

## 预时效对 7020 铝合金组织与性能的影响

杨涛<sup>1,2</sup>, 叶凌英<sup>1,2</sup>, 刘胜胆<sup>1,2</sup>, 单朝军<sup>1,2</sup>, 王国玮<sup>1,2</sup>, 陈敏<sup>1,2</sup>, 邓运来<sup>1,2</sup>, 张新明<sup>1,2</sup>

1. 中南大学 材料科学与工程学院, 湖南 长沙, 410083;
2. 中南大学 轻合金研究院, 湖南 长沙, 410083)

**摘要:** 采用维氏硬度(HV)、电导率测试(EC)、扫描电镜(SEM)、透射电镜(TEM)、室温拉伸、冲击韧性实验研究预时效对 7020 铝合金组织与性能的影响。研究表明: 合金经 470 °C 固溶 1 h 后进行 65 °C 预时效处理, 与直接双级时效对比, 合金的拉伸性能随预时效时间的延长而逐渐上升; 65 °C/168 h+90 °C/8 h+160 °C/26 h 的抗拉强度为 355.9 MPa, 屈服强度为 290.5 MPa, 伸长率为 16.3%, 维氏硬度为 120.9, 电导率为 22.4 MS/m; 直接双级时效时, 抗拉强度为 320.4 MPa, 屈服强度为 256.7 MPa, 伸长率为 17.6%; 维氏硬度为 103.5, 电导率为 21.9 MS/m; 合金经 470 °C 固溶 1 h 后进行 65 °C 预时效处理时, 沿挤压方向和垂直挤压方向冲击吸收功分别为 52.1 J 和 45.9 J; 直接双级时效时, 沿挤压方向和垂直挤压方向冲击吸收功分别为 43.5 J 和 38.8 J; 时效析出相随预时效时间的延长在晶内、晶界越来越细小弥散, 晶界析出相断续分布。

**关键词:** 7020 铝合金; 预时效; 拉伸性能; 冲击韧性; 显微组织

中图分类号: TG146.2

文献标志码: A

文章编号: 1672-7207(2017)03-0578-07

## Effects of pre-aging on microstructures and mechanical properties of 7020 aluminum alloy

YANG Tao<sup>1,2</sup>, YE Lingying<sup>1,2</sup>, LIU Shengdan<sup>1,2</sup>, SHAN Chaojun<sup>1,2</sup>, WANG Guowei<sup>1,2</sup>,  
CHEN Min<sup>1,2</sup>, DENG Yunlai<sup>1,2</sup>, ZHANG Xinming<sup>1,2</sup>

1. School of Material Science and Engineering, Central South University, Changsha 410083, China;
2. Light Alloy Research Institute, Central South University, Changsha 410083, China)

**Abstract:** The effects of pre-ageing treatment on the mechanical properties of 7020 aluminum alloy were investigated by means of Vickers hardness (HV), electrical conductivity measurement (EC), scanning electron microscopy (SEM), transmission electron microscopy (TEM), tensile test and impact toughness tests. The results show that after 470 °C/1 h solution treatment followed by pre-aging at 65 °C, the mechanical properties of investigated alloy's increase with the increase of the pre-aging time, while impact energy increases at first and then decreases. Compared to the direct two-stage aging at 65 °C/168 h+90 °C/8 h+160 °C/26 h, the tensile strength, yield strength and elongation are 355.9 MPa, 290.5 MPa and 16.3%, respectively; the Vickers hardness is 120.9, and conductivity is 22.4 MS/m. However, for direct two-stage aging, the tensile strength, yield strength and elongation are 320.4 MPa, 256.7 MPa and 17.6%, respectively; Vickers hardness is 104.7, and conductivity is 21.9 MS/m. For 470 °C/1 h solution treatment followed by pre-aging at 65 °C, impact energy along the direction of extrusion and perpendicular to that are 52.1 J and 45.9 J, respectively, and for the direct two-stage aging, impact energy along the direction of extrusion and perpendicular to that are 43.5 J and 38.8 J, respectively. The distribution of precipitates inside the grains and at the grain boundaries are more finely dispersed within the extension of pre-aging time. Precipitates at the grain boundaries are discontinuous.

**Key words:** 7020 aluminum alloy; pre-aging; tensile properties; impact toughness; microstructure

收稿日期: 2016-03-10; 修回日期: 2016-05-22

基金项目(Foundation item): 国家重点研发计划项目(2016YFB0300901) (Project(2016YFB0300901) supported by the National Key Research and Development Plan Program of China)

