

doi:10.12068/j.issn.1005-3026.2025.20240163

## 复杂环境下服役的镁合金研究进展

潘虎成, 王森, 任玉平, 秦高梧  
(东北大学材料科学与工程学院, 辽宁沈阳 110819)

**摘要:** 镁及镁合金因其密度低、比强度高优点,在航空、航天、轨道交通以及海洋工程等多种领域具有广泛的应用前景。然而,进一步提升镁合金在复杂环境下的服役性能还面临较大挑战。综述了高温、低温、高速变形和腐蚀等复杂环境对镁合金微观组织的影响规律以及力学性能的变化。通过归纳和总结,提出了镁合金在复杂环境下服役性能提升的具体策略和建议,旨在促进镁合金新材料在相关环境领域的服役应用,为其在国防和民用领域的大规模应用提供了理论指导。

**关键词:** 镁合金;高温;低温;高速变形;腐蚀

中图分类号: TG 146.2

文献标志码: A

文章编号: 1005-3026(2025)08-0041-16

## Research Progress of Magnesium Alloys Serving in Complex Environments

PAN Hu-cheng, WANG Sen, REN Yu-ping, QIN Gao-wu

(School of Materials Science & Engineering, Northeastern University, Shenyang 110819, China. Corresponding author: QIN Gao-wu, E-mail: qingw@smm.neu.edu.cn)

**Abstract:** Magnesium and magnesium alloy have broad application prospects in various fields such as aviation, aerospace, rail transit, and ocean engineering due to their low density and high specific strength. However, there are still significant challenges in further improving the service performance of magnesium alloy in complex environments. This paper reviewed the influence of extreme environments, such as high temperature, low temperature, high-speed deformation, and corrosion, on the microstructure of magnesium alloy and the changes in mechanical properties of magnesium alloy materials. Through induction and summary, specific strategies and suggestions for improving the service performance of magnesium alloy in complex environments were proposed, aiming to promote the service application of new magnesium alloy materials in related environmental fields and provide theoretical guidance for their large-scale application in both national defense and civil fields.

**Key words:** magnesium alloy; high temperature; low temperature; high-speed deformation; corrosion

镁(Mg)及镁合金由于密度低、比强度高、中子吸收截面低、减振性好以及电磁屏蔽性能良好,广泛应用于飞机、导弹、卫星、汽车和船舶等零部件中以减轻其重量<sup>[1]</sup>。据估算,空间飞行器或者火箭的质量每减少1 kg,发射费用平均可降低2万美元;若战斗机重量减轻15%,则可缩短飞机滑跑距离15%,增加航程20%,提高有效载荷30%<sup>[2]</sup>。

因此,国内外的研究机构都十分重视镁合金在国防装备和交通运输等相关领域的应用<sup>[3-4]</sup>。

镁合金作为结构部件需要在复杂环境中长期服役,并防止零部件失效。例如,“嫦娥一号”月球探测器中的镁合金天线接收器外壳需要在低温和高温循环的条件下工作,服役温度为-180~150 °C<sup>[5-6]</sup>;汽车中的镁合金座椅、电池箱托盘和方向盘等在

收稿日期: 2024-09-05

基金项目: 国家重点研发计划项目(2023YFB3710903); 国家自然科学基金资助项目(U2167213); 中央高校基本科研业务费专项资金资助项目(N2202020); 兴辽英才计划项目(XLYC2203202)。

作者简介: 潘虎成(1988—),男,安徽六安人,东北大学教授,博士生导师; 秦高梧(1970—),男,江苏盐城人,东北大学教授,博士生导师。

碰撞瞬间会遭受巨大冲击,需要承受高速变形;在海洋大气环境下,舰载机的镁合金机匣、变速箱壳体和减速器前盖等构件易受到潮湿盐雾环境的侵蚀,使得零部件损坏<sup>[7]</sup>.因此,镁合金在复杂环境下服役的性能和使用寿命已成为学术界和工业界关注的热点<sup>[8-9]</sup>.

近年来,已有许多科研工作者关注了复杂环境下镁合金的性能和组织的变化.因此,本文综述了高温、低温、高速变形和高腐蚀等典型环境对镁合金的影响,探讨了镁合金在复杂环境下的适应性,归纳了一些使役性能提升的路径和方法,以促进新型镁合金在复杂环境下的大规模应用.

## 1 高温环境对镁合金的影响

### 1.1 高温环境对镁合金力学性能的影响

耐热镁合金通常需要在 120~300 °C 的高温 and 35~70 MPa 的工作应力下使用<sup>[10]</sup>,包括变速箱、油盘、分动箱、曲轴箱等部件.传统的镁合金材料仅可在 120 °C 以内服役,耐热镁合金可长期服役于 150 °C 以上<sup>[11]</sup>.图 1 为 Mg-Al, Mg-Zn 和 Mg-RE(稀土)系合金的极限抗拉强度( $\sigma_b$ )与温度之间的关系<sup>[12]</sup>.Mg-Al 作为应用最广泛的商用镁合金,随着温度的升高强度下降明显,即使是在加入碱土元素 Ca 或 RE 元素后,其高温强度仍远低于 Mg-Zn 合金.Mg-Al 系合金中常见的第二相为  $Mg_{17}Al_{12}$  相,该相在温度超过 120 °C 时会迅速软化,导致高温强度大幅度降低<sup>[13]</sup>.譬如, Mahmudi 等<sup>[14]</sup>研究了 Mg-8.9Al-0.78Zn-0.32Mn-2.1RE 合金在 25~250 °C 的剪切强度,随着温度的升高,合金剪切强度单调递减.

Mg-Zn 合金在 150~200 °C 的工作温度下其

强度仍能保持在 300 MPa,甚至高出部分 Mg-RE 系合金.但当温度超过 200 °C 后,其力学性能迅速下降,因此只能在 200 °C 以下服役.Mg-Zn-Al (ZA 系)合金被认为是有发展前景的耐热镁合金,其通过增加 Zn 含量和控制 Zn/Al 比,在镁合金中形成  $Mg_{32}(Al, Zn)_{49}$  和/或 Mg-Zn 等耐热合金相,提升合金的耐热性能<sup>[15]</sup>.该体系合金的特点是尽量利用低成本合金元素改善合金的综合性能,但该合金低的室温延展性和有限的蠕变抗力限制了其实际应用.

Mg-RE 合金是应用前景较好的耐热镁合金体系,可在 200~300 °C 下长期服役.例如, Dong 等<sup>[16]</sup>研发的 Mg-3.5RE (La, Ce, Nd) 1.5Gd-Mn-Al 合金在 300 °C/50 MPa 下可安全服役 600 h.在镁合金中广泛使用的稀土元素有 Nd, Gd, Y, Sm 等,其相对较高的固溶度会产生有效的析出强化效果,同时析出相还具有高熔点、高热稳定性的特点.因此, Mg-RE 合金具有优异的高温强度和优良的抗蠕变性能.例如,商用的 WE 系(镁-钇-稀土, Mg-Y-RE)合金已广泛应用于赛车及航空飞行器变速箱壳体上<sup>[11]</sup>.Jafari 等<sup>[17]</sup>发现随着温度从室温升高到 150 °C, Mg-12Gd-3Y-0.5Zr 合金的  $\sigma_b$  和屈服强度( $\sigma_s$ )逐渐增加,在 150 °C 时达到最大值;随着温度的进一步升高,  $\sigma_b$  和  $\sigma_s$  均有所下降.相对而言,伸长率( $\delta$ )随拉伸温度的升高呈单调增加趋势.Xu 等<sup>[18]</sup>发现在 200, 250 °C 时, Mg-12Gd-3Y-1.0Nd 合金显示出优异的强度和塑性匹配.在 200 °C 拉伸时的  $\sigma_b$ ,  $\sigma_s$  和  $\delta$  分别为 405, 306 MPa 和 12.6%, 250 °C 拉伸时的  $\sigma_b$ ,  $\sigma_s$  和  $\delta$  分别为 382, 303 MPa 和 19.4%.Zhou 等<sup>[19]</sup>研究发现, Mg-Gd-Y-Zn-Zr 合金在 300 °C 时的  $\sigma_b$  可高达 300 MPa, 温度升高至 350 °C 时,  $\sigma_b$  小幅度下降至 260 MPa.

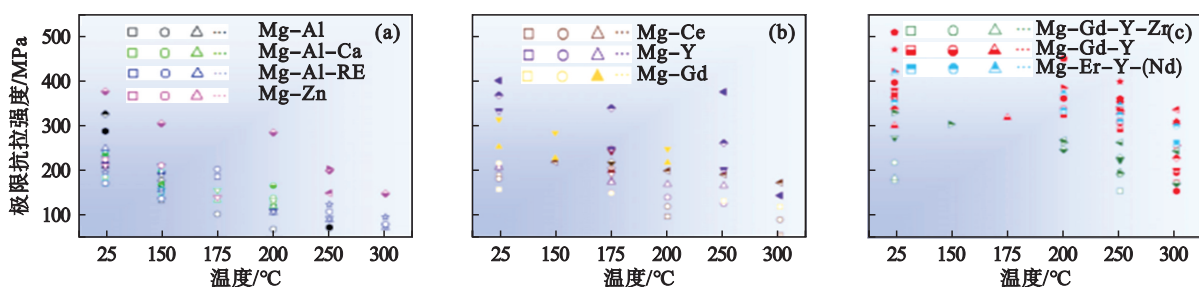


图 1 不同体系镁合金的  $\sigma_b$  与温度之间的关系<sup>[12]</sup>

Fig. 1 Relationship between  $\sigma_b$  and temperature of magnesium alloy in different systems<sup>[12]</sup>

(a)—Mg-Al; (b)—Mg-RE(单组元 RE); (c)—Mg-RE(多组元 RE).

### 1.2 高温环境下镁合金的变形

#### 1.2.1 位错滑移

在室温下,镁合金中位错滑移的临界分切应

力满足  $\tau_{c\text{基面}} < \tau_{c\text{棱柱面}} < \tau_{c\text{锥面}}$ , 通常仅有基面滑移容易被激活,需要孪晶来补充协调变形.随着温度的升高,非基面临界分切应力(CRSS)值逐渐降

低,棱柱面和锥面滑移能够被同时激活来协调塑性变形,使镁合金在高温下具有更好的延展性.Chapuis等<sup>[20]</sup>研究了平面应变压缩Mg单晶中滑移和孪晶对温度的依赖性,结果表明基面滑移和 $\{10\bar{1}2\}$ 拉伸孪晶对温度的依赖性不大;棱柱面和锥面 $\Pi$ 滑移仅在300℃以上被清楚地识别和测量.压缩孪晶包括 $\{10\bar{1}1\}$ 和 $\{10\bar{1}3\}$ 都非常依赖温度,从150℃升至350℃时,其CRSS仅为原来的1/3.Sim等<sup>[21]</sup>通过原位扫描电子显微镜微压缩测试和透射电子显微镜(TEM),定量研究了温度对双向取向Mg单晶变形模式转变的影响.结果表明,Mg单晶在100℃及以下的变形受 $\{10\bar{1}2\}$ 拉伸孪晶控制;在225℃时,孪晶被棱柱面滑移所取代.Liu等<sup>[22]</sup>将时效态Mg-2.0Gd-1.2Y-1.0Zn-0.2Zr合金在250℃下进行单轴拉伸时发现, $\langle c+a \rangle$ 锥面滑移是 $\alpha$ -Mg基体中的主要变形机制,拉伸孪晶的数量随着塑性变形的增加而增加;拉伸孪晶可以作为一种补充机制来适应沿 $c$ 轴方向的应变,并使晶体转动取向,从而进一步促进位错的滑移.

