



## 大型镁合金锥形壳体显微组织与力学性能不均匀性

刘文林, 靳宇斐, 韩宇翔, 陈 汉, 刘楚明, 陈志永

(中南大学 材料科学与工程学院, 长沙 410083)

**摘 要:** 采用热模锻工艺制备了Mg-8.94Gd-1.80Y-0.42Zr-0.21Ag(质量分数, %)合金大型锥形壳体, 对壳体不同部位的显微组织与力学性能进行了分析。结果表明: 沿锥形壳体高度方向及壁厚方向的显微组织均存在明显差异, 沿高度方向, 锥形壳体顶层与中层比底层具有更高的再结晶程度; 沿壁厚方向, 由内至外再结晶程度先降低后升高。顶层与中层的内部均近乎发生完全动态再结晶, 而其余部位为粗晶、细晶构成的混晶组织。锥形壳体顶层与底层部位均表现出明显的力学性能各向异性, 中层部位的力学性能则近乎各向同性, 这与试样不同晶体取向所导致的变形机制差异密切相关。合金经时效处理后, 强度得到显著提高, 力学性能各向异性程度降低, 但室温拉伸断裂方式由韧性断裂与脆性断裂的混合断裂方式转变为单一的脆性断裂。

**关键词:** 镁合金; 模锻; 显微组织; 力学性能; 时效处理

文章编号: 1004-0609(2022)-09-2521-12

中图分类号: TG146.2

文献标志码: A

**引文格式:** 刘文林, 靳宇斐, 韩宇翔, 等. 大型镁合金锥形壳体显微组织与力学性能不均匀性[J]. 中国有色金属学报, 2022, 32(9): 2521-2532. DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2021-42562

LIU Wen-lin, JIN Yu-fei, HAN Yu-xiang, et al. Inhomogeneity of microstructure and mechanical property of large magnesium alloy conical shell[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2022, 32(9): 2521-2532. DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2021-42562

随着我国军工与航空航天领域高新技术产业的不断发展, 武器装备轻量化将成为我国国防军事工业制造的重要方向。镁合金作为目前最轻的金属结构材料, 由于其具有高比强度、高比刚度和易回收等良好特性, 在材料轻量化与节能减排产业中表现出巨大潜力<sup>[1-2]</sup>。然而, 与传统结构材料如钢和铝合金相比, 镁合金存在强度低、室温成形性差与高温抗蠕变性差等缺点, 这限制了其在国防军工及航空航天领域的广泛应用<sup>[3-4]</sup>。针对力学性能差的问题, 科研工作者发现添加稀土元素能够显著提高镁合金的综合性能, 其中Mg-Gd-Y-Zr系稀土镁合金

因具有优异综合力学性能而受到广泛关注<sup>[5-9]</sup>。如LI等<sup>[7]</sup>通过常规挤压+静液挤压工艺, 制备了屈服强度与抗拉强度分别可达413 MPa与485 MPa的Mg-12Gd-3Y-0.6Zr(质量分数, %)合金。WAN等<sup>[9]</sup>通过旋锻工艺制备了晶粒尺寸约为80 nm的Mg-8Gd-3Y-0.4Zr(质量分数, %)合金, 该合金时效后的屈服强度与抗拉强度分别可达650 MPa与710 MPa。不同的变形工艺(如锻造、轧制、挤压及拉拔等)也可以改善镁合金的力学性能。其中锻造因既能强烈细化晶粒, 又能有效焊合材料内部的疏松、缩孔及气孔等缺陷, 从而成为镁合金铸件的常

收稿日期: 2021-10-21; 修订日期: 2021-11-16

通信作者: 陈志永, 教授, 博士; 电话: 13974926019; E-mail: czysh@netease.com

见变形方式。热模锻作为锻造工艺的一种，因其成形具有工序简单、产品尺寸稳定性好以及制备异形构件能力强等优点，现已广泛应用于大型镁合金构件的制造<sup>[10-11]</sup>。

大型镁合金锥形壳体是航空航天领域中常用的轻质构件之一，目前国内外大多采用旋压成形、锻件切削加工及铸造成形等方式制备大型镁合金锥形壳体<sup>[12-13]</sup>。然而，对于大型镁合金构件而言，最终产品常存在微观组织分布不均匀及力学性能各向异性等问题，往往导致其服役性能降低。相关研究表明，构件内部不同部位的应变及温度差异是影响其组织均匀性的主要原因<sup>[14-15]</sup>。如YU等<sup>[14]</sup>利用热环轧技术制备大型无缝镁合金环形件的过程中发现，应变与温度分布不均匀导致沿环厚度方向的再结晶程度与力学性能存在显著差异。WU等<sup>[15]</sup>采用实验与有限元方法综合分析了Mg-7.0Al-0.2Zn合金筒形件模锻过程中的微观组织及应力与应变特征，结果发现：随筒形腔体直径的增加，模锻件产生了应变分布、组织分布与应力分布不均匀的现象。因此，本文旨在对采用热模锻工艺制备的大型镁合金锥形壳体进行组织、织构与力学性能不均匀性等的研究，这对进一步优化镁合金热模锻工艺从而制备组织均匀、力学性能各向异性弱以及服役性能优异的大尺寸镁合金构件具有重要意义。

## 1 实验

### 1.1 实验材料

对 Mg-8.94Gd-1.80Y-0.42Zr-0.21Ag(质量分数，%)合金圆棒坯料进行热模锻工艺制成大型锥形壳体，其热模锻工艺流程如图1(a)所示，锥形壳体相关参数如1(b)所示。将模锻件自上而下均分为顶层(Top, T)、中层(Middle, M)与底层(Bottom, B)锥块，每层锥块又均分为内部(Inner, i)、中部(Middle, m)与外部(Outer, o)，方向分别记轴向(Axial direction, AD)、周向(Circumferential direction, CD)与法向(Normal Direction, ND)，如图1(c)、(d)所示。为便于描述，将利用类似于“T-m”试样的形式来表示不同位置的试样，其中T为顶层，m为中部，即“T-m”试样表示为顶层中部试样。

### 1.2 时效制度

为探究时效处理对模锻件力学各向异性的影响，将部分试样进行200℃温度下的时效处理。试样通过KSL-1200X型高温箱式电阻炉进行保温，冷却方式为水冷。采用HVS-100型维氏数显显微硬度计进行时效过程中显微硬度的测试，试验力为9.8 N，保压时间为10 s。各时间点的试样均采集9

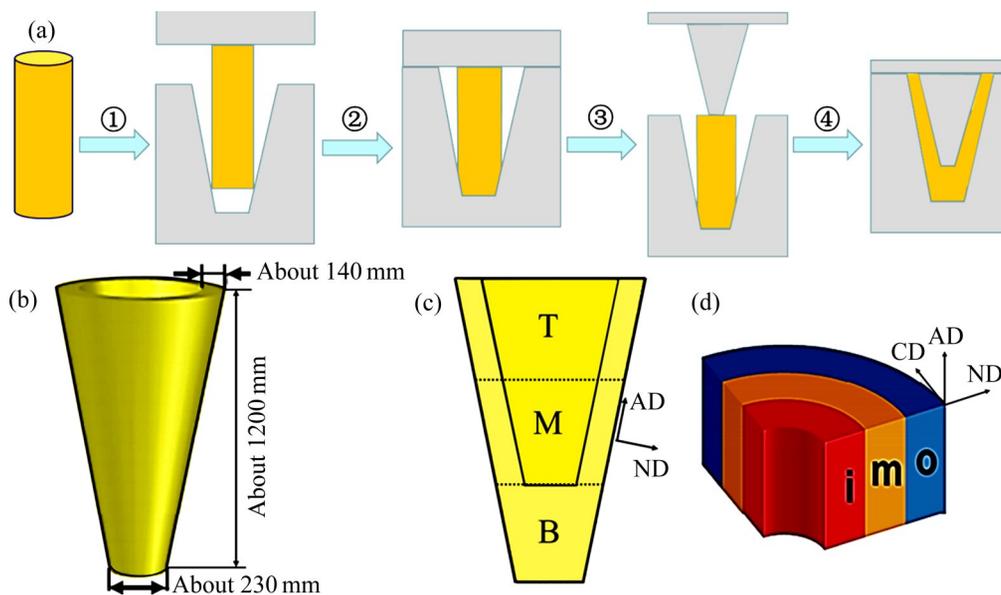


图1 锥形壳体模锻件的热模锻工艺流程及模锻件的示意图

Fig. 1 Hot die forging process(a) and schematic diagrams(b)-(d) of conical shell die forgings

