

半连续铸造 Mg-6Al-6Zn-3Sn-1Y-0.5Mn 合金铸态与热处理后的相组成与拉伸性能

周吉学¹, 马百常¹, 王金伟¹, 唐守秋¹, 杨院生²

(1. 齐鲁工业大学(山东省科学院) 山东省科学院新材料研究所 山东省轻质高强金属材料重点实验室, 山东 济南 250014)

(2. 中国科学院金属研究所, 辽宁 沈阳 110016)

摘 要: 研究了半连续铸造 Mg-6Al-6Zn-3Sn-1Y-0.5Mn (AZTYM66310) 镁合金在铸态以及固溶处理后与时效处理后的微观组织结构演变和拉伸性能及失效机理。半连续铸造 AZTYM66310 合金在径向存在组织不均匀性, 由铸锭边部到心部, 凝固速度提高, 枝晶更为细小, 第二相分布更加弥散。铸态 AZTYM66310 合金的微观组织中 α -Mg 初生相呈现典型的等轴枝晶形态, 枝晶间分布大量的凝固过程中形成的第二相, 包括 $\text{Mg} + \text{Mg}_{32}(\text{Al}, \text{Zn})_{49}$ 共晶、 Mg_2Sn 离异共晶相以及 Al_2Y 相和 $\text{Al}_8\text{Mn}_4\text{Y}$ 相。铸态合金经过 $380\text{ }^\circ\text{C}/6\text{ h}$ 固溶处理后, 大部分 $\text{Mg}_{32}(\text{Al}, \text{Zn})_{49}$ 相和部分 Mg_2Sn 相溶入基体中, 形成过饱和 α -Mg 固溶体, 基体中 Al、Zn、Sn 元素含量显著提高, 而 Al_2Y 相和 $\text{Al}_8\text{Mn}_4\text{Y}$ 相未发生明显变化。固溶处理显著提高了合金的抗拉强度, 同时提升了合金的断后延伸率。经过 $380\text{ }^\circ\text{C}/6\text{ h}+150\text{ }^\circ\text{C}/16\text{ h}$ 的时效处理后, 合金组织中尤其是晶界附近, 析出大量的纳米尺度的颗粒增强相, 强度提高, 特别是屈服强度提高到 187.4 MPa 。合金在拉伸失效过程中, 组织中的第二相首先破裂或者与基体分离, 导致了微裂纹的产生, 微裂纹沿着晶界扩展, 最终导致样品发生断裂。

关键词: AZTYM66310 镁合金; 半连续铸造; 相组成; 拉伸性能; 热处理

中图分类号: TG146.22

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2019)07-2258-08

鉴于全球能耗和空气污染的严峻形势, 汽车交通以及航空航天工业对部件轻量化的要求越来越高, 镁合金及其复合材料由于其所具有的低密度、高比强度和高比刚度以及良好的加工性能等特点, 在交通及航空航天领域具有巨大的应用前景, 并得到了研究学者的重视和关注^[1-4]。

合金化是实际应用中强化纯镁的最基本和有效的方法, 其他强化方法基本上是以合金化为基础。最近, Mg-(Al)-(Zn)-Sn 系列镁合金由于其良好的力学性能得到了广泛的关注, 研究者发展出了系列高性能含 Sn 铸造镁合金和变形镁合金^[5-12]。作为常用的稀土元素, Y 元素在镁基体中具有良好的固溶强化作用, 不仅可以提升镁合金的强度和塑性, 而且对提高耐热性和阻尼性能有很好的效果^[13-17]。潘^[18]发现 Y 元素能降低凝固潜热, 改善合金的显微组织。姜^[19]发现添加 1%(质量分数)的 Al 能在 Y 含量大于 6%(质量分数)的镁合金中原位形成 Al_2Y 形核颗粒, 从而细化合金晶粒。Zhou 等人^[20]研究了 Mg-5Zn-5Sn (质量分数, %)合金的显微组织和拉伸性

能, 发现时效处理后由于细小的颗粒相在基体中析出, 显著增强了合金的力学性能。

半连续铸造工艺是高品质镁合金铸造棒材的主要制备方式, 具备生产效率高、材料利用率高、冶金质量好等特点, 但同时也存在组织在径向分布不均匀等问题。张志强等人^[21]研究发现, $\Phi 165\text{ mm}$ 半连续铸造 AZ61 镁合金铸锭边部、 $R/2$ 及中心部位的晶粒尺寸逐渐增大。蒲治军等人^[22]和陶健全等人^[23]研究发现在半连续铸造 $\Phi 500\text{ mm}$ 的 AZ40 和 AZ61 镁合金大铸锭中, 从铸锭心部到边部, 晶粒尺寸逐渐减小。而赵凯阳^[24]研究表明半连续铸造镁合金组织均匀性受到铸锭直径、二次冷却水量、铸造速度、结晶体高度的重要影响。因此, 针对高性能新型合金成分, 有必要对其半连续铸造工艺条件下的组织不均匀性以及热处理前后的组织演化和力学性能进行研究。

本研究基于多组元、高成分含量的高性能合金设计思路, 设计了新型 Mg-6Al-6Zn-3Sn-1Y-0.5Mn 合金, 并研究了半连续铸造合金在径向的组织不均匀性, 以及该

收稿日期: 2018-07-10

基金项目: 国家重点研发计划(2017YFB0103904); 山东省自然科学基金(ZR2017PEE007)

作者简介: 周吉学, 男, 1982 年生, 博士, 副研究员, 山东省科学院新材料研究所, 山东 济南 250014, 电话: 0531-85599042, E-mail: zhoujx@sas.org

