

# 预变形对 6011 铝合金薄壁管高温均匀变形的影响

杨 松<sup>1</sup>, 郑凯伦<sup>2</sup>, 苑世剑<sup>1</sup>

(1. 哈尔滨工业大学 材料科学与工程学院, 黑龙江 哈尔滨 150001;

2. 大连理工大学 机械工程学院, 辽宁 大连 116024)

**摘要:** 研究了不同初始预变形量下高强铝合金管的高温均匀变形能力, 以模拟实际复杂异形管件热气胀成形中预弯曲与预成形工序对后续气胀工序的影响。利用 DIC 测试手段, 开展了不同初始预变形量下铝合金试样在温度为 400 和 450 °C、应变速率为 0.01 和 0.1 s<sup>-1</sup> 的典型热气胀工艺参数条件下的高温拉伸实验。获得的真实应力-真实应变曲线表明: 初始预变形量的引入导致材料高温变形过程中发生明显的软化现象, 流动应力下降趋势随着初始预变形量的增加而显著增加; 利用 Spatio-temporal 方法对 DIC 获得的试样应变场进行处理, 获得不同条件下的均匀应变值, 均匀应变值由无初始预变形量时的 0.28 下降至初始预变形量为 15% 时的 0.15; 相比传统 Nakajima 方法, 本方法能够准确获得厚度突变时刻的应变值, 而断裂前时刻的均匀应变水平略低, 获得的结果更保守。该研究能够为实际多工步热气胀的预成形提供初始预变形量设计边界, 满足热气胀终成形零件的均匀变形要求。

**关键词:** 预变形; 铝合金薄壁管; 热气胀; 均匀变形; 初始预变形量

**DOI:** 10.13330/j.issn.1000-3940.2023.05.002

**中图分类号:** TG316.8

**文献标志码:** A

**文章编号:** 1000-3940 (2023) 05-0007-09

## Effect of pre-deformation on high temperature uniform deformation for AA6011 aluminum alloy thin-walled tubes

Yang Song<sup>1</sup>, Zheng Kailun<sup>2</sup>, Yuan Shijian<sup>1</sup>

(1. School of Materials Science and Engineering, Harbin Institute of Technology, Harbin 150001, China;

2. School of Mechanical Engineering, Dalian University of Technology, Dalian 116024, China)

**Abstract:** The uniform deformation capacity at high temperature of high strength aluminum alloy tubes with different initial pre-deformation amounts was investigated to simulate the influence of pre-bending and pre-forming processes on the subsequent gas bulging process in the hot gas bulging forming of actual complex special shape tubes. The digital image correlation (DIC) testing method was used to conduct high temperature tensile tests on aluminum alloy specimens with different initial pre-deformation amounts under typical hot gas bulging process parameter conditions of the temperatures of 400 and 450 °C and the strain rates of 0.01 and 0.1 s<sup>-1</sup>. The obtained true stress-true strain curves show that the introduction of initial pre-deformation amount leads to a significant softening of materials during the high temperature deformation process and the decreasing trend of flow stress increases significantly with the increasing of initial pre-deformation amount. The strain field of the specimen obtained by DIC was processed using the Spatio-temporal method to obtain uniform strain values under different conditions, the uniform strain value decreased from 0.28 without initial pre-deformation amount to 0.15 with the initial pre-deformation amount of 15%. Compared to the traditional Nakajima method, this method is able to obtain accurate strain values at the moment of sudden change for thickness, and the uniform strain level at the moment before fracture is slightly lower, the obtained results are more conservative. This study can provide initial pre-deformation amount design boundaries for the preforming of practical multi-step hot gas bulging to meet the uniform deformation requirements of final formed parts by hot gas bulging.

**Key words:** pre-deformation; aluminum alloy thin-walled tubes; hot gas bulging; uniform deformation; initial pre-deformation amount

高强铝合金空心异形件可同时实现材料与结构

轻量化, 为新一代航空航天、新能源汽车等高端装备的理想结构。高强铝合金的室温塑性差, 难以整体成形复杂空心异形结构。传统成形工艺多采用分块冷冲压焊接的方法, 焊缝的存在会影响零件的服役可靠性<sup>[1]</sup>。若采用超塑性成形工艺, 需要初始具有特定晶粒度的坯料, 成形后零件易存在壁厚不均、

收稿日期: 2023-04-14; 修订日期: 2023-05-13

基金项目: 国家自然科学基金资助项目 (5200052525)

作者简介: 杨 松 (1984-), 男, 博士, 高级工程师

E-mail: 20B909114@stu.hit.edu.cn

孔洞导致性能下降等弊端<sup>[2]</sup>,同时超塑性成形的生产效率低,不适用于大批量工业生产。为实现复杂异形铝合金空心构件整体成形,近年来发展出快速热气胀成形工艺,该方法通过提高成形温度与快速热气压胀形,在提高铝合金塑性的同时,通过工艺参数控制材料应变硬化与应变速率硬化协同作用,成形出壁厚均匀的复杂零件,为成形高强铝合金异形空心构件的先进制造技术<sup>[3]</sup>。

热气胀成形,又称热态金属气压成形(Hot Metal Gas Forming, HMGF),于 2001 年由 Dykstra W C 等<sup>[4]</sup>提出,主要用于航空领域轻合金,如铝合金、镁合金和钛合金的成形。Wu X 等<sup>[5]</sup>重点探究了材料在高温下成形性能与微观组织的演变规律。随后,欧洲研究机构将该工艺拓展至汽车行业,代表性的有德国 Fraunhofer 研究所<sup>[6]</sup>与 Paul A 等<sup>[7]</sup>对高强钢汽车管类构件的成形研究。近年来,随着新能源汽车行业的蓬勃发展,高强铝合金在汽车零部件(如底盘、纵梁等)中占比逐渐增加,国内外学者针对铝合金热态流体压力成形开展了广泛的研究。韩国学者 Yi H K 等<sup>[8]</sup>提出了感应复合加热 AA6061 铝合金管的温态内高压成形方法,通过感应加热铝合金管快速获得成形温度,同时利用加热元件内置铝合金管保持管内温度。研究发现,该方法使铝合金温度场的均匀性得到有效提高。Lee M Y 等<sup>[9]</sup>开展了 AA7075 高强铝合金在室温至 300 ℃ 温度区间的温态内高压成形过程中微观组织的演变研究,并且通过温热拉伸实验研究了高强度铝合金在温态液压成形过程中的特点,定性分析了预处理条件对管材热变形过程中流动行为的影响。然而以上研究的成形介质均为热油,成形温度为温成形工艺范畴。为进一步提高成形温度,日本学者 Maeno T 等<sup>[10]</sup>利用自阻加热方式研究了 A6063 铝合金管材的热气胀性能,热气胀膨胀率高达 132%,说明采用热气胀成形工艺可以有效地提高铝合金管材的成形性。中国学者何祝斌等<sup>[11]</sup>对 AA6061 铝合金管材在不同温度下的热气胀成形开展了研究,确定了 AA6061 铝合金管的理想成形温度区间为 400~450 ℃。

