

表面机械研磨处理 Mg-Gd-Y 合金不同应变层的时效硬化行为和机理

任宏伟¹, 宁江利^{1,2}, 徐博^{1,2}, 李旭东¹, 李欣康¹, 苑潇逸¹

(1. 华北理工大学 冶金与能源学院 军用关键材料国防特色学科, 河北 唐山 063210)

(2. 现代冶金技术教育部重点实验室, 河北 唐山 063210)

摘要: 采用表面机械研磨处理 (SMAT) 在 Mg-Gd-Y 合金中获得了梯度组织结构, 通过维氏硬度计和透射电子显微镜对试样中不同应变层的时效硬化行为和机理进行了研究。结果表明, SMAT 后合金表面梯度组织可以分为 3 层: 剧烈应变层、中等应变层和无影响层。在 225 °C 时效, 不同应变层的时效硬化行为表现出明显差异。出现峰时效的时间由剧烈应变层、中等应变层到无影响层依次延长; 而峰时效时的硬度增量则依次增大。这与不同应变层中沉淀相的形态、分布以及与位错等缺陷的相互作用有关。剧烈应变层显示了最短的峰时效时间和最高的峰时效硬度, 说明 SMAT 表面纳米化对促进 Mg-Gd-Y 合金的时效硬化有显著效果。

关键词: 表面机械研磨处理; 梯度组织; Mg-Gd-Y 合金; 时效硬化行为

中图分类号: TG146.22

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2021)07-2577-07

面对现今工业应用领域提出的节能和减重的设计需求, 发展强度高、质量轻的金属结构材料成为了材料行业的重要趋势。镁合金作为最轻的金属结构材料, 具有比强度高、比刚度高、阻尼性好、电磁屏蔽能力强和易回收等优点, 在电子通讯、汽车、航空航天等领域都具有巨大的应用前景^[1,2]。镁合金的主要强化手段有细晶强化、固溶强化、织构强化、第二相强化和时效强化等。其中时效强化具有强度提升幅度大、便于工业化操作的优点, 因此成为镁合金领域的研究热点^[1]。

稀土元素由于具有特殊的核外电子结构, 使其在镁中具有显著的固溶强化和时效沉淀强化效果, 同时还有利于提高镁合金的高温拉伸、抗蠕变性能以及耐腐蚀性^[3]。近年来, Mg-Gd-Y 稀土镁合金由于具有固溶和时效强化效果好、高温强度、抗蠕变性能及耐腐蚀性能优良等特性, 引起了人们的广泛关注^[1]。He 等^[4]的研究显示, 对热挤压态 Mg-10Gd-2Y-0.5Zr (质量分数, %, 下同) 合金在 225 °C 进行人工时效, 获得峰时效的时间为 16 h。Honma 等^[5]对热轧态 Mg-12.0Gd-1.9Y-0.69Zr 合金在 200 °C 人工时效显示峰时效时间为 60 h。Hong 等^[6]对挤压态的 Mg-9Gd-4Y-0.5Zr 合金在 200 °C 人工时效获得峰时效的时间为 60 h。

然而, 长的时效时间不仅耗时、耗能, 而且增加了工件表面氧化、内部晶粒组织改变的可能。有研究表明^[7,8], 通过大塑性变形引入高密度的缺陷, 可以极大地缩短峰时效所需的时间。Xia 等^[7]采用 SMAT 在 Mg-10Gd-3Y-0.4Zr 合金的表面获得了具有高密度位错和亚结构的细晶组织, 该表面高应变层在 200 °C 的峰时效时间降低至 2 h。Tang 等^[8]利用高压扭转 (HPT) 在 Mg-8Gd-3Y-0.4Zr 合金中获得具有高密度缺陷的纳米晶组织, 之后在 200 °C/2 h 获得了明显的时效硬化效果。然而, 对 Mg-Gd-Y 合金不同应变程度变形后的时效硬化行为和微观机理, 目前仍缺乏系统性的深入研究。

SMAT 作为一种大塑性变形方法, 可以在距金属表面不同深度层的区域引入不同程度的应变, 并造成具有梯度特征的微观组织分布^[9,10]。因此, 非常便于研究金属在不同应变阶段的组织发展规律^[11,12]; 同样, 也可以用来研究金属不同应变程度变形后的时效硬化行为。本实验通过 SMAT 在热轧态 Mg-8Gd-3Y 合金中引入不同程度的应变、并获得梯度分布组织; 据此将试样自表面向下分为剧烈应变层、中等变形层和无影响层, 研究了 3 个不同层区在时效过程中的力学响应行为, 并对其微观机理进行了探讨。

收稿日期: 2020-08-20

基金项目: 国防基础科研项目 (JCKY2018407C008); 华北理工大学杰出青年基金 (JQ201702)

