

砂铸 EV31 镁合金热压缩变形行为及本构方程研究

马 涛¹ 蔡增辉¹ 康洪岩¹ 杨光山¹ 李勇军¹ 吴凤昭² 宁志良²

(1. 中国航发哈尔滨东安发动机有限公司, 哈尔滨 150001; 2. 哈尔滨工业大学材料科学与工程学院, 哈尔滨 150006)

摘 要 采用 Gleeble 3500 型热模拟试验机对砂铸 EV31 合金进行了热压缩试验, 研究了 EV31 合金在不同温度和应变速率下的热变形行为。试验过程中最大变形量(真应变)为 0.6, 温度区间为 100~400 °C, 应变速率区间为 10^{-2} ~ 10^{-4} s⁻¹。建立了其在低温下(< 250 °C)和高温下(> 275 °C)的变形本构方程, 在低温下和高温下的热变形激活能均大于 220 kJ/mol。在低温下的应力指数 n 的均值为 9.81, 这是由于铸态试样中存在大量分散析出相, 高温下的应力指数 n 的均值为 5.24, 表明合金的热变形机制为位错的攀移。

关键词 EV31 镁合金; 热压缩变形; 本构方程; 变形激活能; 应力指数

中图分类号 TG249.2; TG146.22

文献标志码 A

DOI: 10.15980/j.tzzz.T20250296

Hot Compression Deformation Behavior and Constitutive Equation of Sand Cast EV31 Magnesium Alloy

MA Tao¹, CAI Zenghui¹, KANG Hongyan¹, YANG Guangshan¹, LI Yongjun¹, WU Fengzhao², NING Zhiliang²

[1. Harbin Dongan Engine(Group)Co., Ltd., Harbin 150001; 2. School of Materials Science and Engineering, Harbin Institute of Technology, Harbin 150006]

Abstract: Sand cast EV31 magnesium alloy was subjected to hot compression tests by Gleeble 3500 thermo-mechanical simulator, and hot deformation behavior was investigated at various temperatures and strain rates with a maximum deformation (true strain) of 0.6, temperature range of 100~400 °C, and strain rate of 10^{-2} ~ 10^{-4} s⁻¹. The deformation constitutive equations at low temperatures (<250 °C) and high temperatures (>275 °C) were established, and activation energies Q_c at both low and high temperatures are greater than 220 kJ/mol. The stress index n at low temperatures is 9.81, which is attributed to the presence of a large number of dispersed precipitates in as-cast specimens, while n at high temperature is 5.24, indicating dislocation climb as hot deformation mechanism.

Key Words: EV31 Alloy, Hot Compression Deformation, Constitutive Equations, Activation Energy, Stress Index

镁合金具有密度低、比强度高, 导热性能优异和铸造性好等特点, 被广泛应用于航空航天、生物医疗、汽车和电子产品等领域^[1-3]。尽管镁合金在轻量化方面优势显著, 但其较差的室温塑性、耐腐蚀性和高温性能极大地限制了镁合金的应用范围。稀土镁合金相比于其他镁合金, 具有更高的强度和抗蠕变性能, 同时还保持了低密度的特点, 作为结构材料在重要工业领域的应用具有显著优势^[4]。

目前, 应用最广泛的商业稀土镁合金牌号为 WE43 和 WE54, 但由于 WE 系列合金的成本高昂, 可由成本更低的 EV31(Mg-3Nd-1Gd-0.5Zr)合金代替^[5]。目前, 研究者对 EV31 合金在 350~500 °C 的热压缩行为有所研究, 但重点在动态再结晶行为和热加工工艺, 为确定热加工参数提供指导^[6]。铸造方法可生产薄壁、力学性

能优良的大型精密铸件, 适用于大型复杂薄壁铸件的生产^[7]。砂型铸造 EV31 镁合金在服役过程中不仅受到拉应力的作用, 同时也受到压应力的作用, 且 EV31 合金的服役温度远低于 500 °C, 在热变形时会发生加工硬化、动态回复和动态再结晶等行为, 其塑性变形能力可通过应变速率敏感指数 m 和应力指数 n 来描述。其中, 应变速率敏感指数 m 是当应变速率变化时材料发生强化倾向的参数, 而应变硬化指数 n 是描述金属材料在变形过程中产生加工硬化行为的参数, 反映了材料抵抗塑性变形的能力^[8]。通过热压缩试验获得的铸造 EV31 镁合金的本构方程, 可精确描述其应变速率敏感指数和应力指数, 这对于开发新一代高强韧镁合金构件具有积极的意义。

因此, 本研究将利用 Gleeble 3500 动态热力学模拟

收稿日期: 2025-07-28; 修订日期: 2025-08-19

第一作者: 马涛, 男, 1990 年出生, 高级工程师, E-mail: wxm7256@163.com

引用格式: 马涛, 蔡增辉, 康洪岩, 等. 砂铸 EV31 镁合金热压缩变形行为及本构方程研究[J]. 特种铸造及有色合金, 2026, 46(7): 1 107-1 112.

