

时效对石油钻杆用 Al-7.51Zn-2.37Mg-1.72Cu 合金力学及耐热性能的影响

冯春¹, 张芳芳¹, 朱丽娟¹, 刘会群², 刘洪涛³

- (1. 中国石油集团工程材料研究院有限公司 石油管材及装备材料服役行为与结构安全国家重点实验室, 陕西 西安 710077)
(2. 中南大学 材料科学与工程学院, 湖南 长沙 410083)
(3. 中国石油塔里木油田公司, 新疆 库尔勒 841000)

摘要: 针对油气钻采用 Al-7.51Zn-2.37Mg-1.72Cu 铝合金钻杆材料, 通过时效硬化行为、力学性能及微观组织表征等研究分析了时效处理对铝合金钻杆材料力学性能及耐热性能的影响。结果表明, 时效温度为 120 °C 时 Al-7.51Zn-2.37Mg-1.72Cu 合金的最佳时效时间为 24 h, 其抗拉强度(R_m)、屈服强度($R_{0.2}$)和伸长率(A)分别由淬火态的 693 MPa、566 MPa 和 15% 变化为 720 MPa、692 MPa 和 14%; 200 °C 热暴露 500 h 后, R_m 、 $R_{0.2}$ 相比时效态降低了 55.6%、67.3%, A 提高了 15.8%, 基体内 GP 区和部分细小 η' 相回溶、尺寸较大稳定性较高的 η 相转变成 η' 相、部分 η 相聚集集成粗大质点等是造成合金热暴露性能劣化的主要组织因素。

关键词: 铝合金钻杆; 时效; 热暴露; 力学性能; 耐热性能

中图分类号: TG146.21

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2022)03-0990-07

随着石油工业的发展, 深井、超深井和水平井的数量不断增加^[1], 未来石油勘探将逐步向深井钻井和海上钻井发展, 这对油气井用钻杆材料提出了更高的要求。铝合金钻杆材料是超深井、大位移井及高含硫井等复杂井钻井作业的主要结构材料之一, 在石油勘探钻井领域具有广泛的应用前景^[2-4]。

当前, 铝合金钻杆的商业化应用已积累了一定经验, 合金体系主要有 Al-Cu-Mg 系、Al-Zn-Mg-Cu 系和 Al-Cu-Mg-Fe-Ni 系^[5], 均为可热处理强化合金。冯春等^[6]研究了时效时间对 3 种石油钻杆用 Al-Zn-Mg-Cu 系合金组织和力学性能的影响, 结果表明, 3 种合金经 450 °C/2 h+470 °C/1 h 固溶处理及 120 °C 时效 12 h 后, 可获得较佳的强度与伸长率匹配; 同时, 通过自主设计 2xxx 系铝合金钻杆成分及配套热处理工艺结合实验室模拟及实物验证评价等方法系统研究该合金强韧性、抗 H₂S 应力腐蚀性能、抗疲劳性能、组织演变规律及全尺寸实物承载性能等, 2013 年由其开发的 460 MPa 级铝合金钻杆管体材料在中国石油塔里木油田成功下井应用^[7]。Fu 等^[8]在俄罗斯 1953 系列合金的基础上, 通过添加 Cu 元素制备了 Al-6.2Zn-2.5Mg-1.6Cu 合金, 结果表明, 随着固溶温

度的升高, 抗拉强度(R_m)和屈服强度($R_{0.2}$)降低, 470 °C/1 h 固溶处理后, 第二相很好地溶解在基体中, 强度性能达到最佳。Zhao^[9]设计了一种四阶段时效热处理方法来研究时效处理对钻杆用 Al-Zn-Mg-Cu 合金热稳定性的影响, 并在 120 °C 下进行了 100~500 h 的热暴露试验, 结果表明, 在 120 °C 下热暴露 500 h 后, 四阶段时效样品的抗拉强度仅下降 5.05%; 自然时效加速 Mg 扩散, 促进了再时效阶段 GP 区的沉淀, 从而显著提高所研究合金的强度和热稳定性。

作为强度性能最高的 Al-Zn-Mg-Cu 系石油钻杆用铝合金, 在深井超深井的钻井过程中, 不可避免地需要在高温环境下服役, 最高温度可达 200 °C 以上, 其时效热处理工艺对其力学性能和耐热性能影响显著^[10,11]。本研究针对一种新近研发的铝合金钻杆用 Al-7.51Zn-2.37Mg-1.72Cu 合金, 通过研究时效热处理对其力学及耐热性能的影响, 探索其室温和高温下性能演变及断裂行为规律, 为该合金钻杆材料在油气井管柱的设计和安全使用提供实验数据支撑。

