



7050 铝合金氢致附加应力与氢脆

祁文娟^{1,2}, 宋仁国^{1,2}, 祁星^{1,2}, 王超^{1,2}, 李海^{1,2}, 金骥戎^{1,2}, 孙斌^{1,2}

(1. 常州大学 材料科学与工程学院, 常州 213164;

2. 常州大学 江苏省材料表面科学与技术重点实验室, 常州 213164)

摘要: 采用流变应力差值法, 研究不同时效状态 7050 铝合金在不同充氢电流密度下的氢致附加应力(σ_{ad})以及合金的氢脆特性。结果表明: 在同一时效状态下, 氢致附加应力随氢浓度的增加而线性升高; 同时, 合金氢脆敏感性(I_{HE})也随着氢浓度的升高而升高, 表明合金氢脆敏感性与氢致附加应力有很强的相关性。在同一充氢电流密度下, 时效状态对氢致附加应力和氢脆敏感性影响很大, 其中欠时效合金的 σ_{ad} 和 I_{HE} 最高, 过时效合金的最低, 峰时效合金的居中。

关键词: 7050 铝合金; 氢脆; 氢致附加应力; 时效

中图分类号: TG178

文献标志码: A

Hydrogen-induced additive stress and hydrogen embrittlement in 7050 aluminum alloy

QI Wen-juan^{1,2}, SONG Ren-guo^{1,2}, QI Xing^{1,2}, WANG Chao^{1,2}, LI Hai^{1,2}, JIN Ji-rong^{1,2}, SUN Bin^{1,2}

(1. School of Materials Science and Engineering, Changzhou University, Changzhou 213164, China;

2. Jiangsu Key Laboratory of Materials Surface Science and Technology,

Changzhou University, Changzhou 213164, China)

Abstract: The hydrogen-induced additive stress (σ_{ad}) and hydrogen embrittlement of 7050 aluminum alloy at various aging states and different hydrogen charging current densities were investigated by flowing stress differential method. The results show that the hydrogen-induced additive stress of 7050 aluminum alloy with the same aging state increases linearly with increasing the hydrogen concentration; simultaneously, the susceptibility to hydrogen embrittlement (I_{HE}) of 7050 aluminum alloy also increases with increasing the hydrogen concentration, which suggests that I_{HE} is closely related to σ_{ad} . At the same hydrogen charging current density, aging state has a great influence on σ_{ad} and I_{HE} , the σ_{ad} and I_{HE} of under-aged state alloy are of the highest, those of the over-aged state alloy are of the lowest, and those of peak aged are in the middle.

Key words: 7050 aluminum alloy; hydrogen embrittlement; hydrogen-induced additive stress; aging

7050 铝合金具有密度小、强度高、加工性能好及焊接性能优良等特点, 是重要的轻质高强结构材料, 广泛地应用于航空工业及民用工业等领域^[1-4]。在相当长的一段时期内, 7xxx 系高强铝合金的应力腐蚀(SCC)一直被认为是以阳极溶解为主^[5-6], 20 世纪 80 年代以后, 大多数材料工作者认为 SCC 主要是氢致开裂过

程^[7-9]并进行了大量实验, 提出了许多氢脆理论, 其中比较典型的有: 弱键理论^[10]、氢致滞后塑性变形理论^[11]、氢与位错的交互作用理论^[12]等。后来, 许多学者认为晶界镁偏析对铝合金的氢脆敏感性有决定性的影响, 据此 VISWANADHAM^[13]等提出了 Mg-H 相互作用是沿晶气泡产生和致脆的原因。目前尚未有统一的

理论解释氢致开裂。

一系列透射电镜原位观察结果表明, 氢能促进位错的发射、增殖和运动, 即氢促进局部塑性变形, 当氢促进的局部塑性变形发展到临界条件, 就会引起氢致裂纹的形核和发展^[14-16], 如果试样中的氢可引起氢致附加应力, 则其与外应力叠加在一起可以促进局部塑性变形, 并可在低的外应力下引起氢致裂纹的形核、扩展^[17]。

目前关于铝合金的氢致附加应力的研究较少, 且其对合金力学性能及氢脆敏感性的影响尚缺乏定性或定量的研究, 而氢脆的研究和防范对铝合金的实际应用具有重要意义。本文作者通过电化学阴极渗氢、慢应变速率拉伸实验研究了不同预充氢电流密度下不同时效状态的 7050 铝合金的氢致附加应力和氢脆敏感性。

1 实验

1.1 材料及热处理

实验用料是美国 ALCOA 公司加工生产的 7050 铝合金 55 mm 厚板材, 化学成分(质量分数, %)为: Zn 6.42, Mg 2.25, Cu 2.02, Zr 0.13, Ti 0.03, Mn 0.10, Cr 0.04, Fe 0.11, Si 0.07, 其余为 Al。试样尺寸如图 1 所示, 其中工作段标距为 20 mm, 直径为 4 mm。

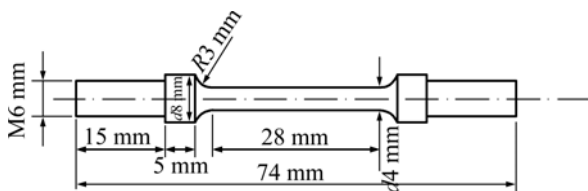


图 1 7050 铝合金拉伸试样示意图

Fig. 1 Schematic diagram of tensile specimen configuration of 7050 aluminum alloy

