

含磷IN718合金高应变速率下超塑性变形行为的试验研究

宋玺玉¹, 黄林杰², 孙铁峰³, 宋金贵¹, 孙文儒²

(1. 沈阳黎明航空发动机(集团)有限责任公司, 沈阳 110043;

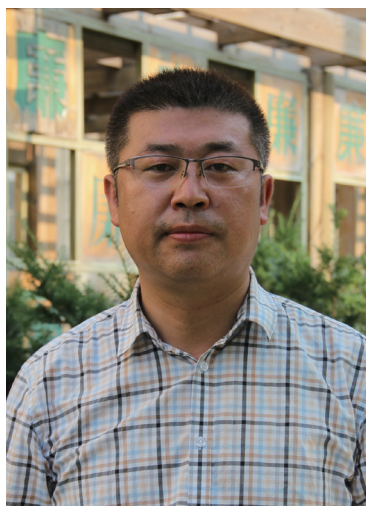
2. 中国科学院金属研究所, 沈阳 110016;

3. 中国人民解放军驻黎明公司军事代表室, 沈阳 110043)

[摘要] 研究了含 0.022% 磷的 IN718 合金在高应变速率($5 \times 10^{-2} \sim 4 \times 10^{-1} \text{s}^{-1}$)下的超塑性变形行为及机制。在试验条件下, 合金的拉伸延伸率均超过 100%, 具有超塑性变形能力。随应变速率升高, 延伸率降低至 139%, 试样颈缩严重, 呈针尖状“点式”断口, 断口附近晶粒组织明显细化, 并存在与拉伸方向平行的纵向裂纹, 碳化物对塑性变形的阻碍作用是裂纹形成的重要原因。当变形速率为 $5 \times 10^{-2} \sim 10^{-1} \text{s}^{-1}$ 时, IN718 合金的超塑性变形机制为动态再结晶; 当变形速率为 $2 \times 10^{-1} \sim 4 \times 10^{-1} \text{s}^{-1}$ 时, 动态再结晶仍为主要变形机制, 但孪晶开始形成并起重要的协调变形作用。

关键词: IN718; 超塑性; 高应变速率; 再结晶; 孪晶

DOI:10.16080/j.issn1671-833x.2016.17.045



宋玺玉

沈阳黎明航空发动机(集团)有限责任公司技术中心高级工程师, 主要研究方向为航空发动机金属材料工程化应用。

超塑性是指异常高的塑性, 一般认为拉伸延伸率大于 100% 的材料

即具有超塑性^[1]。超塑性成形工艺具有小应力、易成形、大变形、无颈缩等优点, 适合于难变形合金和复杂形状零件的加工, 已广泛应用于航空航天、汽车、机械制造等领域^[2]。但是变形速率慢($10^{-4} \sim 10^{-3} \text{s}^{-1}$)是传统超塑性成形的一个典型缺点, 极大地制约了实际生产的工作效率^[1]。因此若能在高应变速率下实现超塑性将具有十分重要的工业意义。近年来的研究表明, 许多合金在高应变速率下($\geq 10^{-2} \text{s}^{-1}$)也能表现出良好的超塑性。Yang 等^[3]通过搅拌摩擦变形将 Mg-Zn-Y-Zr 合金晶粒细化到 $4.5 \mu\text{m}$ 后, 发现合金在 $450 \text{ }^\circ\text{C} / 10^{-2} \text{s}^{-1}$ 快速变形条件下延伸率可高达 1110%。Alhamidi 等^[4]研究 Al2024 超塑性时发现合金在 $400 \text{ }^\circ\text{C} / 10^{-2} \text{s}^{-1}$ 快速变形条件下可以获得 750% 的延伸率。因此, 现在越来越多的研究人员开始

将注意力放到高应变速率超塑性成形工艺上。

IN718 合金具有强度高、抗氧化、耐腐蚀和焊接性能好等特点, 综合性能优异, 是目前应用最为广泛的镍基高温合金^[5-6]。将 IN718 合金加工成复杂形状的零件, 对于航空、航天等工业具有重要的意义。因此 IN718 合金的超塑性成形一直是人们关注和研究的热点^[7-9]。近年来的研究发现, 适量磷可以显著提高 IN718 合金的持久和蠕变性能, 并可明显提高合金的使用温度^[10-12]。近期的研究表明, 含磷 IN718 合金在低速变形条件下可以实现超塑性变形^[13-14], 说明其可以通过超塑性进行加工。显然, 如果含磷 IN718 合金在高变形速率下仍具有超塑性, 无疑具有十分重要的应用意义。

