

压铸耐热镁合金的研究现状和发展趋势

郁鑫¹ 王国红² 白扬¹ 叶兵¹

(1.上海交通大学材料科学与工程学院,轻合金精密成型国家工程研究中心及金属基
复合材料国家重点实验室; 2.山东雅博科技股份有限公司)

摘要 压铸耐热镁合金的发展对促进汽车轻量化进程具有重要意义。分析了压铸镁合金的高温强化机制和塑性变形机制,并结合压铸耐热镁合金的特点探讨了提升其强度及塑性的有效方式。总结了压铸耐热镁合金的研究进展,从合金开发、高温性能、微观组织、失效原因等角度进行了分析。此外,结合压铸耐热镁合金对铸造性能和高温性能的要求,讨论了其发展前景。

关键词 耐热镁合金;压铸;强化机制;Mg-Al;Mg-RE

中图分类号 TG146.22 **文献标志码** A

DOI:10.15980/j.tzzz.2022.02.003

开放科学(资源服务)标识码(OSID):



Research Status and Development Trend of Die-casting Heat-resistant
Magnesium Alloys

Yu Xin¹, Wang Guohong², Bai Yang¹, Ye Bing¹

(1.National Engineering Research Center of Light Alloy Net Forming and State Key Laboratory
of Metal Matrix Composites, School of Materials Science and Engineering,
Shanghai Jiaotong University; 2.Shandong Yabo Technology Co., Ltd.)

Abstract: Die-casting heat-resistant magnesium alloys have great potential in weight-saving of automobile. Firstly,strengthening mechanisms and plastic deformation mechanisms of die-casting magnesium alloys at high temperature were described. Combining with the characteristics of die-casting heat-resistant magnesium alloys, effective ways to improve strength and ductility were analyzed. Then, current research progress in die-casting heat-resistant magnesium alloys was summarized from the aspects of alloy composition development, high-temperature performance,microstructure and failure cause. Finally, combining with the demand of casting properties and mechanical behavior, the research directions and perspectives were pointed out.

Key Words: Heat-resistant Mg Alloy, Die Casting, Strengthening Mechanism, Mg-Al, Mg-RE

近年来,为了降低汽车能耗和尾气排放量,研究者对汽车轻量化越来越重视。汽车轻量化包括汽车结构优化设计、轻量化材料的应用和先进制造工艺等^[1]。镁合金作为最轻的金属结构材料之一,兼具高比强度和比刚度、良好的减震性能及散热性能等,得到广泛的重视^[2]。压铸工艺作为镁合金生产应用最广的工艺之一,相比于挤压、轧制等方式,更适合一体化生产表面精度高、形状复杂的薄壁件;同时相比于重力铸造,压铸工艺生产效率更高,经济效益更好,更适用于汽车用镁合金铸件的批量成形^[3,4],因此,压铸镁合金在汽车轻量化进程中具有广阔的应用前景。目前典型压铸镁合金有AZ91(Mg-9Al-1Zn)、AM50(Mg-5Al-0.3Mn)和AM60

(Mg-6Al-0.3Mn),主要用于汽车壳体、支架、盖子等服役温度低于120℃的次受力结构件;压铸耐热镁合金AE44(Mg-4Al-4RE)等用于服役温度低于175℃的部件中。对于服役温度约200℃的发动机、传动部件等,尚没有压铸镁合金满足服役要求^[3,5,6]。为了进一步推进汽车轻量化进程,加快压铸镁合金在发动机缸体、变速箱等部件中的应用,需要开发高温性能更好的压铸耐热镁合金以取代目前所用的A380铝合金。

本课题从镁合金的高温强化机制和塑性变形机制着手,探讨了提高压铸镁合金高温强度及塑性的有效方式。同时结合近年来的研究工作,总结了压铸耐热镁合金的研究进展,探讨其发展方向,为其后续研发提供参

收稿日期:2021-06-11;修改稿收到日期:2021-09-15

基金项目:国家重点研发计划资助项目(2016YFB0301001)

第一作者简介:郁鑫,女,1992年出生,博士研究生,上海(200240),E-mail: yuxin2019@sjtu.edu.cn

通信作者:叶兵,男,1977年出生,副研究员,上海(200240),E-mail: bingye@sjtu.edu.cn

引用格式:郁鑫,王国红,白扬,等. 压铸耐热镁合金的研究现状和发展趋势[J]. 特种铸造及有色合金,2022,42(2):144-151.

YU X, WANG G H, BAI Y, et al. Research status and development trend of die-casting heat-resistant magnesium alloys[J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2022, 42(2):144-151.

考。

1 压铸耐热镁合金

近年来耐热镁合金的生产主要采用重力铸造,以 Mg-RE 系为主的 Mg-Y-Gd-Zn、Mg-Y-Zn-(Zr)、Mg-Gd-Zn-(Zr)等镁合金热处理后具有很强的弥散强化作用,其高温强度超过了汽车用耐热铝合金^[7~9]。CHEN X等^[7]发现砂型铸造 WG103 合金经过 T6 峰值时效处理后,其室温和 250 ℃时的抗拉强度分别为 341 MPa 和 307 MPa,伸长率分别为 2.5% 和 9.6%。JAFARI N H R等^[8]发现 WG123-T6 合金在 250 ℃时抗拉强度为 320 MPa,伸长率为 8%。LU J W 等^[9]在 Mg-Gd-Y-Zr 体系中加入一定量的 Zn,经金属型铸造并经 T6 热处理后在 200 ℃时的抗拉强度为 345 MPa,300 ℃时也能保持在 266 MPa。表 1 为部分 Mg-RE 系重力铸造镁合金在不同温度下的力学性能,同时以商用 A380 铝合金作对比。可以看出,重力铸造 Mg-RE 系合金高温力学性能优于 A380 铝合金。

