

## 梯度纳米结构镁合金

夏双五<sup>1</sup>, 刘勇<sup>1</sup>, 吕坚<sup>2,3</sup>

- (1. 南昌大学 江西省高性能精确成形重点实验室, 南昌 330031)  
(2. 香港城市大学机械与生物医学工程系, 香港 九龙 999077)  
(3. 香港城市大学深圳研究院 先进结构材料中心, 中国 深圳 518057)

**摘要:** 为了拓展镁合金的进一步应用, 寻找一种理想的加工工艺、提升综合性能是镁合金未来发展方向。基于塑性变形构筑梯度纳米结构镁合金, 具有细晶与粗晶的综合特征, 能够有效克服纳米结构低塑性和低韧性的缺陷, 明显提升材料的强度、耐磨性能等各项力学性能以及热稳定性, 最大程度上提升了镁合金的综合性能。本文从梯度纳米结构镁合金的制备工艺、形成机理以及各项性能的变化等方面入手, 系统介绍了国内外梯度纳米结构镁合金的研究现状。针对进一步拓展梯度纳米结构镁合金在工业基础中的应用, 本文还提出了若干改进梯度纳米结构镁合金性能的建议, 如耐蚀性能和疲劳性能, 以期对梯度纳米结构镁合金未来的研究与发展提供更有价值的参考。

**关键词:** 镁合金; 梯度纳米结构; 塑性变形; 力学性能; 热稳定性

**中图分类号:** TG146.22 **文献标识码:** A **文章编号:** 1674-3692(2016)11-0825-10

## The Gradient Nano Structure of Mg Alloys

XIA Shuangwu<sup>1</sup>, LIU Yong<sup>1</sup>, LV Jian<sup>2,3</sup>

- (1. Key Laboratory of Near Net Forming of Jiangxi Province, Nanchang University, Nanchang 330031, China)  
(2. Department of Mechanical and Biomedical Engineering, City University of Hong Kong, Hong Kong 999077, China)  
(3. Centre for Advanced Structural Materials, Shenzhen Research Institute, City University of Hong Kong, Shenzhen 518057, China)

**Abstract:** The future direction for expanding applications of Mg alloys is searching an ideal process and enhancing the comprehensive properties. Based on the function of plastic deformation, Mg alloys with gradient nano structure, combining the characteristic of nano grain and coarse grain, can overcome the low plasticity and toughness of nano structure and significantly improve the mechanical performance like strength, wear resistance and thermal stability. Thus, Mg alloys with gradient nano structure can enhance the integrated performance to the maximum extent. This paper reviews the domestic and foreign research status of Mg alloys with gradient nano structure in terms of preparation process, the mechanism of formation and the variation of properties. However, Mg alloys with gradient nano structure exhibited inferior corrosion resistance. The combination of coating and gradient nano structure will be the key point of future to improve the corrosion resistance. Aimed at expanding the industry application of Mg alloys with gradient nano structure, this paper also proposes several advices and underlines the importance of corrosion resistance and fatigue property, looking forward to providing more valuable information for the future.

**Key words:** Mg alloys; gradient nano structure; plastic deformation; mechanical performance; thermal stability

收稿日期: 2016-07-11

基金项目: 国家重点研发计划(2016YFB0701201); 香港联合研究基金(C4028-14G); 国家自然科学基金(51671101, 51464034); 江西省自然科学基金(20161ACB21003); 江西省教育厅科学基金(GJJ150010)

第一作者: 夏双五, 男, 1990年生, 硕士研究生

通讯作者: 刘勇, 男, 1980年生, 教授, 博士生导师,

Email: liuyong@ncu.edu.cn

吕坚, 男, 1961年生, 教授, 博士生导师,

Email: jianlu@cityu.edu.hk

DOI: 10.7502/j.issn.1674-3692.2016.11.03

## 1 前言

随着环境污染问题日益严重, 减少汽车、航空等领域的能源消耗已经迫在眉睫。发展轻质结构金属材料现已成为减少能源消耗至关重要的一步<sup>[1-2]</sup>。镁合金(1.8 g/cm<sup>3</sup>), 密度是铝的66%和钢的23%, 具有优异的比强度、易回收、铸造性能和生物相容性, 且在地球上储备丰富, 在过去几十年里, 已被广泛应用于汽车、航空、电子等领域<sup>[3-5]</sup>。然而, 由于镁合金的密排六方



