

金属的应力腐蚀断裂

(第二册)

朱永昌編

北京航空学院一〇三教研室

一九八二年一月复印

第六章	鈦及其合金的应力腐蝕断裂·····	2
第一节	簡要介紹鈦合金的金属学和机械性能·····	2
第二节	力学因素的影响·····	13
第三节	环境因素的影响·····	25
第四节	冶金因素的影响·····	49
第五节	鈦合金在水溶液中应力腐蝕断裂的断裂形式·····	68
第六节	鈦合金应力腐蝕断裂机理·····	70
第七章	不銹鋼的应力腐蝕断裂·····	81
第一节	环境因素的影响·····	82
第二节	冶金因素的影响·····	109
第三节	奥氏体不銹鋼应力腐蝕断口分析·····	127
第四节	不銹鋼的应力腐蝕断裂机理·····	133
参考文献	-----	157

第六章 鈦及其合金的应力腐蝕断裂

鈦合金是第二次世界大战以后出現的一种新型結構材料。自 1948 年开始工业性質生产以来，随着航空工业的发展，鈦合金的生产、研究和使用规模迅速扩大。鈦产量与原先相比有了成百倍地增长。

鈦合金的优点是比重小（只有鋼的 57%）、强度高（与合金鋼相近）、耐热性远超过鋁合金和鎂合金。抗蝕性和不銹鋼相当，再加上有丰富资源条件，这一切使得鈦合金成为制造飞机、導彈、火箭、宇宙飞船、舰艇和化工设备的比較理想的結構材料。

近十年来，鈦合金在飞机結構材料中占用的比例不断上升，50 年代只占百分之几，60 年代已达 10—30%。近年来美国試制的新型高速飞机 YF-12（馬赫数为 3），鈦合金占 75~93%。

目前国内鈦合金大約 80% 以上用于航空工业，最早用于航空发动机中的压气机盘、压气机叶片、发动机罩、燃燒室外壳、排气装置外壳、尾噴管等。

虽然鈦及其合金在海水中中和大多数酸、碱、盐介質中抗均匀腐蝕能力很高，但是，它們在許多环境中具有应力腐蝕断裂的敏感性，必須引起我們的重视。

第一节 簡要介紹鈦合金的金属学和机械性能

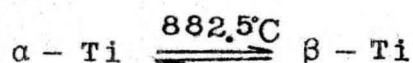
一、純鈦

在室温下，鈦的晶体結構是密排六方。密排六方体的滑移比面心立方和体心立方的困难，因此鈦的塑性不如鋁和鉄，但比同类晶体結構的好得多。其强度与普通碳鋼相近，合金化后，强度可提高到 100~120 公斤/毫米²，近期发展的高强度鈦合金，强度已达 140~160 公斤/毫米。

鈦中主要杂质是氧、氮、碳和氢，在鈦中一般都以間隙原子固溶的，即使含量不多，也能明显降低鈦的塑性和韌性。

鈦的 σ_b 和 $\sigma_{0.2}$ 相差較小， $\sigma_{0.2}/\sigma_b$ 比值为 0.7，合金化后常常提高到 0.9，这给压力加工带来困难，冷加工时应力大，成型时易造成开裂。研究应力腐蝕断裂，要注意这个因素。

鈦在加熱時，於882.5°C發生同素異構轉變。在882.5°C以下為密排六方結構，稱為 α -Ti，在882.6°C以上，轉變為體心立方結構，稱為 β -Ti。即



晶格常數

$$a = 2.953\text{\AA} \quad a = 3.282\text{\AA}$$

α -鈦強度較高，耐熱性較好，但塑性差，變形抗力大。 β -鈦耐熱性較差，但工藝塑性較好，易於加工。而且可利用 β -Ti在加熱、冷卻時的相變，在合金化後，可熱處理到高強度。鈦合金正是利用上述兩種結構的不同特點，經過添加適當合金元素，發展成不同類型的鈦合金，即以 α -相為主的耐熱鈦合金，以 β -相為主的可熱處理強化的高強度鈦合金。

