

Mg-9Gd-4Y-2Zn-0.5Zr合金的Johnson-Cook本构模型及失效参数研究

郅慧栋^{1,2}, 郭保全^{1,2}, 丁宁^{1,2}, 闫钊鸣^{3,4}, 朱家萱^{1,2}, 万晨¹

(1. 中北大学 智能武器研究院, 山西 太原 030051)

(2. 中北大学 机电工程学院, 山西 太原 030051)

(3. 中北大学 材料科学与工程学院, 山西 太原 030051)

(4. 火箭军工程大学 导弹工程学院, 陕西 西安 710051)

摘要: 研究了Mg-9Gd-4Y-2Zn-0.5Zr合金在不同应变率下的力学行为和断裂失效行为, 开展了基于Johnson-Cook (J-C)本构模型和失效模型的参数标定及验证。利用万能试验机对该镁合金进行不同温度下的准静态拉伸试验, 并且利用Hopkinson杆开展高应变率(1000~3000 s⁻¹)下的动态拉伸试验; 根据试验数据对J-C本构模型中的应变率强化项和热软化项进行了修正, 并标定相关模型参数。进一步开展数据仿真分析, 并对比试验与仿真的断裂位置和真应力-应变曲线, 验证失效模型参数的可靠性。使用SEM对镁合金断口微观形貌进行观察, 探究温度、应变率对镁合金失效影响的微观行为特征, 镁合金在准静态拉伸与动态拉伸过程中断口形貌中均发现了韧窝与解理台阶, 为混合断裂机制, 且高应变速率下解理台阶增多, 这与镁合金高应变速率下的应变敏感性有关; 而在高温拉伸过程中表现为韧性断裂。

关键词: Mg-Gd-Y-Zn-Zr合金; J-C本构模型; J-C失效模型; 断裂应变

中图分类号: TG146.22

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2025)03-0714-08

1 引言

镁合金作为最轻的金属结构材料, 具有密度低、比强度高、韧性强、吸能减震性能良好、加工成型性强等优点, 是轻质装甲的理想材料之一^[1-3]。然而传统的镁合金强度低, 耐腐蚀性差, 限制了其在轻质装甲领域的发展。研究表明, 在镁合金中添加钆(Gd)、钇(Y)等稀土元素可以去除金属杂质、净化镁合金熔体、提高固溶强化和失效强化的效果, 使其具有较高的强度和良好的耐热、耐腐蚀性能^[4-8]。Mg-Gd-Y-Zn-Zr合金通过添加多种稀土元素使其力学性能更加优异^[5-9]。

国内外学者对Mg-Gd-Y-Zn-Zr合金力学性能和本构模型进行了大量的研究。李建平等^[10]通过在不同应变率和不同温度下对挤压态Mg-Gd-Y-Zn-Zr合金进行单轴热压缩试验, 并通过拟合热变形本构方程参数, 研究不同温度、不同应变率下试棒的应力应变变化情况。Yang等^[11]对经过不同变形条件的Mg-Gd-Y-Zn-Zr合金进行高温拉伸试验, 发现合金的软化机制受到其力学特征的影响, 温度越高, 应变速率越低, 断裂应变越大, 并通过Oyane-Sato韧性断裂准则计算断裂损伤, 拟合断裂模型

参数。骆俊廷等^[12]对细晶高强度Mg-Gd-Y-Zn-Zr合金进行一系列热压缩试验, 通过试验数据拟合Arrhenius模型参数并构建了动态再结晶临界应变模型。胡茂良等^[13]对Mg-Gd-Y-Zn-Zr合金在不同温度下的冲击性能进行测试, 将测试结果与AC8A铝合金测试结果相对比, 发现Mg-Gd-Y-Zn-Zr合金的冲击韧性要优于AC8A铝合金。Xia等^[14]通过一系列等温压缩试验, 研究挤压Mg-Gd-Y-Zn-Zr合金在300~500 °C温度范围和0.001~1 s⁻¹应变率范围内的热变形行为, 建立Arrhenius方程模型来表征合金的变形行为, 并得到挤压Mg-Gd-Y-Zn-Zr合金热加工的最优条件为温度处于380~450 °C且应变速率在0.003~0.02 s⁻¹范围以内。王玉娇^[15]等研究Mg-Gd-Y-Zn-Zr合金在温度573~723 K, 应变速率0.001~1 s⁻¹下Ca对其热变形行为和热加工性能的影响, 发现Ca增加了合金变形激活能, 不利于合金的塑性变形, 并基于试验数据, 建立了2种高精度的本构方程来描述变形程度、变形温度、应变速率之间的关系。

但以上研究大多针对Mg-Gd-Y-Zn-Zr合金在高温、低速条件下的变形和断裂行为, 对合金在高速率下的动态失效行为研究较少。建立适用于高速、大形变的本构

收稿日期: 2024-08-11

基金项目: 国家自然科学基金(52205428); 中国博士后科学基金(2024M754274); 山西省应用基础研究计划(202303021212180, 20210302124206); 山西省科技创新领军人才团队专项(202204051002001)

作者简介: 郅慧栋, 男, 1999年生, 硕士生, 中北大学智能武器研究院, 山西 太原 030051, E-mail: s202201045@st.nuc.edu.cn

模型和失效模型可以有效地预测材料受到撞击后的变形和断裂状态,对镁合金在轻质装甲防护领域和工程应用领域的发展具有重大意义^[16]。J-C本构模型和失效模型是在高速冲击、高温、大形变的情况下常用的模型之一,该模型表征了应力、应变、应变率和温度之间的关系,描述了断裂应变和应力三轴度之间的关系,在冲击动力学领域应用广泛^[17-19]。

