

热处理参数对2195铝锂合金组织和性能影响

贾向东, 张洪耀, 镐昆明, 胡 岗, 陆 伟

(南京林业大学 机械电子工程学院, 江苏 南京 210037)

摘 要: 将正交试验与极差分析结合, 系统探究了不同固溶与时效参数对2195铝锂合金强韧化行为的影响机制, 阐明了热处理制度对合金宏观力学性能与微观组织的调控规律。结果表明: 在固溶处理时, 2195铝锂合金对固溶温度的敏感性显著高于固溶时间, 在制定固溶工艺时, 应优先确定适宜的固溶温度, 再基于该温度优化相应的保温时间。在时效处理阶段, 2195铝锂合金的强化效应主要由 T_1 相主导, 其析出行为受时效温度与时间的严格调控。在自然时效(欠时效状态)下, 析出相以 δ' 相为主, 强化作用较为有限; 峰值时效阶段, T_1 相呈现细小、弥散且高密度的分布特征, 此时合金强度达到最高; 进入过时效阶段后, 因 T_1 相与 δ' 相发生粗化, 合金强度出现下降。因此, 通过精确调控时效工艺参数, 可有效控制强化相的类型、尺寸及分布, 进而优化2195铝锂合金的综合力学性能, 满足其成形工艺与构件强度要求。

关键词: 2195铝锂合金; 热处理; 正交试验; 微观组织; 力学性能

中图分类号: TG146.21; TG156.1

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2026)10-2511-11

1 引言

随着航空航天工业对材料性能要求的不断提高, 铝合金因其优异的轻量化特性和良好的力学性能受到广泛关注^[1-3]。铝锂合金结合了铝的良好成形性和锂的低密度特点, 使其在提高强度的同时有效降低自重, 满足了现代航空结构对材料的高强度和低密度的双重需求^[4]。随着科技的不断发展, 对极端服役环境下铝锂合金的性能要求不断提升^[5-6]。虽然铝锂合金具有多种优点, 但由于其在常温下的塑性和强度通常难以满足实际需求, 需要进一步进行热处理以提高其综合性能^[7-9]。2195铝锂合金作为第三代铝锂合金的典型代表, 可以通过不同热处理制度来调控析出相的种类和数量改善和强化其宏观性能^[10-11], 满足航空工艺的使役需求。因此, 揭示不同热处理制度对铝锂合金宏观力学性能和微观组织的影响机制, 对提高铝锂合金构件的使役性能至关重要^[12-13]。

不同于黑色金属材料的热处理强化制度, 固溶与时效处理是有色金属材料最为常用的强韧化处理技术。对于钛合金^[14]、铝合金^[15]、镁合金^[16]而言, 通过固溶和时效处理可以改变合金中二次相的分布实现对合金宏观力学性能的调控。

在固溶处理过程中, 固溶温度、固溶时间以及固溶后的冷却方式均会对有色金属合金微观组织和宏观力学性能产生影响。随着固溶温度升高, 2099铝锂合金中初生

相数量减少, 再结晶程度逐渐增加, 使得经过固溶处理后2099铝锂合金强度降低, 同时初生相的溶解有利于促进时效处理过程中 δ' 相和 T_1 相的析出, 使合金的强度增加^[17]。在不同单级固溶制度下, 挤压态7055高强铝合金随着固溶温度升高, 原均质态和挤压态合金中的第二相逐渐溶解, 并伴随着晶粒的粗化以及等轴状再结晶晶粒生长^[18]。为了防止固溶处理后第二相粒子在冷却过程中析出, 经过固溶处理的铝合金必须快速冷却以保证获得过饱和单相固溶体, 这也是保证后续时效强化的组织条件。Fan等^[19]的研究成果表明, 当固溶处理后冷却速率较低时, 在6016铝合金的内部形成了大量的 Mg_2Si 沉淀, 这将导致在后续人工时效中强化相无法大量析出降低了强化效果。Zhang等^[20]发现在7075铝合金板材在固溶处理过程中, 部分可溶的粗大的第二相重新溶解到 $\alpha-Al$ 基体中, 随着固溶温度升高, $\alpha-Al$ 基体中细小的析出相减少。

除了受固溶条件的影响外, 时效制度对合金中析出相数量、分布都会产生显著影响, 进而影响时效处理后合金的力学性能^[21-22]。Duan等^[23]研究发现合理的二次预时效温度会显著提高Al-Mg-Si合金硬度、强度以及耐蚀性能。马晓光等^[24]研究发现当2195铝锂合金的时效温度低于145℃时, T6状态形成GP区和 θ''/θ' 相, 而T8状态形成 T_1 和 θ' 相, 且随着时效温度的升高, 微观组织显著变化。Yin等^[25]研究结果表明: 相较于固溶处理后的自然时

收稿日期: 2025-12-12

基金项目: 国家自然科学基金(52205384); 中国博士后科学基金(2021M291604); 江苏省博士后科研资助计划(2021K258B)

作者简介: 贾向东, 男, 1987年生, 博士, 副教授, 南京林业大学机械电子工程学院, 江苏 南京 210037, E-mail: jiaxd.good@njfu.edu.cn

效,经过时效处理的 6151 铝合金板材在人工时效阶段表现出显著增强的硬化响应。刘文祎等^[26]研究结果表明,7B04 铝合金在热冲压成形中内部位错密度的增加对其后续时效热处理将产生显著影响。Zhao 等^[27]通过对比研究发现双级时效处理相较于单级时效展现出更优的力学性能与工艺效率。Xu 等^[28]研究结果表明,多级固溶时效处理工艺能有效溶解 Al-Zn-Mg-Cu 铝合金中的析出相,细化晶粒,改善合金的组织结构,提高抵抗变形的能力。

通过上述研究成果可以看出,6 系与 7 系铝合金在固溶与时效行为、析出序列演化、热处理制度优化等方面的研究已形成较为完善的理论体系与实验方法。虽然,铝锂合金(Al-Cu-Li 系)在成分体系及主导强化相(分别为 β'' 相、 η' 相与 T_1 相)上存在差异,但是现有针对 2195 铝锂合金的研究多聚焦于时效工艺优化或成分改性,因此 6 系与 7 系铝合金固溶时效研究成果为铝锂合金中复杂析出相(如 T_1 、 δ')的识别与演化规律分析、固溶温度窗口的确定、淬火速率对析出相分布的影响、多级时效制度的优化以及强韧化机制的理解提供了重要的借鉴与参考。

基于此,本实验借助正交试验与极差分析对不同热处理参数条件合金的抗拉强度、屈服强度、延伸率、硬度等宏观力学性能进行研究。以此为基础,通过 OM、SEM 以及 TEM 微观表征,探究固溶时效制度对 2195 铝锂合金微观组织和宏观力学性能的影响机制。

