第 31 卷第 9 期 Volume 31 Number 9 2021 年 9 月 September 2021

DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2021-36594

强化固溶对紧固件用 Al-Zn-Mg-Cu 合金 组织与性能的影响



黄青梅¹,程全士^{1,4},叶凌英^{1,2,3},唐建国^{1,2,3},刘胜胆^{1,2,3}

(1. 中南大学 材料科学与工程学院,长沙 410083;
2. 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;
3. 中南大学 有色金属先进结构材料与协同创新中心,长沙 410083;
4. 河南航天精工制造有限公司,信阳 464000)

摘 要:通过电导率、力学性能测试和慢应变速率拉伸试验,结合扫描电镜(SEM)、电子背散射衍射(EBSD) 等微观组织表征方法,研究固溶处理对紧固件用 Al-Zn-Mg-Cu 合金挤压棒材电导率、力学性能和应力腐蚀 性能的影响。结果表明:强化固溶较单级固溶处理,合金具有较好的电导率和力学性能。随着强化固溶中 二级固溶时间的延长和一级、二级固溶温度的提高,电导率和伸长率随之提高,硬度和强度随之降低。其 中,二级固溶时间的影响最大,其次是二级固溶温度,一级固溶温度的影响最小。随着二级固溶时间的延 长和温度的提高,应力腐蚀敏感指数(*I*_{SSRT})先减小后增大,主要因为残余粗大相减少,降低腐蚀敏感性,而 后再结晶分数提高和晶粒长大,恶化应力腐蚀性能。在满足紧固件用 Al-Zn-Mg-Cu 合金对电导率要求 (≥38.0%IACS)的基础上,获得良好综合性能适宜的热处理工艺为: ((450 ℃,1 h)+(490 ℃,1 h))固溶处理+ ((120 ℃,5 h)+(177 ℃,16 h))时效处理,合金的抗拉强度、硬度、电导率和应力腐蚀敏感指数分别为 532.8 MPa、158.0 HV、38.5%IACS 和 *I*_{SSRT}为 2.0%。

关键词: Al-Zn-Mg-Cu 合金; 组织; 强化固溶; 应力腐蚀性能

文章编号: 1004-0609(2021)-09-2390-13 中图分类号: TG146.2 文献标志码: A

引文格式: 黄青梅, 程全士, 叶凌英, 等. 强化固溶对紧固件用 Al-Zn-Mg-Cu 合金组织与性能的影响[J]. 中国有色金属学报, 2021, 31(9): 2390-2402. DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2021-36594 HUANG Qing-mei, CHENG Quan-shi, YE Ling-ying, et al. Effects of enhanced solid solution on microstructure

and properties of Al-Zn-Mg-Cu alloys used in fasteners[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2021, 31(9): 2390–2402. DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2021-36594

一架航空航天飞机中螺栓、螺母等紧固件的使 用量,少则几十万件,多则百万件,其总重量可占 飞机总质量的 5%~6%。使用密度小、比强度高及 良好加工性能的Al-Zn-Mg-Cu合金紧固件能减轻其 重量,获得更低的油耗和更高的运力,所以在航空 航天紧固件制造方面应用十分广泛^[1]。相关文献表 明^[2-4],电导率关联合金的微观组织、力学性能和 应力腐蚀性能。航空航天紧固件用 Al-Zn-Mg-Cu 合 金对电导率有较高要求(≥38.0%IACS),而在实际

加工过程中,常出现电导率偏低、与强度匹配不佳 和腐蚀性能较差的问题。

粗大难溶相在铝合金中易产生应力集中并成 为裂纹萌生之源,是对强度和抗应力腐蚀性能影响 较大的因素之一^[5],而强化固溶处理是控制难溶相, 提高铝合金综合性能的有效热处理方法^[6-9]。近年 来的研究表明,晶界析出相(GBP)的 Cu 含量的增加 可降低电化学活性提高应力腐蚀开裂(SCC)阻力, 显著提高 7xxx 系合金的抗应力腐蚀性能^[10-11],而

基金项目:国家重点研发计划资助项目(2016YFB0300901) 收稿日期:2020-06-30;修订日期:2021-07-10 通信作者:叶凌英,副教授,博士;电话:13607435545; E-mail: lingyingye@csu.edu.cn

晶界处 Mg 的偏聚不利于抗应力腐蚀性能的提 高[12]。舒文祥等[13]发现合适的强化固溶和过时效处 理可增加 GBP 内 Cu 含量和降低晶界处 Mg 偏聚。 PENG 等^[8]研究表明强化固溶后 AlZnMgCu 相和 Al₂CuMg 相的体积分数降低,降低了粗大颗粒引起 的应力集中和裂纹萌生, SCC 的敏感性降低, 但固 溶温度进一步提高后,会提高再结晶程度,导致 SCC 的敏感性增加。陈一进等[14]发现双级固溶结合 双级时效时,7050铝合金电导率随第二级固溶温度 的提高而提高。7075 铝合金由于 Zn 含量高,易受 剥落腐蚀,随着双级时效后电导率的增加,剥落腐 蚀性能提高[15]。王京华等[16]研究表明双级时效中高 温时效的温度越高,电导率越高,T76态的最佳热 处理参数为:固溶温度(467±2)℃,双级时效 ((120±3) ℃, 5 h)+((165±3) ℃, 36 h)。因此,本文作 者通过探索合适的强化固溶工艺,结合双级时效处 理以期提高紧固件用 Al-Zn-Mg-Cu 合金的电导率、 强度以及抗应力腐蚀性能, 解决目前该合金综合性 能不协同的难题。

1 实验

试验材料采用直径为 15 mm 的 Al-Zn-Mg-Cu 合金挤压棒材, T6 状态,其化学成分如表 1 所示。 对该棒材直接进行 177 ℃不同保温时间的单级时效 处理,或者经温度为 450~505 ℃、保温时间 1~2 h 不同工艺的单级或双级固溶处理,再进行(120 ℃, 5 h)+(177 ℃, x h)的双级时效处理。一级固溶到二级 固溶之间为均匀升温,经室温水淬火(转移时间小于 5 s)后进行双级时效处理。固溶时效处理后进行电 导率、硬度测试,为了对比合金经不同固溶处理后 的晶粒组织,对 4 种经不同固溶处理后的试样进行 SEM 和 EBSD 组织观察。

表1 实验用 Al-Zn-Mg-Cu 合金化学成分

Table 1Chemical composition of investigated Al-Zn-Mg-Cu alloy (mass fraction, %)

Zn	Mg	Cu	Mn	Cr
5.82	2.63	1.68	0.02	0.20
Ni	Ti	Fe	Si	Al
0.01	0.02	0.16	0.06	Bal.

