

7150 铝合金三级过时效热处理制度

韩小磊, 熊柏青, 张永安, 朱宝宏, 李志辉, 李锡武, 王 锋, 刘红伟

(北京有色金属研究总院 有色金属材料制备加工国家重点实验室, 北京 100088)

摘 要: 采用透射电子显微镜观察(TEM)和力学性能测试研究 7150 铝合金三级过时效热处理制度中各阶段对合金组织和力学性能的影响, 并比较三级过时效热处理制度与单级峰时效、双级过时效、常规回归再时效(RRA)处理的组织和力学性能。结果表明: 采用(110 °C, 16 h)欠时效制度作为合金的预时效制度, 比采用(120 °C, 24 h)峰时效制度作为合金的预时效制度更有利于晶内析出相的回落; 采用(190 °C, 2 h) 作为第二级高温时效制度, 可以使合金晶内析出相部分回落, 晶界析出相充分断开; 采用(110 °C, 16 h)+(190 °C, 2 h)+(120 °C, 16 h)三级过时效制度时, 在同一电导率水平下, 合金的抗拉强度损失明显低于采用双级过时效制度时合金的抗拉强度损失。

关键词: 7150 铝合金; 三级过时效; 显微组织; 沉淀析出相

中图分类号: TG146.2

文献标志码: A

Triple over-aging treatment of 7150 aluminum alloy

HAN Xiao-lei, XIONG Bai-qing, ZHANG Yong-an, ZHU Bao-hong, LI Zhi-hui, LI Xi-wu, WANG Feng, LIU Hong-wei

(State Key Laboratory of Nonferrous Metals and Processes,
General Research Institute for Nonferrous Metals, Beijing 100088, China)

Abstract: The effects of each step of the triple over-aging treatment on the microstructure and mechanical properties of 7150 aluminum alloy were investigated by TEM and mechanical properties testing, and the microstructure and mechanical properties of alloys under one-step peak-aging, two-step over-aging, conventional RRA treatment and triple over-aging treatment conditions were compared. The results show that using (110 °C, 16 h) as pre-aging treatment is more beneficial for the re-dissolution of precipitates in the matrix than using (120 °C, 24 h) as pre-aging treatment. Using (190 °C, 2 h) as the second high temperature aging, the matrix precipitates can dissolve partly, while the precipitates on the grain boundary disconnect completely. The tensile strength loss of the alloy treated by (110 °C, 16 h)+(190 °C, 2 h)+(120 °C, 16 h) triple over-aging is obviously less than that of the alloy treated by two-step over-aging at the same electrical conductivity level.

Key words: 7150 aluminum alloy; triple over-aging; microstructure; precipitate

7000 系铝合金是典型的沉淀强化合金, 是航空工业的主要结构材料之一^[1-2]。7000 系铝合金 T6 峰时效处理后, 晶内沉淀相为析出细小的 GP 区和 η' 相, 得到最大强化效果, 但 T6 状态下合金的抗应力腐蚀性能较差^[3-4]。采用双级时效制度虽然可以提高抗应力腐蚀性能, 但会使合金的强度降低 10%~15%^[5]。为了解决强度和抗应力腐蚀性能之间的矛盾, 1974 年以色列飞机公司的 CINA^[6]提出了一种三级时效工艺——回

归再时效(RRA)处理工艺。合金经 RRA 处理后具有与 T6 态相似的晶内组织和与 T7X 态相似的晶界组织。但由于这种工艺的特点是第二级时效温度较高(200~260 °C), 回归时间很短, 因而很难在实际工业中应用^[7]。在 RRA 的研究基础上, 1989 年, Alcoa 公司以 T77 为名注册了世界上第一个三级时效热处理工艺实用规范, 并开始走向实用化阶段^[8]。7150-T77 厚板和挤压件已广泛应用于飞行器的上翼结构件^[9]。

近来对于 7000 系铝合金的 RRA 处理研究较多。中南大学的曾渝等^[10]和张坤等^[11]研究了 RRA 处理对 Zn 含量(质量分数)分别为 9.0%和 10.4%的超高强铝合金微观组织和性能的影响,龙佳等^[12]研究了 7A55 铝合金连续 RRA 处理过程中的性能及组织演变,LI 等^[13]研究了回归过程中加热速率对合金组织和性能的影响。MARLAUD 等^[14]应用原子探针和小角 X 射线散射技术对 7000 系铝合金沉淀析出相在 RRA 处理中的演变进行了研究。

7150-T77 工艺是国外专利,其关键工艺细节至今尚未公开。本文作者研究预时效和第二级时效制度对 7150 合金的硬度、电导率、拉伸性能和显微组织的影响,并制定一种三级过时效热处理制度,将其处理的合金与单级峰时效、双级过时效和常规 RRA 处理的合金进行组织和性能对比,为制定适合 7150 合金工业化处理的三级时效制度提供实验基础和理论依据。

1 实验

试验所用合金 Al-6.33Zn-2.35Mg-2.39Cu-0.12Zr 由高纯 Al、高纯 Zn、高纯 Mg、Al-Cu 及 Al-Zr 中间合金等原料配比熔炼而成。本试验合金采取的双级均匀化制度为(440 °C, 12 h)+(475 °C, 24 h)。对均匀化处理后的试样进行挤压,将圆锭挤压成截面为 100 mm×25 mm 规格的板带,挤压比为 12.6。合金试

样进行(475 °C, 2 h)的固溶处理、水淬。分别对合金进行单级时效、双级过时效、常规 RRA 处理和三级过时效处理,然后采用维氏硬度仪测试试样硬度,采用 7501 涡流导电仪测量试样的电导率;采用 MTS-810 型试验机测试了合金的室温拉伸性能,拉伸速度为 1 mm/min,拉伸试样的取样方向为 L 向;采用普通光学显微镜(Axiocert200MAT)对合金的不同状态下的显微组织进行观察,高倍显微组织观察在 JEM-2000FX 型分析电镜上进行,工作电压为 160 kV。TEM 样品用 MTP-1 双喷电解减薄法制取,电解液为含 25% HNO₃ 的甲醇溶液,温度控制在-30~20 °C之间,电压为 15~20 V。