个测试点, 取其平均硬度值作为最终试验结果。

### 1.3 力学性能测试

为研究模锻件中力学性能及其力学各向异性, 对试样分别沿锥块 AD 与 CD 方向进行室温拉伸性能测试。拉伸试验在 Instron 3369 型电子万能拉伸试验机上完成, 试样尺寸如图 2 所示, 变形速率为 1 mm/min。每种试样至少进行 3 次重复试验, 取其力学性能平均值作为试验结果。

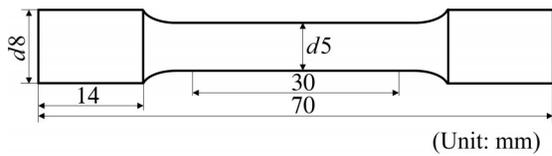


图 2 室温拉伸试样尺寸  
Fig. 2 Dimension of tensile specimen at room temperature

### 1.4 显微组织表征

对样品分别进行金相组织(OM)观察、扫描电镜(SEM)观察以及电子背散射衍射(EBSD)表征。OM 与 EBSD 样品观察面为垂直于 ND 方向的平面, 如图 1(d)所示, 尺寸为 7 mm×5 mm×2 mm。采用

4XC-II 型光学显微镜对样品进行 OM 观察, 样品腐蚀液为: 4.2 g 苦味酸+10 mL 乙酸+10 mL 蒸馏水+70 mL 乙醇。采用 Image Pro-plus 6.0 软件对金相组织进行平均晶粒尺寸统计。采用 FEI Helios Nanolab 600i 双束扫描电子显微镜对拉伸样品断口形貌进行观察, 扫描电压为 20 kV、电流为 2.7 nA。EBSD 样品通过电解抛光制备, 电解液为 4%(体积分数)高氯酸乙醇溶液, 电解温度为 -40 °C, 电压为 24 V, 电解时间为 2 min, 完成后在配备有 HKL Channel 5 数据采集与分析软件的 FEI Helios Nanolab 600i 扫描电子显微镜下进行观察。

## 2 结果与分析

### 2.1 模锻件金相观察

图 3 所示为模锻件各部位的金相显微组织。结果表明: 在锥形壳体顶层与中层的壁厚方向上, 内部晶粒细小, 近乎发生完全动态再结晶, 晶粒尺寸为 5~25 μm, 如图 3(a)、(d)所示; 而中部与外部均为粗细晶构成的混晶组织, 动态再结晶晶粒(黑色

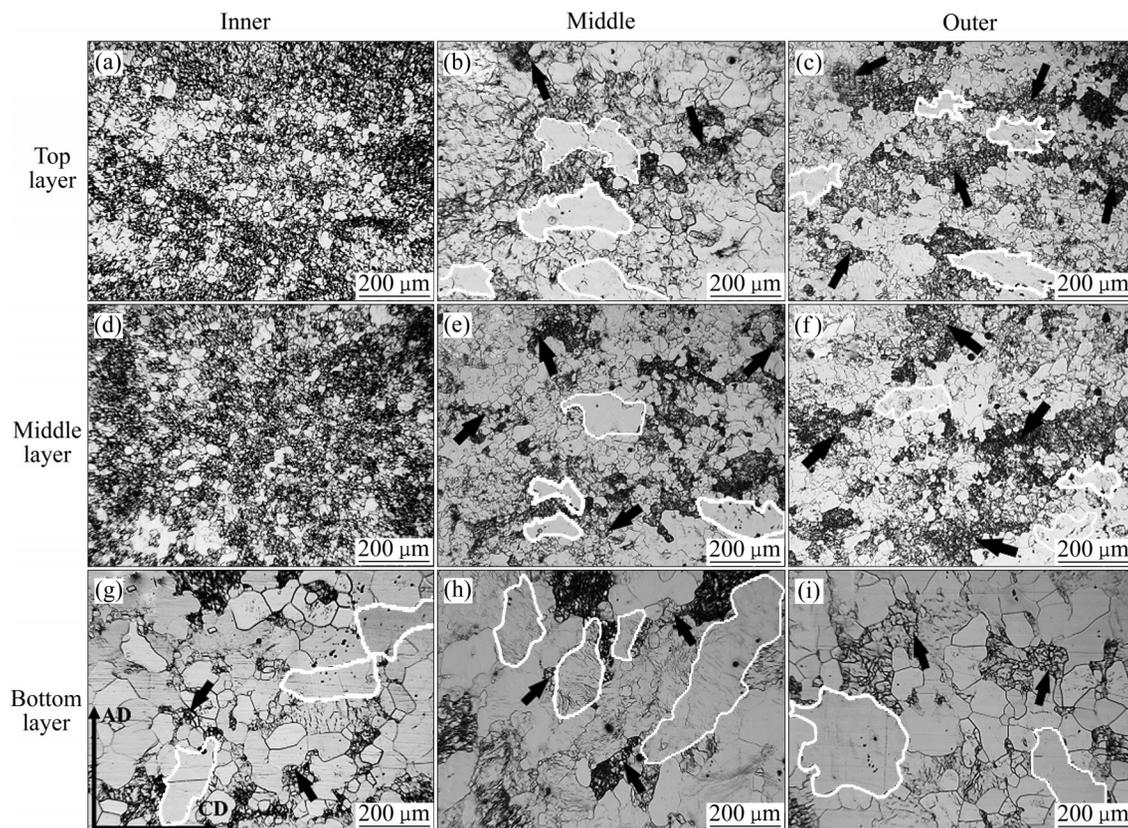


图 3 锥形壳体模锻件金相组织  
Fig. 3 OM of conical shell die forgings

箭头所示)分布于不规则形状的变形粗晶(白色区域所示)晶界附近,且大部分粗晶具有沿CD拉长的趋势,如图3(b)、(c)、(e)、(f)所示。在锥形壳体底层的壁厚方向上,如图3(g)~(i)所示,内部与外部主要由等轴晶与变形粗晶组成,而中部存在异常粗大的晶粒,且AD方向的晶粒尺寸明显大于CD方向的。同时,采用Image Pro-plus 6.0软件对底层平均晶粒尺寸进行统计可知,外部平均晶粒尺寸(约115  $\mu\text{m}$ )大于内部平均晶粒尺寸(约70  $\mu\text{m}$ ),而中部因粗晶区域占比较高,平均晶粒尺寸可达约135  $\mu\text{m}$ ,如图4所示。此外,由金相组织可观察到,锥形壳体各层内部的再结晶程度最高,沿壁厚方向由内至外,再结晶程度先降低后升高。在锥形壳体高度方向上,顶层与中层部位比底层具有更高的再结晶程度,且底层的晶粒尺寸明显大于顶层与中层的晶粒尺寸。由以上可知,模锻件中沿锥形壳体壁厚方向与高度方向上均存在明显的显微组织不均匀性。

温度和应变是影响镁合金微观组织的两大因素<sup>[16-18]</sup>,模锻件中不同部位存在的组织差异性源于其温度与应变的差异性。由金相组织可知,锥形壳体顶层与中层的组织分布特点为内部晶粒尺寸远小