作者简介: 任宏伟, 男, 1987 年生, 硕士, 讲师, 华北理工大学冶金与能源学院, 河北 唐山 063210, 电话: 0315-8805234, E-mail: renhongwei@ncst.edu.cn

1 实验

本实验所采用的合金成分为 Mg-8.9Gd-2.8Y。合金铸锭经过 550 °C/10 h 固溶处理, 然后在 500 °C 进行轧制, 轧制压下量为 50%。将热轧态 Mg-Gd-Y 合金线切割成规格为 $\Phi 49$ mm \times 5 mm 的圆片, 圆片的法向平行于热轧板的法向。在氩气保护下, 对圆片的单面进行 60 min 的 SMAT。SMAT 通过改装后的 SPEX SamplePrep 8000M Mixer/Mill 高能球磨机实现^[11,12]。直径 6 mm 的不锈钢球在 50 Hz 震动条件下反复对样品表面进行轰击。为保证圆片表面各部位受力均匀, 每 15 min 将圆片旋转 15°。之后, 将 SMAT 处理后的 Mg-Gd-Y 合金圆片切成多个小试样块, 放在氮气保护的电阻炉中, 在 225 °C 进行时效处理。根据文献[4]以及本研究组的前期试验结果^[5], 时效时间选择 2、4、6、8、12、16、20 h。之后, 对 SMAT 试样侧面(法向-轧向面)的不同应变层在不同时间的时效前后进行维氏硬度测试, 以获得不同应变层的时效硬化行为。采用 Zeiss Axiovert-200MAT 光学显微镜对 SMAT 试样进行观察, 试样在机械抛光后采用苦味酸乙醇溶液进行侵蚀, 溶液中苦味酸、冰醋酸、乙醇、蒸馏水的比例为 1:1:20:2。采用 Tecnai G2 F20 透射电子显微镜(TEM)对 SMAT 和时效后的显微组织进行观察, 操作电压为 200 kV。首先用砂纸将所需要观察的试样机械减薄至 50 μ m, 之后进行双喷电解减薄, 电解液成分为 97% 乙醇和 3% 高氯酸溶液。

2 结果和讨论

2.1 SMAT 合金的梯度组织特征

SMAT 加工的 Mg-Gd-Y 合金表面呈现梯度组织的特征如图 1 所示。自 SMAT 加工表面向下, 由于受到弹丸冲击的应变程度逐渐衰减^[9,11,12], 试样不同深度区域显现不同塑性变形量加工后的组织特征。由于自试样表面向下的应变幅度变化是连续的, 因此, 梯度组织特征的变化也是连续的。为了方便研究, 往往将 SMAT 合金的梯度组织分为不同的应变层^[9, 11]。本实验根据金相以及 TEM 的组织特征, 将试样梯度组织分为 3 个不同的应变层: (1) 最接近加工表面的为剧烈应变层, 深度为 0~300 μ m, 该层内变形量大, 原始晶粒已经被显著细化, 在金相照片中已经难以分辨。

(2) 中等应变层, 深度为 300~600 μ m, 该层的变形量相对较小, 金相照片中仍能分辨原始的晶界, 但晶粒内出现比较密集的亚结构。(3) 深度 600 μ m 以下, 晶粒组织保持了热轧态的特征, 部分晶粒内有热轧过程产生的孪晶, 说明该层未受 SMAT 加工的影响, 因

此可称为无影响层。这 3 个应变层的深入显微组织分析将在下文的 TEM 组织分析中给出。

2.2 SMAT 合金不同应变层的时效行为

图 2a 给出了 SMAT 合金不同应变层在 225 °C 随时效时间延长的 HV 硬度变化曲线。可以看出, 0~300 μ m 的剧烈应变层在 2 h 时已经出现峰值, 之后硬度值随时间变化有小幅波动, 至 20 h 未出现明显下降。300~600 μ m 的中等应变层随时效时间延长, 硬度值逐渐上升, 至 8 h 达到峰值, 之后硬度值小幅波动。600 μ m 以下的无影响层, 随时效时间延长硬度值缓慢增长, 至 16 h 出现峰值。剧烈应变层的峰时效硬度值最高, 为 1346 MPa; 中等应变层和无影响层峰时效硬度值接近, 分别为 1215 和 1210 MPa。

在不同时间点进行硬度测试的小试样块可能存在个体差异, 为减小这一影响, 用同一小试样块在指定时效时长的前后进行硬度值对比, 计算得到不同应变层的硬度值增量, 如图 2b 所示。可以看出, 0~300 μ m 剧烈应变层的硬度值增量在 2 h 已经出现峰值, 之后随时间延长小幅波动, 这与图 2a 所显示的趋势一致。300~600 μ m 的中等应变层在 2 h 时硬度已经有明显增量, 在 8 h 时增量出现峰值, 之后增量值小幅度波动; 这一趋势与图 2a 所示基本吻合。600 μ m 以下的无影响层, 其硬度增量在 0~6 h 幅度很小, 在 8 h 之后逐渐增大, 增量值在 16 h 达到峰值, 之后保持稳定; 这一趋势与图 2a 所示是一致的。