本文将研究含适量磷的 IN718

合金在高应变速率下是否具有超塑性,揭示其变形行为和机理,以期为扩大含磷 IN718 合金的应用提供研究和工艺基础。

试验材料及方法

试验用 IN718 合金的化学成分如表 1 所示,锻态下的平均晶粒度为 ASTM12 级。

超塑性拉伸在 Shimadzu DCS-25T 型万能拉伸机上进行,拉伸试样标距段为 $\Phi 5 \times 10\text{mm}$ 。变形条件为 $950\text{ }^\circ\text{C}$ 、 $5 \times 10^{-2} \sim 4 \times 10^{-1}\text{ s}^{-1}$ 。开始拉伸前,试样在 $950\text{ }^\circ\text{C}$ 保温均热 20 min,拉伸断裂后迅速将样品取出淬火。

利用光学显微镜和扫描电镜 (Hitachi S-3400N) 对变形组织的纵剖面 and 断口特征进行观察分析。利用透射电子显微镜 (JEOL 2010, 200kV) 观察超塑性拉伸后的组织特征,分析其变形机制。透射样品通过双喷技术制备,双喷液为 10% 高氯酸 +90% 酒精,双喷温度为 $-20\text{ }^\circ\text{C}$ 。

试验结果

1 变形行为和断裂特征

图 1 为试样在 $950\text{ }^\circ\text{C}$ 、不同应变速率下拉伸后的延伸率。可以看出,在变形速率为 $5 \times 10^{-2} \sim 4 \times 10^{-1}\text{ s}^{-1}$ 范围内,合金的延伸率都超过了 100%,均具有超塑性。延伸率随变形速率增加而下降,由 $5 \times 10^{-2}\text{ s}^{-1}$ 时的 175% 下降到 $4 \times 10^{-1}\text{ s}^{-1}$ 时的 139%。拉伸断口呈现针尖状 (图 1),与慢速超塑性的拉伸断口类似^[15],简称为“点式”断口。点式断口表明合金的颈缩十分严重,是合金断裂的主要原因。

图 2 为试样在 $950\text{ }^\circ\text{C}$ 、不同应变速率下拉伸后的断口形貌,可以看到断口上分布着密集的韧窝,呈典型的超塑性断裂特征,表明合金具有良好的塑性。随变形速率提高,断口面积增大,韧窝的平均直径也增大。取 $950\text{ }^\circ\text{C}$ 、 $2 \times 10^{-1}\text{ s}^{-1}$ 条件下拉伸后的试

样纵向剖开,观察断口附近的组织。如图 3 (a) 所示,断裂后的试样呈锥形,颈缩程度很大,断口附近存在沿拉伸方向的直线型裂纹,其放大图像见图 3 (b)。从图 3 (b) 上还可以看到,直线型裂纹上分布着较多 MC 型碳化物,说明碳化物对塑性流变具有阻碍作用,是裂纹萌生和扩展的重要原因。

2 组织演变

图 4 为 IN718 合金变形前晶粒组织,晶粒平均直径约 $10\mu\text{m}$,晶界和晶内析出点状 $\delta\text{-Ni}_3\text{Nb}$ 相。如图 5 所示,拉伸变形后晶粒组织发生了细化,平均晶粒直径约 $5\mu\text{m}$ 。由图 5 还可以看出,变形速率越快,变形时间越短,变形后组织中的 δ 相数量越少。值得注意的是当变形速率增加到 $2 \times 10^{-1}\text{ s}^{-1}$ 和 $4 \times 10^{-1}\text{ s}^{-1}$ 时 (图 5 (c)、(d)),组织中开始出现大量的

表1 试验用IN718合金的化学成分

元素	Ni	Nb	Mo	Cr	Al	Ti	C	P	B	Fe
质量分数 /%	52.65	5.20	3.12	18.77	0.48	1.05	0.027	0.022	0.010	余量

