金中各晶面的半高宽，以及各晶面的位错密度如表 3 所示。由表 3 计算结果可知，在 Mg-13Gd-0.5Zr 合金中添加稀土元素 Nd 后，合金中 α-Mg 密排面（$10\bar{1}0$）、（0001）、（$10\bar{1}1$）的位错密度均减小，这有利于合金中的新相 $Mg_{41}Nd_5$ 在 α-Mg 基体上形核，成为有效的形核核心，使得合金晶粒得到细化。

将稀土元素 Nd 添加到镁合金中，细化合金晶粒，在 Liu 等人[9,10,19-22]的相关研究中也得到了进一步体现和证实。

3.2　Nd 对合金力学性能的影响

合金力学性能的变化与组织有着密不可分的关系，在 Mg-13Gd-0.5Zr 合金中，随着 Nd 的添加量的增加，

表 3　合金不同晶面的位错密度

Table 3　Dislocation density on different crystalline surfaces of the alloy

Alloy	(*hkil*)	L/×10^{-3} rad	ρ/×10^{9} cm^{-2}
Mg-13Gd-0.5Zr	$(10\bar{1}0)$	3.9444	3.4736
	(0001)	1.885	0.7933
	$(10\bar{1}1)$	5.1313	5.8786
Mg-13Gd-2Nd-0.5Zr	$(10\bar{1}0)$	3.4907	2.7203
	(0001)	1.5882	0.56312
	$(10\bar{1}1)$	4.5553	4.6329

合金的晶粒尺寸逐渐减小，由 162 μm 细化至 69 μm，晶粒尺寸减小了 57.4%。根据 Hall-Petch 公式[23]：

$$\sigma_y=\sigma_0+kd^{-1/2} \tag{3}$$

其中，σ_y 为合金的屈服强度，σ_0 为晶格摩擦力，k 为常量，d 为晶粒尺寸。公式（3）为合金屈服强度与晶粒尺寸的关系，同样此式也适用于抗拉强度与晶粒尺寸关系的计算[24]，由公示（3）可演算出抗拉强度的增量（$\Delta\sigma$）与合金晶粒尺寸之间的关系：

$$\Delta\sigma = k\left(\frac{\sqrt{d_0}-\sqrt{d_1}}{\sqrt{d_0 d}}\right) \tag{4}$$

其中，d_0、d_1 分别为合金添加 Nd 前后的晶粒尺寸。由公式（4）可知晶粒的细化对合金力学性能的提高有着突出的贡献。

根据公式（4）可知，随着合金晶粒尺寸的减小，合金室温和高温抗拉强度应该是逐渐增加，然而实际合金的抗拉强度则随着晶粒尺寸的减小呈现先升后降的趋势，与公式（4）的理论推导不符。结合图 2 组织分析可知，虽然合金的晶粒尺寸随着 Nd 添加量的增加逐渐减小，而合金中析出相的量逐渐增加，并且出现了大量的团聚现象，析出相主要团聚在晶界，在合金室温和高温拉伸时，基体中的位错运动到晶界，在晶界处塞积，然而大量的镁稀土相团聚在晶界，造成应力集中，导致晶界处的强度降低，在晶界萌生裂纹，从而导致断裂。

合金中的析出相 Mg_5Gd、$Mg_{41}Nd_5$ 是影响合金室温和高温力学性能的另一重要因素，研究表明[4,25,26]，Mg-Gd 系合金为典型的时效强化型合金，合金经固溶时效处理后会产生 β'（Mg_5Gd）相，该相与 α-Mg 基体呈半共格关系，在 β'附近会产生高的弹性应变场，进而阻碍位错的运动，产生强化作用。另外合金中的析出相 β'（Mg_5Gd）和 $Mg_{41}Nd_5$ 具有较高的熔点，在 200、250 ℃具有很好的高温稳定性，对 α-Mg 基体的强化作用能够保持到很高温度，在 300 ℃以后 α-Mg 基体软化，强化相不足以强化基体和钉扎位错，对位错运动的阻碍变小，从而使合金强度降低。

4　结　论

1) Mg-13Gd-0.5Zr 合金主要由 α-Mg 基体和 Mg_5Gd 相组成，在合金中添加一定量的 Nd 后，产生了新相 $Mg_{41}Nd_5$。产生的新相 $Mg_{41}Nd_5$ 与 α-Mg 基体满足二维点阵错配度理论模型，有效地细化了合金晶粒。

2) 在同一拉伸条件下，Mg-13Gd-0.5Zr 合金的抗拉强度随着 Nd 添加量的增加先升高后降低，当 Nd 的添加量为 2%时，合金的抗拉强度达到最大值；对于同一合金，在不同温度拉伸时，合金的抗拉强度随着拉伸温度的升高先升后降，在 250 ℃时合金的抗拉强度达到最大值；最优合金 Mg-13Gd-2Nd-0.5Zr 室温和 250 ℃下的抗拉强度为 279、319 MPa。

3) Mg-13Gd-2Nd-0.5Zr 合金的断裂方式主要为脆性断裂，且随着拉伸温度的升高，合金由脆性断裂向韧性断裂转变。

4) 合金力学性能的提高主要归因于 Nd 对合金晶粒的细化以及合金中析出相 Mg_5Gd 和 $Mg_{41}Nd_5$ 的析出强化。

参考文献　　References

[1] Wen Lihua(文丽华), Ji Zesheng(吉泽升), Xu Hongyu(许红雨) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2016, 26(7): 1408

[2] Yuan Ming(袁　明), Zheng Ziqiao(郑子樵). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2014, 43(11): 2787

[3] Zhang Deping, Yang Qiang, Zhang Dongdong *et al. Journal of Rare Earths*[J], 2017, 35(12): 1261

