

高电导率 Mg-Al-Sr 耐热镁合金的研究

潘虎成¹, 潘复生^{1,2}, 张磊¹, 彭建^{1,2}, 吴璐¹, 吕斌江¹, 黄美娜¹, 赵朝勇¹

(1. 重庆大学, 重庆 400044)

(2. 国家镁合金材料工程技术研究中心, 重庆 400045)

摘要: 采用普通铸造法制备了 Mg-3Al-xSr ($x=0.1\sim 0.9$, 质量分数, %)系列合金。利用金相显微镜、XRD、SEM、电导率测量仪和显微硬度仪等手段对该系列合金的金相组织、显微结构、电导率及维氏显微硬度等性能进行了测试。结果表明,在 Mg-3Al 合金中添加少量 Sr 元素 (<0.1%)会生成 Al₄Sr 相,而继续增加 Sr 后 (>0.1%)合金中开始出现 Mg-Al-Sr 相 (τ 相), Mg-Al-Sr 铸态合金的电导率因此随着 Sr 含量的增加而不断提高;经高温热处理后 (400 °C), 热处理态 Mg-Al-Sr 合金的电导率均随着热处理时间的延长而不断增加,这主要是由 τ 相逐渐分解并转变为 Al₄Sr 相引起的;添加少量的 Sr (<0.1%)会降低 Mg-3Al 合金的显微硬度,而随着 Sr 元素的继续添加 (>0.1%),合金的显微硬度先增大后减小,并在 Sr 含量达到 0.6%时达到峰值;此外,高温热处理会降低 Mg-Al-Sr 铸态合金的显微硬度。

关键词: 耐热镁合金; 电导率; 热处理

中图分类号: TG146.2²

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2015)03-0727-06

镁合金作为轻合金结构材料之一,具有密度小、比强度高、比刚度大、易回收等优点,其结构件已被广泛用于汽车制造业中,被誉为“21 世纪的绿色工程材料”^[1-6]。在镁合金中添加 Al 可以提高合金的力学性能并改善其耐腐蚀性,同时 Mg-Al 合金具有优异的液态流动性,所以现有的压铸镁合金均以 Mg-Al 合金为基体。然而目前常用的 Mg-Al 基合金,如 AZ91 等,在服役温度较高时 (大约 125 °C)强度和蠕变性能迅速下降,在高温部件的应用上受到限制^[7]。因此,开发可以长时间在高温下服役的耐热镁合金成为研究的热点之一。Mg-Al-Sr 合金 (AJ 系)作为一种新型的耐热镁合金,耐热性能相对较好^[8]。碱土元素 Sr 添加进入镁铝合金后会形成熔点很高的含 Sr 中间相,这种相在高温下不容易分解,能有效地阻止晶界运动,从而使得合金的高温性能得到显著的提高^[9]。另外, AJ 系镁合金 (如 AJ62 等)还具有良好的抗裂性、耐蚀性和可铸性,因此得到了广泛的应用^[10, 11]。

另一方面,在镁合金的实际应用中,特别是在较高的服役温度下,散热问题成为一项关键的技术难题。例如,随着大功率 LED 照明产业的快速发展,芯片所产生的热流密度急剧增加从而导致芯片的温度偏高,严重影响了产品的工作寿命及出光效率^[12]。因此,为

了使产品的实际温度保持在安全范围之内,设计出同时具有优异的传导性能,较好的耐热性能并且具有一定强度的导热镁合金成为目前研究的焦点^[13-17]。而耐热镁合金的传导性能 (如电导率和热导率),作为其重要的物理性能参数,决定了该合金在高温服役时保持部件温度较低的能力^[18]。

最近有学者研究发现添加 Sr 和 Ca 可以提高 AZ60 及 AZ80 的热扩散系数,这是因为添加 Sr 后合金中形成了大量含 Al 和 Sr 的第二相,降低了基体中的含铝量进而提高了合金的传导性能^[19]。然而,由于 Al 元素对镁合金的传导能力有特别强的削减效应^[15],上述 Mg-Al-Sr 合金的传导性能仍然不能满足实际的使用要求,因此有必要结合 Sr/Al 比对 Mg-Al-Sr 合金第二相组成的影响规律,设计出传导性能 (导热/导电)更加优异的导热用耐热镁合金。另外, X. Zheng 等人的研究结果表明,金属合金的电导率与其热导率之间存在正比例的线性关系,即合金的电导率大小衡量了该合金热传导能力的水平^[20],而本研究结果验证了这一结论^[21, 22];特别是导热系数的测量特别繁琐并费时,而测量电导率相对简单快捷^[23]。因此,本工作研究了添加 0.1~0.9%Sr (质量分数)对 Mg-3Al 基镁合金电导率变化规律的影响,以期开发一种结合优异的耐热性能及高

