

文章编号: 1004 - 0609(2006)04 - 0709 - 06

Mg-9Gd-4Y-0.6Zr 合金挤压 T5 态的高温组织与力学性能^①

肖 阳, 张新明, 陈健美, 蒋 浩
(中南大学 材料科学与工程学院, 长沙 410083)

摘 要: 研究了 Mg-9Gd-4Y-0.6Zr 合金挤压 T5 态在 250~400 °C 之间的高温组织与力学性能。结果表明: 该合金具有非常优异的高温力学性能, 其力学性能明显优于 WE54; 该合金在 250、300、350 和 400 °C 时的抗拉伸强度分别为 348、262、150 和 62 MPa; 该合金在 400 °C 拉伸时还具有粗晶超塑性, 晶界上有再结晶的细晶, 晶内有大量孪晶同时共存。

关键词: Mg-Gd-Y-Zr 合金; 耐热镁合金; 高温力学性能; T5 态; 粗晶超塑性

中图分类号: TG 146.2

文献标识码: A

Microstructures and mechanical properties of extruded Mg-9Gd-4Y-0.6Zr-T5 at elevated temperatures

XIAO Yang, ZHANG Xir-ming, CHEN Jian-mei, JIANG Hao
(School of Materials Science and Engineering,
Central South University, Changsha 410083, China)

Abstract: The microstructures and mechanical properties of the extruded Mg-9Gd-4Y-0.6Zr-T5 at temperatures between 250 °C and 400 °C were investigated. The results show that this alloy has outstanding mechanical properties and high heat-resistance, and its mechanical properties are markedly better than those of WE54. The tensile strength of this alloy at 250, 300, 350 and 400 °C are 348, 262, 150 and 62 MPa, respectively. In tensile test at 400 °C, the sample shows a coarse-grained superplasticity, which is not reported, and a great deal of recrystallized grains are found on grain boundaries and a lot of twins occur within the grains.

Key words: Mg-Gd-Y-Zr alloy; heat-resistant magnesium alloy; high temperature mechanical properties; T5 temper; coarse-grained superplasticity

通过加入稀土元素合金化, 能显著提高镁合金的强度和耐热温度^[1, 2], 国外已将耐热镁稀土合金应用到飞机蒙皮、导弹舱体、卫星空间结构件、飞船框架、发动机引擎盖、发动机汽缸体和变速箱壳体等零部件上。我国目前使用较多的耐热镁合金是 ZM6, 其耐热温度可达 250 °C; Mg-Y-Nd 系中的 WE54 合金已成为目前公认优秀的耐热镁合金, 其耐热温度可达 350 °C。由于国内耐热镁合金同国外

耐热镁合金相比存在着巨大的差距, 因此在我国开发出新型的高性能耐热镁合金势在必行, 中国科学院金属研究所于 2001 年开始对 Mg-Y-Nd 系合金进行了研究^[3, 4]。

日本长岗技术科学大学的 Anyanwu 等^[5, 6]于 2001 年试制出 Mg-9Gd-4Y-0.6Zr 合金, 发现该合金具有优秀的耐热性能, 但日本学者的研究集中在力学性能和时效强化方面^[7-10], 对合金的高温拉伸

① 基金项目: 国家安全重大基础研究项目资助项目(5133001E); 国防预研基金资助项目(51412020304QT7106); 国家高技术研究发展计划资助项目(2003AA741043); 湖南省自然科学基金资助项目(2003JJY4051)

收稿日期: 2005-08-09; 修订日期: 2005-12-01

通讯作者: 肖 阳, 博士研究生; 电话: 0731-8830265; E-mail: 905xy@sohu.com

温度只测试到 300 ℃, 没有进一步研究 300 ℃以上合金力学性能的变化规律。本文作者对自行研制的 Mg-9Gd+4Y-0.6Zr 合金^[11, 12] 的挤压 T5 态在 25~400 ℃之间的力学性能进行了测试, 并通过观察拉伸断口形貌分析合金在不同温度下的断裂机制, 为今后的应用提供依据。

