

文章编号: 1004-0609(2004)01-0099-06

稀土铈对 AZ61 变形镁合金组织和力学性能的影响^①

周海涛, 曾小勤, 刘文法, 丁文江, 朱燕萍

(上海交通大学 国家轻合金精密成型工程中心, 上海 200030)

摘 要: 研究了不同稀土铈含量对 AZ61 合金显微组织和力学性能的影响。实验发现: 加入稀土铈后, AZ61 合金铸态组织的 β 相变少、变细, 铸态晶粒细化; 大部分铈与铝结合生成高熔点、高热稳定性的稀土相 Al_4Ce ; 在热挤压和退火过程中, Al_4Ce 能够阻碍晶粒或亚晶粒的长大, 使晶粒细化。适量的稀土铈提高了挤压态合金的强度、延伸率和显微硬度; 而过量的稀土铈则会导致 AZ61 合金的性能下降; 含 1.0% 稀土铈的挤压态合金可得到最高的抗拉强度 308.1 MPa、最高屈服强度 180.1 MPa、最大的显微硬度 HV80.5 和最高的延伸率 14.2%; 所有试验合金的断裂方式是解理断裂。

关键词: AZ61+ Ce; 挤压; 显微组织; 力学性能

中图分类号: TG146.2

文献标识码: A

Effect of Ce on microstructures and mechanical properties of AZ61 wrought magnesium

ZHOU Hai-ao, ZENG Xiao-qin, LIU Wen-fa, DING Wen-jiang, ZHU Yan-ping

(National Engineering Research Center of Light Alloys Net Forming,

School of Materials Science and Engineering, Shanghai Jiaotong University, Shanghai 200030, China)

Abstract: Effects of Ce addition on the microstructures and mechanical properties of the AZ61 alloy have been investigated. It is found that Ce makes refinement of $Mg_{17}Al_{12}$ and grains, and decreases the amount of $Mg_{17}Al_{12}$ phase. Most of Ce reacts with aluminum to form compounds of Al_4Ce with high melting point and elevated temperature stability which retards grain growth during hot deformation. Certain amount of Ce increases tensile strength, yield strength, elongation and hardness. With more addition, Ce would combine more Al in matrix and decrease strengthening effect because Al_4Ce phase would become coarsening. The mechanical tests indicate that AZ61 has the best properties when the content of Ce is 1.0%. Maximum tensile strength, maximum yield strength and maximum elongation are 308.1 MPa, 180.1 MPa and 16.2%, respectively. The fracture mechanism of AZ61+ Ce alloys is cleavage.

Key words: AZ61+ Ce; extrusion; microstructures; mechanical properties

金属镁及其合金是目前可应用的密度最小的结构材料, 具有铝和钢不可替代的性能, 如高比强度、高比弹性模量, 高阻尼减震性、高导热性、高静电屏蔽性、高机械加工性、尺寸稳定性及极低的密度 (1.74g/cm^3)。当镁合金用来制作汽车、飞机零件时, 可大大减轻其质量, 降低燃油消耗; 当采

用镁合金制造手机、笔记本电脑和一些家用电器的外壳时, 能显著增强产品的散热及抗震能力, 并能有效地减轻对人体和周围环境的电磁辐射危害^[1]。目前, 大多数镁合金产品主要通过铸造方式获得, 与铸造工艺相比, 镁合金热变形后合金的组织得到细化, 消除了铸造缺陷, 产品的力学性能大幅提

① 收稿日期: 2003-03-13; 修订日期: 2003-06-15

作者简介: 周海涛(1962-), 男, 副教授, 博士研究生。

通讯作者: 周海涛, 副教授; 电话: 021-62932239; E-mail: stevehaitao@tom.com

高^[2]。但是, 在一些实际应用中, 镁合金的强度、高温强度、耐蚀性和强韧性满足不了使用要求。研究表明, 在镁合金中添加稀土, 能够改善其合金显微组织和力学性能^[3-6]。因此, 本研究基于工业上应用的 AZ61 合金, 在其中添加不同含量的稀土铈, 分析了铈对 AZ61 合金显微组织及力学性能的影响。

