

冷却速率对多相透氢 V-Ti-Ni 合金 组织与性能的影响

江 鹏¹, 袁同心¹, 于彦东²

(1. 常州大学, 江苏 常州 213164)

(2. 哈尔滨理工大学, 黑龙江 哈尔滨 150040)

摘 要: 研究了冷却速率对多相 V₅₅Ti₃₀Ni₁₅ 合金的显微组织、硬度和氢渗透性能的影响。结果表明, V₅₅Ti₃₀Ni₁₅ 合金显微组织由 V(Ti, Ni)固溶体、NiTi 和 NiTi₂ 化合物组成。凝固时冷却速率对合金的组织 and 性能有很大的影响。合金铸锭凝固过程中, V(Ti, Ni)固溶体的体积分数随冷却速率的增大而减小, 二次枝晶臂间距和宽度也呈现出同样的变化趋势。合金硬度随着冷却速率的升高不断增大, 氢渗透率却随之降低。V-Ti-Ni 多相合金 400 °C 的氢渗透率与 V(Ti, Ni)固溶体体积分数成线性关系。合金铸锭氢渗透率不仅与 V(Ti, Ni)固溶体的相对含量有关, 而且与固溶体中 Ti、Ni 合金元素含量和相界的体积有关。

关键词: V-Ti-Ni 多相合金; 显微组织; 硬度; 氢渗透率

中图分类号: TG146.4⁺13

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2018)06-1872-06

氢气是一种清洁能源, 具有低污染、环保的优点^[1], 主要用于化工、制药、半导体和燃料电池等行业。然而, 目前主要利用化石能源的转换来制取氢气, 如煤的气化。由于化石原料所含的杂质较高, 在生产过程中会伴随许多杂质气体(相对于氢气来说), 如 CO、CO₂、H₂S 等, 因此从混合气体中将氢气分离出来是制取纯氢的一个重要环节^[2]。金属膜分离法是目前提纯氢气比较有效的方法之一^[3,4], 其具有热稳定性能优异、高的氢选择性能等优点^[5,6]。目前商业化应用最好的金属膜是 Pd-Ag 合金膜^[4,6], 但是其应用成本非常高, 主要原因在于 Pd 是贵金属, 价格高, 导致无法大规模应用, 急需开发廉价、高性能的金属膜来替代。

体心立方(bcc)结构的金属元素 V、Nb 和 Ta, 具有高的渗透率^[7,8], 力学性能好, 且价格比 Pd 金属低。但这 3 种金属与氢易形成稳定的氢化物, 从而使金属膜发生氢脆。目前提高金属膜的综合性能的有效途径仍然是合金化与控制微观结构^[9,10]。Hashi、Li 等人^[11-13]研究发现, (V/Nb/Ta)-Ti-Ni 多相合金随着 V/Nb/Ta 含量的增加, 组织中初生相(bcc 结构固溶体)的体积分数增大, 合金膜的氢渗透率也随之增大。本实验主要研究多相的 V₅₅Ti₃₀Ni₁₅ 合金在凝固过程中冷却速率的不同对合金的显微组织、力学性能及氢渗透率的影

响, 同时通过对显微组织的半定量分析来探讨合金的氢渗透性能与显微组织之间的关系模型。

1 实 验

用纯度为 99.9%的 V、Ti 和 Ni 原料按照实验所用的 V₅₅Ti₃₀Ni₁₅ (原子分数, %) 合金配料, 在电弧熔炼炉中水冷铜模上进行熔炼制备。为防止氧化, 需要在炉中先抽真空再充入氩气。为了确保合金成分均匀, 铸锭需经过多次翻转重熔。图 1a 所示为电弧熔炼炉中水冷铜模的示意图。铸锭凝固过程中, 上部在氩气中冷却, 下部在铜模的水冷位置上冷却。因此铸锭凝固时从上到下的是恒定的温度梯度, 下部的冷却速率比上部快。为了研究这种冷却条件不同对合金凝固组织及性能的影响, 铸锭在炉中凝固冷却之后取出, 按图 1b 所示切除余料。最后将得到的铸锭按图 1c 所示切割成 T(上部)、M(中部)和 B(下部)3 部分, 厚度为 1.0 mm。

