

稀土 Nd 对热挤压 Mg-Y-Nd-Zr 合金组织性能的影响

Effects of Nd on Microstructure and Properties of Extruded Mg-Y-Nd-Zr Alloy

李 伟^{1,2}, 高家诚^{1,2}

(1 国家镁合金材料工程技术研究中心, 重庆 400044;

2 重庆大学 材料科学与工程学院, 重庆 400045)

LI Wei^{1,2}, GAO Jia-cheng^{1,2}

(1 National Center for Magnesium Alloy Engineering Research,

Chongqing 400044, China; 2 College of Material Science and

Engineering, Chongqing University, Chongqing 400045, China)

摘要: 采用光学显微镜(OM)、扫描电镜(SEM)、X 射线衍射仪(XRD)和室温拉伸试验研究了稀土 Nd 对热挤压 Mg-5.0Y-xNd-0.6Zr ($x=0, 1.0, 2.6, 4.2$, 质量分数/ %, 下同)合金微观组织和力学性能的影响。结果表明:随着 Nd 加入量增大,挤压合金中带状分布的 β 和 $Mg_{24}Y_5$ 相颗粒增多,促进了动态再结晶的形核,提高了再结晶体积分数,其平均晶粒尺寸由 $4.5\mu m$ 细化到 $2.6\mu m$ 。挤压合金的抗拉强度和屈服强度随着 Nd 加入量增大而升高,最高分别达到 303MPa 和 262MPa,而延伸率和断面收缩率随 Nd 加入量增大而降低,其值分别从 24.7% 和 39.9% 降低到 12% 和 16.7%。Nd 加入量为 2.6% 时,挤压合金具有较好的综合性能。

关键词: Mg-Y-Nd-Zr 合金;热挤压;动态再结晶;力学性能

中图分类号: TG146.2 文献标识码: A 文章编号: 1001-4381(2011)02-0035-07

Abstract: Effects of Nd on microstructure and mechanical properties of extruded Mg-5.0Y-xNd-0.6Zr ($x=0, 1.0, 2.6, 4.2$, mass fraction/ %, the same below) alloy were investigated by optical microscopy (OM), scanning electron microscopy (SEM), X-ray diffraction (XRD) and tensile testing. The results showed that with addition of Nd, the banding particles of β and $Mg_{24}Y_5$ phase in the extruded alloy increased, which promoted the nucleation of dynamic recrystallization, the volume fraction of recrystallization advanced, and the average grain size of recrystallization could be refined from $4.5\mu m$ to $2.6\mu m$. The tensile strength and yield strength of extruded alloy increased with increment of Nd, the maximum values of them were 303MPa and 262MPa respectively. The elongation and section shrinkage conspicuous decreased from 24.7% and 39.9% to 12% and 16.7% with increasing Nd content. The extruded alloy displayed better strength and plasticity at Nd content of 2.6%.

Key words: Mg-Y-Nd-Zr alloy; hot extrusion; dynamic recrystallization; mechanical property

镁合金具有密度小、比强度和比刚度高、成型性能好、电磁屏蔽效应好等优点,在航天航空、国防军工、交通运输、电子器件壳体等领域获得广泛应用^[1]。由于大多数镁合金具有密排六方结构,塑性变形困难,目前大部分镁合金产品通过铸造获得。但是,经过挤压、锻造、轧制等塑性变形的镁合金具有更好更多样化的力学性能和更广泛的用途^[1,2],变形镁合金已逐渐成为材料领域的研究热点之一。在各种镁合金中,Mg-Y-Nd 系合金具有优异的室温和高温性能,成为最受关注最有应用前景的镁合金材料^[1,3,4],许多学者正致力

于将 Mg-Y-Nd 系合金开发成一种新型变形镁合金^[3,5-7]。Mohr^[3] 等对 WE43 合金进行热机械处理,获得了 $1.5\mu m$ 的细晶组织,具有较高的强度和大于 1500% 的超塑性。Watanabe^[5] 等研究了细晶 WE43 合金的超塑性行为,并进一步揭示了其超塑性变形机理。Chen^[6] 等对挤压态 WE54 合金进行了高温拉伸试验,在 400℃ 和 450℃ 下都获得了超过 290% 的伸长率。唐伟能^[7] 等对 WE54 合金进行了热模拟研究并绘制了该合金的热加工图。这些研究初步展示了 Mg-Y-Nd 系合金作为新型变形镁合金的潜力,但是,它们

的加工范围窄, 变形条件苛刻, 相关研究尚处于起步阶段, 已有的文献主要侧重于 WE54 和 WE43 这两种合金变形后的优异性能, 而不同合金成分和变形条件下挤压合金组织和性能的演变报道较少。本研究在相同的挤压条件下对四种不同 Nd 含量的 Mg-Y-Nd-Zr 合金进行热挤压实验, 探讨稀土 Nd 对挤压 Mg-Y-Nd-Zr 合金组织性能的影响规律和机理, 为合金的优化设计提供指导。