純鈦的疲勞强度高，如果表面存在劃傷、缺口、氧化、腐蝕坑等，會降低疲勞強度和抗S. C. C.性能。

純鈦在大多數腐蝕性介質，特別是在中性、氧化性和海水等介質中有很好的抗腐蝕性。氫氟酸、硫酸、鹽酸、正磷酸、氯化鋁溶液對鈦有較大腐蝕作用。

二、鈦合金

1. 狀態圖

當鈦中加入合金元素後，對(α -Ti和 β -Ti)這兩種結構必然會帶來不同影響。首先表現在改變 α -Ti $\rightleftharpoons$ β -Ti的轉變溫度。鈦合金中轉變點的位置，對合金的組織、性能、加工工藝參數的選擇等都有重大的影響。鈦中的合金元素，一般按照對轉變點的影響性質來分類；凡是提高轉變點的元素，它有擴大 α -相區，穩定 α -相的作用，稱為 α -穩定化元素，反之稱 β -穩定化元素，而介於兩者之間的稱為中性元素。按照上述原則，可以把鈦合金的狀態圖歸成四種典型形式：（見圖6-1）。

(1) 加入合金元素升高轉變溫度，擴大 α -相區，如Al、Ga、Sn、還有O、N、C等。

(2) 加入元素和 β -Ti有同相晶格類型，在 β -Ti中無限固溶，擴大 β -相區，降低轉變點，如Mo、V、Nb、Ta等。

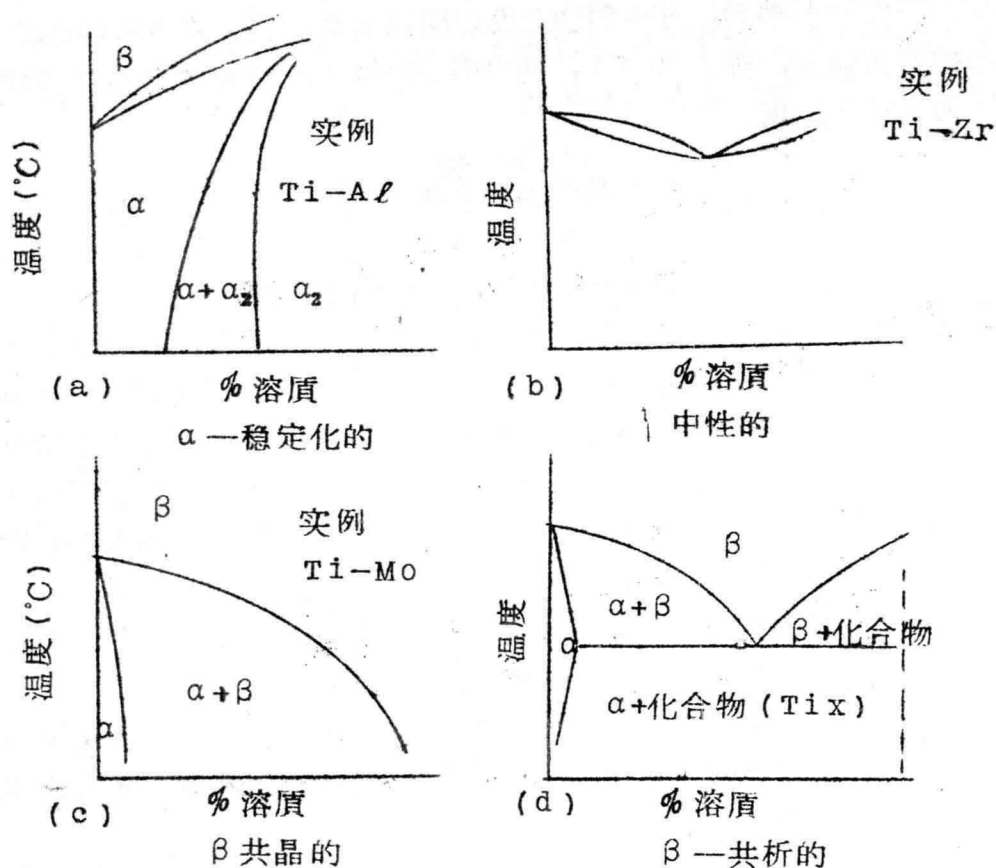


图 6-1 钛合金系的典型相图

(3) 加入元素扩大 β 相区，降低转变点，但不能在 β -Ti中无限固溶，并且有共析转变。称共析型 β 稳定化元素，如Fe、Cr、Mn、Cu、Si、H等。

(4) 合金元素在 α -Ti和 β -Ti都能无限互溶，且转变点变化不大，如Zr、Hf、属于中性元素。

2. 分类

钛合金一般是按退火后的组织进行分类。已经知道，钛中加入 β 稳定化元素后，转变点下降。如果加入量足够大，超过 C_2 ，则转变点下降到室温，见图6-2，此时退火后得到 β 相组织。同理，成分在 C_1 - C_2 之间的退火组织为 $\alpha+\beta$ 相，小于 C_1 的为全 α 相。工业钛合金就是按这种规律分为：