MA T, CAI Z H, KANG H Y, et al. Hot compression deformation behavior and constitutive equation of sand cast EV31 magnesium alloy[J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2026, 46(7): 1 107-1 112.

机研究大型砂铸 EV31 镁合金在 100~400 ℃和 10^{-2} ~ 10^{-4} s⁻¹ 范围内的热压缩变形行为,建立了低温和高温变形本构方程,并探究其变形后的组织及温度和应变速率对应变速率敏感指数 m 和应力指数 n 的影响,旨在为相关研究和生产提供参考。

1 试验材料及方法

试验合金为砂铸 EV31 合金,其化学成分见表 1。采用 Gleeble 3500 型动态热力学模拟机进行热模拟试验。利用 DK7785E 电火花线切割机从原始砂铸 EV31 合金上取尺寸为 $\phi 8\text{ mm} \times 12\text{ mm}$ 试样,用于热压缩模拟试验。具体流程为:①用 400 目砂纸打磨试样,使试样表面无划痕。②利用 LNHP-32 精密点焊机在试样中部焊上测温电阻丝,电阻丝之间距离不宜过大。③将试样用压头固定住,为了起到润滑作用,在压头和试样中间夹一片石墨垫片。④将设备内部抽真空并以 10 ℃/s 的速率升温,在达到设置的温度后保温 300 s。⑤以设定的应变速率将试样压缩至真应变约为 0.6。⑥在热压缩变形结束后,取出试样并淬火。应变速率设为 1×10^{-2} 、 1×10^{-3} 、 5×10^{-4} 和 1×10^{-4} s⁻¹,热压缩变形温度设为 100、200、250、300 和 400 ℃。利用 Merlin Compact 蔡司扫描电镜(SEM)对变形后试样的断口和

变形微观组织进行分析。

2 试验结果及分析

2.1 真应力-真应变曲线

图 1 为在不同应变速率和不同温度下进行热压缩试验的铸态 EV31 合金的真应力-真应变曲线。在热压缩变形过程中,加工硬化与动态软化的相互作用导致了合金流变应力的上升、下降或平稳。在热压缩变形的初期,合金的流变应力随应变增加而快速增大,这是合金内部发生的严重加工硬化导致的^[9]。随应变继续增加,合金流变应力的上升速率逐渐减缓并达到峰值。在这个过程中,合金不断动态软化,降低了加工硬化导致的流变应力增加的效果。从图 1a~图 1c 可以发现,当流变应力达到峰值后继续增加应变,流变应力呈断崖式下降,表明铸态 EV31 合金在该热压缩变形条件下出现了塑性变形失稳现象,从压缩后的试样外观中可明显观察到合金的裂纹。这说明该铸态 EV31 合金不适合在低于 250 ℃的温度下进行热加工变形。在高于 250 ℃进行试验时,流变应力达到峰值后逐渐降低直至平稳,这表明热压缩变形过程中加工硬化与变形软化达到平衡。在热压缩变形状态为 275 ℃和 1×10^{-3} s⁻¹ 时,最大流变应力仅为 200 MPa,相较于应变速率为 1×10^{-2} s⁻¹ 的 255 MPa,降低了 21.6%,说明了高温低应变速率下,合金的变形抗力低,更容易进行热加工变形。在热压缩变形状态为 400 ℃, 1×10^{-4} s⁻¹ 时,最大流变应力仅有 20 MPa,说明此时变形抗力极低。

表 1 砂铸 EV31 合金成分

Tab.1 Chemical composition of sand casting EV31 alloy %

成分	w_B				Mg
	Nd	Gd	Zn	Zr	
标准	2.6~3.1	1.0~1.7	0.2~0.5	0.4~0.7	余量
实测	2.65	1.42	0.42	0.46	余量

