

LD10 铝合金热处理 新工艺及机理^①

汪凌云 黄光杰 曹登驹

(重庆大学)

摘 要

采用正交法设计了 LD10(2014) 铝合金的热处理工艺方案, 按设计方案进行了热处理试验和力学性能测试, 并运用金相、透射电镜等手段研究了固溶时间、时效温度和时效时间影响 LD10 铝合金力学性能的微观机制, 找到了 LD10 铝合金的最佳热处理工艺制度。结果表明, 采用新的热处理工艺制度对 LD10 铝合金进行热处理后, 该合金的 σ_b 、 $\sigma_{0.2}$ 、 δ 分别达到 490~500 MPa、450~490 MPa、10~12%, 与国家标准相比, 强度提高 20~30%, 塑性提高 30~40%。还对新热处理工艺提高性能的机理作了探讨。

关键词: LD10(2014) 热处理新工艺 机理

LD10(2014) 铝合金是重要的航空航天材料, 国内采用的热处理规范一直是 500±5℃ 固溶、152℃ 人工时效 6~10 h; 对一定厚度的自由锻件, 其纵向机械性能为 $\sigma_b=382$ MPa, $\sigma_{0.2}=320$ MPa, $\delta=6\%$, HB=120。在实际生产中, 上述某些指标还不能完全达到, 合金的潜力尚未充分发挥。因此, 通过研究热处理工艺, 使 LD10 铝合金的强度和塑性达到新的水平是可能的。

1 试 验

将熔铸好的 LD10 合金铸锭, 经过均热、锻造、车孔、扩环等各种工序锻造成锻件(化学成分见表 1)。在锻件上截取一段, 按所需要的尺寸分别制成金相、电镜、力学性能等试样, 在盐浴槽中固溶, 水中淬火, 烘箱炉内时效。

LD10 铝合金淬火和时效的热处理工艺参数包括固溶温度、固溶时间、淬火介质与温度、时效温度与时效时间。在参考了美国、前苏联、

中国等国的标准基础上, 确定固溶温度 500℃, 淬火水温 20~30℃ 不变, 其余均在试验因素之列。因此采用正交设计 $L_{16}(4)^5$ 来研究另外三个因素对性能的影响(表 2)。

表 1 LD10 铝合金成分及试验用料成分/wt.-%

合 金	Cu	Mg	Si	Mn	Fe
LD10*	3.9 ~4.8	0.4 ~0.8	0.6 ~1.2	0.4 ~1.0	0.7
试验用 LD10	4.45	0.61	0.89	0.71	0.26
合 金	Zn	Ti	Ni	Al	
LD10*	0.3	0.15	0.10	余量	
试验用 LD10	0.10	0.05	—	余量	

* 参见国标 GB3193-82

2 试验结果及分析

2.1 LD10 铝合金最佳热处理工艺制度的确定

按表 2 的试验方案进行试验。分别对 σ_b 、

① 1992 年 8 月 3 收到初稿

$\sigma_{0.2}$ 、 δ 的试验结果进行极差分析(表 3), 结合固溶时间、时效温度、时效时间对合金力学性能的影响(图 1), 选取每个因素的最佳水平, 进而确定 LD10 铝合金的最佳热处理工艺制度。

常温拉伸性能在 10 吨万能材料试验机上进行, 条件如常规。金相实验在 PME 金相显微镜上进行。透射电镜实验在 JEM-100x 透射电子显微镜上进行。

表 2 正交试验列因素水平表

水 平	因 素		
	固溶时间/min	时效温度/℃	时效时间/h
1	60	152	4
2	90	160	6
3	150	167	9
4	300	175	12

由表 3 可知, 时效温度是影响性能的最主要因素, 其次是时效时间, 再次是固溶时间。三个因素对强度的影响十分明显, 对延伸率的影响较小, 其中固溶时间对延伸率的影响最小, 故可以忽略。

表 3 各因素对强度延伸率影响的极差分析

因 素	极 差		
	$\sigma_{0.2}$ /MPa	σ_b /MPa	δ /%
固溶时间	57	26	0.6
时效温度	110	39	7.7
时效时间	93	36	5.2

