

[文章编号] 1004- 0609(2001)01- 0079- 05

Ti-Mn 基储氢合金电化学容量的一个简易模型^①

张 勇, 郭生武, 柳永宁

(西安交通大学 金属材料强度国家重点实验室, 西安 710049)

[摘 要] 针对 Ti-Mn 基储氢合金循环稳定性差这一问题, 提出了一个关于 Ti-Mn 基储氢合金循环稳定性的简易模型, 并引入两个表示储氢合金本征属性的因子: 活化特征因子 β 和容量衰减因子 A 。采用该模型可以描述合金活化与容量衰减的全过程。实验测量了 $Ti_{0.26}Zr_{0.07}V_{0.21}Mn_{0.1}Ni_{0.3}Cr_{0.03}$ 和 $Ti_{0.26}Zr_{0.07}V_{0.19}Mn_{0.1}Ni_{0.3}Cr_{0.05}$ 合金的活化与充放电循环过程, 理论与实验有较好的吻合关系。

[关键词] Ti-Mn 基储氢合金; 电化学容量; 模型

[中图分类号] TG 139. + 7

[文献标识码] A

近年来, 可反复充电的金属氢化物电池已经引起广泛的重视^[1~ 5]。在充放电过程中, 储氢合金表面出现氧化和腐蚀等现象, 严重影响了储氢合金的循环稳定性^[6~ 10]。分析合金的循环稳定性曲线, 即合金放电容量与循环周次之间的关系曲线, 是研究合金电极特性的重要途径之一。

韩国的科技工作者开发了具有高能量密度的 Ti-Mn 基储氢合金, 但是其循环稳定性很差^[5]。本文作者针对 Ti-Mn 基储氢合金提出了一个关于循环稳定性的简易模型, 描述了整个循环过程(包括活化过程和容量衰减过程)的放电容量变化趋势。研究中还测定了 $Ti_{0.26}Zr_{0.07}V_{0.21}Mn_{0.1}Ni_{0.3}Cr_{0.03}$ 和 $Ti_{0.26}Zr_{0.07}V_{0.19}Mn_{0.1}Ni_{0.3}Cr_{0.05}$ 合金的充放电循环曲线。

1 模型提出

由于氧化和腐蚀对合金表面的作用是同时进行的, 为了简化模型和公式推导过程, 作出以下几点假设:

1) 合金表面一部分区域的氧化程度高, 另一部分区域的腐蚀程度高。

2) 氧化膜一旦形成, 氢原子只能从腐蚀区域通过。

3) 充电电流密度和放电电流密度相等。

在活化过程中, 合金的晶格膨胀使合金颗粒破

碎成更小的颗粒, 增加了合金电极与电解液接触的活性面积。当合金粉化后, 合金表面积 S 随粉化颗粒数增多而增大。简化之后, 一个球型颗粒的几何面积表示为

$$S(N) = \left[4\pi N \frac{m^2}{9\rho^2} \right]^{1/3} \quad (1)$$

式中 m 为合金质量, ρ 为活性材料的密度, N 为粉化颗粒数量。

在活化阶段, 随着微粉化过程的不断进行, 合金的新表面积不断增大, 其容量不断升高直至达到最大容量, 所以合金容量 C_c 与合金的表面积 $S(N)$ 之间存在一定的关系。假设两者之间呈正比关系, 那么

$$C_c = A + B \cdot S(N) \quad (2)$$

由于合金颗粒不可能持续粉化至无限小, 所以微粉化过程进行到一定程度后必然停止。设, 当 $N \geq M$, $N = L$, L 为常数。将式(2)的形式变化为

$$C_c = \begin{cases} A + B \left[4\pi N \frac{m^2}{9\rho^2} \right]^{1/3} & (N < M) \\ A + B \left[4\pi L \frac{m^2}{9\rho^2} \right]^{1/3} & (N \geq M) \end{cases} \quad (3)$$

在理想情况下, 合金的最大容量为 C_{max} 。利用 $N \geq M$ 时的表达式, 可以得到 A 的表达式:

$$A = C_{max} - B \left[4\pi L \frac{m^2}{9\rho^2} \right]^{1/3} \quad (4)$$

式(4)可以重新写成如下形式:

