

内 容 简 介

本书较深入地探讨了高强度钛合金的焊接特征,以及在焊接热循环的作用下和热处理过程中焊接接头的组织和相变。

书中提供了对最广泛使用的 BT6、BT14、BT22 等高强度钛合金焊接接头组织和机械性能的研究成果。也介绍了采用数学规划试验法确定热处理强化规范与焊接接头质量指标之间数量关系的研究成果。并指出了提高钛合金焊接结构强度的途径。

本书可供从事钛合金焊接结构设计、制造、科学研究人员以及大专院校焊接专业师生参考。

СВАРКА ВЫСОКОПРОЧНЫХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ

С. М. Гуревич

«Машиностроение» 1975

*

高强度钛合金的焊接

尹克里 译

何康生 校

*

国防工业出版社 出版

新华书店北京发行所发行 各地新华书店经售

国防工业出版社印刷厂印装

*

787×1092¹/₃₂ 印张5⁵/₈ 119千字

1980年3月第一版 1980年3月第一次印刷 印数: 0.001—6,200册

统一书号: 15034·1883 定价: 0.61元

译 序

钛及其合金具有比重小、比强度高、耐热、耐腐蚀等优点，因而，在工业上的应用日益广泛。

这本书较深入地探讨了高强度钛合金的焊接特征，以及在热循环作用下和在热处理过程中焊接接头的组织和相变过程。书中综合了大量高强度钛合金焊接接头的热处理规范与组织、性能关系的资料和近期研究的成果。着重论述了熔化极和不熔化极的氩弧焊、加焊剂的氩弧焊、埋弧焊及真空电子束焊等主要焊接钛合金的熔焊方法。

译者对书中的错误作了更正，但限于水平，译文一定还会有不少错误，敬请读者指正。

本书由尹克里同志翻译，黄三元、田茂贵、王士英同志也参加了一部分初译工作。译稿由何康生同志校对。

目 录

序言	1
第一章 高强度钛合金及其可焊性	5
1. 特性	5
2. 热处理	12
3. 焊接特点	28
4. 焊接方法	43
第二章 双相钛合金接头的焊接和热处理	54
5. 焊后接头的组织和机械性能	54
6. 焊缝金属的合金化	73
7. 焊接接头的热处理	98
第三章 β 合金焊接接头的组织及性能	116
8. 熔焊的特点	116
9. 焊缝的脆化及消除途径	128
10. 通过热处理来取得塑性的焊接接头	141
第四章 焊接接头的低周疲劳度	151
11. 各种因素对低周疲劳度的影响	151
12. 实体试样的低周疲劳度	168
参考文献	173

序 言

钛及其合金具有独特的物理、化学性能（比重小、常温及高温强度高、在多种腐蚀性介质中具有耐蚀性等），故在工业的各部门获得了日益广泛的应用。由于冶金部门研制化学活性金属所取得的成就，将促使钛及其合金在短期内成为廉价的结构材料。

工业钛（ $\sigma_B = 35 \sim 45$ 公斤力/毫米²）及其低合金化合金（ $\sigma_B = 80 \sim 90$ 公斤力/毫米²），在苏联和其它国家的机器制造业中获得了广泛的应用。已成功地克服了焊接钛时，在高温和熔化状态下，金属高活性所引起的困难。已经掌握了对各种钛制品、其中包括重要用途制品的焊接。焊接钛的新方法、专用的焊接设备、特有的装置和夹具已用于生产。苏联和其它国家研制了大量的 α 、 $\alpha + \beta$ 、 β 组织的钛合金。钛合金的热处理工艺开始较为广泛地采用。若以前对钛合金进行退火是为了消除内应力，那么，近年来对钛合金的退火则是为了得到所需的组织和性能。在实践中已运用等温退火、淬火和时效的热处理工艺。

α 钛合金具有耐热性，可焊性好，经济性好等重要优点，因此，在焊接结构中取得了主要应用。但是，对高强度钛合金特别感兴趣的，则是那些迫切需要采用钛合金来减轻结构重量的工业部门。与钢结构相比，钛合金构件重量轻的特点仅在一定的强度值上才能突出的表现出来。大家知道，提高 α 钛合金强度的方法乃是综合合金化。不过，这时就要降低合金的塑性。而在制造承受振动、反复静载、弯曲及冲击载

荷下的构件时，这是个重大的缺点。因此，在许多工业部门中，最近都愈加注意到具有各种合金化程度的 $\alpha + \beta$ 合金，以及热处理强化后的 β 合金。

