

文章编号: 1004-0609(2006)02-0219-09

Mg-Gd-Y-(Mn, Zr) 合金的显微组织和力学性能^①

张新明, 陈健美, 邓运来, 肖 阳, 蒋 浩, 邓桢桢

(中南大学 材料科学与工程学院, 长沙 413083)

摘 要: 采用溶剂保护方法制备了合金 Mg-9Gd-4Y-0.65Mn 和 Mg-9Gd-4Y-0.6Zr, 并挤压成棒材。通过光学显微镜、X 射线衍射仪、扫描电镜和透射电镜等分析研究了这两种合金铸态和变形态的显微组织和力学性能。结果表明: 铸态含 Mn 合金的晶粒粗大, 而含 Zr 合金的晶粒细得多, Zr 能有效地细化 Mg-RE 合金的晶粒; 热变形加工使两种合金的晶粒度大大减小, 拉伸强度大幅提高, 在同等加工条件下, 含 Mn 合金形变细化晶粒作用更显著; 两种变形合金都有非常高的室温和 300 ℃ 高温强度, 但含 Mn 合金的延伸率较高; 含 Zr 变形镁合金适宜通过 T5 处理, 而含 Mn 变形镁合金适宜通过 T6 处理提高其综合拉伸力学性能。

关键词: 稀土镁合金; 显微组织; 晶粒细化; 力学性能

中图分类号: TG 111.7; TG 146.2

文献标识码: A

Microstructures and mechanical properties of Mg-Gd-Y-(Mn, Zr) magnesium alloys

ZHANG Xin-ming, CHEN Jian-mei, DENG Yun-lai,

XIAO Yang, JIANG Hao, DENG Zhen-zhen

(School of Materials Science and Engineering,

Central South University, Changsha 410083, China)

Abstract: Mg-9Gd-4Y-0.65Mn and Mg-9Gd-4Y-0.6Zr alloys were prepared by the fluxing procedures method and then extruded into rods. The microstructures and tensile properties of the alloys both at as-cast state and at deformation state were investigated by using optical microscopy, X-ray diffractometry, scanning electron microscopy, and transmitting electron microscopy. The results show that the grains of the alloy containing Mn at as-cast state are coarser and those of the alloy containing Zr are much finer, which obviously demonstrates grain refining effect of additional element Zr on Mg-RE alloys. Hot extrusion of the two alloys can enormously decrease the grain size and increase their strength. The grain refining effect of the magnesium alloy containing Mn through extrusion will be more remarkable than that of alloy containing Zr. The two extruded magnesium alloys at room temperature and at 300 ℃ have rather high strength, furthermore, the elongation of the alloy containing Mn is higher. It is suggested that the extruded magnesium alloy containing Zr is introduced to precipitation heat treatment to T5 temper for high mechanical properties, while the extruded magnesium alloy containing Mn to T6 temper.

Key words: rare earth magnesium alloys; microstructure; grain refining; mechanical properties

添加重稀土元素可提高镁合金的抗蠕变性能和力学性能^[1-3]。复合添加稀土元素, 可获得高热稳定性的镁合金^[4-6]。至今应用比较成功的商用合金

有 HK (Mg-Th-Zr-Zr)、HM (Mg-Th-Zr-Mn)、WE54 (Mg-Y-Nd-Zr) 和 QE22 (Mg-Al-Nd-Zr) 等。由于 Th 的放射性, HK、HM 合金被限制使用。近

① 基金项目: 国家安全重大基础研究资助项目(5133001E); 国家高技术研究发展计划资助项目(2003AA741043)

收稿日期: 2005-07-07; 修订日期: 2005-11-07

作者简介: 张新明(1946-), 男, 教授, 博士

通讯作者: 张新明, 教授; 电话: 0731-8830265; E-mail: xmzhang@mail.csu.edu.cn

年来,人们对 Mg-Gd-Y-Zr 系合金进行了大量研究,发现 Mg-Gd-Y-Zr 合金的高温强度和抗蠕变特性优于 WE 合金^[4]。早在 20 世纪 70 年代,Drits 等^[7]就研究了变形镁合金 Mg-9Gd-5Y-Mn 优良的耐热性能。Drits 等^[8,9]提出的 Mg-Y-Gd 三元合金的过饱和固溶体基本上是按两种不同的析出序列分解的,即 Mg-Y 型和 Mg-Gd 型。这些二元合金的析出序列因复杂的稀土而变化^[7],文献[10]对 Mg-Gd-Y-Zr 合金峰值时效时的析出相作了高倍透射电镜分析,发现峰值时效的析出亚稳相 β' 和 β 是并存的。HM 合金比 HK 合金更多应用于较高的温度场合,它们在合金成分上的差别在于前者加 Mn 后者加 Zr。对于以 Mg-Gd-Y 为基的合金 Mg-Gd-Y-Mn 和 Mg-Gd-Y-Zr,它们的热加工样品都具有很好的室温和高温性能^[1,11]。本文作者在 Mg-9Gd-4Y 合金的基础上,分别加入 0.65% Mn 和 0.60% Zr,比较二种合金的晶粒组织和析出第二相的大小与形态,及其对力学性能的影响,为合金材料的加工与应用提供依据。

1 实验

实验合金采用纯度(质量分数)为 99.96% 的 Mg, 99.95% 的 Y, 市购化学纯 MnCl₂。将 Gd 和 Y 分别配制成 Mg-24.5% Gd 和 Mg-12.5% Y(质量分数)的中间合金,将 MnCl₂ 在干燥箱中烘干,自配保护溶剂和精炼剂。采用电阻炉熔炼铁坩埚中的添加料。熔炼的次序是,先熔化纯镁和保护剂,再添加过量的 MnCl₂,搅拌后加适量的 CaF₂,控制溶剂的稠度,扒去“结壳”的溶剂,撒上无 MgCl₂ 精炼溶剂,加热至 850 °C,再添加 Mg-Y 和 Mg-Gd 中间合金,搅拌后又撒精炼剂静置 10 min。Mg-Gd-Y-Zr 合金熔体的制备只是在上述工序中最后加 Mg-30% Zr 的中间合金。熔体浇注到预热的不锈钢薄壁管中,立即水淬,获得直径为 d 62 mm 的 Mg-Gd-Y-Mn 和 Mg-Gd-Y-Zr 合金圆锭。圆锭经车皮后,分别挤压成直径为 d 15 mm 和 d 18 mm 的圆棒,相应的挤压比为 16 和 11,挤压模温控制在 450 °C。热加工前,样品都经过 520 °C、12 h 均匀化处理,挤压时,圆锭选定保温温度为 400 °C。在 500 t 油压机上挤压,挤压速度为 1 m/min。对截取的圆棒试样进行了热处理、常温和高温拉伸实验以及相应的维氏硬度检测。两种合金是在 Mg-9Gd-4Y 合金的基础上分别添加质量分数为 0.65% Mn 和 0.6% Zr 熔炼而成。