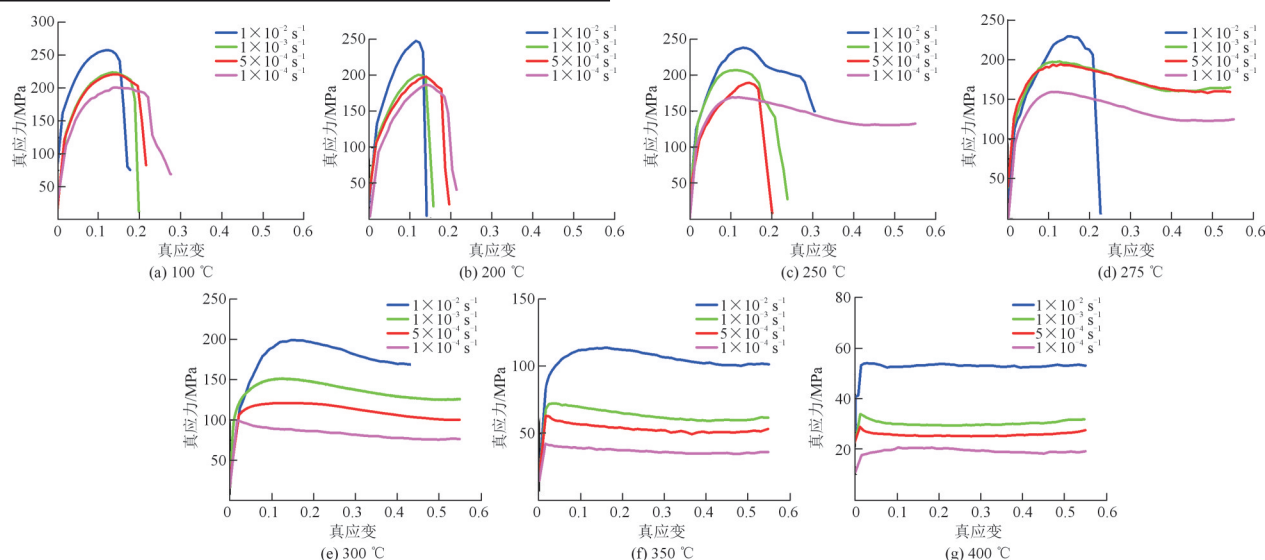


图 1 不同变形温度和应变速率下的真应力-真应变曲线

Fig.1 True stress-true strain curves under various deformation temperatures and strain rates

将各变形条件下的峰值应力和应变速率统计见图 2。虽然部分合金的峰值流变应力非常接近,但是都呈

现负的温度依赖性和正的应变速率依赖性的特点,即合金的峰值流变应力会随压缩温度升高而降低,这是

因为温度的升高降低了合金原子之间的结合力和临界切应力,使得原子扩散和位错滑移更容易进行,合金更容易发生变形,因此合金的峰值流变应力也随之降低^[10],此外,随应变速率降低,合金的峰值流变应力也

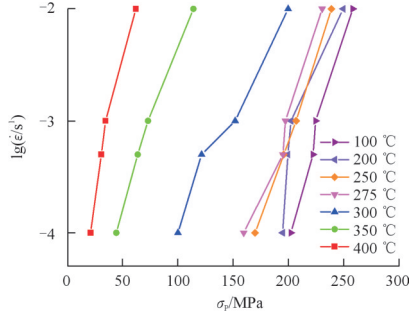


图2 各变形条件下峰值应力与应变速率统计图

Fig.2 Statistics of peak stress and strain rate under each deformation condition

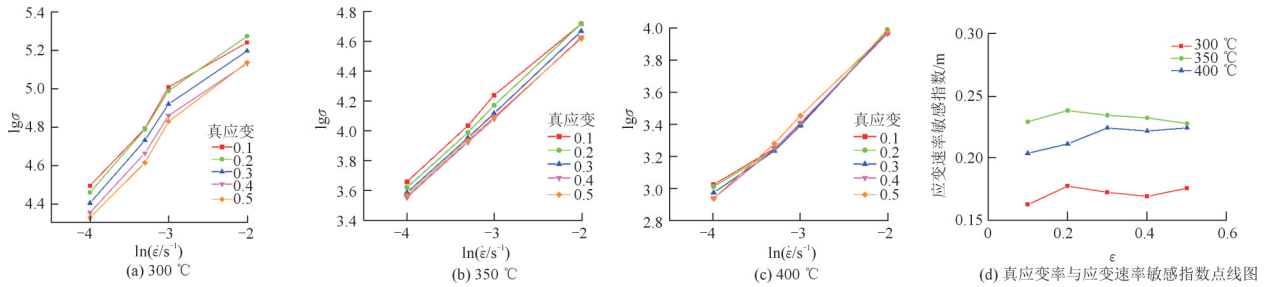


图3 不同温度下的真应力与应变率的双对数关系及真应变与应变速率敏感性点线图

Fig.3 Double logarithmic relationship between true stress and strain rate under different temperatures as well as dot line diagram of true strain and strain rate sensitivity