2 结果与讨论

2.1 单级峰时效、双级过时效、常规 RRA 处理组织与性能

图 1 所示为 7150 合金金相组织。由图 1 可见,合金铸态晶粒尺寸在 100~200 μm 左右,晶界处存在大量的层片状共晶组织。经过(440 °C, 12 h)+(475 °C, 24 h)均匀化处理后,片层状共晶组织转化为完全消失。合金挤压态组织中可以观察到合金晶粒沿变形方向拉长。经(475 °C, 2 h)固溶处理后,合金的大部分粗大第二相回溶,仍有少量粗大的第二相存在。

图 2 所示为 7150 合金在不同时效条件下处理后的

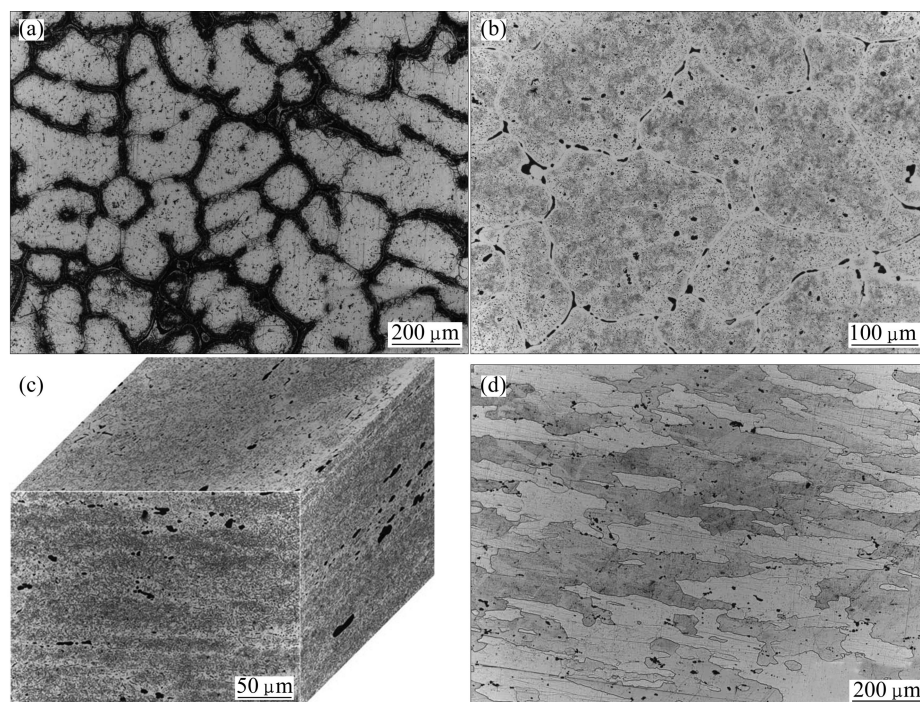


图 1 7150 合金金相组织

Fig. 1 Metallographic structures of 7150 alloys: (a) As-cast; (b) As-homogenized; (c) As-extruded; (d) As-solution-treated

TEM 像和 SAED 谱。由图 2 可看出,合金经(120℃, 24 h)单级峰时效处理后,晶内析出相以 GP 区和 η' 相为主,尺寸为 3~8 nm,合金的抗拉强度、屈服强度、伸长率和电导率分别为 625 MPa、560 MPa、14.0%和 17.7 MS/m;合金经(120℃, 8 h)+(160℃, 28 h)双级过时效处理后,晶内析出相明显长大,尺寸为 20 nm 左右,晶界析出物粗大,尺寸在 50~100 nm 之间,出现明显的无沉淀析出带,合金的抗拉强度、屈服强度、伸长率和电导率分别为 570 MPa、525 MPa、11.5%和 22.1 MS/m。电导率的测试主要用于评价合金的抗应力腐蚀性能, WALLACE 等^[15-16]认为合金的电导率和抗应力腐蚀性能有着密切联系,抗应力腐蚀性能随电导率的增加而增加。

对 7150 合金应用常规的 RRA 处理工艺,预时效制度为(120℃, 24 h),在 200~240℃ 之间进行短时的

回归处理、淬火,在 120℃ 左右进行再时效处理。通过测试合金的回归硬度曲线谷值点确定合金的回归处理时间,在 200、220 和 240℃ 的回归最充分的时间分别为 8、6 和 4 min。图 3 所示为预时效为(120℃, 24 h)的合金经过高温短时回归处理后的 TEM 组织。由图 3 可见,合金晶内析出相的密度随第二级时效温度的升高而变小,提高第二级时效温度有利于合金晶内析出相的回归。在 240℃ 回归,合金的晶内析出相仍未完全回归,未回归的晶内析出相尺寸明显增大。

传统 RRA 时效工艺通常采用(120℃, 24 h)峰时效作为预时效制度,一部分晶内析出相尺寸较大,并且 η' 相所占比例较大,这些析出相在第二级高温时效过程中回溶难度较大。传统 RRA 时效工艺第二级时效时间过短,不适合用于厚板材的处理。合金经常规 RRA 处理后,其抗拉强度与合金经单级峰时效的基本

