

重卡传动轴用高强 7075 铝合金热流变行为 及径向锻造微观组织演变

张超^{1,2}, 赵升吨^{1,2}, 邢轲^{1,2}, 郑文浩^{1,2}, 李坤^{1,2}, 王永飞^{1,2}

(1. 西安交通大学机械工程学院, 710049, 西安;

2. 西安交通大学金属成形技术与重型装备全国重点实验室, 710049, 西安)

摘要: 为研究重型卡车轻量化传动轴用高强 7075 铝合金在径向锻造时的热变形行为, 将大直径 7075 铝合金挤压棒料预热退火后, 取样进行了不同变形条件下的等温压缩试验。分别考虑温度与应变速率对应变强化及软化的影响, 构建了适用于中大型 7075 铝合金传动轴热加工的改进 Hansel-Spittel 本构模型。根据动态材料模型理论获得了 7075 铝合金的热加工图, 并据此分析了 7075 铝合金棒料在典型径向锻造工艺中的组织变化。研究表明: 改进 Hansel-Spittel 模型能更准确地模拟预热退火态 7075 铝合金的峰值和稳态流变应力, 预测值与试验值的平均相对误差仅为 2.71%; 7075 铝合金在温度为 350~450 °C、应变速率为 0.01~10 s⁻¹ 范围内具有较高的热加工稳定性, 高温及低应变速率的变形条件有利于材料的微观组织演化; 预热退火态 7075 铝合金棒料在经过截面收缩率为 55.6% 的径向锻造工艺和 T6 热处理后, 原始板条晶粒转变为细化大转角晶粒组织, 抗拉强度提高至 651 MPa, 延伸率提高至 12.5%, 综合性能得到显著改善。

关键词: 重型卡车轻量化; 7075 铝合金; 本构模型; 热加工图; 径向锻造; 微观组织演化

中图分类号: TG319 **文献标志码:** A

DOI: 10.7652/xjtuxb202408013 **文章编号:** 0253-987X(2024)08-0124-12

Hot Deformation Behavior of High-Strength 7075 Aluminum Alloy for Drive Shaft of Heavy Truck and Its Microstructure Evolution in Radial Forging

ZHANG Chao^{1,2}, ZHAO Shengdun^{1,2}, XING Ke^{1,2}, ZHENG Wenhao^{1,2},

LI Kun^{1,2}, WANG Yongfei^{1,2}

(1. School of Mechanical Engineering, Xi'an Jiaotong University, Xi'an 710049, China; 2. National Key Laboratory of Metal Forming Technology and Heavy Equipment, Xi'an Jiaotong University, Xi'an 710049, China)

Abstract: The hot deformation behavior of high-strength 7075 aluminum alloy, adopted for lightweight drive shafts of heavy trucks, during the radial forging process is investigated through isothermal compression tests at different deformation conditions. The test samples are collected from an extrusion shaft billet with a large diameter that is fully preheated. A modified Hansel-Spittel constitutive model of 7075 aluminum alloy, which takes into account the effects of temperature and strain rate on strain hardening and strain softening, is proposed to predict the hot forming process of drive shafts with a large diameter. The processing maps of 7075 aluminum alloy are established based on the dynamic material model, and microstructure evolution of the

shaft billet of 7075 aluminum alloy during a typical radial forging process is analyzed with the processing maps. The research results indicate that the modified Hansel-Spittel model can accurately predict the peak flow stress and steady flow stress of preheated 7075 aluminum alloy, with an average absolute relative error of 2.71% between the experimental data and the predicted data. The processing maps show that 7075 aluminum alloy has high thermal stability in the temperature range of 350 to 450 °C and strain rate range of 0.01 to 10 s⁻¹, and high temperature and low strain rate will benefit the microstructure evolution of 7075 aluminum alloy during the hot forming process. After a typical radial forging process that perform a cross-section contraction of 55.6% and a heat treatment of T6, the original elongated grains of the shaft billet recrystallize and transform into fine grains with large angle boundary, which respectively increase the tensile strength and the elongation rate of 7075 aluminum alloy to 651 MPa and 12.5%. The drive shaft manufactured from the operated shaft billet can have excellent comprehensive properties.

Keywords: heavy truck lightweight; 7075 aluminum alloy; constitutive model; processing maps; radial forging; microstructure evolution

若燃油汽车重量减少 10%,油耗可降低 6%~8%^[1]。为了实现我国“双碳”目标,重型卡车轻量化显得尤为重要。实现轻量化有 3 种途径:轻质材料、先进工艺、结构优化设计^[2]。其中,使用镁铝轻合金、复合材料等轻质材料是实现轻量化的最有效途径^[3]。

在汽车轻量化设计中,铝合金因低密度、良好的耐蚀性和较低的造价,已成为应用最广泛的非铁合金^[4]。目前,铝合金主要应用于乘用车的发动机、轮毂、散热器、底盘、悬架中,2010—2020 年间,乘用车的铝合金使用量已经从 154 kg/台逐步增长至 208 kg/台,预计在 2026 年将增长至 233 kg/台^[5]。此外,铝合金还应用在轻卡和牵引车的传动轴领域。东风猛士牵引车的传动轴使用了铝合金整轴,金奥铃轻卡将传统的双级钢制传动轴更换为单级钢铝混合传动轴,使得重量减轻了 30%。与乘用车和轻型卡车相比,铝合金在重型卡车中的应用仍显不足,已成为行业的研究热点。陕汽集团作为国内外重型卡车的主要生产商,正与西安交通大学共同开展以 7075 铝合金为代表的高强铝合金传动轴研制。

7075 铝合金属于 Al-Zn-Mg-Cu 合金,采用塑性变形和固溶时效热处理方式得到的产品强度位于现阶段铝合金之首,被称为超高强铝合金^[6],已广泛应用于航空产业^[7]。7075 铝合金的抗拉强度通常高于 540 MPa^[8],经过特殊处理的 7075 铝合金,抗拉强度可超过 720 MPa,与常用中碳钢的强度相当^[9-10]。因此,7075 铝合金在重型卡车传动系统,特别是大扭矩传动轴领域,具有巨大的应用前景。

重卡用高强 7075 铝合金传动轴,常采用 T651

态(即固溶淬火后,对棒料轻微冷拉伸校直,再进行 T6 时效热处理)中大直径挤压棒材经机加工制造^[11]。挤压变形和校直产生的板条状晶粒组织,在交变载荷下易产生应力腐蚀开裂,引起安全隐患。径向锻造是一种通过多个(通常为 4 个)锤头沿坯料径向快速同步锻打,使间歇进给的轴、管坯料发生塑性变形的成形工艺,具有材料利用率高、精度高、材料性能提升明显等优点^[12]。采用多道次的径向锻造塑性成形工艺,将预热退火的中大直径棒料近净成形加工出传动轴粗坯,再进行 T6 热处理和少量精加工制造成品,不仅可大量节材,还可获得均匀细密的锻造组织,提高传动轴的整体性能^[13]。

为了准确模拟变形过程以获得更好的材料性能,众多学者对 7075 铝合金的变形行为及热处理方式进行了研究。王煜等研究了挤压态、铸造态 7075 铝合金的高温变形行为,采用反向传播(BP)神经网络建立了挤压态 7075 铝合金的热变形本构模型^[14]。郭睿等对不同组织状态的 7075 铝合金 T 型材进行了拉伸弯曲性能试验^[15]。陈丹丹研究了 7075 铝合金在大变形后的退火组织演化规律^[16]。赵青对比了不同热处理工艺对铝合金组织和力学性能的影响^[17]。