1 实验

用普通电阻炉进行熔炼, 合金元素以 Mg-Gd、Mg-Y、Mg-Zr 中间合金的形式添加, 合金的熔炼及浇注温度分别为 750 和 730 ℃, 熔体浇注到 d 60 mm × 150 mm 的铁模中进行水冷成锭。铸锭在 520 ℃进行 8 h 的均匀化退火, 用 500 t 的挤压机进行正向热挤压, 挤压比 $\lambda=16$, 挤压速度为 1 m/min, 挤压温度为 420 ℃。

挤压后棒材在 225 ℃进行 24 h 的 T5 态峰值时效, 拉伸试棒沿挤压棒材的纵向取样、并按 GB6397-86 标准统一制成 d 8 mm 的短比例试样。在 Instron 8032 高温试验机上进行拉伸, 拉伸方法按照 GB/T4338-1995 标准进行, 预设的实验温度保证在 1 h 内升到, 试样经 15 min 的保温后开始加载拉伸, 拉伸速率统一为 0.5 mm/min。用 XJP-6A 型立式光学显微镜进行金相分析, 用 KYKY2800 型扫描电镜和 Tecnai G² 20 型透射电镜进行微观组织观察。

2 结果与分析

2.1 微观组织观察

图 1(a) 所示为挤压棒材在 225 ℃进行 24 h 峰值时效(挤压 T5 态)的纵截面金相组织。由图可见, 挤压后的晶粒都呈等轴状, 平均晶粒大小约 20 μm ; 图 1(b) 所示为挤压 T5 态在 225 ℃峰值时效的透射电镜暗场像。由图可见, 组织中存在着大量的板条状析出物, 这是合金时效强化和耐热的原因。

2.2 挤压 T5 态的高温力学性能

表 1 所列为 Mg-9Gd+4Y-0.6Zr 合金挤压 T5 态的拉伸性能。由表 1 可见, 合金在室温下的抗拉强度达到 370 MPa, 大大高于一般镁合金的强度; 250 ℃时抗拉强度具有 348 MPa, 强度下降得很少, 说明该温度下具有非常好的热稳定性; 300 ℃时强度下降到 262 MPa, 表明合金在该温度下的耐热性能

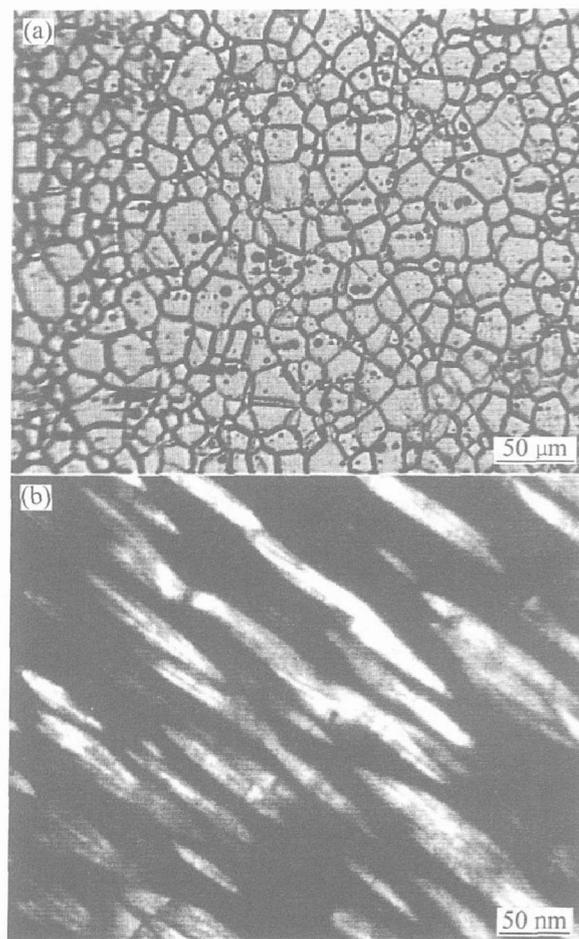


图 1 Mg-9Gd+4Y-0.6Zr 合金挤压后在 225 ℃、24 h 的峰值时效组织

Fig. 1 Microstructures of extruded bar after peak aged at 225 ℃ for 24 h

(a) —Optical microstructure of longitudinal section;
(b) —Dark field image of TEM

