

文章编号: 1004 - 0609(2003)03 - 0533 - 17

钛合金热氢处理技术及其应用前景^①

侯红亮, 李志强, 王亚军, 关 桥
(北京航空制造工程研究所, 北京 100024)

摘 要: 钛合金热氢处理技术是利用氢致塑性、氢致相变以及钛合金中氢的可逆合金化作用以实现钛氢系统最佳组织结构、改善加工性能的一种新体系、新方法和新手段, 利用该技术不仅可以改善钛合金的加工性能, 而且可以提高钛制件的使用性能, 降低钛产品的制造成本, 提高钛合金的加工效率。综述了钛合金中氢对改善压力加工、扩散加工、机械加工和铸造钛合金变质加工的组织、力学性能和加工性能的作用, 简要分析了其改性机理, 展望了钛合金热氢处理技术的应用前景。

关键词: 钛合金; 氢; 氢致塑性; 氢致相变

中图分类号: TG 146.2

文献标识码: A

氢是一个令人生畏的元素, 若进入金属, 可以引起材料内部结构的变化, 在绝大多数情况下, 氢使材料的许多性能(如磁性、耐腐蚀性等)恶化, 而且能导致氢脆。因此, 自上世纪 40 年代钛工业发展以来, 氢一直被视为一种有害的杂质元素, 认为氢在钛合金中只会产生不利影响而一直致力于氢脆的研究。然而, 在 1959 年, 原西德学者 Zwiicker 和 Schleicher 在钛合金 Ti-8Al, Ti-10Al, Ti-13Al 和 Ti-8Al-3In 铸锭加入适量的氢, 研究其热压力加工性能时发现合金的热加工性能得到明显改善, 从而提出了氢增加钛合金热塑性的观点, 并通过实验验证了这种观点。这在当时仅被作为一种例外而被忽视, 但 Zwiicker 和 Schleicher 已揭开了钛合金中氢作用的新一页^[1-3]。

许多学者在总结和评述氢对钢铁材料力学性能的影响时指出: 氢可以促进螺形位错的迁移, 并加快位错的运动, 从而导致流动应力的降低。根据对氢脆断口的分析, 发现裂纹前端有一个相当大的塑性变形区, 说明氢脆在本质上是氢致滞后塑性与开裂, 验证了氢致软化现象的存在, 引发了人们对氢致软化或氢致塑性更深层次的思考。

氢作为可逆合金化元素在钛合金中具有很高的吸附能力和扩散迁移能力, 对相变过程和组织结构的形成有着强烈的影响, 保证能实现可逆合金化而不改变材料的整体状态。钛合金热氢处理技术, 也称氢处理或氢工艺, 是利用氢致塑性、氢致相变以

及钛合金中氢的可逆合金化作用以实现钛氢系统最佳组织结构、改善加工性能的一种新体系、新方法和新手段。利用该技术可以达到改善钛合金的加工性能、提高钛制件的使用性能、降低钛产品的制造成本、提高钛合金的加工效率的目的。

1 钛合金中氢的存在形式及作用

1.1 存在形式

研究表明: 氢在钛及钛合金中间隙固溶, 且溶解度高。在 600 °C 及 100 kPa 压力下纯钛可溶解的氢达 60% (摩尔分数)。如果钛氢系统中的氢含量超过合金的固溶度时, 则可形成氢化物, 主要有面心立方结构的 δ 氢化物、面心四方结构的 ϵ 氢化物和 γ 氢化物^[4-6]。

氢的溶解及其反应具有可逆性。通过真空退火的方法可以将氢从钛合金中去除, 使钛结构在服役之前的氢含量恢复到安全水平, 保证在服役时不发生氢脆。钛氢系统的吸放氢特点有可能使氢作为临时合金化元素在钛合金中得到应用, 这正是钛合金热氢加工技术的重要基础。

1.2 氢对相变的影响

1) 氢是 β 相稳定元素, 可以有效地降低 ($\alpha + \beta$) / β 转变温度, 相应增加了退火和淬火合金中 β 相数量。如渗氢后纯钛的 β 相转变温度由 860 °C 降

① 收稿日期: 2003 - 04 - 22; 修订日期: 2003 - 05 - 22

作者简介: 侯红亮(1963 -), 男, 高级工程师, 博士。

通讯联系人: 侯红亮, 高级工程师; 电话: 010 - 85701113; E-mail: hourhl@yahoo.com.cn

至 330 ℃; 对 TC4 合金, 0.5% H 可使 β 相转变温度由 980 ℃ 降至 805 ℃。同时由于氢增加了 β 相的稳定性, 降低临界冷却速率和马氏体转变的特征温度, 因此, 在较低温度和较低冷却速度下淬火可得大量亚稳相^[1, 2]。

2) 氢对钛合金相变和组织形成的影响与置换元素(V, Mo, Cr, Fe 等)作为 β 相稳定剂的结果相似, 0.1% H 的 β 相稳定效果与 3.3% Nb, 1.62% V, 1.05% Mo, 0.66% Fe 和 0.64% Cr 相当^[1, 2]。

3) 氢是钛的共析反应元素, 可导致 β → α + TiH₂ 共析反应, 可利用这种共析转变细化粗大钛合金组织。即使合金中无或有很少量 β 稳定元素, 加入氢也会出现共析转变和马氏体转变, 且在温度较低时, 马氏体转变产生大量的晶格缺陷, 并在随后冷却过程中保留在 β 相中, 因而可将不能热处理强化的 α 合金和近 α 合金转变为可热处理强化的 α + β 合金^[1, 2]。

1.3 钛氢微观作用机理

1) 压力理论 氢虽以间隙态存在于点阵中, 但在应力梯度的作用下会发生再分布, 富集于静水压力较大的区域, 形成气团, 产生巨大的压力, 并以切变分量附加在外应力上, 使表观屈服应力下降, 大大降低了钛合金的韧性, 产生氢脆性^[7]。利用氢脆性, 为通过粉碎大块材料的途径生产钛粉提供了可能^[8-10]。

2) 弱键理论 氢进入钛合金后, 削弱了金属原子之间的键合作用, 降低了结合能, 使金属局部区域软化。弹性模量是表征金属与合金原子间结合能高低的参数之一, 表 1 所列是 Ti-6Al-4V 在 800 ℃ 的剪切弹性模量^[4, 7, 11]。从表 1 可见, 加氢降低了剪切弹性模量, 即说明降低了原子间的结合能。

表 1 Ti-6Al-4V 在 800 ℃ 的剪切弹性模量

Table 1 Shear elastic modulus of Ti-6Al-4V at 800 ℃

w(H) / %	< 0.005	0.09	0.13	0.17	0.32	0.54
G / MPa	4 292	4 059	3 949	3 839	3 428	2 824

3) 氢增强了钛原子的自扩散能力和溶质原子的扩散能力。扩散能力的提高主要是由于弱键效应而引起, 弱键效应减少了溶质原子扩散所需克服的能垒, 表现为由于氢的加入而导致扩散系数的提高。表 2 给出了 Al, V 在 α 相和 β 相中的扩散系数^[4]。同时, 由于氢在 α 相和 β 相中扩散系数相差较大, 使得氢在 α 相和 β 相的分布不均, 导致 Al,

V 等合金元素在 α 相和 β 相的扩散系数的变化, 使得主要合金元素重新分布。

表 2 Al, V 在 α 相和 β 相中的扩散系数

Table 2 Diffusion coefficients of Al and V in α and β phases

Phase	w(H) / %	θ / ℃	t / s	D / (cm ² ·s ⁻¹)	
				D _{Al} ^{Ti}	D _V ^{Ti}
α	0.005	800	3.447 × 10 ⁵	2.3 × 10 ⁻¹²	1.4 × 10 ⁻¹¹
	0.26		3.492 × 10 ⁵	2.1 × 10 ⁻¹¹	1.5 × 10 ⁻¹⁰
	0.39		3.456 × 10 ⁵	8.7 × 10 ⁻¹¹	5.3 × 10 ⁻¹¹
β	0.005	900	2.142 × 10 ⁵	3.9 × 10 ⁻¹¹	1.5 × 10 ⁻¹⁰
	0.15		2.142 × 10 ⁵	4.1 × 10 ⁻¹⁰	1.7 × 10 ⁻¹⁰
	0.43		2.301 × 10 ⁵	2.5 × 10 ⁻¹⁰	2.4 × 10 ⁻¹⁰

4) 氢不仅可以促进位错增殖和增加螺形位错的可动性, 而且可以改变位错结构和位错与周围环境的相互作用。实验证明: 由于氢的扩散速度比位错运动快得多, 氢的加入降低了应变能, 直接导致位错开动力的降低, 促进了位错增殖; 同时在外力作用下, 氢原子将先于位错运动, 相当于给位错施加了一个附加的作用力, 增加了螺形位错的可动性, 也增加了螺形位错双弯结构的形成率, 改变了位错与周围环境的相互作用^[7]。

2 钛合金热氢处理技术

2.1 氢增塑技术及其改性机理

2.1.1 目前存在的问题及预期措施

钛合金室温塑性低, 变形极限低, 变形抗力大, 冷成形容易开裂, 大大限制了钛合金的冷态工艺性; 因此, 绝大多数钛合金必须在热态下成形, 但热变形温度高, 流动应力大, 应变速率低, 特别是对于那些高强、高韧、高模量、耐高温的难变形钛合金, 这种现象尤为严重, 大大地限制了它们的应用; 此外, 由于热变形温度高, 造成系统或工艺的高温保护困难, 费用高; 同时, 钛合金热加工时对模具材料要求高, 要求模具能够在 900 ℃ 以上的高温下仍需具有足够的强度, 对模具选材和制造带来了很大的困难, 造成加工周期长、生产费用高等一系列问题; 不仅如此, 由于钛合金的热变形温度高和变形抗力大的原因, 给成形设备也提出了更高的要求, 使得现有成形设备加工钛合金结构件的能力大大降低, 为研制新成形设备提出了更高的要求, 增加了设备研制的费用和难度。

为解决钛合金塑性加工过程所面临的问题, 其途径有二: 一是增加现有设备的能力, 研制更大吨

位的成形设备; 二是降低钛合金变形抗力和成形温度。热氢技术可以从材料内部本质角度出发, 通过获得一种具有高剩余塑性的热稳定性高的双峰组织结构, 达到降低变形抗力和成形温度的目的。研究表明: 钛合金中加入适量的氢不仅可以显著改善轧制、锻造、热压和超塑性等热塑性加工性能, 使其流动应力降低约 15%~35%, 变形温度降低约 50~150 °C, 而且可以提高冷塑性变形的变形极限^[12]。

氢致超塑性、氢致高温增塑和氢致室温增塑是氢增塑技术中既有联系、又有区别的 3 种现象, 每一种现象都有各自的、不同于其它 2 种现象的属性, 应予以区分并分别论述。

2.1.2 氢对超塑性的影响及其作用机理

超塑性是众多材料在特定的变形条件下表现出来的一种流变特性。它具有应变速率敏感性高、流变应力低以及延展性极好的特点。国内外学者研究表明: 钛合金渗氢可以显著降低超塑成形温度和流变应力, 提高应变速率^[13~16]。Lederich 等人利用帽锥试验研究了氢对 Ti-6Al-4V 和 Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo (Ti-6242) 的超塑性流变性能的影响^[17, 18], 试样渗氢温度 650~760 °C、氢分压控制在 400~4 000 Pa, 保温 2 h。图 1~3 所示分别为在 860, 800 和 760 °C 的试验温度下, Ti-6Al-4V 在不同氢含量时应变速率与时间的关系曲线。结果表明: 860 °C 时, 氢含量小于 0.38% (质量分数), 与原始板试样相比, 渗氢试样可以在较高的速率下成形; 氢含量大于 0.6% (质量分数), 渗氢试样则必须在较低的速率下成形; 800 °C 时, 氢含量小于 0.68% (质量分数), 渗氢试样可以在比原始板试样较高的速率下成形; 760 °C 时, 氢含量在 0.11%~0.49% (质量分数) 范围内, 渗氢试样均可以在比原始板试样较高