由此可见, SMAT 合金不同应变层的时效行为存在明显差异。首先, 从时效响应的速度看, 出现峰值最快的是表面的剧烈应变层, 其次是中等应变层, 而最慢的是 600 μ m 以下的无影响层。其次, 不同层在时效峰值时的硬度增量存在较大差异, 峰值增量最大的是 600 μ m 以下的无影响层, 其次是中间的中等应变层, 而峰值增量最小的是表面剧烈应变层。关于不同应变层峰值增量的差异, 在以前的文献中未见报道。

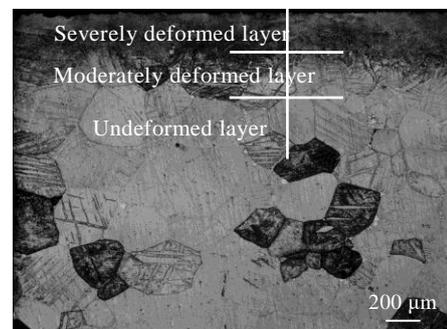


图 1 SMAT 加工后 Mg-Gd-Y 合金的梯度组织金相照片
Fig.1 Optical micrograph of the gradient structure of SMATed Mg-Gd-Y alloy

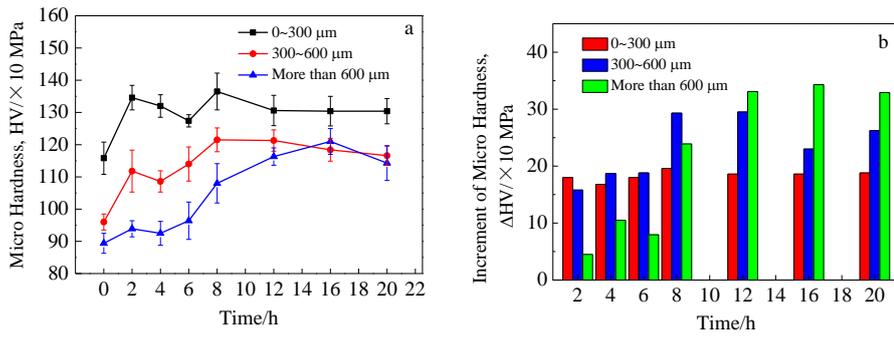


图 2 SMAT 合金不同应变层的时效硬化行为

Fig.2 Age hardening curves with aging time (a) and the micro-hardness increment (ΔHV) at specified aging time (b) for the different layers in SMATed alloy

2.3 SMAT 合金不同应变层时效后的显微组织

从 SMAT 合金时效 2 h 的剧烈应变层中距研磨表面 50 μm 层取样后进行 TEM 观察和分析, 结果如图 3 所示。可以看出, 距表面 50 μm 剧烈应变层中的晶粒

已经显著细化, 晶粒尺寸分布比较均匀, 大多在 50 ~150 nm, 如图 3a 和 3b 的明场像和暗场像所示。图 3c 显示在晶粒组织中存在高密度的位错, 这是 SMAT 在表面层的大应变累积所致; 可见, 在 225 $^{\circ}\text{C}$ 下, 2 h