从 3 部位合金铸锭上分别取样, 制成金相样品, 用腐蚀剂(5%HF+10%HNO₃+85%H₂O, 体积分数)腐蚀后在光学显微镜(OM)上观察显微组织。抛光后的试样利用附带 X 射线能谱仪(EDS)的扫描电子显微镜(SEM)观察合金中相分布并进行成分分析, 无需腐蚀。采用 D/Max-rb 型 X 线衍射仪(XRD)对合金的物相进行分

收稿日期: 2017-06-24

基金项目: 江苏省自然科学基金(BK20150268); 国家自然科学基金(51705038)

作者简介: 江 鹏, 男, 1986 年生, 博士, 讲师, 常州大学机械工程学院, 江苏 常州 213164, 电话: 0519-81169812, E-mail: peng.jiang@cczu.edu.cn

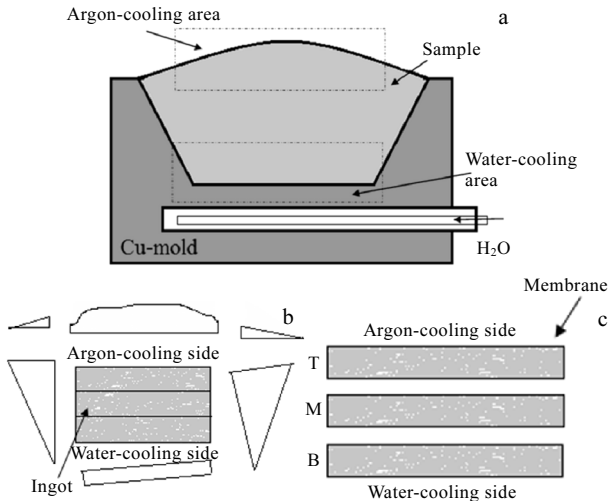


图 1 电弧熔炼炉中的水冷铜模及样品切割示意图

Fig.1 Schematic of the water-cooling Cu-mold (a) in arc-melting furnace and samples cutting (b) of $V_{55}Ti_{30}Ni_{15}$ alloy

析。利用图像分析软件测量物相的表面积，以估算物相的相对含量(体积分数)。试样显微硬度采用 FM-800 型数显显微维氏硬度计测量，加 4.9 N 载荷，时间保持 15 s。硬度采集的点均需覆盖合金所有相。每个试样采集 10 个数据点进行测量取平均值。

将切割后的片状试件再切割成直径为 30 mm 的圆片状样品，双面磨平抛光，用上述腐蚀剂腐蚀 10 s 后放入乙醇中，在超声波清洗机中清洗 100 s，取出吹干。为防止试样表面氧化，且促进氢在渗透时在试样表面的分解与重组，用磁控溅射法在试样两个表面镀上约 100 nm 厚的 Pd 膜。在 400 °C 恒压的条件下测试合金膜的渗透率 Φ 。在测试过程中，进气侧为 90% H_2 +10% CO_2 混合气体，压力为 0.6 MPa，气流速度 200 mL/min。低压侧用 200 mL/min 氩气流吹扫。氢在氩气流中的含量用气相色谱法测量，以计算氢的渗透通量 J (mol/($m^2 \cdot s$))，最终计算出渗透率 Φ 。膜在测试过

程中是否发生氢脆或机械破裂，可通过低压侧是否有 CO_2 的存在来确认。

2 结果与讨论

2.1 $V_{55}Ti_{30}Ni_{15}$ 合金铸锭显微组织

图 2 是合金铸锭 T 区(上部)、M 区(中部)和 B 区(下部) 三部位的光学显微组织像。从图中可以看出，T、M 和 B 区均是典型的枝晶组织，且有微量相在枝晶间区域形成，枝晶臂之间的连接被这些枝晶间微量相阻断。从图 2a 可以看出，铸锭 B 区组织的一次枝晶和二次枝晶较多，生长方向性也较为明显；冷却速率慢的铸锭上部，枝晶主干粗大，二次枝晶臂粗短，生长方向性不明显 (图 2c)。图 3a 为铸锭 M 区的 SEM 图像，可以清晰看到组织中的初生相和 2 种枝晶间微量相。

从图 3 的 EDS 图谱和图 4 的 XRD 图谱可以分析得到：图 3a 中的枝晶相是溶有 Ti、Ni 原子的 V 固溶体 (V(Ti, Ni)固溶体)，白色相为 NiTi 相 (溶有 V 原子)，另一浅灰色相为 $NiTi_2$ 相 (溶有 V 原子)。由于成分过冷， $V_{55}Ti_{30}Ni_{15}$ 合金凝固时液-固界面像树枝那样向液体中长大。另外 V 熔点比 Ti 和 Ni 的熔点高，树枝状的 V(Ti, Ni)基固溶体会先凝固，同时溶质原子向周围液相中排出。当液相中富集溶质原子形成 NiTi 和 $NiTi_2$ 化合物时在枝晶间部位凝固，形成图 2 所示的枝晶网状组织。