① [基金项目] 高等学校骨干教师资助计划项目; 西安交通大学科学研究基金资助项目

[收稿日期] 2000- 04- 24; [修订日期] 2000- 07- 28

[作者简介] 张 勇(1971-), 男, 助理研究员, 硕士。

$$C_c = \begin{cases} C_{\max} - B \left[4\pi \frac{m^2}{9\rho^2} \right]^{1/3} (L^{1/3} - N^{1/3}) & (N < M) \\ C_{\max} & (N \geq M) \end{cases} \quad (5)$$

先来考虑一种极端情况：只有腐蚀，而没有氧化。设充电电流为 I ，充电时间为 t ，合金质量为 m ，合金与氢原子的结合能为 E_c ，腐蚀导致合金与氢的结合能变化了 ΔE (仅考虑 $\Delta E > 0$ 的情况)，单个电子的电量为 e ， K 为波尔兹曼常数， T 为绝对温度。根据麦克斯韦-波尔兹曼分布率，得到以下的推导过程：

1) 合金没有腐蚀时，在时间 t 内，能够进入合金内部的氢原子数 n_1 为

$$n_1 = \frac{It}{e} \exp\left[-\frac{E_c}{KT}\right] \quad (6)$$

2) 合金被腐蚀时，在时间 t 内，能够进入合金内部的氢原子数 n_2 为

$$n_2 = \frac{It}{e} \exp\left[-\frac{E_c + \Delta E}{KT}\right] \quad (7)$$

3) 腐蚀导致的容量损失 ΔC 为

$$\Delta C = \frac{(n_1 - n_2) \cdot e}{m} \quad (8)$$

将式(6)，(7)代入式(8)，得

$$\Delta C = \frac{It}{m} \exp\left[-\frac{E_c}{KT}\right] \left| 1 - \exp\left[-\frac{\Delta E}{KT}\right] \right| \quad (9)$$

现在考虑氧化因素。这里假设氧化区域面积和腐蚀区域面积分别为 s_1 和 s_2 ，占总面积 $S(N)$ 的 $k_1/(k_1 + k_2)$ 和 $k_2/(k_1 + k_2)$ ，并设定比例保持不变，则由于腐蚀和氧化导致的容量衰减为

$$\Delta C = \frac{It}{m} \exp\left[-\frac{E_c}{KT}\right] \left| 1 - \exp\left[-\frac{\Delta E}{KT}\right] \right| \cdot \frac{s_2}{S(N)} + \frac{It}{m} \exp\left[-\frac{E_c}{KT}\right] \frac{s_1}{S(N)} \quad (9.1)$$

即

$$\Delta C = \frac{It}{m} \exp\left[-\frac{E_c}{KT}\right] \left| 1 - \exp\left[-\frac{\Delta E}{KT}\right] \frac{k_2}{k_1 + k_2} \right| \quad (9.2)$$

由 $C = C_c - \Delta C$ 得到循环过程中的容量关系式

$$C = C_c - \frac{It}{m} \exp\left[-\frac{E_c}{KT}\right] \cdot \left| 1 - \exp\left[-\frac{\Delta E}{KT}\right] \frac{k_2}{k_1 + k_2} \right| \quad (10)$$

2 模型分析

1) 当 $N \geq M$ 时， $N = L$ ， $C_c = C_{\max}$ ，所以

$$C = C_{\max} - \frac{It}{m} \exp\left[-\frac{E_c}{KT}\right] \cdot \left| 1 - \exp\left[-\frac{\Delta E}{KT}\right] \frac{k_2}{k_1 + k_2} \right| \quad (11)$$

当 $N \geq M$ 时，合金电极处于容量稳定和容量衰减阶段。粉化过程终止，不再有新表面生成，在假设的条件下，式(11)唯一的变量是 ΔE 。 ΔE 升高，第二项增大，表现为 C 减小，即合金容量衰减。合金的腐蚀过程与腐蚀速度和腐蚀时间紧密相连。腐蚀时间 $t_{\text{erro}} = n(t_1 + t_2)$ ， t_1 为充电时间， t_2 为放电时间， n 为循环周次。表层合金的 ΔE 和氢平衡压的变化与循环周次 n 有着对应关系。