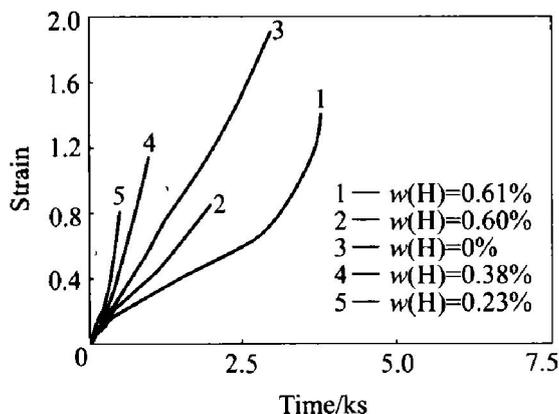


图 1 860 °C 时氢对 Ti-6Al-4V 的 SPF 的影响
Fig. 1 Effect of hydrogen on SPF of Ti-6Al-4V at 860 °C

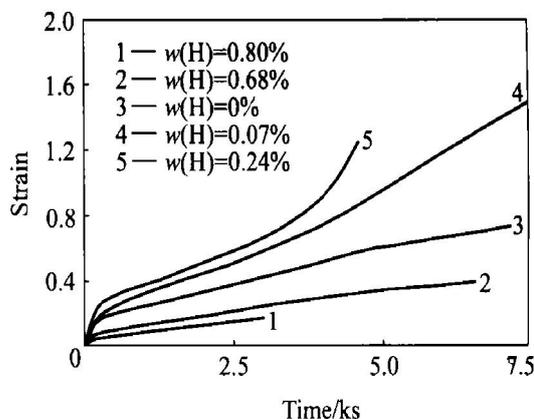


图 2 800 °C 时氢对 Ti-6Al-4V 的 SPF 的影响
Fig. 2 Effect of hydrogen on SPF of Ti-6Al-4V at 800 °C

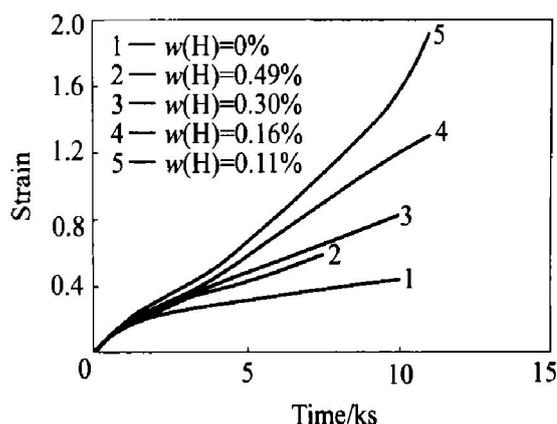


图 3 760 °C 时氢对 Ti-6Al-4V 的 SPF 的影响
Fig. 3 Effect of hydrogen on SPF of Ti-6Al-4V at 760 °C

的速率下成形。图 4~6 所示分别为在 900, 830 和 800 °C 的试验温度下, Ti-6242 在不同氢含量时应变速率与时间的关系曲线。结果表明: 氢对 Ti-6242 超塑性流变性能的改善比对 Ti-6Al-4V 更为强烈。此外, Lederich 等人还对 Ti, Ti-5Al-2.5Sn, Ti-8Al-1Mo-1V 合金渗氢试样进行了帽锥试验, 氢可使超塑性成形温度降低, 并提高模具寿命^[4]。俄罗斯的学者还研究了不同氢含量对各种钛合金的屈服应力与应变速率的影响, 说明了在广泛的应变速率范围内氢降低流变应力的有效性, 并且指出渗氢可以增大应变速率敏感性指数 m 值: 如 800 °C 时, 纯钛的为 0.37, BT20 合金的为 0.48, 含 Ti_3Al 相的 CT4 合金的为 0.36; 1 000 °C 时, 未渗氢时 CT4 合金的仅为 0.22, 渗氢后达到 0.46^[5]。林天辉等人对 Ti-6Al-4V 合金的超塑拉伸研究表明^[7, 19]: 对于 $\alpha+\beta$ 两相合金, 存在一个变形抗力低而超塑性好的氢含量范围, 峰值流动应力可降低 50%, 超塑性延伸率可提高 10% (800 °C)。对 Ti-

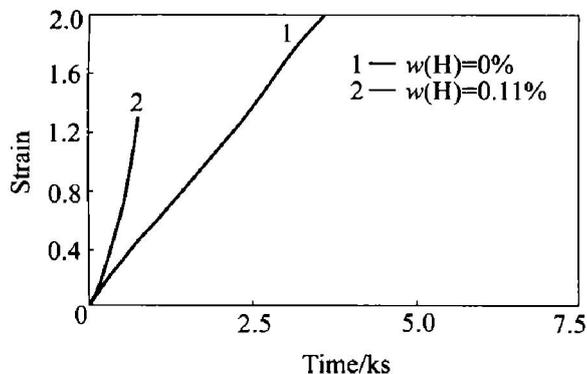


图4 900 °C时氢对Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo的SPF的影响

Fig. 4 Effect of hydrogen on SPF of Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo at 900 °C

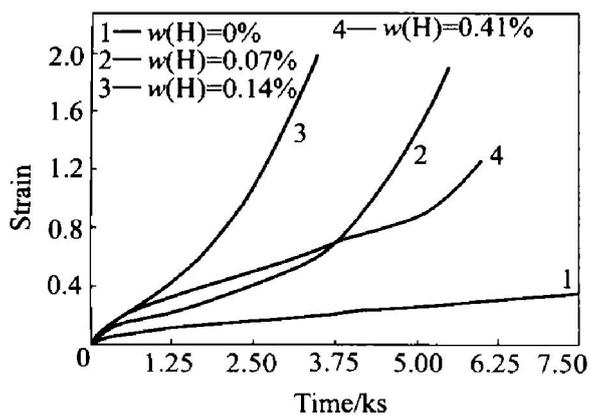


图5 830 °C时氢对Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo的SPF的影响

Fig. 5 Effect of hydrogen on SPF of Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo at 830 °C

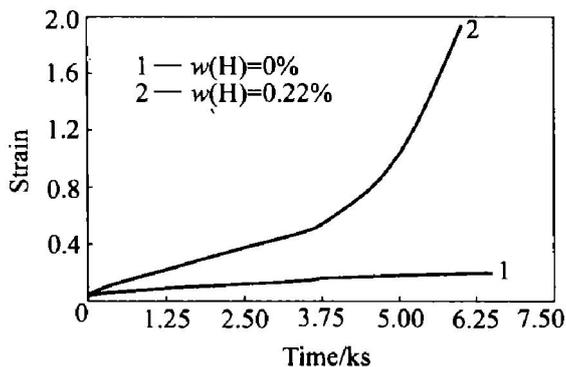


图6 800 °C时氢对Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo的SPF的影响

Fig. 6 Effect of hydrogen on SPF of Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo at 800 °C

6Al-4V, 加入 0.4% (质量分数) 左右的氢以形成 40% 左右的 β 相, 超塑性效果最佳, 即使氢含量达到 0.8% 时, 试样的延伸率和流变应力峰值的综合水平也不低于未充氢试样。表 3 所列是 Ti-6Al-4V 在最佳氢含量下的流动应力和延伸率的变化情况。赵林若也对 Ti-6Al-4V 的超塑性流变性能进行了研究^[20], 并指出: 在给定温度的超塑性变形条件下,

氢含量小于 0.17% (质量分数) 时可同时起到降低流变应力和增加 m 值的作用; 如果维持 α 和 β 两相比比例不变, 即保持流变应力不变, 未渗氢试样的超塑温度为 900 °C, 而渗氢 0.17% (质量分数) 试样的超塑温度为 785 °C, 二者相差 115 °C, 说明渗氢使合金的超塑变形温度降低了 100 °C 以上, 同时流变温度可随氢含量的增加而降低; 氢含量小于 0.1% (质量分数) 亦可同时降低变形温度、增大 m 值, 但流动应力略有提高, 说明钛合金加氢可以起到改善超塑性的作用。宫波等人研究氢对钛合金的组织转变影响的同时, 研究了氢作为合金化元素 (0.07% ~ 0.38%) 在 1 073 ~ 1 223 K 对 Ti-6Al-4V 流变应力、应变速率敏感性指数、延伸率及变形激活能等超塑成形参数的影响^[5]。结果表明氢对钛合金的超塑性性能具有双重的影响: 一方面, 氢使合金的流动应力降低, 或超塑变形温度降低; 另一方面, 氢使合金的最佳应变速率敏感性指数和延伸率下降, 形变激活能升高, 只有适当地控制氢含量和变形条件才能发挥氢的积极作用。表 4 所列是氢对 Ti-6Al-4V 合金超塑变形激活能的影响。丁桦等人则对 Ti₃Al 基合金超塑变形进行了研究^[21-24]。图 7 所示是原始试样与渗氢试样的 $\lg \sigma - \lg \dot{\epsilon}$ 曲线; 图 8 所示是合金应变速率敏感性指数 m 与变形温度的关系曲线。结果表明: 氢使合金的超塑性变形流变应力降低, 最大 m 值在较低的温度下获得, 变形过程的激活能下降。高文等人研究 TC11 超塑性时发现^[25]: 850 °C 且氢含量小于 0.18% (质量分数) 范围内, 随着氢含量的增加, 流变应力下降的幅度较大, 0.18% (质量分数) 的渗氢试样的流变应力仅为原始试样的流变应力的一半以下; 当氢含量超过 0.18% (质量分数) 时, 随着氢含量的上升, 一方面 β 相比比例增加而流变应力下降, 另一方面合金进入或接近 β 相区而导致 β 相晶粒迅速长大, 造成流变应力回升, 更多的氢含量不利于超塑性。氢对钛合金超塑性能的影响主要取决于氢对动态强化和动态软化过程的影响, 只有在 α 和 β 相的动态等强度情况下, 两相在应力作用下的增塑过程对总体变形的作用大致相同, 氢对钛合金超塑性性能的改善最为明显。

现代超塑性微观理论强调晶界滑动是超塑性变形的主要方式, 扩散和晶内及晶界的位错运动是晶界滑动的两种主要协调机制。实验结果证明钛合金超塑性流变的微观机制是: 1) 流变性较好的 β 相变形在应变速率较低时以扩散蠕变为主, 而在应变速率较高时以位错蠕变为主, 蠕变的结果改变了晶粒

表 3 Ti-6Al-4V 在最佳氢含量下的流变应力和延伸率的变化情况

Table 3 Variations of flow stress and elongation of Ti-6Al-4V in optimum hydrogen content

$\theta / ^\circ\text{C}$	$\dot{\epsilon} / \text{s}^{-1}$	Original plate		Process I		Process II	
		$\sigma_{\text{max}} / \text{MPa}$	$\delta / \%$	$w(\text{H}) / \%$	$\sigma_{\text{max}} / \text{MPa}$	$w(\text{H}) / \%$	$\delta / \%$
800	5.0×10^{-4}	84.9	390	0.34	37.9	0.34	440
800	2.5×10^{-3}	148.7	150	0.39	65.9	0.28	165
700	2.5×10^{-3}	203.5	165	0.32	113.9	0.65	305
700	2.5×10^{-3}	284.6	85	0.32	174.4	0.65	155