2 实验

选用可直接用于航空航天器壳体零件、钣金零件成形,厚度为 2 mm 的 2195 铝锂合金轧制板材为研究对象,采用电感耦合等离子体原子发射光谱法(ICP-AES)分析其化学成分,结果如表 1 所示。

在研究过程中,选择固溶温度(A)、固溶时间(B)、时效温度(C)、时效时间(D)4 个工艺参数作为正交试验因素,每个因素选取 5 水平进行试验设计。固溶温度(460、480、500、520、540 °C)、固溶时间(40、60、80、100、120 min)、时效温度(140、150、160、170、180 °C)、时效时间(6、12、18、24、30 h)。

将不同热处理制度处理后的试样加工成标准拉伸试样,在万能试验机上进行单向拉伸试验,试样尺寸如图 1 所示,获得材料的抗拉强度、屈服强度以及延伸率 3 个力学性能指标。以此为基础,借助极差分析法,确定各因素对合金性能的影响。借助环境扫描电镜(ESEM)、扫描电镜(SEM)以及透射电镜(TEM)对不同热处理制度条件下 2195 铝锂合金的微观组织演化进行表征。

表 1 2195 铝锂合金主要化学成分

Table 1 Main chemical composition of 2195 Al-Li alloy (wt%)

Cu	Li	Mn	Mg	Zr	Ag	Ti	Si	Fe	Al
3.9	0.94	0.1	0.52	0.09	0.37	0.04	0.01	0.07	Bal.

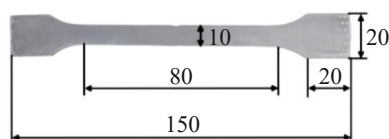


图 1 拉伸试样尺寸

Fig.1 Dimensions of tensile specimen

3 结果与分析

3.1 宏观力学性能

通过单向拉伸试验获得不同热处理参数条件下 2195 铝锂合金的力学性能如表 2 所示。对比不同试验结果可知,固溶时效处理对材料延伸率、强度有明显影响。在表 2 所示 14、20 和 24 固溶时效制度条件下,2195 铝锂合金的延伸率超过 20%,塑性性能明显提升;而 12、21 和 25 固溶时效制度条件下,抗拉强度大于 490 MPa,强度明显提高。

在正交试验中,极差分析用于评估不同因素水平组合下试验结果的变异程度。通过对每组试验结果的极差进行比较,可以确定不同试验结果的显著影响因素。若某个因素水平组合下试验结果的极差较大,说明该因素对试验结果有较大的影响;反之则影响较小。表 3 为抗拉强度、屈服强度、延伸率的极差分析表,A、B、C、D 为正交试验中 4 个影响因素, $K_i(i=1\sim 5)$ 代表 5 个水平抗拉强度数值之和, $k_j(j=1\sim 5)$ 为 5 个水平下抗拉强度数值之和的平均值; R 为极差值,表示 k_j 中最大值与最小值之差, R 值越大,表明该因素的影响水平越显著,因此通过 R 值和 k_j 值的大小可以判断 4 个因子对 2195 铝锂合金性能的影响。

从表 3 中的极差分析结果可以看出,对于抗拉强度,4 个因素中,固溶温度的极差值 R 最大,为 112.2 MPa,固溶时间的极差值 R 最小,为 5 MPa。时效温度和时效时间的极差值相差不大,介于固溶温度与固溶时间极差值之间。因此,固溶温度、时效温度和时效时间对抗拉强度的影响较大。对于屈服强度而言,固溶温度极差值 R 最大,为 91.2 MPa,时效时间的极差值 R 最小,为 8.6 MPa,这就表明,固溶温度是影响最大的因素,时效时间对屈服强度的影响最小。从延伸率极差分析表可以看出,在 4 个因素中,时效温度的极差值最大,为 5.48%,固溶温度极差值最小,为 1.90%,固溶时间和时效时间极差值相差较小,介于固溶温度与时效温度之间。这就表明,在固溶时效处理时 2195 铝锂合金时效温度对其延伸率的影响最大。

图 2 为影响因子分析图,将 k_j 作为纵坐标,不同影响因子对应的水平作为横坐标,以力学性能指标数据为基础,可直观评估各因子对于力学性能指标的影响程度。

表 2 L25(54)正交试验设计方案及力学性能测试结果

Table 2 L25(54) orthogonal experimental design scheme and test results of mechanical properties

Process number	A (Solution temperature/°C)	B (Solution time/min)	C (Aging temperature/°C)	D (Aging time/h)	Tensile strength/MPa	Yield strength/MPa	Elongation/%
1	460	40	140	6	304	154	10.4
2	460	60	150	12	367	192	13.2
3	460	80	160	18	356	195	19
4	460	100	170	24	368	163	16.5
5	460	120	180	30	335	189	12.3
6	480	40	150	18	382	198	19.1
7	480	60	160	24	377	196	17.3
8	480	80	170	30	366	200	16.5
9	480	100	180	6	437	220	14.2
10	480	120	140	12	410	209	16.9
11	500	40	160	30	393	228	14.3
12	500	60	170	6	492	284	17.3
13	500	80	180	12	489	285	13.8
14	500	100	140	18	457	213	23.4
15	500	120	150	24	436	228	15.5
16	520	40	170	12	469	255	16.3
17	520	60	180	18	473	248	15.8
18	520	80	140	24	478	230	14.6
19	520	100	150	30	425	247	17.8
20	520	120	160	6	440	248	20.4
21	540	40	180	24	505	290	11.5
22	540	60	140	30	452	282	16.5
23	540	80	150	6	433	229	14.4
24	540	100	160	12	405	237	24.0
25	540	120	170	18	496	311	14.5

表 3 2195 铝锂合金的力学性能极差分析

Table 3 Range analysis of mechanical properties for 2195 Al-Li alloy

Indicator	Tensile strength/MPa				Yield strength/MPa				Elongation/%			
	A	B	C	D	A	B	C	D	A	B	C	D
K_1	1730	2053	2101	2106	893	1125	1088	1135	71.4	71.6	81.8	76.7
K_2	1972	2161	2043	2140	1023	1202	1094	1178	84.0	80.1	80.0	84.2
K_3	2267	2122	1971	2164	1238	1139	1104	1165	84.3	78.3	95.0	91.8
K_4	2285	2092	2191	2164	1228	1080	1213	1107	84.9	95.9	81.1	75.4
K_5	2291	2117	2239	1971	1349	1185	1232	1146	80.9	79.6	67.6	77.4
k_1	346.0	410.6	420.2	421.2	178.6	225.0	217.6	227.0	14.28	14.32	16.36	15.34
k_2	394.4	432.2	408.6	428.0	204.6	240.4	218.8	235.6	16.80	16.02	16.00	16.84
k_3	453.4	424.4	394.2	432.8	247.6	227.8	220.8	233.0	16.86	15.66	19.00	18.36
k_4	457.0	418.4	438.2	432.8	245.6	216.0	242.6	221.4	16.98	19.18	16.22	15.08
k_5	458.2	423.4	447.8	394.2	269.8	237.0	246.4	229.2	16.18	15.92	13.52	15.48
R	112.2	5.0	53.6	33.8	91.2	21.0	25.6	8.6	1.90	4.86	5.48	3.28