本工作以Mg-9Gd-4Y-2Zn-0.5Zr合金为研究对象,利用电子万能试验机在不同温度下进行准静态拉伸试验,通过Hopkinson杆进行不同速率下的动态拉伸试验,探究其力学性能,并建立J-C本构模型。此外,对不同缺口下的拉伸试样进行准静态拉伸试验,根据不同应力三轴度、不同温度和不同速率下的Mg-9Gd-4Y-2Zn-0.5Zr合金的断裂应变建立J-C失效模型,研究Mg-9Gd-4Y-2Zn-0.5Zr合金断裂应变和应力三轴度的关系。并对拉伸试验进行数值模拟,将试验结果和仿真结果相对比,验证Mg-9Gd-4Y-2Zn-0.5Zr合金J-C本构模型、失效模型的可靠性。最后使用扫描电子显微镜对镁合金断口微观形貌进行观察,探究温度、应变率影响镁合金失效应变的微观机制。

2 实验

试验使用的镁合金为Mg-9Gd-4Y-2Zn-0.5Zr,其强度和耐腐蚀性能优于普通的镁合金(AZ31B等)。

为了分析材料的力学性能,探究不同应力三轴度和不同温度对断裂应变的影响,开展准静态拉伸试验,图1所示为拉伸试样尺寸图。图1a和1b为准静态拉伸试样图,其中, R 为缺口半径,单位为mm。试验所使用的缺口半径 R 分别为3、6和9 mm,对应初始应力三轴度分别为0.939、0.682和0.578。图1c为动态拉伸试样尺寸图,按Hopkinson杆拉伸试验要求设计,用于研究应变率对断裂应变的影响。

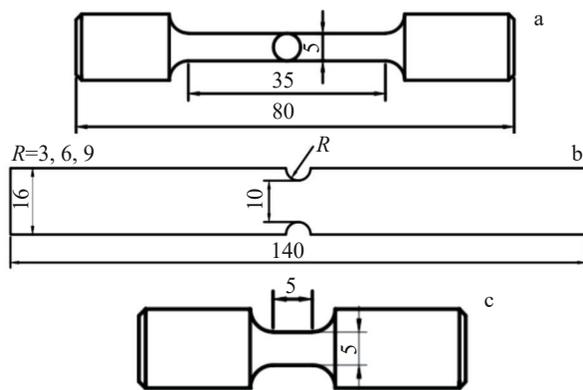


图1 试样的形状和尺寸

Fig.1 Configurations and sizes of the samples: (a) smooth sample, (b) notch sample, and (c) dynamic sample

图2为均匀化态和变形态Mg-9Gd-4Y-2Zn-0.5Zr合金的微观组织。可以看出均匀化态合金主要由 α -Mg基体、晶间块状长周期有序堆垛(long period stacking ordered, LPSO)相、晶内片层状LPSO相等组成,平均晶粒尺寸为198.5 μm 。经过镦粗-挤压塑性变形后晶粒得到一定程度的细化,大的变形晶粒周围产生细小的动态再结晶晶粒,产生典型的双峰微观结构。晶间块状的LPSO相发生破碎细化,晶内的LPSO相发生一定程度的弯曲与扭转,平均晶粒细化至46.5 μm 。

通过电子万能试验机(MTS E45.105)开展准静态拉伸试验,应变率为 0.001 s^{-1} ,为减少试验误差,每组试验重复2次。试验所得真应力-真应变曲线如图3和图4所示。图3为光滑试样在不同温度下准静态拉伸的真应力-真应变曲线。可以看出经过塑性变形后合金晶粒组织大幅细化,其力学性能得到一定程度的提高。由图3可知,Mg-9Gd-4Y-2Zn-0.5Zr合金在室温条件下没有明显的屈服点,故取0.2%塑性应变时的真实应力为屈服强度,将2次试验得到的屈服强度取平均值,最终所得屈服强度为267 MPa。在拉伸初始阶段,应力随应变呈线性增大,进入塑性阶段后,增长趋势明显变缓。在相同应变率下,该镁合金的应变硬化率和屈服强度随着温度的升高而明显下降,存在明显的温度软化效应。图4为不同缺口试样在室温下准静态拉伸的真应力-真应变曲线。试样缺口会引起应力集中,缺口尺寸不同,试样所受的应力状态与缺口处应力集中程度也不同。由图4可知,缺

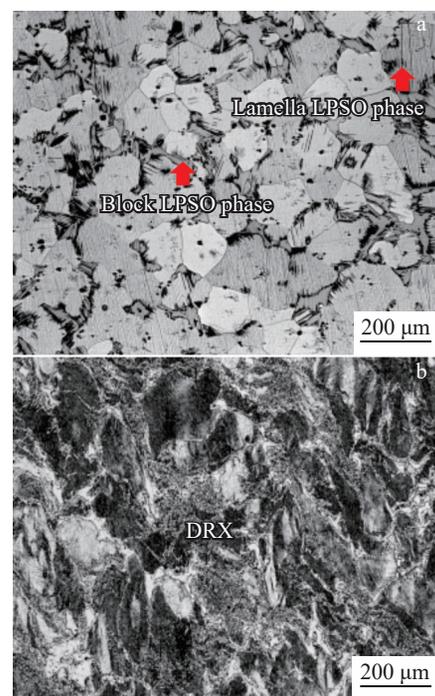


图2 Mg-9Gd-4Y-2Zn-0.5Zr合金微观组织

Fig.2 Microstructures of Mg-9Gd-4Y-2Zn-0.5Zr alloys: (a) homogenization state and (b) wrought state

