

新型高强韧低淬火敏感性 Al-7.5Zn-1.65Mg-1.4Cu-0.12Zr 合金

熊柏青, 李锡武, 张永安, 李志辉, 朱宝宏, 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: 利用传统技术制备新型高强韧低淬火敏感性的 Al-7.5Zn-1.65Mg-1.4Cu-0.12Zr 合金, 研究合金在制备加工以及不同热处理状态下的微观组织和性能。结果表明: 该新型合金铸态组织具有枝晶间非平衡共晶相 AlZnMgCu 相对较少的特点, 经过(440 °C, 12 h)+(475 °C, 24 h)双级均匀化处理、挤压变形和(475 °C, 50~120 min)固溶处理后, 组织均匀, 固溶充分, 除弥散分布的 Al₃Zr 粒子外, 仅残留有少量的 Al₇Cu₂Fe 相颗粒; 经过单级、双级和三级时效处理, 合金可以获得比较理想的组织和性能: T6 态合金的抗拉强度 590 MPa, 电导率 20.4 MS/m; 经 T7 双级时效处理后, 合金的抗拉强度、屈服强度、断后伸长率和电导率分别达到 500~550 MPa、460~520 MPa、17.0%~17.3%和 23.4~25.0 MS/m; 经三级时效处理后, 合金的组织和力学性能兼顾了 T6 和 T7 两种制度的优势, 与 T6 状态相比, 在抗拉强度仅降低 3%的情况下, 电导率显著增加至 23.1 MS/m; 合金具有低的淬火敏感性, 室温水端淬试验测得的淬透深度可以达到 120 mm 以上; 新型合金具有优异的室温断裂韧性, 其 T6 态的 K_{IC} 值明显高于本研究同时制备的 7150 合金。

关键词: 高强韧铝合金; 淬火敏感性; 显微组织; 性能

中图分类号: TG 113; TG 146.2

文献标识码: A

Novel Al-7.5Zn-1.65Mg-1.4Cu-0.12Zr alloys with high strength high toughness and low quench sensitivity

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

(State Key Laboratory for Fabrication and Processing of Non-ferrous Metals,
General Research Institute for Non-ferrous Metals, Beijing 100088, China)

Abstract: A novel Al-7.5Zn-1.65Mg-1.4Cu-0.12Zr alloy with high strength high toughness and low quench sensitivity was prepared by conventional ingot metallurgy. The microstructure and properties of the novel alloy under different processing and temper conditions were investigated. The results indicate that there are less coarse non-equilibrium AlZnMgCu phases in the as-cast alloy. After two-step homogenization (440 °C, 12h+475 °C, 24h) followed by hot extrusion and solid-solution treatment at 475 °C for 50~120 min, the microstructure of the novel alloy is homogeneous with few undissolved phases existing in the matrix except a few indissolvable Al₇Cu₂Fe particles and dispersed Al₃Zr phases. When one-step aging, two-step aging and three-step aging are performed, optimum microstructure and properties of the novel alloy are obtained. When T6 temper is performed, the ultimate tensile strength (UTS) and electrical conductivity values are 590 MPa and 20.4 MS/m, respectively. After T7 temper treatment, the UTS, tensile yield strength (TYS), elongation and electrical conductivity values are 500~550 MPa, 460~520 MPa, 17.0%~17.3% and 23.4~25.0 MS/m, respectively. When three-step aging are performed, the alloy can obtain a good combination with T6 and T7 temper, the electrical conductivity is increased up to 23.1 MS/m and the UTS values is decreased only by 3% while in comparison with T6 temper. The novel alloy has low quench sensitivity, the quench sensitivity value of the alloy can reach more than 120 mm from the quenching end. The novel alloy also has better fracture toughness with higher K_{IC} values than that of the 7150 alloy in T6 temper prepared by the same processing.

Key words: high strength high toughness Al alloy; quench sensitivity; microstructure; properties

近年来,伴随着新一代飞机的发展,飞机结构件呈现出大型化和整体化的发展趋势,从而对超大厚度(150 mm 以上)航空铝合金锻件、预拉伸板制品提出了紧迫的需求^[1-5]。传统的 7050 合金(Al-6.2Zn-2.3Mg-2.3Cu-0.12Zr)具有高强度、高韧性、耐腐蚀等优良的综合性能,是近 30 年来飞机制造业中应用最广泛的航空铝合金材料。由于 7050 合金具有高的淬火敏感性,对于厚度 120 mm 以上的 7050 合金预拉伸板和锻件,经固溶淬火和时效处理后,其芯部强度与表层强度相差高达 15%以上,不能够满足新一代飞机上大厚度整体式结构件制造的要求。20 世纪 90 年代中后期,美国铝业公司(ALCOA)研制开发了比 7050 合金具有更高强度的 7055 合金(Al-8.0Zn-2.1Mg-2.3Cu-0.15Zr),虽然其强度与 7050 合金相比提高了 15%以上,但断裂韧性 K_{IC} 值却下降了 12%~15%,并且高淬火敏感性更为严重,一般只能用于生产 60 mm 以下厚度的预拉伸板和挤压型材制品。为满足当代航空制造业的发展需要,美国铝业公司(ALCOA)于 2003 年在国际上率先推出了具有高强韧性和低淬火敏感特性的 7085 合金(Al-7.5Zn-1.5Mg-1.6Cu-0.12Zr),据报道,7085-T7 状态合金预拉伸超厚板(152 mm)的芯部强度与表层强度差大幅度减小,与同厚度 7050-T7 状态合金预拉伸超厚板相比,制品的芯部强度提高了 15%,抗应力腐蚀性能和断裂韧性 K_{IC} 值则基本相当,特别适合于现代飞机上大厚度整体式结构件的制造。目前,该合金已在空客 A380 客机中用于制造机翼的主承力加强杆,成为新一代飞机中质量最大的铝合金主承力结构件^[6-7]。但由于 7085 铝合金中主强化元素 Mg 的含量相对过低,制约了合金强度的进一步提高,在制造厚度 60 mm 以下、淬火敏感性问题不突出的中厚预拉伸板时,与 7050 合金相比在强度性能方面并无明显优势。