采用 NEOPHOT-21 金相显微镜和 JSM-

5600LY 扫描电镜观察合金显微组织,采用 XRD 和 TEM 分析合金的相组成及其结构。拉伸实验在 CSS-44100 型万能电子拉伸机上进行,高温拉伸实验在 Instron 拉伸机上进行,拉伸速率为 1.0 mm/min,并采用 KYKY-2800B 扫描电镜作断口分析。

2 结果与分析

2.1 铸态显微组织

图 1 所示为浇铸水淬圆锭样品的显微组织。由图可见,铸态 Mg-Gd-Y-Mn 合金的显微组织是由 α Mg 基体与一些不连续的伪共晶、枝晶和颗粒相构成的。铸态 Mg-Gd-Y-Zr 合金的显微组织很少观察到 Mg-Gd-Y 合金常有的伪共晶和枝晶组织,晶界清晰可辨,但比较粗,有许多“蛛网”状组织分布在晶界附近或遍布晶内(见图 1(c)),晶内有形核痕迹的富 Zr 粒子。两种合金都经 520 °C、6 h 固溶处理后, Mg-Gd-Y-Mn 合金的伪共晶和枝晶消失,显露出晶界和不溶解的第二相粒子,它们弥散分布在晶内和晶界; Mg-Gd-Y-Zr 合金的枝晶组织也消失,晶界细化,残留有偏聚的颗粒相,但晶粒并没有粗化。含 Zr 合金的晶粒细得多,并且是类等轴的。

图 2 所示为两种合金铸态组织的扫描电镜照片及能谱分析结果。由图可见, Mg-Gd-Y-Mn 合金中除 α Mg 基体和共晶组织外,还存在富稀土粒子和富 Mn 粒子,从其 X 射线衍射谱分析可知相结构比较复杂(见图 3),而含 Zr 合金的 X 射线衍射谱简单得多(见图 4)。

Mg-Gd-Y-Zr 合金中的环状物是合金凝固时 Zr 的包晶反应产物,环的中心是富 Zr 粒子(见图 5)。

Zr 是许多镁合金十分有效的晶粒细化剂^[12]。Zr 的细化作用需考虑其与合金化元素的相溶性。研究表明,下列元素与 Zr 在镁合金熔炼过程中是相溶的: Zn、Cd、Ag、Cu、Ca、Pb、Bi、Ti 和稀土金属元素;而 Al、Si、Sn、Ni、Fe、Co、Mn 和 Sb 等与锆元素易形成高熔点中间化合物,因此只有在它们不存在的情况下,锆元素才能溶入镁熔液中并得到晶粒细化结果^[13]。

Mn 元素能提高镁合金的耐热性、耐腐蚀性,在一些合金中还能起到晶粒细化的作用。Mn 和稀土元素在镁合金中可能形成金属间相,这些中间相在镁合金热加工的组织结构演变中发挥作用^[11]。Mn 细化晶粒的作用并不局限于凝固过程,很大的可能性在于热加工中协助破碎变形组织和热处理过程中阻止

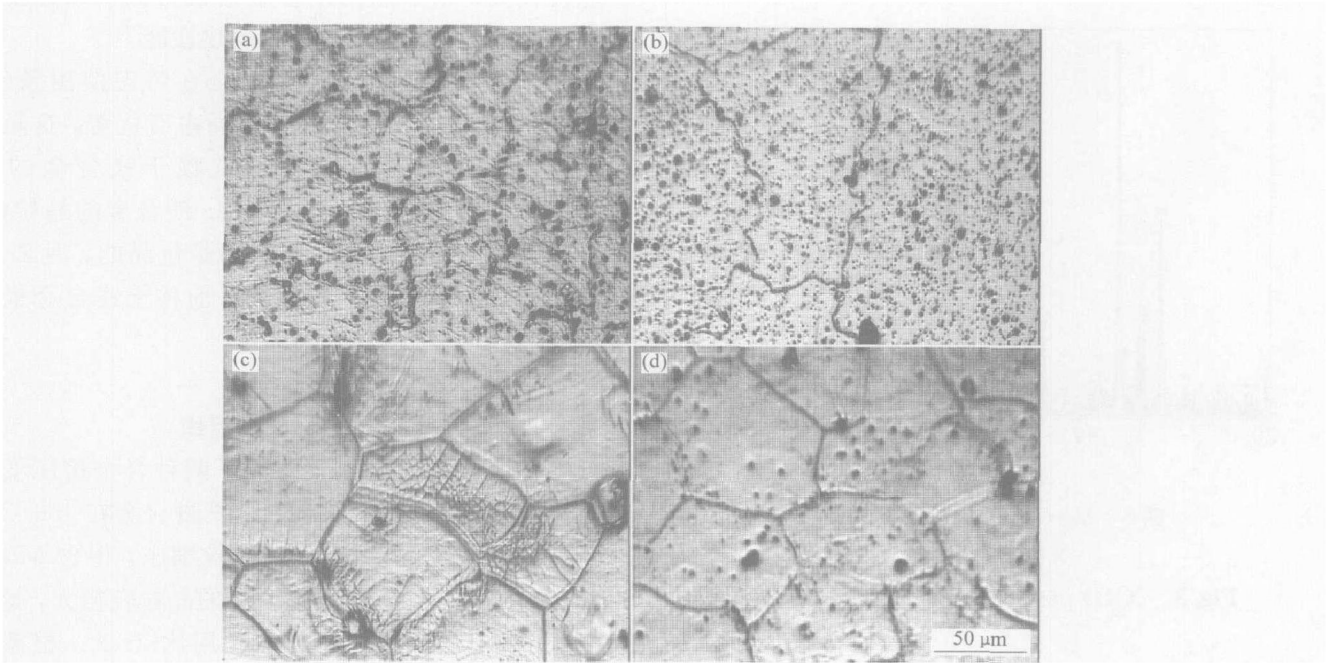


图 1 浇注水淬的两种合金的铸态显微组织

Fig 1 Microstructures of two cast alloys quenched in water
(a) —Mg-Gd-Y-Mn at as-cast state; (b) —Mg-Gd-Y-Mn at cast-T4 state;
(c) —Mg-Gd-Y-Zr at as-cast state; (d) —Mg-Gd-Y-Zr at cast-T4 state