1 实验材料及方法

实验用铸态镁合金在氩气保护和 RJ-5 熔剂覆盖下, 采用 S580-20 型中频感应炉在石墨坩埚里熔炼制备, 其化学成分如表 1 所示。合金元素通过中间合金 Mg-31.47% (质量分数, 下同) Y, Mg-31.80% Nd 和 Mg-31.27% Zr 的形式加入, 加入过程不断进行电磁搅拌使其均匀化。待合金完全熔化后调整温度至 750~760℃, 撒入精炼剂(RJ-5 + 8% Na₂B₄O₇) 精炼 5min, 升温至 800℃ 静置 10min, 在 720℃ 左右浇注到 $\phi 30\text{mm} \times 200\text{mm}$ 的薄壁铜模中急速水冷成锭。铸锭车皮后机加工成 $\phi 20\text{mm}$ 圆柱坯料, 采用 WE-60 型液压式试验机挤出 $\phi 8\text{mm}$ 棒材, 挤压前坯料和模具在 SX-5-12 型箱式电阻炉中预热 2h, 挤压温度为 420℃, 挤压速度为 5~8mm/s, 润滑剂为石墨+ 动物油脂。

表 1 实验合金的化学成分(质量分数/%)

Table 1 Composition of experimental alloys (mass fraction/%)

Alloy	Y	Zr	Nd	Mg
1#	5.0	0.6	0	Bal
2#	5.0	0.6	1.0	Bal
3#	5.0	0.6	2.6	Bal
4#	5.0	0.6	4.2	Bal

采用 JXP-6A 光学显微镜、日本理学 D/M ax-2500PC 型 X 射线衍射仪、带能谱的 TESCAN VEGA II 型扫描电子显微镜等, 对合金的显微组织、物相组成、微区成分进行观察和分析, 并使用 Image 软件测量合金的平均晶粒尺寸。采用 SANS CMT5105 型微机控制电子万能试验机测试挤压棒室温力学性能, 拉伸试样按 GB/T228—2002 标准制备, 拉伸速率为 2mm/min, 断口形貌采用 SEM 观察, 断裂试样沿纵向剖开并镶嵌制成金相试样, 观察断口附近组织。

2 实验结果与分析

2.1 铸态合金显微组织及物相组成

合金的铸态显微组织如图 1 所示。由图 1(a) 可以看出, 不含 Nd 的 1# 合金铸态组织比较粗大, 平均晶粒尺寸为 33.5 μm , 基体内有弥散分布的小颗粒, 晶

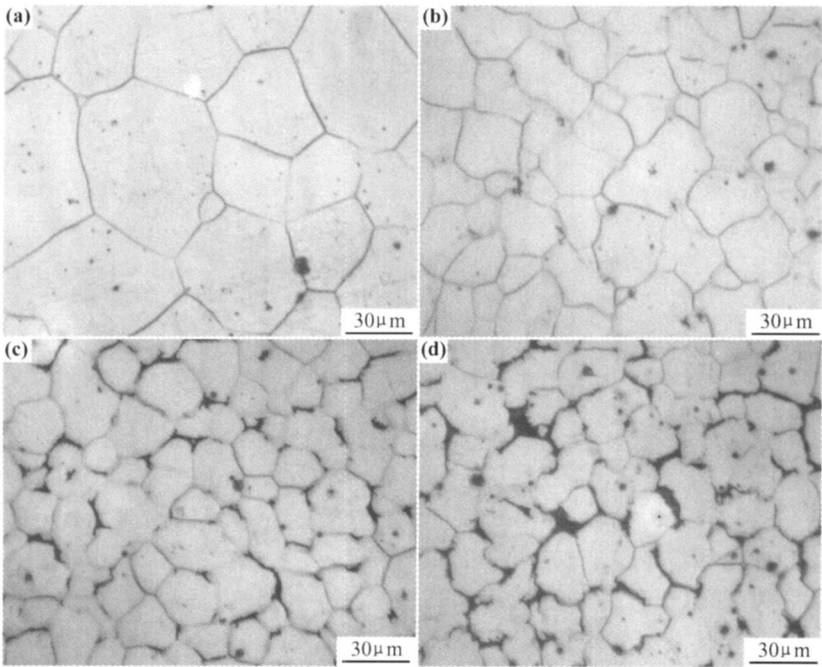


图 1 铸态合金显微组织 (a) 1# 合金; (b) 2# 合金; (c) 3# 合金; (d) 4# 合金

Fig. 1 Microstructure of as cast alloys (a) 1# alloy; (b) 2# alloy; (c) 3# alloy; (d) 4# alloy