合金在铸态、固溶处理及时效处理后的微观组织和拉伸性能,通过分析合金中相的形态和分布,解释了合金高强度的形成原因以及在拉伸过程中的失效机理。

1 实验

实验材料选择纯镁(纯度 $\geq 99.9\%$)、纯铝(纯度 $\geq 99.9\%$)、纯锡(纯度 $\geq 99.95\%$)、纯锌(纯度 $\geq 99.9\%$)以及 Mg-30Y 和 Mg-5Mn 中间合金,合金化学成分见表 1。通过半连续铸造方式生产出 $\Phi 120$ mm 的合金铸棒,结晶器高度为 450 mm,铸造速度为 80~100 mm/min,二次冷却水流量为 25 L/min。

固溶处理分别在温度 360、380、400、420 $^{\circ}\text{C}$ 下保温 6 h,然后空冷。时效处理在 380 $^{\circ}\text{C}/6$ h + 150 $^{\circ}\text{C}/16$ h 的条件下进行,然后空冷。

对半连续铸造合金在径向的组织与成分分析:在铸锭的横截面部位分别在铸锭中心、1/2 半径处、边缘部位切取 $\Phi 10$ mm $\times$ 5 mm 的圆片,取样位置见图 1。

对半连续铸造合金在铸态、固溶处理态、时效态微观组织与拉伸性能分析:在铸棒中心与边缘的中间部位(图 1 中 R/2 处)制取金相试样、XRD 试样与拉伸试样(国标 GB/T228.1-2010),分别进行组织观察、物相分析与拉伸性能测试。采用配比为(99%蒸馏水+1%乙酸,体积分数)的腐蚀液进行金相试样腐蚀。采用 ZEISS2000-C 型光学显微镜(OM)、JSM-6460 型扫描电子显微镜(SEM)和 JEOL-2100 透射电子显微镜(TEM)进行微观组织观察和断口分析。热处理在 SX2-12-10Y

型电阻炉中进行。采用型号为 Philips PW170 的 X 射线衍射(XRD)仪进行物相分析,钨靶,电压 40 kV,电流 40 mA,扫描范围 $20^{\circ}\sim 90^{\circ}$;利用 MDI Jade5.0 软件中的 PDF 卡片分析合金中可能包含的物相。采用型号为 DW-200E 的微机控制电子式万能试验机进行拉伸性能测试,拉伸速度为 2 mm/min,每组测试 3 根试样,结果采用其平均值。

2 结果与分析

2.1 AZTYM66310 半连续铸造合金组织与成分均匀性分析

图 2 为半连续铸造 AZTYM66310 合金横截面心部、R/2 处和边缘部位的铸态金相显微组织。可见,合金铸态微观组织中初生相 α -Mg 呈现出典型的等轴枝晶形貌, α -Mg 枝晶由心部到 R/2 处到边缘部位尺寸逐渐增大,这与晶粒分布相同,此结果与文献[23,24]实验结果相符。在合金半连续铸造过程中,具有冷却作用的结晶器在凝固过程中所提供的冷却强度显著低于二次水冷直接换热所提供的冷却强度,当结晶器高度较高时,合金熔体液穴较深,液穴底部(中心区域)熔体在凝固过程中受到二次水冷的作用更大。因此,液穴底部熔体凝固速度相对更大,导致合金半连续铸棒中心部位凝固组织更为细小。

图 3 为半连续铸造 AZTYM66310 合金横截面心部、R/2 处和边缘部位的组织中第二相分布形态。可以看出,合金组织中在枝晶间分布有大量第二相,且由心部到 R/2 处到边缘部位第二相数量逐渐减少,尺寸逐渐增大,这与上述合金枝晶尺寸趋势相对应,心部凝固速度较快,枝晶细小,第二相分布更加弥散,尺寸也相对较小;靠近边部合金凝固速度减缓,凝固时间较长,枝晶粗化,第二相尺寸也相对较大。

2.2 AZTYM66310 合金铸态组织及物相分析

图 4 为铸态 AZTYM66310 合金的显微组织。通过低倍组织照片(图 4a)可以看出,合金铸态微观组织中初生相 α -Mg 呈现出典型的等轴枝晶形貌,且整体尺寸较大,在本合金中合金元素 Al/Y 比值较大,未能对合金组织产生有效的晶粒细化作用。通过高倍组织照片(图 4b)可以发现,在初生相枝晶间分布有大量的不同形貌不同衬度的第二相。

图 5 为 AZTYM66310 合金的 XRD 图谱。从图中可以看出铸态组织中主要含有 α -Mg、 $\text{Mg}_{32}(\text{Al,Zn})_{49}$ 、 Mg_2Sn 、 $\text{Al}_8\text{Mn}_4\text{Y}$ 和 Al_2Y 相。

图 6 为铸态 AZTYM66310 合金的 SEM 照片。表 2 为图 6 中不同区域的 EDS 微区成分分析结果。结合图 5 中合金 XRD 分析结果,可以确定 A 区域是 α -Mg

表 1 AZTYM66310 合金化学成分

Table 1 Chemical composition of AZTYM66310 alloy (wt%)