1 实验

收稿日期: 2021-03-05

基金项目: 国家重点研发计划 (2019YFF0217504); 国家科技重大专项 (2016ZX05020-002); 塔里木油田公司科研项目 (T202118.01.01.03)

作者简介: 冯春, 男, 1980 年生, 博士, 教授级高级工程师, 中国石油集团工程材料研究院有限公司, 陕西 西安 710077, 电话: 029-81887663, E-mail: fengchun003@cnpc.com.cn

设计了一种 Al-Zn-Mg-Cu 系合金, Zn 元素的添加有利于提高合金强度, Cu 元素的添加有利于提高合金的伸长率。为了精确地测定所熔炼铸造的合金铸锭的实际成分, 取少量合金粉末进行等离子光谱 (ICP) 分析, 合金的化学成分见表 1。

合金的热处理工艺为时效处理, 之后再经过热暴露服役试验。具体工艺为: 在 120 °C 分别时效 4、8、12、24、36、48 h; 随后选择分别在时效 4、24、48 h 后再进行 200 °C/500 h 的热暴露试验。

时效合金的硬度值由 HV-5 型维式硬度计测试, 其小载荷维式硬度计的加载载荷为 2 kg, 加载时间为 15 s。试验开始前统一对样品进行抛光处理, 试验测得的每个数据均测量了 7 个点, 去掉最小最大的数值后取 5 个数据点的平均值。

拉伸试验在 CSS-44100 电子万能材料试验机上完成, 拉伸试样的尺寸参照国标 GB/T228-2002 制定, 如图 1 所示。试验过程中, 试样的拉伸速度为 2 mm/min, 每次试验取 2 个试样测试结果的算术平均值作为最终

测试结果。

将合金拉伸样的断口采用线切割的方式切割成统一的长度, 然后浸泡到高纯乙醇中进行超声波清洗, 以去除合金的表面和断口处的污渍和杂质, 合金断口形貌采用 FEI Sirion 200 场发射扫描电镜进行观察分析。

从时效 12 h 合金管体上切割 10 mm×10 mm×1 mm 的薄片, 进行双喷减薄, 获得透射电子显微镜样品。电解双喷在电解双喷减薄仪上进行, 电压 20~25 V, 保持电流在 50~80 mA 之间, 电解液为 25% 硝酸和 75% 甲醇溶液, 用液氮将电解液温度保持在 -30~-20 °C。样品在 TECNAIG220 透射电镜上观察, 加速电压为 200 kV。

2 实验结果

2.1 时效硬化曲线

图 2 为 Al-7.51Zn-2.37Mg-1.72Cu 合金 120 °C 时效温度下不同时效时间的硬化曲线。从图 2 中可以

表 1 Al-7.51Zn-2.37Mg-1.72Cu 合金的化学成分

Table 1 Chemical composition of the Al-7.51Zn-2.37Mg-1.72Cu alloy (wt%)

Al	Cu	Mg	Zn	Mn	Fe	Ni	Ti	Si	Cr	Zr
Bal.	1.72	2.37	7.51	0.046	0.058	0.001	0.021	0.052	0.027	0.17

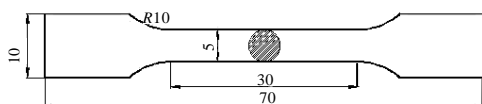


图 1 拉伸试样的尺寸规格

Fig.1 Dimensions of tensile specimen (mm)

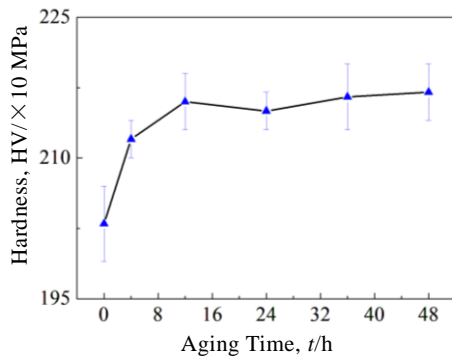


图 2 Al-7.51Zn-2.37Mg-1.72Cu 合金 120 °C 时效硬化曲线

Fig.2 Age hardening curve of Al-7.51Zn-2.37Mg-1.72Cu alloy at 120 °C

看出, 铝合金钻杆硬度在时效开始后的 4 h 内出现了明显上升的趋势, 合金硬度达到了 2120 MPa, 在时效 4~12 h 之间缓慢上升, 在时效 12 h 时硬度达到了 2160 MPa。在 12~24 h 内又缓慢下降到 2150 MPa, 在时效开始后的 24 h 后开始出现小幅上升趋势。此硬度变化趋势与析出相的析出速度、类型、尺寸和数量有关, 依次析出 GP 区、 η' 相和 η 相, 其中 η' 相对合金的强韧性提升最为显著^[12-14]。

