

预时效温度对 2519 铝合金力学性能和电导率的影响

李慧中, 梁霄鹏, 郭菲菲, 李 洲, 焦 岩, 张新明

(中南大学 有色金属材料科学与工程教育部重点实验室, 长沙 410083)

摘 要: 通过显微硬度测试、电导率测试、拉伸力学性能测试以及透射电镜观察等研究预时效温度对 2519 铝合金力学性能和电导率的影响。结果表明: 随着预时效温度的升高, 2519 铝合金到达峰值时效的时间缩短, 峰值硬度降低; 经 135 °C 预时效的合金具有较大的抗拉强度和屈服强度, 其强度分别为 490 和 442 MPa, 但其伸长率仅为 7.0%; 经 165 °C 预时效的合金具有较好的综合力学性能, 其中抗拉强度、屈服强度和伸长率分别为 480 MPa、435 MPa 和 10.5%; 当预时效温度大于 165 °C 时, 合金电导率随预时效温度的升高而升高; 当预时效温度小于 165 °C 时, 合金电导率随温度的升高逐渐降低。

关键词: 2519 铝合金; 预时效温度; 力学性能; 电导率; 显微组织

中图分类号: TG 146.4

文献标识码: A

Effect of pre-ageing temperature on mechanical properties and electrical conductivity of 2519 aluminum alloy

LI Hui-zhong, LIANG Xiao-peng, GUO Fei-fei, LI Zhou, JIAO Yan, ZHANG Xin-ming

(Key Laboratory of Nonferrous Metallic Materials Science and Engineering, Ministry of Education, Central South University, Changsha 410083, China)

Abstract: The effect of pre-ageing on the mechanical properties and electrical conductivity of 2519 aluminum alloy were investigated by microhardness test, electrical conductivity test, tensile test and transmission electron microscopy. The results show that the peak-ageing time shortens with the increase of pre-ageing temperature, and the peak hardness reduces. The alloy has the higher tensile and yield strength, which are 490 and 442 MPa, respectively, and the elongation is 7.0%. When the pre-aging temperature is 135 °C, the alloy has the better combination of strength and ductility of the mechanical properties, tensile strength, yield strength and elongation are 480 MPa, 435 MPa and 10.5%, respectively when the pre-aging temperature is 165 °C. When the pre-aging temperature is higher than 165 °C, the electrical conductivity of the alloys increases with the increase of the pre-aging temperature. When the pre-aging temperature is less than 165 °C, the electrical conductivity increases with the decrease of pre-aging temperature.

Key words: 2519 aluminum alloy; pre-ageing temperature; mechanical property; electrical conductivity; microstructures

2519 铝合金是继 5083 铝合金和 7039 铝合金以后美国于 20 世纪 80 年代后期研制的第三代新型的装甲铝合金, 该合金具有较好的力学性能、较高的抗弹性、耐蚀性能及良好的可焊性等特点^[1]。目前主要用于飞机蒙皮、火箭、舰船等的结构件和两栖装甲突击车、空投空降车等的装甲材料^[2-4]。2519 铝合金属于热处理可强化的铝合金, 目前对该合金热处理方面的

研究主要集中于形变热处理以及时效过程的析出行为^[5-9]。已有研究表明, 预时效对铝合金的组织与性能有着较大的影响。采用 115 °C, 7 h+185 °C, 13 h 的双级时效制度处理的 7B04 铝合金与经 T73 和 T76 热处理工艺所得的 7B04 铝合金相比具有更高的强度和断裂韧性^[10], 预时效能够提高 Al-Mg-Si 合金的峰值硬度并缩短达到峰值硬度的时间^[11]。而有关预时效工艺对

基金项目: 国家重点基础研究发展计划资助项目(2005CB623706); 中南大学博士后基金资助项目(2007-8); 中国博士后基金资助项目(20070420828)