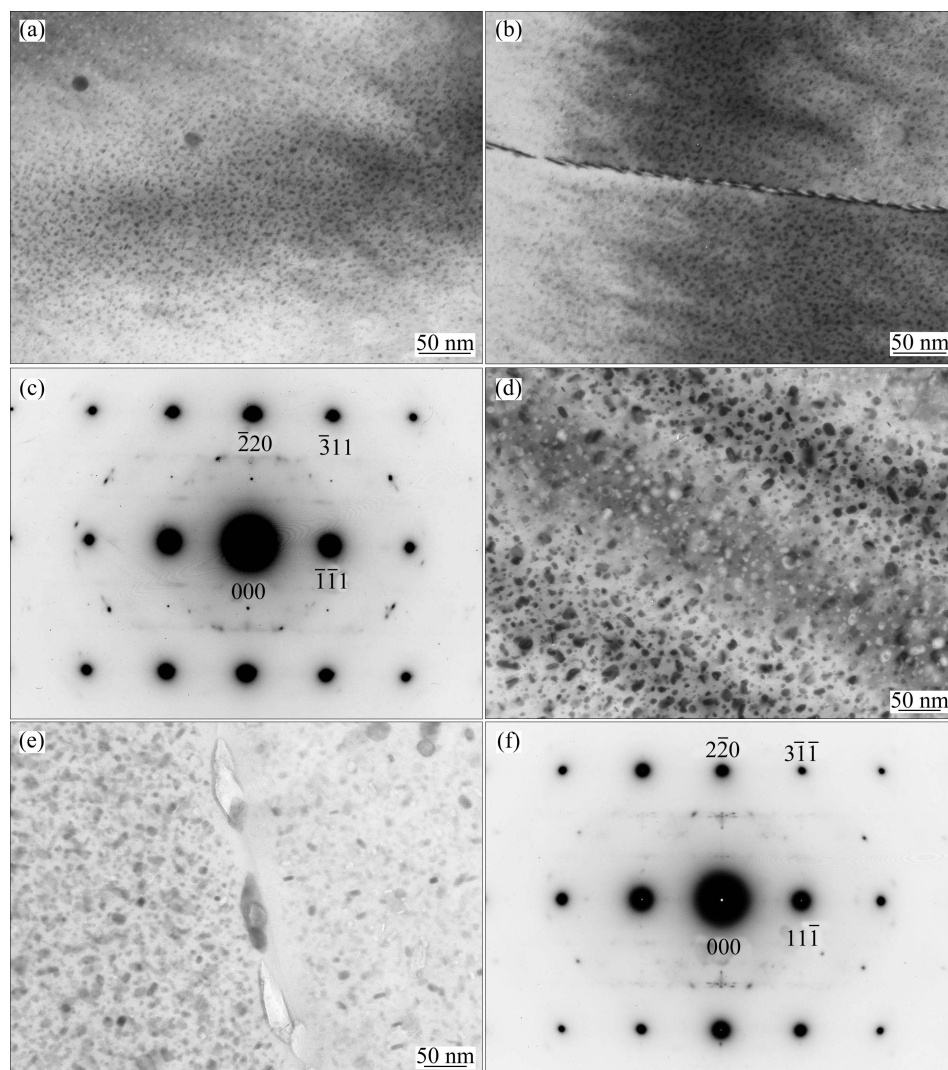


图 2 7150 合金在不同时效条件下处理后的 TEM 像和 SAED 谱

Fig. 2 TEM images and SAED patterns of 7150 alloys treated under different aging conditions: (a), (b), (c) (120℃, 24 h); (d), (e), (f) (120℃, 8 h)+(160℃, 28 h)

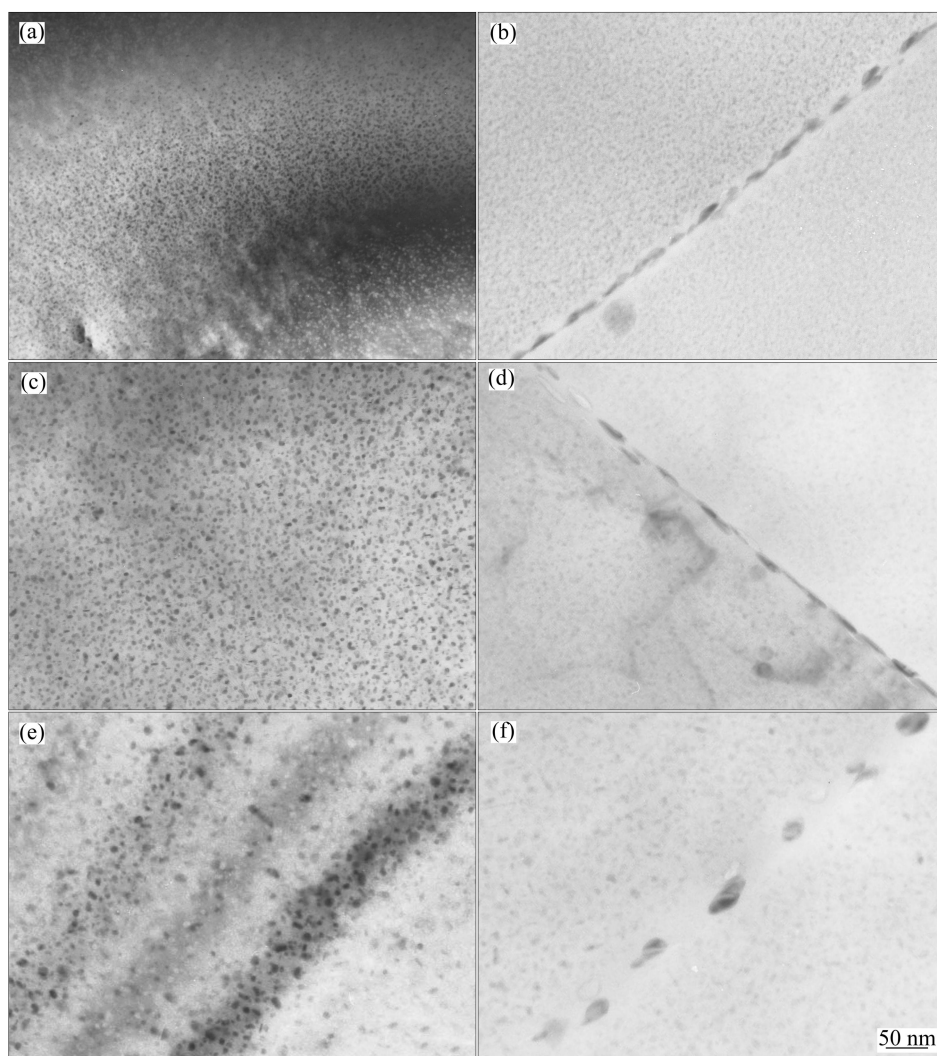


图 3 预时效为(120 °C, 24 h)合金经过高温短时回归处理后的 TEM 像

Fig. 3 TEM images of alloys after short high-temperature retrogressions: (a), (b) (120 °C, 24 h)+(200 °C, 8 min); (c), (d) (120 °C, 24 h)+(220 °C, 6 min); (e), (f) (120 °C, 24 h)+(220 °C, 4 min)

