

2195 合金锻造管的淬火与时效工艺

雷正平¹, 蒋 呐^{1,2}, 谭澄宇²

(1. 西南铝业(集团)有限责任公司, 重庆 401326;

2. 中南大学 材料科学与工程学院, 长沙 410083)

摘 要: 研究了 2195 合金大规格锻造管的淬火与时效工艺。通过拉伸试验、金相显微仪和透射电镜考察了热处理工艺参数对其力学性能和显微组织的影响。淬火敏感性试验表明, 产品必须采用水冷方式淬火, 但对冷却水的温度可以不作严格控制。不同温度的人工时效工艺试验表明, 低温峰值时效可以使产品获得较高的强度和理想的伸长率, 而时效温度升高将导致沉淀相粗化, 使产品的强度下降。合理的 2195 合金锻造管的淬火工艺为 500 °C 固溶、水冷淬火, 人工时效制度为 150 °C 时效 195 h。

关键词: 铝锂合金; 锻件; 热处理; 微观组织; 力学性能

中图分类号: TG 146.2

文献标志码: A

Quenching and aging technologies for alloy 2195 forged tube

LEI Zheng-ping¹, JIANG Na^{1,2}, TAN Cheng-yu²

(1. Southwest Aluminum (Group) Co., Ltd., Chongqing 401326, China;

2. School of Materials Science and Engineering, Central South University, Changsha 410083, China)

Abstract: Heat treatment technologies for a large-sized, forged tube of alloy 2195 were studied. The effects of heat treatment parameters on the mechanical properties and microstructure of the product were investigated by means of tensile test, metallography and transmission electron microscopy. The results of quenching-sensitivity test show that, the product must be quenched by water cooling, but no strict limitations are required to the water temperature. The results of tensile test for artificial aging at different temperatures show that the product can achieve high strength and desirable ductility via peak-aging at a relative low temperature. The increase of aging temperature leads to coarsening of precipitates, and hence decreases the strength of the product. The suitable heat treatment technologies for the alloy 2195 forged tube should be that, solution-treated at 500 °C, water quenching and then artificial aging at 150 °C for 195 h.

Key words: Al-Li alloy; forged product; heat treatment; microstructure; mechanical properties

铝锂合金因具有高比强度和高比刚度的特点, 被认为是航空、航天领域具有竞争力的结构材料^[1-2]。美国雷诺金属公司(RMC)开发的高强可焊铝锂合金 AA2195(Al-4.0Cu-1.0Li-0.4Mg-0.4Ag-0.12Zr)用以替代美国航天飞机巨型外挂燃料箱的传统用材 AA2219^[3-4], 于 1998 年 6 月在美国国家宇航局(NASA)的 STS-91 发射任务中首次得到商业应用。在那次发

射中, 用 2195 合金制造的“发现号”航天飞机的超轻燃料箱(SLWT)与传统燃料箱相比质量减轻 3 t 以上, 使航天飞机向空间站的运输能力提升达 50%。

关于 2195 合金的组织强化机理已有广泛研究^[5-9], 结果证明, 该合金通过采用应变时效工艺(T851 处理)可获得高强度性能, 其实质是, 在人工时效前, 通过拉伸或冷轧的方式对产品实施冷变形, 产品在后续的

人工时效阶段可以获得更好的沉淀强化效果。这是因为冷变形产生的位错可以促进强化相的非均匀形核析出^[10-11]。通常, 应变时效工艺对于板材、型棒材等产品适用, 但对于锻造类产品, 由于产品尺寸或形状的限制, 往往无法实施冷变形, 只能依靠单一人工时效(即 T6 处理)进行强化。

本文作者开发的 2195 合金大口径管材规格为 $d\ 540\ \text{mm} \times 20\ \text{mm} \times 1\ 500\ \text{mm}$, 替代 LD10 合金, 对力学性能有较高的要求。该管材通过锻造加工的方式成形, 外形特点为直径大、长度短, 在热处理过程中难以通过拉伸方式实施冷变形, 只能进行“淬火+人工时效”的 T6 处理。在此, 针对这种大口径管材产品的特点, 研究了热处理工艺参数对其力学性能与微观组织的影响规律, 希望建立获得良好产品性能的最佳热处理工艺制度。