以上研究表明,初始组织不同的 7075 铝合金,其变形行为和热处理后的性能存在显著差异,而重卡传动轴生产所采用的中大直径挤压棒料径向锻造工艺,其预热退火态 7075 铝合金组织的热变形行为研究仍有所欠缺。为此,本文对重型卡车轻量化传动轴用大直径 7075 铝合金挤压棒料进行预热,取样后进行了不同变形温度及应变速率下的等温压缩试

验,分析了材料的热流变行为,构建了适用于中大型 7075 挤压棒料热锻造的改进 Hansel-Spittel 本构模型,获得了 7075 铝合金的热加工图,并进一步分析了 7075 铝合金挤压棒料在典型径向锻造工艺中的组织变化。

1 高强 7075 铝合金加热工艺及力学性能

1.1 材料化学成分

试验选取的母材为某商用 7075-T651 铝合金挤压棒料,直径为 120 mm,其生产过程为:铸锭→均质化退火→锯切→粗加工→热挤压→固溶→淬火→预拉伸校直→人工时效。经 X 射线荧光分析仪测得的材料组分如表 1 所示。

表 1 试验用 7075 铝合金化学成分

Table 1 Chemical composition of 7075 aluminum alloy

元素	质量分数/%	元素	质量分数/%
Zn	5.56	Cr	0.22
Mg	2.78	Ti	0.07
Cu	1.67	Mn	0.05
Si	0.15	Fe	0.19
Al	89.31		

1.2 高强 7075 铝合金棒料加热工艺

中大直径 7075 铝合金传动轴的典型径向锻造热加工工艺如图 1 所示。

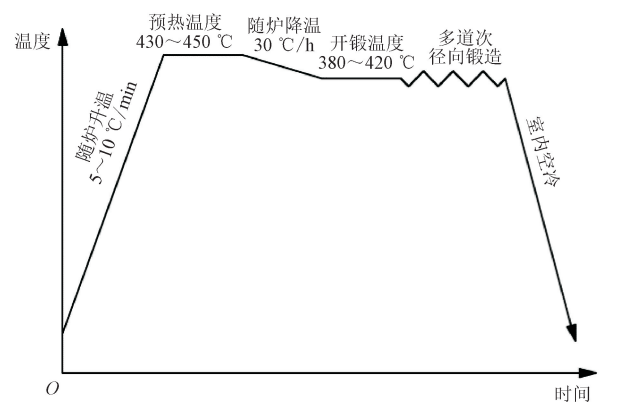


图 1 7075 铝合金传动轴典型径向锻造热加工过程
Fig. 1 Typical hot radial forging processes of 7075 aluminum alloy drive shaft

首先,将中大直径挤压棒料随炉升温至固溶温度(约 480 °C)以下 30~50 °C(即 430~450 °C),根据棒料直径保温 0.5~1.5 h,使其芯部热透以消除棒料各向异性,并获得均质化的退火组织^[18]。接着,控制降温速率,使棒料缓慢降温至始锻温度 380~420 °C,

这是因为该温度下材料具有良好的热加工性,且晶粒长大速度较慢^[19]。然后,在始锻温度保温约 1 h 使棒料内部温度均匀后,出炉进行多道次径向锻造热加工。最后,将锻造后的传动轴粗坯静置空冷,按生产要求进行探伤检测,通过后进行 T6 热处理和精加工,得到传动轴成品零件。

1.3 室温拉伸试验及结果分析

通过室温拉伸试验,测试了 7075 铝合金在不同热处理状态下的拉伸性能,取样方式如图 2 所示。测试设备为 Instron 万能材料试验机,采用高精度引伸计准确测量试样的弹性和塑性变形,如图 3(a)所示。根据“GB/T 228.1—2021 金属材料室温拉伸试验”相关要求^[20],控制试验弹性阶段的应力速率小于 10 MPa/s,塑性阶段的应变速率为 0.002 s⁻¹,得到的工程应力应变曲线如图 3(b)所示。

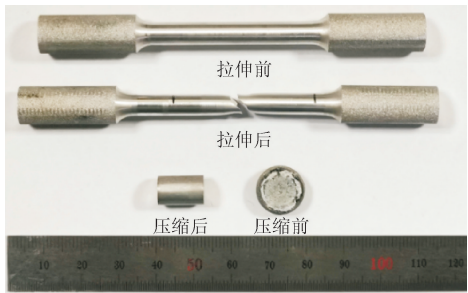
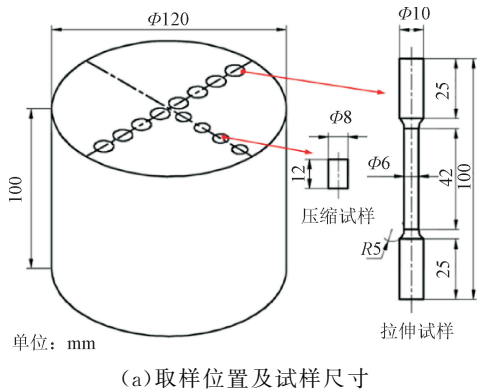
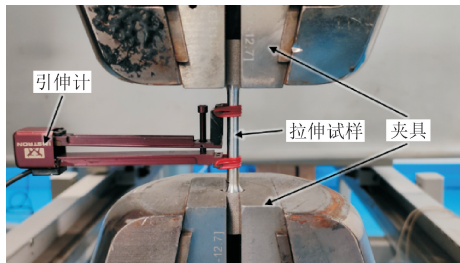
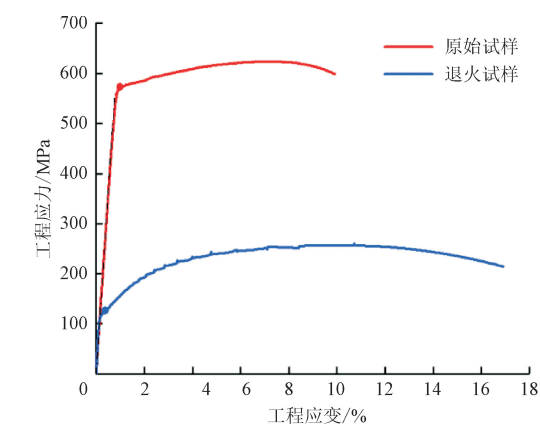


图 2 7075 铝合金取样方式及试验样品
Fig. 2 Sampling position and samples of 7075 aluminum alloy



(a) 试验装置



(b)不同热处理状态下 7075 铝合金的工程应力应变曲线

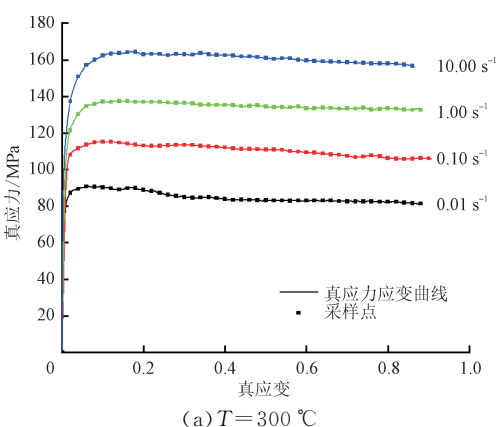
图 3 7075 铝合金室温拉伸试验装置及结果
Fig. 3 Tensile test device and results of 7075 aluminum alloy at room temperature