表 4 氢对 Ti-6Al-4V 合金超塑性变激活能的影响

Table 4 Influence of hydrogen on activation energy for Ti-6Al-4V

$w(\text{H}) / \%$	T / K	$E / (\text{kJ} \cdot \text{mol}^{-1})$
0.00	1 133~ 1 173	238
0.07	1 133~ 1 153	245
0.12	1 093~ 1 153	274
0.17	1 073~ 1 133	301
0.23	1 053~ 1 113	326

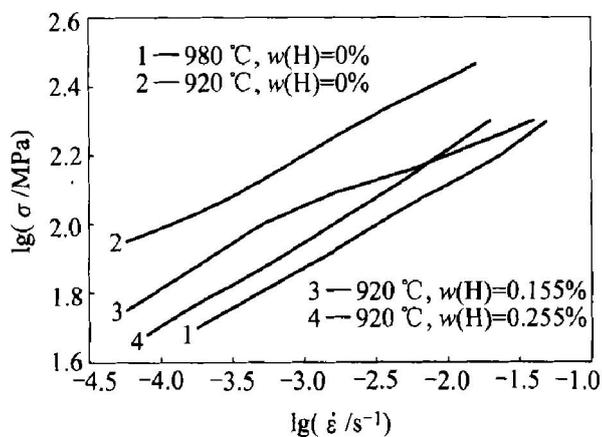


图 7 Ti₃Al 基合金流变应力随应变速率的变化

Fig. 7 Variation of flow stress with strain rate for Ti₃Al based alloys

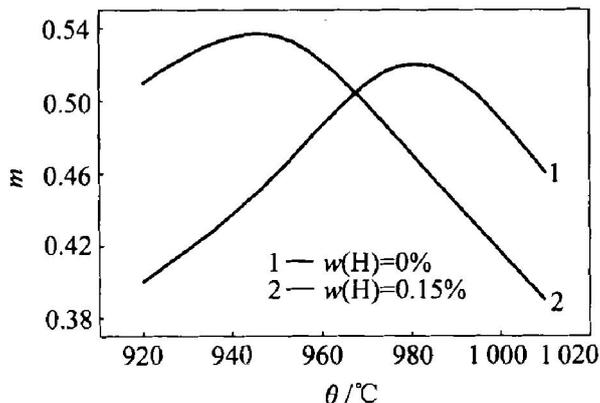


图 8 Ti₃Al 基合金应变速率敏感指数随温度的变化

Fig. 8 m versus temperature for Ti₃Al based alloys

形状; 2) α 相的变形是以 α/α 晶界滑动为主, 通常是由扩散和位错运动共同协调, 晶界滑动变形使晶粒保持等轴态; 3) α 与 β 两相间的流变协调主要是由 α 与 β 相界迁移来完成。由此可见: 扩散和位错运动在超塑性流变中起主要作用。因此, 钛合金加氢改善超塑性的主要原因为^[4]: 1) 氢使合金元素扩散能力的提高直接导致增强了超塑性变形时 β 相扩散蠕变作用和 α/α 晶界滑动的扩散协调作用; 2) 氢的扩散激活了钉扎中的位错, 促进了位错的攀移和滑动, 改善了 β 相的流变能力, 有利于 α/α 晶界滑动所要求的位错协调作用; 3) 氢致弱键效应减小了扩散激活能, 增强了原子的扩散能力, 改善了超塑性的流变能力; 4) 氢使 β 转变温度下降, β 相数量增加, 直接导致流变应力降低和塑性的提高, 同时依据最佳超塑性温度与 β 转变温度之比约为 0.9 的条件, 最佳超塑性成形温度亦相应下降。

2.1.3 氢对高温塑性的影响及其作用机理

氢对钛合金高温塑性的影响主要表现为: 1) 流变应力较低; 2) 高温拉伸塑性性能提高; 3) 高温镦粗出现第一个裂纹前的变形极限提高。高温增塑是最早受到关注并得到广泛而深入研究的热氢处理技术方向, 国内外学者对此给予了高度重视。早在上世纪 70 年代, 前苏联学者就致力于这方面的研究工作, 一系列的研究表明^[4, 26-31]: 钛合金加氢可使合金的热压力加工性能得到改善, 表现为热变形流动应力的降低和塑性的提高, 使热变形更容易在较低温度下实现轧制、热锻等工序; 氢增塑效应对高铝含量的热强钛合金及 Ti₃Al 合金的作用特别明显, 对近 α 和 $\alpha+\beta$ 合金也是适用的, 但对近 β 合金几乎没有作用。Kolachov 对 Ti₃Al 基的 CT5 合金研究发现^[4]: 虽在 1 050~ 1 250 °C 的 β 区温度范围内变形也很困难, 但加入 0.6% (质量分数) 的氢后, 甚至在 900 °C 下变形达 80% 也不产生裂纹, 塑性提高伴随有屈服强度的降低, 其渗氢试样的压缩流变应力仅为未渗氢试样流变应力的 1/3。铸态的以 Ti₃Al (α_2) 为强化相的耐热钛合金 Ti-9Al-1Mo-3Zr-4Sn 的

等温锻造试验表明^[32]：渗氢合金的最大变形量可以达到60%，并可以有效地降低合金的变形抗力， $\sigma_{0.2}$ 分别从950℃和900℃的200MPa和320MPa降低到50~60MPa和120~140MPa，且氢对合金变形抗力下降的影响程度随温度的上升而降低^[14]。Ti-5Zr-9Al-5Sn-2Mo合金锻造试验表明：氢含量0.45%（质量分数）的试样在800℃的锻造流变应力比未渗氢试样下降50%左右。BT16合金锻造试验表明：在600~850℃试验温度范围内，加入0.2~0.3%（质量分数）的氢，屈服应力降低1/3~1/2。BT6高温拉伸试验表明：800℃时置入0.3%氢的试样的流变应力比未渗氢试样的流变应力低一半，延伸率由50%提高到105%。Kerr等人对渗氢Ti-6Al-4V合金进行了等温锻造试验研究^[33]，图9和10所示分别是不同氢含量合金在760和820℃时的应力—应变曲线，图11所示是合金在不同温度下氢含量对峰值流动应力的影响曲线。图9、10和11表明：合金的流动应力随着氢含量的增加而

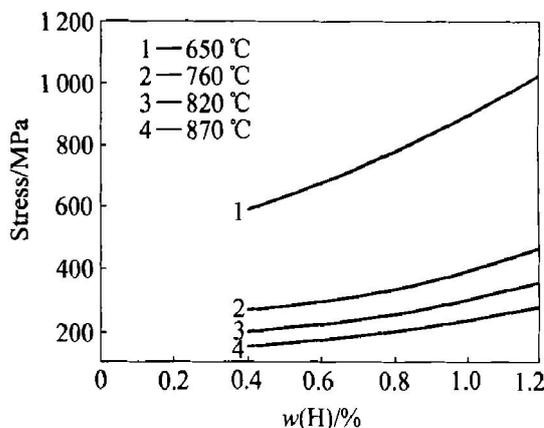


图11 不同温度下氢含量对峰值流变应力的影响

Fig. 11 Effect of hydrogen content on peak deformation stress of Ti-6Al-4V

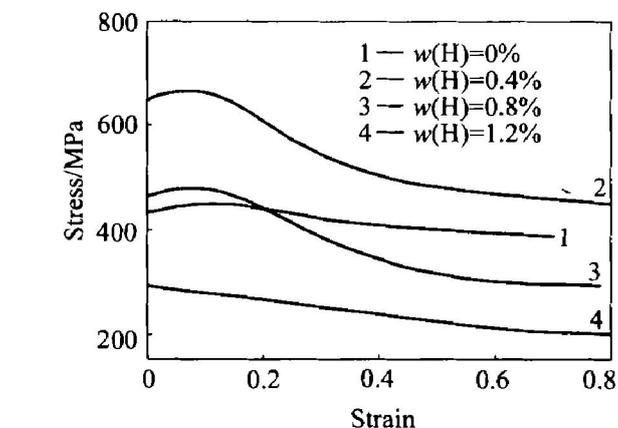


图9 Ti-6Al-4V760℃等温锻造时应力—应变曲线
Fig. 9 Stress—strain curves for Ti-6Al-4V isothermally forged at 760℃

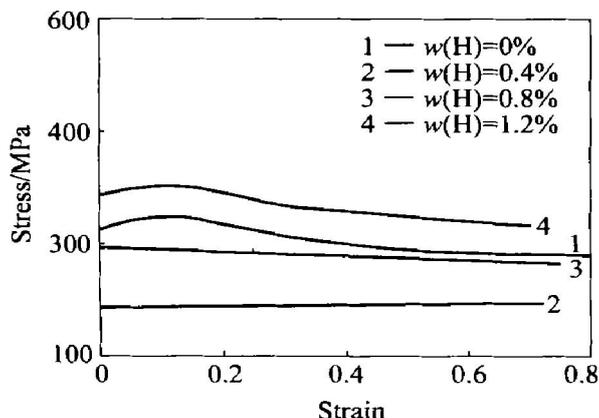


图10 Ti-6Al-4V820℃等温锻造时应力—应变曲线
Fig. 10 Stress—strain curves for Ti-6Al-4V isothermally forged at 820℃

减小，当氢含量达到0.4%（质量分数）时，其流变应力为最低，约为未渗氢合金流变应力的70%；之后，随着氢含量的增加，流变应力反而增加，这主要是因为氢化物TiH₂的析出所致。Birla等人对Ti-6Al-2Sn-4Zr-6Mo合金中加入0.4%（质量分数）氢，730℃时的锻造流变应力比未加氢时，降低30%~35%^[3]。张勇等人对Ti₃Al基Ti-25Al-10Nb-3V-1Mo铸态和锻态合金进行热压缩行为研究时发现^[3, 34, 35]：氢可以显著降低热压缩的峰值流变应力，在900~1000℃范围内，铸态的0.2%（质量分数）H渗氢试样的峰值流变应力比未渗氢试样的流变应力降低了37%~53%，锻态的0.2%（质量分数）H渗氢试样的峰值流变应力比未渗氢试样的降低了27%~31%，从流动应力的角度出发，0.2%（质量分数）H可使合金的热压缩温度降低50℃，应变速率提高一个数量级；等温压缩时，氢含量增加所产生的组织变化相当于在更高温度压缩所产生的组织变化，随热压温度的提高，Ti₃Al相由部分动态再结晶发展到完全动态再结晶，Ti₃Al相的体积分数下降，当氢含量达到0.2%（质量分数）时，温度达到1000℃，变形时显示出β相区变形特征。钛合金氢致热塑性效应在实际生产中具有显著的效果和意义，可以降低等温变形温度50~150℃，流变应力下降30%以上，可以采用工艺性更好的模具材料替代现有模具材料，提高模具寿命和金属利用系数。

目前，一般认为氢致高温增塑的机制是^[29, 36]：
1) 氢使β转变温度下降，β相体积分数增加，而β相具有较多的滑移系，在高温下易于变形，具有增

塑和降低流变应力的作用; 2) 氢不仅能诱发新的滑移系, 而且促进位错增殖和增加位错的可动性, 使更多的位错开动并参与滑移, 甚至攀移, 有利于塑性变形过程的进行; 3) 氢致弱键效应导致的原子结合力的下降以及氢加快合金元素扩散对高温塑性也有一定的促进作用; 4) 氢可以增强动态回复和动态再结晶效应, 有利于提高塑性和降低变形抗力。