图4是变形条件为350 °C和400 °C下 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 时的合金微观组织。从图4a中可以看出,当变形条件为350 °C, $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 时,在变形晶粒的三叉晶界处出现了大量再结晶晶粒。研究表明,应变速率敏感指数 m 与晶粒尺寸成反比^[12]。随变形温度升高到400 °C,晶粒逐渐长大,导致指数 m 降低。

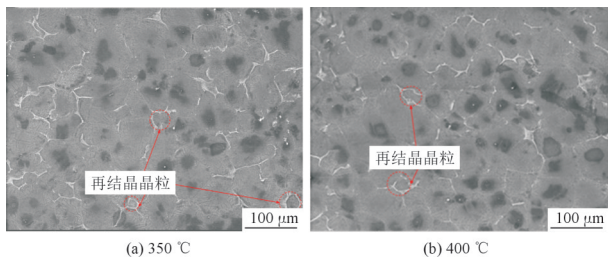


图4 不同温度下应变率为 10^{-3} s^{-1} 时合金微观组织

Fig.4 Microstructure of alloy at 10^{-3} s^{-1} under different temperatures

2.2 本构方程

金属材料的热压缩变形行为是一个热激活的过程。因此,探究热变形激活能、应力指数等参数对于深入探讨镁合金的热变形机制具有积极意义。最常见的本构模型是基于 Arrhenius 方程的双曲正弦函数,用于

随之降低。

在300 °C以下变形时,应力对应变速率并不敏感,因此统计了300、350和400 °C下的真应力与应变速率的双对数关系,见图3。并根据公式 $m = \frac{d(\ln\sigma)}{d(\ln\dot{\epsilon})}$,可计

算得到等温压缩过程中应变速率敏感指数 m 随应变和温度变化的关系。从图3a~图3c可以看出,真应力与应变速率成正比例关系。从图3d可以看出,在300 °C变形时,指数 m 的平均值为0.17在350 °C变形时,指数 m 的平均值为0.28;在400 °C变形时,指数 m 的平均值为0.23。在变形温度一定时,指数 m 随应变增加先升高后缓慢降低,当应变随变形温度升高时,应变速率敏感指数 m 先升高后降低。应变速率敏感指数是衡量金属材料塑性变形能力的重要参数,与晶粒尺寸、相的体积分数和变形温度等息息相关^[11]。

描述变形温度 T 、应变速率 $\dot{\epsilon}$ 和应力指数 n 等参数之间的关系^[13]:

$$\dot{\epsilon} = A [\sinh(\alpha\sigma)]^n \exp\left(-\frac{Q_c}{RT}\right) \quad (1)$$

式中, A 、 α 、 n 为试验确定的材料参数; R 为理想气体常数,8.314 J/(mol·K); Q_c 为热变形激活能,kJ/mol。

通过 $\alpha\sigma$ 的大小来判断应力条件的高低,其中 α 可以由参数 β 和 n_1 表示,即 $\alpha = \beta/n_1$ 。

$$\dot{\epsilon} = A_1 \sigma^{n_1} \exp\left(-\frac{Q_c}{RT}\right) \quad (\alpha\sigma < 0.8) \quad (2)$$

$$\dot{\epsilon} = A_2 \exp(\beta\sigma) \exp\left(-\frac{Q_c}{RT}\right) \quad (\alpha\sigma \geq 1.2) \quad (3)$$

式中, A_1 、 A_2 和 β 为试验中确定的材料参数。

通过对式(1)~式(3)取自然对数,可得:

$$\ln\dot{\epsilon} = n \ln[\sinh(\alpha\sigma)] + \left(\ln A - \frac{Q_c}{RT}\right) \quad (4)$$

$$\ln\dot{\epsilon} = n_1 \ln\sigma + \left(\ln A_1 - \frac{Q_c}{RT}\right) \quad (5)$$

$$\ln\dot{\epsilon} = \beta\sigma + \left(\ln A_2 - \frac{Q_c}{RT}\right) \quad (6)$$

根据式(4)~式(6),利用二元线性回归分析,可计算出材料参数 n_1 、 β 、 α 。热变形激活能 Q_c 的方程为

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

同时对式(4)进行简单的变换可得:

$$\ln [\sinh(\alpha\sigma)] = \frac{Q_c}{nR} \frac{1}{T} + \frac{\ln \dot{\epsilon} - \ln A}{n} \quad (8)$$