由图 3(b)可见,原始试样由未经加热处理的 7075 铝合金母材直接加工,其屈服强度 $\sigma_{0.2}$ 为 568 MPa,抗拉强度 σ_b 为 621 MPa,延伸率为 9.9 %。退火试样按照 1.2 节所述加热工艺,从预热退火后的母材中取出,其屈服强度 $\sigma_{0.2}$ 为 126 MPa,抗拉强度 σ_b 为 256 MPa,延伸率为 16.9 %。拉伸试验结果表明:7075 铝合金母材的原始组织为时效强化组织,在强度明显提升的同时塑性显著降低,其变形需严格控制在较小变形量或较低变形速率条件下^[21],不适合采用径向锻造等具有明显冲击的剧烈塑性加工工艺;而 7075 铝合金退火试样的屈服强度大幅降低,延伸率显著提高,屈强比(屈服强度与抗拉强度之比)为 0.49,表明材料组织具备良好的塑性加工性能^[22]。

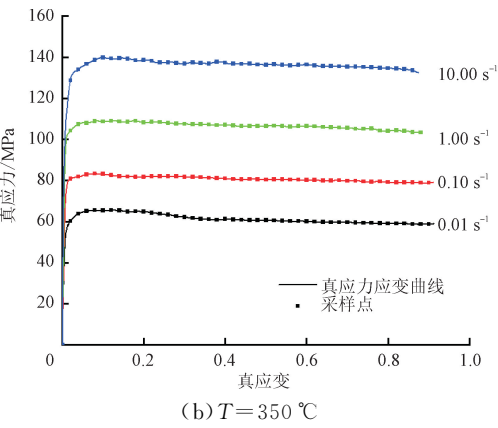
对于重卡用传动轴,其径向锻造过程需积累足够应变使整轴锻透。因此锻造前将挤压棒料母材进行预热,能够形成均质化退火组织,有利于降低母材在挤压过程和预拉伸中产生的残余应力,消除母材的 T6 时效热处理对组织均匀性、塑性的影响,预防锻坯的开裂、弯曲,提高锻造精度和锻后组织性能。

1.4 热压缩试验及变形行为分析

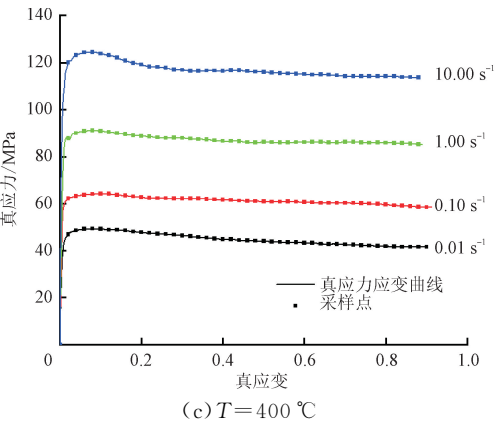
参照图 2(a)取样方式,从图 3(b)所示退火试样的同一母材中,加工得到直径为 8 mm、高度为 12 mm 的压缩试样。采用 Gleeble3800 热模拟试验机进行了不同温度、不同应变速率下的等温压缩试验。试验温度 T 分别为 300、350、400、450 $^{\circ}\text{C}$,位于 7075 铝合金再结晶温度以上、固溶温度以下的热锻区间。试验应变速率分别为 0.01、0.10、1.00、10.00 s^{-1} ,位于径向锻造工艺常用的应变速率区间。图 4 给出了预热退火态 7075 铝合金的真应力应变曲线。



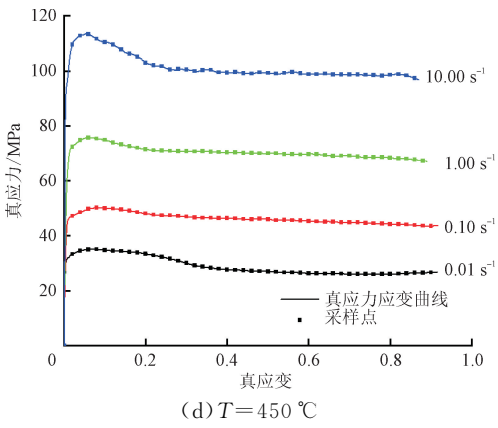
(a) $T=300\text{ }^{\circ}\text{C}$



(b) $T=350\text{ }^{\circ}\text{C}$



(c) $T=400\text{ }^{\circ}\text{C}$



(d) $T=450\text{ }^{\circ}\text{C}$

图 4 不同温度和应变速率下预热退火 7075 铝合金的真应力应变曲线

Fig. 4 True strain-stress curves of preheated 7075 aluminum alloy at different temperature and strain rate

由图 4 可见,在压缩变形初始阶段,预热退火态 7075 铝合金的真应力随应变增加而迅速增加;应变大于 0.02 后,真应力增速降低并在某一应变处达到峰值;之后真应力随着应变增加而缓慢降低,并最终趋于稳态。峰值应力和稳态应力随着温度的升高而降低,这是由于较高的温度增加了组织内部能量,可参与滑移的位错数量大幅增多,随之带来的软化效果可以较快地补偿变形新增位错带来的硬化效果。在同一温度下,峰值应力和稳态应力随着应变速率提升而增高,这是由于变形时间缩短,动态软化过程来不及充分进行,导致组织内存储的位错增大,硬化效果提升。此外,随着温度和应变速率的提高,材料的峰值流变应力与稳态流变应力之间的差值呈增长趋势;而随着温度升高,峰值应力所在应变呈减小趋势,表明不同温度及应变速率所产生的材料应变强化和应变软化效果不同,二者平衡从而达到稳态流变的过程不同。从图 4 中还可以观察到:材料的真实应力应变曲线存在小幅波动,呈现出动态再结晶的特性。与挤压态 7075 铝合金的真应力应变曲线相对比^[14],在相同的热压缩条件下,预热退火态 7075 铝合金的峰值应力和稳态应力均有小幅降低。

2 高强 7075 铝合金热态形变本构模型构建

2.1 高强 7075 铝合金的原始 H-S 本构模型

Hansel-Spittel 粘塑性本构模型(简称 H-S 模型)是一种常用的金属材料本构模型,其特点是对不同温度、不同应变速率、不同真应变下的流变应力进行全局考虑,采用独立参数对不同因素引起的应变强化和应变软化进行表征。该模型参数涵盖较为全面,模型形式简洁,因此广泛应用于金属材料复杂热变形过程的数值模拟。H-S 模型的表达式为

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

式中: σ 为应力; ϵ 为应变; $\dot{\epsilon}$ 为应变速率; T 为温度; A 为材料常数; m_1 为温度相关系数; m_2 为温度指数; m_3 为应变强化指数; m_4 为应变软化系数; m_5 为温度相关应变强化系数; m_7 为应变相关系数; m_8 为应变速率强化指数; m_9 为温度相关应变速率强化指数。

对式(1)取自然对数后,可得

$$\ln \sigma = \ln A + m_1 T + m_2 \ln \epsilon + m_3 \ln \dot{\epsilon} + m_4/\epsilon + m_5 T \ln(1 + \epsilon) + m_7 \epsilon + m_8 T \ln \dot{\epsilon} + m_9 \ln T \quad (2)$$

可通过分别固定温度、应变速率、应变等方式,对式(2)的各个参数进行拟合计算。综合考虑拟合精度和计算效率,对图 4 所示的应力应变曲线进行

数据采样,应变采样区间为 0.02~0.86,采样间隔为 0.02,每条曲线采集 43 个应力数据,16 条曲线共计 688 个。

计算出预热退火态 7075 铝合金热态形变的原始 H-S 模型参数,如表 2 所示。由于同一应变速率和应变下, $\ln \sigma$ 与 T 之间呈现较为显著的线性关系,因此参数 m_9 的拟合过程受到材料动态再结晶引起的应力波动影响,所得数值较小且缺乏规律,为避免其对模型计算产生影响,取 $m_9 = 0$ 。参数 m_5 随着应变 ϵ 的增大快速减小,当 $\ln(1 + \epsilon) > 0.3$ 时, m_5 趋近于 0。由于径向锻造工艺需积累足够大的应变使棒料整体锻透,为保证模型在大塑性变形中的预测精度,取 $m_5 = 0$ 。