表 1 典型重力铸造镁合金的力学性能

Tab.1 Mechanical properties of typical gravity-casting

Mg alloys						
合金	成分	状态	测试温度/℃	屈服强度/MPa	抗拉强度/MPa	伸长率/%
GW103 ^[7]	Mg-10Gd-3Y-0.5Zr	S, T6	25	231	341	2.5
			150	232	350	5.2
			200	225	342	5.6
			250	215	307	9.6
GW123 ^[8]	Mg-12Gd-3Y-0.5Zr	PM, T6	25	240	360	2
			150	260	375	5
			200	230	340	7.5
			250	229	320	8
WGZ1152 ^[9]	Mg-11Y-5Gd-2Zn-0.5Zr	PM, T6	300	177	200	18
			25	240	305	1.5
			150	240	310	2
			200	280	340	3
A380 ^[10]	Al-3.5Cu-8.5Si	D, F	250	270	325	4.5
			300	230	266	8.5
			24	165	330	3
			100	165	310	4
			150	152	235	5
			205	110	165	8
			260	55	90	20
			315	28	49	30
			371	17	28	35

注:S 为砂型铸造;PM 为金属型铸造;D 为高压铸造;T6 为经过固溶热处理后再进行人工时效的状态;F 为铸态

相比于重力铸造镁合金,压铸镁合金一方面要求具有良好的铸造性能;另一方面,在压铸过程中,熔融金属液高速填充、快速冷却,型腔中的气体来不及排出,导致铸件内部存在气孔,高温时气孔内的气体膨胀会使铸件表面鼓泡,因此无法热处理^[11]。

2 高温强化机制和塑性变形机制

2.1 高温强化机制

镁合金常温强化机制涉及固溶强化、细晶强化和第二相强化^[12~14],其中细晶强化和第二相强化占主导作用^[15]。对于晶粒细小的压铸镁合金,高温强化的一个主要手段是引入热稳定性良好的第二相来钉扎晶界,以同时实现细晶强化和第二相强化作用,并配合固溶强化以提升合金性能。

压铸对镁合金铸造性能有较高的要求,最典型的压铸镁合金以 Mg-Al 系为主。常温下,Al 与 Mg 形成无序固溶体,与位错呈弹性交互作用,阻碍位错运动,起到一定的强化作用^[16]。当温度升高时,Al 的固溶强化作用基本可以忽略^[17]。此外,近年来高性能压铸 Mg-RE 系的开发使得 RE 元素的固溶强化得到了广泛的关注。研究者发现,RE 元素尤其是 Y 与 Gd 在室温和高温下的固溶强化作用远优于 Al,是耐热性能好的一个主要原因。RE 元素的固溶强化作用可能涉及到元素的短程有序分布(SRO)^[6]、动态应变时效^[18]等,尚需进一步探究。

压铸镁合金中的第二相强化主要是初生相对晶界的钉扎。如 Mg-Al 系中加入 Si、Ca、Sr、RE 等后,分别形成了热稳定性较高的 Mg₂Si、Al₂Ca、Al₄Sr 和 Al₁₁RE₃/Al₂RE 相,有效提升了 Mg-Al 系合金的蠕变性能^[6,19,20]。此外,KAWAMURA Y 等^[21]对一系列 Mg-RE 合金组织及性能进行研究,发现在晶界处形成 LPSO 相的压铸合金,其高温组织稳定性和高温力学性能都明显优于含有其他晶界相的合金。BAI Y 等^[22]开发出的一种 Mg-Y-Zn 合金,在晶界处形成网状 LPSO 相,其室温性能远优于 AE44 镁合金。因此,致密的网状 LPSO 相形成对晶界的钉扎将是新型压铸耐热镁合金高温强化的一个有效机制。

2.2 塑性变形机制

室温下,只有当外力大于材料的屈服应力时才会引起塑性变形。室温塑性变形机制包含位错滑移、孪生和扭折^[23~25],其中位错滑移是大部分金属及合金塑性变形的机制。在密排六方(HCP)结构的金属中,连续塑性变形要求同时开动 $\langle a \rangle$ 和 $\langle c+a \rangle$ 位错,其中 $\langle a \rangle$ 位错可以是基面 $\{0001\}$ $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ 位错、棱柱面 $\{00\bar{1}0\}$ $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ 位错或锥面 $\{00\bar{1}1\}$ $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ 位错,但 $\langle c+a \rangle$ 位错仅存在于锥面上,因此真正影响 HCP 金属塑性的因素是 $\langle c+a \rangle$ 位错的运动。在纯镁中,与塑性变形有关的 $\langle c+a \rangle$ 位错的运动包括滑移和交滑移。WU Z 等^[23]通过计算表明,锥面 II 上的 $\langle c+a \rangle$

位错相比于锥面 I 上的 $\langle c+a \rangle$ 位错具有更低的能量。在低应力和室温下, 锥面 I 上的 $\langle c+a \rangle$ 位错极易交滑移到锥面 II 上, 但锥面 II 上的 $\langle c+a \rangle$ 位错不能运动到锥面 I 上, 因此室温下 $\langle c+a \rangle$ 位错的滑移主要在锥面 II 上进行。但锥面 II 上的 $\langle c+a \rangle$ 位错处于亚稳态, 极易转变成能量更低的不可动位错, 因而导致了纯镁室温塑性差^[26]。除了位错滑移外, 孪生也是镁合金中常见的塑性变形机制。孪生一般发生在低温、高应变速率下^[27,28], 其对塑性变形的贡献小于 7%^[26]。孪生分为拉伸孪晶 $\{10\bar{1}2\} \langle 10\bar{1}\bar{2} \rangle$ 和压缩孪晶 $\{10\bar{1}1\} \langle 10\bar{1}\bar{2} \rangle$ 与 $\{10\bar{1}3\} \langle 10\bar{1}\bar{2} \rangle$ 。此外, 扭折也是塑性变形的一种机制, 但对塑性变形贡献远小于滑移和孪生, 在含有 LPSO 相的 Mg-Y-Zn 合金中尤其常见, 能在一定程度上协调镁合金的塑性变形^[25]。

