

引文格式: 冯诺, 韩宝帅, 张勇, 等. 喷射成形Al-Mg-Zn-Cu合金的本构方程及热加工图研究[J]. 航空制造技术, 2026, 69(3): 25020213.
FENG Nuo, HAN Baoshuai, ZHANG Yong, et al. Study on constitutive equation and thermal processing map of spray-formed Al-Mg-Zn-Cu alloy[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2026, 69(3): 25020213.

喷射成形Al-Mg-Zn-Cu合金的本构方程及热加工图研究

冯 诺¹, 韩宝帅¹, 张 勇², 曾元松¹, 韩秀全¹, 徐严谨¹

(1. 中国航空制造技术研究院, 北京 100024;

2. 中南大学, 长沙 410083)

[摘要] 本文设计了一种低密度高强Al-Mg-Zn-Cu合金, 并研究了喷射锭坯的热变形行为; 利用Gleeble-3500热模拟试验机测试了该合金在不同热变形条件下的应力-应变曲线, 构建了应变补偿本构方程, 绘制了不同变形量下合金的热加工图; 建立了以 Z 参数表示的Arrhenius本构方程, 所预测的变形应力与试验值线性相关系数达到0.995, 说明拟合情况良好, 根据不同变形量的热加工图, 发现流变失稳区和功率耗散系数低谷区均集中在高应变速率区和高变形温度区, 最佳热变形工艺参数范围为380~420 °C、0.001~0.1 s⁻¹。在最佳热变形工艺参数范围内的喷射锭坯挤压带板组织中, 喷射锭坯内部孔隙机械焊合, 未见流变失稳特征组织, 挤压带板密度为(2.676±0.006) g/cm³, 经140 °C/40 h时效后试验合金喷射锭坯挤压带板抗拉强度为(552±8) MPa, 屈服强度为(423±4) MPa, 断后伸长率为13.5%±0.9%, 断面收缩率为41.0%±1.7%。试验合金喷射锭坯挤压带板兼具高强度与低密度, 在构件轻量化方向具有应用前景。

关键词: Al-Mg-Zn-Cu合金; 热变形行为; 本构模型; 热加工图; 力学性能

中图分类号: V26; TG146

文献标志码: A

DOI: 10.16080/j.issn1671-833x.25020213

Study on Constitutive Equation and Thermal Processing Map of Spray-Formed Al-Mg-Zn-Cu Alloy

FENG Nuo¹, HAN Baoshuai¹, ZHANG Yong², ZENG Yuansong¹, HAN Xiuquan¹, XU Yanjin¹

(1. AVIC Manufacturing Technology Institute, Beijing 100024, China;

2. Central South University, Changsha 410083, China)

[ABSTRACT] A low-density high strength Al-Mg-Zn-Cu alloy was designed and the thermal deformation behavior of spray-cast ingots was investigated. Using the Gleeble-3500 thermal simulation testing machine, the stress-strain curves of the spray-cast ingot under different thermal deformation conditions were measured. A strain-compensated constitutive equation was constructed, and thermal processing maps for the alloy at different strain levels were plotted. An Arrhenius-based constitutive equation expressed in terms of parameter Z showed a linear correlation coefficient of 0.995 between predicted flow stresses and experimental values, indicating an excellent fit. Analysis of thermal processing maps for various strains revealed that both the flow instability zones and regions with low power dissipation coefficients were concentrated in areas of high strain rates and high deformation temperatures. The optimal thermal deformation process parameters were identified as a temperature range of 380–420 °C and strain rate range of 0.001–0.1 s⁻¹. Within this optimal parameter range, the extruded strips of the spray-cast ingot exhibited microstructures in which internal porosity was mechanically welded without signs of flow instability. The density of the extruded strip was measured at (2.676±0.006) g/cm³. After aging treatment at 140 °C for 40 h, the tensile strength reached (552±8) MPa, yield strength was (423±4) MPa, elongation after

收稿日期: 2025-07-08; 退修日期: 2025-08-06; 录用日期: 2025-09-17

基金项目: 国家重点研发计划(2022YFB3403700)

通信作者: 韩宝帅, 高级工程师, 工学博士, 研究方向为铝合金塑性变形与热处理。

fracture was $13.5\% \pm 0.9\%$, and section shrinkage rate was $41.0\% \pm 1.7\%$. The alloy's combination of high strength and low density suggests promising applications in lightweight structural components.

Keywords: Al-Mg-Zn-Cu alloy; Thermal deformation behavior; Constitutive model; Thermal processing map; Mechanical properties

铝合金具有轻质高强、加工性能优异、成本低等优点,被广泛用于各类航空器的机体结构。以波音 B777 客机为例,铝合金的使用比例超过了 70%^[1]。目前,航空铝合金主要以 2xxx 系 (Al-Cu-Mg) 和 7xxx 系 (Al-Zn-Mg、Al-Zn-Mg-Cu) 铝合金为主^[2-3]。近年来,航空器设计对减重提出了更高的要求,因此需要开发密度更低的航空材料。常规的 2xxx 系、7xxx 系铝合金密度大多在 2.75 g/cm^3 以上^[4],这对于航空器减重的设计目标产生了阻碍。铝锂合金制备工艺复杂,制造成本约是常规铝合金的 4 倍以上,推广应用受到限制。因此,需要开发一种低密度的新型铝合金,在不显著提高材料成本的前提下,实现航空器结构减重的目标。

Al-Mg-Zn 合金作为一种新型可热处理强化铝合金,相较于 5xxx 系铝合金,能够通过时效热处理析出 T-Mg₃₂(Al, Zn)₄₉ 强化相,不仅提高了合金的强度,还抑制了 $\beta\text{-Al}_3\text{Mg}_2$ 相在晶界处的脱溶析出,改善合金的耐腐蚀性能^[5-8]。Al-Mg-Zn 合金以 Mg 作为主要合金元素,通过合理的成分设计,其密度可以控制在 2.7 g/cm^3 以下,能够满足航空结构件的减重需求。该合金可采用常规材料制备工艺加工,不同于低密度铝锂合金会显著增加材料成本,因此有望在航空领域推广应用。然而,由于合金中 Mg 元素含量较高,采取半连续铸造技术制备锭坯时,铸造锭开裂倾向明显,成品率较低,因此亟须开发新型的锭坯制备技术。

喷射成形技术是一种非常有效的近净成形技术^[9],最早由英国 Swansea 大学提出^[10]。基于这种技术,合金被加热、熔化并分解成微小的液滴,在高速气流的作用下加速运动,与相对温度不高的气流进行强烈热交换,并快速沉积在预先定位的基体上。最后通过逐层沉积,制备出具有等轴晶组织和较低成分偏析的大尺寸坯料^[11-12]。该技术由于冷却速率较大,因此所得沉积坯料组织均匀,晶粒细小,无宏观偏析现象,铸造应力低于半连续铸造,显著降低铸造锭开裂的倾向;另外,喷射成形能有效提高合金元素的溶解度,提升合金化程度^[13-14]。利用喷射成形技术能够解决 Al-Mg-Zn 合金锭坯难以制备的技术难题。

目前有关喷射成形 Al-Mg-Zn-Cu 合金热加工性能的研究较少,针对该合金锭坯热变形加工的相关工

作,也缺少足够的试验数据支撑。本文采用等温热模拟试验研究低密度喷射成形 Al-Mg-Zn-Cu 合金的热变形行为,并建立 Arrhenius 本构模型和动态材料模型 (Dynamic material model, DMM) 热加工图加以分析,确定了低密度喷射成形 Al-Mg-Zn-Cu 合金的热加工工艺参数,并针对推荐热加工工艺参数进行了挤压试制,为低密度 Al-Mg-Zn-Cu 合金热成形工艺提供参考。