通信作者: 叶凌英, 副教授, 从事高性能铝合金组织与性能研究; E-mail: 30575421@qq.com

铝合金因密度低、强度高、导热导电性和耐腐蚀性强及容易加工等优良性能而成为交通运输中理想的轻质高强材料。近年来,我国高铁事业发展迅猛,迫切需求国产铝制材料具有良好综合性能。7020铝合金为Al-Zn-Mg(7×××)系中高强铝合金,主要满足于地铁列车及大型豪华汽车的大型薄壁、高精度复杂实心 and 空心型材需求<sup>[1-2]</sup>。作为7×××系可热处理强化合金,适当的热处理工艺是其获得良好综合性能的重要途径。ENJO等<sup>[3-6]</sup>对7020铝合金进行了研究,但主要集中于焊接性能和抗应力腐蚀性能方面。近年来,人们针对该合金有关的热处理工艺进行了研究,其有关的时效热处理主要有自然时效、单级时效和双级时效等<sup>[7-9]</sup>。T6I6(断续时效)能使材料强度高达430 MPa,其抗应力腐蚀性能比T73和RRA的弱,与T6的相当,但该热处理工艺繁琐,耗时长<sup>[10]</sup>。据文献[7],7020铝合金经固溶-淬火和自然时效后,其强度高达400 MPa,但该工艺下合金材料对应力腐蚀开裂极其敏感,这说明采用这种热处理工艺后并不能保证合金具有很好的综合力学性能。与7000系列中其他大多数合金不同的是,7020铝合金板材的时效制度主要是T4态(自然时效),而在工业生产应用中的7020挤压型材的时效制度主要是T5态,即挤压成型后先自然停放1周以上再进行后续人工时效处理,生产周期长。本文通过在传统人工时效前于65℃进行短时间预时效,采用硬度、电导率、扫描电镜、透射电镜分析、常温拉伸性能测试以及冲击韧性实验等研究该热处理工艺对7020合金的力学性能与微观组织的影响机理,以便为优化该合金热处理工艺提供依据。

## 1 实验

实验所用材料为7020铝合金挤压型材,其化学成分见表1。热处理制度为470℃/1h固溶热处理,经室温水淬火(转移时间小于3s)后立即进行65℃预时效,再进行90℃/8h+160℃/(0~26h)双级时效。室温拉伸试样是按国标GB/T 228.1—2010规定进行加工制作。试样从挤压型材上沿挤压方向切取,试样平行区标距长度为40mm,平行区宽度为10mm,厚度为3mm,每组取3个平行样经过相应的时效制度处理后在CRIMS拉伸机上进行室温拉伸实验,拉伸速率控制在2mm/min。每组实验有效结果取自3个平行样拉伸性能的平均值。

电导率测试按测试标准取样并在D60K数字金属电导率测量仪上完成,硬度利用数显小负荷维氏硬度

表1 实验所用7020铝合金的化学成分(质量分数)

Table 1 Chemical composition of investigated 7020 aluminum alloy				
aluminum alloy				%
Zn	Mg	Cu	Mn	Cr
4.50	1.25	0.12	0.34	0.21
Ti	Zr	Fe	Si	Al
0.04	0.16	0.11	0.05	剩余

仪进行测试,统一加载载荷为30N,加载时间为15s,取5个点的平均值作为实验有效结果。冲击韧性U型缺口试样按国标GB/T 229—2007“金属材料夏比摆锤冲击试验方法”从挤压型材上沿挤压方向和垂直挤压方向切取,在CBD-300摆锤冲击试验机上完成冲击实验,取3组平行样冲击性能的平均值作为实验有效结果。使用FEI Quanta-200型扫描电子显微镜(SEM)观察样品断口形貌。透射电镜(TEM)分析在TECNAIG 220型透射电镜上进行,加速电压为200kV。TEM薄片试样先采用机械减薄至0.1mm后,再采用MTP-1双喷电解减薄仪制备。电解时溶液配比为18% HNO<sub>3</sub>+82% CH<sub>3</sub>OH(体积分数)上减薄至出现微孔,温度控制在-35~-25℃。

## 2 实验结果与分析

### 2.1 维氏硬度

7020铝合金在65℃预时效及后续双级时效阶段的硬化曲线分别见图1和图2。从图1可看出:合金的维氏硬度在65℃预时效制度下随时效时间的延长而上升;在时效初期,硬度上升较快,20h后维氏硬度上升趋势逐渐减缓,在120h为123.0,此后合金的维氏硬度上升更缓慢,在168h达127.7,仍表现上升趋势。从图2可见:随着时效时间延长,合金的维氏硬度均表现为先上升后下降;固溶淬火后直接进行双级时效实验组试样在6h左右达到峰值,随后缓慢下降,在26h维氏硬度为103.5,而经过预时效72h和168h处理后再进行双级时效时,合金维氏硬度则在3~5h内达到峰值,在5~12h内缓慢下降,在14h后下降幅度加大,在26h时分别为116.1和120.9。合金在后续双级时效时,维氏硬度随预时效时间增加而上升;在预时效时间不同的后续双级时效中,合金经65℃/168h预时效时,维氏硬度上升趋势比预时效65℃/72h的明显,预时效8h后维氏硬度下降比预时效72h的下降速度缓慢;合金试样从低温转移到160℃高温后,维氏硬度表现为先下降后上升再缓慢下

降的趋势,在材料内部低温时析出的 GP 区原子开始阶段发生回溶,以  $\eta$  相和  $\eta'$  相析出<sup>[11-12]</sup>;随着时效继续,析出相越来越多,合金维氏硬度上升,达到峰值后,析出相慢慢减少,尺寸开始增大,维氏硬度表现为缓慢下降,最后趋于稳定。