收稿日期: 2014-03-18

基金项目: 国家自然科学基金 (50725413); 科技部合作项目 (2011BAE22B04); 重庆市自然科学基金 (CSTC2013JCYJC60001); 重庆市自然科学基金 (CSTC2013JJB50006)

作者简介: 潘虎成,男,1988 年生,博士,重庆大学材料科学与工程学院,重庆 400044,电话: 023-65112635, E-mail: panhu1988@163.com

传导性能的新型镁合金。

1 实验

合金制备的原材料为纯镁 (99.8%)、纯铝(99.9%) 及 Mg-25%Sr (质量分数, 下同) 中间合金, 在计算母料的质量时考虑了元素的烧损率。浇铸模具采用厚壁铁模, 内壁涂覆有 BN 涂料后放入电阻炉中预热至 300 °C。原料在电阻炉中被加热至 740 °C 保温 0.5 h, 并用 5 号精炼剂覆盖保护, 经搅拌、打渣处理后静置 5~10 min。将坩埚中的熔液浇铸到已预热的模具中, 空冷成型直径为 60 mm, 高度为 80 mm 的铸锭, 并在铸锭的中心半径处取出直径为 25 mm, 厚度为 4 mm 的圆片用于分析测试。铸锭的成分通过 XRF-1800 荧光分析仪测量, 其结果如表 1 所示。

铸态 Mg-Al-Sr 合金在 400 °C 保温不同时间 (1~40 h) 进行高温热处理, 采用石墨覆盖进行保护, 保温至预定时间后取出空冷; 铸态合金试样用 5%(体积分数) 硝酸乙醇腐蚀剂腐蚀, 用 OPTEC 公司 MDS 金相显微镜进行显微组织观察; 采用 Rigaku D/max-2500 型 X 射线衍射仪 (Cu 靶, K α) 进行物相分析; 采用 TESCAN VEGA IILMU 型扫描电镜对铸态及热处理态 Mg-Al-Sr 合金进行形貌观察和能谱分析(SEM、EDS); 采用 HVA-10A 型维式硬度计测试合金的显微硬度, 每个试样测 10 个点取平均值。使用 Fischer (SIGMASCOPE SMP10) 型导电仪对试样的电导率进行测试, 每个试样测试 5 次取平均值。

2 结果与分析

2.1 Sr 含量对铸态合金组织的影响

Mg-3Al-xSr ($x=0.1\sim 0.9$, 质量分数%, 下同) 铸态合金的金相显微组织如图 1 所示。可见, 添加少量 Sr 后, 1#合金由枝晶状 α -Mg 组成, 且出现少量颗粒状第二相 (图 1a); 随着 Sr 含量的增加, 2#~4#合金中第二相的数量增多并逐渐在晶界处呈不连续的网状分布 (如图 1b~1d) 所示。另外, 随着 Sr 含量的增加, 1#~3#合金的晶粒尺寸大约从 200 μm 逐渐减小为 80 μm , 这主要与 Sr 元素的变质细化作用有关^[24,25]。而随着 Sr

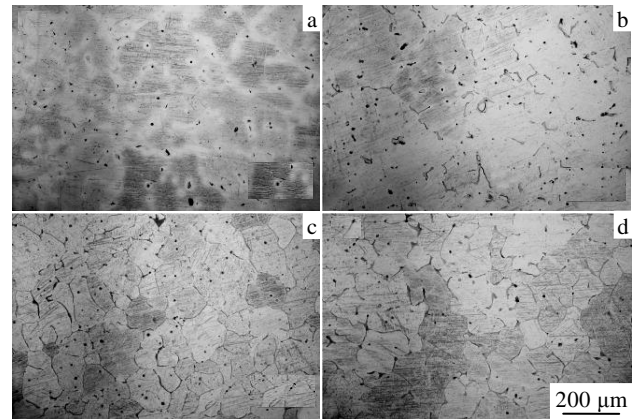


图 1 Mg-Al-Sr 铸态合金的金相显微组织

Fig.1 Optical microstructures of as-cast alloys with water cooling: (a) 1#, (b) 2#, (c) 3#, and (d) 4#

