

# 固溶时效工艺对 7055 铝合金组织和力学性能的影响

张 静, 杨 亮, 左汝林

(重庆大学, 重庆 400044)

**摘 要:** 采用透射电子显微镜、光学显微镜、拉伸力学性能测试等手段比较分析了不同固溶时效工艺对 7055 铝合金挤压棒材微观组织结构和力学性能的影响规律和机理。结果表明, 固溶和时效工艺的合理搭配对控制合金微细结构、获得理想的综合力学性能有重要作用。采用 470 °C/20 min+480~490 °C/20 min 的两级固溶处理可以进一步减少合金中未溶化合物的数量, 有利于增加时效强化效果; 当第二级固溶温度为 490 °C 时, 可以使未溶化合物数量明显减小, 其体积分数从单级固溶的 2.5% 降低至约 2.0%; 晶粒尺寸在 30~35 μm。本试验条件下, 7055 铝合金挤压棒材经 470 °C/20 min+485 °C/20 min 两级固溶处理和随后的 135 °C/16 h + 190 °C/10 min 两级时效处理, 抗拉强度和屈服强度分别达到 694 和 660 MPa, 延伸率仍保持 14%, 合金具有最佳的综合力学性能。

**关键词:** Al-Zn-Mg-Cu 铝合金; 力学性能; 固溶; 时效; 析出相

**中图分类号:** TG146.2<sup>+</sup>1

**文献标识码:** A

**文章编号:** 1002-185X(2015)04-0956-05

7055 铝合金 Al-Zn-Mg-Cu 系铝合金 (7XXX), 是一种可热处理强化的超高强度铝合金<sup>[1,2]</sup>。Al-Zn-Mg-Cu 系铝合金具有质量轻、比强度高、耐腐蚀等诸多优点, 成为航空工业中重要的轻质高强结构材料<sup>[3,4]</sup>。但是, 由于其合金化程度高、变形开裂倾向大, 给熔铸和热处理工艺带来较大的难度, 在一定程度上限制了其性能潜力的发挥<sup>[5,6]</sup>。近年来, 研究者致力于新型热处理状态的研究开发, 相继推出了形变热处理工艺<sup>[7]</sup>、回归再时效处理工艺 (RRA)、T77 热处理等<sup>[8,9]</sup>, 试图在保持 Al-Zn-Mg-Cu 系高强度的同时, 进一步改善其断裂韧性和抗应力腐蚀性能。7055 铝合金由于具有较高的 Zn/Mg 比和 Cu/Mg 比、以及 T77 制度的应用<sup>[4,10,11]</sup>, 显示了优良的综合性能和巨大的应用潜力。本工作对 7055 铝合金进行固溶时效处理, 探索热处理对组织和力学性能的影响规律, 为新型热处理制度的开发提供基础数据和理论依据。

## 1 实 验

实验所用 7055 铝合金的化学成分为 Al-8.1Zn-2.2Mg-2.4Cu-0.15Zr-0.05Mn-0.03 Ti (质量分数, %, 下同), 杂质元素 Fe 和 Si 的含量分别为 0.14% 和 0.05%。7055 铝合金铸锭经 455 °C 均匀化热处理 46 h 后, 挤压成  $\Phi 10$  mm 棒材, 挤压温度 400 °C。然后, 对挤压棒材进行不同的固溶时效处理。固溶处理采用

两级处理制度, 第一级固溶温度为 470 °C、固溶时间 20 min; 第二级固溶温度分别为 480、485、490 °C, 固溶时间均为 20 min。时效处理为双级时效, 第一级时效为 135 °C/16 h, 第二级时效在 190 °C 下分别保温 5、10、15 min。

利用金相显微镜和透射电子显微镜 (TEM) 研究观察经不同固溶、时效处理样品的显微组织。采用图像分析仪测定经不同固溶处理样品中未溶化合物的体积分数; 金相样品经阳极复膜后在偏振光下观察晶粒形态, 并利用定量金相法测定晶粒大小。透射电镜样品采用双喷电解减薄, 利用 TECNAI20 透射电子显微镜进行微观组织分析。不同固溶时效处理后样品的室温拉伸力学性能在新三思电子万能试验机上进行。