相当, 但电导率仅为 18.0 MS/m 左右, 与 7150-T77 合金的标准^[17](20.9 MS/m)有较大差距, 需要通过延长第二级时效时间进一步提高合金的电导率。

2.2 三级过时效处理的组织与性能

LORIMER 等^[18]研究表明, 在 7000 系铝合金中, 当 η' 相粒子尺寸大于一阈值时, 将在高温时效时转化成 η 相, 而低于此值则会溶解。该阈值与高温时效的温度有关, 温度低, 该阈值也低。因此, 必须将预时效程度与回归处理相结合来考虑选取合适的预时效制度。一方面要保证晶界析出物足够大, 另一方面要控制 η' 相粒子的尺寸, 减少可以转化为 η 相的粒子数目。本研究采用(110 °C, 16 h)作为预时效制度。图 4 所示为(110 °C, 16 h) 预时效态合金的显微组织。由图 4 可

看出, 合金晶内析出相尺寸为 3~5 nm, 晶界析出相析出完整, 相比(120 °C, 24 h)的预时效制度, 合金的晶内析出相在进行第二级高温时效时更容易回溶。

图 5 所示为经(110 °C, 16 h)和(120 °C, 24 h)预时效合金的 DSC 曲线。PARK 和 ARDELL^[19]曾研究过 7075 合金不同时效状态的 DSC 曲线。他们的研究结果表明, 第一个吸热峰对应于小尺寸沉淀析出相(主要为 GP 区和小尺寸 η' 相)的溶解, 而相邻的两个放热峰对应与 η' 相向 η 相转化和 η 相的析出。

经(110 °C, 16 h)预时效的合金与经(120 °C, 24 h)预时效的合金相比, 前者的 A 峰面积较大, 而后者的 B 峰和 C 峰面积较大; DSC 分析的结果表明, 前者在高温阶段回溶的析出相比后者的多, 而由 η' 相转化为 η 相和基体内直接析出的 η 相相对较少。这是由于

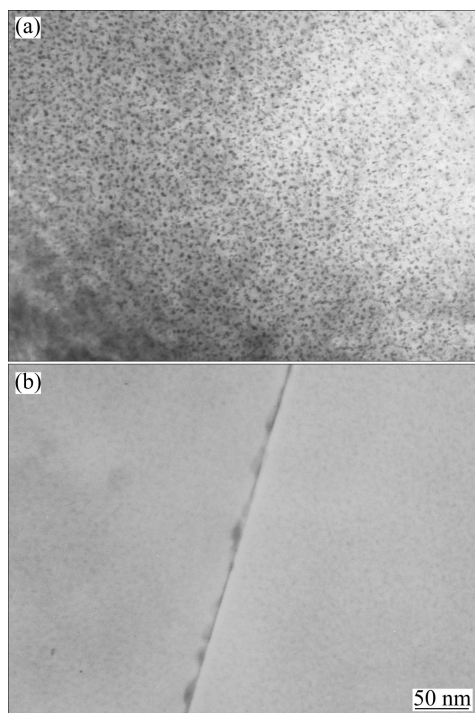


图4 7150合金预时效态合金的显微组织

Fig. 4 Microstructures of 7150 alloys in pre-aging treatment: (a) Precipitates in matrix; (b) Precipitates on grain boundary

合金经(110 °C, 16 h)预时效后的晶内析出相比经(120 °C, 24 h)预时效后的晶内析出相更加细小, 在高温下更容易回溶进基体之中, 因此在高温时效阶段能转变为 η 相的 η' 相也相对较少。由图5还可以看出, 采用

(110 °C, 16 h)预时效时, 合金的小尺寸沉淀析出相的溶解峰位置向温度低的方向偏移了2 °C。由此可见, 采用欠时效作为合金的预时效制度, 有利于降低合金的回归温度, 而降低回归温度可以使未回溶相的长大速率变慢, 从而使合金在保持一定强度的同时, 可以获得相对长的第二级时效时间, 有利于拓宽合金的第二级处理时间窗口。

对不同预时效制度合金在(190 °C, 2 h)回归处理后的沉淀析出相组织进行研究, 合金晶内沉淀析出相和晶界沉淀析出相的TEM形貌如图6所示。由图6可见, 合金的晶内沉淀析出相与预时效的相比明显长