2) 当 $N < M$ 时，

$$C = C_{\max} - B \left[4\pi \frac{m^2}{9\rho^2} \right]^{1/3} (L^{1/3} - N^{1/3}) - \frac{It}{m} \exp\left[-\frac{E_c}{KT}\right] \left| 1 - \exp\left[-\frac{\Delta E}{KT}\right] \frac{k_2}{k_1 + k_2} \right| \quad (12)$$

在此条件下，合金处于活化阶段，氧化和腐蚀过程的进展不如粉化过程剧烈，所以设在活化阶段，表示氧化和腐蚀对合金容量影响很小， $\Delta E = 0$ ，式(12)第三项为零。那么，对合金容量起决定作用的是第二项的变化。

需要澄清的是第二项中的系数 B 的意义。将 B 分解为 B' 和 $1/m$ 两项， m 为合金质量。 B' 的量纲为 $\text{mA} \cdot \text{h}/\text{m}^2$ ，也可以写为 C/m^2 ，那么 B' 的意义可以看做是合金单位面积上通过的电量，实际上是表示生成进入合金内部的氢原子所需的电量。可以用如下形式表示：

$$B' = G \frac{Q}{S} \quad (13)$$

式中 G 为量纲变化系数，是常数。设电极表面生成的氢原子数为 n ，进入合金内部的氢原子数 n' 为 $n \exp(-E_c/KT)$ ，而生成所有氢原子所消耗的电量为 It ， I 为充电电流， t 充电时间。生成一个氢原子，需要一个电子，那么

$$n = \frac{It}{e} \quad (14)$$

$$n' = \frac{It}{e} \exp\left[-\frac{E_c}{KT}\right] \quad (15)$$

$$Q = n' \cdot e \quad (16)$$

也即

$$Q = It \cdot \exp\left[-\frac{E_c}{KT}\right] \quad (17)$$

$$B' = G \frac{It \cdot \exp\left[-\frac{E_c}{KT}\right]}{S(N)} \quad (18)$$

所以式(12)可以写成如下形式

$$C = C_{\max} - G \cdot \frac{Lt}{m} \exp\left[-\frac{E_c}{KT}\right] \cdot \left[\left[\frac{L}{N} \right]^{1/3} - 1 \right] - \frac{Lt}{m} \exp\left[-\frac{E_c}{KT}\right] \frac{k_1}{k_1 + k_2} \quad (19)$$

从上式看, 合金容量的变化决定于 N 的值。实际上, N 值是与循环周次 n 相关的。在活化阶段, 随着循环周次 n 的增加, N 值也随之增大。

这样, 我们获得了合金循环稳定性曲线的简化表达式:

$$C = \begin{cases} C_{\max} - G \cdot \frac{Lt}{m} \exp\left[-\frac{E_c}{KT}\right] \cdot \left[\left[\frac{L}{N} \right]^{1/3} - 1 \right] - \frac{Lt}{m} \exp\left[-\frac{E_c}{KT}\right] \frac{k_1}{k_1 + k_2} & (N < M) \\ C_{\max} - \frac{Lt}{m} \exp\left[-\frac{E_c}{KT}\right] \left[1 - \exp\left[-\frac{\Delta E}{KT}\right] \frac{k_2}{k_1 + k_2} \right] & (N \geq M) \end{cases} \quad (20.1)$$

式(20.1)是 C 与 N 的关系式, 式(20.2)是 C 与 ΔE 的关系式, 两式的表达式不统一。为了统一表达形式, 做以下两点假设:

a) 引入活化特征因子 β , β 是一个与贮氢合金材料本身有关的参量, 表征合金活化趋势的大小。

b) 引入平均腐蚀速度 \bar{v} , 表示单位时间合金的平均腐蚀速度。在小的变化范围内可以假设 ΔE 与合金平均腐蚀程度 $\bar{v}t$ 成线性变化关系, 即 $\Delta E = k\bar{v}t_{\text{erro}}$, t_{erro} 为腐蚀时间, k 为比例系数。