1 试验及方法

试验合金为实验室喷射成形 Al-Mg-Zn-Cu 合金锭坯,合金锭坯化学成分采用 Thermo iCAP 7400 光谱仪进行测试,实测成分见表 1。将喷射锭坯加工成 $\phi 10 \text{ mm} \times 15 \text{ mm}$ 的试样,车光表面,在样品侧面中心位置加工出两个能够插入 K 型热电偶的小孔,将两根 K 型热电偶一端插入试样上的小孔中,另一端连接到 Gleeble-3500 热模拟试验机上以测试试样温度,然后将石墨片贴在试样两端以减小摩擦,进行热压缩试验。加热速率为 $5 \text{ }^\circ\text{C/s}$,保温时间为 3 min,总压下量为 70%。热压缩变形温度分别为 $380 \text{ }^\circ\text{C}$ 、 $400 \text{ }^\circ\text{C}$ 、 $420 \text{ }^\circ\text{C}$ 、 $440 \text{ }^\circ\text{C}$ 和 $460 \text{ }^\circ\text{C}$,应变速率分别为 0.001 s^{-1} 、 0.01 s^{-1} 、 0.1 s^{-1} 、 1 s^{-1} 、 10 s^{-1} 。每次试验结束后立刻将试样进行水淬,以保留高温变形组织,便于观察热变形后合金的显微组织。

采用徕卡公司 Leica DMI5000M 型金相光学显微镜对变形前后的试验合金组织进行观测分析。先用水砂纸对试样打磨至 2500 目,在抛光机上采用 $0.2 \text{ }\mu\text{m}$ 的金刚石抛光喷雾进行机械抛光至表面无划痕为止,光学金相试样抛光完成后使用 Keller 试剂 ($\text{H}_2\text{O} : \text{HNO}_3 : \text{HCl} : \text{HF} = 0.95 : 0.025 : 0.015 : 0.01$) 对样品腐蚀 45 s。

挤压带板采用 DH-200T 全自动电子密度计测试密度,每项测试设置 3 个平行试样;使用 EMSYS 型电子万能材料试验机测试抗拉强度、屈服强度、断后伸长率和断面收缩率,每项测试设置 3 个平行试样。

表 1 试验合金的化学成分 (质量分数)
Table 1 Chemical compositions of experimental alloy (mass fraction) %

Mg	Zn	Cu	Zr	Mn	Fe	Si	Ti	Cr
6.61	4.23	0.21	0.12	0.20	0.082	0.052	0.002	0.008

2 结果与讨论

2.1 应力应变曲线

Gleeble 热模拟试验合金样品如图 1 所示,可以看到当应变速率为 10 s^{-1} ,或变形温度为 $460\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时,试验样

品出现了不同程度的压溃,对应工艺参数的真应力-真应变曲线如图 2 所示。可以看到真应力随真应变的变化出现了不同程度的反常骤降,这是流变失稳压溃的表现,代表试验合金在应变速率为 10 s^{-1} 和变形温度为 $460\text{ }^{\circ}\text{C}$ 的热加工工艺窗口下热加工性能较差,将流变失

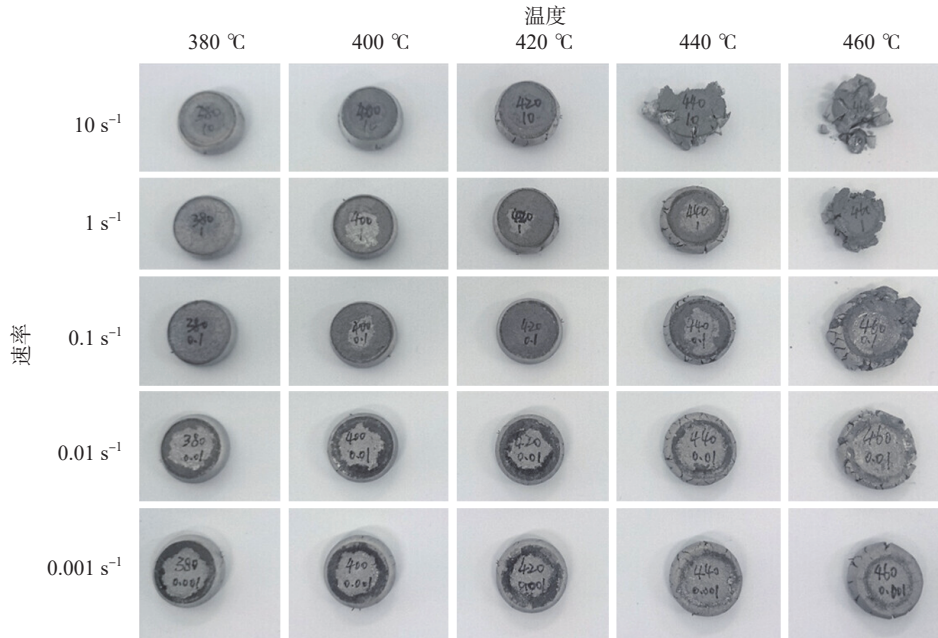


图 1 试验合金热压缩样品宏观图像

Fig.1 Macroscopic images of hot compression samples of experimental alloy

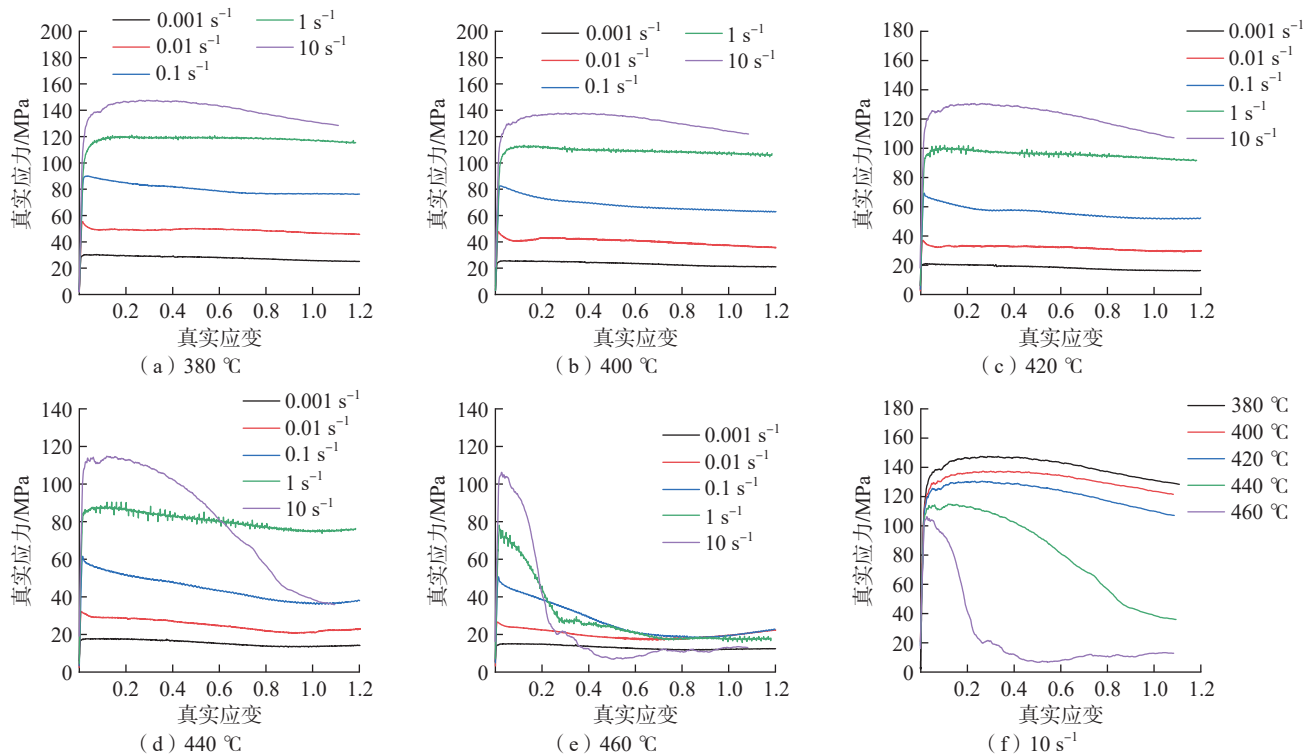


图 2 不同变形条件下试验合金真应力-真应变曲线

Fig.2 True stress-true strain curves of the experimental alloy under different deformation conditions

