

AZ31B 镁合金热变形开裂准则的研究

赵大可, 马立峰, 朱艳春

(太原科技大学 重型机械教育部工程研究中心, 山西 太原 030024)

摘要: 以铸态 AZ31B 镁合金为研究对象, 时效处理 (400 °C/12 h) 后, 在 Gleeble-3800 热模拟机进行了变形温度为 250~450 °C、应变速率为 0.01~10 s⁻¹ 的热模拟压缩试验, 通过高速摄影技术确定了合金热压缩过程中的临界开裂应变, 结合有限元模拟确定了热压缩临界开裂损伤值。结果发现, 经典 Freudenthal 准则能够很好地反映高速摄影技术和热模拟压缩试验观察到的试样表面裂纹萌生以及扩展的现象, 结果与金相观察一致。因此, 基于 Freudenthal 准则, 通过引入 Zener-Hollomon 因子来表征镁合金热变形过程的临界开裂损伤值随变形温度和应变速率的变化, 建立了适用于铸态 AZ31B 镁合金的热变形开裂准则。该准则很好地揭示了镁合金热变形的临界开裂损伤值与应力状态、应变、变形温度和应变速率等变形参数之间的关系, 为铸态 AZ31B 镁合金热变形开裂预测提供了理论支撑, 为该合金热加工参数的优化奠定了技术基础。

关键词: AZ31B 镁合金; 高速摄影技术; 热变形开裂准则; 临界开裂损伤

中图分类号: TG146.22

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2019)07-2159-06

近年来, 随着镁合金在汽车工业、航空航天、医学、体育用品、电子产品等行业中的广泛应用, 其诸如质轻、比强度比刚度高、良好阻尼性、较好的吸收振动能力、防屏蔽电磁干扰等性能得到很好地体现^[1,2]。但是塑性变形过程中出现的断裂现象已经成为限制其发展的一个重要因素。不论是通过压铸还是轧制等生产的高质量产品, 都不可避免有表面开裂和边部裂纹等问题, 而且变形条件越苛刻, 这种现象越明显^[3,4]。而经典断裂准则大多基于冷塑性变形获得, 对于高温成型条件下断裂准则的报道也大多基于铝合金、钛合金等材料, 如 Zhu 等^[5]基于 Oh 准则并考虑温度和应变速率的影响, 提出了一种热开裂模型, 准确预测了 Ti40 合金墩粗过程的裂纹萌生。同时现有镁合金热变形韧性断裂准则的研究大多基于拉伸断裂等, 对合金基于压缩的相关研究报道较少。Seok 等^[6]通过对 AZ31 镁合金板材进行拉伸试验, 建立了考虑应力三轴度和变形路径的有效断裂应变的新断裂准则, 同经典断裂准则进行验证性对比, 发现新准则适应性更好。Kim 等^[7]通过对镁合金板材做拉伸试验, 并添加考虑剪切变形的 Lode 参数在 McClintock 准则中, 建立了新的韧性断裂准则, 其准确性在 LS-DYNA 中得到了验证。为此, 系统研究镁合金热变形过程中的开裂行为, 建立起适合镁合金热压缩变形的韧性开裂准则,

可以为镁合金热变形开裂的预测提供理论研究基础。

众所周知, 对于金属材料热变形开裂行为和开裂准则的研究, 开裂现象的表征及临界开裂应变的确定尤为关键, 许多学者对此也进行了研究。Zhan^[8]、张学敏^[9]等通过二分逐渐逼近的方法得到钛合金热压缩变形过程的临界开裂变形量, 该方法不仅消耗原材料使得实验成本高, 而且费时费力。为此, 有研究者尝试通过其他技术手段来探究材料的开裂行为。Xu 等^[10]通过对红外热像处理框编写算法的方法, 实现了对金属表面裂纹的自动检测。Zhang 等^[11]提出了应用红外热像仪测量 AZ31B 镁合金断裂韧度的方法, 基于此测定了在准静态载荷下合金的断裂韧度, 研究了裂纹扩展路径附近的温度变化。但热红外成像技术对实验环境要求苛刻, 测量精度容易受到空气温度、湿度、仪器发射率和测量角度等因素的影响^[12]。Droubi 等^[13]通过声发射技术研究了复合金属粘合接头的失效行为, 但是由于难以确认位置和精确的机械源, 很难确认所有样品组合的光谱能量变化, 同时试验测量精度易受机电噪声干扰^[14]。彭雯雯等^[15-18]通过高速摄影技术清晰地研究了材料变形的断裂行为, 结果清晰准确。基于此, 本研究采用高速摄影技术来观测和研究镁合金热变形开裂行为, 并测定镁合金热变形开裂的临界开裂应变。