7×××系(Al-Zn-Mg-Cu 系)合金是所有变形铝合金中强度最高的一类,作为一种典型的时效强化型铝合金,其强度主要依赖于合金在时效过程中沉淀析出的具有 $MgZn_2$ 化学成分组成、与基体呈共格关系的 GP 区或呈半共格关系的 η' 相^[8-12]。适当提高合金中 Mg 元素的含量、增大 Zn/Mg 比值(质量比),有助于在合金中形成更大体积分数的沉淀强化相、改善合金的强度性能。Cu 元素的加入,一方面能够通过提高基体电位、减少基体与晶界析出相的电位差而改善合金的耐腐蚀性能,另一方面能够通过沉淀析出具有 Al_2Cu 化学成分组成、与基体半共格关系的 θ 相而对合金的强化起到补充作用,但大量研究表明,伴随着合金中 Cu 元素含量的增加,合金会出现高淬火敏感

性的问题。

本研究是在美国铝业公司(ALCOA)7085 合金的基础上,针对 7085 合金强度性能尚显不足的问题,通过适当提高合金中主强化元素 Mg 的含量,进一步降低合金中淬火敏感性元素 Cu 的含量,研究高强韧低淬火敏感性铝合金材料的制备加工工艺特点、合金的微观组织特征和基本性能,为最终全面突破美国铝业公司(ALCOA)7085 合金成分专利制约、设计研制具有我国自主知识产权的新一代高强韧低淬火敏感性铝合金奠定理论和实验基础。

1 实验

实验合金采用高纯 Al、Zn、Mg、以及 Al-Cu 和 Al-Zr 中间合金等为原料,模拟半连续铸造条件熔炼铸造得到 $d210\text{ mm}\times300\text{ mm}$ 的铸锭,经过化学成分分析,铸锭的最终化学成分(质量分数,%)为: Al-7.5Zn-1.65Mg-1.4Cu-0.12Zr, $Fe<0.08$, $Si<0.06$ 。合金铸锭经(440 °C, 12 h)+(475 °C, 24 h)的均匀化热处理后,热挤压成截面为 $102\text{ mm}\times25\text{ mm}$ 的板带。固溶工艺为(475 °C, 50~120 min),随后分别开展单级时效、双级时效和三级时效处理:单级时效温度为 100、120 和 140 °C;双级时效制度第一级采用(110 °C, 6 h),第二级时效温度为 155、160 和 165 °C;在三级时效过程中第二级高温处理采用 180 °C、时间选取 20~120 min。为了开展淬透性对比,本研究还在相同的熔铸和热变形加工工艺条件下制备了 7150 合金和 7B04 合金挤压板带。

本研究系统分析了合金的铸态、加工态和热处理态微观组织,测试了不同状态下合金的拉伸力学性能、电导率以及 T6 状态下合金的室温断裂韧性(K_{IC}),所有测试 K_{IC} 的试样在固溶之后均进行了 2%的预拉伸变形;采用室温水端淬、结合试样上距淬火端面不同距离的电导率值测试和 T6 时效状态下的硬度测试,评价合金的淬火敏感性。合金的电导率测试选用 WD-Z 型数字式涡流电导仪,显微组织观察在 Zeiss Axiovert 200MAT 光学显微镜(OM)、HITACHI S4800 扫描电子显微镜(SEM)和 JEM 2010 型高分辨电镜(TEM)上进行。

2 结果与讨论

2.1 合金的铸态微观组织

图 1 所示为铸态 7150 合金的 OM 像,以及新型合金的 OM 和 SEM 像。由图 1 可以看出,2 种合金的

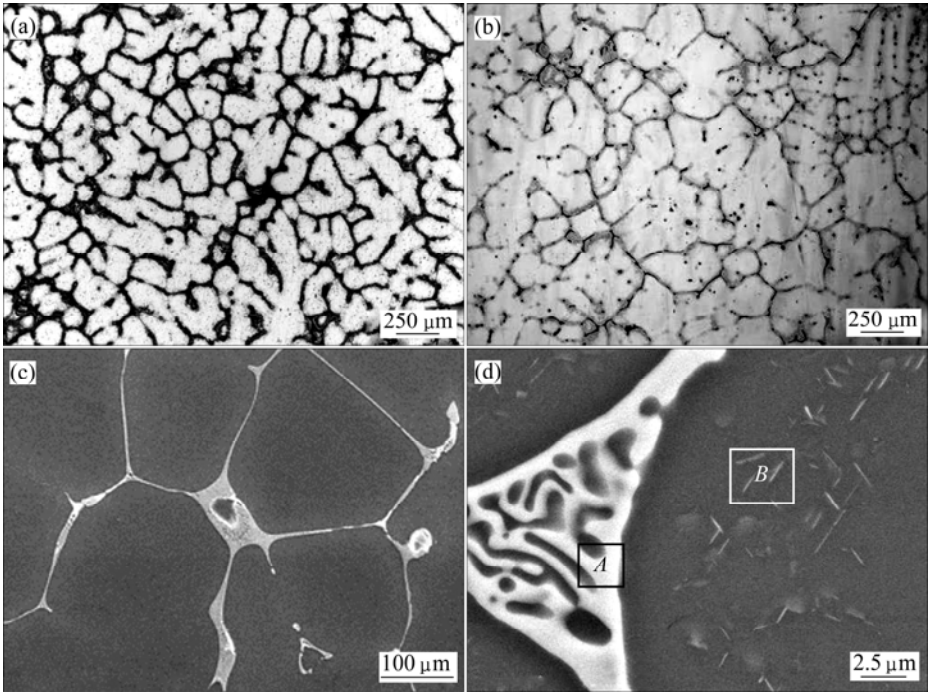


图 1 铸态合金的显微组织

Fig.1 Microstructures of as-cast Al alloy: (a) OM image of 7150; (b), (c), (d) OM and SEM images of novel alloy

