

# 新淬火状态硬铝合金板的成形性能及数值模拟

高宏志, 周贤宾

(北京航空航天大学 机械工程及自动化学院, 北京 100083)

**摘要:** 研究了铝合金退火状态和新淬火状态下的成形性能, 给出了主要成形性能指标与自然时效及预变形的关系, 表明在新淬火状态一定时间内, 铝合金仍然具有良好的成形性能, 淬火前的变形和淬火后的时效过程将降低成形性能; 通过退火状态和新淬火状态材料成形的数值模拟对比, 表明新淬火状态材料成形具有以下特点: 新淬火状态材料成形需要更大的力能参数, 残余应力和回弹较大, 成形后变薄较小, 厚度分布较均匀, 随着时效时间增加和淬火前变形的增加, 成形力、厚度变薄和回弹增大。

**关键词:** 变形铝合金; 板料成形; 成形性能; 固溶热处理; 自然时效; 数值模拟

**中图分类号:** TG389 V261.2<sup>+</sup>8

**文献标识码:** A

**文章编号:** 1005-5053(2008)05-0027-05

铝合金具有优良的性能, 高比强度和比刚度, 是飞机的主要结构材料, 其用量达到飞机结构重量的 60% ~ 80%<sup>[1]</sup>。尽管新材料不断出现, 但铝合金在飞机上的应用仍将占有不可取代的优势。

可热处理强化的硬铝合金是 Al-Cu-Mg 系变形铝合金的总称。硬铝合金制件大多数必须经过淬火时效方可使用。但淬火会引起制件的变形, 因而成形件淬火后必须校形。自然时效开始阶段, 材料仍然具有接近于退火状态的良好塑性, 这种不稳定的状态称为新淬火状态, 生产上利用新淬火状态的塑性可进行各种成形加工和校形。

充分了解材料在各种状态下的成形性能, 对于成形加工和有限元仿真具有重要意义。目前对铝合金在多工序成形中, 特别是在新淬火状态成形中材料的成形性能了解不够, 阻碍了铝合金成形工艺的改进和数值模拟的应用, 通常对新淬火状态铝合金成形过程进行数值模拟使用的是退火状态的铝合金材料性能和成形极限, 因而不能得到正确的结果。研究新淬火状态铝合金的成形性能, 可为铝合金成形工艺提供指导, 为有限元仿真提供更准确的材料力学模型。

目前, 一些手册上关于新淬火状态的材料数据仅仅限于屈服强度和抗拉强度以及延伸率, 缺乏成形工艺最关心的成形性能指标。为给数值模拟提供材料力学模型, 英国 Ulster 大学的研究者和飞机工

厂合作研究过淬火后不同时效时间对 2024-O 材料成形性能的影响, 特别是屈服强度和 R 值, 但没有考虑热处理前变形的影响以及在时效期内材料硬化特性的变化<sup>[2]</sup>。挪威的研究者研究了挤压型材 AA7180 在固溶热处理后不同时效状态下材料性能的变化, 得出了屈服强度和应变硬化随着时效时间显著变化, 而由屈服强度或 R 值表示的各向异性也随着时效时间稍有变化的结论<sup>[3]</sup>。北京航空航天大学的蒙皮拉形课题组对预拉伸、热处理后时效过程中的材料性能作了正交试验研究, 得到了主要成形性能与影响因素的关系<sup>[4]</sup>; 此外还进行了新淬火状态的成形极限试验研究, 结论是随着时效时间增加, 材料成形极限降低<sup>[5]</sup>。

应用单向拉伸试验研究了预变形、热处理后新淬火状态下的成形性能, 给出了各重要的成形性能指标的变化趋势及其原因, 并通过数值模拟对比了不同状态材料的成形结果, 为制定铝合金成形工艺提供了参考。

## 1 新淬火状态下铝合金的成形性能

### 1.1 试验条件及退火状态材料性能

采用单拉试验研究合金的机械性能及成形性能, 试验采用航空工业中广泛应用的变形铝合金 2D12, 厚度为 1mm, 材料退火状态的性能实测结果见表 1<sup>[4]</sup>。试件的预拉伸在北京航空航天大学数控三轴加载试验机上进行, 预拉伸属于单向应力状态, 板条拉伸后再沿不同方向切取单拉试件。热处理在沈阳飞机工业集团公司的生产条件下进行, 淬