电导率、硬度测试用同一试样,沿挤压方向截 取 10 mm 小圆柱,测试前,要保证试样表面平整、 光滑。电导率测试按国标 GB/T 12966-2008《铝合 金电导率涡流测试方法》进行,采用德国 FischerSMP350型电导率仪测量,测量5个数据后 取平均值。硬度测试按国标 GB/T 4340.1-2009 《金 属材料 维氏硬度试验》进行,采用 HVS-1000S 型 显微硬度计测量,加载载荷为2.94N,加载时间为 15 s, 测量 5 个数据后取平均值。将经不同固溶处 理的试样沿挤压方向将棒材剖开,采用 ZEISS EVO MA10 型扫描电镜(SEM)观察合金纵截面的第二相 形貌,并使用能谱仪(EDS)分析第二相化学成分。 EBSD 样品检测前进行电解抛光,所用溶液为 10%HClO₄+90%C₂H₅OH(体积分数), 电解电压为 20 V, 电解时间为 6~10 s, 背散射电子衍射测试在 配备EBSD系统的ZEISS EVO MA10型扫描电镜上 完成,结果用 HKL Channel 5 软件进行分析。

室温拉伸性能测试试样按国标 GB/T 228.1-2010《金属材料 拉伸试验第一部分: 室温拉伸试 验方法》的规定沿挤压方向取样,平行段标距长度 为 50 mm, 直径为 10 mm, 经过相应的固溶时效处 理后在 DDL100 型电子万能试验机上进行室温拉伸 实验,拉伸速率为2mm/min,取3个平行样的平均 值作为实验有效结果。慢应变速率拉伸性能测试试 样平行段标距长度为 30 mm, 直径为 6 mm, 在 YYF-100型慢应变速率应力腐蚀试验机上进行,应 变速率为1×10⁻⁶ s⁻¹。慢应变速率拉伸试样分别在 50 ℃-硅油中和 50 ℃-3.5%NaCl(质量分数)溶液中 进行,取3个平行样的平均值作为实验有效结果。 慢应变速率拉伸断口在超声波清洗仪中清洗 2~5 min, 溶液为酒精, 使用 ZEISS EVO MA10 型扫描 电镜对断口形貌进行观察,并使用 EDS 分析第二相 化学成分。

2 实验结果

2.1 电导率和力学性能

图 1 所示为合金经不同热处理的电导率、硬度 曲线(图中 A 代表时效处理(120℃, 5 h)+(177 ℃, *x*h), S 代表固溶处理)。与原材料(T6 态)进行 177 ℃ 的时效处理相比,对原材料重新固溶时效处理后,

合金电导率值具有较大的提升,其中经强化固溶处 理的合金电导率优于单级固溶处理(466 ℃, 1 h)。 由图 1(a)中曲线 3、4、5、6 对比可知,将二级固溶 时间由 0.5 h 延长至 1 h、二级固溶温度由 490 ℃提 高至 505 ℃、一级固溶温度由 450 ℃提高至 466 ℃, 电导率都会提高,幅度为 0.1%IACS~1.0%IACS。 提高程度由大到小依次为二级固溶时间、二级固溶 温度、一级固溶温度。经强化固溶处理的合金硬度 要优于单级固溶处理和原材料进行177℃的时效处 理。由图 1(b)中曲线 3'、4'、5'对比可知,当二级固 溶温度为 490 ℃、保温时间由 0.5 h 延长至 1 h 以及 二级固溶温度由 490 ℃提高至 505 ℃、保温 1 h 时, 经过峰值后都会造成合金硬度降低,幅度分别为 0.6~5.1 HV。而对比曲线 5′、6′可知,将一级固溶温 度由 450 ℃提高至 466 ℃时,合金硬度差别不大。 这就说明对于合金电导率和硬度,二级固溶温度和 时间因素的影响要大于一级固溶温度。由曲线3、4、 5 和曲线 3'、4'、5'可知, 经强化固溶处理的合金电



图 1 Al-Zn-Mg-Cu 合金经不同热处理的电导率、硬度曲线

Fig. 1 Conductivity and hardness curves of Al-Zn-Mg-Cu alloy through different heat treatment process: (a) Conductivity curve; (b) Hardness curve

导率和硬度的变化趋势相反,即电导率较高时,对 应较低的硬度。

图 2 所示为经不同固溶并进行(120 ℃, 5 h)+ (177 ℃, 16 h)双级时效处理后合金的电导率和力学 性能(图中 S1 代表(466 ℃, 1 h)固溶处理; S2 代表 (450 ℃, 1 h)+(490 ℃, 0.5 h)固溶处理; S3 代表 (450 ℃, 1 h)+(490 ℃, 1 h)固溶处理; S4 代表(450 ℃, 5 h)+(505 ℃,1 h)固溶处理)。由图 2 可看出,相比 于单级固溶处理,合金经强化固溶并进行双级时效 处理后具有较高的电导率和力学性能。强化固溶处 理后,当二级固溶温度 490 ℃,保温时间由 0.5 h 延长至 1 h 以及二级固溶温度由 490 ℃提高至 505 ℃、保温1h时,电导率和伸长率提高,强度 下降。二级固溶温度为 490 ℃保温 0.5 h 时, 合金 的电导率、抗拉强度和伸长率较单级固溶处理分别 提升 2.2%、9.1%、7.1%,而二级固溶温度 490 ℃ 保温1h和二级固溶温度505℃保温1h时相应提升 4.9%、7.6%、7.9%和 5.2%、6.9%、11.1%。



图 2 Al-Zn-Mg-Cu 合金的电导率和力学性能 Fig. 2 Conductivity and mechanical properties of Al-Zn-Mg-Cu alloy

2.2 合金组织

2.2.1 SEM 组织观察

图 3 所示为经不同固溶处理后的合金沿挤压方向剖面的 SEM 像。通过 EDS 对第二相颗粒进行分析,主要存在的粗大第二相粒子成分如表 3 所示。结合相关研究^[17-18]可知,白色的粒子主要为 Al₇Cu₂Fe 相和少量富 Fe 相,黑色粒子为富 Si 相和 Mg₂Si 相等。利用 Image J 软件计算粗大相的面积分数,4 种固溶工艺的粗大相面积分数分别为 3.0%、1.1%、1.0%、0.7%。单级固溶处理时,图 3(a)中,