铸态组织均为明显的枝晶组织, 但与 7150 合金相比, 新型合金枝晶间的非平衡共晶相的数量要少许多, 而且分布较为稀疏(见图 1(a)和(b))。SEM 及 EDS 能谱分析结果表明, 新型合金的铸态显微组织主要是由树枝状基体 $\alpha(\text{Al})$ 相、枝晶间低熔点非平衡共晶 AlZnMgCu 相(见图 1(d)中标记 A)以及片状的 MgZn_2 析出相(见图 1(d)中标记 B)组成, 相应的成分能谱分析结果如表 1 所列。

表 1 新型合金铸态组织中第二相的化学成分

Table 1 Composition of second phase in as-cast alloy shown in Fig.1(d) measured by EDS (mole fraction, %)

Spot	Al	Zn	Mg	Cu
A	28.88	23.21	23.3	23.85
B	93.27	4.52	2.21	—

2.2 合金的均匀化态微观组织

图 2 所示为新型合金经(440 °C, 12 h)+(475 °C, 24 h)双级均匀化处理后的显微组织。由图 2 可以看出, 合金均匀化处理后晶界变窄, 枝晶间的非平衡共晶相已基本消除, 合金组织中仅剩有极少量的 Al_2CuMg 相以及高温难溶的 $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ 相(EDS 能谱分析所得成分如表 2 所列)。显然, 采用(440 °C, 12 h)+(475 °C, 24 h)双级均匀化热处理可以得到比较理想的均匀化效果。

2.3 合金的热变形加工态微观组织

图 3 所示为新型合金热变形加工态的显微组织, 可以看出, 合金经挤压后, 晶粒变得扁平并沿挤压方

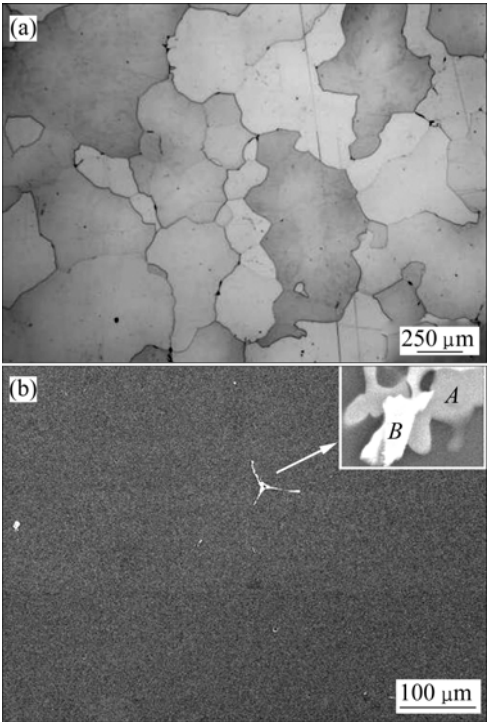


图 2 新型合金均匀化处理后的显微组织

Fig.2 Microstructures of as-homogenized novel alloy: (a) OM image; (b) SEM image

表 2 新型合金均匀化处理后组织中第二相的化学成分

Table 2 Composition of second phase in as-homogenized alloy shown in Fig.2(b) measured by EDS (mole fraction, %)

Spot	Al	Mg	Cu	Fe
A	53.04	23.59	23.37	—
B	69.56	—	19.96	10.48

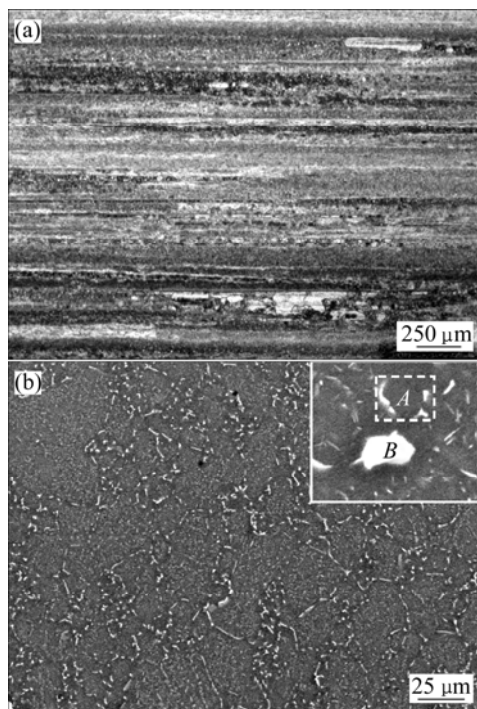


图 3 新型合金挤压态的显微组织

Fig.3 Microstructures of as-extruded novel alloy: (a) OM image; (b) SEM image

向被拉长。晶内及晶界上存在大量析出相粒子以及少量破碎后沿挤压方向分布的残留相。经 EDS 初步分析判断, 残留相为 $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ 相, 析出相为挤压过程中析出的 MgZn_2 相, 其成分如表 3 所列。

表 3 新型合金挤压态组织中第二相的化学成分

Table 3 Composition of second phase in as-extruded alloy in Fig.3(b) measured by EDS (mole fraction, %)

Spot	Al	Zn	Mg	Cu	Fe
A	93.97	3.93	2.11	0.74	—
B	72.52	—	—	18.44	9.04

2.4 合金的固溶态微观组织

图 4 所示为新型合金在经(475 °C, 50~120 min)固溶水淬后的显微组织。由图 4 可以看出, 合金经固溶处理后变形组织发生部分再结晶, 晶粒无明显长大, 挤压时在晶内晶界上大量析出的 MgZn_2 相已消失, 基体中仅残留有少量的难溶相(如图 4(b)标记 A 所示)。进

一步通过 TEM 对固溶态组织进行观察分析, 如图 5 所示, 可以看出, 基体中主要的残留相为 $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ 相(见图 5(a)); 此外, 基体中还有弥散分布的 Al_3Zr 粒子^[8-9](如图 5(b)中箭头所示)。