表 2 预热退火态 7075 铝合金的原始 H-S 本构模型参数

Table 2 Coefficients of the original H-S constitutive model for preheated 7075 aluminum alloy

参数	数值	参数	数值
m_1	-0.004 357	m_5	0
m_2	-0.060 318	m_7	0.006 913
m_3	-0.091 468	m_8	0.000 597
m_4	-0.003 858	m_9	0
A	464.609		

综上,预热退火态 7075 铝合金的原始 H-S 本构模型可表示为

$$\sigma = 464.609e^{-0.004357T}\epsilon^{-0.060318}e^{-0.003858/\epsilon}e^{0.006913\epsilon}\dot{\epsilon}^{-0.091468}T^{0.000597T} \quad (3)$$

2.2 高强 7075 铝合金的改进 H-S 本构模型

在不同的应变速率和温度下,材料晶粒内部能量不同,因此可以储存的位错数量和能参与滑移的位错数量均有较大差异,使得材料的应变强化及软化参数产生较大波动。对于重卡传动轴的径向锻造热加工,由于原始坯料直径较大,需采用多个道次逐步锻透,成形过程复杂,材料的温度、应力和应变呈非线性分布,若直接采用原始 H-S 本构模型进行数值模拟,则容易产生较大误差,因此有必要对原始 H-S 模型进行优化改进。

H-S 模型的优化改进有多种方式。Niu 等引入组织中 α 相的比例函数对钛合金 H-S 模型进行优化^[23]。Liang 等引入部分参数与应变速率的多项式关系,从而提高了铝硅合金 H-S 模型的预测精度^[24]。本文对原始 H-S 本构模型中的应变强化指数 m_2 、应变软化系数 m_4 、应变相关系数 m_7 及材料常数 A 进行

优化,将这些参数与温度、应变速率的关系加入模型,使其由固定值转变为二元函数形式。

在多种本构模型的构建过程中^[25],应变速率通常直接用于计算,温度通常以 e 的指数形式参与计算。令 $R = \ln \dot{\epsilon}$,参照式(2)的自然对数形式,构建上述 4 个目标参数关于 R 、 T 的优化函数,写为

$$\begin{cases} m_2 = f_1(R, T); & m_4 = f_2(R, T) \\ m_7 = f_3(R, T); & \ln A = f_4(R, T) \end{cases} \quad (4)$$

2.2.1 二元一次多项式参数拟合

首先,构建二元一次方程形式的函数

$$f(R, T) = a_0 + b_1 R + b_2 T \quad (5)$$

式中: a_0 为常数; b_1 、 b_2 分别为 R 、 T 的一阶系数。

根据式(5),对 2.1 节得到的 16 组 m_2 、 m_4 、 m_7 、 A 数据分别进行三维平面拟合。 m_2 的三维散点图与拟合平面如图 5 所示,可见拟合平面与数据点之间的误差较大,难以准确描述 m_2 的空间分布。与此同时,其他参数的拟合也呈现出类似结果, m_2 、 m_4 、 m_7 和 A 的数据分布与对应拟合面的相关度分别为 0.457、0.269、0.451、0.316,表明采用二元一次函数难以准确模拟各参数随应变速率和温度的变化规律。

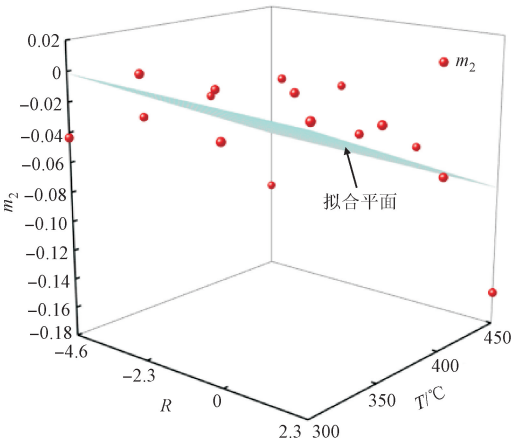


图 5 参数 m_2 关于 $R(R = \ln \dot{\epsilon})$ 和 T 的二元一次平面拟合
Fig. 5 Plane fitting between $R(R = \ln \dot{\epsilon})$, T and m_2

2.2.2 二元二次多项式参数拟合

在 2.2.1 节基础上,采用二元二次方程形式重新构建了拟合函数,其关系式为

$$f(R, T) = a_0 + b_1 R + b_2 T + c_1 R^2 + c_2 RT + c_3 T^2 \quad (6)$$

式中: c_1 、 c_2 、 c_3 分别为 R 、 RT 、 T 的二阶系数。

采用式(6)进行三维曲面拟合, m_7 的三维散点图与二元二次拟合曲面如图 6 所示。由图可见,二元二次曲面形式能较为准确地描述参数 m_7 随应变速率、温度的变化规律,其他参数的曲面拟合效果亦较好, m_2 、 m_4 、 m_7 和 A 的数据分布与对应拟合面的相关度分别提高至 0.822、0.789、0.855、0.776。

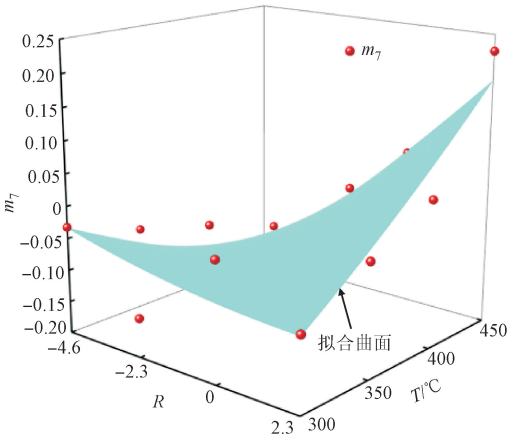


图 6 参数 m_7 关于 $R(R = \ln \dot{\epsilon})$ 和 T 的二元二次曲面拟合
Fig. 6 Quadric surface fitting between $R(R = \ln \dot{\epsilon})$, T and m_7

若采用二元三次方程或更高阶二元方程构造拟合函数,由于参数过多,不仅会导致计算结果难以收敛,还会大幅度降低计算效率,故不再进一步继续拟合。

综上,采用 $R(R = \ln \dot{\epsilon})$ 和 T 的二元二次多项式对参数 m_2 、 m_4 、 m_7 、 A 进行优化,可得到预热退火态 7075 铝合金改进 H-S 模型参数多项式(式(6))的系数,如表 3 所示。

表 3 预热退火态 7075 铝合金改进 H-S 本构模型的参数多项式及系数
Table 3 Fitted equations and parameters of the coefficients in modified H-S constitutive model for preheated 7075 aluminum alloy

参数多项式	a_0	b_1	b_2	c_1	c_2	c_3
$m_2 = f_1(R, T)$	-4.90×10^{-1}	2.13×10^{-2}	3.15×10^{-3}	-3.35×10^{-3}	7.99×10^{-5}	5.00×10^{-6}
$m_4 = f_2(R, T)$	-4.32×10^{-2}	-1.11×10^{-3}	2.33×10^{-4}	-1.78×10^{-4}	1.66×10^{-6}	-3.24×10^{-7}
$m_7 = f_3(R, T)$	-9.10×10^{-2}	-1.28×10^{-1}	-5.01×10^{-4}	9.20×10^{-4}	4.08×10^{-4}	1.80×10^{-6}
$\ln A = f_4(R, T)$	5.76	7.96×10^{-2}	3.39×10^{-3}	-6.02×10^{-3}	-2.78×10^{-4}	-5.81×10^{-6}