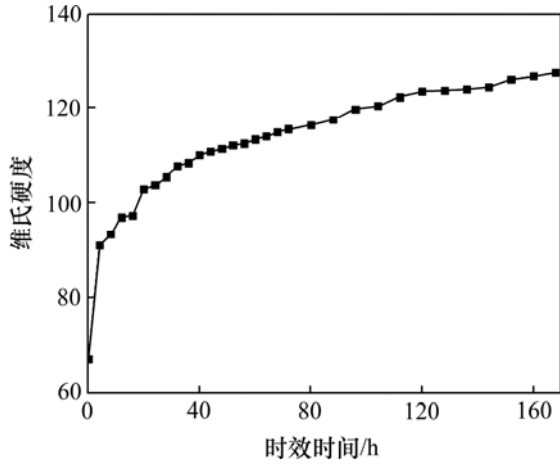
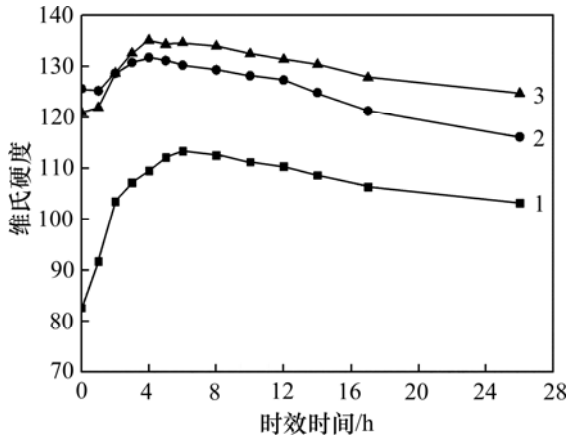


图 1 合金在 65 °C 预时效时的时效硬化曲线  
Fig. 1 Age hardening curve of 7020 aluminium alloy pre-aged at 65 °C



1—65 °C/0 h+90 °C/8 h+160 °C/x h; 2—65 °C/72 h+90 °C/8 h+160 °C/x h; 3—65 °C/168 h+90 °C/8 h+160 °C/x h。  
图 2 合金经 65 °C 不同时间预时效再经双级时效的硬化曲线

Fig. 2 Age hardening curves of 7020 aluminum alloy aged at 65 °C for different time and followed by two-step aging treatment

### 2.2 电导率

7020 铝合金电导率在 65 °C 预时效阶段及后续双级时效制度下随时效时间的变化曲线分别如图 3 和图 4 所示。从图 3 可以看出:合金的电导率在预时效阶段随着时效进行表现为先上升到某一值后上下波动;刚开始 65 °C 预时效时为 17.5 MS/m,到 168 时为 20.5 MS/m。从图 4 可知:经过 65 °C 不同预时效后(时

效时间分别为 0, 72, 168 h),合金的电导率变化趋势大体一致;电导率的上升速度与时效制度有直接联系,在双级时效的第 2 级时效(160 °C)过程中,经 65 °C (72 h 和 168 h)预时效,合金的电导率随着时效时间的延长呈现先急速上升后缓慢增加的趋势;固溶淬火后直接进行双级时效 65 °C(0 h),合金的电导率在刚开始时效时为 18.4 MS/m, 26 h 时增加至 21.9 MS/m,在 14 h 前上升趋势比 65 °C(72 h 和 168 h)时的弱,但 14 h 后电导率上升速率相对增大;合金在 65 °C(72 h 和 168 h)预时效后双级时效时的电导率变化趋势虽大体一致,但预时效 65 °C/72 h 的上升幅度比 65 °C/168 h 的大。结合图 2 所示结果可知:在过时效过程中,合

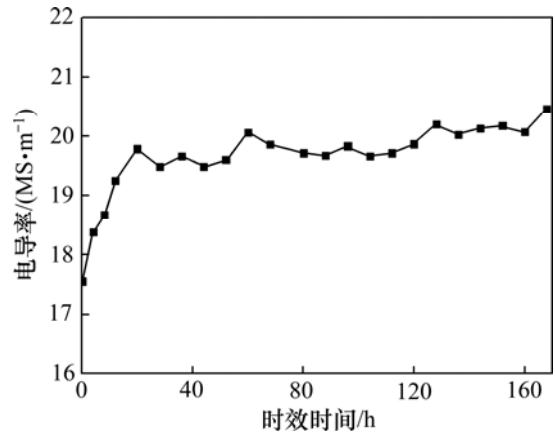
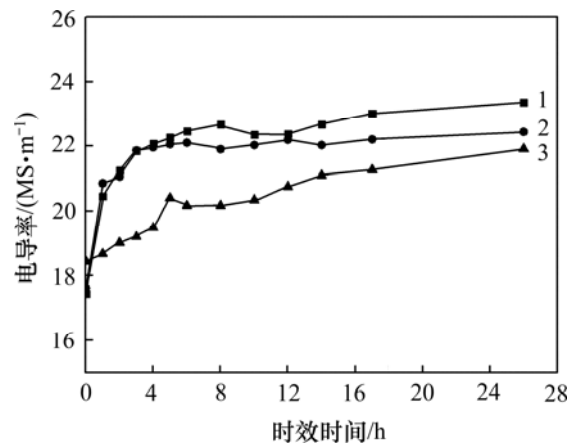