### 1.2.2 晶界滑动

晶界滑动是镁合金在高温条件下的另一种促进塑性应变的变形模式,即由外部剪切应力引起的晶界间位移的过程.Wang等<sup>[23]</sup>在300℃拉伸时利用原位扫描电子显微镜观察到平行于界面位移相关的晶界台阶,并且随着应变的增加,晶界台阶数量更加明显,这表明在300℃时晶界滑动对变形有显著贡献.通常晶界滑动随着变形温度的升高而增加,然而,有研究者通过观察表面浮突、晶界剪切以及晶间和晶内应变分布的量化,研究了25,150℃温度时的晶界滑动,结果表明没有一种量化方法显示晶界滑动随着变形温度的升高而增加.因此,认为在25,150℃温度下晶界滑动都可以忽略<sup>[24]</sup>.Su等<sup>[25]</sup>研究Gd和Y含量对挤压Mg-Gd(-Y)-Zn-Mn合金高温力学性能的协同效应时发现,在250℃和300℃的拉伸试验后,在峰值时效样品中观察到晶界滑动的激活.对Mg合金来说,晶界滑动的激活不仅涉及晶粒尺寸、成分、晶界金属间相等材料内在因素,还涉及温度、外加应力等外在条件.

### 1.2.3 蠕变

蠕变通常是指材料在长时间的恒温和低于材料屈服强度的恒定载荷作用下缓慢地产生塑性变形的现象.蠕变是材料在高温下服役(如燃气涡轮发动机、核反应堆、发动机动力系统等)所

要考虑的重要问题.位错滑移蠕变机制是蠕变主要的机制之一.在高温下,位错(滑移、攀移和交叉滑移等)可借助于外界提供的热激活能和空位扩散来克服障碍,从而使变形不断产生<sup>[26]</sup>.不同蠕变机制所适用的温度和应力范围也不同,如图2所示<sup>[27]</sup>.由图可见( $\tau$ 为剪切应力, $\mu$ 为剪切应变, $T$ 为当前温度, $T_m$ 为金属熔化温度),当保持低应力不变时,随着温度的升高,蠕变的机制由晶界扩散转向晶内扩散,这是由于随温度升高环境提供的能量变多,促进了晶内扩散;当保持温度不变时,随着应力的增加,蠕变机制由扩散蠕变转向位错蠕变<sup>[27-29]</sup>.对于压铸Mg-Al基合金,在低温和外加应力下,蠕变主要表现为晶界滑动,而随着温度升高至150~175℃,主要的蠕变机制转变为攀移和交叉滑移<sup>[27,30]</sup>.Zhang等<sup>[31]</sup>比较了挤压态和时效处理对Mg-8Gd-3Y-0.3Zr合金蠕变机制的影响,发现时效后蠕变机制由Mg原子自扩散和位错爬升转变为位错交叉滑移.Shi等<sup>[32]</sup>通过预压缩改变了Mg-4Y轧板的蠕变机制,预压缩在合金中引入孪晶成功地抑制了交叉滑移,使 $\langle c+a \rangle$ 滑移变成主要的蠕变机制.合金元素的添加可以改变位错蠕变机制,如Luo等<sup>[33]</sup>在铸态Mg-5Bi-5Sn合金中加入Mn后,由交叉滑移主导的蠕变机制转变为攀移主导的蠕变机制.Spigarelli等<sup>[34]</sup>通过温度在100~300℃时拉伸具有细晶粒的Mg-Zn-Zr合金,发现在200℃时,晶界滑动成为主要的机制并导致超塑性变形.相比之下,对于较低的温度,应变过程由位错攀移控制.此外,Kim等<sup>[35]</sup>制得的超细晶Mg-6Al-1Zn合金在高温下表现出优异的热稳定性和超塑性,在温度为523~573K且应变速率接近 $10^{-4}$ /s时,晶粒边界扩散(Coble扩散)蠕变在晶界滑动机制中占主导地位.

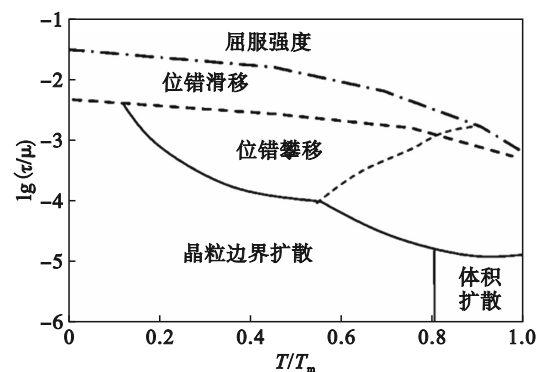


图2 不同应力和温度对应的蠕变机制<sup>[27]</sup>

Fig. 2 Creep mechanism corresponding to different stresses and temperatures<sup>[27]</sup>

### 1.3 镁合金高温性能的改善

在高温下镁合金原子的快速扩散导致晶界滑动,从而造成高温强度差.此外,不稳定的晶界结构可能是镁合金热稳定性差的另一个重要原因.因此,如果抑制高温下的晶粒生长和晶界滑动,则可以获得较高的高温强度.Xie等<sup>[36]</sup>提出沿小角晶界(LAGBs)和位错构建溶质网络的新策略,以实现稳定的双峰晶粒结构,并在Mg-Ce-Sm-Mn基合金中获得优异的耐热性能(如图3).

从图中可以看出随着热暴露时间的延长,沿大角度晶界(HAGBs)的溶质偏析减弱,一些溶质演变为纳米沉淀相,很好地保留了沿着LAGBs和位错的溶质偏析网络,动态再结晶晶粒并未明显长大,这表明该合金的双峰晶粒结构比较稳定.沿着晶界和位错的溶质偏析对晶界的迁移和滑动起到极大的阻碍作用,在250 °C热暴露96 h后合金的高温强度一直保持为237 MPa,即表现出了优异的耐热性能.

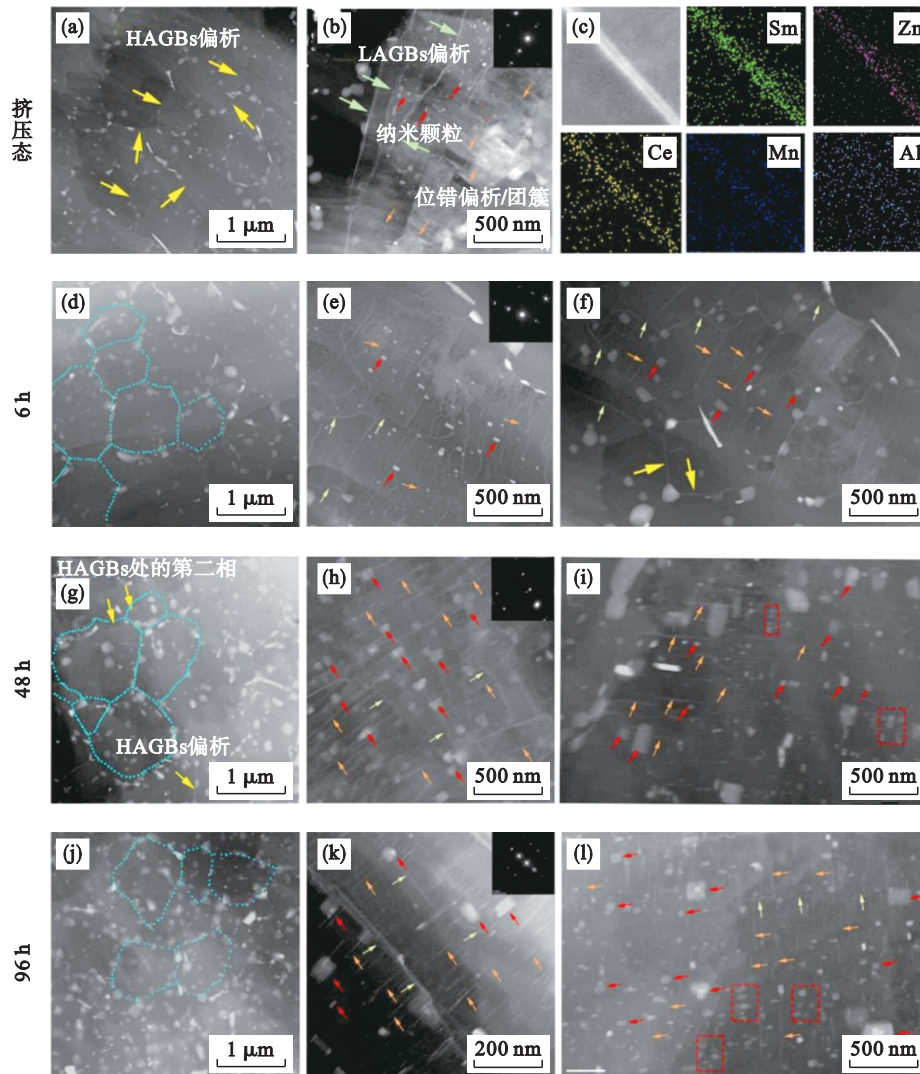


图3 250 °C热暴露不同时间的Mg样品的HAADF-STEM(高角度环形暗场-扫描透射电子显微镜)图<sup>[36]</sup>

Fig. 3 HAADF-STEM(high-angle annular dark field-scanning transmission electron microscope) images of Mg samples exposed at 250 °C for different durations<sup>[36]</sup>

- (a)—挤压态合金晶界处的第二相;(b)—挤压态合金LAGBs处的第二相;(c)—挤压态合金LAGBs处的偏析;  
 (d)—热暴露6h后晶界处的第二相;(e)—热暴露6h后LAGBs处的第二相;(f)—热暴露6h后位错处的第二相;  
 (g)—热暴露48h后晶界处的第二相;(h)—热暴露48h后LAGBs处的第二相;(i)—热暴露48h后位错处的第二相;  
 (j)—热暴露96h后晶界处的第二相;(k)—热暴露96h后LAGBs处的第二相;(l)—热暴露96h后位错处的第二相.

耐热铝合金的高强度通常是通过诱导高密度纳米沉淀来实现的,因此镁合金也可以借助同样的策略来提高其耐热性.但大多数的纳米沉淀经过长时间热暴露后会出现软化或粗化的现象,

这会影晌镁合金的耐热性能.因此,热稳定性高的第二相对合金的高温性能极其重要.Mg-Al合金提高耐热性的途径为添加改性元素生成高熔点、热稳定性好的第二相,减少Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub>相的生

成.Zhang等<sup>[37]</sup>通过向Mg-Al-Ca-Mn合金中加入质量分数为0.6%~1%的RE元素,使得合金的最小蠕变速率降低1个数量级以上,RE的添加大大抑制了 $Mg_{17}Al_{12}$ 相的动态析出,并引入了 $Al_{11}RE_3$ 相以阻碍高温蠕变过程中的晶界滑动.Jung等<sup>[38]</sup>研究了Ca添加对Mg-6Zn-1.2Y-0.7Zr合金高温性能的影响,发现添加Ca之后形成了 $\tau(Mg_6Zn_3Ca_2)$ 相和 $W(Mg_3Zn_3Y)$ 相,经过固溶处理后 $\tau$ 相和 $W$ 相可以部分保留在晶界处,起到钉扎晶界的作用.经过时效之后析出了更均匀密集的 $MgZn'$ 相,从而改善合金在150℃时的力学性能.Zhang等<sup>[39]</sup>在Mg-4Sm-0.6Zn-0.4Zr(SZ40)合金中加入Yb元素(SYZ420),合金的高温强度和抗蠕变性能得到大幅提升.添加Yb后合金的最小蠕变速率比SZ40低1个数量级.Yb的加入导致晶粒明显细化,晶界处的金属间相从网状 $Mg_3Sm$ 相转变为块状 $Mg_{24}RE_3$ 相.在蠕变过程中,SYZ420合金除了基面上的 $\gamma''$ 相析出外,在棱柱面上还存在 $\beta-Mg_3RE$ 相析出, $\gamma''$ 相和 $\beta-Mg_3RE$ 相同时沉淀形成了封闭空间,更有效地抑制了位错运动,如图4所示.此外,Yb的添加使SYZ420合金的晶粒内部出现了基面层错,阻碍了位错运动,有助于提高合金的耐热性能.

