

Mg-Y-Gd-Sm 系铸造镁合金的显微组织和力学性能

董喜旺^{1,2} 肖 旅^{1,2} 孙明珠³ 江善尧^{1,2} 龚政轩^{1,2} 陈 舸^{1,2} 杨力祥^{1,2} 庞 松^{1,2}

(1.上海航天精密机械研究所; 2.上海金属材料近净成形工程技术研究中心; 3.上海航天技术研究院)

摘 要 针对生产中稀土镁合金低成本化,结合溶质总量控制与稀土耦合强化原理,设计了3种 Mg-Y-Gd-Sm 镁合金。结合 DSC 曲线和铸态组织分析3种合金离异共晶相占比;对比分析3种合金不同固溶处理后的组织及力学性能和不同温度的时效硬化曲线,以优化固溶及时效热处理工艺。结果表明,在砂型慢冷条件下 Mg-4.5Y-2.5Gd-1.5Sm 合金经 530 ℃×24 h+200 ℃×100 h(T6)处理后,力学性能最优,抗拉强度、屈服强度、伸长率分别为 267 MPa、200 MPa、2.0%。

关键词 铸造镁合金;Mg-Y-Gd-Sm;低成本;砂型铸造

中图分类号 TG146.22 **文献标志码** A

DOI:10.15980/j.tzzz.2021.08.009

开放科学(资源服务)标识码(OSID):



Microstructure and Mechanical Properties of Mg-Y-Gd-Sm Series Casting Magnesium Alloy

Dong Xiwang^{1,2}, Xiao Lü^{1,2}, Sun Mingzhu³, Jiang Shanyao^{1,2}, Gong Zhengxuan^{1,2},
Chen Ge^{1,2}, Yang Lixiang^{1,2}, Pang Song^{1,2}

(1.Shanghai Aerospace Precision Machinery Institute; 2.Shanghai Metal Materials Near-Net-Shape Engineering Research Center; 3.Shanghai Academy of Spaceflight Technology)

Abstract: Aiming at the low cost of rare-earth magnesium alloys under industrial production conditions, combining with the principle of total solute control and rare earth coupling strengthening, Mg-Y-Gd-Sm series casting magnesium alloys were designed. Combining with the DSC curve and the as-cast structure, the proportion of divorced eutectic phases in the alloys was analyzed. Meanwhile, the structure and mechanical properties of the alloys after solution treatment with different processes and the age hardening curves at different temperatures were analyzed comparatively to optimize the solution and age heat treatment process. The results show that the mechanical properties of the Mg-4.5Y-2.5Gd-1.5Sm alloy prepared by the sand mold under the slow cooling condition are relatively desirable after the T6 heat treatment at 530 ℃×24 h+200 ℃×100 h, where the tensile strength, yield strength and elongation reach 267 MPa, 200 MPa, 2.0%, respectively.

Key Words: Cast Magnesium Alloy, Mg-Y-Gd-Sm, Low Cost, Sand Casting

镁合金作为最轻的金属结构材料,兼备高比强度、比刚度,优异的导热、电磁屏蔽性能,因此其研究和应用受到广泛关注^[1,2]。Mg-Gd-Y 系高强耐热铸造镁合金如 VW63、VW83、VW103 等具有优异的室温、高温综合力学性能,在航空、航天领域广泛应用,其中 T6 态 VW103 合金的室温力学性能可达抗拉强度≥328 MPa、屈服强度≥248 MPa、伸长率≥1.1%^[3,4]。但 Mg-Gd-Y 系合金中通常添加较高比例的稀土,导致其制备成本高昂,为一般商用镁合金的 8~10 倍^[5]。

普通商用铸造镁合金材料如 AZ31、AZ91,室温抗

拉强度普遍低于 230 MPa,并且 200 ℃下抗拉强度低于 100 MPa,无法满足航空、航天产品高温服役指标,导致大量要求低成本、中高室温高温强韧性的航空航天产品没有适合的材料^[6,7]。

轻稀土 Sm 相对 Gd、Y 价格较低,在镁中固溶度为 0.99%,高于 Nd 的 0.63%,同时析出相 Mg₄₁Sm₅ 具备高体积分数、弥散分布的特点,拥有良好的固溶强化和时效硬化潜力^[8]。但是目前关于 Sm 在镁合金中应用的研究较少。张清等^[9]在 Mg-Y 合金体系中引入 Sm 和 Ca,研究了 Mg-5Y-(2,3,4)Sm-0.8Ca(质量分数,%)合