收稿日期: 2008-03-04; 修订日期: 2008-06-24

通讯作者: 李慧中, 副教授, 博士; 电话: 0731-8030377; E-mail: lhz606@mail.csu.edu.cn

2519 铝合金组织与性能方面的研究还未见报道。本文作者研究了预时效温度对 2519 铝合金力学性能和电导率的影响,以探索一种能提高该合金力学性能与耐腐蚀性能的热处理工艺。

1 实验

2519 铝合金的实际成分为(质量分数,%): Cu 5.8, Mn 0.29, Mg 0.22, Zr 0.22, Fe 0.15, Ti 0.06, Si 0.05, 余量为 Al。采用 Al-Cu、Al-Mn、Al-Ti 和 Al-Zr 等中间合金及纯 Mg(99.9%)、纯 Al(99.7%)配制合金。合金经过均匀化退火并进行热轧后,在 530 °C 固溶、水淬,然后分别于 135、150、165、180、195 °C 进行 30 min 的时效处理,然后,将各合金进行 10% 的预变形,在 165 °C 进行人工时效处理。

采用 HVA-10A 型维氏硬度计测试合金的显微硬度,每个试样测 5 个点取平均值。电导率采用 7501 型涡流导电仪进行测试,每个试样测试 5 次取平均值。拉伸实验在 CSS-44100 电子拉伸机上进行,每个状态测试 3 个样取平均值。透射电镜分析在 TecnaiG²20 型电镜下进行,样品先用机械方法减薄成厚度为 80 μm 的薄片,在 MIT-II 型双喷电解仪上用 30% HNO₃ + 70% CH₃OH (体积比)溶液双喷减薄,采用液氮冷却,双喷温度为 -25 °C,电压为 10~20 V,电流为 80~100 mA。

2 结果与分析

2.1 预时效温度对 2519 铝合金时效硬化行为的影响

合金经不同温度预时效处理后,经 165 °C 人工时效处理的时效硬度变化曲线如图 1 所示。由图 1 可以看出,经不同温度预时效后的合金都表现出时效硬化行为,随着时效时间的增加,显微硬度逐渐增大;当硬度达到最大值后,继续增加时效时间,合金进入过时效阶段,硬度逐渐降低。合金的峰值硬度分别为 HV 152.9、HV 151.6、HV 147.4、HV 146.2 和 HV 145.5,比时效前分别提高了 HV 13.1、HV 13.1、HV 9.3、HV 8.4 和 HV 12.6,峰值时间分别为 18、18、12、12 和 12 h。在相同的时效时间下,合金随着预时效温度的提高,其硬度逐渐降低,到达峰值的时间缩短。经过 135 °C 预时效的合金在其后的时效过程中,经过 18 h 到达时效峰值,其峰值硬度为 HV 153;经过 195 °C 预时效的合金经过 12 h 就达到时效峰值,比经过

135 °C 预时效的合金提前 6 h,但峰值硬度比 135 °C 预时效的合金低 7.5;经过 135 °C 和 150 °C 预时效的合金时效硬化曲线的升降趋势相似;经过 180 °C 和 195 °C 预时效的合金时效硬化曲线相似;经过 165 °C 预时效的合金硬化曲线在到达峰值前与较高温度预时效的合金上升趋势相似,到达峰值以后与较低温度预时效的合金降低趋势相似。

