

铸态 Mg-2Zn-1.5Cu 合金组织及力学性能

马鸣龙¹, 张奎¹, 李永军¹, 袁家伟¹, 张万鹏¹, 代晓腾¹, 刘小稻²

(1. 有研工程技术研究院有限公司 有色金属材料制备加工国家重点实验室, 北京 101407)

(2. 南京云海特种金属股份有限公司, 江苏 南京 211200)

摘要: 利用金相显微镜、扫描电镜、透射电镜、XRD 物相分析以及力学性能测试等手段, 研究了 Mg-2Zn-1.5Cu (at%) 合金的显微组织及力学性能。结果表明: 铸态合金存在较为明显的元素偏析, 主要的第二相为 MgCuZn 相; 合金的力学性能随着温度的提高而不断降低, 塑性变化幅度要明显高于强度, 合金的断裂方式也由低温时的沿晶断裂转变为高温时的穿晶断裂; 在相同温度下, 随着应力的提升, 合金的稳态蠕变速率提高, 蠕变机制由晶界控制转变为晶界及位错共同控制; 在相同的应力下, 随着温度的提升, 合金的稳态蠕变速率存在数量级的提升, 蠕变激活能由 130 kJ/mol 降低到 36.4 kJ/mol; 在 200 °C, 45 MPa 时, 出现加速蠕变阶段, 发生蠕变断裂, 断口存在明显的穿晶断裂特征, 基体中有大量的沿基面运动的位错, 部分位错发生攀移, MgZnCu 相具有减缓蠕变变形的作用。

关键词: Mg-Zn-Cu 合金; 显微组织; 力学性能; 蠕变

中图分类号: TG146.22

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2020)01-0185-08

镁合金是目前最轻的金属结构材料, 具有比强度高、减震性能好以及良好的电磁屏蔽性等优点, 可以应用于航空航天武器装备等领域^[1-3]。Mg-Zn 系合金是一类具有热处理强化特性的镁合金, 也是少有的一类可进行 T6(固溶时效)处理的变形镁合金体系, 目前典型的 Mg-Zn 系合金包括 ZK60、ZM21 和 ZM51 等, 这些合金不仅可以具有较高的室温强度, 同时也具有较高的塑性^[4-7]。另外, Mg-Zn 系合金还是目前应用较为广泛的高导热镁合金, Zn 原子与 Mg 原子的半径差较小, 引起的晶格畸变程度也有限, 因此, Mg-Zn 合金能够快速将热量导出, 提高装备运行的稳定性和使用寿命, 因此, 大力发展 Mg-Zn 系合金可以有效推进镁合金产品的研究开发及应用。铜及其合金是一类具有高导电、高导热性能的有色金属, 是目前应用最为广泛的导体材料, 镁合金中含有 Cu 元素的典型合金有 ZC63、ZC62、ZC71 等, 有研究报道称^[8,9], 铸态 Mg-Zn-Cu 合金经热处理后力学性能均优于一些常用的 AZ 系镁合金, 也具有一定的耐热特性, 成本远低于目前常见的稀土镁合金, 因此, Mg-Zn-Cu 合金是一类低成本高性能镁合金。胡耀波^[10]等人研究了 Zn/Cu 质量比对挤压态 Mg-Zn-Cu-Ce 合金组织和性能的影响, 结果表明, 随着 Zn/Cu 质量比的减小, 使得挤压态合金的室温力学性能先增大后减小, 同时可以

提高合金的抗蠕变性能, 但存在临界值。H. Pan^[11]研究了 Mg-Zn-Cu 合金的力学性能及导热性能, 发现该体系合金可以兼具力学性能及导热性能, 是很好的结构功能一体化材料。目前, 关于该系合金耐热机制的阐述以及基础服役数据还有待进一步完善和补充, 因此, 本研究以 Mg-2Zn-1.5Cu (at%) 合金为研究对象, 通过系统研究其显微组织及力学性能, 揭示合金在不同服役环境条件下的失效机制, 希望为该系合金的进一步推广应用提供有效的实验数据。

1 实验

实验合金成分为 Mg-2.0Zn-1.5Cu (at%), 利用中频感应熔炼炉进行合金制备, Zn 及 Cu 以纯金属的形式加入, 熔炼过程中利用氩气和四氟乙烷混合气体作为保护气体, 比例约为 9:1。将预热后的纯镁锭加入坩埚中熔化, 升温至 760 °C, 然后加入纯锌和纯铜并搅拌, 当温度升高至 790 °C 后静置保温 10 min, 随后进行降温, 温度控制在 750 °C 左右, 随后利用 MgO 陶瓷片对熔体进行过滤, 温度控制在 700 °C 左右, 进行浇铸。采用电感耦合等离子体发射光谱仪 (ICP-AES) 测试了合金的实际成分, 结果如表 1 所示, 与名义成分接近。

利用 Carl Zeiss 显微镜观察合金金相组织, 利用 XPERT-PRO 多晶衍射仪对合金进行物相分析, 采用 Cu

收稿日期: 2019-01-22

基金项目: 国家自然科学基金 (51204020); 强基工程 “高强度镁合金及其变形加工产品”