收稿日期: 2018-07-10

基金项目: 国家自然科学基金重点项目 (U1610253); 国家自然科学基金青年项目 (51604181); 山西省重点研发计划 (201603D111004); 山西省“青年三晋学者”计划; 江苏省“双创团队”领军人才项目; 山西省重点学科建设经费

作者简介: 赵大可, 男, 1992 年生, 硕士生, 太原科技大学轧制中心, 山西 太原 030024, E-mail: zhdk911@163.com

因此，本研究以铸态 AZ31B 镁合金为研究对象，通过 Gleeble 热模拟压缩试验、有限元模拟和高速摄影技术相结合的方法，建立了考虑温度和应变速率的镁合金热变形开裂准则，结果对镁合金热成型工艺的精确控制、预测镁合金热变形开裂具有重要的理论意义和工程应用价值。

1 实验

选用某集团公司生产的 AZ31B 镁合金铸坯作为试验材料，质量分数 (%) 为：3.37Al、0.86Zn、0.29Mn、0.04Fe、0.1Si、0.0015Cu、0.0047Ni，余量为 Mg。时效处理 (400℃/12 h) 后，空冷至室温。线切割取取 $\Phi 8.3 \text{ mm} \times 12.5 \text{ mm}$ 小圆柱试样，随后将试样机械加工成 $\Phi 8 \text{ mm} \times 12 \text{ mm}$ 的压缩试样，在 Gleeble-3800 热模拟试验机上进行热模拟压缩试验，变形温度为 250、300、350、400、450℃，应变速率为 0.01、0.1、1、 10 s^{-1} 。压缩前，试样两端贴上钽片，防止试样卡死或磨损，并减小摩擦对试样应力状态的影响，便于试样均匀变形。试样侧面中部电焊 K 型电偶丝，电偶丝上涂抹高温水泥，以固定电偶丝，增加试验成功率。试验压缩最大应变为 0.916，升温速度 $5 \text{ }^\circ\text{C/s}$ ，保温时间为 3 min，变形后试样空冷至室温。

整个变形过程采用 Phantom v310 高速摄影仪拍摄记录，摄影仪固定在摄影架上，防止因摄影仪抖动影响拍摄效果。为使进入摄影仪镜头的光线充足，拍摄图像更加清晰，热压缩过程采用 LED 灯补光。拍摄频率取 1000~3000 帧/s ($0.01 \text{ s}^{-1}/1000 \text{ 帧/s}$, $0.1 \text{ s}^{-1}/1000 \text{ 帧/s}$, $1 \text{ s}^{-1}/2000 \text{ 帧/s}$, $10 \text{ s}^{-1}/3000 \text{ 帧/s}$)，最大曝光时间为 1000 s，记录的图像存入便携式笔记本电脑，设备观测连接示意如图 1 所示。

将变形后试样沿压缩轴向切开，镶嵌后，依次采用 400#、800#、1000#、1200#、2000# 水砂纸进行粗磨与细磨，然后通过氧化铝抛光，腐蚀后，在 Axio Imager A2m 金相显微镜下观察其组织，腐蚀剂选用 5.5 g 苦味酸、2 mL 乙酸、90 mL 乙醇和 10 mL 蒸馏水组成的混合液。

2 结果与分析

2.1 热压缩过程裂纹萌生及扩展

图 2 为高速摄影仪记录的镁合金试样在 $1 \text{ s}^{-1}/250 \text{ }^\circ\text{C}$ 下热压缩变形表面裂纹的发展过程。从图 2 发现，图像可以清楚地揭示合金变形过程中表面裂纹的形成和发展。当应变量为 0.1696 时，可以发现试样中部表面开始出现微裂纹，微裂纹所在平面与压缩轴向呈 45° 角，因此可以确定应变变量 0.1696 为试样在 $1 \text{ s}^{-1}/250 \text{ }^\circ\text{C}$