于中部与外部,这是由于内部与上模模具之间存在剧烈摩擦,产生剧烈塑性变形。在模锻后期,外部与下模模具接触并产生摩擦,发生一定的塑性变形,而中部仅受内部与外部的挤压。因此,锥形壳体顶层与中层的内部应变大于外部应变,外部应变大于中部应变。而对于锥形壳体底层而言,在模锻过程中,内、中、外部均未受到剧烈的塑性变形,锥形底层整体较顶层与中层具有较小的变形程度。此外,由于大型构件在热变形过程中易存在温度分布不均匀性,故模锻件中的组织不均匀性也受温度不均匀分布的影响。张宗良等<sup>[19]</sup>利用DEFORM-3D软件模拟了小型锥形件模锻过程中的应变与温度分布,其应变分布的模拟结果为:中层>顶层>底层;温度分布模拟结果为底层>中层>顶层。底层的应变最低,使得形变储能不足以激活大量再结晶晶粒形核,同时温度较高又易诱导变形晶粒的进一步粗化,从而在金相中观察到大量的异常粗晶。

## 2.2 模锻件力学性能

不同部位的力学性能差异与其显微组织差异性密切相关。模锻件顶层与中层的内部主要由动态再

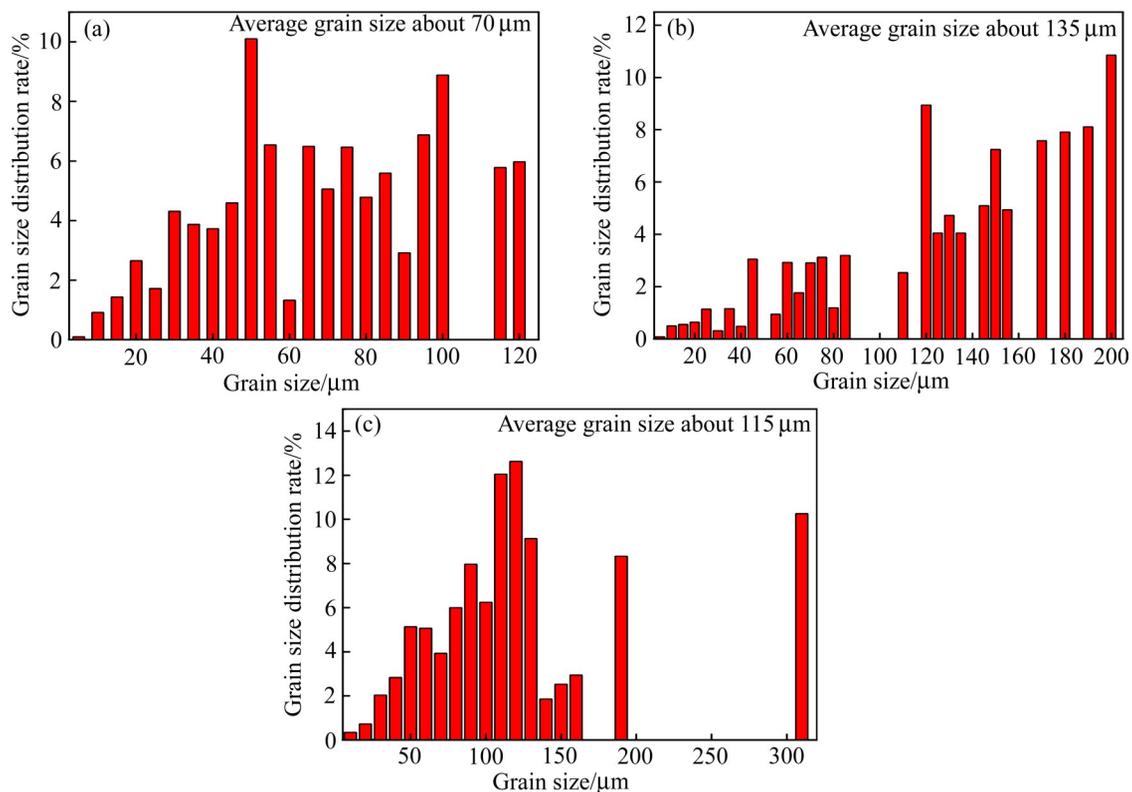


图4 锥形壳体底层部位的晶粒尺寸分布图

Fig. 4 Average grain size distribution rate of conical shell die forgings at bottom: (a) Inner; (b) Middle; (c) Outer

结晶晶粒组成, 组织差异性较小。而中部与外部均为混晶组织, 各层之间组织形貌存在较大差异。为探究模锻件中的力学性能不均匀性, 现取组织差异较大的 T-m、M-m 与 B-m 试样作为研究对象。各试样分别沿 AD 与 CD 方向取样并进行室温拉伸性能测试, 测试结果如图 5(a) 所示。为更直观地分析各试样的力学性能差异, 图 5(b) 给出各试样的屈服强度(YS)、抗拉强度(UTS)和断后伸长率(EL)的柱状图。由图 5 可知, 不同试样同一拉伸方向的力学性能存在差异。当沿 AD 方向拉伸时, 屈服强度与抗拉强度的大小关系均为 T-m < M-m < B-m; 沿 CD 方向拉伸时, 屈服强度与抗拉强度的大小关系均为 T-m > M-m > B-m; 而伸长率大小关系在两方向拉伸时, 大小关系均为 M-m > T-m > B-m。同部位不同方向的力学性能亦存在差异。M-m 试样两方向的屈服强度与抗拉强度几近相等, 仅伸长率存在约 4% 的差异。而 T-m 与 B-m 试样的力学性能各向异性明显, 屈服强度差异分别达 38 MPa 与 72 MPa, 抗拉强度差异均达约 50 MPa。由以上可知, 模锻件中不同部位力学性能存在差异, 且顶层与底层中部存在明显力学性能各向异性, 而中层中部近似为各向同性。

### 2.3 模锻件织构及其对力学性能各向异性的影响

为分析模锻件中的织构及其对力学性能各向异性的影响, 取 T-m、M-m 与 B-m 试样进行 EBSD 表征, 如图 6 所示, IPF(Inverse pole figure)颜色参考方向为 ND 方向。小角度晶界(3°~15°)与大角度晶

界(>15°)分别用白色与黑色细实线表示。图 6(a)~(c)所示分别为 T-m 试样的 IPF 图、{0001} 极图与 {11 $\bar{2}$ 0} 极图, 从图 6(a)中可观察到 T-m 试样呈现出由粗细晶构成的混晶组织特征, 且粗晶沿 CD 方向被拉长, 动态再结晶晶粒分布于粗晶晶界处。由图 6(b)可观察到, <0001>轴在倾向于平行 AD 方向上存在极密度峰, 结合 IPF 图可知, 该峰主要为图 6(a)中着色为绿色的粗晶 1、2 而产生。此外, <0001>轴在倾向于平行 ND 方向上也有分布, 同时结合 {11 $\bar{2}$ 0} 极图特征可知, 大部分晶粒的 <0001>轴倾向于平行 ND 方向, 而部分粗晶的 <0001>轴倾向于平行 AD 方向从而形成极密度峰。M-m 试样亦为粗细晶构成的混晶组织, 粗晶沿 CD 方向被拉长, 如图 6(d)所示。在极图中可观察到, 大部分晶粒的 <0001>轴分布于偏离 ND 方向 45°附近, 在偏离 AD 方向 45°附近形成极密度峰, 最大极密度达 12.51, 主要为图 6(d)中的粗晶 3 而产生。B-m 试样大部分为 AD 方向被拉长的变形粗晶, 且晶粒内部存在明显的晶粒取向梯度, 如图 6(g)所示。从图 6(h)和(i)可观察到, 大部分晶粒的取向为 <0001>轴沿 CD×ND 面分布, 且 <11 $\bar{2}$ 0>晶向平行于 AD 方向, 具有 <11 $\bar{2}$ 0>//AD 的丝织构特征。B-m 试样中丝织构的产生可能与模锻过程中的变形特点有关, 在上模模具压下前, 需将圆棒坯料嵌入下模模具, 如图 1(a)中的②步骤, 而此步骤类似于挤压过程, 此时 B-m 试样的粗晶易沿 AD 方向被拉长, 同时出现挤压过程中常见的丝织构特征。

