



挤压和时效态 Mg-Y-Cu 合金的显微组织和力学性能

毕广利^{1,2}, 张妞明^{1,2}, 姜静^{1,2}, 陈体军^{1,2}, 蒋春宏³, 李元东^{1,2}

(1. 兰州理工大学 省部共建有色金属先进加工与再利用国家重点实验室, 兰州 730050;

2. 兰州理工大学 材料科学与工程学院, 兰州 730050;

3. 兰石铸造有限公司, 兰州 730050)

摘要: 采用光学显微镜(OM)、扫描电子显微镜(SEM)、透射电子显微镜(TEM)、X射线衍射仪(XRD)、维氏硬度计和万能试验机, 研究了挤压和时效态 Mg-6.8Y-2.5Cu(质量分数, %)合金的显微组织和力学性能。结果表明: 挤压合金主要由 α -Mg基体、沿挤压方向分布的片层状和块状18R类型的长周期堆垛有序相(18R-LPSO)、Mg₂Cu相以及晶粒内细小条纹状的14H-LPSO相组成。180 °C等温时效后, 亚稳18R-LPSO相分解, 晶内析出新的14H-LPSO相。合金在58 h和130 h处分别出现两个硬度峰值, 其硬度值分别为69.2 HV和70.2 HV。第一个时效峰的出现主要源于大量18R-LPSO相和部分14H-LPSO相的析出。第二个时效峰的出现源于晶粒内部高体积分数的14H-LPSO相的析出。拉伸测试结果表明: 时效130 h的挤压合金在室温下具有最高的极限抗拉强度(276.8 MPa)和伸长率(25.9%)。合金高的抗拉强度主要归因于14H-LPSO相的析出强化及18R-LPSO相的弥散强化。

关键词: 挤压Mg-Y-Cu合金; LPSO相; 显微组织; 力学性能

文章编号: 1004-0609(2022)-03-0731-10

中图分类号: TG146.2

文献标志码: A

引文格式: 毕广利, 张妞明, 姜静, 等. 挤压和时效态Mg-Y-Cu合金的显微组织和力学性能[J]. 中国有色金属学报, 2022, 32(3): 731-740. DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2021-42204

BI Guang-li, ZHANG Niu-ming, JIANG Jing, et al. Microstructure and mechanical properties of extruded and aged Mg-Y-Cu alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2022, 32(3): 731-740. DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2021-42204

镁合金具有低密度、高比强度, 是一种优质的轻金属结构材料, 其在交通工具领域的应用可有效降低运输设备的质量, 提高车辆的燃油效率^[1]。然而, 传统镁合金因其室温强度低、加工性能差以及耐腐蚀性能差等缺点也限制了其在实际工业生产中的应用。

析出强化是提高镁合金室温及高温力学性能的有效强化手段。含长周期堆垛有序(LPSO)相的镁合

金因其优异的力学性能和良好的延展性备受研究者的关注^[2-4]。LPSO相具有高的熔点和硬度, 且与镁基体界面共格。结构类型主要包括6H、10H、14H、18R、21R、51R、60R和654R等^[5-8], 其中14H和18R类型较为常见, 高温下18R-LPSO相可转化为14H-LPSO相。LPSO相的形貌和分布决定其强化机理, 例如, 片层状LPSO相间的纳米级镁基体可以显著缩短位错的滑移距离, 从而阻碍位错

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(51961021, 52001152)

收稿日期: 2021-08-18; 修订日期: 2021-09-22

通信作者: 毕广利, 教授, 博士; 电话: 0931-2973564; E-mail: glbi@163.com

的运动；破碎细小颗粒状(棒状，条状，块状等)LPSO相可作为弥散点，起到弥散强化作用^[9]；沿热加工方向分布的纤维状LPSO相与软镁基体共同存在类似复合材料的纤维强化。同时LPSO相的扭结(Kink)带也能调节合金塑性变形过程中的应力集中，从而提高合金的延展性。

热加工和热处理均可显著改善LPSO相的尺寸、分布、体积分数和结构类型进而提高合金的综合力学性能。首先，热加工(挤压、锻造、轧制等)一方面可以细化LPSO相的尺寸、改善LPSO的形貌及分布，另一方面也可以使其弯曲形成Kink带。KAWAMURA等^[10]报道了铸造 $Mg_{97}Y_2Cu_1$ (摩尔分数，%)合金中18R-LPSO相的形成，发现热挤压后LPSO相的体积分数增多，合金的力学性能显著增强。SHAO等^[11]研究了含LPSO相Mg-Y-Zn合金的增强机理，证明了Kink带的形成可以细化多重扭折边界(KBs)和扭折晶界(GBs)，而这些KBs和GBs可有效阻碍合金中的位错运动，从而增加合金的强度。BI等^[12]指出挤压有效细化了Mg-2Y-0.5Zn-0.25Ni(摩尔分数，%)合金中片层状的18R-LPSO相，并促进其在基体中析出大量的层错和细小的14H-LPSO相，LPSO相+层错的复合强化使合金具有较高的力学性能，其屈服强度、极限抗拉强度和伸长率分别为336 MPa、389 MPa和12.6%。其次，热处理也可改善LPSO相的上述性质，提高合金的力学性能。YUAN等^[13]利用不同的退火处理方式改善了Mg-2Dy-0.5Ni(摩尔分数，%)合金中LPSO相的形貌和体积分数，结果表明该合金在565 °C固溶处理12 h，炉冷却至415 °C后空冷时，块状18R-LPSO相变成了层状14H-LPSO相，该相体积分数的增加，显著提高了合金的硬度。HAN等^[14]研究了锻造Mg-10Gd-2Y-0.5Zn-0.3Zr(摩尔分数，%)合金在时效过程中的析出行为，发现在200 °C时效60 h时，峰值硬度达到了116 HV，其极限抗拉强度达到峰值，为406 MPa，伸长率为5.9%。锻造合金时效后，基体中析出高体积分数的14H-LPSO相，抑制了位错的滑移和晶界的生长从而提高合金的强度。HAGIHARA等^[15]发现挤压 $Mg_{97}Zn_1Y_2$ (摩尔分数，%)合金退火(>450 °C)后缩短了纤维状LPSO相，促使其分布更加均匀。综上所述，热加工和热处理均可改变Mg-RE-TM合金中LPSO相的形貌、分布和体积分数，进而提高合金的力学性