由图 1 可见, 在设计的范围内, $\bar{\sigma}$ (强度平均值)都是随固溶时间、时效温度、时效时间的增加单调增加; $\bar{\delta}$ (延伸率平均值)则随时效温度和时效时间的增加单调降低, 基本不受固溶时间的影响。延长固溶时间显著提高强度, 对塑性没有不利影响。因此可以选取固溶时间为 300 min。时效温度对强度和塑性的影响是矛盾的, 但仍可合理选择。175℃时效强度高, 但塑性指标不理想; 167℃时效强度已较理想($\bar{\sigma}_b=491$ MPa, $\bar{\sigma}_{0.2}=462$ MPa), 延伸率 $\bar{\delta}$ 为 10.6%, 所以

认为 167℃时效是合理的。对于时效时间, 综合考虑强度和塑性, 认为 6~10 h 为佳。

以上分析可得, LD10 铝合金的最佳热处理工艺为 500±5℃固溶 300 min, 淬火水温 20~30℃, 时效温度 167℃, 时效时间 6~10 h。

2.2 最佳试验方案的验证

为了进一步验证上面所选定的最佳热处理工艺制度, 采用不变的固溶时间(300 min), 并用时效曲线直观分析时效温度和时效时间对 σ_b 、 $\sigma_{0.2}$ 、 δ 的影响, 得到 LD10 铝合金的时效曲线(图 2)。

由图 2 可见, 合金在 167、175℃时效均出现强度峰值。随着时效温度升高, 峰值向左移, 即达到时效峰值的时间缩短。167℃时效强度稳定性比 175℃时效好。过时效后, 167℃时效还具有较高的强度性能。时效温度越高, 时效时间延长, 塑性变化不大。

LD10 铝合金做 167℃, 6~10 h 时效, 合金的常温力学性能为 $\sigma_b=490\sim500$ MPa, $\sigma_{0.2}=450\sim490$ MPa, δ 在 10%以上; 和采用传统热处理工艺处理后的力学性能相比, σ_b 、 $\sigma_{0.2}$ 提高了 20~30%, δ 提高了 30~40%。

3 讨论

3.1 LD10 铝合金的时效过程分析

与几乎所有可热处理强化合金一样, LD10 铝合金时效要经历由过饱和固溶体→GP 区→过渡相(θ' 、 β' 、 S')→平衡相(θ 、 β 、 S)的过程。LD10 合金时效也是从 GP 区开始的, GP 区的成分、形状、结构、数量、大小、分布等均与合金成分及所处的时效温度有关。在较低温度下, 尽管析出的相变驱动力很大, 但由于受原子扩散控制, 析出速度慢, 较长时间内仍为 GP 区, 且尺寸十分细小。随时效温度升高, GP 区的析出, 以及向过渡相转变速度加快, 沉淀物尺寸相应增加。当形成以 GP 区和过渡相混合占优势的组织时, 合金出现强度峰值, 此时称为完全时效。随着时效时间的延长, 过渡相向稳定相转变, 并逐渐聚集长大, 至此合金进入