1 实验

制备 AZ61 镁合金的原材料纯度分别为(质量分数, %): 99.95Mg、99.9Al、99.9Zn 和 99.99Ce。在电阻炉中熔炼, 采用熔剂保护。熔炼温度为 780℃, 于 720℃ 浇铸成尺寸为 $d80\text{mm} \times 200\text{mm}$ 圆锭。圆锭经过 400℃, 10h 固溶处理后, 出炉空冷。其化学成分如表 1 所列。铸锭经锯切、车皮($d75\text{mm}$)后, 在 300t 挤压机上挤压成 $d15\text{mm}$ 棒材, 挤压温度为 340℃, 挤压比为 25:1。挤压后一部分棒材在 300℃ 下退火 1h, 然后按 GB/T4338-1995 加工成 $d10\text{mm}$ 常温拉伸试样, 在日本岛津 Shimadzu AG-100KNA 型材料试验机上进行力学性能测试。采用 D/MA3A 及 LEICAMEF4 光学显微镜进行物相分析和断口形貌分析。

2 结果与讨论

2.1 铈对 AZ61 合金铸态及均匀化退火组织的影响

图 1 所示是 AZ61、AZ61+1.0Ce、AZ61+1.5Ce 合金的典型铸态组织。由 Mg-Al-Zn 三元相图可知^[7], AZ61 合金主要由基体相 αMg 和离异共晶析出的化合物 $\beta\text{Mg}_{12}\text{Al}_{17}$ 相构成; 另外出现 αMnAl 偏析相, 它是铝溶入锰形成的固溶体, 较多地分布于晶内^[7]。 $\beta\text{Mg}_{12}\text{Al}_{17}$ 相以不规则网状分布于铸态晶粒的晶界处, 也有少部分分布于晶粒内; β 相周围的层片状或点状组织是合金凝固之后冷却过程中产生的二次析出相 β 相。加入稀土铈以后, 显微组织发生明显变化, $\beta\text{Mg}_{12}\text{Al}_{17}$ 相分离变少, 并且变细; 晶粒及晶界处出现细针状和点状的稀土相。随铈含量的增加, 稀土相显著增多, 且有粗化倾向。同时铈的加入也使铸态晶粒细化^[8]。

图 2 所示是 AZ61、AZ61+1.5Ce 合金固溶处理后的微观组织。可见 AZ61、AZ61+1.5Ce 合金中的 $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 相大部分溶于基体。AZ61 合金有残

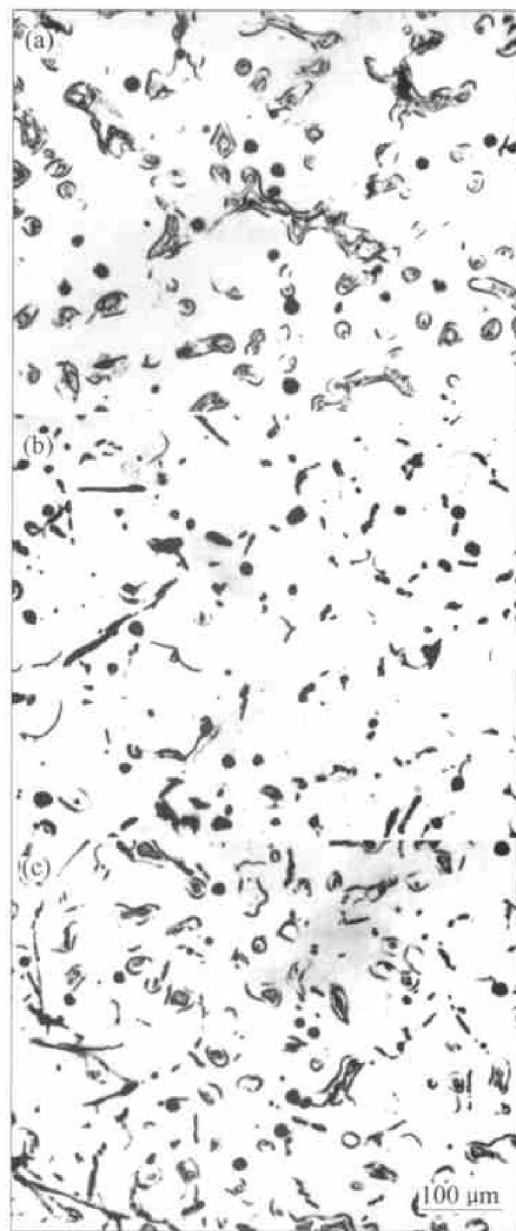


图 1 合金的铸态组织

Fig. 1 Microstructures of cast alloys
(a) —AZ61; (b) —AZ61+1.0Ce; (c) —AZ61+1.5Ce