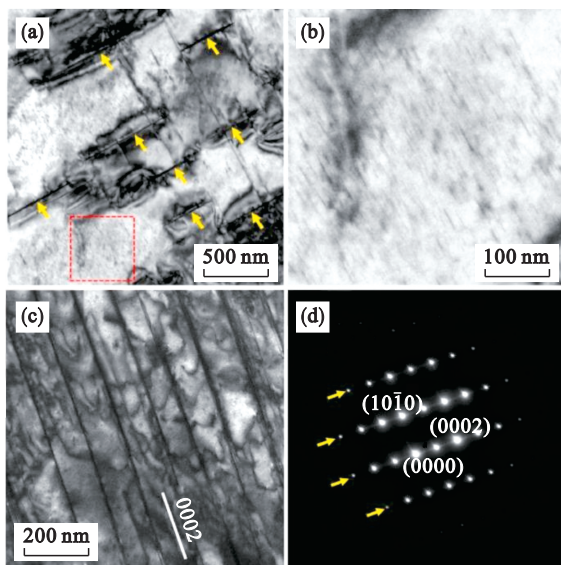


图4 高温变形后的TEM图<sup>[39]</sup>

Fig. 4 TEM images after high-temperature deformation<sup>[39]</sup>

(a)—200℃/100 MPa,SYZ420合金中的 $\gamma''$ 相;(b)—图4a红色区域的放大图;(c)—SYZ420合金200℃拉伸试验后的层错结构;(d)—图4c晶体对应的选区电子衍射图.

综上所述,耐热镁合金的设计思路通常是强化晶界、阻碍基体中位错的运动及阻止晶界滑动,主要有以下2种方法:①引入热稳定性高的第

二相.通过加入能形成热稳定性高的金属间化合物的合金元素或直接引入弥散强化的第二相.

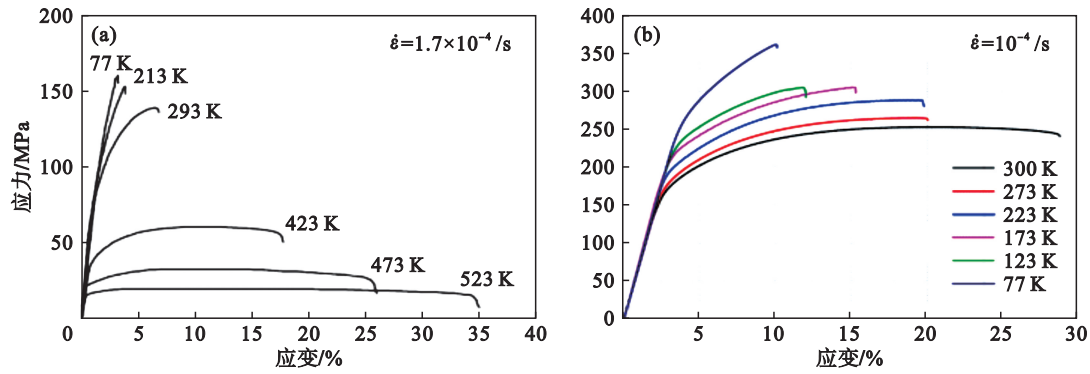
②构建热稳定晶体结构.通过适当的合金化降低元素在Mg基体中的扩散速率并改善晶界结构状态和组织形态.目前,对于耐热镁合金的研究主要集中于Mg-RE系合金,虽然可以在250℃时获得超过300 MPa的抗拉强度,但往往添加质量分数超过10%的稀土元素,相比于商用的AZ系列镁合金,成本提升了5~10倍,并不能广泛地应用于工业领域中,因此接下来的研究重点应该关注于低成本、高耐热的镁合金,以扩大耐热镁合金的工业应用范围.

## 2 低温环境对镁合金的影响

在太空探索中,航天器需要面对极端的低温环境,特别是在远离太阳照射的深空环境中,其工作温度可低至-200℃;某些军事装备也需要在极寒的条件下工作,如坦克、飞机和导弹等.极低的温度会使材料在服役过程中由于性能的变化发生断裂失效,从而降低装备的服役寿命.因此,镁合金在低温环境下的力学性能以及变形机制越来越受到研究人员的关注.

### 2.1 低温对镁合金力学性能的影响

对于多晶纯Mg,在低于213 K的拉伸实验中,纯Mg呈现典型的脆性断裂<sup>[40]</sup>.随着温度逐渐升高至524 K, $\delta$ 升至34%以上,而强度则随着塑性的改善而降低(图5a).通过添加其他元素,合金的低温塑性会得到明显改善.Wang等<sup>[41]</sup>对商用AZ31合金的低温拉伸测试表明,随着温度从300 K降低至77 K,合金的 $\sigma_s$ 从155 MPa增加至252 MPa,而 $\delta$ 也持续降低(图5b),然而相比于纯Mg,AZ31合金在77 K低温下的 $\delta$ 仍然保持在10%左右.Estrin等<sup>[42]</sup>的研究也证实了合金化对纯Mg低温塑性的改善作用.进一步的研究发现,随着温度继续降低至0.5 K,AZ31合金和AE42合金的应力-应变曲线出现一定振幅的锯齿状波动现象<sup>[43]</sup>.Estrin等<sup>[42]</sup>通过对比不同温度下具有不同晶粒尺寸的AZ31合金的拉伸应力-应变曲线,揭示了具有超细晶粒的AZ31合金在小于25 K温度下拉伸时,会首先出现锯齿状的波动现象.Pustovalov<sup>[44]</sup>研究表明,这种低温锯齿波现象是由于在极低温度下,位错与一定范围内的短程障碍发生交互作用,随后这些短程障碍不断地钉扎以及被位错挣脱.



注： $\dot{\epsilon}$ 为应变速率。

图5 合金在不同温度下的拉伸工程应力-应变曲线<sup>[40-41]</sup>

Fig. 5 Tensile engineering stress-strain curves of alloy at different temperatures<sup>[40-41]</sup>

(a)—纯Mg; (b)—AZ31.

此外,RE的添加能够进一步提高镁合金的低温强度,如Mg-Gd-Y系合金在低温下展现出优异的力学性能<sup>[45-47]</sup>.Chen等<sup>[45]</sup>对Mg-Gd-Y-Zr在77~523 K温度下力学性能的研究表明,随着温度的升高,合金强度逐渐降低, $\delta$ 逐渐增大;在77 K时,合金的极限抗拉强度高达442 MPa.随着温度从77 K提高到523 K,合金的 $\sigma_b$ 从442 MPa下降到254 MPa, $\delta$ 从6.3%逐渐增加到28.9%.然而,低温下伸长率随温度下降而降低的现象并不是绝对的.Xiong等<sup>[46]</sup>将Mg<sub>9</sub>Gd<sub>4</sub>Y<sub>0.6</sub>Zr合金在液氮中浸泡10 min后进行-110 °C的拉伸,其 $\sigma_b$ 能够达到510 MPa, $\delta$ 为8.5%.相比于室温拉伸的370 MPa的 $\sigma_b$ 和2.2%的 $\delta$ ,其 $\sigma_b$ 和 $\delta$ 均有明显的提升.相同的实验也被Zhang等<sup>[47]</sup>证实,并发现在室温下为跨晶粒的解理断裂,在低温下则为韧性断裂和解理断裂并存,这也解释了深冷处理后塑性上升的原因.肖阳等<sup>[48]</sup>对挤压后时效的Mg<sub>9</sub>Gd<sub>4</sub>Y<sub>0.6</sub>Zr合金在-196 °C温度进行低温拉伸,合金的 $\sigma_b$ 提高到521 MPa,比在25 °C拉伸时提高了41%.Gd, Y合金元素的加入以及温度的急速降低导致合金的 $c/a$ 轴比变小,使得棱柱面滑移的CRSS降低.在-196 °C变形时合金产生多系滑移并抑制了孪晶的产生,因此合金在低温时的 $\delta$ 比25 °C时提高了近1倍(由4%提高到8%).

## 2.2 低温环境下镁合金的变形

通常来讲,金属材料的低温力学性能具有低温脆化的特点.即随着温度的降低,合金的强度逐渐上升而塑性显著下降.这是由于低温降低了原子的热振动,阻碍了位错的运动,从而导致合金强度的提高.因此,低温环境对镁合金的变形机制也一定会有显著的影响.

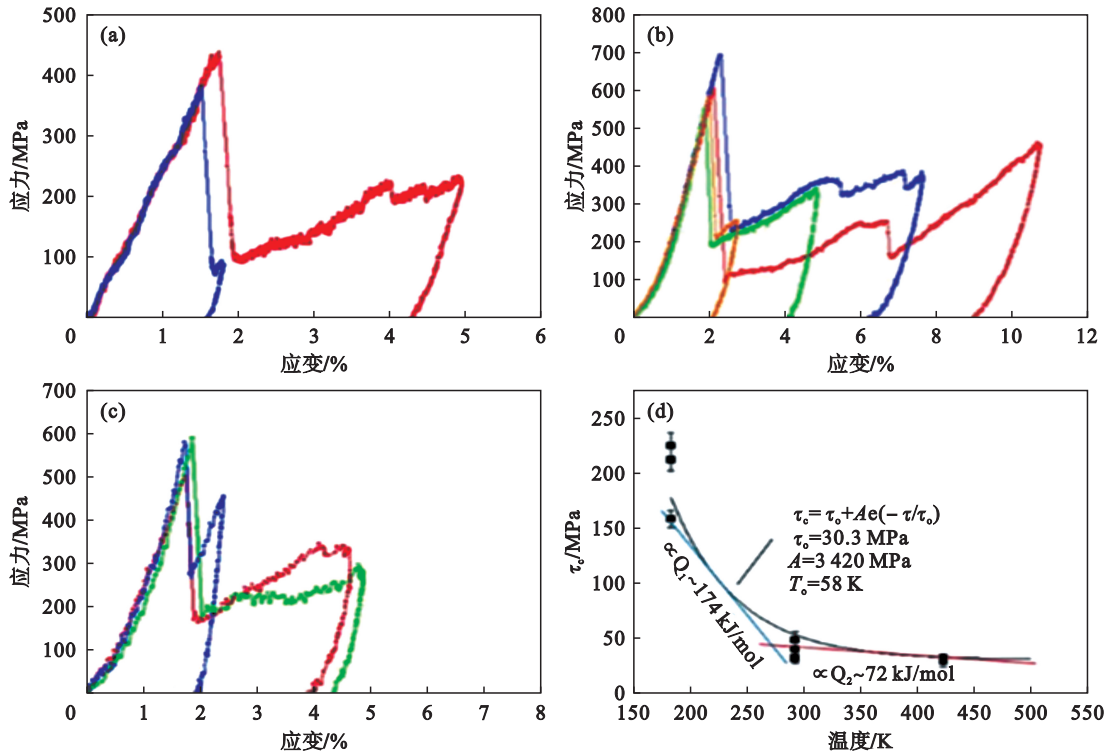
Zhang等<sup>[8]</sup>对商用AZ31合金在室温和低温

条件下(-60, -86和-196 °C)进行压缩实验,通过电子背散射衍射(EBSD)表征发现,与室温变形样品相比,在低温变形样品中观察到更多的孪晶和更低的平均取向差值(KAM).进一步研究<sup>[49]</sup>表明,AZ31合金在-196 °C的低温轧制过程中,一次拉伸孪晶在低温变形过程中被大量激活,随后二次拉伸孪晶继续产生,一次拉伸孪晶和二次拉伸孪晶构成的孪晶网络使得几何必须位错聚集在孪晶周围,并限制了位错的运动,起到了有效的硬化作用.除了拉伸孪晶以外, Lee等<sup>[50]</sup>在AZ31合金的低温轧制过程中还发现了大量的 $\{10\bar{1}1\}$ 压缩孪晶和 $\{10\bar{1}1\}$ - $\{10\bar{1}2\}$ 双孪晶,孪晶沿着剪切带集中形成,表明了低温轧制过程中塑性变形容易发生失稳.上述研究都表明了相比于室温变形,在低温变形过程中孪晶起到了重要作用.为了研究孪晶的激活和温度之间的联系, Della等<sup>[51-52]</sup>通过TEM分析了单晶Mg微柱在184 K的低温压缩过程中激活拉伸孪晶所需要的临界分切应力 $\tau_c$ ,并对孪晶在不同的应变速率下( $10^{-4}$ ,  $5 \times 10^{-3}$ ,  $10^{-1}$  /s) $\tau_c$ 的变化进行了系统研究.结果表明(图6),在184 K下纯Mg拉伸孪晶的 $\tau_c$ 显著上升,并且随着应变速率从 $10^{-4}$  /s升至 $10^{-2}$  /s,孪生所需要的 $\tau_c$ 也从380 MPa上升至485 MPa.上述情况说明,拉伸孪晶的激活对温度和应变速率具有高度敏感性.