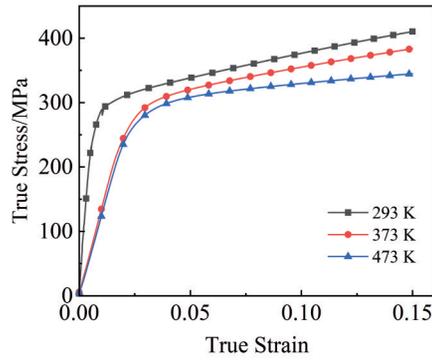


图3 不同温度下试样的准静态拉伸真应力-真应变曲线

Fig.3 True stress-true strain curves of samples obtained by quasi-static tension experiment at different temperatures

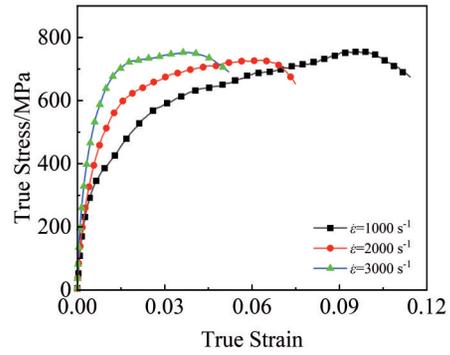


图5 动态拉伸试样真应力-真应变曲线

Fig.5 True stress-true strain curves of samples obtained by dynamic tension experiment

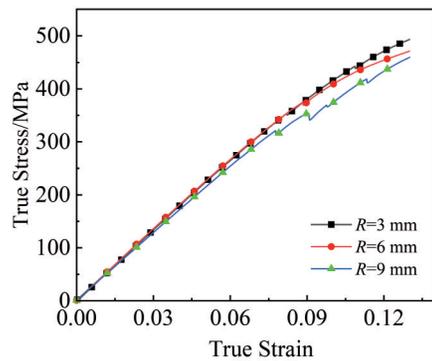


图4 不同的缺口试样准静态拉伸真应力-真应变曲线

Fig.4 True stress-true strain curves of different notch samples obtained by quasi-static tension experiment

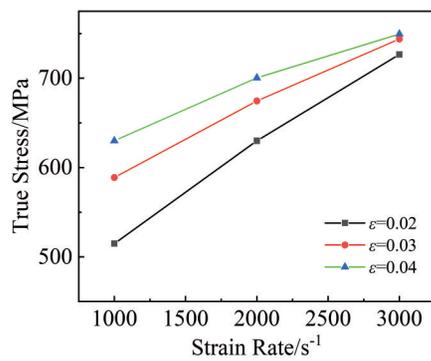


图6 不同应变下真实应力与应变率的关系

Fig.6 Relationships between true stress and the strain rate under different strains

口拉伸试样相较于光滑拉伸试样,其屈服强度明显提升,存在缺口强化效应。在试样最小横截面直径一致的情况下,不同缺口试样在弹性阶段无明显差异,随着缺口半径的增大,试样的流动应力出现小幅度下降,表明试样缺口处的应力集中程度随缺口半径的增大而增大,材料强度降低,且试样的缺口大小对试样加工硬化的程度影响较弱。

利用 Hopkinson 杆(ZDSHPB-20)进行不同应变率下动态拉伸试验,应变率为 1000、2000、3000 s⁻¹,每组重复 2 次。图 5 为室温下动态拉伸试验的真应力-真应变曲线,由图 5 可知,在高应变率下该镁合金的屈服强度明显大于准静态拉伸时的屈服强度,且随着应变率的增加屈服强度也随之增大。图 6 为应变为 0.02、0.03、0.04 时,真实应力与应变率的关系。由图 6 可知,在相同应变下对应的真实应力随应变率的升高明显增大,表现出应变率强化效应;且以应变为 0.03 时为例,当应变率从 1000 s⁻¹ 增加到 2000 s⁻¹ 时,材料的真实应力增大 14.5%,当应变率从 2000 s⁻¹ 增加到 3000 s⁻¹ 时,材料的真实应力增大 10.2%,增长幅度下降 4.3%,表明材料的应变率强化效应随应变率的增大而减弱;而在应变率为 1000~3000 s⁻¹ 的区间内 3 种应变(由低到高)所对应的真实应力分别增大

41.1%、26.3%和 18.9%,材料的应变率强化效应随应变的增大而减小。由图 5 可知,在同一应变率下,材料的流动应力随应变的增大而增大,表现出一定的应变硬化效应。3 种应变率下材料流动应力分别增大 41.3%、27.5%、22.4%,材料的应变硬化效应随应变率的增大而降低。这是因为在高应变率下变形时受到载荷作用的时间短,从而产生绝热效果,使材料发生热软化。

3 参数拟合

3.1 本构模型的建立

J-C 本构模型是针对金属材料在高应变率 and 高温下的塑性变形行为提出的一种经验本构模型,具有参数简单且易于拟合的特点^[20],其表达式为:

$$\sigma_{eq} = (A + B\epsilon_{eq}^n)(1 + C \ln \epsilon_{eq}^*) (1 - T^{*m}) \quad (1)$$

式中, A 为参考应变率下的屈服应力; B 为应变硬化模量; n 为应变硬化指数; C 为应变率强化参数; m 为热软化指数; σ_{eq} 为等效应力; ϵ_{eq} 为等效塑性应变; $\epsilon_{eq}^* = \dot{\epsilon}_{eq} / \dot{\epsilon}_0$, $\dot{\epsilon}_{eq}$ 为实际应变率, $\dot{\epsilon}_0$ 为参考应变率; $T^* = (T - T_0) / (T_m - T_0)$, T 为试验温度, T_m 为材料熔点, T_0 为参考温度。

J-C 本构模型的主体由 3 部分构成,分别描述了材料

的应变硬化($A+B\epsilon_{eq}^n$)、应变率强化($1 + C\ln\epsilon_{eq}^*$)以及热软化($1-T^{*m}$),全方位考虑了等效应力、等效塑性应变、等效应变率以及温度之间的关系。