沿挤压方向残留着许多椭球状、呈链状聚集分布的 难溶粒子,尺寸(沿挤压方向)约为1.5~33.5 μm,一 般情况下,残余粗颗粒(尺寸大于1μm)通常是裂纹 的引发点或优先开裂路径。强化固溶处理后,当二 级固溶温度 490 ℃保温 0.5 h 和 1 h 处理后(见图 3(b)、3(c)),相较于单级固溶处理,基体中残余粒 子的数量和尺寸明显减小,但是当二级固溶温度为 490 ℃,保温时间 0.5 h 延长至1h时,第二相的含 量几乎没有变化,因为只留下能耐更高温的相和尺 寸大难完全溶解的相。当二级固溶温度由 490 ℃提 高到 505 ℃、保温 1 h 时,存在少量和尺寸较小的 Al₇Cu₂Fe 相、Mg₂Si 相等,Si 原子团扩散到 Mg 原 子周围反应形成黑色 Mg₂Si 相,通过高温固溶不能 完全根除。文献[17]报道,7075 合金中粗颗粒主要为 Al₇Cu₂Fe 相,无 Al₂CuMg 相,Al₂CuMg 相可以通过调整 Cu、Mg 含量和固溶温度来消除。LIU 等^[19]指出,7050 合金固溶热处理时,Al₂CuMg 相在 490 ℃时逐渐消失,最终完全溶解在基体中,而Al₇Cu₂Fe 相在 490 ℃时没有变化。

2.2.2 EBSD 组织观察

图 4 所示为经不同固溶处理的合金沿挤压方向 剖面 EBSD 取向图,大角度晶界(>15°)用黑色的线 表示,小角度晶界(2°~15°)用白色的线表示。由图 4 可以看出,其晶粒为纤维状组织,长条状晶粒沿 挤压方向分布,而且许多晶粒的晶界由不连续的小 角度晶界构成,细小近似等轴晶粒为再结晶组织或





Fig. 3 SEM images of Al-Zn-Mg-Cu alloy through different solid solution treatments: (a) 466 °C, 1 h; (b) (450 °C, 1 h)+ (490 °C, 0.5 h); (c) (450 °C, 1 h)+(490 °C, 1 h); (d) (450 °C, 1 h)+(505 °C, 1 h)

表3 图 3 中第二相粒子的 EDS 分析结果

 Table 3
 EDS results of second phase particles of Al-Zn-Mg-Cu alloy shown in Fig. 3

Destile	Mole fraction/%								
Fatticle	Al	Zn	Mg	Cu	Fe	Si			
Al ₇ Cu ₂ Fe	74.18	0.98	0.59	16.44	7.81	—			
Si-containing	61.93	2.16	3.09	0.65	-	32.18			
Mg ₂ Si	44.48	0.99	34.1	0.36	-	20.08			
Fe-containing	84.45	2.01	2.32	2.6	8.41	0.21			



图 4 Al-Zn-Mg-Cu 合金经不同固溶处理的的取向图

Fig. 4 Orientation maps of Al-Zn-Mg-Cu alloy through different solid solution treatments: (a) 466 °C, 1 h; (b) (450 °C, 1 h)+(490 °C, 0.5 h); (c) (450 °C, 1 h)+(490 °C, 1 h); (d) (450 °C, 1 h)+(505 °C, 1 h)

变形组织。与单级固溶处理相比,强化固溶处理随着二级固溶时间的延长和温度的提高,再结晶程度增加,经统计(见图 5),单级固溶处理和强化固溶处理后组织的再结晶分数分别为 12.6%、15.4%、20.0%、21.8%。

棒材中心的组织为再结晶程度小的纤维状组 织,保留了大量的亚结构,细化了晶粒尺寸。经统 计(见图 5),单级固溶处理后,组织的亚结构和变形 组织分别为 86.3%、1.1%。强化固溶处理中二级固 溶温度为 490 ℃保温 0.5 h时,组织的亚结构和变 形组织分别为 84.1%、0.5%;当二级固溶温度为 490 ℃,保温时间由 0.5 h 延长至 1 h时,相应占比 分别为 77.3%、2.7%;当二级固溶温度由 490 ℃提 高至 505 ℃,保温 1 h 后亚结构和变形组织变化不 大,分别为 76.2%、2.0%。同时,强化固溶处理时, 随着二级固溶时间的延长和温度的提高,沿挤压方 向的细长晶粒宽度增加,说明高温固溶热处理提高 了晶界移动的激活能,晶粒以吞食的形式长大,形 成粗大晶粒,合金的硬度和强度降低,二级固溶温 度 505 ℃保温 1 h 时较为明显。



图 5 Al-Zn-Mg-Cu 合金经不同固溶处理的再结晶分数 Fig. 5 Recrystallization fraction of Al-Zn-Mg-Cu alloy through different solid solution treatments

2.3 抗应力腐蚀性能

根据行标 HB 7235—1995《慢应变速率应力腐 蚀试验方法》,合金的抗应力腐蚀性能的高低可以 采用应力腐蚀敏感指数(*I*_{SSRT})来表示。其计算公式 为

 $I_{\text{SSRT}} = 1 - [\sigma_{\text{fw}}(1 + \delta_{\text{fw}})] / [\sigma_{\text{fA}}(1 + \delta_{\text{fA}})]$

式中: σ_{fw}、δ_{fw}分别为试样在 50 ℃-3.5%NaCl 腐蚀 液中的抗拉强度和伸长率; 而 σ_{fA}、δ_{fA}分别是试样 在 50 ℃-硅油中的抗拉强度和伸长率。I_{SSRT}越小, 试样在腐蚀介质和惰性介质中的性能差别越小,即 合金的抗应力腐蚀性越好。