针对大尺寸铝合金复杂异形构件具有的空间曲线和复杂变截面的特点,无法通过初始直管单道次热气胀成形,成形工序多,往往涉及室温预弯曲、预成形与热气胀终成形多个工步。热气胀终成形前,管坯经历复杂多工序的变形历史,宏观变形导致材料内部积累了一定的位错密度,这种微观组织的改变进而导致后续热气胀管件具有不同的高温应力和

应变行为(流动应力与硬化性能),进而影响热气胀成形效果,决定成形零件的壁厚分布与微观组织性能,若工艺参数控制不当,严重时甚至会导致开裂等缺陷。然而现有研究多集中于热成形性能与微观组织的基础研究,未考虑实际制造工艺流程中的预变形的影响。因此,本文采用单向拉伸的基础实验方式,定量模拟实际工艺过程中的预变形工序。后续通过高温拉伸具有不同初始预变形量的试样,探究预变形量的引入导致的微观组织变化对于热变形行为的影响,最终模拟热气胀终成形。本文重点研究了不同初始预变形量的实验条件,利用图像数字相关(Digital Image Correlation, DIC)系统观测不同初始预变形量下,不同成形条件时材料的演变历史,获得均匀变形与预变形量的对应关系,为实际成形工艺提供有效指导。

## 1 实验方法

### 1.1 实验材料与样件

本研究使用的原材料为 AA6011 铝合金挤压管,由捷安特轻合金科技有限公司提供,初始热处理状态为 O 态退火态。其主要化学成分如表 1 所示。挤压管初始外径为  $\Phi 142$  mm,壁厚为 5 mm。

表 1 AA6011 铝合金化学成分(%,质量分数)

Table 1 Chemical compositions of AA6011 aluminum alloy  
(%, mass fraction)

Mg	Mn	Si	Zn	Cu	Cr	Al
1.4	0.03	0.9	0.03	0.8	0.2	余量

为研究铝合金挤压管材在不同初始预变形量下的高温力学性能,模拟异形管件预弯曲与预成形工序对后续热气胀成形工艺的影响。沿管材挤压方向切取拉伸试样,如图 1a 所示,平行段长度为 32 mm,标距段长度为 25 mm,宽度为 6 mm,拉伸试样长度方向与管材挤压方向相同。选取的试样表面存在曲率,通过机械铣削加工试样使其厚度为 4.4 mm,如图 1b 所示。并通过室温拉伸 5%~15% 初始预变形量制备后续的高温拉伸试样,如图 1c 所示。

### 1.2 DIC 高温单向拉伸实验

为模拟实际大尺寸铝合金管件热气胀前的室温预弯曲与预成形的影响,本文通过室温预拉伸不同变形量的实验,模拟管件在实际热气胀工艺过程中经历的预变形过程,使拉伸试件积累一定的初始预变形量与位错密度。拉伸试件预变形后,利用高温单向拉伸探

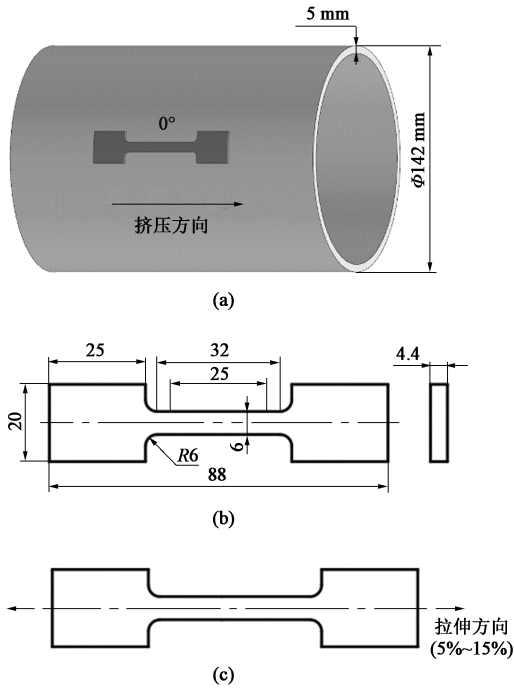
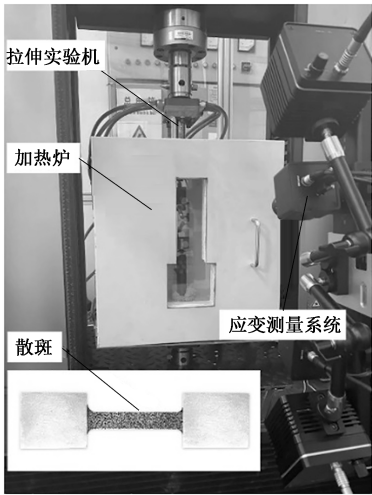