稳压溃的热加工工艺参数划为失稳区。为保证本构方程及热加工图的准确建立,选取未压溃的测试矩阵进行后续试验。

由于试样的受压两端与压头之间仍然存在不可忽略的摩擦,摩擦阻碍试样两端的金属向外流动,导致试样的变形不均匀,出现鼓肚隆起,导致热压缩过程中由无摩擦力条件得出的真应力值相较实际值偏大^[15]。对原始试验数据进行摩擦修正和温度修正以减小摩擦和温度波动对真应力值的影响。

本文采用的温度修正公式为^[16]

$$\sigma_0 \approx \frac{T_1}{T_0} \sigma_1 \quad (1)$$

式中, T_0 为试验设定的变形温度; T_1 为试验的真实温度; σ_0 和 σ_1 分别是变形温度为 T_0 时的应力和实际测试的应力。

本文采用的摩擦修正公式为^[16]

$$\sigma = \frac{\sigma_0 c^2}{2(e^c - c - 1)} \quad (2)$$

式中, σ 为完成了摩擦鼓型修正后的真应力值; c 为该摩擦鼓型修正中的摩擦修正率,由式(3)计算得出。

$$c = \frac{2m_0 R_0 \sqrt{h_0/h}}{h} \quad (3)$$

式中, R_0 为试样的原始半径; h_0 为试样的原始高度, $R_0=5$, $h_0=15$; h 为压缩后试样高度,可由挤压后的试样测得; m_0 为该摩擦鼓型修正中的摩擦系数,由式(4)计算得出。

$$m_0 = \frac{R_0 b \sqrt{h_0/h}}{h \left[\frac{4}{\sqrt{3}} - (2b/3\sqrt{3}) \right]} \quad (4)$$

式中, $b = \frac{4h\sqrt{h}\Delta R}{R_0\sqrt{h_0}\Delta h}$, $\Delta R = R_M - R_T$, $R_T = \sqrt{\frac{3h_0 R_0^2}{h} - 2R_M^2}$, $\Delta h = h_0 - h$ 。其中, R_M 为压缩后试样腰部最大半径; b 为筒形参数; R_T 为鼓形变形试样上的表面直径。

进行鼓形修正之后的试验合金在不同温度下变形的真应力-真应变曲线如图3所示。合金在整个变形温度和应变速率范围内均存在明显的稳态流变特征。在同一应变速率下,变形应力及其所对应的应变均随着变形温度的升高而降低;在同一变形温度下,变形应力随着应变速率的增大而增大。

变形温度和变形速率显著影响材料的流变行为。图4为不同变形温度和应变速率下,峰值应力(取真应变为0.6时的真应力)和变形温度的关系。在应变温度为380~440℃,应变速率0.001~1 s⁻¹的范围内,当变形速率恒定时,变形应力会随着变形温度的升高而下降。这可以归因于更高的变形温度增强了热激活作用,增加

了位错的迁移速率,并增强了动态回复效应。此外,在热变形过程中,大量的T-Mg₃₂(Al, Zn)₄相会不断动态粗化或溶解,从而降低合金强度。另一方面,在恒定的变形温度下,由于有更长的热变形时间,变形应力会随着应变速率的降低而下降。

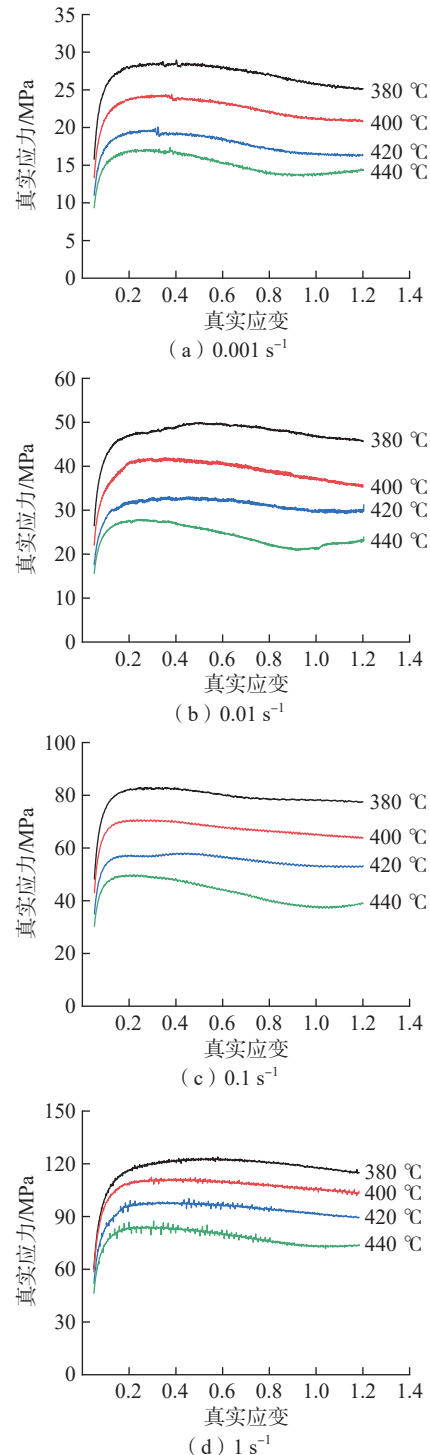


图3 鼓形修正后的不同变形条件下试验合金真应力-真应变曲线
Fig.3 True stress-true strain curves of the experimental alloy under different deformation conditions after barreling correction

2.2 本构方程的建立

采用数学模型描述高温变形应力与变形速率的关系。变形应力 σ 、应变速率 $\dot{\epsilon}$ 和变形温度 T 之间的关系可用 Arrhenius 方程描述^[15,17-18]。

低应力水平时:

$$\dot{\epsilon} = A_1 \sigma^{n_1} \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right), \alpha\sigma < 0.8 \quad (5)$$

高应力水平时:

$$\dot{\epsilon} = A_2 \exp(\beta\sigma) \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right), \alpha\sigma > 1.2 \quad (6)$$

整个应力范围:

$$\dot{\epsilon} = A[\sinh(\alpha\sigma)]^n \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (7)$$

式中, R 为理想气体常数, $8.314 \text{ J}/(\text{mol} \cdot \text{K})$; β 为材料参数; A 为结构因子, s^{-1} ; α 为应力水平参数, MPa^{-1} , $\alpha = \beta/n_1$, n 为应力指数; Q 为热激活能, J/mol 。变形应力与峰值应力之间满足线性关系, 通过材料温度补偿应变速率因子 Zener-Hollomon 参数描述^[19]。

$$Z = A[\sinh(\alpha\sigma)]^n = \dot{\epsilon} \exp(Q/RT) \quad (8)$$

最终得到的合金本构模型, 即 σ 与参数 Z 之间的关系为

$$\sigma = \frac{1}{\alpha} \ln \left\{ \left(\frac{Z}{A} \right)^{1/n} + \left[\left(\frac{Z}{A} \right)^{2/n} + 1 \right]^{1/2} \right\} \quad (9)$$

以峰值应力 (真应变为 0.6 时) 所对应的热变形数据计算, 求得合金的 A 、 Q 、 n 、 α 、 β 等多项材料学参数。对式 (5)~(7) 取自然对数, 可以得到式 (10)~(12)。

$$\ln \dot{\epsilon} = n_1 \ln \sigma + \ln A_1 - \frac{Q}{RT} \quad (10)$$

$$\ln \dot{\epsilon} = \beta \sigma + \ln A_2 - \frac{Q}{RT} \quad (11)$$

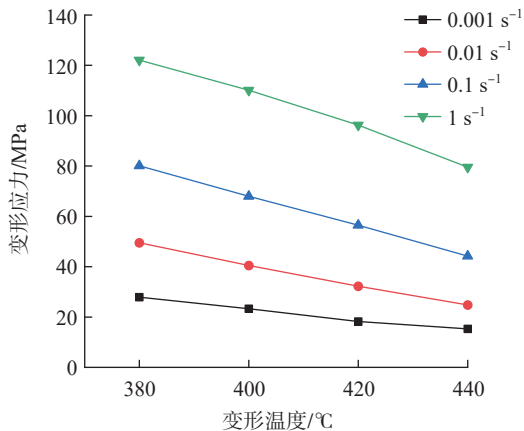


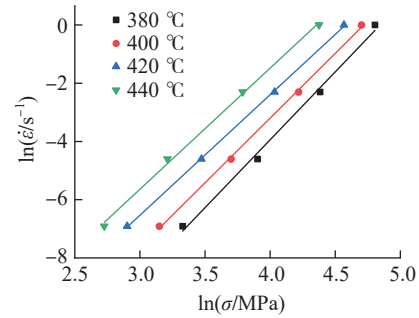
图 4 在不同变形条件下试验合金峰值变形应力

Fig.4 Peak flow stress of the experimental alloy under different deformation conditions