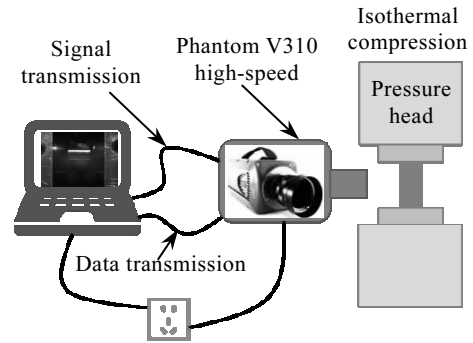


图 1 热压缩过程设备连接示意图

Fig 1 Diagram of thermal compression process equipment connection

变形条件下的临界开裂应变。随着变形的继续，模糊的表面微裂纹长大加深，沿 45° 方向扩展逐渐清晰，而且程度逐渐加剧。当应变量为 0.378 时，试样表面中部出现明显的 45° 剪切开裂现象，为试样变形的第 1 次开裂。此后，随着应变量持续增加，试样进一步变形，到 0.606 时，试样左上角出现 2 次以及 3 次裂纹，与变形轴向呈 45° 。当应变变量达到最大值 0.916 时，裂纹最终发展成为较为严重的混合 45° 剪切开裂，与最终试验结果 (平行 45° 剪切开裂+单向 45° 剪切开裂) 吻合。从上述分析可以看出，通过高速摄影技术记录合金变形过程，结合压缩实验结果，可以很好地表征合金热变形过程中裂纹萌生、扩展以及开裂形式等开裂行为。

图 3 为镁合金试样在 $1 \text{ s}^{-1}/250 \text{ }^\circ\text{C}$ 变形条件下压缩后开裂方式显微组织。从图 3 可知，随着变形的进行，试样在沿着压缩轴向成 45° 方向形成一条变形带，裂纹首先在此处萌生。同时，单向 45° 剪切裂纹下方的组织再结晶细化明显，无原始粗大组织存在；而裂纹上方存在较多的粗大原始晶粒，多处的“项链状”结构也表明再结晶晶粒细化正在进行，并未完成。从压缩后的金相试样也可以发现，试样主要呈混合 45° 剪切开裂，其中主裂纹沿与压缩轴向成 45° 角方向，为单向

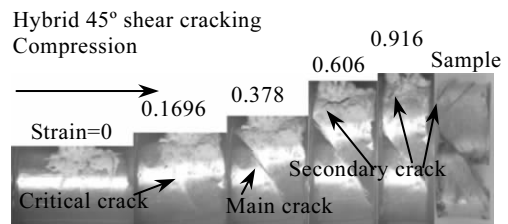


图 2 高速摄影仪拍摄到的镁合金热压缩变形过程

Fig.2 Thermal compression deformation process of magnesium alloy taken by high speed photographic instrument

45°剪切开裂;二次及三次裂纹方向同样与压缩轴向成 45°角,但二者相互平行,为平行 45°剪切开裂。因此,裂纹易在沿压缩轴向成 45°角的变形带处产生并扩展。大倍率的显微组织(图 4)也显示,裂纹在遇到未完成再结晶的粗大晶粒时,其扩展方向会沿晶界向应力集中较小的方向扩展,最终呈沿晶断裂形貌。

2.2 临界开裂等效应变

上文所述临界开裂应变的测定是通过高速摄影仪所带图像处理软件 PPC 2.14 处理拍摄图像而获得的。详细处理主要分为 3 步:首先,设置软件单位为国际单位制(S. I. Units),选定测量所用距离单位为 mm;其次,设定标尺,以原始试样长度 12 mm 为参考,标定初始观察到的试样长度为 12 mm(图 5a),此时比例为:0.051 mm/pix;最后,通过观察热压缩过程,找到开裂发生部位,截取该时刻图像,并对该图像选择“两点标定”(Distance & Angle & Speed:2points)进行标定,测得开裂时刻试样的长度为 10.128 mm,如图 5b,计算得到该条件下的临界开裂变形量为 15.6%,进而得到临界开裂应变为 0.1696。因此,不同热变形条件下的临界开裂应变如表 1 所示。