高温下的塑性变形机制与变形条件有关, 拉伸时, 合金的塑性变形机制与常温时类似, 涉及位错滑移、孪生和扭折; 蠕变条件下, 变形机制以晶界滑移和位错运动为主。WANG H 等^[27~29] 对加工态镁合金拉伸条件下的塑性变形机制进行了研究。对于轧制态 AZ91 合金, 在较低温度(约 50 °C)时, 孪生和位错滑移对塑性变形的贡献相当; 随着温度升高到 150 °C 以上, 孪生的贡献消失, 塑性变形以位错滑移为主。位错滑移主要是基面 $\langle a \rangle$ 、柱面 $\langle a \rangle$ 以及锥面 $\langle a+c \rangle$, 不同温度下, 各类位错对塑性变形的贡献也不同^[29]。对于铸态和挤压态 Mg-10Gd-3Y-0.5Zr 合金, 在 250 °C 时, 铸态合金的主要滑移系也涉及基面 $\langle a \rangle$ 、柱面 $\langle a \rangle$ 以及锥面 $\langle a+c \rangle$, 其中锥面 $\langle c+a \rangle$ 位错占 14%, 但对于挤压态的合金, 不论是挤压方向还是垂直于挤压方向或是 45° 方向, 主要滑移系为基面 $\langle a \rangle$ 和柱面 $\langle a \rangle$, 而锥面 $\langle c+a \rangle$ 对塑性变形的贡献小于 1%, 基本可以忽略^[30]。随着温度升高, 挤压态合金中基面 $\langle a \rangle$ 和柱面 $\langle a \rangle$ 位错对塑性变形的贡献也发生转化^[28]。MO N 等^[3] 综述了铸造镁合金的蠕变性能, 发现镁合金在蠕变过程中的变形机制以晶界滑移、位错攀移和交滑移为主, 具体的机制与温度、应力、应变速率等因素有关。当温度和应力都相对较低, 如在 100~175 °C, 60 MPa 时, Mg-Al 合金以晶界滑移蠕变为主; 当在 150~250 °C、应力为 60~120 MPa 时, 以位错攀移为主; 当外加应力接近材料的屈服应力时, Mg-Al 合金以位错滑移和攀移蠕变为主。

镁合金的塑性变形机制除了与温度、应力、应变速率等因素有关, 还受合金化元素的影响。WU Z 等^[31] 的研究表明, 合适的固溶元素也会促进 $\langle c+a \rangle$ 位错的滑移从而提高合金的塑性。RE 的摩尔分数在 0.03%~1% 之间时(如 Y), 可以使 $\langle c+a \rangle$ 位错的交

滑移与增殖速率超过其向不可动位错转变的速率, 进而降低 $\langle c+a \rangle$ 位错的临界分切应力(CRSS), 提高合金的塑性。SANDLOBES S^[32] 也证明 Mg-Y 合金的室温塑性为 20%, 相比于纯镁的 5%, 提升明显。

综上, 温度等外部因素与合金元素等内部因素均会对压铸合金的塑性变形机制产生较大的影响, 而塑性变形机制与材料的力学性能密切相关, 因此需要对压铸合金的塑性变形机制进行研究以开发塑性较好的镁合金。Mg-Y 系合金有着较好的塑性, 具有较大的发展潜力。

3 压铸耐热镁合金的研究进展

压铸耐热镁合金主要是 Mg-Al 系和 Mg-RE 系。此外, 由于不能进行热处理, 就要求压铸镁合金在铸造过程中形成具有高性能的组织。

在 Mg-Al 合金中添加合金元素, 如 Si、Sr、Ca、稀土等可以形成第二相以钉扎晶界, 一定程度上提高其耐热性。但目前综合性能最好的压铸耐热镁合金 AE44 (Mg-4Al-4RE) 的服役温度也不高于 175 °C。此外, 基于 Mg-RE 系合金也进行了压铸工艺尝试, 但目前尚没有成熟的压铸 Mg-RE 系合金商用化。

3.1 AZ 与 AM 系镁合金

AZ 和 AM 系是发展最早且到目前为止应用最广的压铸镁合金, 其中典型的合金是 AZ91、AM50 和 AM60。这些合金兼具良好的力学性能、铸造性能和抗腐蚀性能, 广泛应用于汽车的离合器壳体、刹车支架等次受力结构件^[33]。

表 2 是典型 AZ 和 AM 系压铸镁合金的室温及高温力学性能, 表 3 是 AZ91 合金的蠕变性能, 同时以目前汽车高温用 A380 铝合金作对比。可以看出, 室温和 150 °C 下, 典型压铸镁合金强度远低于 A380 铝合金。室温下, AZ 和 AM 系镁合金抗拉强度在 200~250 MPa, 在 150 °C 时为 130~160 MPa; 而 A380 铝合金的室温抗拉强度为 330 MPa, 在 150 °C 时为 235 MPa, 均明显高于传统压铸镁合金。此外, 在 150 °C 和 175 °C 时 A380 铝合金的蠕变强度为 AZ91 合金的 6~8 倍; 在 150 °C, 35~50 MPa 时, A380 铝合金的蠕变应变比

表 2 AZ91、AM50、AM60 镁合金和 A380 铝合金的力学性能^[6]

Tab.2 Mechanical properties of AZ91, AM50, AM60 magnesium alloys and A380 aluminum alloy ^[6]						
合金	室温			150 °C		
	屈服强度/MPa	抗拉强度/MPa	伸长率/%	屈服强度/MPa	抗拉强度/MPa	伸长率/%
AZ91	147	235	6	107	150	17
AM50	120	205	9	80	160	24
AM60	124	247	12	91	136	23
A380	165	330	3	152	235	5

AZ91的低1~2个数量级。AM50和AM60的蠕变性能与AZ91类似^[6]。因此传统压铸AZ和AM系镁合金的高温性能,尤其是蠕变性能差,其使用温度一般不超过120℃,不能应用在温度较高的汽车零部件上。

表3 AZ91镁合金和A380铝合金的蠕变性能^[6,34]

Tab.3 Creep properties of AZ91 magnesium alloy and A380 aluminum alloy ^[6,34]			
合金	测试条件	强度/MPa	应变/%
AZ91	150℃/100 h/0.1%蠕变应变	12.5	2.5
	175℃/100 h/0.1%蠕变应变	10	6.35
A380	150℃/35 MPa/200 h	74	0.19
	150℃/50 MPa/500 h	72	0.099

AZ91微观组织由α-Mg晶粒和晶界相组成,晶界相主要由不连续分布的Mg₁₇Al₁₂相和富Al的α-Mg固溶体组成^[6]。室温下,晶界Mg₁₇Al₁₂相可以阻碍位错在晶界处的运动,起到一定的强化作用,同时Al可以起到固溶强化的作用^[35]。当温度升高时,一方面是由于Mg₁₇Al₁₂相热稳定性差(熔点为458℃,共晶温度为437℃),极易粗化或软化,失去对晶界的钉扎作用,导致晶界更易迁移和滑移;另一方面,高温下Al的固溶强化作用消失,且随着温度升高,Al在镁基体中的扩散系数增大,促进了高温蠕变发生^[19]。这些因素综合作用降低了AZ系和AM系镁合金的高温力学性能。