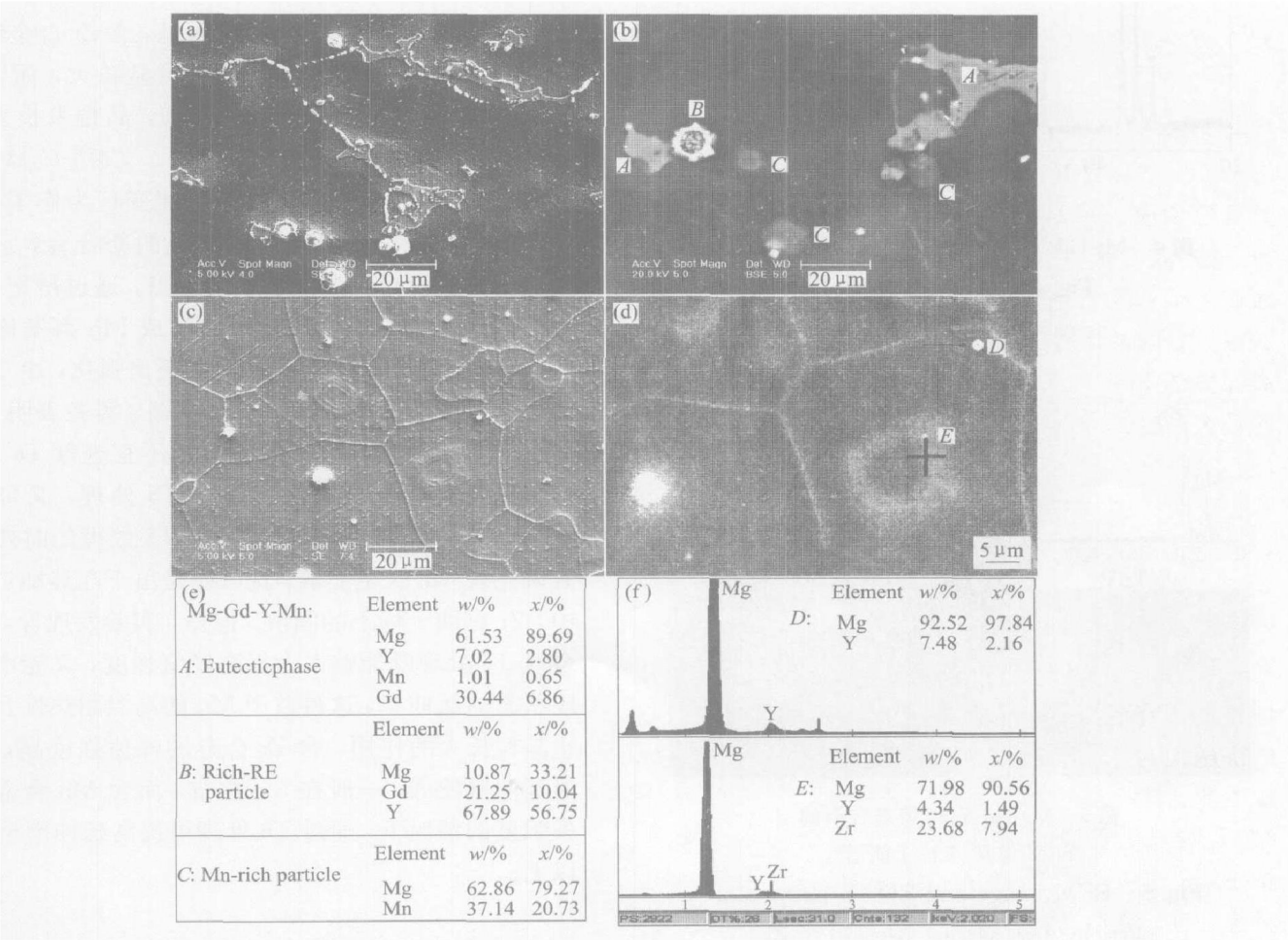


图 2 两种合金铸态组织的 SEM 照片及能谱分析

Fig. 2 SEM images and EDAX of microstructures of two cast alloys
(a), (b) —Mg-Gd-Y-Mn at as-cast state; (c), (d) —Mg-Gd-Y-Zr at as-cast state

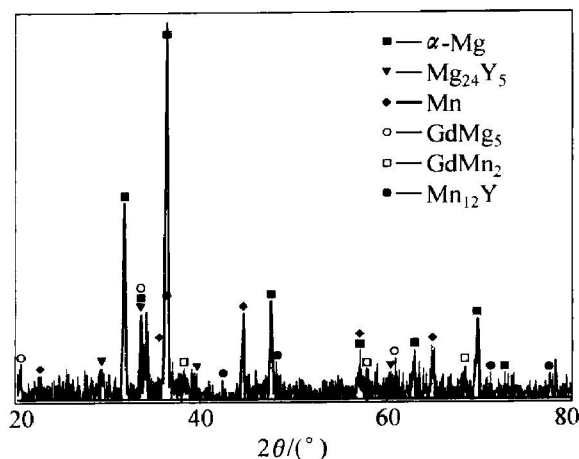


图 3 Mg-Gd-Y-Mn 合金铸态的 X 射线衍射谱

Fig. 3 XRD pattern of as-cast Mg alloy

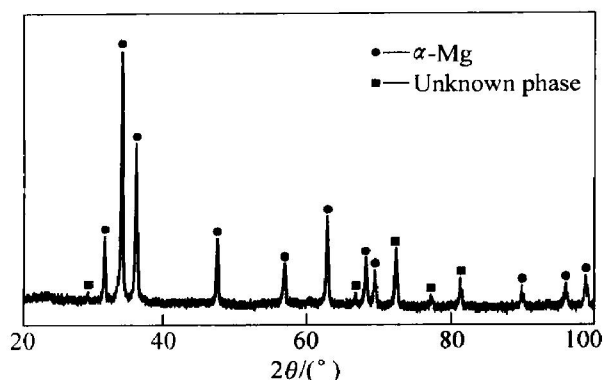


图 4 Mg-Gd-Y-Zr 合金铸态的 X 射线衍射谱

Fig. 4 XRD pattern of as-cast Mg-Gd-Y-Zr alloy

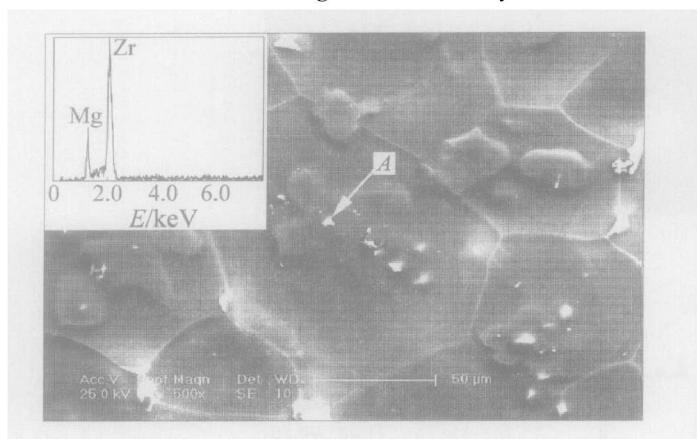


图 5 Mg-Gd-Y-Zr 铸态合金的 SEM 像及 A 粒子能谱

Fig. 5 SEM image and EDAX pattern of particle A in as-cast Mg-Gd-Y-Zr alloy showing exiting of Zr element in center of particle A