开始下降, 但比 WE54 合金在该温度下的强度要高出 40% 以上^[13]; 350 ℃时强度急剧下降到 150 MPa, 表明合金在该温度下已达到了耐热极限; 400 ℃时抗拉强度为 62 MPa, 延伸率达到了 180%, 呈现出高温粗晶超塑性现象。表 1 中还列出了日本学者 Anyanwu^[5] 研究的 Mg-9Gd+4Y-0.6Zr 合金轧制 T5 态的拉伸性能。图 2 所示为不同的耐热镁稀土合金在高温时的拉伸性能比较^[13]: 从中可看出 Mg-9Gd+4Y-0.6Zr 合金在 300 ℃以前比其它耐热镁稀土合金具有更高的强度和更优异的耐热性能, 在 350 ℃时 Mg-9Gd+4Y-0.6Zr 合金的强度略高于 WE54 合金, 都达到了两种合金的耐热极限。

2.3 拉伸断口的组织分析

表 1 Mg-9Gd+4Y-0.6Zr 合金的拉伸性能

Table 1 Tensile properties of Mg-9Gd+4Y-0.6Zr alloy

Test temperature/ °C	ME-Ts			MR-Ts*		
	σ_b / MPa	$\sigma_{0.2}$ / MPa	δ / MPa	σ_b / MPa	$\sigma_{0.2}$ / MPa	δ / MPa
25	370	319	4	330	300	5
250	348	303	9	280	250	12
300	262	232	21	190	150	28
350	150	128	54	-	-	-
400	62	48	180	-	-	-

* —Researched by Anyanwu^[5].

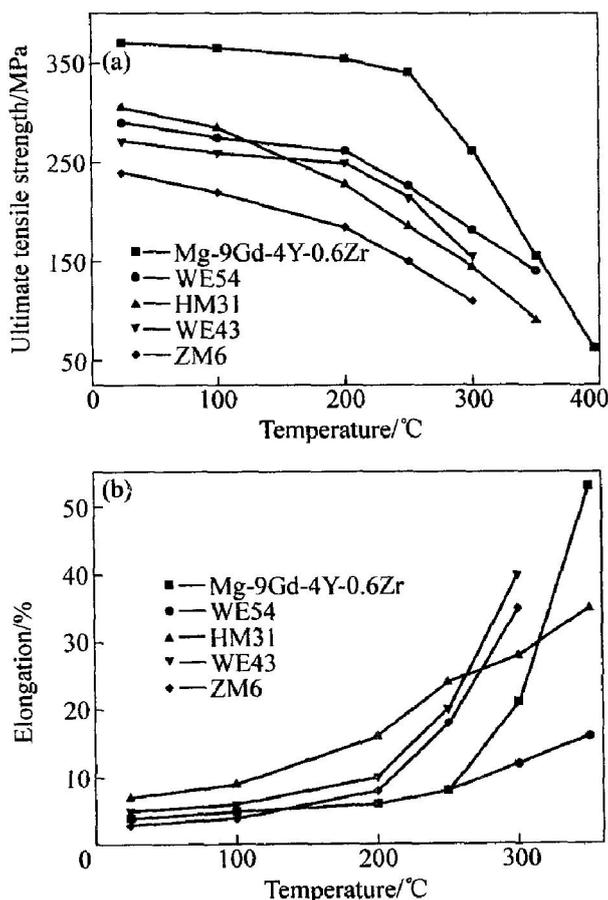


图 2 耐热镁稀土合金的高温力学性能

Fig. 2 Tensile properties of heat-resistant Mg-rare earth alloys at different elevated temperatures