收稿日期:2020-10-12;修改稿收到日期:2020-12-03
基金项目:国家自然科学基金资助项目(U2037601);上海市科学技术委员会资助项目(18511109300)
第一作者简介:董喜旺,男,1994 年出生,助理工程师,上海(201600),E-mail:dxw13944993636@163.com
通信作者:肖旅,男,1983 年出生,研究员,上海(201600),E-mail:9075986@qq.com
引用格式:董喜旺,肖旅,孙明珠,等. Mg-Y-Gd-Sm 系铸造镁合金的显微组织和力学性能[J]. 特种铸造及有色合金,2021,41(8):974-979.
DONG X W, XIAO L, SUN M Z, et al. Microstructure and mechanical properties of Mg-Y-Gd-Sm series casting magnesium alloy[J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2021, 41(8):974-979.

金的铸态组织及力学性能。研究发现,其铸态组织中有 $Mg_{24}Y_5$ 、 $Mg_{41}Sm_5$ 、 Mg_2Ca 相形成,其中 $Mg-5Y-3Sm-0.8Ca$ 合金的抗拉强度最高,可达 224 MPa。

章桢彦^[10]研究了 Mg-Gd-Sm-Zr 合金中不同 Gd、Sm 含量对合金组织和力学性能的影响,发现提高 Gd、Sm 含量,合金强度提升的同时伸长率逐步降低, $Mg-10Gd-2Sm-0.4Zr$ 合金的综合室温力学性能最佳,抗拉强度可达 347 MPa,屈服强度可达 237 MPa,伸长率为 3.2%。

本课题用部分轻稀土 Sm 替代 Gd、Y 元素,通过合金成分优化设计,以提高热处理态强度为目标,研究复合稀土元素间耦合强化作用,解决材料成本与性能协同调控难题,以期实现较低稀土总量条件下铸造镁合金综合力学性能的提升。

1 试验材料及方法

采用砂型铸造工艺制备了 3 种成分的稀土镁合金。原材料(质量分数)为纯 Mg、Mg-20Y、Mg-20Gd、Mg-30Sm 中间合金,晶粒细化剂原材料为 Mg-30Zr 中间合金。合金熔炼选用坩埚式电阻炉(GR-150-9)。将预热后的原材料按顺序分别放置于坩埚炉中熔炼,熔炼过程中施以一定量的 JDMF 覆盖剂阻燃,待 Mg-30Zr 中间合金熔化后加入一定量的 JDMJ 精炼剂进行精炼除渣、除杂,金属液静置 25~40 min 后捞出坩埚中的废渣,采用重力铸造浇注尺寸为 180 mm×180 mm×15 mm 的板类铸件。

选用 HCR-1/2 微机差热仪测定合金的 DSC 曲线,升温速率为 5 ℃/min。选用等离子体发射光谱仪(ICP,Perkin Elmer Plasma400)对合金成分进行测定。选用 GX60-DS 金相分析系统对合金的显微组织进行观察,选用 CMT5305 电子万能材料试验机进行拉伸试验,拉伸速率为 2 mm/min,单次拉伸试样选取规格为 $M8\times\phi5$ mm 的铸件本体试样 3 根,测试结果取其平均

值。选用 MDSC2910 型示差扫描热分析仪对合金凝固区间间隔进行测定。选用 HBS-3000 型数显布氏硬度计对合金硬度进行测定,使用 FEI QUANTA 450 扫描电镜及其配备的能谱仪对合金显微组织和拉伸试样的断口形貌进行观察。利用晶界截点法测定各状态下合金的平均晶粒尺寸。采用 Image Pro Plus 软件统计离异共晶相体积分数。

2 试验结果与分析

2.1 合金成分设计及测试

稀土镁合金慢冷条件下易产生离异共晶相,对合金热裂倾向及塑性产生极大影响^[11]。图 1 为 Mg-Y-Gd-Sm 系四元合金相图凝固面投影图,阴影部分为 Mg-Y-Gd-Sm 系合金凝固时的共晶成分区域。参考 Mg-Y-Gd-Sm 系四元合金平衡相图中共晶成分区域,基于砂型慢冷的工程应用条件,根据稀土元素总摩尔分数不大于 2%、合金元素总值低成本化的成分设计原则,减少合金离异共晶相生成倾向,同时结合 Gd、Y、Sm 3 种元素耦合强化效果,设计了 3 组 Gd、Y、Sm 含量不同的合金成分,并采用光谱分析法对合金成分进行测定,见表 1。