3.1.1 参数A、B和n的确定

通过光滑试样的准静态拉伸试验可以拟合参数A、B和n,在处于参考应变率和参考温度的情况下,式(1)可以简化为:

$$\sigma_{eq} = (A + B\epsilon_{eq}^n) \quad (2)$$

由准静态拉伸试验得知参考应变率下的屈服应力为267 MPa,即A为267 MPa。取真实应力-应变曲线中塑性变形部分使用式(2)进行拟合,由此得到 $B=398.7 \text{ MPa}$, $n=0.536$ 。

3.1.2 参数C的确定

应变率强化参数C由动态拉伸试验获取的真实应力-真应变曲线进行拟合,当温度为参考温度且塑性应变为0时,式(1)可以转化为参数C的线性函数:

$$\sigma_{eq}/A - 1 = C\ln\epsilon_{eq}^* \quad (3)$$

根据不同应变率下的屈服应力拟合得到参数 $C=0.08759$ 。然而原始应变率强化项无法准确描述高应变率下应变率和屈服应力之间的关系。故将应变率强化项($1 + C\ln\epsilon_{eq}^*$)修改为($1 + C\ln\epsilon_{eq}^* + C_1\ln\epsilon_{eq}^{*2} + C_2\ln\epsilon_{eq}^{*3}$), C 、 C_1 和 C_2 为应变率强化参数。根据试验数据拟合得 $C=2.72075$, $C_1=-0.38098$, $C_2=0.01374$ 。拟合曲线如图7所示。由图7可知,修正后的应变率强化项可以准确的拟合Mg-9Gd-4Y-2Zn-0.5Zr合金在高应变率下的屈服应力。

3.1.3 参数m的确定

热软化指数m通过参考应变率下不同温度的拉伸试验来确定。在参考应变率下且塑性应变为0时,可以将式(1)简化为:

$$\sigma_{eq} = A(1 - T^{*m}) \quad (4)$$

根据参考应变率下,温度与屈服应力的关系拟合得到参数 $m=1.998$ 。然而原始热软化项无法准确的描述该镁合金屈服应力和温度的关系。因此将温度软化项

($1 - T^{*m}$)修改为($1 - m_1T^{*m}$),其中 m_1 和 m 为热软化参数。使用修正后的热软化项进行拟合得 $m_1=0.104$, $m=0.545$,拟合结果如图8所示。由图8可知,修正后的热软化项可以准确的拟合Mg-9Gd-4Y-2Zn-0.5Zr合金在不同温度下的屈服应力。

综上所述,修正后的JC本构模型为:

$$\sigma_{eq} = (267 + 398.7\epsilon_{eq}^{0.536})(1 + 2.72075\ln\epsilon_{eq}^* - 0.38098\ln\epsilon_{eq}^{*2} + 0.01374\ln\epsilon_{eq}^{*3})(1 - 0.104T^{*0.545})$$

3.2 失效模型的建立

材料的断裂失效与多种因素有关且具有复杂的力学机制,准确的预测材料的失效模式对材料在防护领域的应用具有重要意义。JC失效模型如下所示:

$$\epsilon_f = (D_1 + D_2e^{D_3\delta})(1 + D_4\ln\epsilon_{eq}^*)(1 + D_5T^*) \quad (5)$$

式中, ϵ_f 为断裂应变; D_1 、 D_2 、 D_3 、 D_4 、 D_5 为方程参数; δ 为应力三轴度,其值为静水应力和等效应力的比值。

Johnson-Cook失效模型使用累积损伤准则,即当一个单元的累积应变达到失效应变时,该单元会被删除。该累积损伤的准则为:

$$D = \sum(\epsilon_p/\epsilon_f) \quad (6)$$

式中, D 为损伤变量; ϵ_p 为一个时间步的应变增量。初始D值为0,当D为1时,材料发生断裂。

3.2.1 参数D₁、D₂和D₃的确定

在参考应变率和参考温度下,断裂应变和应力三轴度的关系如下所示:

$$\epsilon_f = (D_1 + D_2e^{D_3\delta}) \quad (7)$$

根据式(7), D_1 、 D_2 、 D_3 可以通过不同缺口半径的试样在拉伸试验过程中的断裂应变和断裂时刻的应力三轴度来拟合。

测量断裂应变的方法主要包括:(1)使用圆柱试样的断裂应变计算公式计算,如式(8):

$$\epsilon_f = \ln(A_0/A_f) = 2\ln(d_0/d_f) \quad (8)$$

式中, A_0 为试样原始横截面积; A_f 为断裂后试样的横截面积; d_0 为试样原始直径; d_f 为试样断裂面直径。根据塑性不变定理,通过测量试验前后试样断口的直径,可以计算