压铸AZ和AM系镁合金,在保证合金具有良好铸造性能的同时,可以从3方面着手以提高其高温性能:一是减少或避免低熔点相,如Mg₁₇Al₁₂相的形成;二是促进晶界组织的稳定性,如引入热稳定性高的晶界第二相,以对晶界进行钉扎,阻碍晶界迁移或滑移;三是提高基体中的固溶强化或弥散强化,以阻碍位错在基体中的运动^[3,22]。

3.2 AS、AX和AJ系镁合金

Mg-Al系合金中加入Si^[19]、Ca^[20,37]、Sr^[20]等合金元素,一方面可以抑制Mg₁₇Al₁₂低熔点相的形成,另一方面可以形成热稳定性较好的第二相钉扎晶界,高温下同时发挥合金的细晶强化及第二相强化效果,从而有效提高合金的高温性能。

表4和表5为典型镁合金的力学性能和蠕变性能。Mg-Al中加入Si得到的是Mg-Al-Si(AS)系镁合金,典型的合金是AS21(Mg-2Al-1Si-0.4Mn)和AS41(Mg-4Al-1Si-0.35Mn)。AS合金由α-Mg晶粒和晶界组成,晶界相除了富Al的α-Mg和Mg₁₇Al₁₂相外,还有Mg₂Si相零散分布^[38]。由于Al含量较低,Mg₁₇Al₁₂相含量降低,同时Mg₂Si相热稳定性高(熔点为1085℃),高温下不易粗化和软化,对晶界的钉扎作用显著,因而AS系相比于AZ和AM系具有更好的蠕变性能^[39]。但当温度高于150℃,Mg₂Si相易在一定应力

作用下破碎,使合金蠕变抗力迅速降低^[40]。因此AS系合金的使用温度不超过150℃,一般用于汽车空冷发动机曲轴箱、风扇壳体和发动机支架等^[41]。

表4 典型压铸镁合金AS、AX、AJ和MRI系的力学性能^[6,34,35]

Tab.4 Mechanical properties of typical AS, AX, AJ and MRI series die-casting magnesium alloys ^[6,34,45]									
合金	室温			150℃			175℃		
	屈服强度/MPa	抗拉强度/MPa	伸长率/%	屈服强度/MPa	抗拉强度/MPa	伸长率/%	屈服强度/MPa	抗拉强度/MPa	伸长率/%
AS21	130	240	9	90	125	35	80	115	32
AS41	150	220	4	94	153	17	85	127	18
AXJ530	188	242	4	144	207	12	146	190	13
AJ52	126	232	9	97	159	18	93	137	22
MRI153	164	251	7	127	190	13	115	160	13
MRI230	180	221	4	140	182	6	136	168	7

表5 典型压铸镁合金AS、AX、AJ和MRI系蠕变性能^[3,6,34]

Tab.5 Creep properties of typical AS、AX、AJ and MRI series die-casting magnesium alloys ^[3,6,34]			
测试剂	蠕变强度/MPa		蠕变应变/%
	150℃/100 h/0.1%应变	175℃/100 h/0.1%应变	150℃/50 MPa/200 h
AS21	37	32	—
AS41	15	13	0.45
AXJ530	107	90	0.05*
MRI153	68	65	0.15#
AJ52	57	42	0.04

注:AXJ530的蠕变应变测试条件为150℃/83 MPa/100 h;MRI153的蠕变应变测试条件为150℃/50 MPa/100 h

Mg-Al合金中加入Ca和Sr得到的是Mg-Al-Ca(AX)和Mg-Al-Sr(AJ)系镁合金,典型的合金包括AXJ530(Mg-5Al-3Ca-0.2Sr)、AJ52(Mg-5Al-2Sr)和MRI230(Mg-6.5Al-2Ca-1Sn-0.3Sr)等。与AS合金类似,这些合金都是由α-Mg晶粒和晶界相组成,但晶界不含低熔点Mg₁₇Al₁₂相,主要是熔点较高的Al₂Ca、Al₄Sr等^[42~44]。在150℃以下,这些合金蠕变性能良好,但温度升高到150℃时,合金中又析出了Mg₁₇Al₁₂相,降低了蠕变抗力,因此使用温度一般也在150℃以下。

3.3 AE系镁合金

为了进一步提高压铸耐热镁合金的高温力学性能,研究者又研发了Mg-Al-RE(AE)合金^[34]。相比于之前的压铸耐热镁合金,AE系列具有更高的蠕变抗力,典型的合金是AE42(Mg-4Al-2RE)。BAKKE P等^[46]又研发出AE44合金,目前AE44(Mg-4Al-4RE)是商用的综合性能最好的压铸耐热镁合金,主要用于汽车发动机托架。

表6为AE44合金在不同温度下的力学性能^[47]。可以看出,随着温度升高,AE44合金强度呈现下降趋

势,伸长率先升高后降低。表 7 为 AE44 合金的蠕变性能^[46~49]。可以看到 150 ℃和 175 ℃时的蠕变强度优于 A380 铝合金。200 ℃时 AE44 蠕变速率受应力影响较大,随着应力从 60 MPa 增加到 70 MPa,蠕变速率提高约一个数量级;当温度升高到 250 ℃时,即使应力较低,合金的蠕变性能也迅速恶化,因此 AE44 合金的使用温度一般低于 175 ℃。

表 6 压铸镁合金 AE44 合金的力学性能^[47]

Tab.6 Mechanical properties of AE44 magnesium alloy ^[47]			
温度/℃	屈服强度/MPa	抗拉强度/MPa	伸长率/%
室温	140	247	11
120	126	172	22
150	110	145	25
175	107	123	26
200	105	115	23