作者简介: 马鸣龙, 男, 1983 年生, 博士, 高级工程师, 有研工程技术研究院有限公司, 北京 101407, 电话: 010-60662665, E-mail: maminglong@grinm.com

靶，加速电压为 40 kV，电流为 40 mA。利用带能谱的扫描电镜对试样的微观形貌及和微区成分分析。利用 SANS 拉伸机测试了铸态合金的强度，拉伸速度为 2 mm/min，温度分别为 25, 100, 150 及 200 °C。利用 RDL-50 试验机测试了合金的蠕变性能，温度分别为 100, 150 及 200 °C，应力分别为 30, 45 及 60 MPa，利用 JEM-2010 透射电镜观察合金铸态及蠕变后的微观结构。

2 结果与分析

2.1 实验结果

图 1 为铸态 Mg-2Zn-1.5Cu 金相组织，可见，合金主要由 α -Mg 基体及连续网状的共晶组织构成，存在明显的偏析。图 2 为铸态合金的 XRD 图谱，分析发现，合金中的主要相构成为 α -Mg 相和 MgCuZn 相，并没有出现 Mg-Zn 二元相。

对铸态合金进行了 EDS 面扫描研究，结果如图 3 所示。可见，铸态合金中共晶组织内部非常细密，合金中主要的添加元素 Zn 及 Cu 在晶界处发生明显偏聚（图 3c、3d）。对共晶组织及基体进行能谱分析发现，晶界上 Cu:Zn 约为 1:1（图 3e），结合 XRD 结果，推断该相为 MgCuZn 相。基体中 Zn 含量要明显高于 Cu 含量（图 3f），主要原因就在于 Zn 在镁中极限固溶度远高于 Cu，在非平衡凝固过程中，Zn 及极少量的 Cu 保留在基体中形成固溶体。另外，从能谱的结果可以发现，共晶组织中 Zn 含量与 Cu 含量大体相当，从 MgCuZn 相的构成来看，Cu:Zn 理论值为 1:1，实验结果

表 1 Mg-2.0Zn-1.5Cu 合金名义成分和实际成分对照表

Table 1 Comparison of nominal and actual composition for the Mg-2.0Zn-1.5Cu alloy

Zn (at%/wt%)		Cu (at%/wt%)		Mg
Nominal	Actual	Nominal	Actual	
2.0/5.09	2.15/5.46	1.5/3.71	1.53/3.78	Bal.

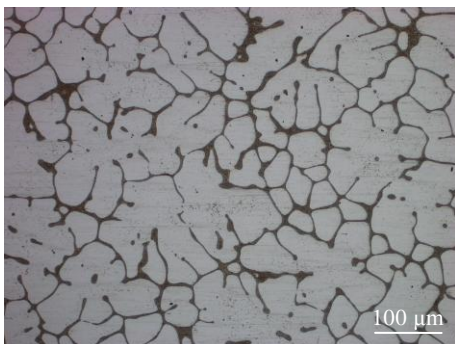


图 1 铸态 Mg-2Zn-1.5Cu 合金显微组织

Fig.1 Optical microstructure of as-cast Mg-2Zn-1.5Cu alloy

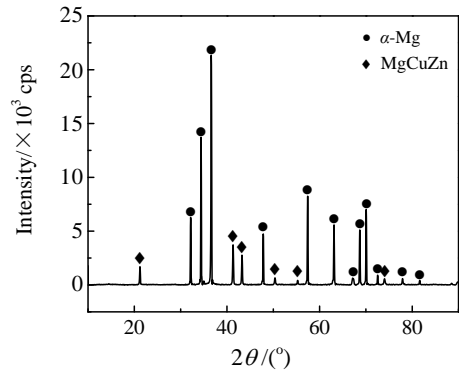


图 2 铸态 Mg-2Zn-1.5Cu 合金 XRD 图谱

Fig.2 XRD pattern of as-cast Mg-2Zn-1.5Cu alloy

与之十分接近，说明共晶组织中没有包含过多的 Zn 原子，排除了存在 Mg-Zn 相的可能。

图 4 为铸态 Mg-2Zn-1.5Cu 合金的 TEM 组织照片及第二相 (A 区) 电子衍射花样，经过标定可知，共晶组织中骨骼状的第二相具有立方结构，晶格常数与 MgCuZn 的晶格常数十分接近 (0.7169 nm)，因此判断该相就是 MgCuZn 相。

表 2 为铸态 Mg-2Zn-1.5Cu 合金在不同温度下的拉伸性能，可见，铸态合金室温强度并不出色，延伸率也只有 6.5%；当提高温度至 100 °C 时，合金的强度没有明显的下降，但延伸率翻倍；当测试温度提高至 150 °C 后，合金强度较室温下降了 26 MPa，塑性却大幅度提高，约为室温下的 7 倍；当测试温度提高至 200 °C 时，合金的强度大幅度下降，延伸率虽然仍然有提高，但幅度却没有更为显著。