[4] Nodooshan H R J, Wu G H, Liu W C *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2016, 651: 840

[5] Li Yanlei, Wu Guohua, Chen Antao *et al. Journal of Materials Research*[J], 2015, 30(22): 3461

[6] Chen Yushi, Wu Guohua, Liu Wencai *et al. Journal of Materials Research*[J], 2017, 32(19): 3712

[7] Li Tao(李　涛), Zhang Bingyan(张炳岩), Wu Di(吴　迪) *et al. Transactions of Materials and Heat Treatment*(材料热处理学报)[J], 2016, 37(6): 67

[8] Wang W H, Wu D, Chen R S *et al. Materials Science Forum*[J], 2015, 816: 362

[9] Liu Baozhong, Liu Jiaojiao, Hou Xiuli *et al. Transaction of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2010, 20(S2): 346

[10] Peng Qiuming, Wu Yaoming, Fang Daqing *et al. Journal of Materials Science*[J], 2007, 42(11): 3908

[11] Fan Yanping, Peng Qiuming, Pan Junli *et al. Journal of*

Materials Engineering and Performance[J], 2014, 23(1): 250

[12] Chen Bin, Zheng Jingxu, Yang Chaoming *et al. Journal of Materials Engineering and Performance*[J], 2017, 26(2): 590

[13] Bramfitt B L. *Metallurgical Transactions*[J], 1970, 1(7): 1987

[14] Liu Chuming(刘楚明), Zhu Xiurong(朱秀荣), Zhou Haitao (周海涛). *Magnesium Phase Diagram*(镁合金相图集)[M]. Changsha: Central South University Press, 2006: 40

[15] Jiang Bin(蒋 斌), Zhou Guanyu(周冠瑜), Dai Jiahong(戴甲洪) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2014, 43(10): 2445

[16] Chen Jun, Zhang Qing, Li Quanan. *International Journal of Metalcasting*[J], 2018, 12(4): 897

[17] Miao Ruixia(苗瑞霞). *Science and Technology Innovation Herald*(科技创新导报)[J], 2015, 12(5): 92

[18] Ding Baoyi(丁宝义), Wang Cao(王 操), Zheng Li(郑 黎) *et al. Journal of Shenyang University of Technology*(沈阳工业大学学报)[J], 2018, 40(4): 380

[19] Wang Yong, Liao Zhidong, Song Changjiang *et al. Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2013, 42(4): 661

[20] Wu Yufeng(吴玉锋), Du Wenbo(杜文博), Yan Zhenjie(严振杰) *et al. Rare Metal Materials and Engineering* (稀有金属材料与工程)[J], 2010, 39(10): 1749

[21] Zhang Xingguo, Meng Linggang, Fang Canfeng *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2013, 586: 19

[22] Su Chuangye, Li Dejiang, Ying Tao *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2016, 685: 114

[23] Yu Huihui, Xin Yunchang, Wang Maoyin *et al. Journal of Materials Science & Technology*[J], 2018, 34(2): 248

[24] Feng Kai(冯 凯), Huang Xiaofeng(黄晓锋), Ma Ying(马 颖) *et al. Journal of the Chinese Society of Rare Earths*(中国稀土学报)[J], 2012, 30(2): 168

[25] Fu Sanling(付三玲). *Thesis for Doctorate*(博士论文)[D]. Xi'an: Xi'an University of Technology, 2016.

[26] Nodooshan H R J, Liu W C, Wu G H *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2014, 615: 79

Effect of Nd on Microstructure and Mechanical Properties of Mg-13Gd-0.5Zr Alloy

Chen Xiaoya[1,2], Li Quanan[1,2,3], Li Zhitao[2], Wang Songbo[2], Zhang Shuai[2], Guan Haikun[2]

(1. Xi'an University of Technology, Xi'an 710048, China)

(2. Henan University of Science and Technology, Luoyang 471023, China)

(3. Collaborative Innovation Center of Nonferrous Metals, Henan Province, Luoyang 471023, China)

Abstract: The effects of Nd on the microstructure and mechanical properties of Mg-13Gd-0.5Zr alloy were studied by X-ray diffraction, optical microscope, scanning electron microscope, energy dispersive spectrometer and electronic tensile testing machine. The mechanism of grain refinement was discussed based on the mismatch theory and the change rule of dislocation density. The strengthening mechanism was also discussed from fine-grained strengthening and precipitation strengthening. The results show that the main constituent phases of Mg-13Gd-0.5Zr alloy are α-Mg and Mg_5Gd. The addition of Nd forms a new phase $Mg_{41}Nd_5$ in the alloy and refines the grain of the alloy. The addition of Nd significantly improves the mechanical properties of Mg-13Gd-0.5Zr alloy at room temperature and high temperature. When the addition of Nd is 2 wt%, the mechanical properties of the alloy reach the maximum values of 279 MPa (room temperature) and 319 MPa (250 °C). The improvement of mechanical properties of the alloy is mainly attributed to the dual effects of precipitation strengthening and fine grain strengthening of Mg_5Gd and $Mg_{41}Nd_5$ phases. Brittle fracture is the main fracture mode of Mg-13Gd-2Nd-0.5Zr alloy at different temperatures. As the stretching temperature increases, the alloy changes from brittle fracture to ductile fracture.

Key words: Mg-13Gd-0.5Zr; Nd; microstructure; mechanical property; refinement mechanism

Corresponding author: Li Quanan, Ph. D., Professor, School of Materials Science and Engineering, Henan University of Science and Technology, Luoyang 471023, P. R. China, Tel: 0086-379-64231269, E-mail: q-ali@163.com