2.2 时效态合金力学性能

图 3 为 Al-7.51Zn-2.37Mg-1.72Cu 合金在 120 °C 时效不同时间后的抗拉强度 (R_m)、屈服强度 ($R_{0.2}$) 和伸长率 (A)。由图 3 可见, 随时效时间的延长, 在 4 h 内合金 R_m 、 $R_{0.2}$ 均迅速升高, 并在时效开始 12 h 时分别达到 741 MPa、708 MPa; 在时效 24 h 时, R_m 、 $R_{0.2}$ 无明显变化, 分别为 720 MPa、692 MPa; 在时效 24~48 h 之间缓慢上升。A 与 R_m 、 $R_{0.2}$ 趋势不同, 在时效后的 4 h 内呈现下降趋势, 在时效时间为 4~24 h 的时间内缓慢上升到 14%, 但在时效 24 h 后又开始出现下降趋势。合金淬火态的 R_m 、 $R_{0.2}$ 和 A 分别为 693 MPa、

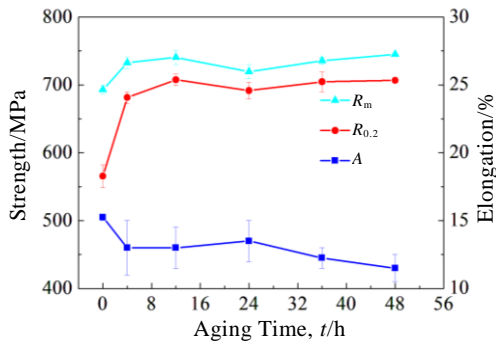


图 3 Al-7.51Zn-2.37Mg-1.72Cu 合金在不同时效状态下的力学性能曲线

Fig.3 Mechanical properties of Al-7.51Zn-2.37Mg-1.72Cu alloy under different aging states

566 MPa 和 15%，在 120 °C 时效 12 h，合金具有较好的综合力学性能，其 R_m 、 $R_{0.2}$ 和 A 分别为 741 MPa、708 MPa 和 13%。

2.3 热暴露后合金力学性能

根据合金时效后材料的综合力学性能，选择在 4、24、36 h 的时效处理后在 200 °C 进行 500 h 的热暴露试验。图 4 为 120 °C 时效不同时间的 Al-7.51Zn-2.37Mg-1.72Cu 合金在 200 °C 热暴露 500 h 后的力学性能。

由图 4 可知，合金在 120 °C 时效 4、24、36 h 后，经过 200 °C 高温 500 h 热暴露后合金的强度出现了大幅下降，其中 120 °C 时效 4 h 的试样在 200 °C 热暴露 500 h 后， R_m 和 $R_{0.2}$ 相比时效态分别下降了 54.4% 和

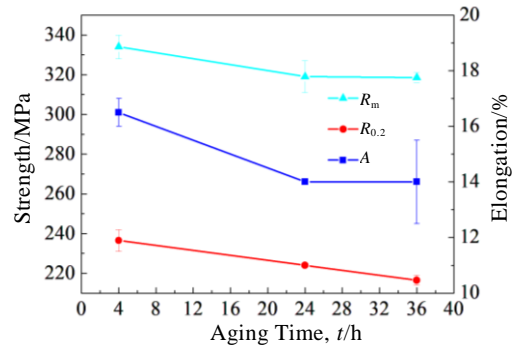


图 4 120 °C 时效 4、24、36 h Al-7.51Zn-2.37Mg-1.72Cu 合金在 200 °C 热暴露 500 h 后的力学性能

Fig.4 Mechanical properties of the Al-7.51Zn-2.37Mg-1.72Cu alloy aged at 120 °C for 4, 24 and 36 h after heat exposure at 200 °C for 500 h

50.6%；时效 24 h 的试样在 200 °C 热暴露 500 h 后， R_m 和 $R_{0.2}$ 相比时效态分别下降了 55.7% 和 67.6%；时效 36 h 的试样在 200 °C 热暴露 500 h 后， R_m 和 $R_{0.2}$ 相比时效态分别下降了 56.7% 和 69.2%。而经过 200 °C 高温 500 h 热暴露后合金的 A 则稍有提升，相比时效 4 和 36 h 的合金，经过 200 °C 热暴露 500 h 的 A 分别增加了 23.5% 和 14.3%，相比时效 24 h 的合金，热暴露后合金 A 变化不明显。