图 5 为铸态 Mg-2Zn-1.5Cu 合金在不同温度下的断口及其附近金相组织。可见，室温条件下，合金的断裂主要是沿晶断裂，局部存在穿晶断裂特征，有典型的解理台阶，在断口组织中有较为明显的二次裂纹，从金相组织中可以发现相同的规律，裂纹沿着晶界共晶组织扩展，局部出现了穿晶断裂特征，说明合金在室温下属于混合型断裂；当温度提高到 100 °C 时，合金仍然以沿晶断裂为主，局部存在穿晶裂纹，断口组织较室温条件下并没有显著变化，同样属于典型的混合型断裂模式；当温度提高到 150 °C 时，合金的断口组织出现了较多的韧窝，有明显的撕裂棱，晶粒沿着受力方向拉长，虽然同为混合型断裂，但穿晶断裂表现的更为明显；当温度提高到 200 °C 时，合金的断口组织中主要是韧窝，局部韧窝较深，从断口附近的金相中发现，晶粒拉长现象比 150 °C 的变形更为显著，以穿晶断裂为主。

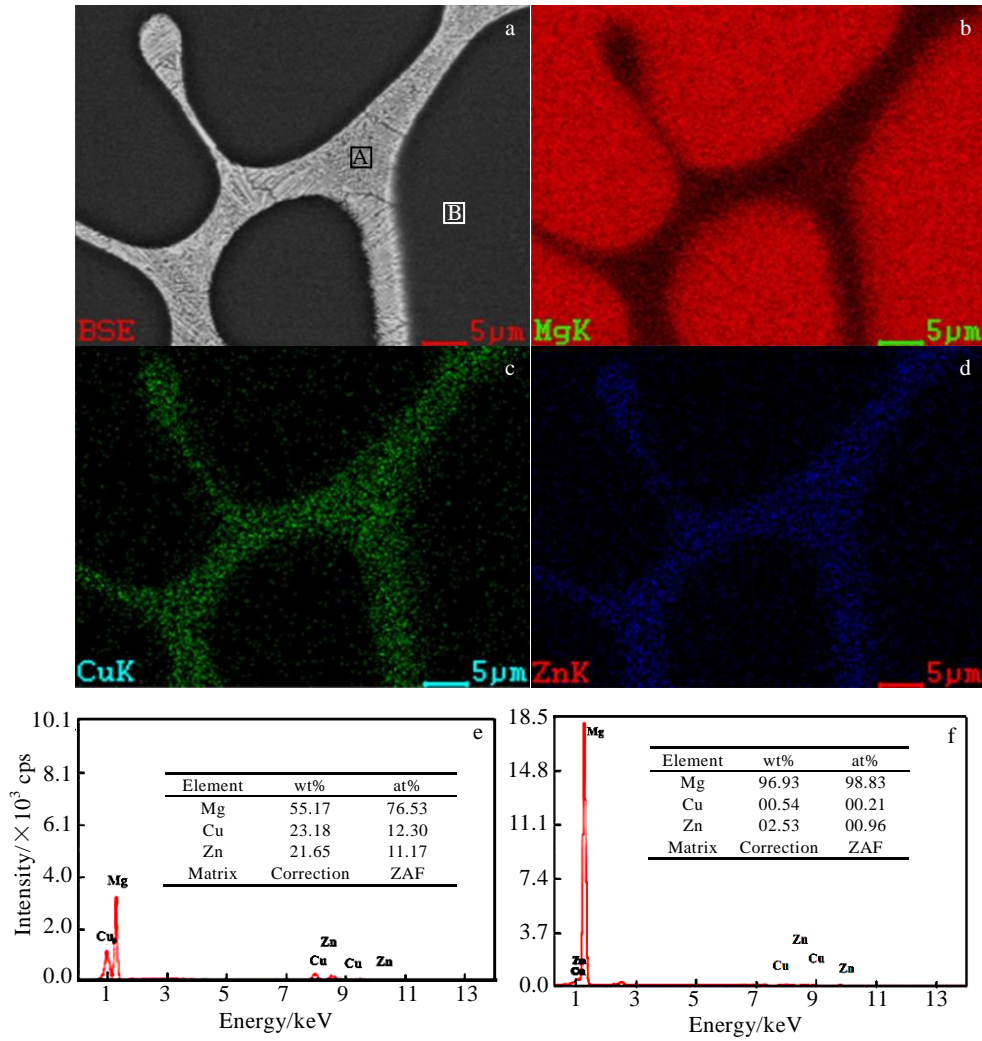


图 3 铸态 Mg-2Zn-1.5Cu 合金 EDS 面扫描分析

Fig.3 SEM image (a) and corresponding EDS area scanning of as-cast Mg-2Zn-1.5Cu alloy: (b) Mg element, (c) Cu element, (d) Zn element, (e) spectrum of zone A in Fig.3a, and (f) spectrum of zone B in Fig.3a