7050 铝合金的热处理由固溶及时效两个步骤组成, 固溶处理是将合金在 470 °C 保温 120 min 后室温水淬火; 时效处理则分为 3 种时效制度: 欠时效、峰时效和过时效。为了确定合适的时效处理工艺, 测试了 7050 铝合金的时效硬化曲线, 如图 2 所示。由图 2 可知, 选择(135 °C, 8 h)欠时效处理工艺、(135 °C, 16 h)峰时效处理工艺、(135 °C, 24 h)过时效处理工艺。

1.2 阴极渗氢及 SSRT 实验

阴极渗氢及 SSRT 实验采用如图 1 所示的圆棒试

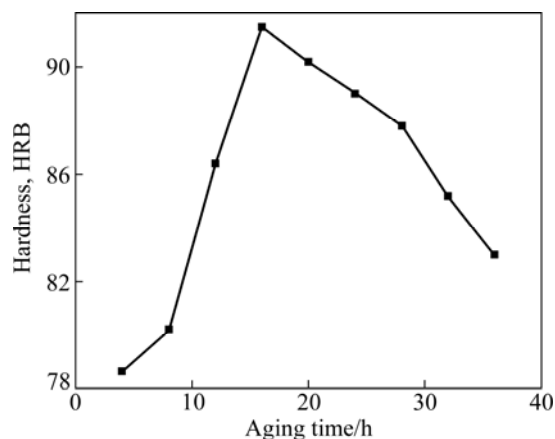


图 2 135 °C 下 7050 铝合金的时效硬化曲线

Fig. 2 Aging hardening curve of 7050 aluminum alloy at 135 °C

样。实验分为两组: 一组光滑拉伸试样在空气中慢拉伸(拉伸速率为 $1 \times 10^{-6} \text{ s}^{-1}$)至塑性变形大于 1% 后卸载, 用不同电流分别充氢至饱和, 再在空气中慢拉伸至屈服, 则同一试样卸载前的流变应力 σ_f 和充氢后再加载时的屈服应力 σ_{ys}^* 之差就是试样中氢引起的附加应力 σ_{ad} ; 另一组试样在用不同电流分别充氢 48 h 后再空气中慢拉伸(拉伸速率为 $1 \times 10^{-6} \text{ s}^{-1}$)至断裂, 测出合金不同充氢电流密度下的伸长率。材料是否发生脆化取决于断裂前后塑性变形量的大小, 而伸长率损失则是反映这一性能的指标之一, 定义氢脆敏感性(I_{HE})如式(1)所示:

$$I_{HE} = (1 - \varepsilon_H / \varepsilon_0) \quad (1)$$

式中: ε_H 为充氢后材料的伸长率; ε_0 为未充氢试样在干燥空气中的伸长率。 I_{HE} 越大, 表示氢脆敏感性越大。反之, I_{HE} 越小, 氢脆敏感性也越小。根据氢脆敏感性计算公式对实验数据进行处理。

慢拉伸试验时, 试样取向为短横(S-T)向。试样用 1200 号砂纸打磨, 然后用丙酮清洗, 再用蒸馏水清洗并吹干, 用氯丁橡胶封闭非工作段表面。装夹好试样后加载 300 N 左右的预紧力以消除各向的间隙。拉伸应变速率为 $1 \times 10^{-6} \text{ s}^{-1}$, 低于 Al-Zn-Mg-Cu 合金能显示氢脆效应的临界应变速率。采用电化学阴极渗氢法对试样进行充氢, 其中试样为阴极, 铂电极作为阳极, 电源为 HDY-II 恒电位仪, 电解液成分为 $2\text{NH}_2\text{SO}_4$ 水溶液加微量 As_2O_3 毒化剂。毒化剂的作用是使氢在金属上的超电位升高, 阻碍氢原子结合成氢分子, 使得氢进入金属的机会增加。渗氢在室温下进行, 渗氢电流密度分别约为 5、10、20、30 mA/cm^2 , 充氢时间为

48 h。为了避免氢散失造成的误差,在充氢完毕 5 h 内进行拉伸。

1.3 氢含量的测定

氢含量的测定采用 EMGA-621 型定氢仪,以石墨坩埚为加热体,通过脉冲加热低电压、高电流迅速升温。坩埚在高温下脱气去除杂质。样品在氩气流中先低温去除表面氢,然后在较高的温度下熔融后进入热导检测器进行检测,分析结果由仪器直接读出。

