

大尺寸钛合金薄壁半球贮箱壳体冲压辅助超塑成形工艺研究

纪 玮^{1,2}, 张照煌¹, 陆子川³, 微 石³

(1. 华北电力大学 能源动力与机械工程学院, 北京 102206; 2. 中国航天科技创新研究院, 北京 100011;
3. 航天材料及工艺研究所, 北京 100083)

摘要: 针对大尺寸钛合金薄壁半球贮箱壳体变壁厚的高性能要求, 采用冲压辅助超塑成形法进行壁厚优化和性能控制, 以改善普通超塑成形工艺壁厚分布差异大、正反向超塑成形高温时间长性能损失多的问题。结合 MSC. Marc 有限元数值模拟软件, 计算模拟出冲压辅助超塑成形过程, 并对成形后半球进行壁厚分布预测。以数值模拟为指导进行实际工程化成形试验, 并对成形后的半球进行尺寸检测、力学性能测试、SEM 组织检测和 EBSD 分析。结果表明, 成形后半球壁厚分布与数值模拟高度吻合, 在提高了成形效率的同时, 组织和力学性能也得到优化。与普通单向超塑成形和正反向超塑成形的模拟结果进行对比, 冲压辅助超塑成形在显著改善壁厚分布的同时, 大幅减少了高温下的成形时间。

关键词: 钛合金贮箱; 数值模拟; 超塑成形; 显微组织

中图分类号: TG386 **文献标志码:** A **文章编号:** 1007-2691 (2026) 02-0143-07

Research on Process of Stamping-assisted Super-plastic Forming of Large-size Titanium Alloy Thin-wall Semi-spherical Storage Tank Shells

Ji Wei^{1,2}, ZHANG Zhaohuang¹, LU Zichuan³, WEI Shi³

(1. School of Energy Power and Mechanical Engineering, North China Electric Power University, Beijing 102206, China; 2. China Academy of Aerospace Science and Innovation, Beijing 100011, China; 3. Aerospace Research Institute of Materials and Processing Technology, Beijing 100083, China)

Abstract: The paper reports the study of the process of stamping-assisted superplastic forming of large-size titanium alloy thin-wall semi-spherical storage tank shells. In order to tailor to wall thickness variations and meet the requirements for high mechanical properties of large-size titanium alloy thin-wall semi-spherical storage tank shells, stamping-assisted superplastic forming was adopted to optimize the wall thickness and control mechanical properties. With the MSC Marc finite element numerical simulation soft-ware, the process of stamping-assisted super-plastic forming was simulated, and the wall thickness distribution of the formed hemisphere was predicted. Forming parameters were determined. Based on the results of numerical simulation, practical engineering forming experiments were conducted, and dimensional detection, mechanical property testing, SEM structure detection, and EBSD analysis were performed of the formed hemisphere respectively. The results indicate that the wall thickness distribution of the formed hemisphere is highly consistent with the numerical simulation, the microstructure and mechanical properties of formed shell are optimized and the forming efficiency is improved. Compared with the simulation results of ordinary unidirectional superplastic forming and bidirectional superplastic forming, the stamping-assisted superplastic forming significantly improves the wall thickness distribution and greatly reduces the forming time at high temperatures.

Key words: Titanium alloy thin-wall semi-spherical storage tank; numerical simulation; superplastic forming; microstructures

0 引言

钛合金因其轻质、无磁性、高屈强比、耐腐蚀等特点^[1],在航空、航天、船舶、医学等领域得到广泛的应用^[2,3]。然而,由于其变形抗力大、易回弹,在室温下难以成形,一度限制了钛合金的应用^[4,5]。1968 年 Johnson 等发现钛合金在接近相变点温度下可实现 600% 延伸率的超塑性^[6],自此,钛合金超塑性成形广受关注并得到了飞速发展,在航空航天领域,由超塑成形制备出的压力容器、蒙皮、进气道、多层舵翼等部件均得到广泛应用。

为实现钛合金超塑性成形,常利用材料细晶超塑性的特点^[7]。为了提升 TC4 钛合金的超塑性,降低超塑成形温度,许多学者将目光放在初始板材的细晶化研究上。厚度 1 mm 以下 TC4 超细晶板材的晶粒度可达 0.4 μm 以下,超塑成形温度可降低至 800 ℃ 以下^[8-10]。然而,在工程应用上,1.5 m 大尺寸超细晶板材的制备极为困难,且考虑到半球形零件超塑成形壁厚的减薄,初始板材通常采用厚度在 6~12 mm 的厚板,晶粒尺寸在 6~14 μm 之间,因此依旧采用常规高温(900~920 ℃)成形工艺参数^[11]。