设 n 为循环周次, n_0 为活化次数, 令 $N = n^\beta$, 则当 $N = M$ 时, $N = L$, $n = n_0$, 那么 $\beta = \frac{\ln L}{\ln n_0}$ 。式(20.1)可写成

$$C_n = C_{\max} - G \cdot \frac{Lt}{m} \exp\left[-\frac{E_c}{KT}\right] \cdot \left[L^{1/3} \cdot n^{-\frac{\ln L}{3 \ln n_0}} - 1 \right] - \frac{Lt}{m} \exp\left[-\frac{E_c}{KT}\right] \frac{k_1}{k_1 + k_2} \quad (21)$$

利用 $e^{-x} \approx 1 - x$ 简化式(20.2)

$$C_{n-n_0} = C_{\max} - \frac{Lt}{m} \exp\left[-\frac{E_c}{KT}\right] \frac{k_1}{k_1 + k_2} - \frac{Lt}{m} \exp\left[-\frac{E_c}{KT}\right] \frac{k_2}{k_1 + k_2} \cdot \frac{\Delta E}{KT} \quad (22)$$

那么在容量衰减阶段, 每次循环的放电时间表达式为

$$t_{n-n_0} = t_{\max} - t \cdot \exp\left[-\frac{E_c}{KT}\right] \cdot \frac{k_1}{k_1 + k_2} - t \cdot \exp\left[-\frac{E_c}{KT}\right] \cdot \frac{k_2}{k_1 + k_2} \cdot \frac{\Delta E}{KT} \quad (23)$$

式中

$$\Delta E = \Delta E_1 + \Delta E_2 + \dots + \Delta E_j + \dots + \Delta E_{n-n_0} \quad (24.1)$$

$$\Delta E_j = k\bar{v}(t + t_j) \quad (24.2)$$

$$t_{\max} = \frac{C_{\max} \cdot m}{I} \quad (24.3)$$

$$t_{n-n_0} = \frac{C_{n-n_0} \cdot m}{I} \quad (24.4)$$

式中 t 为充电时间, t_j 为第 j 周次的放电时间。

结合式(23)和式(24.1), (24.2), 用不完全归纳法解得

$$t_j = \left[\frac{KT}{KT + t \cdot \exp\left[-\frac{E_c}{KT}\right] \cdot \frac{k_2}{k_1 + k_2} \cdot k\bar{v}} \right]^j \cdot \left[t_{\max} - t \cdot \exp\left[-\frac{E_c}{KT}\right] \cdot \frac{k_1}{k_1 + k_2} + t \right] - t$$

考虑式(24.3), (23.4), 得

$$C_{n-n_0} = \frac{I}{m} \cdot \left[\frac{KT}{KT + t \cdot \exp\left[-\frac{E_c}{KT}\right] \cdot \frac{k_2}{k_1 + k_2} \cdot k\bar{v}} \right]^{n-n_0} \cdot \left[\frac{C_{\max} \cdot m}{I} - t \cdot \exp\left[-\frac{E_c}{KT}\right] \cdot \frac{k_1}{k_1 + k_2} + t \right] - \frac{Lt}{m}$$

这样, 就得到统一形式的循环稳定性表达式

$$C_n = \begin{cases} C_{\max} - G \cdot \frac{Lt}{m} \exp\left[-\frac{E_c}{KT}\right] \left[L^{1/3} \cdot n^{-\frac{\ln L}{3 \ln n_0}} - 1 \right] - \frac{Lt}{m} \exp\left[-\frac{E_c}{KT}\right] \frac{k_1}{k_1 + k_2} & (n < n_0) \\ \frac{I}{m} \left[\frac{KT}{KT + t \cdot \exp\left[-\frac{E_c}{KT}\right] \cdot \frac{k_2}{k_1 + k_2} \cdot k\bar{v}} \right]^{n-n_0} \cdot \left[\frac{C_{\max} \cdot m}{I} - t \cdot \exp\left[-\frac{E_c}{KT}\right] \cdot \frac{k_1}{k_1 + k_2} + t \right] - \frac{Lt}{m} & (n \geq n_0) \end{cases} \quad (25.1)$$