随着温度的下降,孪晶被激活的数量逐渐受到抑制,单一的孪晶协调变形不足以改善合金的低温塑性变形能力. Somekawa等<sup>[53]</sup>对具有不同晶粒尺寸的AZ31合金在77 K下进行拉伸后发现,随着晶粒尺寸的减小,拉伸孪晶的数量逐渐减少.孪晶的减少是由于晶界塑性的增强,晶界相容性的增强则有助于非基面滑移系的激活.因此,即使在77 K下合金发生屈服后,位错滑移也

会产生额外的应变硬化来保持合金的塑性.Zhang 等<sup>[54]</sup>对常规轧制态的 AZ31 合金在室温(RT)和 -196 °C 下进行压缩发现,低温下合金的 $\sigma_b$ 和 $\delta$ 均提高,分别为 51.6% 和 21.4%.准原位 EBSD 结果表明,随着变形的增大,出现大量拉伸孪晶,结合

迹线分析证明了同时存在锥面和基面滑移.相比于室温下仅发生基面滑移,低温促进了非基面滑移系统的激活,孪晶和位错滑移之间的交互作用提高了合金的塑性.锥面滑移系的激活可能是由于孪晶界附近较高的局部应力导致的<sup>[55]</sup>.



注: $\tau_0$ 为晶格摩擦力; $A$ 为与热激活过程相关的材料常数; $Q_1$ 和 $Q_2$ 分别为第一、第二阶段激活能; $T_0$ 为热激活敏感度的特征温度.

图 6 Mg 单晶在 184 K 低温下的应力-应变曲线和孪晶的  $\tau_c$  与温度之间的关系<sup>[51-52]</sup>

Fig. 6 Stress-strain curves of Mg single crystals at 184 K and relationship between  $\tau_c$  of twins and temperature<sup>[51-52]</sup>

(a) 应变速率为  $10^{-4}$  /s 的应力-应变曲线; (b) 应变速率为  $5 \times 10^{-3}$  /s 的应力-应变曲线; (c) 应变速率为  $5 \times 10^{-1}$  /s 的应力-应变曲线; (d) 孪晶的  $\tau_c$ .

稀土元素的添加能够增强合金的低温性能.Zhang 等<sup>[56]</sup>研究了 WE43 合金在低温下的力学性能,当沿着垂直于挤压方向压缩时,在液氮温度(LNT, -196 °C)下合金的 $\delta$ 和 $\sigma_b$ 分别提高了 24% 和 28%(图 7).低温下合金强度和塑性的提高主要归因于锥面滑移的增强以及棱柱面滑移和基面之间的交叉滑移.首先, $\langle c+a \rangle$ 位错在低温下向不可动基面位错的转变被抑制,因此更多的锥面滑移系和交叉滑移被激活.其次,低温下缺陷的热激活被降低和持续的塑性变形所需要的应力增加也可以促进交叉滑移<sup>[57]</sup>.最后,RE 的加入也可以促进锥面滑移,最终导致低温下含稀土镁合金获得良好的强塑性匹配.

### 2.3 镁合金低温性能改善

2.2 节研究结果表明,要实现低温下镁合金强度和塑性的协同提升,最主要的手段是能够激

活更多的变形机制.在低温下,孪晶容易被激活,位错滑移则由于 CRSS 的提高而受到限制.位错滑移的活性提高可以通过以下 3 个方面实现:①晶粒细化<sup>[53]</sup>.细晶粒材料能够通过更多的晶界滑动和激活位错滑移来容纳应变.②织构弱化<sup>[58]</sup>.通过改变加工方式或者加入 Ca、稀土等能够弱化织构的元素使得合金织构弱化,从而激活更多的基面和非基面滑移来协调变形.③降低位错滑移的 $\tau_c$ <sup>[54]</sup>.通过添加稀土元素,提高合金强度的同时降低非基面滑移的 $\tau_c$ ,有利于获得更优异的低温性能.

## 3 高速变形环境对镁合金的影响

新能源汽车、高速列车以及航空航天等领域的快速发展,对金属结构材料的动态力学性能提出了更加严苛的要求.目前 Mg 及镁合金在上述

领域的应用受到一定的限制<sup>[59-61]</sup>,这是由于汽车、火车、飞机等交通工具中的材料在实际应用中不仅受到静态载荷的作用,还会受到高速冲击载荷的影响,并且材料在受到静态载荷和动态载

荷作用时所表现出来的性能并不相同<sup>[62-64]</sup>,因此对于镁合金在高应变速率下力学性能和变形机制的研究是必要的.

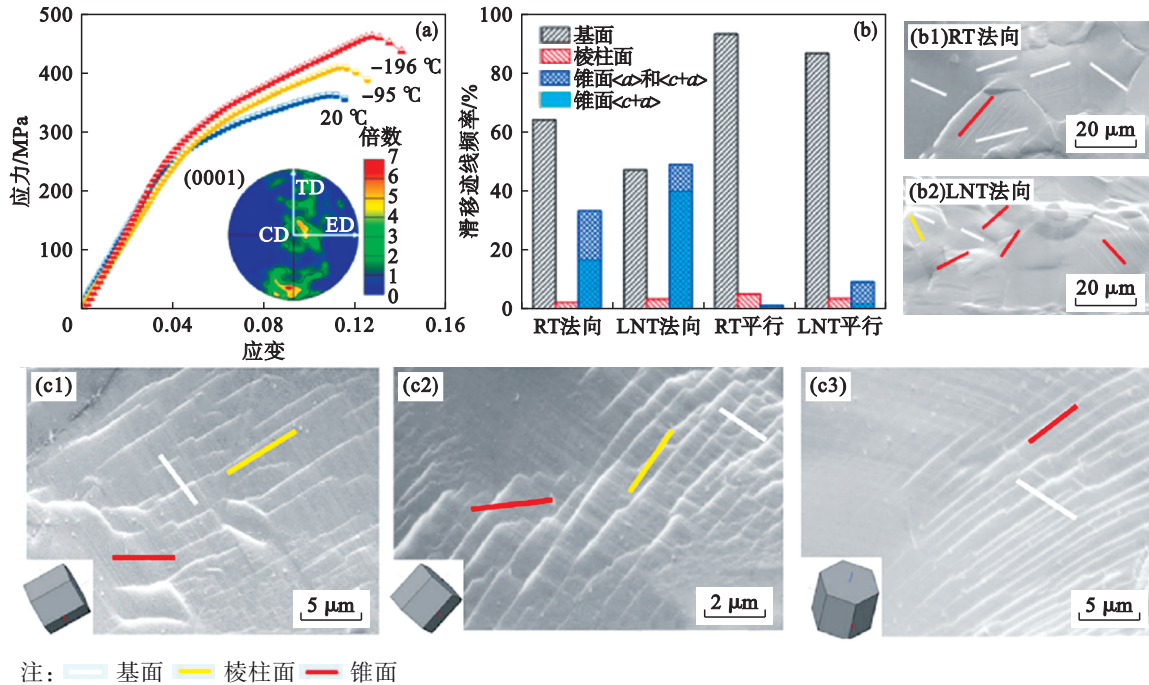


图 7 WE43在不同温度下的应力-应变曲线和激活的位错<sup>[56]</sup>

Fig. 7 Stress-strain curves of WE43 at different temperatures and activated dislocations<sup>[56]</sup>

(a)一应力-应变曲线; (b)一应变为-0.05时室温和液氮温度下不同位错的滑移迹线频率; (b1)一应变为0.05时室温(RT)下不同位错的滑移迹线频率; (b2)一应变为0.05时液氮温度(LNT)下不同位错的滑移迹线频率; (c1, c2, c3)一不同位错之间的交叉滑移.

### 3.1 高速变形对镁合金力学性能的影响

一般认为,当应变速率小于 $10^{-5}$ /s时为静态载荷,应变速率在 $10^{-5}$ /s和 $10^{-3}$ /s之间时为准静态载荷,当应变速率大于 $10^{-3}$ /s时为动态载荷.在动态加载的情况下,由于应变速率的增加,镁合金的力学性能往往会发生显著变化,尤其是强度和应变硬化率相对于准静态加载的情况明显提高.例如, Li等<sup>[65]</sup>对挤压态AZ31合金棒材进行了不同应变速率沿挤压方向的压缩,结果表明合金的 $\sigma_s$ 、 $\sigma_b$ 和应变硬化率均随应变速率的增加而增加.其中,从准静态到高应变速率状态, $\sigma_s$ 的提高可达55%.Asgari等<sup>[66]</sup>的研究也证明了这一点,对铸造合金AZ31, AZ61, AZ913进行不同应变速率的压缩实验表明,3种合金的 $\sigma_b$ 和 $\delta$ 均随应变速率的增加而增加.Dixit等<sup>[67]</sup>在挤压纯Mg的实验中也发现了类似的现象,并且观察到的高应变硬化率被认为与拉伸孪晶相关的织构硬化以及随应变显著增加的位错密度有关.然而有研究发现,强度和应变硬化率随应变速率的变化并不

是单调的.比如Malik等<sup>[68]</sup>在对ZK61镁合金板材的研究中发现,当应变速率为3 000/s时,真应力-应变曲线中的峰值应力可达404 MPa,但当应变速率提高到4 000/s时,峰值应力降至374 MPa,应变硬化率也有所降低,如图8所示.这被认为是与应变速率较大时样品内部产生的绝热温升以及晶粒在变形早期发生的重新取向有关.

### 3.2 高速变形环境下镁合金的变形

与静态载荷相比,动态载荷强度高、作用时间短,在这种条件下位错滑移来不及发生,在晶界或第二相附近发生应力集中,从而更容易诱发孪晶.有模拟结果表明,与准静态加载相比,在高应变速率的条件下,孪晶在较低的应变下即可形成<sup>[58]</sup>.Dudamell等<sup>[69]</sup>的实验也表明,在高应变速率下,AZ31合金中 $\{10\bar{1}2\}$ 拉伸孪晶的活性显著增强,甚至在某些晶粒内部发生了孪晶极性改变的现象,在一些受到平行于c轴压缩应力的晶粒中也观察到了 $\{10\bar{1}2\}$ 拉伸孪晶的出现.此外,从宏观尺度来说,动态加载时镁合金内部的变形机

制有明显的各向异性.例如,Li等<sup>[9]</sup>对等径角挤压ZK60样品进行了高应变速率的压缩,通过对应力-应变曲线的分析发现,沿纵向压缩时样品出现了孪晶的迹象,而在沿横向压缩时则没有发现孪晶存在的证据,反而出现了位错滑移协调变形的显著特征.这表明,在动态加载的情况下,虽然镁合金内部更容易启动孪晶,但位错滑移依然是必不可少的协调变形机制.Dixit等<sup>[67]</sup>的研究也证明了这一点,他们对挤压纯Mg进行了高应变速率的压缩变形,在变形初期,样品内部形成了大量的 $\{10\bar{1}2\}$ 拉伸孪晶,但随着压缩变形的继续进行,拉伸孪晶逐渐生长使晶粒的取向发生了变化,这时拉伸孪晶不再容易启动,晶粒内部启动了大量的 $\langle c+a \rangle$ 位错以协调 $c$ 轴方向的应变.如图

9所示,不同区域均观察到大量的 $\langle c+a \rangle$ 位错.除此之外,与静态加载或准静态加载的情况类似,镁合金在动态加载条件下的变形机制还受到多种因素的影响.例如,Asgari等<sup>[70]</sup>在研究中发现,高应变速率下,Mg-4Y-3RE合金的总孪晶分数随着晶粒尺寸的增加而增加,并且当晶粒尺寸增大时,双孪晶和压缩孪晶的占比增加,拉伸孪晶的占比下降.Wang等<sup>[71]</sup>研究表明,变形温度是影响高应变速率下镁合金变形机制的因素之一.当变形速率为1 300/s时,室温下的主要变形机制是 $\{10\bar{1}2\}$ 拉伸孪晶,但当变形温度升高时, $\{11\bar{2}2\}\langle\bar{1}\bar{1}23\rangle$ 锥面滑移和 $\{10\bar{1}1\}-\{10\bar{1}2\}$ 双孪晶成为了主要的变形机制.