图 3 合金在 65 °C 预时效时的电导率曲线  
Fig. 3 Electrical conductivity curve of 7020 aluminium alloy pre-aged at 65 °C



1—65 °C/72 h+90 °C/8 h+160 °C/x h; 2—65 °C/168 h+90 °C/8 h+160 °C/x h; 3—90 °C/8 h+160 °C/x h。  
图 4 合金经 65 °C 不同时间预时效再经双级时效的电导率曲线

Fig. 4 Electrical conductivity curves of 7020 aluminum alloy aged at 65 °C for different time and followed by two-step aging treatment

金的维氏硬度与电导率随时效时间延长,其变化趋势呈负相关性。

铝合金在时效过程中其电导率与晶界及晶格畸变有很大关系。GP区在120℃及其以上时处于很不稳定状态,会发生重新固溶<sup>[13]</sup>。从图4可知:随着时效时间延长,晶粒内部的析出相由GP区逐渐向非平衡 $\eta'$ 相(MgZn<sub>2</sub>)和平衡相 $\eta$ (MgZn<sub>2</sub>)转变,并最终转化为粗大且断续分布的 $\eta$ 相和 $\eta'$ 相,合金逐渐进入过时效状态,电导率增大;在160℃进行人工时效时,基体中会连续地析出时效析出相,这些析出相会在相变驱动力作用下形成与基体呈共格或半共格分布的 $\eta$ 相和 $\eta'$ 相。析出形成的 $\eta$ 相和 $\eta'$ 相与GP区形成的 $\eta$ 相和 $\eta'$ 相有很大差别,主要表现为其对电子的散射作用很弱,所以,随着时效时间延长,合金的电导率呈上升趋势。

### 2.3 常温拉伸实验

#### 2.3.1 常温拉伸性能与分析

不同时效制度下7020铝合金的常温力学性能如表2所示。

表2 合金的力学性能

Table 2 Mechanical properties of investigated 7020 aluminum alloy

热处理工艺	抗拉强度 $R_m$ /MPa	屈服强度 $R_{p0.2}$ /MPa	伸长率 $A$ /%
90℃/8 h+160℃/4 h	355.0	290.0	16.3
90℃/8 h+160℃/26 h	320.4	256.7	17.6
65℃/72 h+90℃/8 h+160℃/4 h	399.1	333.5	15.4
65℃/168 h+90℃/8 h+160℃/4 h	420.2	351.9	15.0
65℃/72 h+90℃/8 h+160℃/26 h	350.8	284.8	16.8
65℃/168 h+90℃/8 h+160℃/26 h	355.9	290.5	16.3

据表2可知:合金经过65℃(0, 72和168 h)不同时间预时效后,在后续双级时效制度下,合金力学性能表现为:合金经65℃预时效168 h后在160℃的拉伸性能最高,保温4 h时的 $R_m$ ,  $R_{p0.2}$ 和 $A$ 分别为420.2 MPa, 351.9 MPa和15.0%;保温26 h时的 $R_m$ ,  $R_{p0.2}$ 和 $A$ 分别为355.9 MPa, 290.5 MPa和16.3%。而合金在65℃预时效72 h的性能要低于65℃下预时效168 h的合金。经65℃预时效72 h后在160℃保温4 h的合金 $R_m$ ,  $R_{p0.2}$ 和 $A$ 分别为399.1 MPa, 333.5 MPa和15.4%;而保温26 h的合金 $R_m$ ,  $R_{p0.2}$ 和 $A$ 分别为350.8 MPa, 287.8 MPa和16.8%。而直接双级时效实验组在该条件下的力学性能指标最低。从表2可见:在同一预时效温度下,时效时间对合金的力学性能有

很大影响,直接双级时效在4 h和终时效(26 h)的性能明显比65℃(72 h和168 h)在同条件下低30 MPa以上,可见合金采用65℃预时效工艺可以得到比直接双级时效更优的性能。在后续相同双级时效工艺制度下,合金在160℃/4 h时的抗拉强度、屈服强度于随65℃预时效时间从72 h延长到168 h,均上升约20 MPa,伸长率仅下降约0.4%,在160℃/26 h时的抗拉强度、屈服强度则都增加5 MPa左右,伸长率下降约0.5%。