用作冲击媒介。冲击球尺寸直径通常在 1.2 ~ 6 mm 范围内, 不同效果的尺寸选定主要取决于材料的力学性能。

UNSM 技术特征在于优越的性能和较短的时间周期, 因此能够有效提高加工效率。

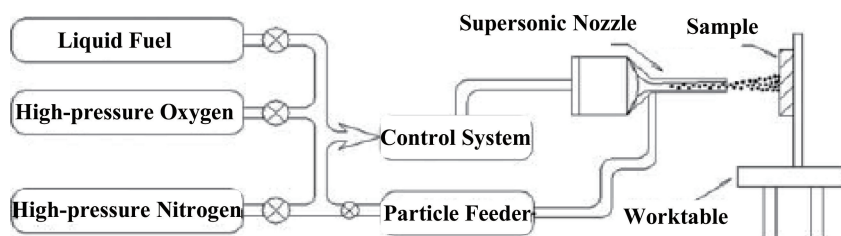


图 2 HVOF-SMB 工艺控制示意图<sup>[28]</sup>

Fig. 2 Schematic image of HVOF-SMB control process<sup>[28]</sup>

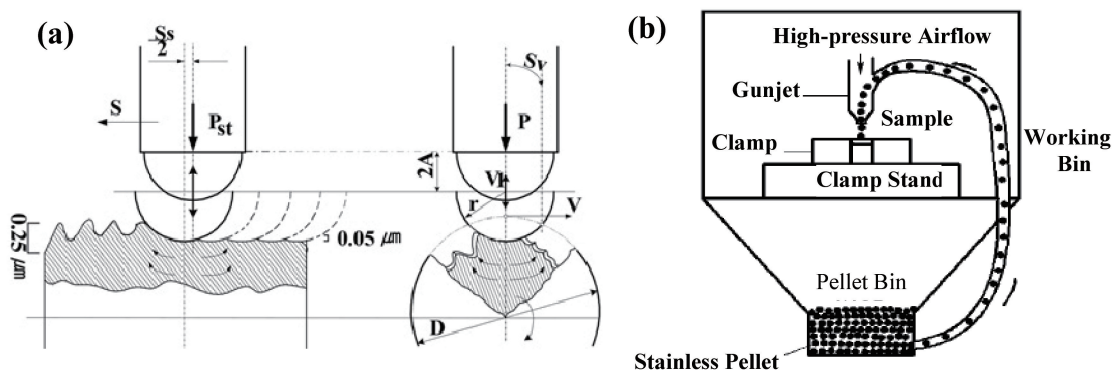


图 3 UNSM<sup>[36]</sup>(a) 与 HESP<sup>[37]</sup>(b) 加工示意图

Fig. 3 The process diagrams of UNSM<sup>[36]</sup>(a) and HESP<sup>[37]</sup>(b)

HESP 主要包括不锈钢弹丸、高压喷嘴、喷丸机主体<sup>[37]</sup>。工作原理如图 3b 所示, 在高压的作用下, 高速运动的不锈钢弹丸冲击样品表面, 产生剧烈塑性变形。HESP 表面纳米化可通过控制喷丸压力、喷射角度、喷射距离等技术参数来实现。

### 3 镁合金梯度纳米结构形成机理

镁合金中原始粗晶向梯度纳米结构演变机理受到材料科学家广泛的关注, 近年来多种变形机制被提出。本节内容以目前四种基于塑性变形合成梯度纳米结构镁合金技术为基础, 系统回顾了合成梯度纳米结构技术的形成机理。

#### 3.1 塑性变形起始阶段

对于面心立方和体心立方金属, 在金属的堆垛位错能较高时位错滑移支配晶粒细化过程, 而对于堆垛层错能不高的金属, 起始变形阶段孪晶起着十分重要的作用<sup>[38-41]</sup>。镁合金作为一种典型的密排六方结构金属, 其堆垛层错能在 60 ~ 78 mJ/m<sup>2</sup>, 原始粗晶在位错滑移和孪晶的共同作用下发生细化。Sun 等<sup>[42]</sup>发现 AZ91D 镁合

金在 SMAT 处理后顶表面生成厚度约为 100 μm 的梯度纳米结构, 在距离表面 600 ~ 1500 μm 处为塑性变形起始区域, 塑性变形的机制为  $\{10\bar{1}2\} <10\bar{1}1>$  孪晶, 同时沿着 (0001) 基准面上伴有堆垛位错的形成, 原始粗晶被分成细的孪晶片。在 HVOF-SMB 诱导 Mg-Gd-Y 合金梯度纳米结构的形成机理上, Xu 等<sup>[28]</sup>通过 TEM 分析得出, 在距离表面 80 ~ 200 μm 部分, 大量变形孪晶生成, 位错堆积、位错网格和位错缠结也出现在晶界附近。在临近基体处, 为塑性变形起始阶段, 变形孪晶同时伴随滑移系统和位错的激活主导该区域的塑性变形机制。在 HESP 合成梯度纳米结构镁合金中<sup>[29]</sup>, 晶粒细化与不同程度的应变调节密切相关。低应变水平时, 相比于大部分密排六方材料中变形孪晶, HESP 在镁合金中施加的应变主要通过基体中位错滑移而调节。

#### 3.2 剧烈塑性变形阶段

随着应力和应变的增加, 变形区域转变为剧烈塑性变形阶段。SMAT 合成 AZ91D 镁合金梯度纳米结构中, 在 100 ~ 600 μm 处增加的应力和高应变促使亚显微区域的形成。在  $\{10\bar{1}2\}$  孪晶界面位错运动和堆积作用下位错排列



发生, 并且几乎平行于孪晶界面。由于较高的应变存在, 位错不仅在基面滑移, 也在棱面和锥面进行滑移。这些位错排列将孪晶片分割成亚结构晶粒, 如图 4 所示<sup>[42]</sup>。

在 HVOF-SMB 合成 Mg-Gd-Y 合金梯度纳米结构时, 在中等应变下变形孪晶停止运动, 位错密度增加并导致了层片结构形成<sup>[28]</sup>。残余的层片状或亚晶带几乎消

失并转变为亚微观组织作为进一步塑性变形。在重复的复合方向显微颗粒的超高速轰击下, 亚晶组织呈现一个均匀分布的状态。在接近表面的剧烈塑性变形区域内, 位错运动将取代变形孪晶成为主要的形变机制, 在位错积累和重排以及亚晶旋转作用下, 低角度亚晶组织转变成高角度亚晶晶粒。

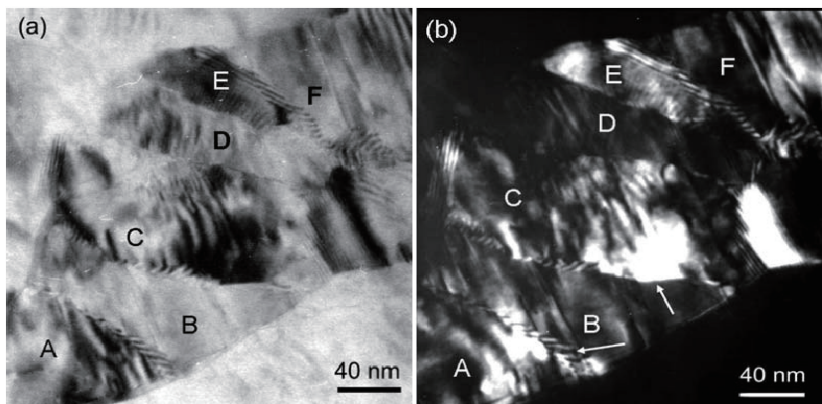


图 4 AZ91D 位错排列分割的孪晶片中超细区域 TEM 亮场图像(a) 和暗场图像 (b)<sup>[42]</sup>

Fig. 4 TEM bright field image (a) and dark field image (b) of the ultrafine regions within a twin platelet separated by dislocation arrays that slipped on basal, prismatic and pyramidal planes of AZ91D Mg alloy<sup>[42]</sup>