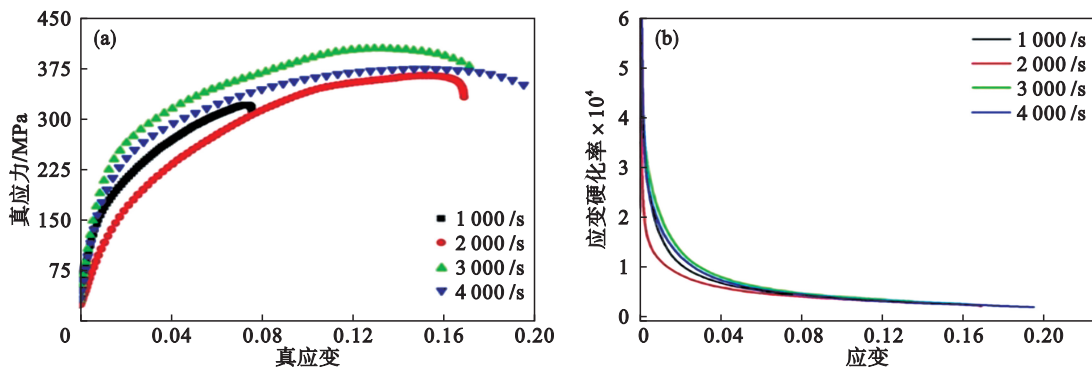


图8 ZK61镁合金在1 000~4 000/s应变速率下的真应力-真应变曲线及应变硬化率随应变的变化曲线<sup>[68]</sup>

Fig. 8 True stress-strain curves of ZK61 magnesium alloy at strain rates of 1 000~4 000/s and variation curves of strain hardening rate with strain<sup>[68]</sup>

(a)—真应力-真应变曲线;(b)—应变硬化率随应变的变化曲线.

综上所述,相较于高温环境、低温环境等极端条件,对于镁合金高速变形条件下的研究还比较缺乏,现有研究主要集中在AZ系列、ZK系列等商用镁合金上,且通过调控微观组织改善高速变形条件下力学性能的报道还较为少见.随着镁合金应用领域的逐渐拓宽,相关的研究势必会受到越来越多的关注.

## 4 腐蚀环境对镁合金的影响

### 4.1 服役环境对镁合金耐蚀性的影响

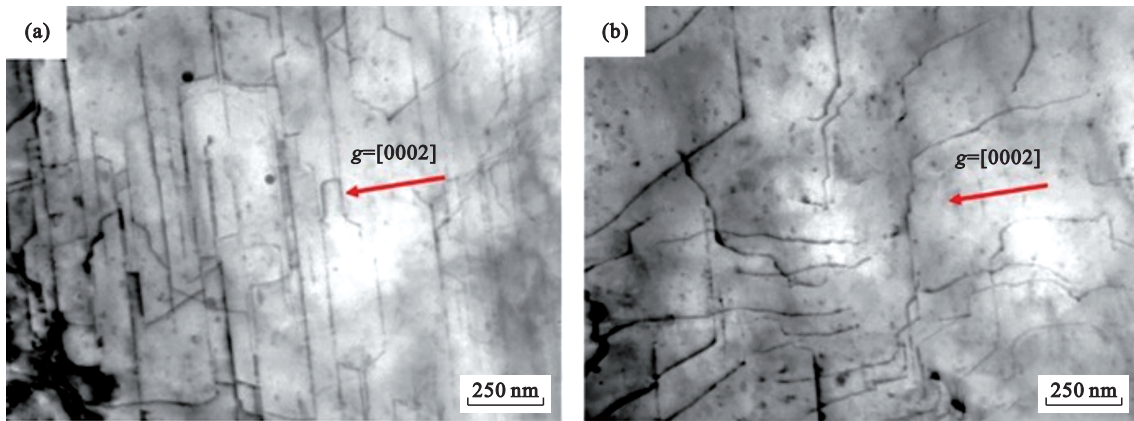
随着世界海洋开发的迅速发展,镁合金结构材料也逐渐应用于海洋环境<sup>[72]</sup>.然而,由于Mg化学性质活泼,Mg及其合金的腐蚀电位很低,且镁的氧化物疏松多孔,在恶劣的海洋环境中,镁合金材料很容易受到腐蚀.因此,研究者对镁合金在海洋环境下的腐蚀进行了研究.Cao等<sup>[73]</sup>的研

究结果表明,纯Mg在人工海水中的腐蚀速率是在质量分数为3.5%的NaCl溶液中的一半,约4.2  $\mu\text{m/a}$ .Jönsson等<sup>[74]</sup>报道了AZ91D在海洋环境中的腐蚀速率为4.2  $\mu\text{m/a}$ ,在农村和城市环境中的腐蚀速率分别为2.2和1.8  $\mu\text{m/a}$ .

以往多数镁合金的腐蚀实验是在静态暴露的情况下进行的,但大部分镁合金使用环境是动态的,与静态环境中的腐蚀行为相比可能会有所不同.Yang等<sup>[75]</sup>研究了AZ91镁合金从黄海航行到西太平洋的动态海洋大气腐蚀行为,Mg合金在动态海洋大气环境下暴露12个月后,腐蚀速率达到32.50  $\mu\text{m/a}$ ,比静态场暴露实验高数倍.Jiang等<sup>[76]</sup>研究了Mg-5Y-1.5Nd-xZn-0.5Zr合金在科考船“科学号”远洋航行过程中的腐蚀行为,“科学号”科考船在远洋航行过程中样品的平均失重率和腐蚀深度均大于南海大气环境中的样品.Jiang等<sup>[77]</sup>研究了Mg-xNd(质量分数 $x=0.5\%$ , $1\%$ ,

1.5%)二元合金在恶劣南海环境中的腐蚀行为.结果表明,在中国南海的暴露腐蚀过程中,Mg-0.5Nd合金的失重率为 $0.0436 \text{ mg}/(\text{cm}^2 \cdot \text{a})$ ( $0.0837 \text{ mm}/\text{a}$ ),而Mg-1.5Nd合金的失重率为 $0.0294 \text{ mg}/(\text{cm}^2 \cdot \text{a})$ ( $0.0517 \text{ mm}/\text{a}$ ),Mg-Nd二元合金的降解率如下:Mg-0.5Nd>Mg-1.0Nd>Mg-1.5Nd.此外,海洋中

微生物很容易附着在材料表面,从而引起材料的微生物腐蚀.林梦晓等<sup>[78]</sup>研究了海水中小球藻对Mg-3Y-1.5Nd镁合金腐蚀行为的影响,结果表明在含有小球藻培养液中的Mg-3Y-1.5Nd合金表面呈点蚀特征,小球藻能够加速Mg-3Y-1.5Nd合金的腐蚀.



注:g为倒易点阵矢量.

图9 挤压态纯Mg经过应变量为9%的高速压缩变形后晶粒中的(c+a)位错<sup>[67]</sup>

Fig. 9 (c+a) dislocations in grains of as-extruded pure Mg after high-speed compression deformation with a strain of 9%<sup>[67]</sup>

(a)—区域1; (b)—区域2.

除了海洋环境,其他环境也会造成镁合金在服役过程中发生腐蚀行为.例如,Man等<sup>[79]</sup>研究了AZ31镁合金暴露在干燥的热带荒漠环境中的长期腐蚀行为,结果表明在干燥的热带沙漠环境中,在由较大日温差引起的冷凝过程中发生的电化学反应是主要的腐蚀反应.暴露初期较大的日温差加速了AZ31镁合金的腐蚀,随着时间的延长,腐蚀产物层保护了表面,腐蚀速率减慢,直到裂纹形成使腐蚀速率再次加快.Song等<sup>[80]</sup>研究了纯Mg在乙二醇(发动机冷却液)中的腐蚀行为,发现镁在乙二醇水溶液中腐蚀速率取决于溶液的浓度.在室温下,稀释的乙二醇溶液比浓缩的乙二醇溶液更具腐蚀性.镁合金压裂球与其他镁合金构件不同,它要求合金具有较快的腐蚀速度.Pang等<sup>[81]</sup>开发了新型Mg-8Li-4Gd-1.5Ni合金.Mg-8Li-4Gd-1.5Ni合金表现出非常高的腐蚀速率,失重率和析氢率分别为 $0.36 \text{ mg}/(\text{cm}^2 \cdot \text{min})$ 和 $0.37 \text{ mL}/(\text{cm}^2 \cdot \text{min})$ ,是基础合金Mg-8Li-4Gd的约75倍.

#### 4.2 影响镁合金合金腐蚀行为的因素

合金元素对提高镁合金的耐腐蚀性能有着显著的作用.Xie等<sup>[82]</sup>研究了不同Ca含量(质量分数0.1%~1.5%)的AZ31合金在人工海水中的腐蚀行为.添加微量Ca元素后,耐腐蚀性得到了极

大的改善,并且当Ca添加量的质量分数从0.1%增加到1.5%时,出现了从表面保护膜主导的腐蚀到网状(Mg,Al)<sub>2</sub>Ca相主导的物理屏障效应的转变.AZ31-0.5Ca的腐蚀速率最低,为 $0.716 \pm 0.186 \text{ mm}/\text{a}$ ,比AZ31合金( $5.326 \pm 0.652 \text{ mm}/\text{a}$ )低约7.4倍.AZ31-0.5Ca抗腐蚀性的有效增强主要归功于Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>和CaCO<sub>3</sub>强化的致密腐蚀产物膜.Chen等<sup>[83]</sup>研究了模拟沿海储存环境下Mg-9Gd-3Y-2Zn-0.5Zr合金第二相的腐蚀行为,结果表明,Mg-9Gd-3Y-2Zn-0.5Zr合金中的Mg<sub>12</sub>(Y,Gd)Zn相与α-Mg形成电偶对,Mg<sub>12</sub>(Y,Gd)Zn相在腐蚀初期作为阴极加速α-Mg的腐蚀,随后阳极的腐蚀转化为阳极的腐蚀溶解.随着Mg<sub>12</sub>(Y,Gd)Zn相的溶解,Gd和Y等元素逐渐分布到整个腐蚀产物层中,形成致密的Gd<sub>2</sub>O<sub>3</sub>和Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>,提高了腐蚀产物层的防护性能.图10为变形Mg-9Gd-3Y-2Zn-0.5Zr合金在模拟沿海储存环境中腐蚀的发展模型.合金元素同时也能起到加快腐蚀的作用.例如:Wang等<sup>[84]</sup>研究了质量分数为3%的Y取代3%的Gd对Mg-Gd-Ni合金(Mg-8Gd-5Ni→Mg-5Gd-3Y-5Ni)合金组织和腐蚀行为的影响.Mg-5Gd-3Y-5Ni(MGYN)合金在93℃时,在质量分数为3%的KCl溶液中溶解速率为 $234.56 \text{ mg}/(\text{cm}^2 \cdot \text{h})$ ,

这是迄今为止报道的可溶性镁合金的最高溶解速率.电偶腐蚀是MGYN合金的主要腐蚀机制,包括长周期堆垛有序相(LPSO)与Mg基体之间、共晶相和Mg基体之间以及LPSO与共晶相

之间的电偶腐蚀.同时,高电化学电位的Mg<sub>2</sub>Ni更有利于提高溶解速率,且晶粒中不连续分布的层状LPSO相通过增加阴极相的比例来加剧电偶腐蚀.