在影响因子分析图中,如果某因子在不同水平下对应的力学性能指标数据波动较大,则说明该因子对性能的影响显著;反之,波动较小则表示影响较小。图2从抗拉强度 σ_b 、屈服强度 σ_s 以及延伸率 δ 3个方面来评估固溶温度、固溶时间、时效温度、时效时间4个影响因子对2195铝锂合金宏观力学性能的影响。

图2a为2195铝锂合金的宏观力学性能随固溶温度变化情况。从图示结果可知,固溶温度对抗拉强度 σ_b 和屈服强度 σ_s 的影响规律基本一致。当固溶温度从460℃升至500℃,抗拉强度 σ_b 和屈服强度 σ_s 分别增加107.4和69.0 MPa,这是由于随着固溶温度的增加,二次相能够更加充分溶解,促进了时效阶段的强化效果,使材料的强度增加。但随着固溶温度继续升高,抗拉强度 σ_b 和屈服强度 σ_s 增长减缓,当固溶温度超过520℃后,延伸率 δ 明显下降,这是因为固溶温度持续升高将导致晶粒迅速长大,使得在塑性变形过程中晶界移动阻力增加,晶粒内部变形的不均匀性增大,限制了材料的塑性变形能力。

图2b为2195铝锂合金宏观力学性能随固溶时间的变化。从极差分析结果可以看出,在不同固溶时间作用下,抗拉强度 σ_b 的极差值为5 MPa,屈服强度 σ_s 的极差值为21 MPa,由此可知固溶时间对材料的强度影响较小。这就表明,当固溶温度在合理的范围内,2195铝锂合金中的第二相粒子扩散速度快,可以在较短的时间内就得到充分溶解。而延伸率 δ 随固溶时间大体呈现先升高后下降的趋势,在100 min时达到最大值为19.18%,整体的

极差值为4.86,表明延伸率对固溶时间的依赖程度较高。

图2c为2195铝锂合金宏观力学性能随时效温度的变化。从极差分析结果可以看出,2195铝锂合金强度随时效温度的升高整体呈现出上升趋势,经过180℃时效处理后2195铝锂合金的抗拉强度比160℃时效处理提高了53.6 MPa,这就表明,时效温度对2195铝锂合金强度的影响较大。这主要是因为,在较高的时效温度下,原子的扩散速率较大,加快了第二相的形核和生长速率,使强化相更快析出,显著提高了铝锂合金的强度。时效温度同样会对延伸率产生显著影响,时效温度从140℃升高至160℃时,材料的延伸率先减小后增大,当继续提高时效温度至180℃,延伸率降低了28.8%,这主要是由于随着时效温度的升高,第二相析出的驱动力增强,并在晶界聚集导致晶界强度增大,塑性变形的阻力和晶界脆性增加。

图2d为2195铝锂合金宏观力学性能随时效时间的变化。由图示极差分析结果可知,在时效时间6~18 h范围内,时效时间对抗拉强度 σ_b 和屈服强度 σ_s 的影响不显著。但是,当时效时间超过18 h后,材料的屈服强度和抗拉强度明显下降,相对于强度的变化,时效时间对材料的延伸率的影响不大。因此,对于固溶处理后的2195铝锂合金,过度延长时效时间,将使2195铝锂合金的强度降低。

在相同的时效参数(160℃条件下时效12 h)与固溶时间(100 min)条件下,不同固溶温度下2195铝锂合金

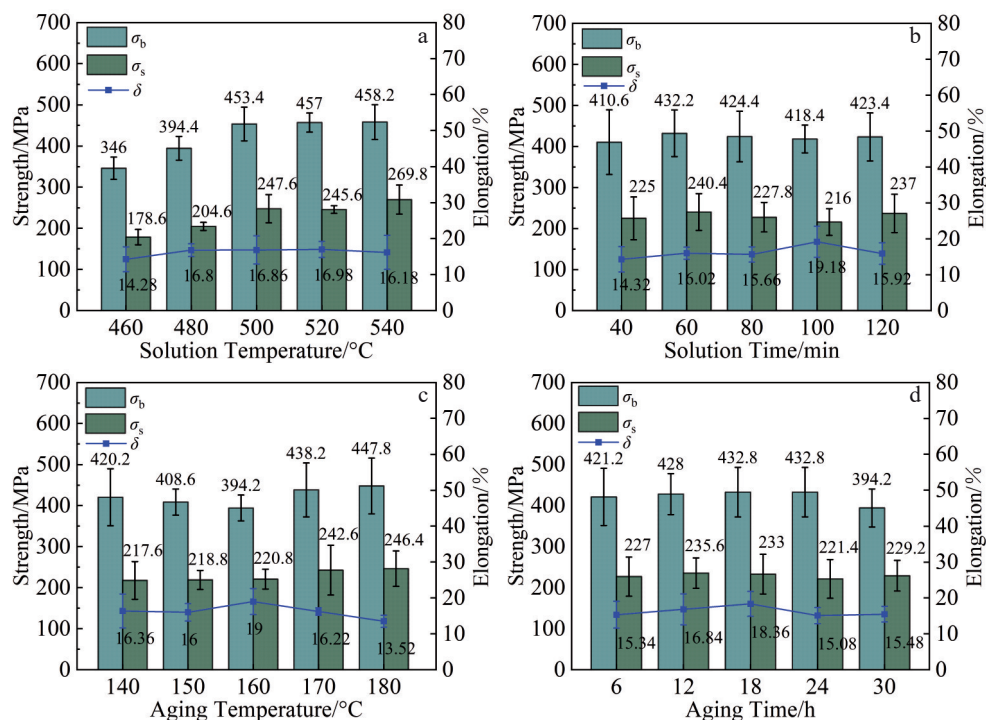


图2 不同热处理参数对2195铝锂合金力学性能的影响

Fig.2 Influence of parameters on the mechanical properties of 2195 Al-Li alloy

的硬度测试结果如图 3a 所示。从硬度测试结果可知,随着固溶温度从 460 ℃ 升高至 500 ℃,合金硬度持续上升并在 500 ℃ 时达到峰值 99.8 HV,这是由于较高的固溶温度促进了粗大金属间化合物的溶解,提高了基体溶质原子浓度与空位密度,有利于时效阶段强化相的析出,从而提高时效后合金的强度。当固溶温度超过 500 ℃ 时,硬度开始下降,这主要是过高的固溶温度使得基体的晶粒粗大甚至产生晶界过烧,削弱时效强化效果导致合金硬度的下降。