图 1 拉伸试样的制备  
(a) 取样示意图 (b) 机械铣削加工试样  
(c) 高温拉伸试样

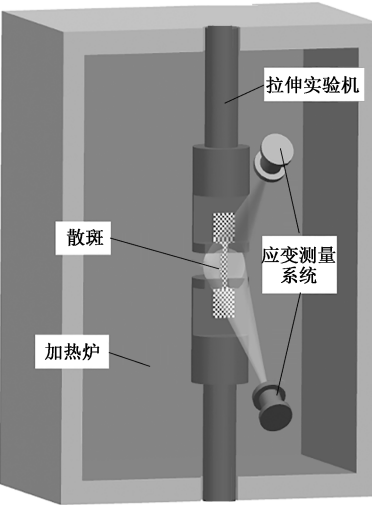
Fig. 1 Preparation of tensile specimen  
(a) Schematic diagram of sampling (b) Mechanical milling specimen  
(c) Tensile specimen at high temperature

究不同初始预变形量下材料的高温变形行为与均匀应变规律。为获得试样变形过程中的应变场分布，使用全场应变测量系统采集并记录试样的实时应变。图 2 为基于 DIC 应变测量的高温拉伸实验装置，由单向拉伸试验机、DIC 三维实时应变测量系统及控温环境加热炉组成，以保证热拉伸过程中温度场的均匀性与试样应变分布与变形历史的实时准确测量。

首先，通过室温拉伸实验制备不同初始预变形量的试件，使试件的长度方向与拉伸方向一致，试样自动以  $2\text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$  的速度拉伸 5%、10% 和 15% 的初始预变形量，保证试样不发生局部颈缩。因预拉伸导致试样标距段存在变形，使用千分尺重新分别测量试样标距段的厚度与宽度，并在标距段端部、1/2 处与尾部处测量，取 3 处测量值的平均值作为初始计算尺寸。最后，利用制备的不同初始预变形量的拉伸试样进行高温拉伸，利用环境加热炉加热至目标温度并保温 3 min，然后将标定好的 DIC 三维实时应变测量系统与拉伸试验机同时启动，以保证输出数据的起始时间一致，最终将试件匀速拉伸至断裂。基于前期工艺实验中大尺寸管件热胀模具加热温度的可行性上限为  $450\text{ }^{\circ}\text{C}$ ，结合文献 [11] 中



(a)



(b)

图 2 基于 DIC 的高温拉伸实验装置  
(a) 实际装置 (b) 夹具 CAD 模型细节

Fig. 2 High temperature tensile test device based on DIC  
(a) Practical device (b) CAD model details of clamp

6XXX 铝合金的工艺理想温度区间为  $400\sim 450\text{ }^{\circ}\text{C}$ ，本文选择的温度为  $400$  和  $450\text{ }^{\circ}\text{C}$ 。高温拉伸测试的应变速率为  $0.01$  和  $0.1\text{ s}^{-1}$  [5]，高于传统的超塑性加压速率。为简化实验条件，着重探究初始预变形量的影响，温度与应变速率条件见表 2。

表 2 DIC 高温单向拉伸实验条件		
Table 2 Conditions of DIC high temperature uniaxial tensile test		
温度/ $^{\circ}\text{C}$	400	450
应变速率/ $\text{s}^{-1}$	0.01, 0.1	0.01

1.3 基于 DIC 局部颈缩实验标定方法

高温拉伸板类试样发生局部颈缩后，颈缩区



宽度方向会形成颈缩带并不再发生变形。本研究采用 Spatio-temporal 方法确定板料的局部颈缩应变<sup>[12]</sup>。该方法原理如图 3a 所示,在断裂前一时间图像上的颈缩带建立矩形分析区域即颈缩区 BZ,并以相同宽度  $W_L$  建立参考区 RZ,其长度分别为  $W_{BZ}$  和  $W_{RZ}$ 。根据 Hill 提出的局部颈缩判据,在试样发生局部颈缩后两个矩形区域宽度方向 ( $Y$  轴) 的应变  $\varepsilon_2$  始终不变,长度方向 ( $X$  轴) 的应变差异逐渐增大。根据 DIC 三维实时应变测量系统记录的应变场历史,计算出参考区 RZ 和颈缩区 BZ 长度方向及宽度方向的主应变  $\varepsilon_1$  和  $\varepsilon_2$ ; 根据体积不变原理 ( $\varepsilon_1 + \varepsilon_2 + \varepsilon_3 = 0$ , 其中  $\varepsilon_3$  为厚度方向 ( $Z$  轴) 的应变), 可以求出试样变形过程中参考区

RZ 和颈缩区 BZ 厚度方向 ( $Z$  轴) 的真实应变  $\varepsilon_3^{RZ}$  和  $\varepsilon_3^{BZ}$ , 并以  $\varepsilon_3^{RZ}$  为纵坐标和  $\varepsilon_3^{BZ}$  为横坐标建立坐标系, 可以直观地分析参考区与颈缩区应变比值的变化情况, 如图 3b 所示。将所建立的坐标系的数据在  $t_{BN}$  时间段 ( $0 \sim 0.6t_f$ ,  $t_f$  为断裂时刻) 内采用最小二乘法进行拟合, 在  $t_{AN}$  时间段 ( $0.99t_f \sim 1t_f$ ) 内采用最小二乘法进行拟合, 两条拟合直线的交点对应的横坐标数据为试样发生局部颈缩时对应的真实应变。从图 3b 中可以直观地看出, 发生局部颈缩前参考区和颈缩区的厚向方向应变比值相同, 即同时发生均匀变形, 在发生局部颈缩后可以较为明显地观察到颈缩区应变加剧, 参考区与颈缩区不再均匀变形直至断裂。