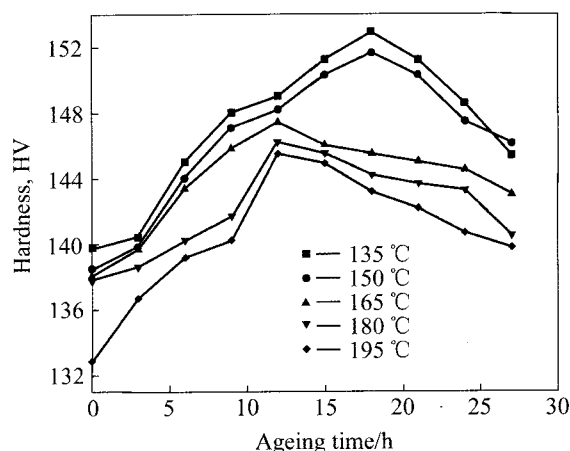


图 1 经不同温度预时效后合金的时效硬化曲线

Fig.1 Age-hardening curves of alloy after different pre-ageing temperatures

2.2 预时效温度对合金时效过程中电导率的影响

经不同温度预时效后,合金于 165 °C 进行人工时效处理时,随着时效时间的延长,电导率变化曲线如图 2 所示。由图 2 可看出,随着时效时间的延长,合金电导率逐渐升高,在时效的开始阶段,合金的电导率增长缓慢,当时效一段时间后,电导率急剧升高,

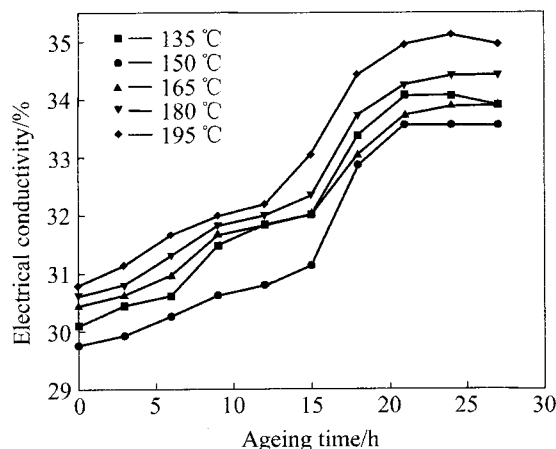


图 2 经不同温度预时效后合金的时效时间与电导率的关系

Fig.2 Relationship between ageing time and conductivity of alloy after different pre-ageing temperatures

继续时效, 合金电导率上升趋势不明显, 其值基本趋于稳定。当预时效温度小于 165 ℃ 时, 随着时效时间的延长, 合金的电导率先逐渐升高; 当时效时间达到 15 h 后, 电导率升高的幅度增大; 20 h 后, 趋于稳定; 当预时效温度大于 165 ℃, 时效时间达到 12 h 时, 电导率升高的幅度增大, 20 h 后趋于稳定。经 195 ℃ 预时效的合金电导率最高, 达到稳定时, 最高为 35.1%; 经 150 ℃ 预时效的合金最低, 其稳定时的最高值为 34.1%。

2.3 预时效温度对合金力学性能的影响

合金经峰值时效处理后的拉伸力学性能如表 1 所列。由表 1 可看出, 经不同温度预时效的合金抗拉强度和屈服强度随着预时效温度的升高逐渐降低, 经 135 ℃ 预时效的合金抗拉强度为 490 MPa, 屈服强度为 442 MPa, 比 195 ℃ 预时效的合金高 20 MPa 和 17 MPa, 伸长率随着预时效温度的升高逐渐升高。伸长率在一定程度上反映合金的塑性。综合考虑合金的强度与塑性, 2519 铝合金在 165 ℃ 进行预时效具有较好的综合力学性能。

2.4 合金显微组织分析

图 3 所示为经不同温度预时效后合金的 TEM 像。

表 1 合金的拉伸力学性能

Table 1 Mechanical properties of alloy

Pre-ageing temperature/℃	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	η /%
135	490	442	7.0
150	485	438	8.5
165	482	435	10.5
180	474	428	11.0
195	470	425	11.0

由图 3 可看出, 合金经 135 ℃, 30 min 预时效后, 组织晶界平直, 晶内和晶界均没有析出相(见图 3(a)); 经 165 ℃, 30 min 预时效后, 晶界上析出少量不连续的 θ 相, 晶内仍未见有第二相析出(见图 3(b)); 经 195 ℃, 30 min 预时效后, 晶界上的析出相数量较 165 ℃ 时的增多, 且体积增大, 析出相间的距离减小, 晶内析出少量的 θ' 相(见图 3(c))。

