

6181H18 铝合金同步冷却热成形工艺研究*

Research on Synchronized Cooling Hot Forming Process of 6181H18 Aluminum Alloy

南京航空航天大学机电学院 曹园园 陈明和 王小芳 李琳琳
苏州有色金属研究院 陈伟

[摘要] 利用 Gleeble3500 热/力模拟试验机模拟 6181H18 铝合金同步冷却热成形工艺,采用正交试验研究工艺参数——变形温度 T 、保温时间 t 、冷却速度 v 对成形性的影响,同时对其微观组织进行了研究。结果表明:同步冷却热成形工艺使 6181H18 铝合金的成形性能得到明显改善,同时使其成形时效后得到很高的强度,达到了变形和强化同步实现的目的,此工艺可以应用于该铝合金。工艺参数合适的组合为: $T=500^{\circ}\text{C}$, $v=60^{\circ}\text{C}/\text{s}$, $t=220\text{s}$ 。成形后 α 基体中析出大量强化相,但较 T4 状态强化相略粗大,弥散均匀度略差。

关键词: 6181H18 铝合金 同步冷却热成形 正交试验 微观组织

[ABSTRACT] The synchronized cooling hot forming process of 6181H18 aluminum alloy is simulated on Gleeble3500 thermal-mechanical simulator. The influence of the process parameter including: deformation temperature T , holding time t and cooling rate v on formability are investigated by the orthogonal test and the microstructure is analyzed simultaneously. The results show that the synchronized cooling hot forming process can be applied to 6181H18 aluminum alloy which improves the formability of 6181H18 aluminum alloy significantly. At the same time high strength can be obtained after forming. It can meet the purpose of implementing deformation and strengthening in one process step. The proper combination of process parameters are $T=500^{\circ}\text{C}$, $t=220\text{s}$, $v=60^{\circ}\text{C}/\text{s}$. A large number of strengthening phases are precipitated from matrix. The strengthening phases are coarser and the dispersed uniformity is a bit worse compared with that of T4 state.

Keywords: 6181H18 aluminum alloy Synchronized cooling hot forming Orthogonal test Microstructure

同步冷却热成形是非等温成形过程,且成形与淬火同步实现。成形时,先将板料加热到淬火温度,保温一段时间,然后移入模具中,而模具保持室温,且模具内

部一直通冷却水。在成形初期,板料属于热成形范畴,同时,板料与模具之间进行传热,正是模具对板料的冷却作用使其成形的同时达到淬火的目的是。此工艺使板料成形时的流动应力降低,提高了板料的成形性、削弱了成形件的回弹,并且降低了所需设备的吨位^[1-6]。目前,国内外对高强钢的同步冷却热成形工艺的研究已经取得了很大的进展。瑞典律勒欧理工大学对超高强度钢板 22MnB5 进行同步冷却过程中圆柱压缩的数值模拟^[7-8];意大利帕多瓦大学对 22MnB5 进行了同步冷却单向拉伸试验,研究在非等温条件下不同初始温度和不同应变速率下材料的流动应力^[9];同济大学林建平是使用该工艺已成形出超强钢板样件,其各项性能指标均达到规定要求^[10-12]。

国内外对铝合金同步冷却热成形工艺的研究还很少。本文主要针对 6 系铝合金的 6181H18 态。该铝合金室温成形性较差,直接进行热成形,虽能精确成形制件,但成形后需要增加淬火和时效 2 道工序,才能使其强度达到要求。如果能使 H18 态铝合金板料的成形和淬火在同一工序中完成,成形后则只需进行时效一道工序。如此将扩大其成形范围,改善其成形性,使其既能精确地成形出制件,又获得淬火时效所能达到的高强度,那么将减少生产工序,大大降低航空航天工业生产成本。本文主要对 6181H18 态铝合金同步冷却热成形工艺进行初步研究,以探索该工艺对于铝合金的适用性,并寻求合适的工艺参数组合,使成形和淬火同步完成,提高板料的成形性,并且时效后具有很高的强度。