Al	Zn	Sn	Y	Mn	Mg
6.53	5.97	2.86	0.98	0.53	Balance

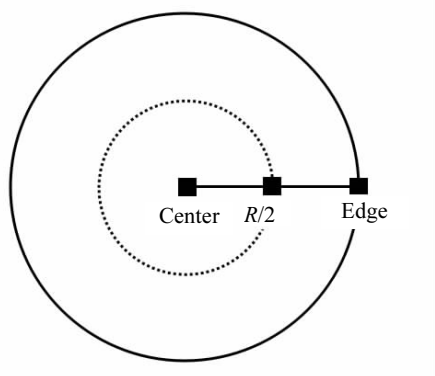


图 1 取样示意图

Fig.1 Schematic diagram of sampling parts

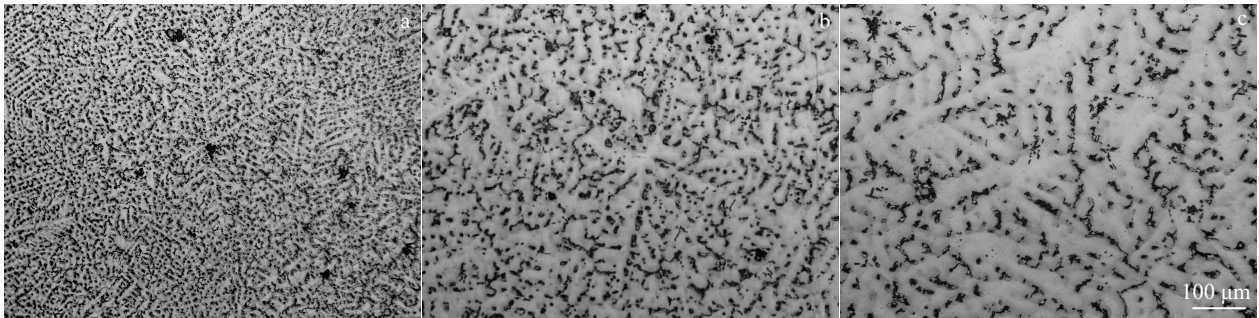


图 2 AZTYM66310 半连续铸锭横截面不同部位初生相形貌

Fig.2 OM primary morphologies of the cross section of AZTYM66310 ingot: (a) center, (b) R/2, and (c) edge

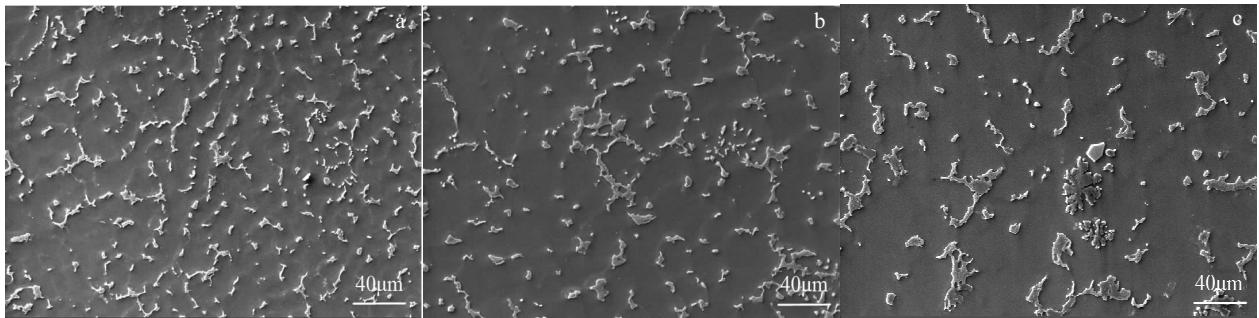


图 3 AZTYM66310 半连续铸锭横截面不同部位第二相形态分布

Fig.3 Secondary phase morphologies distribution of the cross section of AZTYM66310 ingot: (a) center, (b) R/2, and (c) edge

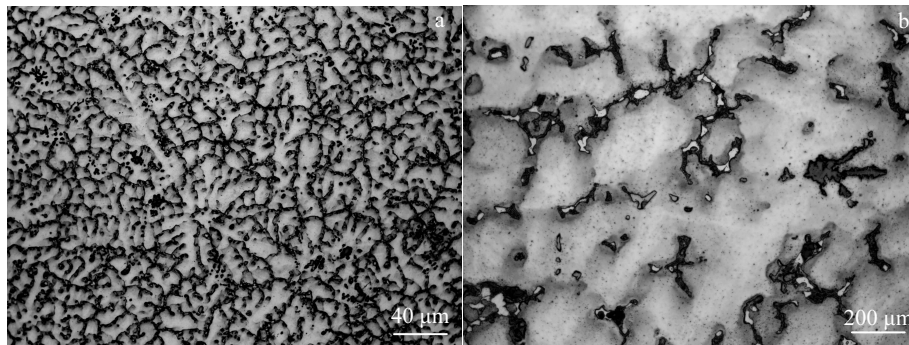


图 4 AZTYM66310 合金铸态组织

Fig.4 OM images of as-cast AZTYM66310 alloy: (a) high magnification and (b) low magnification

基体, 其中固溶了部分 Al、Zn、Sn、Y 元素及少量的 Mn 元素; B 区域第二相呈现网格状形貌, 沿着枝晶间分布, 由 Mg、Zn 和 Al 3 种元素组成, 且 Al 和 Zn 原子百分比接近 1:1, 可以确定为 $\alpha\text{-Mg}+\text{Mg}_{32}(\text{Al}, \text{Zn})_{49}$ 的共晶组织, 同时在此共晶组织中固溶有少量的 Sn 元素; C 区域多边形灰色相主要含有 Sn 元素, 为非平衡凝固过程中形成的离异共晶 Mg_2Sn 相, 与 $\alpha\text{-Mg}+\text{Mg}_{32}(\text{Al}, \text{Zn})_{49}$ 的共晶组织连接生长, 且可以发现在其中固溶少量 Zn 元素和 Al 元素; D 区域的不规则的块状相富含 Al 和 Y 元素, 且 Al 和 Y 的原子比接