作为一个实例，让我们考察一下为减低高强度钢 30XГCHA 的结构重量，用钛合金 BT22 代替的效果。从 BT22 和 30XГCHA 材料的物理和机械性能(见表 1)看出，比强度 σ_B/ρ 和比刚度 E/ρ 的数值相当接近，这就不能给出采用那一种材料更为合理的、足够明晰的概念。

表 1 材料的对比性能

牌 号	σ_B (公斤力/毫米 ²)	δ %	ψ %	α_H (公斤力·厘米/厘米 ²)
30XГCHA	160~170	8~9	35~45	4~6
BT22	110~115	8~12	30~50	4~7

ρ (公斤/厘米 ³)	E (公斤力/毫米 ²)	E/ρ (公斤力·厘米/公斤)	σ_B/ρ (公斤力·厘米/公斤)
$7.77 \cdot 10^{-3}$	19500	$2510 \cdot 10^5$	$21.3 \cdot 10^5$
$4.68 \cdot 10^{-3}$	11000	$2350 \cdot 10^5$	$23.5 \cdot 10^5$

为了更详细的比较分析，需要进行专门计算。这种计算，能够评价出使用新材料后结构重量的减少。我们研究一下使用 BT22 和 30XГCHA 材料厚壁管的例子，两材料的厚壁管中径与厚度之比同为 $D_{cp}/\delta = \text{const} = K$ 。

在确定两材料重量 M 的比例关系时，应用下列公式：

截面积（近似公式的计算误差，如 $K=10$ 时，为 1%）：

$$F = \pi D_{cp} \delta = K \pi \delta^2$$

截面的轴惯性矩:

$$J = 0.4 D_{cp}^3 \delta = 0.4 K^3 \delta^4$$

抗弯力矩:

$$W_{нгр} = 0.8 D_{cp}^2 \delta = 0.8 K^2 \delta^3$$

重量比:

$$\frac{M_T}{M_{CT}} = \frac{F_T \rho_T l}{F_{CT} \rho_{CT} l} = \frac{\delta_T^2 \rho_T}{\delta_{CT}^2 \rho_{CT}}$$

式中 l —— 所取管长;

M_T, F_T, δ_T —— 分别为钛合金管的重量、截面积和壁厚;

$M_{CT}, F_{CT}, \delta_{CT}$ —— 分别为钢管的重量、截面积和壁厚。

运用这些公式计算出了, 具有等强度或等刚度的结构采用 BT22 合金后所减轻的重量(见表 1)。

等强度结构:

$$\text{则} \quad W_{CT} \sigma_{BCT} = W_T \sigma_{BT}$$

$$\therefore \quad \frac{\delta_T}{\delta_{CT}} = \frac{D_T}{D_{CT}} = \sqrt[3]{\frac{\sigma_{BCT}}{\sigma_{BT}}} = 1.145$$

$$\therefore \quad \frac{M_T}{M_{CT}} = \frac{\delta_T^2}{\delta_{CT}^2} \cdot \frac{\rho_T}{\rho_{CT}} = 1.145^2 \times \frac{4.68}{7.77} = 0.79 \text{①}$$

减少的重量为 21%。

等刚度结构:

$$\text{则} \quad J_{cp} E_{CT} = J_T E_T$$

$$\therefore \quad \frac{\delta_T}{\delta_{CT}} = \frac{D_T}{D_{CT}} = \sqrt[4]{\frac{E_{CT}}{E_T}} = 1.152$$

① 原文此处等式列错, 按结果更正。——译者

$$\therefore \frac{M_{\tau}}{M_{\text{CT}}} = \frac{\delta_{\tau}^2}{\delta_{\text{CT}}^2} \cdot \frac{\rho_{\tau}}{\rho_{\text{CT}}} = 1.152^2 \times \frac{4.68}{7.77} = 0.8 \ominus$$

减少的重量为 20%。

承受纵向弯曲的结构，其临界力按公式 $P = \pi^2 EJ/l^2$ 确定。在等长度下，等式 $E_{\text{CT}}J_{\text{CT}} = E_{\tau}J_{\tau}$ 是等强度的判别准则，也就是说，在保持等刚度的条件下，这一关系式也适用于承受弯曲的结构。

在承受拉应力的结构中，等强度的判别准则是：

$$F_{\tau}\sigma_{B_{\tau}} = F_{\text{CT}}\sigma_{B_{\text{CT}}}$$

由此得：

$$\frac{F_{\tau}}{F_{\text{CT}}} = \frac{\sigma_{B_{\text{CT}}}}{\sigma_{B_{\tau}}} = \frac{165}{110} = 1.5$$