3 讨论

1) 当 $n < n_0$ 时, 合金电极处于活化阶段, 合金容量的变化与 $n^{-\frac{\ln L}{3 \ln n_0}}$ 的变化相关。当活化特征因子 $\beta = \frac{\ln L}{\ln n_0}$ 较大时, 合金的容量增大得较快, 这就意味合金易活化; 当 $\beta = \frac{\ln L}{\ln n_0}$ 较小时, 合金的容量

增大得较慢，即合金难活化。图1为式(25.1)描述的合金在活化阶段的循环曲线示意图。其中，随着 n_0 增大， $\beta = \frac{\ln L}{\ln n_0}$ 减小。

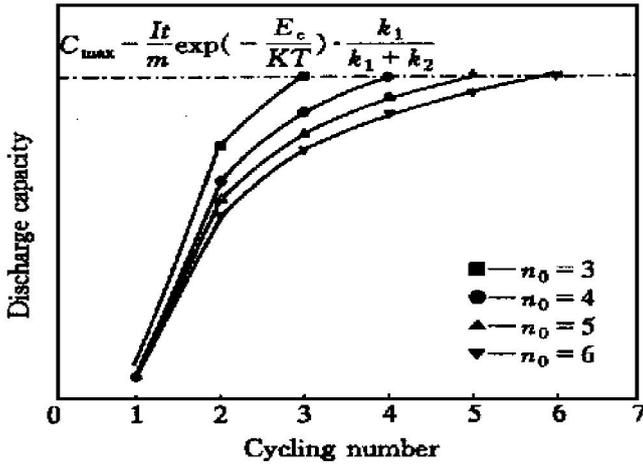


图1 合金在活化阶段的循环曲线示意图

Fig. 1 Cycling curves of alloy at activation stage

2) 当 $n \geq n_0$ 时，合金电极处于容量衰减阶段，

第二项 $\{KT/[KT + t \cdot \exp(-\frac{E_c}{KT}) \cdot \frac{k_2}{k_1+k_2} \cdot k\bar{v}]\}^{n-n_0}$ 与合金容量的变化相关。括号内部是一个小于1的分式。令 $A = [KT + t \cdot \exp(-\frac{E_c}{KT}) \cdot \frac{k_2}{k_1+k_2} \cdot k\bar{v}]/KT$ ，由于公式推导过程中仅考虑 $\Delta E > 0$ 的情况，所以 $A > 1$ 。A 表示了合金容量衰减程度，称之为容量衰减因子。可以看到，A 是一个与贮氢合金材料抗氧化性、抗腐蚀性以及与氢原子的结合能相关的因子。对于同一种合金，如果能够使之表面抗氧化和腐蚀能力增强，即使得 $k_2/(k_1+k_2)$ 和 $k\bar{v}$ 两项减小，那么 $1/A$ 增大，即合金容量衰减速度降低。图2为式(25.2)描述的合金在衰减阶段的循环曲线示意图。

4 实验方法

实验按照 $Ti_{0.26}Zr_{0.07}V_{0.21}Mn_{0.1}Ni_{0.3}Cr_{0.03}$ 和 $Ti_{0.26}Zr_{0.07}V_{0.19}Mn_{0.1}Ni_{0.3}Cr_{0.05}$ 合金设计成分配制合金，在真空感应熔炼炉中熔炼，然后随炉冷却。合金经过机械破碎制成粉末，筛选出(50~110 μm) 粒度范围的合金粉 0.5 g 与镍粉 0.5 g (74 μm) 混合均匀，加入少量的PVA(9%)，填入发泡镍基板，在 20 MPa 压力下压制成型，烘干备用。电化学吸放氢性能测试在标准开口式三电极系统中进行，正极为 $Ni(OH)_2/NiOOH$ ，参比电极为 Hg/HgO ，电解