能。然而，关于利用热加工+热处理改善含LPSO相的Mg-Y-Cu合金的性质，进而提高合金力学性能的研究未见报道。

因此，本文利用热挤压+等温时效的方法研究含LPSO相的Mg-6.8Y-2.5Cu(质量分数，%)合金的显微组织和力学性能，揭示合金在时效过程中的组织演变，阐明合金的时效硬化行为及其增强机理，为高强度耐热镁合金的设计与研发提供技术支持和理论支撑。

1 实验

实验合金的名义成分为Mg-6.8Y-2.5Cu(质量分数，%)。在750 °C下，将纯Mg(99.9%)，纯Cu(99.9%)和Mg-20Y(质量分数，%)中间合金在熔盐覆盖剂保护下依次放入电阻炉中熔化，搅拌10 min，然后在720 °C均匀化30 min，随后将熔体浇注到水冷模具中铸成圆柱形坯锭(直径90 mm，高度500 mm)。将坯锭在400 °C下均匀化处理12 h，消除合金偏析。圆柱形坯锭通过热挤压加工成宽为50 mm，厚度为10 mm的板材。挤压温度为360 °C，挤压比为17:1，挤压速度为3 mm/s。利用线切割将挤压板材沿着挤压方向加工成拉伸和时效试样(10 mm×10 mm×10 mm)。将制备好的合金时效试样在SX2-2-12型箱式电阻炉内进行等温时效处理，时效温度为180 °C，时效时间为154 h，其中0~10 h时间间隔为2 h，10~70 h时间间隔为12 h，70~154 h时间间隔为6 h。试样在炉内时效过程中用石墨粉完全覆盖，防止氧化，时效完成后取出空冷。

利用光学显微镜(OM, LSM800)、扫描电子显微镜(SEM, QUANTA FEG 450)、能量色散X射线能谱(EDS)和透射电子显微镜(TEM)(FEI Talos F200X)来观察及分析合金样品的组织形貌、分布和成分；利用X射线衍射仪(XRD, Rigaku D/max 2500 PC)对合金试样进行物相分析，测试所用辐射源为Cu(K_{α})靶，扫描范围为20°~80°。合金的OM和SEM测试试样面为ED//TD(见图1(a))。试样经机械研磨和抛光后，在5% (体积分数)苦味酸和95% (体积分数)乙醇的溶液中腐蚀20 s，立刻用酒精擦拭再用吹风机吹干。通过透射电子显微镜(TEM)(FEI Talos F200X)观察第二相的结构，获得第二相

的明场、高分辨率 TEM 像和选区电子衍射图谱 (SAED)。通过机械抛光制备厚度为 45 μm 的切片并冲压成直径为 3 mm 的圆盘。通过离子束减薄 (Gatan 695) 获得厚度 < 100 nm 的圆盘用于 TEM 观察。合金的平均晶粒尺寸采用标准线性截距法测量, 为了减少数据误差, 对每个状态下至少 5 张 OM/SEM 图像进行分析和统计。

挤压和时效态合金的室温拉伸性能测试在电子万能试验机 (AGS-X 300KN) 上完成, 应变速率为 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 。拉伸试样尺寸为 43 mm \times 8 mm \times 2.5 mm, 拉伸方向与 ED 方向平行 (见图 1(b))。为了确保拉伸性能的可重复性, 每条拉伸曲线至少利用 3 个平行试样。合金的硬度是在维氏硬度计 (HV-1000B) 上测试, 下压载荷和饱载时间分别为 98 N 和 15 s, 每个样品至少采集 10 个硬度点, 取其平均值, 以保证数据的准确性。

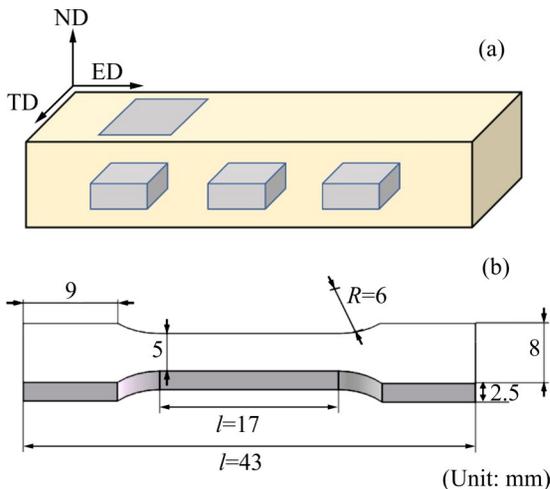


图 1 合金 OM 和 SEM 显微组织的测试面及拉伸试样尺寸

Fig. 1 Schematic diagram of samples for OM and SEM observations (a) and size of tensile sample (b)

2 结果与讨论

2.1 显微组织

挤压合金的 XRD 谱如图 2 所示。由图 2 可知, 合金包含 α -Mg 基体、18R-LPSO 相、 Mg_2Cu 相和 14H-LPSO 相的衍射峰。挤压合金的光学显微组织如图 3(a) 所示。由图 3(a) 可知, 合金发生了明显的动态再结晶, 晶粒尺寸分布不均, 呈现由不同微米级组成的双峰晶粒结构, 合金的平均晶粒尺寸为

3.69 μm 。同时沿挤压方向分布着片层状相和细小、弥散的灰色颗粒相。通过 SEM 观察和能谱分析, 图 3(b) 中细小的白色颗粒相为 Mg_2Cu 相, 片层状相和灰色的颗粒相均为 18R-LPSO 相, 其中还存在少量的富 Y 相, 因其含量低并没有在 XRD 谱中显示。

