

铸造钛合金的热氢处理

阿·阿·依里因，阿·姆·马莫诺夫

(莫斯科航空工艺学院)

讨论了用热氢处理方法来控制 BT5Л 和 BT20Л 铸造合金的组织及提高其综合力学性能的可能性，热氢处理就是把氢的可逆合金化与对氢化的材料产生热影响结合起来。业已证明，采用通过合理选择氢浓度、渗氢温度、冷却和除气速度条件控制 $\beta \rightleftharpoons \alpha$ 转变机理为依据的热氢处理工艺流程，可把粗大的片状铸造组织转变为细小的弥散组织。热氢处理可保证提高合金的强度与塑性，特别是可提高合金的疲劳持久强度。

关键词：氢处理，钛合金

Thermal—Hydrotreatment of Cast Titanium Alloys

A. A. Elien, A. M. Mamonov

(Moscow Institute of Aeronautical Technology)

Possibilities for control of structure and increase of mechanical properties of cast titanium alloys VT5L and VT20L by means of thermal hydrotreatment have been discussed. Thermal hydrotreatment is coordination of reversible alloying of hydrogen with thermal influence on hydrogenated materials. It is shown that use of technological process of thermal hydrotreatment on the basis of control of mechanism $\beta \rightleftharpoons \alpha$ with rational selection of concentration of hydrogen, temperature of hydrogenation, cooling and degassing velocities may change the macrostructure from platy into dispersion. Thermal hydrotreatment can ensure alloys to increase strength and plasticity, in particular, longevity in the fatigue test.

Keywords: hydrotreatment, titanium alloy

长期以来人们认为，钛合金中氢含量高只会产生消极影响，在使用过程中会产生氢脆性^[1]。苏联于70年代开始研究利用氢对钛合金工艺性的有利影响^[2,3]，结果制定了难变形钛合金压力加工的新工艺，该工艺的依据就是氢致塑性效应^[4]。

上述研究工作已证明，氢不仅可使热变形更容易，而且可大大影响变形半成品的相成分和组织。因此，经最终真空退火后的半成品在多数情况下比用传统的工艺所获得的半成品具有更高的力学性能。1980年美国对铸造钛合金 Ti-6Al-4V 采用氢作为暂时合金元素，已获得第一批良好结果^[5]。

进一步研究钛合金中氢对相变机理和组织形成的影响使文献[6]作者有了可能引入一个用氢的可逆合金化与热影响相结合为依据的新型加工方法的概念—热氢处理。热氢处理包括三个主要阶段：1) 氢饱和；2) 对氢化材料的热影响；3) 在真空中处理除氢至使用中保证安全的浓度。热氢处理可能运用的范围我们在文献[7]中已讨论过。

氢处理最有应用前景的方向之一是以提高强度、塑性和疲劳性能为目的的铸造组织的转变。这对 α -合金和伪 α -合金特别有效，因为以粗大的初生 β -晶粒和粗大的片状内部晶粒结构为特征的此类合金的铸造组织对热影

响极为稳定，用传统的热处理方法无法转变其组织。这类合金的热氢处理的理论依据是：1) 氢—相的硬化 ($\beta\phi H$)；2) 通过合理选择渗氢退火的参数(氢的浓度、温度、冷却速度)和氢化金属热处理及真空退火的温度—速度规范来控制 α -相质点在含氢 β -相分解中的生长过程。我们早就研究过以氢—相硬化作用为依据，并包括在多晶型 $\beta \rightleftharpoons \alpha$ 和共析的 $\beta \rightleftharpoons \alpha + \gamma$ 转变的温度范围内热循环处理在内的热氢处理流程^[7]。已经证明，利用此种热氢处理流程可获得比铸态强度更高、特别是塑性更高的部分或完全再结晶的组织。但是，此种热氢处理流程要求进行热循环，而这在生产条件下不是经常能做到的。采用第二种热氢处理流程可在保持初生 β -晶粒尺寸的条件下使内部晶粒结构极其细化。此种方法容易在实际中应用。

本文专门研究热氢处理对下列铸造钛合金的组织 and 力学性能的影响：Ti-5%Al (BT5Л) 和 Ti-6%Al-2%Zr-1%Mo-1%V (BT20Л)。采用了以控制相变机理(不包括热循环)为理论依据和在保持良好塑性条件下以提高强度、特别是疲劳性能为目的的热氢处理流程作为基本流程。