含量的继续增加, 4#合金的晶粒较 3#合金没有发生明显变化。

图 2 为不同 Sr 含量下 0#~4#铸态合金的 XRD 图谱。从图中可以看出, 未加 Sr 的 0#试样中只观察到了 α -Mg 的衍射峰而无第二相的衍射峰出现; 添加极少量的 Sr 后 ($\text{Sr}<0.1\%$), 1#合金的衍射图谱变化不大, 仍未发现明显的第二相衍射峰; 继续添加 Sr 后, 合金中出现了一些无法用粉末衍射卡片 (PDF) 标定的衍射峰, 但与文献中 Baril^[10] 和 G. L'Espérance^[26] 报道的 Mg-Al-Sr 三元相的 XRD 衍射峰重合的较好。根据 EDS 分析结果, Baril 定义了这种三元相的化学计量式为 $\text{Mg}_{13}\text{Al}_3\text{Sr}$, 但其结构未被确定。最近, 利用 TEM, EDS 和 XRD 等手段已经证实了该三元相实际上即为固溶了部分 Al 原子的 $(\text{Mg}, \text{Al})_{17}\text{Sr}_2$ 相, 并与 $\text{Mg}_{17}\text{Sr}_2$ 相均具有密排六方结构^[27]。为方便阐述, 该 Mg-Al-Sr 相在本研究中均被命名为 τ 相。

图 3 显示了 1#和 2#铸态合金的 SEM 照片。1#合

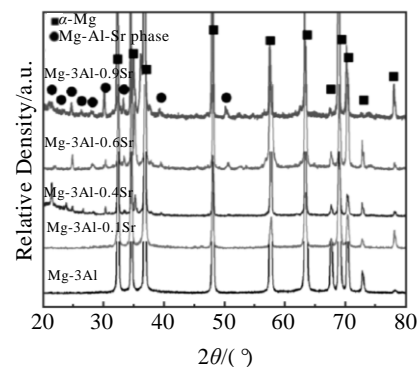


图 2 不同 Sr 含量下 0#~4#铸态合金的 XRD 图谱

Fig.2 XRD patterns of cast 0#~4# alloys with different Sr addition

表 1 合金成分分析

Table 1 Chemical component of the alloy ($\omega\%$)

Alloy No.	Al	Sr	Mg
0#	2.98	0	Bal.
1#	3.02	0.08	Bal.
2#	3.19	0.456	Bal.
3#	2.79	0.666	Bal.
4#	2.82	0.848	Bal.