表 7 压铸镁合金 AE44 蠕变性能

Tab.7 Creep properties of AE44 magnesium alloy		
测试条件		AE44
蠕变强度/ MPa	150 ℃/100 h/0.1%蠕变应变 ^[6]	91
	175 ℃/100h/0.1%蠕变应变 ^[3]	76
最小蠕变速率/ s ⁻¹	175 ℃/40 MPa/100 h ^[46]	6.9×10^{-10}
	175 ℃/75 MPa/120 h ^[48]	6.16×10^{-10}
	200 ℃/60 MPa/120 h ^[48]	5.72×10^{-10}
	200 ℃/70 MPa/96 h ^[47]	3.42×10^{-9}
	250 ℃/60 MPa/120 h ^[49]	5.03×10^{-8}

AE44 合金主要由 α -Mg 晶粒和片层状 $Al_{11}RE_3$ 及少量块状 Al_2RE 晶界相组成,见图 1。AE44 合金相比于其他 Mg-Al 合金,在 150~175 ℃范围内具有更好的蠕变性能,这是因为该温度区间内 $Al_{11}RE_3$ 和 Al_2RE 相呈现良好的热稳定性^[50]。但同时也可以发现,随着温度升高,AE44 的强度下降很快,在 200 ℃以上蠕变性能也随应力增加而迅速恶化,但目前对蠕变性能恶化的机理尚存在争议^[46,48~50]。

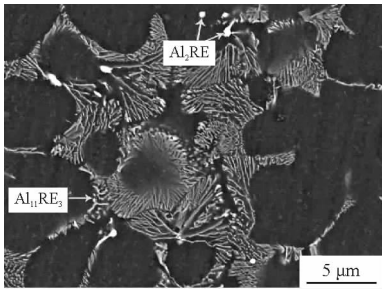


图 1 AE44 合金的微观组织

Fig.1 Microstructure of AE44 alloy

3.4 Mg-RE 系镁合金

20 世纪 30 年代首次发现稀土元素(Ce)可以提高镁合金的强度,随后在传统压铸 Mg-Al 系的基础上发展了 Mg-Al-RE,但到 21 世纪初,综合性能最好的 AE42 合金的服役温度仍低于 150 ℃^[34]。为了能在耐

热性能方面有所突破,研究者们开始开发新的体系。

MORENO I P 等^[51,52]在 Mg-Al 系外开发出了 Mg-RE 系镁合金,并成功制备了 MEZ(Mg-2.5RE-0.35Zn)等合金。相比于 AE42,MEZ 合金在更高温度、更高应力(175 ℃,80~100 MPa)条件下具有更高的蠕变抗力。随后在对 MEZ 合金的研究中发现,不同的 RE 元素(如 La、Ce、Nd)由于固溶度不同,对合金蠕变性能的影响也不同。Nd 由于固溶度较大,在蠕变过程中形成了弥散的动态析出相而提升了合金的蠕变性能^[53]。基于此,在 MEZ 的基础上通过添加一定的 Nd 得到了 AM-HP2+(Mg-La-Ce-Nd-Zn)合金,其在 150~200 ℃具有更优的蠕变性能^[54],但是,这两种合金的塑性和强度较低。

近年来,随着 AE 系合金性能提升瓶颈的出现以及相关基础理论的完善,Mg-RE 体系的压铸耐热镁合金再次被研究者们关注。MURAYAMA K 等^[55]研究表明,HCP 结构的镁合金比 FCC 结构的铝合金的抗蠕变潜力更高,但实际上镁合金的抗蠕变性能普遍要比铝合金差,Mg-Al 系合金抗蠕变性能差是由合金中的 Al 导致的。其次,Mg-Al 系合金室温或高温下难以避免出现 $Mg_{17}Al_{12}$ 低熔点相,抑制了 Mg-Al 合金的服役温度。此外,温度升高时 Al 在 Mg 中扩散速率快,大大促进了蠕变的发生^[36],压铸 Mg-Al 合金的发展遇到了瓶颈,难以突破 175 ℃。

后来,GAVRAS S 等^[56]制备了一系列 Mg-La 系镁合金,在 Mg-La 的基础上分别添加 Nd、Y 和 Gd,发现 Y 和 Gd 更有利于蠕变性能的提升。HUA X 等^[4]在 Mg-La 系的基础上,通过添加 Y 以提高塑性,添加 Zn 以提高铸造性能而得到了 ZLaW423(Mg-4Zn-2.3La-2.7Y)压铸合金,该合金通过晶界相的连通而分散了 Mg 基体的受力,使合金获得了较高的压缩性能。由于压铸镁合金没有明显的织构,因此认为压缩与拉伸状态下合金的屈服强度没有明显的区别。BAI Y 等^[22]成功制备了含网状 LPSO 相的 Mg-Y-Zn 合金,相比于 AE44 合金,室温下具有更优异的性能,在 200 ℃高温拉伸性能与蠕变性能尚未见报道。

表 8 为典型压铸 Mg-RE 合金的高温拉伸(ZLaW423 为压缩)性能与蠕变性能。可以看出,典型的 AM-HP2+合金屈服强度随温度变化小,约为 7%,说明了该合金组织稳定性好,同时相比于 AE44 合金具有更高的蠕变抗力。Mg-0.48La-1.18Y 合金的蠕变性能与 AM-HP2+合金相当,在 177 ℃时的强度更高。ZLaW423 合金压缩屈服强度较高,但由于缺少拉伸与蠕变性能,因此还需要进一步的探究才能进行更全面的对比。但典型 AM-HP2+合金室温强度及各温度下伸

长率相比于 AE44 明显偏低,因此基于 Mg-RE 系的研究需要在保持其良好蠕变性能的同时提升其强度及塑性。

表 8 典型 Mg-RE 压铸镁合金的力学性能

Tab.8 Mechanical properties of typical die-casting heat-resistant Mg-RE alloys

合金	温度/℃	屈服强度/MPa	抗拉(抗压)强度/MPa	伸长率/%
AM-HP2+[54]	室温	140	161	2
	100	141	156	3
	150	134	155	5
	177	131	149	5
Mg-0.48La-1.18Y[56]	177	151	206	5
ZLaW423[4] *	室温	202	436	7.5
	150	184	436	12.1
	200	165	440	14.5
	250	153	448	16.9

注: * ZLaW423 给出的为压缩性能。

表 9 典型压铸 Mg-RE 合金蠕变性能[6,54,56]