2.1.4 氢对室温增塑的影响及其作用机理

氢对室温塑性影响的显著效应是提高初始裂纹出现前的极限变形率。Tsiolkovsky 首次在淬火后的 BT15 和 BT30 β 型钛合金中观察到低温氢增塑现象^[37]; 原始试样初始裂纹出现前的镦粗极限变形约为 60%, 当试样氢含量达到 0.1% (质量分数) 时, 镦粗压扁至锋利边缘的薄饼, 在其侧面也未出现任何裂纹, 也没有发现明显的屈服点降低。俄罗斯的标准件科学生产联合体公司利用低温氢增塑工艺生产出了优质的 BT30 合金托板螺母^[37], 不仅如此, 俄罗斯学者在淬火后 $\alpha + \beta$ 钛合金中也观察到低温增塑现象。Ilyin 等人研究了室温下氢对 BT22 和 Ti-10-2-3 合金的微观结构和变形机制的影响^[38]。氢化合金在 β 相淬火, 获得不稳定 β 相和马氏体相 α'' , 随着氢含量的增加, 马氏体相 α'' 减少, β 相数量增加。压缩试验表明: 氢强烈抑制变形过程 $\beta \rightarrow \alpha''$ 转变, 合金中加入 0.3% ~ 0.4% (质量分数) 的氢, 其压缩和轧制的一次最大变形量可达到 80%, 表 5 所列是 BT22 和 Ti-10-2-3 合金淬火后不同压缩变形程度的相组成。轧制试验表明: 室温下分别采用 10 mm 的厚板和 2.2 mm 薄板, BT22 和 Ti-10-2-3 合金分别渗入 0.2% 和 0.36% (质量分数) 的氢, 以每道次 20% 的变形量, 无需中间退火, 可以连续轧制出厚 0.1~0.2 mm 的箔材, 而未渗氢合金的变形程度仅能达到 50%, 且渗氢合金变形后呈 β 等轴晶粒, 而未渗氢合金变形后几乎无变化, 渗氢合金轧制板的主织构分量为 $\{100\} \langle 110 \rangle$, 未渗氢的主织构分量为 $\{111\} \langle 110 \rangle$ 。变形后热处理试验表明: 变态合金结构不仅发生多边化和再结晶, 而且根据环境气氛的不同而发生 β 相分解; 大气条件下 β 相不发生变化, 根据其温度的不同形成再结晶组织或多边化组织或保持变态组织, 而真空条件下由于大量氢的溢出而使 β 相分解, 析出 α 相并阻碍再结晶过程的进行。因此, 通过选择不同的热处理制度可获得单相 β 再结晶组织并具有较高塑性和良好冲压性能的板材。表 6 所列是 Ti-10-2-3 板材的力学性能。此外, Ilyin 等人还对 BT5, BT6, BT16 和 BT35 渗氢合金的室温塑性进行了深入研究, 其规律与

BT22 和 Ti-10-2-3 基本相同。宫波等人对氢处理后 $\alpha + \beta$ 合金的室温拉伸性能进行了研究^[39, 40], Ti-6Al-4V 和 Ti-5Al-2.5Fe 合金在 β 转变温度以下 0~40 K 的温度范围内渗氢, 冷却至室温并真空除氢, 其屈服强度、拉伸强度和延伸率分别提高了 8%~15%, 5%~13% 和 7%~14%。

表 5 BT22 和 Ti-10-2-3 合金淬火后不同变形量的相组成

Table 5 Phase compositions of quenched BT22 and Ti-10-2-3 alloys after compression to different degrees

Alloy	$w(H)/\%$	Phase composition			$\epsilon_m/\%$
		$\epsilon = 0$	$0 < \epsilon < \epsilon_m$	$\epsilon = \epsilon_m$	
Ti-10-2-3	0.004	$\beta + \alpha''$	$\beta + \alpha''$	BCT+ α''	24
	0.1	$\beta + \alpha''$	$\beta + \alpha''$	BCT+ α''	28
	0.2	$\beta + (\alpha'')$	BCT+ α''	BCT+ (α'')	51
	0.3	β	$\beta + (\alpha'')$	β	76
	0.5	β	β	β	80
	0.7	β	β	β	80
BT22	0.004	$\beta + \alpha''$	$\beta + \alpha''$	BCT+ α''	28
	0.1	$\beta + (\alpha'')$	BCT+ α''	BCT+ α''	33
	0.2	β	BCT+ α''	BCT+ (α'')	56
	0.3	β	$\beta + (\alpha'')$	$\beta + (\alpha'')$	80
	0.5	β	β	β	80
	0.7	β	β	β	80

表 6 Ti-10-2-3 板材的力学性能

Table 6 Mechanical properties of sheets from Ti-10-2-3

State	$w(H)/\%$	σ_s/MPa	σ_b/MPa	$\delta/\%$	$\varphi/\%$
Cold rolling	0.36	820	830	2.4	18.5
Annealing (650 °C, 0.5 h)	0.36	560	750	13.5	54.5
Vacuum annealing (650 °C, 3 h)	0.005	1 030	1 090	11.2	49.4

根据低温增塑效应, 俄罗斯已将 BT16 合金大直径螺栓生产由热镦改为冷镦, 现有的冷镦设备在钛合金未加氢处理时仅能稳定地生产 M6 和 M8 的螺栓, 大直径螺栓必须在 800~850 °C 热镦成形, 加氢处理后可以稳定地冷镦生产 M8 至 M16 的螺栓, 生产率可以提高 10~12 倍^[37]。

一般认为, 氢对钛合金室温增塑效应的作用机理是^[38, 41, 42]: 1) 由于氢是 β 相稳定元素, 因而可以降低 β 相转变温度, 增加塑性 β 相数量, 使 β 相稳定到更低的温度, 同时导致 β 相内合金元素的减少, β 相依靠合金固溶强化的效果下降, 使位错滑移阻力降低, 表 7 所列是室温下氢对 $\alpha + \beta$ 合金 β

相数量的影响; 2) 氢增大了 β 相的力学稳定性, 可以抑制或完全消除淬火时的脆性相 Ti_3Al 的析出, 阻止变形时的马氏体转变; 3) 氢可以使位错滑移阻力降低, 位错迁移率增加, 位错数量增加, 并能引发更多的滑移系和双晶系。

表 7 室温下氢对 $\alpha + \beta$ 合金 β 相数量的影响

Table 7 Influence of hydrogen on amount of β phase in $\alpha + \beta$ alloy at room temperature

$w(H) / \%$	$x(\beta) / \%$				
	BT6	BT16	BT23	BT22	BT30
0.003	9	23	30	40	80
0.05	10			60	
0.1	12	35	50	70	80
0.2	14	48	60	90	100
0.3		60	70		
0.4		90	80		

2.2 氢对扩散加工的影响及其作用机理

钛合金扩散加工是在加热加压条件下, 利用被连接表面微塑性变形和原子扩散实现固结与连接的工艺, 主要有扩散焊接、超塑性成形扩散连接和粉末固结加工。钛合金扩散加工温度相对较高, 扩散加工压力大、时间长、效率低。俄罗斯学者研究表明^[43]: 利用加氢加强附着和增塑作用, 钛合金中加入适量的氢可以在比常规扩散连接工艺(包括超塑性成形扩散连接和扩散焊接)低得多的温度(50~150℃)条件下获得高质量的扩散接头; 若在常规扩散连接温度下, 渗氢毛坯的扩散连接单位压力降低30%~70%, 同时还可缩短过程时间, 提高效率。如对 BT6 合金的渗氢后扩散焊接性能的研究表明^[44]: 扩散焊接温度从 900~950℃降低到 850~870℃, 压力从 10 MPa 降低到 1.5~5 MPa, 对 BT1-0, BT3-1 和 OT4 的渗氢扩散焊接也获得了类似的结果。此外, 作者在研究 TC4 合金渗氢工艺时偶然发现: 试样自然直立放置, 850℃真空渗氢, 取出后两试样焊合在一起, 并且必须经机械破坏才能分离, 说明氢显著增强了钛合金的扩散能力和粘合性。钛合金渗氢不仅有利于扩散连接工艺本身, 而且有利于扩散连接工模具的加工制造。常规扩散连接模具必须采用耐高温的镍基高温合金制造模具, 其加工制造困难, 费用高; 由于渗氢扩散连接温度和压力的降低, 因而可以采用易于加工制造的镍铬合金制造。

粉末冶金技术能够消除制件结构内部宏观偏析, 使制件结构内部组织均匀、晶粒弥散细小并易

于控制、没有各向异性, 具有节约材料费用和生产成本低的特点, 已被广泛应用于金属间化合物、复合材料、纳米材料和各种功能材料的制备与加工。然而, 由于钛合金高温下流动应力高、原子扩散能力低等原因, 钛合金粉末固结过程还存在一些问题, 主要是固结温度高、压力大和时间长, 造成固结效率低下、费用高等问题。俄美等国的学者研究表明, 钛合金粉末加氢固结可以降低固结温度和压力, 缩短过程时间, 不仅改善了钛粉固结工艺, 而且制件性能也有相应提高。表 8 给出了不同固结工艺条件 Ti-6Al-4V 的力学性能和孔隙率。

表 8 不同固结工艺条件 Ti-6Al-4V 的力学性能和孔隙率

Table 8 Mechanical properties and porosity of Ti-6Al-4V in different processes

Process	σ_b / MPa	σ_c / MPa	$\delta / \%$	$\Psi / \%$	Porosity / %
Pressing and vacuum sintering(1 350~1 400℃)	880	800	7.0	10.8	5.16
HIP(950℃, 200 MPa)	960	830	11.2	18.0	0.67
HIP+ hydriding (800℃, $w(H) = 0.8\%$)	1 090	980	10.8	16.9	0.22

Yolton 等人的早期研究工作表明^[5]: 氢化的钛粉在热等静压(HIP)过程中, 氢无明显损失, 真空除氢后可得到等轴细化的显微组织。Kolachov 等人指出: 由于加氢钛合金粉末粘着能力和塑性的增强, 钛粉可在标准工艺的固结压力, 在比标准工艺低 100~150℃的温度下, 或以标准工艺的固结温度, 以标准工艺的 50%~70% 固结压力获得高质量的制件, 并缩短了过程时间。Apgar 等人则对 Ti-24Al-11Nb 预合金粉末在 6 GPa 氢分压下加氢处理, 然后进行热等静压试验^[5]。由于氢的加入, 使热等静压温度降低 100 K, 在 923~1 143 K 真空除氢后可获得微米级的细晶组织, 其晶粒比快速凝固的粉末粒子更为细小。Greenspan 等人指出^[45]: 钛粉加氢固结可以降低钛粉固结温度和固结压力。表 9 所列是渗氢钛粉与普通钛粉真空热压孔隙率对照表。若以孔隙率为评价指标, 其固结温度下降了 150℃。因而可以利用这种效应降低纤维或颗粒增强钛粉复合材料的制备温度, 减小钛粉基体的流变应力, 达到减少基体与增强物之间的界面反应的目的, 提高钛基复合材料的性能。

氢改善钛合金扩散加工的主要机制为: 1) 氢导

致钛合金热变形流动应力的下降, 热塑性的增加, 从而使渗氢钛合金在高温下易于变形; 2) 氢在钛中的自扩散和溶质扩散能力较高, 特别是在 β 相内的扩散能力更高, 因而氢可以加速合金元素的扩散, 降低原子结合能, 减小扩散激活能, 提高扩散协调变形能力; 3) 由于氢的扩散解析作用而在钛中形成许多均匀分布的空位, 增大了钛的表面活性, 降低了烧结过程自由能, 强化了烧结过程。

表 9 渗氢钛粉与普通钛粉真空热压的孔隙率

Table 9 Porosities of hydrogenated powder and unhydrogenated powder in vacuum pressing

$\theta / ^\circ\text{C}$	Porosity / %	
	Hydrogenated powder	Unhydrogenated powder
600	4	
650	3.5	16
700	2.2	
800	2.2	3.5