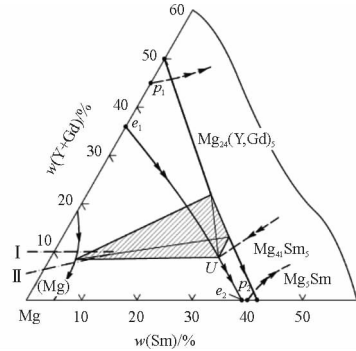


图 1 Mg-Y-Gd-Sm 系四元合金相图凝固面投影图^[12]
[其中 $w(Gd) : w(Y) = 1 : 1$]
Fig.1 Solidified face projected drawing of Mg-Y-Gd-Sm seires quaternary alloy phase diagram

表 1 3 种合金的名义成分及实际成分

Tab.1 Nominal and actual composition of three kinds of Mg-Y-Gd-Sm alloys																%
合金编号	名义成分								实际成分							
	x_B				w_B				x_B				w_B			
	Y	Gd	Sm	Mg	Y	Gd	Sm	Mg	Y	Gd	Sm	Mg	Y	Gd	Sm	Mg
1	0.57	0.24	0.25	余量	2.0	1.5	1.5	余量	0.60	0.21	0.25	余量	2.10	1.34	1.52	余量
2	1.28	0.40	0.25	余量	4.5	2.5	1.5	余量	1.29	0.43	0.25	余量	4.55	2.69	1.47	余量
3	0.86	0.24	0.25	余量	3.0	1.5	1.5	余量	0.89	0.25	0.27	余量	3.10	1.55	1.60	余量

2.2 差热分析

图 2 为 3 种成分铸态 Mg-Y-Gd-Sm 合金的 DSC 曲线。可以发现,1 号合金的凝固区间为 600~650 ℃,2

号合金的凝固区间为 590~640 ℃,3 号合金的凝固区间为 600~645 ℃。在出现合金熔化峰前,3 种合金均未发现其他明显的吸热峰,说明 3 种成分合金离异共晶相含量均较低。

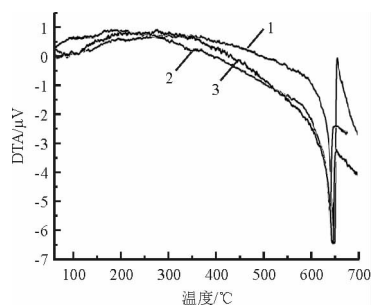


图 2 3 种铸态 Mg-Y-Gd-Sm 合金的 DSC 曲线
Fig.2 DSC curves of three kinds of Mg-Y-Gd-Sm alloys

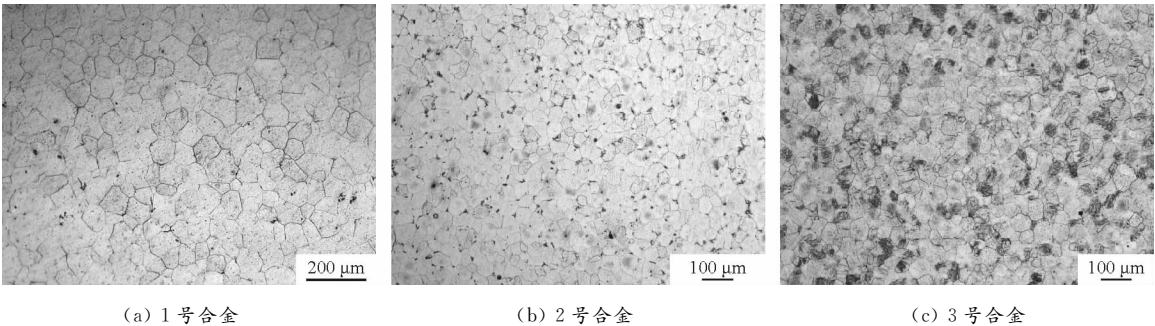


图 3 3 种 Mg-Y-Gd-Sm 合金的铸态显微组织
Fig.3 As-cast microstructure of three kinds of alloys

种合金的晶粒尺寸均较为细小,其中 2 号合金的晶粒最为细小,平均晶粒尺寸为 $40.3\ \mu\text{m}$,这是由于 2 号合金的稀土含量最多,凝固时稀土元素富集在凝固前沿,阻碍了晶粒长大。