室温变形下, 镁合金的主要变形机制有 {10 $\bar{1}2$ }

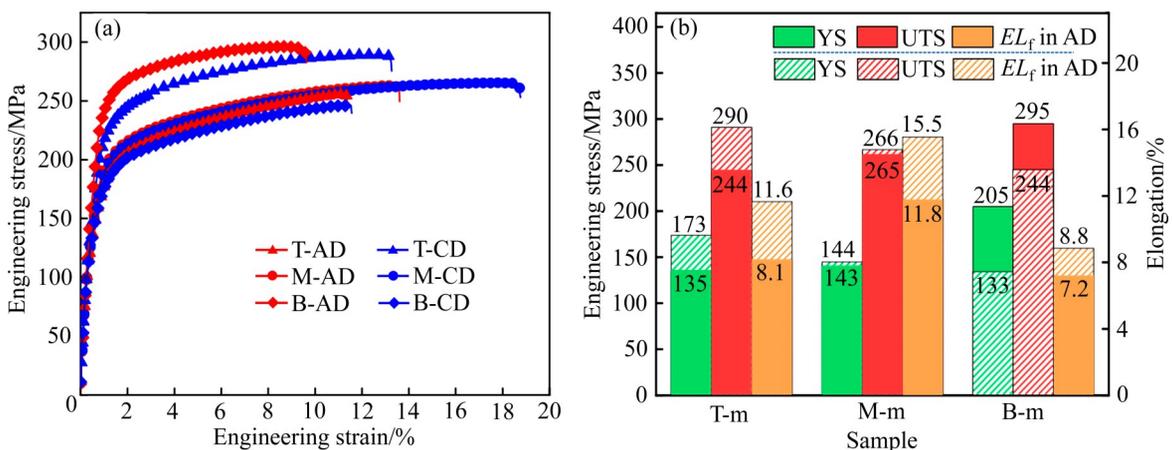


图 5 T-m、M-m 与 B-m 试样沿 AD、CD 方向拉伸时的工程应力-应变曲线与力学性能柱状图

Fig. 5 Engineering stress-strain curves(a) and mechanical property histogram(b) of samples T-m, M-m and B-m under tension along AD and CD directions

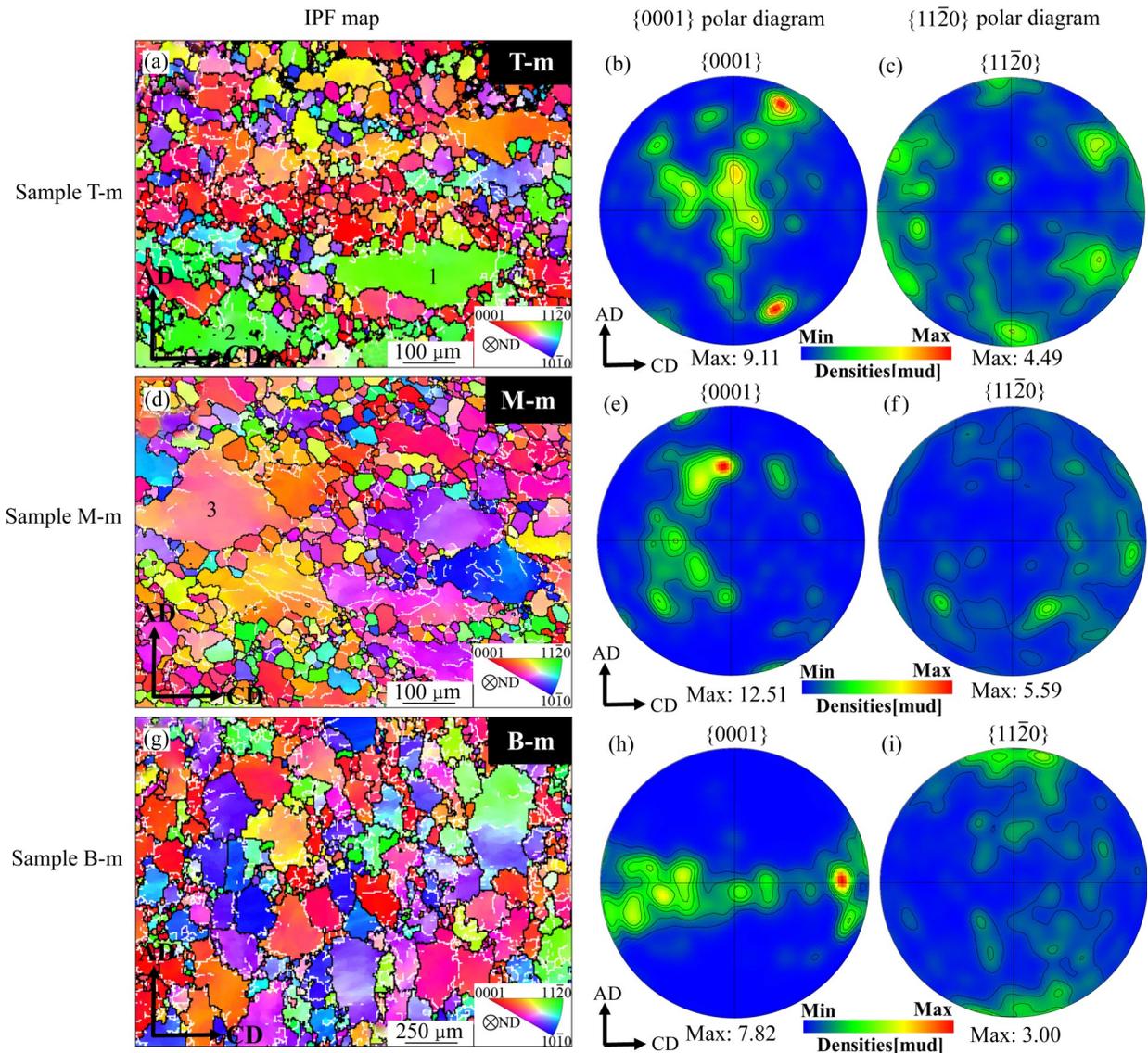


图6 T-m、M-m与B-m试样的EBSD表征结果

Fig. 6 EBSD characterization results of samples T-m, M-m and B-m

拉伸孪生、基面 $\langle a \rangle$ 滑移及柱面 $\langle a \rangle$ 滑移<sup>[20]</sup>, 而这三种变形机制的Schmid因子值通常可用于定性解释合金的力学各向异性。图7(a)~(c)所示分别为T-m、M-m与B-m试样沿CD与AD方向拉伸时的 $\{10\bar{1}2\}$ 孪生Schmid因子统计图。由图可知, T-m试样沿AD方向拉伸时, 孪生Schmid因子大于0.35的晶粒面积占比为21.10%, 而CD方向拉伸时仅占9.46%, 如图7(a)所示。B-m试样沿CD方向拉伸时, 孪生Schmid因子大于0.35的晶粒面积占比可达41.86%, 而AD方向拉伸时仅占0.82%, 如图7(c)所示。而M-m试样沿CD与AD方向拉伸时, 孪生Schmid因子大于0.35的晶粒面积占比相当, 分

别为3.77%与5.58%, 如图7(b)所示。由此可知, M-m试样的晶粒取向均不利于AD与CD方向拉伸时 $\{10\bar{1}2\}$ 孪生的激活; 而T-m试样拉伸时, AD方向较CD方向更容易激活 $\{10\bar{1}2\}$ 孪生; B-m试样拉伸时, 则与之相反。图7(d)、(e)所示为B-m试样分别沿CD与AD方向室温拉伸后断口附近的金相组织。由图可以看出, 沿CD方向拉伸后, 断口附近产生了大量孪晶。而沿AD方向拉伸后, 仅能观察到少量的孪晶组织, 此观察与上述分析具有一致性。