近 2:1, 结合 XRD 分析结果, 可以确定为 Al_2Y 相, 同时可以看出在 Al_2Y 相中固溶有相当含量的 Mn 元素, 固溶度显著高于基体中 Mn 元素的固溶度。花瓣状的 E 相富含 Al、Mn 和 Y 元素, 且 Al、Mn 和 Y 的原子比接近 8:4:1, 结合 XRD 分析结果, 可以确定为 $\text{Al}_8\text{Mn}_4\text{Y}$ 。

2.3 固溶态 AZTYM66310 合金显微组织

图 7 为 AZTYM66310 合金经过不同温度固溶处理 6 h 的微观组织。从图 7a 中可以看出, 经过 $360\text{ }^\circ\text{C}/6\text{ h}$ 固溶处理后, 合金组织元素偏析现象有所减弱,

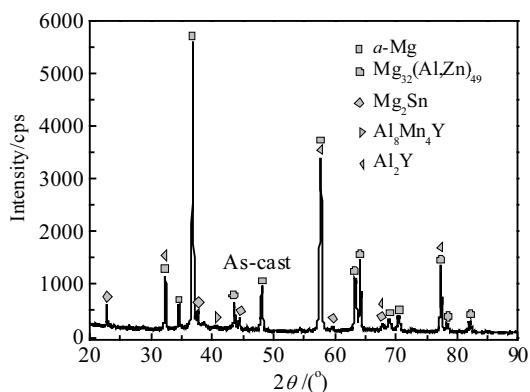


图 5 铸态 AZTYM66310 合金的 XRD 图谱

Fig.5 XRD pattern of as-cast AZTYM66310 alloy

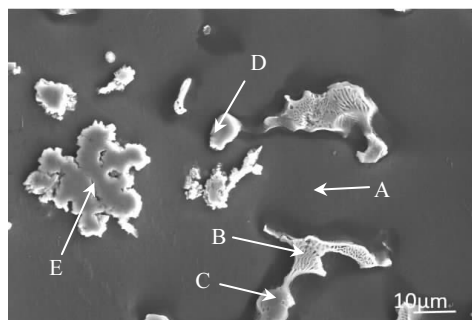


图 6 铸态 AZTYM66310 合金的 SEM 照片

Fig.6 SEM images of as-cast AZTYM66310 alloy

表 2 图 6 中相应相的 EDS 分析结果

Table 2 EDS results of areas in Fig.6 (at%)

Area	Mg	Al	Zn	Sn	Y	Mn
A	96.58	2.18	0.77	0.41	0.05	0.01
B	72.79	13.80	13.00	0.41	0	0
C	62.47	1.57	0.04	35.92	0	0
D	9.71	59.81	0	0	27.22	3.26
E	3.88	60.13	0	0	10.34	25.65

枝晶间第二相有所减少,但未完全消除,合金组织仍然呈现枝晶形貌。随着固溶处理温度提高到 380 °C 后,经过 6 h 固溶处理,合金中的枝晶形貌逐渐消失,微观偏析现象基本消除。当固溶温度为 400 和 420 °C 时,由于固溶温度过高,导致合金的部分晶粒长大,粗化现象明显。

图 8 和表 3 为合金经过 380 °C/6 h 固溶处理后的 SEM 照片和 EDS 分析结果。从图 8 中可以看出,经过 380 °C/6 h 的固溶处理后,合金中的枝晶相貌消除。 $\text{Mg}_{32}(\text{Al}, \text{Zn})_{49}$ 相和 Mg_2Sn 相较铸态试样缩小,其元素向基体中固溶。部分花瓣状的 $\text{Al}_8\text{Mn}_4\text{Y}$ 相转变成棒状或球状,不规则块状的 Al_2Y 相没有发生明显的变化。

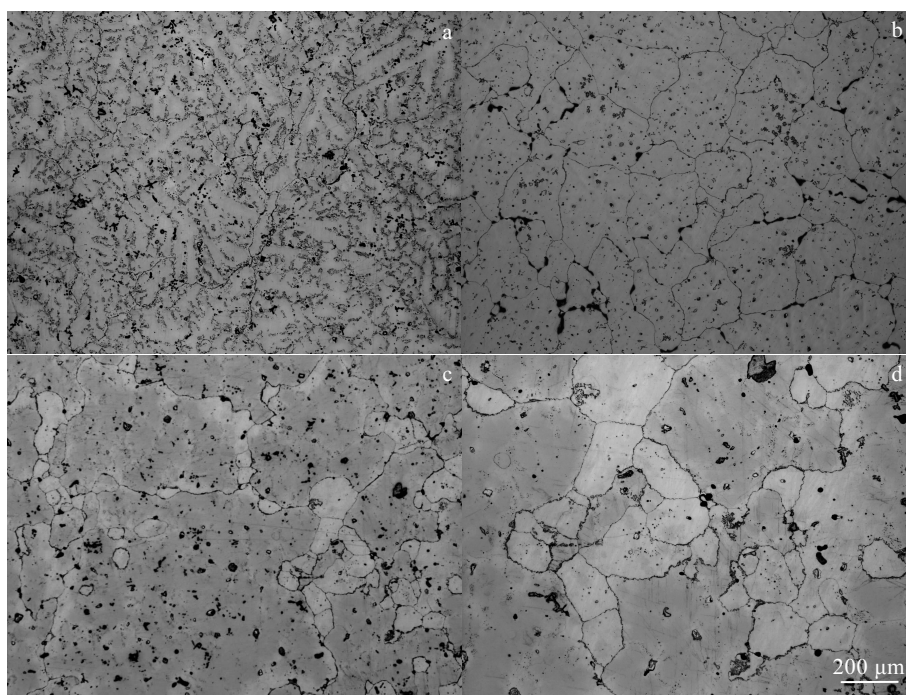


图 7 AZTYM66310 合金不同温度固溶处理 6 h 后微观组织

Fig.7 Microstructures of as-solutioned AZTYM66310 alloy at different temperatures for 6 h: (a) 360 °C, (b) 380 °C, (c) 400 °C, and (d) 420 °C