1 试样制备与试验方法

1.1 试样制备

试验用材料 6181H18 态铝合金板料的主要成分如表 1 所示。将厚度为 1.2mm 的板料沿轧制方向加工成标距长度为 38.1mm、宽度为 12.7mm 的 Gleeble3500 推荐试样,试样尺寸如图 1 所示。6181 铝合金 H18 态的室温力学性能和成形性如表 2 所示。为便于下文对比,

表 1 试验合金的主要化学成分 %

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Al
0.8~1.2	0.45	0.2	0.15	0.6~1.0	余量

* 福特汽车合作项目(1005-268913)资助。

将 6181T4 态的室温力学性能也列于表 2 中。

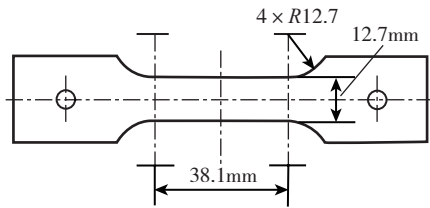


图1 热模拟试验试样

Fig.1 Sample of thermal simulation experiment

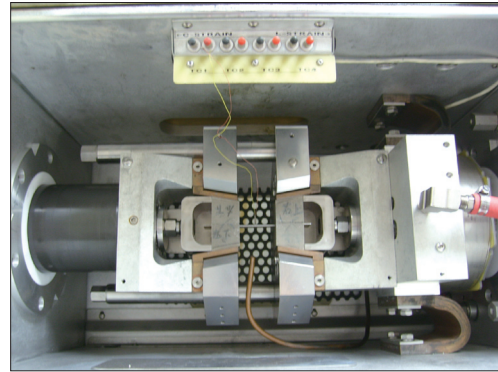


图2 热/力模拟试验装置

Fig.2 Test device of thermal-mechanical simulator

表2 H18态和T4态下合金的室温力学性能和成形性

状态	σ_b / MPa	σ_s / MPa	δ / %	n	r
H18	193	175	6	0.02	1.18
T4	286	183	26	0.24	0.78

1.2 试验方法

试验在 Gleeble3500 型热 / 力模拟试验机上进行。试验装置如图 2 所示。采用正交试验方案,选取变形温度、保温时间和冷却速度 3 个参数,每个参数取 5 个水平。将试样加热到淬火温度(550℃),按设定的时间保温,然后以规定的冷却速度分别冷却至设定温度(550、525、500、475、450℃),冷却所用的方法是通入空气。在此设定温度同时进行拉伸和冷却,冷却速度同上,设定变形量为 15%,变形速率为 $0.1s^{-1}$ 。成形后按上述冷却速度继续冷却,直至冷却至室温。热模拟试验后进行自然时效。到达时效时间后进行室温单向拉伸试验,以测试其成形时效后的强度。结果见表 3。

金相组织的观察是在 EPIPHOT200 型光学显微镜上进行,用于金相组织观察的试样利用混合酸腐蚀液(其成分为 2mL HF, 3mL HCl, 5mL HNO₃, 190mL H₂O)腐蚀,腐蚀时间为 10~20s。

2 结果与讨论

2.1 同步冷却热成形工艺对成形性能的影响

6181H18 态和 T4 态铝合金的室温力学性能如表 2 所示。由表 2 可见,6181H18 态铝合金屈强比大,板料由屈服到破裂的塑性变形阶段短,抗破裂性和定形性均较差;延伸率仅为 6%,其扩孔成形性能和弯曲成形性能均较差;应变硬化指数 n 值很小,其胀形能力也较差;各向异性指数 r 值比较大,该材料的凸缘压缩变形比较容易,拉深变形能力还可以;但 δ 值和 n 值都较小,对拉深变形能力