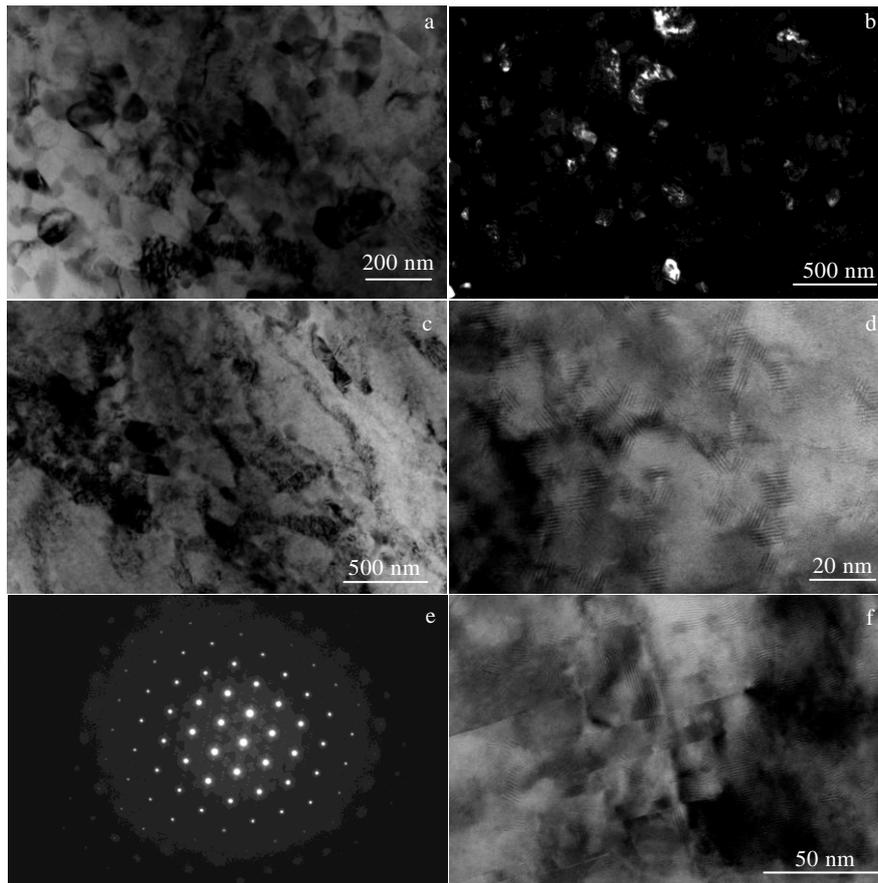


图 3 SMAT 合金时效 2 h 后剧烈应变层的 TEM 像及选区电子衍射花样

Fig.3 TEM images of microstructures at depth of 50 μm of SMATed alloy after aging for 2 h: (a, b) bright-field and dark-field images of the nano-scale grains; (c) high-density dislocations; (d) distribution of precipitates forming triangular volumes ($B//[0001]_{\text{Mg}}$); (e) SAED pattern taken along $[0001]_{\text{Mg}}$; (f) stacking faults in some grains

的时效并没有使剧烈变形层的位错显著减少。图 3d 为平行 $[0001]_{Mg}$ 晶向入射电子得到的明场像，可以看到呈 3 种取向排列成三角形分布的沉淀相，这是 β' 相在 $\{11\bar{2}0\}$ 柱面上分布的典型特征^[4,13]。可以看出，沉淀相之间的间距非常小，只有 5~20 nm。图 3e 为平行 $[0001]_{Mg}$ 晶向入射电子得到的选区电子衍射花样，在 $1/4(01\bar{1}0)_{Mg}$ 、 $1/2(01\bar{1}0)_{Mg}$ 和 $3/4(01\bar{1}0)_{Mg}$ 处显现出的衍射斑进一步证明了沉淀相为 β' 相^[4,5]。值得注意的是，在一些晶粒内部观察到层错的出现，其间距在 10~30 nm，如图 3f。这是因为 Gd 和 Y 合金元素的存在使合金的层错能降低，在应变过程中易诱发层错^[14]。

对 SMAT 合金的中等应变层时效 8 h 后的显微组织进行分析，TEM 薄片取样为距研磨表面 350~400 μm 层，结果如图 4 所示。从图 4a 看出，该层内存在高密度的位错，但晶粒没有发生明显细化，这是因为该层的应变比剧烈应变层小的缘故。从平行 $[0001]_{Mg}$ 晶向入射电子得到的 SAED 花样观察，同样看到呈 3 种取向排列成三角形分布的沉淀相，间距 5~20 nm，电子衍射证实为 β' 相，如图 4b 和 4c。因此，该层在峰时效后的沉淀相类型、密度和分布特征均与剧烈变形层峰时效后的一致。

另外，在一些晶粒内同样观察到层错的出现，间距同样在 10~30 nm，如图 4d，但观察到的数量比剧烈应变层内的少，这也可能是该层应变比低的缘故。

对 600 μm 以下的无影响层在时效 16 h 后取样进行 TEM 分析，结果如图 5 所示。可以看出，无影响层内没有高密度位错缠结形成的位错胞，也没有观察到亚晶，这说明该层内基本没有受到 SMAT 应变的影响。值得注意的是，从图 5a 和 5b 的明场和暗场像看到，沉淀相以链状分布的形式普遍存在。从平行 $[0001]_{Mg}$ 晶向入射电子的 SAED 花样(图 5c)证实沉淀相为 β' 相。 β' 相呈链状分布的现象在最近已有报道^[13,15]，这是因为位错线提供合金元素的扩散通道，能够促进沉淀相的形核与生长。可以看到链上的沉淀相有 60° 的取向差，这符合 β' 相的形核特征；有些沉淀相尺寸略大，说明位错线的扩散通道作用得以体现。这种“沉淀相链”之间的间距在 10~50 nm。同时，在有些区域还观察到不同取向的“沉淀相链”围成胞状，胞的直径在 50 nm 左右，如图 5d 所示。可以推断，无论是平行排列的还是围成胞状的“沉淀相链”，由于间距较小，对位错移动将有强大的阻碍作用，从而对合金能够起到有效的强化作用。