2.2 冷却速率对合金枝晶形貌的影响

从图 2 的合金铸态枝晶形貌明显看出，冷却速率快的 B 区的二次枝晶臂宽度和间距均较为细小，枝晶发达且方向性较为明显。而冷却速率小的铸锭 T 区，二次枝晶臂和间距较 B 区均增大。另外值得注意的是，电弧熔炼的 $V_{55}Ti_{30}Ni_{15}$ 合金中的 V(Ti, Ni)固溶体的尺寸和面积大小从 B 区到 T 区也是不断增大的。

利用图片分析软件测量铸锭 3 部位组织的二次枝晶臂宽度 d 、二次枝晶臂间距 λ 和 V(Ti, Ni)固溶体的体积分数(VFVss，测量面积估算体积)。

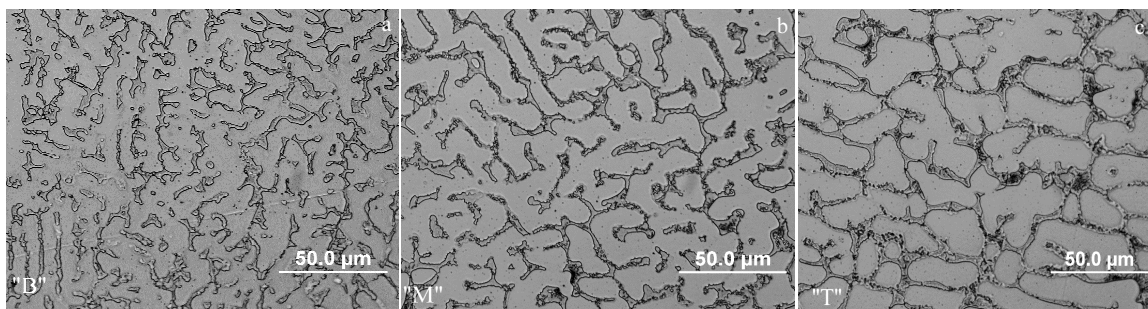


图 2 $V_{55}Ti_{30}Ni_{15}$ 合金铸锭的显微组织

Fig.2 Microstructures of $V_{55}Ti_{30}Ni_{15}$ alloy ingot: (a) bottom, (b) middle, and (c) top