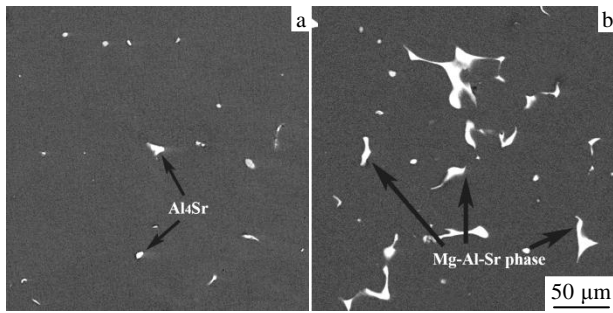


图3 1#和2#铸态合金的SEM照片

Fig.3 SEM images of the cast 1# (a) and 2# (b) alloys

金中出现了少量的颗粒状或短棒状第二相,如图3a所示。EDS分析表明,该相主要含有Mg、Al、Sr 3种元素,其原子数比约为3:4:1,因此可以判断此相为 Al_4Sr 中间化合物相。由于1#合金内的第二相数量较少,因此图2中的XRD图谱没有对应的衍射峰出现。随着Sr含量的增加,2#合金中的第二相逐渐呈块状或长条状并在晶界处呈不连续的网状分布,如图3b所示。EDS分析表明,该块状相主要含有Mg、Al、Sr 3种元素,其原子数比约为13:3:1,该原子比及其第二相的形貌与文献中报道的Mg-Al-Sr三元相十分相似,因此可以判断此相为 τ 相^[10]。Pekguleryuz等人^[11]的研究指出,合金中不同的Sr/Al比将会对合金的第二相种类产生影响。比如在一般的AZ31镁铝锶合金中,未添加Sr时,合金主要含有 $\beta\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 相;当Sr/Al比小于0.3时,会出现 Al_4Sr 中间化合物相,此时过量的Al原子将会以 $\beta\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 相的形式存在;Sr/Al比大于0.3时,合金中会出现 τ 相,并随着Sr的添加量增多, τ 相的体积分数也逐渐增加,而 Al_4Sr 相的体积分数会相应减少,这与本实验中的XRD图谱及EDS分析结果相同。另外,A. Sadeghi等^[28]对添加Sr对铸态AZ31合金中第二相种类和数量影响的研究中也得出相似的结果。

2.2 Sr含量对铸态合金电导率的影响

图4为在室温下不同Sr含量对合金电导率影响的变化曲线。不含Sr时,0#合金的电导率为 $10.88 \times 10^6 \text{ S m}^{-1}$;添加元素Sr后,Mg-Al-Sr合金的电导率随着合金中Sr含量的增加而增加:1#~4#合金的电导率分别增加为 11.17×10^6 , 11.92×10^6 , 12.23×10^6 以及 $12.36 \times 10^6 \text{ S m}^{-1}$ 。另外从图4中可以看出,Mg-Al-Sr合金电导率的增加速度随着Sr含量的添加逐渐降低;继续添加Sr至0.9%时,合金的电导率升高趋势不明显并开始趋于稳定。

合金的电导率与合金中的空穴、晶界、位错、固溶原子及第二相等对电子传导的散射程度有关,其中

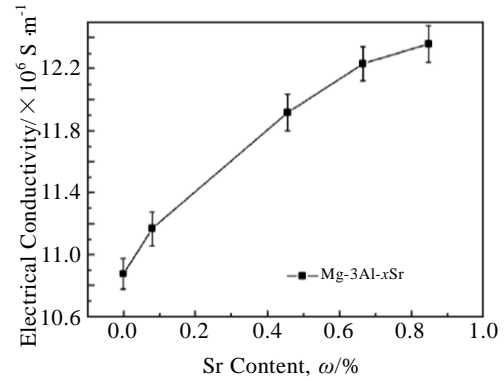


图4 不同Sr含量下0#~4#铸态合金的电导率

Fig.4 Electrical conductivity of cast 0#~4# alloys with different Sr addition

固溶原子对合金电导率的影响最为剧烈,一般比其他影响因素的贡献大几个数量级。因此通常认为,固溶原子从基体内析出可以明显改善合金的导电性能^[29-31]。Al元素对Mg-Al-Sr合金电导率的影响主要包括2个方面,首先是固溶于镁基体中的Al原子,导致电导率的下降,这是因为异类原子与基体原子的原子尺寸及化合价等化学性质不同,导致基体的晶格发生畸变而增加对电子的散射作用;另外,对于含Sr镁合金,Al元素会与Mg、Sr等元素结合形成第二相,该第二相同样引起晶格畸变,从而也会对合金的电导率产生一定影响。不过,一般在析出相粒子尺寸较大(大于1 nm)并且含量较低时,第二相引起的点阵畸变要比镁基体中溶质原子的散射作用小得多,通常可以忽略。

1#合金的电导率较0#合金的大,是因为添加少量的Sr元素会直接与Al结合生成 Al_4Sr 相,基体中的Al含量必然会减少,固溶体基体内晶格不完整度降低,合金的电导率升高。随着Sr含量增加,2#~4#合金中均出现了 τ 相,而相应的电导率继续增加,如图4所示。由上述分析可知,2#~4#合金的电导率递增的原因是,新增的元素Sr会与相对更多的Al结合形成 τ 相,从而降低试样2#~4#合金基体中的Al含量,铸态合金的电导率相应升高。

2.3 热处理对Mg-Al-Sr三元合金组织的影响及相的转变过程

图5为经过400℃保温40h热处理后Mg-Al-Sr合金的SEM照片。从图5可以看出,1#合金经过热处理后,第二相没有明显变化(图5a);2#合金中的块状或长条状第二相(即 τ 相)在热处理过程中已全部转变成层片状(图5b);而3#及4#合金中的长条状或块状第二相仍有部分未完成分解转变过程,如图5c,5d所示。