表3 正交试验结果

编号	A / °C	B / s	C / (°C · S ⁻¹)	D	E	F	室温 σ_b / MPa	高温 σ_s / MPa
1	1 (550)	1 (120)	1 (30)	1	1	1	223	22
2	1 (525)	2 (170)	2 (45)	2	2	2	227	13
3	1 (500)	3 (220)	3 (60)	3	3	3	232	16
4	1 (475)	4 (270)	4 (75)	4	4	4	233	27
5	1 (450)	5 (320)	5 (90)	5	5	5	235	19
6	2	1	2	3	4	5	231	19
7	2	2	3	4	5	1	239	15
8	2	3	4	5	1	2	250	22
9	2	4	5	1	2	3	256	23
10	2	5	1	2	3	4	235	12
11	3	1	3	5	2	4	258	15
12	3	2	4	1	3	5	259	25
13	3	3	5	2	4	1	262	21
14	3	4	1	3	5	2	239	17
15	3	5	2	4	1	3	242	14
16	4	1	4	2	5	3	253	21
17	4	2	5	3	1	4	262	33
18	4	3	1	4	2	5	243	22
19	4	4	2	5	3	1	249	23
20	4	5	3	1	4	2	258	29
21	5	1	5	4	3	2	251	28
22	5	2	1	5	4	3	245	32
23	5	3	2	1	5	4	250	22
24	5	4	3	2	1	5	259	45
25	5	5	4	3	2	1	260	19
$K(\sigma_b)_1$	230	243	237	249	247	247		
$K(\sigma_b)_2$	242	246	240	247	249	245		
$K(\sigma_b)_3$	252	247	249	245	245	246		
$K(\sigma_b)_4$	253	247	251	242	246	248		
$K(\sigma_b)_5$	253	246	253	247	245	245		
R	23	4	16	7	4	3		

存在很大影响。综上所述,6181H18 态铝合金室温成形性较差。因此对其进行同步冷却热成形。试验所获部分典型工艺样品的同步冷却热成形过程中的屈服强度和成形时效后室温抗拉强度如表 3 所示。由表 3 可以看出,同步冷却热成形过程中,所有工艺样品的屈服强度都很低,最高仅为 45MPa,大大降低了成形时的流变应力,材料容易屈服,有利于成形,成形后回弹小,贴模性和定形性均较好。成形时效后室温抗拉强度最高达到 262MPa,虽未完全达到 T4 状态的室温强度(如表 2 所示),但较 H18 状态室温抗拉强度得到明显提高,最大增幅达 36%。分别取工艺样品中抗拉强度最大的 13 号和最小的 1 号 2 种参数组合条件,做同样条件下的同步冷却热成形拉伸试验,此次试样全部拉断,其结果如表 4 所示。由表 4 可以看出,此时的高温断后延伸率分别为 83% 和 87%,大大超过了 H18 态的延伸率,其塑性成形范围得到明显提高; n 值分别提高到 0.27 和 0.22,其胀形性能亦得到很大改善。同步冷却热成形工艺改善了合金的成形性能,扩大了其塑性成形范围,且成形后,制件强度很高,能够满足工艺要求。

2.2 同步冷却热成形工艺对强度的影响

变形温度、保温时间和冷却速度与抗拉强度的关系如图 3 所示。其横坐标为参数水平,纵坐标为抗拉强度的平均值 k_t 。

由表 3 可以看出,对合金的强度影响最大的参数是变形温度(极差 $R=23\text{MPa}$)。所以在同步冷却热成形工艺设定时应加倍注意控制 6181 铝合金的变形温度。由图 3(a)可以看出,抗拉强度随着变形温度的

降低而升高,但上升越来越慢。这是因为在形变过程中,固溶体会发生分解^[13],温度高时分解较弱,但晶体缺陷密度较低,随后时效时析出的强化相不如温度低时弥散度大,所以强度较低。 A_3 、 A_4 和 A_5 对应的抗拉强度相差不大,且温度高时屈服强度小,易于成形,从提高成形性的角度,实际生产中变形温度可以取 A_3 ,即 500℃。本文的加热温度为 550℃,为西南铝业提供的 6181 铝合金的淬火温度,可以保证最大数量的强化相融入基体,但又不引起过烧及晶粒长大。变形温度为 500℃,可以兼顾生产中把板料从加热炉转移到成形模具中的温度下降。