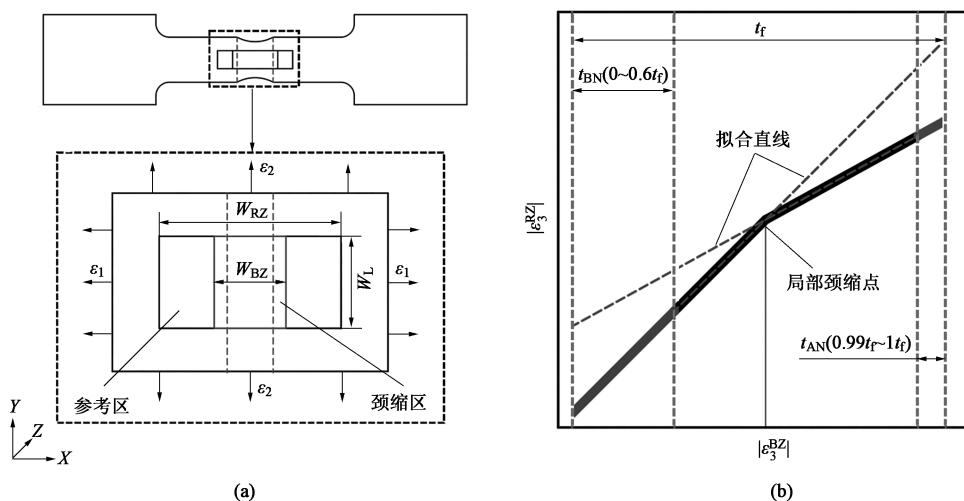


图 3 Spatio-temporal 均匀应变确定方法原理图

(a) 几何模型 (b) 均匀应变测定原理

Fig. 3 Principle diagram of Spatio-temporal uniform strain determination method

(a) Geometrical model (b) Principle of uniform strain measurement

## 2 结果与分析

### 2.1 不同初始预变形量下的热变形行为

为模拟复杂异形空心件热气胀中预成形工序对后续管材热变形行为的影响, 本文探究温度为 400 和 450  $^{\circ}\text{C}$ 、应变速率为 0.1 和 0.01  $\text{s}^{-1}$  时, 不同初始预变形量下管材的高温拉伸行为。图 4a 为室温下具有不同初始预变形量的单向拉伸试样, 对该试样开展不同变形温度与应变速率的高温拉伸实验, 利用 DIC 三维实时应变测量系统获得拉伸过程中的应变场, 拉断试样如图 4b 所示。该组拉伸试样的温度为 400  $^{\circ}\text{C}$ 、应变速率为 0.01, 记为 400  $^{\circ}\text{C}$ -0.01  $\text{s}^{-1}$ , 其他同理。

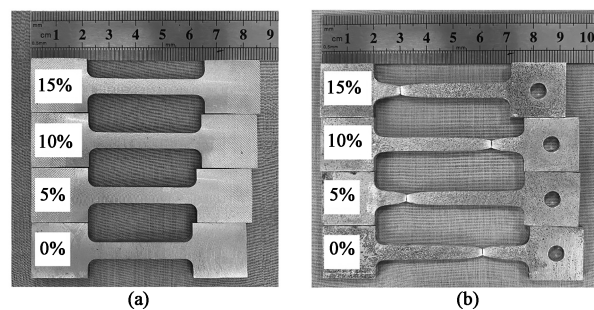


图 4 6011 铝合金室温与高温拉伸断裂试样

(a) 具有不同初始预变形量的室温拉伸试样

(b) 高温拉伸断裂试样

Fig. 4 Tensile fracture specimens of 6011 aluminium alloys at room and high temperatures

(a) Room temperature tensile specimens with different initial pre-deformation amounts (b) Tensile fracture specimens at high temperature

图 5a 和图 5b 对比了温度  $T$  为 400 和 450  $^{\circ}\text{C}$ , 应变速率  $\dot{\varepsilon}$  为  $0.01 \text{ s}^{-1}$  条件下, 5%、10% 和 15% 这 3 个不同初始预变形量的材料的真实应力-真实应变曲线。可以发现, 温度显著影响了材料的流动应力、应变行为。当温度为 400  $^{\circ}\text{C}$  时 (图 5a), 预拉伸的 AA6011 铝合金试样在初始阶段的流动应力均随应

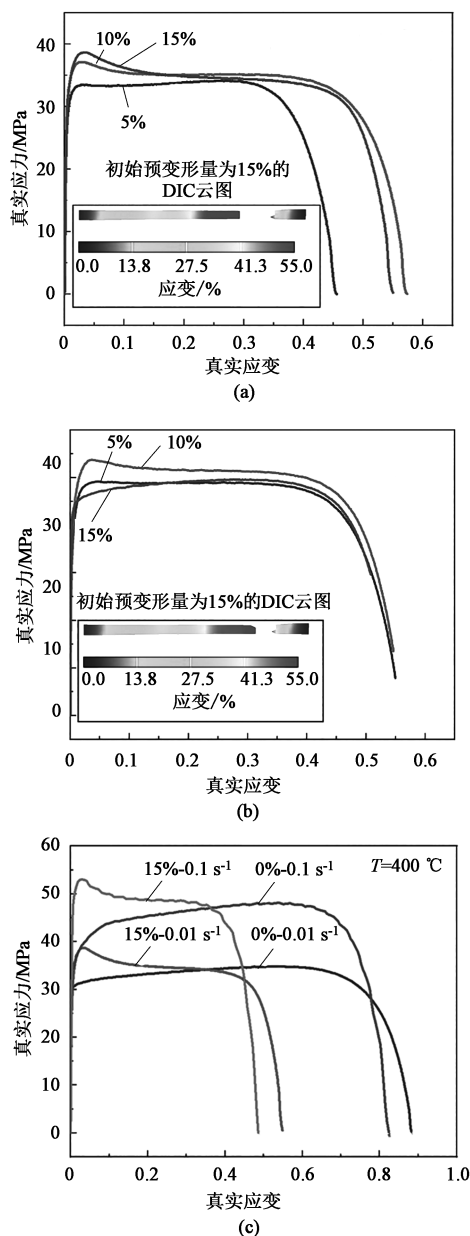


图 5 不同初始预变形量下高温拉伸试样的真实应力-真实应变曲线

(a) 400  $^{\circ}\text{C}$  -  $0.01 \text{ s}^{-1}$  (b) 450  $^{\circ}\text{C}$  -  $0.01 \text{ s}^{-1}$   
(c) 应变速率为 0.1 和  $0.01 \text{ s}^{-1}$

Fig. 5 True stress-true strain curves of high temperature tensile specimens with different initial pre-deformation amounts

(a) 400  $^{\circ}\text{C}$  -  $0.01 \text{ s}^{-1}$  (b) 450  $^{\circ}\text{C}$  -  $0.01 \text{ s}^{-1}$   
(c) Strain rates of 0.1 and  $0.01 \text{ s}^{-1}$