晶粒长大, 原子能用镁合金往往是高 Mn 含量镁合金, 利用了加 Mn 镁合金的耐热性能^[13]。

本实验研究的两种镁合金在铸态使用条件下, Mg-Gd-Y-Zr 合金因晶粒细化而占有优势, 这是由于镁合金的室温强度强烈地依赖于镁合金的晶粒度^[14], 作为铸造镁合金, 含 Mn 镁合金的晶粒粗大。Mn 和 Zr 与 Mg 的二元相图都是包晶的, 但 Zr 的晶格最适合异质形核条件, 是目前稀土镁合金最有效的变质剂。

2.2 挤压变形后合金的显微组织

图 6 所示为在同样条件下两种合金挤压变形后棒材的显微组织。由图可知, 两种合金在 450 °C 下挤压, 都发生了完全再结晶, 晶粒细小, 但含 Mn 合金的晶粒更细小, 虽然加工前它的晶粒较粗大, 这说明 Mn 对合金形变细化晶粒的作用比 Zr 大。根据文献 [7] 的相图, Mg-9Gd-4Y 合金熔点温度为 547 °C, 添加 Mn 和 Zr 使熔点有所降低。为了考察两种变形合金的耐热性能, 对其进行 480、500 和 520 °C 的固溶处理, 观察晶粒长大情况。图 7 所示为两变形合金经固溶处理后的显微组织。由图可见, 含 Zr 合金经 480 °C、2 h 固溶处理, 晶粒发生了明显长大, 而含 Mn 合金即使经 520 °C、2 h 固溶处理, 晶粒未长大, 因此, 含 Mn 合金的耐热性能较好。文献 [15] 对 Mg-Gd-Y 合金在热处理过程中的相演变行为作了研究, 在此基础上, 添加 Mn 或 Zr 所成的新合金, 它们的组织结构演变行为出现了新的特点, 通过挤压变形, 提高了两种实验合金的强度, Zr 或 Mn 都发挥了形变强化的有效作用。但对于沉淀析出强化, 由于两者的相结构与相演变规律的有所差别, 实验表明, Mg-Gd-Y-Zr 合金适宜进行 T5 处理, 不宜进行 T6 处理; 而 Mg-Gd-Y-Mn 合金既可进行 T5 处理, 又可进行 T6 处理。实验发现含 Zr 合金经 T5 处理的时效强化效果比含 Mn 合金显著, 这可能是由于在热加工过程中, Zr 有助于稀土的固溶。但是, 实验发现含 Mn 合金经 T6 处理既能够大大提高峰值强度, 又能增加相应状态的延伸率, 这得益于 Mn 的高温耐热性及其阻止晶粒长大的作用。含 Zr 合金的峰值强度高, 但室温延伸率较低, 一般在 5% 左右, 而含 Mn 合金在不失强度的情况下, 通过 T6 处理可提高延伸率至 10% 以上。