1 实验

采用 2195 合金工业规格圆锭, 进行双级均匀化退火, 然后在 60 MN 水压机上自由锻开坯, 制成锻造坯料; 将该坯料置于内径 570 mm 胎模内, 进行模锻, 冲制毛坯管; 最后, 将毛坯管机加工成 $d\ 540\ \text{mm} \times 20\ \text{mm} \times 1\ 500\ \text{mm}$ 规格成品管材。

从上述管材取样开展热处理工艺试验, 力学性能试样沿金属延展方向(管材轴线方向)切取。为了考察产品的淬火敏感性, 研究了其在不同的冷却介质(空气、90 °C 沸水、50 °C 温水、25 °C 冷水、0 °C 冰水)中淬火后的时效性能与金相组织。对于产品的 T6 人工时效工艺, 研究了其在 150~180 °C 温度范围内时效的力学性能变化规律, 并借助 TEM 观察了其时效析出行为。

力学性能测试在 AG-IS 100 kN 电子拉伸试验机上进行, 执行 GB/T 228—2002 标准; 对淬火组织的金相观察采用 OLYMPUS-BHM 光学显微镜; 时效态微观形貌观察采用 TECNAI G² 20 透射电子显微镜, 加速电压 200 kV。

2 实验结果

2.1 合金的淬火敏感性

图 1 所示为产品在 500 °C 固溶处理 1 h、经不同冷却介质淬火、在 160 °C 时效 50 h 后测得的力学性

能。由图 1 可见, 当采用空冷方式淬火时, 伸长率较高、强度很低, 实际上材料并没有获得有效的热处理强化, 表明 2195 合金对淬火冷却速率较为敏感, 空冷淬火难以产生淬火效应; 当采用水冷方式淬火时, 材料均能获得明显的淬火效应, 强度显著提高; 而且, 淬火冷却水的温度对力学性能不产生明显影响, 表明 2195 合金具有理想的淬透性。

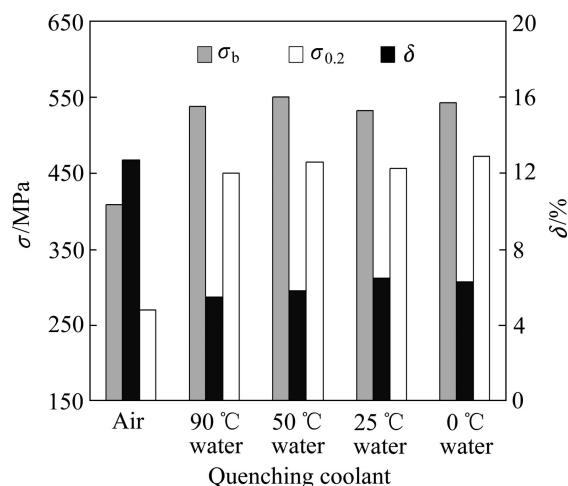


图 1 淬火冷却介质对 2195-T6 力学性能的影响

Fig. 1 Effects of quenching coolants on mechanical properties of 2195-T6

相应的金相显微组织见图 2。从图 2(a)可看出, 空冷淬火后呈现出的显微组织其实更接近退火状态的组织, 这一特征与图 3 的力学性能结果相对应。而水冷淬火的显微组织均为典型淬火组织(见图 2(b)、(c))。这一结果说明, 为了达到 2195 合金临界淬火冷却速率的要求, 必须采用水冷方式淬火, 但对水温不需要进行特殊规定, 可以根据实际的产品规格及工艺需求, 在较宽的范围内调整淬火水温。

2.2 合金的时效工艺

图 3 所示为产品在不同温度下的 T6 时效强化曲线。由图 3 可以看到, 在 150 °C 的时效进程非常缓慢, 至 195 h 才达到峰值; 在 160 °C 时效明显加快, 66 h 可达到峰值; 在 170 和 180 °C 时效达到峰值的时间更分别缩短为 38 和 12 h。

由图 3 可知, 在 150 °C 时效的产品具有最高的强度及满意的塑性, 综合力学性能最好; 在 160 和 170 °C 时效的性能相对比较接近, 从峰值力学性能来看, 产品在 160 °C 时效的抗拉强度略高于 170 °C 时效的, 但 160 °C 时效的屈服强度和伸长率略低于 170 °C 时效