变的增加而迅速增大, 达到峰值后随着缓慢下降至稳态。此外, 应力峰值随着初始预变形量的增大而显著增大, 其主要原因为: 初始预变形阶段积累了大量的位错密度, 位错密度与初始预变形量呈正相关, 在高温拉伸前加热阶段中, 由于 400  $^{\circ}\text{C}$  的温度较低, 无法完全通过退火消除积累的位错, 材料具有一定的应变硬化作用, 导致高温拉伸材料的初始变形抗力不同。随着应变的进一步增大, 在热激活机制下, 动态软化甚至再结晶占主导, 前期的积累位错密度在回复作用下降低, 加工硬化和动态软化趋于动态平衡, 流变曲线变得平缓。初始预变形量对于材料的软化行为具有显著影响, 当初始预变形量为 5% 时, AA6011 铝合金到达应力峰值, 然后缓慢下降后又有明显小幅的增加。当初始预变形量为 15% 时, 到达应力峰值后, 变形过程中积累的晶体内部的储存能不断释放, 动态软化始终占据主导, 导致真实应力-真实应变曲线呈缓慢下降趋势。当温度为 450  $^{\circ}\text{C}$  (图 5b) 时, 由于加热温度较高, 且积累位错密度较大, 材料极易发生再结晶现象, 对比初始预变形量为 5% 和 10% 时的真实应力-真实应变曲线, 因 10% 的初始预变形量较大, 积累位错密度较大, 则易诱发再结晶现象。因此, 其初始阶段的流动应力达到峰值以后, 5% 初始预变形量下的应力峰值小于 10% 初始预变形量, 且在后续变形过程中, 10% 初始预变形量拉伸试样的流动应力的下降趋势更为明显。对比 15% 初始预变形量的材料的流动应力曲线, 由于前期积累了大量位错密度, 使得试样发生充分再结晶, 认为材料在热变形前的保温阶段已消除初始预变形阶段的积累位错密度。因此, 材料流动曲线出现加工硬化现象。

为了进一步研究预变形量 (应变硬化) 和应变速率硬化对 AA6011 铝合金高温变形行为的协同作用, 图 5c 对比了在温度为 400  $^{\circ}\text{C}$ , 应变速率为 0.1 和  $0.01 \text{ s}^{-1}$  条件下有无初始预变形量的应力、应变行为。可以看出, 无初始预变形量时, 材料未发生显著的软化现象, 由于材料内部无初始积累的大量位错密度与孔洞损伤等微观缺陷, 材料伸长率较高<sup>[13]</sup>。同时, AA6011 铝合金的抗拉强度随着应变速率的增大而显著增大, 未进行预变形的试样在  $0.1 \text{ s}^{-1}$  条件下进行拉伸时, 抗拉强度为 48.1 MPa, 在  $0.01 \text{ s}^{-1}$  条件下拉伸时, 抗拉强度为 34.8 MPa。相比而言, 15% 初始预变形量下材料的应力、应变属于典型的软化主导的演变趋势, 断后伸长率的下降幅度接近 37.5%, 在实际成形过程中易导致局部减

薄,造成壁厚不均。因此,热胀成形工艺中需合理控制初始预变形量,保证成形零件的壁厚均匀性。

材料的硬化性能是薄壁构件成形的核心,直接决定了材料的变形均匀性<sup>[14]</sup>。因此,需要研究初始预拉伸变形量对 AA6011 铝合金的应变硬化指数  $n$  值的影响。根据应变硬化指数公式  $n = \partial \ln \sigma / \partial \ln \varepsilon$  (其中,  $\sigma$  为真实应力,  $\varepsilon$  为真实应变) 获得不同实验条件下的  $n$  值,应变硬化指数  $n$  值随初始预变形量的变化规律如图 6a 所示。400 °C 时,应变硬化指数  $n$  值随着初始预变形量的增加而逐渐增大,这主要是由于前期积累大量塞积的位错在热变形的开始阶段来不及发生回复,进而增强了加工硬化。随着

温度提高至 450 °C, 15%~0.01 s<sup>-1</sup> 的条件下进行拉伸时,  $n$  值降低,且由于加热温度较高,0% 与 15% 初始预变形量下的  $n$  值相等。说明对于 15% 的初始预变形量,由于前期积累大量位错密度,试样发生充分再结晶,认为材料在热变形前已消除初始预变形阶段积累的位错密度,硬化效果不明显。相比于  $n$  值的影响,从图 6b 给出的应变速率硬化指数  $m$  值的变化规律来看,  $m$  值的变化范围为 0.14~0.18,一般认为  $m$  值大于 0.4 时,材料变形机制为应变速率主导的超塑性变形机制。本文获得的  $m$  值低于该经验值,说明材料变形受一定的应变硬化与应变速率硬化的共同作用。

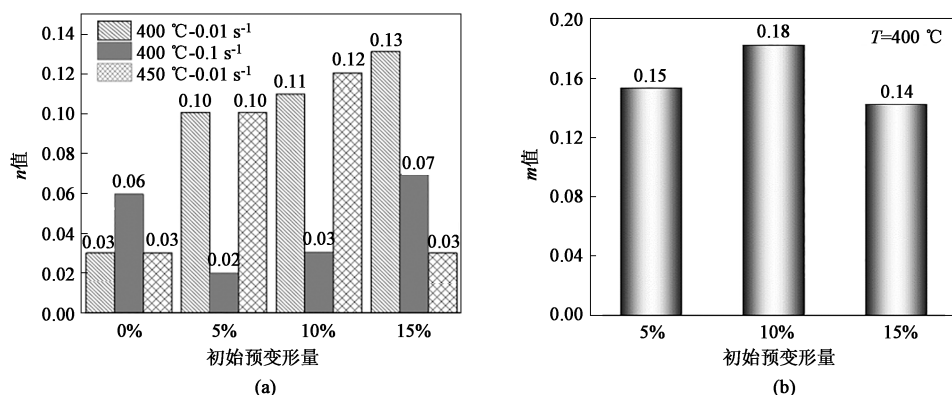


图 6 不同初始预变形量下材料的硬化能力

(a)  $n$  值 (b)  $m$  值

Fig. 6 Hardening ability of materials under different initial pre-deformation amounts