2.3 氢对切削加工的影响及其作用机理

钛合金的切削加工性较差, 切削效率低, 仅为铝合金加工效率的 15%, 且尺寸控制难、刀具寿命短。其主要原因如下: 1) 钛合金的屈强比高, 导热性差, 密度小, 比热容小, 致使切削区温度升高, 刀具磨损加剧; 2) 钛合金与刀具材料的亲和性强, 易于粘附于刀具, 导致刀具的粘结和扩散磨损严重; 3) 钛合金的化学活性大, 导致切屑在空气中氢、氧和氮的作用下, 形成硬脆的化合物, 切削力和切削热增加, 且集中在刀刃附近, 容易引起崩刃; 4) 钛合金材料的弹性模量很小 ($E = 112.5 \sim 113 \text{ GPa}$), 约是钢的一半, 这种特点造成工件在加工中的回弹变形, 同时也造成刀具后刀面磨损严重。

俄罗斯学者的研究表明: 钛合金中加入适量的氢可以显著改善其切削加工性能, 可以降低切削区温度 $50 \sim 150 \text{ }^\circ\text{C}$, 降低切削力 $66\% \sim 78\%$, 改善切屑的形状, 使带状切屑转变为断屑, 提高刀具寿命和加工效率, 刀具寿命可提高 $2 \sim 10$ 倍。

莫斯科国立航空技术大学的 Kolachev 等人对 α 钛合金 BT1-0 和 BT5-1, 近 α 钛合金 BT25 和 BT20, $\alpha + \beta$ 钛合金 BT3-1, BT6 和 BT8 的研究表明^[46]: 氢对改善钛合金切削性能有良好的作用。如 BT1-0 钛合金加入 $0.3\% \sim 0.6\%$ 的氢, 以 $40 \sim 60 \text{ m/min}$ 的切削速度加工, 切削区温度降低 $100 \sim 150 \text{ }^\circ\text{C}$, 切削力从 $380 \sim 330 \text{ N}$ 降低到 $230 \sim 200 \text{ N}$, 刀具寿命提高 3 倍; BT5-1 加氢后, 其切削区温度变化不明显; 氢含量小于 0.2% 时, 切削力略有增加, 随后切削力逐

渐降低, 当氢含量达到 0.5% 时, 切削力最小, 此时的刀具寿命提高 10 倍; BT25 的氢含量为 $0.6 \sim 0.7\%$, 其切削力最小, 氢含量在 $0.15\% \sim 0.2\%$ 和 $0.7\% \sim 0.75\%$ 范围, 其刀具寿命最高; BT6 合金加入 $0.3\% \sim 0.4\%$ 的氢, 具有良好的切削性能, 切削区温度降低 $50 \sim 70 \text{ }^\circ\text{C}$, 切削力降低 70% , 且刀具寿命最高; BT3-1 钛合金中加入 0.3% 的氢, 在 0.14 mm/min 进给量和 0.5 mm 切削深度条件下, 切削区温度从 $700 \sim 850 \text{ }^\circ\text{C}$ 降低到 $500 \sim 550 \text{ }^\circ\text{C}$, 降低了 $150 \sim 200 \text{ }^\circ\text{C}$, 切削力从 400 MPa 减小到 200 MPa 。可见, 钛合金加入适量的氢可以显著改善切削加工性能。

Kolachev 等人同时还指出^[46]: 1) 氢对钛合金切削性能的有益影响存在一个最佳的氢含量范围。若以切刀磨损 $1 \text{ } \mu\text{m}$ 加工的表面积描述刀具的磨损, 即比单位寿命 τ_s , 图 12 给出了 $800 \text{ }^\circ\text{C}$ 渗氢时比单位寿命 τ_s 与钛合金中氢含量的关系。图 13 所示则是在 60 m/min 的切削速度、 0.2 mm/r 的进给量和 1 mm 的切削深度的条件下, BT3-1 合金 $800 \text{ }^\circ\text{C}$ 渗氢, 采用 BK8 车刀加工不同氢含量合金时, 刀具背部磨损 h 随时间的变化曲线。研究发现当 BT5-1 氢含量在 $0.45\% \sim 0.6\%$, BT20 氢含量在 $0.2\% \sim 0.3\%$, BT8 氢含量在 $0.65\% \sim 0.7\%$, BT3-1 氢含量在 $0.3\% \sim 0.5\%$, BT25 氢含量在 $0.15\% \sim 0.2\%$ 和 $0.6\% \sim 0.65\%$ 范围内, 其刀具寿命最长。2) 渗氢温度对钛合金切削性能的影响很大。图 14 所示是刀具比单位寿命与渗氢温度间的关系曲线。可以发现, 随渗氢温度的升高, 刀具比单位寿命降低。在 $750 \text{ }^\circ\text{C}$ 渗氢后, 刀具比单位寿命比初始的提高了几倍, 其主要原因是合金渗氢后内部结构是由片层状和球状 α 组成, 随渗氢温度的升高, α 片层

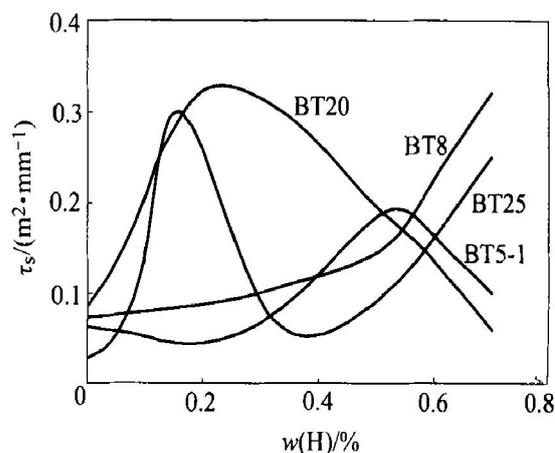


图 12 $800 \text{ }^\circ\text{C}$ 渗氢时比单位寿命 τ_s 与氢含量的关系

Fig. 12 Relation between hydrogen content and unit life (τ_s) at $800 \text{ }^\circ\text{C}$

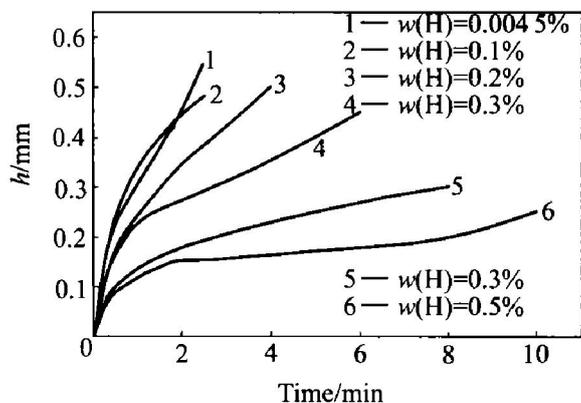


图 13 BK8 车刀背部磨损 (h) 的变化曲线

Fig. 13 Variation of back wear (h) of turning cutter for BK8

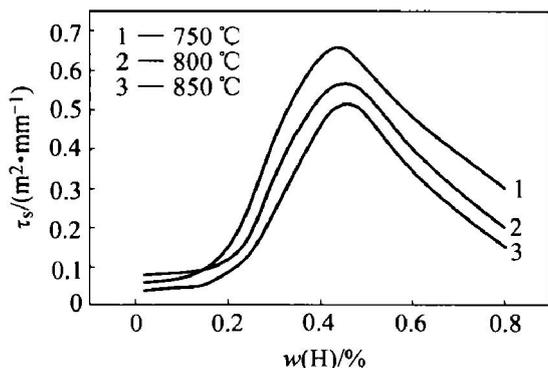


图 14 刀具比单位寿命与渗氢温度间的关系曲线

Fig. 14 Relation between temperature hydrogenated and unit life of cutter

增厚, 球状 α 相增加, 硬度增加, 可切削性能下降。3) 钛合金渗氢后, 刀具磨损特点发生了变化。切削未渗氢毛坯时, 刀具的前端面 and 后端面均存在磨损, 在刀尖上形成整体倒角; 切削渗氢毛坯时, 刀具的后端面仅有局部粘着磨损, 刀具径向基本没有磨损。4) 为获得氢改善钛合金切削加工性的最佳效果, 每一种钛合金不仅存在一个合理的氢含量, 而且其切削参数也有一个合理范围。如采用 BK8 刀具切削 800 °C 渗氢 0.3% 的 BT5-1 钛合金时, 在 40 m/min 的切削速度、0.2 mm/r 进给率和 1 mm 的切削深度条件下, 刀具寿命提高了 9 倍。随着切削速度的增加, 刀具寿命差异减小。当切削速度达到 80 m/min 时, 切削渗氢毛坯的刀具寿命为 18 min, 而切削未渗氢毛坯的刀具寿命为 5 min。随着切削速度、进给量和切削深度的增加, 刀具寿命间的差异逐渐消失。一方面这是随着切削量的增加, 切削区温度增加, 刀具的扩散磨损加剧; 另一方面, 切削区温度达到 700~800 °C 以上, 塑性化开始发展, 合金的力学性能发生相应变化。切削区温度超过 1 000

~ 1 100 °C 时, 氢对切削性能的有益影响基本消失。图 15 所示为切削 BT5-1 合金刀具磨损随切削速度的变化曲线。5) 随着氢含量的增加, 切屑的脆性增加, 特别是 α 钛合金的切屑呈碎屑状。

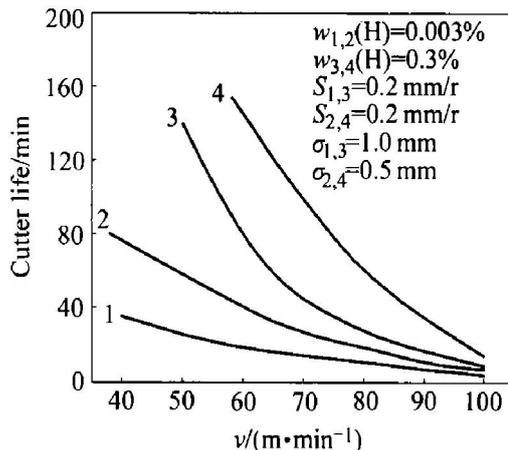


图 15 切削 BT5-1 合金刀具磨损与切削速度的变化曲线

Fig. 15 Variation of cutter wear with cutting speed for cutting BT5-1

研究表明, 氢改善钛合金切削加工性能的主要机理为: 1) 氢合金化导致各种相比比例与结构的变化。渗氢可导致 α 和近 α 钛合金析出氢化物, 使合金脆性增加, 切屑易于去除, 可切削性增加; 对于近 α 和 $\alpha + \beta$ 钛合金, 随着氢含量的增加, β 相数量增加, 超出其固溶极限时会析出氢化物, 氢含量很高时会形成近 β 结构, 这时合金的切削性能因 β 相数量的增加, 导致合金塑性增加和与刀具的亲合性增强, 可切削性降低。2) 氢合金化可使钛合金晶粒细化, 且这种结构具有良好的可切削加工性。当渗氢温度从 750 °C 提高 850 °C 时, 由于晶粒长大和 β 相数量的增加而致使可切削性降低。3) 氢合金化导致与钛合金切削加工性相关力学性能的变化。由于氢致相变和晶粒细化的原因, 引起合金冲击韧性和流变应力降低, 导致切削区温度下降, 切削性能提高。4) 氢合金化引起钛合金热物理性能变化。钛合金渗氢后, 其热传导性得以提高, 改善了切削区的散热条件, 提高了刀具寿命。5) 氢合金化导致钛合金与刀具磨损特性的变化。