2.3 合金的力学性能及其显微组织

实验研究中对两种合金进行了室温 (RT) 和高温拉伸实验 (300 °C)。表 1 所列为两种挤压合金在不同

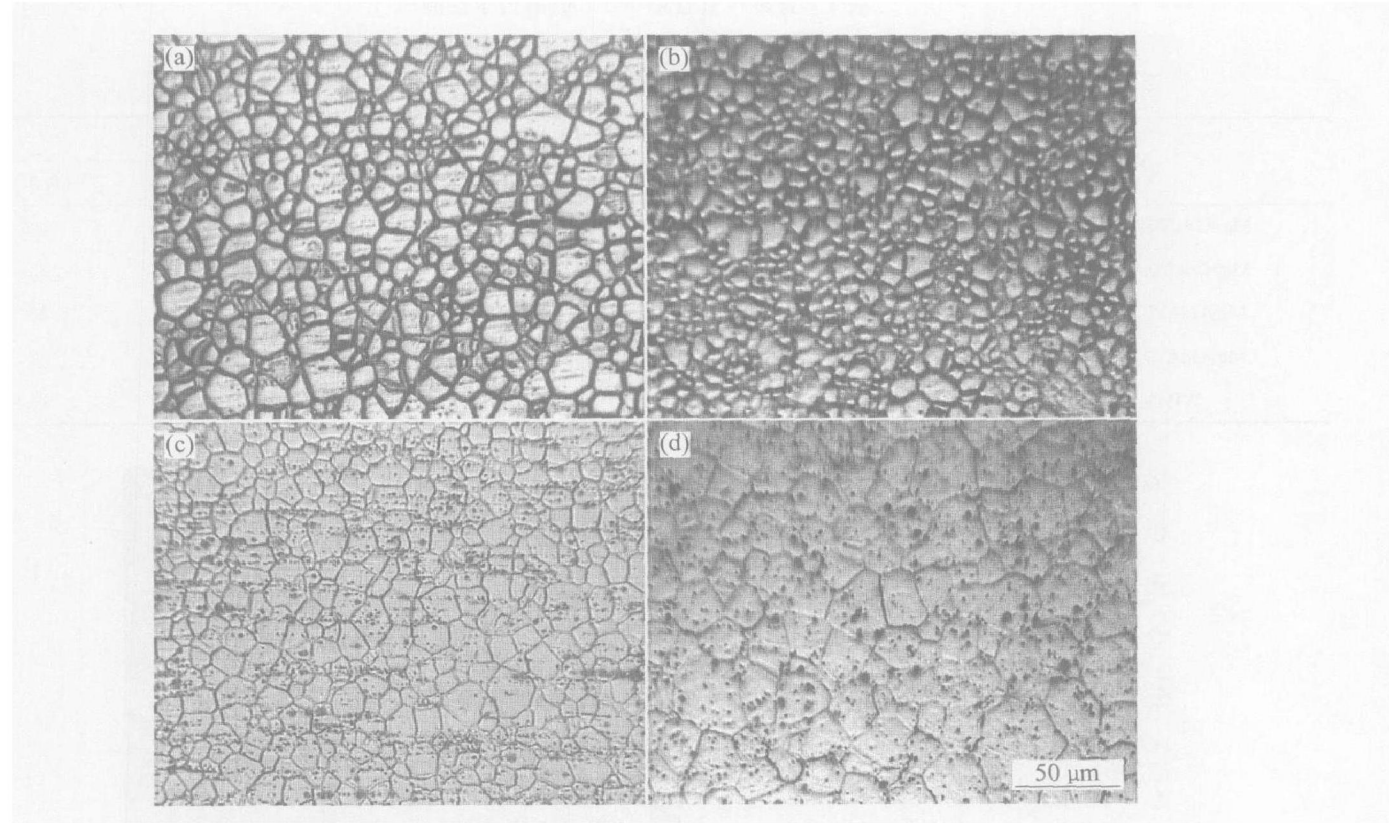


图 6 两种合金挤压态(F 态)的显微组织

Fig 6 Deformation microstructures of two alloys at F state
(a), (c) $-L$ sections of Mg-Gd-Y-Mn and Mg-Gd-Y-Zr, respectively;
(b), (d) $-L-T$ sections of Mg-Gd-Y-Mn and Mg-Gd-Y-Zr, respectively

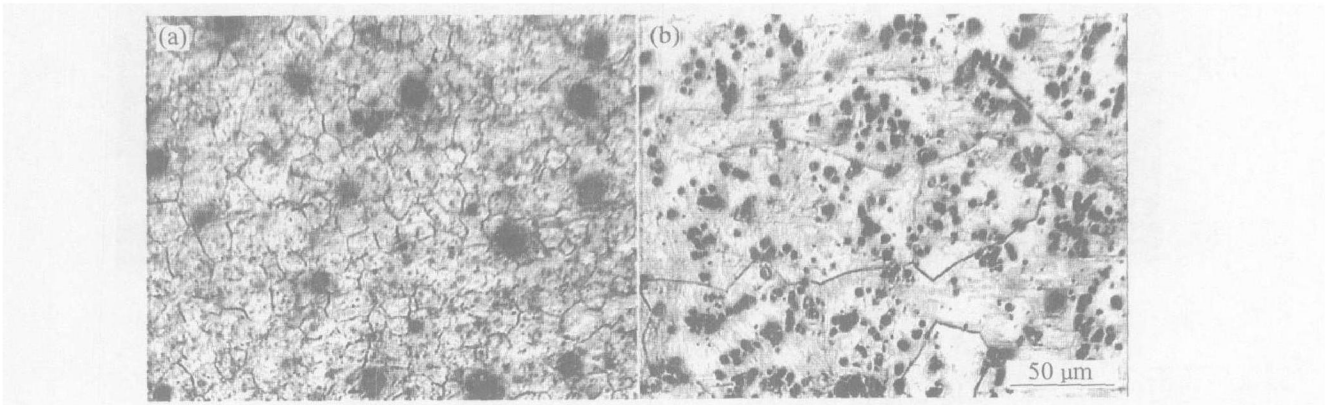


图 7 两种变形合金 T4 处理后的显微组织

Fig 7 Microstructures of two alloys after extruded and solutioned
(a) $-Mg-Gd-Y-Mn$ solutioned at 520 °C for 2 h; (b) $-Mg-Gd-Y-Zr$ solutioned at 480 °C for 2 h

温度下的力学性能, 表中也列出 WE54 合金的相应性能。由表可见, 两种合金的力学性能都较 WE54 的高, 特别是高温拉伸力学性能, 表明两种合金具有高温应用开发前景。

图 8 所示为 Mg-Gd-Y-Zr 合金拉伸断口与断口附近的组织形貌。研究表明, 室温拉伸, 断口属于穿晶脆性断裂。断口附近表面出现许多孪晶, 晶粒没有明显被变形拉长的迹象。这是由于合金属于六方晶

系, 滑移系少, 合金通过滑移、孪生和扭折实现整体变形的协调, 但当应变达到比较小的程度时, 协调变形就难以继续进行, 因而导致裂纹萌生和扩展。虽多个样品室温拉伸的极限强度都超过 370 MPa, 屈服强度超过 350 MPa, 但延伸率不超过 5%。

含 Zr 合金 300 °C 拉伸时的极限强度超过 220 MPa, 屈服强度超过 200 MPa, 延伸率超过 20%, 这是镁合金中非常高的拉伸力学性能, 远远超过

表 1 合金在室温和 300 ℃时的力学性能

Table 1 Mechanical properties of studied alloys at room temperature and 300 ℃

Alloy	RT			300 ℃		
	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ %	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ %
Mg9Gd4Y0.6Mn, Ext-T6	336	310	11.2	188	99	34
Mg9Gd4Y0.6Mn, Ext-T5	360	320	5.0	196	115	23
Mg9Gd4Y0.6Zr, Ext-T6	320	298	4.5	192	103	26
Mg9Gd4Y0.6Zr, Ext-T5	370	350	3.5	210	120	22
WE54, Ext-T5	330	295	4.5	110	50	10