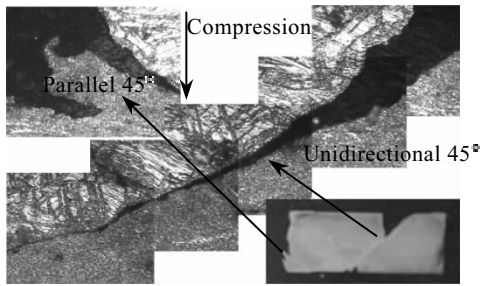


图 3 镁合金热压缩变形开裂方式显微组织

Fig.3 Microstructure of fracture mode on thermal compression deformation of magnesium alloy (1 s⁻¹/250 °C)

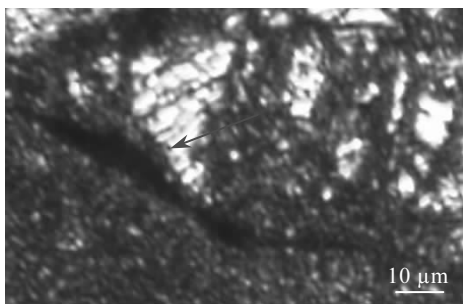


图 4 镁合金热压缩变形裂纹扩展显微组织

Fig.4 Microstructure of crack propagation on thermal compression deformation of magnesium alloy

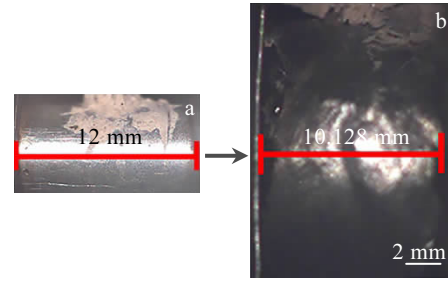


图 5 热压缩临界开裂变形量的测定

Fig.5 Determination of critical fracture deformation of thermal compression: (a) length of original pattern and (b) length of cracking

表 1 不同热变形条件下的临界开裂应变

Table 1 Critical fracture strain under different thermal deformation conditions

Temperature/°C	Strain rate/s ⁻¹			
	0.01	0.1	1	10
250	0.22523	0.19807	0.1696	0.13508
300	0.29437	0.23977	0.20336	0.18673
350	0.36025	0.34838	0.26768	0.22523
400	0.41804	0.36635	0.3105	0.26136
450	0.45544	0.40797	0.36384	0.31243

2.3 镁合金热压缩变形开裂准则的建立

本研究所述有限元模拟是采用 Deform-3D 软件按照实际压缩条件建立数值模型,将高速摄影技术同有限元计算相结合,获得临界开裂损伤值。具体有限元模拟参数设置:试样设为塑性体,上下模具为刚体,泊松比为 0.35,摩擦系数为 0.35,模拟网格 50 000 个。本构模型的建立是将 Gleeble 热压缩试验应力-应变数据导入 Deform 中获得,选择 Freudenthal 准则^[17]式(1)来模拟铸态 AZ31B 镁合金热压缩变形,其中式(1)为:

$$\int_0^{\bar{\epsilon}_f} \bar{\sigma} d\bar{\epsilon} = C \tag{1}$$

式中, $\bar{\sigma}$ 为等效应力, $\bar{\epsilon}_f$ 为临界开裂应变, C 为损伤值。常规金属材料的开裂准则是基于室温条件下考虑材料变形的应力状态推导而来,适用于室温条件下的材料开裂。而对于密排六方结构的镁合金,变形温度的升高和应变速率的降低会促进其动态再结晶的进行,动态再结晶就使得镁合金塑性变形机制变得更丰富。一般认为,只有在温热成型条件下,晶体锥面滑移和棱柱面滑移才能得以启动,其塑性机制得到改善。因此,对于镁合金的塑形成型,考虑变形温度和应变速率开