收稿日期: 2007-09-01; 修订日期: 2007-12-30

基金项目: 国家自然科学基金(10477001)及高校博士点基金  
作者简介: 高宏志(1974), 男, 博士研究生, 河北蔚县人, (E-mail) gaohongzh@yeah.net

火后放入冷藏箱,在北京航空航天大学做单拉试验,冷藏温度低于  $-20$ ,试件从冷藏箱中取出升至室温开始计算时效时间。材料的固溶处理和淬火规范按照相关工业标准,试件形状、制备及试验指标的测量

等按照各自的标准和规范。采用曲线拟合的方法得到了应力应变曲线的幂次式  $\sigma = K \epsilon^n$ 。数据尾数的取舍按照一般的四舍六入五单双原则进行,目的在于消除系统舍入误差。

表 1 2D12退火状态基本性能  
Table 1 Basic Formability of 2D12-O

	$E$ /GPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	$\sigma_b$ /MPa	Unifom elongation $\epsilon_u$ /%	Total elongation	Stress-strain curve					$r$
						Hollomon		Swift			
						$K$ /MPa	$n$	$K$ /MPa	$n$	$\sigma_0$	
0	72.3	76.2	179.0	16.4	21.0	371.905	0.278	347.259	0.251	-0.0017	0.840
45	71.9	74.7	173.2	17.6	20.5	324.122	0.237	310.244	0.219	-0.0014	0.960
90	74.8	74.4	170.0	18.0	19.0	330.632	0.258	308.778	0.230	-0.0018	0.678
ave	72.7	78.8	173.8	17.4	20.3	337.695	0.252	319.131	0.230	-0.0016	0.860

## 1.2 新淬火状态材料的性能

参考实际蒙皮拉形工艺,确定试件的预拉伸量为 0%, 3% 和 6%, 时效时间为 0min, 30min 和 60min。2D12板料预拉伸、固溶热处理后自然时效过程中的基本性能见表 2。表中数据是试件三个方向的平均值。图 1~4 示出时效过程中材料成形性能的变化。相邻两试验点之间采用线性插值。由图 1 和图 2 可见,材料淬火后屈服强度和抗拉强度升高,与表 1 对比可得升高幅度约为 70% 左右,时效过程中屈服强度继续升高。材料在固溶处理后强度的升高是由于铜与镁在铝中形成固溶体起固溶强化作用,热处理过程使合金中的金属化合物全部溶于  $\alpha$  中,得到过饱和的、不稳定的  $\alpha'$  固溶体,晶格发生畸变,合金发生强化。时效过程的强度升高是由于时效过程中从

过饱和的、不稳定  $\alpha'$  固溶体析出强化相  $\text{CuAl}_2$  和  $\text{CuMgAl}_2$  的过渡相,引起晶格更严重的畸变,阻碍晶体位错运动,使合金的强度继续提高。预拉伸的作用并没有消失,由图可见,淬火后时效过程中,屈服强度随着预拉伸量的增加而升高,在整个的试验数据范围内基本如此,其原因在于伴随着固溶热处理的再结晶过程<sup>[4]</sup>。抗拉强度在因素单一时(退火状态材料淬火后时效或预拉伸后淬火),随着试验因素的增加而升高,但预拉伸后材料淬火时效,抗拉强度的变化趋势比较复杂。比如,时效 60min 时,抗拉强度随着拉伸量的增加而降低;预拉 6% 时,抗拉强度随着时效时间增加而降低。这种趋势不仅由多因素的试验误差引起,也反映了预拉伸和时效时间的交互作用<sup>[4]</sup>,抗拉强度的相对波动不大。

表 2 2D12预变形、热处理后基本性能  
Table 2 Basic Formability of 2D12 after Pre-stretching and Solution Heat-treatment