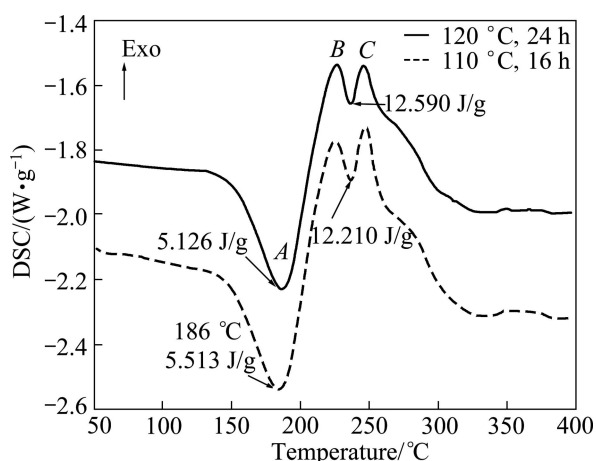


图5 预时效合金的DSC曲线

Fig. 5 DSC curves of pre-aging alloy

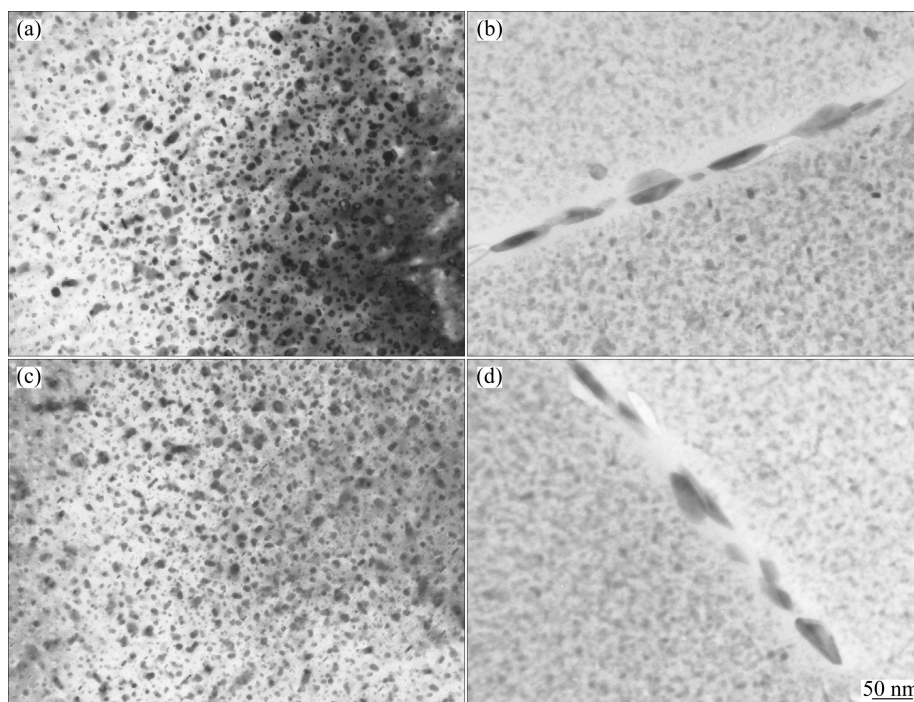


图6 不同预时效合金第二级时效后的TEM像

Fig. 6 TEM images of alloys treated by different pre-aging treatments after the second aging step: (a), (b) (110 °C, 16 h) + (190 °C, 2 h); (c), (d) (120 °C, 24 h) + (190 °C, 2 h)

大, 尺寸达到 5~20 nm。大尺寸晶内析出相的密度随预时效程度的加深而增大, 这些大尺寸晶内析出相是在第二级初期没有回溶而在随后的过程中不断粗化而形成的。预时效为(110 °C, 16 h)和(120 °C, 24 h)的合金, 经第二级(190 °C, 2 h)高温时效处理后, 晶界沉淀析出相均能完全断开。完全断开的晶界析出相在应力腐蚀开裂过程中能阻碍阳极通道的形成, 有利于提高合金的抗应力腐蚀性能。经过(190 °C, 2 h)第二级时效后的合金均出现 30~50 nm 的晶界无沉淀析出带 (PFZ), 预时效对 PFZ 的宽度无明显影响。

对采用(110 °C, 16 h)作为预时效制度的合金进行第二级高温时效处理。前期的实验表明, 采用 190 °C 的第二级高温过时效温度, 既能保证合金的第二级时效工艺有较宽的时间窗口, 又可以降低合金强度的损失^[20]。图 7 所示为在 190 °C 时效不同时间后的 TEM 像。由图 7 可以看出, 合金在 190 °C 时效 8 min 后,

晶内析出相的尺寸为 5 nm 左右, 合金的晶内析出相密度有所降低, 这是由于在 190 °C 时效初期, 晶内析出相出现了部分回溶现象, 在晶内的选区衍射花样上, 可以观察到在 $1/3\{311\}$ 和 $2/3\{311\}$ 位置出现 GP 区的衍射斑点, 在 $1/3\{220\}$ 和 $2/3\{220\}$ 位置出现模糊斑点, 在 $1/3\{220\}$ 和 $2/3\{220\}$ 位置沿 $\{111\}$ 方向出现芒线。这些衍射特征与 η' 相有关, 此时晶内析出相以未回归的 GP 区和 η' 相为主。合金晶界析出相长大未断开。合金晶内析出相在第二级时效过程中不断粗化, 晶界析出相长大断开。回归 2 h 后, 晶内析出相的尺寸范围为 6~18 nm, 在晶内的选区衍射花样上可以看出 $1/3\{220\}$ 和 $2/3\{220\}$ 处的衍射斑点变得更强, 有些斑点表现为复杂形状, 其中一部分斑点与稳定相 η 的衍射有关。此时, 合金的晶内析出相以 η' 相和 η 相为主, 晶界析出相完全断开。合金经过(110 °C, 16 h)+(190 °C, 2 h)+(120 °C, 24 h)三级时效处理后, 合金的抗拉强度、屈