裂准则的研究显得十分有意义。现有文献发现^[11,19,20], 镁合金变形的临界开裂损伤值既与变形过程的应力状态参量有关, 也与材料热变形参数(变形温度和应变速率等)有关, 而金属材料的热变形通常可以用 Zener-Hollomon 因子 ($Z = \dot{\epsilon} \exp(Q/RT)$, Q 为变形激活能, $\dot{\epsilon}$ 为应变速率, T 为变形温度, R 为理想气体常数) 表示。因此, 镁合金热变形开裂准则可以由以下模型表述。

$$D = \frac{\int_0^{\bar{\epsilon}} \bar{\sigma} d\bar{\epsilon}}{f(\dot{\epsilon}, T)} \quad (2)$$

式中, 分子表示由经典 Freudenthal 断裂准则获得的任意变形条件下的临界开裂损伤值, 分母 $f(\dot{\epsilon}, T)$ 为表征临界开裂损伤值与 $\dot{\epsilon}$ 和 T 关系的函数, 本研究表示为 $\ln Z$ 的函数, 即 $f(\dot{\epsilon}, T) = f(\ln Z)$ 。

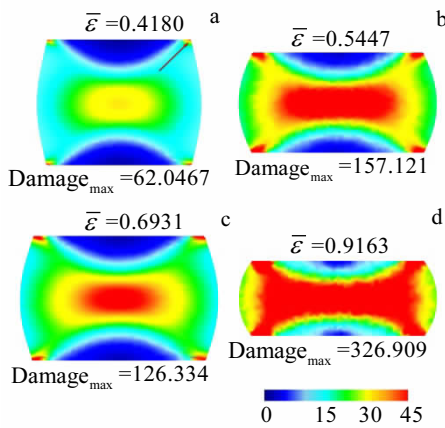


图 6 铸态 AZ31B 镁合金热压缩过程损伤演变
Fig.6 Damage evolution of as-cast AZ31B magnesium alloy during thermal compression

2.3.1 临界开裂损伤值

图 6 为铸态 AZ31B 镁合金在 $0.01 \text{ s}^{-1}/400 \text{ }^\circ\text{C}$ 热压缩变形过程的损伤演变云图。由图可知, 随着应变量的增大, 最大损伤值首先在试样角部出现, 与高速摄影图像所记录的开裂现象一致, 同时可以观察到热压缩模拟呈 45° 剪切开裂(图 6b, 6c, 6d), 符合宏观试样的主要开裂方式。因此, 结合高速摄影技术得到的临界开裂应变分析, 在 $0.01 \text{ s}^{-1}/400 \text{ }^\circ\text{C}$ 的变形条件下, 当上模具压缩变形的位移量为 4.7812 mm , 即临界开裂应变为 0.41804 时, 此时最大损伤值为 62.0467 (图 6a), 即临界开裂损伤值为 62.0467 。该值的物理意义是: 合金在该变形条件下, 当临界应变为 0.4180 时, 损伤值超过临界开裂损伤值 (62.0467), 该位置发生开裂。基于此, 测得不同热变形条件下的临界开裂损伤值见表 2。

图 7 为变形温度和应变速率对铸态 AZ31B 镁合金临界开裂损伤值的影响。由表 2 和图 7 可以看出, 铸

表 2 不同热变形条件下的临界开裂损伤值

Table 2 Critical fracture damage values under different thermal deformation conditions

Temperature/ $^\circ\text{C}$	Strain rate/ s^{-1}			
	0.01	0.1	1	10
250	62.0085	58.0074	52.9871	46.1596
300	70.4032	60.6068	56.1522	54.5563
350	76.6585	71.0976	67.0299	61.7347
400	85.6784	78.7825	69.4144	64.6366
450	88.8043	81.4427	77.7171	72.1377