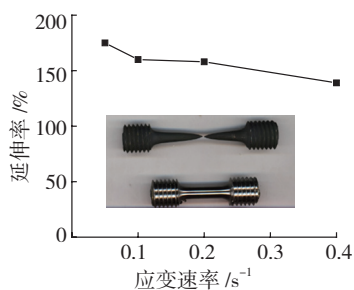


图1 应变速率对IN718合金在950°C下拉伸断裂延伸率的影响

Fig.1 Effect of strain rate on the tensile fracture elongation of IN718 alloy at $950\text{ }^\circ\text{C}$

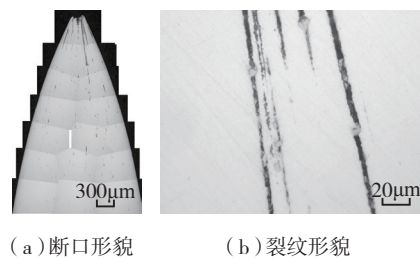


图3 IN718合金在 $950\text{ }^\circ\text{C}$ 、 $2 \times 10^{-1}\text{ s}^{-1}$ 条件下拉伸后的纵剖面组织

Fig.3 Microstructure of the section parallel to loading direction of the abrasion specimen at $950\text{ }^\circ\text{C}$, $2 \times 10^{-1}\text{ s}^{-1}$

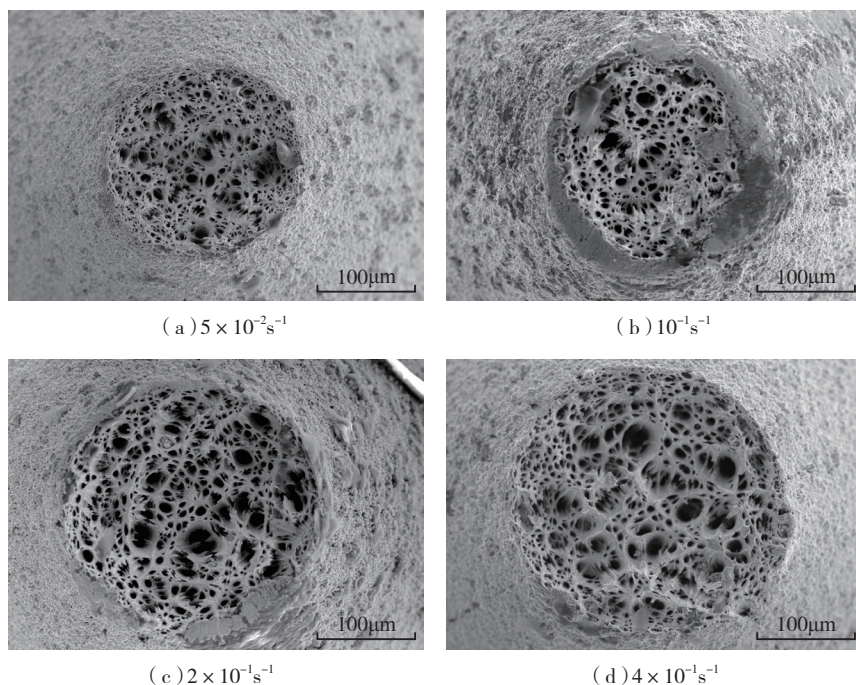


图2 不同应变速率对IN718合金在950°C下拉伸断口形貌的影响

Fig.2 Effect of different strain rates on fractographs of IN718 alloy at $950\text{ }^\circ\text{C}$

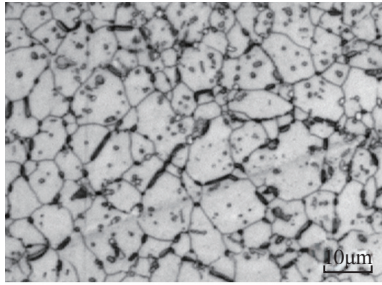


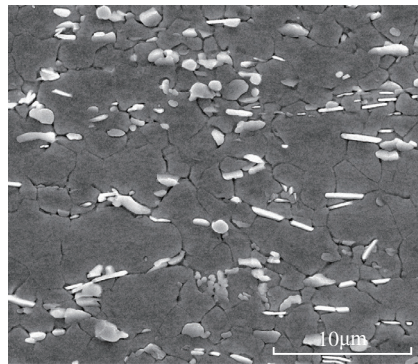
图4 IN718合金拉伸变形前的原始组织
Fig.4 Microstructure of IN718 alloy before tension deformation