合金经不同固溶,并进行(120 ℃,5 h)+(177 ℃, 16 h)双级时效处理后在不同介质中的慢应变速率 拉伸结果如表4所示。在50℃-硅油中,各状态合 金的强度变化跟室温拉伸结果一致,单级固溶处理 (466 ℃, 1 h)时的抗拉强度最低,为 466.2 MPa。强 化固溶处理后,当二级固溶温度 490 ℃保温 0.5 h 时的抗拉强度最高,为 509.0 MPa。在 50 ℃-3.5%NaCl 腐蚀液中,各状态合金的强度有不同程 度的下降,单级固溶处理的强度损失率为 2.4%, ISSRT 为 3.7%。强化固溶处理后, 当二级固溶温度 490 ℃保温 0.5 h 时的强度损失率和单级固溶处理 相差不大, I_{SSRT}为 4.0%。而二级固溶温度为 490 ℃, 保温时间由 0.5 h 延长至 1 h 时, 抗拉强度由 500.1 MPa(在 50 ℃-硅油中)降低至 487.8 MPa(在 50 ℃-3.5%NaCl 腐蚀液中),损失率为 2.5%,具有 较低的 ISSRT,为 2.0%,即获得最佳的抗应力腐蚀 性能。当二级固溶温度由 490 ℃提高至 505 ℃,保 温1h时, 抗拉强度由 491.6 MPa(在 50 ℃-硅油中) 降低至 465.6 MPa(在 50 ℃-3.5%NaCl 腐蚀液中), 强度损失较大,为 5.3%, I_{SSRT}为 6.6%,即具有明 显的应力腐蚀敏感性。

图 6 所示为各状态合金在 50℃-3.5%NaCl 腐蚀

液中的慢应变速率拉伸断口的剪切唇区形貌,应力 腐蚀裂纹优先在试样表面形核,在拉伸载荷和腐蚀 液的共同作用下,裂纹不断向内部扩展。断裂面边 缘(即剪切唇区)为相对平坦的区域,在剪切唇区和 颈缩区附近,发现腐蚀产物堆积,部分产物构成细 长的"裂纹",如图6白色箭头所示,从而可推测 裂纹的扩展路径。由图6可以看出,与单级固溶处 理相比,强化固溶处理随着二级固溶时间的延长和 温度的提高,腐蚀产物先减小后增多。其中二级固 溶温度490℃保温 1h 时,腐蚀产物堆积较少(见图 6(c))。

图 7 所示为各状态合金在 50 ℃-硅油和 50 ℃-3.5%NaCl腐蚀液中的慢应变速率拉伸试样断 口的纤维区形貌,图7(b)、(d)、(f)和(h)所示为最先 断裂区域,因此,应力腐蚀试样的断口由断口边缘 的应力腐蚀特征区和内部的断裂区组成。可以看 出,4种不同状态拉伸断口的纤维区主要为韧窝型 穿晶断裂。在50℃-硅油中,单级固溶处理后,断 口许多韧窝底部存在大尺寸难溶相。通常粗金属间 化合物与基体间存在弱界面,在拉伸载荷作用下, 易产生应力集中,基体发生塑性变形,随后导致界 面分离,裂纹开始萌生,粗颗粒周围空隙连接合并, 最终失效,断口形成围绕第二相粒子的韧窝型开 裂。通过 EDS 对这些粒子进行分析,可以检测到较 多的 Al₇Cu₂Fe 相。强化固溶处理后,当二级固溶温 度 490 ℃保温 0.5 h 时, 韧窝尺寸减小, 但深度加 深,所以相比于单级固溶处理,伸长率提高。而二

主能
ŧ

l'abl	le 4	Slow	strain	rate	tensile	e pro	perties	of.	Al-	Zn-l	Mg-	Cu	all	oy
-------	------	------	--------	------	---------	-------	---------	-----	-----	------	-----	----	-----	----

Aging treatment	Solid solution treatment	Medium	R _m /MPa	A/%	$I_{\rm SSRT}$ /%	Strength loss/%
(120 ℃, 5 h)+ (177 ℃, 16 h)	(466 °C, 1 h) -	50 °C-Silicone oil	466.2±1.6	14.8±0.2	27105	2.4±0.6
		50 °C-3.5%Nacl solution	454.8±2.1	13.3±0.2	$= 3.7 \pm 0.3$	
	(450 °C, 1 h)+ (490 °C, 0.5 h)	50 °C-Silicone oil	509.0±3.1	14.8±0.6	- 40110	2.5±0.7
		50 °C-3.5%Nacl solution	496.1±2.2	13.0±0.4	- 4.0±1.0	
	(450 °C, 1 h)+ (490 °C, 1 h)	50 °C-Silicone oil	500.1±2.5	14.5±0.2	20107	2.5±0.4
		50 °C-3.5%Nacl solution	487.8±0.6	15.1±0.2	- 2.0±0.7	
	(450 °C, 1 h)+ (505 °C, 1 h)	50 °C-Silicone oil	491.6±1.8	15.2±0.9	66107	5 2 1 0 4
		(505 °C, 1 h)	(505 °C, 1 h)	50 °C-3.5%Nacl solution	465.6±0.6	13.6±0.1



图 6 在 50 ℃-3.5%NaCl 溶液中的慢应变速率拉伸断口(剪切唇区) Fig. 6 Slow strain rate tensile fracture in 50 ℃-3.5%NaCl solution (shear lip zone): (a) 466 ℃, 1 h; (b) (450 ℃, 1 h)+ (490 ℃, 0.5 h); (c) (450 ℃, 1 h)+(490 ℃, 1 h); (d) (450 ℃, 1 h)+(505 ℃, 1 h)

级固溶温度为490℃,保温时间由0.5h延长至1h时, 初窝尺寸增大,但深度变化不明显。当二级固溶温度由490℃提高到505℃,保温1h时, 初窝 深度加深, 伸长率进一步提高。

在 50 ℃-3.5%NaCl 腐蚀液中, 单级固溶处理 后, 韧窝相较于在 50 ℃-硅油中变得小而浅, 断口 中可以观察到很多"开裂的泥状花样",即大块腐 蚀产物的形貌,说明存在明显的应力腐蚀特征,韧 窝底部可以检测到 Al₇Cu₂Fe 相和富 Fe 相的存在。 强化固溶处理后,当二级固溶温度 490 ℃保温 0.5 h 时,相较于在 50 ℃-硅油中, 韧窝也变小、变浅, 腐蚀产物堆积。而二级固溶温度为490℃,保温时 间由 0.5 h 延长至 1 h 时, 断口纤维区未观察到明显 的应力腐蚀的特征,与在 50 ℃-硅油中的断口形貌 差别不大,所以对应伸长率差别不大, I_{SSRT} 较低。 这主要是因为残余第二相体积分数的减少,降低应 力腐蚀敏感性。当二级固溶温度由 490 ℃提高到 505 ℃,保温1h时,断口韧窝深度加深,也观察 到大面积的"泥状花样"。其原因是随着二级固溶 温度升高,未溶相溶解的同时,再结晶程度加深,