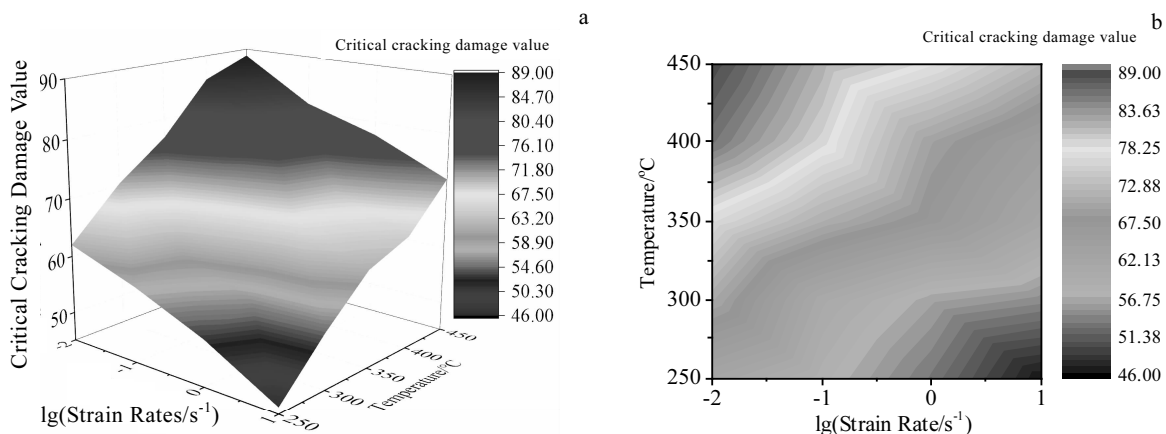


图 7 变形温度和应变速率对镁合金临界开裂损伤值的影响

Fig. 7 Influence of deformation temperature and strain rate on critical fracture damage value of magnesium alloy: (a) graphic model and (b) projection drawing

态 AZ31B 镁合金在温度为 250~450 °C、应变速率为 0.01~10 s⁻¹ 的变形条件下, 临界开裂损伤值在 46.00~89.00 范围内变化, 而非不随温度和应变速率变化的常数。同时, 其值随变形温度和应变速率的变化规律与临界开裂应变相似, 即变形温度越高和应变速率越小则临界开裂损伤值越大, 而且这种现象对应变速率的敏感程度更高, Xia 等^[20,21]也发现了该合金的这种规律。此外, 由于镁合金为 hcp 结构, 室温滑移系较少, 而非基底滑移临界剪切应力 (CRSS) 远高于基底滑移, 且两者比值 (非基底/基底) 非常大, 因此室温时塑性较差。随着温度的升高, 非基底滑移的 CRSS 急剧下降, 两者比值减小, 尽管在 370 °C 时, 热激活使得 {10 $\bar{1}$ 1} 压缩孪生的 CRSS 明显低于 200 °C 时的值^[22], 但其孪生体积明显减小。这就归因于热激活使得非基面滑移系激活, 尤其是锥面滑移 <c+a> 的产生, 同时变形机制逐渐从基面滑移和孪生相互竞争转为滑移占主导^[23], 致使镁合金塑性增强, 达到临界开裂应变所需的变形量增多, 临界开裂损伤值增大。而对于应变速率对镁合金性能影响的机制, Wu^[24]认为随着应变速率的增大, 位错没有足够的时间进行抵消和合并, 形成位错堆积、应力集中, 此时单纯的滑移机制无法有效释放集中的应力, 而高速率变形下晶体中大部分应变能储存在孪晶中, 从而增加了孪生产生的倾向, 使得在高速变形下也能够发生孪生。孪生的存在足以给合金提供动态再结晶 (DRX) 驱动力, 由于孪晶和 DRX 的成核速率高, 孪晶密度和 DRX 晶粒分数随着变形速率的增大而增大, 此时组织均匀、晶粒更细小。但高应变速率变形时, 动态再结晶的形核不能启动到足够大的程度来消耗持续的变形能, 组织就会萌生裂纹, 此后随着变形量的增大, 裂纹扩展加深。因此, 应变速率越高合金热变形达到临界开裂损伤值越快, 材料越易开裂。