## 2 结果与讨论

### 2.1 金相显微组织

为了比较不同固溶处理对 7055 铝合金晶粒大小和未溶化合物数量的影响, 对合金进行金相显微组织观察和分析。图 1 是不同固溶处理的样品的阳极复膜组织照片。定量金相测定结果表明, 470 °C 单级固溶处理后, 晶粒平均尺寸为 35 μm; 经第二级固溶处理后, 晶粒大小并没有明显变化, 均在 30~35 μm 范围内。这说明, 采用本实验的固溶处理制度, 样品晶粒均未发生异常长大, 组织形态正常。图 2 是不同固溶

收稿日期: 2014-04-29

基金项目: 国家国际科技合作专项项目 (2011DFR50950); 国家科技支撑计划课题 (2012BAF09B04); 重庆大学大型仪器设备开放基金  
作者简介: 张 静, 女, 1970 年生, 博士, 教授, 重庆大学材料科学与工程学院, 重庆 400044, 电话: 023-65111167, E-mail: jingzhang@cqu.edu.cn

处理的样品中未溶化合物体积分数的测量结果。由图 2 可以看出，当第二级固溶温度低于 485 °C 时，采用不同固溶工艺处理的样品（包括单级固溶）中未溶化合物体积分数在测量误差范围内基本相同，均在 2.5% 左右；而当第二级固溶温度为 490 °C 时，未溶化合物体积分数明显减小，约为 2.0%，说明该状态下合金元素在基体中的饱和度最大。可见，适当提高第二级固溶处理温度有利于合金中化合物固溶化程度进行得更加充分，因而有益于合金组织性能的改善。若继续增加固溶处理温度，则可能造成晶粒的异常长大，对组织性能不利。

Al-Zn-Mg-Cu 系合金中由于合金元素含量高以及非平衡结晶，不可避免地存在着未溶共晶相，这些粗大的共晶相对合金强度和塑性均不利<sup>[10,12]</sup>。采用合适的固溶处理，使这些非平衡共晶相尽可能地溶解于铝基体中，既可以减少未溶共晶相对合金强度和塑性的不利影响，又可以提高合金元素的过饱和度、增加合金时效强化效果。本实验中，当第二级固溶处理温度为 495 °C 时，未溶化合物体积分数明显减少；而且在 475~495 °C 温度范围内，均未发现有晶界过烧或晶粒长大等现象，因此在此温度范围内，宜采用较高的固溶处理温度。

2.2 TEM 微观组织

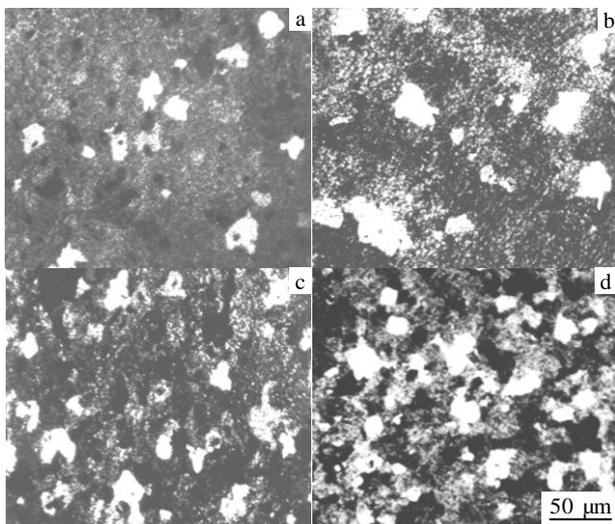


图 1 7055 铝合金不同固溶处理工艺下的阳极复膜相显微组织照片

Fig.1 Optical microstructures of anodic films on 7055Al alloys with different solution treatments: (a) one step solution at 470 °C, two-step solution with the 2nd-step solution temperature being 480 °C (b), 485 °C (c) and 490 °C (d)

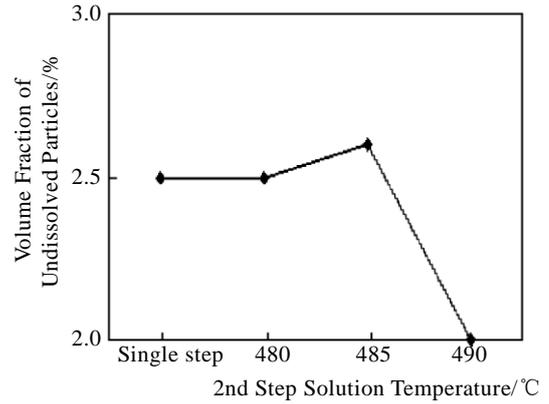


图 2 7055 铝合金不同固溶处理的样品中未溶化合物的体积分数

Fig.2 Volume fraction of undissolved particles in 7055Al alloys with different solution treatments