亚晶粒减少,应力腐蚀敏感性提高,对应 IssRT 提高。

3 分析与讨论

3.1 固溶处理对电导率、力学性能的影响

由图1和2可知,强化固溶处理能够提高合金的力学性能。原因在于:首先,由图3可知,相比 于单级固溶处理(466℃,1h),强化固溶处理后,粗 金属间化合物面积分数由3.0%降低至1.1%、1.0%、 0.7%,尺寸减小,减少了裂纹源和应力集中,塑性 和断裂韧性得到改善(见图2)。其次,后续时效析出 相的析出驱动力和潜力增加。低熔点第二相在低温 阶段固溶,变形储能被消耗,合金发生不完全动态 再结晶。大量残余第二相在高温阶段固溶,更多的 合金原子(包括已溶颗粒的合金元素)作为溶质原子 溶解到基体中,淬火后在基体中过饱和程度提高, 合金发生少量再结晶。因此,在后续的时效处理中, 驱动力更高,从而可以获得更多析出相。但温度过 高易导致合金晶粒长大,降低力学性能。

单级固溶处理温度较低,只能溶解低熔点及细



图 7 慢应变速率拉伸断口形貌(纤维区)

Fig. 7 Morphologies of slow strain rate tensile fracture (fibrous zone): (a) (466 °C, 1 h), 50 °C-Silicone oil; (b) (466 °C, 1 h), 50 °C-3.5%NaCl solution; (c) (450 °C, 1 h)+(490 °C, 0.5 h), 50 °C-Silicone oil; (d) (450 °C, 1 h)+(490 °C, 0.5 h), 50 °C-3.5%NaCl solution; (e) (450 °C, 1 h)+(490 °C, 1 h), 50 °C-Silicone oil; (f) (450 °C, 1 h)+(490 °C, 1 h), 50 °C-3.5%NaCl solution; (g) (450 °C, 1 h)+(505 °C, 1 h), 50 °C-Silicone oil; (h) (450 °C, 1 h)+(505 °C, 1 h), 50 °C-3.5%NaCl solution

小的相,剩余难溶相面积分数高,为3.0%,尺寸大, 约为1.5~33.5 µm(见图3(a)),合金的综合性能较低。 强化固溶处理后,当二级固溶温度490 ℃保温0.5 h 时,力学性能有所提高。这可归因于粗大颗粒的溶 解,减少了裂纹源和应力集中,基体中的溶质原子 增加利于时效过程中更多相的析出。当二级固溶温 度 490 ℃保温 1 h,以及提高到 505 ℃保温 1 h 时, 难溶相的面积分数进一步降低,但是再结晶程度增 加,晶粒尺寸增大,材料有所软化,硬度和强度稍 有降低。同时,在二级固溶温度 505 ℃保温 1 h 时, Si 原子通过扩散和 Mg 原子反应形成黑色 Mg₂Si 颗 粒。Mg₂Si 相会阻碍溶质原子溶解到基体中,降低 固溶体过饱和度,降低时效处理后合金的强度和硬 度^[20]。曾周亮等^[21]认为,双级固溶的一级低温固溶 保留了大量晶界角度和晶界迁移速率较小的亚晶, 从而在二级高温固溶时获得较小尺寸的晶粒组织。 本实验中可以发现强化固溶后还存在较高比例的 亚结构组织,4 种不同固溶处理的亚结构组织分别 为 86.3%、84.1%、77.3%、76.2%(见图 5)。

移动电子(在外加电场下)与晶体基体中局部应 变场提供的散射中心的相互作用引起合金的电阻 率变化。第二相粒子(大小、分布)、晶粒结构、溶 质含量、位错和偏析等会引起局部应变场,从而影 响合金电导率^[3-4, 22]。(120 ℃, 5 h)+(177 ℃, 16 h) 双级时效处理会导致 η'、η 相的形成和长大, 基体 中溶质浓度降低,相周围的应变场被释放,电导率 上升。研究表明基体析出相的类型、尺寸和体积分 数的变化对电导率影响极大,GUYOT 等^[23]认为电 导率的增加是由析出相的粗化生长引起的,LIU 等^[24]认为析出相体积分数的增加有助于提高合金 的电导率(见图2和3),强化固溶处理随着二级固溶 时间的延长和温度的提高,剩余粗大相面积和尺寸 变小,时效析出驱动力增加,获得更多析出相,电 子散射中心减少,同时,晶粒长大也会减少散射, 导致电导率的增加。相比较于二级固溶温度 490 ℃ 保温 0.5 h, 二级固溶温度 490 ℃保温 1 h 和 505 ℃ 保温1h 使晶粒粗大, 使合金强度和硬度稍有降低。 这进一步说明合金强度和电导率只与不同时效制 度有一定的对应关系,在不同固溶制度中,电导率 并不能反映晶粒尺寸变化对强度的影响。

3.2 固溶处理对应力腐蚀性能的影响

在 50 ℃-3.5%NaCl 腐蚀液中, Cl 具有较强的 侵蚀性, 会破坏氧化膜薄弱区域, 局部被溶解, 产 生点蚀。文献[3, 25-26]报道, 应力腐蚀裂纹总是从 凹坑底部、晶间腐蚀或剥落腐蚀区开始。本实验合 金的主要组分颗粒为 MgZn₂ 相、Al₇Cu₂Fe 相和 Mg₂Si 相等(见图 3),这些颗粒的电化学电位与基 体不同,相对于基体是阳极或阴极,从而导致腐 蚀^[10,27]。MgZn₂相是具有较高阳极溶解能力的电化 学活性粒子,在腐蚀环境中会优先溶解,充当裂纹 萌生点或路径,因此,在慢应变速率拉伸试验中, 裂纹扩展随载荷的增加而发生。Mg₂Si 相为腐蚀过 程中的强阳极颗粒,而富 Cu 相和富 Fe 相的电位通 常比周围金属基体高,在腐蚀过程中为阴极颗 粒^[28],Al₇Cu₂Fe 相对于基体也为阴极^[29]。WANG 等^[30]研究发现 MgZn₂ 相是 7A60 铝合金腐蚀严重的 主要因素,其次是 Al₂CuMg 相和 Mg₂Si 相,而 Al₇Cu₂Fe 相对点蚀的影响不大。