界细薄平直。加入 1.0% 的 Nd, 合金晶粒被细化到 24.9 μm , 基体内颗粒减少, 晶界开始变得弯曲, 如图 1(b) 所示。Nd 加入量为 2.6% 时, 合金晶粒被进一步细化到 19.3 μm , 晶界处开始明显富集第二相, 部分晶界变得粗厚, 如图 1(c) 所示。当 Nd 加入量达到 4.2% 时, 晶粒尺寸变化不大, 平均为 19.2 μm , 此时, 大量聚集的稀土化合物在晶界上呈不连续网状分布, 部分还偏聚成较大的骨骼状结构, 如图 1(d) 所示。由此可见, 稀土 Nd 的添加能够细化合金的铸态组织, 并使晶界上稀土化合物的数量增多。

图 2 为铸态合金的 XRD 图谱。由 XRD 分析可知, 1[#] 合金组织主要由 $\alpha\text{-Mg}$ 和少量的 Mg_{24}Y_5 两相组成, 见图 2 中 a 谱线。加入 Nd 后合金中出现了 β 相, 其衍射峰强度随着 Nd 含量的增加而增强, 如图 2 中 b, c 谱线所示。文献[8, 9]报道了这种平衡相 β 的化学式是 $\text{Mg}_{14}\text{YNd}_2$, 其晶格常数 $a = 2.223\text{nm}$, 具有与 Mg_5Gd 相类似的晶体结构和衍射特征。比较图 2 中各合金衍射峰强度可以看出, 随着 Nd 加入量的增大, 不仅合金中含 Nd 元素的 β 相含量增多, Mg_{24}Y_5 相也同时增多。

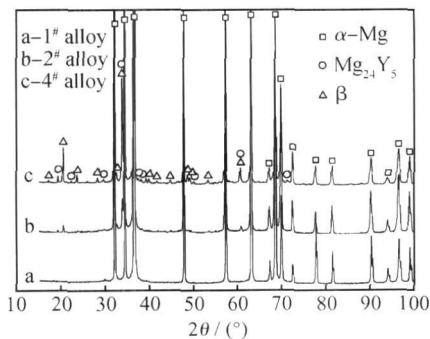


图 2 铸态合金的 XRD 图谱

Fig. 2 X-ray diffraction patterns of as-cast alloys

2.2 挤压合金显微组织

图 3 为挤压合金纵截面和横截面的显微组织, 可以看出, 合金在挤压过程中发生了明显的动态再结晶, 组织中出现了大量细小的等轴状再结晶晶粒。图 3(a), (b) 所示, 1[#] 合金挤压过程中动态再结晶进行不充分, 变形组织中还存在有很多粗大的锯齿状边界的原始晶粒, 细小的再结晶组织分布在它们的周围, 再结晶组织不均匀, 部分已经明显长大, 其平均晶粒尺寸达到 4.5 μm 。加入 1.0% 的 Nd 后, 合金中原始晶粒数量减少, 动态再结晶的体积分数增加, 其平均尺寸细化到 3.3 μm , 变形组织不均匀程度得到改善, 如图 3(c), (d) 所示。Nd 加入量增大到 2.6% 时, 合金中破碎的稀土相颗粒明显增多, 且沿挤压方向带状分布, 粗大的原始

晶粒逐渐被再结晶晶粒分割吞噬, 动态再结晶的体积分数进一步增加, 晶粒细化到 2.8 μm , 变形组织不均匀程度显著改善, 如图 3(e), (f) 所示。当 Nd 加入量达到 4.2% 时, 大量黑色的稀土相颗粒沿挤压方向呈连续带状分布, 再结晶的体积分数没有明显增加, 变形组织中仍残留少量的原始晶粒, 局部区域不均匀程度反而增大, 其平均晶粒尺寸约为 2.6 μm , 如图 3(g), (h) 所示。

图 4 为 1[#] 和 4[#] 挤压合金纵截面二次电子像及微区能谱分析。可以看出, 1[#] 合金组织主要由锯齿状边界的原始晶粒、等轴状再结晶晶粒和条状分布的细小稀土相颗粒组成, EDS 分析表明这些小颗粒中富含 Y (见图 4 中 A), 结合图 2 可知该颗粒为 Mg_{24}Y_5 相, 而原始晶粒中未发现 Y 的存在 (见图 4 中 B)。由图 4(c), (d) 可以看出, 加入 4.2% 的 Nd 后合金中出现大量带状分布的稀土相颗粒, 大多数颗粒直径在 2 μm 左右, EDS 表明这些颗粒富含 Y 和 Nd (见图 4 中 C), 其原子分数比为 1: 1.3, 主要为 β 和少量的 Mg_{24}Y_5 , 它们的摩尔量之比接近 9.3: 1。与 1[#] 合金不同, 4[#] 合金残留的原始晶粒中发现少量 Y 和 Nd (见图 4 中 D), 它们可能是挤压过程中被破碎成微小颗粒的稀土相粒子。可见, 随着 Nd 加入量的增大, 挤压合金组织中不仅条带状分布的稀土相增多, 基体内弥散分布的稀土相微粒也相应增多。