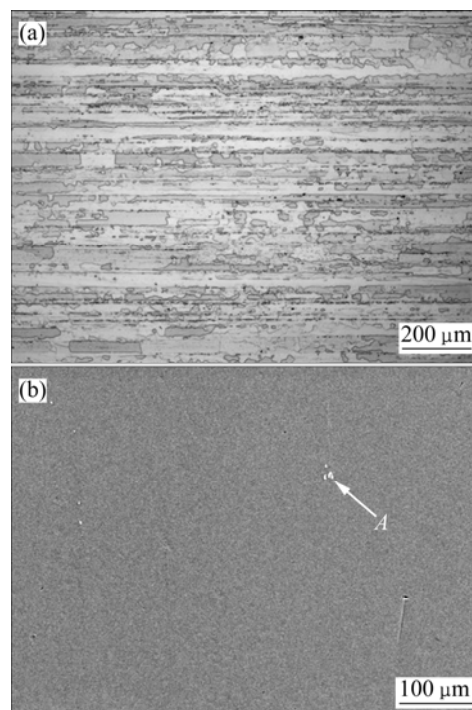


图 4 新型合金固溶水淬处理后的显微组织

Fig.4 Microstructures of novel alloy after solution treatment: (a) OM image; (b) SEM image

2.5 合金的时效态性能与微观组织

新型合金经固溶处理后, 分别在 100、120 和 140 °C 下进行单级时效处理, 其拉伸力学性能和电导率随时间的变化规律如图 6 所示。可以看出, 随着时效温度的升高, 合金时效硬化响应速度加快, 达到峰值强度的时间显著缩短, 且峰值强度较低(见图 6(a)和(b))。合金在 100、120 和 140 °C 保温一定时间, 均可以获得较高强度。但是, 100 °C 时效时, 合金强度达到峰值所需的时间较长、电导率较低且几乎不随时间的延长而发生变化(见图 6(d)); 在 140 °C 时效时, 合金的断后伸长率较不稳定(见图 6(c))。因此, 结合考虑实际工业生产, 适宜的峰值时效 T6 制度为(120 °C, 24 h)。

图 7 所示为新型合金经双级时效处理后拉伸力学性能和电导率随时效时间的变化规律。可以看出, 在合金进行双级时效热处理时, 随着第二级时效温度由 155 °C 升高到 165 °C, 合金强度的降低和电导率的增加响应速度加快。合金断后伸长率有一定程度的变化波动, 但未表现出明显的规律。综合比较, 选用 160 °C 作为合金 T7 制度中的第二级时效温度, 保温 6 h、16 h 可以分别获得比较理想的 T76、T73 状态的拉伸力学

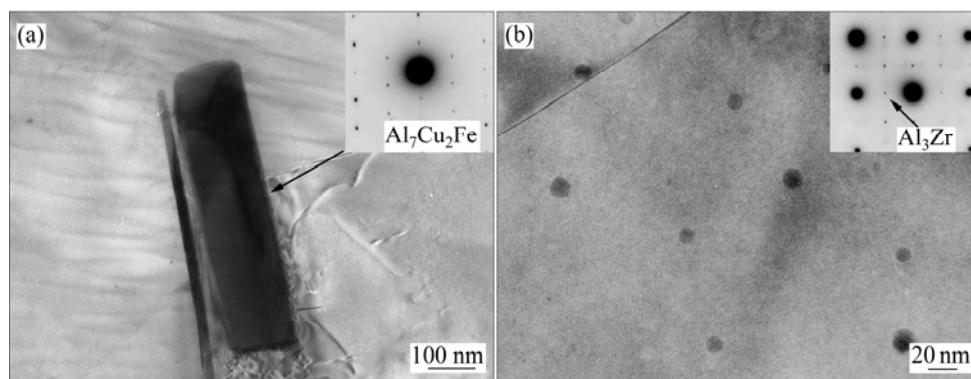


图 5 新型合金固溶处理后基体内第二相的 TEM 像及其衍射花样

Fig.5 TEM images and diffraction patterns of second phases in novel alloy after solution treatment: (a) $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$; (b) Al_3Zr