Tab.9 Creep properties of typical die-casting heat-resistant Mg-RE alloys[6,54,56]

合金	蠕变强度/MPa		蠕变应变/%	最小应变速率/%
	150℃/100 h/0.1%应变	175℃/100 h/0.1%应变	177℃/90 MPa/200 h	177℃/90 MPa/200 h
AM-HP2+	109	102	0.06	2×10^{-10}
Mg-0.48La-1.18Y	—	—	0.05	2.2×10^{-10}

通过对 AM-HP2+压铸镁合金微观组织观察可以发现,晶界相主要是离异的 $Mg_{12}RE$ 相,该相热稳定性高,在高温下能够很好地钉扎晶界,提高晶界的稳定性。同时,RE 元素的固溶强化和低扩散速率,也有效提升了高温组织稳定性[6,57]。

3.5 压铸耐热镁合金发展趋势分析

压铸耐热镁合金的发展是以 Mg-Al 系为基础的。AZ 和 AM 系合金室温下的主要强化相 $Mg_{17}Al_{12}$ 在 120℃ 以上会粗化软化,因此 AZ 及 AM 系列合金的使用温度低于 120℃。基于 Mg-Al 系压铸耐热镁合金的发展思路是减少或抑制低熔点相 $Mg_{17}Al_{12}$ 的形成,同时生成其他热稳定性良好的第二相以钉扎晶界。Mg-Al 系中添加 Si、Ca、Sr 元素可以抑制 $Mg_{17}Al_{12}$ 的生成,同时形成热稳定性良好的 Mg_2Si 、 Al_2Ca 、 Al_4Sr 等第二相钉扎晶界,提高合金的使用温度。但当温度高于 150℃ 时,这些合金系中再次析出 $Mg_{17}Al_{12}$ 而恶化其高温力学性能。Mg-Al 中添加 RE 元素使得压铸耐热镁合金的发展取得一定的突破,AE44 合金中生成热稳定性良好的 $Al_{11}RE_3$,一方面消耗 Al 以抑制 $Mg_{17}Al_{12}$ 的生成,另一方面 $Al_{11}RE_3$ 具有良好的热稳定性,使得 AE44 合金的服役温度达到 175℃。当高于 175℃ 时,其拉伸性能和蠕变性能恶化。Mg-Al 系由于 Al 的存在而容

易生成低熔点相,同时 Al 在 Mg 中较高的扩散速率加快蠕变的发生,因此压铸耐热镁合金的发展在 Mg-RE 系内进行了尝试。目前尝试开发的 Mg-RE 合金均不含低熔点相,具有良好的组织稳定性,因而蠕变性能有所提升,但强度和塑性等综合性能尚无法与 AE44 合金相比。

图 2 为典型压铸镁合金及 A380 铝合金的抗拉强度及蠕变性能。表 10 为典型压铸耐热镁合金的特点及不足。值得注意的是,Mg-RE 系压铸耐热镁合金具有良好的蠕变性能,其力学性能随温度变化小,同时具有良好的组织稳定性,因此 Mg-RE 系压铸耐热镁合金具有很好的发展潜力。

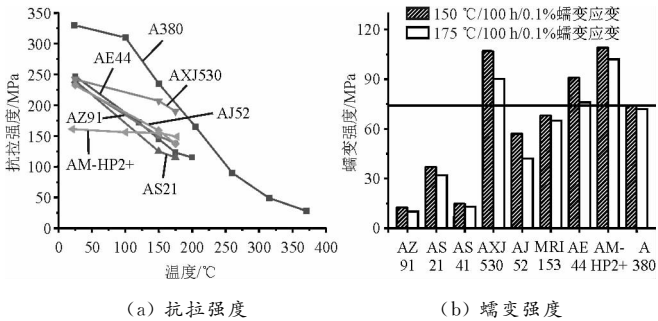


图 2 典型压铸镁合金及 A380 铝合金的抗拉强度和蠕变强度
Fig.2 Tensile strength and creep strength of typical die-casting magnesium alloys and A380 aluminum alloy

表 10 典型压铸耐热镁合金特点及问题

Tab.10 Characteristics and problems of typical die-casting heat-resistance Mg alloys

合金系	典型合金	特点	问题
Mg-Al 系	AZ91、AM50、AM60 等	适用温度<120℃、强化相 $Mg_{17}Al_{12}$	高于 120℃ 时,主要强化相 $Mg_{17}Al_{12}$ 软化粗化,恶化高温力学性能
	AS21、AXJ530、AJ52 等	适用温度<150℃,主要强化相是 Mg_2Si 、 Al_2Ca 或 Al_4Sr	高于 150℃ 时,主要强化相不稳定或生成 $Mg_{17}Al_{12}$ 相,恶化高温力学性能
	AE44	适用温度<175℃,主要强化相是 $Al_{11}RE_3$,具有良好的热稳定性	高于 175℃ 时,合金的强度及蠕变性能恶化,原因尚存在争议
Mg-RE 系	AM-HP2+、Mg-0.48La-1.18Y、ZLaW423	组织稳定,蠕变性能好,拉伸性能随温度变化不大	AM-HP2+ 强度及塑性低; Mg-0.48La-1.18Y、ZLaW423 现有数据表明其和高温性能良好,但报道的数据不全面,尚待完善

4 结 语

Mg-Al 系压铸耐热镁合金性能提升遇到瓶颈,认为 Al 是影响其性能提升的主要因素,因此不含 Al 元素的镁合金具有较大的发展潜力。合适的 Mg-RE 系适用于压铸,因而成为新型的压铸镁合金体系。Mg-

RE合金不含低熔点相 $Mg_{17}Al_{12}$,具有良好的组织稳定性,易得到高的蠕变抗力。RE中的Y等元素能够降低 $\langle c+a \rangle$ 位错的激活能,从而有效提升合金室温及高温塑性,解决Mg-RE系合金的塑性问题。压铸Mg-RE系合金中可以形成性能良好的第二相,如网状LPSO相,一方面该相热稳定性良好,能在高温下稳定地钉扎晶界;另一方面,LPSO具有良好的强度和韧性,在晶界形成强韧性良好的骨架结构,实现类似于复合材料的强化机理,从而很大程度提升合金的高温性能。因此在压铸Mg-RE合金的研发过程中,具有良好铸造性能、含网状LPSO相的Mg-Y体系的合金有着很大的发展潜力。