则比例

$$\frac{M_{\tau}}{M_{\text{CT}}} = \frac{F_{\tau}\rho_{\tau}}{F_{\text{CT}}\rho_{\text{CT}}} = 1.5 \frac{4.68}{7.77} = 0.9$$

由推导出的数据看出，在承受弯曲和纵向弯曲的承力结构中，应用 BT22 合金使得外廓尺寸增大 15%，而重量则减轻 20% 左右。

承受拉应力的结构，应用 BT22 合金的效果略有降低，重量只减轻 10%。上述结论不仅适用于管材，而且也适用于各种形状截面的零件。

用钛合金代替钢制造那些尺寸受到制造工艺限制的零件，有极大的效果。

从上述的计算看出，用钛合金 BT22 代替高强度钢 30XГCHA，可使结构的重量大幅度降低。

用钛合金 BT6 及 BT14 代替钢 30XГCHA 和 X16H 6 的效果，从计算中也可得出类似的结论。

● 原文此处等式列错，按结果更正。——译者

第一章 高强度钛合金及其可焊性

1. 特 性

工业中已使用了大量不同组织和性能的钛合金，采用合金化和热处理方法可以改变钛合金组织，但这又与钛的多晶形转变和钛与周期表元素相互作用的特点有关。根据合金元素对钛的多晶形转变温度的影响，以及在 α 和 β 钛中的溶解度(因而，就是根据对其中一个相的稳定作用)，可将其分为下列各组^[15,21]。

1) α 稳定剂(铝、在某种程度上来说还有锡)：提高 $\alpha \rightarrow \beta$ 转变温度，大量溶于 α 钛的六方晶格中，而略溶于 β 钛的体心立方晶格中；

2) 同晶的 β 稳定剂(钼、铌、钒、钽)：降低 $\alpha \rightarrow \beta$ 转变温度，无限溶于 β 钛中，略溶于 α 钛中；

3) 形成共析体的 β 稳定剂(铁、铬、锰、铜、镍、钨)：降低 $\alpha \rightarrow \beta$ 转变温度，在 β 钛中的溶解度较在 α 钛的溶解度为大，在一定的浓度和温度下与钛形成金属间化合物；

4) 中性强化剂(锆、铅)：对多晶形转变温度影响小，且无限溶于钛的两个变体中。

仅加 α 稳定剂进行钛的合金化时，则导致出现 $\alpha + \beta$ 双相区， α 和 $\alpha + \beta$ 区的边界线随着合金化元素浓度的增加而移向较高的温度。同晶的 β 稳定剂的作用则相反，随着它在合金中数量的增加，则 $\alpha + \beta$ 区的边界线移向低温，并且，

对于每个合金元素来说，当达到一定的临界成份浓度时，合金在室温下仅为 β 相。

在含有过渡族元素(铬、锰、铁)的钛合金中，其共析转变异常缓慢，所以，在大冷却速度时，这些合金的行为也与用同晶的 β 稳定剂合金化的合金相同。无论是以共析形成元素或是以同晶的 β 稳定剂进行合金化，钛合金中部分地形成 β 相，均是在缓慢冷却中发生的。

在工业钛合金中，大量使用的合金元素是铝、锡、钒、钼、锰、铬、铁和锆。表2列出了这些元素在钛的两个相中的溶解度，及相应于临界成份的 β 稳定剂的浓度。元素的 β 稳定作用越强烈，则它在 α 相中的溶解度越小。

除合金元素外，钛合金还含有由原料(海绵钛和中间合金)及半成品生产过程中带入金属中的杂质。属于这类杂质

表2 元素在钛中的溶解度

元 素	温 度 °C	在 α 相 中的极限 溶解度% (重量)	共析转 变温度 °C	共析温度 时在 β 相中 的极限溶解 度%(重量)	β 稳定 剂的临界 浓度 %(重量)	资料来源
Mo	600	0.8	—	无限	12	[16]
V	600	~1.5	—	无限	15	
Cr	675	0.5	675	15	8	
Fe	600	<0.2	600	15	4	
Mn	550	0.5	550	20	6.5	
Al	20	<7.5	—	—	—	
Sn	700	~23	865	14	—	[35]
Zr	—	无限	—	无限	—	
O ₂	200	<3.7	1740	2.3	—	
N ₂	1050	6.5~7.4	1200	2.5	—	
H ₂	300	0.002	335	1.25	—	