(a) Value of  $n$  (b) Value of  $m$

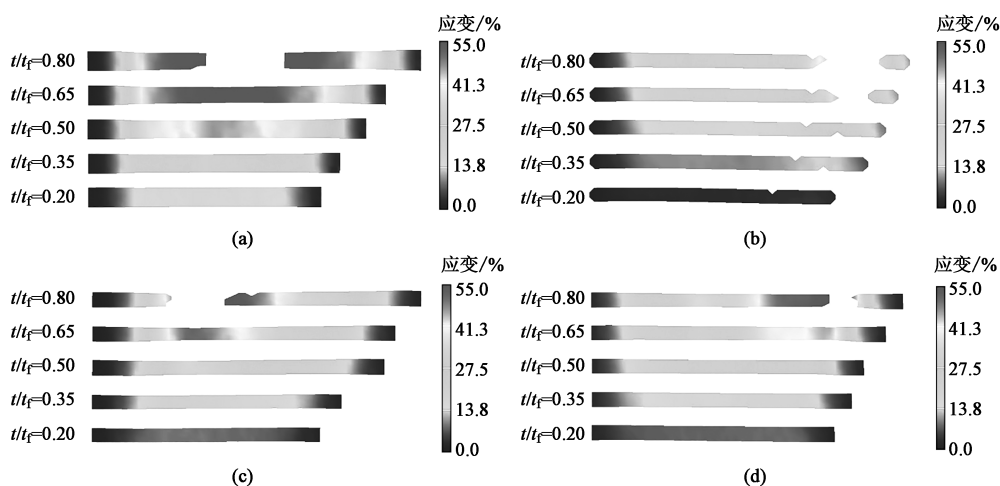
## 2.2 不同初始预变形量的应变历史

利用 DIC 三维实时应变测量系统,可以直观地观测到拉伸试件整个变形区域在任意时刻以及局部颈缩至断裂整个过程的应变场。图 7 为不同初始预变形量下试件的应变历史。为便于对比,对变形时刻进行均一化处理,  $t_f$  为试样发生断裂的时刻,  $t$  为试样变形过程中的任意时刻,  $t/t_f$  为归一化时间,变化范围为 0~1。  $t/t_f = 0$  时,为变形起始时刻,  $t/t_f = 1$  时,为断裂时刻。图 7a 为无预变形时温度为 400 °C 下高温拉伸轴向应变分布结果。以  $t/t_f = 0.65$  来对比经过预变形的高温拉伸结果,可以直观地看出无预变形的拉伸试件仍可以保持较为均匀的变形,而图 7b~图 7d 中试件均已发生局部颈缩。对比  $t/t_f = 0.20 \sim 0.80$  的变形过程发现,无预变形的高温拉伸试样应变值均大于有预变形的试样,这是由于:无预变形条件下,试样高温拉伸时不易发生软化现象,拉伸延展性相对较好。进一步对比断裂位置发

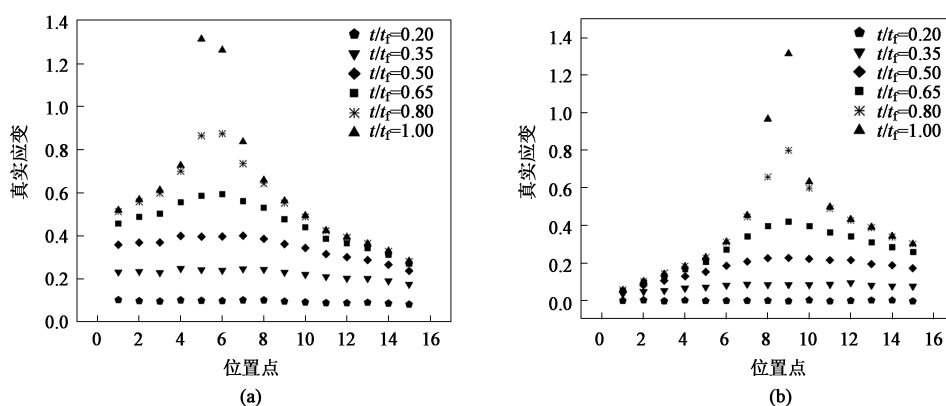
现,当材料无预变形时,变形过程均匀,断裂位置发生于近中心处。而存在预变形的试样,在前期室温拉伸不同初始预变形量过程中,试样标距段内薄弱处会首先发生变形,而产生加工硬化现象。因此,变形区域会在标距段内不断发生转移。导致制备的不同初始预变形量的试样的位错分布较为不均匀且集中于标距段的中间位置。而在 400 °C 下,材料无法发生充分再结晶现象,因初始预变形而导致标距段内的加工硬化现象无法消除,致使后续高温拉伸过程中变形不均匀,易在较为薄弱的选区两侧位置发生断裂。

将 DIC 三维实时应变测量系统捕获的断裂位置作为中心并指向夹持端,以相等网格数量节点在拉伸试件上取 15 个位置点,选取截面长度为 25 mm,并在实验过程中追踪这 15 个位置点处试样的轴向应变,然后绘制相应的局部应变图。在 0.20~1.00 的归一化时间范围内,分析有无预变形两种条件下的轴向应变分布。由图 8 可以观察到:  $t/t_f = 0.20 \sim$



图7 400 °C - 0.01 s<sup>-1</sup> 条件下不同初始预变形量的试样的 DIC 高温拉伸应变云图

(a) 0% (b) 5% (c) 10% (d) 15%

Fig. 7 DIC high temperature tensile strain nephograms of samples under different initial pre-deformation amounts at condition of 400 °C - 0.01 s<sup>-1</sup>图8 400 °C - 0.01 s<sup>-1</sup> 条件下高温拉伸试样的轴向应变分布

(a) 初始预变形量为 0% (b) 初始预变形量为 15%

Fig. 8 Axial strain distributions of high temperature tensile samples under condition of 400 °C - 0.01 s<sup>-1</sup>

