



## 基于修正流变应力的2050铝锂合金 统一本构方程和热加工图

董 宇<sup>1,2</sup>, 叶凌英<sup>1,2</sup>, 柯 彬<sup>1,2</sup>, 刘晓东<sup>1,2</sup>

(1. 中南大学 材料科学与工程学院, 长沙 410083;

2. 中南大学 有色金属材料科学与工程教育部重点实验室, 长沙 410083)

**摘 要:** 通过热压缩模拟实验研究热轧态2050铝锂合金在340~500℃、0.001~10 s<sup>-1</sup>下的高温塑性变形行为, 分析了热压缩过程中的外摩擦和温度变化对合金流变应力的影响, 并且对测量得到的流变应力进行了修正。基于修正流变应力构建了热轧态2050铝锂合金的流变应力统一本构方程, 包括应变修正Arrhenius模型和Hensel-Spittel模型, 同时还绘制了合金在不同应变率下的热加工图, 并通过金相显微镜观察了不同变形条件热压缩试样的晶粒形貌。结果表明: 外摩擦会导致流变应力测量值高于理想值, 而绝热温升造成的温度变化会导致流变硬化或软化, 使得流变应力改变。统一本构方程模型在拟合区间内都具有较高的拟合性, 应变修正Arrhenius模型在稳态流变阶段的拟合程度较高, Hensel-Spittel模型能描述合金在整个热变形过程的流变应力变化。通过热加工图可以发现热轧态2050铝锂合金最佳的加工范围是温度420~500℃、应变速率0.001~0.003 s<sup>-1</sup>区域。流变失稳区为温度350~480℃、应变速率3.16~10 s<sup>-1</sup>和温度340~360℃、应变速率0.1~3.16 s<sup>-1</sup>两个区域。合金在稳定区主要发生动态回复和动态再结晶, 而在失稳区主要发生局部流变。

**关键词:** 2050铝锂合金; Arrhenius模型; Hensel-Spittel模型; 流变应力本构方程; 热加工图

文章编号: 1004-0609(2022)-05-1254-15

中图分类号: TG146.2

文献标志码: A

**引文格式:** 董 宇, 叶凌英, 柯 彬, 等. 基于修正流变应力的2050铝锂合金统一本构方程和热加工图[J]. 中国有色金属学报, 2022, 32(5): 1254-1268. DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2022-40183

DONG Yu, YE Ling-ying, KE Bin, et al. Constitutive modeling and processing maps of 2050 Al-Li alloy based on corrected flow stress[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2022, 32(5): 1254-1268. DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2022-40183

与常规铝合金相比, 铝锂合金具有更低的密度、更高的弹性模量和更高的耐损伤性能, 因此正逐渐取代传统铝合金作为航空航天结构材料<sup>[1-2]</sup>。2050铝锂合金是近二十年内研制成功的铝锂合金, 在设计时对标7050铝合金, 2050铝锂合金的静力性能和损伤性能与7050铝合金不相上下, 并且密度相比7050铝合金减少了4%, 弹性模量提升了5%<sup>[3]</sup>。目前为止, 2050铝锂合金已经应用于大型

客机上下机翼蒙皮、机身等直部段蒙皮等结构部位<sup>[4-5]</sup>。随着航空航天工业发展, 铝锂合金在结构材料领域的应用需求更加迫切。

2050铝锂合金构件的高温塑性成形包括轧制、锻造和滚弯成形, 而成形过程中材料的流变行为是确定成形工艺参数的关键<sup>[6-7]</sup>。现代工业生产主要依靠计算机自动控制, 因此准确的流变模型也是产品连续大规模生产的保证<sup>[8-9]</sup>。目前, 应用最广泛

基金项目: 国家重点研发计划资助项目(2016YFB0300901)

收稿日期: 2021-04-28; 修订日期: 2021-07-23

通信作者: 叶凌英, 副教授, 博士; 电话: 13607435545; E-mail: lingyingye@csu.edu.cn

的方法是通过热压缩模拟的试验数据将流变应力与变形温度、应变速率和应变变量联系起来, 以此构建经验或半经验模型, 这种模型相对于纯物理模型形式简单且精度较高<sup>[10]</sup>。对于铝锂合金的高温塑性变形, 目前最常用的模型是 Arrhenius 模型。Arrhenius 模型建立了材料流变应力与变形温度、应变速率的联系, 研究者通过引入模型参数与应变的关系, 构建了应变修正 Arrhenius 模型, 该模型能准确描述材料在高温塑性变形稳态阶段的变形行为<sup>[10-11]</sup>。但在变形早期, 由于材料变形较为剧烈, 模型参数相对于应变的变化往往无规律, 因此, 应变修正 Arrhenius 模型无法描述变形初期的流变应力变化情况。通过直接将应变作为变量, 引入含有  $Z$  参数的 Arrhenius 方程之中, 可以建立 Hensel-Spittel 模型<sup>[12]</sup>。该模型直接将应变包含在主表达式中, 因此可以描述材料在整个变形过程中的流变应力变化情况。Hensel-Spittel 模型通常被应用于描述钢铁和镁合金的高温塑性变形行为, MEHTEDI 等<sup>[12]</sup>将其应用于 6XXX 系铸造铝合金的高温塑性变形行为描述上, 较好地吻合了其流变行为。热压缩模拟试验过程中, 试样与模具的接触面存在摩擦, 导致试样在热压缩过程在变形不均匀, 仪器的测量值无法反映材料的流变应力在真实的高温塑性成形过程中的变化规律。尽管现有试验条件下能通过增加润滑的手段减小滑动摩擦因数, 但仍然无法完全消除滑动摩擦的影响。因此, 讨论理想状态下的热压缩试验, 必须修正摩擦对流变应力造成的影响<sup>[13]</sup>。此外, 在较大应变速率下进行压缩时, 试样在压缩过程中会产生绝热温升或绝热温降, 由于温控系统响应不及时, 会出现压缩温度高于或低于设定值的现象, 这也会导致流变应力测量值与真实情况出现偏差。对测量得到的流变应力进行摩擦修正和温度修正, 才能反映理想状态下材料流变应力的变化规律<sup>[14-15]</sup>。

在构建统一本构方程的基础上, 辅以热加工图, 能够描述材料在不同温度和应变速率下的微观组织变化情况。基于动态材料模型 (Dynamic material model, DMM) 的热加工图不仅能描述材料在稳定变形区域微观组织演变情况, 而且能准确指出材料加工发生失稳的工艺参数范围<sup>[16-20]</sup>。因此,

热加工图是用于指导热轧态 2050 铝锂合金的一项极为重要的优化热加工工艺参数的工具。

本文作者基于摩擦和温度修正流变应力绘制的真应力-真应变曲线, 选取了两种形式较为简单且具有较高精度的典型的模型, 即应变修正 Arrhenius 模型和 Hensel-Spittel 模型, 用于构建热压缩统一本构方程, 比较了这两种模型的优缺点和适用性。在此基础上, 通过修正流变应力还建立了热轧态 2050 铝锂合金的 DMM 热加工图, 采用用于优化合金的工艺参数并分析失稳区域。此外, 基于热加工图对典型的微观组织演变进行观察以确定变形机制随变形参数的变化规律。

## 1 实验

本研究使用的原材料为 2050 铝锂合金热轧板, 其化学成分如表 1 所示。使用线切割从板材上取下  $d\ 10\ \text{mm}\times 15\ \text{mm}$  的圆柱形试样, 试样的压缩方向平行于板材法向。

热压缩模拟试验在 Gleeble-3500 热模拟机上进行, 在试样的两端和夹头中间放置石墨片以减小滑动摩擦的影响。选择 5 个不同的变形温度 (340、380、420、460 和 500  $^{\circ}\text{C}$ ) 以及 5 个不同的应变速率 (0.001、0.01、0.1、1 和 10  $\text{s}^{-1}$ )。试样升温速率为 10 K/s, 在达到设定温度后进行 180 s 的保温, 随后按照设定参数进行热压缩。所有试样都进行真应变 0.8 的压缩变形, 热变形完成后, 立即将试样水冷淬火以保留其高温变形组织。通过 Gleeble-3500 搭载的工作站完成实验过程中的数据采集。

采集到的数据用于计算修正值时, 需要间隔取点。本研究的取点方式为, 首先在 0~0.8 应变范围之间以 0.025 的间距选取 32 个点。对于应力变化较大的 0~0.025 应变范围, 在这之间再选取 10 个点,

表 1 2050 铝锂合金化学成分

Table 1 Chemical composition of 2050 Al-Li alloy (mass fraction, %)

Cu	Li	Mg	Ag	Mn
3.5	0.9	0.36	0.38	0.38
Zr	Si	Zn	Fe	Al
0.08	0.03	<0.1	0.04	Bal

合计共42个点。而在计算应变修正 Arrhenius 模型参数时,只需在0~0.8应变范围之间以0.025的间距选取32个点。

## 2 结果及讨论

### 2.1 真应力-真应变曲线修正

#### 2.1.1 摩擦修正

在热压缩模拟试验过程中,受试样和模具之间的摩擦影响,试样变形呈现不均匀性,导致试样最终形状呈鼓形,图1所示为变形后试样的形状示意图。ROEBUCK等<sup>[21]</sup>提出了用于判定是否需要摩擦修正的指标,鼓形系数 $B$ ,其表达式为:

$$B = \frac{h R_M^2}{h_0 R_0^2} \quad (1)$$

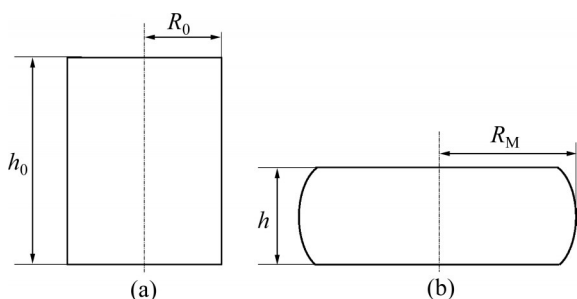


图1 热压缩试样变形示意图

Fig. 1 Schematic diagram of hot compression sample: (a) Before compression; (b) After compression