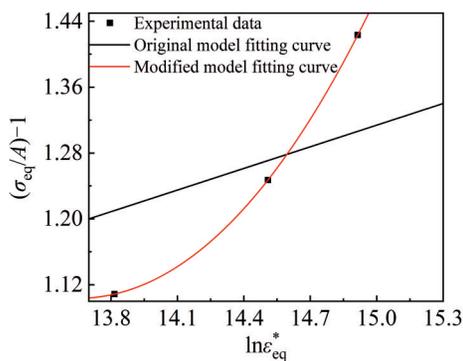


图7 参数C的拟合方法示意图

Fig.7 Schematic diagram of fitting method for parameter C

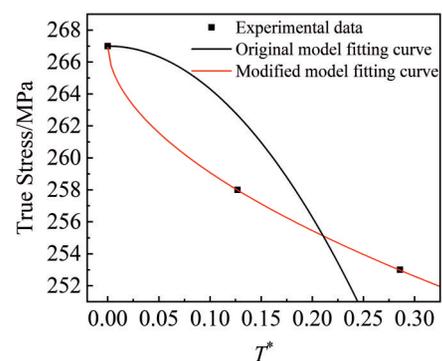


图8 参数m的拟合方法示意图

Fig.8 Schematic diagram of fitting method for parameter m

得到断口处的平均断裂应变。(2)通过 DIC 方法测量试样断裂时缺口表面的最大断裂应变,将其作为断裂应变,这是因为缺口试样断裂时的最大应变位于缺口表面^[21],如图 9 所示。(3)借助数值模拟技术,通过位移-载荷曲线确定断裂点,获取试样局部断裂应变^[22-23]。3 种方法在工程应用领域均具有成功案例,由于 Mg-9Gd-4Y-2Zn-0.5Zr 合金准静态拉伸试验中颈缩现象不明显,断口较为规整,因此使用第一种方法获取试样的断裂应变,所得结果见表 1。

材料的应力三轴度表示材料的应力状态,Bridgman 等^[24]研究给出了不同缺口的圆柱试样应力三轴度的公式:

$$\delta = 1/3 + \ln [1 + (a^2 - r^2)/2aR] \quad (9)$$

式中, a 为最小横截面半径; R 为缺口半径; r 为选取点到横截面中心的距离。根据此公式可以看出,截面中心的应力三轴度最大并向外逐渐降低。缺口试样在准静态拉伸过程中无明显颈缩现象,故不考虑塑性应变对应力三轴度的影响。将 Bridgman 公式计算所得应力三轴度作为缺口拉伸试样的平均应力三轴度,其结果见表 1。

根据表 1 中的数据 and 式(7)拟合得到失效参数

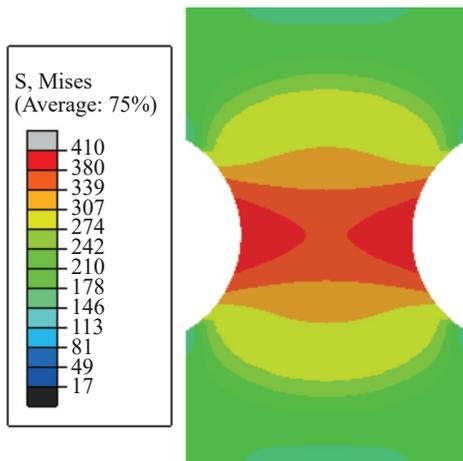


图9 Mg-9Gd-4Y-2Zn-0.5Zr 合金 6 mm 缺口试样准静态拉伸截面应变分布图

Fig.9 Cross section strain distribution of specimens with the notch of 6 mm for Mg-9Gd-4Y-2Zn-0.5Zr alloy simulated by finite element model

表 1 缺口试样失效应变

Table 1 Failure strain of notched specimen

R	δ	ϵ_f
0 (smooth)	0.333	0.1022
3	0.939	0.0936
6	0.682	0.0959
9	0.578	0.0973

$D_1=0.09056, D_2=0.02437, D_3=-2.20953$ 。图 10 为失效参数 D_1, D_2, D_3 的拟合曲线。由图 10 可知,断裂应变随应力三轴度的增加而减小,下降趋势符合 J-C 失效模型的预测。

3.2.2 参数 D_4, D_5 的确定

由于 D_1, D_2 和 D_3 已知,在参考温度下,式(5)可以简化为:

$$\epsilon_f / (D_1 + D_2 e^{D_3 \delta}) = 1 + D_4 \ln \epsilon_{eq}^* \quad (10)$$

将 $D_1 + D_2 e^{D_3 \delta}$ 设为 ϵ_0 , 此时, ϵ_f / ϵ_0 与 $\ln \epsilon_{eq}^*$ 为线性关系, D_4 为斜率, 根据动态拉伸试验中获取的不同应变率下的断裂应变和式(10)可以得到 ϵ_f / ϵ_0 和 $\ln \epsilon_{eq}^*$ 的关系如图 11 所示, 通过拟合的曲线得到参数 $D_4 = -0.03488$ 。同时在参考应变率下, 式(5)可以简化为:

$$\epsilon_f / (D_1 + D_2 e^{D_3 \delta}) = 1 + D_5 T^* \quad (11)$$

此时, ϵ_f / ϵ_0 和 T^* 为线性关系, D_5 为斜率, 根据不同温度的拉伸试验中试件的断裂应变和式(11)可以得到 ϵ_f / ϵ_0 和 $\ln \epsilon_{eq}^*$ 的关系如图 12 所示, 通过拟合的曲线得到参数 $D_5 = 14.5122$ 。

综上所述,所拟合的 JC 失效模型为:

$$\sigma_{eq} = (0.09056 + 0.02437e^{-2.20953\delta}) \cdot (1 - 0.03488 \ln \epsilon_{eq}^*) (1 + 14.5122 T^*)$$

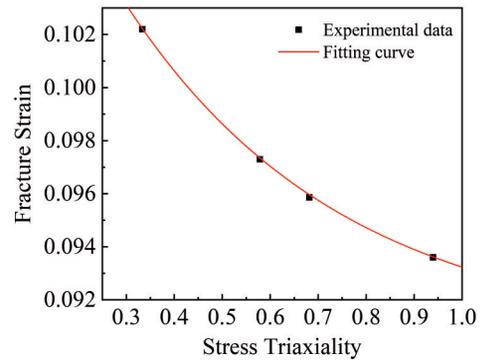


图 10 失效参数 D_1, D_2, D_3 的拟合方法示意图

Fig.10 Schematic diagram of fitting method for failure parameters of $D_1, D_2,$ and D_3