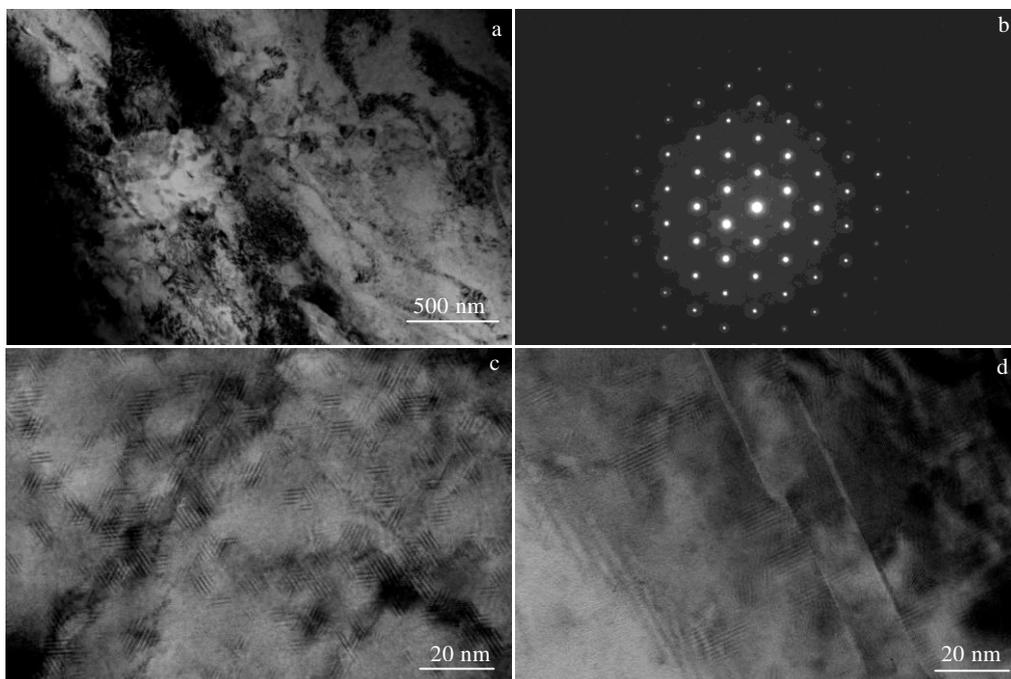


图 4 SMAT 合金中等应变层时效 8 h 后的 TEM 像及选区电子衍射花样

Fig.4 TEM images of microstructures at depth of 350~400 μm of SMATed alloy after aging for 8 h: (a) high-density dislocations and relatively coarse grains; (b) SAED pattern taken along $[0001]_{Mg}$; (c) distribution of precipitates forming triangular volumes ($B//[0001]_{Mg}$); (d) stacking faults in some grains

2.4 SMAT 合金不同应变层时效硬化行为的影响因素和机理

从图 2 的时效硬化曲线和时效硬度增量图可以看出, SMAT 后合金不同应变层的时效硬化行为表现出明显差异。

首先, 不同应变层达到峰时效的时间显现明显差异; 其次, 不同应变层达到峰时效时的硬度增量存在明显差异。不同应变层达到峰时效的时间由剧烈应变层、中等变形层到无影响层依次延长, 分别为 2、8 和 16 h。这与不同应变层中应变累积程度不同、进而导致的缺陷密度差异有关。最表面的剧烈应变层属于剧烈塑性变形 (SPD) 区域, 这可以由该层内已经细化到纳米级的晶粒尺寸体现。充分研究^[16,17]显示, 剧烈塑性变形可以在金属内造成超细/纳米晶组织, 并且具有很高的位错密度。位错可以作为合金元素运输的通道, 并且可以作为沉淀相的非均匀形核位置。因此, 高密度的位错可以降低沉淀相的形核能, 提高形核速率^[7]。因此, SMAT 后合金不同应变层的峰时效出现的快慢, 是与层中不同应变程度所导致的位错密度的高低成正比的。

另外, 值得注意的是, 剧烈应变层、中等变形层和无影响层达到峰时效时的硬度增量显示明显差异, 分别为 180, 293, 343 MPa。镁合金在时效之后的强化贡献主要由以下几项组成: 晶格点阵阻力, 固溶元

素强化, 位错强化, 晶界强化以及沉淀相强化。在本研究 SMAT 后镁合金的 3 个应变层中, 经过峰时效之后, 晶格点阵阻力是常数, 且晶体点阵内的固溶元素含量也应该是相近的。因此, 产生硬度差异的因素主要是位错、晶界和沉淀相。由于 3 个应变层在 SMAT 过程中所受的应变累积程度不同, 位错密度和晶粒尺寸显现明显差异。

位错强化可以由以下公式^[18,19]表示:

$$\Delta HV_D = CM\alpha_1 Gb\sqrt{\rho} \quad (1)$$

式中, C 为接近 0.3 的常数 (根据 HV 与屈服强度间的换算关系确定^[18]); M 是泰勒因子, 这里取 2.6; α_1 为约 0.3 的常数; G 是剪切模量 (17.7 GPa); b 是柏氏矢量的长度, 为 0.3197 nm^[19]; ρ 为位错密度。