留 αMnAl 相, 而含稀土铈的合金只剩下稀土相和残留 αMnAl 相。稀土化合物熔点极高(1240℃), 几乎不溶于基体, 有极少部分偏聚在晶界上。经确定稀土相为 Al_4Ce ^[8]。

2.2 铈对 AZ61 合金挤压及退火组织的影响

图 3 所示是 AZ61 合金和 AZ61+1.0Ce 合金经高温挤压后的微观组织。由于挤压温度高于再结晶温度^[9], 很明显合金都发生了再结晶。再结晶后晶粒细化且等轴。铈加入后, 晶粒明显变细, 因为铈加入后形成了外加的第二相, 第二相经挤压后明显破碎变细。再结晶时, 第二相处于晶界上, 阻碍

表 1 AZ61 合金的化学成分

Table 1 Chemical compositions of AZ61 alloy(mass fraction, %)

Alloy	Al	Zn	Mn	Ce	Fe	Cu	Ni	Mg
AZ61	5.546	1.008	0.33	0.00	0.0120	0.004	0.0015	Bal.
AZ61+ 0.5Ce	5.504	1.009	0.33	0.50	0.0120	0.004	0.0015	Bal.
AZ61+ 1.0Ce	5.582	0.9163	0.31	0.75	0.0120	0.004	0.0015	Bal.
AZ61+ 1.5Ce	5.415	0.9604	0.32	1.20	0.0120	0.004	0.0015	Bal.

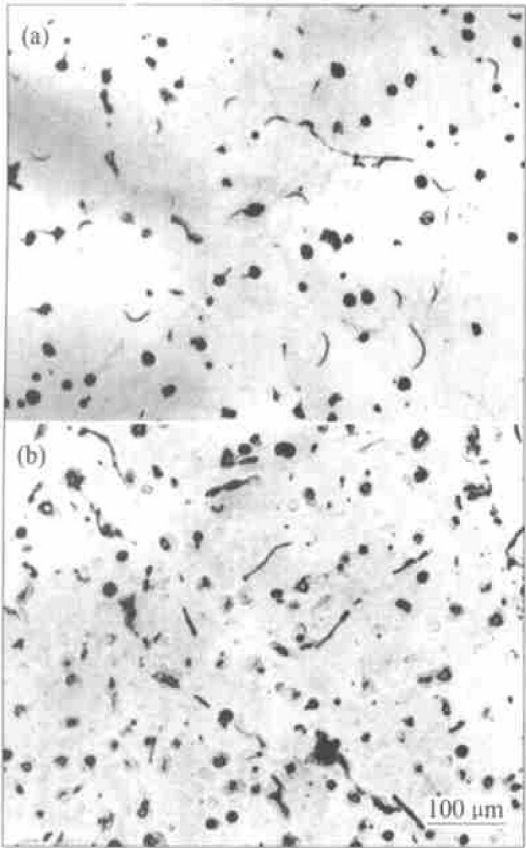


图 2 合金固溶处理后的铸态组织

Fig. 2 Microstructures alloys after solution treatment
(a) —AZ61; (b) —AZ61+ 1.5Ce