### 3.3 纳米晶体形成阶段

纯镁以低熔点为特点, 而镁合金的熔点相对纯镁更低, 因此再结晶的温度更低。与此同时, 随着时间增加塑性变形产生更多的机械能向热能的转换, 表面温度升高。镁合金的低再结晶温度与表面温度升高的共同作用, 导致了动态再结晶作用的发生。动态再结晶在镁合金中一直以来都是一种非常重要的晶粒细化机制, 尤其在晶粒尺寸已经细化至微米尺度。例如, 在 SMAT 后 AZ91D

镁合金中表面下方 100  $\mu\text{m}$  处的区域, 动态再结晶诱导随机取向的纳米晶粒形成<sup>[42]</sup>。在 HVOF-SMB 合成 Mg-Gd-Y 合金梯度纳米结构中, 距离表面下方 30  $\mu\text{m}$  处, 如图 5a, 动态再结晶作用下表面形成均匀纳米晶粒, 对应选区电子衍射 5b 呈现完美衍射环, 表明随机晶粒取向的纳米晶粒形成。图 5c 中, 纳米晶粒平均尺寸约为 10 ~ 20 nm, 并且观察到纳米晶体中存在着大量位错和堆垛层错<sup>[28]</sup>。

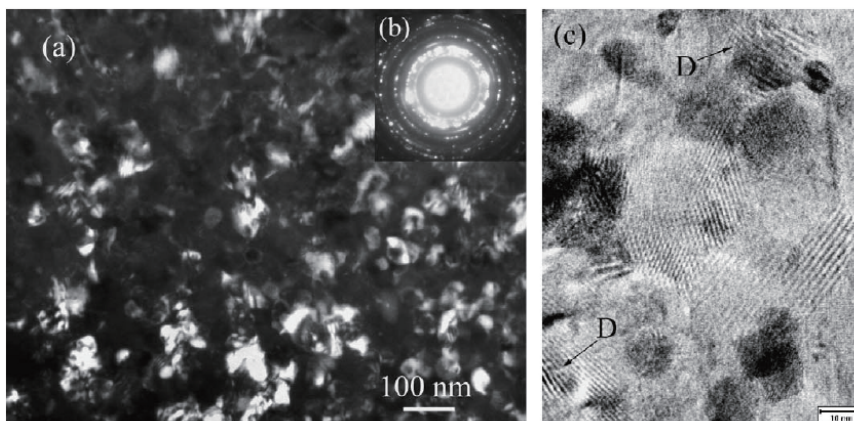


图 5 Mg-Gd-Y 合金等轴纳米晶表面(a)与对应选区衍射图 (b) 及等轴纳米晶 HRTEM 图像 (c), 以字母“D”标记位错<sup>[28]</sup>

Fig. 5 Dark-field image of the most top surface layer with equiaxed nanograins (a), corresponding SAED pattern (b), and HRTEM image of the nanocrystalline grains (c), the letter “D” denotes the dislocations in nano-grains<sup>[28]</sup>

而在 Mg-3Gd 合金中, Shi 等<sup>[43]</sup>发现初始阶段随着应变增加, 原始粗晶中形成大量位错和少量孪晶片。当

孪晶碎片尺寸降到特定值后由于较高的临界剪切应力存在, 在孪晶碎片中很难形成高阶孪晶, 因此位错滑移成



为主要的塑性变形方式<sup>[44]</sup>。在高应变和应变速率下, 如图 6a 所示, 晶粒内晶格扭曲发生, 位错滑移引发纳米尺度亚晶开始逐渐旋转并且亚晶取向差增加。最终, 在高密度孪晶和动态旋转再结晶作用下, 在表面生成由纳米晶粒组成的梯度纳米结构。Mg-3Gd 合金在 SMAT 诱导下合成的梯度纳米结构中, 形成的两个孪晶界彼此并不完全平行, 导致了透镜状孪晶形成<sup>[45]</sup>。如图 6b 所示,

非连续的孪晶界细微构造中局部偏离  $\{10\bar{1}2\}$  孪晶面约  $15^\circ$  左右, 这也进一步证明了动态旋转再结晶的发生。

综上所述, 塑性变形合成梯度纳米结构镁合金主要可分为 3 步: ①塑性变形初始阶段孪晶为主要变形机制; ②剧烈塑性变形中位错为主要变形机制; ③表面纳米晶形成过程中动态再结晶为主要变形机制。塑性变形过程中梯度纳米结构镁合金大致的晶粒细化过程如图 7 所示。

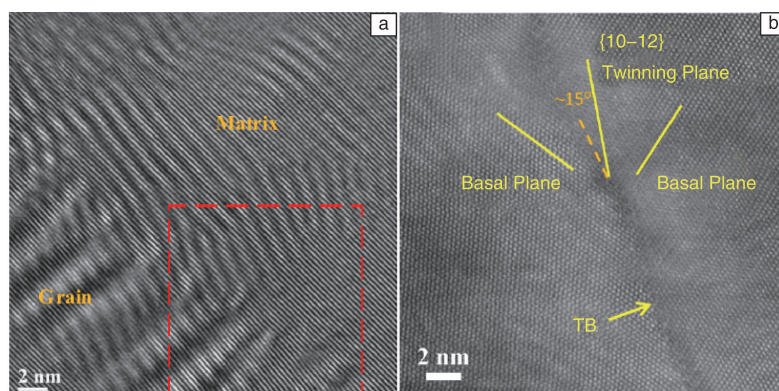


图 6 晶界中晶格扭曲的 HRTEM 图像<sup>[43]</sup>(a), 孪晶界局部偏离的 HAADF-STEM 图像<sup>[45]</sup>(b)

Fig. 6 HRTEM images of lattice distortion<sup>[43]</sup>(a), HAADF-STEM image of twin boundary that indicating local deviation from the twinning plane<sup>[45]</sup>(b)