此外,还要考虑合金腐蚀的另一个重要因素: 晶粒组织^[31-32]。RALSTON等^[33]研究晶粒尺寸和腐 蚀速率的关系,发现中性溶液中,晶粒尺寸越小, 腐蚀速率越慢。与细晶相比,粗晶由于尺寸大、合 金元素含量高和第二相面积分数大,在酸性 NaCl 溶液中的溶解速度较快^[28]。黄俊等^[34]研究未溶相和 再结晶对 Al-Zn-Mg-Cu 合金应力腐蚀抗力的影响。 认为相对于未溶相,再结晶组织主导了 7000 系合 金的应力腐蚀抗力。应力腐蚀初期在未溶相处(或附 近)产生点蚀,而后在点蚀处产生微裂纹,进而微裂 纹沿着再结晶晶界扩展,最终导致合金断裂。

随着氧化膜的溶解,H离子很容易在阴极颗粒 (富 Fe 相和 Al₇Cu₂Fe 相)上还原。单级固溶处理 后,还存在较大面积 Al₇Cu₂Fe 相以及部分富 Fe 相、 富 Si 相, 且尺寸较大(见图 3(a)), 呈链状连续分布, 会使阴极反应速率增加,从而导致合金在 50 ℃-3.5%NaCl 腐蚀液中的腐蚀开裂速度加快。通 过 SEM 观察发现,单级固溶处理断口在颈缩区和 剪切唇区交界处存在较多腐蚀产物堆积(见图 6(a)), 在应力的作用下,腐蚀坑周围容易形成应力集中而 优先开裂,在纤维区观察到明显应力腐蚀特征(见图 7(b)), IssRT 较高, 所以具有较低的抗应力腐蚀性能。 强化固溶处理后,当二级固溶温度 490℃保温 0.5h 时, 残余粗大颗粒面积分数和尺寸减小, 由图 3(b) 可以看出,部分粗大相仍呈现链状分布,通常由于 前期挤压变形,粗大相一般沿晶界分布,更会加剧 裂纹的扩展。在剪切唇区和纤维区发现腐蚀产物的

堆积(见图 6(b)和图 7(d)),应力腐蚀的敏感性并没 有明显降低。而当二级固溶温度为490℃,保温时 间由 0.5 h 延长至 1 h 时, 粗大相(Al₇Cu₂Fe 相等)数 量和尺寸进一步减少,说明H离子还原速率降低, Al₇Cu₂Fe 相和富 Fe 相等阴极颗粒周围基体的腐蚀 坑减少,在剪切唇区腐蚀产物最少(见图 6(c)),同 时纤维区并未发现明显应力腐蚀特征(见图 7(f))。再 结晶分数增加不大,保留了较多的亚结构组织 (77.3%), 亚晶中的小角度晶界由于界面能低, 有利 于形成细小而非连续的析出相,获得最佳的抗应力 腐蚀性能。当二级固溶温度由 490 ℃提高至 505 ℃, 保温1h时,出现了强阳极颗粒(Mg2Si相),再结晶 分数增加,晶粒长大,SCC更有可能沿着再结晶晶 界进行,剪切唇区腐蚀产物增多(见图 6(d)),纤维 区明显应力腐蚀特征(见图 7(h)), 使得应力腐蚀敏 感性增强, IssRT 提高, 强度损失率大。因此, 根据 ISSRT 结合断口边缘剪切唇区的应力腐蚀特征区和 内部的断裂区腐蚀情况看,当二级固溶温度490℃ 保温1h时,能够获得较好的抗应力腐蚀性能。

强化固溶处理后,不管是二级固溶时间的延 长,还是一、二级固溶温度的提高,合金电导率都 是不断上升,而 *I*_{SSRT}却各有差异。在近峰时效(T4) 到过时效(T73)时效范围内,增大基体析出相的尺寸 并将 GP 区转变为 η'和 η 相会导致滑移平面度的降 低,抗应力腐蚀蚀虑提高,电导率可以反映基体析 出相对应力腐蚀敏感性的影响^[4,35]。TSAI等^[4]还研 究发现电导率不能用于比较不同成分和晶粒结构 的抗应力腐蚀性能,不能反映 GBP 和晶粒尺寸等 对 SCC 电阻的影响。同样地,在本研究中,不同固 溶处理工艺导致晶粒结构发生变化,电导率也不能 反映 GBP 和晶粒尺寸等对应力腐蚀性能的影响。

4 结论

 1) 在满足紧固件用 Al-Zn-Mg-Cu 合金对电导 率要求(≥38.0%IACS)的基础上,获得良好综合性 能适宜的热处理工艺为: (450 ℃,1 h)+(490 ℃,1 h) 固溶处理+(120 ℃,5 h)+(177 ℃,16 h)时效处理。合 金的抗拉强度、硬度和电导率分别为 532.8MPa、 158.0HV、38.5%IACS, *I*_{SSRT}为 2.0%。 2) 强化固溶中一级固溶温度由 450 ℃提高至 466 ℃、二级固溶时间由 0.5 h 提高至 1 h、二级固 溶温度由 490 ℃提高至 505 ℃时,电导率、伸长率 提高,硬度、强度降低。其中,二级固溶时间的影 响最大,其次是二级固溶温度,一级固溶温度的影 响最小。电导率提高幅度最大为 1.0%IACS,硬度 降低幅度最大为 5.1HV。在不同固溶处理工艺中, 电导率不能反映晶粒尺寸变化对力学性能和抗应 力腐蚀性能的影响。

3) 合金残余粗大相主要为 Al₇Cu₂Fe 相、富 Fe 相、富 Si 相和 Mg₂Si 相等。强化固溶处理时,当二 级固溶温度 490 ℃,保温时间由 0.5 h 延长至 1 h 和 二级固溶温度由 490 ℃提高至 505 ℃,保温 1 h 时, *I*_{SSRT} 由 4.0%先减小至 2.0%,然后增大到 6.6%,主 要是因为残余粗大相减少,降低腐蚀敏感性,而后 再结晶分数提高和晶粒长大,恶化应力腐蚀性能。