(a) —Ultimate tensile; (b) —Elongation

图 3 所示为合金在不同温度下拉伸的断口纵向金相和断口扫描照片, 从中可分析出合金在不同温度下的断裂性能。

图 3(a) 所示为试样在 25 °C 时的拉伸断口。由图可见, 25 °C 时的拉伸断口为垂直拉伸方向的正断口, 肉眼可见断口中心有许多的细小光亮白点,

部分晶粒内有孪晶存在; 断口扫描特征为典型的脆性解理断裂, 裂纹在晶粒内快速扩展, 造成解理面大而光滑, 晶粒表面由一个或几个平缓的解理面构成, 解理台阶在晶界附近连接不同高度的解理平面, 在晶界附近看不到韧窝, 表明合金的室温塑性较差。

图 3(b) 所示为 250 °C 时的拉伸断口。由图可见, 断口有轻微的颈缩和剪切唇, 晶粒内的孪晶数量比 25 °C 时的要多; 断口扫描特征为准解理断裂, 裂纹在晶内扩展引起解理断裂, 形成解理平面, 在晶界附近有明显的韧窝, 并伴有大量河流状花样, 使合金表现出比室温较好的塑性。

图 3(c) 和(d) 所示分别为 300 °C 和 350 °C 时的拉伸断口。由图可见, 断口都有明显的颈缩, 空洞沿晶界形核、长大、聚合最终导致断裂; 350 °C 时的晶粒拉长程度要比 300 °C 时的大、空洞长大程度也大, 能明显看出空洞的聚合使晶粒沿晶界完全分离; 300 °C 和 350 °C 时的断口扫描特征为微孔聚集型的韧性断裂, 图中存在着大量的韧窝和河流状花样, 空洞分布在韧窝的中间; 350 °C 时的拉伸断口的河流状花样、韧窝和空洞都要相应大一些。

合金在不同温度的断裂方式由其变形机制决定, 合金在变形中开动滑移系的多少及难易决定其断裂方式。由于镁是非对称的密排六方结构, 在室温下的塑性变形限于基面{0001} <1120>滑移及锥面{1012} <1011>孪生, 塑性较差; 225 °C 以上时镁原子振动的振幅增大, 使得最密排面和次密排面的差别减少, 使角锥滑移面{1011}、{1121}启动, 塑性得到明显提高^[14, 15]; 300 °C 以上时, 合金基面、柱面和锥面的滑移系都能开动, 所以合金的塑性较好。

上述变形机制使 Mg-9Gd+4Y-0.6Zr 合金在 25 °C 时表现为解理脆性断裂, 250 °C 时为准解理断裂, 300 °C 和 350 °C 时为微孔聚集型断裂。

2.4 400 °C 时拉伸的粗晶超塑性

图 4(a) 所示为合金挤压 T5 态在 400 °C 时拉伸断口的粗晶超塑性组织。由图可见, 其断裂机制不同于 300 °C 和 350 °C 拉伸时的微孔聚集断裂, 其断裂方式是沿晶滑移的剪切断裂, 试样在拉伸力的作用下逐步颈缩成针尖状(见图 4(a) 左下角), 在金相显微镜下看不到空洞和裂纹; 晶粒被拉长, 部分晶粒已合并长大; 合金在该温度下拉伸具有高温粗晶超塑性—延伸率达到 180%。