- (1) α 钛合金——退火组织为全 α 相。
- (2) $\alpha+\beta$ 钛合金——退火组织为 $\alpha+\beta$ 相。

(3) β 鈦合金——退火組織为全 β 相。

常用的鈦合金的分类如表 6—1 所示。

α 鈦合金的特点是高温性能好，組織稳定，是耐热鈦合金的基础，但是，常温强度不太高。 $\alpha+\beta$ 鈦合金可进行热处理强化，常温强度高，在中温下耐热性也較好，但組織不够稳定，焊接性能較差。 β 鈦合金的加工塑性很好，在成分适当时，通过淬火时效可获得很高的常温性能，是目前发展高强度鈦合金的基础，但性能不够稳定，冶炼工艺复杂。現在最常用的是 α 和 $\alpha+\beta$ 型鈦合金。

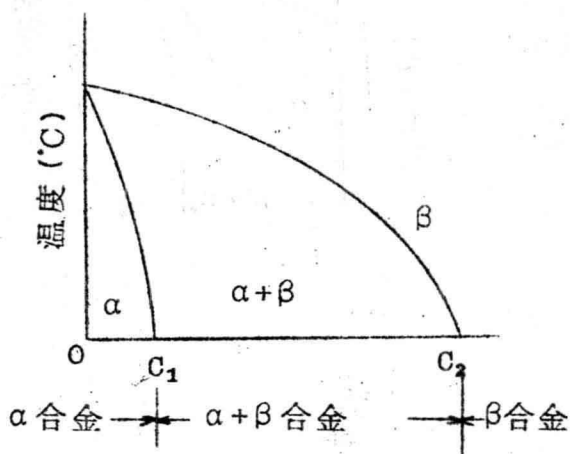


图 6—2 β 稳定化元素对合金組織的影响

二、相变

1. 馬氏体轉变

α 型、近 α 型和 ($\alpha+\beta$) 型鈦合金在鍛造后空冷或淬火情况下都产生馬氏体轉变。馬氏体組織是常见的相組織。

(1) 馬氏体的类型

根据晶格特点，可以分为四种不同类型的馬氏体：

a. $\{334\}$ 型六方馬氏体具有六方密堆点陣結構，慣析面接近于 $\{334\}_{\beta}$ 面。这类馬氏体片內基本上沒有孿晶，是单晶馬氏体。这类馬氏体在純鈦和很多低合金元素含量的鈦合金中生成。它是最常见的，是 α —鈦合金中固溶有濃度不高的 β 稳定元素的过飽和固溶体。一般为块狀結構。

b. $\{344\}$ 型六方馬氏体具有六方密堆点陣結構，慣析面接近于 $\{344\}_{\beta}$ 面，成鋸齒形。在馬氏体内，有高的位錯密度，堆垛层錯和孿晶，是孿晶馬氏体。通常是 $\{10\bar{1}1\}_{\alpha}$ 孿晶。在淬火状态下的 Ti—5Mn 和 Ti—5.3Cu 合金中，以及在 Ti—11Mo、Ti—5.3Mn 等 β 相合金在变形后生成这类馬氏体。它是 α -Ti 中固溶有較高濃度的稳定元素的过飽和固溶体，一般为針狀結構。

表 6—1 鈦合金的分类

合金类型	α 相	α + β	β + α	β 相
例子	純鈦	Ti-8Al-1Mo-1V	Ti-13V-11Cr-3Al	
	工业级鈦	Ti-6Al-4V	Ti-8Mo-8V-3Al-2Fe	Ti-30Mo
	CP35A	Ti-4Al-3Mo-1V	Ti-11.5Mo-6Zr-4.5Sn	Ti-32Mo-2.5Nb
	50A 70A	Ti-6Al-4Zr-2Sn-6Mo		
从 β 相 区淬火 的组织	六方馬氏体	斜方馬氏体	剩余 β 相	β 相