在相同的时效参数(160 ℃ 条件下时效 12 h)与固溶温度(500 ℃)条件下,经不同固溶时间处理后,2195 铝锂合金的硬度随固溶时间的变化如图 3b 所示。随着固溶时间从 40 min 延长至 100 min,合金硬度从 78.3 HV 升至峰值 103.7 HV,这是由于随着固溶时间的增加,原子扩散越充分,有利于金属间化合物的充分溶解,促进时效强化相的析出。当固溶时间超过 100 min 后,硬度开始下降,主要是过长时间加速晶界迁移导致晶粒粗化,削弱了细晶强化作用;同时,大量细小强化相阻碍位错滑移并引发位错塞积,加剧材料脆性,最终导致塑性劣化。

不同时效条件下 2195 铝锂合金板材的硬度测试结果如图 4 所示。从试验结果可以看出,时效初期,随着时间的延长,硬度逐渐升高。在 160 ℃ 下时效,试样 18 h 达到峰值硬度 106.8 HV;而在 180 ℃ 下时效,仅需 12 h 即达到峰值 95.4 HV,低于 160 ℃ 时的峰值。这就表明,随着时效温度升高,合金达到峰时效的时间越短,但是峰时效时合金的硬度随着时效温度的升高而降低。这是因为在较高温度下,过饱和空位扩散加快,使得表面和晶界缺陷迅速向晶体内部迁移,导致晶内空位浓度下降,难以形成新的缺陷,同时晶内强化相数量也相对减少,从而降低了硬度。相比之下,低温时效有利于空位的积累,并增加晶体中的位错密度,为 T_1 相的形核提供了有利条件。

合金硬度达到峰时效后,继续延长时效时间可以看出,当时效温度在 160 ℃ 时,试样达到峰时效后继续延长至 30 h,硬度基本保持不变;而在 180 ℃ 下,峰时效后继

续时效则会引起硬度缓慢下降。这就表明,在较高的时效温度条件下,当达到峰时效后,随着时效时间的延长合金的硬度会缓慢下降,会产生明显的过时效现象。这主要是由于较高温度导致强化相(δ 相和 θ 相)发生粗化甚至部分回溶,从而减弱了时效强化效果,因此低温时效可有效延缓过时效的发生。

综合上述力学性能测试结果与极差分析结果可知,虽然固溶温度 520 ℃ 合金的峰值强度较 540 ℃ 略低,但时效处理后 2195 铝锂合金的塑性保持性较好,在保障合金强化的同时具有较好的塑性。固溶时间 100 min,以较小的强度损失换取延伸率的显著提升。时效温度 160 ℃,可在维持较高强度的同时,避免产生过时效;时效时间 18 h,延伸率达到最高,且强度稳定性好。因此,在 2195 铝锂合金固溶时效处理时要综合考虑零件的服役环境与成形工艺需求。如当用于飞机蒙皮等零件的成形时,应兼顾材料强度与塑性的要求,在保证一定延伸率的前提下,尽可能提高屈服强度和抗拉强度。

3.2 固溶微观组织的演化规律

图 5 为不同固溶温度下 2195 铝锂合金的微观显微组织。根据微观表征结果可知,随着固溶温度的升高,2195 铝锂合金的晶粒尺寸逐渐增大,根据截线法测得,2195 铝锂合金的平均晶粒尺寸从 13~18 μm 随固溶温度升高增大至 22~28 μm ,这是由于固溶温度的增加,原子扩散的驱动力增大,晶体内部原子逐渐向晶界迁移,大晶粒逐渐吞并小晶粒,使晶界数量减小。当固溶温度升高至 540 ℃ 时,在晶界处可以明显观察到复熔球,出现过烧特征。这是由于在铝锂合金的晶界处偏聚 Cu、Li 原子与基体 Al 发生共晶反应形成低熔点共晶相(T_1 相与 α -Al 组成的共晶组织),当固溶温度过高时会局部熔化,形成微量液相,受表面张力驱动,该液相为降低界面能而球化,冷却后凝固为球状复熔组织。因此,固溶温度过高易造成 2195 铝锂合金晶粒粗化甚至产生过烧,削弱合金的宏观力学性能。

不同固溶温度条件下单向拉伸后试样断口 SEM 形

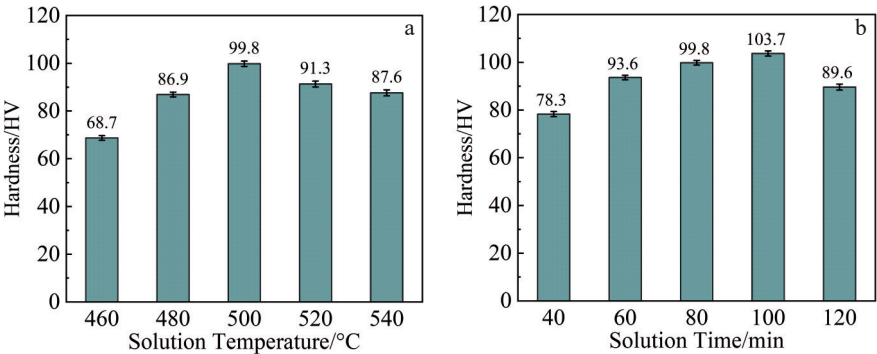


图 3 不同固溶参数对 2195 铝锂合金硬度影响

Fig.3 Influence of solution parameters on the hardness of 2195 Al-Li alloy: (a) solution temperature and (b) solution time

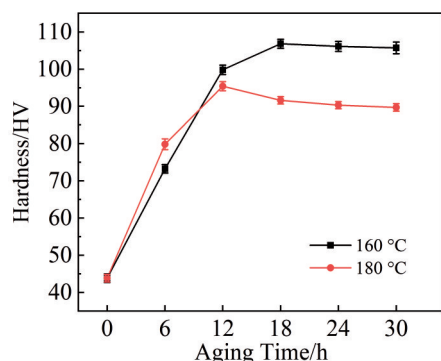


图4 不同时效参数对2195铝锂合金硬度影响

Fig.4 Influence of aging parameters on the hardness of 2195 Al-Li alloy

貌如图6所示。对比不同固溶温度条件下断口形貌可知,在480~520 °C范围内,随着固溶温度的升高,拉伸试样断口韧窝数量逐渐增大,分布更加均匀,且韧窝的深度增大。这就表明,在480~520 °C固溶温度范围内,随着固溶温度的升高,材料韧性断裂特征更加明显,即随着温度的升高,2195铝锂合金的韧性增强。对比固溶温度520和540 °C条件下的断口形貌可以发现,在540 °C固溶温度条件下,断口韧窝较少,具有明显的河流花样和舌状花样。当固溶温度继续升高时,2195铝锂合金的断口形貌逐渐出现解理断裂的特征,材料的塑性性能降低,脆性逐渐增大。