图 4(b) 所示为图 4(a) 组织的放大。由图可见

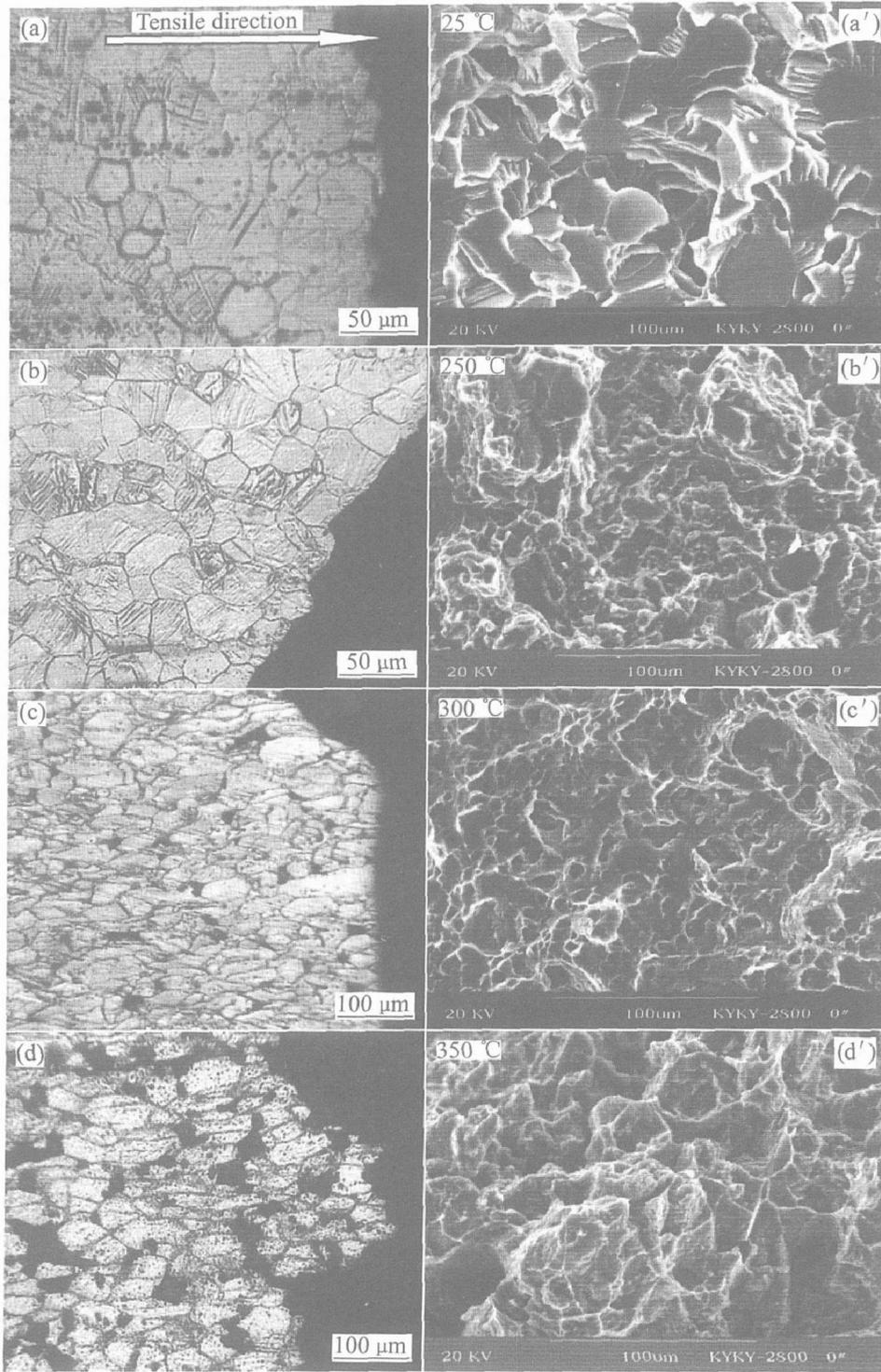


图 3 挤压 T5 态在不同温度下的拉伸断口处纵向金相组织((a)~(d)) 和断口 SEM 形貌((a')~(d'))

Fig. 3 Microstructures adjacent to tensile fracture surfaces (a)~(d) and SEM morphologies of fractural surfaces (a')~(d') of extruded sample in T5 temper at different temperatures

(a), (a') -25 °C; (b), (b') -250 °C; (c), (c') -300 °C; (d), (d') -350 °C

晶界在高温下已发生再结晶、而晶内又有大量孪晶产生的现象。合金在 400 °C 拉伸时，温度已超过合金的再结晶温度，但拉伸过程中能产生动态再结晶；更奇怪的是合金在 400 °C 拉伸时晶内还产生大量的孪晶。镁合金在 300 °C 以上变形时，其基面、