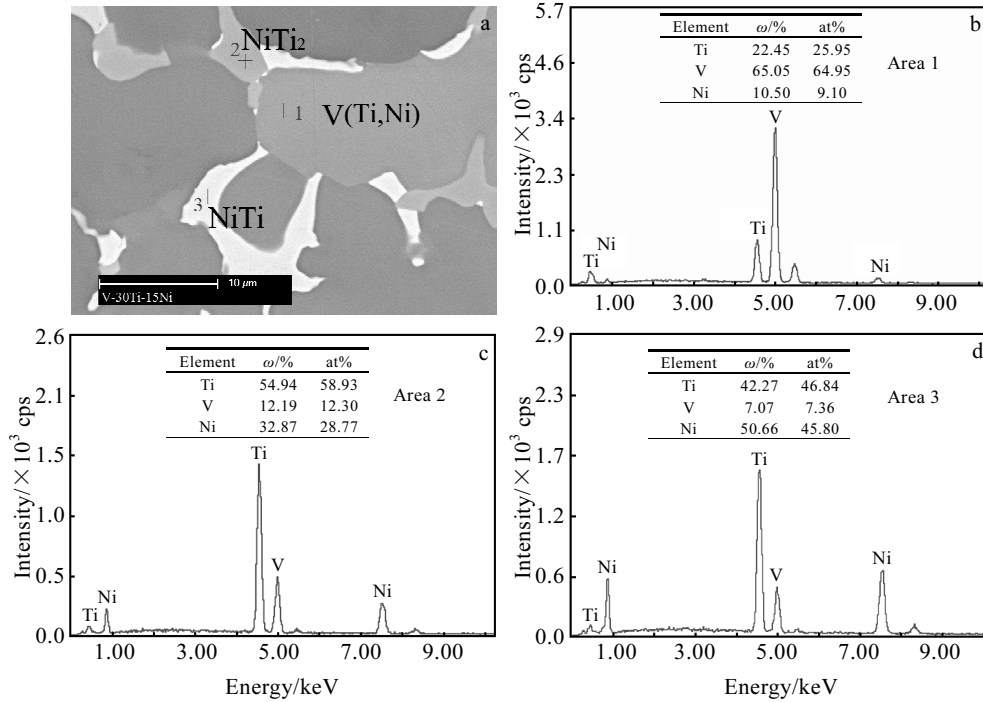


图 3 V₅₅Ti₃₀Ni₁₅ 合金铸锭 (M 区) SEM 图像和 EDS 图谱

Fig.3 SEM image (a) and EDS spectra of area 1 (b), area 2 (c), area 3 (d) for V₅₅Ti₃₀Ni₁₅ alloy ingot (middle position)

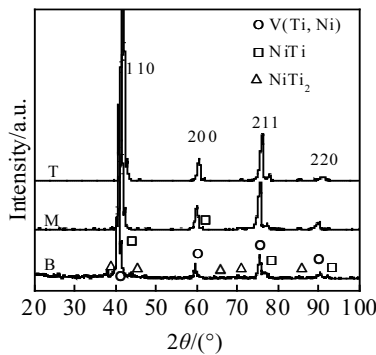


图 4 V₅₅Ti₃₀Ni₁₅ 合金铸锭 3 部位的 XRD 图谱

Fig.4 XRD patterns for three positions of V₅₅Ti₃₀Ni₁₅ alloy ingot

根据截距法 (图 5 所示) 近似计算 λ 值:

$$\lambda = L / (n - 1) \quad (1)$$

式中, L 为截线总长度, n 为截线内二次枝晶臂的数目. L 和 n 的截取应尽可能长和多, 以取平均值计算 λ.

图 6 所示为铸锭 B、M 和 T 区的 VFVss 和 d、λ 的数值. 从图中可以看出, 3 区的 d 值分别为 6.7 (B)、9.3 (M)、11.5 μm (T), λ 值分别为 7.9 (B)、10.5 (M)、13.9 μm (T), d、λ 变化趋势一致, 均是随着冷却速率的增大而减小.

若凝固过程中冷却速率大, 导致大的过冷度产生,

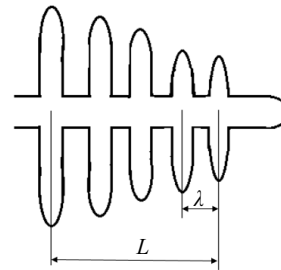


图 5 截距法测量二次枝晶臂间距 λ 的示意图

Fig.5 Measuring schematic using intercept method for secondary dendrite arm spacing λ

则合金铸锭形成典型的枝晶组织, 发达的二次枝晶臂形成网状组织形貌. 另外冷却速率大, 溶质原子的扩散不充分, 且增大散热速度, 减小了枝晶分枝凝固时释放的结晶潜热影响区, 导致二次枝晶臂细长和间距小. 因此非常发达的初生枝晶出现在合金铸锭 B 区, 枝晶臂细长, 二次枝晶臂间距很小 (图 2a); 铸锭 3 部分中冷却速率最慢的是 T 区, 虽然组织仍为枝晶形貌, 但多是粗大的一次枝晶, 二次枝晶臂粗化变短. 这是由于冷却速度减慢, 局部凝固时间增大, 导致二次枝晶臂充分粗化, 二次枝晶臂间距增大 (图 2c); 合金铸锭的 M 区的冷却速率在 B 区和 T 区的之间, 其枝晶

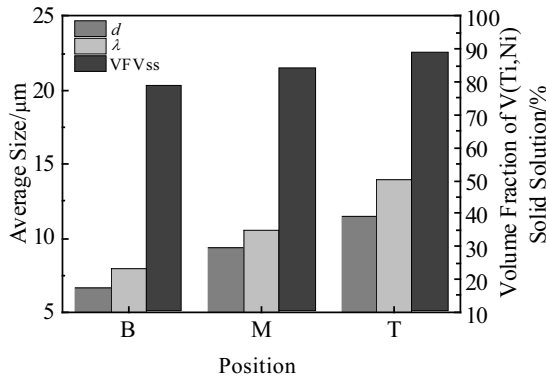


图 6 合金铸锭 B、M 和 T 区的 V(Ti, Ni)固溶体的体积分数 V_{VFVss} 及二次枝晶臂宽度 *d* 和间距 *λ*

Fig.6 Volume fraction of V(Ti, Ni) solid solution and second dendrite arm width (*d*) and spacing (*λ*) for B, M and T parts of alloy ingot