1.4 断口观察

采用 JSM-6510 扫描电镜(SEM)观察断口形貌。

2 结果与讨论

2.1 时效制度和充氢电流密度对合金强度的影响

图3所示为不同时效状态的7050铝合金在不同充氢电流密度下充氢48 h后的慢拉伸曲线。由图3可以看出,相同充氢条件下不同时效状态的合金的抗拉强度不同:峰时效处理的合金抗拉强度最高,过时效处理的合金抗拉强度次之,欠时效处理的合金抗拉强度最低;而过时效处理的合金伸长率略大于峰时效处理的,欠时效处理的合金伸长率最低。这说明合金经过峰时效处理后其抗拉强度有了很大的提高但是伸长率相对较低,过时效处理的合金伸长率较高但是牺牲了一定的抗拉强度,欠时效处理的合金由于时效时间不足导致伸长率和强度都不理想。存在这种差异的原因是由于时效过后晶粒内部的结构发生了不同程度的改变^[18],对于欠时效状态的铝合金,晶粒内部主要是脱溶 GP 区(溶质原子的偏聚区),过时效状态的铝合金的晶内析出相为 η 相粒子,峰时效主要沉淀组织则是 GP 区和 η' 相。SONG 等^[19]研究发现在 7xxx 铝合金中,当基体组织刚刚出现 η' 相时,合金强度最高,因此峰时效处理后的铝合金具有最高抗拉强度。相同时效状态的 7050 铝合金在充氢后拉伸,合金的抗拉强度明显下降,且充氢电流密度愈大,抗拉强度下降越明显。这是由于氢通过预充氢被引进试样中,并使合金发生氢脆,因此合金力学性能下降。

2.2 不同充氢电流密度条件下的氢浓度及氢脆敏感性

表1所列为不同时效状态下的7050铝合金在不同充氢电流密度 J 下的氢浓度 C_H 。图4所示为氢浓度随充氢电流密度的变化关系。

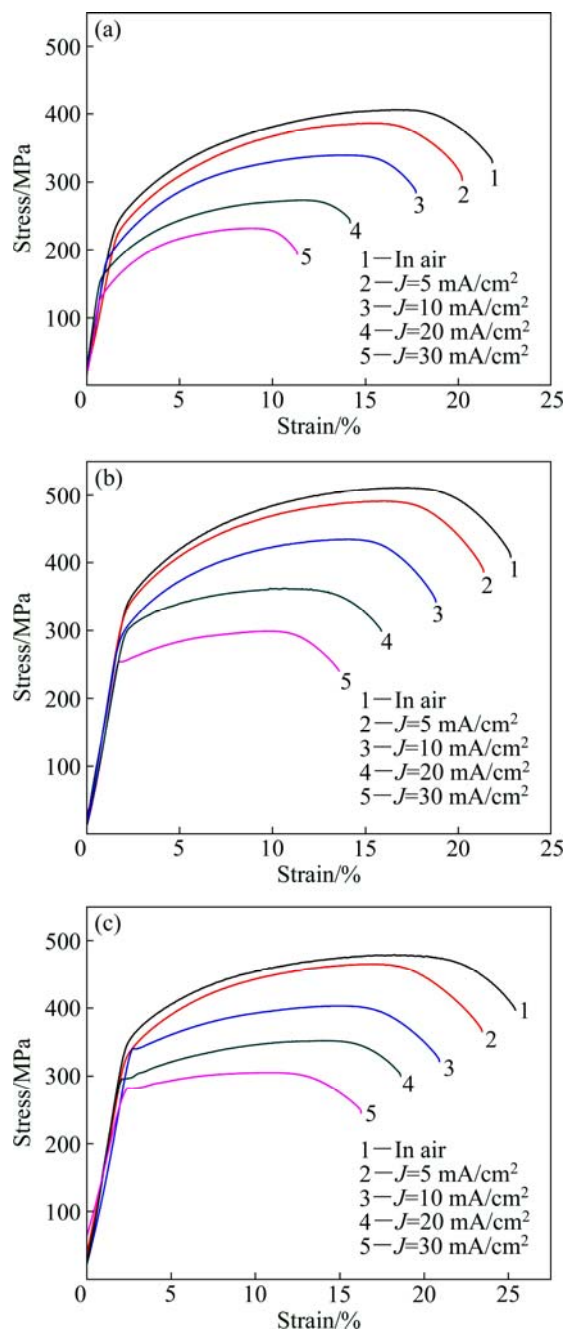


图3 不同时效状态的7050铝合金在不同充氢电流密度下的拉伸曲线

Fig. 3 Stress-strain curves of 7050 aluminum alloy under different aging states at different hydrogen charging current densities: (a) Under-aging; (b) Peak-aging; (c) Over-aging

由图4可以看出,在相同充氢条件下欠时效试样的氢浓度高于峰时效试样的氢浓度,过时效氢浓度最低。图5所示为不同充氢电流密度下合金的氢脆敏感性曲线。由图5可知,合金试样的 I_{HE} 随着电流密度的增大而增大,且在相同的充氢条件下,试样中的 I_{HE} 随着时效程度的加深而下降。 I_{HE} 越大,合金氢脆敏感

性就越大,即欠时效具有较高的氢脆敏感性,峰时效试样的氢脆敏感性居中,过时效试样的最低,并且增大充氢电流密度会增加合金的氢脆敏感性。这是由于合金经固溶后的淬火处理,将导致大量位错在晶界附近生成^[20],而位错是氢的陷阱,合金预充氢时产生的氢吸附在金属表面并向合金内部扩散和迁移,进入合金内部的氢将在位错处钉扎并大量聚集,氢在晶界处发生偏聚并加速了裂纹的扩展,合金氢脆明显。由于

表 1 在不同充氢电流密度下不同时效态 7050 铝合金的氢浓度及氢致附加应力

Table 1 Hydrogen concentration and hydrogen-induced additive stress of 7050 aluminum alloy with different aging states and charging current densities