为了比较不同时效处理工艺条件下的析出相特征，将样品经过相同的固溶处理后，进行单级和双级时效。图 3~图 5 是采用 470 °C/20 min+480 °C/20 min 的固溶处理、单级 135 °C/16 h 以及随后在 190 °C 分别进行 10、15 min 第二级时效的样品的 TEM 组织照片。可以看出，7055 合金挤压棒材固溶时效后的 TEM 显微组织由多边化的亚晶以及晶界、晶内弥散分布的细小析出相构成。亚晶大小均匀，尺寸在 1~3 μm。不同处理工艺对亚晶大小无明显影响，而析出相的大小、种类及分布特征则随时效制度的不同呈现规律性的变化。

已经知道，Al-Zn-Mg-Cu 系合金中析出相沉淀析出的顺序为：SSSS（过饱和固溶体）→ GP 区 → 亚稳定 η' (MgZn<sub>2</sub>) 相 → η (MgZn<sub>2</sub>) 相<sup>[13]</sup>。其中，η' (MgZn<sub>2</sub>) 相和 η (MgZn<sub>2</sub>) 相均为六方结构，η' 相的晶格常数为：a=0.49 nm, c=0.86 nm, η 相晶格常数为：a=0.51 nm, c=0.86 nm。

当采用 135 °C/16 h 的一级时效时，析出相为 Mg、Zn 原子聚集区，即 GP 区，其十分细小，如图 3a 所示。图 3b 为 [111]<sub>Al</sub> 晶带轴方向的电子衍射花样，在 Al 基体 2/3 (2̄20) 处已出现较敏锐的 (1̄210) 衍射斑，说明此时样品中已存在一定量的 η' (MgZn<sub>2</sub>) 或 η (MgZn<sub>2</sub>) 沉淀相。

在第二级较高温度的时效即回归处理过程中，由于回归处理温度（190 °C）高于 GP 区溶解温度，将发生 GP 区的溶解，η' (MgZn<sub>2</sub>) 相或 η (MgZn<sub>2</sub>) 相的形核、析出和长大。当回归时间为 10 min 时，由图 4 可见，析出物尺寸已明显增大，而亚晶界上的析出物

(图 4a) 则呈断续链条状分布。当回归时间为 15 min 时, 由图 5 可见, 亚晶界上析出物长大、球化和不连续分布特征 (图 5a) 更加明显, 而晶内部分区域析出物已发生明显粗化 (图 5b)。图 5c、5d 为回归时间 15 min 时析出物的选区电子衍射花样, 入射电子束分别平行于  $[111]_{Al}$  和  $[112]_{Al}$  晶带轴, 图 5c 表明存在  $\eta'$  ( $MgZn_2$ ) 或  $\eta$  ( $MgZn_2$ ) 沉淀相, 图 5d 则表明此时仍存在一定量的  $\eta'$  ( $MgZn_2$ ) 相。

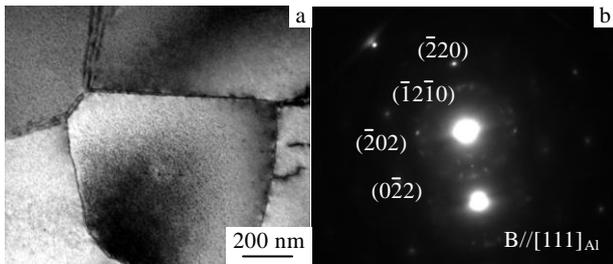


图 3 7055 铝合金 135 °C/16 h 单级时效的 TEM 组织照片  
Fig.3 TEM micrograph of 7055Al alloy aged at 135 °C for 16 h: (a) bright field image and (b) SAD pattern with  $[111]_{Al}$  zone axis

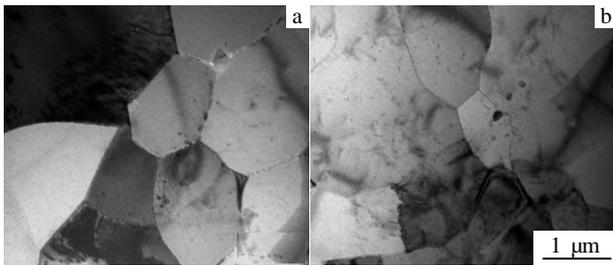


图 4 7055 铝合金 190 °C 时效 10 min 的 TEM 组织照片  
Fig.4 TEM bright field images of 7055 Al alloy aged at 190 °C for 10 min

