

高塑性纳米准晶Mg-1.92Zn-0.34Y合金的热变形行为

曾崎¹, 王少阳¹, 荣鹏¹, 朱凯¹, 张英波², 高川云¹, 胡云峰²

(1. 成都飞机工业(集团)有限责任公司, 四川 成都 610092)

(2. 西南交通大学材料科学与工程学院, 四川 成都 610031)

摘要: 纳米准晶增强Mg-Zn-Y合金室温具有超高延伸率, 具有较广阔的应用前景, 需进一步研究其热变形行为, 为后续加工提供理论和应用基础。本工作采用半固态+热挤压的复合工艺制备了含有纳米准晶颗粒的Mg-1.92Zn-0.34Y (质量分数, 下同)合金, 探究本合金在250、300和350 °C温度和 10^3 、 10^2 和 10^1 s⁻¹应变速率条件下的高温变形机制, 着重研究微量纳米准晶颗粒对Mg-1.92Zn-0.34Y合金热变形行为的影响。结果表明: 半固态+热挤压的复合工艺制备了高塑性纳米准晶Mg-1.92Zn-0.34Y合金, 其室温下抗拉延伸率为44%±2.6%, 抗拉强度为258±2.0 MPa, 屈服强度为176±1.6 MPa。通过本构关系获得平均变形激活能达到271.7812 kJ/mol, 其应力指数为6.7838; Mg-1.92Zn-0.34Y合金具有较好的热塑性, 在研究条件下无失稳现象, 表明纳米准晶颗粒能够强化其变形能力; 最佳热加工区域是: 330~350 °C, 10^3 ~ 10^2 s⁻¹, 即高温低应变速率区。

关键词: Mg-Zn-Y合金; 纳米准晶; 高温压缩; 本构方程; 高塑性

中图分类号: TG146.22

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2025)01-0184-07

随着越来越突出的能源紧缺和环境污染问题, 开发轻质、环保和高性能的新材料成为了一个重要的研究方向。镁合金被称为“21世纪绿色工程材料”, 其作为结构金属材料具有轻量化优势, 所以在航空无人机、航天导弹、新能源汽车等领域被广泛使用, 展现了重要的工业化前景^[1-2]。但另一方面, 与许多经典的铝合金相比, 镁合金具有较低的室温延展性, 限制了其在工业上的大规模应用^[3-6]。因此, 良好的室温塑性和较高的强度对促进镁合金在工业上的广泛应用具有重要意义。

1995年, Luo等^[7]在铸态Mg-Zn-Y合金中发现稳定的二十面体Mg₃Zn₆Y₁准晶相, 研究发现准晶对提高镁合金的变形性能具有显著作用。因为特有的晶格结构, 准晶相具有较高的硬度、较好的热稳定性、较低的表面能以及与 α -Mg基体良好的润湿性^[8-11], 使其对位错有很强的钉扎效应, 从而产生了高强度和高塑性。因为准晶相具有吸引人的物理、化学和力学性能, 许多研究人员研究了含有准晶相的Mg-Zn-Y合金。研究者发现含有纳米准晶相的挤压态Mg-Zn-Y合金具有良好的低温塑性, 初步判断可能主要归因于纳米准晶相对镁合金变形行为的影响^[12-16]。因此, 进一步研究纳米准晶相增强镁合金的塑性变形行为对于理清纳米准晶相的作用机制具有重要意义, 也将促进高塑性镁合金的应用推广。

本研究采用半固态+热挤压技术制备了高延伸率、低Zn、低Y含量的纳米准晶颗粒增强Mg-1.92Zn-0.34Y

合金; 研究了合金的热压缩变形行为, 以及纳米准晶相对其热变形行为的影响, 并深入研究纳米准晶在高塑性Mg-1.92Zn-0.34Y合金变形过程中的演变规律, 为含准晶相Mg-Zn-Y合金的工业应用提供一定理论依据。

1 实验

为获得纳米准晶颗粒, 本实验采用Zn与Y元素原子比为6的低稀土含量的Mg-1.92Zn-0.34Y合金。实验原材料为纯镁、纯锌和Mg-Y中间合金(Mg-30%Y, 质量分数)。使用LQB-18电阻炉在SF₆(1%, 体积分数)和CO₂(99%, 体积分数)混合气体保护下进行熔炼, 最后浇铸到 $\Phi 90$ mm且温度为200 °C的铸铁模具中。再将去除氧化皮的铸锭均匀化处理(420 °C/12 h, 随炉冷却); 然后在350 °C的温度下, 采用9:1的挤压比, 挤压成 $\Phi 30$ mm的圆棒; 紧接着进行半固态处理(560 °C/60 min, 60 °C水冷); 最后在250 °C的温度下, 仍然使用9:1的挤压比, 进行二次挤压, 获得 $\Phi 10$ mm的棒材。