在表面张力贮箱壳体结构设计上,为了保证接口刚度、或者安装液相/气相隔板,往往需要在球壳腰部内表面设计环筋增厚,因此需要在超塑成形时采取壁厚控制技术。常用的壁厚控制技术为正反向超塑成形通过反向成形将原本较厚区域预减薄来实现壁厚控制^[12]。该工艺方法虽然在壁厚控制上有显著效果,但由于增加了反胀步骤,整体成形时间大幅增加,导致原始半球壳体显微组织球化现象显著^[13],动态回复和动态再结晶的作用导致位错湮灭,位错密度显著降低,位错强化效果减弱^[14],成形后球形本体性能下降严重^[15]。因此,针对表面张力贮箱在设计上对性能提出的较高指标要求,本文采用了冲压辅助超塑成形法,使用带有冲头结构的上模,合模过程即对板材进行了预成形。该工艺在改善成形后半球壁厚分布的同时,大幅减少热过程时间,降低了成形后半球的性能损失。

1 设备及半球结构特点

半球的超塑成形使用法国 ACB 公司生产的 FSP-800 热成形设备,设备最大压力 800 T,最高

成形温度 1 000 ℃,最大气压 40 bar。

表面张力贮箱半球壳体结构如图 1 所示。壳体直径 1 000 mm,主体壁厚 1 mm,距离球顶 200 mm 处有一圈加强环筋,最大厚度为 4 mm,球顶厚度为 2 mm。

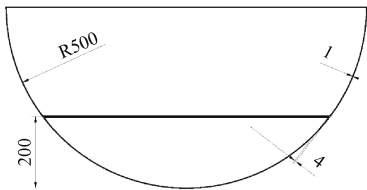


图 1 TC4 钛合金贮箱结构示意图

Fig. 1 Schematic diagram of TC 4 titanium alloy tank structure

2 模拟仿真

2.1 单向胀形模拟分析

本文采用 MSC. Marc 有限元数值模拟软件对成形过程进行数值模拟分析。针对超塑成形过程,选用 Power Law 本构模型^[15]:

$$\sigma_y = B\varepsilon^n \tag{1}$$

式中: σ_y 为屈服应力; ε 为等效应变变速率, B 、 n 为材料参数。其中, n 为应变速率敏感性指数,可表示为

$$n = \frac{d\ln\sigma}{d\ln\varepsilon} \tag{2}$$

式(1)为 1964 年美国学者 Backofen 提出的本构模型。本文所用 TC4 板材参数如表 1 所示。

表 1 TC4 板材数值模拟参数

Tab. 1 Parameters of TC4 plates

板材厚度/ mm	平均晶粒尺寸/ μm	B	n	摩擦 系数
10	12	1 030	0. 48	0. 2

模拟过程板料采用四边形壳单元,接触本体模型为位移主导的双线性库伦模型。在超塑成形过程中,根据体积不变原则,板料在成形至半球时表面积的增加完全依靠壁厚减薄实现^[16]。因此单向胀形工艺成形的半球球顶和开口壁厚分布差异将十分显著,最大壁厚减薄率可达到 72%,球顶厚度仅有 2.8 mm,环筋增厚区壁厚为 3.7 mm,无法满足厚度要求,如图 2 所示。