将图5和图6所示的微观表征结果与宏观力学性能结果对比可知,微观表征结果与宏观力学性能的测试结果

果一致,因此,固溶温度对材料强度和塑性性能的影响很大,在固溶时效处理中需要严格控制固溶温度。

在固溶温度520 °C条件下,获得的不同固溶时间的金相显微组织如图7所示。固溶时间40 min微观组织形貌中可以明显观察到晶界处存在大量未溶晶粒,晶粒尺寸分布不均。这就表明当固溶时间过短时,合金元素不能充分溶解,使得固溶后晶粒成分不均,晶界缺陷增大,最终导致材料宏观力学性能下降。通过对比固溶时间60和100 min条件下的金相组织可知,随着固溶时间的延长,合金元素溶解更加充分,固溶处理后2195铝锂合金的晶粒尺寸更加均匀。但是同时可以明显的观察到,随着固溶时间的延长,固溶处理后材料的平均晶粒尺寸从13~18 μm增大至24~28 μm,特别是120 min固溶处理后,晶粒明显粗化,粗大的晶粒会使材料在变形过程中变形不均性增大,内应力增加,最终导致材料塑性性能的下降。

不同固溶时间条件下2195铝锂合金板材拉伸试样的断口形貌如图8所示。随着固溶时间从40 min增加至100 min,断口韧窝逐渐变密集且分布更加均匀,说明在固溶温度一定时,延长固溶时间可促进第二相充分溶解,使材料塑性提升。经过120 min固溶处理后,断口出现明显的解理台阶。结合图7所示的金相结果,随着固溶时间的延长,固溶后合金的晶粒尺寸逐渐增大,塑性变形时晶界的内应力增加,使材料塑性韧性降低,脆性增大。

将不同固溶温度 and 不同固溶时间条件下的微观表征结果对比可知,在2195铝锂合金的固溶处理时,材料对

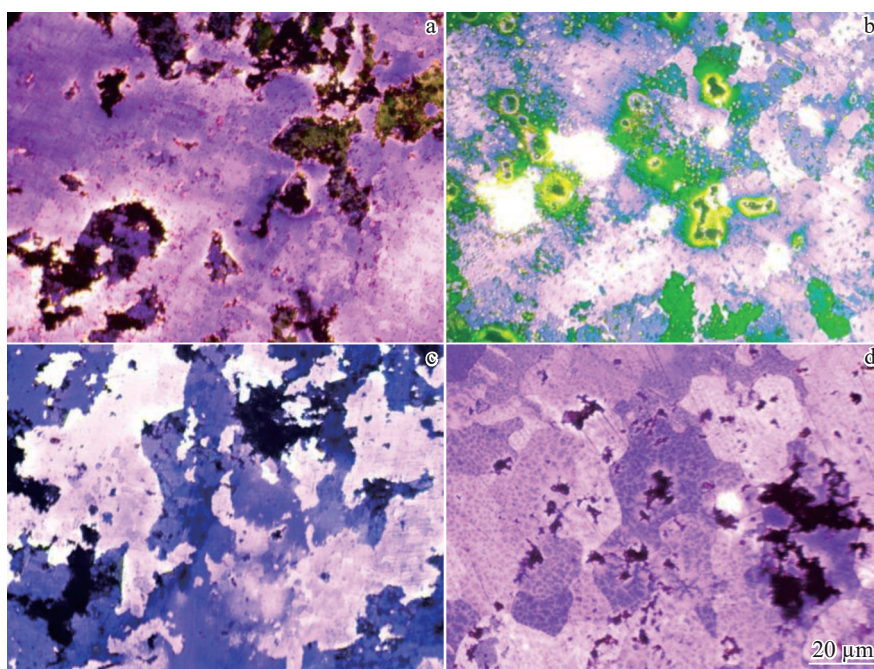


图5 不同固溶温度下2195铝锂合金金相照片

Fig.5 OM images of 2195 Al-Li alloy treated at different solution temperatures: (a) 480 °C; (b) 500 °C; (c) 520 °C; (d) 540 °C

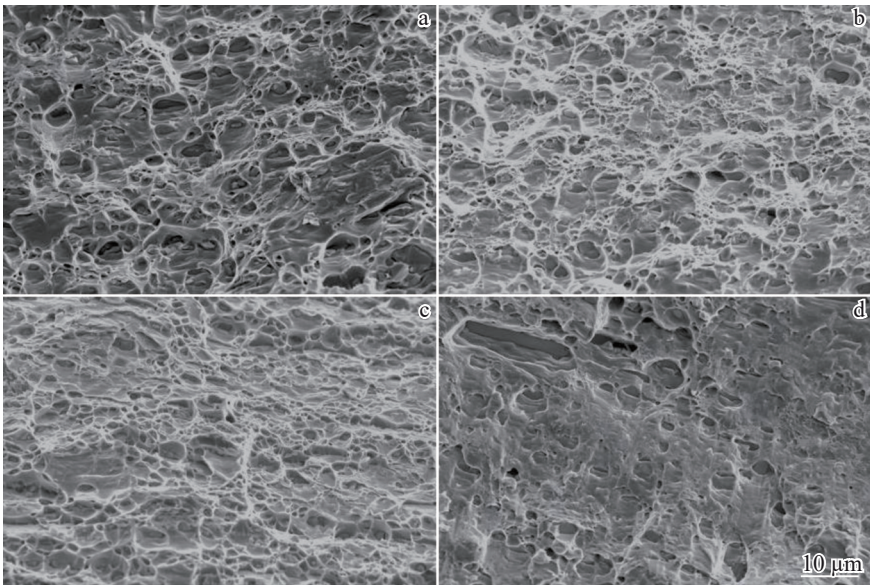


图 6 不同固溶温度热处理后的 2195 Al-Li 合金断口形貌

Fig.6 Fracture morphologies of 2195 Al-Li alloys after heat treatment at different solution temperatures: (a) 480 °C; (b) 500 °C; (c) 520 °C; (d) 540 °C