若 $1 < B < 1.1$ ,说明摩擦带来的影响可以忽略;若 $B \geq 1.1$ ,则摩擦对真实流变应力值产生了较大的影响。对本实验的样品几何尺寸测量后计算出的 $B$ 值范围为1.168~1.237,因此,需要对流变应力进行摩擦修正。EBRAHIMI等<sup>[22]</sup>提出一种方法来修正摩擦产生的影响,基本公式如下<sup>[22]</sup>:

$$\frac{P}{\sigma} = \frac{8bR}{H} \cdot \left\{ \left[ \frac{1}{12} + \left( \frac{H}{Rb} \right)^{3/2} \right] - \left( \frac{H}{Rb} \right)^3 - \frac{me^{-b/2}}{24\sqrt{3}(e^{-b/2} - 1)} \right\} \quad (2)$$

式中: $m$ 为压缩试验中的摩擦因数; $\sigma$ 为修正后的真应力; $P$ 为真应力的测量值; $b$ 为鼓形形状参数; $e$ 为自然对数; $R$ 和 $H$ 分别为压缩过程中的试样的半径和高度随应变变化的实时值,计算式分别为

$R = R_0 \exp(-\varepsilon/2)$ 和 $H = h_0 \exp(-\varepsilon)$ , $R_0$ 和 $h_0$ 分别为试样半径和高度的初始值, $\varepsilon$ 为试样的真应变。 $m$ 和 $b$ 的值由试样压缩后的形状决定,其计算式分别为:

$$m = \frac{R_f}{h} \times \frac{3\sqrt{3}b}{12-2b} \quad (3)$$

$$b = 4 \times \frac{R_M - R_T}{R_f} \times \frac{h}{h_0 - h} \quad (4)$$

式中: $R_f$ 为试样变形之后的平均半径; $R_T$ 为试样变形之后端面的半径; $h$ 为试样变形后的高度; $R_M$ 为试样变形之后最宽处的半径, $R_M$ 通过测量得到; $R_f$ 和 $R_T$ 的计算式分别为:

$$R_f = R_0 \times \sqrt{\frac{h_0}{h}} \quad (5)$$

$$R_T = \sqrt{3 \times \frac{h_0}{h} \times R_0^2 - 2R_M^2} \quad (6)$$

通过摩擦修正的方法计算出摩擦修正后的真应力值,得到的真应力-真应变曲线如图2所示。从图2中看出,试样和模具间的摩擦是真应力的测量值略高于实际值,且两者之间的差值随着应变增大而增大。

#### 2.1.2 温度修正

在热压缩的等温过程中,若应变速率较高(一般大于 $1 \text{ s}^{-1}$ ),试样由于绝热温升在短时间内无法保持温度稳定,因此实验采集的数据不能反映等温压缩的流变应力。图3所示为不同初始温度下实测温度值与初始温度值的差值随真应变变化曲线。由图3可以看出,当应变速率为较小的0.001、0.01和 $0.1 \text{ s}^{-1}$ 时,温差虽然在应变初期会产生波动,且波动幅度随应变速率增大而略微增大,但整体趋于平稳。当应变速率增加到 $1 \text{ s}^{-1}$ 时,温差在变形的前期有较大的增加,之后控温系统通过降温使试样温度逐渐稳定。当应变速率为 $10 \text{ s}^{-1}$ 时,设备的温度调节失效,温差首先随着应变线性增大,之后曲线趋于平缓。当温差升高后,试样和模具之间的传热效率也会提升,温差又会随着热传递减小。在早期的研究中,由于设备的局限性,研究人员往往无法直接采集到高应变速率下试样温度的实时变化值,因此,需要通过绝热温升公式计算试样在高应变速率变形的温度变化<sup>[23]</sup>。而该公式计算得到的温差曲线随着应变量的增加而线性增加,忽略了热传

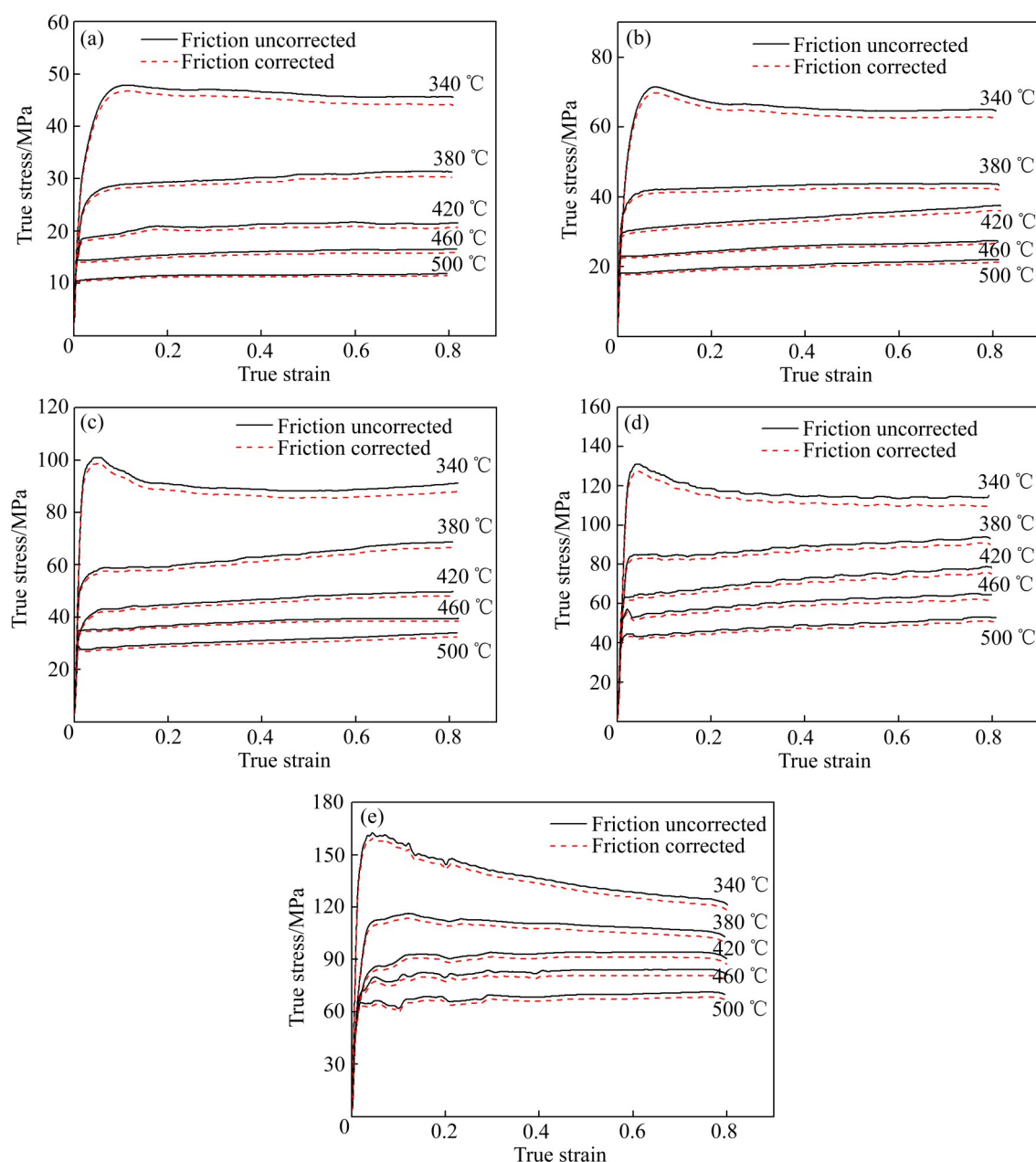


图2 不同应变速率和温度下摩擦修正与未摩擦修正时真应力-真应变曲线对比

**Fig. 2** Comparisons between friction corrected and uncorrected true stress-strain curves at different strain rates and temperatures: (a)  $0.001 \text{ s}^{-1}$ ; (b)  $0.01 \text{ s}^{-1}$ ; (c)  $0.1 \text{ s}^{-1}$ ; (d)  $1 \text{ s}^{-1}$ ; (e)  $10 \text{ s}^{-1}$

递的影响。本研究通过直接将灵敏热电偶埋入试样内部,可以实时反映真实的温度变化,且采集的温度数据符合温度变化的理论模型,因此,本研究可以直接使用试样的温度测量数据进行温度修正计算。

温度修正可以通过引入  $Z$  参数的流变应力 Arrhenius 方程进行推算,方程的形式为<sup>[24]</sup>:

$$Z = A[\sinh(\alpha\sigma)]^n = \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \quad (\text{所有应力水平}) \quad (7)$$

$$Z = A_1 \sigma^{n_1} = \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right), \alpha\sigma < 0.8 \quad (8)$$

$$Z = A_2 \exp(\beta\sigma) = \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right), \alpha\sigma > 1.2 \quad (9)$$

式中:  $Z$  为 Zener-Hollomon 参数;  $\dot{\epsilon}$  为应变速率;  $Q$  为热变形的热激活能;  $R$  为气体常数( $8.314 \text{ J/(mol} \cdot \text{K)}$ );  $T$  为实际变形温度;  $\sigma$  为流变应力;  $A$ 、 $A_1$ 、 $A_2$ 、 $\alpha$ 、 $\beta$ 、 $n_1$  均为材料常数,其中  $\alpha = \beta/n_1$ 。