2.3 合金拉伸力学性能及断口分析

图 5 为四种挤压合金室温拉伸力学性能。从图 5(a) 中可以看出, Nd 的加入量对挤压合金强度的影响可分为两个阶段。第一阶段为 Nd 从 0 增加到 2.6%, 挤压合金的抗拉强度和屈服强度快速提高, 其值分别从 255.6 MPa 和 200.5 MPa 增大到 300 MPa 和 255.4 MPa, 增幅达到 17.4% 和 27.4%。第二阶段为 Nd 从 2.6% 增加到 4.2%, 挤压合金的抗拉强度和屈服强度变化不大, 其值仅提高了 3 MPa 和 7 MPa, 增幅为 1% 和 2.7%。从图 5(b) 可以看出, 随着 Nd 加入量的增大, 合金的塑性基本呈直线下降的趋势, 其延伸率从 Nd 含量为 0 时的 24.7% 降低到 Nd 含量为 4.2% 时的 12%, 降低了 51.4%, 而断面收缩率同样从 39.9% 下降到 16.7%, 降幅为 58.1%。可以看出, Nd 的加入在提高合金强度的同时也大幅降低了合金的塑性, 当 Nd 加入量为 2.6%, 合金的抗力强度达到 300 MPa, 延伸率达到 16.3%, 具有较好的综合性能。