图8所示为T-m、M-m与B-m试样沿不同方向拉伸时基面与柱面滑移Schmid因子的统计图。由

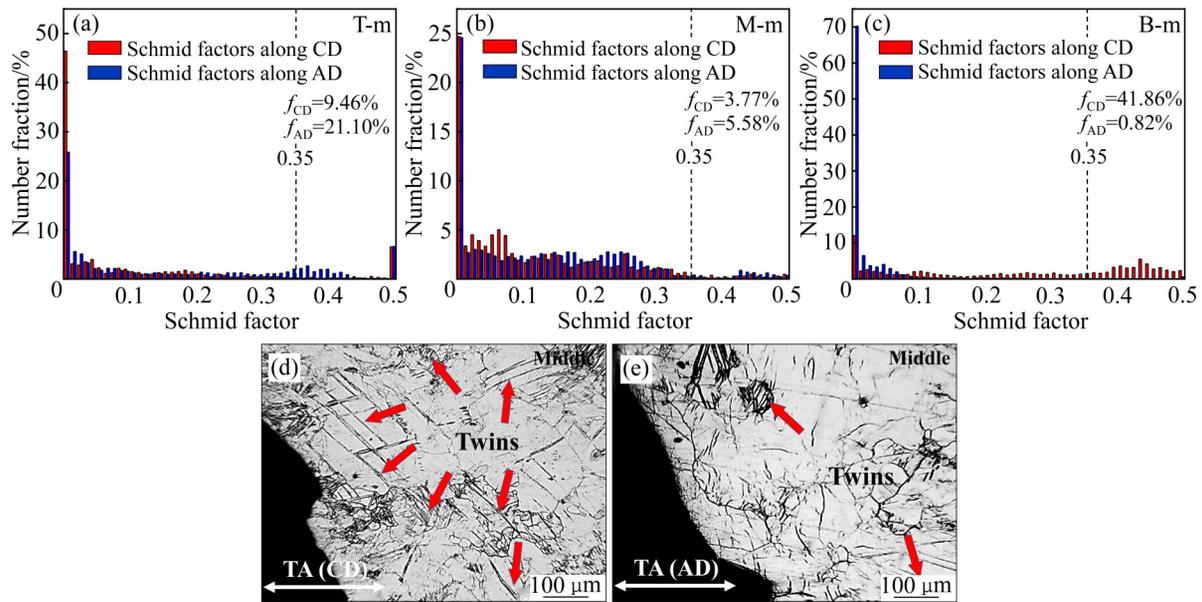


图 7  $\{10\bar{1}2\}$  拉伸孪生的 Schmid 因子统计图与 B-m 试样的断口附近金相组织

Fig. 7 Statistical diagrams of Schmid factor of  $\{10\bar{1}2\}$  tensile twinning for samples T-m, M-m and B-m ((a)–(c)) and OM near fracture of sample B-m after tensile fracture along CD (d) and AD (e) direction

图 8(a)、(b) 可知, T-m 试样沿 CD 方向拉伸时, 基面滑移与柱面滑移 Schmid 因子大于 0.35 的晶粒面积占比分别为 33.96% 与 69.04%; T-m 试样沿 AD 方向拉伸时, 基面滑移与柱面滑移 Schmid 因子大于 0.35 的晶粒面积占比分别为 47.95% 与 51.55%。因此, T-m 试样沿 CD 方向拉伸时, 晶粒取向有利于柱面滑移启动, 而沿 AD 方向拉伸时, 两种变形方式在晶粒取向上无择优性。但结合上述分析, 其晶粒取向有利  $\{10\bar{1}2\}$  孪生的激活。对于 M-m 试样而言, 如图 8(c)、(d) 所示, 无论是沿 CD 方向还是沿 AD 方向进行拉伸时, 基面与柱面滑移 Schmid 因子大于 0.35 的晶粒面积占比均相当。对于 B-m 试样而言, 沿 CD 方向拉伸时, 基面与柱面滑移 Schmid 因子大于 0.35 的晶粒面积占比分别为 51.57% 与 30.84%, 而沿 AD 方向拉伸时, 基面与柱面滑移 Schmid 因子大于 0.35 的晶粒面积占比分别为 7.75% 与 95.20%, 如图 8(e)~(f) 所示。因此, 结合上述孪生 Schmid 因子分析可得, B-m 试样沿 CD 方向拉伸时的晶粒取向有利于  $\{10\bar{1}2\}$  孪生与基面滑移的启动; 而沿 AD 方向拉伸时, 有利于柱面滑移启动。镁合金室温变形下, 柱面滑移启动所需要的临界分切应力 (CRSS) 值为基面滑移 CRSS 值的 60~70 倍, 为  $\{10\bar{1}2\}$  拉伸孪生 CRSS 值的 15~25 倍<sup>[21-22]</sup>。因此, T-m 试样沿 CD 方向拉伸时较 AD 方向具有更高的强

度, 而 B-m 试样沿 AD 方向拉伸时较 CD 方向具有更高的强度, 这使得 T-m 试样与 B-m 试样存在力学各向异性。而 M-m 试样的 CD 与 AD 方向均以基面滑移变形机制主导, 在两个方向上表现近乎力学各向同性, 该分析结果与室温拉伸性能测试的结果具有一致性 (见图 5)。

图 9 所示为 T-m、M-m 与 B-m 试样分别沿 CD 方向与 AD 方向拉伸断裂后的断口形貌。由图 9 可知, 三种试样沿不同方向拉伸断裂后断口处均能观察到较大而深的韧窝与解理平面, 为韧性断裂与脆性断裂相结合的混合断裂模式。不同试样的伸长率差异与其断裂情况密切相关, T-m 试样沿 AD 方向拉伸断裂后可观察到多处显微裂纹 (见图 9(d) 红色方框), 且韧窝数量较沿 CD 方向拉伸时少, 伸长率较低 (约 8%), 两方向伸长率存在较大差异。M-m 试样沿 CD 方向拉伸后, 断口 SEM 像中可观察到大量韧窝, 如图 9(b) 所示, 具有较显著的韧性断裂特征, 其伸长率可达 15.5% 左右。而 B-m 试样沿两方向拉伸断裂后, 断口均存在大量解理平面, 断裂方式以脆性断裂为主, 因此, 两方向拉伸时伸长率均较低, 伸长率各向异性较弱。