保温时间是对合金力学性能影响最小的因素。由图 3(b)可以看出,变形后试样的抗拉强度随保温时间的增大先增后减,但整体水平相差不大,而保温时间是对强度影响最小的因素,究其原因板料厚度较薄,温度到达淬火温度后,强化相能在很短的时间内溶入 α 基体中,所以保温时间对试验结果影响不大。图 3(b)显示 B_3 和 B_4 对应的强度都比较大,生产中保温时间可以取 B_3 ,即 220 s。

冷却速度对合金的力学性能影响也较大。冷却速度从 30℃/s 提高到 90℃/s, $K(\sigma_0)$ 从 $K_1=237\text{MPa}$ 提高到 $K_2=253\text{MPa}$,提高了 16MPa。由此可见一定范围内,冷却速度的提高对合金的强化是有利的。从图 3(c)可以看出,变形后试样的抗拉强度基本随冷却速度增大而增大, C_3 、 C_4 和 C_5 对应的抗拉强度都很大,说明 C_3 就已达到了 6181 铝合金淬火的“临界冷速”,可以使板料淬火时效后得到较高的强度,而冷却速度高到一定程度,其对强度的影响会越来越弱,从降低试验成本的角度考虑,生产中冷却速度可以取 C_3 ,即 60℃/s。淬火冷速小于过饱和固溶体发生分解的“临界冷速”时,不仅晶格中的空位浓度会减小,而且固溶体还会发生不同程度的分解,使时效效果降低^[13]。冷却速度 60℃/s 可以满足淬火冷却速度的要求。

表4 同步冷却热成形拉伸试验结果

试样	$\delta/\%$	n
强度最大试样	83	0.27
强度最小试样	87	0.22

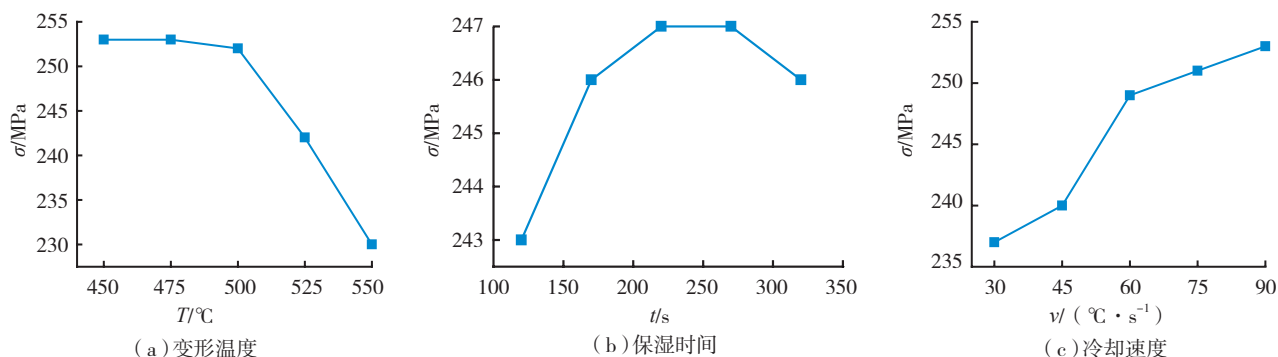
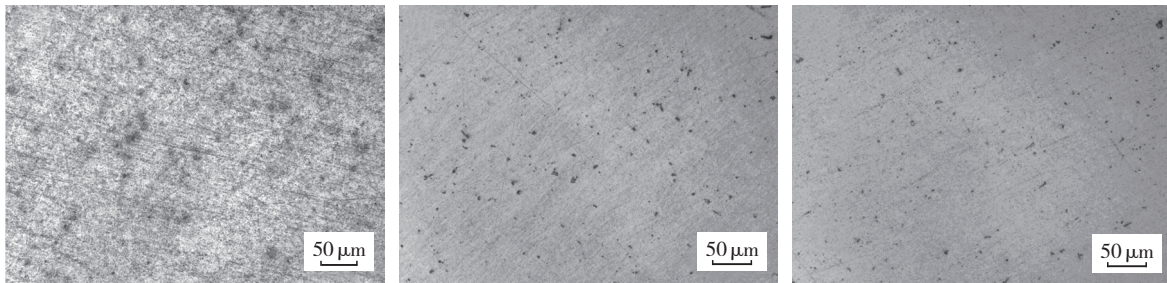