将半固态+热挤压的复合工艺获得的纳米准晶增强Mg-1.92Zn-0.34Y合金加工成 $\Phi 8$ mm×12 mm的高温压缩试样。高温压缩实验在MTS-CMT5105电子万能试验机上进行。高温压缩实验前, 需要将试样加热至预设温度后并保温5 min, 使试样内外温度均匀, 高温压缩实验的压缩应变量为60%, 压缩后立即室温水淬以保留高温变形组织。

将压缩前和压缩后的试样沿压缩方向切开,随后依次进行砂纸打磨、抛光及腐蚀处理(腐蚀剂:1 g 草酸+1 mL 硝酸+1 mL 乙酸+150 mL 蒸馏水,腐蚀时间12 s),最后用光学显微镜(OM,蔡司 Axio Lab A1)和场发射扫描电子显微镜(SEM,JSM 7800F)对样品的显微组织观察,并采用XRD测定材料的物相组成。

2 实验结果

2.1 Mg-1.92Zn-0.34Y合金的显微组织

图1a为纳米准晶增强Mg-1.92Zn-0.34Y合金压缩前的初始态显微组织。从图1a可以看出半固态+热挤压复合工艺制备的Mg-1.92Zn-0.34Y合金中 α -Mg晶粒尺寸为 $6.5\pm 1.29\ \mu\text{m}$,晶粒较为细小,分布较均匀,表现出完全动态再结晶的组织特征;从SEM图片可以看出,第二相是纳米级颗粒状,并弥散分布于 α -Mg基体内;经过XRD分析(图8)发现合金中仅存在 α -Mg和 $\text{Mg}_3\text{Zn}_6\text{Y}_1$ 准晶相,因此确定主要的第二相是准晶相。经统计分析,准晶相含量为 $0.15\%\pm 0.06\%$ 。图1b为半固态+二次热挤压的纳米准晶增强Mg-1.92Zn-0.34Y合金和一次挤压态合金的

拉伸应力-应变曲线,半固态+二次热挤压态合金在室温下的延伸率为 $44\%\pm 2.6\%$,抗拉强度为 $258\pm 2.0\ \text{MPa}$,屈服强度为 $176\pm 1.6\ \text{MPa}$;相比于一次挤压的延伸率19.6%,提高了124%。纳米准晶相的弥散强化与完全动态再结晶晶粒的细晶强化作用,有效地提高了合金的强度和延伸率。

2.2 Mg-1.92Zn-0.34Y合金热压缩的真应力-应变曲线

图2为Mg-1.92Zn-0.34Y合金热压缩的真应力-真应变曲线,可以发现,在不同应变速率下,Mg-1.92Zn-0.34Y合金在变形的初始阶段,流变应力随着应变的少量增加而显著增加。应变达到0.1以后,流变应力缓慢达到最大值,最后趋于稳定状态。这是由于在变形初期,变形的的主要因素是位错大量产生而引起的加工硬化,在这一阶段位错的大量地堆积和缠结,然而此时动态回复的软化作用远远低于硬化作用,这样位错密度在Mg-1.92Zn-0.34Y合金中急剧增加,同时应变能也不断地累积,流变应力也快速地增大。由于动态回复或再结晶而引起的加工硬化和加工软化互相竞争,导致流变应力达到最大值。当加工硬化和加工软化行为达到动态平衡时,位错密度保持

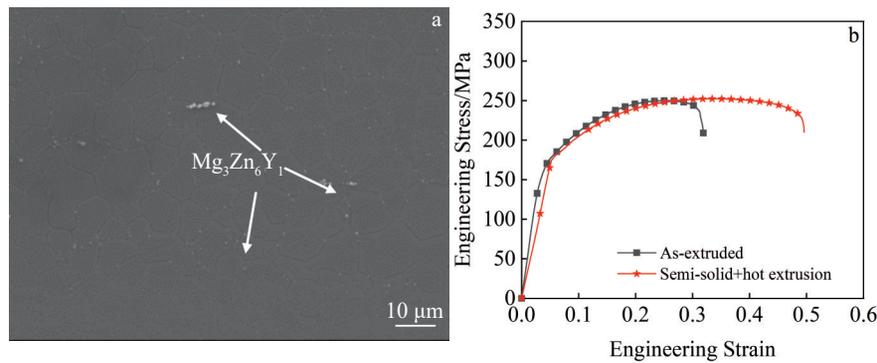


图1 Mg-1.92Zn-0.34Y合金压缩前的显微组织与一次挤压态和半固态+二次挤压态合金的工程应力-应变曲线

Fig. 1 Microstructure of Mg-1.92Zn-0.34Y alloy before compression (a); engineering stress-engineering strain curves of as-extruded and semi-solid+hot extrusion processed Mg-1.92Zn-0.34Y alloys (b)