2.2 正反向成形模拟分析

为了改善超塑成形后零件的壁厚分布,最为常用的是正反向成形。该方法通过反胀预成形,将零件无壁厚增厚要求部位预先拉伸减薄,再进

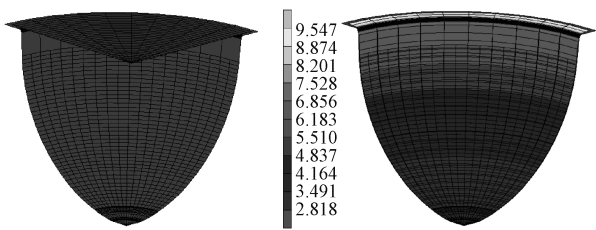


图 2 单向超塑成形数值模拟

Fig. 2 Numerical simulation of unidirectional superplastic forming

行正胀完成最终成形,实现壁厚分布精确控制。正反向成形后壁厚分布改善情况如图 3 所示。

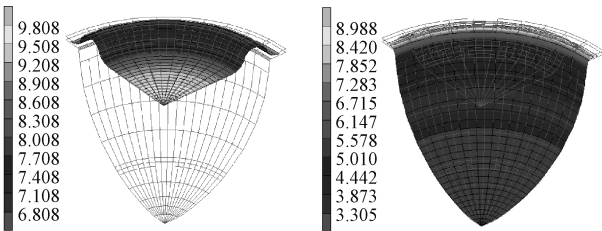


图 3 正反向成形数值模拟

Fig. 3 Numerical simulation of direct-and-reverse bulging superplastic forming

由图 3 可以看出,采用正反向成形可以有效改善半球成形后的壁厚分布,其最薄处在腰部靠近开口处,厚度为 3.3 mm,球顶厚度达到 5.51 mm,环筋增厚都区壁厚为 5.32 mm,关键位置厚度均能满足要求。该工艺下的时间-压力曲线如图 4 所示。总成形时间为 12 800 s,反胀最大压力 3 MPa,正胀最大压力 0.8 MPa。

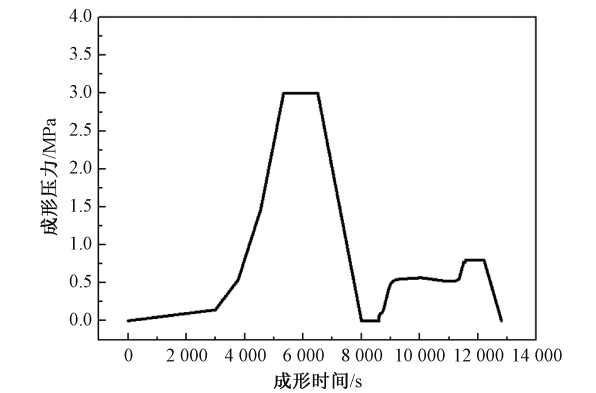


图 4 正反向成形时间-压力模拟曲线

Fig. 4 Forming time-pressure simulation curve of direct and reverse bulging

正反向成形的核心在于反胀型面的设计,反胀预成形的区域在正胀过程中壁厚薄,变形抗力小,将导致进一步拉伸减薄,且减薄区域会增大,

易对成形后半球壁厚分布造成影响^[17]。反胀型面变形区域小,曲率大,成形所需压力则会显著增大,对模具强度设计提出了更高要求。另外,由于成形过程加入反胀预成形,半球的热过程增加,将直接影响到最终产品的力学性能^[18]。

2.3 冲压辅助超塑成形模拟分析

为了实现壁厚精确控制的同时保证成形后半球壳体的力学性能,本文采用了冲压辅助超塑成形法。该方法在模具与板料预热完成后,上模具随平台向下移动进行合模。由于上模具带椭圆形压头,在下移过程中将对板料进行预成形。该过程板料为自由状态,板料与模具之间涂覆有 BN 陶瓷润滑剂,可随着成形过程自由滑动,可使边缘处的板料有效填充到中间变形区域,减少了因表面积增加导致的局部壁厚减薄。当用 MSC. Marc 有限元模拟仿真计算时,该过程应选择简单弹塑性小应变本构模型^[19],即 Hook Law:

$$\begin{Bmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ \sigma_{33} \\ \tau_{12} \\ \tau_{23} \\ \tau_{31} \end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} B_{11} & B_{12} & B_{13} & B_{14} & B_{15} & B_{16} \\ B_{21} & B_{22} & B_{23} & B_{24} & B_{25} & B_{26} \\ B_{31} & B_{32} & B_{33} & B_{34} & B_{35} & B_{36} \\ B_{41} & B_{42} & B_{43} & B_{44} & B_{45} & B_{46} \\ B_{51} & B_{52} & B_{53} & B_{54} & B_{55} & B_{56} \\ B_{61} & B_{62} & B_{63} & B_{64} & B_{65} & B_{66} \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} \varepsilon_{11} \\ \varepsilon_{22} \\ \varepsilon_{33} \\ \gamma_{12} \\ \gamma_{23} \\ \gamma_{31} \end{Bmatrix} \quad (3)$$