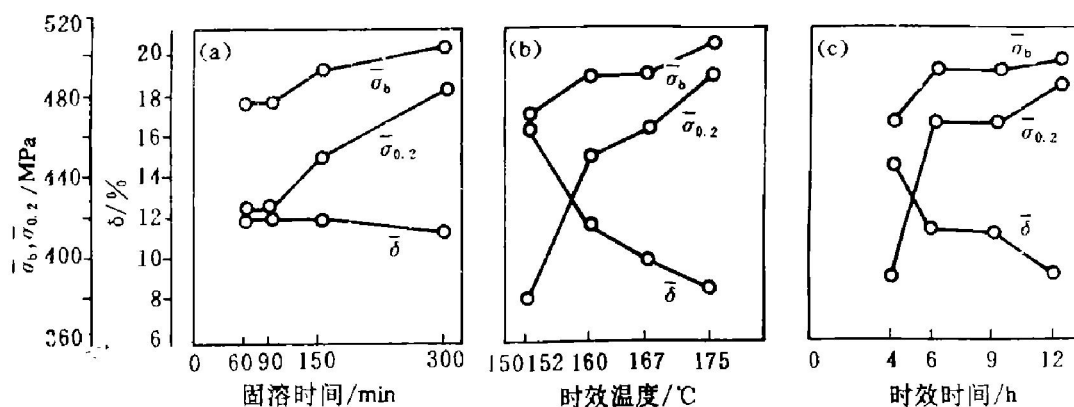


图1 固溶时间(a)、时效温度(b)、时效时间(c)对力学性能的影响

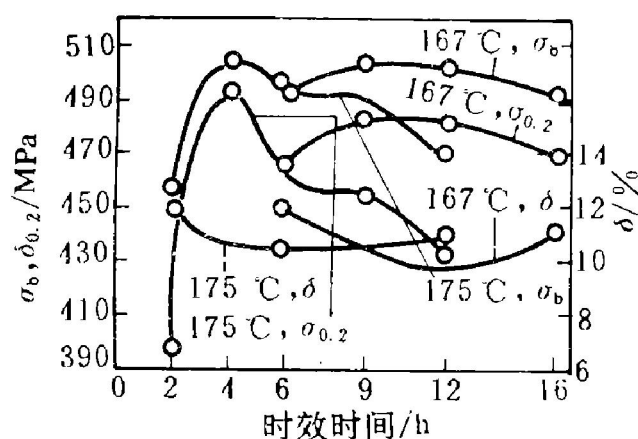


图2 LD10 铝合金时效曲线

过时效阶段, 合金的组织进入平衡状态。

3.2 LD10 铝合金热处理-组织-性能三者之间的关系

用金相显微镜对不同时间固溶下的淬火组织进行观察, 结果如图3所示。合金在 $500 \pm 5^\circ\text{C}$ 温度固溶时未发现过烧。

由图3可见, 合金按传统工艺固溶处理后, 存在相当数量的未溶第二相(图3(a)), 此时合金性能较低。随着固溶时间增加, 未溶第二相质点的量逐渐减少(图3(b)), 对应合金强度增加。即使固溶延长到 300 min, 仍有一定数量的未溶相存在。延长固溶时间, 合金元素溶入更加充分, 分布更均匀, 固溶体中空位浓度更高。经热力学、动力学分析, 以上结果使时效过程中强化相析出驱动力增加, 形核率提高, 合金元素的扩散速度增加, 析出相数目增加, 并且更加细小、弥散, 合金的强度提高^[1,2]。另外, 固溶时

间增加, 固溶强化效果增大^[8]。因此, 强度随固溶时间延长明显提高。

用透射电镜对不同时效制度下的组织进行观察, 结果如图4所示。

对于 LD10 铝合金材料, 传统热处理工艺规范为 152°C 时效 6 h(图4(a)), 此时合金中存在大量的 GP 区。力学性能测试及电镜分析表明, 合金在此温度下, 9 h 以前时效, 仍均匀分布着高密度的 GP 区, 合金处于典型的区时效状态, 远未达到正时效状态。GP 区与基体共格, 结构相同, 与过渡相相比, 原子排列不易为位错剪切所扰乱, 产生的“化学”硬化效应不及过渡相^[2], 相位错切过 GP 区不会产生很大的初始应变抗力, 此时合金强度不高, 塑性较好。直到 12 h 才有过渡相析出, 合金的强度才有较大提高。所以传统工艺没有发挥出材料的潜力。

达到正时效的时间, 随时效温度的提高而缩短。时效温度越高, 过时效时强度降低越迅速。 175°C 时效 4 h 就达到正时效, 由图4(c)可见, 合金中有大量析出物析出。时效 12 h 时, 析出物十分粗大, 并形成连续的片状(图4(d)), 表明合金已过时效, 强度降低, 塑性较差。其原因是稳定相析出物通常与基体不共格, 没有共格弹性应力场, 然而它们之间的距离很大, 从而位错包围稳定相析出物所需的应力较小, 对沉淀强化的贡献降低。显然, 粗大、连续片状析出物的存在不会使合金的塑性有较大提高。