图 7 给出了不同温度和应变速率下,原始及改进 H-S 模型得到的流变应力预测值与试验值的对比。由图可见,当 $\epsilon > 0.4$ 时,原始及改进 H-S 模型对于材料稳态流变应力的拟合度均较高;当 $0 < \epsilon \leq 0.4$ 时,原始 H-S 本构模型对材料峰值流变应力和

峰值应力对应的应变拟合误差较大,而改进 H-S 本构模型对材料峰值流变应力的拟合误差较小,其预测值更贴近试验所得真应力应变曲线,且能较好地区分出不同温度和应变速率下真应力应变曲线的形状和走势。

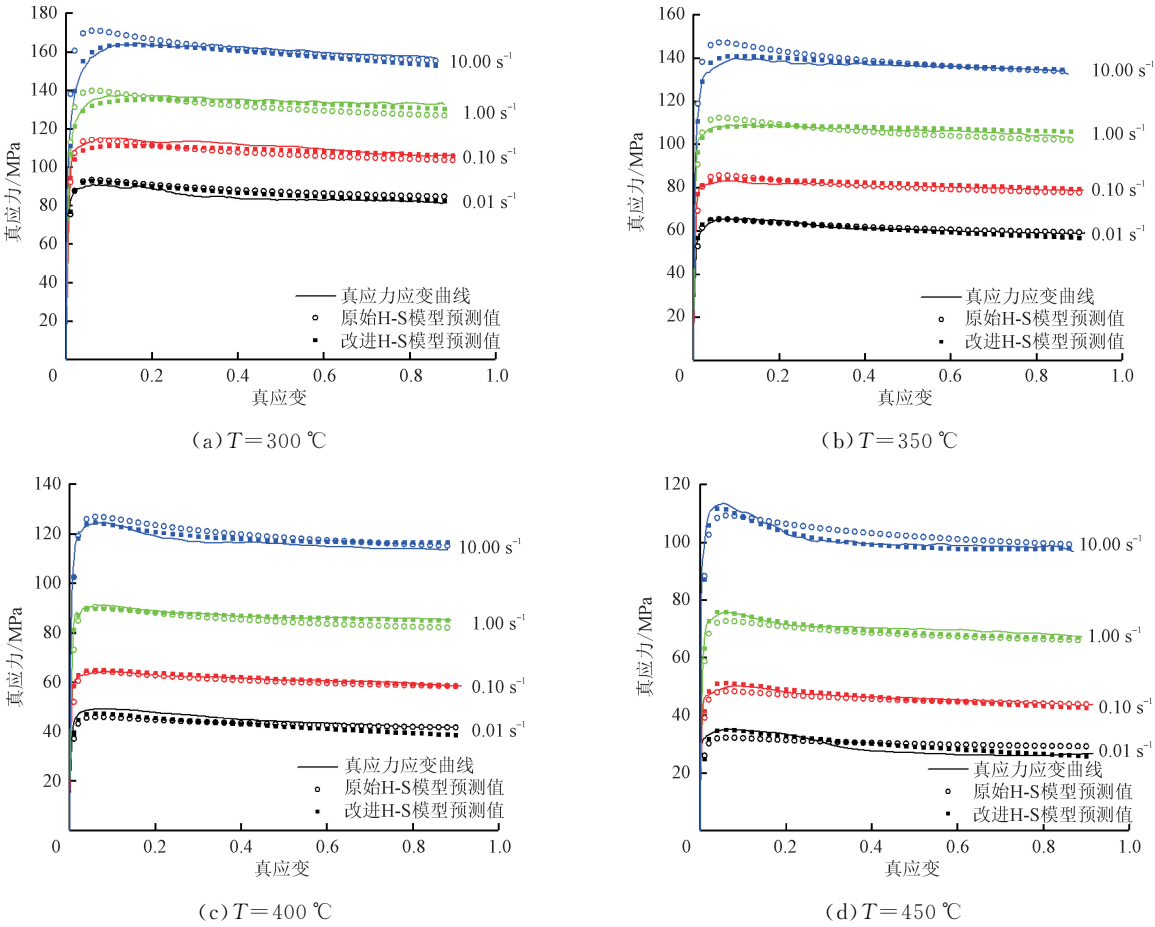


图 7 不同温度和应变速率下 7075 铝合金流变应力试验值与原始、改进 H-S 本构模型预测值的对比

Fig. 7 Comparison of 7075 aluminum alloy flow stress between experimental data and the predicted data using original and modified H-S model at different temperature and strain rate

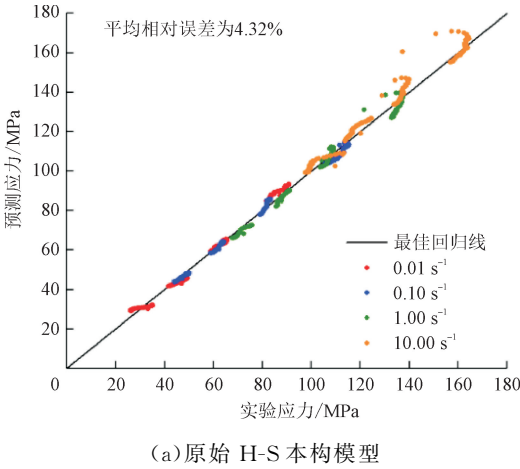
2.3 本构模型精度分析

为了准确评估两种本构模型的预测精度,引入统计参数指标平均相对误差 W_{AARE} 对模型进行分析,表达式可写为

$$W_{AARE} = \frac{1}{N} \sum_{i=1}^N \left| \frac{E_i - P_i}{E_i} \right| \times 100\% \quad (7)$$

式中: E_i 为应力试验值; P_i 为应力预测值; N 为样本总数。

分别将试验数据与两种本构模型的预测值绘制在线性回归图中,对试验值及预测值进行相对误差计算,得到的结果如图 8 所示。通过计算可得,原始 H-S 模型的 W_{AARE} 为 4.32%,而改进 H-S 模型的预测数据更贴近最佳回归线, W_{AARE} 降低至 2.71%。



(a)原始 H-S 本构模型

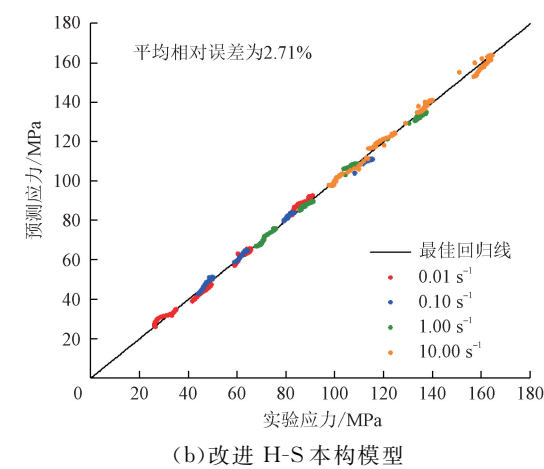


图 8 不同应变率下两种本构模型流变应力预测值与试验值的相关性

Fig. 8 Correlation of flow stress values between experimental data and predicted data of original and modified H-S model at different strain rate

3 高强 7075 铝合金热加工图及径向锻造后微观组织演化

3.1 热加工图的建立

材料热加工图基于动态材料模型理论 (DMM),将材料热加工过程看作一个封闭能量耗散系统,认为由外力输入到变形区间的总功率 P 可分为两部分,包括用于材料塑性变形的功率 G (大部分转化为热能,小部分转化为晶体畸变能)和用于材料微观组织变化的功率 J (晶粒回复,再结晶,相变,微裂纹演变等所需能量)。