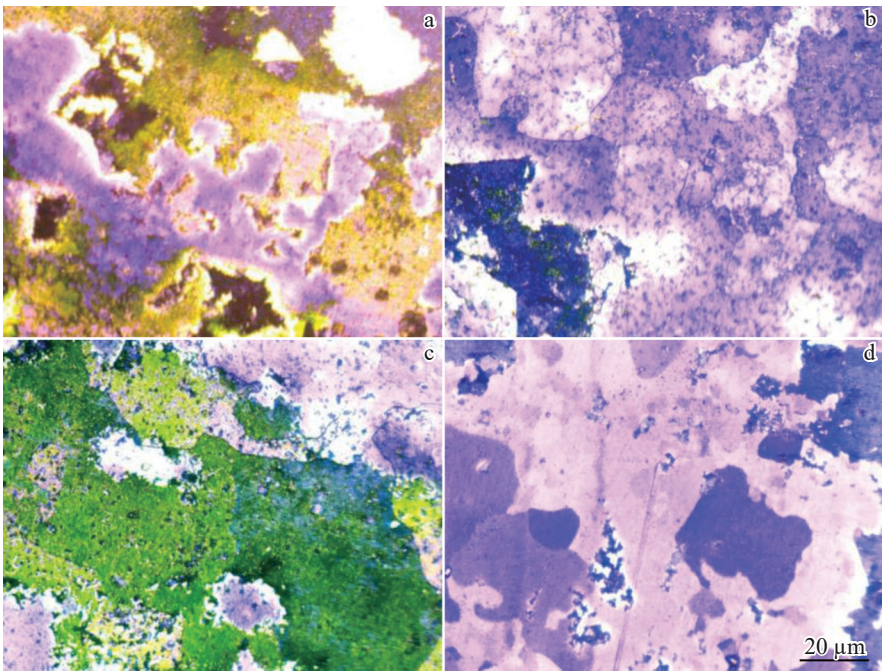


图 7 不同固溶时间下 2195 铝锂合金金相照片

Fig.7 OM images of 2195 Al-Li alloy after solution for different time: (a) 40 min; (b) 60 min; (c) 100 min; (d) 120 min

固溶温度的敏感性大于固溶时间，固溶温度过高极易产生过烧。因此，在制定 2195 铝锂合金固溶处理参数时，应该首先确定合理的固溶温度，在此基础上，根据固溶温度选择合理的保温时间。

3.3 时效强化机制

图 9 为 2195 铝锂合金板材在 520 °C 固溶处理 100 min 后，经 10 d 自然时效(欠时效状态)沿<100>方向观察到的 TEM 明场像及其对应的电子衍射斑点。对于

Al-Li-Cu-Mg 型铝锂合金而言， δ' 相(Al_3Li)通常在低温时效过程中析出，并随着时效温度的升高而逐渐分解^[29-31]。由图 9a 可见，在自然时效条件下， δ' 相是主要的析出相。由于锂原子与空位之间具有较高的结合能，扩散激活能较低，有利于形成结构稳定的 δ' 相，且 δ' 相与基体之间的晶格错配度小、界面能低、共格应变较弱，因此在自然时效条件下极易析出并保持稳定。相比之下， T_1 相(Al_2CuLi)与基体呈半共格关系，其形核所需能量较高，

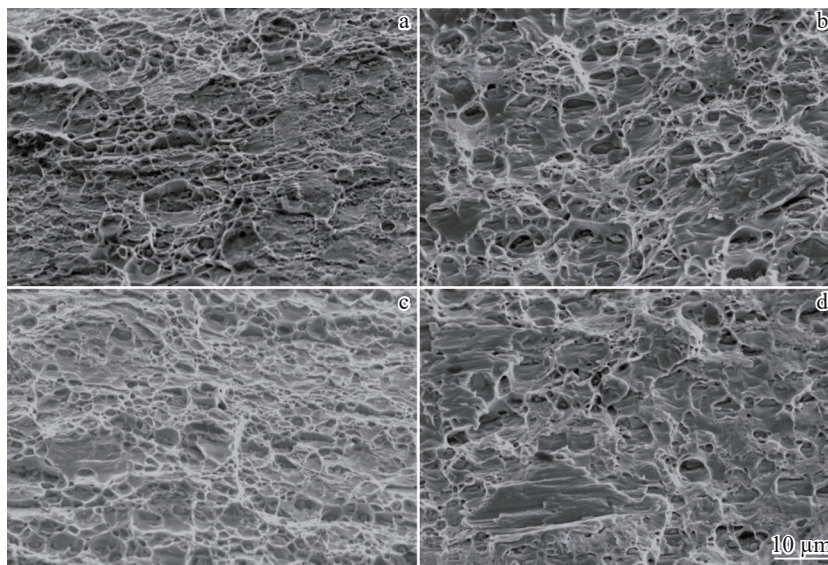


图8 不同固溶时间处理后的2195 Al-Li合金断口形貌

Fig.8 Fracture morphologies of 2195 Al-Li alloys after treatment with different solution time: (a) 40 min; (b) 60 min; (c) 100 min; (d) 120 min

在热力学上更难形成。因此,在自然时效条件下, T_1 相难以析出。这也是导致合金在自然时效态下的硬度显著低于人工时效峰值状态硬度的主要原因。

图 10 为 2195 铝锂合金板材在 520 °C 固溶处理 100 min 后,再经 160 °C 时效 18 h(峰时效状态)所获得的 TEM 明场像及选区电子衍射斑点。从图 10a 峰时效下 TEM 图可以看出,峰时效下组织中可观察到尺寸为 100~200 nm 的针状和棒状 T_1 相(Al_2CuLi),同时基体中还弥散分布着少量 θ 相(Al_2Cu)。随着时效温度升高和时间延长, T_1 相从 δ' 相(Al_3Li)中吸收 Cu 和 Li 原子,从而导致 δ' 相数量相应减少, T_1 析出增多。 T_1 相(Al_2CuLi)对铝合金的拉伸性能具有显著的提升作用,并改变了位错运动机制。与 δ' 相比, T_1 相表现出更强的强化效果。在图 10b 峰时效条件下合金的 TEM 表征结果可以看出,在峰

时效阶段,螺旋位错与 T_1 相、未溶颗粒交互时发生切割或绕过行为,产生位错缠结与塞积以提升强度,同时其交滑移能力可协调多滑移面变形、吸收裂纹能量,保障塑性与断裂韧性;未溶颗粒通过钉扎位错实现弥散强化; T_1 相作为核心强化相,以半共格应变场强烈阻碍位错运动;三者协同作用提高铝锂合金的强度。

图 11 为 2195 铝锂合金板材在 520 °C 固溶处理 100 min 后,再经 180 °C 时效 18 h(过时效状态)沿<110>获得的 TEM 明场像及选区电子衍射斑点。从图 11a 可以看出,与图 10a 中的形貌相比,在过时效状态下, T_1 相和 δ' 相均表现出明显的粗化现象。图 11b 所示 T_1 相的衍射斑点及衍射条纹(T_1 streaks)也进一步证实了该相在过时效阶段的优势析出与粗化特征。这主要是由于在 Al-Li 合金时效过程,以溶质原子扩散为主导,固溶处理所形成的