2.4 氢对变质加工的影响及其作用机理

钛合金铸态组织一般为粗大的等轴或片层晶, 其合金的力学性能较差, 特别是低周疲劳寿命和断裂韧性较低, 严重制约了铸造钛合金的应用与发展。为达到细化组织, 改进力学性能的目的, 通常采用锻、轧等加工方法对其进行破碎。通过利用一

种无液相转变的氢处理工艺, 控制 α 相在含氢 β 相分解中的生长过程, 或通过热循环的氢相硬化, 可以细化铸造钛合金粗大的铸态组织, 从而提高合金的拉伸强度、疲劳强度和断裂韧性, 该法工艺简单, 效果明显, 已成为提高钛合金工艺性能的一种新型加工方法。

美国的 Kerr 在 1980 年首次报道采用氢处理达到细化 Ti-6Al-4V 组织的目的, 使铸造钛合金的疲劳寿命提高到变形合金达到的寿命水平^[3]。Levin 的研究也表明^[3]: 铸态 Ti-6Al-4V 经氢处理后, 改善了组织并提高了其疲劳寿命。Ilyin 和 Kolachov 对 BT5 和 BT20 合金铸锭氢处理后, 粗大铸态组织得以明显细化, 其抗拉强度分别为 15%~19% 和 10%~11%, 同时 BT5 的合金塑性和冲击韧性都有所提高。但氢处理不能有效地降低铸造缺陷, 只有通过热等静压相结合的方法, 达到消除气孔的目的, 使性能进一步提高(见表 10)^[1]。

表 10 BT5 和 BT20 合金渗氢处理后的力学性能

Table 10 Mechanical properties of BT5 and BT20 after hydrogen treatment

Alloy	Treatment	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ /%	φ /%	a_k /($J \cdot cm^{-2}$)
BT5	Original state	790	730	6.2	19.5	55
	Hydroding	910	870	12.0	31.5	70
BT20	Original state	950	870	9.2	15.5	56
	Hydroding	1050	970	8.8	14.2	55
BT6	Original state	920	830	8.2		46
	HIP+ Hydroding	1120	1080	10.3		48
	Hydroding+ HIP	1100	1040	10.7		50
BT23	Original state	1000	960	7.2	15.0	47
	HIP+ Hydroding	1190	1120	8.5	19.0	56
	Hydroding+ HIP	1100	1060	8.9	19.6	56

Kolachov 等对 α_2 基的 Ti-25Al-10Ni-3V-1Mo 合金铸件的研究表明^[1]: 原始组织由魏氏体和 α_2 组

成, α_2 相界上有少量 B2 相, 针状 α_2 内有少量 O 相, 在 980 °C 充氢 0.3% (摩尔分数), 随后在 650 °C 真空除氢 48 h, 虽然组织形貌没有改变, 但 B2 和 O 相体积分数增加了, 组织也有改善; 采用这种方法可以将变形钛合金的晶粒细化到 1~2 μm , 提高了合金的强度, 并具有满意的塑性; 同时指出, 适合于氢处理变质的钛合金有 α 钛合金、 $\alpha + \beta$ 钛合金、亚稳 β 或近 β 钛合金、近 α 高温高强钛合金和高温高强 α_2 钛合金。潘峰、张少卿、徐振声等人也曾对铸件加氢变质加工进行了研究^[47-52], 通过对 Ti-6Al-4V 加氢变质处理即渗氢+共析处理+真空除氢的研究发现: 渗氢后组织形态基本上为魏氏体, 主要由 α 和片层状 TiH₂ 组成, 并有少量 β 相存在, 固溶时 α 和片层状 TiH₂ 转化为 β 相, 共析处理后转变为 $\alpha + TiH_2$ 组织及少量的 β 相, 真空除氢时, 共析组织 $\alpha + TiH_2$ 脱氢变为等轴细小的 α 组织, 少量的 β 相脱氢变为无氢的 β 相, 并趋于球形, 从而使铸态魏氏组织转变为等轴 $\alpha + \beta$ 组织; 若氢处理工艺不当还会析出 Ti₃Al 相, 导致材料变脆, 性能降低; 变质处理后铸件不仅常规力学性能得以提高, 而且其低周疲劳寿命和断裂韧性也大大提高, 如图 16, 17 所示, 断裂韧性 K_{IC} 由 73 MPa·m^{1/2} 提高到 77 MPa·m^{1/2}。此外, 陆盘金等人则对渗氢变质处理工艺作了一些改进, 使其效果更为明显^[53]。

钛合金渗氢变质加工改善合金显微组织的主要原因: 钛合金铸件渗氢时, 随着温度的升高和氢的渗入, 合金迅速由 $\alpha + \beta$ 转入 β 相区, 同时氢化物沿晶界和晶内形成; 渗氢退火时, 随温度的降低, 除已形成的氢化物继续存在外, 发生 $\beta \rightarrow \alpha + TiH_2$ 转变, 又有大量的细小的氢化物产生, 并弥散分布。由于 $\beta \rightarrow \alpha + TiH_2$ 转变产生的较大体积效应和

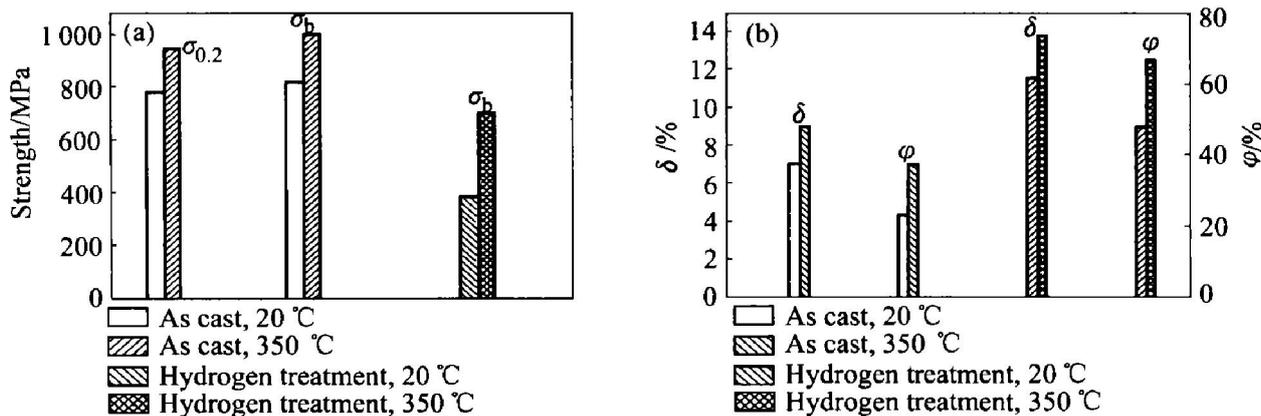


图 16 Ti-6Al-4V 氢处理前后的力学性能

Fig. 16 Mechanical properties of Ti-6Al-4V before and after hydrogen treatment

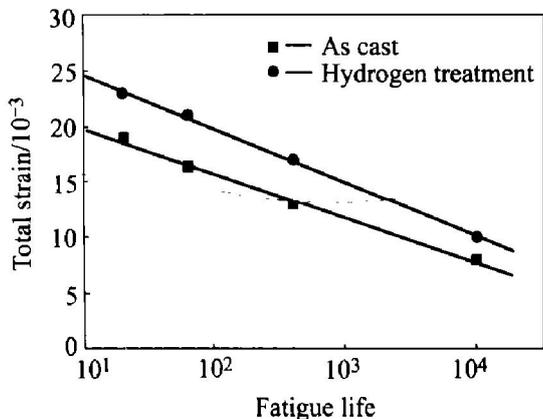


图 17 氢处理前后 Ti-6Al-4V 疲劳曲线

Fig. 17 Fatigue curves of Ti-6Al-4V before and after hydrogen treatment

因贫主要合金元素的 β 相的低强度而引起的共格结合的晶粒/基体相界上的高弹性应力，导致 α 相形成开始阶段就已失去共格性，限制了晶核按马氏体机制生长的可能性。此时，晶粒的扩散生长也因进行 β → α 转变的温度低而遇到困难，而不进行 β → α 转变的含氢 β 相中，可能发生共析转变，也就是含氢 β 相的分解条件(即 β 相强度、析出相与基体错配应力、相变体积效应等)发生变化，使其在宏观上表现为弹塑变形，微观上致使晶粒取向和晶格畸变，造成氢化物周围出现应变场和基体中出现大量位错，基体的畸变能大大增加，促使亚晶和镶块结构的形成，为新相和新相再结晶提供了高密度的形核地点和能够长大的有利条件，因而在除氢处理时，材料发生再结晶，使粗大的组织得以细化和等轴化。

2.5 残钛加氢处理

钛零部件在加工过程中会产生大量残料，一般残料经过处理后，加入到海绵钛中回收利用。俄罗斯开发成功了利用加氢处理工艺回收利用钛合金切屑的新方法^[1]，包括残钛清洗、冷压成块、热压、加氢处理、成形和真空脱氢。氢的主要作用是作为抗氧化剂和增塑剂，可防止钛氧化，降低流动应力和表面能量，提高基体原子迁移率，增加钛的结合性，促进再结晶，最终保证获得致密的钛合金切屑压制件。利用这种方法可不经重熔生产棒材、带材、角材和管材，所得材料力学性能与工业批产的钛材相差无几。表 11 给出了经加氢处理后生产的棒材力学性能。

这种方法与传统方法相比，生产成本降低 80%

~ 90%，不仅解决了残钛回收问题，而且其制品还可以用于民用工业部门，为钛在国民经济各部门的应用开辟了广阔前景。

表 11 经加氢处理生产的钛合金棒材力学性能

Table 11 Mechanical properties of rods for titanium alloys by hydrogen treatment

Alloy	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ /%	ψ /%	a_k /(J·cm ²)
Ti	490~560	390~510	20~28	30~55	90~122
Ti-2.5Al	470~560	390~500	15~26	20~42	90~120
Ti-6Al-4V	990~1 130	880~1 050	4~13	11~31	30~55

3 钛合金热氢处理技术的应用及其前景

钛合金热氢处理技术是钛合金金相学和工艺学的一个新的学科方向，对于改善钛合金的加工性能、挖潜钛合金加工能力、提高制件使用性能和降低加工成本有重要的作用，具有很高的技术经济效益和良好的应用前景。这项技术主要可应用于^[54]：
1) 利用氢塑韧化效应提高合金的工艺性能；
2) 通过优化组织结构提高合金的使用性能；
3) 开发新合金及其相应的加工工艺。

钛合金热氢处理技术是利用适量的氢与钛合金的相互作用以达到改性和改善工艺性能的目的，已经或有可能在下列几个方面获得应用，并具有较高的实用价值。

1) 钛合金热成形是应用较为广泛的钛制件加工技术。应用钛合金加氢对热塑性和超塑性的有益影响，表现为流动应力的降低和塑性的提高，使热变形更容易在较低的温度下或较低的压力下进行，同时还能提高超塑性应变速率，对提高超塑性的生产效率非常有利，因而热氢处理技术可以有效地应用于钛合金的轧制、自由锻、等温锻造、超塑性成形以及扩散连接等工序，并具有一定的实用意义。同时，钛合金热氢处理技术也为改善高温高强难变形钛合金的加工特性提供了一条有效途径。这类钛合金多为高铝含量金属间化合物，如 Ti₃Al, TiAl 等，其常温和热加工塑性很低，几乎不能用常规的方法对其进行加工，开发一种具有高剩余塑性的工艺方法尤为必要，因此，热氢处理技术对于改善难变形的钛合金成形性能更具实际意义。钛合金热成

形温度的降低意味着可用较为低廉的模具钢代替镍基高温合金模具, 节约贵重模具材料, 降低加工难度和生产成本, 并提高了模具寿命和生产效率; 钛合金流动应力的降低意味着降低了对设备的要求, 提高了现有成形设备的能力。

