

Al-Zn-Mg-Cu-Zr 合金的热变形行为研究

王海飞, 李铁钢

(沈阳工程学院 机械学院, 辽宁沈阳 110136)

摘要: 以7000系Al-Zn-Mg-Cu-Zr合金为研究材料, 在Gleeble1500热模拟试验机上进行变形温度250~400 °C, 应变速率0.01~10 s⁻¹条件下的等温压缩试验。研究表明: 合金在等温压缩过程中的流变应力随着应变速率的增大而增大, 随着变形温度的增大而减小。当应变速率为10 s⁻¹, 变形温度为250 °C时, 合金的峰值应力可达205 MPa。大部分的真应力-应变曲线呈现动态再结晶特征, 结合TEM分析, 动态再结晶的形成机制是位错通过滑移和攀移逐渐演变成小角度晶界 (2°~15°) 和大角度晶界 (>15°), 依靠位错重排在原始晶粒内部形成亚结构, 最终形成完整晶界。同时, 采用Arrhenius模型和Zener-Hollomon参数方程, 构建了Al-Zn-Mg-Cu-Zr合金的本构方程, 其中合金的平均变形激活能为324 187 J/mol。此外, 通过Prasad失稳判据等模型, 构建了0.2、0.4以及0.6应变下的Al-Zn-Mg-Cu-Zr合金的热加工图, 获得可加工窗口为: 252~400 °C, 0.01~0.015 s⁻¹。

关键词: Al-Zn-Mg-Cu-Zr合金; 热变形; 动态再结晶; 真应力-应变曲线; 热加工图

7000系铝合金由于其高强度、优异的耐腐蚀性和密度小等优点被广泛应用于航空航天和汽车制造业等^[1-4]。但该类合金室温和高温伸长率较差, 当合金在进行塑性加工时, 由于其应变速率和变形温度的选择不理想, 会出现构件的开裂、褶皱等缺陷, 严重影响产品质量。因此, 研究不同变形温度、应变速率下的7000系高强铝合金的热变形行为具有重要意义。

国内外学者对AA7075、AA7B50以及AA7050等合金的高温压缩流变行为进行了研究^[5-8], RAJAMUTHAMILSELVAN等^[5]对AA7075高强铝合金在300~500 °C和0.001~1.0 s⁻¹变形条件下的热变形行为进行了研究。结果表明, 动态再结晶发生在340~390 °C, 应变速率范围为0.013~0.12 s⁻¹。S. Wang^[6]基于本构方程对AA7050铝合金热压缩过程中的组织演变进行了分析, 认为晶格扩散和晶界扩散可以表征不同变形条件下扩散机制的转变。

综上所述, 目前这些学者已经初步掌握了材料热变形行为的普遍规律, 但对于含有少量Zr添加的7000系铝合金研究较少, 同时对其高温流变行为研究不够深入。因此, 本文针对Al-Zn-Mg-Cu-Zr合金采用高温热模拟分析技术, 探索不同变形温度和应变速率下的合金热变形行为和显微组织演变, 同时构建本构方程和热加工图, 为工业生产提供理论研究基础。

1 试验材料及方法

本研究所用材料为T6态 (480 °C/1 h+120 °C/24 h) 的Al-Zn-Mg-Cu-Zr系高强铝合金, 其元素成分如表1所示。

在进行热压缩试验前, 先将试样用线切割切至Φ8 mm×12 mm的圆柱。为消除应力带来的影响, 将试样表面进行打磨。采用Gleeble 1500热模拟试验机进行等温热压缩试验, 图1为 Al-Zn-Mg-Cu-Zr合金热等温压缩示意图。首先, 将试样加热至变形目标温度, 分别为250 °C、300 °C、350 °C、和400 °C, 并保温10 min。待温度稳定

作者简介:

王海飞 (1979-), 男, 工学硕士, 高级实验师, 主要从事轻质铝合金的组织性能研究。E-mail: wanghf@sie.edu.cn

中图分类号: TG146.2

文献标识码: A

文章编号: 1001-4977 (2024)

08-1089-07

收稿日期:

2023-08-17 收到初稿,

2023-09-19 收到修订稿。

表1 ZL101合金的化学成分
Table 1 Chemical composition of ZL101 alloy

Zn	Mg	Cu	Sc	Zr	Fe	Si	其他	Al
8.85	2.38	1.07	0.12	0.13~0.16	0.2~0.24	0.04~0.05	≤0.05	余量

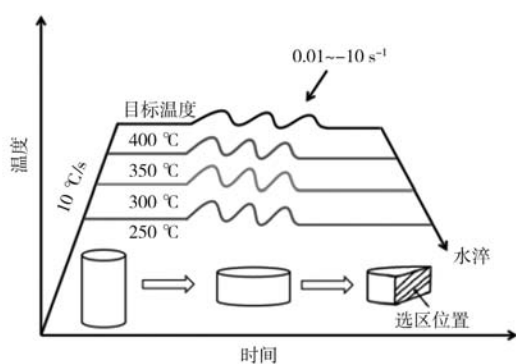


图1 Al-Zn-Mg-Cu-Zr合金热等温压缩示意图

Fig. 1 Schematic diagram of thermal isothermal compression of Al-Zn-Mg-Cu-Zr alloy