REFERENCES

- [1] 姜招喜,许宗凡,张 挺. 紧固件制备与典型失效案 例[M]. 北京:国防工业出版社, 2015: 1-560.
 JIANG Zhao-xi, XU Zong-fan, ZHANG Ting. Fastener preparation and typical failure cases[M]. Beijing: National Defence Industry Press, 2015: 1-560.
- [2] 宁爱林,蒋寿生,彭北山. 铝合金的力学性能及其电导率[J]. 轻金属, 2005(6): 34-36.
 NING Ai-lin, JIANG Shou-sheng, PENG Bei-shan.
 Mechanical properties and electrical conductivity of aluminum alloys[J]. Light Metals, 2005(6): 34-36.
- [3] GHOSH K S, DAS K, CHATTERJEE U K. Correlation of stress corrosion cracking behaviour with electrical conductivity and open circuit potential in Al-Li-Cu-Mg-Zr alloys[J]. Materials and Corrosion, 2007, 58(3): 181–188.
- [4] TSAI T C, CHUANG T H. Technical note: Relationship between electrical conductivity and stress corrosion cracking susceptibility of Al 7075 and Al 7475 alloys[J]. Corrosion, 1996, 52(6): 414–416.
- [5] LIU Yong, DENG Cai-yan, GONG Bao-ming, et al. Effects of heterogeneity and coarse secondary phases on mechanical properties of 7050-T7451 aluminum alloy friction stir welding joint[J]. Materials Science and Engineering A, 2019, 764: 138223.1–138223.11.

[6] 徐戊矫, 唐农杰, 江长友, 等. 双级固溶双级时效处理对 7050 铝合金组织与性能的影响[J]. 热加工工艺, 2018, 47(8): 226-229.
XU Wu-jiao, TANG Nong-jie, JIANG Chang-you, et al.

Effects of two-step solution and two-step aging treatment on microstructures and properties of 7050 Al alloy[J]. Hot Working Technology, 2018, 47(8): 226–229.

[7] 王超群. 强化固溶处理对 7A04 铝合金力学性能的影响[D]. 成都: 西南交通大学, 2017.
 WANG Chao-qun. The effect of enhanced solid-solution

treatment on mechanical properties of 7A04 aluminum alloy[D]. Chengdu: Southwest Jiaotong University, 2017.

- [8] PENG Xiao-yan, LI Yao, GUO Qi, et al. Effects of enhanced solution treatment on stress corrosion behavior of Al-Zn-Mg-Cu alloy[J]. JOM, 2018, 70(11): 2692–2697.
- [9] SONG Min, CHEN Kang-hua. Effects of the enhanced heat treatment on the mechanical properties and stress corrosion behavior of an Al-Zn-Mg alloy[J]. Journal of Materials Science, 2008, 43(15): 5265–5273.
- [10] GOSWAMI R. Nature of grain boundary precipitates and stress corrosion cracking behavior in Al7075 and 7079 alloys[C]// The Minerals, Metal & Materials Series. Cham: Springer, 2019: 341–348.
- [11] GOSWAMI R, LYNCH S, HOLROYD N J H, et al. Evolution of grain boundary precipitates in Al 7075 upon aging and correlation with stress corrosion cracking behavior[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2013, 44(3): 1268–1278.
- [12] SONG R G, DIETZEL W, ZHANG B J, et al. Stress corrosion cracking and hydrogen embrittlement of an Al-Zn-Mg-Cu alloy[J]. Acta Materialia, 2004, 52(16): 4727–4743.
- [13] 舒文祥, 郭明星, 侯陇刚, 等. Al-Zn-Mg-(Cu)合金抗应力 腐蚀性能影响因素分析[J]. 材料导报, 2013, 27(13): 1-9.
 SHU Wen-xiang, GUO Ming-xing, HOU Long-gang, et al. Effect of different factors on the stress corrosion cracking of Al-Zn-Mg-(Cu) alloys[J]. Materials Review, 2013, 27(13): 1-9.
- [14] 陈一进, 江长友, 秦克斌, 等. 双级时效对 7050 铝合金力 学性能及耐腐蚀性的影响[J]. 金属热处理, 2017, 42(6): 133-136.
 CHEN Yi-jin, JIANG Chang-you, QIN Ke-bin, et al. Effect of two- step aging on mechanical properties and corrosion

resistance of 7050 aluminum alloy[J]. Heat Treatment of Metals, 2017, 42(6): 133–136.

- [15] PANKADE S B, KHEDEKAR D S, GOGTE C L. The influence of heat treatments on electrical conductivity and corrosion performance of AA 7075-T6 aluminium alloy[J]. Procedia Manufacturing, 2018, 20: 53-58.
- [16] 王京华,陈丽君,罗建华. 提高 Al-Zn-Mg-Cu 铝合金薄板 T76 状态电导率的热处理工艺研究[J]. 轻合金加工技术, 2011, 39(8): 58-60.
 WANG Jing-hua, CHEN Li-jun, LUO Jian-hua. Study on heat treatment for increasing electric conductivity of Al-Zn-Mg-Cu aluminum alloy sheet with T76 temper[J]. Light Alloy Fabrication Technology, 2011, 39(8): 58-60.
- [17] LI Xiao-mei, STARINK M J. Identification and analysis of intermetallic phases in overaged Zr-containing and Cr-containing Al-Zn-Mg-Cu alloys[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2011, 509(2): 471–476.
- [18] 李 海, 韦玉龙, 王芝秀. 固溶处理温度对峰值时效 7050 铝合金晶间腐蚀敏感性的影响[J]. 中国有色金属学报, 2019, 29(10): 2225-2235.

LI Hai, WEI Yu-long, WANG Zhi-xiu. Effect of solution-treating temperature on intergranular corrosion of peak-aged 7050 Al alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2019, 29(10): 2225–2235.

- [19] LIU Jiao-jiao, LI Hong-ying, LI De-wang, et al. Application of novel physical picture based on artificial neural networks to predict microstructure evolution of Al-Zn-Mg-Cu alloy during solid solution process[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2015, 25(3): 944–953.
- [20] ZOU Xiu-liang, YAN Hong, CHEN Xiao-hui. Evolution of second phases and mechanical properties of 7075 Al alloy processed by solution heat treatment[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2017, 27(10): 2146–2155.
- [21] 曾周亮,彭北山,曾苏民,等.多级固溶处理对 7055 铝合 金组织和性能的影响[J]. 特种铸造及有色合金, 2009, 29(7): 672-674.

ZENG Zhou-liang, PENG Bei-shan, ZENG Su-min, et al. Effects of progressive solution treatment on microstructure and mechanical properties of 7055 aluminum alloy[J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2009, 29(7): 672–674.

[22] ROUT P K, GHOSH M M, GHOSH K S. Influence of aging treatments on alterations of microstructural features and stress corrosion cracking behavior of an Al-Zn-Mg alloy[J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2015, 24(7): 2792–2805.