图 4 所示为不同温度预时效合金经过峰值时效后的 TEM 像。由图 4 可看出, 合金峰值时效时晶内析出大量针状的 θ' 相和 θ 相, 晶界上的析出相较预时效后(见图 3)明显增多、变大。由图 4(a)可见, 经过 135 ℃ 预时效后, 合金晶内析出的 θ' 相细小弥散, 且分布均匀, 晶界上析出的 θ 相沿晶界连续分布(见图 4(d)); 经过 165 ℃ 和 195 ℃ 预时效的合金晶内析出的 θ' 相数量减少, 尺寸增大, 弥散度也有所降低(见图 4(b)和(c)); 晶界上析出的 θ' 相粒子随着预时效温度的升高逐渐粗化和不连续化(见图 4(e)和(f))。

3 讨论

3.1 预时效温度对合金力学性能的影响

2519 铝合金属于高铜镁比的时效强化铝合金, 析出相的粒度与基体的界面关系及晶界特性决定了合金的最终性能, 该合金的典型时效过程为^[12]: α 过饱和固溶体 $\rightarrow$ G.P.区 $\rightarrow \theta''$ 相 $\rightarrow \theta'$ 相 $\rightarrow \theta(\text{CuAl}_2)$ 相。从图 3 可看出, 当预时效温度达到 165 ℃ 时, 合金晶界上有少量的析出相, 而晶内未见明显析出相, 固溶后的预时效与时效初期的相当, 预时效温度为过饱和固溶体的分解提供了能量, 使得 Cu 原子在 Al 基固溶体的 {100} 面上偏聚, 形成富 Cu 的 G.P.区^[13-14]。当 G.P.区达到一定尺寸时, 就可以成为随后时效沉淀相的核心。由于预时效温度较低, 时间较短, 因而提供的能量有限,

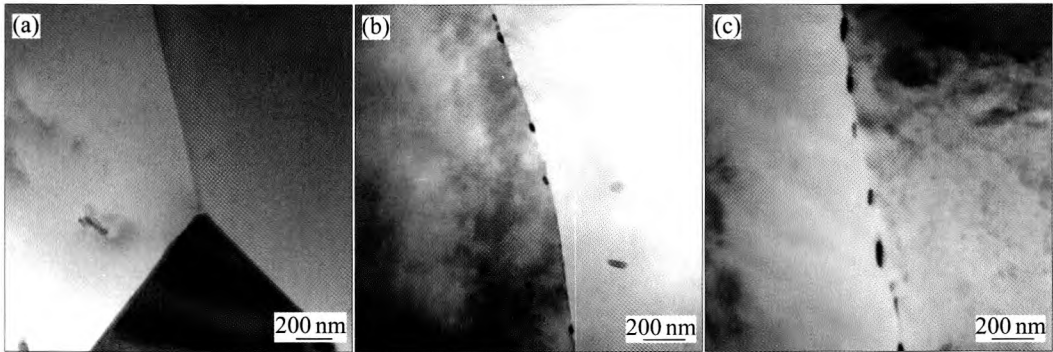


图 3 经不同温度预时效的合金 TEM 像

Fig.3 TEM images of alloys at different pre-ageing temperatures: (a) 135 ℃; (b) 165 ℃; (c) 195 ℃