Aging time/min	Pre- stretch/%	$E$ /GPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	$\sigma_b$ /MPa	Unifom elongation $\epsilon_u$ /%	Total elongation	Stress-strain curve			$r$
							Hollomon		$n$	
							$K$ /MPa	$n$		
0	0	66.0	114.2	310.1	20.5	21.5	511.455	0.277	0.856	
0	3	63.3	126.23	315.99	20.5	21.7	597.079	0.298	0.878	
0	6	62.4	137.24	322.33	19.7	21.9	570.276	0.275	0.860	
30	0	63.5	127.13	324.53	19.3	20.7	620.271	0.302	0.895	
30	3	58.8	128.45	311.64	18.8	20.0	583.532	0.291	0.843	
30	6	62.0	139.32	319.22	21.9	22.2	586.356	0.280	0.820	
60	0	67.6	131.45	327.12	20.3	21.4	622.932	0.296	0.851	
60	3	61.0	143.12	326.34	18.6	19.4	603.591	0.276	0.839	
60	6	63.2	139.90	315.91	18.7	23.0	561.399	0.274	0.845	

图 3 示出了淬火后的  $n$  值与预拉伸量和时效时间的关系。淬火后材料的  $n$  值较退火状态有所提高,随着预拉伸量增加和时效过程的进行,  $n$  值减

小,但在试验的范围内仍然高于退火状态的材料。 $n$  值这种线性的变化趋势证明它不受预拉量和时效时间这两个因素交互作用的影响,同时也说明了它对

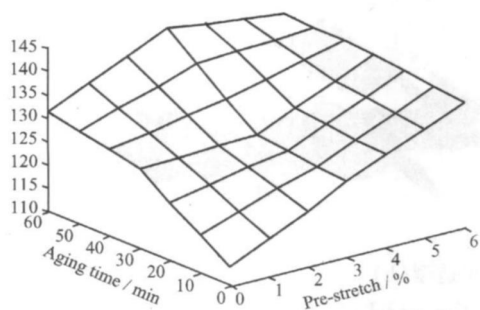


图 1 新淬火状态材料屈服强度的变化

Fig. 1 Yield strength of 2D12 after pre-stretching and solution heat-treatment

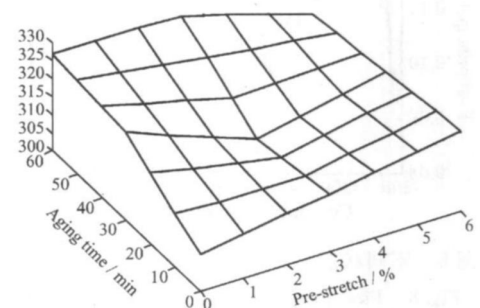


图 2 新淬火状态材料抗拉强度的变化

Fig. 2 Tensile strength of 2D12 after pre-stretching and solution heat-treatment

试验误差不太敏感。由图 4 可见,  $K$  值的变化趋势比较复杂, 退火状态的材料淬火后  $K$  值升高, 在时效过程中进一步升高; 材料淬火后时效时间为 0 时  $K$  值随预拉伸量增加而降低, 与原始材料拉伸过程中的  $K$  值变化趋势相同; 而在预拉伸量和时效时间都较大时,  $K$  值的变化几乎出现相反的趋势。这反映了试验因素的交互作用和试验误差的影响。

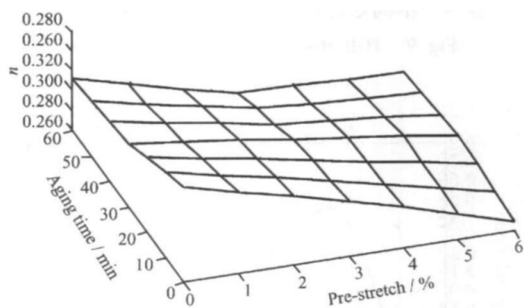


图 3 新淬火状态材料  $n$  值的变化

Fig. 3  $n$  of 2D12 after pre-stretching and solution heat-treatment

$K$  值与抗拉强度  $\sigma_b$  的变化趋势均较复杂, 因为  $K$  值与抗拉强度  $\sigma_b$ 、 $n$  值有关, 由理论推导可知:  $\sigma_b = K \left( \frac{n}{e} \right)^n$ ,  $e$  为自然对数的底, 可见  $\sigma_b$ 、 $K$  值和  $n$  值