2.3.2 热变形开裂准则的建立

图 8 为基于 Freudenthal 准则获得的临界开裂损伤值与 lnZ 的关系。可以明显看出, lnZ 与临界开裂损伤值成很好地线性关系, 而且损伤值随着 lnZ 的增大而减小, 呈负相关, 回归分析后, 有:

$$C_f = 146.27428 - 2.31253 \ln Z \quad (3)$$

拟合相关系数 (Adj. R-Square) 为 0.974 82, 拟合度较高。因此, 考虑变形温度和应变速率的铸态 AZ31B 镁合金开裂准则为:

$$D = \frac{\int_0^{\bar{\epsilon}_f} \bar{\sigma} d\bar{\epsilon}}{f(\dot{\epsilon}, T)} = \frac{\int_0^{\bar{\epsilon}_f} \bar{\sigma} d\bar{\epsilon}}{146.27428 - 2.31253 \ln Z} \quad (4)$$

该准则所表达的物理意义为: D=1 时, 材料开始萌生

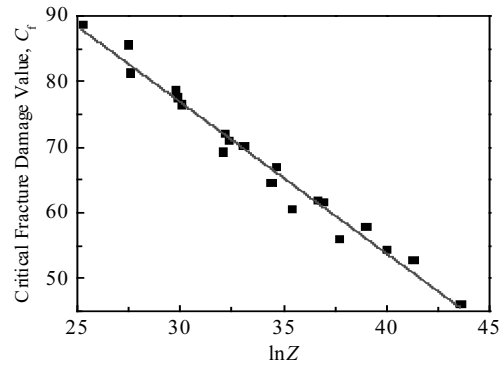


图 8 基于 Freudenthal 准则的临界开裂损伤值 Cf 与 lnZ 的关系
Fig.8 Relationship between critical fracture damage value Cf and lnZ based on Freudenthal criterion

开裂; 当 D>1 时, 材料在热变形条件下发生开裂; D<1 时, 材料处于热加工安全区, 不发生开裂。

3 结论

1) 通过高速摄影技术清晰地记录了铸态 AZ31B 镁合金热压缩变形过程中试样表面裂纹的产生和扩展情况, 结果与金相组织观察一致。确定了镁合金不同变形条件下的临界开裂应变, 且其值随应变速率的升高和变形温度的降低而减小, 呈现很好地规律性。

2) 结合临界开裂应变和有限元模拟获得了各变形条件下的临界开裂损伤值, 其值随变形温度和应变速率的变化规律与临界开裂应变相似。

3) 引入 Zener-Hollomon 因子来表征变形温度和应变速率对临界开裂损伤的影响, 基于 Freudenthal 准则建立了新的镁合金热压缩开裂准则。因此, 铸态 AZ31B 镁合金的韧性开裂准则为:

$$D = \frac{\int_0^{\bar{\epsilon}_f} \bar{\sigma} d\bar{\epsilon}}{f(\dot{\epsilon}, T)} = \frac{\int_0^{\bar{\epsilon}_f} \bar{\sigma} d\bar{\epsilon}}{146.27428 - 2.31253 \ln Z}$$

准则所表达的物理意义为: D=1 时, 材料表面处于开裂和未开裂的临界状态; 当 D>1 时, 材料在热变形条件下发生开裂; D<1 时, 材料处于热加工安全区, 不发生开裂。

参考文献 References

[1] Zhi C, Ma L, Huang Q et al. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2018, 255: 333
 [2] Xu Wanqiang, Birbilis Nick, Sha Gang et al. *Nature Materials*[J], 2015, 14(12): 1229
 [3] Jia W, Ma L, Le Q et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2019, 783: 863