由于 Arrhenius 方程是与应变无关的方程,为



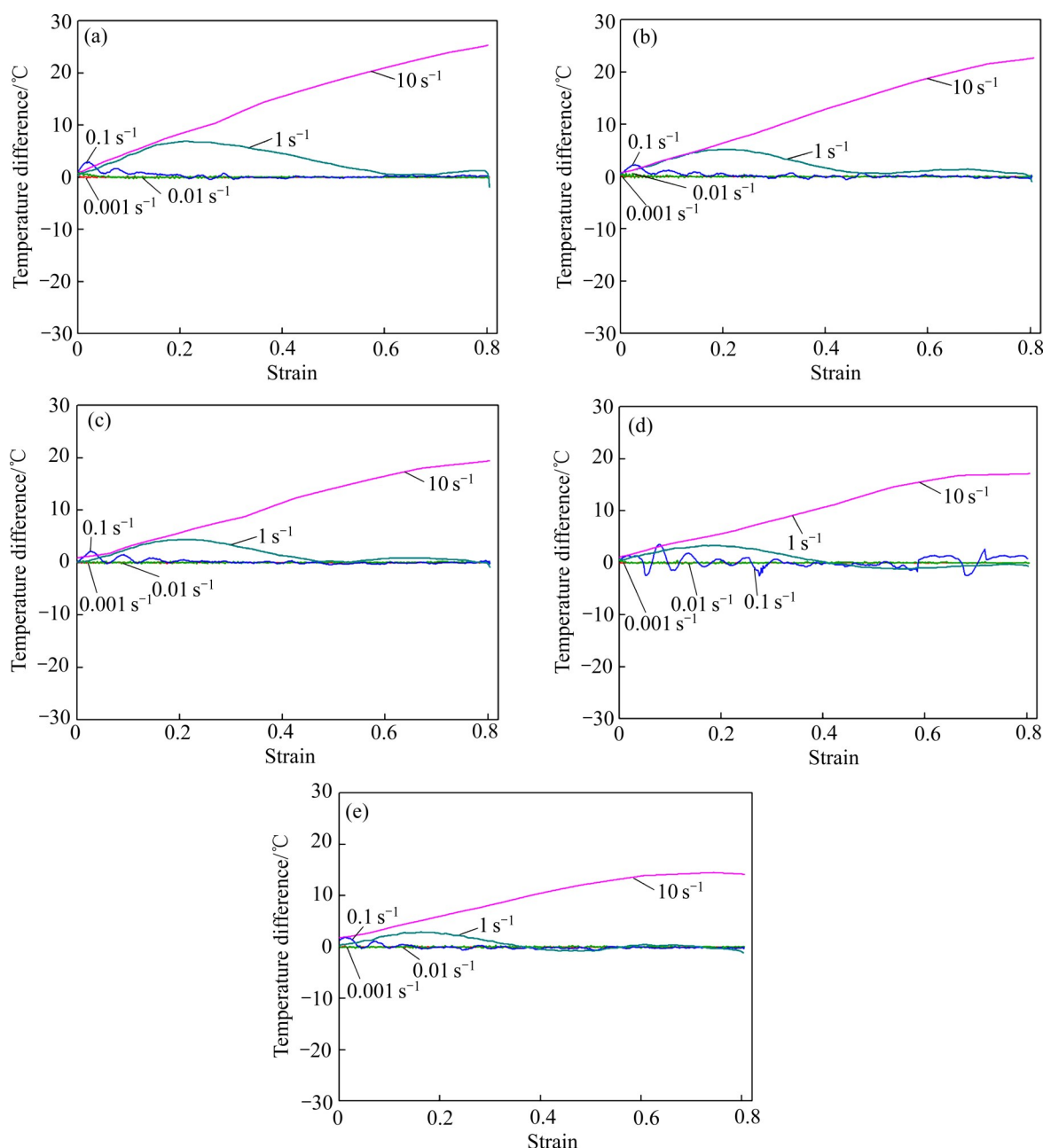


图3 不同初始温度下温度差值随应变变化曲线

**Fig. 3** Variation curves of temperature difference with true strain at various temperatures: (a) 340 °C; (b) 380 °C; (c) 420 °C; (d) 460 °C; (e) 500 °C

了计算温度修正值, 需要对特定应变下对应的流变应力和实际温度值进行拟合, 计算特定应变下的材料常数值, 使用理论温度进行计算。以0.001、0.01和0.1  $s^{-1}$  作为低应力水平, 对  $\ln \sigma - T^{-1}$  曲线进行一阶拟合, 获得拟合斜率和截距后, 再将温度值替换为理论温度值, 得到温度修正应力值; 以1和10  $s^{-1}$  作为高应力水平, 对  $\sigma - T^{-1}$  曲线进行一阶拟合, 用同样的方法获得温度修正应力值, 其结果如图4所

示。从图4中看出, 当应变速率为较低的0.001、0.01和0.1  $s^{-1}$  时, 温度修正曲线和温度未修正曲线比较接近。而应变速率为1  $s^{-1}$  时, 在应变的前期曲线差别较大, 后期趋于稳定, 这与温差曲线的结果吻合。而应变速率为10  $s^{-1}$  时, 温度修正曲线和温度未修正曲线有明显的偏离, 且初始变形温度低时的偏离更明显, 这是由于初始变形温度低时, 合金在变形过程中会产生更大的绝热温升, 而绝热温升

就是导致流变软化出现的原因。

## 2.2 统一本构模型

构建流变应力的统一本构方程是热压缩变形研究的基础, 统一本构方程需要建立流变应力与应变速率、应变和变形温度之间的关系。本节会以温度修正真应力-真应变曲线为基础, 构建基于应变修正 Arrhenius 模型和 Hensel-Spittel 模型的统一本构模型, 并对比分析两种模型的优缺点。

### 2.2.1 应变修正 Arrhenius 模型

Arrhenius 方程的模型已经在 2.1.2 的式(7)~(9)中给出, 从表达式中可以看出, 该模型不包含应变, 因此该模型需要将应变看作常数, 分别求出各应变下对应的参数值, 再拟合参数值随应变的变化曲线, 最后得到流变应力随应变变化的模型。以真应变量为 0.2 时对应的流变应力为例, 说明具体的计算过程:

将式(7)~(9)两边取自然对数, 可以将表达式转

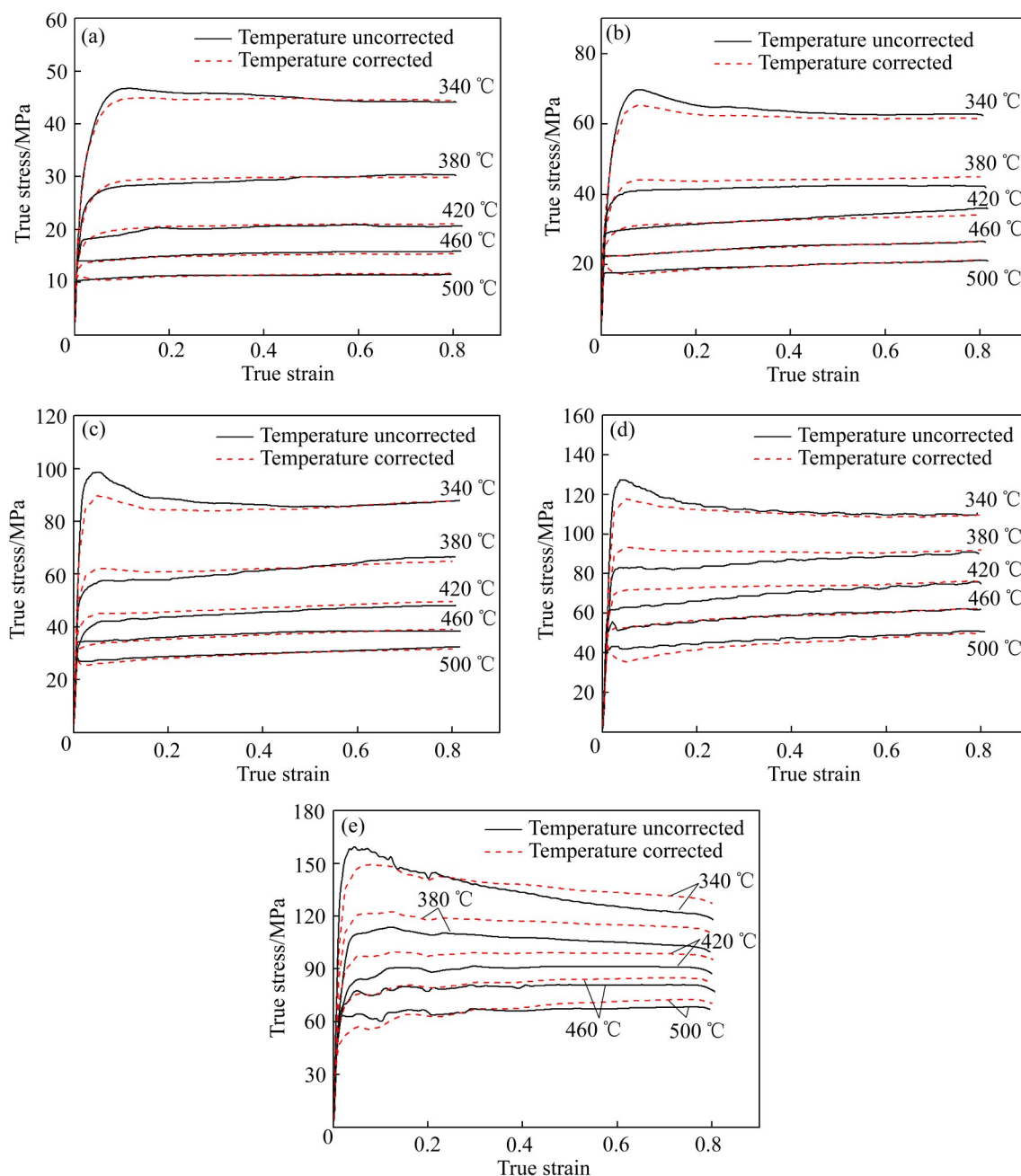


图4 不同应变速率和温度时温度修正与温度修正未真应力-真应变曲线对比

Fig. 4 Comparisons between temperature corrected and uncorrected true stress-strain curves at different strain rates and temperatures: (a)  $0.001 \text{ s}^{-1}$ ; (b)  $0.01 \text{ s}^{-1}$ ; (c)  $0.1 \text{ s}^{-1}$ ; (d)  $1 \text{ s}^{-1}$ ; (e)  $10 \text{ s}^{-1}$