的有：氧、氮、氢和碳。与上述能与钛形成置换固溶体的合金元素不同，对杂质来说，由于它们的原子体积不大，就进入到 α 和 β 相的晶格中而形成间隙固溶。从影响多晶形转变温度和稳定 α 和 β 相的观点出发，间隙杂质可作如下的分类：氧和氢是极有效的 α 稳定剂，随着它们在金属中含量的增加，多晶形的转变温度升高，并且， α 固溶体的范围也随着扩大。氢扩大了 β 固溶体范围，但是，在 335°C 时就会发生共析体的分解而形成钛的氢化物。

下面将对间隙杂质对钛合金性能及其可焊性的影响进行研究。这里仅需指出，在同一合金化条件下，随着杂质浓度的不同钛合金的组织 and 性能会有明显的差别，因而对合金中杂质的含量作了严格的规定。

为了对钛合金进行比较，以组织类型为基础来划分。按其组织类型来说，它们都是钛的一种同素异形体为基的固溶体。因而，把钛合金依其相组成的不同，可适当地分为三类： α 合金、 $\alpha + \beta$ 双相合金和 β 合金。

可以把以少量 β 稳定剂(在 α 相中的溶解度范围内)合金化的合金归为 α 合金。С. Г. Глазунов建议把这种合金划作为伪 α 合金。双相合金具有不同比例的 α 、 β 相成份。具有极少量第二相(α 相)或仅为单一 β 相特征的合金可归于 β 合金。

表3给出了苏联、美国和英国工业生产的基本型钛合金的性能。表中仅包含强度极限大于 $85\sim 90$ 公斤力/毫米²的合金。

α 钛合金不能热处理强化，因而，它们的性能仅决定于固溶体合金化的程度。铝是这些合金的主要合金元素。含有

表 3 高强度钛合金的化学成份和性能

合金类型	牌 号 (国 别)	化学成份% (重量) (余量为钛)	热 处 理	σ_B 公斤力/毫米 ²	$\sigma_{0.2}$ 公斤力/毫米 ²	δ %
α 合金	BT5-1 (苏联)	5Al, 2.5Sn	轧制后退火	85~95	75~85	17~20
	Hy55 (英国)	3Al, 6Sn, 5Zr	同上	100	95	17
	Ti-7Al-12Zr (美国)	7Al, 12Zr	同上	95~105	—	—
伪 α 合金 ($<2\% \beta$ 稳定剂)	OT4-2 (苏联)	6Al, 1.5Mn	轧制后退火	115~120	105~110	9~12
	Ti-8Al-1Mo-1V (美国)	8Al, 1Mo, 1V	788°C退火, 8小时 随炉冷却	105~112	98~105	10~18
	RMI-5821 (美国)	5Al, 1Mo 6Sn, 0.25Si, 2Zr	同上	98	91	10
	Hy60 (英国)	3Al, 0.5Si, 6Sn 2Mo, 5Zr	同上	110	—	—
	BT18 (苏联)	6Al, 1Mo 11Zr, 1Nb	800~900°C 退火, 空冷	105~125	—	9~13
	BT20 (苏联)	6Al, 1Mo 2Zr, 1V	800~850°C 退火, 空冷	95~110	85~100	7~10
$\alpha + \beta$ 合金	BT6C (苏联)	4.5Al, 3.5V	750~800°C 退火, 空冷	90~95	85~90	8~10
	BT6 (苏联)	6Al, 4V	800°C退火, 空冷	95~100	85~90	10~15

Ti-6Al-4V(美国)	6Al, 4V	940°C水淬 538°C时效 4小时, 空冷 轧制后退火	120	110	8
Ti-6Al-4V-ELI (美国)	6Al, 4V 氧含量低	940°C水淬 538°C时效 4小时, 空冷 轧制后退火	95	90	12
Ti-6Al-4V-2Sn (美国)	6Al, 4V 2Sn	871°C水淬, 593°C时效 6小时, 空冷 轧制后退火	109~116 130~133	102~105 123~126	12~15 10
IMI550(英国)	4Al, 0.5Si 4Mo, 2Sn	899°C在空气中淬 火, 499°C时效24 小时, 空冷	125	112	15
BT14(苏联)	4Al, 3Mo 1V	750°C退火, 空冷 890°C水淬, 490°C 时效12小时, 空冷	95~100 120~130	90~95 118~125	12
BT16(苏联)	2.5Al, 5Mo 4.5V	780~830°C退火, 空冷 780~800°C水淬, 480~520°C时效8~16 小时, 空冷	80~95 125~140	75~80 110~125	12~17 4~7