(a) Initial pre-formation amount of 0% (b) Initial pre-formation amount of 15%

0.50 时, 样件基本处于均匀变形阶段; 当  $t/t_f = 0.65$  时, 样件明显出现局部颈缩现象。且可以观察到, 无预变形条件下不同位置点的应变均较存在预变形时的变化更为均匀。

## 2.3 不同初始预变形量下的均匀应变

### 2.3.1 不同初始预变形量的影响规律

图9为不同初始预变形量的试样在 400 °C - 0.1 s<sup>-1</sup> 变形条件下的均匀应变确定结果。基于图3的均匀应变处理方法, 直观地给出了不同变形条件下确定的均匀应变。如图10所示, 当初始预变形量由 0% 增至 15% 时, 板材发生局部颈缩时对应的应变分别为 0.277、0.164、0.138 和 0.130。随着初始预变形

量的增加, 后续高温均匀变形能力由于局部颈缩的发生大幅下降, 由图7测得的应变分布与断裂位置可以获得宏观变形佐证。初始预变形量对于均匀变形的影响为复杂异形铝合金管件的热成形实际工艺提供了指导, 实际热气胀成形时, 应合理控制前期预成形工步引入的初始预变形量, 在后续热气胀成形工艺前, 预弯曲管件应充分加热退火, 均一化组织, 避免热气胀过程中局部变形的发生, 以提高成形构件的壁厚均匀性。

### 2.3.2 与传统方法的对比

图11对比了本文提出的均匀应变测量方法与传统 Nakajima 方法获得的成形极限点。其中, 图11a

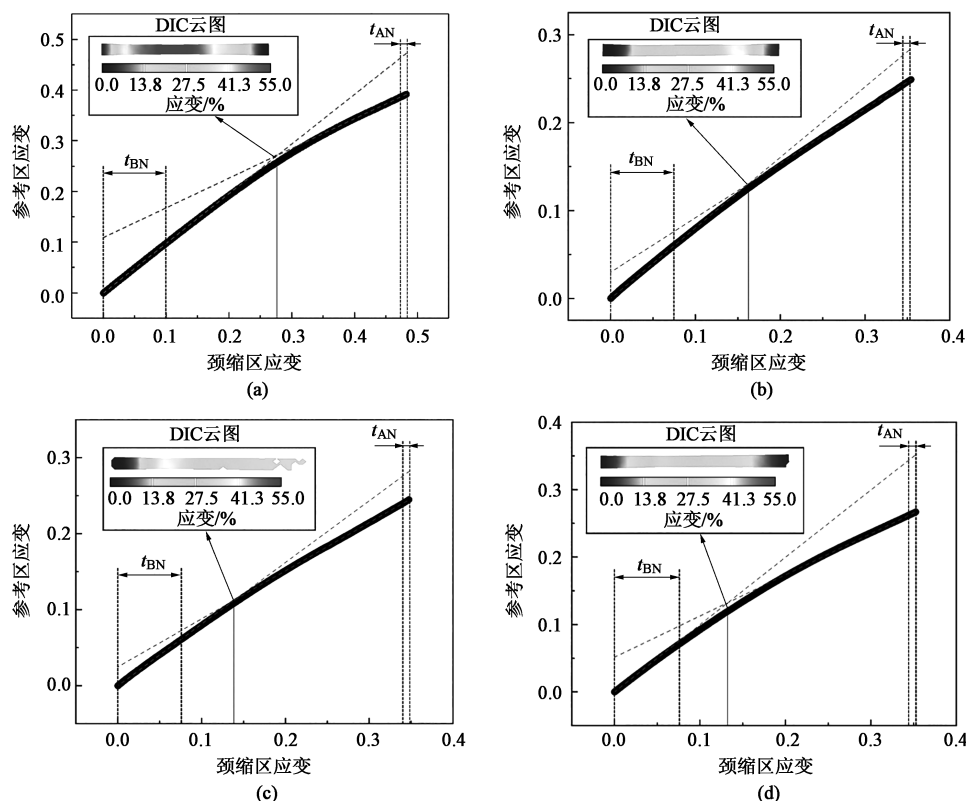


图 9 400 °C -0.1 s<sup>-1</sup> 条件下不同初始预变形量试样的均匀应变

(a) 0% (b) 5% (c) 10% (d) 15%

Fig. 9 Uniform strains of samples under different initial pre-deformation amounts at condition of 400 °C -0.1 s<sup>-1</sup>

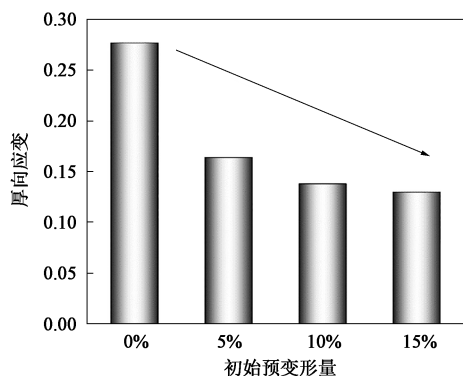


图 10 不同初始预变形量下颈缩区厚向应变变化规律

Fig. 10 Change law of strain in thickness direction at necking zone with different initial pre-deformation amounts

为利用 DIC 三维实时应变测量系统结果通过 Spatio-temporal 方法确定的局部颈缩应变, 图 11b 为利用截面使用传统 Nakajima 方法计算的材料应变, 处理方法依据 GB/T 24171.2—2009<sup>[15]</sup>。对于本文提出的方法, 获得 0% ~ 15% 初始预变形量的试样在 400 °C -0.1 s<sup>-1</sup> 条件下的局部颈缩应变分别为 0.550、0.354、0.261 和 0.260, 将此应变作为成形极限曲线 (Forming Limit Curve, FLC) 的第一主应