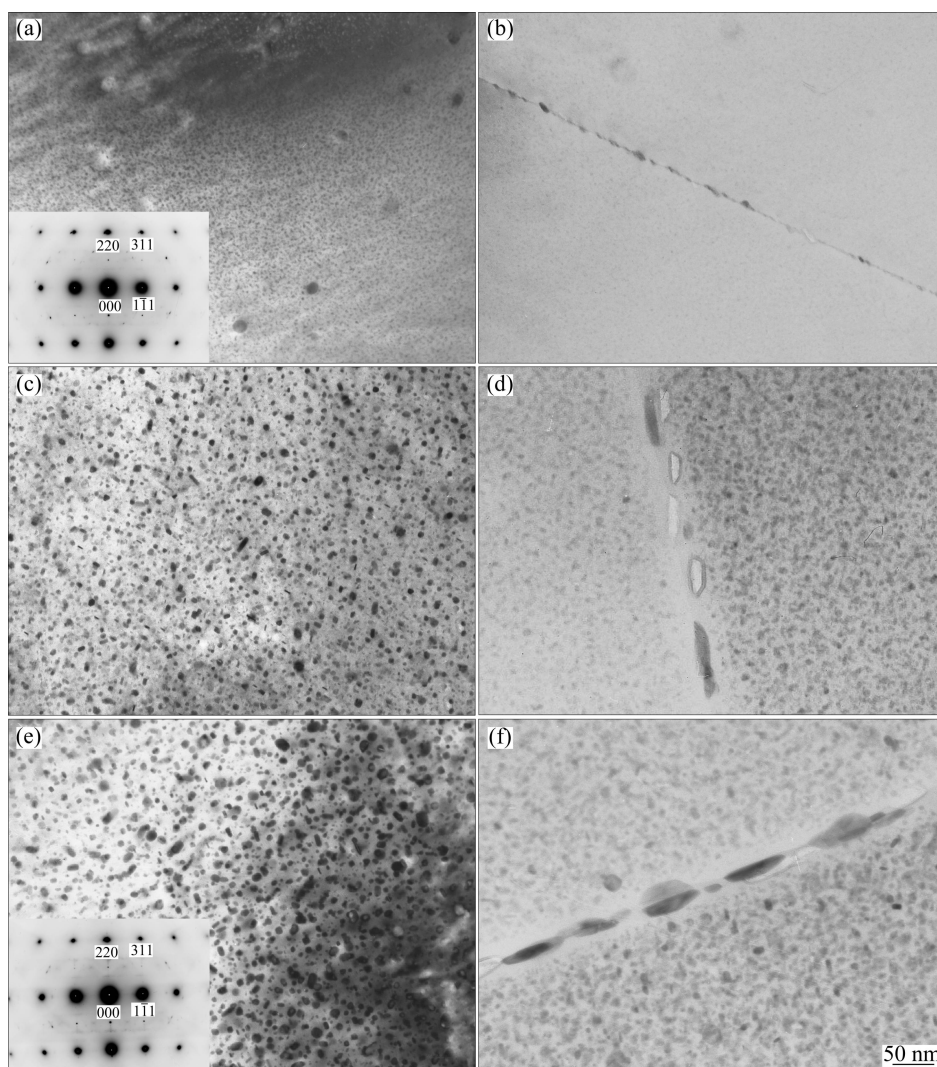


图 7 合金经(110 °C, 16 h)+(190 °C, x min)时效后的 TEM 像

Fig. 7 TEM images of alloys after (110 °C, 16 h)+(190 °C, x min) aging treatment: (a), (b) $x=8$; (c), (d) $x=60$; (e), (f) $x=120$

服强度、伸长率和电导率分别为 595 MPa、565 MPa、12.5% 和 21.9 MS/m。

图 8 所示为经(110 °C, 16 h)+(190 °C, 2 h)前两级时效后在 120 °C 进行不同时间第三级时效的沉淀析出相形貌。图 9 所示为合金经(110 °C, 16 h)+(190 °C, 2

h)+(120 °C, x h)三级时效处理后的硬度电导率和拉伸性能。由图 8 可以看出, 合金的晶内析出相形貌由图 8 (a)到图 8 (b)的变化最为明显。合金经第三级(120 °C, 16 h)时效后, 10 nm 以下的小尺寸析出相明显增多, 这些细小的晶内析出相是在第三级时效过程中析

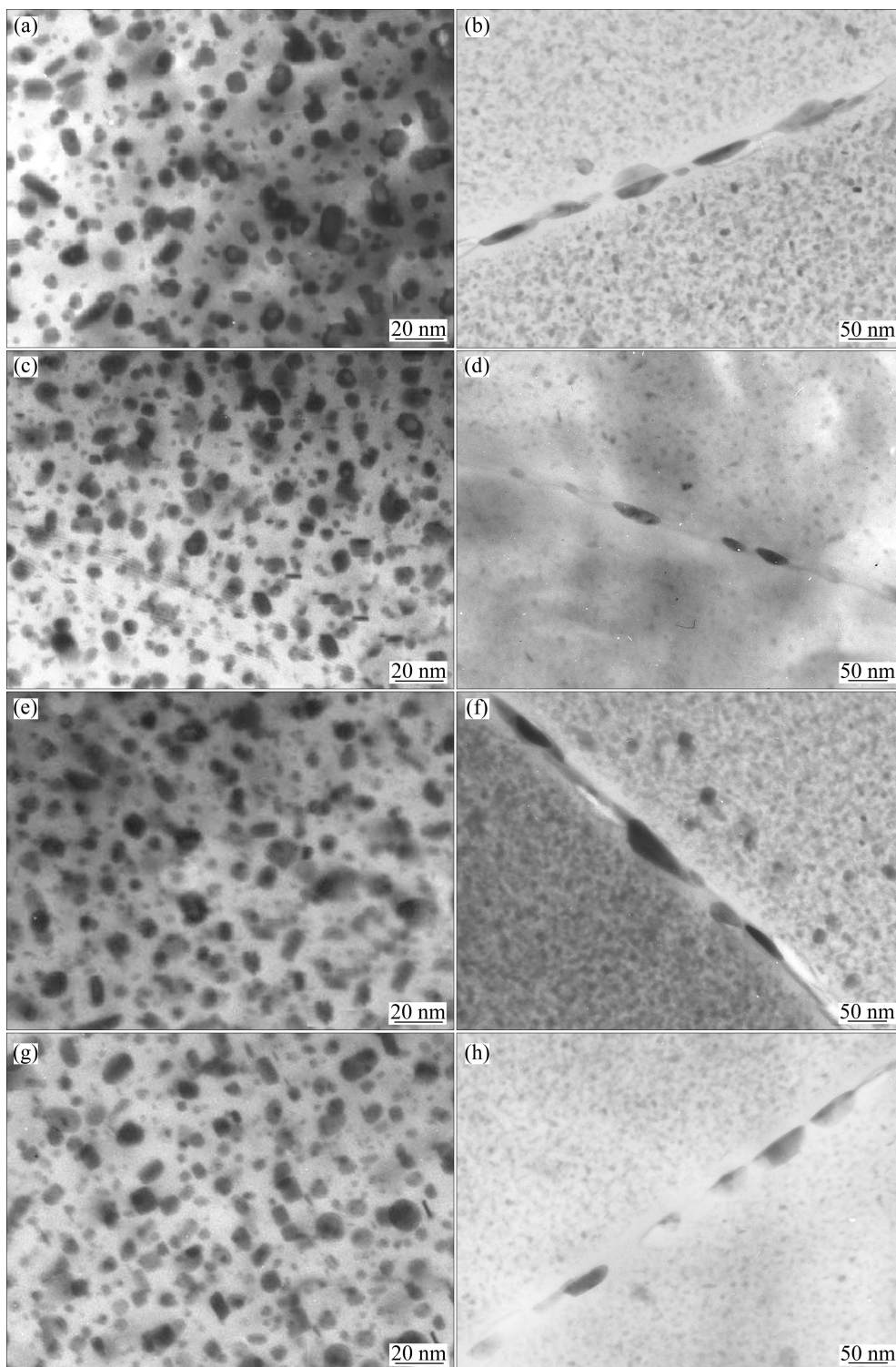


图 8 合金经(110 °C, 16 h)+(190 °C, 2 h)+(120 °C, x h)三级时效后的析出相形貌

Fig. 8 Morphologies of alloys precipitates after three-stage aging treatments of (110 °C, 16 h)+(190 °C, 2 h)+(120 °C, x h): (a), (b) $x=0$; (c), (d) $x=16$; (e), (f) $x=24$; (g), (h) $x=32$