后,在 10 s^{-1} 、 1 s^{-1} 、 0.1 s^{-1} 和 0.01 s^{-1} 的应变速率下进行压缩,压缩量为45%。最后进行水淬冷却。整个试验的温度过程用热电偶进行检测,确保误差不高于 $\pm 5\text{ }^{\circ}\text{C}$ 。

采用透射电子显微镜(JEM 2100-TEM)对变形后的稳态组织进行观察分析,切样位置为压缩后试样的几何中心位置(如图1),因为此区域离样品表面有一定距离,受外界干扰较少,为易变形区。TEM样品制备的过程如下:(1)将试样的几何中心位置切下来一个 $1\ 000\ \mu\text{m}$ 的小薄片,随后用 $200^{\#}$ 、 $500^{\#}$ 、 $800^{\#}$ 、 $1000^{\#}$ 、 $2000^{\#}$ 和 $3000^{\#}$ 依次进行打磨。(2)在 $-30\text{ }^{\circ}\text{C}$ 和 12 V 条件下,用70%甲醇和30%硝酸溶液对试样进行双喷减薄。(3)对试样薄区位置在 4.5 eV 和 $\pm 5\text{ }^{\circ}\text{C}$ 条件下进行离子减薄。

2 Al-Zn-Mg-Cu-Zr合金热变形行为

2.1 Al-Zn-Mg-Cu-Zr合金真应力-应变曲线分析

图2所示为Al-Zn-Mg-Cu-Zr合金在不同应变速率下随温度变化的真应力-应变曲线。观察曲线可知,峰值应力随着变形温度的降低和应变速率的升高而逐渐增大。当合金处在 0.01 s^{-1} 的应变速率下,合金变形温度从 $400\text{ }^{\circ}\text{C}$ 下降至 $250\text{ }^{\circ}\text{C}$,峰值应力从 29 MPa 上升至 174 MPa (图1a)。当应变速率为 10 s^{-1} ,变形温度为 $250\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时,合金的峰值应力可达 205 MPa (图1d)。观察曲线特征可知,当应变速率为 0.01 s^{-1} 、 0.1 s^{-1} 和 1 s^{-1} 时(图1a-c),合金在 $350\text{ }^{\circ}\text{C}$ 和 $400\text{ }^{\circ}\text{C}$ 的变形温度下均发生明显的动态再结晶。动态再结晶的曲线特征是应

力随着应变的进行,由于加工硬化效应先迅速上升并达到峰值,随后随着动态再结晶的进行,材料发生软化,曲线略有下降趋势。最后由于硬化效应和软化效应达到平衡,曲线处于平稳状态直至变形结束^[9]。对于上述提到的几种变形条件下的合金,当应变达到0.02时,就发生了动态再结晶。铝合金发生动态再结晶的条件是材料存在一定的形变储能和达到再结晶温度。分析其原因,合金在0.02的应变下的变形量积累了一定的形变储能。同时可热处理强化铝合金的再结晶温度为 $300\text{ }^{\circ}\text{C}$ 左右,因此在上述变形条件下合金发生了明显的动态再结晶。

图3示为Al-Zn-Mg-Cu-Zr合金在不同变形条件下的TEM形貌,其中图3a的变形条件为 $350\text{ }^{\circ}\text{C}/10\text{ s}^{-1}$,图3b-c的变形条件为 $350\text{ }^{\circ}\text{C}/1\text{ s}^{-1}$ 。观察可知,前者的Al基体表面分布着大量的 η 平衡相,其中, η 平衡相的主要成分是Mg和Zn,其衍射花样如图3a所示。同时,基体表面几乎看不到任何的再结晶晶粒,后者可看到再结晶晶粒的形成(图3c)。由前面分析可知,再结晶晶粒的形成源于一定的变形量和较高的温度。合金在变形的过程中不断产生位错,位错在高温下(再结晶温度以上)不断运动,发生位错缠结增殖,形成位错墙(图3b)。然后,位错通过滑移和攀移逐渐演变成小角度晶界($2^{\circ}\sim 15^{\circ}$)和大角度晶界($>15^{\circ}$),依靠位错重排在原始晶粒内部形成亚结构^[10]。最终,形成完整的晶界(图3c)。

2.2 Al-Zn-Mg-Cu-Zr合金本构方程的建立

构建材料的本构关系是描述材料热变形过程的通用手段,通过本构方程,可建立材料的变形温度、应变速率和流变应力之间的联系。因此,本构方程的建立对研究Al-Zn-Mg-Cu-Zr合金的热变形行为具有重要意义。通常,对于低应力和高应力水平,存在两种描述合金热变形的本构方程,其公式如下所示^[11]:

低应力

$$\dot{\varepsilon} = A_1 \sigma^{n_1} \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (1)$$