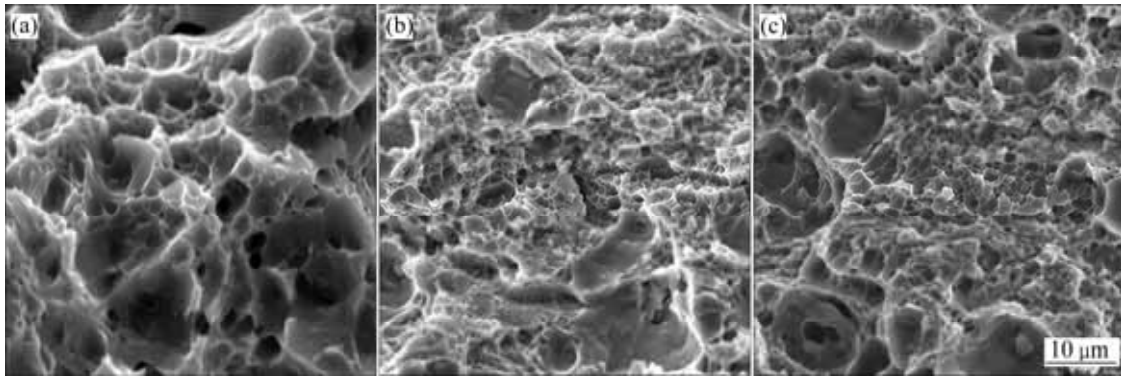
合金在65℃预时效72 h,在双级时效中的第2级温度(160℃)时效制度下,时效时间从4 h延长到26 h,其抗拉强度、屈服强度均下降约50 MPa,伸长率提升约9.0%,增幅1.4%;而在65℃预时效168 h后在双级时效中的第2级温度160℃时效制度下,时效时间从4 h延长至26 h,其抗拉强度、屈服强度均下降约60 MPa,伸长率则增加约8.6%,增幅1.3%。可见:在本实验条件下,合金经过65℃/168 h预时效和双级时效处理后的力学性能与65℃/72 h预时效后相同后续时效工艺的相当,均比没有进行预时效而直接双级时效的性能优越。

#### 2.3.2 常温拉伸断口形貌观察与分析

7020合金在不同预时效工艺下的常温拉伸断口形貌见图5。从图5可看出断口主要断裂方式为穿晶韧窝断裂。在断口表面都有较大数量的第2相形成的韧窝和部分沿晶断口,均表现为一定的延性断裂特征;延性断裂的端口面上具有片状表面特征,这种表面是试样在拉伸实验后期因断裂裂纹扩展引起的很多局部缩颈形成的。图5(a)中韧窝较大,但图5(b)和图5(c)中韧窝细小密集。图5(b)中韧窝比图5(c)中的细小均匀,而图5(c)中韧窝较大且其深度也较深。其原因是:在拉伸变形过程中,位错运动受夹杂物或者第2相的阻碍,由于位错运动的切割第2相机理使得这些第2相发生碎裂,从而脱离于基体,进而成为产生微裂纹的裂纹源<sup>[14]</sup>。

### 2.4 冲击韧性试验

在不同时效制度下,合金U型缺口实验试样冲击吸收功、冲击韧度如表3所示。结合表2与图2分析可知:在同一时效制度下,合金的维氏硬度越大,相对的冲击吸收功和冲击韧度较低;65℃/72 h预时效+双级时效(90℃/8 h+160℃/26 h)的冲击吸收功和冲击韧度最高,平行挤压方向分别为53.1 J和0.66 J/cm<sup>2</sup>,垂直挤压方向分别为47.3 J和0.59 J/cm<sup>2</sup>;65℃/168 h预时效+双级时效的冲击吸收功和冲击韧度平行挤压方向分别为52.1 J和0.64 J/cm<sup>2</sup>,垂直挤压方向分别为45.9 J和0.57 J/cm<sup>2</sup>。而直接进行双级时效的相应值平



(a) 65 °C/0 h+90 °C/8 h+160 °C/26 h; (b) 65 °C/72 h+90 °C/8 h+160 °C/26 h; (c) 65 °C/168 h+90 °C/8 h+160 °C/26 h

图 5 不同热处理制度合金拉伸断口 SEM 照片

Fig. 5 SEM micrographs of tensile fracture surface of 7020 aluminum alloy at different heat treatments

表 3 合金的冲击韧性

Table 3 Impact toughness of investigated 7020 aluminum alloy

热处理工艺	平行挤压方向平均冲击功 $A_{ku\parallel}/J$	平行挤压方向冲击韧度 $a_{k\parallel}/(J \cdot cm^{-2})$	垂直挤压方向平均冲击功 $A_{ku\perp}/J$	垂直挤压方向冲击韧度 $a_{k\perp}/(J \cdot cm^{-2})$
90 °C/8 h+160 °C/4 h	40.5	0.55	32.1	0.41
65 °C/72 h+90 °C/8 h+160 °C/4 h	51.7	0.65	45.5	0.57
65 °C/168 h+90 °C/8 h+160 °C/4 h	50.3	0.62	42.3	0.52
90 °C/8 h+160 °C/26 h	43.5	0.54	38.8	0.46
65 °C/72 h+90 °C/8 h+160 °C/26 h	53.1	0.66	47.3	0.59
65 °C/168 h+90 °C/8 h+160 °C/26 h	52.1	0.64	45.9	0.57

行挤压方向分别为 43.5 J 和 0.54 J/cm<sup>2</sup>; , 垂直挤压方向分别 38.8 J 和 0.46 J/cm<sup>2</sup>。