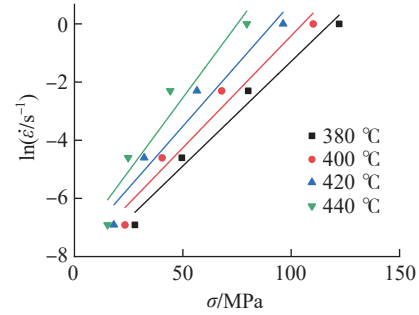
$$\ln \dot{\epsilon} = n \ln[\sinh(\alpha\sigma)] + \ln A - \frac{Q}{RT} \quad (12)$$

运用最小二乘法原理, 分别进行线性拟合 (图 5)。图 5 (a)~(c) 为不同应变条件下的 n_1 、 β 和 n , 又根据 $\alpha = \beta/n_1$ 求得 α 。

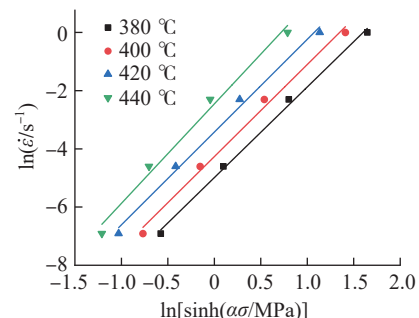
选定应变速率下的材料变形激活能 Q , 对式 (9) 进



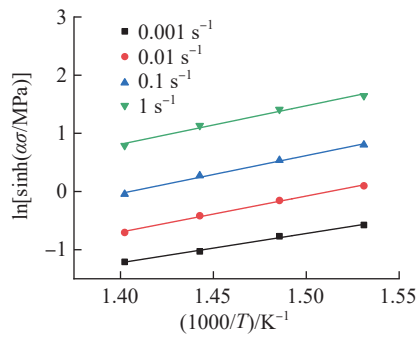
(a) $\ln \dot{\epsilon} - \ln \sigma$



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



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



(d) $\ln[\sinh(\alpha\sigma)] - 1000/T$

图 5 材料参数拟合关系曲线

Fig.5 Fitting curves of material parameters

行微分得到:

$$Q = 1000R \left\{ \frac{\partial \ln[\sinh(\alpha\sigma)]}{\partial(1/T)} \right\}_{\dot{\varepsilon}} \left\{ \frac{\partial \ln \dot{\varepsilon}}{\partial \ln[\sinh(\alpha\sigma)]} \right\}_T = RSn \quad (13)$$

式中, n 为 $\ln \dot{\varepsilon} - \ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ 的关系线性拟合直线的斜率平均值; S 为 $\ln[\sinh(\alpha\sigma)] - 1000/T$ 的关系线性拟合直线斜率的平均值, 其拟合直线如图 5 (d) 所示, 将求得 n 和 S 值代入式 (13) 可求得合金在真应变为 0.6 时的平均变形激活能 Q 。

变形温度 T 与应变速率 $\dot{\varepsilon}$ 的关系可以用参数 Z 来表示。

$$Z = \dot{\varepsilon} \exp(Q/RT) \quad (14)$$

将不同状态的 Q 值代入式 (14) 可以求出相应 Z 参数, 对式 (8) 两侧取对数可以得到 $\ln Z$ 。

$$\ln Z = \ln A + n \ln[\sinh(\alpha\sigma)] \quad (15)$$

将 $\ln Z$ 与 $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ 的关系进行线性拟合, 如图 6 所示, 得到关系线性拟合直线与 y 轴的截距 $\ln A$ 。

综上所述, 试验合金的各类材料参数如表 2 所示, 将各参数代入式 (8) 和 (9) 可求出合金在峰值应力 (真应变为 0.6 时) 的热变形本构方程, 峰值应力 Arrhenius 模型的变形应力预测值与试验值的相关性情况如图 7 所示, $R=0.999$, 说明变形应力预测值与试验值能够良好匹配。

上述基础建立的本构方程只考虑了 $\dot{\varepsilon}$ 、 σ 、 T 对流变行为的影响, 而不包括真应变变量对流变行为的影响。真应变量的变化会显著影响整个变形过程的变形激活能等材料学参数, 从图 3 中的真应力-真应变曲线可以观

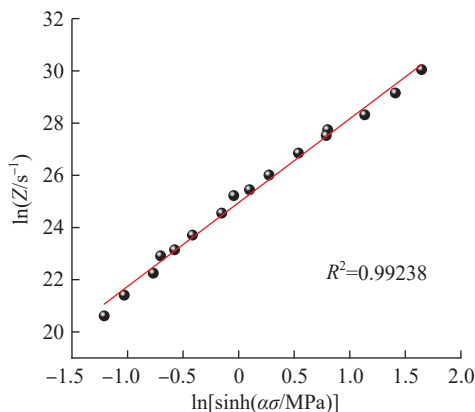


图 6 $\ln Z$ 与 $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ 线性拟合关系

Fig.6 Linear fitting relationship between $\ln Z$ and $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$

表 2 应变为 0.6 时试验合金的材料参数值

Table 2 Material constant values of experimental alloy at strain of 0.6

β/MPa^{-1}	α/MPa^{-1}	n	$\ln(A/\text{s}^{-1})$	变形激活能 $Q/(\text{kJ/mol})$
0.08370	0.01923	3.22246	24.95286	163.21023

察到真应变变量对变形应力的影响, 特别是在应变变量较低 (约 0.2) 的范围内, 变形应力伴随应变的增大而显著增大。基于上述分析, 为了得到包含应变影响因素在内的更可靠的本构方程, 需要对得到的本构方程进行应变补偿, 使变形应力模型更加准确。

采用上述试验方法, 分别求得试验合金真应变变量在 0.05~1.2 之间的 24 个应变变量对应的变形激活能 Q 和其他材料参数 (α 、 n 、 $\ln A$) 值, 将不同应变下的各个参数进行七阶多项式拟合, 如图 8 所示, 可以发现曲线拥有较好的精度且没有出现过度拟合, 各项材料参数受应变变量的影响十分显著。试验合金各项参数关于应变的多项式拟合系数如表 3 所示, 七阶多项式如下, 其中 B_x ($x=0, 1, 2, 3, 4, 5, 6, 7$) 为多项式拟合系数。

$$Y(\varepsilon) = B_0 + B_1\varepsilon + B_2\varepsilon^2 + B_3\varepsilon^3 + B_4\varepsilon^4 + B_5\varepsilon^5 + B_6\varepsilon^6 + B_7\varepsilon^7 \quad (16)$$

应变与材料各参数之间的相互关系可以通过七阶多项式拟合得到, 这样可以更准确地得到给定应变下的变形应力预测值。基于此拟合结果, 试验合金的热变形本构方程 (基于双曲正弦关系) 可采用应力与 Zener-Holloman 参数的关联式表示, 即

$$\left\{ \begin{aligned} \sigma(\varepsilon) &= \frac{1}{\alpha(\varepsilon)} \ln \left\{ \left[\frac{Z_{[Q(\varepsilon)]}}{A(\varepsilon)} \right]^{\frac{1}{n(\varepsilon)}} + \left[\frac{Z_{[Q(\varepsilon)]}}{A(\varepsilon)} \right]^{\frac{2}{n(\varepsilon)}} + 1 \right\}^{1/2} \\ Z &= \dot{\varepsilon} \exp \left[\frac{Q(\varepsilon)}{RT} \right] \end{aligned} \right. \quad (17)$$