晶界强化可以由 Hall-Petch 关系^[20,21]给出:

$$\Delta HV_{GB} = Ck_{HP}d^{-1/2} \quad (2)$$

式中, k_{HP} 为镁多晶材料的 Hall-Petch 参数, 这里是 40.7 MPa· $\mu\text{m}^{1/2}$ ^[18,19]; d 为晶粒尺寸。

由公式 (1) 和 (2) 可以看出, SMAT 后合金中的位错强化和晶界强化在 3 个应变层中的强化效果由剧烈应变层、中等变形层到无影响层依次减弱, 这与时效 0 h 时 3 个层的硬度值结果相符, 如图 2a 所示。

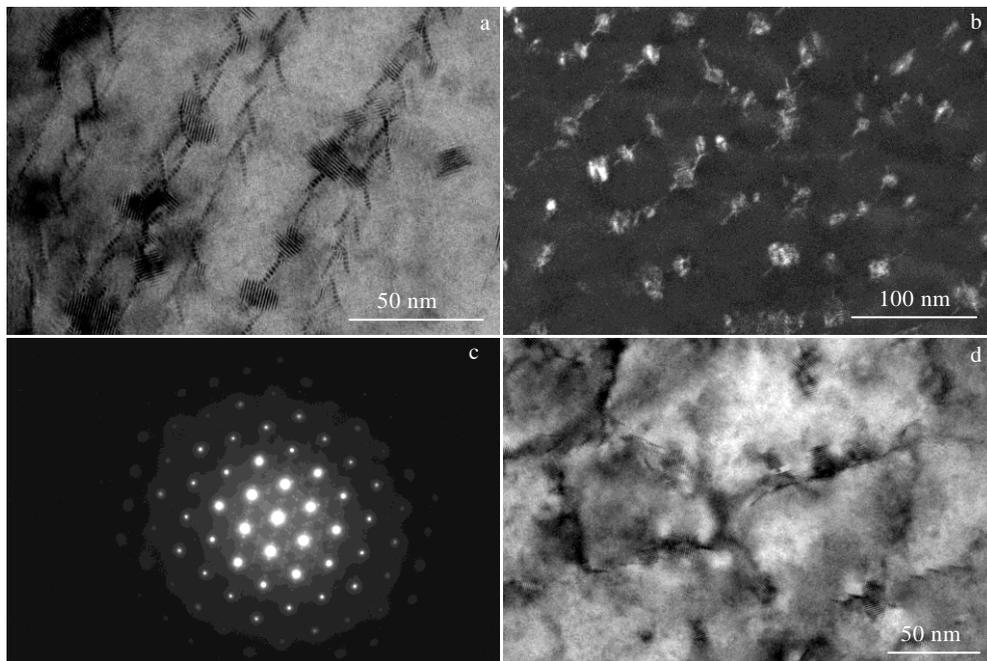


图 5 SMAT 合金无影响层时效 16 h 后的 TEM 像及选区电子衍射花样

Fig.5 TEM images of microstructures at depth below 600 μm of SMATed alloy after aging for 16 h: (a, b) bright-field and dark-field images of precipitation chains forming on dislocation arrays ($B//[0001]\text{Mg}$); (c) SAED pattern taken along $[0001]_{\text{Mg}}$; (d) precipitation chains forming blocks

沉淀相产生的强化贡献可以由 Orowan-Ashby 公式^[18,22]表示:

$$\Delta HV_{\text{Orowan}} = C \frac{0.13Gb}{\lambda} \ln \frac{d_p}{2b} \quad (3)$$

式中, d_p 为颗粒平均直径, λ 是滑移面上有效颗粒间距。从透射电镜结果看 (图 3~图 5), SMAT 后合金的 3 个应变层在峰时效后的沉淀相尺寸没有明显差异, 而颗粒的分布形态和颗粒间距有较明显的差别。

在剧烈应变层和中等变形层中, β' 沉淀相在 $\{11\bar{2}0\}$ 柱面上以 3 种取向排列成三角形分布, 此种分布形态对镁晶体中的基面滑移有很强的阻碍作用; 而且, 沿柱面排列的沉淀相将镁晶体分割成很小的单元体, 基面滑移位错难以滑出单元体, 因此在内部形成位错堆积和高的应力集中, 其结果造成很高的强化作用^[23,24]。

然而, 在无影响层中, 沉淀相多呈链状分布, 且链间距比剧烈应变层和中等应变层中的“三角形”间距要大; 少量围成“胞状”的链间距也在 50 nm 左右, 同样尺寸相对较大。根据公式 (3), 因为 SMAT 后合金 3 个层中的沉淀相尺寸接近, 那么它们中沉淀相强化贡献的差异则主要由颗粒间距的大小来决定。由此推测, 沉淀相强化所引起的硬度增量应该是剧烈应变层和中等变形层最高, 而无影响层的增量最小。然而从实验结果看, 3 个层在峰时效后的硬度增量大小顺序却不是这样。这说明峰时效的硬度增量除时效硬化之外, 还需要考虑其他因素。