为了进一步揭示挤压合金中第二相的晶体结构, 合金的明场 TEM 像如图 4 所示。典型的第二相

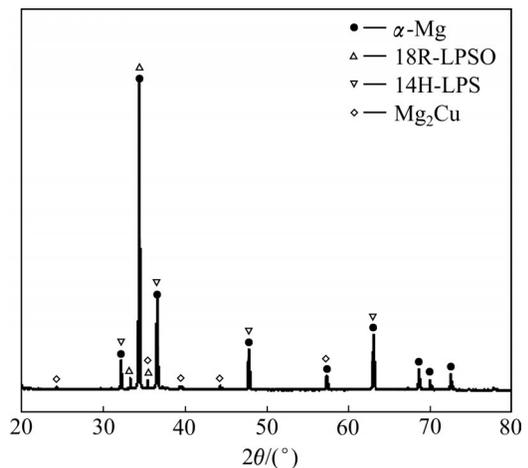


图 2 挤压合金的 XRD 谱

Fig. 2 XRD pattern of extruded alloy

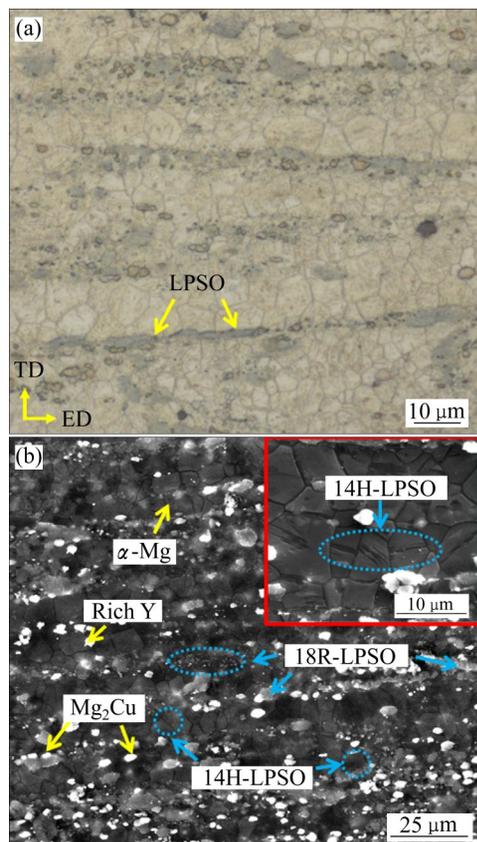


图 3 挤压合金的 OM 及 SEM 像

Fig. 3 OM (a) and SEM (b) images of extruded alloy

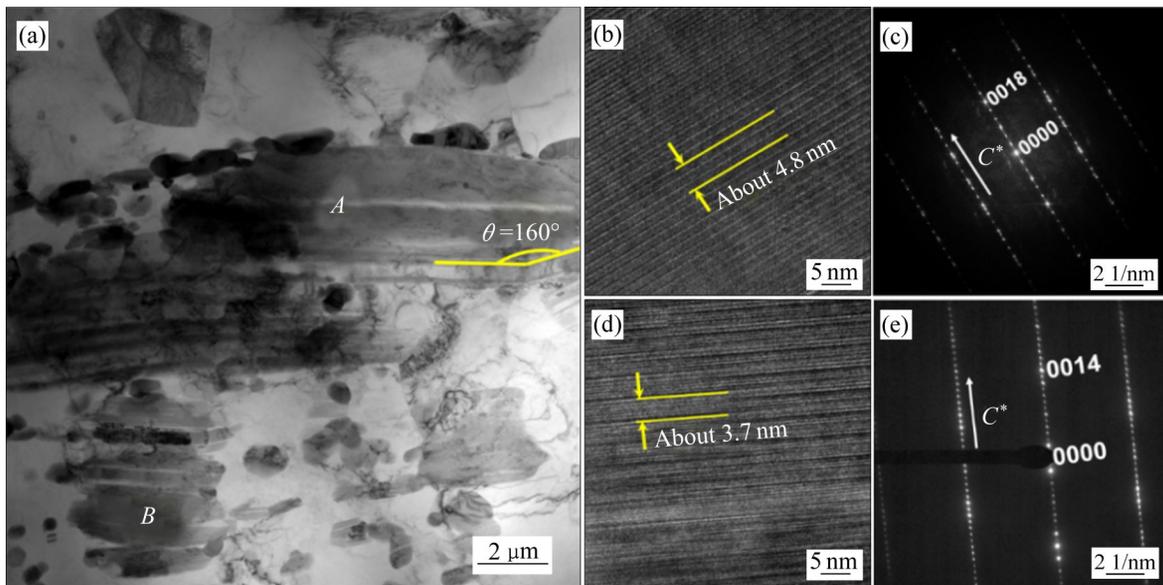


图4 挤压合金中LPSO相的TEM、高分辨TEM像和电子衍射花样图谱

Fig. 4 TEM image(a), HRTEM images((b), (d)) and SAED patterns((c), (e)) of LPSO phase in extruded alloy: (b), (c) 18R-LPSO phase; (d), (e) 14H-LPSO phase

主要由弯曲的片层状相(见图4(a)中A)和晶内细条纹颗粒相(见图4(a)中B)组成。片层相的HRTEM图显示该相的晶格条纹间距约为4.8 nm, 约为镁基体(0001)_{Mg}面间距的18倍(0.26 nm), 相应的SAED图谱显示在(0001)_{Mg}和(0002)_{Mg}之间存在五个衍射斑点, 表明该相具有18R-LPSO结构, 相的晶格常数为 $a=0.32$ nm和 $c=4.689$ nm^[16]。另外, 晶内细条纹相的HRTEM图显示该相的周期晶格间距为3.7 nm, 约为镁基体晶面间距的14倍, 结合SAED谱, 可确认该相为14H-LPSO相, 其晶格常数 $a=1.11$ nm、 $c=3.65$ nm^[17]。

2.2 时效硬化行为

图5所示为挤压合金在180 °C下等温时效的时效硬化曲线。由图5可知, 合金的硬度随着时间的延长发生了显著变化。挤压合金的初始硬度为57.7 HV(0 h)。有趣的是, 在时效过程中58 h和130 h分别出现了两个硬度峰值, 其硬度值分别为69.2 HV和70.2 HV。虽然硬度的增幅不显著, 最高仅增加了22%, 但双峰时效现象的出现丰富了提高镁合金力学性能的热处理工艺。本合金的这种双峰时效行为也在Mg-Dy-Zn^[18]和Mg-Al-Zn-Ce^[19]合金中报道。为了进一步揭示挤压合金在时效过程中的显微组织演变, 不同时效时间的合金的OM组织、XRD谱和