相对 T 区比较发达，但与 B 区比一次枝晶和二次枝晶臂粗大(图 2b)。另外，图 6 中铸锭 3 部位 V(Ti, Ni)固溶体的体积分数也是随着冷却速率增大而降低，分别为 79.1% (B 区)，84.4% (M 区)，88.7% (T 区)。

2.3 冷却速率对合金铸锭硬度的影响

表 1 是 V₅₅Ti₃₀Ni₁₅ 合金铸锭 B、M 和 T 区的维氏显微硬度平均值。从表中可以看出，随着凝固时冷却速率的增大，合金的硬度值呈现增大的趋势。合金铸锭 B 区由于水冷冷却速率大，硬度值最大，为 4076 MPa，铸锭 T 区冷却速度慢，硬度值最小，为 3786 MPa。

从图 4 的铸锭 B、M 和 T 区的 XRD 图谱可以看出，V(Ti, Ni)固溶体的衍射峰随冷却速率增大向低角度偏移，说明其晶格常数随冷却速率变大而增大，即 V(Ti, Ni)固溶体晶格畸变度升高。也就是说合金在凝固过程中冷却速率越大，过多的 Ti、Ni 原子无法从 V(Ti, Ni)固溶体中扩散出来，增大固溶体的晶格畸变度，导致固溶强化效应增强，因此合金铸锭的硬度值随冷却速率增大而升高。

2.4 V₅₅Ti₃₀Ni₁₅ 合金透氢性能

氢气在金属膜的渗透通量 *J* 的表达式如下^[14]：

$$J = \Phi(P_1^2 - P_2^2) / L \quad (2)$$

式中， Φ 为渗透率， P_1 、 P_2 分别为进气侧和出气侧的氢分压，*L* 为膜的厚度。

表 1 V₅₅Ti₃₀Ni₁₅ 合金铸锭 3 部位硬度

Position	Cooling rate	Hardness, HV/MPa
Top (T)	Slow	3786
Middle (M)	Quicker	3853
Bottom (B)	Quickest	4076

从式 (2) 可以看出，氢气渗透的驱动力是合金膜两侧的氢气分压差。一般在出气侧用其他气体吹扫以降低 P_2 ，从而提高压差，吹扫气一般为惰性气体^[15]。本实验低压侧用氩气流吹扫，选择 400 °C 为氢渗透温度，测出合金膜渗透通量 *J*，根据式(2)便可得出 400 °C 时的合金膜渗透率 Φ 。

图 7 所示为 400 °C 时 B、M 和 T 3 部位氢渗透率随时间变化曲线 (以下将铸锭的 B、M 和 T 区简称为 B、M 和 T 试样)。从图中的曲线可以看出，3 试样的氢渗透率在渗透的初期 (0~15 min) 均是随着渗透时间的增加而升高，但增幅不断降低，约 20 min 后基本趋于稳定。在氢渗透 4 h 后，B、M 和 T 3 试样的渗透率仍然保持稳定，说明 V₅₅Ti₃₀Ni₁₅ 合金具有一定的抗氢脆性能。另外，图 7 中 B、M 和 T 试样氢渗透率从渗透初始阶段到稳定阶段均存在以下大小关系： $\Phi_T > \Phi_M > \Phi_B$ 。B、M 和 T 试样氢渗透的出气侧均未检测到 CO₂ 气体，样品表面也均未发现裂纹，表明 V₅₅Ti₃₀Ni₁₅ 合金的力学性能和稳定性较好。表 2 为 B、M 和 T 试样以及 V₄₁Ti₃₀Ni₂₉、Pd 和 Pd-23Ag 合金在 400 °C 氢渗透的稳定阶段平均氢渗透率。从中可以看出，V₅₅Ti₃₀Ni₁₅ 合金铸锭的氢渗透率为 Pd-23Ag 合金的 4~5 倍。