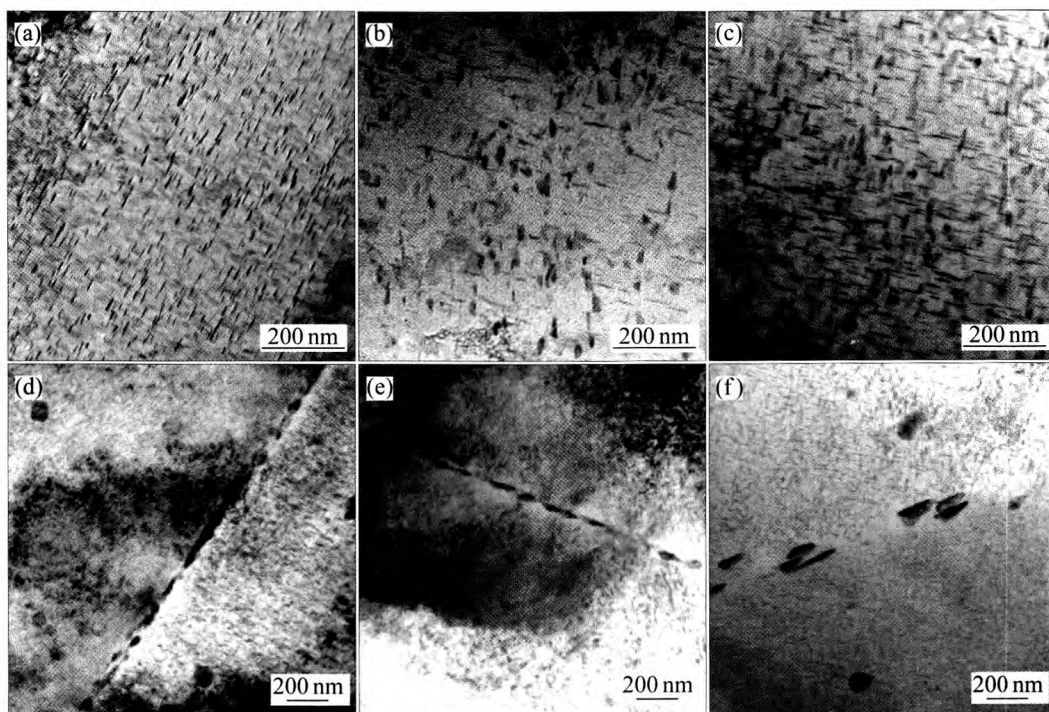


图 4 经不同温度预时效的合金峰值时效态的 TEM 像

Fig.4 TEM images of peak aged alloys after pre-ageing at different temperatures: (a) Grain, 135 °C pre-aging; (b) Grain, 165 °C pre-aging; (c) Grain, 195 °C pre-aging; (d) Grain boundary, 135 °C pre-aging; (e) Grain boundary, 165 °C pre-aging; (f) Grain boundary, 195 °C pre-aging

只能为少量的第二相析出提供能量。同时，晶界处又是合金的薄弱环节，第二相析出所需的驱动力小，因而，第二相优先在晶界处析出，而晶内仍处于 G.P.区。实际上，该合金的预时效为 Cu 和 Mg 原子在铝基体中短程有序排列的过程，即 G.P.区生核的过程。

由图 1 可见，随着预时效温度的升高，合金时效到达峰值的时间缩短，峰值硬度降低，到达峰值以后，随着时效时间的延长，合金的硬度降低。这与预时效阶段合金中空位的扩散有关，空位扩散会导致位错环的形成，而位错环是强化相析出的有利场所。由于合金中空位的浓度主要取决于温度，温度越高，空位浓度就越大，而空位浓度越大，在其扩散过程中形成的位错环也越大。因此，随着预时效温度的升高，合金中形成的位错环增大，从而导致初始析出的 θ'' 相较大。根据沉淀相的聚集长大公式^[15]：

$$\bar{R}^3 = \bar{R}_0^3 + \left(M \frac{\bar{V}^2 \gamma c D}{kT} \right) t$$

式中 $\bar{R}_0$ 和 $\bar{R}$ 分别为沉淀相粒子在聚集前、后的平均半径； $\bar{V}$ 为粒子中原子的平均体积； γ 为沉淀相与基体间的界面张力； c 为界面为平面时基体的平衡浓度； D 为溶质在基体中扩散系数； T 为温度； t 为时间； M 为常数。可见，聚集后析出相粒子的半径与聚集前粒