表 2 3 种合金的铸态平均晶粒尺寸

Tab.2 Average grain size of three kinds of alloys	
合金编号	平均晶粒尺寸/ μm
1	59.7
2	40.3
3	45.6

选取 2 号合金进行 SEM 分析测试,见图 4。经测定,图 4a 中黑色区域为合金基体,白亮区域为离异共晶相,将图 4a 的离异共晶相区域放大并进行成分测定,见图 4b,结果表明 2 号合金离异共晶相主要为 $\alpha\text{-Mg}$ 基体及 Mg 和 Gd、Y、Sm 形成的第二相,结合 Mg-Y-Gd-Sm 系四元合金相图,确定为 $\alpha\text{-Mg}$ 基体及 $\text{Mg}_{24}(\text{Y},\text{Gd})_5$ 和 $\text{Mg}_{41}\text{Sm}_5$ 的复合相^[12]。

对 3 种合金铸态试样进行室温拉伸性能测试,结果见图 5。可以看出,2 号合金的铸态抗拉强度和屈服强度最高,分别可达 191、147 MPa,这与其稀土总含量相对最高和铸态晶粒最细小有关。高稀土含量产生了更大的晶格畸变和更多的第二相组织,细小的晶粒尺寸增加了晶界比表面积,这些因素共同起到阻碍位错运动的作用,提高了合金强度。但 2 号合金伸长率较低,仅为 3.6%,这与其组织中离异共晶相含量较高有关,因为离异共晶相作为层片状脆性相对基体割裂作用明显,在试

2.3 铸态显微组织及力学性能分析

图 3 为 3 种 Mg-Y-Gd-Sm 合金的铸态显微组织。1 号合金离异共晶相体积分数为 0.25%,2 号合金为 1.97%,3 号合金为 0.79%。2 号合金的离异共晶相相对较多,这与 2 号合金中添加的合金元素含量较高有关,但总体仍处于离异共晶相较少的水平;1 号合金中添加的合金元素含量较低,组织中几乎无离异共晶相的生成,这与离异共晶相产生的理论相符。

3 种合金的铸态平均晶粒尺寸见表 2。可以看出,3

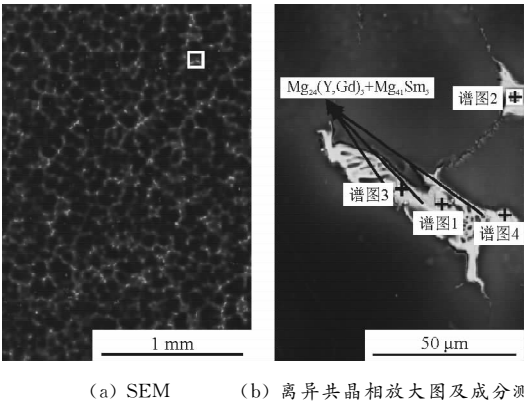


图 4 2 号合金扫描能谱
Fig.4 Scanning energy spectrum of alloy 2

样受力时易成为裂纹萌生源,导致合金的塑性降低。1 号合金铸态伸长率最高,可达 9.6%,这与其组织中近无离异共晶相有关。3 号合金的抗拉强度稍低于 2 号合金的,但伸长率较 2 号合金的有所提高。

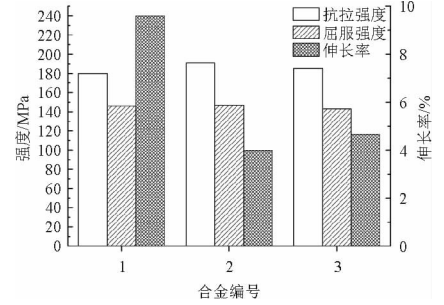


图 5 3 种铸态合金的力学性能
Fig.5 Mechanical properties of three kinds of as-cast alloy

2.4 固溶热处理优化

图 6 为 1 号合金经两种不同固溶工艺处理后的 T4 态组织,固溶处理工艺见表 1。可以看出,相对 500 ℃×24 h,经 510 ℃×24 h 的固溶处理后,第二相已基本