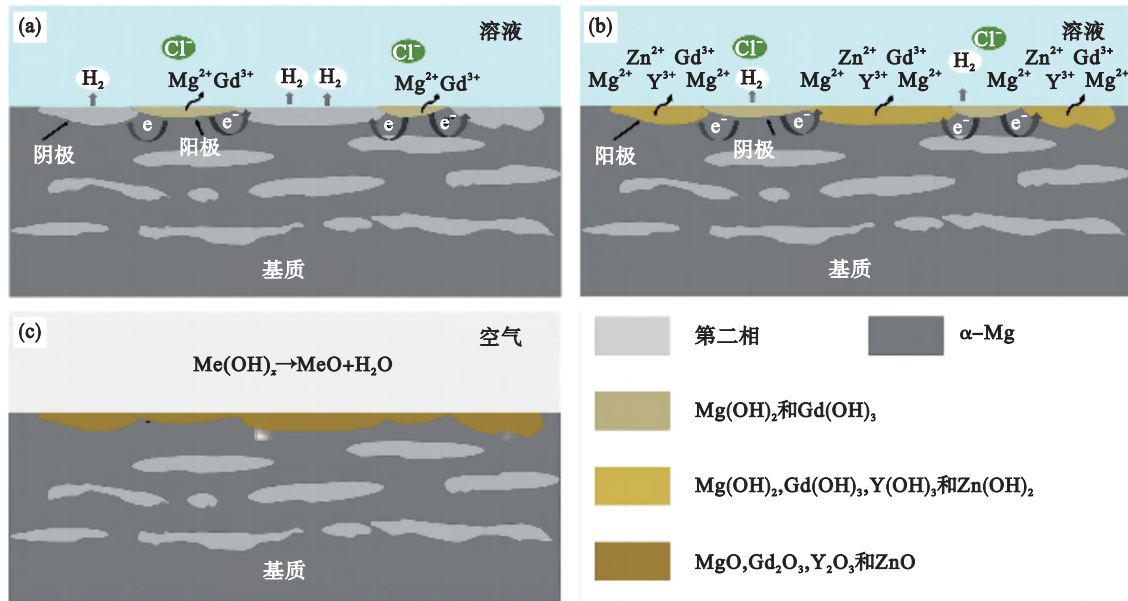


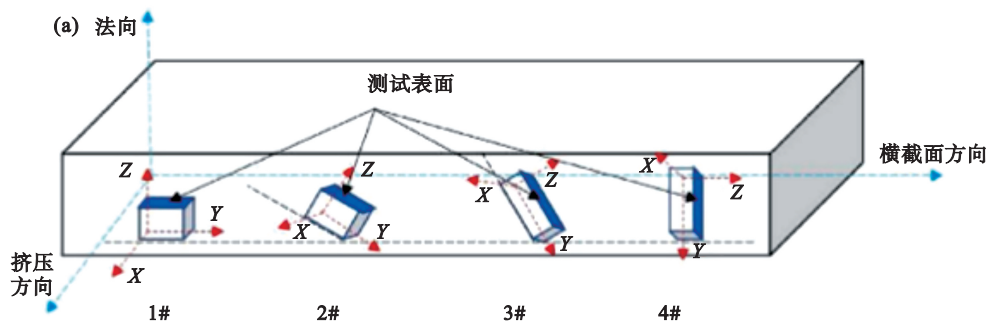
图 10 变形 Mg-9Gd-3Y-2Zn-0.5Zr 合金在模拟沿海储存环境中的腐蚀发展模型<sup>[83]</sup>

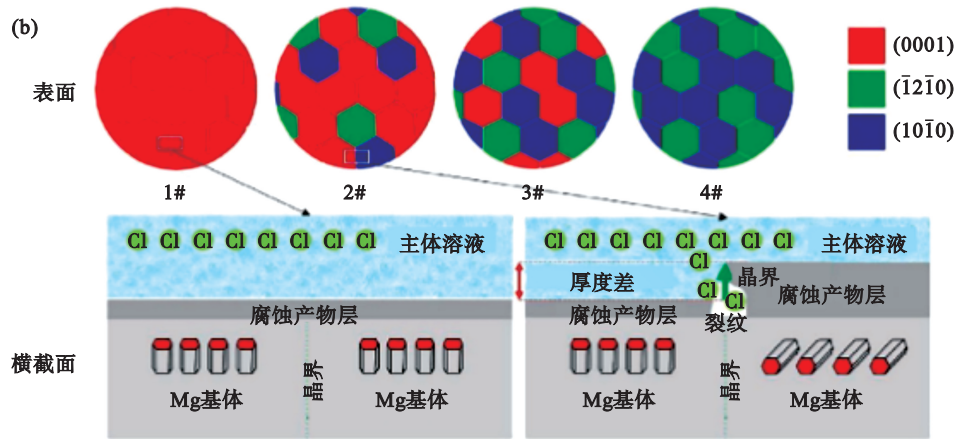
Fig. 10 Corrosion development model of deformed Mg-9Gd-3Y-2Zn-0.5Zr alloy in simulated coastal storage environment<sup>[83]</sup>

- (a) — 优先腐蚀发生在第二相周围;
- (b) — 第二相随后发生腐蚀;
- (c) — 在试样表面生成对基体具有保护作用的含 Cd 和 Y 的腐蚀产物.

变形同样影响镁合金的腐蚀行为. Dai 等<sup>[85]</sup>研究发现与铸态合金相比,不同 Gd 含量挤压态合金的腐蚀速率增加了 49.2%~125.3%,这是由于流线形分布 LPSO 相削弱了高体积分数网状分布的 LPSO 相的防腐蚀作用,晶粒细化提供了更多的腐蚀界面,抑制了耐腐蚀产品膜的形成. Feng 等<sup>[86]</sup>利用旋锻技术提高了镁合金的耐腐蚀性.旋锻过后基体中第二相分布均匀,分布均匀的第二相在微电偶腐蚀中相互竞争,削弱了整体微电偶腐蚀效应,导致腐蚀膜更均匀、更致密,从而提高了合金的耐腐蚀性.镁合金在变形时会形成织构,这会使镁合金的耐腐蚀性能明显表现出各向异性. Jiang

等<sup>[87]</sup>研究了挤压态 EW75 镁合金在科考船“科学号”远洋航行过程中的腐蚀行为,发现 EW75 合金挤压面的平均失重速率为 0.067 2 mg/(cm<sup>2</sup>·a),而横截面的平均失重速率为 0.093 8 mg/(cm<sup>2</sup>·a).他们认为腐蚀速率与晶体表面能之间存在密切关系,晶体表面密度越高,电化学腐蚀活性越低,(0001)晶面的表面能比(10 $\bar{1}$ 0)和(11 $\bar{2}$ 0)晶面的表面能低.因此,主要由(0001)晶面组成的挤压面样品比横截面样品具有更好的耐腐蚀性. Feng 等<sup>[88]</sup>也观察到了相同的现象,图 11 为具有不同织构面的腐蚀发展示意图.



图 11 样品制备与腐蚀发展示意图<sup>[88]</sup>Fig. 11 Schematic diagram sample preparation and corrosion development<sup>[88]</sup>

(a)—样品制备示意图; (b)—样品 1#, 2#, 3# 和 4# 的腐蚀发展示意图.

### 4.3 镁合金的防护

目前,尽管众多工作对镁合金的耐蚀性进行了提升,但在极端腐蚀环境下依旧无法满足服役需求.因此,构建具有环境适应性的表面涂层,进一步提升镁合金在恶劣环境中的耐蚀性具有重要意义.镁合金表面腐蚀防护技术可以有效改善镁合金的耐蚀性能,延长镁合金的服役寿命.表面涂层技术主要起到物理屏障的作用,减少镁合金和腐蚀介质之间的接触.常用的表面防护技术有电化学方法、喷涂、气相沉积和激光处理等.

Tang 等<sup>[89]</sup>通过化学转化和硬脂酸改性,在 AZ31 镁合金表面构建了具有环境适应性的稀土涂层,涂层主要由硬脂酸镧/镁组成.该涂层样品具有非凡的抗污染和抗腐蚀性能,对各种机械(胶带剥离、摩擦/磨损、风沙/雨水冲击、紫外线照射)和化学(酸/盐/碱、有机溶剂、腐蚀性介质)损伤具有很强的抵抗力,可确保镁合金在恶劣环境中的坚固性.在化学转化步骤中,氢氧化镧和氢氧化镁在镁合金表面形成微团簇和圆柱形纳米结构,使材料具有合适的表面粗糙度.随后,在改性步骤中,硬脂酸作为一种低表面能化合物,与氢氧化物结合,其长链烷基暴露在外,大大降低了表面自由能.因此,涂层镁合金具有表面超疏水性,它能减少涂层与周围有害介质的接触面积.Zhao 等<sup>[90]</sup>制备了一种自愈性超疏水涂层,通过结合紧凑的自愈性环氧树脂(SHEP)涂层和多孔超疏水涂层对镁合金进行有效的防腐保护,双层设计的协同效应赋予涂层优异的超疏水性、防腐性能.在物理损坏的情况下,SHEP 涂层具有自愈能力,这归因于其形状记忆效应,有效地促进了全氟癸基

聚硅氧烷改性二氧化硅(PF-POS@SiO<sub>2</sub>)涂层微观结构的修复.随着微观结构的恢复,超疏水性也得以恢复.Liu 等<sup>[91]</sup>开发了一步法无颗粒喷涂的方法,以制备具有非凡环境适应性的镁合金坚固超疏水涂层.该方法利用镁合金的化学活性和自制喷涂溶液中镁合金基体与磷酸铝之间的反应,创造出层次化的微/纳米结构,并在涂层与基体之间形成强交联结合,赋予适当的表面粗糙度和高涂层稳定性.同时,自制喷涂溶液中表面能极低的 1H,2H,2H-全氟辛基三氯硅烷大大降低了表面能,导致涂层呈现超疏水性.因此,处理后的镁合金表现出优异的超疏水性、显著的水/油超排斥性和非凡的环境适应性.Wang 等<sup>[92]</sup>制备的硅烷/氧化石墨烯/硅烷复合多层涂层显著提高了镁合金的耐蚀性.与裸 AZ31B 镁合金相比,有机/无机复合多层涂层的腐蚀电流密度降低了 4 个数量级,这归因于硅烷涂层优异的耐蚀性和对镁合金表面的强附着力,以及氧化石墨烯增强了对 Cl<sup>-</sup> 和 H<sub>2</sub>O 等腐蚀介质渗透路径的阻断作用.

在过去的几十年中,许多研究集中在水溶液中镁的腐蚀,特别是含氯化物的溶液,以及生物医学应用的合成体液.然而,对于镁合金在各种实际服役环境下腐蚀行为的相关研究却较为匮乏.因此,接下来深入研究镁合金在各种实际服役环境下的腐蚀机理,进一步探索服役环境因素对镁合金腐蚀性能的影响规律尤为重要.提高镁合金耐蚀性最常见的策略是改变其成分和微观结构,例如提高合金纯净度、少量合金添加、加工工艺控制(变形工艺+热处理工艺)等.然而依靠镁合金自身仍不能服役于恶劣环境,还需要对镁合金进行表面处理,在镁合金表面构建具有环境

适应性的保护层以抵抗环境因素的影响.未来镁合金表面防护的研发方向不仅要关注防护能力,还要采用更环保、可持续和高效的材料进行涂层制备,以满足各个行业和领域的不同需求.当然,服役环境不仅只关注镁合金的腐蚀性能,同时还要求镁合金具有较高的力学性能,这就需要在设计合金成分的同时考虑腐蚀性能和力学性能.