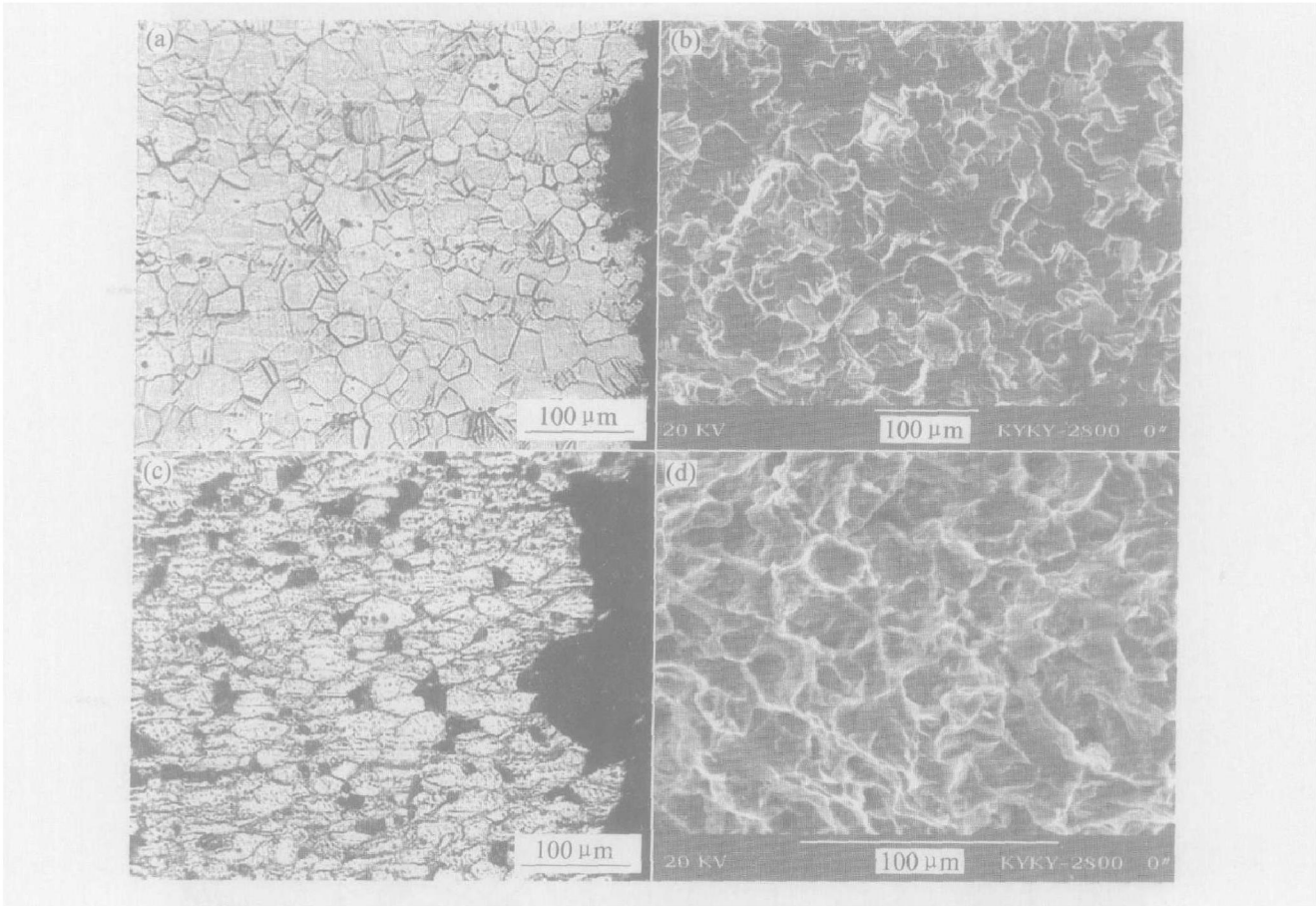


图 8 Mg-Gd-Y-Zr 挤压合金室温、高温拉伸断口及断口附近表面的显微组织形貌

Fig 8 Morphologies of ruptured sections and near fracture of Mg-Gd-Y-Zr extruded alloys at T5 peak temper, stretched at room temperature and 300 ℃, respectively

(a), (b) —Room temperature; (c), (d) —300 ℃

合金 WE54 和 WE43。由图 8(c)、(d) 可见，在断口附近表面的金相照片中，显示了晶粒明显被拉长，界面上在萌生裂纹，扩展成空洞，导致高温下的沿晶韧性断裂。合金在高温热激活和热扩散的作用下，虽然位错会发生滑移、交滑移和攀移，位错机制的变化引起温下拉伸，晶粒就有可辨别的变形，虽然断口也显示出一些平台，但相比含 Zr 合金少得多，且有很多韧性断裂的组织。同时可观察到，含 Mn 合金组织中，

了塑性的增加，但同时也弱化了晶界。

对于 Mg-Gd-Y-Mn 合金，两种温度下拉伸的断口和断口附近的组织形貌如图 9 所示。含 Mn 合金 T5 态的拉伸强度比含 Zr 合金的都低，但相应的延伸率都要高。从断口表面的形貌可以看出，在常有许多颗粒相，并没有像含 Zr 合金那样清晰的组织形貌，这与含 Mn 合金复杂的第二相成分有关。