2) 冷塑性变形是制造钛合金半成品或零件的最经济手段, 但除纯钛和一些高度合金化的 β 钛合金外, 其它钛合金在室温下工艺塑性很低, 无法采用冷塑性加工手段进行加工。钛合金热氢处理技术旨在利用氢合金化控制相变过程, 改变合金的室温相组成和相比, 抑制变形过程中马氏体转变, 提高合金的室温塑性。这不仅有利于改善钛合金的冷轧、冷锻等工艺性能, 而且可以改善板材的冷冲压性能。

3) 钛粉末冶金工艺是钛制品加工的有效手段之一, 高质量钛粉的制备是影响制件性能的关键因素, 氢化脱氢工艺是制取高质量、低成本钛粉的一种重要方法。加氢致密工艺不仅可以利用无需脱氢的氢化钛粉直接成型, 而且有效地利用了氢固结成型的有益影响, 降低了固结温度和压力, 缩短了固结时间, 提高了制件质量, 因而是一种高效的、低成本的钛粉成型方法。

4) 钛合金切削加工技术是钛合金制件加工不可缺的加工手段之一, 但却一直面临着切削效率低、刀具寿命短、加工成本高等问题。钛合金热氢处理技术可以改变室温下相比和相结构及其形态, 导致钛合金的力学性能和物理性能的变化, 从而改善了钛合金切削加工性能, 具有非常重要的实际意义。

5) 钛基复合材料具有单一材料所不具备的一系列优良特性, 如比刚度、高温强度、抗蠕变性、冲击韧性、抗疲劳性均优于单一材料, 但由于钛的活性高, 容易与增强物发生界面反应, 降低复合材料性能。采用热氢处理技术可以降低钛基复合材料制备过程的基体材料流变应力和制备温度, 从而达到减少基体与增强物之间的界面反应的目的, 提高钛基复合材料的性能。杨柯等人选用 Ti-1100 和 Ti-6Al-4V 两种合金的箔材作为基体材料, 采用 $d = 100 \mu\text{m}$ 的 SiC 纤维作增强剂, 将纤维与基材交替叠放, 通过加氢固结, 提高了给定温度下的固结速率, 并在低于正常制备温度 100°C 下完成连续纤维增强 Ti-1100 基和 Ti-6Al-4V 基复合材料的热扩散制备, 基体与纤维的结合比率增加(见表 12), 从而有效地降低了纤维与基体间的界面反应程度, 使反应层的厚度明显减少^[55-58]。

6) 搅拌摩擦焊技术是最近兴起的一种采用非耗损的特殊形状的搅拌头在待焊工件的连接界面旋转、摩擦、搅拌、挤压, 在热-机械联合作用下扩散连接形成致密的金属固相连接方法。这种方法可以替代传统的氩弧焊, 并已经成功应用于铝合金的焊接, 但由于钛合金热变形温度高和流变应力大等原因, 给搅拌头的选材造成极大的困难, 使得钛合金搅拌摩擦焊技术尚未取得实质性突破。在国内外, 虽然尚未有人将热氢处理技术引入钛合金搅拌摩擦焊过程, 但搅拌摩擦焊在本质上属于通过塑性变形实现连接的工艺, 因此作者认为钛合金加氢后也可以降低搅拌摩擦焊的温度和压力, 为搅拌头的选材提供更大的选择空间, 也为钛合金搅拌摩擦焊的突破奠定基础。

表 12 复合材料纤维与基体固结结合比率

Table 12 Bonding ratio of base with fiber in composite

Process	Process time/min	Bonding ratio	
		Ti-6Al-4V 820 °C, 30 MPa	Ti-1100 920 °C, 40 MPa
Unhydroding	40	19.7	84.7
Hydroding (foil)	40	100.0	94.4
Hydroding (in situ)	40	79.4	89.1
	60	100.0	97.7

钛合金渗氢既可以单独进行, 也可以同某一工艺集成在一起。如果将渗氢技术与某一具体工艺相结合, 必然是对传统工艺的革新, 会产生更大的经济技术效益。传统超塑性成形过程是抽真空-加压成形, 如果将渗氢引入超塑成形过程, 其路线为抽真空-渗氢-加压成形-脱氢, 可以在一个热循环实现渗氢和成形两个工序, 提高了生产率, 因而是一种比较有前景的复合工艺技术。

4 结束语

钛合金中氢的作用具有双重性: 一方面, 氢作为有害杂质元素对钛合金使用性能有着极为不利的影 响; 另一方面, 可以通过合理有效地控制渗氢、相变、除氢等过程获得适应某种工艺的组织结构以改善其加工性能, 否则, 氢的积极作用亦不能得到发挥。需要指出的是, 氢的有益作用主要体现在钛合金的加工过程中, 无论其加工过程是否加氢, 必须利用氢的可逆合金化作用经真空退火使其氢含量恢复到安全水平, 以保证钛合金制件在使用中不发

生氢脆。钛合金热氢处理技术是从氢的可逆合金化角度出发, 有效地控制钛氢系统中氢含量、存在状态及相变过程, 实现改善塑性加工、扩散加工、切削加工和变质加工工艺性能的目的, 并已成为一个新型的学科领域。俄罗斯已经建立了一套完整的技术体系, 主要包括热氢处理、氢增塑、氢致密和氢机械加工。钛合金热氢处理技术有利于全面改善钛合金成形性能、提高加工效率、降低加工难度和提高制件使用性能, 可以提升钛合金的加工制造水平, 其应用前景良好, 并有可能推广到与钛性质相近金属的加工过程之中。

REFERENCES

- [1] 韩明臣. 钛合金的热氢处理[J]. 宇航材料工艺, 1999(1): 23-27.
HAN Ming-chen. Thermohydrogen treatment of titanium alloys[J]. Aerospace Materials and Technology, 1999(1): 23-27.
- [2] Ilyin A A, Polkin I S, Moamonov A M, et al. Thermohydrogen treatment—the base of hydrogen technology of titanium alloys[A]. Titanium'95: Science and Technology[C]. 1996. 2462-2469.
- [3] 张勇. 钛合金及Ti₃Al基合金的氢处理研究[D]. 北京: 北京航空材料研究院, 1996.
ZHANG Yong. Research on hydrogen treatment of titanium and Ti₃Al base alloys[D]. Beijing: Beijing Aerospace Materials Institute, 1996.
- [4] 张少卿. 氢在钛合金热加工中的作用[J]. 材料工程, 1992(2): 24-29.
ZHANG Sha-qing. Effect of hydrogen on hot working for titanium alloys[J]. Materials Engineering, 1992(2): 24-29.
- [5] 宫波. 氢致钛和钛合金的相变组织转变及其应用[D]. 沈阳: 东北工学院, 1992.
GONG Bo. Hydrogen deduced phase transformation of titanium and titanium alloys and its applications[D]. Shenyang: northeast university, 1992.
- [6] Kerr K, Smith P R. Hydrogen as alloying element in titanium [A]. Titanium'80 science and technology, Proceedings of the fourth international conference on titanium[C]. 1986, 2477-2486.
- [7] 林天辉. 钛合金中的氢及其对力学性能的影响[D]. 北京: 北京科技大学, 1990.
LIN Tian-hui. Hydrogen in titanium and the influence on mechanical performance[D]. Beijing: University of Science and Technology Beijing, 1990.
- [8] 朱景环, 程国安, 张生山. 氢化法制钛粉的工艺研究[J]. 江西冶金, 1998, 18(1): 26-27.
ZHU Jing-huai, CHENG Guo-an, ZHANG Sheng-shan. Technology research of titanium powder by hydrided[J]. Jiangxi Metallurgy, 1998, 18(1): 26-27.
- [9] 张清, 吴引江, 汤慧萍, 等. 不同破碎工艺对钛粉形貌的影响[J]. 钛工业进展, 2002(2): 14-17.
ZHANG Qing, WU Yir-jiang, TANG Hui-ping, et al. Influence of different crashing method on shape of titanium powder [J]. Progress on Titanium Industry, 2002(2): 14-17.
- [10] 冯颖芳. 提高钛粉粉末冶金制品力学性能的途径[J]. 钛工业进展, 2002(2): 22-23.
FENG Yir-fang. The approach of increasing mechanical properties of parts produced by powder metallurgy [J]. Progress on Titanium Industry, 2002(2): 22-23.
- [11] Sundaram P A, Basu D, Steinbrech R W, et al. Effect of hydrogen on the elastic modulus and hardness of gamma titanium aluminides[J]. Scripta Materialia, 1999, 41(8): 839-845.
- [12] Klachev B A, Malkov A V. The effect of hydrogen alloying on workability of titanium alloys[A]. Titanium'92 Science and Technology[C]. 1993. 861-869.
- [13] Senkov J J. Dynamic strain aging and hydrogen induced softening in alpha titanium[J]. Metall Mater Trans, 1996, 27: 1877-1882.
- [14] Zhang H, Lam T F, Xu J L. The effect of hydrogen on the strength and superplastic deformation of beta titanium alloys [J]. J Mater Sci, 1996, 31: 6105-6110.
- [15] 杜忠权, 王高潮, 陈玉秀. 渗氢处理细化Ti-10V-2Fe-3Al合金组织及改善其超塑性性能的效果[J]. 航空学报, 1994, 15(7): 882-886.
DU Zhong-quan, WANG Gao-chao, CHENG Yu-xiu. Refinement microstructure of Ti-10V-2Fe-3Al alloy by hydrogen treatment and the effect of improving its superplasticity[J]. Astronautica Sinica, 1994, 15(7): 882-886.
- [16] Zhang S Q, Zhao L R. Effect of hydrogen on the superplasticity and microstructure of Ti-6Al-4V alloy [J]. J Alloy and Compounds, 1995, 218: 223-229.
- [17] Lederich R J, Sastry S M. Influence of hydrogen addition on high temperature superplasticity of titanium alloys[A]. Advanced Processing Method for Titanium [C]. 1982. 115-128.