SEM显微组织如图6~8所示。图6所示为挤压合金在不同时效时间的OM显微组织。由图6可知, 沿挤压方向分布的灰色片层状相随时效时间的延长逐渐溶解且均匀弥散地分布于基体中。合金时效154 h后, 平均晶粒尺寸由3.69 μm略微增加到5.35 μm(见图6(d))。图7所示为挤压合金在不同时效时间的XRD谱。由图7可知, 14H-LPSO相的衍射峰强度增加, 而18R-LPSO相的衍射峰强度减弱, 说明在时效过程中存在不同类型LPSO相的转变。

从图8可以明显看到, 挤压合金在时效过程中出现了三种不同的第二相。根据EDS能谱及XRD

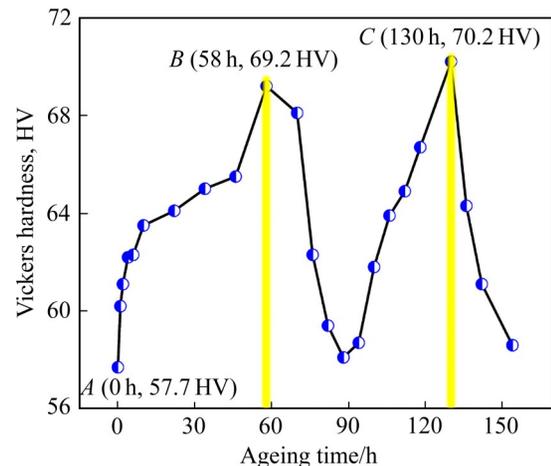


图5 挤压合金在180 °C的时效硬化曲线

Fig. 5 Ageing hardening curve of extruded alloy at 180 °C

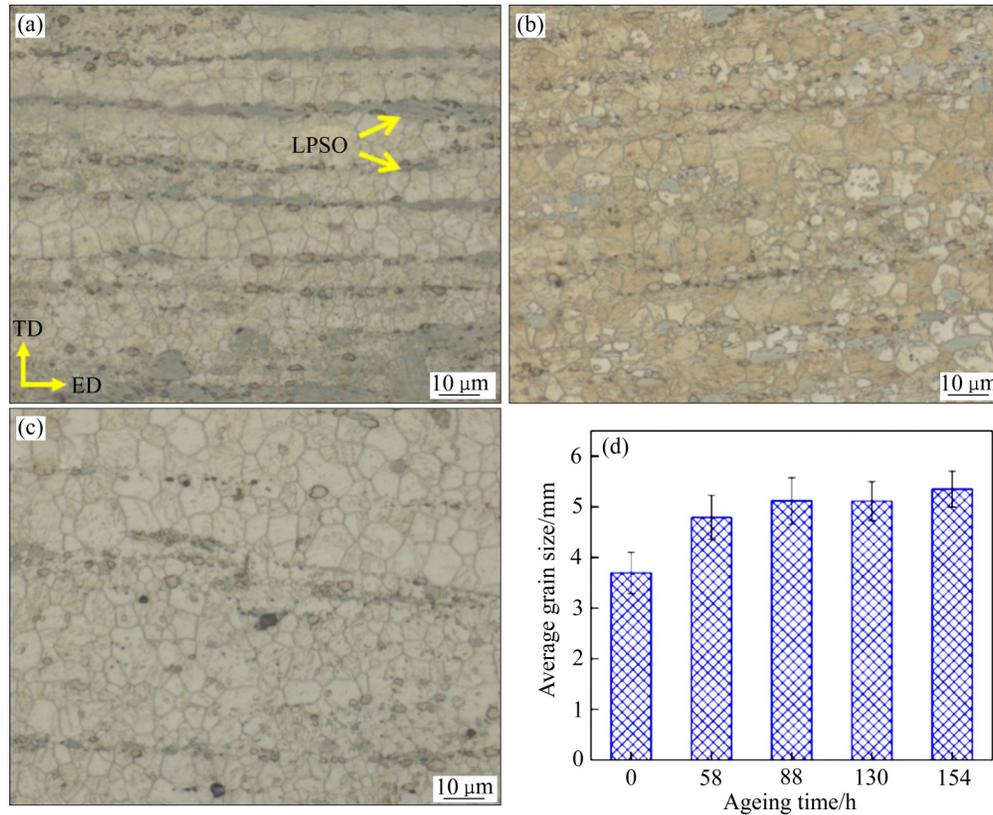


图6 挤压合金在 180 °C 时效不同时间的 OM 像以及不同时效时间所对应合金晶粒尺寸的关系

Fig. 6 OM images of extruded alloy aged at 180 °C for 0 h (a), 58 h (b), 130 h (c) and relationship between grain size and ageing time(d)

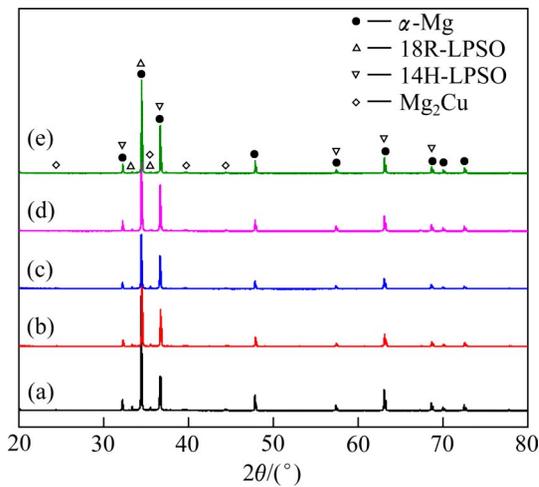


图7 挤压合金在 180 °C 不同时效时间的 XRD 谱

Fig. 7 XRD patterns of extruded alloy at 180 °C for different ageing time: (a) 0 h; (b) 58 h; (c) 88 h; (d) 130 h; (e) 154 h