## 2.4 时效对力学性能与断裂行为影响分析

为研究时效对模锻件的力学性能及其各向异性

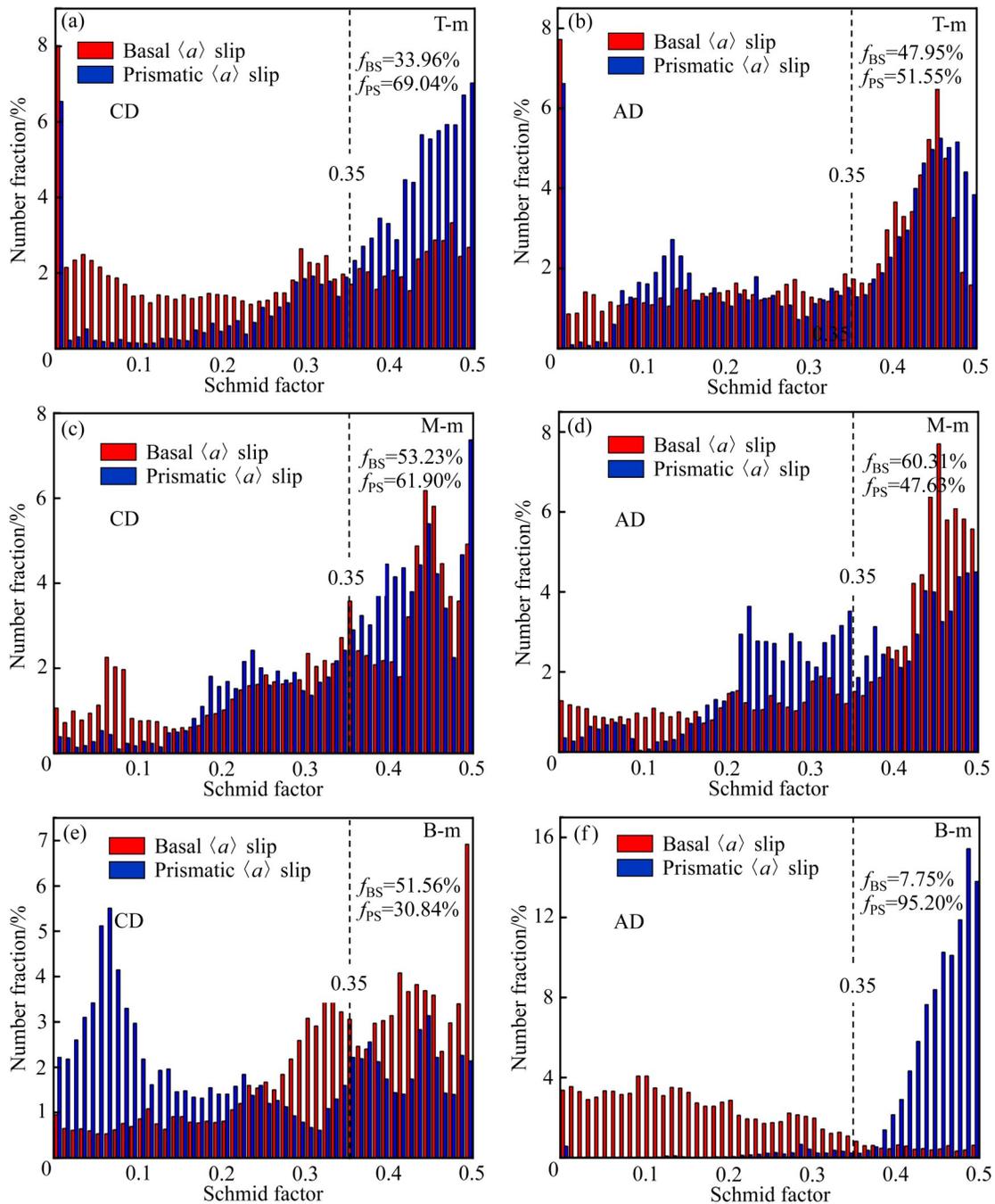


图8 T-m、M-m与B-m试样分别沿CD和AD方向拉伸时基面<a>滑移与柱面<a>滑移的Schmid因子统计图

Fig. 8 Statistical diagrams of Schmid factor of base <a> slip and cylindrical <a> slip along CD and AD directions of samples T-m, M-m and B-m: (a), (b) Sample T-m; (c), (d) Sample M-m; (e), (f) Sample B-m; (a), (c), (e) Along CD direction; (b), (d), (f) Along AD direction

的影响, 本文取力学性能各向异性显著的T-m试样与B-m试样进行200℃的时效处理, 时效硬化曲线如图10(a)所示, 由图可知, T-m试样与B-m试样的峰时效制度为200℃、60h。时效后试样分别沿AD与CD方向进行室温拉伸测试, 图10(b)所示为对应试样的工程应力-应变曲线图, 由图可知, 时

效处理后试样的屈服强度与抗拉强度得到显著提高。由图10(c)中时效前后的力学性能对比图可知, 各试样时效后的屈服强度均达200MPa以上, 其中B-m试样沿AD拉伸后, 试样屈服强度可达300MPa。抗拉强度提高至340~410MPa, 较时效前均提高约100MPa。时效后, 强度的上升主要是由于

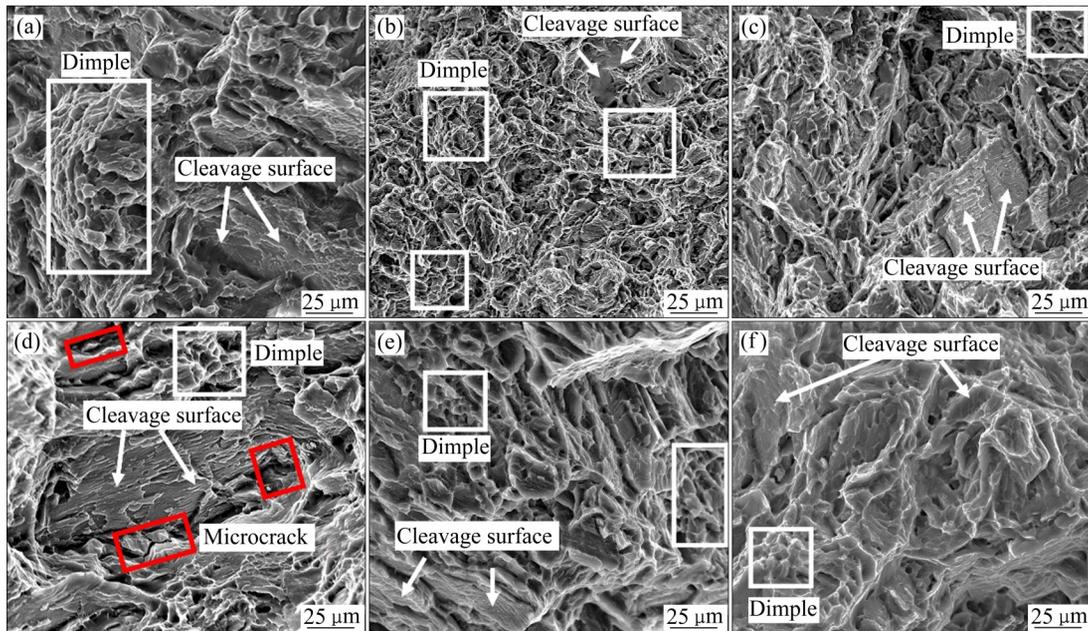


图 9 T-m、M-m 与 B-m 试样分别沿 CD 方向与 AD 方向拉伸断裂后的断口形貌

Fig. 9 Fracture morphologies of samples T-m, M-m and B-m after tensile fracture along different directions: (a), (d) Sample T-m; (b), (e) Sample M-m; (c), (f) Sample B-m; (a), (b), (c) Along CD direction; (d), (e), (f) Along AD direction