金属晶体的强化主要是由于内部缺陷对位错滑移的阻碍作用引起的^[25]。在本研究中, 表面剧烈应变层内的晶粒已经细化至接近纳米级 (图 3a 和 3b)。在亚微米或纳米尺度的晶粒内, 由于晶粒尺寸小于位错平均自由程, 在晶粒内难有位错缠结的存在^[26]。因此, 林位错强化在剧烈应变层中可认为贡献很小, 那么在未时效时占主导强化贡献的即是晶界强化。根据 Hall-Petch 关系 (公式 (2)), 晶界强化主要由晶粒尺寸也即晶界间距 d 决定, 也就是说晶界对位错的滑移阻碍起到了强化作用。在时效之后, 沉淀相在晶内形成了很多围成三角形的单元体 (图 3c), 此时在单元体内形成的位错很难逸出, 因此起到有效的强化作用。然而, 由于位错滑移被沉淀相围成的单元体所限制, 使得晶界对位错滑移的阻碍作用被弱化。这样, 在超细/纳米晶的剧烈应变层中, 晶界强化和沉淀强化不再是线性相加的关系, 因为晶界强化被弱化了。这很可能是峰时效后, 剧烈应变层的硬度增量相对较低的原因。

在中等应变层中, 晶粒没有明显细化, 但组织内存在大量位错缠结的结构 (图 4a)。因此, 时效前在该层内林位错强化占主导地位。在峰时效之后, 沉淀

相同样围成三角形的单元体, 起到强化作用。由于位错可作为沉淀相的形核位置, 因此, 会有相当数量的沉淀相产生于有位错缠结的区域。最近的研究^[25]显示, 在合金中的多种强化项对总强度的贡献往往不是线性相加的。一些位错滑移障碍 (晶界、沉淀相等) 由于与位错缠结的相互作用, 其强化贡献可能会被“弱化”或“隔离”。基于此, 本研究的中等应变层在峰时效后, 沉淀强化与林位错强化也不是线性相加, 因此该层显示了中等程度的硬度增量。

无影响层在时效前为热轧态组织, 其硬度由点阵阻力、固溶强化、晶界强化、位错强化共同决定。由于晶粒粗大, 位错密度不高, 硬度值偏低 (图 2a)。在峰时效之后, 沉淀相多沿位错线析出形成链状分布; 这种沉淀相“链”有的平行分布, 有的围成“胞状” (图 5)。由于沉淀相未被高密度位错包围缠绕, 不会产生“隔离”效应, 因此强化作用可以有效发挥。此外, 沉淀相“链”的间距相比前两层中的三角形分布中的颗粒间距要大, 且平行“链”并不形成封闭单元体, 因此, 移动位错在晶内有相当的滑动空间。这使得原来的林位错和晶界仍能发挥强化作用。因而, 无影响层在峰时效后的硬度可以认为是沉淀强化和其他强化项的线性加合, 所以显现出最高的硬度增量。未来深入定量分析 SMAT 梯度镁合金内各层中组织参量随时效时间的变化, 将有利于进一步揭示各应变层中硬度增量的变化规律。

最后, 值得强调的是, 剧烈应变层在峰时效的硬度值是最高的, 且该层达到峰时效的时间远远短于其他 2 个应变层。这说明 SMAT 获得的表面纳米化组织对促进时效硬化具有非常显著的效果。

3 结 论

1) SMAT 后 Mg-Gd-Y 合金表面的梯度组织可以分为 3 个应变层, 即剧烈应变层、中等应变层和无影响层。3 个应变层在 225 °C 时效显示出不同的时效响应速度, 达到峰时效的时间从剧烈应变层、中等应变层到无影响层依次延长。这是因为应变累积程度越大的层, 由于位错等缺陷密度高, 促进合金元素的扩散, 提高了沉淀相的形核速率。

2) 3 个应变层在达到峰时效时的硬度增量幅度显示明显差异, 由剧烈应变层、中等应变层到无影响层依次增大。这是因为在剧烈应变层和中等应变层中沉淀相形成三角形单元体, 且与位错发生强交互作用, 使得各强化贡献项偏离线性加合关系。而无影响层中沉淀相沿位错线呈链状分布, 且移动位错有充分的活动空间, 这使得各强化贡献项可以充分发挥作用, 得