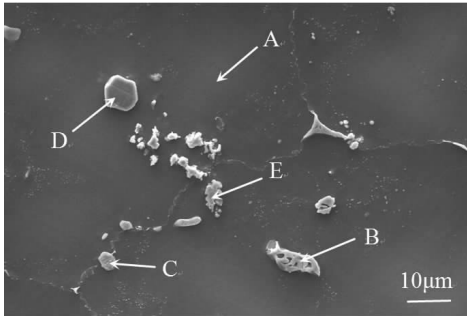


图 8 AZTYM66310 合金在 380 °C 固溶处理 6 h 后的 SEM 照片

Fig.8 SEM image of as-solutioned AZTYM66310 alloy at 380 °C for 6 h

表 3 图 8 中相应相的 EDS 分析结果

Table 3 EDS analysis of areas in Fig.8 (wt%)

Area	Mg	Al	Zn	Sn	Y	Mn
A	86.09	5.67	5.31	2.45	0.35	0.13
B	36.56	16.52	44.42	4.50	0	0
C	35.65	0.79	1.55	62.01	0	0
D	6.46	35.15	0	0	55.22	3.17
E	6.18	38.66	0	0	19.55	35.61

图 9 为 Mg-6Al-6Zn-3Sn-1Y-0.5Mn 合金经 380 °C/6 h 固溶处理前后的 XRD 对比图谱。通过对比 XRD 分析可以看出, 固溶处理后 $\text{Mg}_{32}(\text{Al,Zn})_{49}$ 相的衍射峰强度减弱甚至消失, Mg_2Sn 相的衍射峰强度也有明显减弱, 而 $\text{Al}_8\text{Mn}_4\text{Y}$ 和 Al_2Y 衍射峰没有明显变化, 说明固溶处理后样品组织中 $\text{Mg}_{32}(\text{Al,Zn})_{49}$ 相大幅度减少, Mg_2Sn 相在固溶处理过程中也有所溶解, 这与上述 EDS 分析结果一致。

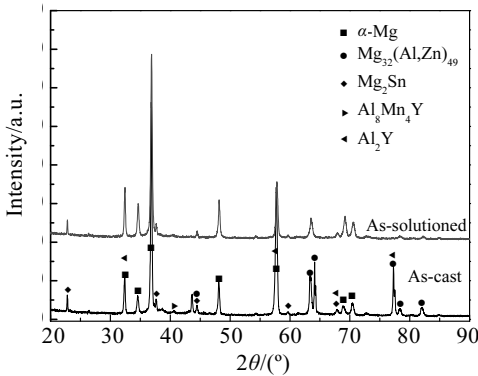


图 9 AZTYM66310 合金经 380 °C/6 h 固溶处理前后的 XRD 图谱

Fig.9 XRD patterns of as-cast alloy and as-solutioned alloy at 380 °C for 6 h

2.4 固溶+时效态 AZTYM66310 合金显微组织

为进一步分析时效处理对合金的组织与拉伸性能的影响, 在 380 °C/6 h 的固溶后进一步对合金进行了 150 °C/16 h 条件下的时效处理。图 10 为 AZTYM66310 合金经过时效处理后的晶界附近组织照片。从图中可以看出, 经过时效处理后, 在晶界附近出现了大量纳米尺度的不同形态的颗粒沉淀相。而通过扫描电镜未在晶粒内部观察到析出相。

由于时效过程中析出相颗粒尺寸可能极为细小, 所以对时效合金晶粒内部区域进行了高倍的透射电镜分析。图 11 为经过 380 °C/6 h + 150 °C/16 h 时效处理后合金晶粒内部的 TEM 照片。从图中可以看出, 经过时效处理后, 相较于晶界区域, 晶粒内部出现了大量尺寸更为细小的纳米尺度的不同形态的颗粒增强相, 部分细小的颗粒沿晶粒堆积沉淀, 但是析出相的密度明显低于晶界区域的析出相密度。

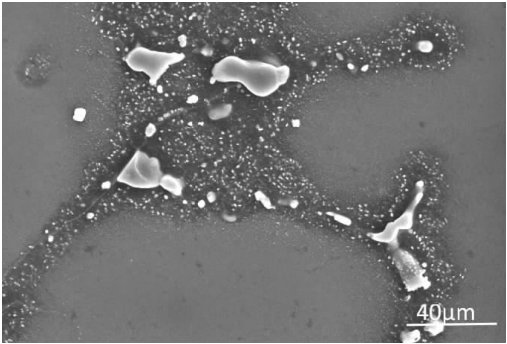


图 10 时效处理 AZTYM66310 合金晶界附近析出相形貌

Fig.10 SEM image of precipitates around grain boundary in as-aged AZTYM66310 alloy