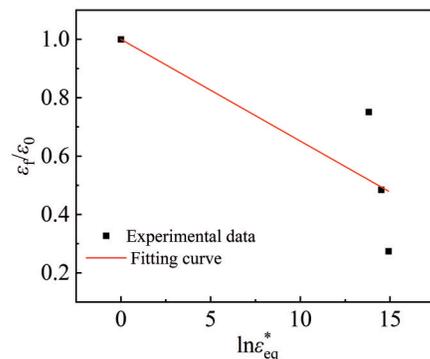


图 11 失效参数 D_4 的拟合方法示意图

Fig.11 Schematic diagram of fitting method for failure parameter D_4

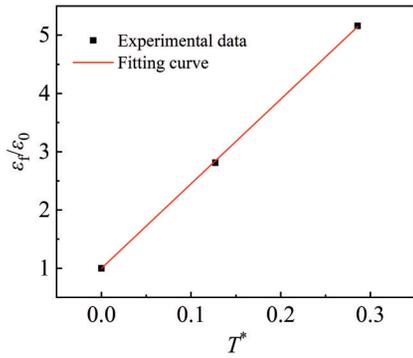


图12 失效参数 D_5 的拟合方法示意图

Fig.12 Schematic diagram of fitting method for failure parameter D_5

4 模型可靠性验证与断口微观分析

为了验证模型参数的可靠性,通过有限元分析软件 Abaqus 进行试验仿真,建立 1:1 等比例模型。将拟合得到的本构模型参数和失效模型参数带入到仿真软件 Abaqus 中计算,通过对比仿真和试验的真应力-真应变曲线和模型失效变形结果,分析模型的可靠性。

实验与模拟的结果对比如图 13~图 15 所示。图 13 为动态拉伸试验(应变率为 1000 s^{-1})仿真结果与试验结

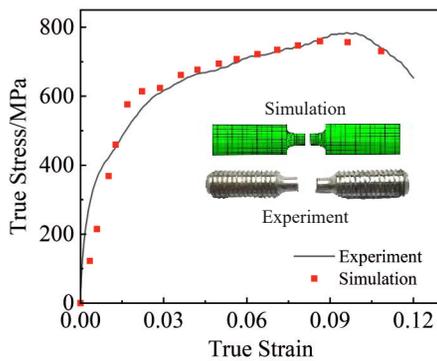


图 13 动态拉伸仿真与试验对比

Fig.13 Comparison of dynamic tensile simulation and test results

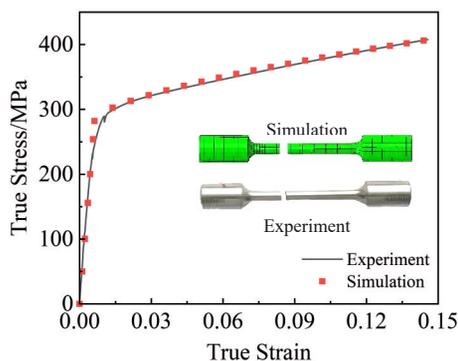


图 14 准静态拉伸仿真与试验对比

Fig.14 Comparison of quasi-static tensile simulation and test results

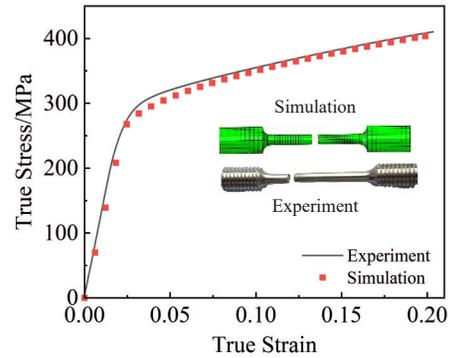


图15 高温拉伸仿真与试验对比

Fig.15 Comparison of high temperature tensile simulation and test results

果的对比。图 14 为准静态拉伸试验(应变率为 0.001 s^{-1})仿真结果与试验结果的对比。图 15 为高温拉伸试验(温度为 373 K)仿真结果与试验结果的对比。由图可知,仿真所得真应力-应变曲线与试验数据重合度较高,仿真结果和试验结果失效模式相似,表明所拟合得到的本构方程参数和失效模型参数可以很好地反映 Mg-9Gd-4Y-2Zn-0.5Zr 合金在不同速率和不同温度下的力学性能和断裂失效行为。

图 16 为 Mg-9Gd-4Y-2Zn-0.5Zr 合金的在准静态、动态和高温变形过程中试验断裂特征,可以看出,合金在准静态与动态变形过程中未表现出明显的颈缩现象,表明镁合金在室温条件下塑性较差,如图 16a、16b 所示,镁合金在室温下基面滑移为主要变形方式,滑移系较少,难以实现稳定良好的塑性变形;随着变形温度的升高,如图 16c 所示,合金表现出明显的颈缩,合金塑性明显增强,这与镁合金高温条件下非基面滑移系启动密切相关。

图 17 为合金准静态、动态和高温变形下的断口形貌。可以看出,合金在准静态拉伸过程中产生了深浅不同且大小不一的韧窝,且产生了一定数量的解理台阶,表现为一种韧性断裂+解理断裂的混合断裂机制,如图 17a 所示,表明合金的塑性较差,而形成深浅不同的韧窝的原因可能是由于合金形成的微观晶粒组织的不均匀性,同时室温条件下镁合金仅以基面滑移为主,难以实现稳定良好的塑性变形。高应变率下的动态变形断口形貌基本与准静态下的合金断口相似,如图 17b 所示,同样为韧性断裂+解理断裂的混合断裂模式,镁合金的微观组织特征对合金的动态变形行为有着重要影响,合金经过塑性变形后可以有效细化组织晶粒,破碎第二相,提升合金的力学性能。在高温变形过程中,合金断口形貌中基本以较深的韧窝为主,是典型的韧性断裂,这与合金在高温变形条件下大量非基面滑移系启动,提高合金塑性变形能力有关,如图 17c 所示。