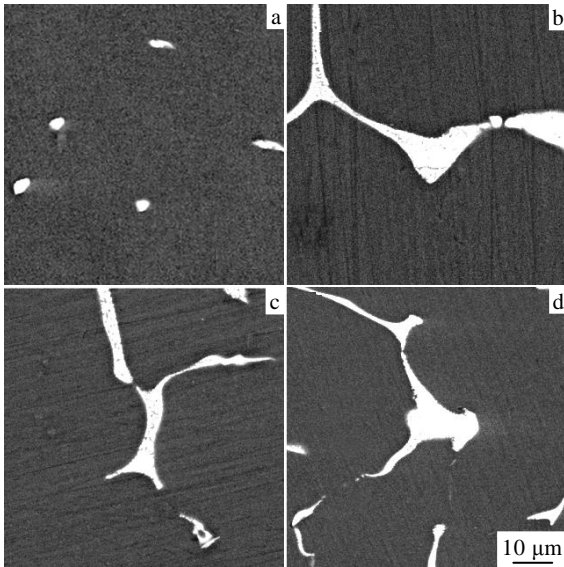


图 5 经 400 °C 保温 40 h 热处理后 Mg-Al-Sr 合金的扫描组织
Fig.5 SEM images of the Mg-Al-Sr alloys heat treated at 400 °C for 40 h: (a) 1#, (b) 2#, (c) 3#, and (d) 4#

为了阐述 Mg-Al-Sr 三元相的转变过程,图 6 给出了 4#合金中长条状第二相经过不同保温时间的分解过程示意图。从图 6 可以看出,第二相的分解从其边缘开始并逐渐渗入第二相的内部;热处理时间越长,其转变的程度越大,且已转变部分的第二相呈现层片状。EDS 分析结果表明,该层片状组织中元素含量随着保温时间(0~40 h)的延长发生了显著的变化: Mg 含量从 65.75 at%降低至 63.25 at%; Al 含量从 25.0 at%增加至 29.0 at%; Sr 含量从 9.25 at%降低至 7.75 at%;相应的 Al/Sr 比从 2.7 (图 6a, 10 h)分别增加至 2.98 (图 6b, 20 h)、3.05 (图 6c, 30 h)和 3.74 (图 6d, 40 h),即 Al/Sr 原子比随着热处理时间的延长而不断增加并接近 4。这与 G. L'Espérance^[26]的研究结果比较相似,他们发现 τ 相在 400 °C 保温 2 h 即可以完全分解,而在 300 °C 保温 24 h 也将有部分发生分解,分解出的层片状产物为 Al_4Sr 。因此,认为 τ 相在 400 °C 高温处理一定的时间后发生了分解,分解产物为 Al_4Sr 相及 α -Mg,图 6 中未分解的块状相即为 τ 相,而分解出的层片状第二相为 Al_4Sr 相。该过程是一个原子的热扩散过程,如图 6e 所示。在分解过程中,基体中的 Al 元素将不断扩散进入第二相中,使得第二相中的 Al 含量增加,而第二相中的 Mg 则相应的被排斥到基体中,即使得基体中 Al 元素的相对含量不断降低。A. Kielbus 等人^[32]对 AJ62 合金在高温下长时间的保温处理后进行组织观察得到与本研究相似的结果,即块状第二相已完全转变为颗粒状的 Al_4Sr 相。J. Bai 等人研

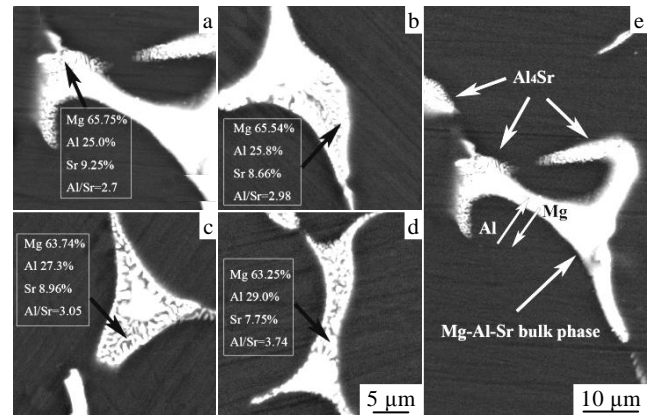


图 6 4#合金分别保温不同时间的 SEM 照片及元素扩散示意图
Fig.6 SEM images of the 4# alloys heat treated for 10 h (a), 20 h (b), 30 h (c), 40 h (d) and illustration for elements diffusion (e)