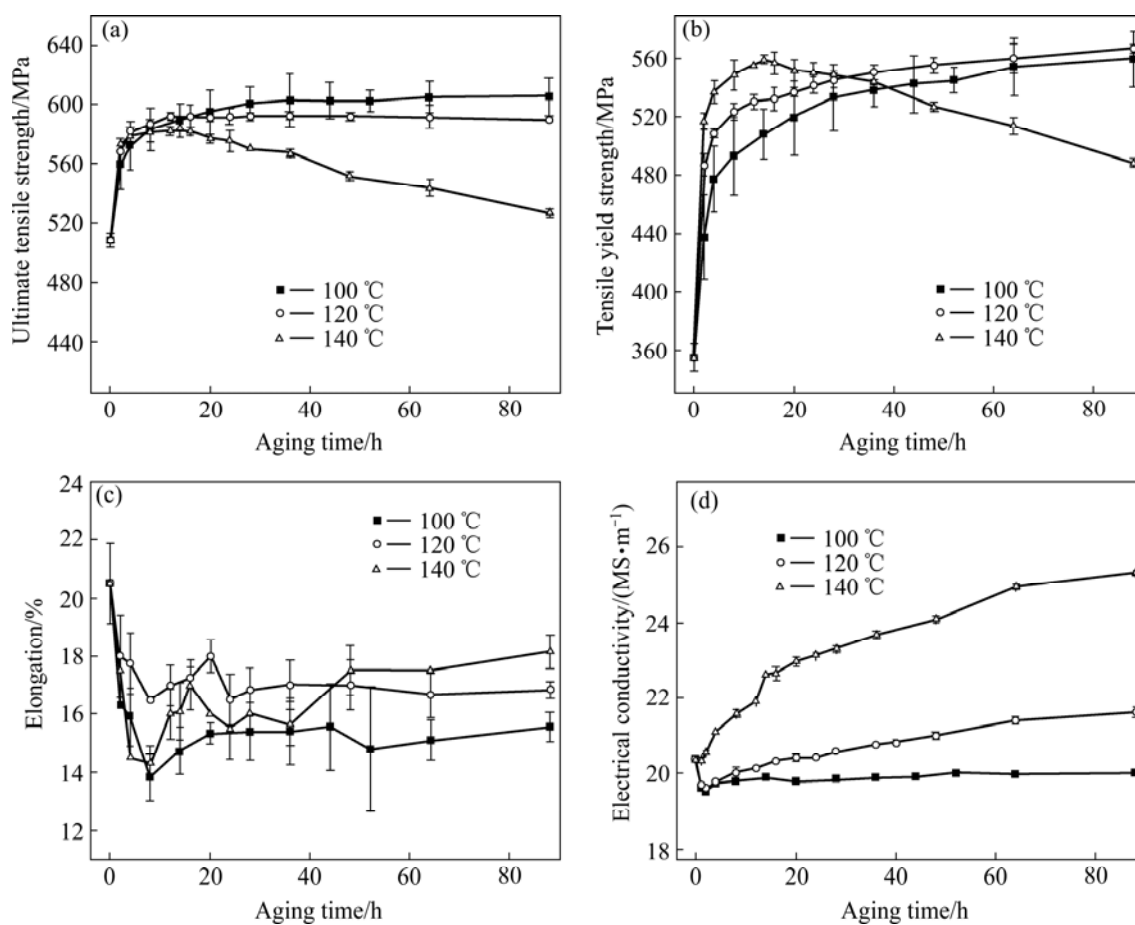


图 6 新型合金在不同温度下单级时效时的拉伸力学性能和电导率随时间的变化

Fig.6 Change of mechanical properties and electrical conductivity with aging time for novel alloy under one-step aging treatment at different temperatures: (a) UTS; (b) TYS; (c) Elongation; (d) Electrical conductivity

性能和电导率的匹配。

图 8 所示为新型合金在三级时效过程中, 当第一级和第三级时效制度均为 T6、第二级时效温度采用 $180\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时, 不同的第二级保温时间对合金拉伸力学性能和电导率的影响。由图 8 可以看出, 随着第二级保温时间的延长, 合金的强度迅速降低, 而电导率和断后伸长率显著提高。结合工业生产可实现性的考虑, 选用 $180\text{ }^{\circ}\text{C}$, 40 min 作为三级时效过程中的第二级处

理制度, 可以获得比较理想的拉伸力学性能和电导率的匹配。为便于比较, 表 4 列出了新型合金在几种典型时效状态下的力学性能和电导率。

表 5 所列为新型合金与传统 7050 合金、美国铝业公司 7085 合金主要性能比较。从表 5 中可以看出, 与 7085 合金相比, 新型合金的强度性能增加、伸长率显著提高, 显示出一定的优越性。但上述性能的提高是与合金主强化元素的微量调整有关, 还是来自于本研

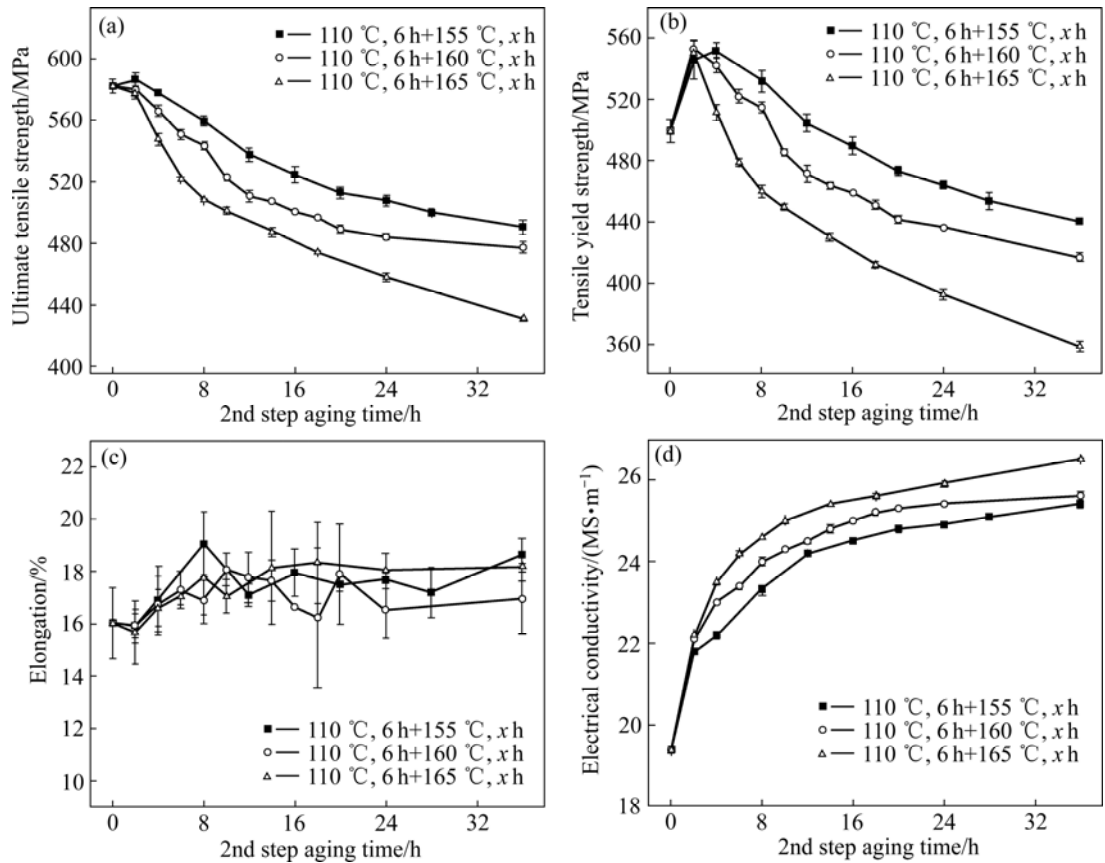


图 7 新型合金在不同温度下双级时效时拉伸力学性能和电导率随时效时间的变化
Fig.7 Changes of mechanical properties and electrical conductivity with aging time for two-step aged alloy at different temperatures: (a) UTS; (b) TYS; (c) Elongation; (d) Electrical conductivity