注: α + β 和 β + α 合金间并无明显的界限。

許多工业合金同时含有 α 和 β 稳定元素，馬氏体形态往往处于块状和針狀之間。馬氏体片的尺寸（长/宽比率）随 M_s 的下降而变小。例如，下列合金的相对片状尺寸为：

$$\text{Ti-4Al-3Mo-1V} < \text{Ti-6Al-4V} < \text{Ti-8Al-1Mo-1V}.$$

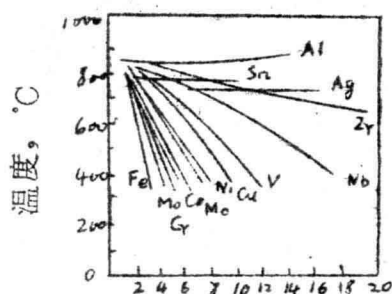
c. 斜方馬氏体具有三个晶軸互相垂直而軸长不等的点陣結構。馬氏体片內可能有孪晶，也可能沒有孖晶。惯析面接近于 $\{133\}_{\beta}$ 面。在較高 β 稳定元素的鈦合金中产生这类馬氏体，例如，Ti-V、Ti-Ta、Ti-Nb、Ti-Mo、Ti-W、Ti-Re 等。

d. 面心立方或面心正方馬氏体是孖晶馬氏体，在馬氏体片內有一組或兩組 $\{111\}_{\beta}$ 孖晶。在 Ti-8Al-1Mo-1V、Ti-6Al-4V、Ti-4Al-3Mo-1V 和 Ti-Mn 中在固溶处理温度較低时生成这类馬氏体。

(2) 馬氏体轉变点 M_s

合金元素的种类和含量对 M_s 的影响如图 6-3 所示。合金元素降低 M_s 的能力如下：

$$\text{Fe} > \text{Mn} > \text{Cr} > \text{Co} > \text{Mo} > \text{Ni} > \text{Cu} > \text{V} > \text{Nb} > \text{Zr} > \text{Sn} > \text{Al}.$$



合金元素含量 (原子%)

图 6-3 合金元素对 M_s 的影响

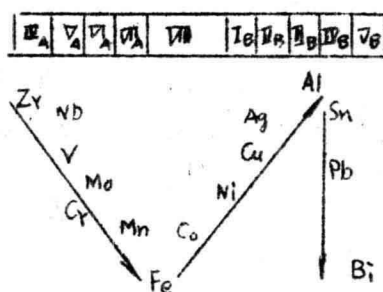


图 6-4 合金元素对 M_s 的影响与周期表中位置关系

可见，合金元素对 M_s 的影响基本上和它們对 β 相的稳定作用相一致，同时也和鈦銅合金元素在周期表中相对位置有密切关系。图 6-4 把合金元素对 M_s 的影响按照它們在周期表中的次序加以排列。

显然， α —同晶型元素和中性元素，如 Al、Zr、Sn 对 M_s 点的影响很小，甚至于沒有影响。含这些合金元素的合金具有与純鈦相同

的馬氏体晶型，然而，大多数 β —同晶型元素和 β —共析元素对 M_s 点有显著影响。例如，Ti—Mo合金，加入1%（重量）Mo，使 M_s 下降 30°C ，随着Mo含量继续增加， M_s 继续急剧下降，当Mo含量大于9%时，在液氮中淬火也不发生馬氏体转变，这样就能从 β 相空冷时也能保持单相的体心立方晶格。

純鈦的淬火組織为块状馬氏体組織，鈦合金的淬火产生針状馬氏体組織，有着鋸齿状和无規則的晶界。每个晶粒中有两片或两片以上的馬氏体片，且不穿过原有相的晶界。这种转变能全部完成而不存在残余 β 相。

在冷却速率不太大的情况下，馬氏体转变温度和冷却速度的函数关系，基本上是一条水平綫。这就意味着，在一般工业生产的冷却速度下，可以把馬氏体转变温度（ M_s ）看成是不随冷却速率变化的。