高应力

$$\dot{\varepsilon} = A_2 \exp(\beta \sigma) \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (2)$$

式中: A_1 、 A_2 、 n_1 和 β 是与材料相关的常数,它们的变化不受应变速率等因素的影响; σ 表示峰值应力; Q 表示热激

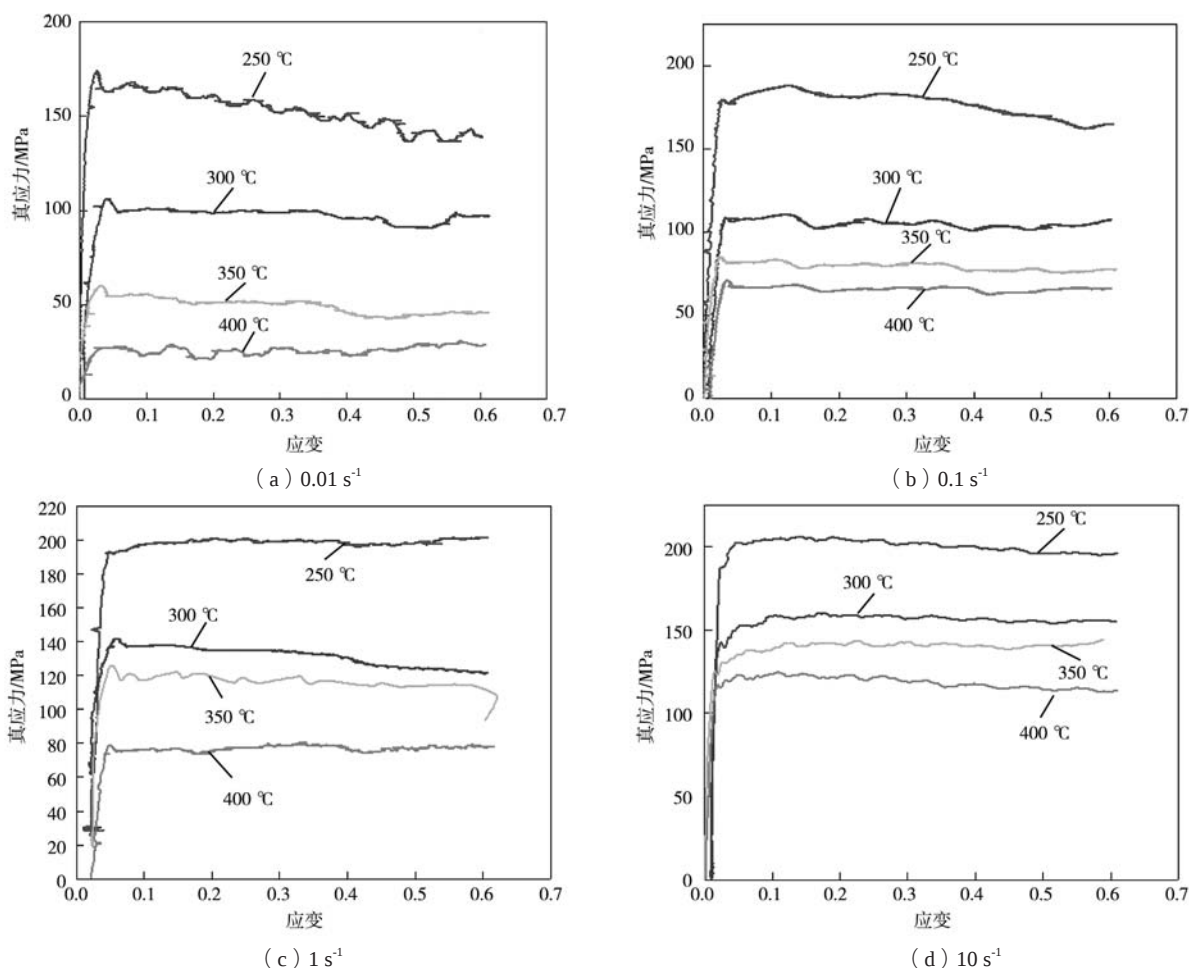


图2 Al-Zn-Mg-Cu-Zr合金的真应力-应变曲线
Fig. 2 True stress-strain curves of Al-Zn-Mg-Cu-Zr alloy