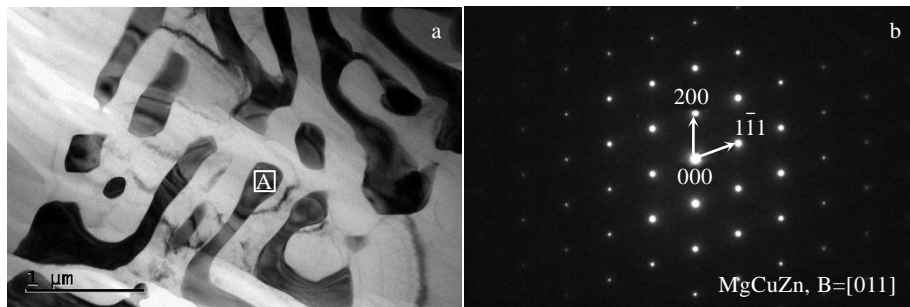


图 4 Mg-2Zn-1.5Cu 合金铸态 TEM 分析

Fig.4 TEM image of as-cast Mg-2Zn-1.5Cu alloy: (a) eutectic microstructure and (b) electron diffraction pattern of zone A, in Fig.4a B=[011]

图 6 为铸态 Mg-2Zn-1.5Cu 合金的蠕变曲线。可见，在相同温度下，随着应力的增加合金蠕变量不断加大，在有限的时间内，仅出现了蠕变减速阶段和稳态蠕变阶段；在相同应力不同温度条件下，变量同样

与温度正相关，当温度不高于 150 °C 时，有减速蠕变阶段和稳态蠕变阶段，当温度达到 200 °C 时，在有限的时间内，蠕变量大幅度提升，蠕变曲线出现加速蠕变阶段。

表 2 Mg-2Zn-1.5Cu 合金在不同温度下的拉伸力学性能

Table 2 Mechanical properties of as-cast Mg-2Zn-1.5Cu alloy at various temperatures

Temperature/°C	R_m /MPa	$R_{p0.2}$ /MPa	A /%
25	186	98	6.5
100	182	89	13.0
150	160	80	41.0
200	113	77	46.0

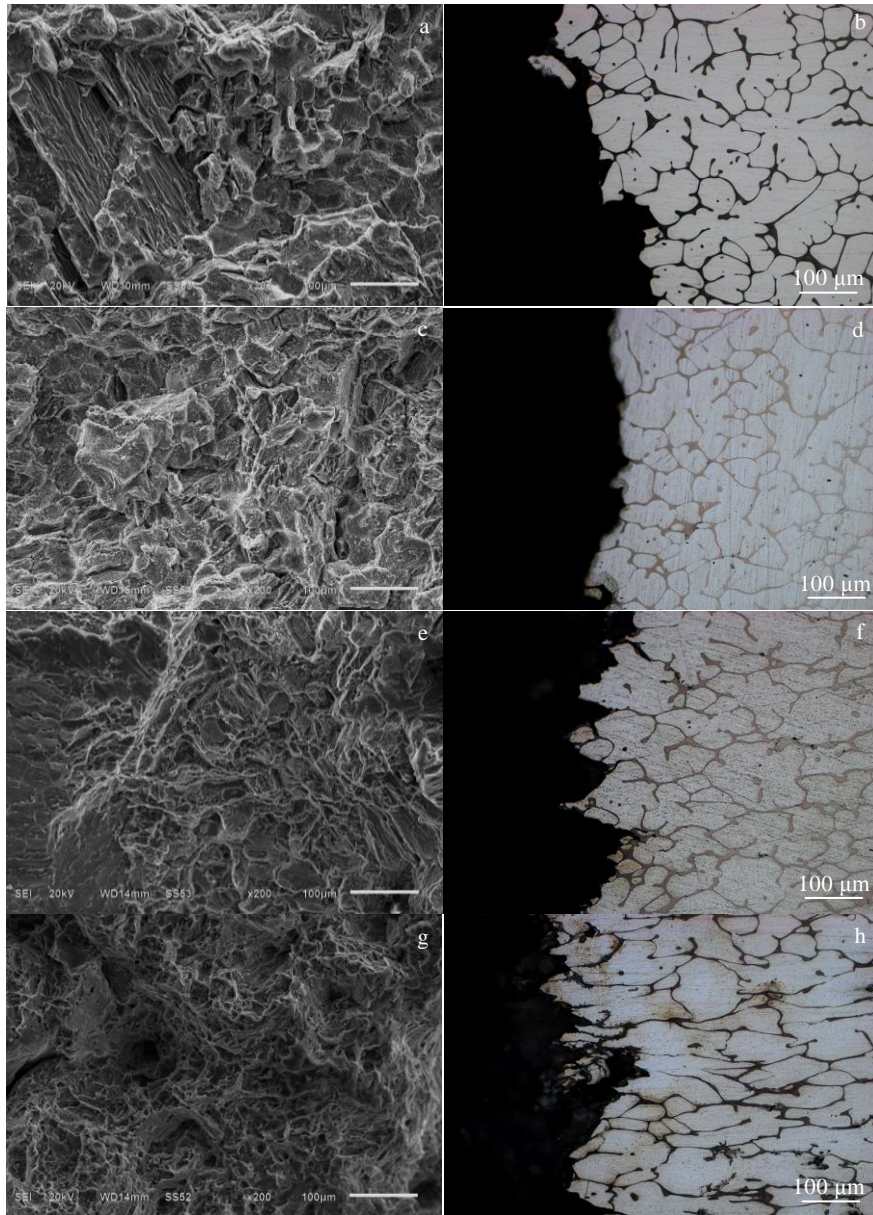


图 5 铸态 Mg-2Zn-1.5Cu 合金断口及其附近金相组织

Fig.5 Fracture and its adjacent metallographic structure of Mg-2Zn-1.5Cu alloy: (a, b) 25 °C (c, d) 100 °C, (e, f) 150 °C, and (g, h) 200 °C