对比本构方程计算得到的变形应力预测值与试验数据以确定两者之间的相关性, 如图 9 所示, 两者高度吻合, 表明上述构建的试验合金本构方程预测合金热变

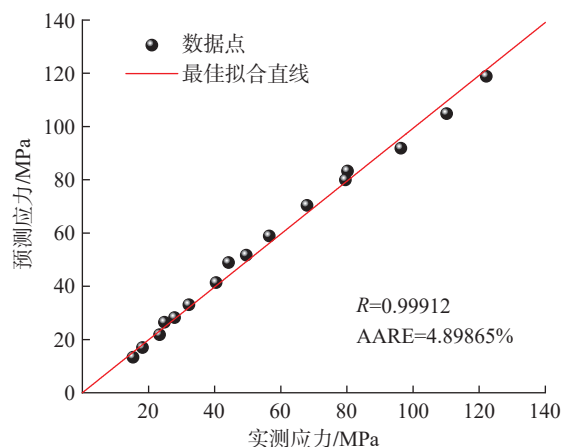


图 7 峰值应力 Arrhenius 模型的变形应力预测值与试验值的相关性

Fig.7 Correlation between predicted and experimental flow stress values from the peak stress based Arrhenius model

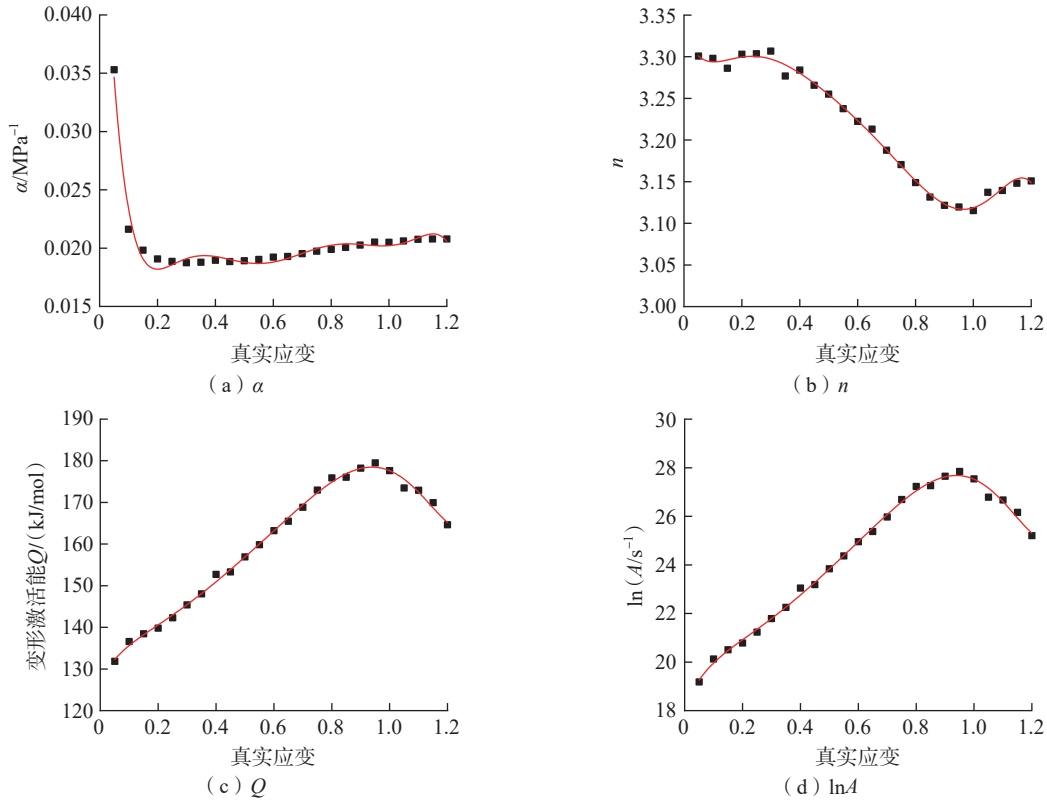


图8 材料常数与应变的多项式拟合关系曲线

Fig.8 Polynomial fitting relationship curves between material constants and strain

表3 试验合金各材料参数与应变多项式拟合系数

Table 3 Polynomial fitting coefficients of each material parameter of the experimental alloy with strain

多项式拟合系数	α/MPa^{-1}	n	变形激活能 $Q/(\text{kJ/mol})$	$\ln(A/\text{s}^{-1})$
B_0	0.05863	3.33191	127.37518	18.21514
B_1	-0.65628	-0.99366	121.77298	26.03094
B_2	4.14679	9.22383	-566.81896	-121.31592
B_3	-13.19455	-37.94951	2127.25048	425.4854
B_4	23.16693	79.38206	-4316.46795	-824.38345
B_5	-22.72716	-91.36586	5011.40307	926.26778
B_6	11.66475	54.62447	-3098.42973	-560.59499
B_7	-2.43889	-13.13452	771.53217	137.8186

形行为具有很高的准确性与可靠性。

应变补偿 Arrhenius 模型的变形应力预测值与试验值的相关性情况如图 10 所示, $R=0.995$, 说明变形应力预测值与试验值能够良好匹配。

2.3 热加工图建立与分析

部分研究采用 DMM 来描述材料的变形行为^[20-22], 该模型是目前构建热加工图常用的核心基础原理。材

料在热加工过程中吸收的功率 P 转换成塑性变形消耗的功率 G 和变形过程中组织变化所消耗的功率 J , 三者之间关系可以用式 (18) 和 (19) 表达。

$$\frac{J}{P} = \frac{\partial(\lg\sigma)}{(\lg\dot{\epsilon})} = m \tag{18}$$

$$P = G + J = \int_0^{\dot{\epsilon}} \sigma d\dot{\epsilon} + \int_0^{\sigma} \dot{\epsilon} d\sigma \tag{19}$$

对不同变形温度、不同变形条件下的真应力 σ , 采用三次多项式函数拟合 $\lg\sigma - \lg\dot{\epsilon}$ 关系曲线, 拟合函数如下, 其中 a, b, c, d 为多项式系数。

$$\lg\sigma = a + b\lg\dot{\epsilon} + c(\lg\dot{\epsilon})^2 + d(\lg\dot{\epsilon})^3 \tag{20}$$

由式 (18) 得出:

$$m = \frac{\partial(\lg\sigma)}{(\lg\dot{\epsilon})} = b + 2c(\lg\dot{\epsilon}) + 3d(\lg\dot{\epsilon})^2 \tag{21}$$

由式 (21) 计算得出不同加工温度和变形速率下对应的 m 值, 不同变形参数及对应 m 值的 3D 表面变化如图 11 所示。 m 为应变速率敏感因子, 表示应变速率增大时材料的强化倾向, m 为负值时被认定为失稳区, 对应剪切带、变形孪晶等组织^[23]。各变形量试验合金 m 值最小值出现在接近 $380\text{ }^\circ\text{C}/1\text{ s}^{-1}$ 的高温低应变速率区或接近 $440\text{ }^\circ\text{C}/0.001\text{ s}^{-1}$ 的低温高应变速率区。