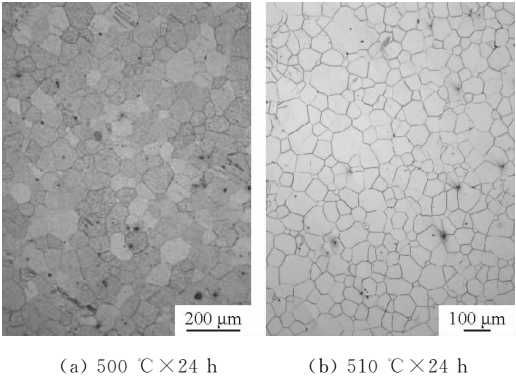


图 6 1 号合金采用不同固溶工艺的 T4 态显微组织
Fig.6 T4 stated microstructure of alloy 1 with various solid solution treatment

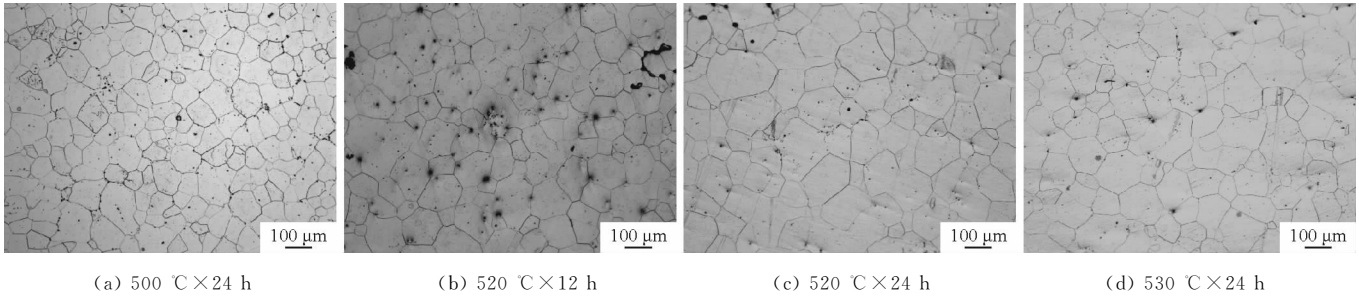


图 7 2 号合金采用不同固溶工艺的 T4 态显微组织
Fig.7 T4 stated microstructure of alloy 2 with different solid solution treatment

可以看出,520 ℃×12 h 的固溶组织相对 500 ℃×24 h 出现了晶粒长大现象,说明 2 号合金在 520 ℃固溶相对 500 ℃固溶晶粒长大倾向更明显;520 ℃×24 h 的固溶组织相对 520 ℃×12 h 晶粒有所长大,说明 2 号合金在

表 4 不同 T4 工艺下 2 号合金平均晶粒尺寸

Tab.4 Average grain size of alloy 2 under various T4 processes	
T4 工艺参数	平均晶粒尺寸/ μm
500 ℃×24 h	61.7
520 ℃×12 h	68.8
520 ℃×24 h	76.9
530 ℃×24 h	77.2

充分溶入基体中,固溶较为充分;500 ℃×24 h 处理后的组织中仍存在大量未溶入基体的第二相,固溶不充分。从表 3 中可以看出平均晶粒尺寸基本一致,因此初步判断其优选的固溶处理工艺为 510 ℃×24 h。

表 3 不同 T4 工艺下 1 号合金平均晶粒尺寸

Tab.3 Average grain size of alloy 1 under various T4 processes	
T4 工艺参数	平均晶粒尺寸/ μm
500 ℃×24 h	61.7
510 ℃×24 h	66.2

图 7 为 2 号合金经 4 种不同固溶工艺处理后的 T4 态组织。可以看出,经 500 ℃×24 h 固溶处理后晶界上仍有离异共晶相残留,并且仍有大量第二相未溶入基体内;经 520 ℃×12 h 固溶处理后晶界上离异共晶相仍有残留,但第二相溶入更加充分;经 530 ℃×24 h 固溶处理后离异共晶相和第二相已基本溶入基体内,充分完成固溶处理。

不同 T4 工艺下 2 号合金的平均晶粒尺寸见表 4。

520 ℃固溶时其晶粒尺寸随固溶时间的延长而不断变大;530 ℃×24 h 的固溶组织相对 520 ℃×24 h 晶粒几乎没有长大,说明 2 号合金在 520~530 ℃的固溶温度区间内,温度的提升对晶粒长大影响较小。