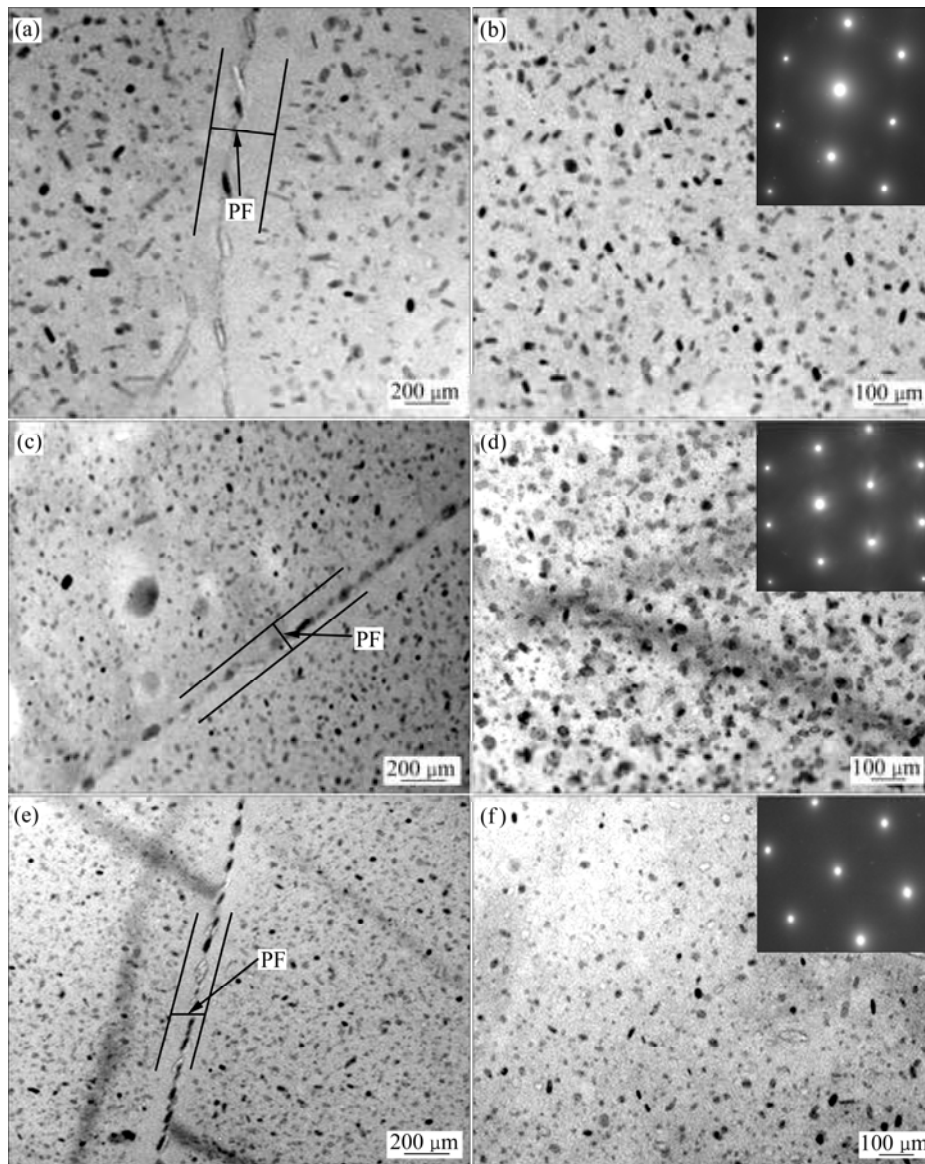
## 2.5 透射电镜观察

图 6 所示为 7020 合金在不同热处理制度下的透射组织照片。从图 6 可以看出: 在后续双级时效工艺相同条件下, 前期 65 °C 预时效时间对合金时效过程中的析出相的析出数量、分布与尺寸有很大影响。

根据图 6 中 [110]Al 衍射斑点以及透射照片分析可知: 析出相主要为  $\eta'(MgZn_2)$  相, 同时有少量的  $\eta(MgZn_2)$  相; 在相同的后续双级时效制度下(唯一不同的是预时效时间不同), 在 65 °C/168 h+90 °C/8 h+160 °C/26 h 后合金的晶内与晶界分布的第 2 相粒子较 65 °C/72 h+90 °C/8 h+160 °C/26 h 和直接双级时效热处理后晶界与晶内分布的第二相细小均匀, 同时通过对比图 6(a), (c) 和 (e) 中的晶界无沉淀析出带 (precipitate free zone, 以下简称 PFZ), 可以得出合金在经 65 °C/168 h+90 °C/8 h+160 °C/26 h 处理后的 PFZ 平均宽度要比直接双级时效和 65 °C/72 h+90 °C/8 h+160 °C/26 h 的 PFZ 窄, 直接双级时效后的最宽, PFZ 平均宽度分别为 288 nm, 143 nm 和 114 nm。