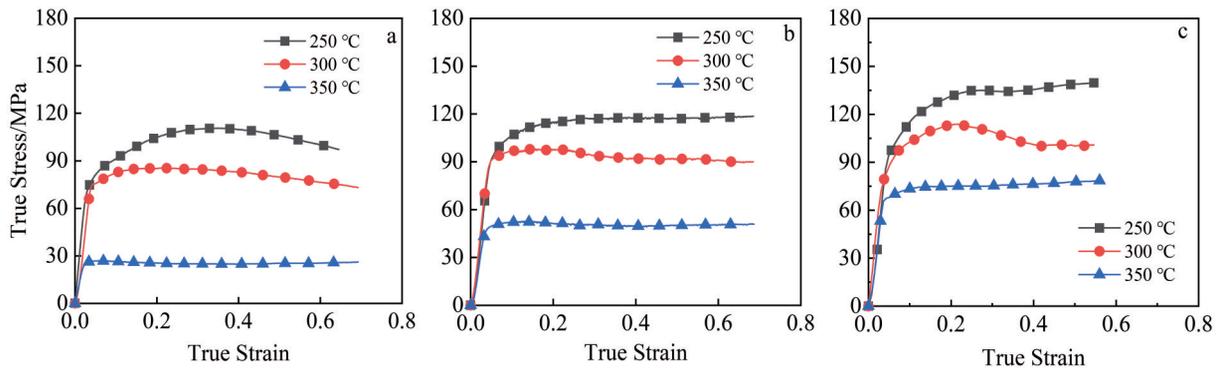


图2 不同温度和应变速率下高温压缩变形Mg-1.92Zn-0.34Y合金的真应力-应变曲线

Fig.2 True stress-true strain curves of Mg-1.92Zn-0.34Y alloy under high temperature compression at different temperatures and strain rates: (a) $\dot{\epsilon}=10^{-3}\ \text{s}^{-1}$; (b) $\dot{\epsilon}=10^{-2}\ \text{s}^{-1}$; (c) $\dot{\epsilon}=10^{-1}\ \text{s}^{-1}$

相对恒定,并获得稳态流变应力。另外,在压缩温度相同时,随着应变速率增加,峰值应力随之增加。

如图 2 所示,相同应变速率下的峰值应力随着变形温度的降低而增加,这表明加工硬化在较低温度范围内产生了更显著的效果。在应变速率较低和热压缩温度较高时,流变应力的变化幅度较小,特别是在小于 10^{-2} s^{-1} 的应变速率和压缩温度为 $350 \text{ }^\circ\text{C}$ 时,流变应力都较小。温度大于或等于 $350 \text{ }^\circ\text{C}$ 时,动态回复或再结晶的驱动力较高。在该温度下,当应变速率低时,合金有足够的时间进行动态再结晶或回复,从而保持低流变应力。

对比不同变形下的真应力-应变曲线,发现不管是变形温度还是应变速率均对流变行为产生较大的影响。当热压缩温度不变时,随着应变速率的增加,流变应力也不断地增加;当应变速率不变时,跟随着热压缩温度的降低,流变应力反而逐步增大,说明该合金是正应变速率敏感材料。

3 分析与讨论

3.1 Mg-1.92Zn-0.34Y 合金的本构方程

在高温塑性变形条件下,流变应力、应变速率、温度、变形激活能和温度之间存在的关系可由 Sellars 和 Tegart 提出的双曲正弦形式来描述^[17]。它是根据材料热变形过程和蠕变过程相似性,用包含热变形激活能 Q 和热力学温度 T 的阿伦尼乌斯公式 (Arrhenius equation) 来表示:

$$\dot{\epsilon} = A [\sinh(\alpha\sigma)]^n \exp(-Q/RT) \quad (1)$$

当流变应力水平较低 ($\alpha\sigma < 0.8$) 时,式(1)可按幂指数规律简化为:

$$\dot{\epsilon} = A_1 \sigma^{n_1} \exp(-Q/RT) \quad (2)$$

当流变应力水平较高 ($\alpha\sigma > 1.2$) 时,式(1)可改写为:

$$\dot{\epsilon} = A_2 \exp(\beta\sigma) \exp(-Q/RT) \quad (3)$$

式中, A_1 、 A_2 、 β 均为常数, A 为结构因子, n 为应力指数, n_1 是与材料有关的常数, α 为应力水平参数 (mm^2/N), σ 为流变应力, Q 为变形的激活能 (kJ/mol), T 为热力学温度 (K), R 为普遍气体常数 ($8.314 \text{ J/(mol}\cdot\text{k)}$)。

取式(2)和式(3)的自然对数,可得^[18]:

$$\ln \dot{\epsilon} = \ln A_1 + n_1 \ln \sigma - Q/RT \quad (4)$$

$$\ln \dot{\epsilon} = \ln A_2 + \beta\sigma - Q/RT \quad (5)$$

表 1 为 Mg-1.92Zn-0.34Y 合金在不同变形条件下对应的峰值应力。

图 3 是根据表 1 的峰值应力数据,画出的峰值流动应力在高温压缩实验条件(温度、应变速率)下曲线。

再利用表 1 数据分别作出 $\ln \dot{\epsilon} - \ln \sigma$ 和 $\ln \dot{\epsilon} - \sigma$ 曲线,如图 4a 和 4b 所示, n_1 和 β 的值可以分别由 $\ln \dot{\epsilon} - \ln \sigma$ 和 $\ln \dot{\epsilon} - \sigma$ 图线的斜率得到。