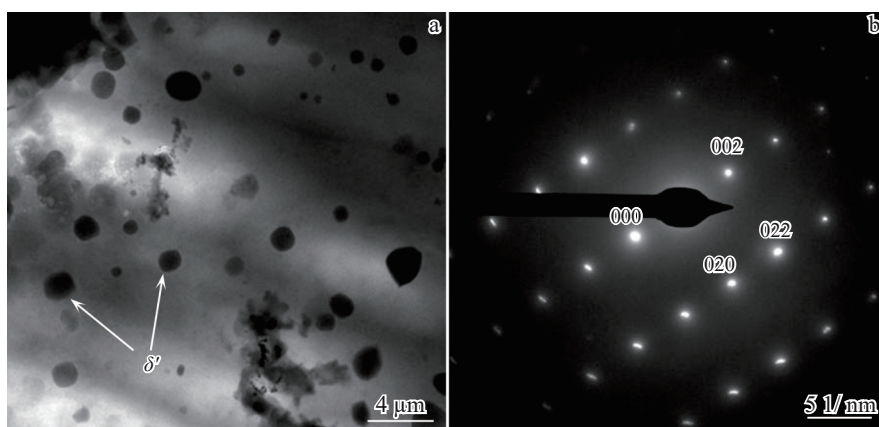


图9 自然时效条件下2195 Al-Li合金TEM图像及SAED花样

Fig.9 TEM image (a) and SAED pattern (b) of 2195 Al-Li alloys under natural aging conditions

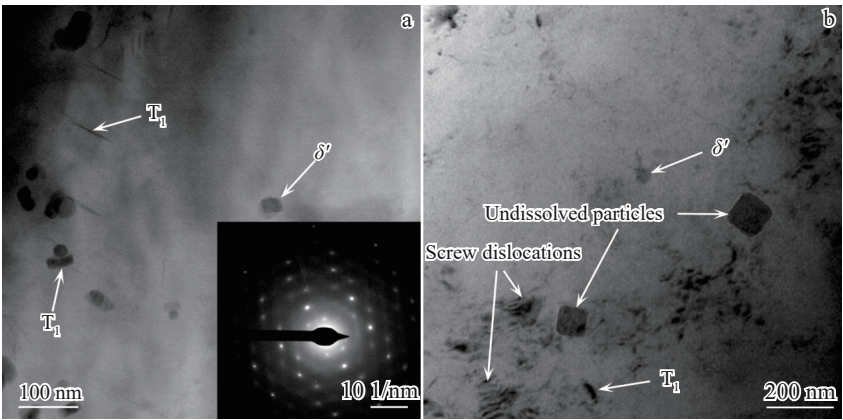


图 10 峰值时效状态下 2195 Al-Li 合金 TEM 图像

Fig.10 TEM images of 2195 Al-Li alloys under peak aging stage: (a) precipitated phase; (b) dislocation image

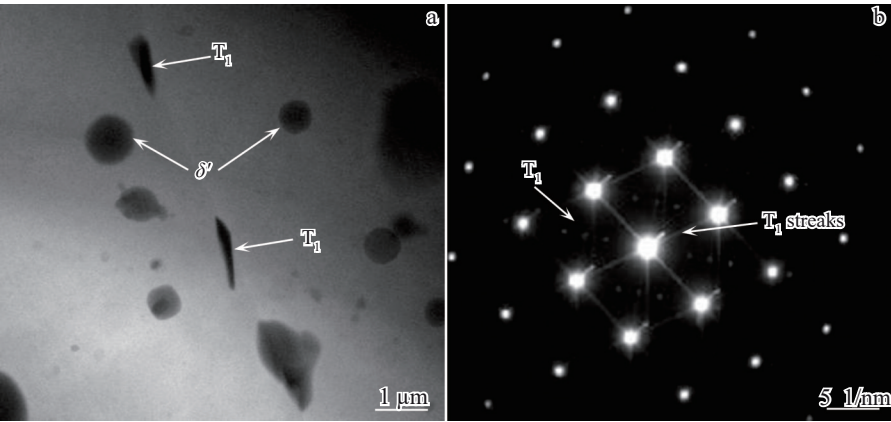


图 11 过时效状态 2195 Al-Li 合金 TEM 图像及 SAED 花样

Fig.11 TEM image (a) and SAED pattern (b) of 2195 Al-Li alloys under over-aged state

过饱和固溶体在热力学上处于不稳定状态,会自发发生分解,从而促使 T_1 相和 δ' 相发生粗化。

综上,可以得出 2195 铝锂合金在时效过程中强化相的析出过程:在时效初期(欠时效/自然时效阶段),由于 Li 原子与空位结合能高,溶质原子(Cu、Li)优先形成与基体共格的 GP 区和 δ' 相(Al_3Li);随着时效温度升高,先析出的 θ''/θ' 相(Al_2Cu)逐步转变为热力学更稳定与基体呈半共格关系 T_1 相(Al_2CuLi),同时 GP 区转变为 δ' 相(Al_3Li),形成以细小弥散 T_1 相和 δ' 相为主的强化组织,进入峰时效状态,此时合金强度达到峰值。当时效持续进行至过时效阶段,原子扩散增强, T_1 相与 δ' 相尺寸明显增大,间距变宽。析出相与基体的共格或半共格关系逐渐破坏,位错阻碍效应减弱,最终导致合金强度下降。

2195 铝锂合金的时效强化机制主要由 T_1 相主导,其析出行为受热处理制度(温度、时间)严格调控。最大强度、硬度需在峰值时效附近获得,此时 T_1 相细小、弥散、密度高;而自然时效以 δ' 相为主,强化效果有限;过时效

则因析出相粗化导致性能退化。因此,通过精确控制时效工艺,可有效调控强化相的类型、尺寸、分布及体积分数,从而优化合金综合性能。

4 结 论

1) 正交试验结果表明,热处理制度是调控 2195 铝锂合金强韧化行为的关键因素。其中,固溶温度、时效温度以及时效时间对合金的抗拉强度具有显著影响;对于屈服强度,固溶温度起主导作用,而时效时间的影响相对最弱;延伸率则主要受时效温度调控,表明塑性对析出相状态更为敏感。

2) 在固溶处理过程中,2195 铝锂合金对固溶温度的敏感性显著高于固溶时间。过高的固溶温度极易诱发晶界低熔点共晶相的局部熔化,导致过烧缺陷(如复熔球)的形成。因此,在工艺设计中应优先确定安全且有效的固溶温度窗口,并在此基础上合理匹配保温时间,以兼顾组织均匀性并避免过烧风险。

3) 2195 铝锂合金的时效强化机制主要由 T_1 相

(Al_2CuLi)的析出行为决定,其形貌、尺寸、分布及体积分数高度依赖于时效温度与时间。峰值时效状态下, T_1 相呈现细小、弥散且高密度特征,可实现最佳综合力学性能;自然时效以 δ' 相(Al_3Li)为主,强化效果有限;而过时效则因析出相粗化与间距增大导致强度下降。因此,通过精确调控时效工艺参数,可有效优化析出相结构,从而实现合金强韧性的协同提升,满足其成形工艺与构件强度要求。