表 3 为铸态 Mg-2Zn-1.5Cu 合金在不同条件下的稳态蠕变速率，与蠕变曲线相对应，在相同温度下，随着应力的增加，合金的稳态蠕变速率提

高，在相同应力条件下，合金的稳态蠕变速率随着温度的提高而提高，同时，服役温度的影响要显著高于应力对稳态蠕变速率的影响，温度达到

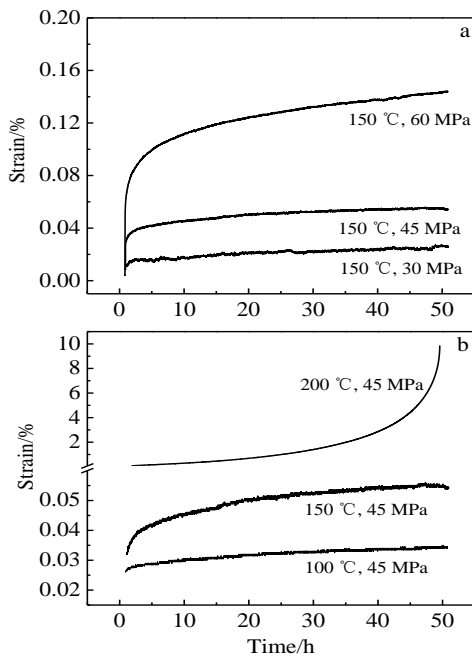


图 6 铸态 Mg-2Zn-1.5Cu 合金蠕变曲线

Fig.6 Creep curves of as-cast Mg-2Zn-1.5Cu alloy: (a) different stress creep curves at the same temperature and (b) the same stress creep curves at different temperatures

200 °C 时, 稳态蠕变速率较其他条件有数量级之间的差别。

在物理冶金学中, 把蠕变看成热激活的过程, 因此镁合金蠕变理论上适用于满足 Power-Law 方程^[12,13], 其方程表达式如下:

$$\dot{\epsilon} = A\sigma^n \exp\left(-\frac{Q_c}{RT}\right) \quad (1)$$

式中: $\dot{\epsilon}$ 为稳态蠕变速率; σ 为蠕变应力, A 为材料结构常数; Q_c 为表观蠕变激活能; R 为气体常数, 8.314 J/mol K; T 为绝对温度 (单位为 K); n 为蠕变应力指数。对式 (1) 两边同时取自然对数后得:

$$\ln \dot{\epsilon} = \ln A + n \ln \sigma - \frac{Q_c}{RT} \quad (2)$$

当蠕变温度不变时, $\ln A - \frac{Q_c}{RT} = K$, K 为常数; 于是有:

$$\ln \dot{\epsilon} = K + n \ln \sigma \quad (3)$$

当蠕变应力不变时, $\ln A + n \ln \sigma = K'$, K' 为常数; 于是有:

$$\ln \dot{\epsilon} = K' - \frac{Q_c}{RT} \quad (4)$$

当处在恒定温度条件下, $\ln \dot{\epsilon}$ 和 $\ln \sigma$ 之间存在线性

关系, 如式 (3), 得出的斜率即为应力指数 n , 拟合过程如图 7a 所示。当蠕变温度为 150 °C, 蠕变应力在 30~45 MPa 时, 应力指数为 1.15, 蠕变应力在 45~60 MPa 时, 应力指数为 3.39; 当处在恒定应力条件下, 得出的斜率即为蠕变激活能, 结果如图 7b 所示。当蠕变应力为 45 MPa, 蠕变温度在 100~150 °C 时, 蠕变激活能为 130.0 kJ/mol, 蠕变温度在 150~200 °C 时, 蠕变激活能为 36.4 kJ/mol。

目前关于镁合金的蠕变机制有以下几种推测^[14,15]: 如果应力指数 $n=1\sim3$ 时, 表明镁合金蠕变受晶界滑动控制; 当应力指数 $n=3$ 时, 镁合金蠕变为位错粘滞运动机制控制, 即位错拖拽溶质原子气团运动; 当应力指数 $n=4\sim6$ 时, 镁合金蠕变为位错攀移机制控制; 如果应力指数 $n>7$, 则认为 Power-Law 不适用。根据拟合结果可知, 当温度为 150 °C 时, 在低应力范围内 (30~45 MPa), 应力指数 $n=1.15$, 推测此时的蠕变受晶界控制; 在较高的应力范围内 (45~60 MPa), 应力指数 $n=3.39$, 推测此时的蠕变受到晶界及位错运动的联合控制。当温度由 100~150 °C 提升至 150~200 °C 范围时, 合金的蠕变激活能大幅度降低, 更说明了镁合金蠕变属于热激活过程, 温度越高, 激活能越低, 合金越容易发生蠕变。