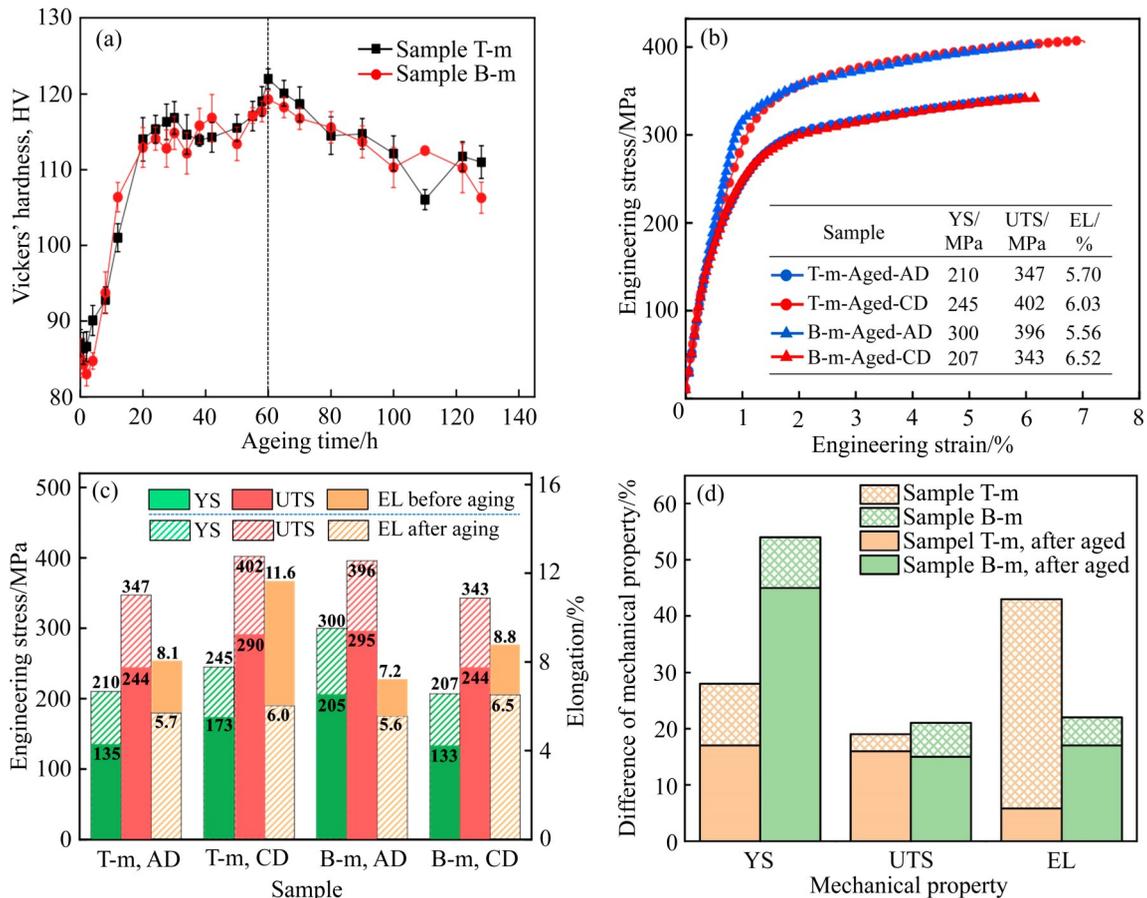


图 10 T-m 与 B-m 试样的时效硬化曲线与时效后的力学性能

Fig. 10 Aging hardening curves(a), engineering stress–strain curves(b), histogram of mechanical properties before and after aging(c), and mechanical property difference ratio line chart(d) for samples T-m and B-m

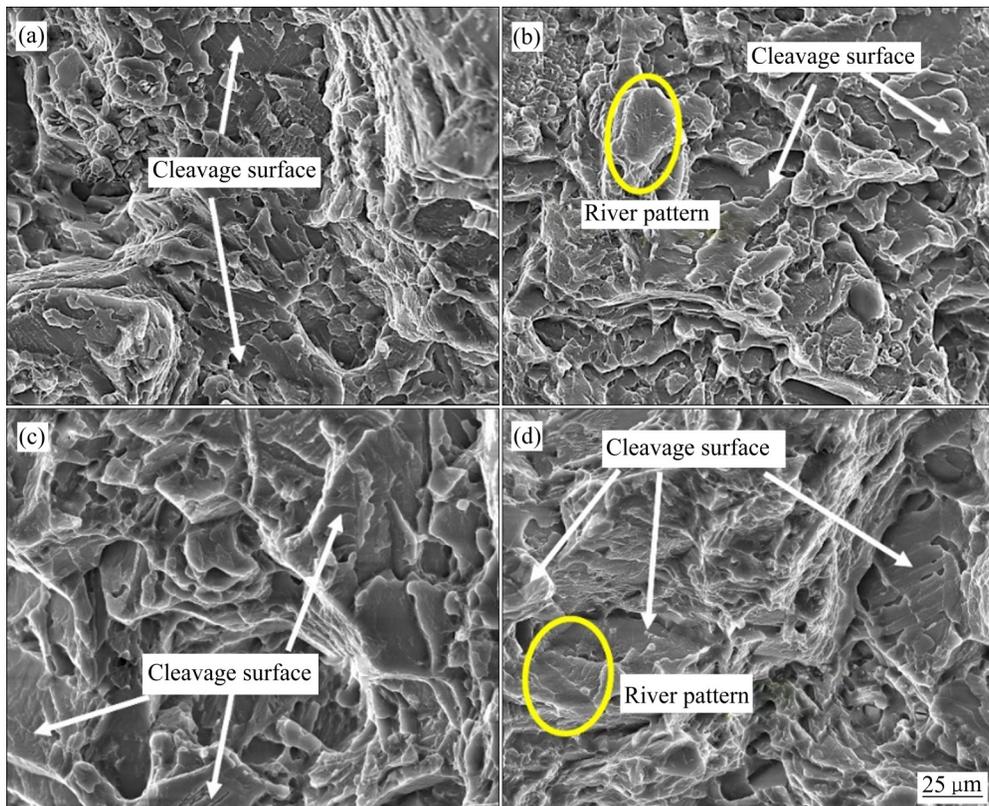


图 11 T-m 与 B-m 试样时效后分别沿 CD 方向与 AD 方向拉伸断裂后的断口形貌

Fig. 11 Fracture morphologies of samples T-m and B-m after tensile fracture along CD and AD directions after aging: (a), (b) Sample T-m; (c), (d) Sample B-m; (a), (c) Along CD direction; (b), (d) Along AD direction

峰时效过程中 $\beta'$ 相的析出,沿柱面析出的 $\beta'$ 相能够有效阻碍基面位错的滑移,从而提高合金的强度<sup>[23]</sup>。为比较时效前后试样中的各向异性程度变化,计算了各试样在两方向上力学性能的差比,如图 10(d)所示。差比的计算方式为两方向力学性能之差与较小值之比<sup>[24]</sup>。从结果可知,时效后各向异性差比均低于时效前各向异性差比,且 T-m 试样各向异性降低较明显。由此可知,时效处理能够降低模锻件中存在的各向异性。

图 11 所示为 T-m 与 B-m 试样时效后沿不同方向拉伸断裂后的断口形貌,可观察到时效试样断口 SEM 像基本由大量解理面组成,且两种试样沿 AD 方向拉伸后均可观察到河流花样形貌,河流花样是解理断口中常见的特征,是平行且同时扩展的裂纹连接起来而形成的形貌<sup>[25]</sup>。大量解理面与河流花样的形成可判断此时试样为脆性断裂的断裂模式。而前文所述未时效试样沿不同方向拉伸断裂后,断口 SEM 像中均能观察到大而深的韧窝与解理平面,为韧性断裂与脆性断裂相结合的混合断裂模式。由

此表明,时效处理改变了模锻件的室温拉伸断裂方式,使其由韧性断裂与脆性断裂的混合断裂方式转变为单一的脆性断裂。

### 3 结论

1) 锥形壳体中存在明显的显微组织不均匀性。沿高度方向,顶层与中层较底层具有更高的再结晶程度。沿壁厚方向,由内至外再结晶程度先降低后升高;锥形壳体顶层与中层的内部以细小动态再结晶为主,中部与外部为粗细晶构成的混晶组织。锥形壳体底层内部与外部以等轴晶为主,中部分布着长条状粗晶。

2) 锥形壳体中存在明显的力学性能不均匀性。不同部位同一方向的力学性能存在差异:沿 AD 方向拉伸时,屈服强度与抗拉强度的大小关系均为顶层<中层<底层;而沿 CD 方向拉伸时,试样屈服强度和抗拉强度大小关系正好相反;同部位不同方向的力学性能亦存在差异:顶层与底层试样中存在

较强力学各向异性, 而中层近乎力学各向同性, 这与试样不同晶体取向所导致的变形机制差异密切相关。

3) 时效处理可提高锥形壳体强度并降低力学性能各向异性。试样时效后的屈服强度与抗拉强度得到显著提高, 各试样时效后的屈服强度均达 200 MPa 以上, 抗拉强度提高至 340~410 MPa, 较时效前均提高约 100 MPa。同时, 时效处理能够降低锥形壳体中的各向异性, 但使合金由韧性断裂与脆性断裂的混合断裂方式转变为单一的脆性断裂方式。