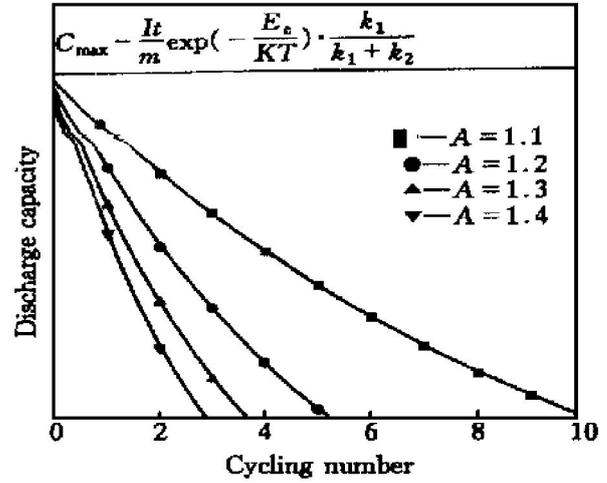


图2 合金在衰减阶段的循环曲线示意图

Fig. 2 Cycling curves of alloy at degradation stage

液为 6 mol/L 的 KOH 溶液。充放电制度为：充电电流质量密度 100 mA/g，充电 5 h，放电电流质量密度为 50 mA/g，截止电位为 -0.6 V。电极测试结束后，烘干保存，用于观察充放电循环实验后电极合金的表面状态。用 BMC-8 型电极性能测试仪进行充放电实验。

5 实验结果

通过对 $Ti_{0.26}Zr_{0.07}V_{0.21}Mn_{0.1}Ni_{0.3}Cr_{0.03}$ 和 $Ti_{0.26}Zr_{0.07}V_{0.19}Mn_{0.1}Ni_{0.3}Cr_{0.05}$ 合金进行充放电循环测试，得到如图3所示的曲线。两种合金的实测曲线的变化趋势与图1和2的计算曲线基本一致。通过拟合得到 $Ti_{0.26}Zr_{0.07}V_{0.21}Mn_{0.1}Ni_{0.3}Cr_{0.03}$ 的 β

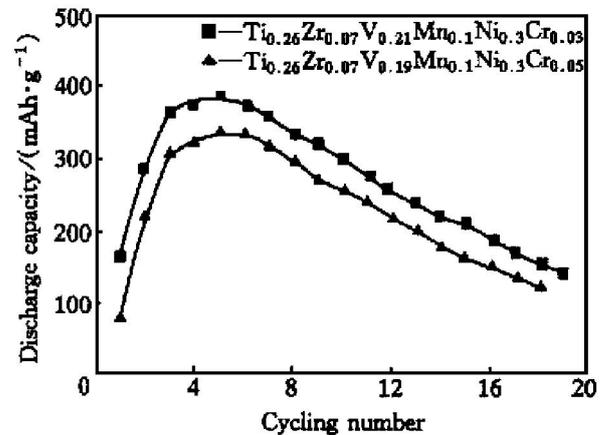


图3 $Ti_{0.26}Zr_{0.07}V_{0.21}Mn_{0.1}Ni_{0.3}Cr_{0.03}$ 和 $Ti_{0.26}Zr_{0.07}V_{0.19}Mn_{0.1}Ni_{0.3}Cr_{0.05}$ 合金的循环稳定性性能曲线

Fig. 3 Cycling curves of $Ti_{0.26}Zr_{0.07}V_{0.21}Mn_{0.1}Ni_{0.3}Cr_{0.03}$ and $Ti_{0.26}Zr_{0.07}V_{0.19}Mn_{0.1}Ni_{0.3}Cr_{0.05}$

约为 13.8 左右，A 约为 0.990 左右； $Ti_{0.26}Zr_{0.07}V_{0.19}Mn_{0.1}Ni_{0.3}Cr_{0.05}$ 的 β 约为 12.1 左右，A 约为

0.985 左右。

6 结论

本文提出了一个关于 Ti-Mn 基储氢合金充放电循环过程中电化学容量的简易模型, 建立了循环稳定性曲线表达式:

$$C_n = \begin{cases} C_{\max} - G \cdot \frac{It}{m} \exp\left[-\frac{E_c}{KT}\right] \left[L^{1/3} \cdot n^{-\frac{1}{3 \ln n_0}} - 1 \right] - \\ \frac{It}{m} \exp\left[-\frac{E_c}{KT}\right] \frac{k_1}{k_1 + k_2} \quad (n < n_0) \\ \frac{It}{m} \left[\frac{KT}{KT + t \cdot \exp\left[-\frac{E_c}{KT}\right]} \cdot \frac{k_2}{k_1 + k_2} \cdot k v \right]^{n-n_0} \cdot \\ \left[\frac{C_{\max} \cdot m}{I} - t \cdot \exp\left[-\frac{E_c}{KT}\right] \cdot \frac{k_1}{k_1 + k_2} + t \right] - \\ \frac{It}{m} \quad (n \geq n_0) \end{cases}$$