图 4a 中低应力水平下 2 条斜线斜率的平均值为材料

表 1 不同条件下 Mg-1.92Zn-0.34Y 合金的峰值应力

Table 1 Peak stress of Mg-1.92Zn-0.34Y alloy under different deformation conditions (MPa)

$\dot{\epsilon}/\text{s}^{-1}$	250 $^\circ\text{C}$	300 $^\circ\text{C}$	350 $^\circ\text{C}$
10^{-3}	110.5912	85.4670	26.8404
10^{-2}	118.6831	98.0815	52.7640
10^{-1}	139.7764	113.8178	77.5459

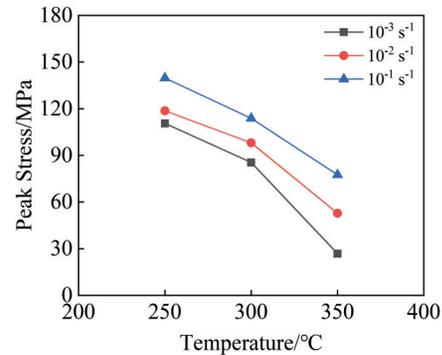


图 3 Mg-1.92Zn-0.34Y 合金在不同温度和应变速率下对应的峰值应力

Fig.3 Peak stresses of Mg-1.92Zn-0.34Y alloy at different temperatures and strain rates

常数 n_1 。通过 Origin 拟合得到热压缩温度为 $350 \text{ }^\circ\text{C}$ 的斜线斜率为 4.2345,热压缩温度为 $300 \text{ }^\circ\text{C}$ 的斜线斜率为 16.0484,2 个斜率取平均值可得 n_1 为 10.1415。图 4b 中高应力水平下 2 条斜线斜率分别为 0.1480 和 0.1616,取平均值可得 β 为 0.1548。由 $\alpha = \beta/n_1$ 可得平均值为 $\alpha = 0.0153 \text{ MPa}^{-1}$ 。对于所有的流变应力值,可以假定热变形激活能 Q 与变形温度 T 之间没有关系,然后对式(1)两边取对数可得:

$$\ln \dot{\epsilon} = \ln A - \frac{Q}{RT} + n \ln [\sinh(\alpha\sigma)] \quad (6)$$

对式(6)两边进行对数线性化处理,可得热变形激活能 Q 的计算公式:

$$Q = R \left\{ \frac{\partial \ln \dot{\epsilon}}{\partial \ln [\sinh(\alpha\sigma)]} \right\}_T \left\{ \frac{\partial \ln [\sinh(\alpha\sigma)]}{\partial (1/T)} \right\}_{\dot{\epsilon}} \quad (7)$$

由图 4c 和 4d 可分别得 $\ln \dot{\epsilon} - \ln [\sinh(\alpha\sigma)]$ 和 $\ln [\sinh(\alpha\sigma)] - 1000/T$ 的关系。根据式(7),可得 $Q = Rn'D$ 。图 4c 中斜率的平均值为 n' ,因此可得 n' 为 7.5934。图 4d 中斜率的平均值为 D ,因此可得 D 为 4.3050。基于此,可以计算出 Mg-1.92Zn-0.34Y 合金热变形激活能 Q 的平均值为 271.7812 kJ/mol 。

关于温度和应变速率对流变应力的影响,可由 Zener-Hollomon 模型中 Z 参数和流变应力关系表示。阿伦尼乌斯公式的双曲线法提供了 Z 参数和应力更准确的近似值。如式(8)所示:

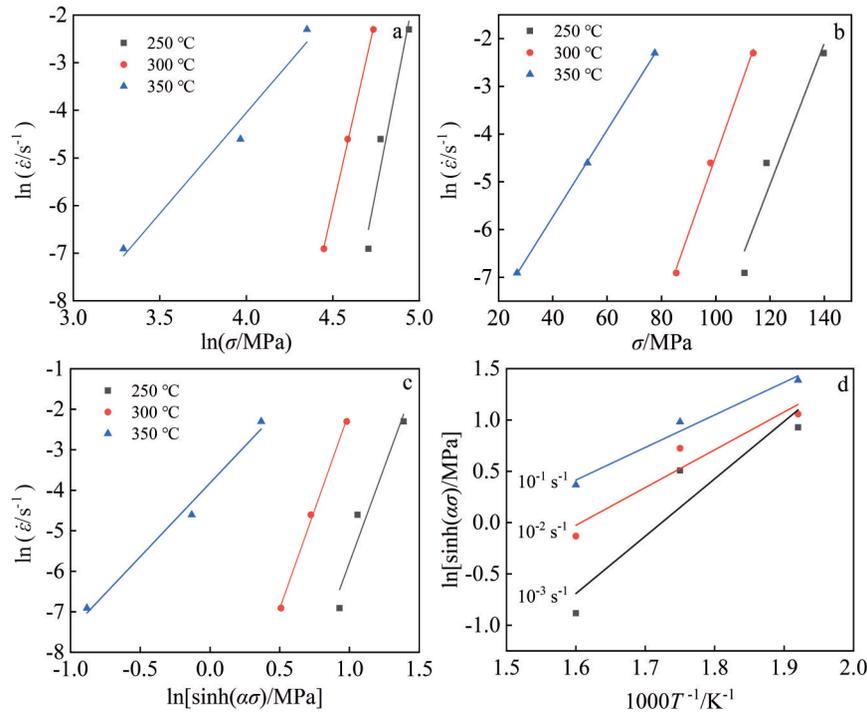


图4 线性关系拟合曲线

Fig.4 Linear relationship curves: (a) $\ln \dot{\epsilon} - \ln \sigma$; (b) $\ln \dot{\epsilon} - \sigma$; (c) $\ln \dot{\epsilon} - \ln [\sinh(\alpha\sigma)]$; (d) $\ln [\sinh(\alpha\sigma)] - 1000 T^{-1}$

$$Z = \dot{\epsilon} \exp(Q/RT) = A [\sinh(\alpha\sigma)]^n \quad (8)$$

其中, Z 为温度补偿的应变速率因子, n 是应力参数。对式(8)两边取对数可得应力指数:

$$\ln Z = \ln A + n \ln [\sinh(\alpha\sigma)] \quad (9)$$

将 α 的表达式代入式(9), 将图3中的数据代入式(8)和式(9), 并将图中的点进行线性回归, n 值可由 $\ln Z$ 除以 $\ln [\sinh(\alpha\sigma)]$ 得到, 即为斜线斜率。如图5所示, $n=6.7838$ 。拟合线的相关系数为0.8600。图5中的拟合曲线的截距 $\ln A=49.5441$, 其中 A 为 $e^{49.5441}$ 。

最后, 将 A 、 α 、 n 和 Q 的测量值代入公式(1), 确定本构方程为:

$$\dot{\epsilon} = e^{49.5441} [\sinh(0.0153\sigma)]^{6.7838} \exp\left(-\frac{271.7812}{8.314T}\right) \quad (10)$$

3.2 变形温度与应变速率对 Mg-1.92Zn-0.34Y 合金显微组织的影响

图6为 Mg-1.92Zn-0.34Y 合金在不同变形条件下沿压缩方向的显微组织。分析发现, 影响 Mg-1.92Zn-0.34Y 合金动态再结晶行为的最大原因是变形温度的变化。随着温度的升高, 位错更容易滑移、攀移, 即促进镁合金的动态再结晶, 结合上文可以判断 Mg-1.92Zn-0.34Y 合金的高温变形主导机制为位错攀移。应变速率相同时, 变形温度越高, 晶粒越大^[19]。

如图6所示, 当应变速率及变形量均恒定时, 在 250 °C 变形温度下, 由于温度较低, 很少量晶粒发生动态再结晶, 显微组织与压缩前类似, 但出现巨大的粗晶; 变

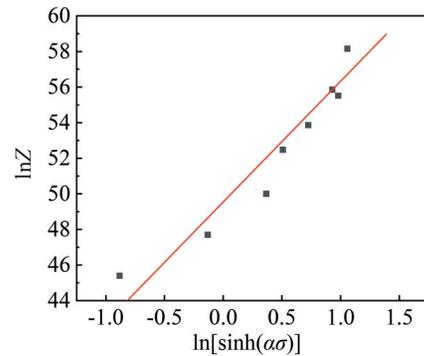


图5 $\ln Z$ 和 $\ln [\sinh(\alpha\sigma)]$ 的线性拟合曲线

Fig.5 Linear relationship fitting curve of $\ln Z - \ln [\sinh(\alpha\sigma)]$

形温度为 300 °C 时, 发生部分动态再结晶, 形成典型双峰晶粒结构, 由细小的完全再结晶晶粒和粗大的变形大晶粒组成, 相比 250 °C, 大晶粒进一步地长大。当温度继续升高到 350 °C 时, 晶粒明显长大, 沿垂直压缩方向被拉长, 形成变形晶粒。同时, 对比不同温度下组织可以看出, 在 250 °C 时, 晶粒长大不明显, 准晶相基本弥散分布, 随着压缩温度升高, 晶粒长大的同时, 准晶相逐渐沿晶界迁移团聚, 这是因为在较高温度压缩时, 在不均匀压缩应力作用下, 准晶相颗粒会发生运动, 晶界的位错运动增加了区域的活性, 有利于准晶相聚集, 同时不会因为容纳准晶相而引起过大的局部应变, 因而形成准晶相优先分布在晶界的趋势。