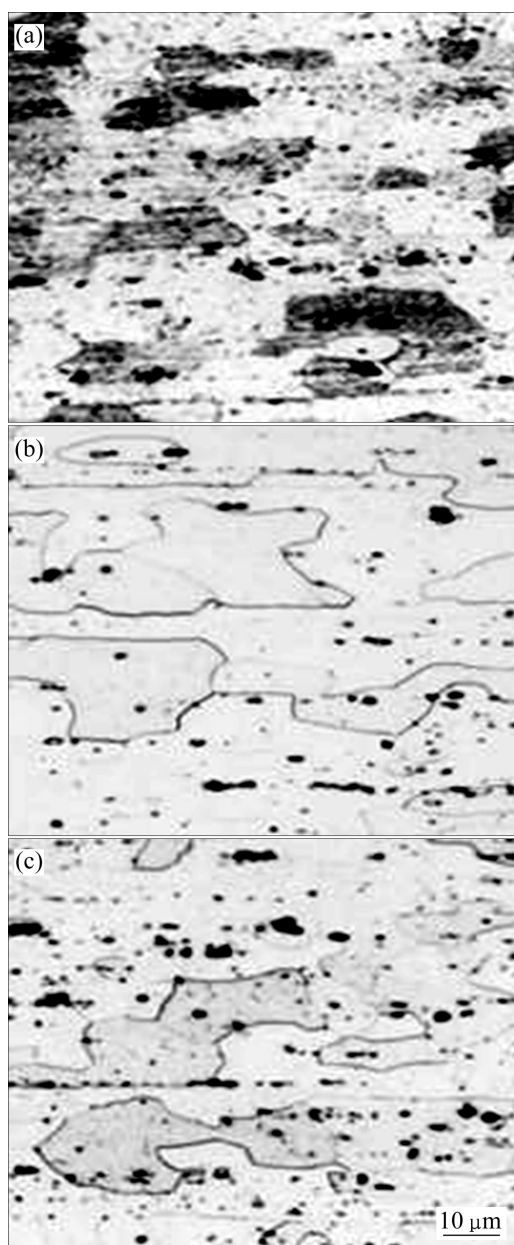


图 2 冷却介质对 2195 合金淬火组织的影响

Fig. 2 Effect of coolants on microstructure of alloy 2195 after quenching: (a) Cooled in air; (b) Cooled in water of 50 °C; (c) Cooled in water of 0 °C

的; 在 180 °C 时效时, 过时效倾向非常明显, 且在过时效状态下的强度水平很低: 抗拉强度低于 500 MPa、屈服强度不足 450 MPa。综上所述, 可以将 2195 合金锻造管的 T6 人工时效制度确定为 150 °C、195 h, 在该制度下, 产品可以获得最佳的力学性能指标。