究了高温退火热处理对 Mg-Al-Sr-Ca 合金耐高温抗蠕变性能规律的影响,并观察到经高温热处理后连续网状第二相逐渐转变为断续状分布,并且其相结构也发生了变化,验证了本研究的实验结果^[33]。

2.4 热处理对 Mg-Al-Sr 三元合金电导率的影响

图 7 是热处理温度为 400 °C 时,不同热处理时间对 Mg-Al-Sr 合金电导率影响的曲线。从图 7 中可以看出,0#和 1#合金经过高温热处理后,电导率没有明显变化;2#合金经过热处理后,电导率将不断增加,并在保温 40 h 后趋于稳定;3#及 4#合金经过热处理后,电导率也不断增加,但在保温 40 h 后仍有增加的趋势。

由于 Al 元素在 Mg 中的固溶度很大(室温下为 1%左右,质量分数),因此 0#合金中几乎没有第二相存在,为不可热处理镁合金。因此,0#合金在 400 °C 热处理时,只会发生晶粒长大;I. Yakubtsov 的研究表

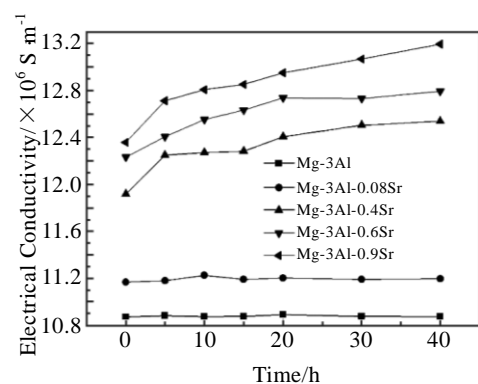


图 7 热处理温度为 400 °C 时不同热处理时间对 0#~4#合金电导率影响的曲线

Fig.7 Electrical conductivity variation with time for 0#~4# alloys heat treated at 400 °C

明, 晶粒大小对 Mg-Al 系合金的室温电导率几乎没有影响, 而 0#合金的电导率变化规律同文献[34]中一致。1#合金经高温热处理后的电导率保持不变, 是因为 Al_4Sr 相具有良好的热稳定性而相对含量也较低, 因此高温处理对基体中的 Al 含量影响不大。2#~4#合金随着热处理的进行, 基体中 Al 元素的相对含量不断降低, 相应的晶格畸变及对电子传导的散射削减, 因此相应的电导率会升高。此外, 由图 5 可知, 2#合金中的第二相分解完全, 因此其电导率增加曲线也趋于饱和, 而 3#及 4#合金中的 τ 相未分解完全, 因此其电导率增加曲线也有继续递增的趋势。

2.5 热处理对 Mg-Al-Sr 合金显微硬度的影响

铸态及热处理态 Mg-Al-Sr 合金的显微硬度随 Sr 含量增加的变化曲线如图 8 所示。从图 8 可以看出, 添加少量的 Sr (<0.1%) 会少许降低铸态 Mg-3Al 合金的显微硬度, 而随着 Sr 元素的继续添加 (>0.1%), 合金的显微硬度先增大后减小, 并在 Sr 含量达到 0.6% 时达到峰值; 经高温热处理后, Mg-Al-Sr 合金的显微硬度较铸态合金的低, 随 Sr 含量的变化趋势不变。