- [23] GUYOT P, COTTIGNIES L. Precipitation kinetics, mechanical strength and electrical conductivity of AlZnMgCu alloys[J]. Acta Materialia, 1996, 44(10): 4161-4167.
- [24] LIU Dong-mei, XIONG Bai-qing, BIAN Feng-gang, et al. Quantitative study of precipitates in an Al-Zn-Mg-Cu alloy aged with various typical tempers[J]. Materials Science & Engineering A, 2013, 588: 1–6.
- [25] OLIVEIRA A F, BARROS M C D, CARDOSO K R, et al. The effect of RRA on the strength and SCC resistance on AA7050 and AA7150 aluminium alloys[J]. Materials Science and Engineering A, 2004, 379(1): 321–326.
- [26] NAJJAR D, MAGNIN T, WARNER T J. Influence of critical surface defects and localized competition between anodic dissolution and hydrogen effects during stress corrosion cracking of a 7050 aluminium alloy[J]. Materials Science and Engineering A, 1997, 238(2): 293–302.
- [27] XU Dao-kui, BIRBILIS N, LASHANSKY D, et al. Effect of solution treatment on the corrosion behaviour of aluminium alloy AA7150: Optimisation for corrosion resistance[J]. Corrosion Science, 2011, 53(1): 217–225.
- [28] TIAN Wen-ming, LI Song-mei, LIU Jian-hua, et al. Preparation of bimodal grain size 7075 aviation aluminum alloys and their corrosion properties[J]. Chinese Journal of Aeronautics, 2017, 30(5): 1777–1788.
- [29] BIRBILIS N, CAVANAUGH M K, BUCHHEIT R G. Electrochemical behavior and localized corrosion associated with Al₇Cu₂Fe particles in aluminum alloy 7075-T651[J].

Corrosion Science, 2006, 48(12): 4202-4215.

- [30] WANG Xue-hui, WANG Ji-hui, FU Cong-wei. Characterization of pitting corrosion of 7A60 aluminum alloy by EN and EIS techniques[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2014, 24(12): 3907–3916.
- [31] 叶凌英,姚学彬,唐建国,等. 晶粒组织对 Al-Zn-Mg 合金 抗应力腐蚀性能的影响[J]. 中南大学学报(自然科学版), 2019, 50(5): 1049–1055.

YE Ling-ying, YAO Xue-bin, TANG Jian-guo, et al. Effect of grain structure on stress corrosion resistance of Al-Zn-Mg alloy[J]. Journal of Central South University (Science and Technology), 2019, 50(5): 1049–1055.

- [32] ZHAO Jiu-hui, DENG Yun-lai, TANG Jian-guo, et al. Effect of gradient grain structures on corrosion resistance of extruded Al-Zn-Mg-Cu alloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2020, 832: 154911-1-6.
- [33] RALSTON K D, BIRBILIS N, DAVIES C H J. Revealing the relationship between grain size and corrosion rate of metals[J]. Scripta Materialia, 2010, 63(12): 1201–1204.
- [34] 黄 俊,彭国胜,宋广生,等.未溶相和再结晶对 Al-Zn-Mg-Cu合金应力腐蚀抗力的影响[J].齐鲁工业大学 学报,2018,32(2):45-49.
 HUANG Jun, PENG Guo-sheng, SONG Guang-sheng, et al. The effect of undissolved particles and the recrystallization on the resistance of SCC of Al-Zn-Mg-Cu alloys[J]. Journal of Qilu University of Technology, 2018, 32(2): 45-49.
- [35] STARINK M J, LI Xiao-mei. A model for the electrical conductivity of peak-aged and overaged Al-Zn-Mg-Cu alloys[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2003, 34(4): 899–911.

Effects of enhanced solid solution on microstructure and properties of Al-Zn-Mg-Cu alloys used in fasteners

HUANG Qing-mei¹, CHENG Quan-shi^{1,4}, YE Ling-ying^{1,2,3}, TANG Jian-guo^{1,2,3}, LIU Sheng-dan^{1,2,3}

(1. School of Material Science and Engineering, Central South University, Changsha 410083, China;

2. Key Laboratory of Nonferrous Metal Materials Science and Engineering, Ministry of Education,

Central South University, Changsha 410083, China;

 Nonferrous Metal Oriented Advanced Structural Materials and Manufacturing Cooperative Innovation Center, Central South University, Changsha 410083, China;

4. Henan Aerospace Precision Machining Co., Ltd., Xinyang 464000, China))

Abstract: The effects of solution treatment on conductivity, mechanical properties and stress corrosion resistance of the Al-Zn-Mg-Cu alloy extruded bars for fasteners were investigated by electrical conductivity, mechanical properties and slow strain rate tensile tests, combined with scanning electron microscopy (SEM) and electron back scattered diffraction (EBSD). The results show that the alloys treated by enhanced solution have better conductivity and mechanical properties than single-stage solution treated alloys. The conductivity and elongation increase and the hardness and strength decrease with the extending of secondary solution time and the increasing of primary and secondary solution temperature. While the second solution time has the most influential on conductivity and mechanical properties of alloys, which is followed by second solution temperature, and first solution temperature has the least effect. The stress corrosion sensitivity index (ISSRT) decreases and then increases with the extending of the second solution time and the increasing of temperature. The decrease of residual coarse phase is the mainly responsible for the decreasing of corrosion sensitivity. And then, the crystallization fraction increases and the grain grows, which worsens the stress corrosion performance. On the basis of meeting the requirements of the conductivity (≥38.0% IACS) of Al-Zn-Mg-Cu alloy used for fasteners, the suitable heat treatment process for good comprehensive properties are ((450 °C, 1 h)+(490 °C, 1 h)) solution treatment+((120 °C, 5 h)+(177 °C, 16 h)) aging treatment. The tensile strength, hardness and conductivity of the alloy are 532.8 MPa, 158.0HV and 38.5%IACS, respectively, I_{SSRT} is 2.0%.

Key words: Al-Zn-Mg-Cu alloy; structure; enhanced solid solution; stress corrosion resistance

Foundation item: Project(2016YFB0300901) supported by the National Key Research and Development Program of China

Received date: 2020-06-30; Accepted date: 2021-07-10

Corresponding author: YE Ling-ying; Tel: +86-13607435545; E-mail: lingyingye@csu.edu.cn

(编辑 李艳红)