化为以下形式<sup>[25-26]</sup>:

$$\ln \dot{\varepsilon} = \ln A + n \ln [\sinh(\alpha\sigma)] - \frac{Q}{RT} \quad (10)$$

$$\ln \dot{\varepsilon} = \ln A_1 + n_1 \ln \sigma - \frac{Q}{RT} \quad (11)$$

$$\ln \dot{\varepsilon} = \ln A_2 + \beta\sigma - \frac{Q}{RT} \quad (12)$$

从式(11)和(12)中可以看出,当温度为常数时, $\ln \sigma - \ln \dot{\varepsilon}$ 和 $\sigma - \ln \dot{\varepsilon}$ 之间呈线性关系,将固定温度下0.2真应变变量下对应的各应变速率下的流变应力代入进行拟合,所得到的各温度下的斜率的平均值分别为 $n_1$ 和 $\beta$ 的值,再通过 $\alpha = \beta/n_1$ 计算得到 $\alpha$ 的值为0.019871 MPa<sup>-1</sup>。

从式(11)中可以看出,当温度为常数时, $\ln [\sinh(\alpha\sigma)] - \ln \dot{\varepsilon}$ 呈现线性关系;当应变速率为常数时, $\ln [\sinh(\alpha\sigma)] - T^{-1}$ 呈现线性关系,因此, $Q$ 值可以通过以下公式表示:

$$Q = R \cdot \left\{ \frac{\partial \ln \dot{\varepsilon}}{\partial \ln [\sinh(\alpha\sigma)]} \right\}_T \cdot \left\{ \frac{\partial \ln [\sinh(\alpha\sigma)]}{\partial (1/T)} \right\}_{\dot{\varepsilon}} \quad (13)$$

计算得到 $Q$ 的值为147.7323 kJ/mol。

对式(7)的等号两边取对数,可得:

$$\ln Z = \ln A + n \ln [\sinh(\alpha\sigma)] \quad (14)$$

从式(14)可以观察到 $\ln Z - \ln [\sinh(\alpha\sigma)]$ 存在线性关系, $\ln A$ 和 $n$ 分别为直线的截距和斜率, $Z$ 值可以对式(7)进行线性拟合得到。线性拟合后得到 $\ln A$ 和 $n$ 分别为22.4234和4.3820。

通过式(7)和式(14)可以得到包含 $Z$ 参数的Arrhenius双曲正弦函数模型为:

$$\sigma = \frac{1}{\alpha} \ln \left\{ \left( \frac{Z}{A} \right)^{1/n} + \left[ \left( \frac{Z}{A} \right)^{2/n} + 1 \right]^{0.5} \right\} \quad (15)$$

计算特定应变下对应的 $Q$ 、 $\ln A$ 、 $n$ 和 $\alpha$ 的值,

并绘制它们关于应变变化的曲线,进行多项式拟合。一般多项式可以选择2~9阶,对于本实验,选择6阶多项式较为合适,多项式系数如表2所示。

2050 铝锂合金的应变修正 Arrhenius 模型统一本构方程的表达式如下:

$$\begin{cases} \sigma = \frac{1}{\alpha} \ln \left\{ \left( \frac{Z}{A} \right)^{1/n} + \left[ \left( \frac{Z}{A} \right)^{2/n} + 1 \right]^{0.5} \right\} \\ Z = \dot{\varepsilon} \exp \left( \frac{Q}{RT} \right) \\ \alpha = \alpha_6 \varepsilon^6 + \alpha_5 \varepsilon^5 + \alpha_4 \varepsilon^4 + \alpha_3 \varepsilon^3 + \alpha_2 \varepsilon^2 + \alpha_1 \varepsilon^1 + \alpha_0 \\ n = n_6 \varepsilon^6 + n_5 \varepsilon^5 + n_4 \varepsilon^4 + n_3 \varepsilon^3 + n_2 \varepsilon^2 + n_1 \varepsilon^1 + n_0 \\ \ln A = \ln A_6 \varepsilon^6 + \ln A_5 \varepsilon^5 + \ln A_4 \varepsilon^4 + \ln A_3 \varepsilon^3 + \\ \ln A_2 \varepsilon^2 + \ln A_1 \varepsilon^1 + \ln A_0 \\ Q = Q_6 \varepsilon^6 + Q_5 \varepsilon^5 + Q_4 \varepsilon^4 + Q_3 \varepsilon^3 + Q_2 \varepsilon^2 + Q_1 \varepsilon^1 + Q_0 \end{cases} \quad (16)$$

为了验证统一本构方程的准确性,使用计算数值时所用的0.025为间隔,0.025~0.8共32个应变数据点代入式(16)中,计算所有温度、应变速率下的应力值,得到的结果相关性( $R$ )和平均相对误差( $\bar{\delta}$ )来验证,表达式如下<sup>[26]</sup>:

$$R = \frac{\sum_{i=1}^N (\sigma_{\text{exp}}^i - \bar{\sigma}_{\text{exp}})(\sigma_{\text{p}}^i - \bar{\sigma}_{\text{p}})}{\sum_{i=1}^N (\sigma_{\text{exp}}^i - \bar{\sigma}_{\text{exp}})^2 \sum_{i=1}^N (\sigma_{\text{p}}^i - \bar{\sigma}_{\text{p}})^2} \quad (17)$$

$$\bar{\delta} = \frac{1}{N} \sum_{i=1}^N \left| \frac{\sigma_{\text{exp}}^i - \sigma_{\text{p}}^i}{\sigma_{\text{exp}}^i} \right| \times 100\% \quad (18)$$

式中: $\sigma_{\text{exp}}$ 表示该条件下的温度修正应力值; $\sigma_{\text{p}}$ 表示该条件下的计算值; $\bar{\sigma}_{\text{exp}}$ 和 $\bar{\sigma}_{\text{p}}$ 分别表示所有实验值和计算值的平均值; $N$ 表示所用到的数据点的个数,本研究中为32×25共800个。计算后得到 $R$ 为99.82%, $\bar{\delta}$ 为2.64%,表明方程在选用的应变区间内具有很好的精度,方程的温度修正应力值与预测

表2 式(16)多项式系数

Table 2 Coefficients of polynomial equations in Eq. (15)

$\alpha$	$n$	$\ln A$	$Q$
$\alpha_6=1.7313$	$n_6=14.2982$	$\ln A_6=-3510.4431$	$Q_6=-19285.8773$
$\alpha_5=-4.6707$	$n_5=7.2249$	$\ln A_5=9495.9360$	$Q_5=52139.3156$
$\alpha_4=4.9674$	$n_4=-61.0962$	$\ln A_4=-9955.8149$	$Q_4=-54549.0003$
$\alpha_3=-2.6364$	$n_3=63.9370$	$\ln A_3=5064.6448$	$Q_3=27622.0336$
$\alpha_2=0.7300$	$n_2=-27.9478$	$\ln A_2=-1262.7263$	$Q_2=-6813.8908$
$\alpha_1=-0.1014$	$n_1=5.8757$	$\ln A_1=124.8369$	$Q_1=649.1942$
$\alpha_0=0.0253$	$n_0=3.9438$	$\ln A_0=24.1460$	$Q_0=160.3079$

值比较如图5所示。

## 2.2.2 Hensel-Spittel模型

Hensel-Spittel模型的标准形式为<sup>[12, 27-28]</sup>:

$$\sigma = A \exp(m_1 T) \cdot \varepsilon^{m_2} \dot{\varepsilon}^{m_3} \cdot \exp(m_4 / \varepsilon) \cdot (1 + \varepsilon)^{m_5 T} \cdot \exp(m_7 \varepsilon) \cdot \dot{\varepsilon}^{m_8 T} \cdot T^{m_9} \quad (17)$$

式中:  $A$ 、 $m_1$ 、 $m_2$ 、 $m_3$ 、 $m_4$ 、 $m_5$ 、 $m_7$ 、 $m_8$ 、 $m_9$ 都是材料常数;  $\sigma$ 表示真应力;  $\varepsilon$ 表示应变;  $\dot{\varepsilon}$ 表示应变速率;  $T$ 表示热力学温度。由于本研究中缺乏对规定温度下的应变速率敏感性描述, 式(17)中的 $\sigma$ 可

以替换为双曲正弦函数  $\sinh(\alpha\sigma)$ , 并且将应变速率和温度视为给定值时, 可以省略  $m_8$  和  $m_9$  表示的项。

对式(17)两边取对数, 可得<sup>[29]</sup>:

$$\ln[\sinh(\alpha\sigma)] = \ln A + m_1 T + m_2 \ln \varepsilon + m_3 \ln \dot{\varepsilon} + \frac{m_4}{\varepsilon} + m_5 T \ln(\varepsilon + 1) + m_7 \varepsilon \quad (18)$$

$\alpha$  的值以 2.2.1 节之中的式(10)~(12)得到的值进行平均, 得  $\alpha$  为  $0.0196 \text{ MPa}^{-1}$ 。温度在给定应变和应变速率下的敏感性定义为式(19):