谱结果可知: 第一种为沿挤压方向分布的片层状和细小弥散的 18R-LPSO 相, 第二种为晶内细小的条纹状 14H-LPSO 相, 第三种为分布在晶界中白色椭圆的 Mg₂Cu 相。随着时效时间的延长, 部分片层状

18R-LPSO 相分解成块状的 18R-LPSO 相, 另一部分相转变成了晶内的 14H-LPSO 相。时效 58 h 后, 在晶界分布的 18R-LPSO 相由片层状已经全部溶解成块状且均匀弥散地分布于晶界。同时, 晶粒内部细小的条纹状 14H-LPSO 相逐渐增多, 经 130 h 时效后达到了峰值。

图9所示为挤压合金在时效过程中的显微组织演变示意图。由图9可看出, 随着时效时间的延长, 18R-LPSO 相的形貌发生了变化, 它从沿挤压方向分布的较大片层状组织逐渐转变为小块状, 同时均匀弥散地分布于晶体中。可以推断, 18R-LPSO 相中的部分 Y 和 Cu 原子在长时间时效过程中逐渐扩散到镁基体中, 从而增加了 14H-LPSO 相的数量。类似的结果也在 Mg-Dy-Zn 合金中报道^[18]。众所周知, 原子的扩散驱动力通常由温度或应力梯度决定。在挤压过程中, 一部分 18R-LPSO 相破碎, 而另一部分 18R-LPSO 相逐渐弯曲变形(见图4(a))。相比于其他区域, 弯曲的 18R-LPSO 相在其内部储存了较高的应力。在 180 °C 时效时, 此应力

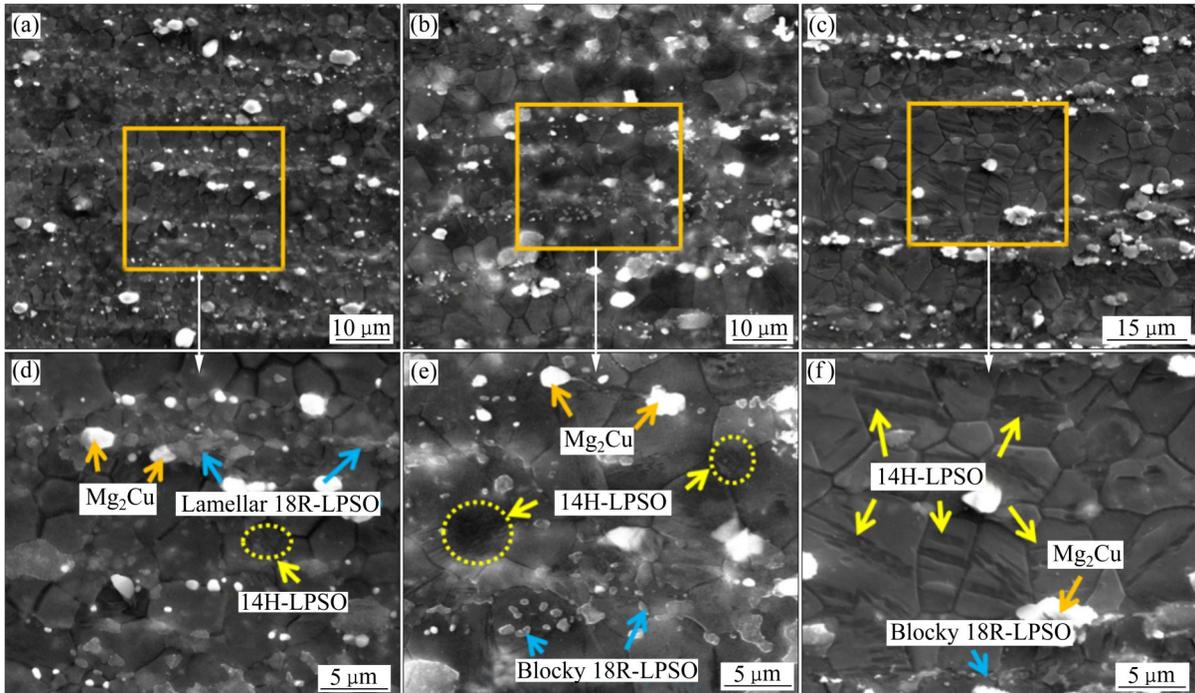


图8 挤压合金在180 °C时效不同时间的SEM像

Fig. 8 SEM images of extruded alloy aged at 180 °C for different time: (a), (d) 0 h; (b), (e) 58 h; (c), (f) 130 h

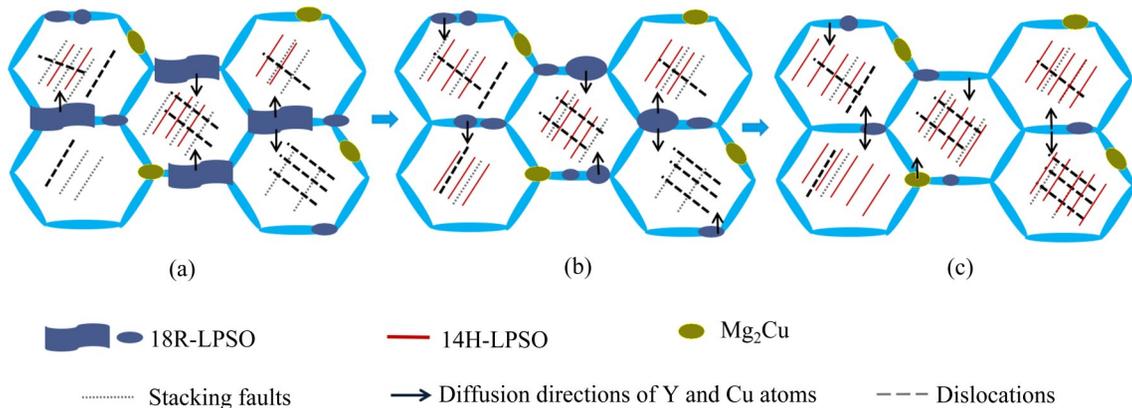


图9 挤压合金在180 °C时效过程中显微组织演变示意图

Fig. 9 Schematic diagrams of microstructure evolution of extruded alloy during ageing at 180 °C: (a) 0 h; (b) 58 h; (c) 130 h