材料参数及工艺参数见表 2 所示。由于该预成形过程在恒温下进行,且合模之后立即开始超塑成形过程,因此不需要考虑加工硬化和回弹。冲压预成形模拟结果如图 5 所示。

表 2 冲压成形材料参数

Tab. 2 Parameters of materials and forming process			
板材厚度/ mm	杨氏模量/ MPa	泊松比	成形速率/ mm·s ⁻¹
10	1 030	0. 48	1

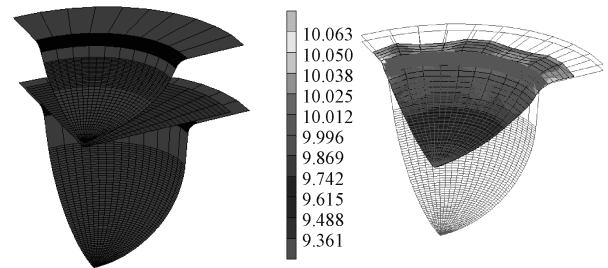


图 5 冲压辅助预成形数值模拟壁厚分析

Fig. 5 Numerical simulation of stamping-assisted preforming

在冲压预成形时,由于板料较薄,边缘处会在成形过程中发生褶皱,通过调整预成形深度,可控

制褶皱,保证上下模具合模后板料平整无折叠,从而实现超塑成形过程的有效密封。通过数值模拟不同深度情况下褶皱产生的情况和应力分布情况,可以得知,当冲压预成形深度为半球壳体直径的 24% 时,可以实现预成形深度与最大应力的合理匹配,从计算结果可以看出,冲压预成型结束后边缘虽然发生一定翘曲,但并未形成网格畸变,合模后也没有发生褶皱等缺陷。在预成形时,成形温度为 780 ℃,该温度下位错滑移驱动力较小,晶界迁移困难,晶粒尺寸不发生变化。且该过程时间短,合模过程仅 320 s,与正反向成形相比大大提高了预成形效率。

超塑成形过程仍然选用公式(2)作为本构模型,上下模具合模后,待模具和板料温度达到工艺要求温度后直接开始进行超塑成形。成形结果如图 6 所示。球顶最薄处厚度为 5.13 mm,环筋增厚区厚度为 6.04 mm。

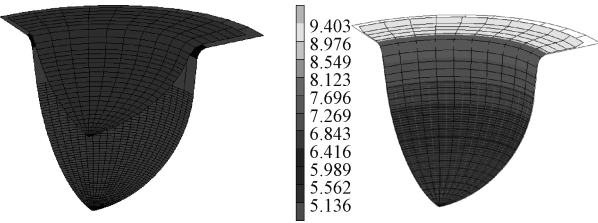


图 6 冲压辅助超塑成形法超塑过程数值模拟

Fig. 6 Numerical simulation of superplastic process by stamping-assisted superplastic forming method

数值模拟成形后半球壳体壁厚分布如图 7 所示。从图 7 中可以看出,冲压辅助超塑成形后半球的壁厚分布规律与单向胀形壁厚分布规律一致,均为赤道处厚而球顶处薄,但减薄率得到显著

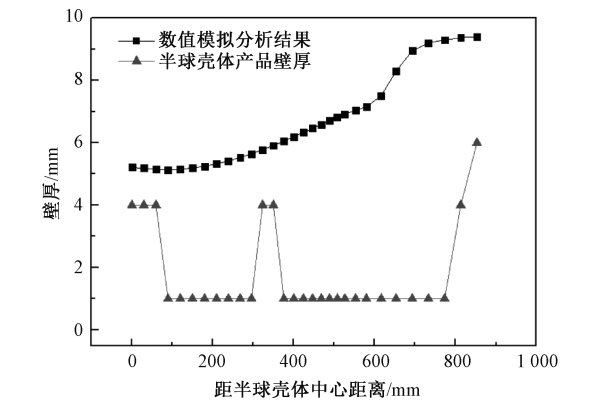


图 7 数值模拟成形后半球壳体壁厚分布

Fig. 7 Numerical simulation of wall thickness distribution of formed hemisphere shell

改善。半球整体壁厚差异减小;与正反胀成形相比,半球球顶和环筋增厚区两处关键位置的壁厚有了进一步改善,尤其是环筋增厚区厚度从 5.32 mm 增加到 6.04 mm,厚度的增加可以有效包络因成形过程的参数波动而导致的半球厚度波动和型面圆度跳动,提升产品合格率。