参考文献 References

- [1] Wang Yichang(王一唱), Yuan Lingyang(袁灵洋), Yang Lei(杨磊) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2023, 52(11): 3954
- [2] Dursun T, Soutis C. *Materials & Design*[J], 2014, 56: 862
- [3] Wang Yichang(王一唱), Tong Xin(童鑫), You Guoqiang(游国强) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2021, 50(3): 1069
- [4] Huang Xiaomin(黄晓敏), Guan Ben(管奔), Zang Yong(臧勇). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2022, 51(12): 4745
- [5] Li Shuangshuang, Yue Xin, Li Qingyuan *et al. Journal of Materials Research and Technology*[J], 2023, 27: 944
- [6] Xue Hao, Li Jiaming, Wang Zhiqi *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2024, 915: 147209
- [7] Mahton Y, Jha V, Saha P. *International Journal of Metal Casting* [J], 2024, 18(1): 512
- [8] Cui Xiaoming(崔晓明), Cui Hao(崔昊), Zhao Xueping(赵学平) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2023, 52(9): 3179
- [9] Chen Qiang, Zhao Wenwen, Jiang Jufu *et al. Journal of Materials Research and Technology*[J], 2023, 24: 1612
- [10] Wang Ruiqi, Dai Guoqing, Guo Yanhua *et al. Journal of Central South University*[J], 2023, 30(5): 1417
- [11] Cai Q, Mendis C L, Wang S H *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2021, 881: 160559
- [12] Wu Guohua, Guo Youjie, Qi Fangzhou *et al. China Foundry*[J], 2024, 21(5): 445
- [13] Zhou Jing, Miao Jihang, Wang Baoyu *et al. Metals*[J], 2022, 12(6): 897
- [14] Gao Huixian, Li Ke, Shao Shan *et al. Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2026, 55(4): 841
- [15] Yu Zhe, Li He, Cai Pengzhan *et al. Journal of Materials Research and Technology*[J], 2023, 23: 2010
- [16] Liu Mingming, Li Quanan, Chen Xiaoya *et al. Journal of Materials Engineering and Performance*[J], 2023, 32(4): 1463
- [17] Lin Yi, Zheng Ziqiao, Li Shichen. *Archives of Civil and Mechanical Engineering*[J], 2014, 14(1): 61
- [18] Zhao Hui, Cheng Quanshi, Zhao Yan *et al. Journal of Central South University*[J], 2024, 31(1): 25
- [19] Fan Zhenzhen, Lei Xiuchuan, Wang Lu *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2018, 730: 317
- [20] Zhang Yelin, Yang Hongfu, Sun Peng *et al. Journal of Materials Engineering and Performance*[J], 2024, 33(13): 6601
- [21] Pei Mengyu, Sun Youping, Li Wangzhen *et al. Journal of Materials Engineering and Performance*[J], 2024, 34(15): 16145
- [22] Ren Jicun, Hong Zhiheng, Zhou Qingshan *et al. Journal of Materials Engineering and Performance*[J], 2024, 33(23): 13284
- [23] Duan Xiaoge, Mi Zhenli, Jiang Haitao *et al. Materials Research Express*[J], 2019, 6(7): 076576
- [24] Ma Xiaoguang(马晓光), Zeng Yuansong(曾元松), Cai Yancen(蔡彦岑) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2023, 33(9): 2787
- [25] Yin Qi, Jiang Liping, Guo Fengjia *et al. Materials Science*[J], 2023, 29(4): 439
- [26] Liu Wenyi(刘文祎), Wang Yaoqi(王耀奇), Han Yujie(韩玉杰) *et al. Chinese Journal of Rare Metals*(稀有金属)[J], 2022, 46(9): 1146
- [27] Zhao Zhongxin, Wu Ruoqing, Wang Bo *et al. Materials*[J], 2020, 13(18): 4022
- [28] Xu Xiaojing, Jiang Ze, Mao Qiang *et al. Materials Research Express*[J], 2019, 6(6): 066504
- [29] Xu Guifang(徐桂芳), Gu Xiaodong(顾晓栋), Long Jiangxin(龙江馨). *Transactions of Materials and Heat Treatment*(材料热处理学报)[J], 2019, 40(2): 62
- [30] Hao Yixuan(郝一玄), Niu Fengjiao(牛凤姣), Ma Zibo(马子博) *et al. Ordnance Material Science and Engineering*(兵器材料科学与工程)[J], 2025, 48(1): 26
- [31] Yang Xinghai, Wang Junsheng, Wang Shuo *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2023, 872: 144963

Effect of Heat Treatment Parameters on the Microstructure and Properties of 2195 Aluminum-Lithium Alloy

Jia Xiangdong, Zhang Hongyao, Hao Kunming, Hu Gang, Lu Wei

(College of Mechanical and Electronic Engineering, Nanjing Forestry University, Nanjing 210037, China)

Abstract: To investigate the influence of solution and aging parameters on the strengthening and toughening mechanisms of 2195 Al-Li alloy, orthogonal experiments combined with range analysis were conducted. The regulatory rules of heat treatment regimes on the mechanical properties and microstructure of the alloy were illustrated. The results indicate that during solution treatment process, the 2195 Al-Li alloy exhibits significantly higher sensitivity to solution temperature than to solution time. Thus, to design the solution process, the appropriate solution temperature should be given priority consideration, followed by optimization of the corresponding holding time based on this temperature. In the aging stage, the strengthening effect of the 2195 Al-Li alloy is primarily dominated by the T_1 phase, and its precipitation behavior is strictly regulated by aging temperature and time. Under natural aging (under-aged state), the precipitated phases are predominantly δ' phases, resulting in a relatively limited strengthening effect. At the peak aging stage, the T_1 phases exhibit characteristics of fine size, dispersion, and high density, and at this time, the strength of the alloy achieves its maximum value. Upon entering the over-aged stage, the coarsening of T_1 and δ' phases lead to a decrease in alloy strength. Consequently, precise control of aging parameters provides an effective means of tailoring the type, size, and spatial distribution of strengthening precipitates, thereby optimizing the comprehensive mechanical properties of the 2195 Al-Li alloy to meet the requirements of its forming processes and structural applications.

Key words: 2195 Al-Li alloy; heat treatment; orthogonal experiment; microstructure; mechanical properties

Corresponding author: Jia Xiangdong, Ph. D., Associate Professor, College of Mechanical and Electronic Engineering, Nanjing Forestry University, Nanjing 210037, P. R. China, E-mail: jiaxd.good@njfu.edu.cn