孪晶。孪晶是3种基本塑性变形方式之一,常见于快速塑性变形中^[16]。IN718合金的慢速超塑性中,未见有孪晶作用的报道。

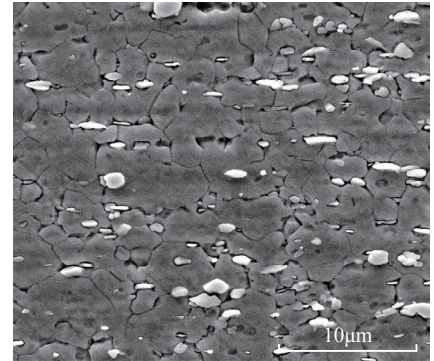
采用透射电镜观察拉伸速率为 10^{-1}s^{-1} 试样断口附近的组织,可见大量位错聚集的组织,局部可观察到亚晶的存在(图6(a)),这是动态再结晶的典型特征。比较图4和图5可知,超塑性拉伸显著细化了晶粒组织。显然,在本文的超塑性拉伸试验过程中,动态再结晶导致晶粒细化,是超塑性变形的主要机制。对拉伸速率为 $2 \times 10^{-1}\text{s}^{-1}$ 试样断口附近的组织进行观察可见,除了位错和再结晶新晶粒之外,还出现了孪晶(图6(b))。由图5(c)和(d)可见,孪晶在拉伸速率为 $2 \times 10^{-1}\text{s}^{-1}$ 和 $4 \times 10^{-1}\text{s}^{-1}$ 的试样中大量存在。由此可以断定,当变形速率达到 $2 \times 10^{-1}\text{s}^{-1}$ 后,尽管动态再结晶仍是超塑性变形的机制,但已不能单独完成变形,此时孪晶开始发挥重要作用。

讨论

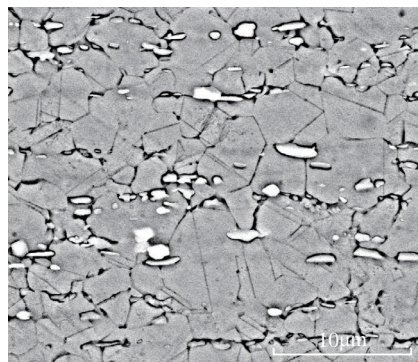
前期对含磷IN718合金慢速超塑性的研究确定,拉伸过程中发生了位错运动、位错墙形成、亚晶形成、再结晶形核长大等周期性动态再结晶过程,最终实现了超塑性^[13]。在本文研究中,当拉伸速率不超过 10^{-1}s^{-1} 时,其变形机制与慢速超塑性相同,也为动态再结晶。但当拉伸速率达到 $2 \times 10^{-1}\text{s}^{-1}$ 后,变形组织中出现了大量的孪晶。随着拉伸速率的升高,