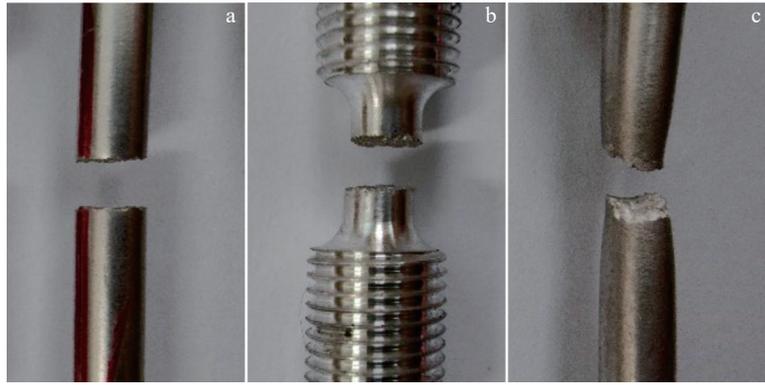


图 16 Mg-9Gd-4Y-2Zn-0.5Zr 合金断口宏观样貌

Fig.16 Tensile fracture macroscopic morphologies of Mg-9Gd-4Y-2Zn-0.5Zr alloy: (a) quasi-static tensile specimen ($\dot{\epsilon}=0.001 \text{ s}^{-1}$, $T=293 \text{ K}$); (b) dynamic tensile specimen ($\dot{\epsilon}=1000 \text{ s}^{-1}$, $T=293 \text{ K}$); (c) high temperature tensile specimen ($\dot{\epsilon}=0.001 \text{ s}^{-1}$, $T=473 \text{ K}$)

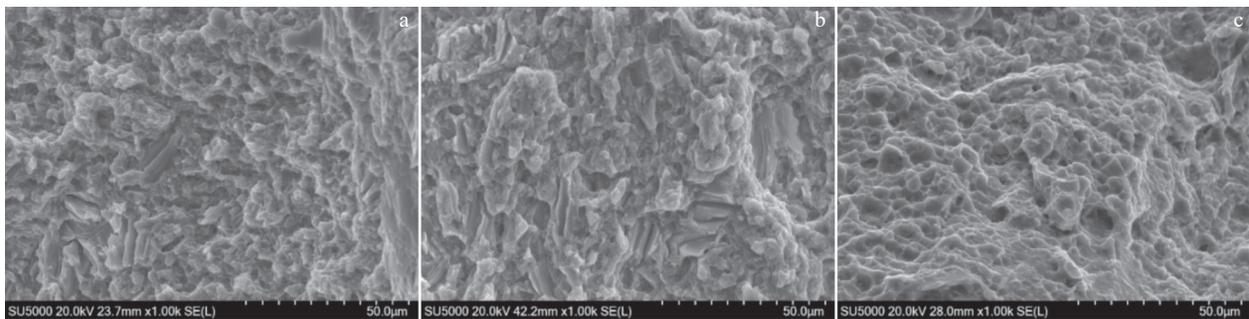


图 17 Mg-9Gd-4Y-2Zn-0.5Zr 合金拉伸断口形貌

Fig.17 Tensile fracture morphologies of Mg-9Gd-4Y-2Zn-0.5Zr alloy specimens: (a) quasi-static tensile specimen ($\dot{\epsilon}=0.001 \text{ s}^{-1}$, $T=293 \text{ K}$); (b) dynamic tensile specimen ($\dot{\epsilon}=1000 \text{ s}^{-1}$, $T=293 \text{ K}$); (c) high temperature tensile specimen ($\dot{\epsilon}=0.001 \text{ s}^{-1}$, $T=473 \text{ K}$)

5 结论

1) 同一应变率下, Mg-9Gd-4Y-2Zn-0.5Zr 合金的应变硬化率和屈服强度随温度的升高而降低, 具有明显的温度软化效应, 缺口试样随着缺口半径的增大, 缺口处应力集中程度增加, 流动应力小幅下降; 随着应变率的增大, 材料的应变率强化效应与应变硬化效应均呈减弱趋势。

2) 基于试验数据标定 J-C 本构参数和失效参数, 并通过数值模拟加以验证, 表明所拟合的 J-C 本构参数和失效参数可以准确的描述材料的力学性能和变形失效行为。

3) Mg-9Gd-4Y-2Zn-0.5Zr 合金在准静态拉伸与动态拉伸过程中的断裂行为表现为一种韧性断裂+解理断裂的混合断裂机制, 且高应变速率下解理台阶稍多, 这与镁合金高应变速率下的应变敏感性有关; 而在高温拉伸过程中表现为韧性断裂。

参考文献 References

[1] Li Lianhui, Liu Wenhong, Qi Fugang *et al.* *Journal of Magnesium and Alloys*[J], 2022, 10(9): 2334