利用式(7)与式(8)可求得未知参数 S ,从而可以进

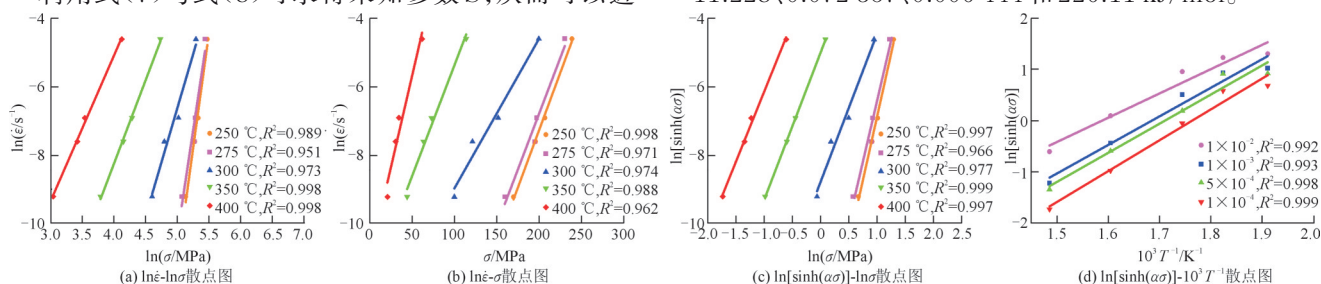


图5 低温下各参数之间关系图

Fig.5 Relationship between each parameter at low temperature

除了热变形激活能 Q_c 以外,热压缩变形温度 T 和应变速率 $\dot{\epsilon}$ 同样会对材料的热变形行为产生影响。因此,可引入Zener-Hollomon参数来描述热压缩变形温度 T 和应变速率 $\dot{\epsilon}$ 对材料热变形行为的综合影响^[14-16], Z 参数的方程为:

$$Z = \dot{\epsilon} \exp \left(\frac{Q_c}{RT} \right) = A [\sinh(\alpha\sigma)]^n \quad (9)$$

对式(9)取自然对数并变形可得:

$$\ln Z = \ln \dot{\epsilon} + \left(\frac{Q_c}{RT} \right) = \ln A + n \ln [\sinh(\alpha\sigma)] \quad (10)$$

因此,绘制 $\ln Z$ - $\ln [\sinh(\alpha\sigma)]$ 散点图,并对其进行二元线性回归计算,见图6。其中 $\ln Z$ 的数值可通过式(10)得到,其二元线性回归曲线的斜率即为 n 值。经统计,低温下本构方程的 n 值为9.81。其二元线性回归曲线的截距即为 $\ln A$ 值。经统计,低温下本构方程的 A 值为 2.18×10^{-3} 。

进一步求出热变形激活能 Q_c 。通过分析可知,铸态EV31合金在低于250 °C下压缩变形时,大多出现了失稳现象,而高于275 °C变形时,流变应力大多能维持在某一稳定水平。因此,针对低温热压缩变形情况,流动应力 σ 取图1a~图1c中曲线的最大值,而针对高温情况,流动应力 σ 取图1d~图1g中曲线的稳定值。

2.2.1 低温变形本构方程

图5为低温下 $\ln \dot{\epsilon}$ - $\ln \sigma$ 散点图、 $\ln \dot{\epsilon}$ - σ 散点图、 $\ln [\sinh(\alpha\sigma)]$ - $\ln \dot{\epsilon}$ 散点图和 $\ln [\sinh(\alpha\sigma)]$ - $1000/T$ 散点图。可计算出低温下 n_1 、 β 、 α 和 Q_c 的平均值分别为11.228、0.072 357、0.006 444和226.11 kJ/mol。

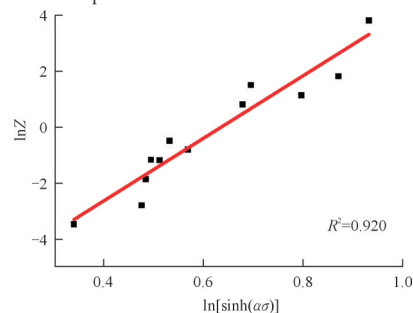


图6 低温下 $\ln Z$ - $\ln [\sinh(\alpha\sigma)]$ 散点图

Fig.6 Scatter plot of $\ln Z$ - $\ln [\sinh(\alpha\sigma)]$ at low temperature

因此,EV31合金在低温变形下的本构方程为:

$$\dot{\epsilon} = 2.18 \times 10^{-3} \times [\sinh(0.0064\sigma)]^{9.81} \exp \left(-\frac{226.11}{8.314T} \right)$$