能量耗散效率 η 可用应变敏感因子 m 表示, 即

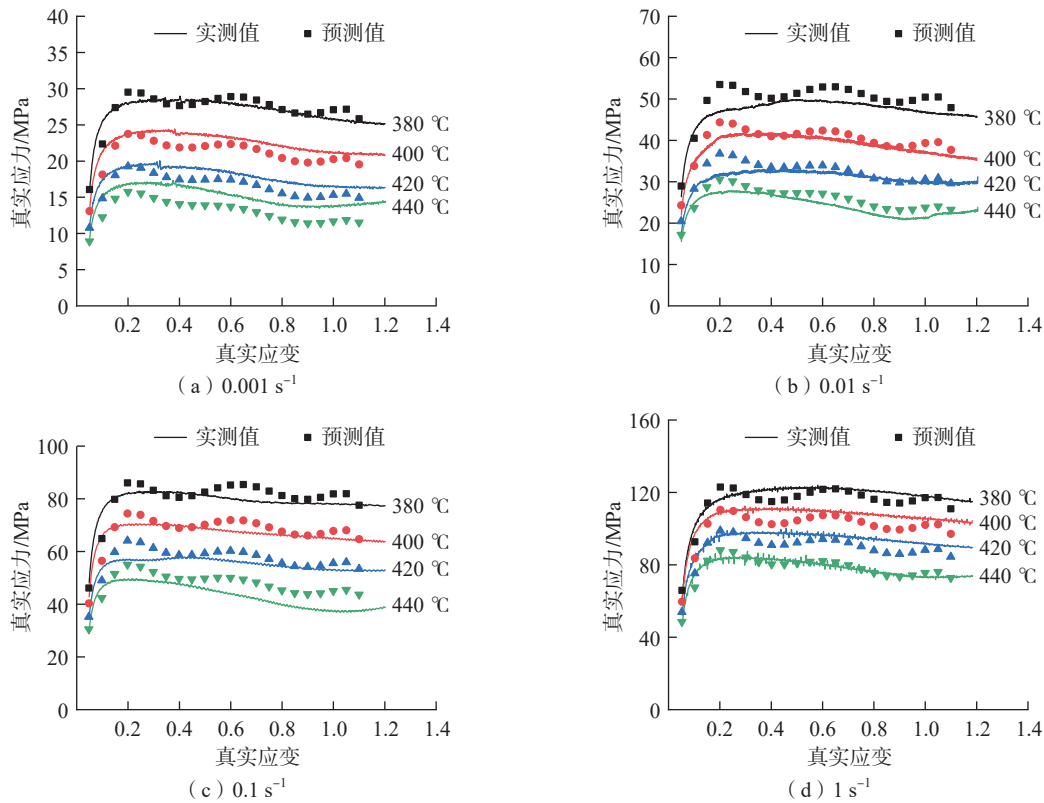


图9 应变补偿 Arrhenius 模型的本构关系预测值与试验值的对比

Fig.9 Comparison between predicted values of the constitutive relationship of the strain-compensated Arrhenius model and experimental values

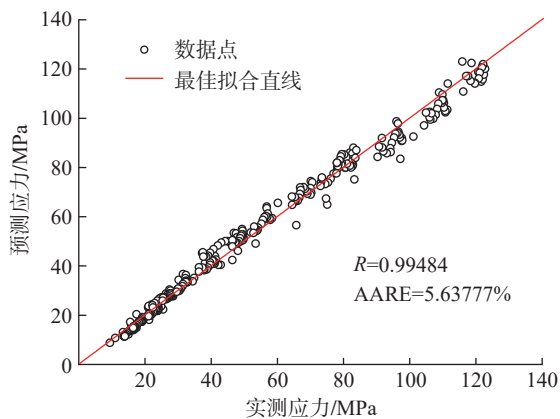


图10 应变补偿 Arrhenius 本构模型变形应力预测值与试验值的相关性

Fig.10 Correlation between predicted values of flow stress of the strain-compensated Arrhenius constitutive model and experimental values

$$\eta = \frac{2m}{m+1} \quad (22)$$

能量耗散效率反映热加工过程中合金功率耗散的能力。通常情况下,功率耗散系数 η 越大,内部组织转变越完全,热加工性能越好,但不能保证不出现局部滑移和楔形开裂等内部组织缺陷,需要结合失稳判据综合判断。根据不可逆热力学极值原理,用无量纲的失稳参

数 $\zeta(\dot{\epsilon})$ 表示塑性变形时的连续失稳判据,Prasad 根据最大熵原理材料失稳判据为

$$\zeta(\dot{\epsilon}) = \frac{\partial \left[\lg \left(\frac{m}{m+1} \right) \right]}{\partial (\lg \dot{\epsilon})} + m < 0 \quad (23)$$

用失稳参数、应变速率和变形温度可以绘制失稳图。在失稳图中,失稳参数为负值的区域为失稳区域,易出现局部滑移和楔形开裂等内部组织缺陷,导致合金失稳压溃。

通过叠加功率耗散等高线和失稳判据为负值的阴影图,可以得到合金的热加工图,不同变形量对应试验合金热加工图如图12所示。热加工图中等高线为功率耗散系数 η 等高线,灰色区域为失稳参数 $\zeta(\dot{\epsilon})$ 为负值的失稳区域。

变形量在0~70%范围内,功率耗散系数 η 最大值随变形量的增大,从接近420 °C/0.1 s⁻¹的中温中应变速率区域向接近440 °C/0.1 s⁻¹的高温高应变速率区域,以及接近380 °C/0.001 s⁻¹的低温低应变速率区域移动,各变形量功率耗散系数 η 最大值均大于0.39。各变形量 η 最小值均出现在接近380 °C/1 s⁻¹的低温高应变速率区域, η 最小值均0.13。

变形量在0~70%范围内,失稳参数 $\zeta(\dot{\epsilon})$ 为负值的

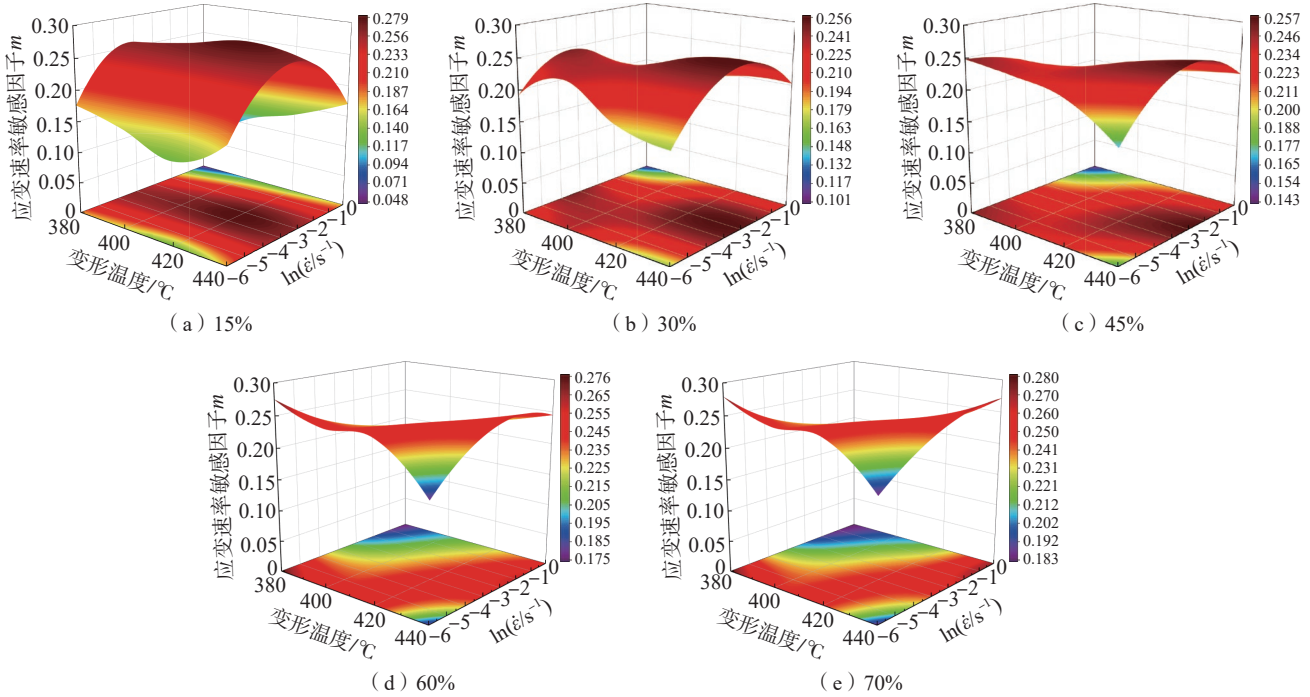


图 11 不同变形参数及对应的 m 值分布图

Fig.11 Distribution map of m -values corresponding to different deformation parameters