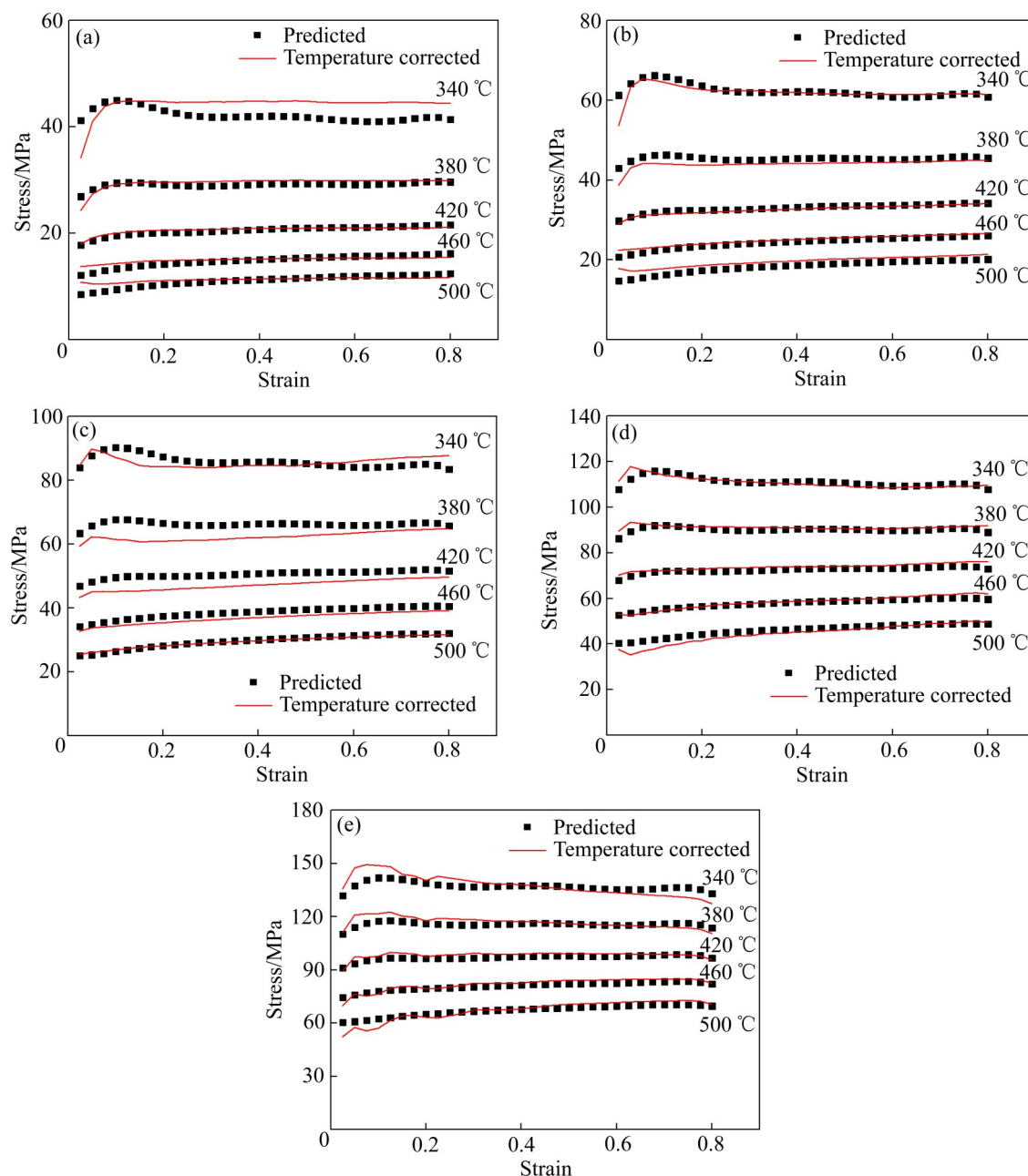


图5 不同变形条件下温度修正流变应力与预测值比较

Fig. 5 Comparisons between temperature corrected and predicted flow stress at different conditions: (a)  $0.001 \text{ s}^{-1}$ ; (b)  $0.01 \text{ s}^{-1}$ ; (c)  $0.1 \text{ s}^{-1}$ ; (d)  $1 \text{ s}^{-1}$ ; (e)  $10 \text{ s}^{-1}$



$$m_T(\varepsilon, \dot{\varepsilon}) = \left\{ \frac{\partial \ln[\sinh(\alpha\sigma)]}{\partial T} \right\}_{\varepsilon, \dot{\varepsilon}} \quad (19)$$

计算本研究中5种不同应变速率下的 $m_T(\varepsilon, \dot{\varepsilon})$ ，由它们的平均值得到 $m_T(\varepsilon)$ ，并且根据式(17)， $m_T(\varepsilon)$ 与 $\varepsilon$ 有如下关系：

$$m_T(\varepsilon) = \frac{\sum_{\dot{\varepsilon}=\{0.001, 0.01, 0.1, 1, 10 \text{ s}^{-1}\}} m_T(\varepsilon, \dot{\varepsilon})}{5} = m_1 + m_5 \ln(\varepsilon + 1) \quad (20)$$

因此， $m_1$ 和 $m_5$ 可以通过对 $m_T(\varepsilon) - \ln(\varepsilon + 1)$ 曲线进行一阶拟合得到， $m_5$ 为曲线的斜率，而 $m_1$ 为曲线的截距。通过式(17)还可以看出 $m_3$ 可以通过一阶拟合给定温度和应变的 $\ln[\sinh(\alpha\sigma)] - \ln \dot{\varepsilon}$ 曲线得到：

$$m_3(\varepsilon, T) = \left\{ \frac{\partial \ln[\sinh(\alpha\sigma)]}{\partial \ln \dot{\varepsilon}} \right\}_{\varepsilon, T} \quad (21)$$

同理， $m_3(\varepsilon)$ 为 $m_3(\varepsilon, T)$ 在不同温度下的平均值，而本研究中应变为等间距取点，因此 $m_3$ 可表示为 $m_3(\varepsilon)$ 所有取值的平均值。

对于 $m_2$ 、 $m_4$ 和 $m_7$ 的计算，可以使用多元线性回归的方法，将三个参数对应的与 $\varepsilon$ 有关的项 $\ln \varepsilon$ 、 $1/\varepsilon$ 和 $\varepsilon$ 视为三组自变量，将 $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ 视为因变量，则 $m_2$ 、 $m_4$ 和 $m_7$ 的值可取这三个值在不同温度、不同应变速率下的平均值。当获得 $m_1$ 、 $m_2$ 、 $m_3$ 、 $m_4$ 、 $m_5$ 和 $m_7$ 的值之后，可以通过所有选用的数据点来算出 $A$ 的平均值，各参数值如表3所示。

为验证数据的准确性，同样使用式(17)和(18)进行验证，得到 $R$ 为98.01%， $\bar{\delta}$ 为6.17%。基于该方程的特性，在计算值中加入若干应变变量较小的点，与温度修正应力值比较曲线如图6所示。

### 2.2.3 模型讨论

从图5和6的温度修正应力值与统一本构方程计算值的比较中可以看出，应变修正Arrhenius模型对于热压缩变形的稳态阶段拟合较好。此外，对于340℃的变形温度，曲线的拟合都会偏离温度修正曲线，这可能是低温时软化机制主要是动态回复而高温时为动态再结晶导致的。而应变修正

Arrhenius模型存在一定的局限性，热变形前期，由于加工硬化导致流变应力在短时间内剧烈变化，且到达峰值的时间随着变形条件的不同也会有明显的差异，因此，对小于0.025的真应变取数据点会导致参数值波动极大且无规律，无法进行拟合，这导致应变修正Arrhenius模型无法描述热压缩变形的加工硬化阶段的流变应力变化情况。

而Hensel-Spittel模型的结构简单，只包含一个表达式，但这也导致其拟合精度较差。热压缩过程随着变形条件的变化，其加工硬化与软化机制会产生较大差异，因此，该模型的拟合精度不如应变修正Arrhenius模型。Hensel-Spittel模型的优点在于能够描述包括加工硬化到峰值在内的整个热压缩变形过程，因此Hensel-Spittel模型适用于对精度要求不高但对整体性要求高的模拟。

## 2.3 热加工图

### 2.3.1 功率耗散系数和失稳参数确定

本研究的热加工图基于动态材料模型(Dynamic materials model, DMM)，该模型是确定热加工工艺参数和控制材料微观组织的重要工具。DDM模型理论将工件视为一个功率耗散体，整体的功率耗散( $P$ )是由两部分组成的，表示如下<sup>[30-31]</sup>：

$$P = \sigma \dot{\varepsilon} = G + J = \int_0^{\dot{\varepsilon}} \sigma d\dot{\varepsilon} + \int_0^{\sigma} \dot{\varepsilon} d\sigma \quad (22)$$

式中： $G$ 表示塑性加工产生的功率耗散； $J$ 表示热加工过程中合金内微观组织演变造成的功率耗散； $\dot{\varepsilon}$ 表示应变速率。对于理想的线性耗散过程， $J$ 可以达到最大值 $J_{\max}$ ，表示为 $J_{\max} = \frac{\sigma \dot{\varepsilon}}{2} = \frac{P}{2}$ 。因此，功率耗散因子( $\eta$ )表征了材料的功率耗散能力，可以表示为 $\eta = \frac{J}{J_{\max}} = \frac{2J}{P}$ 。若流变应力与应变速率符合幂律定律，则可以表示成如下形式：

$$\sigma = K \dot{\varepsilon}^m \quad (23)$$

式中： $K$ 为材料常数； $m$ 为应变速率敏感指数；则

表3 Hensel-Spittel模型参数值

Table 3 Coefficients of Hensel-Spittel model

$A$	$m_1$	$m_2$	$m_3$	$m_4$	$m_5$	$m_7$	$\alpha$
1845.7	-0.0102	-0.1440	0.2240	-0.03451	0.0038	-1.5642	0.0196