2.3 合金的时效析出行为

图 4 所示为 150 °C 时效的 TEM 观察结果。从图 4(a)看到, 2195 合金在时效早期(150 °C 时效 2 h)就形

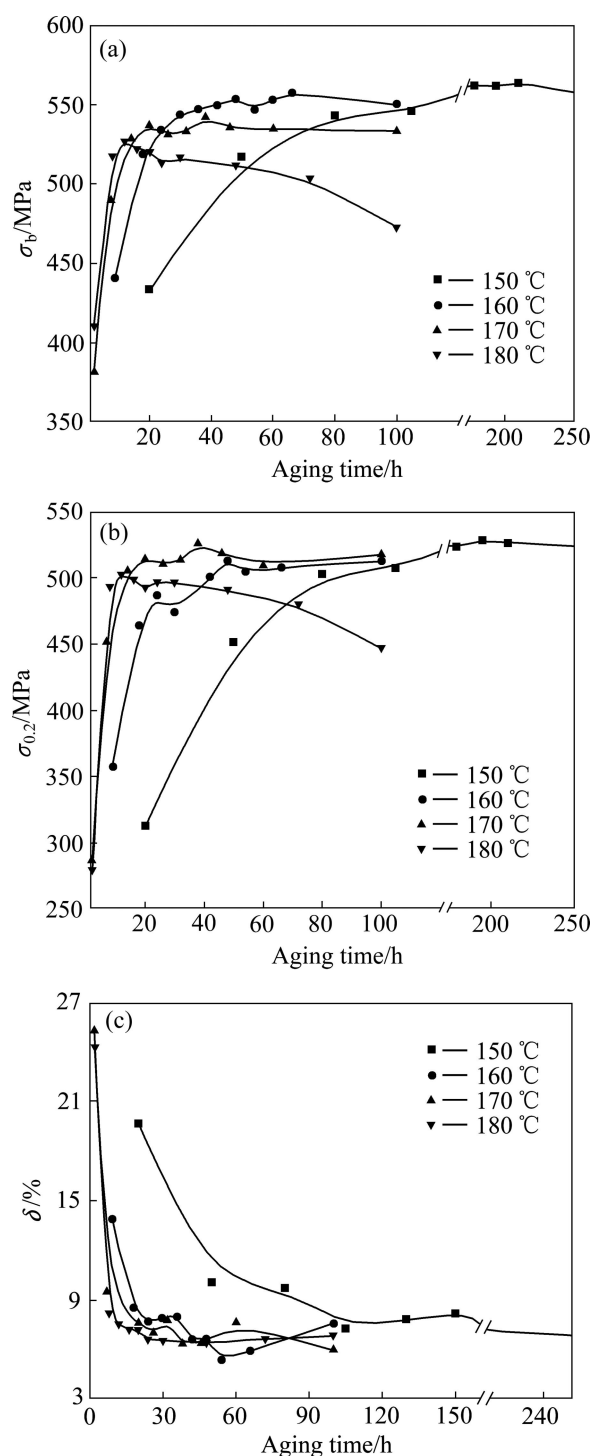


图 3 2195 合金锻造管在不同温度下的人工时效曲线

Fig. 3 Artificial aging curves of 2195 forged tube at different aging temperatures

成 GP 区, 这是因为 2195 合金 Cu 含量较高, 基体溶质原子的过饱和度较大, 因而具有较大的时效驱动力, 溶质原子容易偏聚而形成 GP 区, 这也从侧面验证了 2195 合金淬火时需要采用较快的冷却速率; 从图 4(b)可以看到, 150 °C 时效 50 h, $\{100\}_{\alpha}$ 面上析出大量

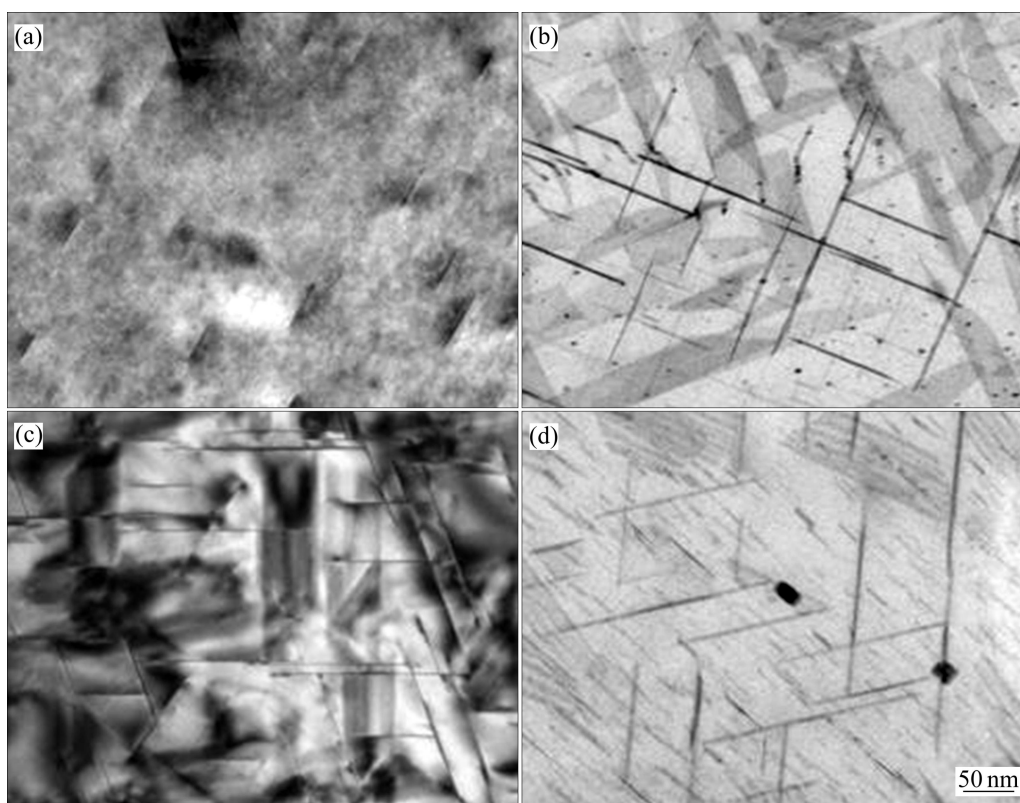


图 4 150 °C 时效不同时间的沉淀相形貌

Fig. 4 TEM images of precipitates aged at 150 °C for different times: (a) 2 h; (b) 50 h; (c) 195 h; (d) 250 h