- [4] Huang Zhiquan, Huang Qqingxue, Wei Jianchun *et al.* *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2017, 246: 85
- [5] Zhu Yanchun, Zeng Weidong, Zhang Fusheng *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2012, 553: 112
- [6] Seok D Y, Kim D, Kim S W *et al.* *Metals & Materials International*[J], 2015, 21(1): 54
- [7] Kim D Y, Lee M G, Lee C A *et al.* *International Journal of Plasticity*[J], 2017, 94: 98
- [8] Zhan M, Zhang T, Yang H *et al.* *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*[J], 2016, 87(5-8): 1
- [9] Zhang Xuemin(张学敏), Zeng Weidong(曾卫东), Shu Ying(舒滢) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering* (稀有金属材料与工程)[J], 2008, 37(4): 604
- [10] Xu Changhang, Xie Jing, Chen Guoming *et al.* *Infrared Physics & Technology*[J], 2014, 67(4): 266
- [11] Zhang Hongxia, Wang Z N, Zhou Y G *et al.* *Materials Science & Technology*[J], 2016(12): 1276
- [12] Hou Chenggang(侯成刚), Zhang Guangming(张广明), Zhao Mingtao(赵明涛) *et al.* *Journal of Infrared and Millimeter Waves*(红外与毫米波学报)[J], 1997(3): 193
- [13] Droubi M G, Stuart A, Mowat J *et al.* *Journal of Adhesion*[J], 2018, 94(5): 347
- [14] Liu Jun(刘军), Chen Guangxi(陈光曦). *Transactions of Shenyang Ligong University*(沈阳理工大学学报)[J], 2015(2): 12
- [15] Peng Wenwen(彭雯雯), Zeng Wendong(曾卫东), Wang Qingjiang(王青江) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2016, 45(2): 399
- [16] Azmi A I, Lin R J T, Bhattacharyya D. *Advanced Materials Research*[J], 2014, 845: 915
- [17] Nishioka T, Negishi Y, Sumii H *et al.* *Journal of the Society of Materials Science*[J], 2012, 61(11): 894
- [18] Hu Shenghai(胡升海), Fang Zefa(房泽法), Xiong Peng(熊鹏) *et al.* *Explosive Materials*(爆破器材)[J], 2013(4): 45
- [19] Freudenthal A M. *The Inelastic Behavior of Engineering Materials and Structures*[M]. New York: John Wiley and Sons, 1950: 1
- [20] Xia Yufeng, Quan Guozheng, Zhou Jie. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2010, 20(S2): 580
- [21] Rodriguez A K, Kridli G, Ayoub G *et al.* *Journal of Materials Engineering & Performance*[J], 2013, 22(10): 3115
- [22] Al-Samman T, Molodov K D, Molodov D A *et al.* *Acta Materialia*[J], 2012, 60(2): 537
- [23] Al-Samman T, Li X, Chowdhury S G. *Materials Science & Engineering A*[J], 2010, 527(15): 3450
- [24] Wu Yuanzhi, Yan Hongge, Zhu Suqin *et al.* *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2014, 24(4): 930

Fracture Criterion on Thermal Deformation of AZ31B Magnesium Alloy

Zhao Dake, Ma Lifeng, Zhu Yanchun

(Heavy Machinery Engineering Research Center of Ministry of Education, Taiyuan University of Science and Technology, Taiyuan 030024, China)

Abstract: As-cast AZ31B magnesium alloy after homogenization treatment was taken as the research object, and a thermal simulation compression test with deformation temperature of 250~450 °C and strain rate of 0.01~10 s⁻¹ was carried out on the Gleeble-3500 thermal simulator. The critical crack strain in the process of thermal compression was determined by high speed photographic technique, and the critical crack damage value was determined by FEM simulation. The results reveal that the classical Freudenthal criterion can well reflect the phenomenon of surface crack initiation and propagation observed by high-speed photographic technique and thermal simulation compression experiment, and the results are consistent with the metallographic observation. Therefore, based on the Freudenthal criterion, a new fracture criterion was established by introducing the Zener-Hollomon factor to characterize the effect of deformation temperature and strain rate on the critical fracture damage of magnesium alloy during thermal deformation process. The fracture criterion well indicate the relationship between the critical fracture damage value of magnesium alloy and the stress state, strain, deformation temperature and strain rate, which provide a theoretical support for predicting thermal deformation cracking of as-cast AZ31B magnesium alloy and lay the technical foundation for optimizing the parameters of thermal processing of the alloy.

Key words: AZ31B magnesium alloy; high-speed photographic technology; thermal deformation fracture criterion; critical fracture damage

Corresponding author: Ma Lifeng, Ph. D., Professor, School of Mechanical Engineering, Taiyuan University of Science and Technology, Taiyuan 030024, P. R. China, E-mail: malifengqh@163.com