虽然鈦合金在固态下相变分为无扩散型的馬氏体转变和扩散型的形核—成长的馬氏体转变。但是，馬氏体转变仍然是以成核—长大方式进行的。扩散型转变后生成 α 相或（ α 相+弥散的 β 相）扩散转变可有几种途径：（1） α 相是在 β 相冷却到 α 相稳定温度范围内沉淀析出的，（2）在 α —稳定系统或中性系统中，转变可进行得很充分，并产生 α 的魏氏体組織，（3）在含 β —稳定元素（或 β —共析元素）系统中，在緩冷时产生魏氏体 $\alpha+\beta$ 組織，这类組織在Ti—6Al—4V、Ti—11.5Mo—6Zr—4.5Sn等合金从高于 M_s 温度下緩冷下来时就可看到，它呈針状，一般叫做“网藍状”組織，或叫做“藍状纖維”結構。

三种工业鈦合金在不同固溶处理温度下淬火可得到不同的相組織，见图6—5图。

2. 馬氏体分解

六方馬氏体（ α' ）：在只含 α 稳定元素的合金中，馬氏体回火时，沒有脫溶反应。在工业合金Ti—8Al—1Mo—1V、Ti—6Al—4V和Ti—4Al—3Mo—1V中， α' 回火时 β 相脫溶在 α “晶格骨架”上，随着反应的进行，成分逐渐接近于平衡 α 相成分。

斜方馬氏体（ α'' ），Ti—4Mo、Ti—4.25Mo—0.25Si和Ti—4W在回火时均沉淀出密度很高的极小針状 α 相。Ti—4Mo和Ti—4W在較高温度下回火时 α'' 还会分解为 α 相和 β 相的层状混合物。

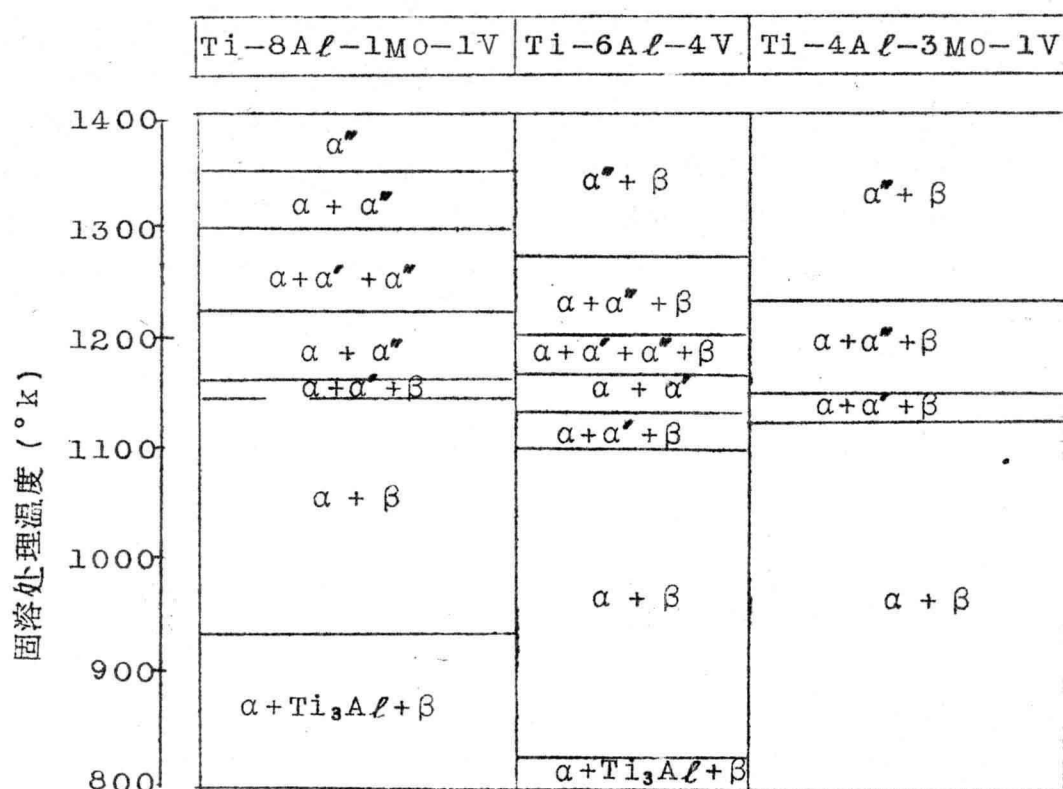


图 6—5 三种工业钛合金在不同温度下淬火得到的相组织

3. α 相分解, β 相分解:

α 相中发生的最重要转变是分解为 Ti_3x 的六角有序相, 例如, Ti_3Al 、 Ti_3Ga 、 Ti_3In 、 Ti_3Sn 等。

亚稳定 β 相能进行一系列复杂的分解反应, 见图 6-70。它可以分解为 $\beta + \omega$ 、 $\beta + \omega + \alpha$ 、 $\beta + \alpha$ 、 $\beta_1 + \beta_2$ 、 $\beta_1 + \beta_2 + \alpha$ 、 $\beta + \alpha$ 、 $\beta + \alpha + \text{Ti}_3\text{x}$ 、 $\alpha + \text{Ti}_3\text{x}$ 等。

($\beta + \omega$)相合金在水溶液中没有应力腐蚀敏感性。

β 相固溶体在低温时效时, 可以分解为二种溶质浓度不同的体心立方固溶体 ($\beta_1 + \beta_2$)。

在所有情况下, α 相和 β 相基体联系都是不紧密的, (指亚稳定 β 相分解为 $\beta + \alpha$ 的情况下), 一般成为片状魏氏体组织。

在亚稳定的 Ti-13V-13Cr-3Al 合金中, β 亚稳分解为 $\alpha + \text{Ti}_3\text{x}_2$, TiCr_2 在晶界上形成, 结果使晶界变脆。

三、热处理和显微组织的变化

(一) $(\alpha+\beta)$ 合金的热处理

1. 工厂退火 (MA), 这主要对 Ti-6Al-4V 而言。主要工艺为加热到 730°C 保温 4 小时, 然后炉冷至室温。工艺规程示意图, 见图 6-6。其目的是为了获得细晶粒度的等轴 $(\alpha+\beta)$ 显微组织。β 所占的体积分数取决于合金的化学成分和退火温度。含 Al 和 Sn 最高的合金, 略炉冷, 将在 α 相中有 α₂ 相析出。用光学显微镜看不到 α₂ 相。

2. 双重退火

工艺规程示意图如图 6-7 所示。第一次退火为加热到 955°C 保温 10 分钟, 空冷到室温。然后第二次再加热到 675°C 保温 4 小时, 空冷到室温。

第一次退火热处理时, β 相产生部分分解, 形成了 α 相的细片。第二次低温退火时, β 相的体积分数减少, 但更加浓集 β-稳定化元素 (如 Fe、Cu 等)。

对于 Ti-8Al-1Mo-1V 的双重退火是把工厂退火材料再重新加热到 788°C, 然后空冷或水淬。MA 和 DA 在显微组织上稍有差别。

3. 双重热处理

这是针对 Ti-7Al-4Mo 而言。其热处理制度为: 980°C 保温一小时, 水淬 + 920°C 保温 1 小时水淬, 淬火后经不同温度的时效处理。图 6-8 是它的工艺规程示意图。

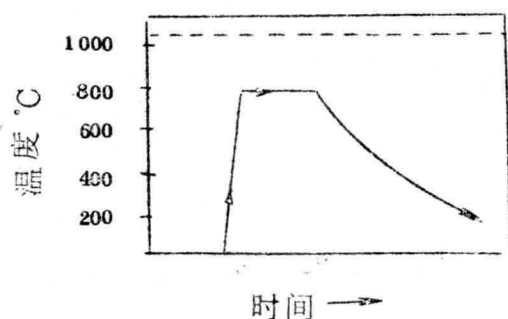


图 6-6 工厂退火工艺流程示意图

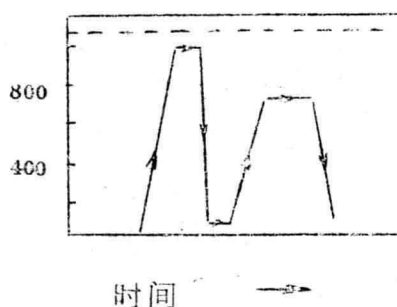


图 6-7 双重退火工艺流程示意图

第一次在两相区上部进行固溶处理得到一定量的初生 α 相。随后在较低温度下的固溶处理以获得次生的针状 α 相。最后时效使合金达到一定强度。这样既可获得良好的断裂韧性, 又有良好的拉伸性能。

4. 固溶处理和时效 (STA 或 $(\alpha+\beta)$ STA)