$\alpha + \beta$ 合金

(续)

合金类型	牌 号 (国 别)	化学成份% (重量) (余量为铁)	热 处 理	σ_B 公斤力/毫米 ²	$\sigma_{0.2}$ 公斤力/毫米 ²	δ %
$\alpha + \beta$ 合金	BT22(苏联)	6Al, 5Mo, 5V, 1Cr, 1Fe	700~780°C退火1 小时, 随炉冷至350°C 后空冷	110~120	—	8~12
	Ti-4Al-3Mo-1V (美国)	4Al, 3Mo, 1V	轧制后退火 899°C水淬, 496°C 时效12小时, 空冷	95 125~135	85 109~117	12~15 6
	HyLITE-51(英国)	4Al, 2Sn, 4Mo	899°C水淬, 499°C 时效24小时, 空冷	128	114	15
	IMI-700(英国)	6Al, 0.2Si, 5Zr, 1Cu, 3Mo	(同上)	137	127	16
	IMI-205(英国)	15Mo	788°C水淬, 525°C 时效16小时, 空冷	115	—	5
伪 β 合金	BT15(苏联)	3Al, 8Mo, 11Cr	800~850°C水淬, 480°C时效25小时 800~850°C水淬, 500°C时效15分钟, 空冷 800~850°C水淬, 不进 行高温时效	80~90 125 135	75~85 120 130	15~20 6~8 5~6
	B120VCA(美国)	3Al, 11Cr, 13V	788°C空气淬火, 厚 度大于5毫米时水 淬, 482°C时效16小时	130	123	5~8

4~5% 铝的情况下, 再增加1%的添加元素时, 合金的强度增加最大, 而金属的塑性和韧性并无明显下降。每增加1%的添加元素^①时, 强度增加为7公斤力/毫米²。

合金中加入5~6%的锡时, 可大幅度地提高其强度而不降低其塑性。锡还促使提高金属的蠕变极限, 并使氧化倾向略为下降。锆同样提高 α 合金的蠕变极限, 并增大其持久强度。

由表3中的数据看出, 仅用 α 稳定剂及中性强化剂合金化的工业钛合金, 在塑性合格的情况下, 强度不超过100公斤力/毫米²。虽然如此, 在400~500°C时, α 钛合金的比强度超过了大多数耐蚀(不锈)钢和耐热钢。

α 钛合金工艺性良好。在压力加工时具有满意的塑性。用这种钛合金可以制造板、带、厚板、锻件、模压毛坯、挤压型材、管材和丝材。它们都能很好地进行焊接, 在大气和腐蚀性介质中具有高的耐蚀性。这些合金一般用于制造工作于500°C以下的结构。

用少量的 β 稳定剂使 α 钛合金合金化时, 不会改变合金的相组成, 而能在高塑性及工艺性良好的情况下, 显著地提高金属的强度。苏联的 OT4-2 和 BT-18 合金具有最高的强度极限(达到125公斤力/毫米²)。伪 α 合金能很好地进行模压、弯曲及切削加工。RMI5621、BT 18 和 BT20 合金在500~550°C时具有满意的热强度。

应用最广泛的钛合金是 $\alpha + \beta$ 双相合金。在进行淬火和

时效热处理后,它们的强度极限可达 $120\sim 140$ 公斤力/毫米²。合金退火后具有满意的工艺性能,因此,一般在这种状态下制造构件,然后,将其热处理强化。在 $500\sim 550^{\circ}\text{C}$ 以下,BT8、BT9、IMI550、IMI700 等合金具有耐热强度。双相热处理强化合金,用于制造工作温度低于 400°C 的承载结构。

伪 β 合金只能在给定的合金化条件下,从 β 相稳定的温度快速冷却后才能得到 β 相组织。这类合金在淬火状态下,具有高塑性和高强度($\sigma_s=85\sim 90$ 公斤力/毫米²)。热处理强化后其强度增高($\sigma_s=130\sim 140$ 公斤力/毫米²)。用各种形变热处理方法还可能进一步提高 β 合金的强度。时效后冷变形的金属其强度可达 $\sigma_s=200$ 公斤力/毫米²。 β 合金在工业上尚未取得广泛应用。

2. 热 处 理

热处理是改变钛合金组织和使工件达到使用所必需的综合机械性能的主要手段。在保证足够塑性和韧性条件下的高强度,以及保持构件在运转中这些性能的稳定性上,热处理与合金化具有同等重要的意义。