超塑成形过程的时间-压力参数曲线如图 8 所示。成形总时长 3 200 s,最大成形压力 0.6 MPa。与正反向成形相比,成形时间显著缩短(图 4)。

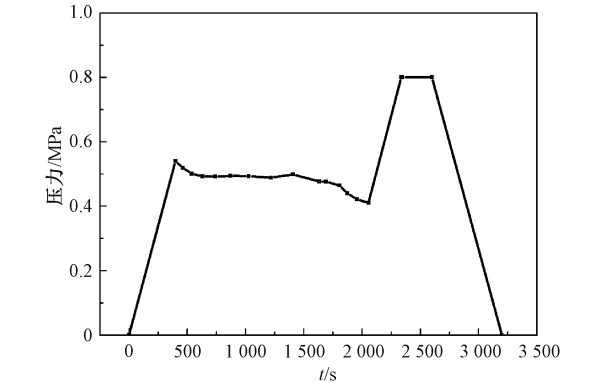


图 8 冲压辅助超塑成形法超塑过程时间-压力曲线

Fig. 8 Time-pressure curve of stamping-assisted superplastic forming process

3 成形结果分析

试验采用宝鸡钛业股份有限公司提供的 10 mm 厚 TC4 钛合金板材,化学成分如表 3 所示,平均晶粒尺寸为 13 μm。模具型面和成形工艺参数由数值模拟模型确定。

表 3 TC4 板材化学成分(%)						
Tab. 3 TC4 Sheet chemical composition (%)						
化学元素	Al	V	Fe	C	H	O
含量	5.8	4.2	0.02	0.01	0.002	0.12

成形后壁厚分布如图 9 所示,可以看出,冲压辅助超塑成形壁厚分布与数值模拟结果基本一致。但在冲压过程中,板料及模具均涂覆 BN 止焊润滑剂,均匀性无法保证一致,导致板料与模具接触各部位摩擦系数不同,模具合模后各处减薄量有所偏差。而局部偏薄的区域在超塑成形阶段由于变形抗力小,成形后出现区域壁厚波动现象。从统计数据可知,半球环筋增厚区壁厚波动为-0.7~+0.7 mm,波动最小值仍可满足后续加工所需壁厚要求。

对成形后半球毛坯进行剖切取样,与原材料

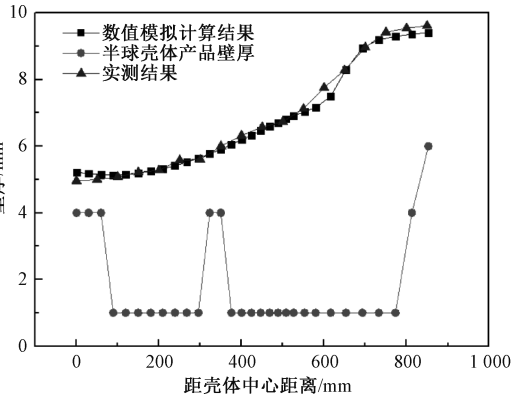


图 9 半球实测壁厚分布与模拟值对比

Fig. 9 Comparison of the measured wall thickness distribution in the hemisphere and the simulated value

进行对比分析,研究热成形过程以及不同变形量对半球显微组织的影响规律,结果如图 10 所示。由图 10(a)可以看出,所用原始 TC4 板材主要由等轴和片层 α 相以及少量片层 β 相组成,其具有明显的 $\alpha+\beta$ 两相组织结构特征。图 10(b)~10(d)表明,热成形过程在不同程度上引起了片层 α 相和 β 相的球化及粗化现象。随着变形量的增加, α 相片层和 β 相片层的粗化现象更为显著,且 α 相的球化过程更为明显。与未变形区域球口处显微组织相比(图 10(b)),变形量最大区域球顶处显微组织体现出最为显著的等轴组织特征。根据 Mikhaylovskaya 等人的观点,在热成形过程中,动态再结晶引起片层 α 相和 β 相相互楔入片层晶界并最终导致原始组织中大片层解体为小片层以及小片层的球化组织。随着后续热过程的持续进行,新形成的小片层组织以及小片层球化组织具有明显的晶粒长大现象,且该过程随着变形量的增加而更为显著,最终形成了图 10(d)中明显的等轴组织特征。