柱面和锥面的滑移系都能同时开动进行变形，一般很少再产生孪晶了，在合金 300 °C 和 350 °C 的拉伸组织中都没有看到孪晶。但在本实验中，合金在 400 °C 合金在已发生超塑性变形时却能产生大量的孪晶；而且合金在 400 °C 拉伸时产生的超塑性也不

同于一般超塑性理论认为要发生组织超塑性应遵循的要求, 即晶粒大小应小于 $10\ \mu\text{m}$, 变形过程中晶粒呈等轴状且不发生再结晶, 断裂方式多是空洞长大聚合。从图 4 可见, 本实验中合金的超塑性组织并不符合上述要求, 拉伸前合金的平均晶粒度约 $20\ \mu\text{m}$, 拉伸过程中晶粒被拉长甚至长大, 晶界上发生再结晶生成大量新的小晶粒, 断裂是沿晶剪切断裂, 在金相显微镜下看不到空洞和裂纹。这种再结晶和孪晶共存的现象用一般的超塑性理论是难以解释的, 有可能是一种新的变形机制。

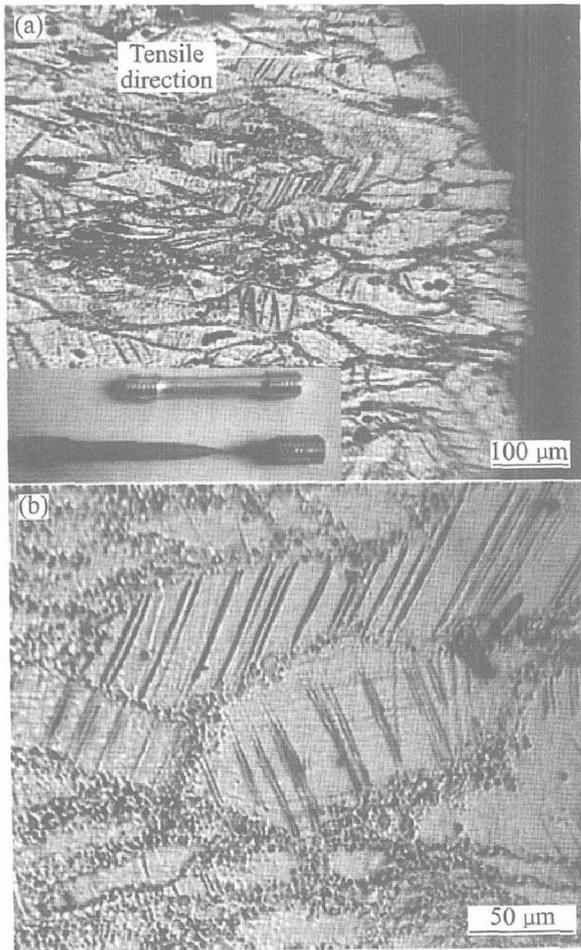


图 4 合金 $400\ \text{°C}$ 时拉伸断口的超塑性组织

Fig. 4 Superplastic microstructures of alloy after tensile test at $400\ \text{°C}$

- (a) —Optical microstructure of longitudinal section fracture;
 (b) —Magnification of Fig. 4(a)

3 结论

1) Mg-9Gd+4Y-0.6Zr 合金具有高的强度和高的耐热温度, 力学性能明显优于 WE54 合金。该合金在 $250\ \text{°C}$ 时具有非常好的热稳定性, $300\ \text{°C}$ 时强度开始快速下降, $350\ \text{°C}$ 时达到耐热极限。

2) Mg-9Gd+4Y-0.6Zr 合金在不同温度下拉伸的断裂机制也不一样。 $25\ \text{°C}$ 为解理脆性断裂, $250\ \text{°C}$ 时为准解理断裂, $300\ \text{°C}$ 和 $350\ \text{°C}$ 为微孔聚集型的韧性断裂, $400\ \text{°C}$ 为沿晶剪切断裂。