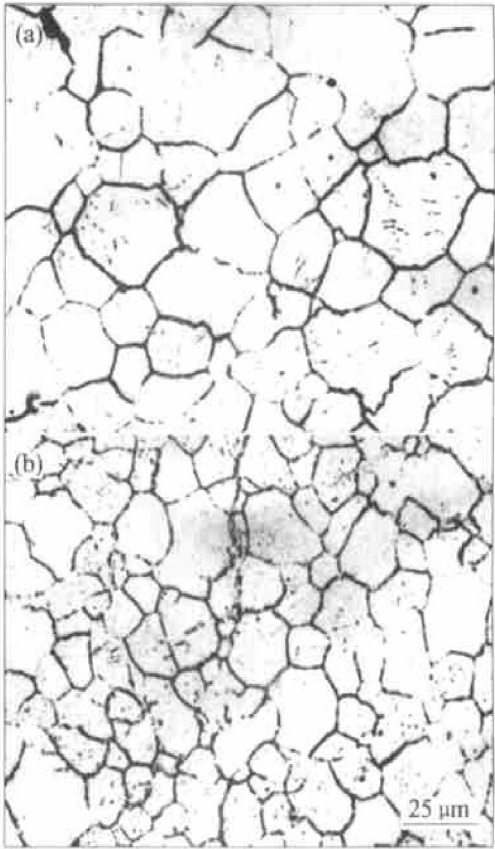


图 3 合金挤压后的组织

Fig. 3 Extruded microstructures of alloys
(a) —AZ61; (b) —AZ61+ 1.0Ce

晶界或亚晶界的迁移,降低了晶界或亚晶界的迁移速度;另外,在外加的弥散第二相周围,挤压时明显产生畸变,畸变区域具有高的位错密度和相对大的晶界取向差,畸变区域成为再结晶的核心,增大了形核率^[10]。该种细化机理可能类似于含锆的铝合金中的细化机理^[11]。图 4 所示是 AZ61 合金和 AZ61+ 1.0Ce 合金在 300℃退火 1h 后空冷的微观组织。可见所有的合金都发生了晶粒长大,但由于稀土铈的加入阻碍了晶界的迁移,降低了晶粒长大的速度。

图 5 所示为铈含量与晶粒尺寸之间的关系,表明当铈含量为 1% (质量分数) 时,晶粒最细。铈含量过多时,形成的稀土化合物结晶时长大,稀土

化合物变粗;而含量少时,稀土化合物结晶时长大速度小,稀土化合物尺寸较小。挤压之后,粗大化合物阻碍晶粒长大的作用减弱;当铈含量很少时,形成的弥散分布的第二相较少,外加再结晶核心较少,因此晶粒的细化作用减弱。

2.3 铈对 AZ61 合金力学性能的影响

图 6 所示是不同稀土铈含量在室温下的力学性能。相对 AZ61 合金而言,加入 1% 稀土铈时,拉伸强度和屈服强度最高;当稀土铈含量为 1.5% 时,拉伸强度和屈服强度最低;稀土加入后,延伸率有所提高,稀土铈含量为 1% 时,达最大值。所有试验合金退火后拉伸强度和屈服强度都有所下降,但延伸率有所提高,可能是稀土化合物粗大的缘故。