钛合金的主要热处理形式是退火、淬火和时效处理。热-机械处理方法也获得了应用。

根据不同的温度条件,钛合金的退火能引起相变(高于 $\alpha \rightarrow \beta$ 转变温度的相的重结晶退火),也可能不引起相变(例如温度低于 $\alpha \rightarrow \beta$ 转变温度的再结晶退火)。钛及其合金的再结晶退火,导致材料软化并消除内应力,这就可能伴随着机械性能的改变。合金化的添加元素和气体杂质对钛的再结晶温度能产生重大影响(图1)^[7]。由图可以看出,碳、氧、

铝、铍、硼、铈和氮能最大程度地提高再结晶温度。某些元素(铬、钒、铁、锰、锡)在加入相当大的数量下——不少于3%，也能起到有效作用。上述元素的影响所以不同，可以用这些元素与钛的化学作用特点不同、原子半径和合金组织状态不同来解释。

对于组织不稳定的和经过变形的钛合金，退火处理特别有效。 $\alpha + \beta$ 双相钛合金退火状态的强度，不是 α 相和 β 相强度的简单总和，还与其组织的不均匀性有关。含有大约同等数量(这与显微组织的细化程度有关) α 相和 β 相的、具有最不均匀组织的合金，在退火状态下则具有最大的强度。退火能改善合金的塑性和工艺性能(见表4)。

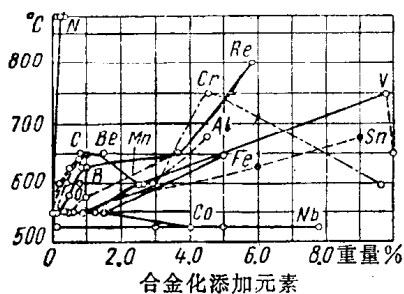


图1 钛的再结晶温度与合金化添加元素及间隙杂质含量之间的关系

表4 钛合金的退火规范(板材和由板材制成的零件^[7])

合 金	温 度 °C	
	$\alpha + \beta \rightarrow \beta$ 转 变	退 火
BT6	950~1000	800
BT14	920~960	750
BT16	870~910	780
BT15	750~800	800

采用不完全(低温)退火的目的是为了消除焊接、机械加工、板材冲压等所造成的内应力。

除再结晶外，钛合金还能发生其它的相变，这些转变将导致合金最终组织的改变。其中最重要的有：

a) β 固溶体的马氏体转变；

- 6) β 固溶体的等温转变;
- в) 形成金属间相的 β 固溶体的共析或包析转变;
- г) 不稳定 α 固溶体(例如 $\alpha + \beta$ 中的 α') 的等温转变。

仅在合金中含有 β 稳定元素的情况下, 热处理强化才有可能。热处理强化包括合金的淬火和随后的时效处理。由热处理所获得的钛合金的性能, 取决于淬火所保留的介稳定 β 相的成分和数量, 以及时效过程中所形成的分解产物的类型、数量和分布。气体——间隙杂质, 对 β 相的稳定性影响很大。根据 И. С. Полюкин 和 О. В. Каспарова 的资料, 氮降低 β 相的稳定性, 改变 β 相的分解动力学和其最终性能, 提高再结晶温度。氧有同样的作用, 但是, 氮的影响比氧强烈些。例如, 根据对 BT15 合金 β 相分解动力学的影响来看, 0.1% N_2 含量相当于 0.53% 的 O_2 含量, 而 0.01% N_2 则相当于 0.2% 的 O_2 , 同氧一样, 氮也抑制 ω 相的形成过程。

М. А. Никаноров 和 Г. П. Дыкова 提出如下假设: 增加 O_2 含量, 则由于氧与 β 固溶体经淬火所产生的缺位相互作用使 β 相的分解加剧, 这同样为 α 相的出现创造了条件。

氢稳定 β 相, 增加淬火合金中的残留 β 相数量, 提高由 β 区淬火的合金时效效果, 降低保证最大时效作用的淬火加热温度。

在 $\alpha + \beta$ 和 β 合金中, 氢影响金属间化合物的分解、导致形成氢化物并使 β 相时效时丧失塑性。氢主要聚集于 β 相中。

Ф. Л. Локшин 研究双相钛合金淬火相变时, 得到了由 β 区淬火后的组织和电子浓度间的关系。

BT6С、BT6、BT8、BT3-1 和 BT14 合金的原子具有