3) 合金在 $400\ \text{°C}$ 拉伸时产生粗晶超塑性现象, 在晶界上有再结晶的细晶和晶内有大量孪晶同时共存, 用一般的超塑性理论难以解释其变形机制。

REFERENCES

- [1] Mordike B L. Creep-resistant magnesium alloys[J]. Mater Sci Eng A, 2002, A324: 103 - 112.
- [2] Maruyama K, Suzuki M, Sato H. Creep strength of Magnesium-based alloys[J]. Metall Mater Trans A, 2002, A33(3): 875 - 882.
- [3] 李德辉, 李志成, 刘 路, 等. 时效对 Mg-Y-Nd 合金的影响[J]. 材料研究学报, 2003, 17(5): 483 - 488.
LI De-hui, LI ZHENG, LIU Lu, et al. Effect of ageing on Mg-Y-Nd alloys[J]. Chinese Journal of Materials Research, 2003, 17(5): 483 - 488.
- [4] 沙桂英, 韩恩厚, 于 涛, 等. Mg-Y-Nd 合金的蠕变行为及其微观机制[J]. 金属学报, 2003, 39(10): 1025 - 1030.
SHA Guiying, Han Enhou, YU Tao, et al. Creep behavior and microscopic mechanism of Mg-Y-Nd alloy [J]. Acta Metallurgica Sinica, 2003, 39(10): 1025 - 1030.
- [5] 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.
- [6] Anyanwu I A, Kamado S, Kojima Y. Creep properties of Mg-Gd+Y-Zr alloys[J]. Mater Trans, 2001, 42(7): 1212 - 1218.
- [7] Shigeru I, Yuji N, Shigeharu K, et al. Age hardening characteristics and high temperature tensile properties of Mg-Gd and Mg-Dy alloys[J]. Journal of Japan Institute of Light Metals, 1994, 44(1): 3 - 8.
- [8] Shigeharu K, Yutaka K, Yoshitada H. High temperature deformation characteristics and forgeability of Mg-Heavy rare earth element-Zr alloys[J]. Journal of Japan Institute of Light Metals, 1998, 48(4): 168 - 173.
- [9] 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.
- [10] Honma T, Ohkubo T, Hono K, et al. Chemistry of

- nanoscale precipitates in Mg-2.1Gd-0.6Y-0.2Zr(%) alloy investigated by the atom probe technique[J]. Mater Sci Eng A, 2005, A395: 301 - 306.
- [11] 彭卓凯, 张新明, 陈健美, 等. Mn, Zr 对 Mg-Gd-Y 合金组织与力学性能的影响[J]. 中国有色金属学报, 2005, 15(6): 917 - 922.
- PENG Zhuo-kai, ZHANG Xin-ming, CHEN Jian-mei, et al. Effects of Mn, Zr on Microstructure and properties of Mg-Gd-Y alloys[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2005, 15(6): 917 - 922.
- [12] Peng Z K, Zheng X M, Chen J M, et al. Grain refining mechanism in Mg-9Gd-4Y alloys by Zirconium [J]. Mater Sci Technol, 2005, 21(6): 722 - 726.
- [13] Cahn R W. 非铁合金的结构和性能[M]. 北京: 科学出版社, 1999. 109 - 114.
- Cahn R W. Structure and Properties of Nonferrous Alloys[M]. Beijing: Science Press, 1999. 109 - 114.
- [14] 陈振华. 镁合金[M]. 北京: 化学工业出版社, 2004. 202 - 205.
- CHEN Zhen-hua. Magnesium Alloy [M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2004. 202 - 205.
- [15] 陈振华. 变形镁合金[M]. 北京: 化学工业出版社, 2005. 48 - 99.
- CHEN Zhen-hua. Wrought Magnesium Alloy [M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2005. 48 - 99.

(编辑 何学锋)