θ' (Al_2Cu) 相, 这实质上是 GP 区进一步聚集长大的结果; 图 4(c) 表明, 150 °C 时效至峰值状态 (195 h), 主要的析出相变成 $\{111\}_\alpha$ 面的 T_1 (Al_2CuLi) 相, 其分布较为均匀、弥散, θ' 相则相对较少; 图 4(d) 则显示, 至 250 h 的过时效状态, T_1 相明显粗化, θ' 相已难以被观察到。

从图 4 可知, 2195 合金在 150 °C 时效的典型脱溶序列为: GP 区 $\rightarrow \theta' \rightarrow \theta' + T_1 \rightarrow T_1$ 。在欠时效阶段, 合金主要依靠 θ' 相强化, 在峰值时效及过时效状态, 主要的强化相为 T_1 相。

图 5 所示为产品分别在 160、170 和 180 °C 下时效的沉淀相形貌。从图 5(a) 可见, 160 °C 时效的 T_1 相形态与 150 °C 时效的 T_1 相形态相近, 并且可以观察到少量 θ' 相同时存在。在图 5(b) 和图 5(c) 中, T_1 相的形态基本保持不变, 但几乎很难观察到 θ' 相了, 说明随着时效温度升高, T_1 相的析出比 θ' 相更占优势。比较图 5(a)、(b)、(c) 可发现, 随着时效温度升高, $\{111\}_\alpha$ 面的片层状 T_1 相的厚度应略有增加。从图 5(d) 则可见, 在完全过时效的状态下 T_1 相的粗化非常明显, 表明高温、长时间时效导致 T_1 相长大。

3 沉淀强化机理分析

可热处理强化型高强度铝合金的组织特征是在基体的 $\{111\}_\alpha$ 面或 $\{100\}_\alpha$ 面上可析出片状或棒状的沉淀相^[12]。NIE 等^[13]指出, $\{111\}_\alpha$ 面上的析出相 (如 T_1) 所产生的强化效应高于 $\{100\}_\alpha$ 面上的析出相 (如 θ')。这可以解释为, θ' 相为超点阵有序结构, 与基体保持共格或半共格位向关系, 能够被位错切割, 其主要强化效应来自切割机制的化学强化效应; T_1 相为密排六方结构, 与基体不共格, 但从惯析位向关系看, T_1 相的原子密排面和密排方向与 $\alpha(\text{Al})$ 基体的相应晶面和晶向是平行的^[14], 即: $(0001)_{T_1} // (111)_{\text{Al}}$ 和 $[10\bar{1}0]_{T_1} // [110]_{\text{Al}}$, 这就意味着, 在 $\alpha(\text{Al})$ 基体密排面上滑移的位错有可能穿越至 T_1 相的密排面上并切过 T_1 相, 但这种切割需要较大的临界分切应力, 只有当位错塞积达到一定程度时才可发生。因此, T_1 相的强化效应首先来自因阻碍位错滑移的 Orowan 机制。当位错塞积至一定程度而穿越 T_1 相后, 其强化效应还将来自因切割机制所产生的化学强化效应, 也就是说,