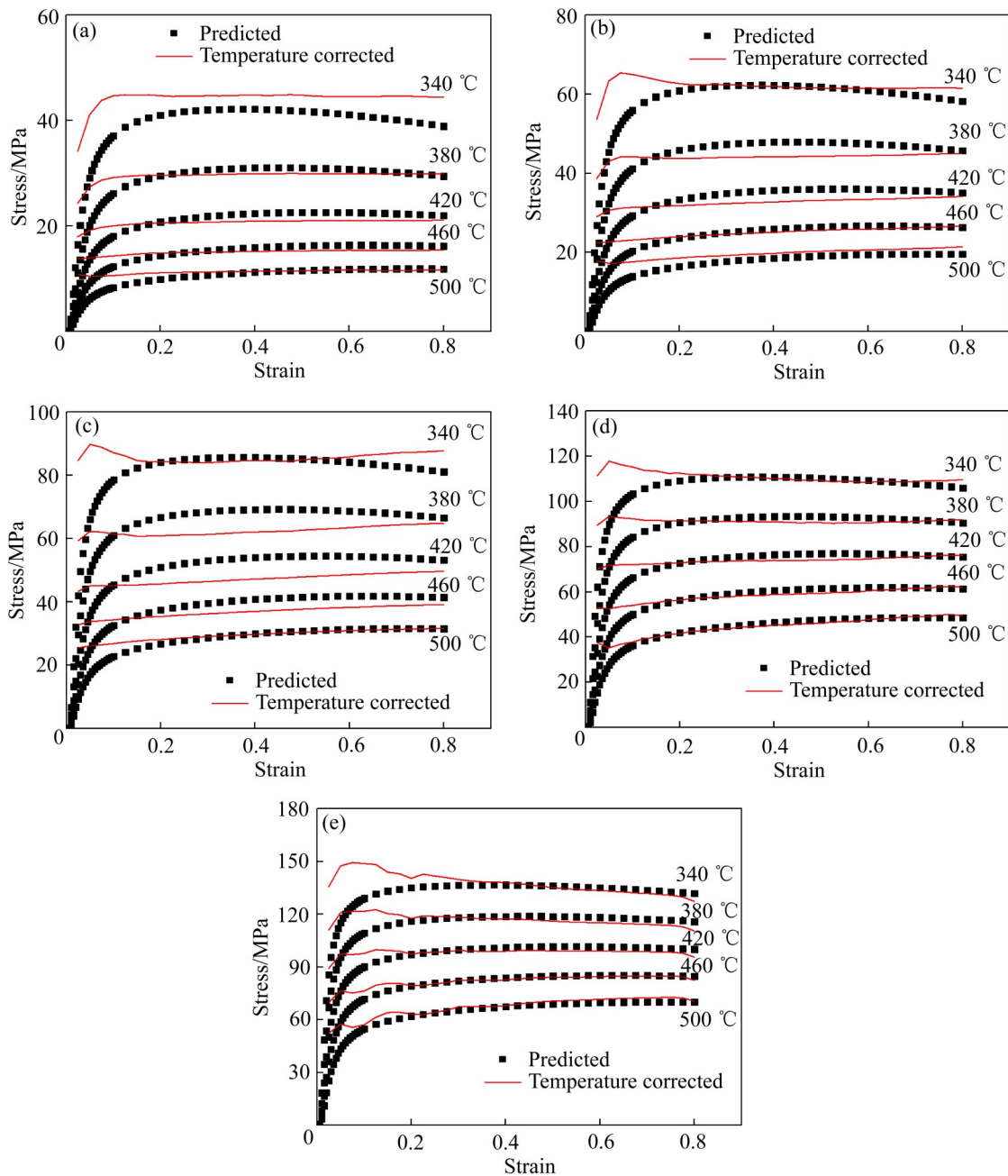


图6 不同变形条件下温度修正流变应力与预测值比较

**Fig. 6** Comparisons between temperature corrected and predicted flow stress at different conditions: (a)  $0.001 \text{ s}^{-1}$ ; (b)  $0.01 \text{ s}^{-1}$ ; (c)  $0.1 \text{ s}^{-1}$ ; (d)  $1 \text{ s}^{-1}$ ; (e)  $10 \text{ s}^{-1}$

$J$ 可以表达为 $J = \frac{mP}{m+1}$ , 将其代入到 $\eta$ 的表达式中,

最后可得功率耗散因子的表达式为<sup>[32]</sup>:

$$\eta = \frac{2m}{m+1} \quad (24)$$

PRASAD等<sup>[33]</sup>将DDM热加工图与ZIEGLER<sup>[34]</sup>的热变形流变失稳理论结合起来, 建立了失稳图。流变失稳的判定条件为:

$$\frac{\partial D}{\partial \dot{\epsilon}} < \frac{D}{\dot{\epsilon}} \quad (25)$$

式中:  $D$ 为表征了材料的耗散流变行为函数, PRASAD等<sup>[33]</sup>用 $J$ 的值来代表 $D$ 。因此, 式(25)变为 $\frac{\partial J}{\partial \dot{\epsilon}} < \frac{J}{\dot{\epsilon}}$ , 变形之后可得:

$$\frac{\partial \ln J}{\partial \ln \dot{\epsilon}} < 1 \quad (26)$$

由于 $J$ 是流变过程中的微观组织演化导致的功

率耗散, 因此, 由微观组织演化导致的失稳也由  $J$  来表示, 联立式(24)和(26), 可得:

$$\zeta_p = \frac{\partial \ln\left(\frac{m}{m+1}\right)}{\partial \dot{\epsilon}} + m < 0 \quad (27)$$

式中:  $\zeta_p$  为基于 Prasad 准则的流变失稳参数。

### 2.3.2 DMM 热加工图

由式(24)和(27)可知, 热加工图关联的参数是与合金内微观组织演变关联的, 热压缩模拟实验中由摩擦和温升导致的应力实测值的偏差对微观组织演化产生的影响可以忽略, 因此, 只有经过摩擦修正和温度修正之后的流变应变值能用来计算热加工图。

功率耗散系数会随着变形温度和应变速率的变化而变化, 选择特定的真应变对应的流变应力值计算功率耗散系数和失稳系数, 绘制对应的功率耗散图和失稳图, 叠加为 DMM 热加工图。基于修正曲线的热轧态 2050 铝锂合金在变形温度 340~500 °C、应变速率 0.001~10 s<sup>-1</sup>、真应变 0.1~0.7 的 DMM 热加工图如图 7 所示。在该云图中, 彩色的数字等高

线表示功率耗散系数, 暗色部分表示流变失稳区。从图 7 中明显观察到真应变对热加工图的分布有很大的影响。真应变 0.1、0.3、0.5、0.7 下的功率耗散系数的平均值分别为 29.99%、29.88%、29.73% 和 29.81%, 基本保持一致。而峰值耗散系数随着真应变量的增大不断增加, 从真应变 0.1 时的 42.83% 增加到真应变 0.7 时的 52.55%。高耗散区域保持在 0.001~0.003 s<sup>-1</sup> 的应变速率区间, 而温度区间的范围随着真应变量的增加而逐渐右移并且有一定程度的扩大。这是由于应变量增大是合金储能不断积累的过程, 与此同时, 动态回复导致的位错重排、湮灭以及动态再结晶都会消耗一定的储能。而随着应变量增大, 储能下更容易促进合金内的动态回复和动态再结晶, 因此, 微观组织的演变更明显, 会呈现更大的功率耗散系数。高耗散因子区的动态回复(Dynamic recovery, DRV)、动态再结晶(Dynamic recrystallization, DRX), 甚至是超塑性(Superplasticity)都会对基体产生软化作用, 使变形更容易进行, 因此, 在进行塑性加工时应尽量选择这些区域<sup>[35-36]</sup>。

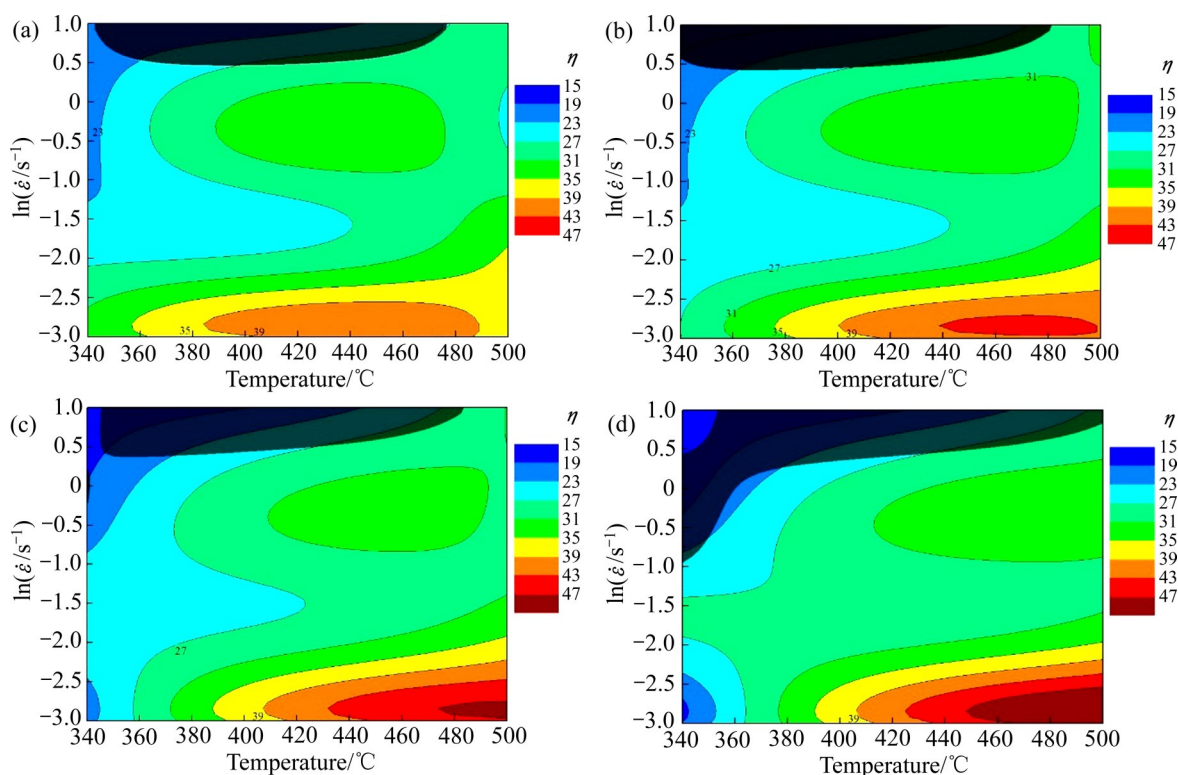


图7 不同应变下热轧态 2050 铝锂合金热加工图

Fig. 7 Processing map of hot-rolled 2050 Al-Li alloy at different strains: (a) 0.1; (b) 0.3; (c) 0.5; (d) 0.7