### 2.3 室温拉伸力学性能

室温拉伸力学性能随固溶、时效工艺的变化曲线如图 6、图 7 所示。图 6 表示在时效工艺均为 135 °C/16 h + 190 °C/10 min、而固溶处理工艺不同的情况下样品的强度和延伸率。由图 6 看出, 与单级固溶处理工艺相比, 经两级固溶处理样品的综合力学性能均有一定程度的提高。这与两级固溶处理粗大未溶共晶化合物数量的减少和尺寸的减小有关。此外, 当同样采用两级固溶处理时, 强度和延伸率首先随第二级固溶温度的升高而增加, 当温度为 485 °C 时, 抗拉强度达到 694 MPa, 屈服强度 660 MPa, 延伸率 14%, 综合力学性能最高; 当温度继续升高至 490 °C 时, 强度基本不变, 但延伸率下降了 2%, 这可能与析出相的粗化有关。

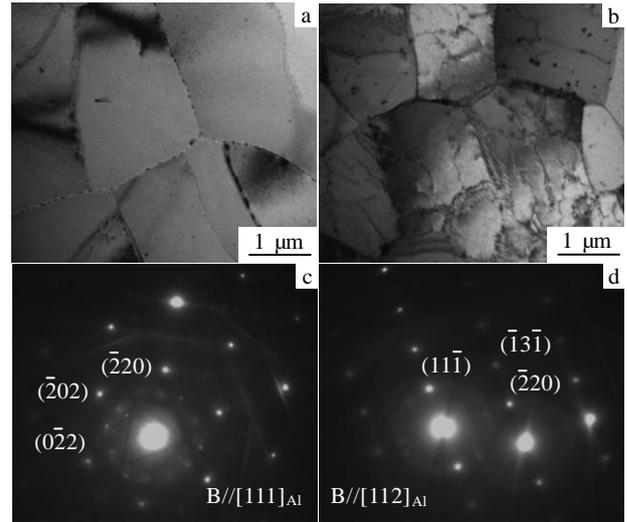


图 5 7055 铝合金 190 °C 时效 15 min 的 TEM 组织照片  
Fig.5 TEM micrographs of 7055Al alloy aged at 190 °C for 15 min: (a, b) bright field image, (c) SAD pattern with  $[111]_{Al}$  zone axis, and (d) SAD pattern with  $[112]_{Al}$  zone axis

图 7 表示在固溶工艺均为 470 °C/20 min+480 °C/20 min、而时效处理工艺不同的情况下样品的强度和延伸率。由图 7 看出, 当回归时间为 5 min 时, 强度与采用单级时效工艺下的强度基本相同, 延伸率升高; 当回归时间为 10 min 时, 延伸率明显上升, 而强度大幅度下降; 当回归时间为 15 min 时, 强度和延伸率均下降。

### 2.4 讨论

结合组织分析和力学性能测试结果可知, 合金经第一级时效处理后, 组织为典型的 T6 状态组织, 即

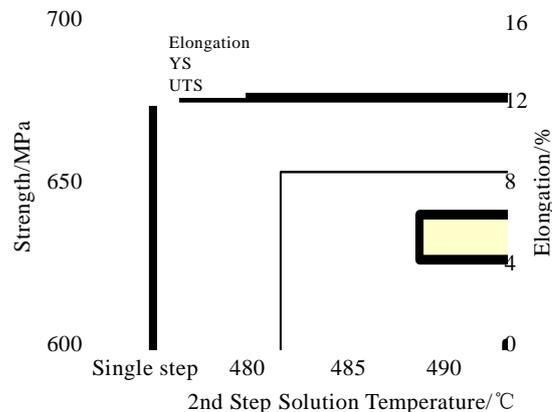


图 6 7055 铝合金强度和延伸率随固溶工艺的变化曲线  
Fig.6 Variation of strength and elongation of 7055Al alloy with solution treatment regime