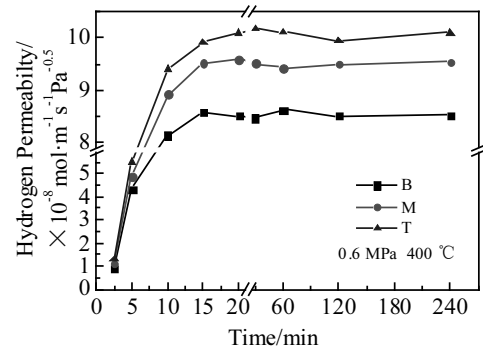


图 7 400 °C 时 B、M 和 T 3 试样氢渗透率-时间曲线

Fig.7 Curves of the hydrogen permeability as a function of time for B, M, and T samples

表 2 B、M 和 T 3 试样 400 °C 氢渗透率与 Pd, Pd-23Ag 和 V₄₁Ti₃₀Ni₂₉ 对比

Table 2 Comparison of hydrogen permeability between B, M, and T samples at 400 °C and Pd, Pd-23Ag, V₄₁Ti₃₀Ni₂₉

Alloy	Volume fraction of V(Ti,Ni) solid solution/%	Hydrogen permeability, $\Phi/\times 10^{-8} \text{ mol}\cdot\text{m}^{-1}\cdot\text{s}^{-1}\cdot\text{Pa}^{-1/2}$
Pd ^[16]	—	1.8
Pd-23Ag ^[16]	—	2.1
V ₄₁ Ti ₃₀ Ni ₂₉ ^[12]	40.0	1.02
B sample	79.1	8.58
M sample	84.4	9.54
T sample	88.7	10.1

Magnone 等人^[17]研究发现, Nb-Ti-Ni 氢分离合金的渗透率与 Nb 基固溶体的体积分数之间的关系模型为幂指数函数。将本研究的 B、M、T 3 试样和文献[12]中的 V₄₁Ti₃₀Ni₂₉ 合金氢渗透率(表 2)与 V(Ti,Ni)固溶体体积分数的数值进行了幂指数拟合, 同时亦进行了线性函数的拟合, 如图 8 所示。

图 8a 和图 8b 显示的是通过 $y=ab^x$ 和 $y=ae^{bx}$ 幂指数函数拟合的氢渗透率与 V(Ti, Ni)固溶体体积分数之间关系曲线, 拟合优度均为 $R^2=0.9504$ 。图 8c 所示的是利用线性函数 $y=ax+b$ 拟合的直线, $R^2=0.9989$ 。因此本研究用线性函数比用幂指数函数拟合要好。多相 V-Ti-Ni 合金 400 °C 时氢渗透率与 V(Ti, Ni)固溶体体积分数的数学模型为:

$$\phi = 1.832 \times 10^{-9}V - 6.002 \times 10^{-8} \quad (3)$$

式中, V 为 V(Ti, Ni)固溶体的体积分数 (%)。

电弧熔炼的合金铸锭的上部氢渗透率较下部高, 主要有以下三方面原因: 首先, 由于合金铸锭凝固过程中下部(水冷)冷却速率高于上部, 导致 V(Ti, Ni)固溶体体积分数较小, 而 NiTi 和 NiTi₂ 氢渗透率很低, 氢在枝晶间区域的渗透率较低, 合金膜氢渗透的主体是 V(Ti, Ni)固溶体, 导致下部的氢渗透率较低。其次,

Ti、Ni 原子溶入 bcc-V 对氢的溶解与扩散会产生抑制作用^[18], 而合金铸锭下部的过饱和程度较高, 因此下部的氢渗透率较上部的低。再次, 由于铸锭下部的 V(Ti, Ni)固溶体体积小, 增加了合金组织中相界的体积。位错、晶界、相界、亚晶界等晶体缺陷都是氢陷阱位置, 能够捕捉住扩散中的氢原子, 从而增加了氢在膜中的溶解度和扩散激活能, 导致氢渗透率降低^[19,20]。

表 3 所示的是 400 °C 纯 V 和 NiTi 合金的氢扩散系数和溶解度^[21]。从表中可以看出, 氢在 V 中溶解度是在 NiTi 中的近 10 倍, 因此大量的氢溶入 V(Ti, Ni)固溶体的间隙, 导致较大的晶格膨胀, 而 NiTi 相在氢渗透过程中则不易产生晶格膨胀, 且力学性能较好, 能很好地抑制 V(Ti, Ni)固溶体的晶格膨胀。因此 V₅₅Ti₃₀Ni₁₅ 合金具有一定的抗氢脆性能和较好的稳定性。