Aging state	Current density/(mA·cm ⁻²)	Mass fraction of hydrogen/10 ⁻⁶	Hydrogen-induced additive stress/MPa
Under-aging	5	0.21	19.65
	10	0.37	34.94
	20	0.59	55.73
	30	0.71	69.86
Peak-aging	5	0.15	13.75
	10	0.26	22.42
	20	0.42	38.95
	30	0.51	48.12
Over-aging	5	0.11	9.89
	10	0.19	18.01
	20	0.30	27.67
	30	0.36	33.51

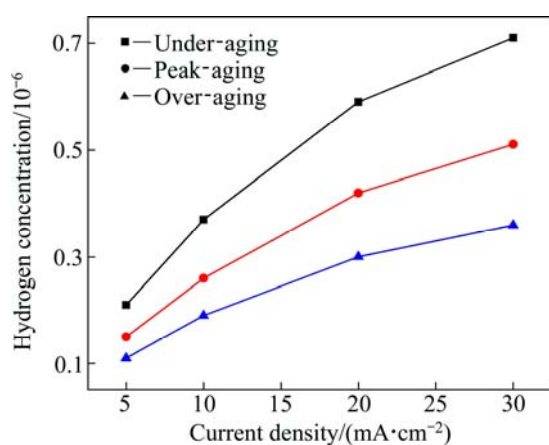


图 4 不同时效状态 7050 铝合金氢浓度与充氢电流密度的关系

Fig. 4 Relationships between hydrogen concentration of 7050 aluminum alloy and current density under different aging states

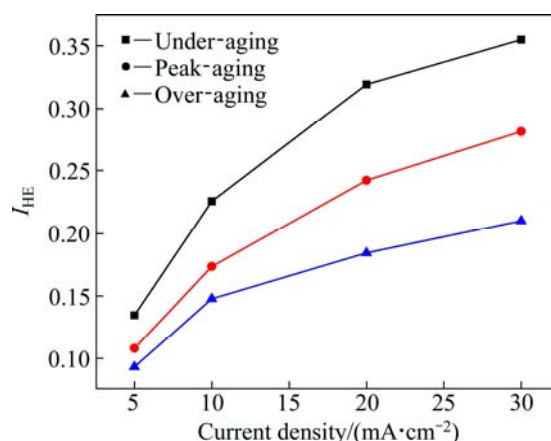


图 5 不同时效状态 7050 铝合金的氢脆敏感性与充氢电流密度的关系

Fig. 5 Relationships between hydrogen embrittlement of 7050 aluminum alloy and current density under different aging states

过时效处理能减轻或消除一部分位错密度,而欠时效和峰时效处理对位错密度的改变较小^[21],因此相同充氢条件下,过时效处理的合金中氢含量低于峰时效及欠时效,氢脆敏感性相对最小。同一时效状态下,充氢电流密度增大,进入合金的氢增多,金属中的氢能促进位错的发射、增殖和运动,从而促进局部塑性变形,进而促进氢致裂纹的形核和扩展,并且,合金中的氢会在晶界上附近富集,使得晶界的原子结合力及结合能下降,从而引起氢脆^[22]。合金中氢浓度越高,氢脆敏感性越高。

2.3 氢致附加应力

氢致附加应力可由不同试样充氢前后在空气中慢拉伸(多试样法)或用一个试样逐次增大充氢电流(单试样法)来测量获得,根据文献[23-24]可知,单试样法和多试样法的结果基本一致。采用单试样法研究铝合金充氢后产生的氢致附加应力。图 6 所示为不同时效状态下 7050 铝合金用不同充氢电流密度充氢后的应力-应变曲线,虚线为试样充氢前拉伸至屈服的应力-应变曲线,实线为试样卸载后充氢再拉伸至屈服的应力-应变曲线。由图 6 可见,试样空拉至 A 点卸载后在 J 为 5 mA/cm² 时充氢 48 h,空拉至 b 点卸载(在 B 点屈服);然后在 J 为 10 mA/cm² 时充氢 48 h,空拉至 c 点卸载(在 C 点屈服);再在 J 为 20 mA/cm² 时充氢 48 h,空拉至 d 点卸载(在 D 点屈服);最后在 J 为 30 mA/cm² 充氢 48 h,空拉至 E 点屈服。A 和 B, A 和 C, A 和 D, A 和 E 之间的应力差分别对应 J 为 5、10、20、