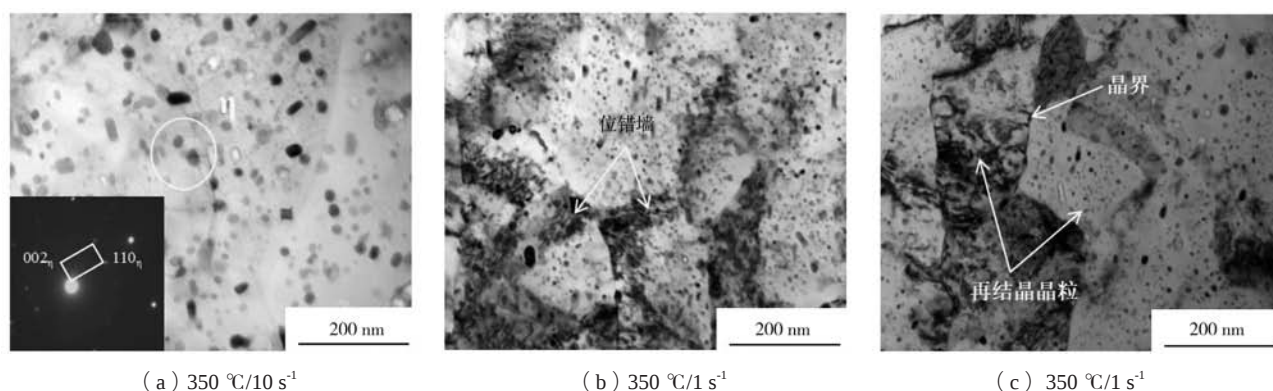


图3 Al-Zn-Mg-Cu-Zr合金在不同变形条件下的TEM形貌
Fig. 3 TEM morphology of Al-Zn-Mg-Cu-Zr alloy under different deformation conditions

活能; R 表示普适气体常数, 其值约为 $8.314 \text{ J}/(\text{mol} \cdot \text{K})$; T 为绝对温度。

本文采用的模型是针对所有应力水平都适用的Arrhenius模型^[12], 其公式如下所示:

$$\dot{\varepsilon} = A \left[\sinh(\alpha\sigma) \right]^n \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (3)$$

式中: A 、 n 是与材料相关的常数, α 为应力水平参数。其中, α 与 β 满足如下关系式: $\alpha = \beta/n_1$, n_1 也是与材料相关的参数。

Zener-Hollomon参数方程用来描述热变形过程中激活能、变形温度和应变速率之间的关系, 其公式如下所示^[13]:

$$Z = \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \quad (4)$$

式中, Z 为 Zener-Hollomon 参数, $\dot{\epsilon}$ 为应变速率, Q 表示热变形激活能; R 和 T 分别为气体摩尔常数和绝对温度。

由式 (3) 和式 (4), 可得:

$$Z = \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) = A [\sinh(\alpha\sigma)]^n \quad (5)$$

对式 (1)、(2) 和 (3) 取对数可得:

$$n\dot{\epsilon} = \ln A_1 + n_1 \ln \sigma - \frac{Q}{RT} \quad (6)$$

$$\ln \dot{\epsilon} = \ln A_2 + \beta\sigma - \frac{Q}{RT} \quad (7)$$

$$\ln \dot{\epsilon} = \ln A + n \ln [\sinh(\alpha\sigma)] - \frac{Q}{RT} \quad (8)$$

分析可知, σ_p - $\ln \dot{\epsilon}$ 和 $\ln \sigma_p$ - $\ln \dot{\epsilon}$ 满足线性关系, 同时变形激活能 Q 为一常数 (热变形参数确定)。采用最小二乘法对峰值应力随应变速率变化的 Origin 图进行线性

回归分析。图 4 示为流变应力、应变速率与变形温度间的关系, 其中图 4a 和图 4b 分别为 σ_p - $\ln \dot{\epsilon}$ 和 $\ln \sigma_p$ - $\ln \dot{\epsilon}$ 关系图。结果表明, 线性拟合程度较好, 其线性相关系数均达到 0.92 以上。对于拟合直线的斜率倒数取平均值, 可得 $\beta=0.67$, $n_1=38.6$ 。即 $\alpha=\beta/n_1=0.017$ 。为求得热激活能, 可对式 (8) 微分可得:

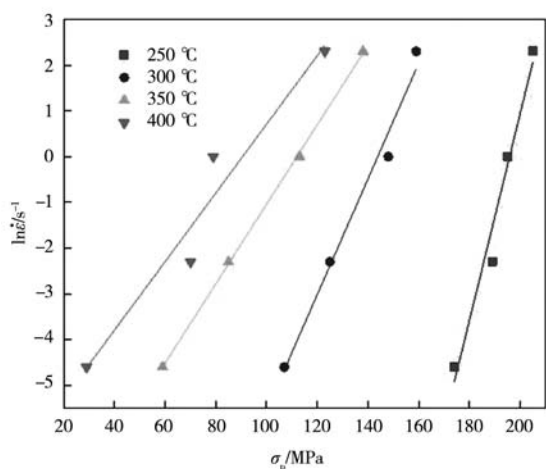
$$Q = R \left\{ \frac{\partial \ln \dot{\epsilon}}{\partial \ln [\sinh(\alpha\sigma)]} \right\} \left\{ \frac{\partial \ln [\sinh(\alpha\sigma)]}{\partial (1/T)} \right\} \quad (9)$$

其中 $\left\{ \frac{\partial \ln \dot{\epsilon}}{\partial \ln [\sinh(\alpha\sigma)]} \right\}$ 和 $\left\{ \frac{\partial \ln [\sinh(\alpha\sigma)]}{\partial (1/T)} \right\}$ 分别