图3 抗拉强度与各参数的关系

Fig.3 Relationship of tensile strength and parameters

由表 3 知, D 、 E 、 F 列的极差 R 也较大, 由此可见各因素间的交互作用对试验结果影响较大, 在后续实验中应予以考察。

综合分析, 合适的组合为 $A_3B_3C_3$, 即变形温度为 500°C 、保温时间为 220s 、冷却速度为 $60^\circ\text{C}/\text{s}$ 。取此条件进行验证试验, 得到试样的抗拉强度为 258MPa , 比 H18 状态的抗拉强度提高很多, 达到 34% , 此条件可以作为试验范围内的最合适参数组合。由此可见, 同步冷却热成形工艺同样适用于可热处理强化的 6181H18 态铝合金。



(a) 6181 铝合金 H18 状态试样

(b) $A_3B_3C_3$ 试样

(c) T4 状态试样

图4 6181铝合金各状态微观组织

Fig.4 Microstructures of 6181 aluminum alloy by different heat treatment

2.3 金相组织分析

为了进一步了解变形温度、保温时间以及冷却速度对合金力学性能的影响, 选取了几种典型状态的合金作了金相分析, 从微观机理上解释了上述试验结果。本试验分别对 6181 铝合金 H18 状态试样、同步冷却热成形试验中组合为 $A_3B_3C_3$ 的试样、T4 状态试样进行了金相分析。其微观组织如图 4 所示。

图 4 (a) 为轧制 6181 铝合金 H18 状态板料的原始组织。6181 铝合金的成分使其处于 $\alpha+\text{Mg}_2\text{Si}+\text{Si}$ 三元共晶系内^[13], 其平衡组织为初生 $\alpha+$ 共晶体 ($\alpha+\text{Si}$) 及 Mg_2Si 相。后者因数量较少, 而且分散度很高, 一般金相组织中不易分辨。所以金相组织中只能看到轧制后变形的带状组织。图 4 (b) 为同步冷却热成形代表试样的金相组织。从中可以看出, 组织中析出了大量的强化相质点, 所以较 H18 状态强度大大提高。但与图 4 (c) T4 状态的金相组织相比, 其强化相略粗大, 且弥散均匀度略差, 所以其强度不及 T4 状态。

从机理上分析, 在变形淬火过程中, 铝合金中扩散着的溶质原子与运动中的位错产生交互作用, 造成组织的非稳定性以及溶质分布的变化和溶质原子扩散速度的变化。拉伸应变加速溶质原子的扩散而对活动位错产生钉扎, 同时形成非平衡浓度的点阵空位^[14]。在过饱和的铝合金中, 塑性变形不仅能增加溶质原子的活动性, 而且能促进它们在位错上集聚, 使时效时析出较多

的强化相; 而非平衡浓度的点阵空位能够按溶质团或空位团机制也能增加沉淀相的形核率。而后, 再进行时效处理, 随时间变化将析出沉淀, 对合金产生强化。但由于条件限制, 本试验只进行了金相组织观察, 且放大倍数较低, 只能观察到强化相的大致分布, 欲进行深入的位错机理分析、强化相成分、形貌及晶体结构分析, 还要进行透射电镜 (TEM) 及 X 射线衍射。