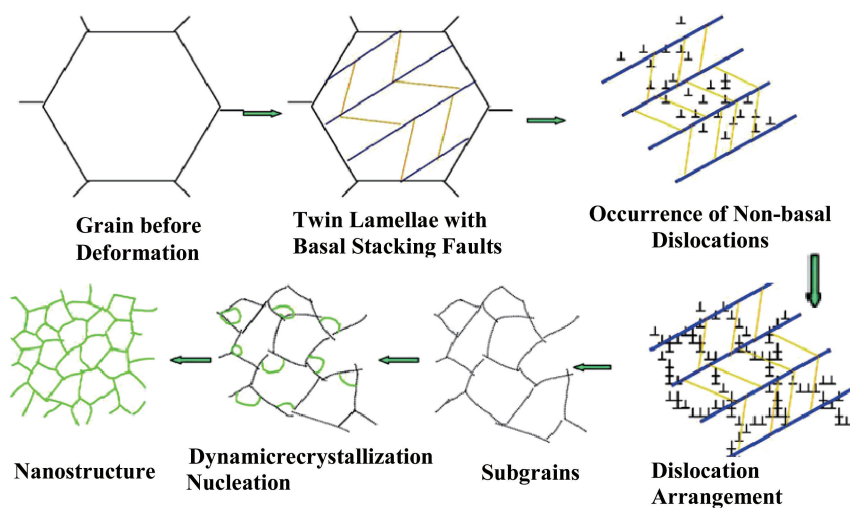


图 7 AZ91D 在 SMAT 过程中表面纳米化示意图<sup>[38]</sup>

Fig. 7 The schematic diagram of AZ91D surface nanocrystallization during SMAT<sup>[38]</sup>

## 4 梯度纳米结构镁合金的性能

### 4.1 强度和塑性

众所周知, 晶粒尺寸对材料力学性能有着极其重要的影响。依据经典的 Hall-Patch 公式见式(1):

$$\sigma = \sigma_0 + kd^{-1/2} \quad (1)$$

式中,  $\sigma$  为屈服强度,  $\sigma_0$  为强度常数,  $k$  为常数,  $d$  为晶粒尺寸。因此, 屈服强度会随着晶粒尺寸的减小而增

加。但是在纳米结构材料中, 当晶粒尺寸低于大约 20 nm 时, 将出现相反的 Hall-Patch 效应<sup>[46-48]</sup>。为了满足结构材料中高强度和高塑性的要求, 并不要求单一的纳米晶粒, 而且材料塑性通常随着晶粒尺寸降低而降低。在纳米结构材料中, 期望优化晶粒尺寸范围同时获得高强度和高塑性。梯度纳米结构镁合金可有效避免结构尺寸的性能突变, 提升强度同时又不过度损伤材料塑性, 有效提升材料的综合性能。

对于梯度纳米结构镁合金,采用单向拉伸或显微硬度实验来测试其强度变化。相比原始微晶样品,带有梯度纳米结构镁合金表现出更高的屈服强度,而拉伸延长率只有很小的削弱。图 8 列出了梯度纳米结构镁合金的强度与塑性。Shi 等<sup>[43]</sup>发现 SMAT 处理后表面晶粒尺寸约为 50 ~ 100 nm 的梯度纳米结构生成在 Mg-3Gd 合金中,经 SMAT 处理 2 min 和 4 min 后的拉伸屈服强度由原始的 70 MPa 分别增加到 128.2 MPa 和 152.4 MPa,最终抗拉强度比原始合金要高出 50 MPa 左右。金斌等<sup>[49]</sup>研究发现在商业轧制 AZ31 镁合金经 SMAT 处理 3 min 形成梯度纳米结构后,屈服强度由 185.5 MPa 提升到 277 MPa,延伸率仅从 17% 降低至 9%。ECAP 态 AZ31 镁合金经 SMAT 过程 3 min 合成梯度纳米结构后,虽然延伸率由原始 33.5% 降低到 15%,但屈服强度由原始 110 MPa 提升到 244 MPa,提升 121.8%。虽然在应变强化效果下塑性有所下降,但强度与塑性的综合性能得到一定程度提升。

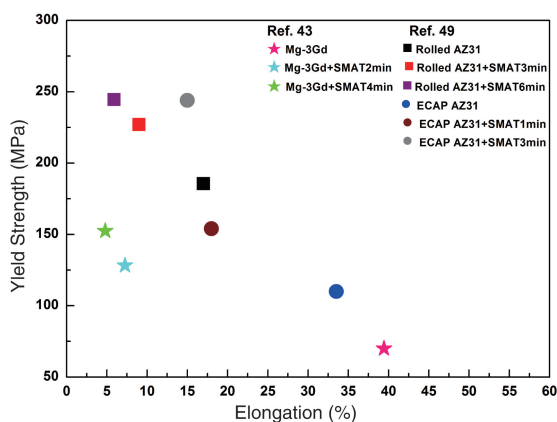


图 8 梯度纳米结构镁合金的强度与塑性

Fig. 8 The strength and plasticity of Mg alloys with gradient nano structure

#### 4.2 显微硬度与磨损性能

依据经典的 Hall-Petch 公式类推,材料显微硬度  $H_v$  与晶粒尺寸关系可表示为式<sup>[50]</sup>:

$$H_v = H_0 + k_H d^{-1/2} \quad (2)$$

其中  $H_0$  和  $k_H$  是常数,  $d$  是晶粒尺寸,  $H_v$  是显微硬度。显微硬度是一个材料在压痕载荷作用下对塑性变形的抗力的衡量。在镁合金的梯度纳米结构中,由于晶界作为位错形核的有效障碍,晶粒细化导致的晶界体积分数提升十分有利于表面硬度的增强。因此,梯度纳米结构镁合金也将引导一个梯度的硬度变化。图 9 给出了不同工艺处理后,镁合金形成梯度纳米结构后其表层硬度与基体硬度值的变化。

塑性变形所引导的表层硬度提升主要有 3 种因素:

①晶粒细化;②加工硬化;③固溶强化。Li 等<sup>[27]</sup>研究发现 Mg-Ca 合金经过 SMAT 之后,  $Mg_2Ca$  相再溶解,显微

硬度提升主要由固溶强化导致。Wei 等<sup>[51]</sup>研究分析了 AZ91D 在生成梯度纳米结构后,  $\beta$  相 ( $Mg_{17}Al_{12}$ ) 再溶解十分有利于显微硬度提升。Shi 等<sup>[43]</sup>研究表明 SMAT 之后 Mg-3Gd 合金梯度纳米结构成功制备,并且沿着横断面方向的显微硬度变化呈现出一个“U”型特征,从最表层的 89 HV 逐渐降低到基体心部的 61 HV。