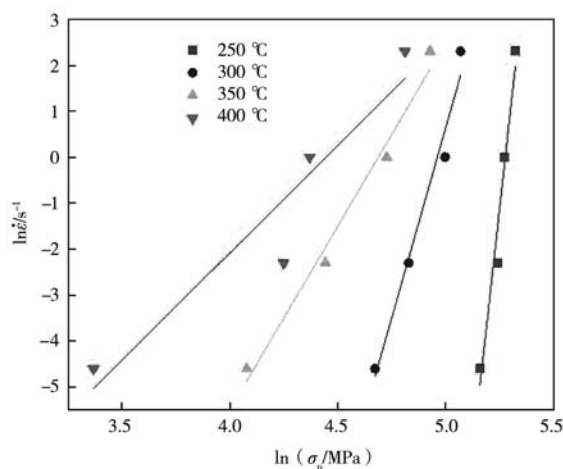
为 $\ln \sinh(\alpha\sigma)$ - $\ln \dot{\epsilon}$ 和 $\ln \sinh(\alpha\sigma)$ - $(10000/T)$ 线性关系的斜率的平均值 (如图 4c 和 2d 所示); 并将 α 值带入其中, 用最小二乘法进行计算, 可得 $Q=324187$ J/mol。

将 Q 值代入式 (4) 中, 可得:

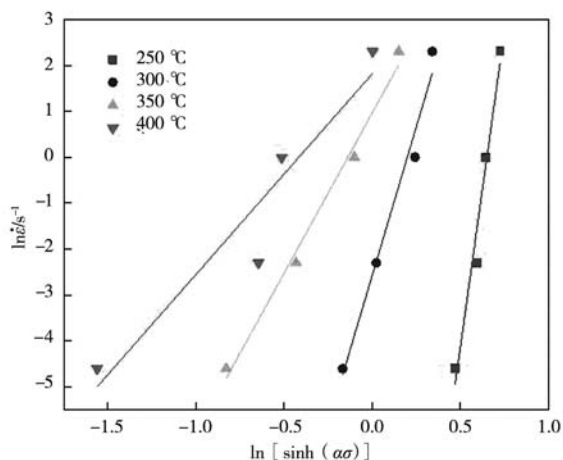
$$Z = \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{324187}{RT}\right) \quad (10)$$



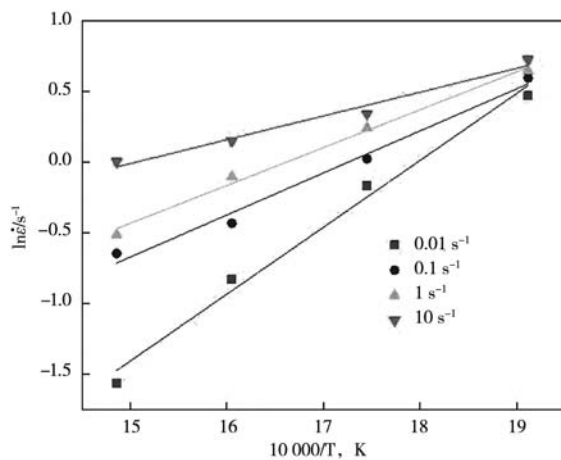
(a) $\ln \dot{\epsilon}$ - σ_p



(b) $\ln \dot{\epsilon}$ - $\ln \sigma_p$



(c) $\ln \dot{\epsilon}$ - $\ln [\sinh(\alpha\sigma)]$



(d) $\ln \dot{\epsilon}$ - $\ln [\sinh(\alpha\sigma)]$ - $10000/T$ (K)

图4 流变应力、应变速率与变形温度间的关系

Fig. 4 The relationship between rheological stress, strain rate, and deformation temperature

并对式(5)取对数,可得:

$$\ln Z = \ln A + n \ln [\sinh(\alpha \sigma)] \quad (11)$$

图5示为 $\ln Z - \ln [\sinh(\alpha \sigma)]$ 的线性关系图,可得 $n=10.53$,截距=65.32。根据截距值可求得 $A=1.69 \times 10^{28}$ 。代入公式得Al-Zn-Mg-Cu-Zr合金的本构方程为:

$$\dot{\varepsilon} = 1.69 \times 10^{28} [\sinh(0.017\sigma)]^{10.536} \exp\left(\frac{-324187}{RT}\right) \quad (12)$$