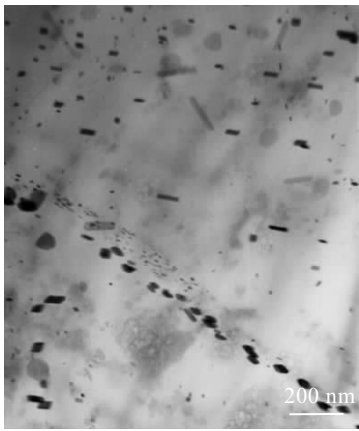


图 11 时效处理 AZTYM66310 合金基体内析出相 TEM 形貌

Fig.11 TEM image of precipitates within grains of as-aged AZTYM66310 alloy

图 12 为 AZTYM66310 合金经时效处理前后的 XRD 对比图谱。可以看出经过时效处理后,相对于固溶处理合金,组织中 $\text{Mg}_{32}(\text{Al},\text{Zn})_{49}$ 相衍射峰显著增强,说明时效处理过程中组织中析出了大量的 $\text{Mg}_{32}(\text{Al},\text{Zn})_{49}$ 相。时效处理后组织中析出相的类别及其位向关系需要进一步深入分析。

AZTYM66310 合金在铸态、固溶处理态(380 °C/6 h)以及时效处理(380 °C/6 h+150 °C/16 h)后的拉伸断口形貌如图 13 所示。根据 AZTYM66310 合金室温拉伸断口特征(图 13a),在室温下合金的断口有很多大尺寸的解理面以及少量的撕裂棱,表明合金在室温拉伸形成的断口裂纹扩展的主要形式为解理。经过固溶或时效处理后的拉伸断口(图 13b、13c)同样有许多解理台阶以及撕裂棱,相对于铸态合金拉伸断口形貌,固溶处理后拉伸断口处解理台阶尺寸明显减小,撕裂棱明显增多,同时在断口上发现了大量的韧窝。这表明,固溶处理或时效处理后合金在拉伸时断裂方式主要为混合型断裂。

图 14 为 AZTYM66310 合金不同状态下的断口附近显微组织。在断口附近有较多的微裂纹存在,可以看出有大量的微裂纹在断口附近存在,并且大多数微裂纹均穿过不规则的第二相,显然,不规则的第二相的破碎是微裂纹发生的源头。表 4 为合金断口附近微

裂纹形成处第二相的能谱分析。通过 EDS 分析知道,铸态合金拉伸断口附近破碎断裂的第二相主要为 $\text{Mg}_{32}(\text{Al},\text{Zn})_{49}$ 相,固溶处理合金拉伸断口附近破碎断裂的第二相为 $\text{Mg}_{32}(\text{Al},\text{Zn})_{49}$ 相与 Mg_2Sn 相,时效处理后合金拉伸断口附近破碎断裂的第二相主要为 Mg_2Sn 相。

合金断裂的过程,样品受到拉伸力的作用,组织中的第二相首先破裂或者与基体分离,导致了微裂纹的产生,然后在拉伸作用下,微裂纹沿着晶界或穿过晶粒扩展,形成裂纹,导致样品发生断裂。

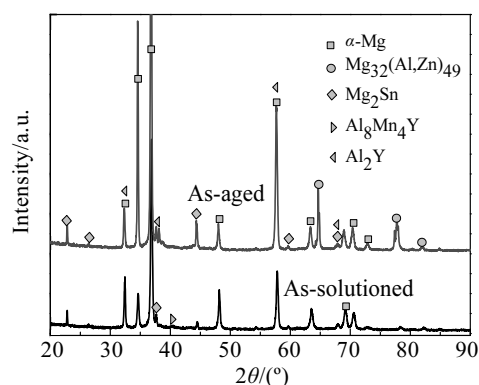


图 12 AZTYM66310 合金经时效处理前后的 XRD 图谱

Fig.12 XRD patterns of as-solutioned alloy and as-aged alloy

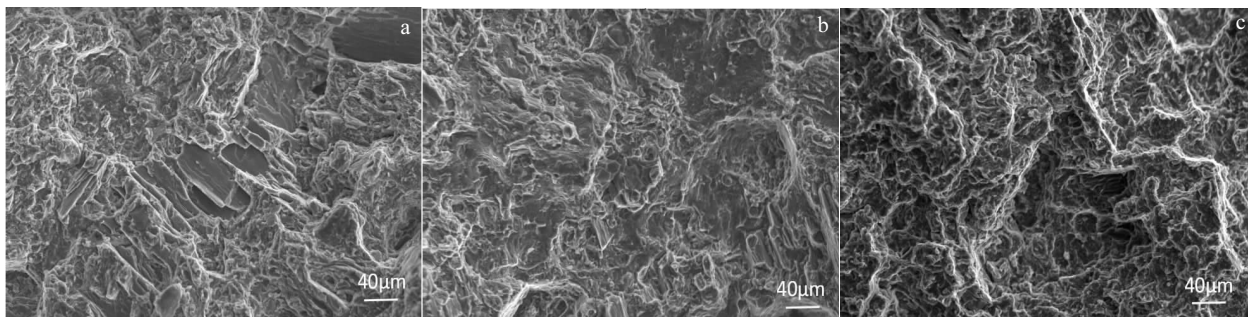


图 13 AZTYM66310 合金不同状态下的断口形貌

Fig.13 SEM fractographs of the tensile fracture surface of as-cast (a), as-solutioned (b), and as-aged (c) AZTYM66310 alloy