V₅₅Ti₃₀Ni₁₅ 合金铸锭枝晶间相 NiTi 和 NiTi₂ 连接起来形成网状形貌, 且 400 °C 时氢在 NiTi 合金中的扩散系数比 V 低 2 个数量级(如表 3 所示), 因此这些枝晶间区域形成了氢在合金膜中扩散的障碍层, 导致氢在 V₅₅Ti₃₀Ni₁₅ 合金中的扩散系数下降。若能通过适当的工艺方法将这些枝晶间相打断, 相信在一定程度上能提高合金膜的氢扩散系数, 从而提高合金的氢渗透率。

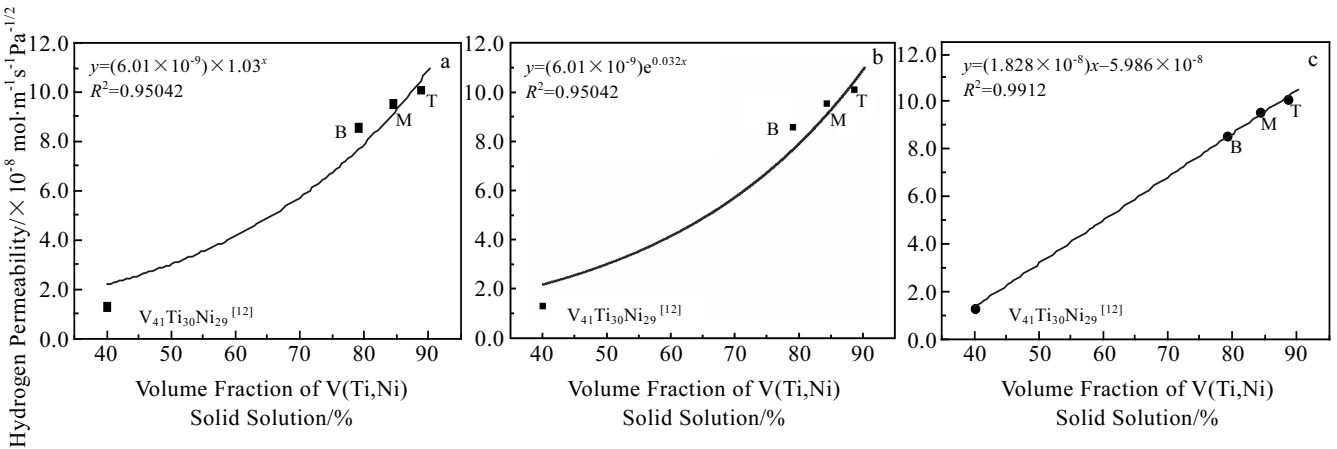


图 8 400 °C 时 3 种方式拟合的 V(Ti, Ni)固溶体的体积分数与氢渗透率的关系曲线

Fig.8 Relation curves between the volume fraction of the V(Ti, Ni) solid solution and hydrogen permeability at 400 °C using three methods to fit: (a, b) exponential and (c) linear

表 3 400 °C 氢在 NiTi 合金和纯 V 中的溶解度和扩散系数
Table 3 Hydrogen solid solubility and diffusion coefficient of NiTi alloy and pure vanadium at 400 °C

Material	H solid solubility H/Metal	H diffusion coefficient/m ² ·s ⁻¹
NiTi	~0.06	~2×10 ⁻¹⁰
V	~0.58	~2×10 ⁻⁸

3 结 论

1) V₅₅Ti₃₀Ni₁₅ 合金铸锭枝晶组织由初生 V(Ti, Ni)

固溶体及 NiTi 和 NiTi₂ 共晶相组成。合金铸锭的二次枝晶臂宽度、二次枝晶臂间距和 V(Ti, Ni)基固溶体的体积分数均是随着凝固过程中冷却速率的增大而减小。

2) 合金铸锭下部冷却速率大, 导致形成过饱和程度较大的 V(Ti, Ni)固溶体, 增大固溶体的晶格畸变度, 导致固溶强化效应增强, 因此合金铸锭的硬度值随冷却速率增大而升高。

3) V-Ti-Ni 多相合金 400 °C 的氢渗透率与 V(Ti, Ni)固溶体体积分数成线性关系。V₅₅Ti₃₀Ni₁₅ 合金铸锭 400

℃的氢渗透率为 Pd-23Ag 合金的 4~5 倍。电弧熔炼的合金铸锭氢渗透率不仅与 V(Ti, Ni)固溶体的相对含量有关, 而且与固溶体中 Ti、Ni 合金元素含量和相界的体积有关。固溶体中 Ti、Ni 合金元素含量降低, 相界体积减少, 氢渗透率均增大。