2.4 时效态合金透射电镜微观组织

在时效过程中，GP 区在时效初期析出，主要受 Mg 元素的控制。随着时效时间的延长，GP 区中 Zn 元

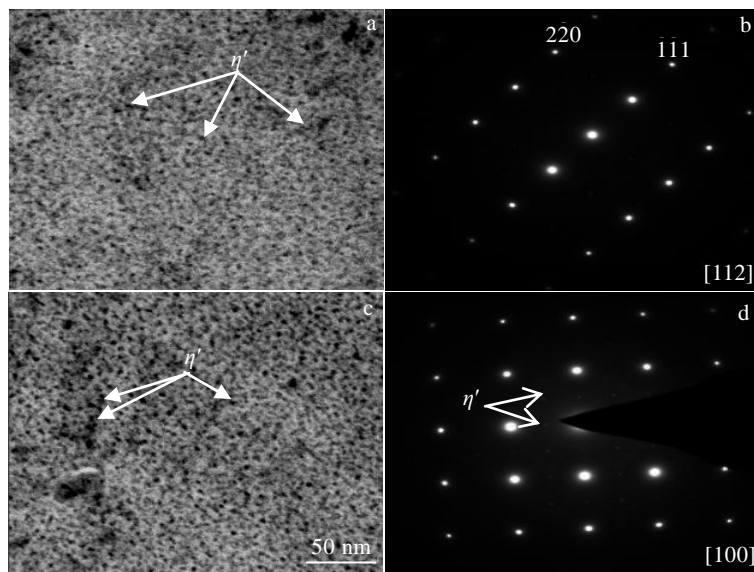


图 5 120 °C 时效 12 h Al-7.51Zn-2.37Mg-1.72Cu 合金的 TEM 照片及<112>和<100>方向的选区电子衍射花样

Fig.5 TEM images of Al-7.51Zn-2.37Mg-1.72Cu alloy aged at 120 °C for 12 h (a, c) and SAED patterns in <112> (b) and <100> (d) directions

素的含量逐渐升高, Mg、Zn 元素的扩散使其过饱和固溶体在时效过程中转变为 GP 区, 再转变为 η' 相, 而 η' 相的存在是 Al-Zn-Mg-Cu 系铝合金具有显著的硬化响应效应以及高强度性能的关键。图 5 为合金在 120 °C 下时效 12 h 的 TEM 照片以及 $\langle 112 \rangle$ 和 $\langle 100 \rangle$ 方向的选区电子衍射花样。

在 120 °C 时效初期, 由于温度低, 合金晶粒内部主要分布着高密度的 GP 区和 η' 相。从图 5a 和 5c 中可以看出, 时效开始 12 h 时, 晶内主要是较为细小的 η' 析出相, 析出相平均尺寸为 1~2 nm, 而且析出相密度非常高, 此时合金的硬度值为 2160 MPa, R_m 和 $R_{0.2}$ 分别达到 741、708 MPa, 这与析出相硬化响应效应以及高强度理论相符合。由此可知, 随着时效时间的继续延长, 到达峰时效状态时, η' 析出相的密度达到最大值, 此时合金的强度最大, 硬度最高。到达过时效状态时, η' 相逐渐聚集成大的 η 相, 导致强度逐渐降低, 且硬度减小^[15]。

2.5 合金室温拉伸断口形貌

在拉伸断裂行为中, 粒子与基体界面有位错环被推过来, 有些类似孔隙状的缺陷出现, 随着力的作用裂纹会进行扩展, 有的第二相留存, 有的第二相脱离基体, 此时就会在拉伸断口处观察到韧窝, 韧窝的分布、形状尺寸、深浅都不同, 这个过程不断的进行, 当裂纹不断扩展, 第二相不断与基体脱离, 材料发生了拉伸断裂^[16,17]。图 6 是淬火态和 120 °C 时效不同时间 Al-7.51Zn-2.37Mg-1.72Cu 合金的拉伸断口形貌。

从图 6 时效不同时间下的断口照片可以发现, 淬火状态下, 由于断口存在许多尺寸均匀且较深的韧窝, 因此其韧性较好, 同时断口也存在类似解理面的台阶面, 可知合金的断裂方式为穿晶韧断和沿晶断裂的混合断裂; 合金在时效开始后的 4~12 h, 合金有明显的脆断特征, 分析认为: 经过时效处理后, 发生时效硬化行为, 合金断口处的韧窝数量减少, 并且大小不一, 出现了较多的解理平面, 还存在二次裂纹, 导致合金