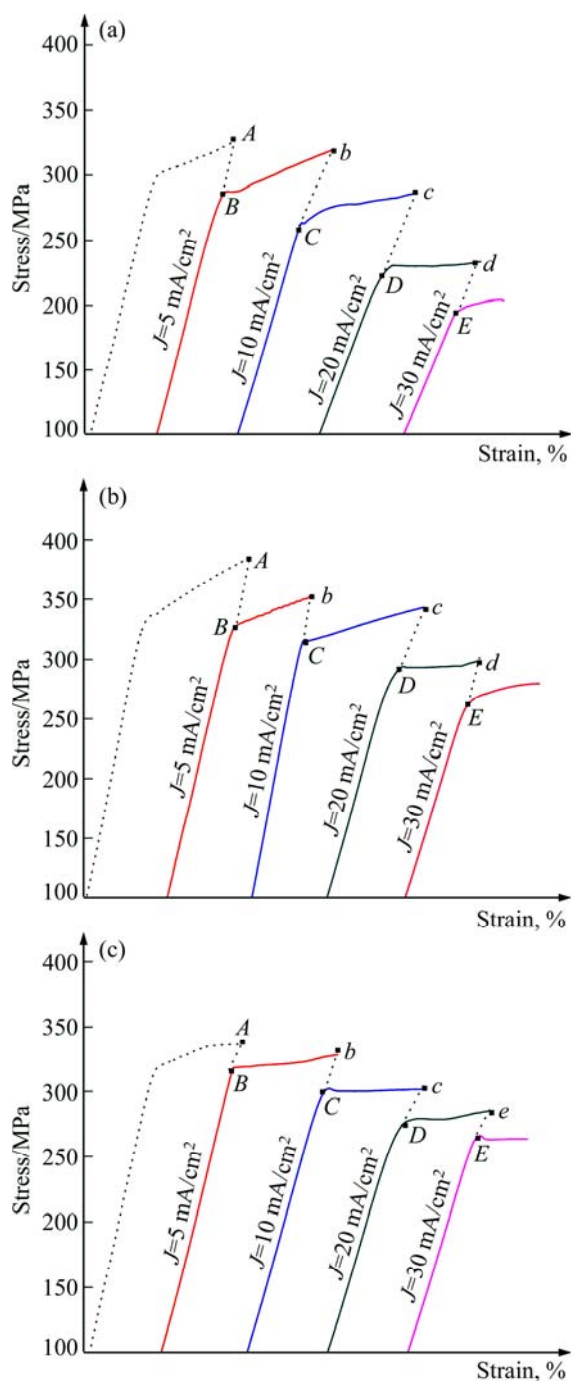


图 6 不同时效状态试样充氢前后的应力-应变曲线

Fig. 6 Stress-strain curves of specimen before (dotted lines) and after (solid lines) charging under different aging states: (a) Under-aging; (b) Peak-aging; (c) Over-aging

30 mA/cm² 充氢时的氢致附加应力, 结果见表 1。

由图 4 和表 1 可以看出, 同一时效状态的铝合金试样随着充氢电流密度的增大, 试样中的氢浓度随之升高, 且会产生一个氢致附加应力, 氢致附加应力随着充氢电流密度的增大而增大。在相同充氢条件下, 欠时效的氢含量最高, 峰时效的次之, 过时效的

最低; 欠时效的氢致附加应力最大, 峰时效的次之, 过时效的最低。

图 7 所示为不同时效状态的铝合金氢致附加应力随氢浓度的变化曲线, 由图 7 可以看出, 随着氢浓度的升高, 氢致附加应力线性升高, 线性方程如式(2)~(4)所示:

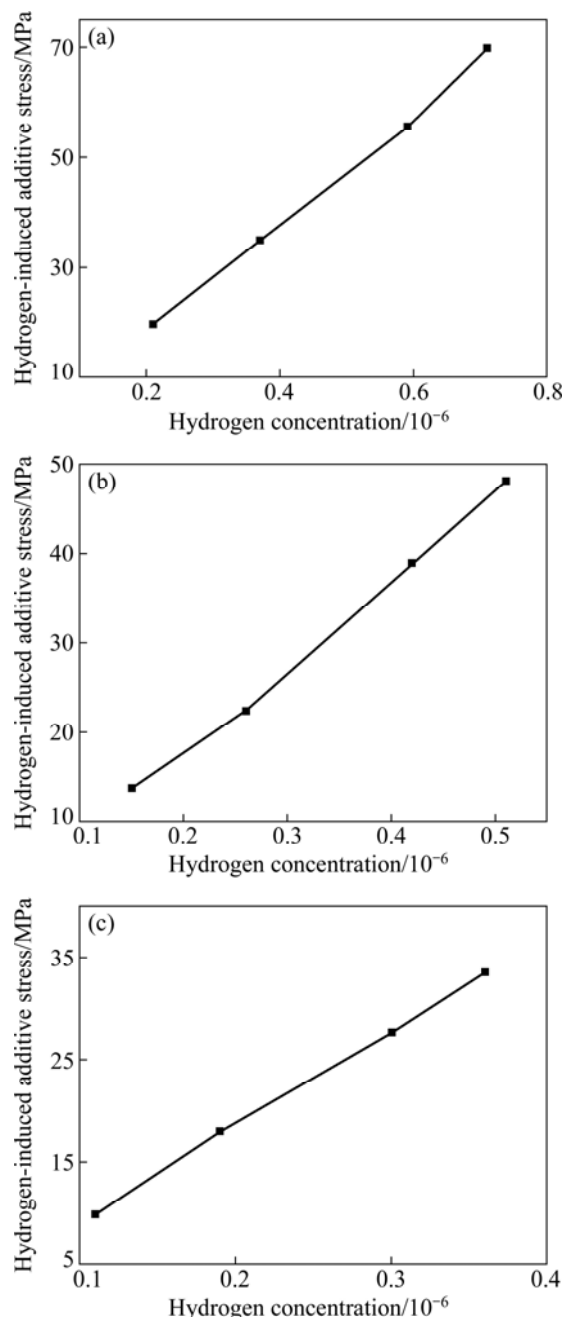


图 7 不同时效状态的 7050 铝合金氢致附加应力和氢浓度的关系

Fig. 7 Relationships between hydrogen-induced additive stress of 7050 aluminum alloy and hydrogen concentration under different aging states: (a) Under-aging; (b) Peak-aging; (c) Over-aging