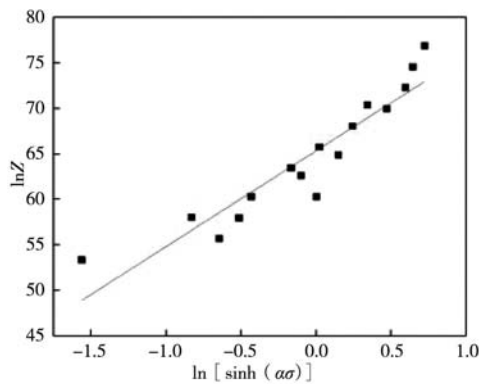


图5 $\ln Z$ 和 $\ln[\sinh(\alpha \sigma)]$ 关系图

Fig. 5 The diagram between $\ln Z$ and $\ln[\sinh(\alpha \sigma)]$

2.3 Al-Zn-Mg-Cu-Zr 合金热加工图的构建及分析

金属发生热变形时,热模拟试验机对样品做的功 P 可以分为两个途径耗散:(1)材料发生塑性变形所需要的能量 G ;(2)材料发生相变所需要的能量 J ,如一些强化相和平衡相的转变等;依照此理论,可构建Al-Zn-Mg-Cu-Zr合金的热加工图,为热加工过程中的工艺参数选择提供理论依据,其功率耗散公式如下^[14]:

$$P = G + J = \int_0^{\dot{\varepsilon}} \sigma d\dot{\varepsilon} + \int_0^{\sigma} \dot{\varepsilon} d\sigma \quad (13)$$

如上公式中的流变应力 σ 和应变速率 $\dot{\varepsilon}$,需满足幂律方程^[15]:

$$\sigma = K \dot{\varepsilon}^m \quad (14)$$

其中, K 是材料因子, m 是应变速率敏感指数,同时 $\ln \sigma$ 与 $\ln \dot{\varepsilon}$ 的变化满足一定的线性关系,公式如下:

$$m = \frac{dJ}{dG} = \frac{\partial \ln}{\partial \ln \dot{\varepsilon}} \quad (15)$$

联立(13)(14)和(15),可得:

$$J = \sigma \dot{\varepsilon} - \int_0^{\dot{\varepsilon}} K \dot{\varepsilon}^m d\dot{\varepsilon} = \frac{m}{m+1} \sigma \dot{\varepsilon}$$

对于理想情况, $m=1$,能量 J 达到最大值。对于一般情况, m 值:0~1,功率耗散值随变形参数的变化呈非线性,公式如下:

$$\eta = \frac{J}{J_{\max}} = \frac{2m}{1+m} \quad (16)$$

一般来说,功率耗散 η 值越大,材料的加工性能越优异。但是,有时候失稳区域的 η 值也会很大。因此,评定材料可加工性需要考虑功率耗散区和失稳区。

根据prasad等人^[16]的研究可知,流变失稳准则的公式如下:

$$\xi = \frac{\partial \ln[m/(m+1)]}{\partial \ln \dot{\varepsilon}} + m < 0 \quad (17)$$

当 $\xi(\dot{\varepsilon}) < 0$ 时,变形失稳发生,易产生裂纹等缺陷。热加工图的绘制就是通过变形温度、应变速率等参数进行功率耗散和失稳等高线的叠加。其中,加工失稳区属于不可加工区域,在工业生产实际加工时应尽量避免。

图6示为不同应变条件下Al-Zn-Mg-Cu-Zr的热加工图,其中图6a、b、c分别为 $\varepsilon=0.6$ 、 $\varepsilon=0.8$ 和 $\varepsilon=1.0$ 条件。其中,阴影部分为失稳区(不适合加工区域)。观察可知,功率耗散因子(η)的最小值和最大值分别出现在热加工图的左上角和右下角,分别对应低温/高应变速率和高温/低应变速率。同时,随着应变的增加, η 峰值呈现上升趋势。对于三种应变量下的样品,在250 °C/10 s⁻¹变形条件下均发生失稳。可加工区域为