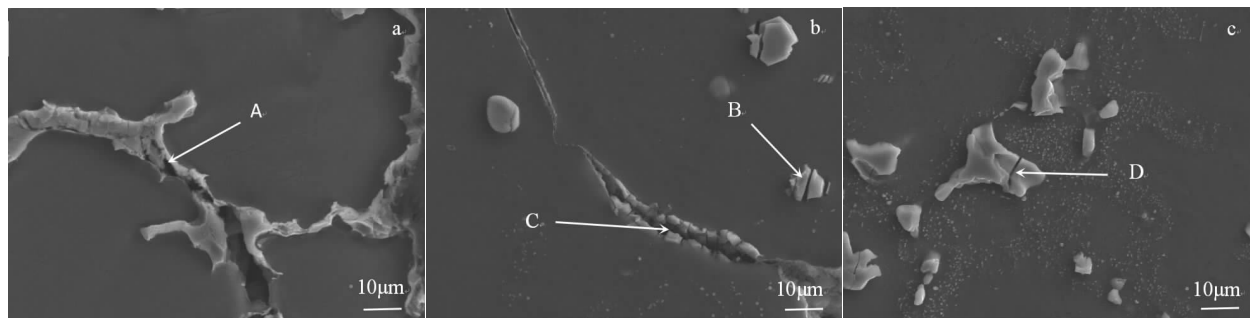


图 14 AZTYM66310 合金不同状态下的断口附近显微组织

Fig.14 Microstructures near the fracture of as-cast (a), as-solutioned (b), and as-aged (c) AZTYM66310 alloy

表 4 图 14 中相的能谱分析

Table 4 EDS analysis of areas in Fig.14 (wt%)

Area	Mg	Al	Zn	Sn	Y	Mn
A	47.37	17.02	34.52	1.09	0	0
B	39.46	0.62	1.51	58.41	0	0
C	58.74	13.23	26.99	1.01	0	0
D	23.51	0.59	1.42	74.48	0	0

2.5 AZTYM66310 合金的力学性能

AZTYM66310 合金在铸态、固溶处理态 (380 ℃/6 h) 以及时效处理 (380 ℃/6 h+150 ℃/16 h) 后的室温拉伸性能如表 5 所示。相对于铸态性能, 经过固溶处理 (380 ℃/6 h) 后, 合金的抗拉强度和延伸率分别提高到 271.8 MPa 和 5.4%, 说明该合金具有良好的固溶强化效果。对比表 2~表 4 中的 EDS 结果可以发现, 固溶态合金的基体中 Al、Zn、Sn、Y、Mn 的含量高于铸态合金的含量, 固溶态合金基体中的 Al、Zn、Sn 接近合金化学组成, 说明经过 380 ℃/6 h 固溶处理, 提高了合金元素 Al、Zn 和 Sn 在基体中的固溶量, 使得合金的抗拉强度提高。从图 4、图 5 及表 3 中可以看出, 固溶处理后大部分半连续分布的 $Mg_{32}(Al, Zn)_{49}$ 网状相和部分 Mg_2Sn 相溶解在基体中和沿晶界分布的不规则第二相体积分数的减小导致合金的延伸率提高。

经过时效处理 (380 ℃/6 h+150 ℃/16 h) 之后, 合金的强度, 尤其是屈服强度显著提高, 具有典型的时效强化特征。根据图 10、图 11 及图 12 分析结果, 时效处理后合金组织中在晶界及晶内析出了大量纳米尺度的颗粒增强相, 起到了析出强化的效果, 合金的抗拉强度达到 296.5 MPa, 屈服强度达到 187.4 MPa, 相对于固溶态提高了 58.2%。

表 5 AZTYM66310 合金的拉伸性能

Table 5 Tensile properties of AZTYM66310 alloy

Alloys	Tensile strength/ MPa	Yield strength/ MPa	Elongation/ %
As-cast	251.6	109.6	3.9
As-solutioned	271.8	118.4	5.4
As-aged	296.5	187.4	4.2

3 结 论

1) 半连续半连续铸造 AZTYM66310 合金在径向存在组织不均匀性, 由铸锭边部到心部, 凝固速度提高, 枝晶更为细小, 第二相分布更加弥散。铸态 AZTYM66310 合金的微观组织形貌呈现典型的等轴

枝晶形态, 由 α -Mg 初生相、Mg + $Mg_{32}(Al, Zn)_{49}$ 共晶、 Mg_2Sn 离异共晶相以及 Al_2Y 相和 Al_8Mn_4Y 相组成。

2) 固溶处理后, 合金中的枝晶相貌消除。大部分半连续状分布的网络状 $Mg_{32}(Al, Zn)_{49}$ 相和部分 Mg_2Sn 相固溶于基体中, 起到了固溶强化效果, 将合金的抗拉强度提高到 271.8 MPa, 延伸率提高了 38%。

3) 合金在时效处理过程中, 晶界及晶粒内部析出大量包括 $Mg_{32}(Al, Zn)_{49}$ 相在内的纳米尺度颗粒增强相, 对合金产生了显著的强化效果, 抗拉强度和屈服强度分别达到 296.5 MPa 和 187.4 MPa。

4) 合金在拉伸失效过程中, 组织中的第二相首先破裂或者与基体分离, 导致了微裂纹的产生, 微裂纹沿着晶界扩展, 最终导致样品发生断裂。

参考文献 References

[1] Hu Yaobo(胡耀波), Yang Shengwei(杨生伟), Yao Qingshan (姚青山) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2017, 46(1): 135