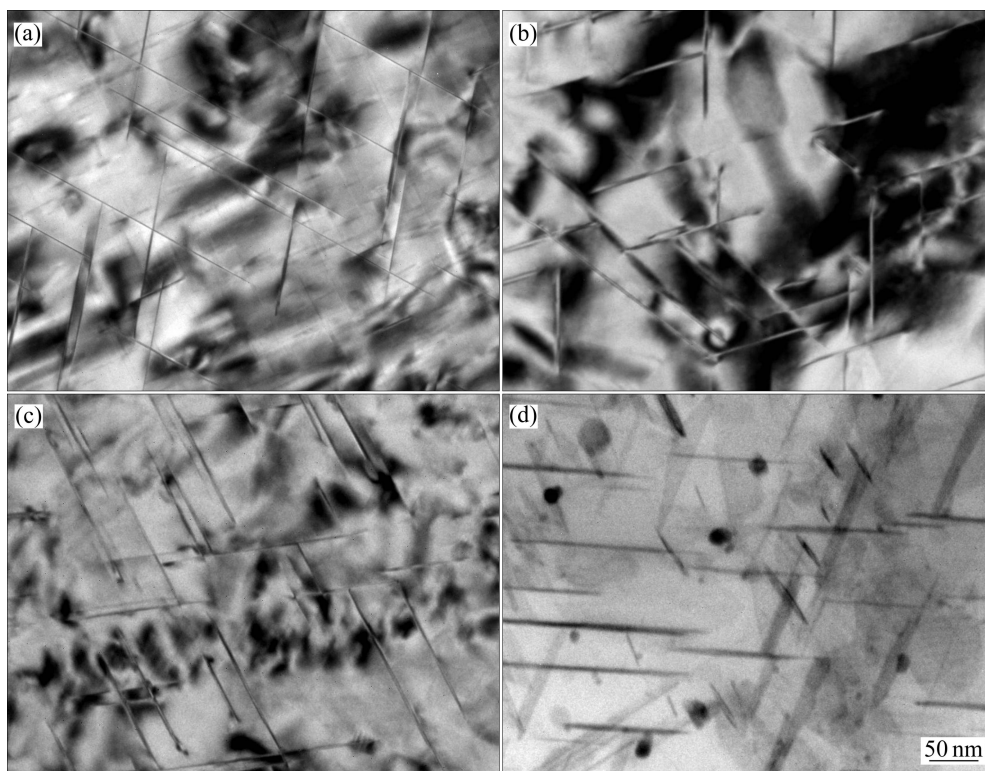


图 5 2195-T6 锻造管在不同时效温度下的沉淀相形貌

Fig. 5 TEM images of precipitates for 2195-T6 forged tube aged at different temperatures: (a) 160 °C, 48 h; (b) 170 °C, 38 h; (c) 180 °C, 12 h; (d) 180 °C, 100 h

T_1 相是具有混合强化机制的强化相, 其强化效果要超过依靠单一强化机制的 θ' 相。由此可知, 在 150 °C 的欠时效状态, 由于只有 θ' 相提供强化, 故材料强度不高; 峰值时效状态下, T_1 相是主要的强化相, 并伴以 θ' 相的补充强化(见图 4(c)), 材料获得了最高的强度; 过时效状态, 如图 4(d)所示, T_1 相明显粗化、 θ' 相近于消失, 因而材料综合力学性能有所下降。

由于 2195 合金既含 $\{111\}_\alpha$ 面的 T_1 相、也含 $\{100\}_\alpha$ 面的 θ' 相, 因此, 其强度水平远远高于主要依靠 θ' 相强化的 LD10 合金的强度水平。最佳的强化效果来自于弥散片状析出相形成连续的网络状(类似于图 4(c)所示的形貌), 因为这种形态的沉淀相组织对位错滑移具有最大的阻碍作用。对 150 °C 峰值时效态的 2195-T6 锻造管的拉伸试验结果显示其力学性能如下: 抗拉强度 562 MPa、屈服强度 528 MPa、伸长率 7.3 %, 这与其显微组织形态是吻合的。

如图 5 所示, 在更高的时效温度下, T_1 相的析出更加优先, 这是因为在更高温度下亚稳态的 θ' 相比平衡态的 T_1 相需要更长的形核孕育期。铝锂合金因强化相在特定取向被切割而具有共面滑移现象^[15], 由此导

致位错容易在晶界塞积而引起低能沿晶断裂, 降低材料的塑性和韧性。如前所述, 与基体不共格的 T_1 相在特定向上也是能够被位错切过的。 T_1 相一旦被位错成功穿越, 它就不能起到分散共面滑移、改善材料塑韧性的作用。因此, 随着时效温度升高, 尽管 T_1 相更容易析出并长大, 但由于 T_1 相对分散共面滑移所起的作用不明显, 因而材料的塑韧性仍然会变差, 正如图 3 中伸长率曲线所表现的趋势: 随着时效温度的升高, 产品的伸长率总体降低。