图 6-9 是其工艺规程示意图。合金先加热到 955°C 保温 10 分钟水淬, 然后再加热到 540°C 或 675°C 时效 4 小时, 空冷到室温。

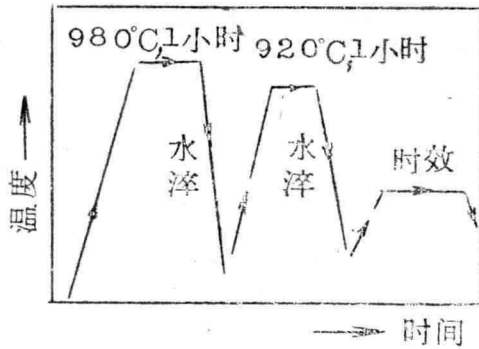


图 6-8 双重热处理工艺流程示意图

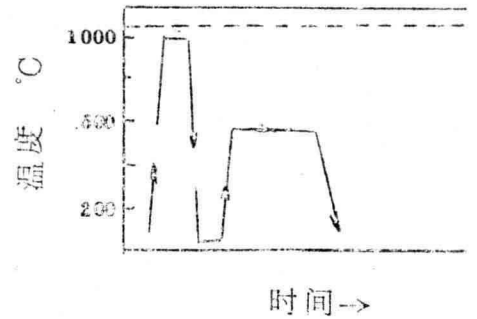


图 6-9 STA 热处理示意图

第一次保温时间是 10 分钟, 水淬是使 β 相不因扩散而分解, 淬时转变为马氏体, 第二次加热到 $540^{\circ}\text{C} \sim 675^{\circ}\text{C}$ 并保温, 目的是使马氏体分解为细的 $(\alpha+\beta)$ 相。基体的 α 相, 相对地说受影响。

5. β -固溶处理和时效 (β -STA)

将合金加热到 β 转变温度以上或加热到 1095°C , 保温 1 小时, 水淬, 然后再加热到 540°C 或 675°C 时效 4 小时, 空冷至室温。 β -STA 热处理工艺流程示意图如图 6-10 所示。

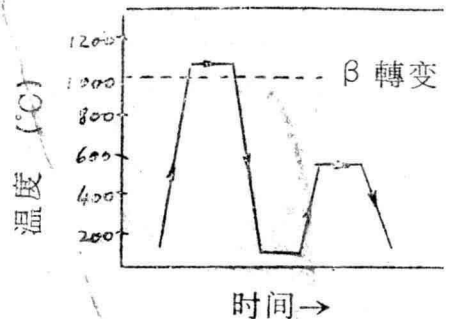


图 6-10 β -STA 热处理工艺流程示意图

超过 β 转变温度的固溶处理和 水淬是为了获得充分的马氏体组织。随后的低温时效是为了产生细微的 $(\alpha+\beta)$ 相。

(二) $(\beta+\alpha)$ 合金的热处理

1. 固溶处理 (β -ST)

亚稳定 β 相合金在超过 β 转变温度下进行固溶处理, 然后空冷或水淬。这样可得到等轴的 β 相晶粒。

2. 固溶处理和时效 (β -STA)

经固溶处理后, 合金一般在 $(\beta+\alpha)$ 相区温度范围内时效。

較低的时效温度在时效后形成的显微組織是由 β 相基体和其中的细微的 α 相魏氏体片組成 (见图 6-11)。略回火温度增高, 使 α 相的尺寸和数量增加。在冷却时有可能产生 ω 相, 这样会使合金脆化。

(三) α 相合金的热处理

1. α 退火 ($\alpha A-AC, \alpha A-WQ, STA$)

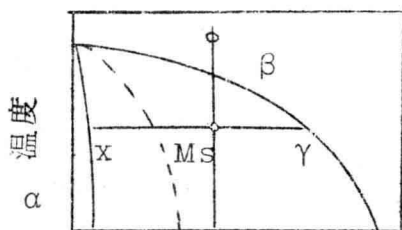
改变 α 相合金的热处理, 只能引起显微組織和性能上很小变化。在 α 相区的温度范围内进行退火处理, 可产生等軸的晶粒組織。少量的杂质 (如铁), 将会使組織中产生一部分 β 相, 这将影响合金的机械性能和抗应力腐蝕断裂性能。例如, 当分解为 $(\beta+\omega)$ 相組織时, 将降低 K_{ISCC} 。