参考文献 References

- [1] Lubitz W, Tumas B. *Chem Rev*[J], 2007, 107: 3900
- [2] Adhikari S, Fernando S. *Ind Eng Chem Res*[J], 2006, 45: 875
- [3] Ward T L, Dao T. *J Membr Sci*[J], 1999, 53: 211
- [4] Taxak M, Kumar S, Sheelvantra S. *Journal of Materials Science*[J], 2014, 49(24): 8471
- [5] Xiong Liangyin(熊良银), Liu Shi(刘 实), Wang Longbao(王隆保) *et al. Acta Metallurgica Sinica(金属学报)*[J], 2008, 44(7): 781
- [6] Ju-Young O, Won-Seok K, Jin-Yoo S *et al. Scripta Materialia* [J], 2016, 116: 122
- [7] Buxbaum R E, KinneY A B. *Ind Eng Chem Res*[J], 1996, 35: 530
- [8] Alimov V N, Busnyuk A O, Notkin M E *et al. Journal of Membrane Science*[J], 2015, 481: 54
- [9] Suzuki A, Yukawa H, Ijiri S *et al. Materials Transactions*[J], 2015, 56(10): 1688
- [10] Suzuki A, Yukawa H, Nambu T *et al. Journal of Membrane Science*[J], 2015, 503: 110
- [11] Hashi K, Ishikawa K, Matsuda T *et al. J Alloy Compd*[J], 2004, 368: 215
- [12] Hashi K, Ishikawa K, Matsuda T *et al. J Alloy Compd*[J], 2005, 405-406: 273
- [13] Li X, Yan E, Rettenmayr M *et al. International Journal of Hydrogen Energy*[J], 2014, 39(17): 9366
- [14] Dolan M D. *J Membr Sci*[J], 2010, 362: 12
- [15] Huang Yan(黄 彦), Li Xue(李 雪), Fan Yiqun(范益群) *et al. Progress in Chemistry(化学进展)*[J], 2006, 18: 230
- [16] Lewis F A. *Pure Appl Chem*[J], 1990, 62(11): 2091
- [17] Magnone E, Jeona S I, Park J H *et al. J Membr Sci*[J], 2011, 384: 136
- [18] Nishimura C, Komaki M, Amano M. *Mater Trans JIM*[J], 1991, 32: 501
- [19] Parvathavarthini N, Saroja S, Dayal R K *et al. Journal of Nuclear Materials*[J], 2001, 288(2-3): 187
- [20] Pundt A, Kirchheim R. *Annual Review of Materials Research*[J], 2006, 36: 555
- [21] Schmidt R, Schlereth M, Wipf H *et al. J Phys Condens Matter*[J], 1989, 1: 2473

Effect of Cooling Rate on Microstructures and Properties of the Multiphase V-Ti-Ni Alloys for Hydrogen Purifying

Jiang Peng¹, Yuan Tongxin¹, Yu Yandong²

(1. Changzhou University, Changzhou 213164, China)

(2. Harbin University of Science and Technology, Harbin 150040, China)

Abstract: Effect of cooling rate on microstructures, hardness and hydrogen permeation properties of $V_{55}Ti_{30}Ni_{15}$ alloys was investigated. The results indicate that the microstructures of the alloy consist of V(Ti, Ni) solid solution and NiTi and NiTi₂ compounds. The cooling rate has significant effects on the microstructures and properties of $V_{55}Ti_{30}Ni_{15}$ alloys. The volume fraction of V(Ti, Ni) solid solution and second dendrite arm width and spacing decrease with increasing in cooling rate. The hardness value increases with increasing cooling rate, but hydrogen permeability decreases. The hydrogen permeability of $V_{55}Ti_{30}Ni_{15}$ alloy at 400 °C presents a linear relationship with the volume fraction of V(Ti, Ni) solid solution. The hydrogen permeability is not only related to the volume fraction of V(Ti, Ni) solid solution, but also to the content of Ti and Ni and the volume of phase boundaries in $V_{55}Ti_{30}Ni_{15}$ alloy.

Key words: multiphase V-Ti-Ni alloy; microstructure; hardness; hydrogen permeability

Corresponding author: Jiang Peng, Ph. D., Lecturer, School of Mechanical Engineering, Changzhou University, Changzhou 213164, P. R. China, Tel: 0086-519-81169812, E-mail: peng.jiang@cczu.edu.cn