因此从 2 号合金不同固溶态组织的平均晶粒尺寸及第二相、离异共晶相溶入基体情况,初步判断其优选的固溶处理工艺为 530 ℃×24 h。

图 8 为 3 号合金经 4 种不同固溶工艺处理后的 T4 态组织。500 ℃×24 h、530 ℃×14 h 固溶处理后仍有部分第二相未溶入基体,但离异共晶相已基本消除;510

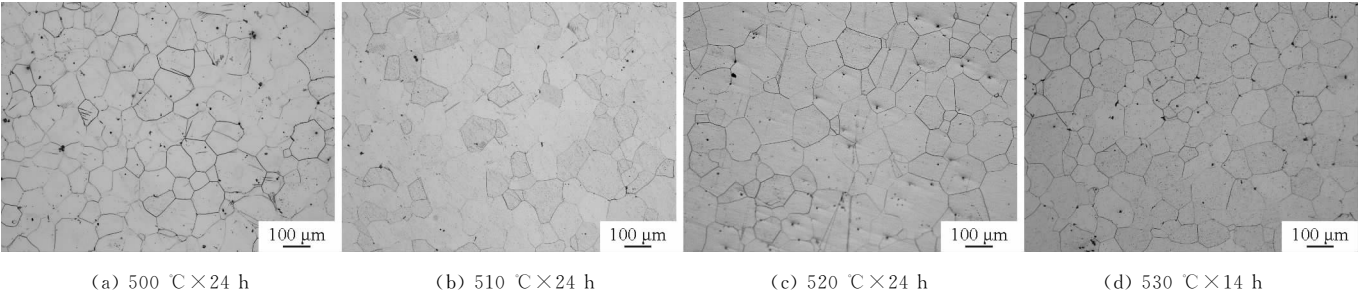


图 8 3 号合金采用不同固溶工艺的 T4 态显微组织

Fig.8 T4 stated microstructure of alloy 3 with different solid solution treatment

℃×24 h、520 ℃×24 h 固溶相对更为充分,第二相已基本溶入基体内。

不同 T4 工艺下 3 号合金的平均晶粒尺寸见表 5。可以看出,3 号合金经 520 ℃×24 h 的固溶处理后相对晶粒长大更加明显。说明在 520 ℃之前,3 号合金随固溶温度上升,晶粒长大不明显,520 ℃晶粒开始发生较明显长大,提升固溶温度缩短固溶时间,晶粒开始减小。

表 5 不同 T4 工艺下 3 号合金平均晶粒尺寸

Tab.5 Average grainsize of alloy 3 under various T4 processes	
T4 工艺参数	平均晶粒尺寸/ μm
500 ℃×24 h	73.18
510 ℃×24 h	74.79
520 ℃×24 h	85.12
530 ℃×14 h	73.14

因此从 3 号合金不同固溶态组织的平均晶粒尺寸及第二相、离异共晶相溶入基体情况,初步判断其优选的固溶处理工艺为 530 ℃×14 h。

3 种合金经不同固溶工艺处理后的 T4 态力学性能见表 6。1 号合金经 510 ℃×24 h 固溶相比 500 ℃×24 h,其固溶后伸长率较高,可达 12.4%,这是因为第二相的充分溶入减少了位错塞积、降低了应力集中倾向,提高了合金塑性,抗拉强度、屈服强度两者相接近;2 号合金经 530 ℃×24 h 固溶后,其力学性能相对最优,抗拉强度可达 195 MPa,屈服强度可达 164 MPa,伸长率为 6.4%,这是因为大尺寸离异共晶相和第二相的充分固溶使晶格畸变程度加深,由此带来的阻碍位错运动贡献高于大尺寸未溶相,提高了合金强度,同时减少了对基体割裂作用,改善了塑性;3 号合金经 530 ℃×14 h 固溶后,其力学性能相对最优,抗拉强度可达 196 MPa,屈服强度可达 152 MPa,伸长率可达 9.6%。

表 6 不同 T4 工艺参数下合金的力学性能

Tab.6 Mechanical properties of T4 treated alloys				
合金编号	T4 工艺参数	抗拉强度/MPa	屈服强度/MPa	伸长率/%
1	500 ℃×24 h	192	120	10.8
	510 ℃×24 h	190	118	12.4
2	500 ℃×24 h	193	138	4.8
	520 ℃×12 h	189	148	4.8
	520 ℃×24 h	192	156	5.2
	530 ℃×24 h	195	164	6.4
3	500 ℃×24 h	193	138	8.0
	510 ℃×24 h	195	153	7.2
	520 ℃×24 h	193	139	10.0
	530 ℃×14 h	196	152	9.6