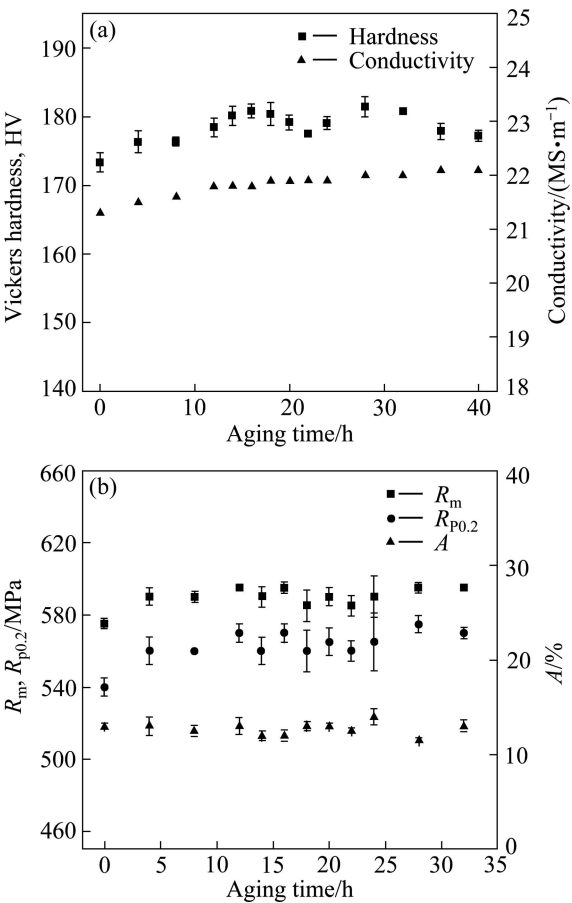


图 9 合金经(110 ℃, 16 h)+(190 ℃, 2 h)+(120 ℃, x h)三级时效处理后的硬度、电导率和拉伸性能

Fig. 9 Properties of alloys after (110 ℃, 16 h)+ (190 ℃, 2 h)+ (120 ℃, x h) aging treatments: (a) Hardness and conductivity; (b) Tensile properties

出的。合金在第二级 190 ℃时效后, 小尺寸晶内析出相大量回溶, 使合金部分区域溶质密度较高, 在进行 120 ℃第三级时效时, 这些区域又重新析出细小的沉淀析出相, 进一步提高了合金的强度。由图 9 可以看出, 随着第三级时效时间的延长, 细小析出相的尺寸开始长大, 密度变小, 导致合金的硬度和强度出现小幅度下降, 随着第三级时效时间的进一步延长, 合金强度出现小幅度上升。这种现象可能是由于合金晶内出现具有一定尺寸、位错不能切过只能绕过的 η' 相微粒, 使强化效果有所增强而引起的。随着第三级时效的时间进一步延长, 细小析出相开始粗化, 合金的硬度和强度开始单调下降。由于第三级时效温度相对较低, 合金经过第三级时效后, 晶界析出相的尺寸和分布无明显变化。合金的第三级时效制度对合金的性能影响不大, 综合考虑合金的强度、电导率和热处理成本等因素, 选用(120 ℃, 16 h)作为第三级时效制度。

表 1 所列 7150 合金各时效工艺的性能参数对比。依此列出了 3 种热处理制度的抗拉强度、屈服强度、伸长率、抗拉强度相对于 T6 态的损失、电导率和总时效时间。在 3 种时效制度中, 单级峰时效的抗拉强度最高, 但电导率仅为 17.7 MS/m。双级过时效制度, 电导率值达到 22.0 MS/m, 但其抗拉强度损失约 9%。采用(110 ℃, 16 h)+(190 ℃, 2 h)+(120 ℃, 16 h)三级过时效处理工艺时, 合金的抗拉强度损失约 5%, 电导率达到 21.8 MS/m; 在保持其电导率与双级过时效时的电导率在同一水平的情况下, 其抗拉强度损失明显低于双级过时效处理合金的抗拉强度损失; 三级过时效处理的总时效时间与双级过时效的相当。

表 1 7150 合金各时效工艺的性能参数对比

Table 1 Parameter comparison of different aging treatments of 7150 alloy

Aging treatment	R_m / MPa	$R_{p0.2}$ / MPa	δ / %	R_m loss/%	λ / (MS·m ⁻¹)	t / h
120 ℃, 24 h	625	560	14	0	17.7	24
(120 ℃, 8 h)+ (160 ℃, 28 h)	570	525	11.5	9	22.1	36
(110 ℃, 16 h)+ (190 ℃, 2 h)+ (120 ℃, 16 h)	595	570	12.0	5	21.8	34

3 结论

- 1) 采用(110 ℃, 16 h)的欠时效制度作为合金的预时效制度, 与(120 ℃, 24 h)的峰时效制度相比, 该预时效制度更有利于晶内析出相在第二级高温时效过程中后续回溶。
- 2) 采用 190 ℃的第二级高温时效制度, 可以使晶内析出相部分回溶, 并可保证晶界析出相充分断开, 并有较大的时间窗口。
- 3) 第三级时效制度对合金的组织 and 性能影响不显著。
- 4) 采用(110 ℃, 16 h)+(190 ℃, 2 h)+(120 ℃, 16 h)三级过时效处理工艺, 合金的抗拉强度损失约 5%, 电导率达到 21.8 MS/m, 电导率在保持与双级过时效时的电导率在同一水平的情况下, 其抗拉强度的损失明显低于双级过时效处理时的抗拉强度的损失, 有利于合金获得更好的综合性能。