3 结论

(1) 同步冷却热成形工艺大大改善了 6181H18 铝

合金的成形性能, 并使其成形时效后强度有很大提高, 最大增幅达到 36% , 所以, 此工艺适用于可热处理强化的高强铝合金板料。

(2) 通过热模拟试验确定了 6181H18 铝合金同步冷却热成形合适的工艺参数组合为: 变形温度 $T=500^\circ\text{C}$ 、保温时间 $t=220\text{s}$ 、冷却速度 $v=60^\circ\text{C}/\text{s}$ 。

参考文献

- [1] Bariani P F, Bruschi S, Ghiotti A, et al. Testing formability in the hot stamping of HSS. Annals of the CIPP, 2008(57): 265-268.
- [2] Geiger M, Merklein M, Hoff C. Basic investigation on the hot stamping steel 22MnB5// Proceedings of The Sheet Metal 2005 Conference, 2005: 795-802.
- [3] Arnda L G, Ravier P, Chastel Y. Hot stamping of quenchable steels // Proceedings of the IDDRG 2003, 2003:164-166.
- [4] Hoffmann H, So H, Steinbelss H. Design of hot stamping tools with cooling system. Annals of the CIPP, 2007, 56(1): 262-272.
- [5] Lorenz D, Roll K. Modeling and analysis of integrated hot forming and quenching processes//Proceedings of the Sheet Metal 2005 Conference, 2005: 787-794.
- [6] Mori K, Maki S, Tanaka Y. Warm and hot stamping of ultra high strength steel sheets using resistance heating. Annals of the CIRP, 2005, 54(1): 209-212.
- [7] Akerstrom P, Oldenburg M. Studies of the thermo-mechanical material response of a boron steel by inverse modeling. J. Phys. IV France, 2004 (120): 625-633.

(下转第 87 页)

反映对象飞机真实环境中的动态响应,还要具备效率高、费用低、风险小的优点,并且能够与气动实验、数值计算优势互补,以便建立更精确的飞行动态模型。此外,从空气动力学试验技术的发展来看,也需要借以新的实验理论和方法,丰富研究手段,推动技术发展。多操纵面布局飞机是未来飞机设计发展的一个重要趋势,同时也产生气动力控制耦合等不确定问题。

根据未来新型布局飞机的飞行试验技术需求,本文建立了一种小尺度试验飞机系统,系统框架如图1所示。该系统可实现试验飞机的遥控飞行及自动飞行、高速飞行参数采集、操纵数据采集、数据及视频的传输与记录,飞行参数辨识工程软件。主要技术指标如下:试验飞机有效载荷大于10kg,飞行时间大于60min;测控稳定工作距离不小于50km,传输速率不低于115kb/s;下传及显示总延时不大于40ms,操纵信号上传总延时不大于30ms;空中采集参数包括:三轴加速度、三轴角速度、三轴姿态角、高度、空速、迎角、侧滑角、航向、位置、地速、操纵输入量、舵偏角;机载测量精度优于5%;地面采集参数包括:操纵手动作、所有遥测数据、视频图像;采集和记录速率不小于30Hz,记录时间不小于120min。

本文的小尺度试验飞机系统在某型飞翼布局飞机稳定性和操纵性,以及多操纵面效能测试研究中得到了应用并取得了满意的实验结果。

4 结论

运用小尺度试验飞机进行非常规布局前期设计评估的有效性已经得到实践的检验,并逐渐显示出特色和优势。然而该项技术涉及到实验流体力学、计算流体力学、飞行力学、控制理论、测试技术等多个学科的交叉,无论从实验理论和方法上都需要不断完善。在多操纵面布局飞机研制的概念设计阶段,运用小尺度试验飞机