$$\text{欠时效: } \sigma_{ad} = -1.61 + 9.93 \times 10^5 c_H \quad (2)$$

$$\text{峰时效: } \sigma_{ad} = -1.55 + 9.67 \times 10^5 c_H \quad (3)$$

$$\text{过时效: } \sigma_{ad} = -0.16 + 9.35 \times 10^5 c_H \quad (4)$$

比较图 4, 5 和 7 可知, 铝合金试样经预充氢后, 试样中的氢含量上升, 氢脆敏感性也随之升高, 同时预充氢使得试样中产生一个氢致附加拉应力, 其能与外应力叠加, 促进局部塑性变形, 进而可促进氢致裂纹的形核和扩展, 试样氢脆更为明显。因此, 7050 铝合金的氢脆敏感性与氢致附加应力密切相关。

2.4 断口形貌观察

图 8~10 所示分别为不同时效状态和不同充氢电流密度的拉伸断口 SEM 像。在空气中拉伸时, 3 种时效状态下试样的断口均为韧窝型, 欠时效试样的断

口韧窝形状不规则, 峰时效试样的断口大小差异明显并伴有少量的夹杂物, 过时效试样则有少量的大尺寸韧窝出现。当充氢电流密度为 5 mA/cm^2 时, 合金试样的断口开始脆化, 韧窝尺寸变小、变浅, 并且脆化的程度不一, 其中欠时效试样的断口脆化最为明显, 呈以穿晶准解理为主的断裂形貌。当充氢电流密度增大至 20 mA/cm^2 时, 欠时效的断口形貌转变为沿晶开裂, 峰时效试样的断口形貌为沿晶、解理混合开裂, 过时效试样的断口形貌则以准解理开裂为主, 并伴有少量的沿晶开裂。通过以上观察发现, 充氢电流密度和时效对 7050 铝合金的断口形貌均有一定的影响, 总的趋势是随着充氢电流密度的增大, 合金的脆化程度也随之加深; 欠时效试样断口的脆化最明显, 峰时效的居中, 过时效的最不明显。这一观察结果与前面数据得出的结论一致。

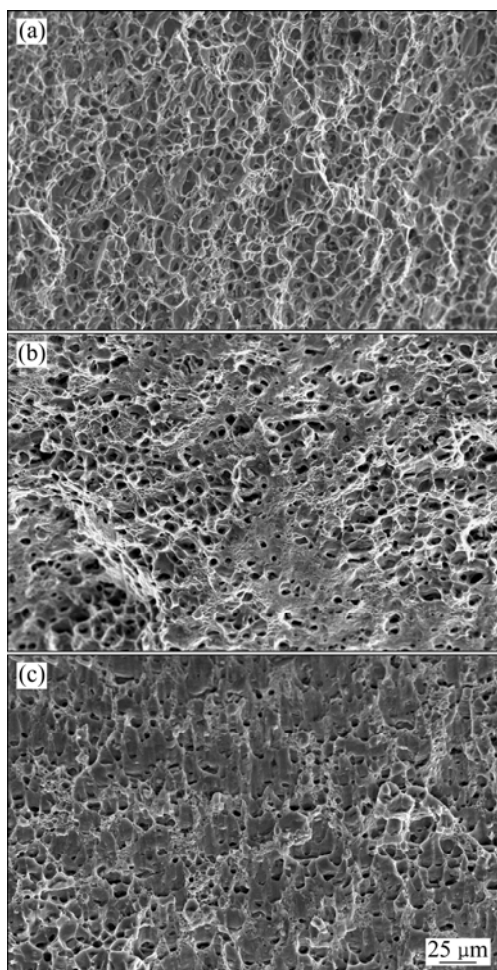


图 8 欠时效状态 7050 铝合金在不同充氢电流密度下的断口表面 SEM 像

Fig. 8 Fracture surface SEM images of under-aged 7050 aluminum alloy at different hydrogen charging current densities: (a) In air; (b) $J=5 \text{ mA/cm}^2$; (c) $J=20 \text{ mA/cm}^2$

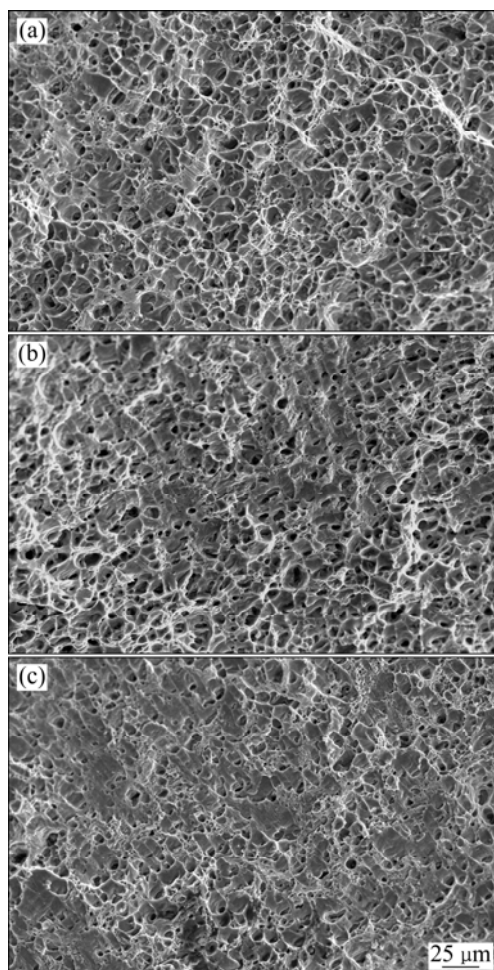


图 9 峰时效状态 7050 铝合金在不同充氢电流密度下的断口表面 SEM 像

Fig. 9 Fracture surface SEM images of peak-aged 7050 aluminum alloy at different hydrogen charging current densities: (a) In air; (b) $J=5 \text{ mA/cm}^2$; (c) $J=20 \text{ mA/cm}^2$