可以看出, 图6a~6c、图6d~6f和图6g~6h随应变速率

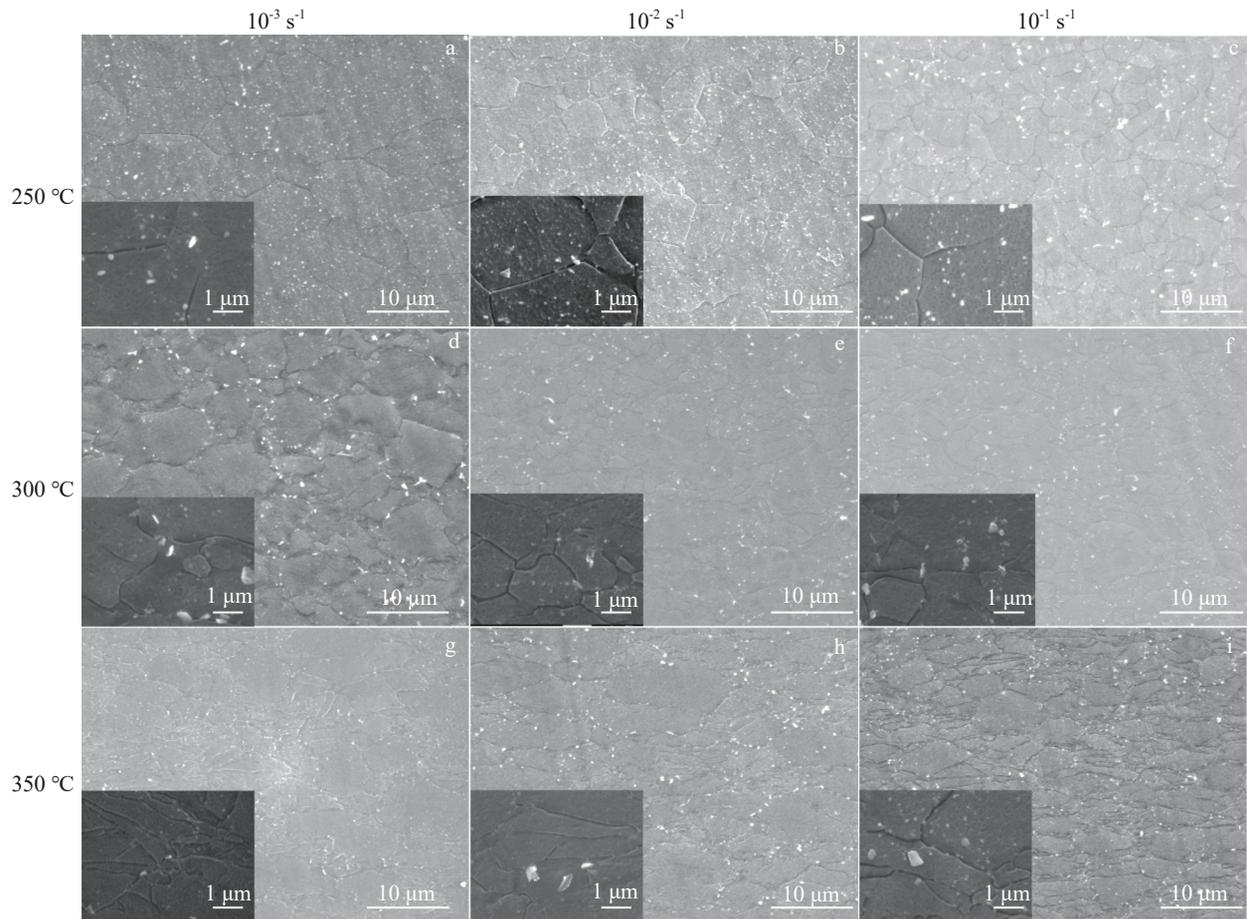


图6 Mg-1.92Zn-0.34Y 合金在不同变形条件下沿压缩方向的显微组织

Fig.6 Microstructures of Mg-1.92Zn-0.34Y alloys along compression direction under different deformation conditions

依次增加,晶粒的尺寸逐渐减小。即保持变形温度和变形量不变时,高温压缩应变速率增大会导致动态再结晶晶粒尺寸减小。而在 10^{-3} s^{-1} 的低应变速率时,由于充分的原子扩散,使得 Mg-1.92Zn-0.34Y 合金的变形能减少,从而导致合金再结晶的驱动力不断减小,并造成形核速率降低。这样导致了变形晶粒组织可形成再结晶晶核的时间增加,造成晶粒尺寸长大;而在 10^{-2} 和 10^{-1} s^{-1} 的中、高应变速率时,相比与低应变速率,其发生相同应变量的时间减少,这样在 Mg-1.92Zn-0.34Y 合金的晶界和准晶相处位错开始大量增殖和塞积,并且来不及抵消或合并,从而增加了再结晶的驱动力,导致形核核心增加,并且高应变速率导致再结晶晶粒长大时间不充分,达到晶粒细化的效果^[20]。

根据霍尔-佩奇公式可知,细晶强化同时提高金属材料强度和塑性。因此,可以通过在高流变应力下的热加工工艺来细化晶粒^[21-22]。另外在镁合金中引入较强的形变织构也能提高合金强度。

热加工图可以用来表征 Mg-1.92Zn-0.34Y 合金固有加工性能好,根据本构方程和动态材料模型绘制的热

加工图如图7所示。黑色等高线上的数字表示功率耗散率 η 的大小,灰色区域为 ζ 判据小于 0 时所对应的区域,即灰色区域表示变形失稳区。在整幅图中耗散效率因子 η 的变化范围是 0.071~0.480。仅存在一个较小的高 η 值区域 ($\eta > 0.35$),较高的 η 值反映了在该变形条件下的主要变形机制为动态再结晶,即合金在此条件下具有较好的加工性能,故可以根据高 η 值区域确定合金的最佳热