子的半径有关，聚集前粒子半径越大，聚集后析出相粒子的半径就越大。当该研究中的预时效温度升高时，预时效形成的空位数目增多，从而为其后人工时效时 θ'' 的析出提供更多的位置，导致到达峰值时效的时间缩短。合金的时效到达峰值以后，继续时效时，合金中的析出相由 θ' 和 θ'' 向 θ 转变，而 θ 较 θ' 和 θ'' 更粗大，且当 θ' 和 θ'' 相全部转化为 θ 相后，继续时效， θ 相会逐渐长大，从而合金硬度降低。

3.2 预时效温度对合金电导率的影响

时效过程中合金电导率的变化与 G.P.区和析出相对电子的散射能力有关^[16]。由图 2 可见，随着时效时间的延长，合金的电导率逐渐升高，当时效一定时间后，电导率趋于稳定，这是由于时效初期产生的与基体共格的 G.P.区使周围基体晶格发生较大畸变，增加了对电子的散射。此时，G.P.区的析出较缓慢，合金电导率增长也缓慢。当时效一段时间后，溶质原子吸收了足够多的能量而扩散速度加快，G.P.区大量地迅速析出，使得电导率迅速增加。当 G.P.区开始大量向 θ'' 相和 θ' 相转变时，电导率增加缓慢，继续时效时， θ'' 相和 θ' 相开始向 θ 相转变，使得电子运动自由程减小，增加了电子的散射，电子运动阻力增大，电导率增大。同时，析出相的粗化使析出相在合金中的体积分数增

加,电导率减小,当两者达到平衡时,合金的电导率不再增加,基本保持稳定。

在相同的时效时间下,经195℃预时效的合金具有较高的电导率。这是由于预时效温度越高,在淬火过程中产生的空位越大,导致空位周围的位错环越大,使得在预变形后的整个人工时效过程中,无论是G.P.区的析出还是 θ'' 相、 θ' 相以及 θ 相的析出长大都比低温预时效的合金处在一个更高的起始阶段,因而对电子的散射能力更大,导致电导率较高。对于较低温度的预时效合金,低温产生的G.P.区不均匀性对电子散射能力的影响较G.P.区、 θ'' 相、 θ' 相以及 θ 相对电子散射能力的影响更大,导致经135℃预时效的合金在时效的前期和后期比150℃和165℃预时效的合金的电导率高。

4 结论

1) 随着预时效温度的升高,2519铝合金在人工时效过程中到达峰值时效的时间缩短,但峰值硬度降低。经135℃预时效的合金具有较大的抗拉强度和屈服强度,其值分别为490 MPa和442 MPa,但其伸长率仅为7.0%;经165℃预时效的合金具有较好的强度与塑性相结合的综合力学性能,其抗拉强度、屈服强度和伸长率分别为480 MPa、435 MPa和10.5%。

2) 当预时效温度大于165℃时,合金的电导率随预时效温度的升高而升高;当预时效温度小于165℃时,合金电导率随温度的升高而降低;经195℃预时效的合金电导率最高,达到稳定时,最高为35.1%;经150℃预时效的合金电导率最低,其稳定时的最高值为34.1%。