## 5 结语和展望

镁合金在复杂环境下的服役性能已经得到了广泛关注.本文综述了镁合金在高温、低温、高速变形和高腐蚀等复杂环境中的具体表现及其影响因素.综述结果表明,尽管已经通过合金化、热加工、表面处理及热处理等方法改善了镁合金在复杂环境下的性能,但镁合金在复杂环境中的应用仍然存在一定的局限性.

对于提高镁合金的耐热性,具有高热稳定性的第二相和偏析网络(元素在位错和晶界处偏析)是一个很好的解决方案.然而,目前的元素添加和组合更大程度上依靠试错和经验,高通量的计算模拟和神经网络模型的发展为从大量元素中筛选具有更高耐热性的元素组合提供了更好的方法.当然,上述方法也能用来解决镁合金低温性能差的问题.除了元素以外,不同的微观组织、晶粒尺寸和织构都对低温性能有着一定的影响.因此,原子级别的微观组织变化研究应该被实施以进一步明确低温变形机制及其原因,以便于未来的合金设计.镁合金在高速变形时产生的巨大内应力无法通过及时有效的微观变形消除从而产生宏观破坏,这是镁合金在高速变形时面临的主要问题.如何加速镁合金的变形行为或者降低镁合金的变形剪切应力是重要的解决思路,例如,加入RE元素促进多滑移的产生、特殊的织构以平衡不同晶粒的变形等.好的结构设计是提高镁合金高速变形性能的有效方式,而不是仅仅通过单一的压缩或者拉伸实验判断.镁合金的本征耐蚀性与合金成分、微观组织和析出密切相关.其中,提高耐蚀性的最优解是找到能在镁合金表面形成致密膜层的合金元素配比,这需要通过理论模型和计算来预测和设计材料的成分和结构,从中寻找和试验最优解.当然,镁合金的防腐涂层也是另一种有效手段.总之,镁合金在复杂环境中的应用前景广阔,伴随着科学研究的深

入和技术的革新,镁合金有望在更为苛刻的服役条件下发挥重要作用,为相关产业的发展提供坚实的材料基础.

### 参考文献:

- [1] Bai J Y, Yang Y, Wen C, et al. Applications of magnesium alloys for aerospace: a review [J]. *Journal of Magnesium and Alloys*, 2023, 11(10): 3609-3619.
- [2] 潘复生,张津,张喜燕,等.轻合金材料新技术[M].北京:化学工业出版社,2008: 1-20.  
(Pan Fu-sheng, Zhang Jin, Zhang Xi-yan, et al. New technology of light alloy materials [M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2008: 1-20.)
- [3] 张春香,陈培磊,陈海军,等.镁合金在汽车工业中的应用及其研究进展[J].铸造技术,2008, 29(4): 531-535.  
(Zhang Chun-xiang, Chen Pei-lei, Chen Hai-jun, et al. Application and research progress of magnesium alloys in automobile industry [J]. *Foundry Technology*, 2008, 29(4): 531-535.)
- [4] Hagihara K, Yokotani N, Kinoshita A, et al. Role of the microstructure on the deformation behavior in Mg12ZnY with a long-period stacking ordered structure [C]//Materials Research Society Symposium. San Francisco. 2009: 553.
- [5] Feng X, Guo Q. The lunar surface temperature real-time model [J]. *National Remote Sensing Bulletin*, 2017, 21(6): 928-938.
- [6] 阮莹,胡亮,闫娜,等.空间材料科学研究进展与未来趋势[J].中国科学:技术科学,2020, 50(6): 603-649.  
(Ruan Ying, Hu Liang, Yan Na, et al. Recent advances and future perspectives of space materials science [J]. *Scientia Sinica (Technologica)*, 2020, 50(6): 603-649.)
- [7] 周慧敏,黄须强,孔令菲,等.海洋大气环境下镁合金腐蚀行为研究进展[J].稀有金属材料与工程,2024, 53(4): 1170-1180.  
(Zhou Hui-min, Huang Xu-qiang, Kong Ling-fei, et al. Research advances in corrosion behavior of magnesium alloy in marine atmospheric environment [J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2024, 53(4): 1170-1180.)
- [8] Zhang K, Shao Z T, Daniel C S, et al. A comparative study of plastic deformation mechanisms in room-temperature and cryogenically deformed magnesium alloy AZ31 [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2021, 807: 140821.
- [9] Li B, Joshi S, Azevedo K, et al. Dynamic testing at high strain rates of an ultrafine-grained magnesium alloy processed by ECAP [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2009, 517(1/2): 24-29.
- [10] Luo A A. Recent magnesium alloy development for elevated temperature applications [J]. *International Materials Reviews*, 2004, 49(1): 13-30.
- [11] 陈娇,赵超宇,刘冬.耐热镁合金在航空航天工业的应用[J].热加工工艺,2024, 22: 11-14.  
(Chen Jiao, Zhao Chao-Yu, Liu Dong. Application of heat-resistant magnesium alloy in aerospace [J]. *Hot working process*, 2024, 22: 11-14.)
- [12] Yang H, Xie W L, Song J F, et al. Current progress of research on heat-resistant Mg alloys: a review [J]. *International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials*, 2024, 31(6): 1406-1425.
- [13] Bayani H, Saebnoori E. Effect of rare earth elements addition on thermal fatigue behaviors of AZ91 magnesium alloy [J]. *Journal of Rare Earths*, 2009, 27(2): 255-258.
- [14] Mahmudi R, Kabirian F, Nematollahi Z. Microstructural

- stability and high-temperature mechanical properties of AZ91 and AZ91+2RE magnesium alloys [J]. *Materials & Design*, 2011, 32(5): 2583–2589.
- [15] Zhang W Q, Xiao W L, Wang F, et al. Development of heat resistant Mg–Zn–Al–based magnesium alloys by addition of La and Ca: microstructure and tensile properties [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2016, 684: 8–14.
- [16] Dong X X, Feng L Y, Wang S H, et al. On the exceptional creep resistance in a die-cast Gd-containing Mg alloy with Al addition [J]. *Acta Materialia*, 2022, 232: 117957.
- [17] Jafari N H R, Wu G H, Liu W C, et al. Effect of Gd content on high temperature mechanical properties of Mg–Gd–Y–Zr alloy [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2016, 651: 840–847.
- [18] Xu W L, Su C, Chen X H, et al. Achieving superior elevated-temperature strength of Mg–12Gd–3Y alloys by Nd addition [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2023, 867: 144730.
- [19] Zhou J X, Luo X J, Yang H, et al. Introducing lamellar LPSO phase to regulate room and high-temperature mechanical properties of Mg–Gd–Y–Zn–Zr alloys by altering cooling rate [J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2023, 24: 7258–7269.
- [20] Chapuis A, Driver J H. Temperature dependency of slip and twinning in plane strain compressed magnesium single crystals [J]. *Acta Materialia*, 2011, 59(5): 1986–1994.
- [21] Sim G D, Xie K Y, Hemker K J, et al. Effect of temperature on the transition in deformation modes in Mg single crystals [J]. *Acta Materialia*, 2019, 178: 241–248.
- [22] Liu J N, Zhang X R, Lyu W X, et al. Microstructure and mechanical properties of Mg–2.0Gd–1.2Y–1.0Zn–0.2Zr alloy [J]. *Metals and Materials International*, 2021, 27(7): 1969–1979.
- [23] Wang H, Boehlert C J, Wang Q D, et al. In-situ analysis of the tensile deformation modes and anisotropy of extruded Mg–10Gd–3Y–0.5Zr (wt%) at elevated temperatures [J]. *International Journal of Plasticity*, 2016, 84: 255–276.
- [24] Stanford N, Sotoudeh K, Bate P S. Deformation mechanisms and plastic anisotropy in magnesium alloy AZ31 [J]. *Acta Materialia*, 2011, 59(12): 4866–4874.
- [25] Su N, Wu Y J, Deng Q C, et al. Synergic effects of Gd and Y contents on the age-hardening response and elevated-temperature mechanical properties of extruded MgGd (Y) ZnMn alloys [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2021, 810: 141019.
- [26] 束德林. 工程材料力学性能 [M]. 2 版. 北京: 机械工业出版社, 2007.  
(Shu De-lin. Mechanical properties of engineering materials [M]. 2nd ed. Beijing: China Machine Press, 2007.)
- [27] Pekguleryuz M, Celikin M. Creep resistance in magnesium alloys [J]. *International Materials Reviews*, 2010, 55(4): 197–217.
- [28] Pekguleryuz M O, Kaya A A. Creep resistant magnesium alloys for powertrain applications [J]. *Advanced Engineering Materials*, 2003, 5(12): 866–878.
- [29] 徐闻繁. MgGd(YZn) Zr 系合金的蠕变性能与微观组织研究 [D]. 上海: 上海交通大学, 2014.  
(Xu Wen-fan. The creep properties and microstructure of MgGdYZn) Zr alloys [D]. Shanghai: Shanghai Jiao Tong University, 2014.)
- [30] Zhu S M, Nie J F, Gibson M A, et al. Microstructure and creep behavior of high-pressure die-cast magnesium alloy AE44 [J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2012, 43(11): 4137–4144.
- [31] Zhang Y C, Liu Z, Pang S, et al. Investigation of tensile creep behavior of Mg–Gd–Y–Zr alloy based on creep constitutive model [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2021, 805: 140567.
- [32] Shi Y F, Luo L, Huo Q H, et al. Enhancing creep properties of a hot-rolled Mg–4Y binary alloy via a new thought of inhibiting cross-slip [J]. *Materials Characterization*, 2019, 147: 64–71.
- [33] Luo Y H, Cheng W L, Yu H, et al. Tailoring the microstructural characteristics and enhancing creep properties of as-cast Mg–5Bi–5Sn alloy through Mn addition [J]. *Journal of Magnesium and Alloys*, 2023, 11(9): 3350–3361.
- [34] Spigarelli S, El Mehtedi M, Regev M. Enhanced plasticity and creep in an extruded Mg–Zn–Zr alloy [J]. *Scripta Materialia*, 2010, 63(6): 617–620.
- [35] Kim W J, Park I B. Enhanced superplasticity and diffusional creep in ultrafine-grained Mg–6Al–1Zn alloy with high thermal stability [J]. *Scripta Materialia*, 2013, 68(3/4): 179–182.
- [36] Xie D S, Pan H C, Pan Z, et al. Achieving outstanding heat-resistant properties in Mg alloy via constructing stable solute-network [J]. *Materials Research Letters*, 2023, 11(5): 374–382.
- [37] Zhang D P, Li B Q, Zhang J H, et al. Influence of minor RE addition on microstructures, tensile properties, and creep resistance in a die-cast Mg–Al–Ca–Mn alloy [J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2023, 26: 3136–3145.
- [38] Jung Y G, Yang W, Kim Y J, et al. Effect of Ca addition on the microstructure and mechanical properties of heat-treated Mg–6.0Zn–1.2Y–0.7Zr alloy [J]. *Journal of Magnesium and Alloys*, 2021, 9(5): 1619–1631.
- [39] Zhang D D, Sun X Y, Pan H C, et al. Role of Yb in enhancing the heat resistance of cast Mg–Sm–Zn alloy [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2022, 841: 143009.
- [40] Ono N, Nowak R, Miura S. Effect of deformation temperature on Hall–Petch relationship registered for polycrystalline magnesium [J]. *Materials Letters*, 2004, 58(1/2): 39–43.
- [41] Wang H, Dong S L, Lyu G. Plastic deformation characteristics of an Mg–3Al–1Zn alloy at low temperatures [J]. *Materials & Design*, 2016, 92: 143–150.
- [42] Estrin Y Z, Zabrodin P A, Braude I S, et al. Low-temperature plastic deformation of AZ31 magnesium alloy with different microstructures [J]. *Low Temperature Physics*, 2010, 36(12): 1100–1106.
- [43] Shumilin S E, Janecek M, Isaev N V, et al. Low temperature plasticity of ultrafine-grained AE42 and AZ31 magnesium alloys [J]. *Advanced Engineering Materials*, 2013, 15(5): 352–357.
- [44] Pustovalov V V. Serrated deformation of metals and alloys at low temperatures (review) [J]. *Low Temperature Physics*, 2008, 34(9): 683–723.
- [45] Chen B, Zheng J X, Yang C M, et al. Mechanical properties and deformation mechanisms of Mg–Gd–Y–Zr alloy at cryogenic and elevated temperatures [J]. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2017, 26(2): 590–600.
- [46] Xiong C X, Zhang X M, Deng Y L, et al. Effects of cryogenic treatment on mechanical properties of extruded Mg–Gd–Y–Zr (Mn) alloys [J]. *Journal of Central South University of Technology*, 2007, 14(3): 305–309.
- [47] Zhang X F, Wu G H, Liu W C, et al. Low temperature