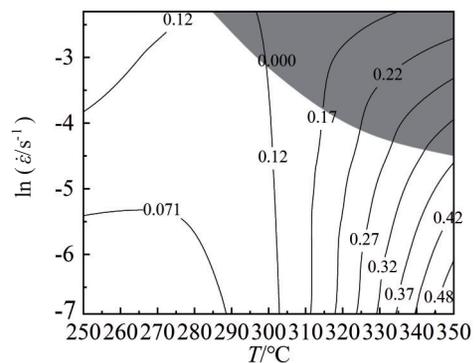


图7 Mg-1.92Zn-0.34Y 合金在应变为0.6时的热加工图

Fig.7 Hot processing map of the Mg-1.92Zn-0.34Y alloy at strain of 0.6

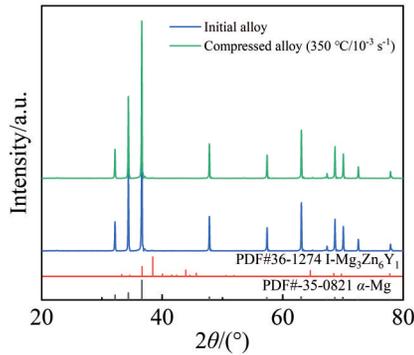


图8 纳米准晶增强Mg-1.92Zn-0.34Y合金压缩前后XRD图谱
Fig.8 XRD patterns of nano-quasicrystal reinforced Mg-1.92Zn-0.34Y alloys before and after compression

加工工艺范围。结合失稳区范围与变形量可以确定Mg-1.92Zn-0.34Y合金的最佳热加工区域是: 330~350 °C, $10^{-3} \sim 10^{-2} \text{ s}^{-1}$, 即高温低应变速率区。

3.3 准晶对Mg-1.92Zn-0.34Y合金塑性变形机制的影响

图8是半固态+二次挤压态纳米准晶增强Mg-1.92Zn-0.34Y合金压缩前和在350 °C下应变速率为 10^{-3} s^{-1} 时的XRD图谱,可以看出,无论合金压缩前后,其主要相都是由 α -Mg基体和 $\text{Mg}_3\text{Zn}_6\text{Y}_1$ 二十面体准晶相组成,同时也表明准晶相在350 °C以下具有高温稳定性。

Bae^[23]和Singh^[24]等研究指出准晶因为其自身独有的物理特性,与基体存在半共格关系,且具有高温稳定性,导致塑性变形过程中不会发生变化,这样在变形早期将不会在界面处产生微裂纹和空洞,降低了Mg-1.92Zn-0.34Y合金破裂的风险,从而体现了良好的塑性变形能力。另外,准晶相高温稳定性较好,由图6g可以看出,即使在350 °C,应变速率 10^{-3} s^{-1} 时,准晶相的形态也没有发生变化,一样为纳米颗粒状,并均匀地分散在镁基体中。一方面,均匀分布的纳米准晶可为动态再结晶提供更多的形核粒子;另一方面,聚集分布的纳米准晶相颗粒(一般小于100 nm)可以抑制形核,并阻碍动态再结晶的进行。从图6可以看出,所有变形条件下,都只发生了部分的不完全动态再结晶,晶粒细化作用不明显。

4 结论

1) 纳米准晶增强Mg-1.92Zn-0.34Y合金在本实验条件下的高温变形本构方程为:

$$\dot{\epsilon} = e^{49.5441} [\sinh(0.0153\sigma)]^{6.7838} \exp\left(-\frac{271.7812}{8.314T}\right)$$

2) 结合平均应力指数(n)和平均变形激活能(Q)可判断半固态+热挤压复合加工技术后的Mg-1.92Zn-0.34Y合金的高温变形主导机制均为位错攀移,其平均变形激活能 Q 为271.7812 kJ/mol。

3) 准晶相在高温压缩实验中具有高温稳定性,在显微组织中没有发现空洞和裂纹,显示了良好的高温塑性。

4) Mg-1.92Zn-0.34Y合金的最佳热加工区域是: 330~350 °C, $10^{-3} \sim 10^{-2} \text{ s}^{-1}$, 即高温低应变速率区。