一般的, 晶粒越小, 合金的显微硬度会越大; 合金中第二相的硬度越大, 数量越多以及金属基体中固溶原子浓度越大的合金对应的显微硬度也会越大。如图 1 所示, 添加一定的元素 Sr 后, 1#~3#合金的晶粒尺寸随着 Sr 含量的增加逐渐减小, 这有利于提高合金的显微硬度。但另一方面, 由图 3 可知, 1#合金中开始出现少量的 Al_4Sr 相, 该相会起到一定的弱化作用, 这主要是因为基体内的 Al 含量相应的降低, 固溶强化效果减弱, 而生成的少量 Al_4Sr 相不足以对硬度产生明显的强化效果, 因此总体来说 1#合金的显微硬度降低; 随着 Sr 含量的增加, 2#和 3#合金中第二相转变为 τ 相并且其数目逐渐增多, 起到强化效果, 并在 0.6

% Sr 时显微硬度达到峰值; 当 Sr 含量为 0.9 % 时, 尽管 4#合金的晶粒尺寸与 3#合金相比变化不大, 但是 4#合金内的第二相聚集在晶界处呈不连续的网状分布, 晶界逐渐宽化, 从而导致合金的显微硬度降低。另外, 添加过度的元素 Sr 后, 镁基体内的 Al 含量降低比较明显, 固溶强化效果也被削弱, 因此总的来说显微硬度降低。

如图 6 所示, 经高温热处理后, 0#和 1#样品由于合金的晶粒长大, 对应的显微硬度有所降低; 2#~4#合金中连续网状第二相 τ 相会逐渐转变为断续状分布, 并发生分解转变为脆性的 Al_4Sr 相, 该脆性的 Al_4Sr 相也会呈层片状或颗粒状分布且不利于提高力学性能, 因此合金的显微硬度降低。

3 结论

- 1) 在 Mg-3%Al 合金中添加少量元素 Sr 会生成 Al_4Sr 相, 继续增加 Sr 含量, 合金中会出现 τ 相。
- 2) 随着 Sr 含量的增加, 铸态合金的电导率会逐渐增强。
- 3) 经高温热处理后, Mg-Al-Sr 合金的电导率均随着保温时间的延长而增大。
- 4) 铸态和热处理态合金的显微硬度均随着 Sr 含量的增加先少许降低, 然后不断增加后再降低, 并在 Sr 含量为 0.6% 时达到显微硬度的峰值。另外, 高温热处理会降低铸态 Mg-Al-Sr 合金的显微硬度。

参考文献 References

- [1] Kainer K U, Mordike B L. *Magnesium Alloys and Their Applications*[M]. New York: Wiley Online Library, 2000
- [2] Luo A A. *Journal of Magnesium and Alloys*[J], 2013, 1(1): 2
- [3] Lü B, Peng J, Peng Y *et al. Journal of Magnesium and Alloys*[J], 2013, 1(1): 94
- [4] Zhang J, Li W, Guo Z. *Journal of Magnesium and Alloys*[J], 2013, 1(1): 31
- [5] Lv Binjiang(吕滨江), Peng Jian(彭建), Tong Xiaoshan(童小山) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2013, 42(4): 841
- [6] Peng Jian(彭建), Lü Binjiang(吕滨江), Hu Yaobo(胡耀波), *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2010, 39(7): 672
- [7] Luo A. *International Materials Reviews*[J], 2004, 49: 13
- [8] Bakke P, Westengen H. *Advanced Engineering Materials*[J], 2003, 5: 879
- [9] Zeng X, Wang Y, Ding W *et al. Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2006, 37: 1333

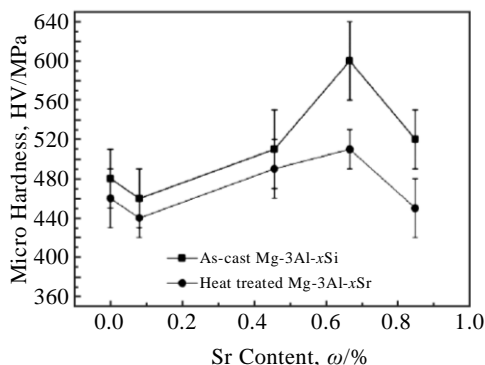


图 8 铸态及热处理态 0#~4#合金的显微硬度随 Sr 含量增加的变化曲线

Fig.8 Variation of micro hardness for cast and heat treated 0#~4# alloys with Sr composition