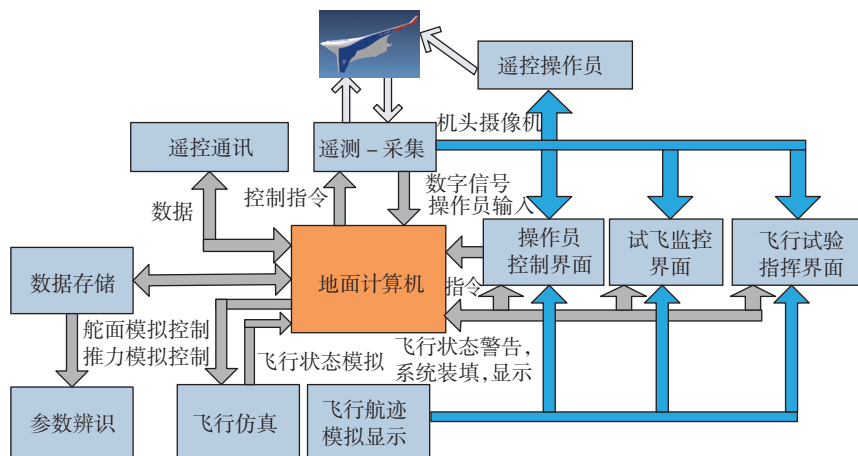


图1 小尺度试验飞机飞行试验系统构成

Fig.1 Construction of flight test system for subscale experimental aircraft

飞行试验技术,探索新型试验方法,对于丰富飞行试验理论体系,拓展飞机实验空气动力学的研究内容等方面具有实质意义。

参考文献

- [1] Owens D B, Brandon J M, Croom M A, et al. Overview of dynamic test techniques for flight dynamics research at NASA LaRC// Proceedings of 25th AIAA Aerodynamic Measurement Technology and Ground Testing Conference, 2006.
- [2] Morelli E A. Real-time dynamic modeling-data information requirements and flight test results//Proceedings of AIAA Atmospheric Flight Mechanics Conference. Honolulu, 2008.
- [3] Wolowicz C H., Jr Bowman J S, Gilbert W P. Similitude requirements and scaling relationships as applied to model testing. NASA, 1979.
- [4] 恽起麟. 风洞试验. 北京: 国防工业出版社, 2000.
- [5] 中国人民解放军总装备部军事训练教材编辑工作委员. 模型自由飞试验. 北京: 国防工业出版社, 2002.
- [6] Regan C. In-flight stability analysis of the X-48B aircraft. AIAA-2008-6571, 2008.
- [7] Morelli E A. Determining the accuracy of maximum likelihood parameter estimates with colored residuals//NASA CR 194893. Virginia, 1994.
- [8] Jordan T L, Langford W M, Hill J S. Airborne subscale transport aircraft research testbed, aircraft model development//AIAA 2005-6432, AIAA Guidance, Navigation, and Control Conference. Washington: AIAA, 2005.

(责编 亦非)

(上接第84页)

- [8] Akerstrom P, Wikman B, Oldenburg M. Material parameter estimation for boron steel from simultaneous cooling and compression experiment. Modeling and Simulation in Materials Science and Engineering, 2005 (13): 1291-1308.
- [9] Turetta A, Bruschi S, Ghiotti A. Investigation of 22MnB5 formability in hot stamping operations. Journal of Material Processing Technology, 2006 (177): 396-400.

[10] 林建平, 王立影, 田浩彬, 等. 超高强度钢板热冲压成形研究与进展. 热加工工艺, 2008, 37(21): 140-144.

[11] 林建平, 孙国华, 朱巧红, 等. 超高强度钢板热成形板料温度的解析模型研究. 锻压技术, 2009, 34(1): 20-23.

[12] Lin Jianping, Wang Liying, Tian Habin, et al. Research on the hot stamping process of quenched ultrahigh strength Steel// Proceedings of the 2007 International Conference on Advances in Construction Machinery and Vehicle Engineering, 2007: 179-183.

[13] 《有色金属及其热处理》编写组. 有色金属及其热处理. 北京: 国防工业出版社, 1993: 27-28.

[14] 张李明, 刘玲, 贾寓真. 拉伸与轧制预变性对2519A铝合金组织与力学性能的影响. 中国有色金属学报, 2010, 20(6): 1088-1094.

(责编 夏宛)