图 6 为 1[#] 和 4[#] 挤压合金拉伸断口形貌及断口附近显微组织。由图 6(a), (b) 可见, 1[#] 合金断裂形貌呈

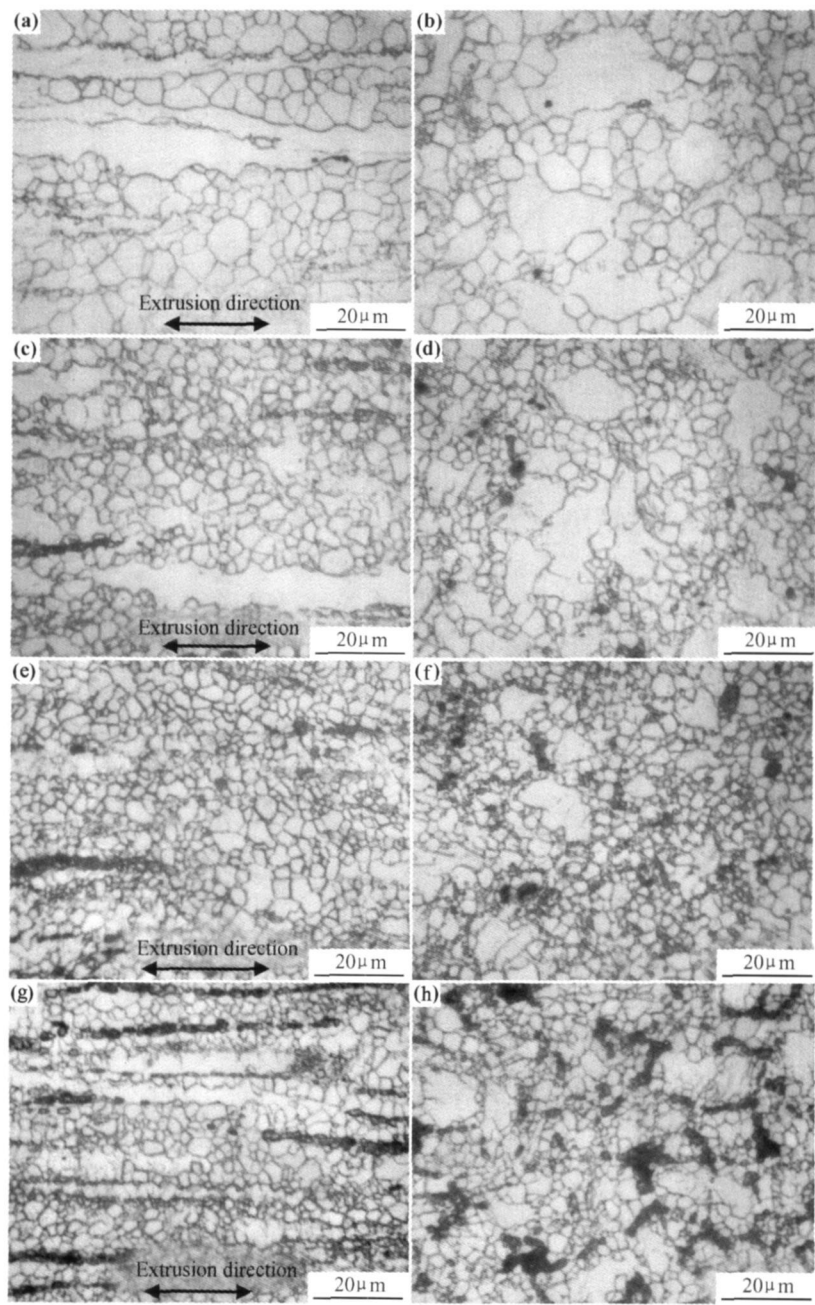


图 3 挤压合金纵截面和横截面显微组织

(a), (b) 1[#] 合金; (c), (d) 2[#] 合金; (e), (f) 3[#] 合金; (g), (h) 4[#] 合金

Fig. 3 Microstructure of longitudinal section and cross section of the extruded alloys

(a), (b) 1[#] alloy; (c), (d) 2[#] alloy; (e), (f) 3[#] alloy; (g), (h) 4[#] alloy

现明显的韧性断裂特征, 断口上分布着大量较深的韧窝和河流状撕裂棱, 断口附近再结晶晶粒被明显拉长, 而部分较大的原始晶粒通过孪晶来协调变形, 因此 1[#] 合金表现较好的塑性。由图 6(c) 可以看出, 4[#] 合金断裂也具有韧性断裂的特征, 断口上分布有大量的韧窝, 但是韧窝较浅, 韧窝底部有大量直径约 2μm 的稀土相粒子。图 6(d) 显示, 断口附近合金晶粒变形程度较小, 仍然呈等轴状, 而连续带状分布的稀土相颗粒之间出现了很多裂纹, 其尖端方向垂直于拉伸方向。图 6(c), (d) 表明 4[#] 合金拉伸过程中由于稀土相引起裂纹

并扩展导致了合金断裂, 因此塑性大幅降低。

3 讨论

3.1 Nd 对合金动态再结晶的影响

动态再结晶作为热加工过程中一种有效的软化和晶粒细化机制, 对控制镁合金的变形组织、改善镁合金塑性变形能力以及提高材料的力学性能具有重要的意义^[10-12]。本实验挤压温度 ($\approx 0.65T_m$, $T_m = 645^\circ\text{C}$ ^[13]) 较高, 变形时新晶粒主要通过原始晶粒晶界

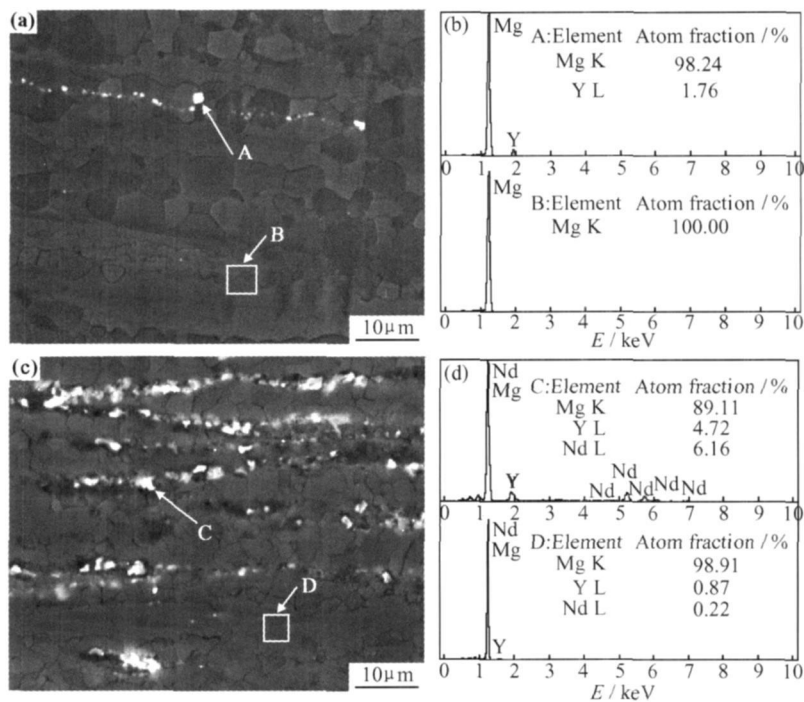


图 4 挤压合金纵截面二次电子像及微区能谱分析
(a)1# 合金二次电子像;(b)1# 合金能谱分析;(c)4# 合金二次电子像;(d)4# 合金能谱分析
Fig. 4 SEM and EDS of microstructures of longitudinal section of the extruded alloys
(a)SEM of 1# alloy;(b)EDS of 1# alloy;(c)SEM of 4# alloy;(d)EDS of 4# alloy