当测试温度达到 200 °C 时, 蠕变曲线出现了加速蠕变阶段, 说明此时合金发生了蠕变失效, 意味着合金不能在此条件下进行服役。图 8 为合金蠕变断口形貌图, 分别利用二次电子及背散射电子信号源对同一断口进行观察, 发现合金发生穿晶断裂, 在韧窝周围分布着裸露的共晶组织。图 9 为铸态 Mg-2Zn-1.5Cu 合金 200 °C 蠕变后的微观组织。经过蠕变后, 基体中有明显的颗粒状相析出, 已有的研究表明^[10], 该相为 MgZn₂ 相, 同时可以发现沿着基面运动的位错, 局部位错发生了交滑移现象 (图 9a), 说明在该温度下, 合金的塑性变形能力大幅度提高。另外, 从共晶组织的形貌中可以发现, 原始的 MgZnCu 相发生了断裂 (图 9b), 说明蠕变实验过程中该相受力, 当达到极限时发生断裂。

表 3 Mg-2Zn-1.5Cu 合金在不同条件下的稳态蠕变速率

Table 3 Steady state creep rate of Mg-2Zn-1.5Cu alloy under different conditions

No.	T/°C	σ/MPa	$\dot{\epsilon} / \times 10^{-8} \text{ s}^{-1}$
1	100	45	3.48
2	150	45	7.71
3	200	45	710
4	150	30	4.66
5	150	60	19.19

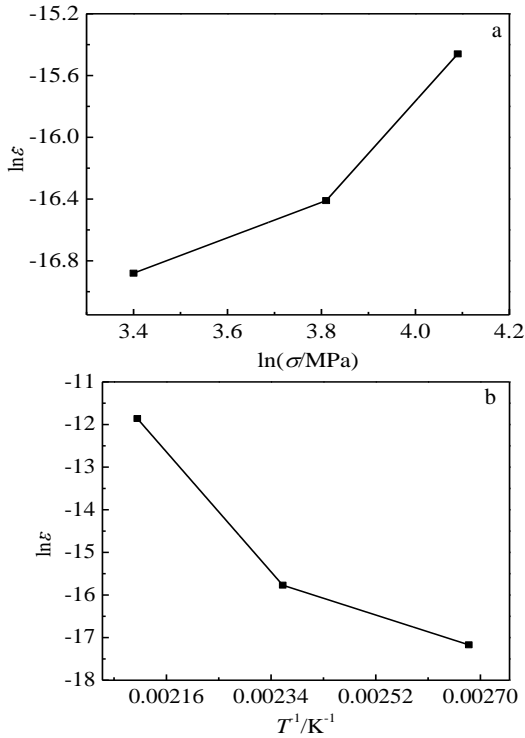


图7 铸态 Mg-2Zn-1.5Cu 合金稳态蠕变速率与温度及应力之间关系

Fig.7 Relationship between steady creep rate and temperature and stress of as-cast Mg-2Zn-1.5Cu alloy: (a) relationship between steady-state creep rate and stress ($T=150\text{ }^{\circ}\text{C}$); (b) relationship between steady-state creep rate and service temperature ($\sigma=45\text{ MPa}$)

2.2 分析与讨论

Cu 在镁中的极限固溶度很小，而且会优先与 Zn 和 Mg 形成 MgZnCu 相，该相的形成温度很高，不能在均匀化热处理过程中分解回溶，因此是一种高温稳定相，含有此相的 Mg-Zn-Cu 合金可被视为耐热镁合金^[16]。从 Mg-2Zn-1.5Cu 合金的短时服役特性上来看，当测试温度在 25 至 150 °C 范围时，合金强度下降相对有限，延伸率提高，当测试温度提高至 200 °C 时，合金强度显著下降，延伸率与 150 °C 相当。从合金的断裂形貌上来看，随着温度的提高，合金的断裂方式逐渐从沿晶断裂转变为穿晶断裂。由于 MgCuZn 相属于硬脆的化合物，室温下的塑性变形能力有限，限制了晶粒之间的协调变形，因此在受力过程中容易出现应力集中，形成裂纹源，并沿着 MgCuZn 相扩展，发生沿晶断裂。当温度提高至 100 °C 时，MgCuZn 相并没有发生明显的软化，因此合金的断裂方式没有发生改变。当温度提高至 150 °C 时，晶粒出现了较为明显的拉长现象，同时出现了较为明显的穿晶断裂，说明合