4 结论

1) 2195 合金是对淬火冷却速率敏感的材料。产品必须采用水冷方式进行淬火, 但对淬火水温可以不作特别要求。

2) 2195 合金锻造管采用低温峰值时效可以获得理想的力学性能, 其主要的强化相为弥散、片状的 $\{111\}_\alpha$ 面 $T_1(\text{Al}_2\text{CuLi})$ 相, 并辅以少量 $\{100\}_\alpha$ 面 $\theta'(\text{Al}_2\text{Cu})$ 相。随着时效温度提高, T_1 相逐渐粗化, 产品

强度将下降。

3) 2195 合金锻造管的最佳热处理工艺制度如下: 500 °C、1 h 固溶处理+水冷淬火+150 °C、195 h 时效, 在该制度下产品可以获得最高的强度和理想的伸长率。

REFERENCES

- [1] RIOJA R J. Fabrication methods to manufacture isotropic Al-Li alloys and products for space and aerospace applications[J]. *Materials Science and Engineering A*, November 1998, 257(1): 100–107.
- [2] WARNER T. Recently-developed aluminium solutions for aerospace applications[J]. *Materials Science Forum*, 2006, 519/521: 1271–1278.
- [3] SANDERS J H. Investigation of grain boundary chemistry in Al-Li 2195 welds using Auger electron spectroscopy[J]. *Thin Solid Films*, 1996, 277(1/2): 121–127.
- [4] CHATURVEDI M C, CHEN D L. Effect of specimen orientation and welding on the fracture and fatigue properties of 2195 Al-Li alloy[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2004, 387/389: 465–469.
- [5] CROOKS R, WANG Z, LEVIT V I, SHENOY R N. Microtexture, microstructure and plastic anisotropy of AA2195[J]. *Materials Science and Engineering A*, 1998, 257(1): 145–152.
- [6] HUANG B P, ZHENG Z Q. Independent and combined roles of trace Mg and Ag additions in properties precipitation process and precipitation kinetics of Al-Cu-Li-(Mg)-(Ag)-Zr-Ti alloys[J]. *Acta Materialia*, 1998, 46(12): 4381–4393.
- [7] ZHU A W, GABLE B M, SHIFLET G J, STARKE Jr. E A. The intelligent design of age hardenable wrought aluminum alloys[J]. *Advanced Engineering Materials*, 2002, 4(11): 839–846.
- [8] 于利军, 郑子樵, 李世晨, 刘 岗, 魏修宇. 热处理工艺 T616 对 2195 合金组织和性能的影响[J]. *材料热处理学报*, 2006, 27(5): 79–83.
- YU Li-jun, ZHENG Zi-qiao, LI Shi-chen, LIU Gang, WEI Xiu-yu. Effects of T616 temper on microstructure and mechanical properties of 2195 Al-Li alloy[J]. *Transactions of Materials and Heat Treatment*, 2006, 27(5): 79–83.
- [9] XU Yue, GENG Ji-ping, LIU Yu-feng. Effect of rare earth elements on anisotropy and microstructure of Al-Li alloy 2195 sheets[J]. *Journal of Rare Earths*, 2006, 24(6): 793–796.
- [10] GREGSON P J, FLOWER H M. Microstructural control of toughness in aluminium-lithium alloys[J]. *Acta Metallurgica*, 1985, 33(3): 527–537.
- [11] 蒋 呐, 向曙光, 郑子樵. CP276 铝锂合金的应变时效工艺[J]. *中国有色金属学报*, 1999, 9(4): 694–699.
- JIANG Na, XIANG Shu-guang, ZHENG Zi-qiao. Strain-ageing process for Al-Li alloy CP276[J]. *Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 1999, 9(4): 694–699.
- [12] MUDDLE B C, NIE J F. Nucleation-mediated structural refinement and aluminium alloy design[J]. *Materials Science Forum*, 2006, 519/521: 191–196.
- [13] NIE J F, MUDDLE B C. Microstructural design of high-strength aluminum alloys[J]. *Journal of Phase Equilibria*, 1998, 19(6): 543–551.
- [14] FLOWER H M, GREGSON P J. Solid state transformation in aluminum alloys containing lithium[J]. *Materials Science and Technology*, 1987, 3(2): 81–90.
- [15] KOBAYASHI T. Strength and fracture of aluminum alloys[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2000, 280: 8–16.

(编辑 龙怀中)