采用 EBSD 对变形量最大的球顶处显微组织进行表征,如图 11 所示。图 11(a)测试结果表明,显微组织的球化过程一方面使得 α 基体呈现出明显的等轴组织特征,另一方面使得 β 相作为沿晶相均匀分布在 α 基体中。由图 11(b)可以看出, α 基体的晶粒尺寸具有明显的正态分布趋势,其平均晶粒尺寸为 $13.3\text{ }\mu\text{m}$,表明热成形后的显微组织仍保留原始的细晶组织特征,可以保证球体本体优异的力学性能。此外,如图 11(c)和 11(d)中的反极图分布图表明,充分的热过程导致球体本体中 α 相和 β 相均体现出明显的晶体学各向同性

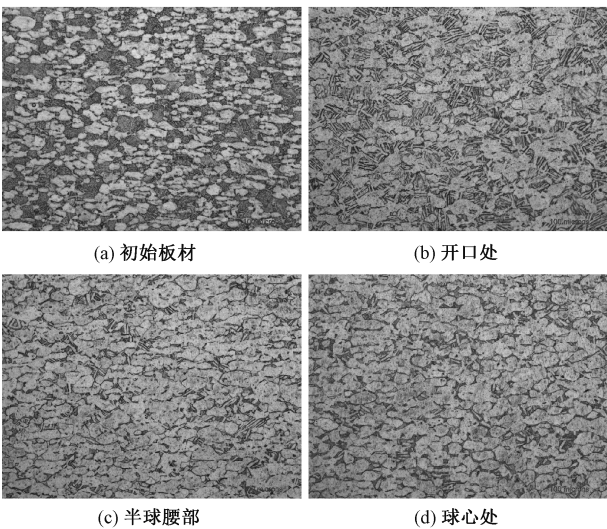


图 10 SEM 显微组织分析

Fig. 10 SEM microstructure analysis

分布特征,无显著织构或择优取向分布,可以保证力学性能的各项均匀性,有助于贮箱在服役过程中受力均匀,避免局部应力集中。

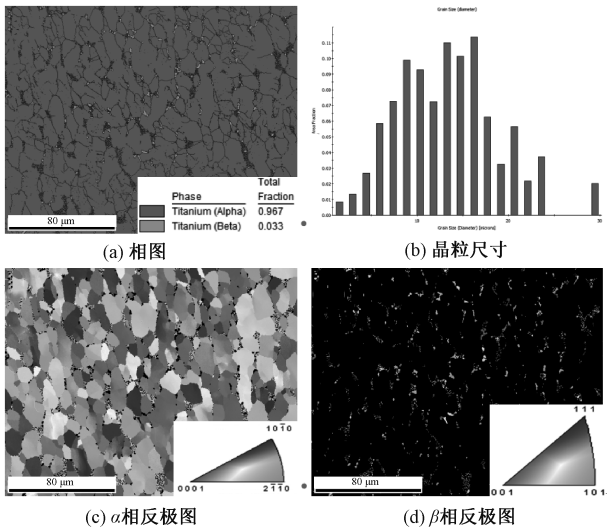


图 11 半球毛坯 EBSD 显微分析

Fig. 11 The EBSD microstructure of hemispherical shell

力学性能检测结果如图 12 所示。对比分析表明,超塑成形热过程会直接导致成形后半球壳体抗拉强度和屈服强度下降。且成形时间越长,强度损失越明显。冲压辅助超塑成形相较于单向超塑成形而言,热过程时间相近,力学性能也基本处在同一水平。而正反向成形法的热过程时间显著长于冲压辅助成形法,其较长时间的成形热过程存在明显的动态回复和动态再结晶,导致原始板材中的塞积位错移动能力提升,并在动态再结

晶过程中产生湮灭,最终降低位错强化效果,导致抗拉强度和屈服强度的明显下降^[20,21]。

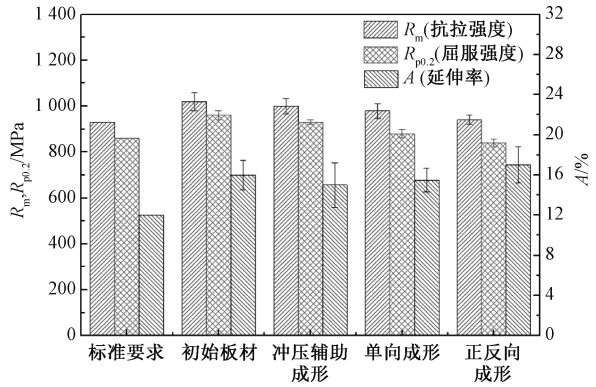


图 12 冲压辅助成形法本体力学性能与单向成形、正反向成形法本体取样对比

Fig. 12 Comparison of constitutive mechanical properties of sampling from stamping-assisted forming with unidirectional and direct-and-reverse forming