梯度将促进原子在随后的时效过程中从弯曲的18R-LPSO相中扩散到镁基体。另一方面，因Y和Cu原子向基体的扩散，导致合金层错能减小，形成大量的堆垛层错，当Y和Cu富集到层错上时，达到一定的摩尔比，便在基体中析出新的14H-LPSO相。因此，高体积分数且均匀弥散分布的块状18R-LPSO相是挤压合金出现第一个时效硬度峰值的原因。然而，随着时效时间的延长，18R-LPSO相一方面发生粗化，另一方面逐渐溶解以及晶粒的长大，导致合金的硬度值有所下降。当晶粒中析出的

14H-LPSO相逐渐增多，其强化作用超过18R-LPSO相溶解造成的减弱作用时，合金的时效硬度值又逐渐上升。当14H-LPSO相析出强化效应达到最大时，合金在时效130 h形成第二个时效硬度峰。随着时效时间的延长，14H-LPSO相的粗化以及晶粒长大导致合金的硬度再次降低。

2.3 力学性能

图10所示为挤压和时效峰值态合金的工程应力-应变曲线。值得注意的是，合金的应力-应变曲

线均出现了屈服平台, 该现象的形成机制与晶粒尺寸^[20]、位错增殖、可移动位错与溶质原子或粒子之间的相互作用有关^[21]。通常合金的晶粒尺寸越小, 晶界数量增加, 晶界附近的位错源增加, 因此在变形过程中位错源将激活更多的可移动位错, 基体内的溶质原子和粒子与可移动位错的交互作用(钉扎和脱钉)形成锯齿状的屈服平台。结合合金的显微组织结果(见图6), 挤压和时效峰值态合金的晶粒尺寸变化很小, 所以晶粒尺寸对合金屈服现象的影响很小。相反地, 基体中溶质原子与可移动位错的交互是形成屈服平台的主要影响因素。相比于挤压合金, 时效峰值态合金中溶质原子减少, 第二相的数量略微增加, 上述三个因素与可移动位错的综合作用导致合金在第二个峰值处显示最小的屈服强度。表1列出了合金相应的室温拉伸性能。由表1可知, 挤压合金的屈服强度(σ_{YS})、极限抗拉强度(σ_s)及伸长率(ε_f)分别为209.6 MPa、260.3 MPa和22.3%。相比挤压合金, 峰值时效态合金的力学性能有所提高, 其时效130 h合金的 σ_s 和 ε_f 分别提高6.3%和16.1%, σ_{YS} 减小2.9%。

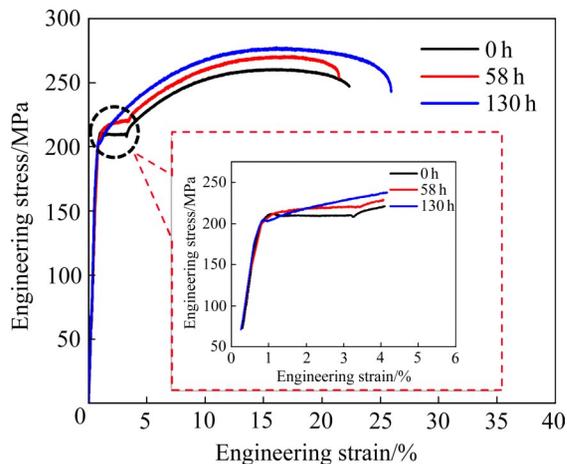


图10 挤压(0 h)及时效峰值态(58 h, 130 h)合金在室温下的工程应力-应变曲线

Fig. 10 Engineering stress-strain curves of extruded (0 h) and age-peaked alloys (58 h, 130 h) at room temperature

表1 挤压及时效峰值态合金的室温拉伸性能

Table 1 Room temperature tensile properties of extruded and age-peaked alloys

Alloy state	σ_s /MPa	σ_{YS} /MPa	ε_f /%
Extruded	260.3	209.6	22.3
Age-peaked(58 h)	270.5	218.2	21.4
Age-peaked(130 h)	276.8	203.6	25.9

挤压合金在时效过程中力学性能的提高主要与细晶强化、LPSO相强化、析出强化、载荷转移强化和kink强化有关。首先是合金的晶粒尺寸对合金强度的影响^[22]。由Hall-Petch公式($\sigma_y = \sigma_0 + k_y d^{-1/2}$ 。其中, σ_y 是合金的屈服强度; σ_0 为摩擦应力; d 是合金晶粒尺寸; k_y 代表Hall-Petch曲线的斜率)可知, 合金的屈服强度随晶粒尺寸的减小而增加。如图6(f)所示, 与挤压合金相比(3.69 μm), 时效58 h(4.79 μm)和130 h(5.11 μm)合金的晶粒尺寸略微增加, 这也是导致两时效峰值合金的屈服强度减小的主要原因, 尤其是时效峰值130 h的挤压合金。

其次, LPSO相强化的作用与其尺寸、形貌、分布和数量等因素有关^[23-24]。由上述显微组织观察可知, 时效过程中LPSO相的形貌、数量和分布都发生了变化, 因此它们对合金的强化机制也有所差异。对于挤压合金, 沿着挤压方向分布的高体积分数的片层状18R-LPSO相, 因该相具有较高的弹性模量和硬度, 在应力加载过程中, 比较的镁基体能承受更多的应力载荷, 这种载荷转移强化机制与复合材料中短纤维强化的作用类似^[15], 因此挤压合金的LPSO相强化主要以片层状18R-LPSO相的载荷转移强化为主。另外, 部分18R-LPSO相能在变形过程中发生弯曲形成Kink带, 而这些Kink带可有效阻碍位错运动, 提高合金的拉伸性能^[25]。当挤压合金时效58 h时, 部分片层状18R-LPSO相分解成高体积分数的细小、弥散的块状18R-LPSO相。根据

$$\text{Orowan 公式 } (\Delta\sigma_{\text{Orowan}} = M \frac{G_m b}{2\pi\lambda \sqrt{1-\nu}} \ln \frac{d_p}{b}),$$