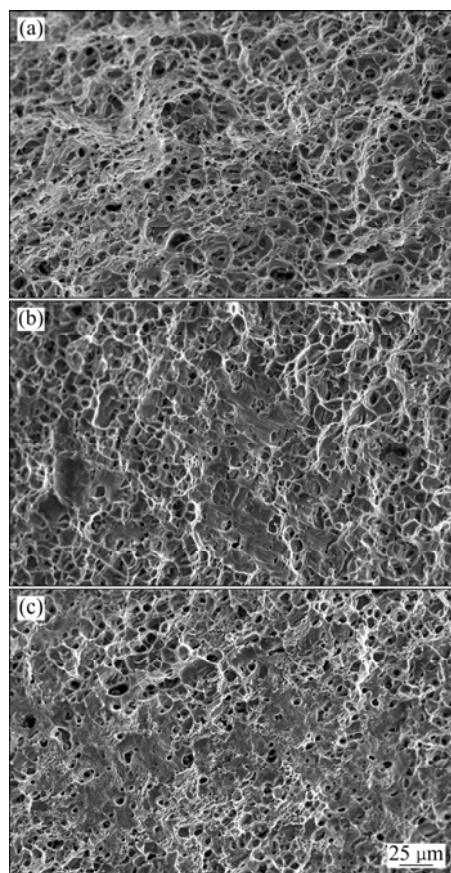


图 10 过时效状态 7050 铝合金在不同充氢电流密度下的断口表面 SEM 像

Fig. 10 Fracture surface SEM image of over aged 7050 aluminum alloy at different charging current densities: (a) In air; (b) $J=5 \text{ mA/cm}^2$; (c) $J=20 \text{ mA/cm}^2$

3 结论

1) 7050 铝合金在不同充氢电流密度下充氢后, 氢致附加应力随氢浓度的升高而增大, 即欠时效状态下: $\sigma_{ad} = -1.61 + 9.93 \times 10^5 C_H$, 峰时效状态下: $\sigma_{ad} = -1.55 + 9.67 \times 10^5 C_H$, 过时效状态下: $\sigma_{ad} = -0.16 + 9.35 \times 10^5 C_H$ 。

2) 合金氢脆敏感性与氢致附加应力密切相关, 氢致附加应力进一步增强了 7075 铝合金的氢脆敏感性。

3) 时效状态对 7050 铝合金的氢致附加应力和氢脆敏感性也有很大影响, 其中欠时效的影响最大, 峰时效的影响次之, 过时效的影响最小。

REFERENCES

[1] 祁 星, 宋仁国, 王 超, 李 海, 乔利杰, 宿彦京, 褚武扬. 阴极极化对 7050 铝合金应力腐蚀行为的影响[J]. 中国有

色金属学报, 2014, 24(3): 631–636.

QI Xing, SONG Ren-guo, WANG Chao, LI Hai, QIAO Li-jie, SU Yan-jing, CHU Wu-yang. Effects of cathodic polarization on stress corrosion behavior of 7050 aluminum alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2014, 24(3): 631–636.

[2] SHE Huan, CHU Wei, SHU Da, WANG Jun, SUN Bao-de. Effects of silicon content on microstructure and stress corrosion cracking resistance of 7050 aluminum alloy[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2014, 24(7): 2307–2313.

[3] LI Guo-feng, ZHANG Xin-min, 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, 2012, 20(6): 935–941.

[4] LI Jun-pen, SHEN Jian, YAN Xiao-dong, MAO Bai-ping, YAN Liang-ming. Microstructure evolution of 7050 aluminum alloy during hot deformation[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2010, 20(2): 189–194.

[5] 杜爱华, 龙晋明, 裴和中. 高强度铝合金应力腐蚀研究进展[J]. 中国腐蚀与防护学报, 2008, 28(4): 251–256.

DU Ai-hua, LONG Jin-ming, PEI He-zhong. Investigation of stress corrosion cracking of 7xxx series aluminum alloys[J]. Journal of Chinese society for corrosion and protection, 2008, 28(4): 251–256.

[6] 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 aluminum alloy[J]. Materials Science and Engineering A, 1997, 238(2): 293–302.

[7] GEST R J, TROIANO A R. Stress corrosion and hydrogen embrittlement in an aluminum alloy[J]. Corrosion, 1974, 30(8): 274–279.

[8] 宋仁国, 曾梅光, 张金宝, 刘 军, 金真弘. 7050 铝合金晶界偏析与应力腐蚀、腐蚀疲劳行为的研究[J]. 中国腐蚀与防护学报, 1996, 16(1): 1–8.