基于上述分析可以看出,冲压辅助成形法在有效改善半球壳体壁厚分布的同时,大幅缩短了热过程时间,减少了成形后的性能损失,保证了最终贮箱的可靠性。目前,采用该工艺成功研制出 Ti-6Al-4V 钛合金半球壳体(如图 13 所示),经装配焊接后制成的表面张力贮箱已成功服役于某行星探测器上。



图 13 TC4 钛合金贮箱半球成品样件

Fig. 13 Final hemisphere shell of TC4 titanium alloy storage tank

4 结 论

1) 基于 Power Law 本构模型,采用 MSC Marc 有限元模拟软件对冲压辅助超塑成形过程进行模拟分析,并与普通单向超塑成形和正反向超塑成形工艺进行对比。结果表明,冲压辅助超塑成形

法在改善成形后半球壁厚分布的同时,显著缩短了热过程时间。

2) 对成形后半球剖切取样并采用 OM、EBSD 进行组织分析。热成形过程中,变形量的增加引起了 α 相和 β 相片层的球化及粗化现象, α 相的球化过程更为明显。充分的热过程导致球体本体中 α 相和 β 相均体现出明显的晶体学各向异性分布特征,保证了力学性能的各项均匀性。

3) 冲压辅助超塑成形工艺热过程时间短,成形后平均晶粒尺寸长大不明显,延伸率与初始板材基本持平,抗拉强度和屈服强度有略微下降,完全能够满足设计指标要求。

参考文献:

[1] 张绪虎,单群,陈永来,等. 钛合金在航天飞行器上的应用和发展 [J]. 中国材料进展, 2011, 30 (6): 28-32.
ZHANG Xuhu, SHAN Qun, CHEN Yonglai, et al. Application and development of Titanium alloys for aircrafts [J]. Materials China, 2011, 30 (6): 28-32 (in Chinese).
[2] 张立武,写旭,杨延涛. 钛合金精密热成形技术在航空航天的应用进展 [J]. 航空制造技术, 2015, (19): 14-17.
ZHANG Liwu, XIE Xu, YANG Yantao. Application process of Titanium alloy precision thermo-forming technology in Aerospace [J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2015, (19): 14-17 (in Chinese).
[3] 刘明刚,王珏,杨堃,等. SP-700 钛合金超塑性 能及双层结构 SPF/DB 工艺研究 [J]. 兵器材料科 学与工程, 2024, 47 (5): 71-77.
LIU Minggang, WANG Jue, YANG Kun, et al. Study on superplastic energy and double-layer SPF/DB process of SP-700 Titanium alloy [J]. Ordnance Material Science and Engineering, 2024, 47 (5): 71-77 (in Chinese).
[4] 孙维麒,周晚林,殷宏亮,等. Ti60 钛合金高温氧 化行为及其对超塑性性能的影响 [J]. 塑性工程学 报, 2025, 32 (8): 195-201.
SUN Weiqi, ZHOU Wanlin, YIN Hongliang, et al. High temperature oxidation behavior of Ti60 titanium alloy and its influence on superplasticity properties [J]. Journal of Plasticity Engineering, 2025, 32 (8): 195-201 (in Chinese).
[5] 张宁,王耀奇,杨毅,等. Ti65 钛合金的超塑变形 和微观组织演变 [J]. 材料研究学报, 2025, 39