- [2] Sezer N, Vis Z, Kayhan S M *et al.* *Journal of Magnesium and Alloys*[J], 2018, 6(1): 23
- [3] Tang Quanbo(唐全波), Huang Shaodong(黄少东), Wu Taibin(伍太宾). *Ordinance Material Science and Engineering*(兵器材料科学与工程)[J], 2007, 30(2): 69
- [4] Bohlen J, Nürnberg M R, Senn J W *et al.* *Acta Materialia*[J], 2007, 55(6): 2101
- [5] Xu Jian, Zheng Jie, Liu Wan'er *et al.* *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2024, 34(2): 480
- [6] Nie Yujin, Dai Jianwei, Li Xuan *et al.* *Journal of Magnesium and Alloys*[J], 2021, 9(4): 1123
- [7] Ding Zhibing, Zhao Yuhong, Lu Ruopeng *et al.* *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2019, 29(4): 722
- [8] Li Bing(李丙). *Mechanical Behavior and Forming performance of Mg-Gd-Y-Zn-Zr Alloy Rolled Sheets*(Mg-Gd-Y-Zn-Zr 合金轧制板材力学行为及成形性能)[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2021
- [9] Zheng Mingyi(郑明毅), Xu Chao(徐超), Qiao Xiaoguang(乔晓光) *et al.* *Materials China*(中国材料进展)[J], 2020, 39(1): 19
- [10] Li Jianping(李建平), Xia Xiangsheng(夏祥生). *Journal of Netshape Forming Engineering*(精密成形工程)[J], 2022,

- 14(2): 95
- [11] Yang Xue, Zhang Zhimin, Meng Mu *et al.* *Journal of Materials Research and Technology*[J], 2022,18: 255
- [12] Luo Juntao(骆俊廷), Zhao Jingqi(赵静启), Li Jian(李 建) *et al.* *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2021, 31(5):1214
- [13] Hu Maoliang(胡茂良), Zhu Yao(朱 瑶), Wang Qudong(王渠东) *et al.* *Journal of Harbin Engineering University*(哈尔滨工程大学学报)[J], 2017, 38(2): 304
- [14] Xia Xiangsheng, Chen Qiang, Li Jianping *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2014, 610(10): 203
- [15] Wang Yujiao(王玉娇), Jiang Haitao(江海涛), Liu Chaomin(柳超敏) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2020, 49(5): 1650
- [16] Chen Jingsheng(陈京生), Zhang Yanqin(张艳琴), Li Qing(李清) *et al.* *Journal of Ordnance Equipment Engineering*(兵器装备工程学报)[J], 2021, 42(12): 7
- [17] Hao Fang(郝 芳), Zhao Pingluo(赵平洛), Mao Youchuan(毛友川) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2021, 50(12): 4348
- [18] Guo Zitao(郭子涛), Gao Bin(高 斌), Guo Zhao(郭 钊) *et al.* *Explosion and Shock Waves*(爆炸与冲击)[J], 2018, 38(4): 804
- [19] Tao Zhijun, Fan Xiaoguang, Yang He *et al.* *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2018, 28(2): 298
- [20] Li Jianguang(李建光), Shi Qi(施 琪), Cao Jiedong(曹结东) *et al.* *Journal of Lanzhou University of Technology*(兰州理工大学学报)[J], 2012, 38(2): 164
- [21] Ren Jibin(任冀宾), Wang Cunxian(汪存显), Zhang Xinyue(张欣玥) *et al.* *Journal of South China University of Technology (Natural Science Edition)*(华南理工大学学报, 自然科学版)[J], 2019, 47(8): 136
- [22] Lin Li(林 莉), Zhi Xudong(支旭东), Fan Feng(范 锋) *et al.* *Journal of Vibration and Shock*(振动与冲击)[J], 2014, 33(9): 153
- [23] Gao Yulong(高玉龙), Sun Xiaohong(孙晓红). *Explosion and Shock Waves*(爆炸与冲击)[J], 2021, 41(3): 118
- [24] Bridgman P W. *Studies in Large Plastic Flow and Fracture with Special Emphasis on the Effects of Hydrostatic Pressure*[M]. New York: McGraw-Hill, 1952

Johnson-Cook Constitutive Model and Failure Parameters of Mg-9Gd-4Y-2Zn-0.5Zr Alloy

Zhi Huidong^{1,2}, Guo Baoquan^{1,2}, Ding Ning^{1,2}, Yan Zhaoming^{3,4}, Zhu Jiakuan^{1,2}, Wan Chen¹

(1. Intelligent Weapons Research Institute, North University of China, Taiyuan 030051, China)

(2. School of Mechanical and Electrical Engineering, North University of China, Taiyuan 030051, China)

(3. School of Materials Science and Engineering, North University of China, Taiyuan 030051, China)

(4. College of Missile Engineering, Rocket Force University of Engineering, Xi'an 710051, China)

Abstract: The mechanical behavior and fracture failure characteristics of Mg-9Gd-4Y-2Zn-0.5Zr alloy at various strain rates were investigated, including parameter calibration and verification based on the Johnson-Cook (J-C) constitutive model and failure model. Quasi-static tensile tests at different temperatures were conducted by a universal testing machine, while dynamic tensile tests at high strain rates ($1000-3000\text{ s}^{-1}$) were performed by a Hopkinson bar apparatus. Based on the experimental data, modifications were made to the strain rate hardening and thermal softening terms of the J-C constitutive model were modified, and relevant model parameters were calibrated. Further numerical simulations were carried out; the fracture locations and true stress-strain curves between experimental and simulated results were compared to validate the reliability of the failure model parameters. The fracture morphology of the magnesium alloy was observed and the microstructural characteristics influencing failure under different temperatures and strain rates were explored. Both dimples and cleavage steps were observed in the fracture morphologies during quasi-static and dynamic tensile processes, indicating a mixed fracture mechanism. Slightly more cleavage steps are found at higher strain rates, which is related to the strain rate sensitivity of the magnesium alloy. In contrast, ductile fracture is predominant during high-temperature tensile tests.

Key words: Mg-Gd-Y-Zn-Zr alloy; J-C constitutive model; J-C failure model; fracture strain

Corresponding author: Zhu Jiakuan, Ph. D., Lecturer, Intelligent Weapons Research Institute, North University of China, Taiyuan 030051, P. R. China, E-mail: nucjxzh@126.com