- [18] Kerr W R. The effect of hydrogen as a temporary alloying element on microstructure and tensile properties of Ti-6Al-4V [J]. *Metall Trans*, 1985, 16A: 1077 - 1082.
- [19] 张浩, 许嘉龙, 林天辉, 等. 氢对 Ti-6Al-4V 显微组织和超塑性变形的影响[J]. *稀有金属材料与工程*, 1991, 20(5): 52 - 57.
ZHANG Hao, XU Jiulong, LIN Tianhui, et al. The influence of hydrogen on microstructure and superplasticity for Ti-6Al-4V [J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 1991, 20(5): 52 - 57.
- [20] 赵林若. 钛合金超塑性机理及氢的作用[D]. 北京: 北京航空材料研究院, 1988.
ZHAO Linruo. The mechanics of superplasticity for titanium alloys and effects of hydrogen [D]. Beijing: Beijing Aerospace Materials Institute, 1988.
- [21] 丁桦. Ti-Al 系金属间化合物的超塑性研究[D]. 沈阳: 东北大学, 2000.
DING Hua. A study on superplasticity of Ti-Al intermetallics [D]. Shenyang: Northeast University, 2000.
- [22] 丁桦, 高建成, 张彩镛. 氢对 Ti₃AlNb 合金微观组织和超塑性变形行为的影响[J]. *钢铁研究学报*, 2000, 12(2): 48 - 53.
DING Hua, GAO Jiancheng, ZHANG Caipai. Effects of hydrogen on microstructure and superplasticity for Ti₃AlNb [J]. *Journal of Iron and Steel Research*, 2000, 12(2): 48 - 53.
- [23] 丁桦, 高建成, 路贵民. 氢处理对 Ti₃Al 金属间化合物组织和性能的影响[J]. *材料科学工艺*, 1998, 6(4): 55 - 59.
DING Hua, GAO Jiancheng, LU Guiming. Influence of hydrogen treatment on microstructure and performance for Ti₃Al intermetallics [J]. *Materials Science and Technology*, 1998, 6(4): 55 - 59.
- [24] 丁桦, 高建成, 张彩镛. 氢对 Ti₃Al 基合金和超塑性性能的影响[J]. *中国有色金属学报*, 1998, 8(增刊 2): 341 - 345.
DING Hua, GAO Jiancheng, ZHANG Caipai. Effects of hydrogen on superplasticity for Ti₃Al base alloys [J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 1998, 8(S2): 341 - 345.
- [25] 高文, 张少卿. 氢对 TC11 钛合金超塑性性能的影响[J]. *稀有金属*, 1992, 16(3): 227 - 230.
GAO Wen, ZHANG Shaoping. Effects of hydrogen on superplasticity for TC11 alloy [J]. *Rare Metal*, 1992, 16(3): 227 - 230.
- [26] Zhang C B, Kang Q, Lai Z H. The microstructure modification, lattice and mechanical properties of hydrogenated/dehydrogenated alpha Ti [J]. *Acta Mater*, 1996, 44: 1077 - 1083.
- [27] Senkov J J. Effect of phase composition and hydrogen level on the deformation behavior of titanium hydrogen alloys [J]. *Metall Mater Trans*, 1996, 27: 1869 - 1877.
- [28] 徐振声, 宫波, 张彩镛, 等. 氢对 TC4 钛合金高温拉伸行为的影响[J]. *稀有金属*, 1993, 17(3): 205 - 208.
XU Zhengsheng, GONG Bo, ZHANG Caipai, et al. The influence of tensile properties in high temperature for TC4 alloy [J]. *Rare Metal*, 1993, 17(3): 205 - 208.
- [29] 徐振声, 宫波, 张彩镛, 等. 氢对 Ti-6Al-4V 合金高温增塑作用[J]. *金属学报*, 1991, 27: A270 - A275.
XU Zhengsheng, GONG Bo, ZHANG Caipai, et al. The effect of increasing plasticity in high temperature for Ti-6Al-4V [J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 1991, 27: A270 - A275.
- [30] 王天生, 廖波, 苑辉, 等. 氢对 Super- α_2 合金 β 固溶处理后时效组织的影响[J]. *材料研究学报*, 1996(10): 592 - 588.
WANG Tiansheng, LIAO Bo, YUAN Hui, et al. The influence of hydrogen on aging microstructure for Super- α_2 alloy after β solution [J]. *Journal of Materials Research*, 1996(10): 592 - 588.
- [31] Yang K, Edmonds D V. Effect of hydrogen as a temporary alloying element on the microstructure of Ti₃Al intermetallic [J]. *Scripta Metal Mater*, 1993, 28(1): 71 - 77.
- [32] 廖际常. 含氢热加工技术在耐热钛合金中应用前景[J]. *钛工业进展*, 2002(1): 25 - 27.
LIAO Jichang. Application prospect of thermahydrogen processing in heat resistant titanium alloys [J]. *Progress on Titanium Industry*, 2002(1): 25 - 27.
- [33] Kerr W R, Gurney F J, Martorell I A. Pilot plant forging of hydrogenated Ti-6Al-4V [R]. AD A089107, Air Force Wright Aeronautical Laboratories, 1980.
- [34] 张勇, 张少卿, 陶春虎. 氢化 Ti-25Al-10Nb-3V-1Mo 铸态合金的热压缩行为及其显微组织[J]. *金属学报*, 1996, 32(3): 235 - 240.
ZHANG Yong, ZHANG Shaoping, TAO Chunhu. Hot compression behavior of Ti-25Al-10Nb-3V-1Mo for cast alloy and its microstructure [J]. *ACTA Metallurgica Sinica*,

- 1996, 32(3): 235 - 240.
- [35] 张勇, 张少卿, 陶春虎. Ti-25Al-10Nb-3V-1Mo 合金的氢化行为及其热压缩行为[J]. 中国有色金属学报, 1995, 5(增刊): 218 - 224.
- ZHANG Yong, ZHANG Shaoping, TAO Chunhu. Hydrogenated behavior of Ti-25Al-10Nb-3V-1Mo and its hot compression behavior[J]. Chinese Journal of Nonferrous Metal, 1995, 5(Suppl): 218 - 224.
- [36] Klachev B A, Nosov V K. Hydrogen plasticization in hot deforming of titanium alloys[A]. Titanium'85 Science and Technology[C]. 1984. 625 - 631.
- [37] 宁兴龙. 钛合金的可逆氢合金化[J]. 钛工业进展, 1995(1): 19 - 20.
- NING Xinglong. Reversible alloying of titanium alloys[J]. Progress on Titanium Industry, 1995(1): 19 - 20.
- [38] Ilyin A A, Nosov V K, Kollerov M Y, et al. Hydrogen technology of semiproducts finished goods production from high strength titanium alloys[A]. Advances in the Science and Technology of Titanium Alloy Processing[C]. 1997. 517 - 523.
- [39] 宫波, 赖祖涵, 新家光雄. 通过氢处理改善 $\alpha + \beta$ 型钛合金的拉伸性能[J]. 金属学报, 1992, 28(10): A431 - A434.
- GONG Bo, LAI Zhurhan, Niinomi M. Improvement in tensile properties of $\alpha + \beta$ type Ti alloys by hydrogen treatment [J]. Acta Metallurgica sinica, 1992, 28(10): A431 - A434.
- [40] Gong B, Lai ZH, Niinomi M. Improvement in tensile properties of $\alpha + \beta$ type Ti alloys by hydrogen treatment[J]. Acta Metal, 1993, 6(2): 121 - 124.
- [41] Morasch K R, Bahr D F. The effects of hydrogen on deformation and cross slip in BCC titanium alloy[J]. Scripta Materialia, 2001, 45(2): 839 - 845.
- [42] Sha W, Mckinven C J. Experimental study of the effects of hydrogen penetration on gamma titanium aluminide and beta 21S titanium alloys[J]. J of Alloy and Compounds, 2002(3): L16 - L20.
- [43] Kolachev B A, Ilyin A A, Nosov V K. Hydrogen technology as new perspective type of titanium alloy processing[J]. Advances in the science and technology of titanium alloy processing, 1992(2): 331 - 338.
- [44] Kolachev B A, Mitin B B, Talaaev V D. Hydrogen technology of titanium alloys[J]. Aviation Manufacturing, 1991(1): 58 - 59.
- [45] Greenspan J, Rizzitano F J, Scala E. Metal Matrix Composites by Decomposition Sintering of Titanium Hydride[R]. AD722258, Army Materials and Mechanics Research Center, 1971.
- [46] Kolachev B A, Egorova Y B. Hydrogen influence on machining of titanium alloys[J]. Advances in the Science and Technology of Titanium Alloy Processing, 1997: 339 - 346.
- [47] 潘峰, 张少卿, 薛志痒. 氢处理对铸造钛合金低周疲劳寿命及断裂韧性的影响[J]. 金属科学与工艺, 1990, 9(1): 67 - 72.
- PAN Feng, ZHANG Shaoping, XUE Zhiyang. Influence of hydrogen treatment on low cycle fatigue life and fracture toughness for cast titanium alloys[J]. Metal Science and Technology, 1990, 9(1): 67 - 72.
- [48] 潘峰, 张少卿, 薛志痒. 铸造钛合金的氢处理细化晶粒的研究[J]. 航空学报, 1987, 8(1): A77 - A82.
- PAN Feng, ZHANG Shaoping, XUE Zhiyang. Research of grain size refinement for cast titanium alloys by hydrogen treatment[J]. Astronautica Sinica, 1987, 8(1): A77 - A82.
- [49] 潘峰, 张少卿. Ti-6Al-4V 铸造合金在氢处理过程中 Ti_3Al 的析出[J]. 机械工程学报, 1990, 26(4): 38 - 41.
- PAN Feng, ZHANG Shaoping. Precipitation of Ti_3Al phase in Ti-6Al-4V cast alloy during hydrogen treatment[J]. Chinese Journal of Mechanical Engineering, 1990, 26(4): 38 - 41.
- [50] 徐振声, 宫波, 赖祖涵. 用氢细化 Ti-6Al-4V 合金显微组织的研究[J]. 有色矿冶, 1990(2): 45 - 48.
- XU Zhengsheng, GONG Bo, LAI Zhurhan. Research of microstructure refinement of Ti-6Al-4V by hydrogen [J]. Nonferrous Mineral and Metallurgy, 1990(2): 45 - 48.
- [51] Zhang Y, Zhang S Q. Hydrogen characteristics of Ti-6Al-4V cast alloy and its microstructure modification by hydrogen treatment[J]. Int J Hydrogen Energy, 1997, 22(2): 161 - 168.
- [52] ZHANG Shaoping, PAN Feng. Hydrogen treatment of Ti-6Al-4V alloy[J]. Chin J Met Sci Technol, 1990(6): 187 - 192.
- [53] 陆盘金, 王定华, 薛志痒. Ti-6Al-4V 合金细化显微组织的氢处理研究[J]. 材料工程, 1991(3): 19 - 21.
- LU Panjin, WANG Dinghua, XUE Zhiyang. Research of hydrogen treatment for fine microstructure of Ti-6Al-4V alloys

- [J]. *Materials Engineering*, 1991(3): 19 - 21.
- [54] 廖际常. 钛合金含氢热加工技术的应用范围和前景 [J]. *钛工业进展*, 2002(6): 18 - 20.
- LIAO Ji-chang. The application range of thermohydrogen technology of titanium and its prospects [J]. *Progress on Titanium Industry*, 2002(6): 18 - 20.
- [55] 杨 柯, 周朝惠, 李冬法. 钛合金的热塑性与钛基复合材料的加氢制备 [J]. *稀有金属材料与工程*, 1997, 26(1): 11 - 18.
- YANG Ke, ZHOU Chao-hui, LI Dong-fa. Thermal plasticity of titanium alloys and fabrication of titanium matrix composites by hydrogenation [J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 1997, 26(1): 11 - 18.
- [56] Guo Z X, Li J H, Yang K. The effect of temporary hydrogenated on the processing and interface of titanium composites [J]. *Composites*, 1994, 25(9): 881 - 886.
- [57] Yang K, Guo Z X, Edmonds D V. Study of the effect hydrogen on titanium alloy foils to be use as composites matrices [J]. *Scripta Metal Mater*, 1992, 27(8): 1021 - 1026.
- [58] Yang K, Guo Z X, Edmonds D V. Processing of titanium matrix composites with hydrogen as a temporary alloying element [J]. *Scripta Metal Mater*, 1992, 27(12): 1695 - 1700.

Technology of hydrogen treatment for titanium alloy and its application prospect

HOU Hong-liang, LI Zhi-qiang, WANG Ya-jun, GUAN Qiao

(Beijing Aeronautical Manufacturing Technology Research Institute, Beijing 100024, China)

Abstract: Technology of hydrogen treatment for titanium alloy is a kind of new system for completing optimum control of Ti-H microstructure and improving process ability by means of using hydrogen deduced plasticity, hydrogen deduced phase transformation and effect of reversible hydrogen alloying. Hydrogen treatment for titanium alloy to improve microstructure, mechanical properties and process capability, such as metal forming, diffusion process, machining and alternative process for casting titanium alloy were summarized, the mechanism of improving process capability was analyzed, and its application prospect was prospected.

Key words: titanium alloy; hydrogen; hydrogen deduced plasticity; hydrogen deduced phase transformation

(编辑 吴家泉)