研究氢对合金组织和相成分的影响用的是从圆柱形铸造毛坯上切下来的 $\phi 15\text{mm}$ 和高5mm的试样。氢饱和

* 参加试验工作的还有伏·伏·扎瑟普金，特·依·索妮娜，尤·伏·米哈依洛夫。

在 Сиверто С 装置上用标准方法进行, 其气体介质的浓度 (C_H) 为 0.1~1% (重量)。

为了有根据地选择热氢处理的规范需要有氢在渗氢和真空退火中对组织形成过程的影响方面的资料。影响组织组分的形态和尺寸的主要因素是转变的温度及伴随产生的体积效应。氢是有效的 β -稳定剂, 会导致急剧地降低 $\alpha+\beta/\beta$ 转变点 (Ac_3) 的结束温度。这清楚地示于图 1a 的 BT20Л-氢合金系中的相平衡图。平衡图用试淬火方法和高温 X 射线照相法绘制。分析平衡图表明, 在 280℃ 下加入 0.8% H 时, Ac_3 温度降低。此外, 在 $C_H > 0.6\%$ 时, β -相要经历析出氢化物的共析 $\beta \rightarrow \alpha + \gamma$ 分解, 这是由 BT20Л 合金中主要的 β -稳定剂 (V、Mo) 含量低所决定的。BT5Л 合金在同样的氢浓度下, 其 Ac_3 温度的下降发生在 270℃, 而在室温下, 在平衡条件下的 β -相根本不会存在于此种氢浓度中 (相成分只有 α -相和 γ -相, 见图 1b)。

主要溶解于 β -相的氢会导致极大地增加其原子体积, 而实际不影响 α -相的原子体积。因此, $\beta \rightarrow \alpha$ 转变的体积效应是随着 C_H 的增长而增长, 并且在 450~600℃ 温度范围内, BT20Л 合金可达 10% (在 $C_H = 0.8\%$ 时), 而 BT5Л 合金为 9% (在 $C_H = 0.9\%$ 时) [8]。

为了尽可能更完全地溶解 α -相的粗大板片和初生 β -晶粒界面的 α -相的镶边, 氢饱和是在接近氢化合金的 Ac_3 温度下进行的, 因而在冷却前其相成分实际只是一种 β -相。

渗氢退火后的冷却伴随发生 $\beta \rightarrow \alpha$ 转变, 在晶核的形成阶段中转变的剪切性质导致晶核的片状形态。由于 $\beta \rightarrow \alpha$ 转变大的体积效应和由于贫主要合金元素 [9] 的 β -相的低强度而产生于共格结合的晶粒-基体相界上的高弹性应力, 导致在 α -相形成的开始阶段就已失去共格性。这就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 $\beta \rightarrow \alpha$ 转变的温度低而遇到困难。

在不进行 $\beta \rightarrow \alpha$ 转变的含氢的 β -相中, 当温度低于共析转变的温度时, 可能发生共析分解 (见图 1)。这样, 合理地选择氢的浓度、渗氢温度和冷却速度可使钛合金的内部晶粒组织非常细化。