2.2.2 高温变形本构方程

同理,可计算出高温下 n_1 、 β 、 α 和 Q_c 的平均值为11.228、0.072 357、0.006 444和226.11 kJ/mol。图7为高

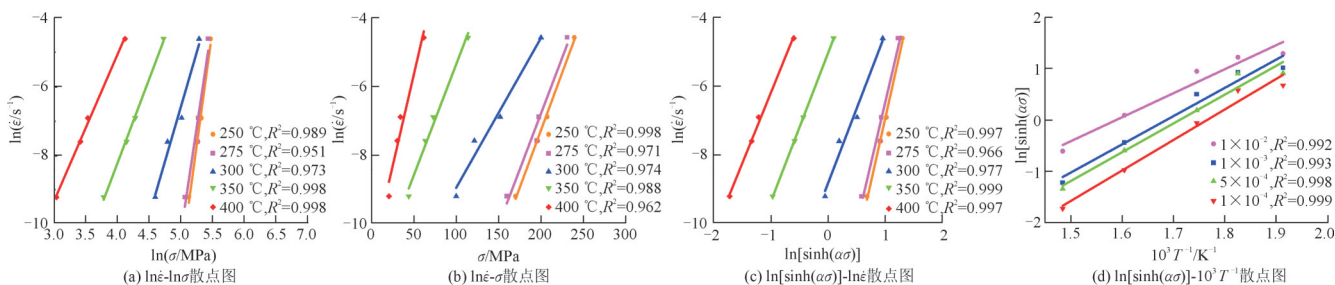


图7 高温下各参数之间关系图

Fig.7 Relationship between each parameter at high temperature

温下 $\ln \dot{\epsilon}$ - $\ln \sigma$ 散点图、 $\ln \sigma$ 散点图、 $\ln[\sinh(\alpha \sigma)]$ - $\ln \dot{\epsilon}$ 散点图和 $\ln[\sinh(\alpha \sigma)]$ - $1000/T$ 散点图。高温下的 $\ln Z$ - $\ln[\sinh(\alpha \sigma)]$ 散点图见图 8。高温下本构方程的 n 值为 5.24, 其二元线性回归曲线的截距即为 $\ln A$ 值, A 值为 8.7210×10^{18} 。

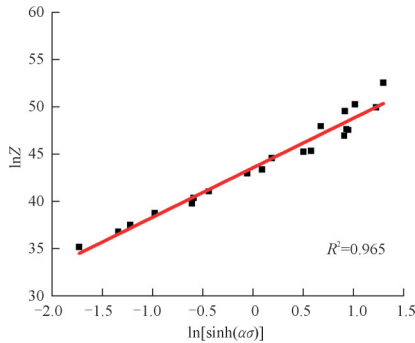


图 8 高温下 $\ln Z$ - $\ln[\sinh(\alpha \sigma)]$ 散点图

Fig.8 Scatter plot of $\ln Z$ - $\ln[\sinh(\alpha \sigma)]$ at high temperature

因此, EV31 合金在高温下变形的本构方程为:

$$\dot{\epsilon} = 8.7210^{18} \times [\sinh(0.0084\sigma)]^{5.24} \exp\left(-\frac{248.68}{8.314T}\right)$$

2.3 热变形机制

镁的晶界扩散激活能为 92 kJ/mol, 晶格扩散激活能为 135 kJ/mol^[17-19], 而 EV31 合金在 100~400 °C 压缩变形激活能远高于以上两者, 其热变形不是由晶格或晶界的自扩散控制。

合金的高温变形机制可以通过应力指数 n 的大小来确定。当 $n=1$ 时, 合金的高温变形机制一般为扩散蠕变机制; 当 $n=2$ 时, 一般为晶界滑移机制; 当 $n=3$ 时, 一般为位错的滑移机制; 当 $4 < n < 5$ 时, 主要的变形机制为位错的攀移; 当 $n > 5$ 时, 合金往往含有分散的硬相^[17-19]。

将高温和低温下不同应变速率下求得的 n 值进行统计, 见图 9。可以看出, 无论是高温还是低温, 应力指数 n 均随应变速率降低而降低。在低温下, 合金变形的应力指数均大于 6, 这是由于铸态合金中存在析出相的