参考文献 References

- [1] Li K N, Zhang Y B, Zeng Q *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2019, 751: 283
- [2] Xu Wenchen, Yuan Can, Wu He *et al. Journal of Materials Research and Technology*[J], 2020, 9(4): 7669
- [3] Gao Xue(高雪), Zhang Zheng(张郑), Wang Wen(王文) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2016, 45(7): 1855
- [4] Xia Xiangsheng, Zhang Kui, Ma Minglong *et al. Journal of Magnesium and Alloys*[J], 2020, 8(3): 917
- [5] Guan Dikai, Liu Xingguang, Gao Junheng *et al. Scientific Reports* [J], 2019, 9(1): 7152
- [6] Wang Bin(王斌), Yi Danqing(易丹青), Fang Xiya(方西亚) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2010, 39(1): 106
- [7] Luo Z P, Zhang S Q, Tang Y L *et al. Scripta Metallurgica et Materialia*[J], 1995, 32(9): 1411
- [8] Zeng Qi, Zhang Yingbo, Li Kangning *et al. Journal of Magnesium and Alloys*[J], 2023, 11(2): 533
- [9] Xu Wenchen, Jin Xueze, Shan Debin *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2017, 720: 309
- [10] Li Guangyu, Jiang Wenming, Guan Feng *et al. Journal of Materials Processing Technology*[J], 2021, 288: 116874
- [11] Kwak T Y, Kim W J. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2019, 770: 589
- [12] Singh A, Somekawa H, Mukai T. *Scripta Materialia*[J], 2007, 56(11): 935
- [13] Dong Yun, Lin Xiaoping, Xu Rui *et al. Journal of Rare Earths* [J], 2014, 32(11): 1048
- [14] Tong Jian(童剑), Huang Hua(黄华), Yuan Guangyin(袁广银) *et al. Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2011, 47(12): 1520
- [15] Chen Xingrui, Zou Qi, Le Qichi *et al. Journal of Power Sources*[J], 2020, 451: 227807
- [16] Wang W Z, Zhou X Z, Zhang L F *et al. Journal of Magnesium and Alloys*[J], 2024, 12(3): 997
- [17] Xia Xiangsheng, Chen Qiang, Huang Shuhai *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2015, 644: 308
- [18] Zhang Jian(张鉴), Zhang Xinping(张新平), Yuan Guangyin(袁广银) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2009, 19(5): 793
- [19] Chen Xiaoya, Wang Dongzhen, Li Quanan *et al. Journal of Materials Research and Technology*[J], 2024, 30: 755
- [20] Hu Liqiang, Wang Jianli, Zheng Pengcheng *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2024, 1003: 175718
- [21] Li Kangning(李康宁), Zhang Yingbo(张英波), Wang Yufan(汪煜凡) *et al. Materials Science and Technology*(材料科学与工程)

- 艺)[J], 2017, 25(2): 66
- [22] Liang Zhiwei, Guo Xiaobin, Ye Lingying *et al. Journal of Materials Engineering and Performance*[J], 2024, 33: 1
- [23] Bae D H, Kim S H, Kim D H *et al. Acta Materialia*[J], 2002, 50(9): 2343
- [24] Singh A, Nakamura M, Watanabe M *et al. Scripta Materialia*[J], 2003, 49(5): 417

Hot Deformation Behavior of High-Ductility Mg-1.92Zn-0.34Y Alloy with Nano-quasicrystals

Zeng Qi¹, Wang Shaoyang¹, Rong Peng¹, Zhu Kai¹, Zhang Yingbo², Gao Chuanyun¹, Hu Yunfeng²

(1. Chengdu Aircraft Industry (Group) Co., Ltd, Chengdu 610092, China)

(2. School of Materials Science and Engineering, Southwest Jiaotong University, Chengdu 610031, China)

Abstract: The nano-quasicrystal reinforced Mg-Zn-Y alloy has ultra-high elongation at room temperature and has broad application prospects. It is necessary to further study its hot deformation behavior to provide a theoretical and application basis for subsequent processing. In this research, Mg-1.92Zn-0.34Y (wt%) alloy containing nano-quasicrystalline particles was prepared by semi-solid and hot extrusion composite process. The high temperature deformation mechanism of the alloy at temperatures of 250, 300 and 350 °C and strain rates of 10^{-3} , 10^{-2} and 10^{-1} s⁻¹ was investigated. The effect of nano-quasicrystal particles on hot deformation behavior of Mg-1.92Zn-0.34Y alloy was studied. The results show that the high-ductility Mg-1.92Zn-0.34Y alloy with nano-quasicrystals can be prepared by the combination process of semi-solid and hot extrusion. The processed alloy exhibits a high tensile elongation to failure (EL) of 44%±2.6%, ultimate tensile strength (UTS) of 258±2.0 MPa and yield strength (YS) of 176±1.6 MPa at room temperature. The average deformation activation energy and stress index of Mg-1.92Zn-0.34Y alloy according to the constitutive equation are 271.7812 kJ/mol and 6.7838, respectively. The alloy has good thermoplasticity and no instability phenomenon occurs under experimental conditions, which indicates that the presence of nano-quasicrystals improves the deformation ability of the alloy. The optimal hot working region is 330–350 °C and 10^{-3} – 10^{-2} s⁻¹, that is, the high-temperature and low strain rate region.

Key words: Mg-Zn-Y alloy; nano-quasicrystal; hot compression; constitutive equation; high-ductility

Corresponding author: Zhang Yingbo, Ph. D., Associate Professor, School of Materials Science and Engineering, Southwest Jiaotong University, Chengdu 610031, P. R. China, E-mail: zhangyb@swjtu.edu.cn