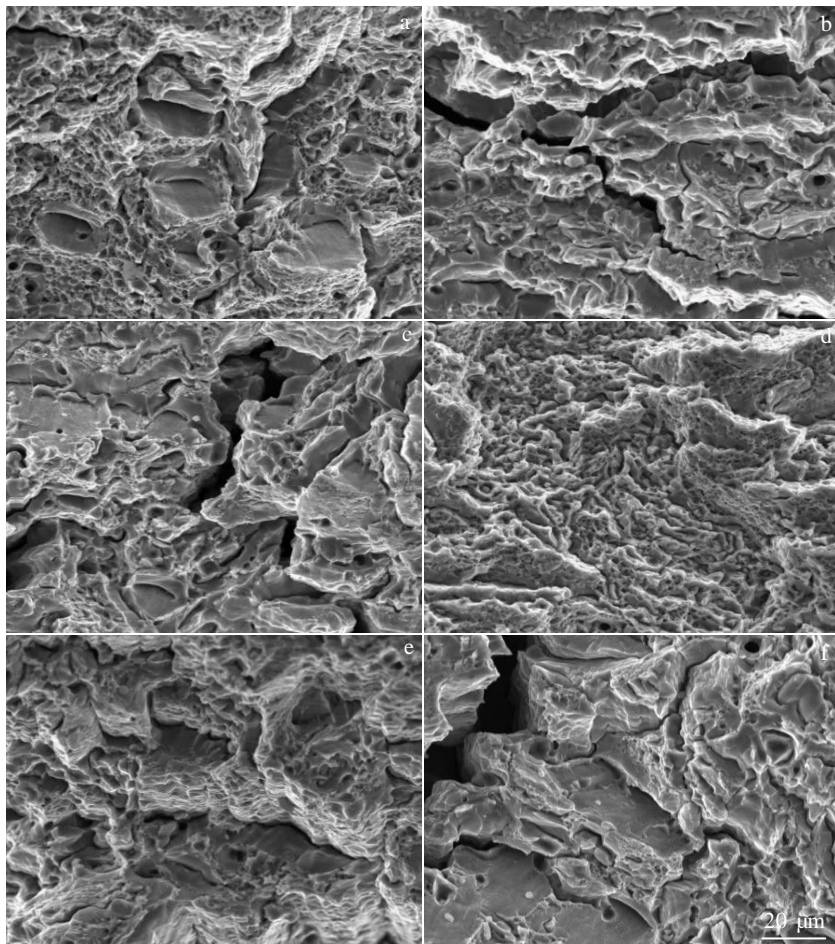


图 6 淬火态与 120 °C 时效不同时间后 Al-7.51Zn-2.37Mg-1.72Cu 合金的断口形貌

Fig.6 Fracture morphologies of Al-7.51Zn-2.37Mg-1.72Cu alloy after quenching (a) and aging at 120 °C for different time: (b) 4 h, (c) 12 h, (d) 24 h, (e) 36 h, and (f) 48 h

的韧性降低;时效 24 h 时,沿晶裂纹较之前减少且更细,相比时效 4 和 12 h 韧窝数量有所增加,韧性提高;合金在时效开始后的 36~48 h 时,随着时效时间的延长,GP 区溶解,η'相含量逐渐减少,η 相含量增加,并且尺寸增加,相比淬火态 A 分别下降了 19.7%和 24.6%,但此时 R_m 和 $R_{0.2}$ 相比淬火态有所提高,时效 36 h 分别增加了 5.8%和 19.7%,时效 48 h 分别增加了 7.0%和 20%,这与图 3 中的结果相符。从图 6 中时效 12 h 的断口形貌可看出,此时沿晶裂纹粗大,韧窝分布不均匀且较小,说明局部力学性能并不好。这是由于在时效过程中,位错强化和析出强化同时决定材料强度大小。目前,析出强化和位错强化相互作用主要分为 2 种方式,一种是位错的切过机制,另一种是位错绕过机制^[18,19]。

2.6 200 °C 热暴露后的合金拉伸断口形貌

图 7 为 120 °C 时效不同时间后在 200 °C 热暴露 500 h 的断口照片。从图 7 可以看出,120 °C 时效不同时间的合金经 200 °C 热暴露 500 h 后,其宏观断口形

貌图均有明显的颈缩现象,且时效 4 和 36 h 的宏观断口比时效 24 h 的颈缩更加均匀,这与材料本身有关,由于组织中第二相分布不均匀等;其微观断口形貌中所呈现的韧窝分布及大小正好对应了宏观断口现象,时效 24 h 时,韧窝直径相差较大,最大约 10 μm,最小约 0.5 μm,时效 4 和 36 h 的韧窝数量相当,形状规则。对比 3 种拉伸断口形貌,可知时效 4 h 热暴露 500 h 后合金的韧性较好,这与图 4 中的曲线结果一致。