167°C 时效时, 达到峰值的时间在 6 h 左

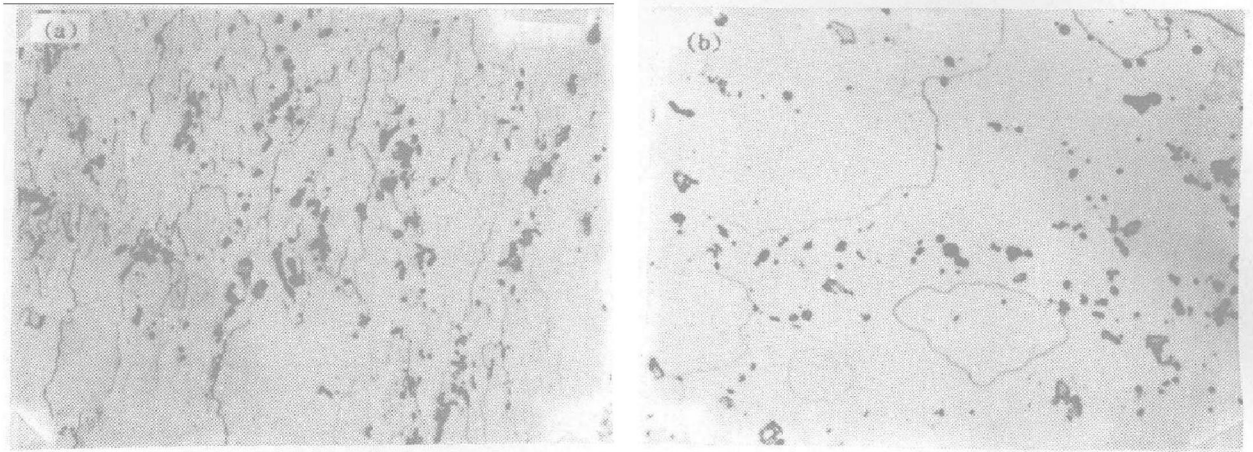


图3 不同时间固溶的组织 ($\times 200$)

(a)—固溶 60 min; (b)—固溶 300 min

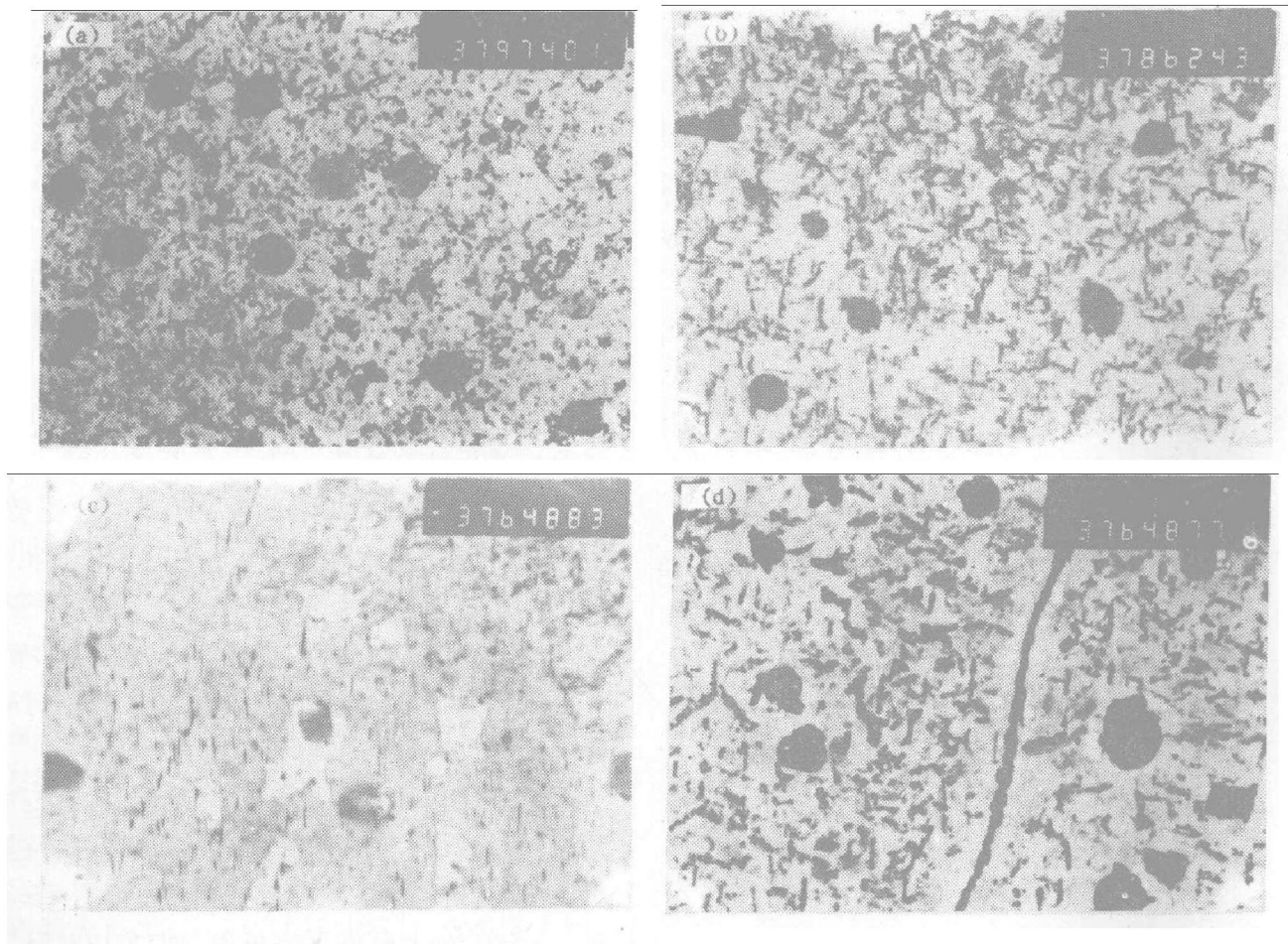


图4 LD10 铝合金在不同温度下时效不同时间后的显微组织 ($\times 37000$)