定义用于微观组织演变的功率 J 与材料处于理想线性耗散时功率 $J_{\max}$ 的比值为功率耗散因子 η ,将相同应变下的 η 以等值线形式绘制在变形温度与应变速率所构成的二维平面中,可得到功率耗散图,从而直观表征变形参数对金属材料热变形行为的影响。功率耗散因子 η 越大,表明热变形过程中用于微观组织演变的功率越多。此外,在选择最佳加工工艺时,还应结合材料的流失失稳判据。目前,使用较为广泛的塑性失稳判据为失稳参数 $\xi(\dot{\epsilon})$,将 $\xi(\dot{\epsilon}) < 0$ 的区域与功率耗散图相叠加,即可获得材料的热加工图^[6]。

根据图 4 中预热退火态 7075 铝合金的真应力应变数据,分别绘制出应变为 0.2、0.5、0.8 时的热加工图,如图 9 所示,其中等高线数值为功率耗散因子 η ,阴影部分为失稳区。由图可知,预热退火态 7075 铝合金在温度为 350~450℃、应变速率为 0.01~10 s⁻¹

的区间内具有较好的变形稳定性,不易出现材料失稳;而功率耗散因子 η 的分布在不同应变下存在较大差异,表明材料的热变形对温度和应变速率具有较强的敏感性。

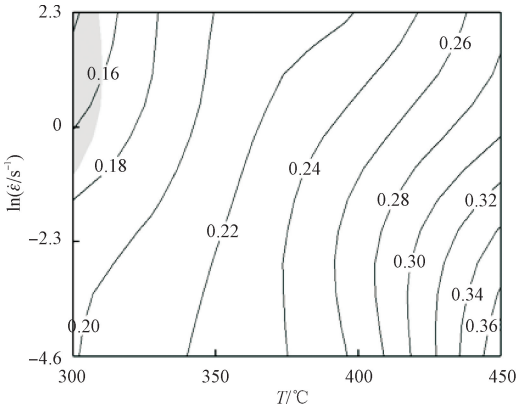
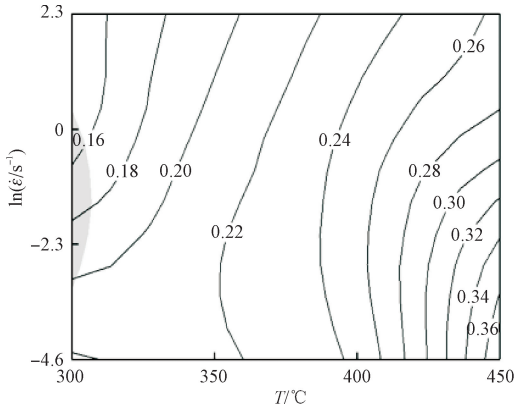
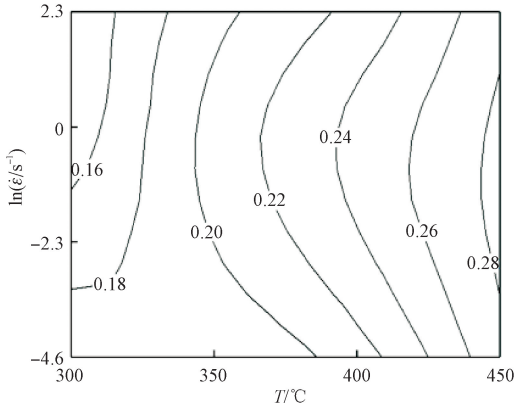


图 9 不同应变下 7075 铝合金的热加工图
Fig. 9 Processing maps of preheated 7075 aluminum alloy

如图 9(a)所示,当应变较小时, η 整体偏低,等值线分布较为均匀,表明此时材料变形抗力较高,应变强化明显,晶粒内部可储存较高畸变能,晶粒沿垂直载荷方向拉长,但发生的动态再结晶较少。

图 9(b)中,应变增大至 0.5,此时功率耗散因子

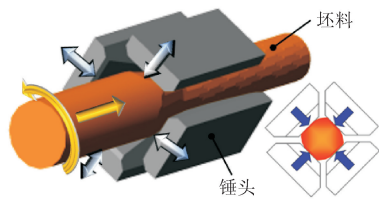
η 呈整体增大趋势,表明材料的动态软化效果逐步加强。在温度为 $400\sim 450\text{ }^{\circ}\text{C}$ 、应变速率为 $0.01\sim 0.5\text{ s}^{-1}$ 范围内, η 等值线分布密集,表明材料在该变形条件下可发生较为连续的动态回复和动态再结晶,微观组织演化速度较快。与此同时,在 $300\text{ }^{\circ}\text{C}$ 附近出现了小范围失稳区域(阴影部分),表明过低的锻造温度会影响材料塑性。

由图 9(c)可见,材料应变增大至 0.8,此时 η 相较于图 9(b)变化较小,但 η 等值线的分布更为均匀,材料呈现稳态变形特性。在 $350\sim 450\text{ }^{\circ}\text{C}$ 温度范围内,材料均可进行热加工,在较高温度加工时可采用较大应变速率提高生产效率,在较低温度加工时宜采用较低应变速率保证加工质量。材料失稳区出现在温度约为 $300\text{ }^{\circ}\text{C}$ 、应变速率大于 0.36 s^{-1} 处,表明低温高应变速率下材料内部能量较低,在应变累积产生的大量位错阻碍下,微观粒子的滑移和攀移难以快速完成,易产生空洞、微裂纹,因此实际热加工应避免在该温度和应变速率处开展。

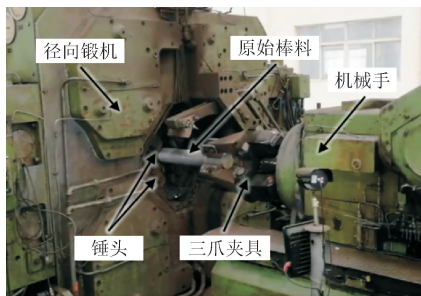
3.2 高强 7075 铝合金径向锻造微观组织演化

3.1 节所述的热加工图表明:当应变 $\epsilon > 0.5$ 时,预热退火态 7075 铝合金逐渐进入稳态变形状态,在温度为 $400\text{ }^{\circ}\text{C}$ 左右时,可获得 $\eta > 0.26$ 的稳定成形区间。在 $390\sim 450\text{ }^{\circ}\text{C}$ 温度区间,7075 铝合金变形过程中产生的再结晶晶粒长大趋势逐步增加^[19]。因此,为了获得细密的变形组织,提高 7075 铝合金传动轴的整体性能,中大直径 7075 挤压棒料的始锻温度可设置为 $400\text{ }^{\circ}\text{C}$;成形过程中应使坯料各部分的应变均大于 0.5;成形时间不宜过长,防止材料局部冷却至 $300\text{ }^{\circ}\text{C}$ 以下产生微裂纹。