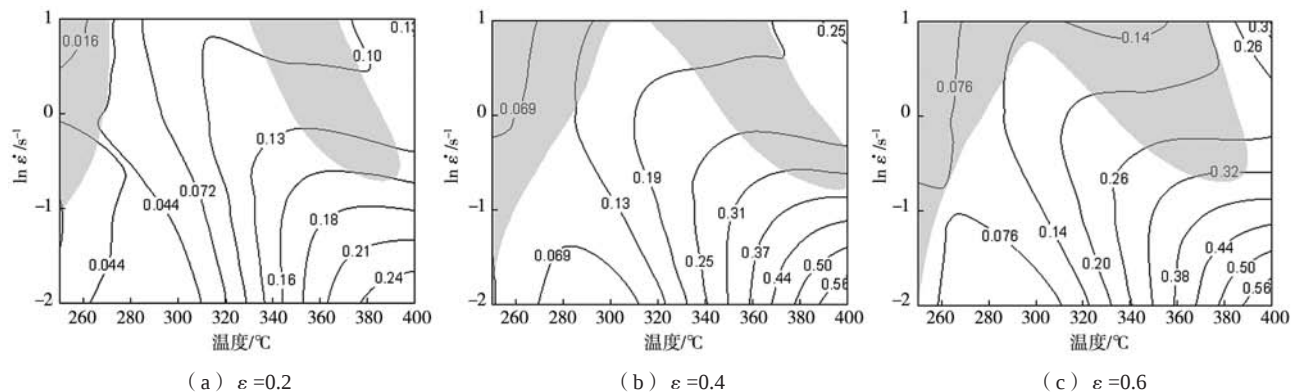


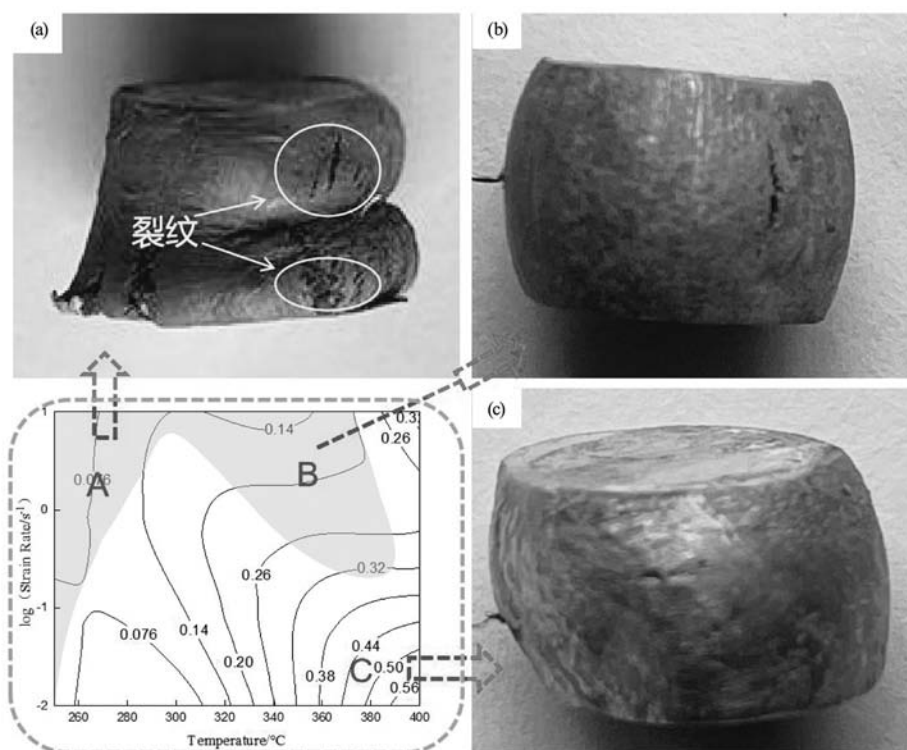
图6 Al-Zn-Mg-Cu-Zr合金在不同真应变条件下的热加工图

Fig. 6 Hot working diagram of Al-Zn-Mg-Cu-Zr alloy under different true strain conditions

252~400 ℃, 0.01~0.015 s⁻¹。

为更深入的了解工艺参数对样品热变形宏观组织的影响, 现对Al-Zn-Mg-Cu-Zr合金在 $\varepsilon=0.6$ 时的典型宏观形貌进行分析, 如图7所示。观察可知, 功率耗散因子最小的值出现在A区 (低温、高应变速率), 此区域为失稳区。选取250 ℃, 10 s⁻¹ 条件下的样品进行分析 (图7a), 可发现大量裂纹等缺陷的产生, 同时塑性变形十分不均匀。这是因为在塑性变形的过程中由

于应变速率较高, 塑性功来不及扩散造成局部软化, 造成变形不均匀。同时, 未软化的地方会产生应力集中, 进而产生裂纹, 最终促使材料发生失稳。随着变形温度的升高, 这种现象有所改善, 但仍有微裂纹等缺陷的产生 (B区), 如图7b。C区为材料的可加工区域, 此区域条件下的样品 (400 ℃, 0.01 s⁻¹) 塑性变形较为均匀, 几乎看不到任何缺陷 (图7c)。



(a) 250 ℃, 10 s⁻¹; (b) 400 ℃, 10 s⁻¹; (c) 400 ℃, 0.01 s⁻¹

图7 Al-Zn-Mg-Cu-Zr合金在 $\varepsilon=0.6$ 时样品的典型宏观形貌分析

Fig. 7 Typical macroscopic morphology analysis of Al-Zn-Mg-Cu-Z alloy samples at $\varepsilon=0.6$

3 结论

(1) Al-Zn-Mg-Cu-Zr合金等温压缩过程中的流变应力随着应变速率的增大而增大, 随着变形温度的增大而减小。当应变速率为10 s⁻¹, 变形温度为250 ℃时, 合金的峰值应力可达205 MPa。

(2) 采用Arrhenius模型和Zener-Hollomon参数方程, 构建了Al-Zn-Mg-Cu-Zr合金的本构方程为:

$$\dot{\varepsilon} = 1.69 \times 10^{28} [\sinh(0.017\sigma)]^{10.536} \exp\left(\frac{-324187}{RT}\right)$$

此外, Al-Zn-Mg-Cu-Zr合金的平均变形激活能为 $Q=324187$ J/mol。

(3) 构建了0.2、0.4以及0.6应变下的Al-Zn-Mg-Cu-Zr合金的热加工图, 获得可加工窗口为: 252~400 ℃, 0.01~0.015 s⁻¹。其中, 最适合加工区域处在400 ℃, 0.01 s⁻¹附近。