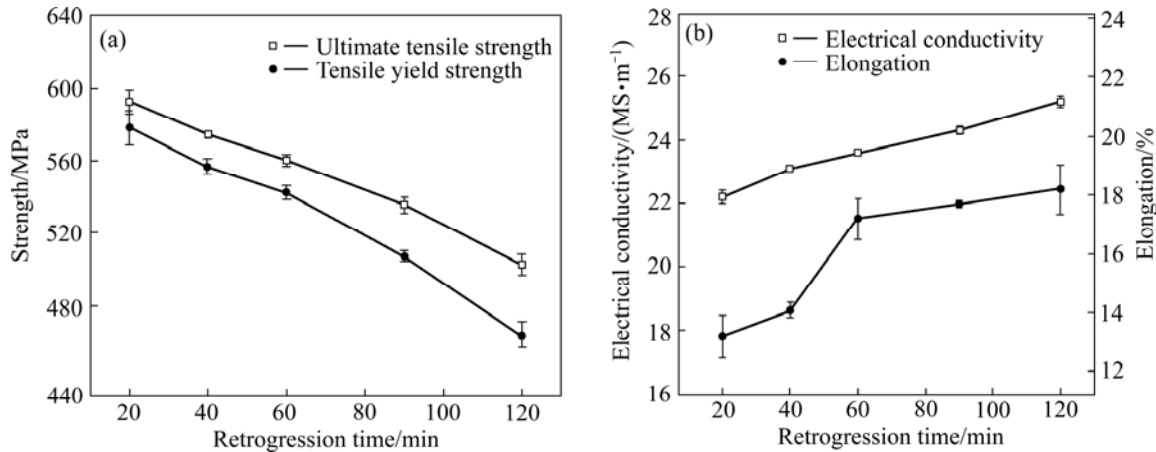


图 8 不同的第二级保温时间对新型合金拉伸力学性能和电导率的影响(180 °C)
Fig.8 Influence of 2nd step aging time on mechanical properties and electrical conductivity of novel alloy: (a) UTS and TYS; (b) Elongation and electrical conductivity

表 4 几种典型时效状态下新型合金的拉伸力学性能和电导率

Table 4 Mechanical properties and electrical conductivity of novel alloy under different conditions						
Condition	Temper	UTS/MPa	TYS/MPa	Elongation/%	Electrical conductivity/(MS·m ⁻¹)	
T6	120 °C, 24h	590	540	16.5	20.4	
T76	110 °C, 6 h+160 °C, 6 h	550	520	17.3	23.4	
T73	110 °C, 6 h+160 °C, 16 h	500	460	17.0	25.0	
Three-step aging	T6+180 °C, 40 min+T6	575	560	14.1	23.1	

表 5 几种典型合金的拉伸力性能和电导率值对比(厚度 25~40 mm 板材, L 向)

Table 5 Mechanical properties and electrical conductivity of several representative alloys

Alloy	Condition	UTS/MPa	Elongation/%	Electrical conductivity/(MS·m ⁻¹)
7050 alloy	T76	540	9.0	22.0
Alcoa 7085	T76	520	9.0	23.1
Novel alloy	T76	550	17.3	23.4