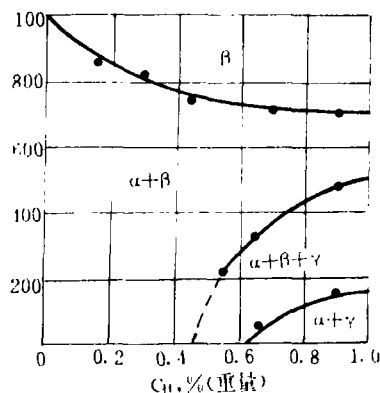


图 1 a 氢合金化的 BT20Л 合金的相成分图

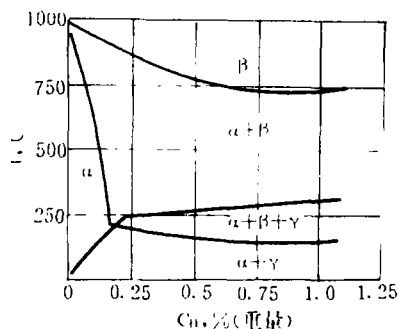
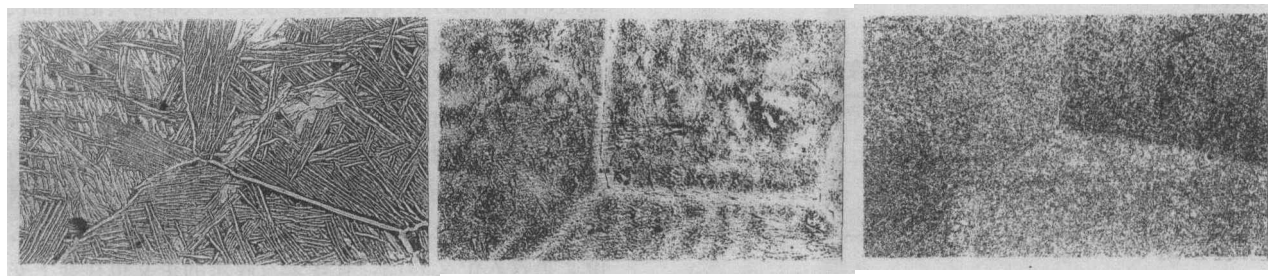


图 1 b 氢合金化的 BT5Л 合金的相成分图

已进行的研究表明, 对于 BT20Л 合金来说, 氢浓度为 0.8% 左右是适宜的, 而对于 BT5Л 合金—0.9% 是适宜的。当氢的含量更高时, 渗氢退火后在冷却过程中发现试样有裂纹。作为说明上述规律性的 BT20Л 合金试样的微观组织的例子示于图 2。



(a) 原始铸态;

(b) 氢饱和至 0.8% (重量) 后;

(c) 真空退火后。

图 2 BT5Л 合金的组织

组织的最后形成是在真空退火中进行的。正如已进行的研究所表明的那样, 在固溶处理过程中, 逆向共析转变 $\alpha + \gamma \rightarrow \beta$ 在两种合金中都是在 400~500℃ 温度, 即到强烈除氢开始时完成。当继续加热时, 合金中进行由于 β -相贫氢引发的 $\beta \rightarrow \alpha$ 转变。在加热速度不高或采用低温等温保温 (550~650℃) 时, 析出的 α -相同样非常细

化弥散。但是, 在合金的最终除气温度低于 700℃ 时, 就不能保证除氢至安全的浓度, 或使这一过程的持续时间延长到不允许程度。另一方面, 当真空退火温度提高到大于 800℃ 时, 会导致 α -质点增大, 这会降低组织的弥散效果。因此, 真空退火的最佳温度范围是 700~800℃。按这样的规范获得的 BT20Л 合金的微观组织示于图 2. c。

在 BT5Л 合金中也形成类似的组织。

表1列出了原始状态和热氢处理后的试样在室温下进行的瞬时试验时的力学性能测定结果。试验是用标准方法进行的。在热氢处理过程中, BT20Л 合金渗氢进行到 $C_H=0.8\%$, 而 BT5Л 合金一到 0.9% 。两种合金的最终真空退火温度为 800°C 。从所列结果可以看出, 热氢处理能提高强度极限 (BT5Л 提高 15% , BT20Л 提高 10%), 屈服极限 (BT5Л 提高 20% , BT20Л 提高 12%)。同时, BT5Л 合金的塑性 (δ —提高到 1.5 倍) 和冲击韧性 (提高 27%) 都有提高。BT20Л 合金的塑性和冲击韧性几乎无变化。

表1 BT5Л 和 BT20Л 合金氢化处理后的力学性能

合金	处理规范	σ_b , MPa	$\sigma_{0.2}$, MPa	δ , %	ψ , %	α_k , MJ/m ²
BT5Л	原始状态	790	730	6.2	19.5	0.55
	热氢处理	910	870	12.0	31.5	0.70
BT20Л	原始状态	950	870	9.2	15.5	0.56
	热氢处理	1050	970	8.8	14.2	0.55

表2 BT5Л 合金热氢处理后的疲劳试验结果

合金状态	对数平均持久性, N 循环	持久性对数 均方差, S	持久性对数 误差系数, r, %
原始铸态	56000	0.17	3.7
热氢处理后	120000	0.16	3.14