- mechanical properties of as-extruded Mg-10Gd-3Y-0.5Zr magnesium alloy [J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2012, 22(12): 2883-2890.
- [48] 肖阳,张新明.Mg-9Gd-4Y-0.6Zr 合金的低温塑性分析[J].特种铸造及有色合金,2010, 30(9): 794-796, I-II. (Xiao Yang, Zhang Xin-ming. Cryogenic plasticity analysis of Mg-9Gd-4Y-0.6Zr alloy [J]. *Special casting & nonferrous alloys*, 2010, 30(9): 794-796, I-II.)
- [49] Zhang K, Zheng J H, Huang Y, et al. Evolution of twinning and shear bands in magnesium alloys during rolling at room and cryogenic temperature[J]. *Materials & Design*, 2020, 193: 108793.
- [50] Lee S W, Kim S H, Park S H. Microstructural characteristics of AZ31 alloys rolled at room and cryogenic temperatures and their variation during annealing [J]. *Journal of Magnesium and Alloys*, 2020, 8(2): 537-545.
- [51] Della V N M, Tian C H, Sharma A, et al. Temperature dependent critical stress for  $\{10\bar{1}2\}$  twinning in magnesium micropillars at cryogenic temperatures [J]. *Scripta Materialia*, 2023, 226: 115195.
- [52] Della V N M, Sharma A, Kalácska S, et al. Evolution of deformation twinning mechanisms in magnesium from low to high strain rates [J]. *Materials & Design*, 2022, 217: 110646.
- [53] Somekawa H, Ogawa Y, Ono Y, et al. Deformation behavior at cryogenic temperature in extruded Mg-Al-Zn alloy [J]. *Philosophical Magazine Letters*, 2022, 102(11/12): 396-406.
- [54] Zhang K, Jiang J. Enhancement of plasticity in Mg-3Al-1Zn alloy at cryogenic temperature[J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2023, 25: 7454-7459.
- [55] Arul Kumar M, Gong M, Beyerlein I J, et al. Role of local stresses on co-zone twin-twin junction formation in HCP magnesium[J]. *Acta Materialia*, 2019, 168: 353-361.
- [56] Zhang K, Zheng J H, Hopper C, et al. Enhanced plasticity at cryogenic temperature in a magnesium alloy [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2021, 811: 141001.
- [57] Ding Q Q, Fu X Q, Chen D K, et al. Real-time nanoscale observation of deformation mechanisms in CrCoNi-based medium-to high-entropy alloys at cryogenic temperatures [J]. *Materials Today*, 2019, 25: 21-27.
- [58] Chaudry U M, Noh Y, Hamad K, et al. Effect of deformation temperature on the slip activity in pure Mg and AZX211 [J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2022, 19: 3406-3420.
- [59] Wang S, Pan H C, Xie D S, et al. Grain refinement and strength enhancement in Mg wrought alloys: a review[J]. *Journal of Magnesium and Alloys*, 2023, 11(11): 4128-4145.
- [60] Zeng Z H, Pan H C, Pan Z, et al. Effect of Sm and Ce content on microstructure and mechanical property of newly developed Mg-Sm-Ce-Mn based alloy [J]. *Materials Characterization*, 2023, 206: 113420.
- [61] Pan Z, Pan H C, Huang Y, et al. Improving mechanical properties of Mg-Sn alloys by co-addition of Li and Al[J]. *Progress in Natural Science: Materials International*, 2023, 33(3): 355-363.
- [62] Ulacia I, Dudamell N V, Gálvez F, et al. Mechanical behavior and microstructural evolution of a Mg AZ31 sheet at dynamic strain rates[J]. *Acta Materialia*, 2010, 58(8): 2988-2998.
- [63] Figueiredo R B, Poggiali F S, Silva C L, et al. The influence of grain size and strain rate on the mechanical behavior of pure magnesium [J]. *Journal of Materials Science*, 2016, 51: 3013-3024.
- [64] Nagarajan S, Gurao N P, Parameswaran V. On the kinetics of texture development in Al-Mg alloy under high strain rate tension [J]. *Materials Characterization*, 2020, 163: 110303.
- [65] Li L, Muránsky O, Flores-Johnson E A, et al. Effects of strain rate on the microstructure evolution and mechanical response of magnesium alloy AZ31 [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2017, 684: 37-46.
- [66] Asgari H, Szpunar J A, Odeshi A G. Texture evolution and dynamic mechanical behavior of cast AZ magnesium alloys under high strain rate compressive loading[J]. *Materials & Design*, 2014, 61: 26-34.
- [67] Dixit N, Xie K Y, Hemker K J, et al. Microstructural evolution of pure magnesium under high strain rate loading [J]. *Acta Materialia*, 2015, 87: 56-67.
- [68] Malik A, Wang Y W, Cheng H W, et al. Fracture behavior of twin induced ultra-fine grained ZK61 magnesium alloy under high strain rate compression[J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2019, 8(4): 3475-3486.
- [69] Dudamell N V, Ulacia I, Gálvez F, et al. Twinning and grain subdivision during dynamic deformation of a Mg AZ31 sheet alloy at room temperature[J]. *Acta Materialia*, 2011, 59(18): 6949-6962.
- [70] Asgari H, Szpunar J A, Odeshi A G, et al. Effect of grain size on high strain rate deformation of rolled Mg-4Y-3RE alloy in compression [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2015, 633: 92-102.
- [71] Wang Z, Cao G S, Wang F, et al. Investigation of the microstructure and properties of extrusion-shear deformed ZC61 magnesium alloy under high strain rate deformation [J]. *Materials Characterization*, 2021, 172: 110839.
- [72] Petronio B M, Pietrantonio M, Pietroletti M, et al. Metal speciation and bio-availability in marine sediments of Northern Adriatic sea [C]//7th FECS Conference on Chemistry and the Environment. Porto. 2000: 320.
- [73] Cao F Y, Zhao C, You J, et al. The inhibitive effect of artificial seawater on magnesium corrosion [J]. *Advanced Engineering Materials*, 2019, 21(8): 1900363.
- [74] Jönsson M, Persson D, Leygraf C. Atmospheric corrosion of field-exposed magnesium alloy AZ91D [J]. *Corrosion Science*, 2008, 50(5): 1406-1413.
- [75] Yang L H, Liu C, Wang Y, et al. Dynamic marine atmospheric corrosion behavior of AZ91 Mg alloy sailing from Yellow Sea to Western Pacific Ocean [J]. *Materials*, 2024, 17(10): 2294.
- [76] Jiang Q T, Lu D Z, Cheng L R, et al. The corrosion characteristic and mechanism of Mg-5Y-1.5Nd-xZn-0.5Zr (x=0, 2, 4, 6 wt%) alloys in marine atmospheric environment [J]. *Journal of Magnesium and Alloys*, 2024, 12(1): 139-158.
- [77] Jiang Q T, Lu D Z, Wang N, et al. The corrosion behavior of Mg-Nd binary alloys in the harsh marine environment [J]. *Journal of Magnesium and Alloys*, 2021, 9(1): 292-304.
- [78] 林梦晓,张杰,蒋全通,等.海水中小球藻对 Mg-3Y-1.5Nd 镁合金腐蚀行为的影响[J].材料工程,2020, 48(1): 98-107. (Lin Meng-xiao, Zhang Jie, Jiang Quan-tong, et al. Effect of chlorella vulgaris on corrosion behavior of Mg-3Y-1.5Nd alloy in natural seawater [J]. *Journal of Materials Engineering*, 2020, 48(1): 98-107.)
- [79] Man C, Dong C F, Wang L, et al. Long-term corrosion kinetics and mechanism of magnesium alloy AZ31 exposed

- to a dry tropical desert environment[J]. *Corrosion Science*, 2020, 163: 108274.
- [80] Song G L, StJohn D. Corrosion behaviour of magnesium in ethylene glycol [J]. *Corrosion Science*, 2004, 46 (6) : 1381-1399.
- [81] Pang M Y, Zhong T, Jin S Y, et al. Tailoring the degradation rate of magnesium-lithium alloy with alloying elements of gadolinium and nickel[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2024, 976: 173115.
- [82] Xie Q Y, Ma A B, Jiang J H, et al. Tailoring the corrosion behavior and mechanism of AZ31 magnesium alloys by different Ca contents for marine application [J]. *Corrosion Science*, 2021, 192: 109842.
- [83] Chen J H, Zhang C, Hu Z H, et al. Corrosion behavior of the second phase in Mg-9Gd-3Y-2Zn-0.5Zr alloy under simulated coastal storage environment [J]. *NPJ Materials Degradation*, 2024, 8(1): 69.
- [84] Wang J H, Liu B Y, Sun Q, et al. Effects of Y substituting Gd on the microstructure evolution, mechanical properties and dissolution behaviors in the Mg-Gd-Ni alloys used as fracturing plugging tools[J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2024, 28: 4262-4274.
- [85] Dai C N, Zhang S L, Wang Y, et al. Elucidation of the corrosion rate enhancement mechanism in Mg-Er-Gd-Ni alloys with high volume fraction of LPSO phase and different Gd contents after extrusion [J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2023, 27: 522-541.
- [86] Feng B J, Zhu K, Shang X Q, et al. Improving the corrosion and mechanical properties of Mg-8Gd-3Y-0.4Zr alloy synergistically via regulating micro-galvanic corrosion and dislocation density [J]. *Corrosion Science*, 2024, 237: 112275.
- [87] Jiang Q T, Lu D Z, Cheng L R, et al. The corrosion behavior of EW75 magnesium alloy in the research vessel *KEXUE* during the ocean voyage [J]. *NPJ Materials Degradation*, 2022, 6(1): 28.
- [88] Feng B J, Shang X Q, Xie T, et al. Influence of texture on the corrosion behavior of an as-extruded Mg-8Al-0.5In alloy sheet [J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2023, 27: 1497-1508.
- [89] Tang C Y, Pan J Y, Wu J Y, et al. Surroundings-adaptive coating enabling robustness of magnesium alloys [J]. *Colloids and Surfaces A: Physicochemical and Engineering Aspects*, 2024, 696: 134385.
- [90] Zhao X, Wei J F, Li B C, et al. A self-healing superamphiphobic coating for efficient corrosion protection of magnesium alloy [J]. *Journal of Colloid and Interface Science*, 2020, 575: 140-149.
- [91] Liu L, Li X, Lei J L, et al. Superamphiphobic magnesium alloys with extraordinary environmental adaptability [J]. *Langmuir*, 2021, 37(14): 4267-4275.
- [92] Wang Y, Gu Z P, Liu J, et al. An organic/inorganic composite multi-layer coating to improve the corrosion resistance of AZ31B Mg alloy [J]. *Surface and Coatings Technology*, 2019, 360: 276-284.