结合不同固溶工艺处理后的 3 种合金显微组织、力学性能,确定 1 号合金优选的固溶处理工艺为 510 ℃×24 h,2 号合金为 530 ℃×24 h,3 号合金为 510 ℃×24 h。

2.5 时效处理优化

在 3 种合金优化的固溶处理基础上,开展时效热处理

理优化研究,3 种合金分别进行 200 ℃/220 ℃时效硬化曲线测定,结果见图 9。随着时效时间延长,呈细小弥散分布的第二相粒子不断从饱和的 $\alpha\text{-Mg}$ 基体中析出,因此时效过程中硬度较固溶态明显提升。结果显示,3 种合金在 220 ℃时效相比 200 ℃均更快到达时效硬度峰值,但峰值硬度略低于 200 ℃时效,这是因为时效温度升高会导致稀土镁合金弥散的第二相粒子析出速度变快,但析出相尺寸和形貌会有所差异。200 ℃时效下 2 号合金峰值时效硬度(HBW)最高,为 101.2,1 号合金峰值时效硬度(HBW)最低,为 75.9。根据 3 种合金时效硬化曲线数据结果,确定 1 号、2 号合金优化的时效工艺为 200 ℃×100 h,3 号合金优化的时效工艺为 200 ℃×70 h。

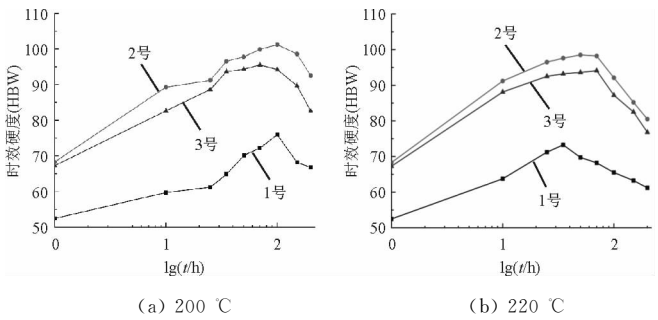


图 9 不同温度下合金的时效硬化曲线
Fig.9 Aging-hardening curves of the alloy at different temperatures

按照优化的 3 种合金时效工艺进行时效热处理,并测试拉伸力学性能,结果见图 10。可以看出 2 号合金的抗拉强度、屈服强度最高,分别为 267 MPa 和 200 MPa,但其伸长率较低,仅为 2%。3 号合金抗拉强度、屈服强度均高于 1 号合金而低于 2 号合金,但伸长率高于 2 号合金,为 2.8%。

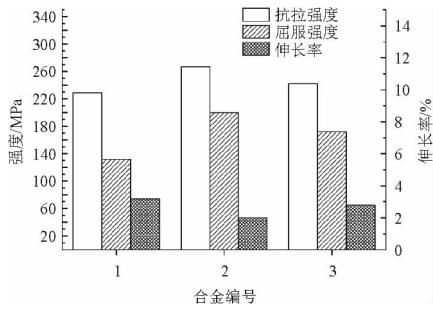


图 10 3 种合金 T6 态的力学性能
Fig.10 Mechanical properties of T6 treated alloys

3 结 论

(1)3 种 Mg-Y-Gd-Sm 合金铸态组织中离异共晶相占比均较少,其离异共晶相为 $\text{Mg}_{24}(\text{Y}, \text{Gd})_5$ 和 $\text{Mg}_{41}\text{Sm}_5$ 的复合相。

退火温度对 5154 铝合金铆钉线力学性能的影响

张 恒 贾 伟 赵立洋 章安楠 段妍彤 乔 恒 韦振翔
(江苏亨通电力特种导线有限公司)

摘 要 通过连铸连轧-拉拔-中间退火-拉拔法制备了 5154 铝合金铆钉线。采用力学性能测试、显微组织观察等方法分析了退火后铆钉线的力学性能和显微组织。结果表明,当退火温度为 460 ℃时,5154 铝合金铆钉线的力学性能理想,这与材料中的第二相变化以及晶粒的大小有关。

关键词 5154 铝合金;力学性能;第二相;显微组织

中图分类号 TG146.21 **文献标志码** A

DOI:10.15980/j.tzzz.2021.08.010

开放科学(资源服务)标识码(OSID): 

Effects of Annealing Temperature on Mechanical Properties of 5154 Alloy
for Rivet Wire

Zhang Huan, Jia Wei, Zhao Liyang, Zhang Annan, Duan Yantong, Qiao Heng, Wei Zhenxiang
(Jiangsu Hengtong Electric Power Special Wire Co., Ltd.)