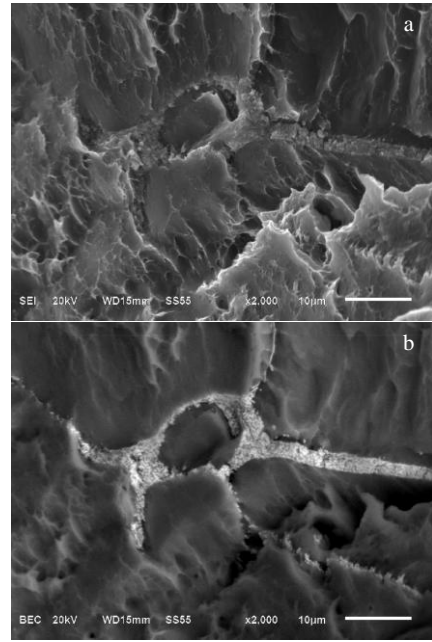


图 8 铸态 Mg-2Zn-1.5Cu 合金 200 °C 蠕变断口形貌
Fig.8 Creep fracture morphology of as-cast Mg-2Zn-1.5Cu alloy at 200 °C: (a) secondary electronic signal source result and (b) backscattered electronic signal source result

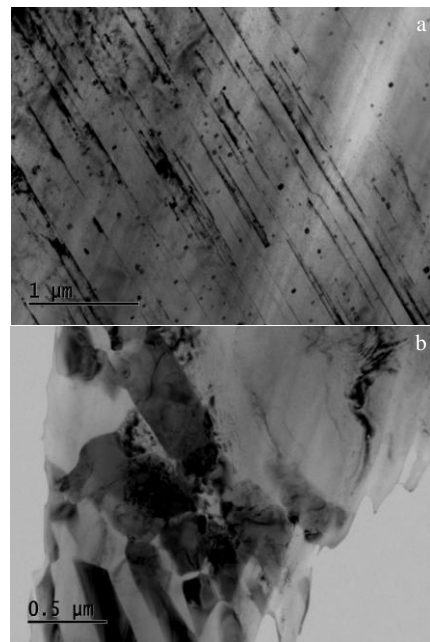


图 9 铸态 Mg-2Zn-1.5Cu 合金 200 °C 蠕变后组织形貌
Fig.9 Microstructure of as-cast Mg-2Zn-1.5Cu alloy after creep at 200 °C: (a) matrix structure and (b) eutectic structure

金中晶界强度的下降幅度比晶粒小，当晶粒受力变形时，晶界中第二相起到了阻碍作用。由共晶组织的微观形貌可以发现，这是一种形如骨骼状的组织，

MgCuZn 相与 α -Mg 基体交错生长, 因此在 150 °C 时, 共晶组织中的 α -Mg 相优先发生软化, 使得临近的 MgCuZn 相发生相互运动, 进而相互制约, 限制晶粒的持续变形, 强化合金; 当进一步受力时, 晶粒继续拉长, MgCuZn 相与基体之间的相互制约使得在两者之间产生应力集中, 形成裂纹, 并沿着较软的晶粒进行扩展, 最终形成了明显的穿晶断裂。当温度升至 200 °C 时, 具有类似的特征机制, 由于温度过高, 基体的强度下降过于明显, 总体强度相对较低。从合金在不同条件下的蠕变行为可以发现, 温度不高于 150 °C 时, 合金的稳态蠕变速率相对较低, 可以在一定的应力下进行使用而不发生蠕变断裂, 但是当温度达到 200 °C 时, 合金的稳态蠕变速率大幅度提升, 出现了加速蠕变阶段, 说明合金在此时不具备可应用的基础。根据对蠕变应力指数及激活能的拟合结果可知, 相同温度下, 随着应力变化, 蠕变机制由低应力时的晶界控制转到高应力时晶界及位错共同控制。应力的增大加速了位错的运动, 打破了原有的晶界处的第二相控制蠕变的束缚, 蠕变机制出现了双重控制的结果。在相同应力下, 随着温度的提高合金的蠕变激活能下降, 说明在高温条件下合金更容易发生蠕变, 这与短时服役的结果相类似, 第二相对合金蠕变能力的控制效果已经逐渐被基体性能的迅速弱化而取代, 特别是当温度达到 200 °C 时, 合金出现了加速蠕变阶段, 合金失稳。从蠕变后的断裂组织特征中可以发现, 基体中出现了大量沿基面运动的位错, MgCuZn 相在变形过程中发生断裂。对于在基体中析出的第二相, 主要是凝固过程中固溶于基体的 Zn 原子, 在后续的高温服役过程中析出, 这些析出相的尺寸在 30~50 nm, 对位错有一定的阻碍作用, 但这种阻碍作用也会随着温度的升高而减弱。总体来看, 铸态 Mg-2Zn-1.5Cu 合金具有一定的耐热特性, 可以在 150 °C 以下短期或者长期服役, 其耐热的关键要素就是凝固形成的 MgCuZn 相。

3 结 论

1) 合金主要由 α -Mg 基体及连续网状的共晶组织构成, 主要的第二相为 MgCuZn 相, 并没有出现 Mg-Zn 二元相。

2) 短时服役过程中, 随着温度的提升, 合金的强度下降, 当超过 150 °C 时, 合金强度显著下降, 合金塑性大幅度提升; 随着温度的提高, 合金的断裂方式由沿晶断裂转变为穿晶断裂。