时效热处理是决定铝合金材料力学性能的关键热

处理工艺之一, 特别是在时效过程中形成的析出相的类型、数量、尺寸与分布等决定了材料力学性能。一般认为, Al-Zn-Mg 系铝合金的时效析出序列为 SSSS→GP 区→ $\eta'(MgZn_2)$ → $\eta(MgZn_2)$ <sup>[15-18]</sup>。在时效过程中, 随着预时效时间延长, 在双级时效的后期晶界上连续分布的合金元素随时效时间的增加而团簇形成粗大的第二相(MgZn<sub>2</sub>)。从图 6(a), (c) 和 (e) 可以看出在近晶界处区域内析出相的密度明显低于远离晶界区域的析出相密度, 图 6(a) 中的这种现象比图 6(c) 和图 6(e) 中的现象更加明显。这从另一方面说明在时效过程中会有大部分合金元素向晶界偏聚形成析出相, 导致在晶界处的合金元素质量分数下降。在图 6(a) 中还可见晶界、晶内析出相尺寸较大。这是因为在预时效时间阶段, 析出相的数量和尺寸有限, 在后续时效过程中, 前期预时效过程中的析出相长大或重溶完毕后, 晶界元素在或有足够的析出动力下会团簇形成第二相, 继而长大<sup>[19]</sup>; 同时, 随着时效时间延长, 析出相数量减少越多和粒度越大, 合金的维氏硬度下降越快, 电导率升高也愈明显。从图 6 可见: 合金在 65 °C 预时效 168 h+双级时效(90 °C/8 h+160 °C/26 h) 的强度要高于 65 °C 预时效 72 h+双级时效(90 °C/8 h+160 °C/



(a), (b) 65 °C/0 h+90 °C/8 h+160 °C/26 h; (c), (d) 65 °C/72 h+90 °C/8 h+160 °C/26 h; (e), (f) 65 °C/168 h+90 °C/8 h+160 °C/26 h

图 6 不同时效制度合金的 TEM 照片

Fig. 6 TEM micrographs of 7020 aluminum alloy at different heat treatments

26 h)和固溶淬火后直接双级时效(90 °C/8 h+160 °C/26 h)。

利用软件 Image J 对直接双级人工时效、预时效不同时间结合双级人工时效处理后所得晶内析出物面积分数见表 4。从表 4 可以看出: 直接双级人工时效

后的晶内析出物面积分数最低, 65 °C/168 h+90 °C/8 h+160 °C/26 h 的晶内析出物面积分数最高。这与表 2 所示的常温拉伸强度结果相吻合。

表 4 不同时效制度下晶内析出物面积分数

Table 4 Area percentages of intragranular precipitates under different aging treatments

热处理工艺	面积分数/%
90 °C/8 h+160 °C/26 h	10.4
65 °C/72 h+90 °C/8 h+160 °C/26 h	12.2
65 °C/168 h+90 °C/8 h+160 °C/26 h	15.8

### 3 结论

1) 合金经 65 °C 预时效(72 h 和 168 h)后, 在双级时效第 2 级温度 160 °C 时效下维氏硬度都在 4 h 左右达到峰值, 预时效 72 h 时为 130.9, 预时效 168 h 时为 132.9; 二级时效达到 26 h 时, 预时效 72 h 的维氏硬度为 116.1, 预时效 168 h 的维氏硬度为 120.9。而 65 °C 预时效 0 h 后进行同样双级时效, 维氏硬度在 6 h 达到

峰值点 112.8, 26 h 时为 103.5。

2) 经 65 °C 预时效(72 h 和 168 h)+双级时效(90 °C/8 h+160 °C/26 h)后, 合金拉伸性能高于固溶淬火后直接双级时效的合金。经 65 °C 预时效 72 h, 合金最终拉伸性能指标分别为:  $R_m=350.8$  MPa,  $R_{p0.2}=284.8$  MPa,  $A=16.8\%$ ; 经 65 °C 预时效 168 h, 合金最终拉伸性能指标分别为:  $R_m=355.9$  MPa,  $R_{p0.2}=290.5$  MPa,  $A=16.3\%$ ; 直接双级时效时,  $R_m=320.4$  MPa,  $R_{p0.2}=256.7$  MPa,  $A=17.6\%$ 。

3) 时效析出相(主要为  $\eta'$  相)随预时效时间不同弥散分布于晶内, 断续分布于晶界。但在合金的晶内、晶界的分布情况有很大差异。65 °C/168 h+90 °C/8 h+160 °C/26 h 下的晶内析出相  $\eta'$  相粒度较 65 °C/(0 h 和 72 h)+90 °C/8 h+160 °C/26 h 的粒度小, 晶界无沉淀析出带(PFZ)宽度变窄, 但晶界析出物的断续分布程度较小。