参 考 文 献

- [1] 范子杰, 桂良进, 苏瑞意. 汽车轻量化技术的研究与进展[J]. 汽车安全与节能学报, 2014(5): 1-16.
- [2] RAMALINGAM V V, RAMASAMY P, KOVUKKAL M D, et al. Research and development in magnesium alloys for industrial and biomedical applications: A review[J]. Metals and Materials International, 2020, 26: 409-430.
- [3] MO N, TAN Q, BERMINGHAM M, et al. Current development of creep-resistant magnesium cast alloys: A review[J]. Materials & Design, 2018, 155: 422-442.
- [4] HUA X, YANG Q, ZHANG D, et al. Microstructures and mechanical properties of a newly developed high-pressure die casting Mg-Zn-RE alloy[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2020, 53: 174-184.
- [5] EASTON M, GIBSON M A, ZHU S, et al. Development of magnesium-rare earth die-casting alloys[A]. In: Orlov D, Joshi V, Soslanki K, eds. Magnesium Technology 2018. Cham[C], Switzerland: TMS, 2018.
- [6] ZHU S, EASTON M A, ABBOTT T B, et al. Evaluation of magnesium die-casting alloys for elevated temperature applications: Microstructure, tensile properties, and creep resistance[J]. Metallurgical and Materials Transactions, 2015, A46: 3 543-3 554.
- [7] CHEN X, LIU W, WU G, et al. High-temperature tensile and compressive behavior of peak-aged sand-cast Mg-10Gd-3Y-0.5Zr alloy[J]. Advanced Engineering Materials, 2016, 18: 671-677.
- [8] JAFARI N H R, WU G, LIU W, et al. Effect of Gd content on high temperature mechanical properties of Mg-Gd-Y-Zr alloy[J]. Materials Science and Engineering, 2016, A651: 840-847.
- [9] LU J W, YIN D D, REN L B, et al. Tensile and compressive deformation behavior of peak-aged cast Mg-11Y-5Gd-2Zn-0.5Zr(%) alloy at elevated temperatures[J]. Journal of Materials Science, 2016, 51: 10 464-10 477.
- [10] DAVIS J R. ASM Specialty Handbook: Aluminum and Aluminum Alloys[M]. Ohio: ASM International, 1993.
- [11] CAO H, SUN Q, PU Q, et al. Effect of vacuum degree and T6 treatment on the microstructure and mechanical properties of Al-Si-Cu alloy die castings[J]. Vacuum, 2020, 172: 109 063-109 070.
- [12] VARVENNE C, LEYSON G P M, GHAZISAEIDI M, et al. Solute strengthening in random alloys[J]. Acta Materialia, 2017, 124: 660-683.
- [13] GHASSEMALI E, RIESTRA M, BOGDANOFF T, et al. Hall-Petch equation in a hypoeutectic Al-Si cast alloy: grain size vs. secondary dendrite arm spacing[J]. Procedia Engineering, 2017, 207: 19-24.
- [14] YANG Q, BU F, QIU X, et al. Strengthening effect of nano-scale precipitates in a die-cast Mg-4Al-5.6Sm-0.3Mn alloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2016, 665: 240-250.
- [15] 郭径, 叶兵, 吴玉娟, 等. 高强韧压铸镁合金的研究现状和发展趋势[J]. 特种铸造及有色合金, 2019, 39(3): 254-260.
- [16] CACERES C H, ROVERA D M. Solid solution strengthening in concentrated Mg-Al alloys[J]. Journal of Light Metals, 2001(1): 151-156.
- [17] TERBUSH J R, SADDOK N D, JONES J W, et al. Partitioning of solute to the primary α -Mg phase in creep-resistant Mg-Al-Ca-based cast alloys[J]. Metallurgical and Materials Transactions, 2010, A41: 2 435-2 442.
- [18] GAO L, CHEN R S, HAN E H. Solid solution strengthening behaviors in binary Mg-Y single phase alloys[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2009, 472: 234-240.
- [19] ROODPOSHTI P S, SARKAR A, MURTY K L, et al. Effects of microstructure and processing methods on creep behavior of AZ91 magnesium alloy[J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2016, 25: 3 697-3 709.
- [20] ZHANG Y, YANG L, GE C, et al. Influence of Ca and Sr addition on impression creep behavior of Mg-4Al-RE alloy[J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2019, 28: 394-403.
- [21] KAWAMURA Y, YAMASAKI M. Formation and mechanical properties of $Mg_{97}Zn_1RE_2$ alloys with long-period stacking ordered structure[J]. Materials Transactions, 2007, 48(11): 2 986-2 992.
- [22] BAI Y, YE B, WANG L, et al. A novel die-casting Mg alloy with superior performance: Study of microstructure and mechanical behavior[J]. Materials Science and Engineering, 2021, A802: 140 655.
- [23] WU Z, CURTIN W A. Mechanism and energetics of $\langle c+a \rangle$ dislocation cross-slip in hcp metals[J]. Proceedings of the National Academy of Sciences, 2016, 113: 11 137-11 142.
- [24] CULBERTSON D, YU Q, JIANG Y. In situ observation of cross-grain twin pair formation in pure magnesium[J]. Philosophical Magazine Letters, 2018, 98: 139-146.
- [25] YAMASAKI S, TOKUZUMI T, LI W, et al. Kink formation process in long-period stacking ordered Mg-Zn-Y alloy[J]. Acta Materialia, 2020, 195: 25-34.
- [26] WU Z, CURTIN W A. The origins of high hardening and low ductility in magnesium[J]. Nature, 2015, 526: 62-67.
- [27] 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(%) at elevated temperatures[J]. International Journal of Plasticity, 2016, 84: 255-276.
- [28] WANG H, BOEHLERT C J, WANG Q D, et al. In-situ analysis of the slip activity during tensile deformation of cast and extruded