其中, M 是泰勒因子, G_m 是剪切模量, b 是伯氏矢量, λ 是颗粒间间距, ν 是泊松比, d_p 是第二相的平均直径), 颗粒相的间距越小, 其对位错的阻碍作用越强, 合金的屈服强度越高, 因此时效58 h的合金主要以LPSO相的弥散强化为主。当挤压合金时效130 h时, 晶内析出大量的细小条纹状14H-LPSO相(见图8(f)), 该相与镁基体有良好的共格界面, 这种结构使Mg/LPSO界面具有较高的强度。在变形过程中, 共格界面可以在一定程度上协调位错的滑移, 避免了大量位错在界面处堆积形成孔隙或裂纹等缺陷(见图9)。在这种情况下, LPSO相不仅可以增强合金的强度, 而且可以提高合金的塑性。此外, 随着14H-LPSO相在 α -Mg基体中的逐渐析出, 其相邻LPSO相间镁基体的间距也明显缩

小, 从而使得位错滑移更加困难, 进一步有效地钉扎了位错运动。综上所述, 随着时效时间的延长, 18R-LPSO相的弥散强化在58 h达到最佳, 而14H-LPSO相的析出强化在130 h达到最大值, 相反细晶强化逐渐减小。这些强化贡献的叠加导致时效峰值130 h的挤压合金显示了最佳的拉伸抗拉强度和伸长率, 这与合金的时效硬化结果相符。

3 结论

1) 挤压合金主要是由 α -Mg基体、 Mg_2Cu 相、沿挤压方向分布的片层状和块状18R-LPSO相和晶粒内部少量细小的条纹状14H-LPSO相组成。挤压合金在180 °C等温时效过程中分别在58 h和130 h出现了两个硬度峰, 其硬度值分别为69.2 HV和70.2 HV, 相比挤压合金的硬度分别提高约20%和22%。

2) 第一个时效峰的出现主要源于弥散分布的18R-LPSO相和晶内析出少量的14H-LPSO相。第二个时效峰的出现源于晶粒内部高体积分数的14H-LPSO相的析出。经过130 h时效的挤压合金在室温下具有最高的力学性能, 合金高的抗拉强度主要归因于大量14H-LPSO相的析出强化及块状18R-LPSO相和 Mg_2Cu 相的弥散强化。

REFERENCES

- [1] 彭永刚, 杜志伟, 李永军, 等. Mg-7Gd-5Y-1Nd-xZn-0.5Zr ($x=0, 1, 2$)挤压态合金微观组织和力学性能[J]. 中国有色金属学报, 2021, 31(1): 9-20.
PENG Yong-gang, DU Zhi-wei, LI Yong-jun, et al. Microstructures and mechanical properties of extruded Mg-7Gd-5Y-1Nd-xZn-0.5Zr($x=0, 1, 2$) alloys[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2021, 31(1): 9-20.
- [2] DING Shuai-jun, CAI Xue-cheng, LI Zhong-jie, et al. Achieving ultra-strong Mg alloys via a novel hierarchical long-period stacking ordered architecture[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2021, 870: 159343.
- [3] 郑策, 程明, 张士宏. Mg-11Gd-4Y-2Zn-0.4Zr合金热扭转过程组织演化规律及变形机理[J]. 中国有色金属学报, 2021, 31(5): 1188-1202.
ZHENG Ce, CHENG Ming, ZHANG Shi-hong. Microstructure evolution and deformation mechanism of Mg-11Gd-4Y-2Zn-0.4Zr alloy during hot torsion[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2021, 31(5): 1188-1202.
- [4] 王振东, 房灿峰, 孟令刚, 等. 高强Mg-Gd-Y-Zn-Zr合金的微观组织和力学性能[J]. 中国有色金属学报, 2012, 22(1): 1-6.
WANG Zhen-dong, FANG Can-feng, MENG Ling-gang, et al. Microstructures and mechanical properties of high-strength Mg-Gd-Y-Zn-Zr alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2012, 22(1): 1-6.
- [5] JIN Q Q, SHAO X H, PENG Z Z, et al. New polytypes of LPSO structures in an Mg-Co-Y alloy[J]. Philosophical Magazine, 2017, 97(1): 1-16.
- [6] MI Shao-bo, JIN Qian-qian. New polytypes of long-period stacking ordered structures in Mg-Co-Y alloys[J]. Scripta Materialia, 2013, 68(8): 635-638.
- [7] PENG Z Z, SHAO X H, JIN Q Q, et al. Deformation induced precipitation of nano-particles in an $Mg_{88}Co_5Y_7$ alloy[J]. Scripta Materialia, 2016, 116: 57-61.
- [8] JIN Q Q, SHAO X H, PENG Z Z, et al. New polytypes of long-period stacking ordered structures in a near-equilibrium $Mg_{97}Zn_1Y_2$ alloy[J]. Philosophical Magazine Letters, 2017, 97(5): 180-187.
- [9] ZHEN Rui, SUN Yang-shan, SHEN Xue-wei. Effect of Zn content on the microstructure and mechanical properties of the extruded Mg-6Gd-4Y (wt%) alloy[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2018, 47(10): 2957-2963.
- [10] KAWAMURA Y, KASAHARA T, IZUMI S, et al. Elevated temperature $Mg_{97}Y_2Cu_1$ alloy with long period ordered structure[J]. Scripta Materialia, 2006, 55(5): 453-456.
- [11] SHAO X H, YANG Z Q, MA X L. Strengthening and toughening mechanisms in Mg-Zn-Y alloy with a long period stacking ordered structure[J]. Acta Materialia, 2010, 58(14): 4760-4771.
- [12] BI Guang-li, WANG Ya-shuo, JIANG Jing, et al. Microstructure and mechanical properties of extruded Mg-Y-Zn (Ni) alloys[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2021, 881: 160577.
- [13] YUAN Li-tao, BI Guang-li, LI Yuan-dong, et al. Effects of solid solution treatment and cooling on morphology of LPSO phase and precipitation hardening behavior of Mg-Dy-Ni alloy[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2017, 27(11): 2381-2389.
- [14] HAN X Z, XU W C, SHAN D B. Effect of precipitates on microstructures and properties of forged Mg-10Gd-2Y-0.5Zn-0.3Zr alloy during ageing process[J]. Journal of Alloys and