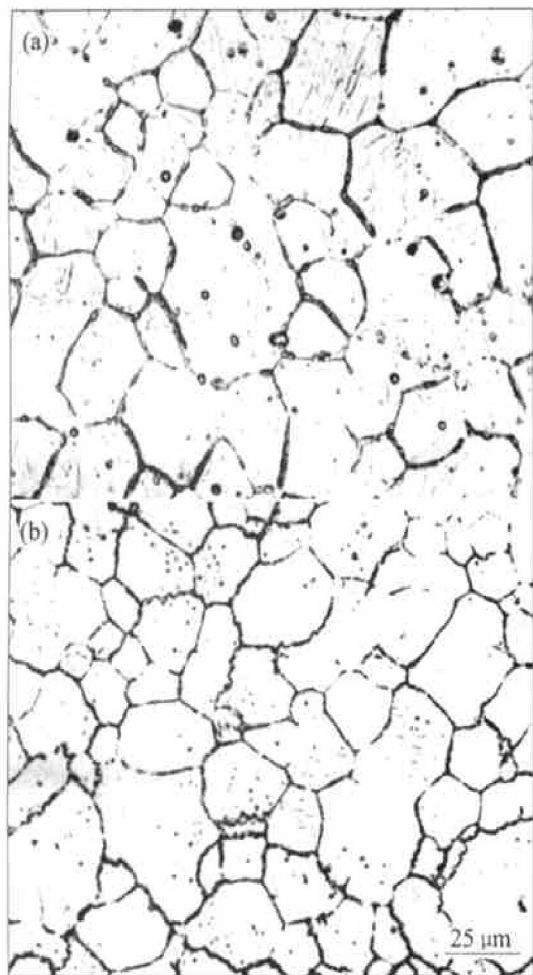


图 4 合金挤压退火后的组织

Fig. 4 Extruded microstructures after annealing

(a) —AZ61; (b) —AZ61+ 1.0Ce

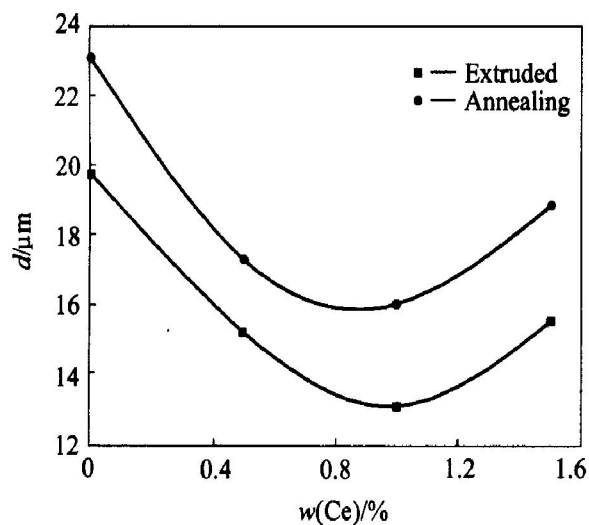


图 5 不同状态下合金中铈含量与晶粒尺寸的关系

Fig. 5 Relationship between grain size and Ce content after different treatments

图 7 所示为各个合金的显微硬度测定结果。从挤压态与铸态(均匀化)合金显微硬度比较可以看出^[8], 挤压提高了合金的显微硬度, 平均提高了约 14%。挤压使铸态晶粒变成细小的等轴晶, 促使 β

相固溶, 并造成一定区域的晶格畸变, 因而挤压对合金显微硬度的作用非常明显。退火降低了硬度, 对不同铈含量的合金其影响程度不同, 平均降低了约 8%。退火态合金显微硬度与含量铈的关系并不明确。