(a)—152 °C, 6 h 时效; (b)—167 °C, 16 h 时效; (c)—175 °C, 12 h 时效

右, 电镜下可看到高密度亚稳相质点, 并与基体呈部分共格, 合金强度较高, 综合性能较好。过渡相的密度高, 且与基体的结构差异比 GP 区大, 因此它们的原子排列更易为位错剪切所扰乱, 引起更强烈的“化学”硬化, 使得各初

始变形抗力急剧增加, 强度较大提高, 虽然塑性下降, 仍在 10% 以上, 属于典型的相时效阶段。另外, 由于 167 °C 时效温度适中, 时效曲线变化比 175 °C 时效平缓, 故在 6~16 h 之间,

(下转 96 页)

想。

6 结 论

(1) 建立了动态金属量投入产出模型;

(2) 回收率是一个非线性系统, 用采、选、冶系统各部门金属投入与产出表示回收率, 在动态金属量投入产出模型的基础上, 建立了采、选、冶系统动态回收率最优控制模型, 开发了通用程序包。它是一个通用管理决策模型, 具有多种功能;

(3) 在某有色金属公司应用采、选、冶系统动态回收率最优控制模型研究铜生产系统。

(上接 82 页)

均保持较高的强度和良好塑性, 这就在较宽范围内保证了工艺的稳定性。电镜观察表明, 167℃时效 16 h, 析出相仍保持细小分散的片状(图 4(b))这正是维持较高强度和良好塑性的原因。

4 结 论

(1) 相对于传统工艺, 较大幅度地延长 LD10 合金的固溶保温时间, 增加固溶体合金元素浓度, 并使之均匀化, 能提高时效析出的形核率, 沉淀相更加细小、弥散, 使合金的强度明显提高。最佳淬火温度为 $500 \pm 5^\circ\text{C}$, 保温时间为 300 min;

(2) 在 152℃、6 h 传统时效条件下, LD10 合金为部分时效状态, 微观结构具有 GP 区的特征, 强化效果不明显, 强度水平低。在 167℃、6~10 h 和 175℃、4 h 时效条件下, LD10 合金为完全时效状态, $\sigma_{0.2} \geq 450 \text{ MPa}$, $\sigma_b \geq 490 \text{ MPa}$,

$\delta \leq 10\%$, 明显超过了经传统工艺处理的性能指标。另外, 167℃时效与 175℃时效相比较, 因温度适中, 析出形核率高, 沉淀相的结构和尺寸稳定性好, 可在较宽的时间范围内保持较高的强度和塑性水平。所以最佳时效制度为 167℃, 6~10 h;

(3) LD10 合金采用热处理新工艺后, 纵向机械性能 σ_b 、 $\sigma_{0.2}$ 、 δ 分别为 490~500 MPa, 450~490 MPa, 10~12%, 和国家标准相比, 强度提高了 20~30%, 塑性提高了 30~40%。

参考文献

- 1 伍兹 J E (著). 代定一等译. 数理经济学. 北京: 中国展望出版社. 1987, 5-121.
- 2 勒晓阳. 矿物经济学研究, 中南工业大学出版社, 1993.
- 3 勒晓阳等. 系统工程, 1991, 8 (6): 15-18.
- 4 Block K. Chapter 13, Mineral processing, their analysis, optimization and control. Eds. Mular A L and Bull W R, U. B. C. 1975.
- 5 Brogan W L. Modern control theory, New Jersey: Prentice-Hall Inc. 1985.
- 6 Eppen C D, Gould F J. Quantitative Concepts for management, Prentice-Hall Inc, 1979, 1-794.

参考文献

- 1 有色金属及其热处理编写组编著. 有色金属及其热处理. 北京: 国防工业出版社, 1981. 36~51.
- 2 诺维柯夫 И И (著), 王子右 (译). 金属热处理理论. 北京: 机械工业出版社, 1987, 277~316.
- 3 Shercliff H R, Ashby M F. Acta Metallurgica, 1990, 38(10): 1789~1802.