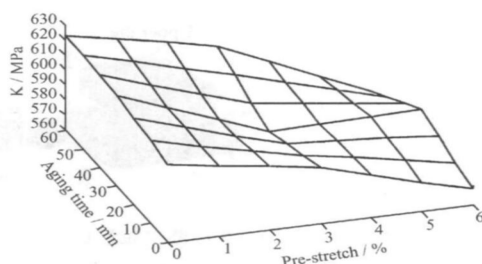


图 4 新淬火状态材料  $K$  值的变化

Fig. 4  $K$  of 2D12 after pre-stretching and solution heat-treatment

相互依赖,  $n$  值一定,  $\sigma_b$  与  $K$  成比例, 且必然小于  $K$  值,  $K$  值一定,  $\sigma_b$  随  $n$  值的增加而减小。

在试验的范围内, 材料的  $r$  值变化不大。

从试验数据可看出, 退火状态材料淬火后成形性能在时效 30min 后剧烈恶化, 因而推荐在淬火后 30min 内成形。

## 2 新淬火状态下材料成形数值模拟结果

### 2.1 模拟模型的建立

利用上述结果, 对退火状态和新淬火状态的板料的 S 形蒙皮拉形试验进行了数值模拟, 并进行了结果对比。S 形蒙皮拉形试验系统各部分的运动关系如图 5a<sup>[6]</sup> 所示, 数值模拟造型如图 5b。毛料尺寸为 750mm × 180mm, 厚度为 1mm, 导料辊直径为 60mm, 导料辊轴线间距为 530mm。板料网格尺寸采用 5mm × 5mm。拉形过程为夹钳先将毛料水平拉伸 1%, 然后, 夹钳固定, 凹模上顶, 至与凸模完全贴合。摩擦系数取 0.08, 采用 Krupkowski 方式输入材料, 即通过输入  $K$ 、 $n$  值自动拟合出应力-应变曲线。分别模拟了退火状态、新淬火状态时效时间为 0min 以及时效时间为 30min 材料的拉形, 以对比不同状态材料性能对拉形结果的影响。

### 2.2 模拟结果及分析

图 6 示出了两种状态的材料在蒙皮成形过程中的凹模成形力, 相同工艺条件下, 新淬火状态材料成形过程中需要更大的成形力, 约为退火状态材料成形力的 1.5 倍, 且时效时间延长, 成形力增大, 反映了强度指标的影响。图 7 示出了拉形结束时, 纵向对称截面  $x-x$  上的厚度分布, 图中横坐标是将曲面展平后的坐标, 可见由于  $n$  值升高, 新淬火状态的材料拉形后厚度分布较退火状态材料拉形均匀, 厚度波动比退火状态材料小 0.01mm, 且最大厚度减薄稍小, 成形性稍好; 时效时间增加, 厚度分布均匀度

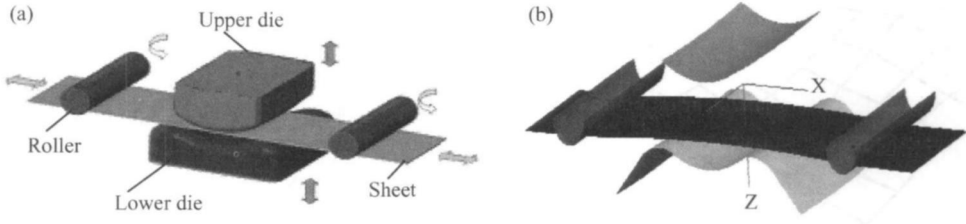


图 5 S形蒙皮拉形试验运动原理 (a)及数值模拟造型 (b)

Fig. 5 Stretch forming test (a) and numerical simulation model (b) of s figure skin

变差,厚度减薄增大,成形性变差。图 8 中  $x-x$  截面上的面内第一主应变表现出相同的趋势。图 9 是拉形结束时  $x-x$  截面上的薄膜 Hill 应力,新淬火状态的材料的薄膜 Hill 应力大于退火状态材料,基本是退火状态材料的 1.5 倍,随着时效时间增加,薄膜 Hill 应力增大,时效时间 30min 时,增至退火状态材料的 1.6 倍。图 10 示出了拉形后的卸载回弹情况,图中以卸载后成形件与其贴模时 Z 坐标的差值表示回弹。可见,回弹的分布趋势相同,但由于屈服强度的升高,新淬火状态材料成形后其回弹会更大,差别最大处其最大回弹值达到退火状态材料的 6 倍之多,且回弹分布更不均匀,其波动幅度为退火状态材料的 2.5 倍。时效对回弹影响不大。由于淬火前