REFERENCES

- [1] JAMES J F, LAWRENCE S K, JOSEPH R P. Aluminum alloy 2519 in military vehicles[J]. *Advanced Materials and Processing*, 2002, 160(9): 43–46.
- [2] HAMILTON B C, SAXENA A. Transient crack growth behavior in aluminum alloys C415-T8 and 2519-T87[J]. *Engineering Fracture Mechanics*, 1999, 62(1): 1–22.
- [3] DEVINCENT S M, DEVLETIAN J H, GEDEON S A. Weld properties of the newly developed 2519-T87 aluminum armor alloy[J]. *Welding Journal*, 1988, 67(7): 33–43.
- [4] KRAMER L S, BLAIR T P, BLOUGH S D, FISHER J J, PICKENS J R. Stress-corrosion cracking susceptibility of various product forms of aluminum alloy 2519[J]. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2002, 11(6): 645–650.
- [5] RINGER S P, MUDDLE B C, POLMEAR I J. Effects of cold work on precipitation in Al-Cu-Mg-(Ag) and Al-Cu-Li-(Mg-Ag) alloys[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 1995, 26(7): 1659–1671.
- [6] 李慧中, 张新明, 陈明安, 周卓平, 龚敏如. 预变形对2519铝合金组织与力学性能的影响[J]. *中国有色金属学报*, 2004, 14(12): 1990–1994.
- LI Hui-zhong, ZHANG Xin-ming, CHEN Ming-an, ZHOU Zhuo-ping, GONG Min-ru. Effect of pre-deformation on microstructures and mechanical properties of 2519 aluminum alloy[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2004, 14(12): 1990–1994.
- [7] ÜNLÜ N, GABLE B M, SHIFLET G J, STARKE E A. The effect of cold work on the precipitation of θ' and θ'' in a ternary Al-Cu-Mg alloy[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2003, 34(12): 2757–2769.
- [8] 李慧中, 张新明, 陈明安, 周卓平, 龚敏如. 2519铝合金时效过程的组织特征[J]. *特种铸造及有色合金*, 2005, 25(5): 273–275.
- LI Hui-zhong, ZHANG Xin-ming, CHEN Ming-an, ZHOU Zhuo-ping, GONG Min-ru. Micro-structure characteristics of aged 2519 aluminum alloy[J]. *Special Casting and Nonferrous Alloys*, 2005, 25(5): 273–275.
- [9] VAITHYANATHAN V, WOLVERTON C, CHEN L Q. Multiscale modeling of θ' precipitation in Al-Cu binary alloys[J]. *Acta Materialia*, 2004, 52(10): 2973–2987.
- [10] 李红英, 张建飞, 董显娟, 吴斌. 时效制度对7B04铝合金断裂韧性的影响[J]. *材料科学与工艺*, 2006, 14(3): 240–243.
- LI Hong-ying, ZHANG Jian-fei, DONG Xian-juan, WU Bin. The influence of ageing process on fracture toughness of 7B04 aluminum alloy[J]. *Materials Science and Technology*, 2006, 14(3): 240–243.
- [11] 关绍康, 姚波. 预时效及预应变对Al-Mg-Si基汽车板材性能的影响[J]. *机械工程材料*, 2001, 25(12): 17–19.
- GUAN Shao-kang, YAO Bo. The influences of pre-aging and pre-deformation on the mechanical properties of an Al-Mg-Si based alloy for auto body sheets[J]. *Materials for Mechanical Engineering*, 2001, 25(12): 17–19.
- [12] MONDOLFO L F. Aluminum alloys: Structure and properties[M]. London: Butterworth, 1976.
- [13] KARLIK M, JOUFFRY B. High resolution electron microscopy of Guinier-Preston (GP1) zones in an Al-Cu based alloys[J]. *Acta Mater*, 1997, 45: 3251–3263.
- [14] TAKEDA M, MAEDA Y, YOSHIDA A, YABUTA K, KONUMA S, ENDOL T. Discontinuity of G.P.(I) zone and θ'' phase in an Al-Cu alloy[J]. *Scripta Materialia*, 1999, 41(6): 643–649.
- [15] 胡庚祥, 钱苗根. 金属学[M]. 上海: 上海科学技术出版社, 1980.
- HU Geng-xiang, QIAN Miao-geng. Metal science[M]. Shanghai: Shanghai Science and Technology Press, 1980.
- [16] FERRAGUT R, SOMOZA A, TORRIANI I. Pre-precipitation study in the 7012 Al-Zn-Mg-Cu alloy by electrical resistivity[J]. *Materials Sci Eng A*, 2002, 334(1/2): 1–5.

(编辑 李艳红)