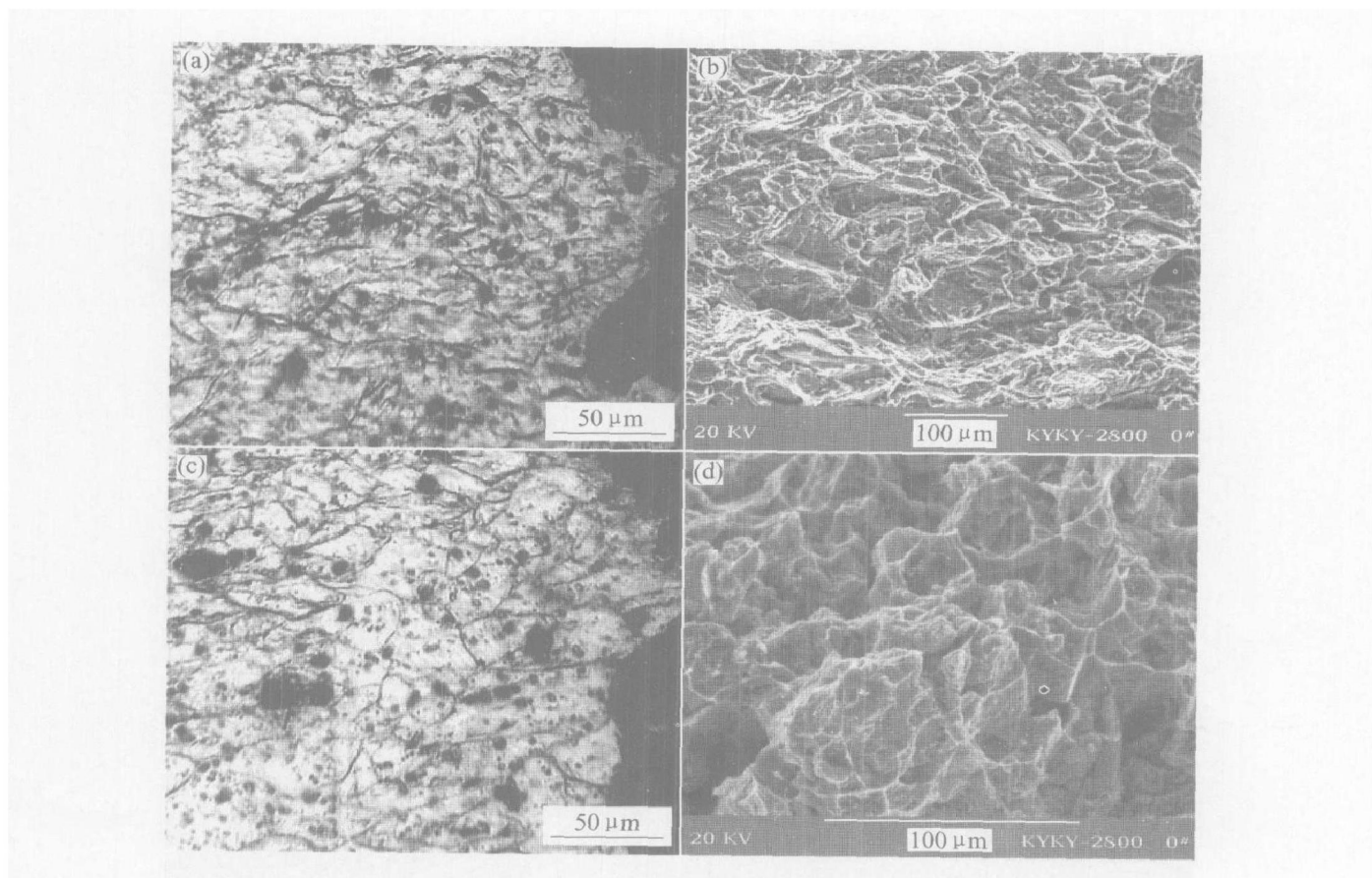


图 9 Mg-Gd-Y-Mn 挤压合金室温、高温拉伸断口及断口附近表面的显微组织形貌

Fig 9 Morphologies of ruptured sections and near fracture of Mg-Gd-Y-Mn extruded alloys at T5 peak temper, stretched at room temperature and 300 °C, respectively

(a), (b) —Room temperature; (c), (d) —300 °C

3 讨论

实验研究的两种合金都是以 Mg-9Gd-4Y 为基本合金成分的, 热变形加工可细化晶粒, 热处理造成沉淀析出, 晶粒的细化和沉淀强化都提高了合金的力学性能。实验的结果表明, 在挤压态下, 两种合金的显微组织有差别, 含 Zr 合金第二相多为块状的富稀土相和形状不规则的富 Zr 粒子; 含 Mn 合金的第二相多为弥散分布的富 Mn 粒子。在铸造凝固过程中形成的粗大第二相对材料的力学性能不利, 特别是当粗大的第二相处于晶界上时, 会成为应力集中点和裂纹源。

两种合金在 300 °C 下都有超过 200 MPa 的拉伸强度, 说明它们的耐热性能是优良的。合金的耐热性来自于耐热相的热稳定性。在 225 °C 等温时效 24 h 后, 形成了细小的 β' 和 β 相, 像板状或棒状, 在两种合金中沿棱柱面 $\{11\bar{2}0\}$ 析出。图 10(d) 所示为合金

Mg9Gd4Y-0.6Zr 析出物形貌的透射电镜照片及衍射图, 拍摄是沿晶带轴 $[0001]_{Mg}$ 方向。由图可知, 正是这种析出相结构及相本身的热稳定性带来了合金的高温强度。根据基体和析出相的衍射斑分析, 析出相和基体的取向关系为: 对于 β' 相, $[0001]_{Mg} \parallel [0001]_{\beta'}$, $[10\bar{1}0]_{Mg} \parallel [10\bar{1}0]_{\beta'}$, 其特征斑点是处于中心斑点与基体斑点 $[102]$ 之间, 这和前述的 $D0_{19}$ 六方超晶格结构是吻合的, 就像许多关于稀土镁合金所作的研究中提出的 Mg-Gd 型析出相结构; 对于 β 相, $[0001]_{Mg} \parallel \{001\}_{\beta}$, $[10\bar{1}0]_{Mg} \parallel \{010\}_{\beta}$ 和 $\{11\bar{2}0\}_{\beta} \parallel \{100\}_{\beta}$, 这是一种底心正交晶体结构 (cbco), 其特征斑点是处于中心斑点与基体斑点 $[010]$ 之间。

从图 10 的暗场像可见, 析出物从 3 个方向 (黑色条纹沿 $[11\bar{2}0]_{Mg}$) 一层层叠加形成一些椭圆形相, β' 和 β 相在当前的条件下难以区分, 因为它们彼此叠加在一起。3 个棱柱面上的析出相连锁形成“网络”。Mg9Gd4Y-0.6Mn 合金的析出相结构与 Mg9Gd4Y-