参考文献:

- [1] 马鸣图, 毕祥玉, 游江海, 等. 铝合金汽车板性能及其应用的研究进展 [J]. 机械工程材料, 2010, 34 (6): 1-5.
- [2] 钟奇, 施毅, 刘博. 铝合金在汽车轻量化中的应用 [J]. 新材料产业, 2015 (2): 23-27.
- [3] 潘占福, 李悦, 付林, 等. 轻量化技术在汽车上的应用 [J]. 汽车工艺与材料, 2021, 5 (11): 1-8.
- [4] JIANG Y F, DING H, CAI M H, et al. Investigation into the hot forming-quenching intergrated process with cold dies for high strength aluminum alloy [J]. Materials Characterization, 2019, 158: 109967.
- [5] RAJAMUTHAMILSELVAN M, RAMANATHAN S. Hot deformation behaviour of 7075 alloy [J]. Journals of Alloys and Compounds, 2011, 59: 948-952.
- [6] WANG S, LUO J R, HOU L G, et al. Physically based constitutive analysis and microstructural evolution of AA7050 aluminum alloy during hot compression [J]. Materials & Design, 2016, 107: 277-289.
- [7] JIANG Y F, DING H. Hot deformation behavior of Al-Zn-Mg-Cu alloy during compression tests [J]. Journals of the Materials Engineering and Performance, 2023, 32 (6): 4584-4596.
- [8] 隆平, 潘清林, 周坚, 等. 7B50铝合金热压缩变形的软化机制 [J]. 化工时刊, 2014, 28 (1): 3-19.
- [9] WU Y S, LIU Z, QIN X Z, et al. Effect of initial state on hot deformation and dynamic recrystallization of Ni-Fe based alloy GH984G for steam boiler applications [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2019, 795: 370-384.
- [10] ZHONG X T, WANG L, HUANG L K, et al. Transition of dynamic recrystallization mechanism during hot deformation of incoloy 028 alloy [J]. Journal of Materials Science & Technology, 2020, 42: 241-253.
- [11] MCQUEEN H J, YUE S, RYAN N D, et al. Hot working characteristics of steels in austenitic state [J]. Journal of Materials Processing Technology, 1995, 53 (1): 293-310.
- [12] RAO K P, PRASAD Y V R K. High temperature deformation kinetics of Al-4Mg alloy [J]. Journal of Mechanical Working Technology, 1986, 13 (1): 83-95.
- [13] ZENER C, HOLLOMON J H. Effect of strain rate upon plastic flow of steel [J]. Journal of Applied Physics. 1994, 15 (1): 22-32.
- [14] PRASAD Y V R K, RAO K P, SASIDHARA S. Hot working guide: a compendium of processing maps [M]. OH: ASM International, 1997.
- [15] KLEEMOLA H J, MEMINEN M A. On the strain-hardening parameters of metals [J]. Metallurgical Transactions, 1974, 5: 1863-1866.
- [16] PRASAD Y V R K, SECHACHARYULY T. Modellong of hot deformation for microstructure control [J]. International Materials Reviews, 1998, 43 (6): 243-258.

Hot Deformation Behavior of Al-Zn-Mg-Cu-Zr Alloy

WANG Hai-fei, LI Tie-gang

(School of Machinery, Shenyang Institute of Engineering, Shenyang 110136, Liaoning, China)

Abstract:

7000 series Al-Zn-Mg Cu Zr alloy was selected as the research materials, and isothermal temperature compression tests were conducted on Gleeble1500 thermal simulation testing machine at deformation temperatures of 250-400 °C and strain rates of 0.01-10 s⁻¹. The research results indicate that the flow stress of the alloy increases with the increase of strain rate and decreases with the increase of deformation temperature during isothermal compression. When the strain rate was 10 s⁻¹ and the deformation temperature was 250 °C, the peak stress of the alloy could reach 205 MPa. Most of the true stress-strain curve exhibited the characteristics of dynamic recrystallization. Combined with TEM analysis, the forming mechanism of dynamic recrystallization was that the dislocations gradually evolve into low angle grain boundaries (2°-15°) and large angle grain boundaries (>15°) through sliding and climbing, and relying on dislocation rearrangement to form a substructure inside the original grain. Finally, a complete grain boundary formed. The constitutive equation of Al-Zn-Mg-Cu-Zr alloy was constructed by using arrhenius model and zener hollomon parametric equation, in which the average deformation activation energy of the alloy was 324 187 J/mol. In addition, hot working diagrams of Al-Zn-Mg-Cu-Zr alloy under 0.2, 0.4 and 0.6 strains were constructed by Prasad instability criterion and other models, and the machinability windows were 252-400 °C, 0.01-0.015 s⁻¹.

Key words:

Al-Zn-Mg-Cu-Zr alloy; hot deformation; dynamic recrystallization; true stress-strain curve; hot working diagram