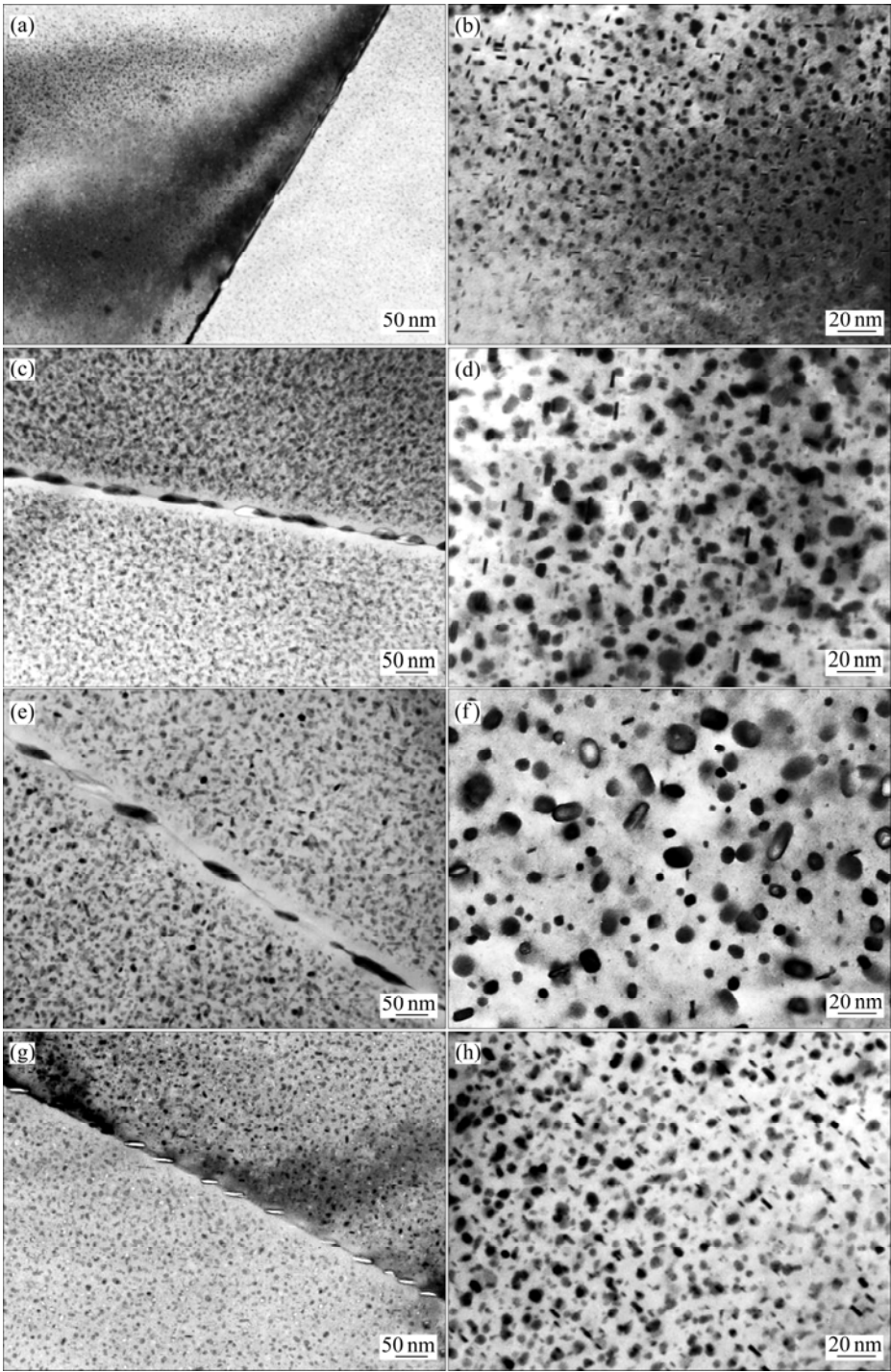


图 9 新型合金不同时效状态下的透射电镜明场像

Fig.9 TEM BF images for specimens of novel alloy by different temps: (a), (b) T6 (120 °C, 24 h); (c), (d) T74 (110 °C, 6 h+ 160 °C, 6 h); (e), (f) T73 (110 °C, 6 h+160 °C, 16 h); (g), (h) T6+(180 °C, 40 min)+T6

究中合金板带的挤压效应,尚需要进一步的深入研究证实。

图 9 所示为新型合金在几种典型时效状态下的 TEM 像。从图 9(a)~(f)可以看出,由 T6 态到 T76、T73 态,随着合金过时效程度的增加,晶内析出相显著粗化,晶界变宽且晶界析出相粗化断开呈不连续分布,并出现明显的晶间无析出带。T6 状态下,合金晶内析出相细小而弥散分布,尺寸大约为 2~8 nm(见图 9(a)和(b)); T76 状态下,合金晶内析出相长大到 3~15 nm(见图 9(c)和(d)); 到 T73 严重过时效态,合金晶内析出相长大到 5~20nm,数量明显减少,晶界析出相完全断开,并存在一个宽度大致为 40~50 nm 的晶间无析出带(见图 9(e)和(f))。从图 9(g)和(h)可以看出,晶内析出相细小弥散分布,与单级峰值时效 T6 态相似;晶界析出相粗化断开呈离散分布,晶间无析出带宽化,与双级过时效 T7 态相似。显然,经过三级时效处理后,合金的组织综合了 T6 态和 T7 态的优点,使合金既有高的强度又有良好的抗应力腐蚀性能^[13]。

2.6 合金的淬透性与断裂韧性

图 10 所示为新型合金、7150 合金、7B04 合金经过室温水端淬, T6 峰时效处理后合金硬度和淬火态合金电导率的测试结果。由图 10 可以看出,合金淬火端得到的时效态硬度值最高,随着距淬火端距离的增加,7B04 合金的时效态硬度值迅速降低,相应的淬火态电导率迅速增加,变化的幅度最大; 7150 合金的变化幅度次之; 新型合金时效态硬度的降幅和淬火态电导率值的增幅最小。若定义 T6 峰时效处理后硬度最大值损失 10%为合金淬透临界评价点,以此为标准, 7B04 合金、7150 合金、新型合金的淬透深度大致分别为 20、55 和 120 mm 以上。显然,新型合金具有更为优良的淬透性能,这将为该合金在厚截面尺寸构件上的推广应用提供有力的保证。

为客观评价新型合金的断裂韧性,本研究采用相同条件下同步制备的 7150 合金作对比,结果如表 6 所列。由表 6 可以看出,本研究制备的 7150 合金具有较高的断裂韧性,远高于现有文献[14~15]的报道值;对新型合金试样进行断裂韧性测试,由于不满足航标 HB4161—84 规定的条件: $P_{\max}/P_q \leq 1.1$ (试样出现了缩颈现象),其结果为参考值。但在相同的测试条件和试样尺寸前提下,还是能定性地反映出新型合金具有相当优异的断裂韧性,其 K_{IC} 值远高于本研究同步制备的 7150 合金。

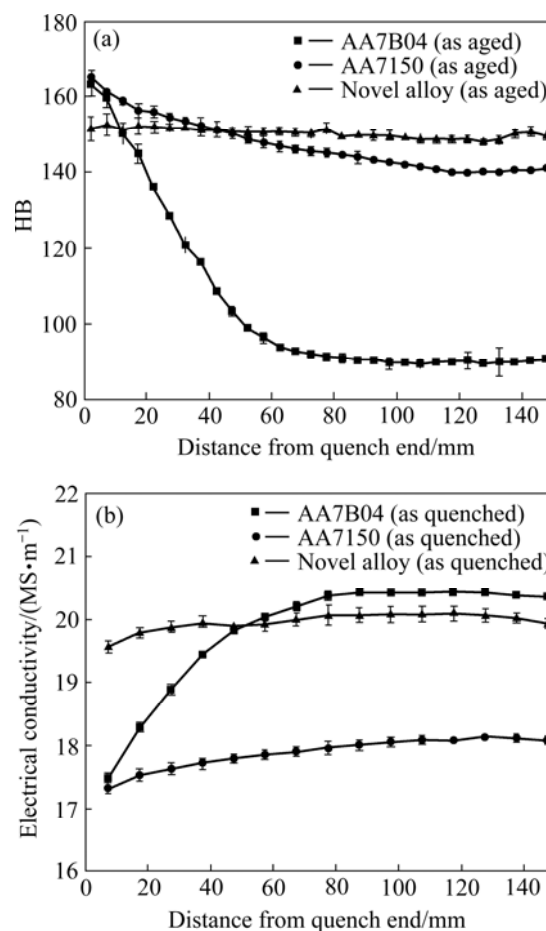


图 10 新型合金、7150 和 7B04 3 种合金室温水端淬硬度和电导率曲线

Fig.10 Hardness and electrical conductivity curves of AA7150, 7B04 and novel alloy: (a) Hardness of aged bar sample; (b) Electrical conductivity of quenched bar sample