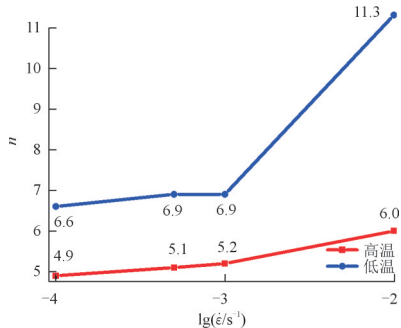


图 9 应力指数 n 与应变速率 $\dot{\epsilon}$ 点线图

Fig.9 Point line plot of stress index n and strain rate $\dot{\epsilon}$

缘故。高温下, 合金的应力指数 n 约为 5, 说明合金的热变形机制为位错的攀移, 推测可能是受基面的螺型位错通过热激活脱离基面而在棱柱面上攀移。

2.4 热压缩变形组织

图 10 为热压缩变形后的合金宏观形貌。可以发现, 合金在不同条件下热压缩变形后体现两种状态。第一种, 试样在变形后碎裂或出现较大裂纹; 第二种, 试样在变形后呈圆鼓形且表面完整无裂纹。这与图 1 的应力-应变曲线分析一致, 当试样变形后失稳时, 对应着真应力-真应变曲线的先升高后急剧下降; 当试样变形后仍能保持完整形状且无裂纹时, 对应着真应力-真应变曲线的先上升后维持在稳定状态。

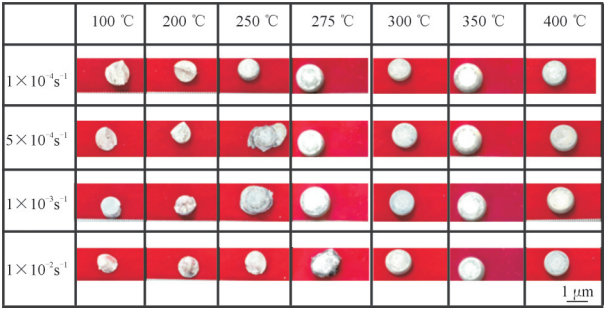


图 10 热压缩变形后的试样宏观形貌

Fig.10 Macros morphologies of specimens after hot compression

对低温下开裂试样的断口进行分析, 见图 11。可以看出, 断口表现出明显的解离断裂特征, 存在大量的脆性撕裂棱, 且清晰可见大量方向性的摩擦划痕。这可能是由于 EV31 合金试样在压缩变形时, 裂纹在断裂中心产生, 样品沿着断裂面不断滑移直至完全断裂。

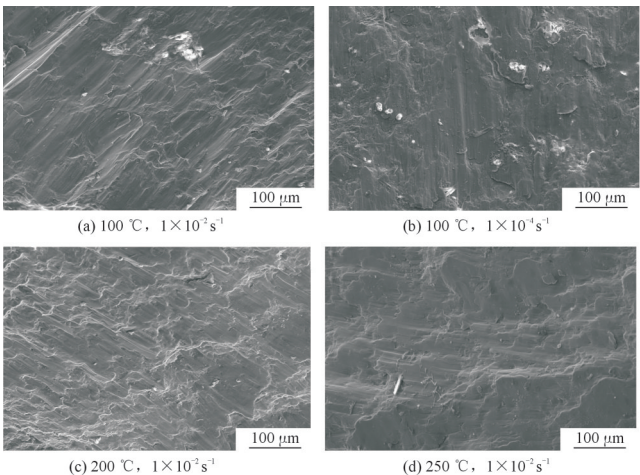


图 11 不同温度和应变速率下热压缩变形后断口组织

Fig.11 Fracture structure of the alloy after hot compression deformation under various temperatures and strain rates

图 12 为在不同条件下样品变形后中心区域的 SEM 组织。可以看出, 合金的晶界处存在大量白色析出相。从图 12a 可以看出, 在该变形条件下, 存在明显

的变形后组织,晶粒由于压缩变形而被拉长,而随温度提升至 400 ℃,试样的不断动态软化随动态回复和动态再结晶的进行,合金的微观组织由近乎等轴的再结晶组织构成。

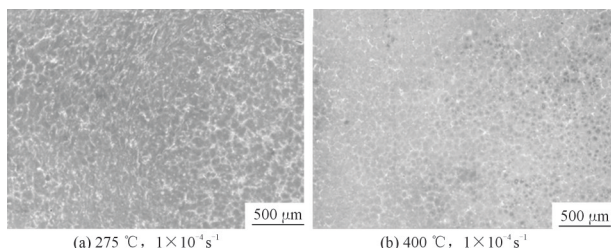


图 12 不同变形条件下的热压缩变形后微观组织

Fig.12 Microstructure of the alloy after hot compression deformation under different deformation conditions

3 结 论

(1)在热压缩变形时,铸态 EV31 合金的流变应力随应变速率降低和热压缩温度增大而降低。在热压缩变形温度为 400 ℃,变形速率为 $1 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 时,最大流变应力仅为 20 MPa。