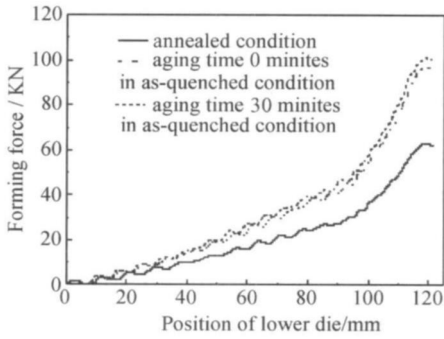


图 6 不同状态材料拉形的凹模成形力

Fig. 6 Forming force of sheet in various heat-treatment

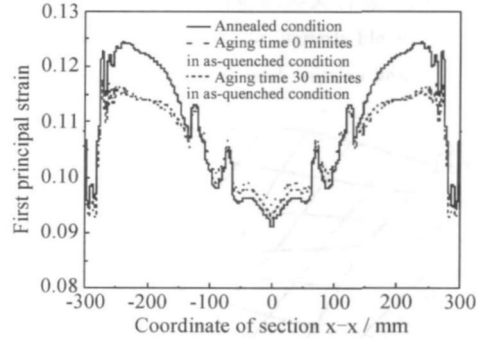


图 8 不同状态材料拉形  $x-x$  截面第一主应变

Fig. 8 First principal strain of section  $x-x$  of sheet in various heat-treatment

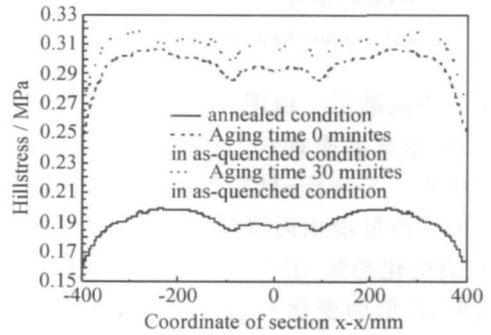


图 9 不同状态材料拉形  $x-x$  截面 Hill 应力

Fig. 9 Hill stress of section  $x-x$  of sheet in various heat-treatment

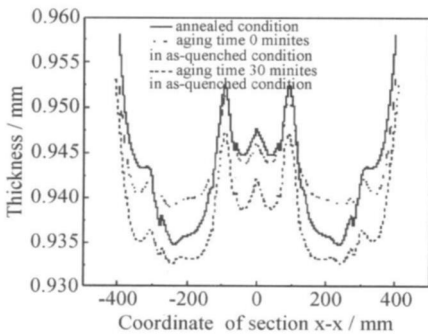


图 7 不同状态材料拉形  $x-x$  截面厚度分布

Fig. 7 Thickness of section  $x-x$  of sheet in various heat-treatment

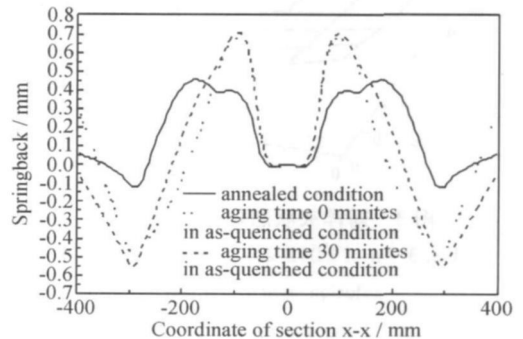


图 10 不同状态材料拉形  $x-x$  截面回弹

Fig. 10 Springback of section  $x-x$  of sheet in various heat-treatment

的变形与时效时间的增加对材料性能的影响类似, 预变形对材料成形的影响与时效时间增加基本相同<sup>[7]</sup>。

可见, 新淬火状态的材料成形需要更大的力能参数, 残余应力和回弹均增大, 定性形变差, 但厚度减薄稍小, 厚度分布稍均匀; 淬火后随自然时效增加, 成形力增加, 残余应力和回弹更大, 应变分布均匀度变差, 同时淬火后时效过程中的成形极限曲线降低<sup>[5]</sup>, 使得材料的成形性和定性形都变差。淬火前的变形和淬火后的时效对成形结果的影响基本相同。对于变形较大的零件, 应尽可能将大部分的变形放在淬火之前, 在新淬火状态进行补充变形和校形。对于变形不大的零件, 在新淬火状态采用一步法成形。新淬火状态成形时, 必须严格控制时效时间, 在淬火后尽快成形。充分考虑预变形和热处理对材料成形性能的影响, 是制定合理工艺和工艺优化的关键之一。