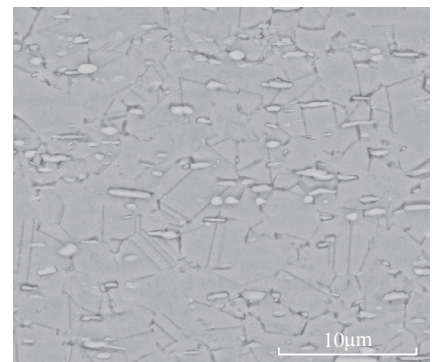
(a) $5 \times 10^{-2}\text{s}^{-1}$



(b) 10^{-1}s^{-1}



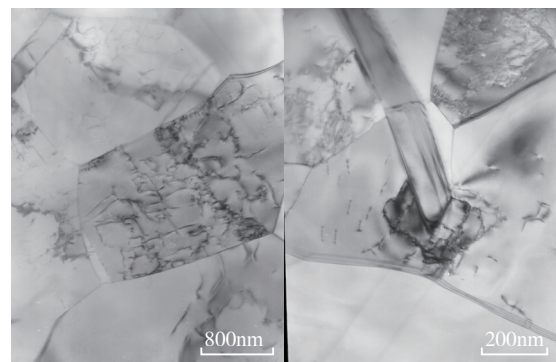
(c) $2 \times 10^{-1}\text{s}^{-1}$



(d) $4 \times 10^{-1}\text{s}^{-1}$

图5 应变速率对IN718合金变形组织的影响

Fig.5 Effect of strain rate on the microstructure of IN718 alloy



(a) 10^{-1}s^{-1}



(b) $2 \times 10^{-1}\text{s}^{-1}$

图6 变形速率对IN718合金变形机制的影响

Fig.6 Effect of strain rate on the deformation mechanism of IN718 alloy

位错滑移和塞积的速率增大,有利于动态再结晶的发生。但是拉伸速率提高不利于位错通过空位扩散进行攀移,这样变形组织中的内应力将升高。这种内应力不足以引发动态再结晶,此时孪晶将形成以释放内应力。在某些铝合金、镁合金的超塑性变形过程中也有孪晶出现,但是对总的变形塑性贡献较小,而是起协调作用^[17]。孪晶作为基本变形方式之一,

对延伸率的贡献有限。因此,尽管当拉伸速率提高至 $2 \times 10^{-1}\text{s}^{-1}$ 后形成了大量的孪晶,其主要作用仍是协调变形。但是,孪晶可以分割和细化晶粒组织^[18],并通过阻碍位错运动提高硬化率,因此可以阻止颈缩的产生和发展。如图2所示,断口面积随拉伸速率提高而提高,即颈缩随拉伸速率的提高而降低。从这个意义上讲,孪晶是有利于IN718合金超塑性变形

的。总之,对于 IN718 合金的快速变形超塑性,孪晶是一种重要的变形机制。

结论

(1) IN718 合金在 950 ℃、 $5 \times 10^{-2} \sim 4 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$ 的高应变速率条件下,具有超塑性变形能力。随变形速率升高,延伸率由 175% 降低至 139%。

(2) 拉伸断裂试样呈针尖状“点式”断口,断口附近晶粒组织明显细化,存在沿拉伸方向的直线型裂纹。碳化物为裂纹源。

(3) 动态再结晶是 IN718 合金超塑性的主要变形机制。变形速率提高到 $2 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$ 后,孪晶大量形成,对超塑性变形起重要的协调作用。

参考文献

[1] NIEH T G, WADSWORTH J, SHERBY O D. Superplasticity in metals and ceramics[M]. New York: Cambridge University Press, 2005.

[2] 刘勤. 金属超塑性[M]. 上海: 上海交通大学出版社, 1989.

LIU Qin. Superplasticity of metals[M]. Shanghai: Shanghai Jiao Tong University Press, 1989.

[3] YANG Q, XIAO B L, MA Z Y, et al. Achieving high strain rate superplasticity in Mg-Zn-Y-Zr alloy produced by friction stir processing[J]. Scripta Materialia, 2011,65(4):335-338.

[4] ALHAMIDI A, HORITA Z. Grain refinement and high strain rate superplasticity

in aluminium 2024 alloy processed by high-pressure torsion[J]. Materials Science and Engineering: A, 2015,622:139-145.

[5] 胡壮麒, 孙文儒, 宋洪伟. 一种新的变形高温合金强化方法—磷硼微合金复合强化[J]. 中国工程科学, 2005,7(3):17-26.

HU Zhuangqi, SUN Wenru, SONG Hongwei. A new method for strengthening wrought superalloys—micro alloying with phosphorus and boron[J]. Engineering Sciences, 2005,7(3):17-26.

[6] 庄景云. 变形高温合金 GH4169[M]. 北京: 北京工业出版社, 2006.

ZHUANG Jingyun. Wrought superalloy GH4169[M]. Beijing: Beijing Industry Press, 2006.

[7] URDANPILLETA M, MARTINEZ-ESNAOLA J M, SEVILLANO J G. Strain rate sensitivity of superplastic Inconel 718[J]. Materials Transactions, 2005,46:1711-1719.