3 分析与讨论

3.1 时效时间对合金力学性能的影响

7xxx 系合金时效过程中的沉淀析出顺序为^[10-26]: α(过饱和固溶体)→GP 区→η'(MgZn₂)→η(MgZn₂)。合金的强度在时效的初期阶段有所增加,表明合金具有较强的时效硬化能力。时效过程是合金基体中脱溶相不断析出和长大的过程,脱溶相的析出和长大共同决定了合金的整体强化效果^[27-32]。

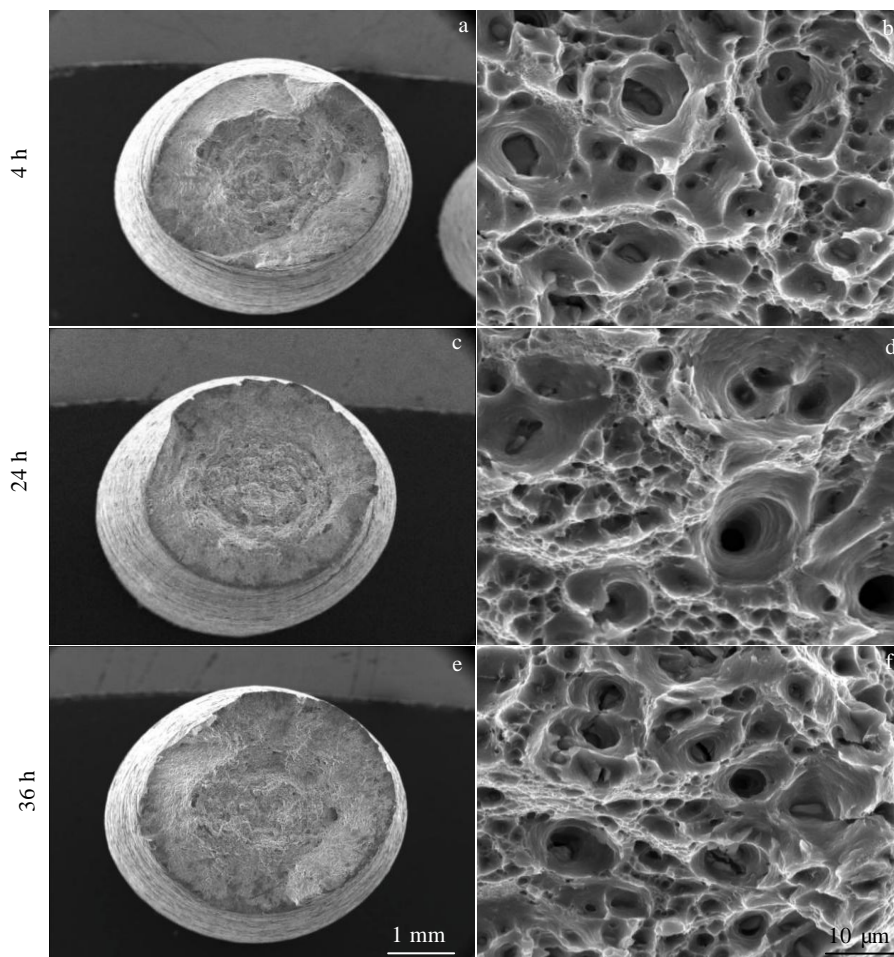


图 7 Al-7.51Zn-2.37Mg-1.72Cu 合金时效不同时间后在 200 °C 热暴露 500 h 的合金断口形貌

Fig.7 Fracture morphologies of Al-7.51Zn-2.37Mg-1.72Cu alloy after aging for different time heat exposure at 200 °C for 500 h: (a, b) 4 h; (c, d) 24 h; (e, f) 36 h

在时效初期-欠时效阶段(0~4 h),铝合金强度迅速增加,伸长率下降。这是因为合金基体中析出尺寸很小且与基体共格的 GP 区,在这一过程中,GP 区的析出速度要远大于其长大速度,位错与 GP 区和合金基体有多种相互作用,当位错穿过基体时,需要更大的牵引力来切断 GP 区和合金基体,同时 GP 区形成时有较大的应变能产生,故合金的硬度在时效初期迅速增加。

在时效中期-峰时效阶段(12~24 h),铝合金强度缓慢增加,伸长率维持稳定状态。这是由于随时效时间延长,GP 区逐渐转变成与基体半共格的过渡相 η' 相, η' 相在界面处形成的应变能可以有效地提高基体的强度。此外,峰时效阶段合金的 η' 相密度高于欠时效阶段的密度,尺寸小于过时效阶段基体的 η 相,对基体具有强烈的析出强化作用。且合金峰时效时的硬度值和抗拉强度均高于欠时效时的合金,表明 η' 相和 GP 区的复合强化作用比基体中仅有的 GP 区强。