### 3 结论

(1) 新淬火状态的 2D12 仍具有良好的成形性, 但随自然时效延长, 材料成形性能迅速降低, 主要表现在  $n$  值的降低和强度的升高, 材料成形宜控制在自然时效 30 分钟之内; 淬火前的变形也会引起铝合金板在新淬火状态下的成形性能降低;

(2) 2D12 新淬火状态的成形力约为退火状态材料成形力的 1.5 倍, 随着淬火前预变形的增加和时效过程的进行, 成形力会更高, 因而新淬火状态材料的成形需要更大的力能参数;

(3) 与退火状态材料成形相比, 2D12 新淬火状态材料时效时间短时成形后厚度变薄较小, 厚度分布较均匀, 成形结束卸载后回弹较大, 定性形差;

(4) 充分考虑热处理前的变形和热处理对成形性能的影响, 是提高铝合金板材成形数值模拟精度和优化成形工艺的关键之一。

### 参考文献:

- [1] 中国航空材料手册编辑委员会. 中国航空材料手册第三卷 [M]. 北京: 中国标准出版社, 2002
- [2] ASHBRIDGE M T, J LEA COCK A G, GILMOUR K R. The Effect of Solution Heat Treatment And Natural Ageing on The Yield Characteristics of A 2024-O Aluminium Alloy [A]. Proceedings of the ASME Manufacturing in Engineering Division-2000, MED-vol 11 [C].
- [3] LADEMO O G, HOPPERSTAD O S, PEDERSEN K O. Modelling of plastic anisotropy in heat-treated aluminium extrusions [J]. Journal of Material Processing Technology, 125-126 (2002) 84-88.
- [4] 高宏志, 周贤宾, 李东升. 硬铝合金预拉伸、热处理后成形性能的正交试验研究 [J]. 航空材料学报, 2004, 24 (4): 1-7.
- [5] 高宏志, 周贤宾. 新淬火状态铝合金板的成形极限 [J]. 北京航空航天大学学报, 2006, 32(9): 1083-1086.
- [6] 白笛. 复杂蒙皮拉形过程数值模拟技术研究及系统开发 [D]. 北京: 北京航空航天大学, 2004.
- [7] 高宏志. 铝合金预变形、热处理后性能变化的试验研究 [D]. 北京: 北京航空航天大学, 2004.

## Formability and Numerical Simulation for as-quenched Aluminium Alloy Sheet

GAO Hong-zhi ZHOU Xian-bin

(School of Mechanical Engineering and Automation, Beijing University of Aeronautics and Astronautics, Beijing 100083, China)

**Abstract** The influence of heat treatment on formability of aluminium alloy sheet could not be ignored and the fact that formability of as-quenched aluminium alloy sheet is not well understood has obstructed the improvement of forming process and the application of numerical simulation. Based on the practical forming process of 2D12 aluminium alloy, some experiments were conducted to investigate the influence of pre-stretching before heat treatment and age hardening time on the behavior and formability of 2D12 aluminium alloy after pre-stretching and solution heat treatment. The experiments indicate that as-quenched aluminium alloy sheet has good formability and the formability is worsened with the increase of pre-stretching and age hardening time. Based on the experiment, numerical simulation of sheet metal forming for as-quenched and annealed aluminium alloy is conducted. The results indicate the sheet forming need greater force and energy in as-quenched condition than in annealed condition and there is more residual stress and spring back in as-quenched condition. With the increase of aging hardening time and pre-stretching, the forming force, spring back and reduction of thickness grows and the thickness uniformity becomes bad.

**Key words** aluminium alloy; sheet metal forming; formability; heat treatment; quenching; ageing; numerical simulation