- (7): 489–498.
- ZHANG Ning, WANG Yaoqi, YANG Yi, et al. Superplastic deformation behavior and microstructure evolution of Ti65 Ti-alloy [J]. Chinese Journal of Materials Research, 2025, 39 (7): 489–498 (in Chinese).
- [6] 洪权, 郭萍, 周伟. 钛合金成形技术与应用 [J]. 钛工业进展, 2022, 39 (5): 27–32.
- HONG Quan, GUO Ping, ZHOU Wei. Forming technique and application of Titanium alloy [J]. Titanium Industry Progress, 2022, 39 (5): 27–32 (in Chinese).
- [7] XU Moran, WEI Rong, LI Changping, et al. Comprehensive study on the cutting force modeling and machinability of high frequency electrical discharge assisted milling process using a novel tool [J]. International Journal of Precision Engineering and Manufacturing – Green Technology, 2023, 10: 381–408.
- [8] WU Ying, LU Yaoping, DUAN Yonghua, et al. Microstructure and wear properties of powder-pack borided Ti–5Al–2.5Sn alloy [J]. Journal of Materials Research and Technology, 2023, 23: 4032–4043.
- [9] DAI H Q, LI N, WU L H, et al. Low temperature superplastic deformation behavior of bimodal microstructure of friction stir processed Ti–6Al–4V alloy [J]. Acta Metallurgica Sinica (English Letters), 2025, 38: 1559–1569.
- [10] ZHANG Qianwen, LI Tianle, HAN Yanbin, et al. Superplastic tension behavior of dissimilar TC4/SP700 laminate through diffusion bonding [J]. Acta Metallurgica Sinica, 2024, 37: 353–363.
- [11] HAMED Mirzadeh. High strain rate superplasticity via friction stir processing (FSP): a review [J]. Materials Science and Engineering, 2021, 819: 141499.
- [12] JIA C L, WU L H, XUE P, et al. Static spheroidization and its effect on superplasticity of fine lamellae in nugget of a friction stir welded Ti–6Al–4V joint [J]. Journal of Materials Science & Technology, 2022, 119: 1–10.
- [13] LUO Xicai, LIU Haolin, KANG Limei, et al. Achieving superior superplasticity in a Mg–6Al–Zn plate via multi-pass submerged friction stir processing [J]. Acta Metallurgica Sinica, 2022, 35: 757–762.
- [14] YANG Junzhou, WU Jianjun, XIE Hainan, et al. Mechanism of continuous dynamic recrystallization of Ti–6Al–4V alloy during superplastic forming with sub-grain rotation [J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2023, 33 (3): 777–788.
- [15] HAN Wenbo, ZHANG Kaifeng, WANG Guofeng. Superplastic forming and diffusion bonding for honeycomb structure of Ti–6Al–4V alloy [J]. Journal of Materials Processing, 2007, 183 (2–3): 450–454.
- [16] MIKHAYLOVSKAYA A V, MOSLEH A O, KOTOV A D, et al. Superplastic deformation behavior and microstructure evolution of near- α Ti–Al–Mn alloy [J]. Materials Science and Engineering: A, 2017, 708: 469–477.
- [17] WANG Ke, LI Honghui, ZHOU Yu, et al. Dislocation slip and crack nucleation mechanism in dual-phase microstructure of Titanium alloys: a review [J]. Acta Metallurgica Sinica (English Letters), 2023, 36: 353–365.
- [18] WU Yong, WU Dipeng, MA Jia, et al. A physically based constitutive model of Ti–6Al–4V and application in the SPF/DB process for a pyramid lattice sandwich panel [J]. Archives of Civil and Mechanical Engineering, 2021, 21: 1–17.
- [19] GUO Baoqi, JONAS John J. Dynamic transformation during the high temperature deformation of Titanium alloys [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2021, 884: 161179.
- [20] LI Tianle, ZHONG Lixin, WU Huiping, et al. Microstructure evolution and fatigue crack growth of diffusion bonded Ti–6Al–4V Titanium alloy [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2022, (918): 165816.
- [21] TAO Shimei, ZHI Geng, ZHANG Zhenlin, et al. Effect of multi-stage heat treatment on the microstructure and mechanical properties of Ti–6Al–4V alloy deposited by high-power laser melting deposition [J]. Materials Science and Engineering: A, 2024, (895): 146226.

作者简介:

纪玮 (1985), 男, 高级工程师, 博士研究生, 研究方向为特种成形与机械系统优化, E-mail: 13911102596@163.com;

张照煌 (1963), 男, 教授, 通信作者, 研究方向为机械系统优化, E-mail: zh_zhaohuang@163.com;

陆子川 (1992), 男, 高级工程师, 研究方向为航天有色金属材料, E-mail: 493030202@qq.com;

微石 (1984), 男, 研究员, 研究方向为航天有色金属材料, E-mail: 15010320811@163.com。