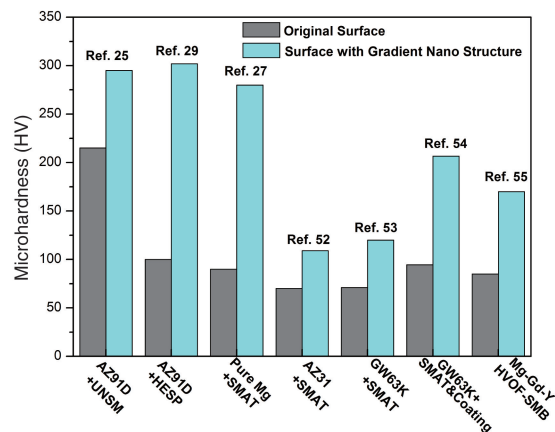


图 9 梯度纳米组织镁合金表面硬度与原始表面硬度变化

Fig. 9 Variation of surface hardness between Mg alloys with gradient nano structure and original sample

Amanov 等<sup>[25]</sup>运用 UNSM 技术在 AZ91D 镁合金中成功制备出表面晶粒尺寸为 39 nm 的梯度纳米结构,其显微硬度也形成一个梯度变化,由心部 215 HV 逐渐增加到表面的 295 HV。徐江曼等<sup>[52]</sup>发现 AZ31 镁合金形成表面晶粒大小为 41 nm 的梯度纳米结构后,其显微硬度也呈现一个“U”型的梯度变化,由心部的 70 MPa 逐渐增加到表层的 110 MPa(见图 10)。

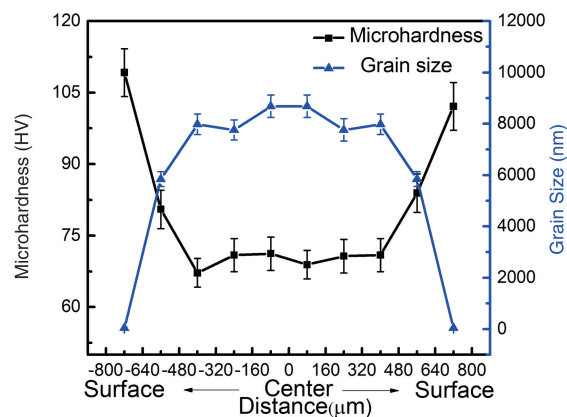


图 10 SMAT 处理后 AZ31 镁合金表层到心部晶粒尺寸和显微硬度变化<sup>[52]</sup>

Fig. 10 Variations of the grain size and the microhardness with distance from the surface to the center of AZ31 Mg alloy after SMAT<sup>[52]</sup>

在梯度纳米结构镁合金中, 晶粒细化导致表面硬度显著增加。而材料的耐磨性与硬度有着不可分割的关系, 结合 Hall-Petch 公式与 Archard 磨损定律而得出的经验公式 3<sup>[56]</sup>:

$$V/L=KW/H \quad (3)$$

其中  $V$  为磨损体积,  $L$  为滑动距离,  $K$  为摩擦系数,  $W$  为加载载荷,  $H$  为摩擦试样的表面硬度。由此可见, 硬度越高, 磨损体积就越小。表 1 列出了镁合金经过不同处理后形成的梯度纳米结构对磨损性能的影响。

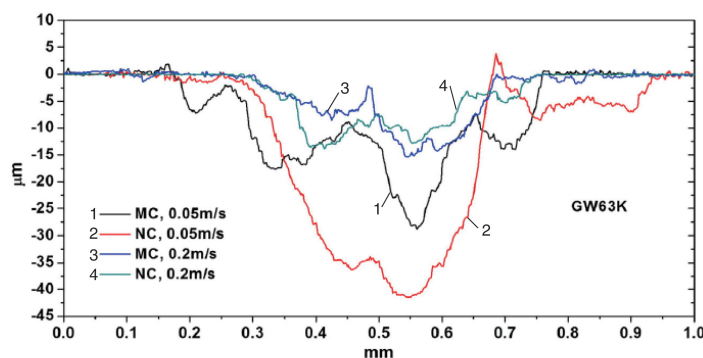
表 1 梯度纳米结构镁合金的抗磨损性能

Table 1 Wear resistance of Mg alloys with gradient nano sturcture

Materials	Processing method	Sliding speed (m/s)	Friction coefficient	Variation of wear performance	Wear mechanism
GW63K	SMAT <sup>[53]</sup>	0.05 ~ 0.2	0.20	Worse	Abrasive, oxidation, delamination
	SMAT+Coating <sup>[54]</sup>	0.0015	—	Better	—
AZ91D	SMAT <sup>[56]</sup>	0.02	0.50	Better	Abrasive
	UNSM <sup>[25]</sup>	0.012 ~ 0.108	0.15	Better	Abrasive
AZ31	SMAT <sup>[57]</sup>	0.05 ~ 0.5	0.30	Better	Abrasive, oxidation

Sun 等<sup>[56]</sup>研究发现 AZ91D 镁合金形成表面晶粒尺寸为 30 nm 左右的梯度纳米结构后, 在干滑动状态下其摩擦系数明显低于传统粗晶合金, 耐磨性得到显著提升。类似的结果, AZ91D 在 UNSM 处理生成梯度纳米结构后, 呈现一个更低的摩擦系数和磨损率, 相比未处理样品分别降低 23% 和 30%<sup>[24]</sup>。在 AZ31 镁合金中, 夏双五等<sup>[57]</sup>研究发现 SMAT 之后合金表面形成一层厚为 85  $\mu\text{m}$  的梯度纳米结构, 镁合金的耐磨性能得到明显强化, 在低速下梯度纳米结构诱导的高硬度起主要的强化作用, 而在高速滑动下,