(2)采用了 Arrhenius 模型和 Zener-Hollomon 参数方程,构建了铸态 EV31 合金在低温和高温变形下的本构方程。

(3)低温下变形由于存在析出相,变形较难,试样开裂,而高温下变形,合金变形开裂情况大大缓解,说明合金的热变形机制为位错的攀移。

参 考 文 献

- [1] SHENG K, LI W K, DU P H, et al. Shortening the manufacturing process of degradable magnesium alloy minitube for vascular stents by introducing cyclic extrusion compression[J]. Journal of Magnesium and Alloys, 2024, 12(8): 3 204-3 215.
- [2] 高诗情,万元元,王艳彬,等.挤压态 Mg-Li-Al-Y-Zr-Gd-Nd 合金组织及热变形行为研究[J].精密成形工程,2025,17(1):68-79.
- [3] YU L. Microstructural evolution and mechanical properties of AZ31 magnesium alloy processed through constrained groove pressing at different deformations and temperatures[J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2025, 34(3): 1 852-1 868.
- [4] 张文轩,王洋,王思维,等.稀土元素对 Mg-Al-Zn 系镁合金组织与性能影响研究进展[J].金属加工(热加工),2025(5):132-137,142.
- [5] 魏振伟,王子峰,邹爱华,等.含疏松缺陷 WE43A 稀土镁合金的组织与疲劳性能研究[J].稀有金属,2025,49(2):153-162.
- [6] 郁天其,闫宏,陈荣石.EV31 镁合金热压缩变形行为及热加工图[J].材料热处理学报,2023,44(4):59-68.
- [7] TIAN Y C, YANG D Y, JIANG M Q, et al. Accurate simulation

of complex temperature field in counter-pressure casting process using A356 aluminum alloy[J]. International Journal of Metalcasting, 2021, 15(1): 259-270.

- [8] 朱艳春,邵珠彩,罗媛媛,等. Ti_2AlNb 合金应变速率敏感指数和应变硬化指数与变形参数和晶粒尺寸关系研究[J].材料导报,2023, 37(5):156-161.
- [9] 贾宜斌,李全安,陈晓亚,等.基于加工图对 AZ31 与 AZ91 镁合金的热可加工性研究[J].塑性工程学报,2025,32(4):152-159.
- [10] 程子健.热变形对 $\text{Al}_{0.6}\text{CrMnFeCoNi}$ 高熵合金微观组织及力学性能的影响[D].哈尔滨:哈尔滨工业大学,2023.
- [11] LIU H H, NING Z L, CAO F Y, et al. Hot compression deformation of an Mg-2.54Nd-0.26Zn-0.32Zr alloy[J]. International Journal of Materials Research, 2013, 104(10): 980-986.
- [12] 胡师鹤.纯铜的微观组织与力学性能的晶粒尺寸效应研究[D].南京:南京理工大学,2016.
- [13] 张建飞,张少华,卞甜甜,等.Cu-3Ti 合金热压缩变形本构方程及热加工图[J].热加工工艺,2025,46(11):92-100.
- [14] MIRZADEH H. Constitutive analysis of Mg-Al-Zn magnesium alloys during hot deformation[J]. Mechanics of Materials, 2014, 77: 80-85.
- [15] MIRZADEH H. Developing constitutive equations of flow stress for hot deformation of AZ31 magnesium alloy under compression, torsion, and tension[J]. International Journal of Material Forming, 2019, 12(4): 643-648.
- [16] 臧兰兰,古皓铭,阎帅,等.Mg-6Al-1Ca 镁合金热压缩变形及本构方程[J].大连交通大学学报,2023,44(6):77-83,94.
- [17] KIM W J, CHUNG S W, CHUNG C S, et al. Superplasticity in thin magnesium alloy sheets and deformation mechanism maps for magnesium alloys at elevated temperatures[J]. Acta Materialia, 2001, 49(16): 3 337-3 345.
- [18] ZHANG P. Creep behavior of the die-cast Mg-Al alloy AS21[J]. Scripta Materialia, 2005, 52(4): 277-282.
- [19] CHUNG S W, WATANABE H, KIM W J, et al. Creep deformation mechanisms in coarse-grained solid solution Mg alloys[J]. Materials Transactions, 2004, 45(4): 1 266-1 271.

(编辑:张正贺)

欢迎登陆期刊官网

投稿、查稿、审稿

欢迎登陆《特种铸造及有色合金》杂志官方网站投稿、阅读、审稿,期刊论文彩色版本均可在网站免费在线阅读或下载 pdf 文件,并可体验 AI 导读功能,网址:www.special-cast.com,欢迎访问!