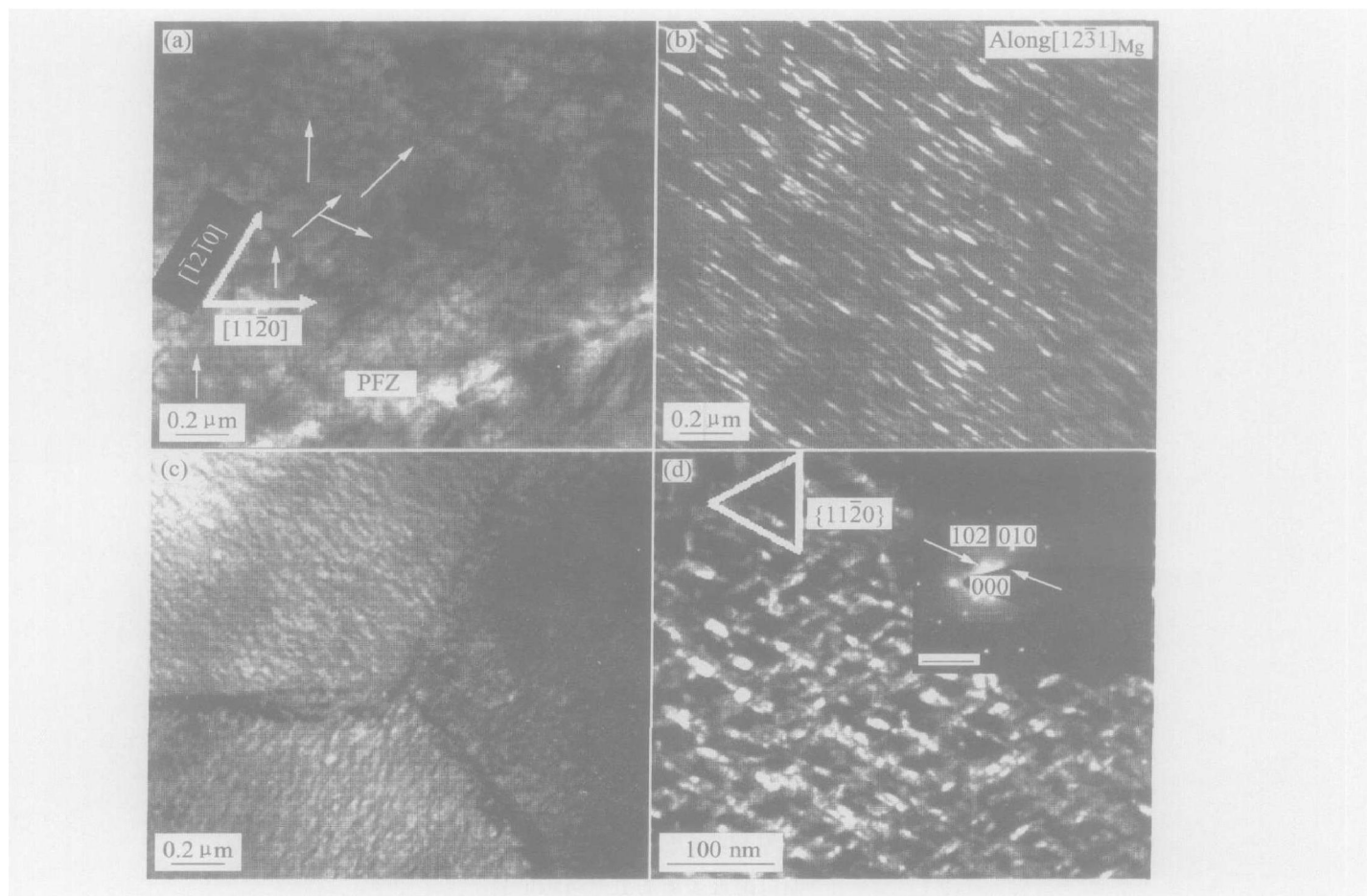


图 10 Mg9Gd4Y-0.6Mn 和 Mg9Gd4Y-0.6Zr 合金的 TEM 显微照片

Fig. 10 TEM micrographs of Mg9Gd4Y-0.6Mn alloy aged at 225 °C for 24 h and Mg9Gd4Y-0.6Zr alloy aged at 225 °C for 24 h

(a), (c) —Mg9Gd4Y-0.6Mn alloy, right-field images;

(b), (d) —Mg9Gd4Y-0.6Zr alloy, dark-field images;

((a), (d) —Along [0001]_{Mg})

0.6Zr合金的相似，只是析出的“网络”稀疏一些，见图 10(a)和(b)。这种棱柱面上析出的交叉板状相能够有效地阻止位错的滑移和交滑移，基面的滑移位错也受到交叉板的钉扎。由于析出相的热稳定性好，再加上相的网络配置，导致了合金良好的高温强度及蠕变抗力。类似于 Mg-Th 基合金^[16]。析出相被认为是抗粒子粗化的，一种高温强化的保障^[8]。

4 结论

1) 含 Mn 合金铸态的晶粒粗大，含 Zr 合金铸态的晶粒细小得多，Zr 能有效细化 Mg-RE 合金的晶粒。

2) 热挤压加工使两种合金的晶粒度大大减小，拉伸强度得到大幅提高，在同等加工条件下，含 Mn 合金形变细化晶粒作用更显著。

3) 两种变形合金都有非常高的室温和 300 °C 高温强度，但含 Mn 合金相应的延伸率较高。

4) 含 Zr 镁合金适宜进行 T5 处理，而含 Mn 镁合金适宜进行 T6 处理，可显著提高其综合拉伸力学性能。

REFERENCES

- [1] Drits M E, Sviderskaya Z A, Rokhlin L L, et al. Effect of alloying on the properties of Mg-Gd alloys[J]. Metall-ovedenie I Termicheskaya Obrabotka Metallov, 1979, 21 (11): 62 - 64.
- [2] Rkhlin L L, NiKitina N I. Magnesium gadolinium and magnesium yttrium alloys [J]. Z Metallkd, 1994, 85 (12): 819 - 823.
- [3] Apps P J, Karimzadeh H, King J F, et al. Phase compositions in magnesium rare earth alloys containing yttrium,

- gadolinium or dysprosium [J]. Scripta Material, 2003, 48: 475 - 481.
- [4] Negishi Y, Nishimura T, Iwasawa S, et al. Aging characteristics and tensile properties of Mg-Gd-Nd-Zr alloys [J]. Light Metals, 1994, 44(10): 555 - 561.
- [5] Rkhlín L L, Nikítina N I, Dobatkina T V. Solid-state phase equilibria in the Mg corner of the Mg-Gd-Sm phase diagram [J]. Journal of Alloys and Compounds, 1996, 239: 209 - 213.
- [6] Smola B, Stulíková I. Equilibrium and transient phases in Mg-Y-Nd ternary alloys [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2004, 381: L1 - L2.
- [7] Drits M E, Rokhlín L L, Nikitina N I. State diagram of the Mg-Y-Gd system in the range rich in magnesium [J]. Izvestiya Akademii Nauk SSSR, Metally, 1983, 5: 215 - 219.
- [8] Lorimer G W. Proceedings Magnesium Technology [M]. England: London Press, 1986: 47.
- [9] Vostry P, Smola B, Stulíková I, et al. Microstructure evolution in isochronally heat treated Mg-Gd alloys [J]. Physica Status Solidi A, 1999, A175: 491 - 500.
- [10] Kawabata T, Matsuda K, Kamado S, et al. HRTEM observation of the precipitates in Mg-Gd-Y-Zr alloy [J]. Materials Science Forum, 2003, 419 - 422: 303 - 306.
- [11] Anyanwu I A, Kamado S, Kojima Y. Aging characteristics and high temperature tensile properties of Mg-Gd-Y-Zr alloys [J]. Mater Trans, 2001, 42(7): 1206 - 1211.
- [12] Qian M, StJohn D H, Frost M T. Effect of soluble and insoluble zirconium on the grain refinement of magnesium alloys [J]. Materials Science Forum, 2003, 419 - 422: 593 - 598.
- [13] Emley E F. Principles of Magnesium Technology [M]. England: Pergamon Press (Scotland) Ltd, 1966. 256 - 303.
- [14] Ono N, Nowak R, Miura S. Effect of deformation temperature on Hall-petch relationship registered for polycrystalline magnesium [J]. Materials Letters, 2003, 58: 39 - 43.
- [15] Kunyavskaya T M, Ehina E V. Phase transformation occurring during the heat-treatment of magnesium rare earth alloys [J]. Advanced Performance Materials, 1995, 2(1): 67 - 77.
- [16] Mordike B L, Kainer K U. Mg Alloys and Their Applications [M]. Frankfurt: Werkstoff Informationsgesellschaft, 1998. 229.

(编辑 陈爱华)