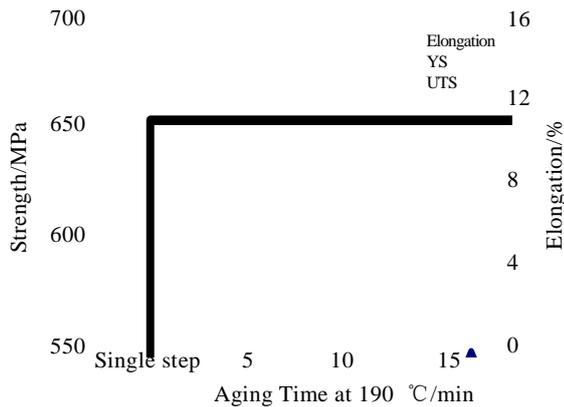


图7 7055 铝合金强度和延伸率随时效工艺的变化曲线

Fig.7 Variation of strength and elongation of 7055Al alloy with aging treatment regime

GP 区为主要时效强化相, 此时合金强度最高, 但晶界连续分布的细小析出相对合金塑韧性和抗应力腐蚀性均不利。合金经短时 (5 min) 回归处理, 强度保持不变, 而延伸率升高。这是因为在回归处理过程中, 由于回归温度高于 GP 区溶解温度, 回归过程中可能发生 GP 区的回溶、GP 区向  $\eta'$  ( $\text{MgZn}_2$ ) 的转变、以及  $\eta'$  ( $\text{MgZn}_2$ ) 或  $\eta$  ( $\text{MgZn}_2$ ) 相的形核和长大等过程。GP 区的回溶将造成合金强度下降, 而 GP 区向  $\eta'$  ( $\text{MgZn}_2$ ) 的转变、以及  $\eta'$  ( $\text{MgZn}_2$ ) 或  $\eta$  ( $\text{MgZn}_2$ ) 相的形核和长大使合金强度升高。当回归时间较短时, 这两个相反的作用使合金强度始终保持在一定水平, 而晶界化合物尺寸的长大和球化使合金延伸率增加。当回归时间延长时 (10 min), 晶界化合物的长大和球化使合金延伸率继续增加, 但共格  $\eta'$  ( $\text{MgZn}_2$ ) 相数量的减少、弥散相尺寸的增大和间距的增大将导致合金强度的降低。回归时间过长时, 弥散相的粗化将可能使合金强度、塑性均下降。因此, 合理地控制回归处理时间可以获得良好的综合力学性能。本试验中, 当固溶工艺为  $470\text{ }^\circ\text{C}/20\text{ min}+480\text{ }^\circ\text{C}/20\text{ min}$  时, 采用  $135\text{ }^\circ\text{C}/16\text{ h}+190\text{ }^\circ\text{C}/5\sim 10\text{ min}$  的时效处理工艺有益于获得良好的综合性能。

此外, 固溶和时效工艺的合理搭配对合金获得理想的综合性能至关重要。合金过饱和程度越大、淬火后合金中空位浓度越高, 时效析出相的析出速度越快, GP 区向平衡相的转变以及平衡相的长大粗化也越提前。本实验中, 当时效工艺相同时, 未溶共晶相数量最少的固溶处理工艺 ( $470\text{ }^\circ\text{C}/20\text{ min}+490\text{ }^\circ\text{C}/20\text{ min}$ ) 所得到的强度, 与未溶共晶相数量较多的工艺 ( $470\text{ }^\circ\text{C}/20\text{ min}+485\text{ }^\circ\text{C}/20\text{ min}$ ) 相比, 并没有继续升

高, 而延伸率却下降, 这即与该工艺下时效相已发生粗化有关。因此, 当固溶温度较高、合金过饱和程度较高时, 宜选用较短的回归时间, 以获得理想的综合性能。本试验中, 当时效工艺为  $135\text{ }^\circ\text{C}/16\text{ h}+190\text{ }^\circ\text{C}/10\text{ min}$  时, 采用  $470\text{ }^\circ\text{C}/20\text{ min}+485\text{ }^\circ\text{C}/20\text{ min}$  的固溶处理工艺有益于综合性能的提高。

### 3 结论

1) 采用  $470\text{ }^\circ\text{C}/20\text{ min}+480\sim 490\text{ }^\circ\text{C}/20\text{ min}$  的两级固溶处理可以进一步减小 7055 铝合金挤压棒材中未溶化合物的数量, 有利于增加时效强化效果; 当第二级固溶温度为  $490\text{ }^\circ\text{C}$  时, 可以使未溶化合物数量明显减小, 其体积分数从单级固溶处理的 2.5% 降低至约 2.0%; 晶粒尺寸在  $30\sim 35\text{ }\mu\text{m}$ 。