基于 Prasad 准则的失稳区域, 在图 7 的低真应变下呈现一个区域, 随着真应变增加, 在点  $340\text{ }^{\circ}\text{C}$ 、 $1\text{ s}^{-1}$  附近出现了第二个区域, 这两个区域在真应变 0.7 时重叠在一起。失稳区在真应变 0.1 时最先出现在  $3.16\sim 10\text{ s}^{-1}$  和  $350\sim 480\text{ }^{\circ}\text{C}$  区间, 随着真应变增加, 失稳区首先在真应变 0.3 扩展到  $340\sim 480\text{ }^{\circ}\text{C}$ , 之后又收缩到  $350\sim 480\text{ }^{\circ}\text{C}$ 。第二个失稳区在真应变 0.7 时扩展到  $0.1\sim 3.16\text{ s}^{-1}$  和  $340\sim 360\text{ }^{\circ}\text{C}$ , 与第一个失稳区重叠。在失稳区域, 合金的基体内可能会出现局部流变(Flow localization)、绝热剪切(Adiabatic shear bands)或动态应变时效(Dynamic strain aging), 这些微观组织的演变都会导致基体内变形分配不均匀, 产生应力集中进而使

合金失稳。而从图 7(d)中可以看出, 在  $3.16\sim 10\text{ s}^{-1}$  和  $340\sim 350\text{ }^{\circ}\text{C}$  区域内虽然功率耗散系数较低, 但不会出现加工失稳, 这可能是因为合金在低温高速下的塑性较好, 基体能够协调变形使其均匀分布, 不会产生局部流变和断裂。从该区域对应的真应力-真应变曲线中也可以看出流变应力曲线稳态发生流变软化。可以预测, 若继续增加变形量, 热加工图左上角区域会再度成为失稳区且失稳区有以点  $340\text{ }^{\circ}\text{C}$ 、 $1\text{ s}^{-1}$  为中心向外扩大的趋势。

## 2.4 微观组织

图 8 所示为在不同变形条件下进行热压缩变形的典型试样的金相组织, 其中包括稳定区和失稳

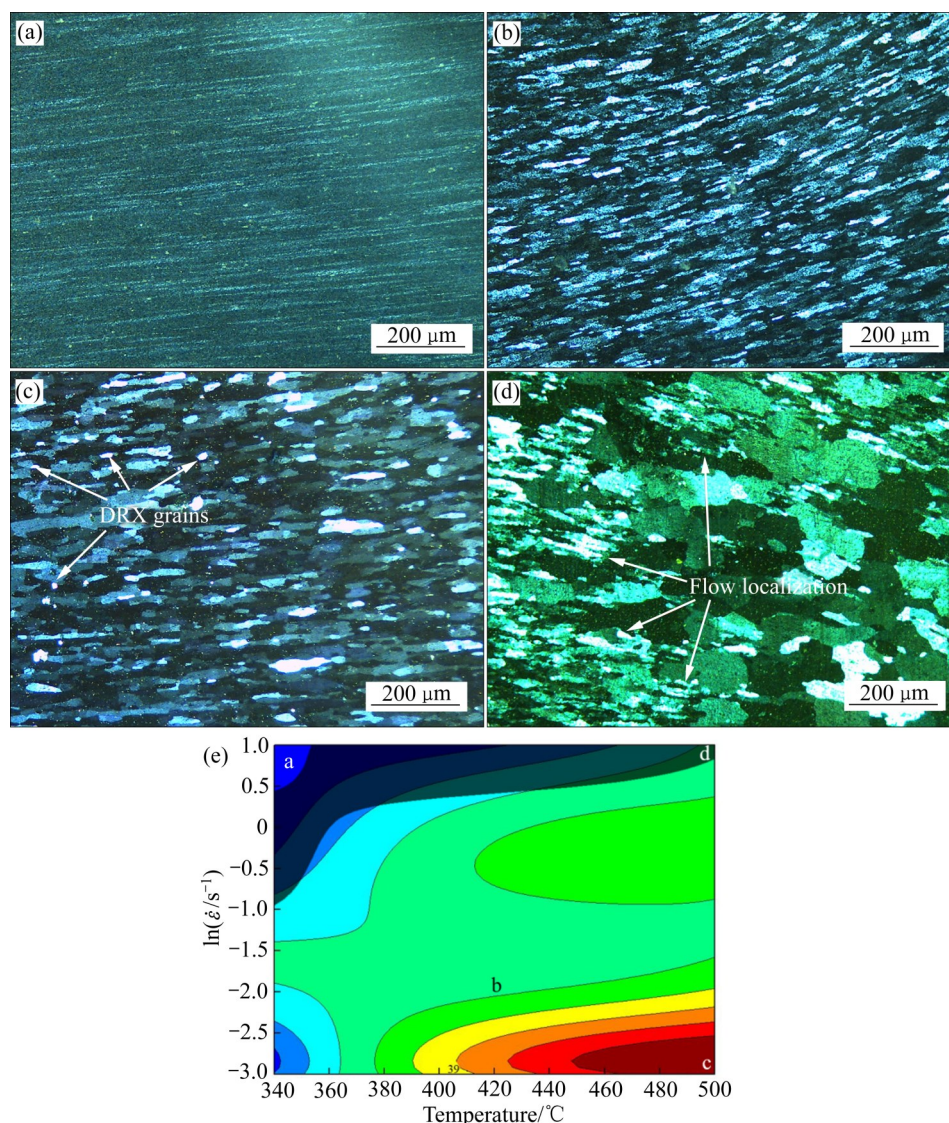


图8 热轧态 2050 铝锂合金在不同条件下热压缩变形金相组织图

Fig. 8 OM images of hot-rolled 2050 Al-Li alloy under different conditions: (a)  $340\text{ }^{\circ}\text{C}$ ,  $10\text{ s}^{-1}$ ; (b)  $420\text{ }^{\circ}\text{C}$ ,  $0.01\text{ s}^{-1}$ ; (c)  $500\text{ }^{\circ}\text{C}$ ,  $0.001\text{ s}^{-1}$ ; (d)  $500\text{ }^{\circ}\text{C}$ ,  $10\text{ s}^{-1}$ ; (e) Processing map at true strain 0.7



区。通过比较图8(a)、(b)和(c)所示处于稳定区的金相组织与图8(d)所示处于失稳区的金相组织,可以看出稳定区的基体结构比失稳区的基体结构更加均匀。失稳区位于高温高速变形区间内,相应的微观组织呈现出明显的局部流变组织<sup>[15, 19, 26]</sup>。局部流变容易在高速变形下产生,这是由于短时间内基体内热量无法及时传递,使得局部温度升高,在图8(d)中表现为局部的晶粒异常长大。在图8(a)的变形条件下,合金在高速变形下出现了明显的纤维状加工流线,但其仍然均匀分布,这与热加工图中情况相符,说明热轧态2050铝锂合金在低温高速变形时能够协调变形,具有稳定性。图8(b)的合金位于功率耗散系数平均值的区域,也呈现出典型的长条状晶粒,其纵横比大于图8(a)中的晶粒,这说明在较低速率下变形时合金发生了一定程度的动态回复。而在图8(c)中,基体内可以观察到多处再结晶晶粒形核于长条状晶粒中,说明在高温低速变形下合金的储能得到了充分释放。

### 3 结论

1) 热轧态2050铝锂合金在340~500℃、0.001~10 s<sup>-1</sup>条件下,试样和模具在热压缩过程中的摩擦会导致真应力测量值高于实际应力值,且差值随着应变量增大而增大。试样在高应变速率下产生的绝热温升会导致流变软化,使得真应力下降。

2) 建立了应变修正Arrhenius模型和Hensel-Spittel模型的2050铝锂合金统一本构方程,应变修正Arrhenius模型对合金在稳态流变阶段的数学拟合程度较高,而Hensel-Spittel模型能对合金在整个热变形过程的流变应力变化进行拟合。

3) 热轧态2050铝锂合金最佳的加工范围是温度420~500℃、应变速率0.001~0.003 s<sup>-1</sup>区域。流变失稳区域为温度350~480℃、应变速率3.16~10 s<sup>-1</sup>和温度340~360℃、应变速率0.1~3.16 s<sup>-1</sup>两个区域,合金在热加工稳定区主要发生动态回复和动态再结晶,而在失稳区主要发生局部流变。

### REFERENCES

[1] 李红萍,叶凌英,邓运来,等.航空铝锂合金研究进展[J].中国材料进展,2016,35(11): 856-862.

LI Hong-ping, YE Ling-ying, DENG Yun-lai, et al. Progress of aircraft Al-Li alloys[J]. Materials China, 2016, 35(11): 856-862.

[2] PRASAD N E, GOKHALE A, WANHILL R J H. Aluminum lithium alloys: Processing, properties, and applications[M]. Oxford: Butterworth-Heinemann, 2014.

[3] LI Yong, SHI Zhu-sheng, LIN Jian-guo, et al. A unified constitutive model for asymmetric tension and compression creep-ageing behaviour of naturally aged Al-Cu-Li alloy[J]. International Journal of Plasticity, 2017, 89: 130-149.

[4] RIOJA R J, LIU J. The evolution of Al-Li base products for aerospace and space applications[J]. Metallurgical and Materials Transaction A, 2012, 43(9): 3325-3337.

[5] LEQUEU P, SMITH K P, DANIELOU A. Aluminum-copper-lithium alloy 2050 developed for medium to thick plate[J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2010, 19(6): 841-847.

[6] 徐进军,康唯,都昌兵.航空航天铝锂合金及其成形技术的研究现状和发展趋势[J].兵器材料科学与工程,2017,40(3): 132-137.