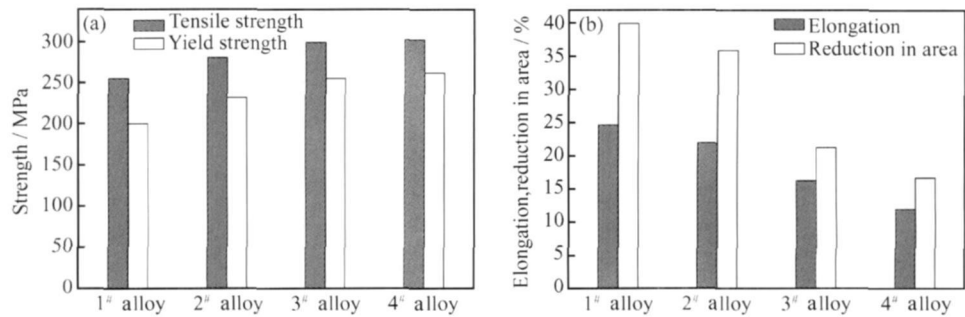


图 5 挤压合金的室温拉伸力学性能
(a)抗拉强度与屈服强度;(b)延伸率与断面收缩率
Fig. 5 Tensile mechanical properties of extruded alloys at room temperature
(a)tensile strength and yield strength;(b)elongation and reduction in area

的局部迁移形核^[14],再结晶主要取决于驱动力和晶界迁移速率,而相同变形条件下,影响再结晶的主要因素是合金中的第二相颗粒大小和分布。由图 2 可知,合金中的第二相主要是 $Mg_{24}Y_5$ 和 β ,其晶体结构分别为体心立方和面心立方^[15,16],与密排六方的镁基体不共格,这些硬而脆的稀土相热稳定性高^[9],在挤压过程中难于变形而被破碎成尺寸较小的粒子沿挤压方向带状分布,位错要切过这些粒子很困难,根据 Orowan 机制,位错绕过这些稀土相后会在周围留下位错环,位错环的累积使得稀土相附近形成高密位错塞积区和高的取向梯度,能够提供更多可形核位置,再结晶驱动力增

大,从而促进动态再结晶的发生。同时,稀土相颗粒对晶界具有钉扎作用,使晶界的移动速度降低,能够抑制再结晶晶粒随后的长大。因此,随着 Nd 加入量增大,挤压合金中破碎的稀土相颗粒增多,动态再结晶的体积分数增加,晶粒尺寸减小,如图 3 所示。
事实上,只有尺寸较大且间距较宽的稀土相粒子对再结晶形核有促进作用。在大多数合金体系中,第二相颗粒小于 $1\mu m$,粒子间距小于 $0.3\mu m$,就会对再结晶的形核产生抑制作用^[17]。由图 4 可以看出,1# 合金稀土相粒子虽然间距较宽,但大部分直径小于 $1\mu m$,而 4# 合金稀土相粒子间距较宽且尺寸大多数都