2) 7055 铝合金挤压棒材经  $470\text{ }^\circ\text{C}/20\text{ min}+480\text{ }^\circ\text{C}/20\text{ min}$  固溶处理后, 采用  $135\text{ }^\circ\text{C}/16\text{ h}+190\text{ }^\circ\text{C}/5\sim 10\text{ min}$  的时效处理可获得较好的综合力学性能, 第二级时效时间过长, 将导致强度和延伸率的大幅度下降。固溶和时效工艺的合理搭配对合金获得理想的综合性能有重要作用。

3) 7055 铝合金挤压棒材经  $470\text{ }^\circ\text{C}/20\text{ min}+485\text{ }^\circ\text{C}/20\text{ min}$  两级固溶处理和随后的  $135\text{ }^\circ\text{C}/16\text{ h}+190\text{ }^\circ\text{C}/10\text{ min}$  两级时效处理, 抗拉强度和屈服强度分别达到 694 MPa 和 660 MPa, 延伸率仍保持 14%, 综合力学性能最佳。

### 参考文献 References

- [1] Fan X G, Jiang D M, Meng Q C *et al.* *Mater Lett*[J], 2006, 60: 1475
- [2] Chen Kanghua(陈康华), Liu Hongwei(刘红卫), Liu Yunzhong(刘允中). *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2001, 37(1): 29
- [3] Kamp N, Sinclair I, Starink M J. *Metall Mater Trans A Phys Metall Mater Sci*[J], 2002, 33: 1125
- [4] Lukasak D A, Hart R M. *Adv Mater Processes*[J], 1991, 10: 46
- [5] Toda H, Kobayashi T, Takahashi A. *Mater Sci Eng A*[J], 2000, 280: 69
- [6] Deshpande N U, Gokhale A M, Denzer D K *et al.* *Metall Mater Trans A*[J], 1998, 29: 1191
- [7] Wu Yilei(吴一雷), Li Yongwei(李永伟), Qiang Jun(强俊) *et al.* *Journal of Aeronautical Materials*(航空材料学报)[J], 1994, 14(1): 49
- [8] Ning A L, Liu Z Y, Peng B S *et al.* *Trans Nonferrous Met Soc China*[J], 2007, 17: 1005
- [9] Feng C, Liu Z Y, Ning A L *et al.* *Trans Nonferrous Met Soc*

- China*[J], 2006, 16: 1163  
[10] Srivatsan T S, Anand S, Sriram S *et al. Mater Sci Eng A*[J], 2000, 281: 292  
[11] Chen K H, Liu H W, Zhang Z *et al. J Mater Proc Tech*[J], 2003, 142: 190  
[12] Srivatsan T S, Vasudevan V K. *JOM*[J], 1999, 1: 42  
[13] Sha G, Cerezo A. *Acta Materialia*[J], 2004, 52: 4503

## Effects of Solution and Aging Treatments on the Microstructures and Mechanical Properties of 7055 Al Alloys

Zhang Jing, Yang Liang, Zuo Rulin  
(Chongqing University, Chongqing 400044, China)

**Abstract:** The effects of solution and aging treatments on the microstructures and mechanical properties of 7055 Al alloy bars were studied by transmission electron microscopy, optical microscopy and tensile mechanical property testing. The results show that an appropriate combination of solution and aging treatments plays an important role in controlling microstructure so as to obtain improved mechanical properties. Two-step solution of 470 °C/20 min+480~490 °C/20 min could further decrease the amount of undissolved particles and is helpful to enhance age-strengthening. When the 2nd-step solution temperature is increased to 490 °C, the volume fraction of undissolved particles decreases remarkably, from 2.5% in the case of one-step solution treatment to 2.0%. The grain size of the as-solutioned alloys under experimental conditions is in the range of 30~35 μm. Optimum combined mechanical properties are achieved under the regime of 470 °C/20 min+485 °C/20 min solution- treatment followed by 135 °C/16 h + 190 °C/10 min aging treatment, with the tensile strength and yield strength being 694 MPa and 660 MPa, respectively, in the meantime maintaining a high elongation to failure of 14%.

**Key words:** Al-Zn-Mg-Cu aluminium alloy; mechanical properties; solution; aging; precipitates

---

Corresponding author: Zhang Jing, Ph. D., Professor, College of Materials Science and Engineering, Chongqing University, Chongqing 400044, P. R. China, Tel: 0086-23-65111167, E-mail: jingzhang@cqu.edu.cn