[8] 吕宏军, 贾新朝, 张凯锋, 等. 超细晶化对高温合金 GH4169 性能的影响[J]. 材料科学与工艺, 2002(10):268-271.

LÜ Hongjun, JIA Xinchao, ZHANG Kaifeng, et al. Effect of super-fine graining on mechanical properties of superalloy GH4169[J]. Materials Sciences & Technology, 2002(10): 268-271.

[9] 韩雪. GH4169 合金的超塑性及超塑性挤压成形的研究[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 1995.

HAN Xue. Super-plasticity and super-plastic extrusion of GH4169 alloy[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 1995.

[10] 胡壮麒, 孙文儒, 郭守仁, 等. 微量元素磷在铁镍基变形高温合金中的作用[J]. 中国有色金属学报, 2001(11):947-959.

HU Zhuangqi, SUN Wenru, GUO Shouren, et al. Effect of trace P on Fe-Ni based wrought superalloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2001(11):947-959.

[11] SUN W R, GUO S R, LEE J H, et al. Effects of phosphorus on the δ -Ni₃Nb phase precipitation and the stress rupture properties in alloy 718[J]. Materials Science and Engineering: A, 1998,247(1/2):173-179.

[12] SUN W R, GUO S R, LU D Z, et al. Effect of phosphorus on the microstructure and stress rupture properties in an Fe-Ni-Cr base superalloy[J]. Metallurgical & Materials Transactions A, 1997,28(3):649-654.

[13] HUANG L J, QI F, HUA P T, et al. Discontinuous dynamic recrystallization Inconel 718 superalloy during the superplastic deformation[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2015,46(9):4276-4285.

[14] HUANG L J, QI F, YU L X, et al. Necking behavior and microstructural evolution during high strain rate superplastic deformation of IN718 superalloy[J]. Materials Science and Engineering: A, 2015,634:71-76.

[15] HUANG L J, HUA P T, SUN W R, et al. Necking characteristics and dynamic recrystallization during the superplasticity of IN718 superalloy[J]. Materials Science and Engineering: A, 2015,647:277-286.

[16] 郑子樵. 材料科学基础[M]. 长沙: 中南大学出版社, 2005.

ZHENG Ziqiao. Foundation on materials sciences[M]. Changsha: Central South University Press, 2005.

[17] CHAN K C, WANG G F, WANG C L, et al. Low temperature and high strain rate superplasticity of the electrodeposited Ni/Si₃N_{4(w)} composite[J]. Scripta Materialia, 2005,53(11):1285-1290.

[18] ZHU Y T, LIAO X Z, WU X L. Deformation twinning in nanocrystalline materials[J]. Progress in Materials Science, 2012, 57:1-62.

Superplastic Deformation Investigation of Phosphorus Added IN718 Alloy at Higher Strain Rates

SONG Xiyu¹, HUANG Linjie², SUN Tiefeng³, SONG Jingui¹, SUN Wenru²

(1. Shenyang Liming Aero Engine Group Corporation Ltd, Shenyang 110043, China;

2. Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, China;

3. Military Office of the Chinese People's Liberation Army at Shenyang Liming Aero Engine Group Corporation Ltd, Shenyang 110043, China)

[ABSTRACT] The superplastic deformation behavior and mechanism of IN718 alloy with 0.022% phosphorus addition has been investigated at higher strain rates. The elongations of all tensile specimens within the test conditions are all higher than 100%, exhibiting the superplastic deformation ability. The elongation is decreased to 139% with the increasing strain rates. The area of the fracture surface appears like a needle point, the grain structure is noticeably refined and cracks parallel to the loading direction near the fracture surface are induced by the carbides which could not deform coordinately with the matrix around themselves. The alloy deformation mechanism is dynamic recrystallization at the strain rate $5 \times 10^{-2} - 10^{-1} \text{ s}^{-1}$, while twins are formed and play an important role of coordinating the deformation when the strain rate is in the scope of $2 \times 10^{-1} - 4 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$.