- Compounds, 2011, 509(35): 8625–8631.
- [15] HAGIHARA K, KINOSHITA A, SUGINO Y, et al. Effect of long-period stacking ordered phase on mechanical properties of $Mg_{97}Zn_1Y_2$ extruded alloy[J]. *Acta Materialia*, 2010, 58(19): 6282–6293.
- [16] YU Li-ping, CHEN Xia, WANG Shao-han, et al. Atomic-scale observation of β' and LPSO phase in Mg-Y-Ni alloy by HAADF-STEM[J]. *Journal of Materials Research*, 2019, 34(20): 3545–3553.
- [17] ZHU Y M, MORTON A J, NIE J F. Growth and transformation mechanisms of 18R and 14H in Mg-Y-Zn alloys[J]. *Acta Materialia*, 2012, 60(19): 6562–6572.
- [18] BI Guang-li, FANG Da-qing, ZHAO Lei, et al. Double-peak ageing behavior of Mg-2Dy-0.5Zn alloy[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2011, 509(32): 8268–8275.
- [19] XIAO Wen-long, JIA Shu-sheng, WANG Jian-li, et al. The influence of mischmetal and tin on the microstructure and mechanical properties of Mg-6Zn-5Al-based alloys[J]. *Acta Materialia*, 2008, 56(5): 934–941.
- [20] LUO Xuan, FENG Zong-qiang, YU Tian-bo, et al. Transitions in mechanical behavior and in deformation mechanisms enhance the strength and ductility of Mg-3Gd [J]. *Acta Materialia*, 2020, 183: 398–407.
- [21] LI R G, ZHAO D Y, ZHANG J H, et al. Room temperature yielding phenomenon in extruded or/and aged Mg-14Gd-2Ag-0.5Zr alloy with fine-grained microstructure[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2020, 787: 139551.
- [22] 代晓军, 杨西荣, 荆磊, 等. 等通道挤压变形技术制备超细晶镁合金的研究进展[J]. *稀有金属*, 2020, 44(12): 1325–1332.
- DAI Xiao-jun, YANG Xi-rong, JING Lei, et al. Research progress in ultrafine grain magnesium alloy by equal channel angular pressing[J]. *Chinese Journal of Rare Metals*, 2020, 44(12): 1325–1332.
- [23] LYU Jin-bei, KIM Jonghyun, LIAO Hong-xin, et al. Effect of substitution of Zn with Ni on microstructure evolution and mechanical properties of LPSO dominant Mg-Y-Zn alloys [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2020, 773: 138735.
- [24] BI Guang-li, FANG Da-qing, ZHANG Wei-chuan, et al. Microstructure and mechanical properties of an extruded Mg-2Dy-0.5Zn alloy[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2012, 28(6): 543–551.
- [25] 任晓霞, 王泽辉, 房大庆, 等. 含 LPSO 结构的 Mg-Y-Zn 合金的组织、力学性能和腐蚀行为[J]. *材料热处理学报*, 2020, 41(9): 110–116.
- REN Xiao-xia, WANG Ze-hui, FANG Da-qing, et al. Microstructure, mechanical properties and corrosion behavior of Mg-Y-Zn alloys with LPSO phase[J]. *Transactions of Materials and Heat Treatment*, 2020, 41(9): 110–116.

Microstructure and mechanical properties of extruded and aged Mg-Y-Cu alloy

BI Guang-li^{1,2}, ZHANG Niu-ming^{1,2}, JIANG Jing^{1,2}, CHEN Ti-jun^{1,2}, JIANG Chun-hong³, LI Yuan-dong^{1,2}

(1. State Key Laboratory of Advanced Processing and Recycling of Nonferrous Metals, Lanzhou University of Technology, Lanzhou 730050, China;

2. School of Materials Science and Engineering, Lanzhou University of Technology, Lanzhou 730050, China;

3. Lanshi Foundry Co., Ltd., Lanzhou 730050, China)

Abstract: The microstructure and mechanical properties of the extruded and aged Mg-6.8Y-2.5Cu alloys were investigated by optical microscope (OM), scanning electron microscope (SEM), transmission electron microscope (TEM), X-ray diffractometer (XRD), Vickers micro-hardness tester and tensile testing machine. The results show that the extruded alloy is mainly composed of α -Mg matrix, lamellar and block 18R type long-period stacking ordered (18R-LPSO) phase distributes along the extrusion direction, Mg₂Cu phase and the fine striped 14H-LPSO phase in the grain interior. During the 180 °C isothermal aging process, parts of metastable 18R-LPSO phases occurs to dissolve and the new 14H-LPSO phase precipitated in Mg matrix. Two hardness peaks of the extruded alloy appear at 58 h and 130 h, and hardness values are 69.2 HV and 70.2 HV, respectively. The first ageing peak arises from a great number of 18R-LPSO phases and small amounts of 14H-LPSO phases. The second aging peak originates from the precipitation of a large number of 14H-LPSO phases in the grain interior. The tensile test results show that the extruded alloy aged for 130 h exhibits the highest ultimate tensile strength (276.8 MPa) and elongation (25.9%) at room temperature. The good tensile strengths of the alloy are mainly attributed to the precipitation strengthening of the 14H-LPSO phase and the dispersion strengthening of the 18R-LPSO phase.

Key words: extruded Mg-Y-Cu alloy; LPSO phase; microstructure; mechanical property

Foundation item: Projects (51961021, 52001152) supported by the National Natural Science Foundation of China

Received date: 2021-08-18; **Accepted date:** 2021-09-22

Corresponding author: BI Guang-li; Tel: +86-931-2973564; E-mail: glbi@163.com

(编辑 龙怀中)