表 6 相同测试条件下新型合金和 7150 合金的室温断裂韧性对比

Table 6 Fracture toughness properties of novel alloy and 7150 alloy obtained from same processing

Alloy	Temper	$K_{IC}/(\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2})$	
		Experiment data	Refs. ^[14-15]
7150 alloy	T6 (120 °C, 24 h)	44	22-24 (T77)
Novel alloy	T6 (120 °C, 24 h)	70 ¹⁾	—

1) Reference value

3 结论

1) 新型合金铸态组织具有枝晶间非平衡共晶

AlZnMgCu 相比较少的特点;经过(440 °C, 12 h)+(475 °C, 24 h)双级均匀化处理后,除少量残留的 $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ 难溶相外,非平衡共晶相基本消除;经(475 °C, 50~120 min)固溶处理后,除弥散分布的 Al_3Zr 粒子外,仅残有少量的变形破碎的 $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ 相,固溶较为充分。

2) 经过单级、双级和三级时效处理,新型合金可以获得比较理想的组织和性能。T6 状态下,晶内析出相弥散细小,合金的抗拉强度、屈服强度、断后伸长率和电导率分别为 590 MPa, 540 MPa, 16.5%和 20.4 MS/m; 经 T7 处理后,晶界析出相粗化呈离散分布,出现明显宽化的晶间无析出带,合金的抗拉强度、屈服强度、断后伸长率和电导率分别达到 500~550 MPa, 460~520 MPa, 17.0%~17.3%和 23.4~25.0 MS/m; 经三级时效处理后,合金的组织兼顾了 T6 和 T7 制度各自的优势,与 T6 状态相比,其抗拉强度仅降低 3%,屈服强度却提高 3%,电导率显著增加至 23.1 MS/m。

3) 新型合金具有低的淬火敏感性,室温水端淬试验测得的淬透深度可以达到 120 mm 以上,远高于本研究同步制备的 7150 合金(55 mm)和 7B04 合金(20 mm)的淬透深度。新型合金具有优异的室温断裂韧性,其 T6 态的 K_{IC} 值明显高于本研究同步制备的 7150 合金。

4) 与美国铝业公司公开报道的 7085 合金中厚板性能相比,新型合金的强度性能略有增加、而伸长率显著提高,显示了一定的优越性,但与主合金元素含量微量调整之间的对应关系尚待进一步研究证实。

REFERENCES

- [1] WARNER T. Recently-developed aluminum solutions for aerospace applications[J]. *Mater Sci Forum*, 2006, 519/521(2): 1271-1278.
- [2] MILLER W S, ZHUANG L, BOTTEMA J, WITTEBROOD A J, De SMET P, HASZLER A, VIEREGGE A. Recent development in aluminium alloys for the automotive industry[J]. *Mater Sci Eng A*, 2000, 280(3): 37-49.
- [3] HEINZ A, HASZLER A, KEIDEL C, MOLDENHAUER S, BENEDICTUS R, MILLER W S. Recent development in aluminium alloys for aerospace applications[J]. *Mater Sci Eng A*, 2000, 280(3): 102-107.
- [4] LUCASAK D A, HART R M. Aluminum alloy development efforts for compression dominated structure of aircraft[J]. *Light Met Age*, 1991, 2(9): 11-15.
- [5] JOHN L. Advanced aluminum and hybrid aerostructures for future aircraft[J]. *Mater Sci Forum*, 2006, 519/521: 1233-1238.
- [6] CHAKRABARTI D J, LIU J, SAWTELL R R, VENEMA G B. New generation high strength high damage tolerance 7085 thick alloy product with low quench sensitivity[C]//Proceedings of ICAA9. Melbourne: Institute of Materials Engineering Australasia Ltd, 2004: 969-974.
- [7] 陈文. 先进铝合金在 A380 上的应用[J]. *航空维修与工程*, 2005, 2: 40-41.
CHEN Wen. Application of advanced aluminum alloys in A380 structures[J]. *Aviation Maintenance & Engineering*, 2005, 2: 40-41.
- [8] BERG L K, GJØNNES J, HANSEN V, LI X Z, KNUTSON-WEDEL M, WATERLOO G, SCHRYVERS D, WALLEMBERG L R. GP-zones in Al-Zn-Mg alloys and their role in artificial aging[J]. *Acta Mater*, 2001, 49(12): 3443-3451.
- [9] GANG S, ALFRED C. Early-stage precipitation in Al-Zn-Mg-Cu alloy (7050)[J]. *Acta Mater*, 2004, 52(15): 4503-4516.
- [10] LI X Z, HANSEN V, GJØNNES J, WALLEMBERG L R. HREM study and structure modeling of the η' phase, the hardening precipitates in commercial Al-Zn-Mg alloys[J]. *Acta Mater*, 1999, 47(9): 2651-2659.
- [11] 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]. *Mater Sci Eng A*, 1999, 270(1): 55-63.
- [12] GODARD D, ARCHAMBAULT P, AEBY-GAUTIER E, LAPASSET G. Precipitation sequences during quenching of the AA 7010 alloy[J]. *Acta Mater*, 2002, 50: 2319-2329.
- [13] STARINK M J, LI X M. A model for the electrical conductivity of peak-aged and overaged Al-Zn-Mg-Cu alloys[J]. *Metall Mater Trans A*, 2003, 34(4): 899-911.
- [14] Alloy 7150-T7751 plate & 7150-T77511 extrusions[Z]. Product specifications, Alcoa.
- [15] AMS 4345A. Aluminum Alloy, extrusions, 6.4Zn-2.4Mg-2.2Cu-0.12Zr (7150-T77511) solution heat treated, stress-relieved, straightened, and overaged[S]. 2003.

(编辑 李向群)