到最高的加合效果。

3) 剧烈应变层显示了最短的峰时效时间和最高的峰时效硬度, 说明 SMAT 表面纳米化对促进 Mg-Gd-Y 合金的时效硬化有显著效果。

参考文献 References

- [1] Wu Yujuan(吴玉娟), Ding Wenjiang(丁文江), Peng Liming(彭立明) *et al. Materials China(中国材料进展)*[J], 2011, 30(2): 1
- [2] Zhang Song(张松), Yuan Guangyin(袁广银), Lu Chen(卢晨) *et al. Materials Reports(材料导报)*[J], 2008(2): 61
- [3] Zeng Xiaoqin(曾小勤), Shi Xiaoying(史泉颖). *Journal of Aeronautical Materials(航空材料学报)*[J], 2007, 37(1): 18
- [4] He S M, Zeng X Q, Peng L M *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2007, 427: 316
- [5] Honma T, Ohkubo T, Hono K *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2005, 395: 301
- [6] Hong M, Shah S S, Wu D *et al. Metals and Materials International*[J], 2016, 22 (6): 1091
- [7] Xia S, Xu J, Wang Z *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2017, 697: 282
- [8] Tang L, Zhao Y, Islamgaliev R K *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2017, 721: 577
- [9] Sun H Q, Shi Y N, Zhang M X *et al. Acta Materialia*[J], 2007, 55: 975
- [10] Xu J M, Liu Y, Jin B *et al. Acta Metallurgica Sinica*[J], 2015, 28: 1162
- [11] Ning J, Xu B, Sun M *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2018, 735: 275
- [12] Ning Jiangli, Xu Bo, Feng Yunli *et al. Acta Metallurgica Sinica*[J], 2020, 33(2): 252
- [13] You C, Liu C, Wan Y *et al. Journal of Magnesium and Alloys*[J], 2019, 7: 414
- [14] Jian W W, Cheng G M, Xu W Z *et al. Materials Research Letters*[J], 2013, 1(2): 61
- [15] Wei X, Jin L, Wang F *et al. Journal of Materials Science & Technology*[J], 2020, 44: 19
- [16] Valiev R Z, Islamgaliev R K, Alexandrov I V. *Progress in Materials Science*[J], 2000, 45: 103
- [17] Ning J, Zhang Y, Huang L *et al. Materials and Design*[J], 2017, 120: 280
- [18] Sun W T, Qiao X G, Zheng M Y *et al. Acta Materialia*[J], 2018, 151: 260
- [19] Strarink M J, Cheng X, Yang S. *Acta Materialia*[J], 2013, 61: 183
- [20] Zhu J, Jiang W, Li G *et al. Journal of Materials Processing Technology*[J], 2020, 283: 116 699
- [21] Jiang W, Fan Z, Dai Y *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2014, 597(3): 237
- [22] Nie J F. *Scripta Materialia*[J], 2003, 48: 1009
- [23] Nie J F. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2012, 43: 3891
- [24] Zheng J, Li Z, Tan L *et al. Materials Characterization*[J], 2016, 117: 76
- [25] Jiang F, Takaki S, Masumura T *et al. International Journal of Plasticity*[J], 2020, 129: 102 700
- [26] Park K T, Shin D H. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2002, 33: 705

Age Hardening Behavior and Mechanism of Gradient-Structured Mg-Gd-Y Alloy Processed by Surface Mechanical Attrition Treatment

Ren Hongwei¹, Ning Jiangli^{1,2}, Xu Bo^{1,2}, Li Xudong¹, Li Xinkang¹, Yuan Xiaoyi¹

(1. Discipline of Key Materials for Defense Industry, College of Metallurgy and Energy, North China University of Science and Technology, Tangshan 063210, China)

(2. Key Laboratory of Modern Metallurgy of Ministry of Education, Tangshan 063210, China)

Abstract: Surface mechanical attrition treatment (SMAT) was conducted on a Mg-Gd-Y alloy to obtain a gradient structure. Vickers micro-hardness tests and transmission electron microscopy were employed to study the age hardening behavior and the mechanisms. The result shows that the gradient structure in the SMATed alloy can be classified into three layers: the severely deformed layer, the moderately deformed layer and the undeformed layer. The age hardening behaviors of different layers exhibit distinct difference when aged at 225 °C. The peak aging time increases in the order of the severely deformed layer, the moderately deformed layer and the undeformed layer, and the hardness increment at the peak aging increases in the same order. This is attributed to the different distribution of the precipitates and their variable interactions with dislocations in the different layers. The severely deformed layer exhibits the shortest peak aging time and the highest peak aging hardness, which indicates that the surface nanocrystallization has remarkable effect on promoting age hardening for the Mg-Gd-Y alloy.

Key words: surface mechanical attrition treatment; gradient structure; Mg-Gd-Y alloy; age hardening behavior

Corresponding author: Ning Jiangli, Ph. D., Professor, College of Metallurgy and Energy, North China University of Science and Technology, Tangshan 063210, P. R. China, Tel: 0086-315-8805420, E-mail: ningjiangli@ncst.edu.cn