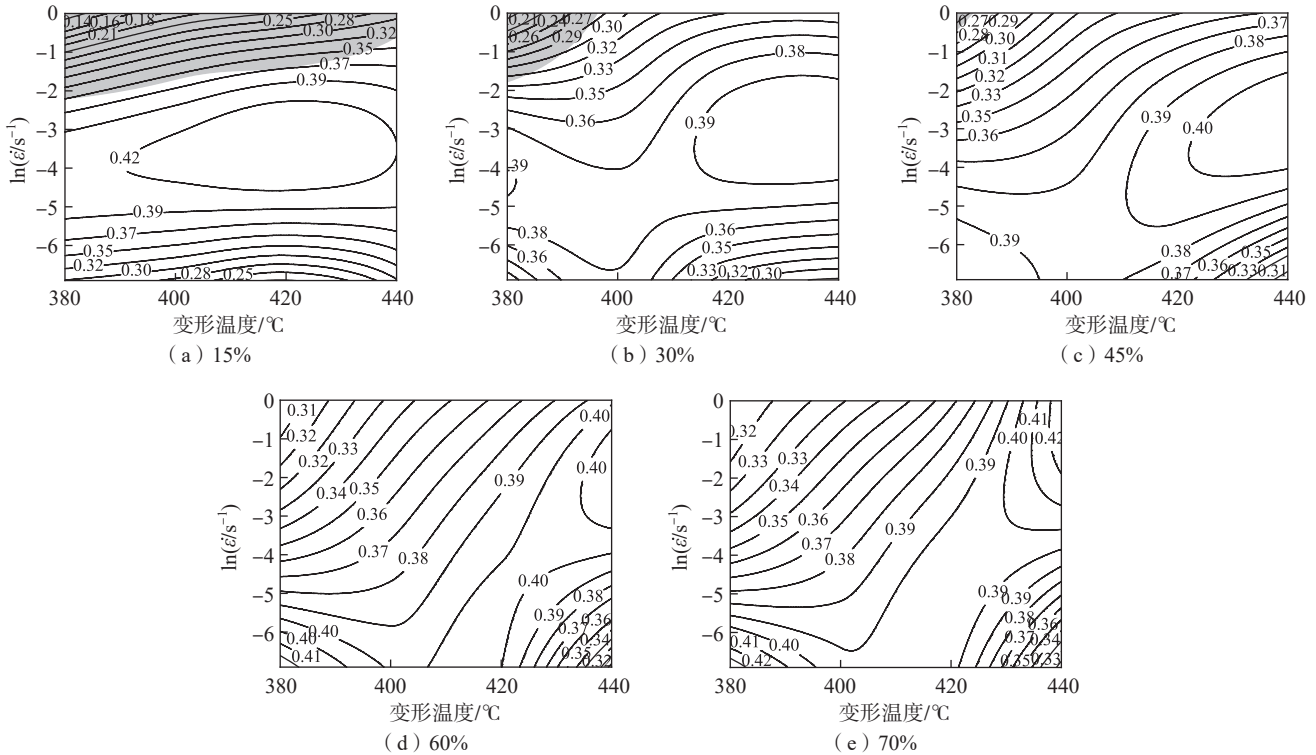


图 12 不同应变条件下试验合金的热加工图

Fig.12 Thermal processing maps of experimental alloy at different strain conditions

区域由应变速率大于 0.1 s^{-1} 的高应变速率区域向接近 $380 \text{ }^\circ\text{C}/1 \text{ s}^{-1}$ 的低温高应变速率区域移动。结合热挤压样品宏观图像 (图 1), 应变速率接近 10 s^{-1} 的高应变速率区

域和变形温度接近 $460 \text{ }^\circ\text{C}$ 的高温区域易发生失稳压溃, 热加工工艺窗口的制定应远离上述高应变速率与高变形温度的热加工工艺参数。

高应变速率的工艺参数区域试验合金热变形流变失稳主要归因于应变速率过高,导致合金组织没有足够的时间和能量完成均匀变形,变形组织更倾向于局部流变;高变形温度的工艺参数区域试验合金热变形流变失稳主要归因于高合金化 Al-Mg-Zn 合金在 450 °C 附近发生热变形时,合金组织内部更易出现大量的粗大析出相,应力会在这些硬质颗粒附近积累进而产生微裂纹、颗粒破碎和孔洞,从而对合金的热加工性能产生不利影响^[24]。

综上所述,变形温度为 380~420 °C,应变速率为 0.1~0.001 s⁻¹ 的区域拥有较高的功率耗散效率,均大于 0.3,且远离加工失稳区,是理想的热加工工艺窗口。

2.4 挤压合金组织性能

为验证热加工图指示的理想热加工工艺窗口,在理想热加工工艺窗口下进行了喷射锭坯挤压成形,锭坯温度 390~420 °C、挤压速度 0.2~0.6 mm/min、挤压比 15,挤压得到挤压带板。试验合金喷射锭坯金相组织如图 13 所示,挤压带板金相组织如图 14 所示,喷射锭坯内部晶粒呈等轴晶,晶界处存在部分粗大初生相和喷射工艺所导致的孔隙;经过挤压成形后,板材内部晶粒明显拉长,呈现出较强的织构特征,晶界处粗大初生相呈带状分布,组织中喷射工艺所导致的孔隙被充分机械焊合消除,未见流变失稳所导致的局部流变带等特征组织,代表该热变形工艺参数下试验合金热变形性能良好。

经密度测试,试验合金喷射锭坯挤压带板密度为 (2.676 ± 0.006) g/cm³,经 140 °C/40 h 时效后试验合金喷射锭坯挤压带板室温拉伸性能如表 4 所示,带板的

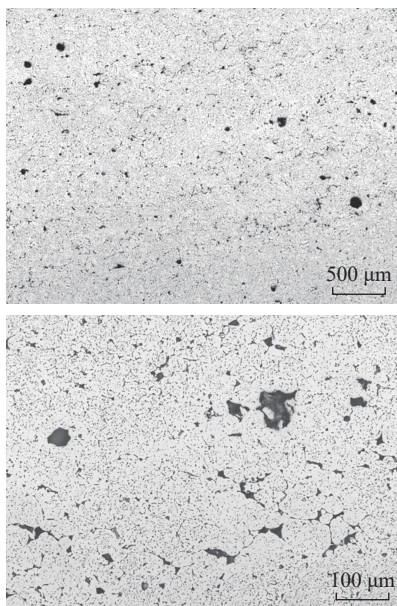


图 13 试验合金原始金相组织

Fig.13 As-cast optical microstructure of experimental alloy

抗拉强度达到 (552 ± 8) MPa,屈服强度达到 (423 ± 4) MPa,强度指标达到高强度铝合金水平;断后伸长率达到 13.5% ± 0.9%,断面收缩率达到 41.0% ± 1.7%,塑性较好。试验合金喷射锭坯挤压带板兼具高强度与低密度的特征,在构件轻量化领域具有良好的应用前景。

3 结论

(1) 通过线性拟合方法,求解了 Arrhenius 方程的材料常数,建立了基于参数 Z 的预测材料热变形应变补偿的 Arrhenius 本构方程。本构方程对变形应力的预测值与试验值线性相关系数达到 0.995,拟合情况良好,证明了模型的精确性。

(2) 基于动态材料模型,建立了不同应变率下的热加工图,结合热压缩样品宏观图像,流变失稳区和功率耗散低谷区集中在应变速率大于 1 s⁻¹ 的高应变速率区域,以及变形温度接近 460 °C 的高温区域,变形温度为 380~420 °C,应变速率为 0.001~0.1 s⁻¹ 的区域拥有较高的功率耗散效率,均大于 0.3,且远离加工失稳区,是理想的热加工工艺窗口。