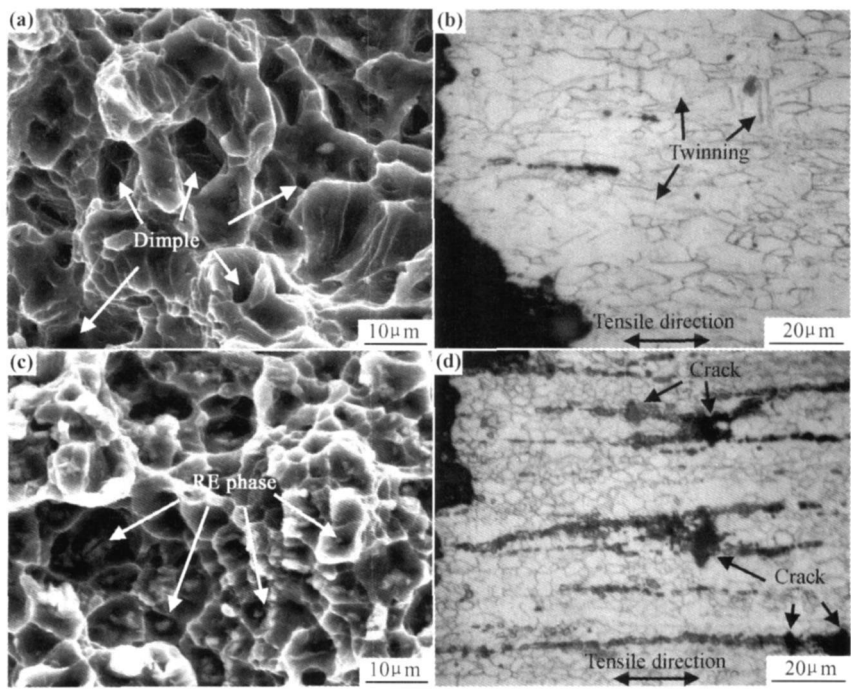


图 6 挤压合金拉伸断口形貌及断口附近显微组织
(a), (b) 1# 合金; (c), (d) 4# 合金

Fig. 6 Morphologies of tensile fracture and microstructures near the fractured surfaces of the extruded alloys
(a), (b) 1# alloy; (c), (d) 4# alloy

在 1μm 以上, 故加入 Nd 对再结晶的发生主要起促进作用。但是, 当合金中稀土相较多时, 挤压过程被破碎成微小粒子的量也相应较多, 这些弥散分布的微小粒子能够使位错分布均匀且稳定, 亚晶间平均取向差很小, 不利于再结晶形核。图 4 中 D 表明在未发生再结晶的原始晶粒中含有稀土相微粒, 它们的存在显然抑制了周围区域再结晶形核, 这可能也是图 3 中 4# 合金稀土相增多而再结晶体积分数却没有明显增加的原因。因此, 加入适量的 Nd 可以促进合金的动态再结晶, 获得均匀细小的变形组织, 但是 Nd 加入量过多时可能会抑制局部区域的再结晶, 反而使合金的变形组织不均匀。

此外, 铸态晶粒的尺寸也会影响合金的动态再结晶。如图 1 所示, 随着 Nd 加入量增大, 铸态合金的晶粒尺寸逐渐减小, 一方面挤压时形变抗力增大, 相同变形条件下的储能增加, 再结晶驱动力增大; 另一方面, 晶粒越小, 晶界越多, 有利形核区域也越多。因此, 稀土 Nd 细化了合金的原始晶粒, 也有利于合金的动态再结晶。

3.2 Nd 对挤压合金力学性能的影响

挤压合金的力学性能与变形组织密切相关。图 3, 4 显示大部分破碎的稀土相颗粒沿挤压方向呈带状分布且尺寸较大, 拉伸过程中这些稀土相颗粒易导致

应力集中产生裂纹(如图 6 所示), 难以起到颗粒强化和弥散强化的作用, 因此它们不是挤压合金强度提高的主要原因。大多数镁合金室温下滑移系少, 晶粒大小对其强度影响很大, 结合图 3 和图 5, 根据 Hall-Petch 关系式: $\sigma_s = \sigma_0 + k_y d^{-1/2}$ (式中 σ_s 为晶体的屈服强度, σ_0 为单晶体屈服强度, k_y 为常数, d 为晶粒尺寸), 获得合金强度与再结晶晶粒尺寸的关系如图 7 所示。由图 7 可以看出, 挤压合金的强度与 $d^{-1/2}$ 具有很好的线性关系, 说明晶粒细化机制是挤压合金强度提高的主要原因, 加入 Nd 能够促进合金动态再结晶, 细化变形组织, 有效提高了合金强度。

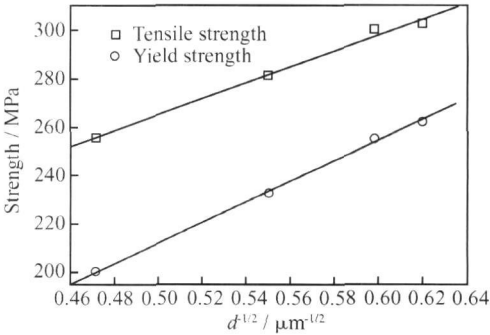


图 7 挤压合金力学性能与再结晶晶粒尺寸的关系
Fig. 7 Relationships between mechanical properties and recrystallization grain sizes of extruded alloys

由图 5 可以看出, 挤压合金的塑性随着 Nd 含量的增大而显著下降。Nd 对合金塑性的影响主要有两个方面: 其一, 随着 Nd 含量的增大, 变形组织逐渐均匀和细化, 有利于合金的塑性变形; 其二, 随着 Nd 含量的增大, 合金中的稀土相明显增多, 这些硬而脆的相颗粒较大且分布不均匀, 容易产生应力集中而脆断。图 6 显示, 4[#] 合金断口韧窝底部存在大量的稀土相小颗粒, 且断口附近出现很多裂纹, 它们的产生一方面是拉伸过程中某些大的稀土颗粒由于应力集中在其脆弱处破碎断开而产生裂纹, 另一方面拉伸时尺寸较大的稀土相与基体变形不协调, 二者界面处出现微孔, 它们长大和合并最终形成裂纹。这些由稀土相颗粒引起的裂纹强烈影响了合金的塑性变形, 成为 4[#] 合金延伸率和断面收缩率大幅降低的主要原因。可见, 通过控制 Nd 的加入量来控制合金中的稀土相是提高挤压合金塑性的一个关键因素。