- Mg-10Gd-3Y-0.5Zr(%) at 250 °C[J]. *Materials Characterization*, 2016, 116: 8-17.
- [29] BOEHLERT C J, CHEN Z, GUTIERREZ-URRUTIA I, et al. In situ analysis of the tensile and tensile-creep deformation mechanisms in rolled AZ31[J]. *Acta Materialia*, 2012, 60: 1 889-1 904.
- [30] WANG H, WANG Q D, BOEHLERT C J, et al. The impression creep behavior and microstructure evolution of cast and cast-then-extruded Mg-10Gd-3Y-0.5Zr(%) [J]. *Materials Science and Engineering*, 2016, A649: 313-324.
- [31] WU Z, AHMAD R, YIN B, et al. Mechanistic origin and prediction of enhanced ductility in magnesium alloys[J]. *Science*, 2018, 359: 447-451.
- [32] SANDLOBES S, ZAEFFERER S, SCHESTAKOW I, et al. On the role of non-basal deformation mechanisms for the ductility of Mg and Mg-Y alloys[J]. *Acta Materialia*, 2011, 59: 429-439.
- [33] PAN F, YANG M, CHEN X. A review on casting magnesium alloys: Modification of commercial alloys and development of new alloys[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2016, 32: 1 211-1 221.
- [34] LUO A A. Recent magnesium alloy development for elevated temperature applications[J]. *International Materials Reviews*, 2004, 49: 13-30.
- [35] WEI J, JIANG S, CHEN Z, et al. Increasing strength and ductility of a Mg-9Al alloy by dynamic precipitation assisted grain refinement during multi-directional forging[J]. *Materials Science and Engineering*, 2020, A780: 139 192.
- [36] ABASPOUR S, CACERES C H. Thermodynamics-based selection and design of creep-resistant cast Mg alloys[J]. *Metallurgical and Materials Transactions*, 2015, A46(12): 5 972-5 988.
- [37] MAJHI J, MONDAL A K. Microstructure and impression creep characteristics of squeeze-cast AZ91 magnesium alloy containing Ca and/or Bi[J]. *Materials Science and Engineering*, 2019, A744: 691-703.
- [38] DARGUSCH M S, BOWLES A L, PETTERSEN K, et al. The effect of silicon content on the microstructure and creep behavior in die-cast magnesium AS alloys[J]. *Metallurgical and Materials Transactions*, 2004, A35: 1 905-1 909.
- [39] BADRI M, MIREMAEILI S M, NAMI B. Microstructure and impression creep properties of Ca-containing AS31 magnesium alloy [J]. *Acta Metallurgica Sinica-English Letters*, 2016, 29: 1 089-1 097.
- [40] ZHANG P. Creep behavior of the die-cast Mg-Al alloy AS21[J]. *Scripta Materialia*, 2005, 52: 277-282.
- [41] WANG M, XIAO D H, LIU W S. Effect of Si addition on microstructure and properties of magnesium alloys with high Al and Zn contents[J]. *Vacuum*, 2017, 141: 144-151.
- [42] XIAO D, CHEN Z, WANG X, et al. Microstructure, mechanical and creep properties of high Ca/Al ratio Mg-Al-Ca alloy[J]. *Materials Science and Engineering*, 2016, A660: 166-171.
- [43] KUMAR P, MONDAL A K, CHOWDHURY S G, et al. Influence of additions of Sb and/or Sr on microstructure and tensile creep behaviour of squeeze-cast AZ91D Mg alloy[J]. *Materials Science and Engineering*, 2017, A683: 37-45.
- [44] ZHANG D, ZHANG D, BU F G, et al. Effects of minor Sr addition on the microstructure, mechanical properties and creep behavior of high pressure die casting AZ91-0.5RE based alloy[J]. *Materials Science and Engineering*, 2017, A693: 51-59.
- [45] LUO A, PEKGULERYUZ M O. Cast magnesium alloys for elevated temperature applications[J]. *Journal of Materials Science*, 1994, 29: 5 259-5 271.
- [46] BAKKE P, WASTENGEN H. The role of rare earth elements in structure and property control of magnesium die casting alloys [A]. *Magnesium Technology 2005* [C]. San Francisco, CA, USA: TMS, 2005.
- [47] ZHANG J, YU P, LIU K, et al. Effect of substituting cerium-rich mischmetal with lanthanum on microstructure and mechanical properties of die-cast Mg-Al-RE alloys[J]. *Materials & Design*, 2009, 30: 2 372-2 378.
- [48] KIELBUS A, RZYCHON T. Microstructure and creep properties of AJ62 and AE44 die-casting magnesium alloys[J]. *Materials Science Forum*, 2010, 638-642: 1 546-1 551.
- [49] RZYCHON T, KIELBUS A, CWAJNA J, et al. Microstructural stability and creep properties of die casting Mg-4Al-4RE magnesium alloy[J]. *Materials Characterization*, 2009, 60: 1 107-1 113.
- [50] 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*, 2012, A43: 4 137-4 144.
- [51] MORENO I P, NANDY T K, JONES J W, et al. Microstructural characterization of a die-cast magnesium-rare earth alloy [J]. *Scripta Materialia*, 2001, 45: 1 423-1 429.
- [52] MORENO I P, NANDY T K, JONES J W, et al. Microstructural stability and creep of rare-earth containing magnesium alloys[J]. *Scripta Materialia*, 2003, 48: 1 029-1 034.
- [53] ZHU S M, GIBSON M A, EASTON M A, et al. The relationship between microstructure and creep resistance in die-cast magnesium-rare earth alloys[J]. *Scripta Materialia*, 2010, 63: 698-703.
- [54] GIBSON M A, BETTLES C J, MURRAY M T, et al. AM-HP2: A new magnesium high pressure die casting alloy for automotive powertrain applications[A]. *Symposium on Magnesium Technology 2006*[C]. San Antonio, TX, USA: TMS, 2006.
- [55] MARUYAMA K, SUZUKI M, SATO H. Creep strength of magnesium-based alloys[J]. *Metallurgical and Materials Transactions*, 2002, A33(3): 875-82.
- [56] GAVRAS S, ZHU S M, NIE J F, et al. On the microstructural factors affecting creep resistance of die-cast Mg-La-rare earth(Nd, Y or Gd) alloys[J]. *Materials Science and Engineering*, 2016, A675: 65-75.
- [57] ZHU S M, GIBSON M A, NIE J F, et al. Primary creep of die-cast magnesium-rare earth based alloys[J]. *Metallurgical and Materials Transactions*, 2009, A40: 2 036-2 041.

(编辑:张正贺)