- [10] Baril E, Labelle P, Pekguleryuz M. *Journal of the Minerals, Metals, and Materials Society*[J], 2003, 55: 34
- [11] Pekguleryuz M O, Baril E. *Materials Transactions JIM*[J], 2001, 42: 1258
- [12] Horng R H, Kao W C, Ou S L *et al. Applied Physics Letters* [J], 2012, 101(4): 171 102
- [13] Yamasaki M, Kawamura Y. *Scripta Materialia* [J], 2009, 60(7): 264
- [14] Rudajevova A, Lukac P. *Materials Science and Engineering A* [J], 2005, 397: 16
- [15] Rudajevova A, Staněk M, Lukáč P. *Materials Science and Engineering A*[J], 2003, 341(7) : 152
- [16] Rudajevová A, Von Buch F, Mordike B. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 1999, 292: 27
- [17] Chen C J, Wang Q D, Yin D D. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2009, 487(3): 560
- [18] Bergman T L, Lavine A S, Incropera F P *et al. Fundamentals of Heat and Mass Transfer*[M]. New York: Wiley, 2011
- [19] Rzychoń T, Kielbus A, Moskal G. *Defect and Diffusion Forum: Trans Tech Publ*[J], 2012, 326: 249
- [20] Zheng X, Cahill D, Krasnochtchekov P *et al. Acta Materialia*[J], 2007, 55: 5177
- [21] Pan H, Pan F, Peng J *et al. Journal of Alloys and Compounds* [J], 2013, 578: 493
- [22] Pan H, Pan F, Wang X *et al. International Journal of Thermophysics*[J], 2013, 34(7): 1336
- [23] Salkovitz E I, Schindler A I, Kammer E W. *Physical Review* [J], 1957, 105: 887
- [24] Cheng R J, Pan F S, Yang M B *et al. Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2008, 18: s50
- [25] Yang M B, Pan F S, Cheng R J *et al. Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2008, 18: 52
- [26] L'Espérance G, Plamondon P, Kunst M *et al. Intermetallics* [J], 2010, 18: 1
- [27] Wu L, Pan F, Yang M *et al. Journal of Materials Science*[J], 2013: 1
- [28] Sadeghi A, Shook S, Pekguleryuz M. *Materials Science and Engineering A*[J], 2011, 528(36): 7529
- [29] Poole W J, Raeisnia B. *Materials science forum: Trans Tech Publ*[J], 2006, 519: 1391
- [30] Guo F, Xiang C, Yang C *et al. Materials Science and Engineering B*[J], 2008, 147: 1
- [31] Fickett F. *Cryogenics*[J], 1971, 11: 349
- [32] Kielbus A, Mizera J. *EMC 2008 14th European Microscopy Congress*[C]. Aachen: Springer, 2008
- [33] Bai J, Sun Y S, Xun S *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2006, 419: 181
- [34] Yakubtsov I. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2010, 492: 153

Heat Resistant Mg-Al-Sr Alloys with High Electrical Conductivity

Pan Hucheng¹, Pan Fusheng^{1,2}, Zhang Lei¹, Peng Jian^{1,2}, Wu Lu¹, Lü Binjiang¹, Huang Meina¹, Zhao Chaoyong¹

(1. Chongqing University, Chongqing 400044, China)

(2. National Engineering Research Center for Magnesium Alloys, Chongqing 400045, China)

Abstract: Mg-3Al-xSr ($x=0.1\sim 0.9$ wt%) alloys were prepared by a traditional cast method. Microstructures, electrical conductivities and micro-hardness of the present alloys in as-cast and as-heat treated states were studied by means of optical microscope, SEM, XRD, electrical conductivity meter and micro-hardness measuring instruments. The results show that Al₄Sr phase is formed with little addition of Sr (<0.1 wt%). With increasing content of Sr, the electrical conductivity of as-cast Mg-Al-Sr alloys increases, and Mg-Al-Sr ternary phase (τ phase) is formed. After high temperature heat treatment at 400 °C, τ phase would decompose to Al₄Sr phase, and the corresponding electrical conductivity of Mg-Al-Sr alloys increases with the heating time increasing. Vickers hardness of the as-cast alloy decreases slightly with a small amount of Sr addition (<0.1 wt%). With the increasing content of Sr (>0.1 wt%), the hardness of the alloys increases first, reaching the peak hardness at 0.6 wt% Sr and then decreases. Moreover, the high temperature treatment would decrease the corresponding hardness for as-cast alloys.

Key words: heat resistant Mg alloy; electrical conductivity; heat treatment