由梯度纳米结构提升的晶界体积分数能够促进表面氧化反应, 进而形成一个更厚更密集的氧化膜, 有效降低了高速滑动下的严重磨损。然而, 并非所有梯度纳米结构镁合金都呈现一个增强的耐磨性, 金斌等<sup>[53]</sup>发现 GW63K 镁合金形成梯度纳米结构后, 在低速滑动状态下, 由于纳米材料的低塑性和韧性所引起的断裂, 表现出更差的耐磨性, 而在高速下随着氧化磨屑填入磨损表面, 引导显微裂纹发生, 耐磨性能也更差, 如图 11 所示横断面轮廓, 形成梯度纳米结构后, 磨痕深度更深。

图 11 GW63K 镁合金磨痕横断面轮廓<sup>[53]</sup>Fig. 11 The typical cross-section prole of the worn scars of GW63K Mg alloy<sup>[53]</sup>

#### 4.3 热稳定性

镁合金梯度纳米结构被认为热稳定性不高, 因为纳米晶体中存在高密度的晶体缺陷如晶界、位错。梯度纳米结构材料的热稳定性可通过晶粒生长动力学进行分析, 其晶粒生长激活能的经验公式为式 (4):

$$k=k_0 \exp\left(\frac{-E_g}{RT}\right) \quad (4)$$

其中  $k_0$  是速率常数,  $T$  是退火温度,  $E_g$  是晶粒生长激

活能,  $R$  是气体常数,  $k$  是退火温度下晶粒增长常数。令人惊讶的是, 大部分结果表明梯度纳米结构都表现出相对好的热稳定性。对于镁合金, 如图 12 所示, SMAT 处理的 AZ31 镁合金晶粒生长激活能为 92.8 kJ/mol, 其形成的梯度纳米结构在 150  $^{\circ}\text{C}$  呈现一个更低的晶粒增长率, 相比原始样品拥有更高的热稳定性<sup>[52]</sup>。但其他成分的镁合金热稳定性尚不清楚, 还需进一步的分析。



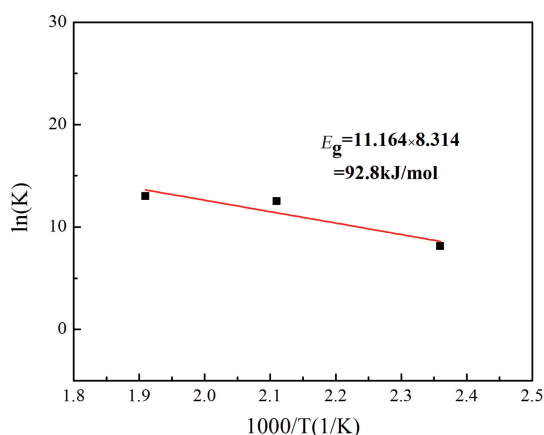


图 12 SMAT 诱导梯度纳米结构 AZ31 镁合金的晶粒增长常数<sup>[52]</sup>

Fig. 12 Plot of  $\ln k$  (rate constant) versus  $1000/T$  of nanocrystalline AZ31 induced by SMAT<sup>[52]</sup>

#### 4.4 耐腐蚀性能

镁合金作为一种化学活性强的金属,暴露于空气表面极易氧化腐蚀,这也极大限制镁合金在结构零件的进

一步应用<sup>[58]</sup>。镁合金在结构零件中失效腐蚀主要包括应力腐蚀、接触腐蚀等,而晶粒尺寸作为镁合金一种重要的耐蚀性因素,一直备受研究者的关注。梯度纳米结构镁合金由于含有纳米结构晶粒,其耐腐蚀性的研究也激起很多学者的兴趣。

徐开东等<sup>[59]</sup>在 Mg-15Gd-3Y 合金中运用高能微粒撞击表面后形成一个梯度纳米结构,在 3.5% NaCl 水溶液中极化曲线显示,梯度纳米结构镁合金的耐蚀性受到一定程度的恶化。梯度纳米结构中,由于塑性变形产生的应力,使表层处于较高能量的亚稳态,另外表层纳米晶粒会明显提升晶界体积分数,促进了腐蚀介质的扩散,综合这两种效果,镁合金耐腐蚀性能明显削弱。电化学理论表明,腐蚀电位值越大耐蚀性越好,而腐蚀电流密度越高材料被腐蚀速度越快。Wu 等<sup>[54]</sup>最新研究表明,SMAT 结合金属玻璃膜能够有效提高 GW63K 镁合金耐腐蚀性能。SMAT 构筑的梯度纳米结构缩小了镁合金与金属玻璃膜硬度差,进而提升两者的结合力。梯度纳米结构镁合金表层的金属玻璃膜起到了一个很好的保护作用,有效抑制腐蚀破坏。表 2 总结了梯度纳米结构镁合金的耐腐蚀性能。

表 2 梯度纳米结构镁合金耐腐蚀性能

Table 2 Corrosion resistance of Mg alloys with gradient nano structure

Materials	Processing method	Corrosion potential (V)	Corrosion current density ( $\mu\text{A}$ )	Corrosion resistance
Mg-15Gd-3Y	HVOF-SMB <sup>[55]</sup>	-1.314	437	Worse
GW63K	SMAT+Coating <sup>[54]</sup>	-0.65	7.8310 <sup>2</sup>	Better
Pure Mg	SMAT <sup>[27]</sup>	-1.49	2.65310 <sup>3</sup>	Worse
Mg-1Ca	SMAT <sup>[27]</sup>	-1.48	3.36310 <sup>3</sup>	Worse

## 5 结 语

梯度纳米结构镁合金因其独特的组织结构和性能,吸引了越来越多的关注。镁合金表面形成梯度纳米结构后,其表层到基体的硬度值也呈现明显的梯度变化,表层显微硬度得到极大的提升,因此镁合金的耐磨损性能也得到显著的改善。镁合金抗拉强度和屈服强度在形成梯度纳米结构后得到大幅度提升,尽管塑性仍有一定程度的降低,但其综合性能得到一定程度的提升。梯度纳米结构研究已经取得了骄人的成绩,但如何合理设计加工工艺提升梯度纳米结构镁合金的综合性能,仍是未来研究的重难点,仍有许多的困难需要进一步克服,主要包括:

(1) 探索梯度纳米结构与加工工艺的关系,寻找最优化的工艺参数,获得最大的性能提升。

(2) 梯度纳米结构镁合金的计算机模拟目前还没有相关报道,未来有望通过计算机模拟,指导实际工艺的调整改进。

(3) 梯度纳米结构镁合金较差的抗腐蚀性极大限制了未来的研究与应用,大量研究表明涂层可以有效提升镁合金的耐腐蚀性能,如何巧妙的结合梯度纳米结构和表面涂层,对镁合金的强度和耐腐蚀性能进行调控,将有望在生物可降解镁合金应用取得突破。

(4) 疲劳性能作为衡量工业零件的一个重要标准,梯度纳米结构镁合金的疲劳性能将是未来研究的重要方向,这将有助于扩大镁合金实际工业应用。

## 参考文献 References

- [1] Kulecki M K. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology* [J], 2007, 39 (9-10): 851-865.
- [2] Xiao Bing (肖冰), Kang Feng (康凤), Hu Chuankai (胡传凯), et al. *Ordinance Material Science and Engineering* (兵器材料科学与工程) [J], 2011, 34 (01): 94-97.
- [3] Pollock T M. *Science* [J], 2010, 328 (5981): 986-987.
- [4] Yu Kun (余琨), Li Wenxian (黎文献), Wang Richu (王日初), et al. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals* (中国有色金属学

- 报) [J], 2003, 13 (2): 277–288.
- [5] Zuo Tiejong (左铁镛). *Advanced Materials Industry* (新材料产业) [J], 2007, 169 (12): 22–26.
- [6] Polmear I, John D S. *Light Alloys: From Traditional Alloys to Nanocrystals* [M]. Butterworth: Heinemann, 2005.
- [7] Gajdics M, Calizzi M, Pasquini L, et al. *International Journal of Hydrogen Energy* [J], 2016; 1–7. <http://dx.doi.org/10.1016/j.ijhydene.2015.12.224>
- [8] Lu L, Raviprasad K, Lai M O. *Materials Science and Engineering: A* [J], 2004, 368 (1–2): 117–125.
- [9] Wu X L, Youssef K M, Koch C C, et al. *Scripta Materialia* [J], 2011, 64 (3): 213–216.
- [10] Zhou H, Hu L, Sun H, et al. *Materials Characterization* [J], 2015 (106): 44–51.
- [11] Rajabi M, Sedighi R M, Rabiee S M. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China* [J], 2016, 26 (2): 398–405.
- [12] Fang T, Li W, Tao N, et al. *Science* [J], 2011, 331 (6024): 1587–1590.
- [13] Huang Haiwei (黄海威), Wang Zhenbo (王镇波), Liu Li (刘莉), et al. *Acta Metallurgica Sinica* (金属学报) [J], 2015, 51 (05): 513–518.
- [14] Lu Ke (卢柯). *Acta Metallurgica Sinica* (金属学报) [J], 2015, 51 (01): 1–10.
- [15] Pan Yanan (潘延安), Fu Xiuli (付秀丽), An Zenghui (安增辉), et al. *Surface Technology* (表面技术) [J], 2015, 44 (11): 59–65.
- [16] Kou H N, Lu J, Li Y. *Advanced Materials* [J], 2016 (26): 5518–5524.
- [17] Wang Q, Yang Y, Jiang H, et al. *Scientific Reports* [J], 2014 (4): 47–57.
- [18] Wu X L, Jiang P, Chen L, et al. *Mater Res Lett* [J], 2014, 2 (4): 185–191.
- [19] Hughes D, Hansen N. *Physical Review Letters* [J], 2001, 87 (13): 135503.
- [20] Gleiter H. Materials with ultra-fine grain sizes [R]. Roskilde: Risø National Laboratory 1981.
- [21] Siegel R. *Nanostructured Materials* [J], 1994, 4 (1): 121–138.
- [22] Zhou H, Hu L, Sun Y, et al. *Materials Characterization* [J], 2016 (113): 108–116.
- [23] Zhang Xin (张昕), Zhang Xiuzhi (张秀芝), Zhu Huajun (朱华军), et al. *Surface Technology* (表面技术) [J]. 2012, 41 (4): 68–70.
- [24] Zarebidaki A, Mahmoudikohani H, Aboutalebi M R. *Journal of Alloys and Compounds* [J], 2014 (615): 825–830.
- [25] Amanov A, Penkov O V, Pyun Y S, et al. *Tribology International* [J], 2012 (54): 106–113.
- [26] Fabijanic D, Taylor A, Ralston K D, et al. *Corrosion* [J], 2013, 69 (6): 527–535.
- [27] Li N, Li Y D, Li Y X, et al. *Mater Sci Eng C* [J], 2014 (35): 314–21.
- [28] Xu K, Wang A, Wang Y, et al. *Applied Surface Science* [J], 2009, 256 (3): 619–626.
- [29] Hou L f, Wei Y h, Liu B, et al. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China* [J], 2008, 18 (5): 1053–1057.
- [30] Furukawa M, Berbon P B, Horita Z, et al. *Materials Science Forum* [J], 1996 (233): 177–185.
- [31] Valiev R, Aleksandrov I. *Physics of Metals and Metallography* [J], 2002 (94): S4–S40.
- [32] Alexandrov I V, Valiev R Z. *Scripta Mater* [J] 2001, (44): 1605–1608.
- [33] Gubicza J, Fátay D, Nyilas K, et al. *Nanomaterials by Severe Plastic Deformation* [J], 2004: 420–425.
- [34] Lu K. *Journal of Materials Science & Technology* [J], 1999, 3 (3): 193–197.
- [35] Tong W P, Tao N R, Wang Z B, et al. *Science* [J], 2003, 299 (5607): 686–688.
- [36] Amanov A, Pyun Y S. *The Journal of Engineering* [J], 2014. [Http://creativecommons.org/licenses/by/3.0/](http://creativecommons.org/licenses/by/3.0/). Doi: 10.1049/joe.2015.0067.
- [37] Lu Zhiming (卢志明), Gao Honggang (高红刚), Lu Pei (卢沛), et al. *Heat Treatment of Metals* (金属热处理) [J], 2012, 37 (06): 44–48.
- [38] Tao N, Wang Z, Tong W, et al. *Acta Materialia* [J], 2002, 50 (18): 4603–4616.
- [39] Wu X, Tao N, Hong Y, et al. *Acta Materialia* [J], 2002, 50 (8): 2075–2084.
- [40] Tao N, Zhang H, Lu J, et al. *Materials Transactions* [J], 2003, 44 (10): 1919–1925.
- [41] Wang K, Tao N, Liu G, et al. *Acta Materialia* [J], 2006, 54 (19): 5281–5291.
- [42] Sun H Q, Shi Y N, Zhang M X, et al. *Acta Materialia* [J], 2007, 55 (3): 975–982.
- [43] Shi X Y, Liu Y, Li D J, et al. *Materials Science and Engineering: A* [J], 2015, 630: 146–154.
- [44] Balogh L, Ungár T, Zhao Y, et al. *Acta Materialia* [J], 2008, 56 (4): 809–820.
- [45] Shi X Y, Liu Y, Lu J, et al. *Scripta Materialia* [J], 2016, 112: 136–139.
- [46] Lu K, Wei W D, Wang J T. *Scripta Materialia* [J], 1990, 24 (12): 2319–2323.
- [47] Fougere G, Weertman J, Siegel R, et al. *Scripta Metallurgica et Materialia* [J], 1992, 26 (12): 1879–1883.
- [48] Siegel R W, Fougere G E. *Nanostructured Materials* [J], 1995, 6 (1): 205–216.
- [49] Jin Bin (金斌). *Dissertation for Master* (硕士论文) [D]. Nanchang: Nanchang University, 2015.
- [50] Hall E O. *Nature* [J], 1954 (173): 948–949.
- [51] Wei Y H, Liu B S, Hou L F, et al. *Journal of Alloys and Compounds*