2.4 铈对 AZ61 合金断口形貌的影响

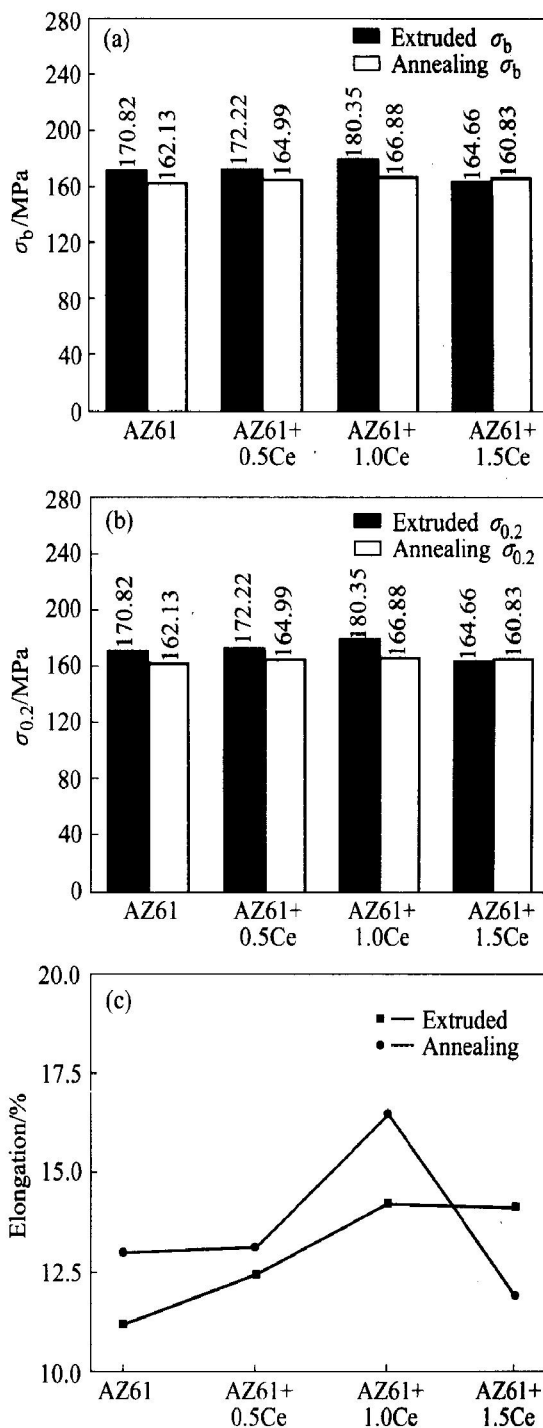


图 6 合金 AZ61, AZ61+ 0.5Ce,

AZ61+ 1.0Ce, AZ61+ 1.5Ce 的力学性能

Fig. 6 Mechanical properties of AZ61, AZ61+ 0.5Ce, AZ61+ 1.0Ce, AZ61+ 1.5Ce

(a) —Tensile strength; (b) —Yield strength;

(c) —Elongation

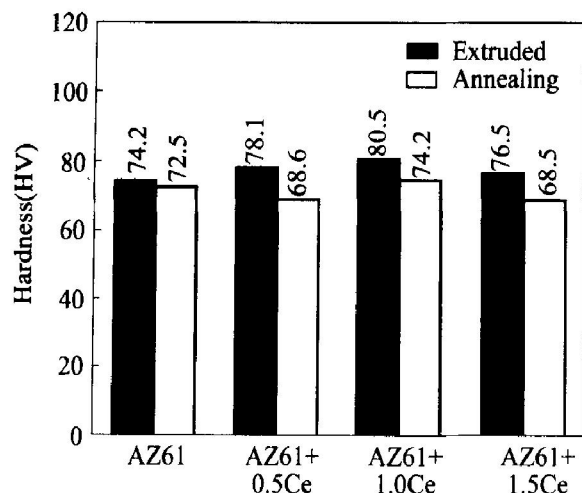


图 7 合金的显微硬度

Fig. 7 Hardness of alloys

解理断裂、准解理断裂和沿晶断裂是镁合金最主要的断裂方式^[12]。由于镁合金滑移系少, 很少出现多系滑移, 而开动多系滑移才能够形成韧窝。图

8(a)所示是挤压态断口形貌特征。可见, 断口为较大的解理小刻面和由解理台阶形成的大量河流花样。撕裂棱是连接解理刻面和形成解理河流的主要方式, 属于明显的解理断裂。图 8(b)所示是 AZ61 + 1.0Ce 的断口, 可以看出其晶粒比 AZ61 细小, 呈现较多的微观塑性特征, 说明该合金具有较好的塑性。图 8(c), (d)所示是退火后合金的断口形貌, 可见与退火前有明显的区别。退火后 AZ61 和 AZ61 + 1.0Ce 合金都出现清晰的解理裂纹和河流花样, 合金断口形貌表明了退火后合金的塑性提高, 而 AZ61 + 1.0Ce 具有比 AZ61 更好的塑性。断裂方式研究表明, 初始裂纹一般起源于粗大的化合物, 特别是晶界处的化合物。化合物周围产生裂纹是因为其本身的脆性及外加载荷在局部导致的应力集中所致。化合物的尺寸决定着合金中裂纹产生和扩展的能力, 化合物越粗大, 裂纹越容易产生和扩展, 合金的强度和延伸率越低。解理台阶的形成包括通过