在时效后期-过时效阶段(36~48 h),铝合金强度稳定,伸长率下降。合金的粗 η 相大量分布在基体中, η' 相逐渐消失。随着 GP 区溶解和 η 相尺寸的增大, η 相的析出强化作用逐渐减弱,因此导致合金的时效硬化曲线呈现缓慢上升的趋势。可能随时效时间进一步延长,合金的硬度和强度都会出现下降,这是由脱溶相已经转变为平衡相并发生了粗化引起的。

3.2 热暴露对合金力学性能的影响

在长时间热暴露时,GP 区转变为 η' 相的作用与 η 相的粗化作用共存,但最终 η 相的粗化作用大于 GP 区转变为 η' 相的作用。 η 相的粗化作用使得位错阻力增大,从而合金的综合性能下降。根据试验结果可知,合金在 120 °C 时效后,再经过 200 °C 进行热暴露 500 h,其 R_m 、 $R_{0.2}$ 相比时效态平均降低了 55.6%、67.3%,但 A 平均提高了 15.8%。主要是因为合金在 200 °C 热暴露 500 h 时,合金基体内的 GP 区和部分细小的且稳定性差的 η' 相开始发生回溶,而部分尺寸较大且稳定性较高的 η 相会转变成 η' 相,同时基体中仍然存在着聚集成粗大质点的 η 相。根据图 5 在 200 °C 热暴露的断口照片中可知,部分韧窝底部具有很深的孔洞,这便是粗化后的第二相 η 相所引起的。因此,在 200 °C 热暴露 500 h 后这一系列的微观结构变化是导致合金强度下降,伸长率出现小幅上升的主要原因。

4 结论

1) 合金经 120 °C 时效 24 h 后,可获得较佳的强度与伸长率匹配, R_m 、 $R_{0.2}$ 和 A 分别达 720 MPa、692 MPa 和 14%。

2) 120 °C 时效不同时间后再经过 200 °C 热暴露 500 h 的材料力学性能均大幅度变化,其 R_m 、 $R_{0.2}$ 相比时效态平均降低了 55.6%、67.3%,但 A 平均提高了 15.8%。

3) 在 200 °C 热暴露后,合金拉伸断口形貌中呈现出典型的韧性断裂特征,这与合金韧性提高的结果相一致。

4) η' 相是影响 Al-7.51Zn-2.37Mg-1.72Cu 合金强度和韧性匹配性的主要因素,稳定存在的 η' 相对合金的强韧性提升效果明显。

参考文献 References

- [1] Holditch S A, Chianelli R R. *MRS Bulletin*[J], 2008, 33(4): 317
- [2] Feng C, Shou W B, Liu H Q et al. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2015, 25(11): 3515
- [3] Feng Yaorong(冯耀荣), Zhang Guanjun(张冠军), Li Helin(李鹤林). *Petroleum Pipes and Instruments*(石油管材与仪器)[J], 2016, 3(1): 1
- [4] Yan Taining(鄢泰宁), Xue Wei(薛维), Lan Kai(兰凯). *Geological Science and Technology Information*(地质科技情报)[J], 2010, 29(1): 112
- [5] Wang Xiaohong(王小红), Guo Jun(郭俊), Yan Jing(闫静) et al. *Journal of Materials and Heat Treatment*(材料热处理学报)[J], 2013, 34(S1): 1
- [6] Feng Chun(冯春), Zhang Guanjun(张冠军), Han Lihong(韩礼红) et al. *Proceedings of the Eleventh National Heat Treatment Conference*(第十一次全国热处理大会论文集)[C]. Beijing: Chinese Mechanical Engineering Society, 2015: 9
- [7] Feng Chun(冯春), Yang Shangyu(杨尚谕). *Petroleum Pipes and Instruments*(石油管材与仪器)[J], 2017, 3(4): 1
- [8] Fu Y J, Li X W, Wen K et al. *Progress in Natural Science: Materials International*[J], 2019, 29(2): 217
- [9] Zhao J G, Liu Z Y, Bai S et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2020
- [10] Liang J, Sun J H, Li X M et al. *Chinese Journal of Process Engineering*[J], 2014, 73: 84
- [11] Wang Yichang(王一唱), Cao Lingfei(曹玲飞), Wu Xiaodong(吴晓东) et al. *Material Reports*(材料导报)[J], 2019, 33: 1190
- [12] Gu Wei(顾伟), Li Jingyuan(李静媛), Wang Yide(王一德). *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2015, 25(8): 2049
- [13] Deng Yunlai(邓运来), Li Chunming(李春明), Zhang Jin(张劲) et al. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2018, 28(9): 1711