REFERENCES

- [1] LI X M, STARINK M J. The effect of compositional variations on the characteristics of coarse intermetallic particles in overaged 7××× Al alloys [J]. *Mater Sci Technol*, 2001, 17: 1324–1328.
- [2] KAMP N, SINCLAIR I, STARINK M J. Toughness-strength relations in the overaged 7449 Al-based alloy [J]. *Metallurgical and Transactions A*, 2002, 33: 1125–1136.
- [3] OLIVEIRA A F, BARROS M C, CARDOSO K R, TRAVESSA D N. The effect of RRA on the strength and SCC resistance on AA7050 and AA7150 aluminium alloys [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2004, 379: 321–326.
- [4] LI Zhi-hui, XIONG Bai-qing, ZHANG Yong-an, ZHU Bao-hong, WANG Feng, LIU Hong-wei. Ageing behavior of an Al-Zn-Mg-Cu alloy pre-stretched thick plate [J]. *Journal of University of Science and Technology Beijing*, 2007, 14(6): 246–250.
- [5] STILLER K, WARREN P J, HANSEN V, ANGENETE J, GJØNNES J. Investigation of precipitation in an Al-Zn-Mg alloy after two-step ageing treatment at 100 °C and 150 °C [J]. *Materials Science and Engineering A*, 1999, 207: 55–63.
- [6] CINA B. Reducing the susceptibility of alloys, particularly aluminium alloys, to stress corrosion cracking. U S, 3856584 [P]. 1974-12-24.
- [7] WANG D, NI D R, MA Z Y. Effect of pre-strain and two-step aging on microstructure and stress corrosion cracking of 7050 alloy [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2008, 494: 360–366.
- [8] SRIVATSAN T S, GURUPRASAD G, VASUDEVAN V K. The quasi static deformation and fracture behavior of aluminum alloy 7150 [J]. *Materials and Design*, 2008, 29: 742–751.
- [9] SRIVATSAN T S. The low-cycle fatigue and cyclic fracture behaviour of 7150 aluminium alloy [J]. *International Journal of Fatigue*, 1991, 13(4): 313–321.
- [10] 曾 渝, 尹志民, 朱远志, 潘青林, 周昌荣. RRA 处理对超高强铝合金微观组织与性能的影响[J]. *中国有色金属学报*, 2004, 14(7): 1188–1194.
- ZENG Yu, YIN Zhi-min, ZHU Yuan-zhi, PAN Qin-lin, ZHOU Chang-rong. Effect of RRA on microstructure and properties of new type ultra high strength aluminum alloy [J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2004, 14(7): 1188–1194.
- [11] 张 坤, 刘志义, 郑青春, 许晓嫦, 叶呈武. 高 Zn 超高强铝合金的回归再时效处理[J]. *中南大学学报: 自然科学版*, 2005, 36(2): 188–192.
- ZHANG Kun, LIU Zhi-yi, ZHENG Qing-chun, XU Xiao-chang, YE Cheng-wu. Effects of different retrogression and reaging heat treatment on high-zinc super-high Aluminum alloy [J]. *Journal of Central South University: Science and Technology*, 2005, 36(2): 188–192.
- [12] 龙 佳, 郑子樵, 魏修宇, 周 娴, 闫 焱, 余玲娟. 7A55 铝合金在常规 RRA 和连续 RRA 处理过程中的性能及组织演变[J]. *稀有金属材料与工程*, 2010, 39(9): 1588–1592.
- LONG Jia, ZHENG Zi-qiao, WEI Xiu-yu, ZHOU Xian, YAN Yan, SHE Ling-juan. Microstructural evolution and properties of 7A55 aluminum alloys during conventional RRA treatment and continuous RRA treatment [J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2010, 39(9): 1588–1592.
- [13] LI Guo-feng, ZHANG Xin-ming, LI Peng-hui, YOU Jiang-hai. Effects of retrogression heating rate on microstructures and mechanical properties of aluminum alloy 7050 [J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2010, 20: 935–941.
- [14] MARLAUD T, DESCHAMPS A, BLEY F, LEFEBVRE W, BAROUX B. Evolution of precipitate microstructures during the retrogression and re-ageing heat treatment of an Al-Zn-Mg-Cu alloy [J]. *Acta Materialia*, 2010, 58: 4814–4826.
- [15] WALLACE W, BEDDOES J C, MALHERBE M C. New approach to the problem of stress corrosion cracking in 7075-T6 aluminum [J]. *Canadian Aeronautics and Space Journal*, 1981, 27(3): 222–229.
- [16] ISLAM M U, WALLACE W. Retrogression and reaging response of 7475 aluminium alloy [J]. *Metals Technology*, 1983, 10(10): 386–392.
- [17] AMS 4345B. Aluminum alloy, extrusions 6.4Zn-2.4Mg-2.2Cu-0.12Zr(7150-T77511) solution heating treated, stress relieved, and overaged [S]. 2005.
- [18] LORIMER G W, NICHOLSON R B. Further results on the nucleation of precipitates in the Al-Zn-Mg system [J]. *Acta Metall*, 1966, 14: 1009–1013.
- [19] PARK J K, ARDELL A J. Correlation between microstructure and calorimetric behavior of Aluminum alloy 7075 and Al-Zn-Mg alloys in various tempers [J]. *Materials Science and Engineering A*, 1989, 114: 197–203.
- [20] 韩小磊, 熊柏青, 张永安, 李志辉, 朱宝宏, 王 锋. 欠时效态 7150 合金的高温回归时效行为[J]. *中国有色金属学报*, 2011, 21(1): 80–87.
- HAN Xiao-lei, XIONG Bai-qing, ZHANG Yong-an, LI Zhi-hui, ZHU Bao-hong, WANG Feng. High-temperature retrogression behavior of under-aged 7150 aluminum alloy [J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2011, 21(1): 80–87.

(编辑 何学锋)