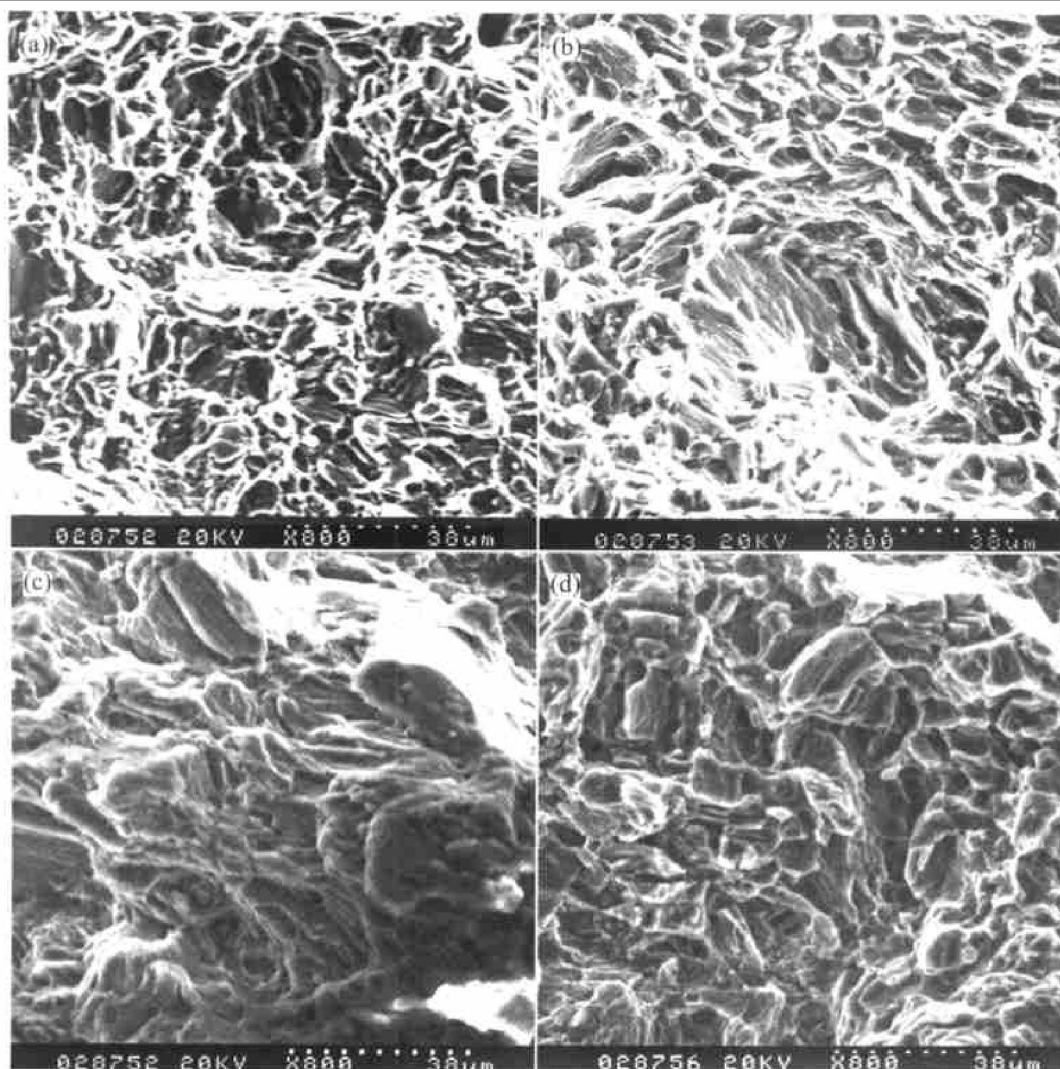


图 8 AZ61 合金拉伸断口的形貌

Fig. 8 Tensile fractural micrographs of AZ61 alloys

(a) —Extruded; (b) —Annealing; (c) —AZ61-1.0 Ce extruded; (d) —AZ61-1.0Ce annealing

二次解理和撕裂(剪切断裂)2种方式^[13]。2个相互平行具有一定高度差的解理裂纹在扩展过程中通过二次解理或撕裂而连接形成台阶。撕裂时局部发生一定的塑性变形,因此撕裂棱一般出现在塑性较好的合金中,撕裂棱的产生需要交滑移的参与^[14, 15]。一般地说,合金的延伸率与其断口的形貌特点所表现的塑性是相一致的。