[2] Lee B D, Son H T, Han J W. *Intermetallics*[J], 2013, 32: 214

[3] You Sihang, Huang Yuanding, Kainer K U *et al. Journal of Magnesium and Alloys*[J], 2017, 5(3): 239

[4] Li Nan, Zheng Yufeng. *Journal of Materials Science and Technology*[J], 2013, 29(6): 489

[5] Pan H C, Qin G W. *Materials & Design*[J], 2015, 83: 736

[6] Hu Guangshan(胡光山), Zhang Dingfei(张丁非), Tang Tian (唐 甜) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2016, 45(5): 1111

[7] Liu Yu, Zhou Jixue, Zhao Dongqing *et al. Materials Characterization*[J], 2016, 118: 481

[8] Park S S, Tang W N, You B S. *Materials Letters*[J], 2010, 64(1): 31

[9] Mendis C L, Bettles C J, Gibson M A *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2006, 435-436: 163

[10] Jiang Luyao, Huang Weijiu, Zhang Dingfei *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2017, 727: 205

[11] Tian Shuke, Guo Xuefeng. *Hot Working Technology*[J], 2014, 43: 64

[12] Wang Bo, Pan Fusheng, Chen Xianhua *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2016, 656: 165

[13] Somekawa H, Osawa Y, Singh A *et al. Materials Transactions* [J], 2013, 55(1): 182

[14] Zhang Daidong(张代东), Hao Xiaowei(郝晓伟), Fang Daqing(房大庆) *et al. Rare Metal Materials and Engineering* (稀有金属材料与工程)[J], 2016, 45(9): 2208

[15] Suzuki M, Tsuchida K, Maruyama K. *Materials Transactions*

- [J], 2008, 49(5): 918
- [16] Ren L B, Quan G F, Xu Y G *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2017, 699: 976
- [17] Bu Fanqiang, Yang Qiang, Qiu Xin *et al. Materials Science & Engineering A*[J], 2015, 639: 198
- [18] Pan Fusheng(潘复生), Han Enhou(韩恩后). *High-performance Wrought Magnesium Alloy and Their Processing Techniques*(高性能变形镁合金及加工技术)[M]. Beijing: Science Press, 2007
- [19] Jiang Zhongtao(姜中涛). *Thesis for Doctorate*(博士论文)[D]. Chongqing: Chongqing University, 2016
- [20] Zhou J X, Yang Y S, Tang S Q *et al. Materials Science Forum*[J], 2010, 654-656: 639
- [21] Zhang Zhiqiang(张志强), Wang Zhankun(王占坤), Yi Siqu(尹思奇) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2016, 45(9): 2385
- [22] Pu Zhijun(蒲治军), Zhang Kui(张奎), Lai Lin(赖林) *et al. Special-cast and Non-ferrous Alloys*(特种铸造及有色合金)[J], 2015, 35(4): 337
- [23] Tao Jianquan(陶健全). *Thesis for Master*(硕士论文)[D]. Chongqing: Chongqing University, 2012
- [24] Zhao Kaiyang(赵凯阳). *Thesis for Master*(硕士论文)[D]. Chongqing: Chongqing University, 2010

Phase Constitution and Tensile Properties of Semi-continuous Cast Mg-6Al-6Zn-3Sn-1Y-0.5Mn Alloy at Casting State and Heat Treatment State

Zhou Jixue¹, Ma Baichang¹, Wang Jinwei¹, Tang Shouqiu¹, Yang Yuansheng²

(1. Shandong Provincial Key Laboratory of High Strength Lightweight Metallic Materials, Advanced Materials Institute, Qilu University of Technology (Shandong Academy of Sciences), Jinan 250014, China)

(2. Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, China)

Abstract: The phase constitution, tensile properties and failure mechanism during tensile process of as-cast, as-solutioned and as-aged samples of a Mg-6Al-6Zn-3Sn-1Y-0.5Mn (AZTYM66310) magnesium alloy were investigated. The microstructure of semi continuous cast AZTYM66310 alloy is distributed nonuniformly. The dendrite is finer and the second phase distribution is more dispersed from the edge to the centre of the ingot, when the solidification rate is increased. The α -Mg primaries in the microstructure of as-cast AZTYM66310 alloy exhibit typical equiaxed dendrites morphology, and a large number of interdendritic phases form during solidification, including Mg + Mg₃₂(Al, Zn)₄₉ eutectic, Mg₂Sn divorced eutectic phases, Al₂Y phases and Al₈Mn₄Y phases. After the solution treatment of 380 °C/6 h, the majority of Mg₃₂(Al, Zn)₄₉ phases and part of Mg₂Sn phases are dissolved into the matrix, increasing the contents of Al, Zn and Sn in the matrix significantly, while Al₂Y phase and Al₈Mn₄Y phase do not change remarkably. Solution treatment significantly improves the tensile strength and the elongation of the alloy. After aging treatment of 380 °C/6 h + 150 °C /16 h, a large number of nano-scaled particle reinforced phases precipitate in the alloy, especially near the grain boundary, increasing the yield strength to 187.4 MPa. During the tensile process of the alloy, the second phases in the structure first break or separate from the matrix, resulting in the generation of microcracks. And then these microcracks propagate along the grain boundaries, eventually causing the sample to fracture.

Key words: AZTYM66310 magnesium alloy; semi-continuous casting; phase constitution; tensile properties; heat treatment

Corresponding author: Ma Baichang, Master, Research Assistant, Advanced Materials Institute, Qilu University of Technology (Shandong Academy of Sciences), Jinan 250014, P. R. China, Tel: 0086-531-88728307, E-mail: mabch@sdas.org