- [J], 2008, 452 (2): 336-342.
- [52] Xu J M, Liu Y, Jin B, et al. *Acta Metall. Sin.* [J], 2015 (28): 1162-1169.
- [53] Liu Y, Jin B, Li D J, et al. *Surface & Coatings Technology* [J], 2015 (261): 219-226.
- [54] Wu G, Liu Y, Liu C, et al. *Intermetallics* [J], 2015 (62): 22-26.
- [55] Xu K D, Wang J N, Wang A H, et al. *Current Applied Physics* [J], 2011 (11): 677-681.
- [56] Sun H Q, Shi Y N, Zhang M X. *Surface and Coatings Technology* [J], 2008, 202 (13): 2859-2864.
- [57] Xia S W, Liu Y, Fu D M, et al. *Journal of Materials Science & Technology* [J], In press.
- [58] Zhang Yongjun (张永君), Yan Chuanwei (严川伟), Wang Fuhui (王福会), et al. *Materials Protection* (材料保护) [J], 2002 (04): 4-6.
- [59] Xu Kaidong (徐开东). *Thesis for Doctorate* (博士论文) [D]. Wuhan: Huazhong University of Science and Technology, 2010.

(编辑 吴琛)



专栏特约编辑许道奎

许道奎: 男, 1980 年生, 博士, 教授, 硕士生导师。2008 年 ~ 2011 年为澳大利亚莫纳什大学研究员。中国科学院“青年创新促进会会员”, 辽宁省第九批“百千万人才工程”的千人层次, *Nature* 子刊 *Scientific Reports* 编委, 中国材料研究学会疲劳分会理事、中国材料研究学会镁合金分会理事等。先后主持和参加国家自然科学基金、国家“973”与中国科学院创新基金等项目 10 余项。获辽宁省技术发明一等奖 1 项。



特约撰稿人信运昌

在 *Acta Materialia*, *Corrosion Science* 等杂志上发表论文 51 篇, 其中 SCI 39 篇, 论文被引 864 次, SCI 他引 715 次, H-指数 14。申请中国发明专利 13 项, 授权 6 项。研究方向包括: 新型轻质合金服役行为与微结构的关系及其相应的提高方法, 探索可显著提高合金综合服役性能的加工处理方法等。

信运昌: 男, 1979 年生, 博士, 教授, 博士生导师。2009 年于清华大学材料科学与工程系获博士学位。先后主持



特约撰稿人吕坚

国家自然科学基金项目 3 项, 国家“973”课题、“科技支撑计划”子课题项目 2 项。目前担任中国材料研究学会镁合金分会青年委员会主任委员、*Journal of Materials Science and Technology* 期刊编委, 第二届全国镁合金青年学术会议主席, 长期从事镁合金强化方法与理论方面的研究, 在 *Acta Materialia*, *Acta Biomaterialia*, *Scripta Materialia* 等期刊发表 SCI 论文近 60 篇, 论文他引 1 700 余次, *h* 因子 21; 为美国 CRC 出版社

的 3 本专著各撰写其中一章。主要研究方向: 镁合金强化方法与理论、微观结果分析。

吕坚: 男, 1961 年生, 法国国家技术科学院院士, 香港城市大学副校长, 研究生院院长, 先进结构材料研究中心主任。1978 年考入北京大学, 1979 年获国家奖学金赴法国贡比涅技术大学留学, 1984 年获该校机械工程工程师及硕士文凭, 1986 年获得该校博士文凭, 1993 年获巴黎第六大学 (HABILITATION 文凭)。1986 ~ 1994 年在法国机械工业技术中心 (CETIM) 工作, 历任工程师, 高级工程师, 实验室负责人。1994 ~ 2005 年在法国特鲁瓦技术大学任教授、机械系统工程系系主任, 1994 ~ 2005 年任法国教育与研究部与法国国家科学中心

(CNRS) 机械系统并行工程实验室主任, 1999 年由法国教授全国委员会晋升法国机械、土木、力学领域最年轻的一级教授。2005 ~ 2010 年在香港理工大学机械工程系任讲座教授, 系主任。2010 ~ 2013 年任香港城市科学与工程学院院长, 2013 年至今任香港城市大学主管科研, 大陆事物的副校长, 兼任研究生院院长。研究范畴主要包括先进及纳米材料的制备与力学性能, 生物与仿生材料力学, 先进材料与机械系统集成设计。研究成果 *Science*, *Nature Materials*, *Advanced Materials* 等 SCI 杂志上发表 320 篇论文。2011 年被法国国家技术科学院选为院士, 成为该院近三百名院士中首位华人院士。