(3) 在理想热加工工艺窗口下进行了喷射锭坯挤

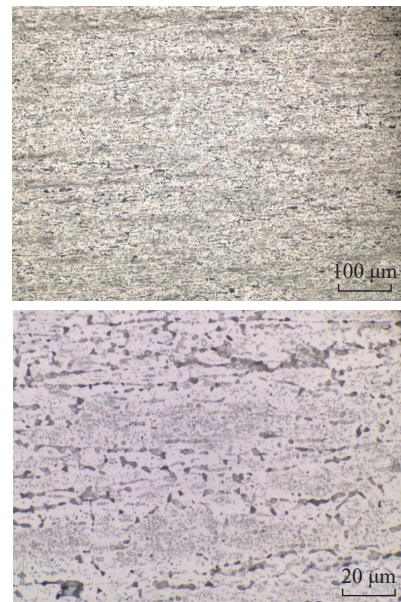


图 14 试验合金挤压带板金相组织

Fig.14 Microstructure of experimental alloy extruded sheet

表 4 140 °C/40 h 时效试验合金挤压带板室温拉伸性能
Table 4 Tensile properties of experimental alloy extruded sheet with 140 °C/40 h aging

抗拉强度 R_m /MPa	屈服强度 $R_{p0.2}$ /MPa	断后伸长率 A /%	断面收缩率 Z /%
552 ± 8	423 ± 4	13.5 ± 0.9	41.0 ± 1.7

压成形,在锭坯温度 390~420 °C、挤压速度 0.2~0.6 mm/min、挤压比 15 的工艺参数下制备挤压带板。结果表明,挤压工艺成功消除了喷射铸锭内部的孔隙,带板金相组织未见流变失稳特征,表明该热变形工艺参数下试验合金热变形性能良好。

(4) 试验合金喷射铸锭挤压带板密度为 $(2.676 \pm 0.006) \text{ g/cm}^3$,经 140 °C/40 h 时效后试验合金喷射铸锭挤压带板抗拉强度为 $(552 \pm 8) \text{ MPa}$,屈服强度为 $(423 \pm 4) \text{ MPa}$,断后伸长率为 $13.5\% \pm 0.9\%$,断面收缩率为 $41.0\% \pm 1.7\%$ 。试验合金喷射铸锭挤压带板兼具高强度与低密度的特征,在构件轻量化领域具有应用前景。

参考文献

- [1] 刘兵,彭超群,王日初,等.大飞机用铝合金的研究现状及展望[J].中国有色金属学报,2010,20(9):1705-1715.
- LIU Bing, PENG Chaoqun, WANG Richu, et al. Recent development and prospects for giant plane aluminum alloys[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2010, 20(9): 1705-1715.
- [2] 臧金鑫,陈军洲,韩凯,等.航空铝合金研究进展与发展趋势[J].中国材料进展,2022,41(10):769-777.
- ZANG Jinxin, CHEN Junzhou, HAN Kai, et al. Research progress and development tendency of aeronautical aluminum alloys[J]. Materials China, 2022, 41(10): 769-777.
- [3] 潘复生,张丁非.铝合金及应用[M].北京:化学工业出版社,2006:366-372.
- PAN Fusheng, ZHANG Dingfei. Aluminum alloy and its application[M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2006: 366-372.
- [4] 《中国航空材料手册》编辑委员会.中国航空材料手册[M].第2版.北京:中国标准出版社,2002.
- Editorial Committee of "China Aviation Materials Handbook". China aviation materials handbook[M]. 2nd ed. Beijing: China Standards Press, 2002.
- [5] MENG C Y, ZHANG D, CUI H, et al. Mechanical properties, intergranular corrosion behavior and microstructure of Zn modified Al-Mg alloys[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2014, 617: 925-932.
- [6] HOU S L, LIU P P, ZHANG D, et al. Precipitation hardening behavior and microstructure evolution of Al-5.1Mg-0.15Cu alloy with 3.0Zn (wt%) addition[J]. Journal of Materials Science, 2018, 53(5): 3846-3861.
- [7] TAKATA N, ISHIHARA M, SUZUKI A, et al. Microstructure and strength of a novel heat-resistant aluminum alloy strengthened by T-Al₆Mg₁₁Zn₁₁ phase at elevated temperatures[J]. Materials Science and Engineering: A, 2019, 739: 62-70.
- [8] MENG C Y, ZHANG D, ZHUANG L Z, et al. Correlations between stress corrosion cracking, grain boundary precipitates and Zn content of Al-Mg-Zn alloys[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2016, 655: 178-187.
- [9] HENEIN H, UHLENWINKEL V, FRITSCHING U. Metal sprays and spray deposition[M]. Cham: Springer International Publishing, 2017: 1-2.
- [10] GRANT P S. Spray forming[J]. Progress in Materials Science, 1995, 39(4-5): 497-545.
- [11] 向开云,丁立鹏,贾志宏,等.喷射成形超高强Al-Zn-Mg-Cu合金研究进展[J].中国有色金属学报,2022,32(5):1199-1223.
- XIANG Kaiyun, DING Lipeng, JIA Zhihong, et al. Research progress of ultra-high strength spray-forming Al-Zn-Mg-Cu alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2022, 32(5): 1199-1223.
- [12] 谢志强.大规格喷射成形7055铝合金组织演化及其对力学性能和淬透性影响研究[D].重庆:重庆大学,2020.
- XIE Zhiqiang. Study on microstructure evolution and its effect on mechanical properties and hardenability of large-size spray formed 7055 alloy[D]. Chongqing: Chongqing University, 2020.
- [13] 王军,严彪,徐政.喷射成形技术的发展应用[J].上海有色金属,2002,23(3):133-138.
- WANG Jun, YAN Biao, XU Zheng. Development and application of spray forming technology[J]. Shanghai Nonferrous Metals, 2002, 23(3): 133-138.
- [14] 范洪波,沈军,崔成松,等.喷射成形快速凝固技术在铝合金中的应用[J].粉末冶金技术,1998,16(2):137-142.
- FAN Hongbo, SHEN Jun, CUI Chengsong, et al. Application of spray forming rapid solidification technology in aluminum alloy[J]. Powder Metallurgy Technology, 1998, 16(2): 137-142.
- [15] (法)普瓦里耶.晶体的高温塑性变形[M].关德林,译.大连:大连理工大学出版社,1989.
- POIRIER J.P. Plasticite a haute temperatures des solides cristallins[M]. GUAN Delin, trans. Dalian: Dalian University of Technology Press, 1989.
- [16] 彭宁琦,唐广波,刘正东.热压缩流变应力曲线的修正方法[J].热加工工艺,2012,41(17):12-15.
- PENG Ningqi, TANG Guangbo, LIU Zhengdong. Correcting method of flow stress curve for hot compression[J]. Hot Working Technology, 2012, 41(17): 12-15.
- [17] JONAS J J, SELLARS C M, MCG TEGART W J. Strength and structure under hot-working conditions[J]. Metallurgical Reviews, 1969, 14(1): 1-24.
- [18] SHEPPARD T, PARSON N C, ZAIDI M A. Dynamic recrystallization in Al-7Mg alloy[J]. Metal Science, 1983, 17(10): 481-490.
- [19] ZENER C, HOLLOMON J H. Effect of strain rate upon plastic flow of steel[J]. Journal of Applied Physics, 1944, 15(1): 22-32.
- [20] SAKAI T. Dynamic recrystallization microstructures under hot working conditions[J]. Journal of Materials Processing Technology, 1995, 53(1-2): 349-361.
- [21] LUO J, LI M Q, WU B. The correlation between flow behavior and microstructural evolution of 7050 aluminum alloy[J]. Materials Science and Engineering: A, 2011, 530: 559-564.
- [22] UHLMANN E. Processing maps: A status report[J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2013, 22(10): 2867-2874.
- [23] LI H Z, WANG H J, LIANG X P, et al. Hot deformation and processing map of 2519A aluminum alloy[J]. Materials Science and Engineering: A, 2011, 528(3): 1548-1552.
- [24] 姚晶晶,张迪,张济山.基于本构方程和热加工图的Al-xMg-2.8Zn合金的热变形行为研究[J].稀有金属材料与工程,2022,51(6):2046-2055.
- YAO Jingjing, ZHANG Di, ZHANG Jishan. Study on hot deformation behavior of Al-xMg-2.8Zn alloy by constitutive equations and processing maps[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2022, 51(6): 2046-2055.

(责编 七七)