## REFERENCES

- [1] 丁文江. 镁合金科学与技术[M]. 北京: 科学出版社, 2007: 365.  
DING Wen-jiang. The science and technology of magnesium alloy[M]. Beijing: Science Press, 2007: 365.
- [2] JOOST W J, KRAJEWSKI P E. Towards magnesium alloys for high-volume automotive applications[J]. Scripta Materialia, 2017, 128: 107-112.
- [3] 潘复生, 王敬丰, 章宗和, 等. 中国镁工业发展的机遇、挑战和责任[J]. 中国金属通报, 2008(2): 6-14.  
PAN Fu-sheng, WANG Jing-feng, ZHANG Zong-he, et al. Opportunities, challenges and responsibilities for the development of China's magnesium industry[J]. China Metal Bulletin, 2008(2): 6-14.
- [4] 李昉昊. 镁合金材料的应用现状及发展趋势研究[J]. 世界有色金属, 2019(12): 149-150.  
LI Yun-hao. Application status and development trend of magnesium alloy materials[J]. World Nonferrous Metals, 2019(12): 149-150.
- [5] YOU S H, HUANG Y D, KAINER K U, et al. Recent research and developments on wrought magnesium alloys[J]. Journal of Magnesium and Alloys, 2017, 5(3): 239-253.
- [6] MIRZADEH H. Quantification of the strengthening effect of rare earth elements during hot deformation of Mg-Gd-Y-Zr magnesium alloy[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2016, 5(1): 1-4.
- [7] LI Xin-he, LIU Chu-ming, AL-SAMMAN T. Microstructure and mechanical properties of Mg-2Gd-3Y-0.6Zr alloy upon conventional and hydrostatic extrusion[J]. Materials Letters, 2011, 65(11): 1726-1729.
- [8] XIAO Li-rong, CAO Yang, LI Shuang, et al. The formation mechanism of a novel interfacial phase with high thermal stability in a Mg-Gd-Y-Ag-Zr alloy[J]. Acta Materialia, 2019, 162: 214-225.
- [9] WAN Ying-chun, TANG Bei, GAO Yong-hao, et al. Bulk nanocrystalline high-strength magnesium alloys prepared via rotary swaging[J]. Acta Materialia, 2020, 200: 274-286.
- [10] SHAN De-bin, XU Wen-chen, LU Yan. Study on precision forging technology for a complex-shaped light alloy forging[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2004, 151(1/2/3): 289-293.
- [11] SKUBISZ P, SIŃCZAK J, BEDNAREK S. Forgeability of Mg-Al-Zn magnesium alloys in hot and warm closed die forging[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2006, 177(1/2/3): 210-213.
- [12] 贾艳楠, 吴耀金, 薛勇, 等. 镁合金厚壁锥壳构件内环筋挤压成形金属充填规律研究[J]. 锻压技术, 2015, 40(2): 93-97.  
JIA Yan-nan, WU Yao-jin, XUE Yong, et al. Research on metal filling regularity of inner annular rib extrusion forming in the thick conical shell of magnesium alloy parts[J]. Forging & Stamping Technology, 2015, 40(2): 93-97.
- [13] 陈祥龙. 镁合金锥筒壳体热挤压成形工艺研究[D]. 北京: 机械科学研究总院, 2019: 6-7.  
CHEN Xiang-long. Study on hot extrusion forming process of magnesium alloy conical shell[D]. Beijing: China Academy of Machinery Science and Technology, 2019: 6-7.
- [14] YU Shi-lun, LIU Chu-ming, GAO Yong-hao, et al. Microstructure, texture and mechanical properties of Mg-Gd-Y-Zr alloy annular forging processed by hot ring rolling[J]. Materials Science and Engineering A, 2017, 689: 40-47.
- [15] WU Hong-li. Simulation and microstructure predict during hot die-forging of cast Mg-7.0Al-0.2Zn magnesium alloy[J]. Advanced Materials Research, 2010, 152/153: 1293-1296.
- [16] YAO Yi, LIU Chu-ming, GAO Yong-hao, et al. Annealing-induced microstructural evolution and mechanical anisotropy improvement of the Mg-Gd-Y-Zr alloy processed by hot ring rolling[J]. Materials Characterization, 2018, 144: 641-651.
- [17] XU Jun, YANG Tian-hao, JIANG Bin, et al. Improved mechanical properties of Mg-3Al-1Zn alloy sheets by optimizing the extrusion die angles: Microstructural and texture evolution[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2018, 762: 719-729.
- [18] HUANG Hao, ZHANG Jing. Microstructure and mechanical properties of AZ31 magnesium alloy processed by multi-directional forging at different temperatures[J]. Materials Science and Engineering A, 2016, 674: 52-58.
- [19] 张宗良, 刘楚明, 高永浩, 等. Mg-9Gd-3Y-0.6Zr-0.05Ag 镁合金模锻件微观组织及力学性能不均匀性研究[J]. 锻压技术, 2021, 46(2): 206-212.  
ZHANG Zong-liang, LIU Chu-ming, GAO Yong-hao, et al.

- Study on inhomogeneity of microstructure and mechanical property for Mg-9Gd-3Y-0.6Zr-0.05Ag magnesium alloy die forgings[J]. *Forging & Stamping Technology*, 2021, 46(2): 206–212.
- [20] JAIN A, DUYGULU O, BROWN DW, et al. Grain size effects on the tensile properties and deformation mechanisms of a magnesium alloy, AZ31B, sheet[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2008, 486(1/2): 545–555.
- [21] JACKSON J H, FROST P D, LOONAM A C, et al. Magnesium-lithium base alloys—preparation, fabrication, and general characteristics[J]. *JOM*, 1949, 1(2): 149–168.
- [22] CHRISTIAN J W, MAHAJAN S. Deformation twinning[J]. *Progress in Materials Science*, 1995, 39(1/2): 1–157.
- [23] HE Shang-ming, ZENG Xiao-qing, PENG Li-ming, et al. Microstructure and strengthening mechanism of high strength Mg-10Gd-2Y-0.5Zr alloy[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2007, 427(1/2): 316–323.
- [24] LU Jia-wei, YIN Dong-di, HUANG Guang-hao, et al. Plastic anisotropy and deformation behavior of extruded Mg-Y sheets at elevated temperatures[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2017, 700: 598–608.
- [25] 钟群鹏, 赵子华. 断口学[M]. 北京: 高等教育出版社, 2006: 193.
- ZHONG Qun-peng, ZHAO Zhi-hua. *Fractography*[M]. Beijing: Higher Education Press, 2006: 193.

## Inhomogeneity of microstructure and mechanical property of large magnesium alloy conical shell

LIU Wen-lin, JIN Yu-fei, HAN Yu-xiang, CHEN Han, LIU Chu-ming, CHEN Zhi-yong

(School of Materials Science and Engineering, Central South University, Changsha 410083, China)

**Abstract:** The microstructure and mechanical properties of different parts of the Mg-8.94Gd-1.80Y-0.42Zr-0.21Ag (mass fraction, %) alloy large conical shell prepared by the hot die forging process were analyzed. The results show that there are obvious differences in microstructure along the height direction and thickness direction of the conical shell. Along the height direction, the top and middle layers of the conical shell have higher degree of recrystallization than the bottom layer. Along the thickness direction, the recrystallization degree first decreases and then increases from inside to outside. The interiors of the top and bottom layers are almost completely dynamic recrystallization, while others are mixed microstructure composed of coarse and fine grains. The top and bottom layers of the conical shell show obvious anisotropy in mechanical properties, while the middle layer is nearly isotropic, which is closely related to the difference in deformation mechanism caused by different crystal orientations of the samples. After aging treatment, the strength of the alloy is increased significantly, and the mechanical anisotropy is weakened, but the tensile fracture mode at room temperature changes from the mixed fracture mode of ductile fracture and brittle fracture to a single brittle fracture.

**Key words:** magnesium alloy; die forging; microstructure; mechanical properties; aging treatment

**Received date:** 2021-10-21; **Accepted date:** 2021-11-16

**Corresponding author:** CHEN Zhi-yong; Tel: +86-13974926019; E-mail: czysh@netease.com

(编辑 李艳红)