#### 参考文献:

- [1] 苟国庆, 黄楠, 陈辉, 等. 高速列车 A7N01S-T5 铝合金应力腐蚀行为研究[J]. 材料科学与工艺, 2012, 20(4): 139-144.  
GOU Guoqing, HUANG Nan, CHEN Hui, et al. Research on stress corrosion behavior of A7020S-T5 aluminum alloy for high speed train [J]. Materials Science and Technology, 2012, 20(4): 134-139.
- [2] 王正安, 汪明朴, 李周, 等. 轨道交通车辆大型材用 7005 铝合金的热处理特性[J]. 中国有色金属学报, 2010, 20(6): 1110-1115.  
WANG Zheng'an, WANG Mingpu, LI Zhou, et al. Heat treatment characteristic of 7005 Al alloy employed in railway trains[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2010, 20(6): 1110-1115.
- [3] ENJO T, KURODA T. Stress corrosion cracking in welds of Al-Zn-Mg series 7N01-T4 alloy[J]. Transactions of Japanese Welding Research Institute, 1980, 29(321): 617-622.
- [4] MATSUDA F, NAKATA K, ARAI K, et al. Comparison of weld crack susceptibility of recent aluminum alloys[J]. Transactions of Japanese Welding Research Institute, 1981, 10(1): 71-79.
- [5] NAKATA K, MIYAGAGA Y, MATSUDA F, et al. New Al-7%Mg welding electrode for crackles welding of Al-Zn-Mg (7020) high strength aluminum alloy (Report I): investigation on weld solidification crack susceptibility[J]. Transactions of Japanese Welding Research Institute, 1980, 9(2): 205-216.
- [6] MATSUDA F, NAKATA K, MIYAGAGA Y, et al. Effect of additional element on weld solidification crack susceptibility of Al-Zn-Mg alloy (Report I)[J]. Transactions of Japanese Welding Research Institute, 1983, 12(1): 81-87.
- [7] 张建波, 张永安, 何振波, 等. 自然时效对 7020 铝合金组织和性能的影响[J]. 稀有金属, 2012, 36(2): 191-195.  
ZHANG Jianbo, ZHANG Yong'an, HE Zhengbo, et al. Influence on microstructure and mechanical properties of 7020 aluminum alloy under natural aging treatment[J]. The Chinese Journal of Rare Metals, 2012, 36(2): 191-195.
- [8] 黄英, 邓运来, 陈龙, 等. 7020 铝合金挤压板的微结构、组织和性能[J]. 材料研究学报, 2014, 28(7): 541-548.  
HUANG Ying, DENG Yunlai, CHEN Long, et al. Microstructure, texture and property of extruded 7020 aluminum alloy plates[J]. Chinese Journal of Materials Research, 2014, 28(7): 541-548.
- [9] 曾世宝, 叶凌英, 刘胜胆, 等. 均匀化升温速率对 7020 铝合金组织与力学性能的影响[J]. 中国有色金属学报, 2014, 24(9): 2228-2234.  
ZENG Shibao, YE Lingying, LIU Shengdan, et al. Effect of homogenization heating rate on microstructure and mechanical properties of 7020 aluminum alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2014, 24(9): 2228-2234.
- [10] 郭沛卿. 热处理制度对 7N01 铝合金性能的影响[D]. 长沙: 中南大学材料科学与工程学院, 2014: 34-42.  
WU Peiqing. Effect of heat treatments on the properties of 7N01 aluminum alloy[D]. Changsha: Central South University. School of Material Science and Engineering, 2014: 34-42.
- [11] SCHMUCK C, AUGER P, DANOIX F, et al. Quantitative analysis of GP zones formed at room temperature in a 7150 Al-based alloy[J]. Applied Surface Science, 1995, 87: 228-233.
- [12] FRIBOURG G, BRÉCHET Y, DESCHAMPS A, et al. Microstructure-based modelling of isotropic and kinematic strain hardening in a precipitation-hardened aluminium alloy[J]. Acta Materialia, 2011, 59(9): 3621-3635.
- [13] SALAZAR-GUAPURICHE M A, ZHAO Yuyuan, PITMAN A, et al. Correlation of strength with hardness and electrical conductivity for aluminum alloy 7010[J]. Materials Science Forum, 2006, 519/520/521: 853-858.
- [14] 束德林. 工程材料力学性能[M]. 北京: 机械工业出版社, 2003: 21-30.  
SHU Delin. Mechanical properties of engineering materials[M]. Beijing: China Machine Press, 2003: 21-30
- [15] LI Xingzhong, HANSEN V, GJØNNES J. HREM study and structure modeling of the  $\eta'$  phase, the hardening precipitates in commercial Al-Zn-Mg alloys[J]. Acta Materialia, 1999, 47(9): 2651.
- [16] JIANG X J, NOBLE B. Differential scanning calorimetry and electron diffraction investigation on low-temperature aging in Al-Zn-Mg alloys[J]. Metallurgical and Materials Transaction A, 2000, 31(2): 339.
- [17] 韩念梅, 张新明, 刘胜胆, 等. 断续时效对 7050 铝合金强度和断裂韧性的影响[J]. 中南大学学报(自然科学版), 2012, 43(9): 3363-3371.  
HAN Nianmei, ZHANG Xinming, LIU Shengdan, et al. Effects of interrupt aging on strength and fracture toughness of 7050 aluminum alloy[J]. Journal of Central South University (Science and Technology), 2012, 43(9): 3363-3371.
- [18] HAN Nianmei, ZHANG Xinming, LIU Shengdan, et al. Effects of pre-stretching and ageing on the strength and fracture toughness of aluminum alloy 7050[J]. Materials Science & Engineering A, 2011, 528(10/11): 3714-3721.
- [19] MINODA T, YOSHIDA H. Influence of chemical composition on aging property of 7020 aluminum alloy[J]. The Japan Institute of Light Metals, 2011, 61(12): 718-723.

(编辑 陈灿华)