3 结论

1) 稀土铈加入后, AZ61 合金铸态组织的 β 相变少、变细, 铸态晶粒细化, 稀土铈大部分与铝结合生成高熔点、高热稳定的稀土相 Al_4Ce 。

2) 稀土相 Al_4Ce 在热挤压和退火的过程中, 能够阻碍晶粒或亚晶粒的长大, 使晶粒细化。

3) 适量的稀土铈提高了挤压态合金的拉伸强度和屈服强度、延伸率和显微硬度。含 1.0% 稀土铈的挤压态合金得到最高的抗拉强度 308.1 MPa、最高的屈服强度 180.1 MPa、最高的延伸率 14.2% 和最高的显微硬度 $H_v80.5$ 。

4) 所有试验合金的断裂方式是解理断裂。

REFERENCES

- [1] Cahn R. 非铁合金的结构与性能[M]. 丁道云, 等译. 北京: 科学出版社, 1999. 81-90.
Cahn R. The Structure and Property of Nonferroalloy [M]. DI Dao-yun transl. Beijing: Science Press, 1999. 81-90.
- [2] Michael M A. ASM Specialty Handbook. Magnesium and Magnesium alloys[M]. Materials Park, Ohio: ASM International, 2000. 87-100.
- [3] Buch F V, Schumann S, Aghion E, et al. Magnesium Alloys and Their Application[M]. Weinheim: WILEY-VCH Verlag GmbH, 2000. 10-25.
- [4] Luo Z P, Song D Y, Zhang S Q. Strengthening effects of rare earths on wrought Mg-Zn-Zr-RE alloys[J]. J Alloys Comp, 1995, 230(2): 109-114.
- [5] WANG Q-dong, LI Y-zhen. Effects of RE on microstructure and properties of AZ91 magnesium alloy[J]. Trans Nonferrous Met Soc China, 2000, 10(2): 150-154.
- [6] 张诗昌, 魏伯康, 林汉通, 等. 钇及铈镧混合稀土对 AZ91 镁合金铸态组织的影响[J]. 中国有色金属学报, 2001, 11(S2): 99-102.
ZHANG Shi-chang, WEI Bo-kang, LIN Han-tong, et al. Effect of yttrium and mischmetal on as-cast structure of AZ91 alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous, 2001, 11(S2): 99-102.
- [7] 《轻合金材料加工手册》编写组. 轻合金材料加工手册[M]. 北京: 冶金工业出版社, 1980. 367.
《Handbook of Light Metal Processing》Compile Group. Handbook of Light Metal Processing[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 1980. 367.
- [8] 周海涛, 马春江, 丁文江. 稀土铈对 AZ61 镁合金铸态显微结构的影响[J]. 高技术通讯, 2003(1): 53-55.
ZHOU Hai-tao, MA Chun-jiang, DING Wen-jiang. Effect of cerium on the cast structures of AZ61 alloy[J]. High Technology Letters, 2003(1): 53-55.
- [9] Ion S I, Humphrys F J, White S H. Dynamic recrystallization and the development of microstructure during the high temperature deformation of magnesium[J]. Acta Metall, 1982, 30: 909-1919.
- [10] Doherty R D, Hughes D A, Humphreys F J, et al. Current issues in recrystallization: a review[J]. Mater Sci Eng, 1997, A238(2): 238-275.
- [11] Higashi K, Uno M, Matsuda S, et al. International Conference on Recrystallization in Metallic Materials [M]. Chandra Warrendale Pennsylvania: TMS, 1990. 71-79.
- [12] 吕宜振. Mg-Al-Zn 镁合金组织性能研究[D]. 上海: 上海交通大学, 2001.
LI Y-zhen. The Microstructures and Properties of Mg-Al-Zn Alloy[D]. Shanghai: Shanghai Jiaotong University, 2001.
- [13] Engel L, Klinger H. 金属损伤[M]. 孟希明, 译. 北京: 机械工业出版社, 1990. 30-31.
Engel L, Klinger H. An Atlas of Metal Damage[M]. MENG Xi-ming transl. Beijing: China Machine Press, 1990. 30-31.
- [14] Ldridgr J M, Miller R, Komark K L. The mechanism of fracture in hexagonal metals[J]. Trans AIME, 1967, 239, 775-781.
- [15] Yoo M H, Twinning S. Fracture in hexagonal close packed metals[J]. Metall Mater Trans A, 1981, 12A(3): 409-418.

(编辑 龙怀中)