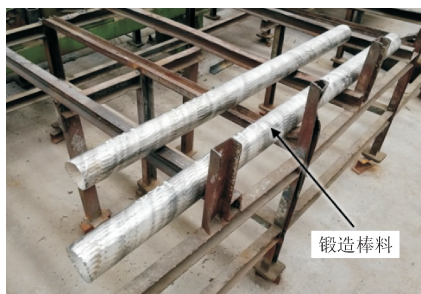
参照图 1 的加热工艺及图 9 的热加工图,将 1.1 节所述 7075 铝合金母材,即直径为 120 mm 的挤压棒料,在预热后进行径向锻造,如图 10 所示。预热工艺为:随炉升温 $\rightarrow 430\text{ }^{\circ}\text{C}$ 保温 $1\text{ h}\rightarrow -30\text{ }^{\circ}\text{C/h}$ 随炉降温 $\rightarrow 400\text{ }^{\circ}\text{C}$ 保温 1 h 。径向锻造工艺参数为:始锻温度 $400\text{ }^{\circ}\text{C}$,终锻温度高于 $350\text{ }^{\circ}\text{C}$;分 4 个道次锻造,每道次截面收缩率为 $10\%\sim 15\%$,截面总收缩率为 55.6% 。径向锻造后,将锻件静置空冷至 $200\text{ }^{\circ}\text{C}$ 以下再进行水冷,防止锻件开裂。最终获得的锻造棒料直径为 $(80\pm 0.5)\text{ mm}$,如图 10(c)所示。由于 7075 铝合金为时效强化型铝合金,成形后需通过热处理方式提高组织强度,因此将锻造棒料切割为两部分,一部分保留锻造组织作为参照,另一部分进行了 T6 固溶时效热处理,具体参数为: $475\text{ }^{\circ}\text{C}$ 保温 3 h 固溶 $\rightarrow 120\text{ }^{\circ}\text{C}$ 保温 24 h 人工时效。



(a) 径向锻造工艺原理示意图



(b) 径向锻造设备及原始棒料



(c) 锻造后棒料

图 10 高强 7075 铝合金棒料的径向锻造过程

Fig. 10 Radial forging processes of high-strength 7075 aluminum alloy shaft billets

采用电子背散射衍射仪(EBSD)观测了不同状态下的 7075 铝合金组织形貌,如图 11 所示。图 11(a)为挤压棒料的原始组织,可见晶粒呈板条状沿轴向分布,晶界规则明显,具有显著的挤压组织特征。图 11(b)为径向锻造后组织,可见板条状晶粒的分层不再明显,一部分粗大晶粒破碎,形成细小的再结晶晶粒,另一部分则在内部出现小转角晶界或亚晶晶界。总体而言,晶粒的分布不均匀、边缘不规则、尺寸相差较大,表明多道次的径向锻造对材料施加了大量非定向的变形,使得组织内部积累了大量畸变能,形成了不稳定的微观组织。图 11(c)为径向锻造棒料进行 T6 热处理后的组织,其再结晶晶粒的外形更加规则,晶粒之间形成了清晰的大角度晶界,部分粗大晶粒沿着小转角晶界和亚晶晶界破碎,进而转化为多个细小晶粒,组织内部畸变能获得释放,组织均匀性进一步得到改善。

为评估径向锻造对 7075 铝合金性能的改善效果,按照图 2(a)尺寸从锻造棒料、T6 热处理棒料中

分别加工出拉伸试样,采用图 3(a)所示方式进行了室温拉伸试验,得到的抗拉强度与延伸率列于表 4。

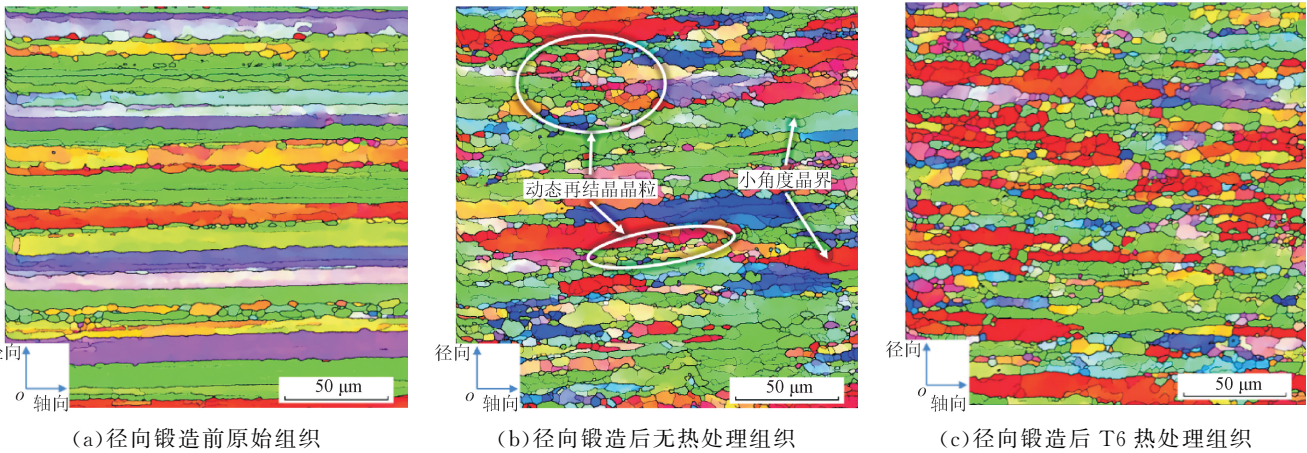


图 11 不同状态下 7075 铝合金的组织形貌

Fig. 11 Microstructure of 7075 aluminum alloy after different forming processes and heat treatment

表 4 不同状态下 7075 铝合金的屈服强度、拉伸强度和延伸率

Table 4 Yield strength, tensile strength and elongation rate of 7075 aluminum alloy after different forming processes and heat treatment

组织处理状态	屈服强度 $\sigma_{0.2}$ /MPa	抗拉强度 σ_b /MPa	延伸率/%
原始组织(挤压棒料、T651 热处理)	568	621	9.9
原始组织→预热退火	126	256	16.9
原始组织→预热退火→径向锻造(55.6 %截面收缩率)	167	321	18.7
原始组织→预热退火→径向锻造→T6 热处理	599	651	12.5

由表 4 可知,相较于径向锻造前的预热退火组织,径向锻造后 7075 铝合金棒料的抗拉强度、延伸率分别提高至 321 MPa、18.7 %,与热加工图所表明的材料在累积足够应变后进入稳态变形的结论相一致。相较于采用 T6 热处理的挤压棒料母材,在进行 T6 时效强化热处理后,径向锻造棒料的抗拉强度、延伸率分别提升至 651 MPa、12.5 %,与 Hall-Petch 公式的结论相吻合^[26],即材料的强度随着晶粒尺寸的减小而增大。

综上所述,采用预热退火→径向锻造→T6 热处理的热加工方式,可有效消除挤压态 7075 铝合金的不均匀板条组织,得到微观组织显著改善、宏观性能显著提升的高强 7075 铝合金锻造轴,为进一步精加工获得重卡所需大扭矩传动轴成品奠定基础。

4 结 论

由于重型卡车轻量化用高强 7075 铝合金传动轴的研制中,传统挤压棒料的微观组织和宏观性能难以满足实际需求,因此本文从冷态拉伸、热态压缩、热加工范围、组织演化等方面,对直径为 120 mm

的 7075 铝合金挤压棒料在预热退火后的径向锻造热变形行为进行研究,得出结论如下。

(1)采用 430 ℃保温 1 h 预热→-30 ℃/h 随炉降温→400 ℃保温 1 h 的方式,将直径为 120 mm 的 7075 铝合金挤压棒料充分预热,可显著改善其组织均匀性,提高材料塑性,室温延伸率由 9.9 %提高至 16.9 %,有利于径向锻造工艺的开展。

(2)采用应变速率自然对数 $R(R = \ln \dot{\epsilon})$ 和温度 T 的二元二次方程,取代原始 H-S 本构模型中的应变强化指数 m_2 、应变软化系数 m_4 、应变相关系数 m_7 及材料常数 A ,得到 7075 铝合金的改进 H-S 本构模型,提高了材料热变形过程中的峰值流变应力和稳态流变应力拟合度。将改进 H-S 本构模型的预测值与试验值对比后发现,平均相对误差由改进前的 4.31 %降低至 2.71 %。