变。同时可以得到不同局部颈缩应变下对应的时刻, 由此时刻找出对应宽度方向的第二主应变分别为 -0.202、-0.150、-0.135 和 -0.110。从图 11 中可以看到 DIC 三维实时应变测量系统测量得到的局部颈缩应变均低于 Nakajima 方法计算的材料应变, 与传统 Nakajima 方法比, 使用 DIC 三维实时应变测量系统直接测量的板料变形时的局部颈缩应变的结果更加保守, 对于工艺参数选取的可靠性与安全性更为有利。

### 3 结论

(1) 对比不同初始预变形量下试样的高温变形行为, 初始预变形量的引入导致 6011 铝合金管材在高温变形中的最大流动应力水平高于无初始预变形量时, 材料易发生明显软化现象。流动应力下降趋势随着初始预变形量的增加而显著增加。

(2) 统计利用 Spatio-temporal 方法获得的不同初始预变形量下 6011 铝合金管材的均匀应变值, 相比无预变形条件, 当初始预变形量增加至 15% 时,



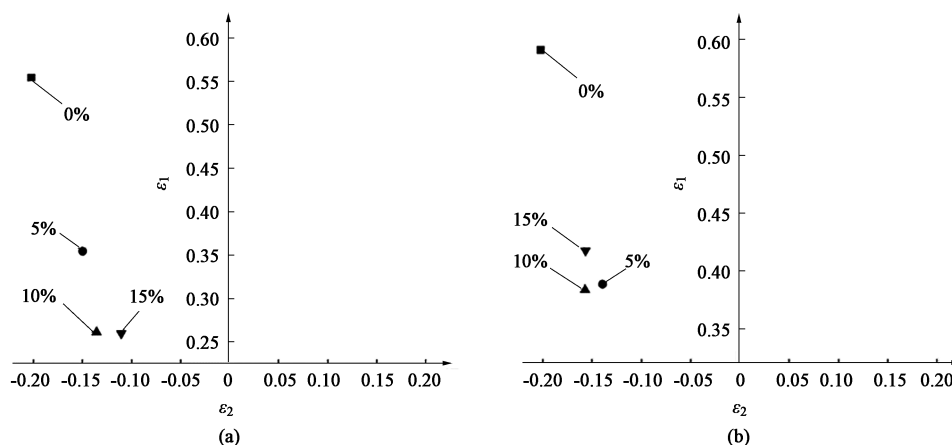


图 11 不同确定方法下不同初始预变形量试样的均匀应变对比

(a) Spatio-temporal 方法 (b) Nakajima 方法

Fig. 11 Comparison of uniform strains for samples under different initial pre-deformation amount by different determined methods

(a) Spatio-temporal method (b) Nakajima method

均匀应变值由 0.28 下降至 0.15。初始预变形量的引入降低了材料的均匀变形能力。

(3) 对比传统 Nakajima 方法, 采用 Spatio-temporal 方法获得的不同初始预变形量试样的均匀应变数值略低, 结果更保守, 有利于工艺设计与参数选择的安全性。

#### 参考文献:

- [1] Yuan S J. Fundamentals and processes of fluid pressure forming technology for complex thin-walled components [J]. Engineering, 2021, 7 (3): 358-366.
- [2] Sartkulvanich P, Li D, Crist E, et al. Influence of superplastic forming on reduction of yield strength property for Ti-6Al-4V fine grain sheet and Ti-6Al-4V standard [J]. Materials Science Forum, 2016, 838-839: 171-176.
- [3] Zheng K L, Zheng J H, He Z B, et al. Fundamentals, processes and equipment for hot medium pressure forming of light material tubular components [J]. International Journal of Lightweight Materials and Manufacture, 2020, 3 (1): 1-19.
- [4] Dykstra W C, Pfaffmann G D, Wu X. Method of forming a tubular blank into a structural component and die therefor [P]. United States Patent: US7269986B2, 2002-01-10.
- [5] Wu X, Hao H, Liu Y, et al. Elevated temperature formability of some engineering metals for gas forming of automotive structures [J]. Journal of Materials and Manufacturing, 2001, 110: 1045-1056.
- [6] Reuther F, Mosel A, Freytag P, et al. Numerical and experimental investigations for hot metal gas forming of stainless steel X2CrTiNb18 [J]. Procedia Manufacturing, 2019, 27: 112-117.
- [7] Paul A, Strano M. The influence of process variables on the gas forming and press hardening of steel tubes [J]. Journal of Materials Processing Technology, 2016, 228: 160-169.
- [8] Yi H K, Pavlina E J, Van Tyne C J, et al. Application of a combined heating system for the warm hydroforming of lightweight alloy tubes [J]. Journal of Materials Processing Technology, 2008, 203 (1-3): 532-536.
- [9] Lee M Y, Sohn S M, Kang C Y, et al. Effects of pre-treatment conditions on warm hydroformability of 7075 aluminum tubes [J]. Journal of Materials Processing Technology, 2004, 155-166: 1337-1343.
- [10] Maeno T, Mori K, Unou C. Optimisation of condition in hot gas bulging of aluminium alloy tube using resistance heating set into dies [J]. Key Engineering Materials, 2011, 473: 69-74.
- [11] He Z B, Fan X B, Shao F, et al. Formability and microstructure of AA6061 Al alloy tube for hot metal gas forming at elevated temperature [J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2012, 22 (2): 364-369.
- [12] Zhang R Q, Shi Z S, Shao Z T, et al. An effective method for determining necking and fracture strains of sheet metals [J]. MethodsX, 2021, 8: 101234.
- [13] Li X J, Xu M, Zhang Z Q. Hot damage evolution in a high strength aluminum alloy during hot forming: A study using the Gurson-Tvergaard-Needleman model [J]. Journal of Materials Research and Technology, 2021, 14: 1366-1376.
- [14] Feng B, Gu B, Li S H. Cryogenic deformation behavior and failure mechanism of AA7075 alloy sheets tempered at different conditions [J]. Materials Science & Engineering A, 2022, 848: 143396.
- [15] GB/T 24171.2—2009, 金属材料 薄板和薄带 成形极限曲线的测定 第2部分: 实验室成形极限曲线的测定 [S]. GB/T 24171.2—2009, Metallic materials—Sheet and strip—Determinations of forming limit curves—Part 2: Determinations of forming limit curves in laboratory [S].