4 结论

(1) Nd 加入量由 0 增大到 2.6%, Mg-5.0Y-xNd-0.6Zr 合金动态再结晶的体积分数增加, 平均晶粒尺寸由 4.5 μm 减小到 2.8 μm 。Nd 加入量继续增大到 4.2% 时, 合金的再结晶体积分数没有明显增加, 晶粒尺寸变化不大。

(2) 随着 Nd 加入量的增大, 挤压合金中带分布的破碎 β 和 Mg₂₄Y₅ 相增多, 大部分稀土相颗粒尺寸较大且间距较宽, 能够促进动态再结晶形核, 细化变形组织。

(3) Nd 含量由 0 增大到 4.2%, 挤压合金的抗拉强度和屈服强度均增大, 最高分别达到 303MPa 和 262MPa, 延伸率和断面收缩率明显下降, 其值分别从 24.7% 和 39.9% 降低到 12% 和 16.7%。Nd 加入量为 2.6% 时, 挤压合金具有较好的综合性能。

参考文献

- [1] MORDIKE B L, EBERT T. Magnesium properties application potential[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2001, 302(1): 37–45.
- [2] KOJIMA Y. Platform science and technology for advanced magnesium alloy[J]. *Materials Science Forum*, 2000, 350–351: 3–18.
- [3] MOHRI T, MABUCHI M, SAITO N, et al. Microstructure and

mechanical properties of a Mg-4Y-3RE alloy processed by thermomechanical treatment[J]. *Materials Science and Engineering A*, 1998, 257(2): 287–294.

- [4] WANG J G, HSIUNG L M, NIEH T G, et al. Creep of a heat treated Mg-4Y-3RE alloy[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2001, 315(1–2): 81–88.
- [5] WATANABE H, MUKAIT T, ISHIKAWA K, et al. Superplasticity of a particle strengthened WE43 magnesium alloy[J]. *Materials Transactions*, 2001, 42(1): 157–162.
- [6] LIU X B, CHEN R S, HAN E H. High temperature deformations of Mg-Y-Nd alloys fabricated by different routes[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2008, 497(1–2): 326–332.
- [7] 唐伟能, 陈荣石, 韩恩厚. Mg-Y-Nd-Zr 合金的高温变形行为与热加工性能[J]. *金属学报*, 2006, 42(10): 1096–1100.
- [8] RZYCHONT, KIEBUS A. Microstructure of WE43 casting magnesium alloys[J]. *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*, 2007, 21(1): 31–34.
- [9] MENG F G, WANG J, LIU H S, et al. Experimental investigation and thermodynamic calculation of phase relations in the Mg-Nd-Y ternary system[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2007, 454–455: 266–273.
- [10] 陈振华. 变形镁合金[M]. 北京: 化学工业出版社, 2005.
- [11] AL-SAMMAN T, GOTTSTEIN G. Dynamic recrystallization during high temperature deformation of magnesium[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2008, 490(1–2): 411–420.
- [12] ION S E, HUMPHREYS F J, WHITE S H. Dynamic recrystallization and the development of microstructure during the high temperature deformation of magnesium[J]. *Acta Metall*, 1982, 30(10): 1909–1919.
- [13] LUSSANA D, MASSAZZA M, RIONTINO G. A DSC study of precipitation hardening in a WE43 Mg alloy[J]. *Journal of Thermal Analysis and Calorimetry*, 2008, 92(1): 223–225.
- [14] GALIYEV A, KAIBYSHEV R, GOTTSTEIN G. Correlation of plastic deformation and dynamic recrystallization in magnesium alloy ZK60[J]. *Acta Mater*, 2001, 49(7): 1199–1207.
- [15] 张津, 章宗和. 镁合金及应用[M]. 北京: 化学工业出版社, 2004.
- [16] ZHANG M, ZHANG W Z. Interpretation of the orientation relationship and habit plane orientation of the equilibrium β phase in an Mg-Y-Nd alloy[J]. *Scripta Materialia*, 2008, 59(7): 706–709.
- [17] 潘金生, 全健民, 田明波. 材料科学基础[M]. 北京: 清华大学出版社, 1998.

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(30670562)

收稿日期: 2010-08-10; 修订日期: 2010-11-22

作者简介: 李伟(1980—), 男, 博士研究生, 主要从事稀土镁合金挤压变形的研究与开发, 联系地址: 重庆大学材料科学与工程学院(400045), E-mail: liweiem@163.com