Abstract: 5154 aluminum alloy for rivet wire was fabricated by continuous casting and rolling-drawing-intermediate annealing-drawing. The mechanical properties and microstructure of the annealed rivet wire were analyzed by means of tensile testing and SEM observation. The results reveal that the mechanical properties of 5154 alloy for rivet wire are desirable with the annealing temperature of 460 ℃, which is related with the transformation of the second phase and the grain size.

Key Words: 5154 Aluminum Alloy, Mechanical Properties, Second Phase, Microstructure

收稿日期:2021-01-28;修改稿收到日期:2021-05-13
第一作者简介:张恒,男,1993 年出生,助理工程师,江苏苏州(215234),E-mail:zhanghuan@htgd.com.cn
引用格式:张恒,贾伟,赵立洋,等. 退火温度对 5154 铝合金铆钉线力学性能的影响[J]. 特种铸造及有色合金,2021,41(8):979-981.
ZHANG H, JIA W, ZHAO L Y, et al. Effects of annealing temperature on mechanical properties of 5154 alloy for rivet wire[J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2021, 41(8):979-981.

(2)根据 3 种合金的 T4 态显微组织及力学性能确定了最优 T4 工艺参数,其中 1 号合金为 510 ℃×24 h,2 号合金为 530 ℃×24 h,3 号合金为 510 ℃×24 h。

(3)在优化的固溶工艺前提下,对 3 种合金分别进行 200 ℃、220 ℃的时效硬化处理,根据测试结果确定 1 号、2 号合金优化的时效工艺为 200 ℃×100 h,3 号合金优化的时效工艺为 200 ℃×70 h。

(4)Mg-4.5Y-2.5Gd-1.5Sm 合金经 530 ℃×24 h 固溶+200 ℃×100 h 时效后,其力学性能最优,抗拉强度可达 267 MPa,屈服强度可达 200 MPa,伸长率为 2.0%。

参 考 文 献

[1] HAJO D, KARL U K. Magnesium and Magnesium Alloys[M]. Introductory Chapter: Springer International Publishing, 2018.

[2] 丁文江. 镁合金科学与技术[M]. 北京: 科学出版社, 2007.

[3] 杨力祥, 肖旅, 周海涛, 等. 高强耐热稀土镁合金研究进展[J]. 上海航天, 2019, 36(2): 38-44.

[4] 丁文江, 吴国华, 李中权, 等. 轻质高性能镁合金开发及其在航空航天领域的应用[J]. 上海航天, 2019, 36(2): 1-8.

[5] LUO A A. Magensium casting technology for structural applications[J]. Journal of Magnesium and Alloys, 2013, 1(1): 2-22.

[6] 董天顺, 王拓, 郑晓东, 等. 细晶 Mg-Ce 中间合金的制备及其对 AZ91D 组织和性能的影响[J]. 材料导报, 2017, 31(6): 73-78.

[7] 吴国华, 陈玉狮, 丁文江. 镁合金在航空航天领域研究应用现状与展望[J]. 载人航天, 2016, 22(3): 281-292.

[8] 肖阳, 张新明, 王飞超, 等. 高强耐热镁合金的合金化设计[J]. 轻合金加工技术, 2012, 40(11): 32-40.

[9] 张清, 陈君, 李全安. Mg-Y-Sm 系耐热镁合金的研究进展[J]. 热加工工艺, 2017, 46(12): 19-25.

[10] 章桢彦. Mg(-Gd)-Sm-Zr 合金的显微组织、力学性能和析出相变研究[D]. 上海: 上海交通大学, 2009.

[11] 陈舸, 肖旅, 董喜旺. 低溶质总量高强镁合金复杂铸件本体性能优化[J]. 特种铸造及有色合金, 2020, 40(8): 813-818.

[12] ROKHLIN L L, LUK'YANOVA E A, DOBATKINA T V, et al. Phase equilibria in Mg-Y-Gd-Sm alloys[J]. Russian Metallurgy (Metally), 2012(9): 802-807.

(编辑:张正贺)