(3)7075 铝合金的热加工图表明:在温度为 350~450 ℃、应变速率为 0.01~10 s⁻¹ 范围内,7075 铝合金的热变形均具有较高的稳定性,较高的加工温度和较低的应变速率有利于材料的微观组织演化。应变大于 0.5 后,7075 铝合金进入稳态变形状

态,可获得再结晶锻造组织。

(4)相较于采用 T6 热处理的挤压棒料母材,采用预热退火→径向锻造(截面总收缩率为 55.6%)→T6 热处理的热加工方式获得的 7075 铝合金锻造棒料,其微观组织由粗大板条晶粒转变为均匀细密大转角晶粒,抗拉强度从 621 MPa 提高至 651 MPa,延伸率从 9.9%提高至 12.5%,实现了微观组织的改善及宏观性能的提升。

参考文献:

- [1] HIRSCH J. Recent development in aluminium for automotive applications [J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2014, 24(7): 1995-2002.
- [2] RAEDT H W, WURM T, BUSSE A. The light-weight forging initiative-phase III: lightweight forging design for hybrid cars and heavy-duty trucks [J]. ATZ Worldwide, 2019, 121(4): 54-59.
- [3] LONG R S, BOETTCHER E, CRAWFORD D. Current and future uses of aluminum in the automotive industry [J]. JOM, 2017, 69(12): 2635-2639.
- [4] 王祝堂. 变形铝合金热处理工艺 [M]. 长沙: 中南大学出版社, 2011.
- [5] CZERWINSKI F. Current trends in automotive lightweighting strategies and materials [J]. Materials, 2021, 14(21): 6631.
- [6] 彭宇, 杨程, 彭迎娇, 等. 7075-T6 高强铝合金温热处理本构方程及热加工图 [J]. 锻压技术, 2023, 48(9): 230-238.
PENG Yu, YANG Cheng, PENG Yingjiao, et al. Warm deformation constitutive equation and thermal processing map of 7075-T6 high strength aluminum alloy [J]. Forging & Stamping Technology, 2023, 48(9): 230-238.
- [7] KHALID M Y, UMER R, KHAN K A. Review of recent trends and developments in aluminium 7075 alloy and its metal matrix composites (MMCs) for aircraft applications [J]. Results in Engineering, 2023, 20: 101372.
- [8] 聂祯一, 艾云龙, 何文, 等. 时效动态 7075 铝合金热处理行为及热加工图 [J]. 材料热处理学报, 2017, 38(6): 189-194.
NIE Zhenyi, AI Yunlong, HE Wen, et al. Hot deformation behavior and processing maps of under-aged 7075 aluminum alloy [J]. Transactions of Materials and Heat Treatment, 2017, 38(6): 189-194.
- [9] 李海, 陈鹏, 王芝秀, 等. 时效对固溶+冷轧 7075 铝合金力学性能和显微组织的影响 [J]. 中国有色金属学报, 2018, 28(10): 1999-2008.
- LI Hai, CHEN Peng, WANG Zhixiu, et al. Effect of ageing on mechanical properties and microstructures of solution treated and cold-rolled 7075 Al alloy [J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2018, 28(10): 1999-2008.
- [10] 张纪帅, 陈志国, 任杰克, 等. 新型热机械处理对 Al-Zn-Mg-Cu 合金显微组织与性能的影响 [J]. 中国有色金属学报, 2015, 25(4): 910-917.
ZHANG Jishuai, CHEN Zhiguo, REN Jieke, et al. Effect of new thermomechanical treatment on microstructure and properties of Al-Zn-Mg-Cu aluminum alloy [J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2015, 25(4): 910-917.
- [11] ROMETSCH P A, ZHANG Yong, KNIGHT S. Heat treatment of 7xxx series aluminium alloys: some recent developments [J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2014, 24(7): 2003-2017.
- [12] 张超, 赵升吨, 董渊哲, 等. 矿用液压软管接头芯子径向锻造工艺的研究 [J]. 精密成形工程, 2015, 7(2): 30-34.
ZHANG Chao, ZHAO Shengdun, DONG Yuanzhe, et al. Research of radial forging process for inner sleeve of hydraulic hose coupling using in mine industrial [J]. Journal of Netshape Forming Engineering, 2015, 7(2): 30-34.
- [13] GUO Yue, ZHANG Jianhai, ZHAO Hongwei. Microstructure evolution and mechanical responses of Al-Zn-Mg-Cu alloys during hot deformation process [J]. Journal of Materials Science. 2021, 56(24): 13429-13478.
- [14] 王煜, 孙志超, 李志颖, 等. 挤压态 7075 铝合金高温流变行为及神经网络本构模型 [J]. 中国有色金属学报, 2011, 21(11): 2880-2887.
WANG Yu, SUN Zhichao, LI Zhiying, et al. High temperature flow stress behavior of as-extruded 7075 aluminum alloy and neural network constitutive model [J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2011, 21(11): 2880-2887.
- [15] 郭睿, 王永军, 刘天骄, 等. 基于 PAM-STAMP 的 7075 铝合金 T 型材拉弯模拟与试验 [J]. 工具技术, 2016, 50(11): 12-16.
GUO Rui, WANG Yongjun, LIU Tianjiao, et al. Stretch bending simulation and experiment of extruded 7075 alloy profile with T-section based on PAM-STAMP [J]. Tool Engineering, 2016, 50(11): 12-16.
- [16] 陈丹丹. 7075 铝合金大变形和退火微观组织及力学性能 [D]. 重庆: 重庆大学, 2014.

[17] 赵青. 热处理工艺对 7075 铝合金组织和力学性能的影响 [D]. 郑州: 郑州大学, 2012.

[18] 徐庆军. 7075 铝合金挤压棒各向异性对热变形特性影响的研究 [D]. 太原: 中北大学, 2012.

[19] 刘凤伟, 郭宇航. 冲制用 7075-O 态铝合金薄板的退火工艺 [J]. 金属热处理, 2020, 45(4): 149-152.
LIU Suwei, GUO Yuhang. Annealing process of 7075-O aluminum alloy sheet for stamping [J]. Heat Treatment of Metals, 2020, 45(4): 149-152.

[20] 国家市场监督管理总局, 国家标准化管理委员会. 金属材料 拉伸试验 第 1 部分: 室温试验方法: GB/T 228.1—2021 [S]. 北京: 中国标准出版社, 2021.

[21] 文天详. 7075 铝合金温成形本构与失效行为预测 [D]. 银川: 宁夏大学, 2021.

[22] 中华人民共和国国家质量监督检验检疫总局, 中国国家标准化管理委员会. 一般工业用铝及铝合金板、带材 第 2 部分: 力学性能: GB/T 3880.2—2012 [S]. 北京: 中国标准出版社, 2012.

[23] NIU Liqun, ZHANG Qi, WANG Bo, et al. A modified Hansel-Spittel constitutive equation of Ti-6Al-4V during cogging process [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2022, 894: 162387.

[24] LIANG Zhenglong, ZHANG Qi, NIU Liqun, et al. Hot deformation behavior and processing maps of as-cast hypoeutectic Al-Si-Mg alloy [J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2019, 28(8): 4871-4881.

[25] LI Fan, ZHU Chengcheng, LI Shuangjiang, et al. A comparative study on modified and optimized Zerilli-Armstrong and Arrhenius-type constitutive models to predict the hot deformation behavior in 30Si2MnCrMoVE steel [J]. Journal of Materials Research and Technology, 2022, 20: 3918-3929.

[26] PETCH N J. The cleavage strength of polycrystals [J]. Journal of the Iron and Steel Institute, 1953, 174: 25-28.

(编辑 李慧敏 刘杨)