3) 在相同温度下, 合金稳态蠕变速率随着应力增加而增加, 蠕变机制由晶界控制逐渐转变为晶界及位错的共同控制; 在相同应力下, 合金的稳态蠕变速率

随着温度的提升而出现数量级的变化, 蠕变激活能由 130 kJ/mol 降低到 36.4 kJ/mol, 合金的主要耐热要素就是凝固时产生的 MgCuZn 相。

参考文献 References

- [1] Wang Qun(王 群), Wang Jingchao(王婧超), Li Xiongkui(李雄魁) *et al. Aerospace Materials & Technology*(宇航材料工艺)[J], 2017, 47(1): 1
- [2] Zhao Chaoyue, Chen Xianhua, Pan Fusheng *et al. Materials Science & Engineering A*[J], 2018, 713: 244
- [3] Wu Guohua(吴国华), Chen Yushi(陈玉狮), Ding Wenjiang(丁文江). *Manned Spaceflight*(载人航天)[J], 2016, 22(3): 281
- [4] Bakhsheshi-Rad H R, Hamzah E, Medraj M *et al. Materials & Corrosion*[J], 2015, 65(10): 999
- [5] Zhao Chaoyue, Chen Xianhua, Pan Fusheng *et al. Journal of Materials Science & Technology*[J], 2019, 35(1): 142
- [6] Yuan Jiawei(袁家伟), Li Ting(李 婷), Li Xinggang(李兴刚) *et al. Transactions of Materials and Heat Treatment*(材料热处理学报)[J], 2012, 33(4): 27
- [7] Tang Tian(唐 甜), Zhang Dingfei(张丁非), Sun Jing(孙 静) *et al. Journal of Materials Engineering*(材料工程)[J], 2016, 44(11): 9
- [8] Zhu Hongmei(朱红梅), Fan Xiangfang(樊湘芳), Luo Chengping(罗承萍) *et al. Journal of University of South China, Science and Technology*(南华大学学报, 科学与技术)[J], 2012, 26(4): 43
- [9] Hu Yaobo(胡耀波), Zhao Chong(赵 冲), Wu Fuzhou(吴福洲) *et al. Hot Working Technology*(热加工工艺)[J], 2012, 41(2): 16
- [10] Hu Yaobo(胡耀波), Yao Qingshan(姚青山), Zhu Can(朱 灿) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2017, 46(6): 1668
- [11] Pan H, Pan F, Wang X *et al. Materials Science and Technology*[J], 2014, 30(7): 759
- [12] Kabirian F, Mahmudi R. *Materials Science & Engineering A*[J], 2013, 566(13): 30
- [13] Shichang Z. *Journal of Mechanical Engineering*[J], 2009, 45(3): 291
- [14] Valle J D, Ruano O A. *Acta Materialia*[J], 2007, 55(2): 455
- [15] Zou Honghui(邹宏辉), Zeng Xiaoqin(曾小勤), Zhai Chunquan(翟春泉) *et al. Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2006, 42(1): 41
- [16] Ma Yanlong(麻彦龙), Yang Mingbo(杨明波), Peng Huadong(彭华东) *et al. Material Guide: Online Edition*(材料导报: 网络版)[J], 2008(1): 16

Microstructure and Mechanical Properties of As-cast Mg-2Zn-1.5Cu Magnesium Alloy

Ma Minglong¹, Zhang Kui¹, Li Yongjun¹, Yuan Jiawei¹, Zhang Wanpeng¹, Dai Xiaoteng¹, Liu Xiaodao²

(1. State Key Laboratory of Nonferrous Metals and Processes, GRIMAT Engineering Institute Co., Ltd, Beijing 101407, China)

(2. Nanjing Yunhai Special Metals Co., Ltd, Nanjing 211200, China)

Abstract: The microstructure and mechanical properties of Mg-2Zn-1.5Cu (at%) alloy were investigated by means of metallographic microscope, scanning electron microscopy, transmission electron microscopy, XRD phase analysis and mechanical properties test. The results show that the as-cast alloy has obvious element segregation, and the main second phase is MgCuZn phase; the mechanical properties of the alloy decrease when the temperature rises, while the plasticity changes are more significant than the strength change, and the fracture mode of the alloy also changes from intergranular fracture at low temperature to transgranular fracture at high temperature; at the same temperature, the steady-state creep rate of the alloy increases and the creep mechanism is transformed from grain boundary control to joint control of grain boundary and dislocation with the increase of the stress; at the same stress, there are orders of magnitude increase in the steady-state creep rate of the alloy with the increase of the temperature, and the creep activation energy decreases from 130 kJ/mol to 36.4 kJ/mol; the alloy reaches an acceleration creep stage at 200 °C, 45 MPa and creep fracture occurs with obvious transgranular fracture characteristics in the fracture position and a large number of dislocations along the base surface in the matrix. Part of these dislocations climb and the MgZnCu phase has the effect of slowing creep deformation.

Key words: Mg-2Zn-1.5Cu alloy; microstructure; mechanical properties; creep

Corresponding author: Ma Minglong, Ph. D., Senior Engineer, State Key Laboratory of Nonferrous Metals and Processes, GRIMAT Engineering Institute Co., Ltd, Beijing 101407, P. R. China, Tel: 0086-10-60662665, E-mail: maminglong@grinm.com