BT5Л 合金的疲劳试验用光滑的圆柱形试样按扭转弯曲方式进行, 载荷频率为 100Hz , 应力振幅值 $\sigma_{\max}=500\text{MPa}$, 循环不对称性 $R=-1$ 。测定了至断裂的循环数和静力试验性能 (表2)。BT20Л 合金的疲劳试验按 1Hz 的拉-压应力方式进行, $R=0$, $\sigma_{\max}=800\text{MPa}$ 、 700MPa 、 600MPa 。对规定的 σ_{\max} 值, 测定了至断裂的循环平均数 (表3)。

表3 BT20Л 合金热氢处理后的疲劳试验结果

合金状态	$\sigma_{\max}=800\text{MPa}$ N	$\sigma_{\max}=700\text{MPa}$ N	$\sigma_{\max}=600\text{MPa}$ N
原始铸态	16000	32000	45000
热氢处理后	29000	92000	580000

分析列于表2和表3的结果表明, 由于热氢处理而形成的组织能有效地影响铸钛合金持久性能的提高, 例如, BT5Л 可提高到2倍, 而 BT20Л 合金在 $\sigma_{\max}=600\text{MPa}$ 时, 一超过10倍。

最后应当指出, 铸造合金中铸造缺陷 (气孔、微裂纹等) 会使合金的强度和持久强度的全部寿命不能实现, 降低热氢处理的有效性。因此, 为了进一步提高铸钛合金, 其中包括用异型铸造方法生产的零件在内的质量和工作能力, 最有发展前景的是把热氢处理与气体等压压

制结合起来。

参考文献

1. Колачев Б. А. и т. д. Металлургия 1974-543С.
2. Лизанов В. А. и т. д. Металлургия 1977, с. 312-310.
3. Колачев Б. А. и т. д. Труды III Международной конференции по титану. м.; ВИАУС, 1978, т. з. с. 61~68.
4. Носов В. К. и т. д. Металлургия 1986, -118С.
5. Kerr W. R. et al., Titanium 80, Science and Technology, Proc. Conf. on Titanium, Japan, 1980, V4, P. P. 2478~2486.
6. Ильин А. А. Изв. вузов Цветная Металлургия. -1987, №1, с. 96~101.
7. Колачев Б. А. и т. д. В кн.: Термическая Физико-термическая и лазерная обработка сталей и титановых сплавов - ППШ, Пермь 1989, С. 97~101.
8. Ильин А. А. и т. д. Физико-химическая Механика Материалов. 1987, Т. 23, №4, С. 35~38.
9. Ильин А. А. и т. д. Физико-химическая механика материалов, 1987. Т. 23. №1. С. 111~114.

(朱荃芳译 郝应其校)

跟踪国际高新技术 加速建设我国材料数据库

全国第三次暨航空航天部第二次材料数据库学术会议于1991年11月4~7日在杭州召开, 有来自全国各部门的企事业单位、科研院所、高等院校从事材料数据工作的学者、教授、专家代表共90人参加会议。这次会议既是为迎接1992年8月首次在北京召开国际科技数据委员会 (CODATA) 第13届年会的一次准备, 又是对我国材料数据库建设成就和学术成果的总结与交流, 因此受到领导部门、材料界的重视和支持, 航空航天部何文治副部长为会议论文集题词: “总结提高, 继续努力, 为发展我国材料数据作出更大贡献”, 师昌绪教授的题词是: “材料数据是发展新材料与合理使用现有材料的基础, 因此, 必须高度重视材料数据库的建设工作。” 罗百昌同志的题词是: “搞好标准化, 实现网络化, 共享材料科学数据资源”。征集的论文会前编印成册, 受到与会代表欢迎。论文集收入论文59篇, 有些未及收录的论文也在会上安排宣读, 广泛开展学术交流, 总结经验, 互相学习。会议期间, 还举办了小型技术市场, 进行数据库现场演示; 由 CODATA 中国委员会主持评选推荐参加1992年 CODATA 年会论文, 还特邀部分代表座谈材料数据库发展规划和纲要。航空航天部材料数据中心还在会议期间召开了部内材料数据库协作网工作会议。这次学术会议内容丰富, 效果显著。《科技日报》社驻浙江记者站站长宦建新应邀到会并作了采访。

(洪)