并引入了两个表示合金本征属性的因子: 活化特征因子 β 和容量衰减因子 A 。 β 值越大, 合金越容易活化; A 值越大, 合金容量衰减程度越大。

[REFERENCES]

- [1] Tadokoro M, Nogami M and Chikano Y. Development of hydrogen absorbing alloys for nickel metal hydride secondary batteries [J]. J Alloys Comp, 1993, 192: 179-181.
- [2] Lee J H, Lee L Y and Lee J Y. Self-discharge behavior of sealed NiMH batteries using $MmNi_{3.3+x}Co_{0.7}Al_{1.0-x}$ anodes [J]. J Alloys Comp, 1996, 232: 197-203.
- [3] Lichtenberg F, Kohler U and Folzer A. Development of AB_5 type hydrogen storage alloys with low Co content for rechargeable NiMH batteries with respect to electric vehicle applications [J]. J Alloys Comp, 1997, 253/254: 570-573.
- [4] Wang Q D, Chen C P and Lei Y Q. The recent research, development and industrial applications of metal hydrides in the people's republic of China [J]. J Alloys Comp, 1997, 253/254: 629-634.
- [5] Lee H H, Lee K Y and Lee J Y. The Ti-based metal hydride electrode for NiMH rechargeable batteries [J]. J Alloys Comp, 1996, 239: 63-70.
- [6] Yu J S, Liu B H, Cho K, et al. The effect of partial substitution of Mn by Cr on the electrochemical cycle life of Ti-Zr-V-Mn-Ni alloy electrodes of a Ni/MH battery [J]. J Alloys and Comp, 1998, 278: 238-290.
- [7] Tetsuo S, Keisuke O, Hiroshi M, et al. Some factors affecting the cycle lives of $LaNi_5$ -based alloy electrodes of hydrogen batteries [J]. J Less-common Met, 1990, 161: 193-202.
- [8] Lee H H and Lee K Y. The hydrogenation characteristics of Ti-Zr-V-Mn-Ni C14 type Laves phase alloys for metal hydride electrodes [J]. J Alloys Comp, 1997, 253/254: 601-604.
- [9] CHEN Wei xiang(陈卫祥), TANG Zhi yuan(唐致远), GUO He tong(郭鹤桐), et al. The surface treatment of hydrogen storage alloys and its effect on performances of metal hydride electrode [J]. Chinese Journal of Power Sources, 1998, 22(2): 86-89.
- [10] Ikoma M, Komori K, Kaida S, et al. Effect of alkali treatment of hydrogen storage alloy on the degradation of Ni/MH batteries [J]. J of Alloys and Compd, 1999, 284: 92-98.

A simple model for discharge capacity of Ti-Mn based alloys

ZHANG Yong, GUO Sheng-wu, LIU Yong-ning
(Xi'an Jiaotong University, Xi'an 710049, P. R. China)

[Abstract] In view of bad cycle stability of Ti-Mn based alloys, a simple model for the cycle life of Ti-Mn hydrogen storage alloys was give. Two factors were introduced to indicate the intrinsic characteristic of hydrogen storage metal: active factor, β , and capacity-degrade factor, A . The model can describe the whole process of activation and degradation. The activation and cycle process of two alloys: $Ti_{0.26}Zr_{0.07}V_{0.21}Mn_{0.1}Ni_{0.3}Cr_{0.03}$ and $Ti_{0.26}Zr_{0.07}V_{0.19}Mn_{0.1}Ni_{0.3}Cr_{0.05}$ were measured and the results agreed with the theory well.

[Key words] Ti-Mn based hydrogen storage alloy; discharge capacity; model

(编辑 袁赛前)