Keywords: IN718; Superplasticity; Higher strain rate; Recrystallization; Twin

(责编 李丹)

(上接第 44 页)

[3] 于成龙, 李东升, 李小强, 等. VTL1000 型数控蒙皮拉形机运动仿真系统[J]. 计算机集成制造系统, 2012,18(1):87-92.

YU Chenglong, LI Dongsheng, LI Xiaoqiang, et al. Motion simulation system for VTL1000 skin forming machine[J]. Computer Integrated Manufacturing Systems, 2012,18(1):87-92.

[4] 刘益成, 周贤宾. 蒙皮拉形机机构运动分析[J]. 航空制造技术, 2004(1):85-88.

LI Yicheng, ZHOU Xianbin. Mechanism motion analysis of skin stretch-forming machine[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2004(1):85-88.

[5] 孔永明, 周贤宾. 蒙皮拉形模拟前置处理软件开发及关键技术研究[J]. 塑性工程学报, 2001,8(2):29-31.

KONG Yongming, ZHOU Xianbin. Key technology research and software development on pre-processing of skin forming simulation[J]. Journal of Plasticity Engineering, 2001,8(2):29-31.

[6] 白雪飘, 李东升, 万敏, 等. 基于蒙

皮拉形模拟系统的数控拉形仿真与实践[J]. 塑性工程学报, 2004,11(1):43-45.

BAI Xuepiao, LI Dongsheng, WAN Min, et al. Simulation and practice on NC stretch-forming for the stretch form system[J]. Journal of Plasticity Engineering, 2004,11(1):43-45.

[7] 李卫东, 万敏, 韩金全. 飞机蒙皮数字化拉形系统 ASSFCAE[J]. 航空制造技术, 2007(S1):498-503.

LI Weidong, WAN Min, HAN Jinquan. Numerical stretch forming system for aircraft skin[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2007(S1):498-503.

[8] 李卫东, 万敏, 占强, 等. 数控蒙皮横拉机运动分析与仿真控制[J]. 北京航空航天大学学报, 2004,30(2):105-108.

LI Weidong, WAN Min, ZHAN Qiang, et al. Motion analysis and simulation control of numerical controlled transverse stretching machine for aircraft skin[J]. Journal of Beijing University of Aeronautics and Astronautics, 2004,30(2):105-108.

[9] 韩志仁, 孔庆猛, 孟祥韬, 等. 飞机蒙皮拉形加载轨迹研究[J]. 机械设计与制造, 2016(4):258-261.

HAN Zhiren, KONG Qingmeng, MENG Xiangtao, et al. Study on loading trajectory of aircraft skin in stretch forming[J]. Machinery Design & Manufacture, 2016(4):258-261.

[10] 刘垒, 徐应强. 飞机前缘蒙皮数字化精确拉形技术[J]. 南京航空航天大学学报, 2012(S1):79-82.

LIU Lei, XU Yingqiang. Numerical precise stretch forming for airplane leading-edge skin component[J]. Journal of Nanjing University of Aeronautics & Astronautics, 2012(S1):79-82.

[11] 丁少行, 李晓星, 孙志莹, 等. 钛合金蒙皮拉形数值模拟与试验[J]. 锻压技术, 2014(7):24-29.

DING Shaohang, LI Xiaoxing, SUN Zhiying, et al. Numerical simulation and experiment of stretch forming for titanium alloy skin[J]. Forging & Stamping Technology, 2014(7):24-29.

Aided Design System Research of Aircraft Skin Stretch Forming Process

LI Xiaoxing, BI Yanhua, GE Yulong

(School of Mechanical Engineering and Automation, Beihang University, Beijing 100191, China)

[ABSTRACT] Aiming at a certain type of skin stretch forming machine, 3D digital model built based on UG and motion simulation is exercised. Transformation algorithm between mechanism motion parameters and boundary conditions of FEA is researched combining with the finite element simulation software, after the adaptable development in ABSQUS, parameters of the machine trajectory, which are generated by machine operation, and directly translated into boundary conditions of the finite element simulation. The simulation results of the skin stretch forming process prove the validation of the system, and it is beneficial to the application of the finite element simulation technology in industry.

Keywords: Motion parameter; UG; Skin stretch forming; Finite element simulation; Transformation algorithm

(责编 李丹)