SONG Ren-guo, ZENG Mei-guang, ZHANG Jin-bao, LIU Jun, JIN Zhen-hong. Investigation of relation between grain boundary segregation and behavior of stress corrosion and corrosion fatigue in 7050 aluminum alloy[J]. Journal of Chinese Society for Corrosion and Protection, 1996, 16(1): 1–8.

[9] OSAKI S, KONDO H, KINOSHITA K. Contribution of hydrogen embrittlement to SCC process in excess Si type Al-Mg-Si alloys[J]. Materials Transactions, 2006, 47(4): 1127–1134.

[10] TAKANO N. Hydrogen diffusion and embrittlement in 7050 aluminum alloy[J]. Materials Science and Engineering A, 2008, 483/484: 336–339.

[11] 褚武扬, 乔利杰, 陈奇志, 高克玮. 断裂与环境断裂[M]. 北京: 科学出版社, 2000: 148–150.

CHU Wu-yang, QIAO Li-jie, CHEN Qi-zhi, GAO Ke-wei.

- Fracture and environmental fracture[M]. Beijing: Science Press, 2000: 148–150.
- [12] PRESSOUYRE G M. Trap theory of hydrogen embrittlement[J]. *Acta Metallurgica*, 1980, 28(7): 895–911.
- [13] VISWANADHAN R K, SUN T S, GREEN J A S. Grain-boundary segregation in Al-Zn-Mg alloys-implications to stress-corrosion cracking[J]. *Metallurgical Transactions A*, 1980, 11(1): 85–89.
- [14] BOND G M, ROBERTSON I M, BIRNBAUM H K. Effects of hydrogen on deformation and fracture processes in high-purity aluminum[J]. *Acta Metallurgica*, 1988, 36(8): 2193–2197.
- [15] ROZENAK P, ROBERTSON I M, BIRNBAUM H K. HVEM studies of the effects of hydrogen on the deformation and fracture of AISI type 316 austenitic stainless steel[J]. *Acta Metallurgica et Materialia*, 1990, 38(11): 2031–2040.
- [16] LU Hong, LI Mi-dan, ZHANG Tian-cheng, CHU Wu-yang. Hydrogen-enhanced dislocation emission, motion and nucleation of hydrogen-induced cracking for steel[J]. *Science in China Series E (Technological Sciences)*, 1997, 40(5): 530–538.
- [17] 褚武扬, 高克玮, 刘亚萍, 乔利杰. 氢对黄铜脱锌层引起拉应力的影响[J]. *中国有色金属学报*, 2002, 12(4): 625–628.
- CHU Wu-yang, GAO Ke-wei, LIU Ya-ping, QIAO Li-jie. Effect of hydrogen on stress induced by dezincification layer on brass[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2002, 12(4): 625–628.
- [18] LI Jing-feng, PENG Zuo-wei, LI Chao-xing, JIA Zhi-qiang, CHEN Wen-jing, ZHENG Zi-qiao. Mechanical properties, corrosion behaviors and microstructure of 7075 aluminum alloy with various aging statements[J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2008, 18: 755–762.
- [19] SONG R G, TSENG M K, ZHANG J B, LIU J, JIN Z H, SHIN K S. Grain boundary segregation and hydrogen induced fracture in 7050 aluminum alloy[J]. *Acta Materialia*, 1996, 44(8): 3214–3248.
- [20] 刘继华, 李荻, 刘蓓英, 郭宝兰, 朱国伟. 7075 铝合金耐腐蚀性与热处理的相关性[J]. *中国有色金属学报*, 2002, 12: 208–211.
- LIU Ji-hua, LI Di, LIU Pei-ying, GUO Bao-lan, ZHU Guo-wei. Heat treatment and corrosion properties of 7075 aluminum alloy[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2002, 12: 208–211.
- [21] 宋仁国, 曾梅光. 高强铝合金Mg偏析对晶界结合力和断裂应力的影响[J]. *东北大学学报*, 1994, 15(88): 5–9.
- SONG Ren-guo, ZENG Mei-guang. Effect of Mg segregation on grain boundary binding force and fracture stress in high-strength aluminum alloy[J]. *Journal of Northeastern University*, 1994, 15(88): 5–9.
- [22] SONG R G, BLAWERT C, DIRTZEL W, ATRENS A. A study on stress corrosion cracking and hydrogen embrittlement of AZ31 magnesium alloy[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2005, 399(1/2): 308–317.
- [23] 张涛, 姚远, 褚武扬, 乔利杰. 管线钢氢致附加应力与氢致门槛应力的相关性[J]. *金属学报*, 2002, 38(8): 844–848.
- ZHANG Tao, YAO Yuan, CHU Wu-yang, QIAO Li-jie. Relationship between hydrogen-induced additive stress and threshold cracking stress for a pipeline steel[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2002, 38(8): 844–848.
- [24] 李会录, 褚武扬, 高克玮, 乔利杰. 高强钢中氢致附加拉应力的定量研究[J]. *金属学报*, 2002, 38(8): 849–852.
- LI Hui-lu, CHU Wu-yang, GAO Ke-wei, QIAO Li-jie. Quantitative investigation of hydrogen-induced additive stress for high-strength steel[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2002, 38(8): 849–852.

(编辑 王超)