- [14] Zhang Yong(张 勇), Li Hongping(李红萍), Kang Wei(康 唯) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2017, 27(7): 1323
- [15] Li Zhihui(李志辉), Xiong Baiqing(熊柏青), Zhang Yong'an(张永安) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2008, 37(3): 521
- [16] Lan Ying(兰 滢). *Thesis for Master*(硕士学位论文)[D]. Shenyang: Shenyang University of Technology, 2015
- [17] Li Hai(李 海), Wang Zhixiu(王芝秀), Zheng Ziqiao(郑子樵). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2007, 36(9): 1634
- [18] Liu Y, Jiang D M, Li B Q *et al. Materials and Design*[J], 2014, 60: 116
- [19] Shercliff H R, Ashby M F. *Acta Metallurgica et Materialia*[J], 1990, 38: 1789
- [20] Mukhopadhyay A K, Yang Q B, Singh S R. *Acta Metallurgica et Materialia*[J], 1994, 42: 3083
- [21] Deschamps A, Livet F, Br échet Y. *Acta Materialia*[J], 1999, 47(1): 281
- [22] Jiang X J, Noble B, Holme B *et al. Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2000, 31: 339
- [23] Stiller K, Warren P J, Hansen V *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 1999, 270: 55
- [24] Sha G, Cerezo A. *Acta Materialia*[J], 2004, 52: 4503
- [25] Li Zhihui(李志辉), Xiong Baiqing(熊柏青), Zhang Yong'an(张永安) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2007, 17(2): 248
- [26] Zhang Jing(张 静), Yang Liang(杨 亮), Zuo Rulin(左汝林). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2015, 44(4): 956
- [27] Feng C, Liu Z Y, Ning A L *et al. Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2006, 16(5): 1163
- [28] Wang S, Luo B H, Bai Z H *et al. Vacuum*[J], 2020, 176
- [29] Zang J X, Zhang K, Dai S L. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2012, 22(11): 2638
- [30] Chen Xu(陈 旭). *Thesis for Doctorate*(博士学位)[D]. Changsha: Central South University, 2012
- [31] Xia Qingkun(夏卿坤), Liu Zhiyi(刘志义), Li Yuntao(李云涛) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2009, 19(5): 808
- [32] Ren Jianping(任建平), Song Renguo(宋仁国). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2020, 49(4): 1159

Effect of Aging on Mechanical Properties and Thermal Stability of Al-7.51Zn-2.37Mg-1.72Cu Aluminum Alloy Used for Drill Pipe

Feng Chun¹, Zhang Fangfang¹, Zhu Lijuan¹, Liu Huiqun², Liu Hongtao³

(1. State Key Laboratory for Performance and Structure Safety of Petroleum Tubular Goods and Equipment Materials, Engineering Materials Research Institute Co., Ltd of CNPC, Xi'an 710077, China)

(2. School of Materials Science and Engineering, Central South University, Changsha 410083, China)

(3. PetroChina Tarim Oilfield Company, Korla 841000, China)

Abstract: Through the research of age hardening behavior, mechanical properties and microstructure characterization, the effects of aging treatment on the mechanical properties and heat resistance of Al-7.51Zn-2.37Mg-1.72Cu aluminum alloy drill pipe materials were analyzed. The results show that the optimal aging time of Al-7.51Zn-2.37Mg-1.72Cu is 24 h when the aging temperature is 120 °C. The tensile strength (R_m), yield strength ($R_{0.2}$) and elongation (A) change from 693 MPa, 566 MPa and 15% of quenched alloy to 720 MPa, 692 MPa and 14% of aged alloy, respectively. After 500 h of heat exposure at 200 °C, R_m and $R_{0.2}$ are reduced by 55.6% and 67.3% compared with the aged alloy, and the elongation is increased by 15.8%. The GP zone in the matrix and part of the fine η' phase re-dissolving, the larger η phase with higher dimensional stability transforming into the η' phase, and some η phase aggregating into coarse particles are the main structural factors that cause the deterioration of heat exposure performance of the alloy.

Key words: aluminum alloy drill pipe; aging; thermal exposure; mechanical properties; thermal stability

Corresponding author: Zhang Fangfang, Postgraduate, Engineering Materials Research Institute Co., Ltd of CNPC, Xi'an 710077, P. R. China, E-mail: 19211050505@stumail.xsyu.edu.cn