XU Jin-jun, KANG Wei, DOU Chang-bing. Research status and development trends of Al-Li alloys for aeronautic and astronautic industry[J]. Ordnance Material Science and Engineering, 2017, 40(3): 132-137.

[7] 刘文仲.中国轧钢自动化现状及实现轧钢智能化的思考[J].冶金自动化,2016,40(6): 1-5.

LIU Wen-zhong. Status of rolling automation in China and thinking about realization of intelligent rolling[J]. Metallurgical Industry Automation, 2016, 40(6): 1-5.

[8] 李英,刘建雄,柯晓涛.轧制变形抗力数学模型的发展与研究动态[J].钢铁研究,2009,37(6): 59-62.

LI Ying, LIU Jian-xiong, KE Xiao-tao. Development and research of deformation resistance model in hot rolling process[J]. Research on Iron and Steel, 2009, 37(6): 59-62.

[9] 李雪松,陈军,张鸿冰.6082铝合金热变形的本构模型[J].中国有色金属学报,2008,18(10): 1769-1774.

LI Xue-song, CHEN Jun, ZHANG Hong-bing. Constitutive model for hot deformation of 6082 aluminum alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2008, 18(10): 1769-1774.

[10] JONAS J J, SELLARS C M. Strength and structure under hot-working conditions[J]. Metallurgical Reviews, 1969, 14(1): 1-24.

[11] SELLARS C M, MCTEGART W J. On the mechanism of hot deformation[J]. Acta Metallurgica, 1966, 14(9): 1136-1138.

[12] MEHTEDI M E, MUSHARAVATI F, SPIGARELLI S.

- Modelling of the flow behaviour of wrought aluminium alloys at elevated temperatures by a new constitutive equation[J]. *Materials & Design*, 2014, 54: 869–873.
- [13] XU Guo-fu, PENG Xiao-yan, LIANG Xiao-peng, et al. Constitutive relationship for high temperature deformation of Al-3Cu-0.5Sc alloy[J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2013, 23(6): 1549–1555.
- [14] 肖 昱, 李落星, 叶 拓. 6013 铝合金平面热压缩流变应力曲线修正与本构方程[J]. *中国有色金属学报*, 2014, 24(5): 1268–1274.
- XIAO Gang, LI Luo-xing, YE Tuo. Modification of flow stress curves and constitutive equations during hot plane compression deformation of 6013 aluminum alloy[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2014, 24(5): 1268–1274.
- [15] 付 平, 刘 栩, 戴青松, 等. 5083 铝合金热压缩流变应力曲线修正与本构方程[J]. *材料工程*, 2017, 45(8): 76–82.
- FU Ping, LIU Yu, DAI Qing-song, et al. Modification of flow stress curves and constitutive equations during hot compression deformation of 5083 aluminum alloy[J]. *Journal of Materials Engineering*, 2017, 45(8): 76–82.
- [16] ZHU Rui-hua, LIU Qing, LI Jin-feng, et al. Flow curve correction and processing map of 2050 Al-Li alloy[J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2018, 28(3): 404–414.
- [17] 李世清, 邓赞辉, 杨群英, 等. 2195 铝锂合金热模拟平面应变压缩行为研究[J]. *稀有金属材料与工程*, 2018, 47(2): 553–559.
- LI Shi-qing, DENG Zan-hui, YANG Qun-ying, et al. Hot deformation behavior of 2195 Al-Li alloy under plane strain compression[J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2018, 47(2): 553–559.
- [18] ZHU Shao-zhen, LUO Tian-jiao, ZHANG Ting-an, et al. Hot deformation behavior and processing maps of as-cast Mg-8Zn-1Al-0.5Cu-0.5Mn alloy[J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2015, 25(10): 3232–3239.
- [19] 黄光胜, 汪凌云, 陈 华, 等. 2618 铝合金的热变形和加工图[J]. *中国有色金属学报*, 2005, 15(5): 763–767.
- HUANG Guang-sheng, WANG Ling-yun, CHEN Hua, et al. Hot deformation and processing maps of 2618 aluminum alloy[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2005, 15(5): 763–767.
- [20] LIANG Xiao-peng, LIU Yong, LI Hui-zhong, et al. Constitutive relationship for high temperature deformation of powder metallurgy Ti-47Al-2Cr-2Nb-0.2W alloy[J]. *Materials & Design*, 2012, 37: 40–47.
- [21] ROEBUCK B, LORD J D, BROOKS M, et al. Measurement of flow stress in hot axisymmetric compression tests[J]. *Materials at High Temperatures*, 2006, 23(2): 59–83.
- [22] EBRAHIMI R, NAJAFIZADEH A. A new method for evaluation of friction in bulk metal forming[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2004, 152(2): 136–143.
- [23] MCQUEEN H J, RYAN N D. Constitutive analysis in hot working[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2002, 322(1/2): 43–63.
- [24] LI Peng-wei, LI Hui-zhong, HUANG Lan, et al. Characterization of hot deformation behavior of AA2014 forging aluminum alloy using processing map[J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2017, 27(8): 1677–1688.
- [25] LIU Yang, GENG Cong, LIN Qi-quan, et al. Study on hot deformation behavior and intrinsic workability of 6063 aluminum alloys using 3D processing map[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2017, 713: 212–221.
- [26] KE Bin, YE Ling-ying, TANG Jian-guo, et al. Hot deformation behavior and 3D processing maps of AA7020 aluminum alloy[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2020, 845: 156113.
- [27] DONATI L, SEGATORI A, MEHTEDI M E, et al. Grain evolution analysis and experimental validation in the extrusion of 6XXX alloys by use of a Lagrangian FE code[J]. *International Journal of Plasticity*, 2013, 46: 70–81.
- [28] DROZD Z, TROJANOVA Z, KUDELA S. Deformation behaviour of Mg-Li-Al alloys[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2004, 378(1/2): 192–195.
- [29] WEI Guo-bing, PENG Xiao-dong, HADADZADEH A, et al. Constitutive modeling of Mg-9Li-3Al-2Sr-2Y at elevated temperatures[J]. *Mechanics of Materials*, 2015, 89: 241–253.
- [30] SENTHILKUMAR V, BALAJI A, NARAYANASAMY R. Analysis of hot deformation behavior of Al 5083-TiC nanocomposite using constitutive and dynamic material models[J]. *Materials & Design*, 2012, 37: 102–110.
- [31] SARKAR J, PRASAD Y, SURAPPA M. Optimization of hot workability of an Al-Mg-Si alloy using processing maps[J]. *Journal of Materials Science*, 1995, 30(11): 2843–2848.
- [32] PRASAD Y. Processing maps: A status report[J]. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2003, 12(6): 638–645.
- [33] PRASAD Y, RAO K P, HORT N, et al. Optimum parameters and rate-controlling mechanisms for hot working of extruded Mg-3Sn-1Ca alloy[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2009, 502(1/2): 25–31.
- [34] ZIEGLER H. *Progress in solid mechanics* (vol. 4)[M]. New York, USA: Wiley, 1963.

- [35] ZHANG Yi, SUN Hui-li, VOLINSKY A A, et al. Characterization of the hot deformation behavior of Cu-Cr-Zr alloy by processing maps[J]. *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*, 2016, 29(5): 422–430.
- characterization of boundary misorientation angle of 7050 aluminum alloy after high-temperature compression[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2009, 209(2): 754–761.
- [36] LIANG Zhen, HU Hui-e, WANG Xin-yun, et al. Distribution

## Constitutive modeling and processing maps of 2050 Al-Li alloy based on corrected flow stress

DONG Yu<sup>1,2</sup>, YE Ling-ying<sup>1,2</sup>, KE Bin<sup>1,2</sup>, LIU Xiao-dong<sup>1,2</sup>

(1. School of Materials Science and Engineering, Central South University, Changsha 410083, China;

2. Key Laboratory of Nonferrous Metal Materials Science and Engineering, Ministry of Education, Central South University, Changsha 410083, China)

**Abstract:** The hot deformation behavior of hot-rolled 2050 Al-Li alloy at 340–500 °C and 0.001–10 s<sup>-1</sup> was studied by hot compression simulation experiment. The effects of friction and temperature variation on the flow stress of the alloy during the hot compression process were analyzed, and the true stress–strain curves were corrected. Based on the corrected curves, the constitutive equation of the hot-rolled 2050 Al-Li alloy was constructed, including the strain modified Arrhenius model and Hensel-Spittel model. At the same time, the processing maps of the alloy under different true strains were established. The microstructure of the hot compressed samples was observed by the optical microscope. The results show that the friction will cause the measured value of true stress to be higher than the actual stress value, and the temperature change caused by adiabatic heat will cause flow softening and decrease the true stress. The two types of constitutive equation models both fit well in the fitting interval. The strain-compensated Arrhenius model has a higher degree of mathematical fitting in the steady-state. The Hensel-Spittel model can describe the entire hot deformation process of the alloy. It can be found from the processing maps that the best processing range for the hot-rolled 2050 Al-Li alloy is within the region that the temperature ranges from 420 °C to 500 °C and the strain rate ranges from 0.001 s<sup>-1</sup> to 0.003 s<sup>-1</sup>. The instability areas locate on two regions, there are region of temperature 350–480 °C, strain rate 3.16–10 s<sup>-1</sup> and region of temperature 340–360 °C, strain rate 0.1–3.16 s<sup>-1</sup>. The alloy mainly undergoes dynamic recovery and dynamic recrystallization in the stable area, while the flow localization mainly occurs in the instability area.

**Key words:** 2050 Al-Li alloy; Arrhenius model; Hensel-Spittel model; flow stress constitutive equation; processing map

**Foundation item:** Project(2016YFB0300901) supported by the National Key Research and Development Program of China

**Received date:** 2021-04-28; **Accepted date:** 2021-07-23

**Corresponding author:** YE Ling-ying; Tel: +86-13607435545; E-mail: lingyingye@csu.edu.cn

(编辑 李艳红)