在 $Ti-5Al-5Zr-5Sn$ 、 $Ti-5Al-2.5Sn$ 这类合金中, 緩冷或低温时效时, α 相組織有可能形成 $(\alpha_1+\alpha_2)$ 相。无论是 $(\beta+\omega)$ 相或者是 $(\alpha_1+\alpha_2)$ 相, 都无法用光学显微鏡看到它們。

2. β 退火 ($\beta A-WQ, \beta$ -STA)

将 α 相合金在 β 相区温度范围内固溶处理, 然后水淬。所得到的显微組織为 100% 的粗大馬氏体。該組織在低温或中温时效时, 产生回复和再結晶。

α 相合金的 β 退火和 α 退火示意图如图 6-12 所示。

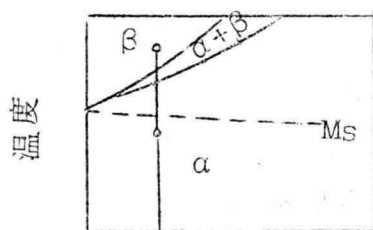


β 稳定元素, 如 Mo 或 V (%)

图 6-11 亚稳定 β 相合金的 β -ST 和 β -STA) 热处理示意图。

X 为 α 相魏氏体的成分。

Y 为 β 相成分。



α 稳定元素, (%)

图 6-12 α 合金的 β 退火和 α 退火的示意图

○ β -A

• α -A

(四) β 相合金的热处理

因为 β 相合金是稳定单相 β 固溶体, 所以不要求复杂的热处理。目的是为了消除应力而进行退火处理。退火热处理过程只产生回复和再结晶。退火温度取决于原先的冷加工和热加工工艺。一般来讲, 热锻、热挤压和热轧以后的 β 相合金, 在 $800 \sim 900^\circ\text{C}$ 保温 5—15 分钟, 以进行退火处理。冷拉焊丝的退火工艺为 $800 \sim 840^\circ\text{C}$ 内保温 5—10 分钟。板、管材冷轧的中间退火为 $750 \sim 800^\circ\text{C}$ 内保温 30 分钟到 1 小时。

金相检验表明: 600°C 已充分回复, 750°C 已完全再结晶, 这时平均晶粒度为 $\sim 2.3 \times 10^{-2}$ 毫米。

(五) 分级冷却 (SC)

这种热处理还处在研究阶段, 只在实验室中使用, 目的是使被研究的钛合金产生不同的应力腐蚀断裂敏感性。其热处理工艺流程是, 从室温加热到退火温度, 保温一定时间, 冷却到某些中间温度, 保温一定时间, 然后再冷却到室温。

(六) 常用钛合金在不同热处理状态下的物理性能、机械性能和 K_{ISCC} 。见表 6-2。

第二节 力学因素的影响

一、应力腐蚀断裂敏感性的表示方法

评定钛合金在水溶液中应力腐蚀断裂敏感性的试样, 基本上可以分为两大类:

第一类: 没有缺口 (或予裂纹) 的试样

- (1) 简单拉伸
- (2) U—型弯曲
- (3) 双面弯曲

第二类: 有缺口 (或予裂纹) 的试样

- (1) 单边缺口 (SEN)
- (2) 双悬臂梁 (DCB)
- (3) 锥形 DCB
- (4) 中心裂纹壁板
- (5) 缺口弯曲 (NB)

表 6—2 主要物理和机械性能

合金	厚度 (毫米)	热处理	σ_b (公斤/毫米 ²)	σ_s (公斤/毫米)	δ (%)	E (公斤/毫米 ²)	K_{Ic} ^{3/2} (公斤/毫米 ^{3/2})	K_{ISCC} (公斤/毫米 ^{3/2})
α 合金 Ti-70A	12.7	α A-AC	71.8	58.4	25	12.0×10^3	431	116
	12.7	α A-WC	74.6	59.7	22	12.0×10^3	448	119
	12.7	STA	72.4	57.5	25	12.0×10^3	396	137
	12.7	β A-WQ	71.0	53.4	23	11.5×10^3	368	245
	12.7	β -STA	71.8	54.1	22	11.8×10^3	336	168
	"	α A-AC	94.2	88.6	19	13.8×10^3	308	105
Ti-5Al-2.5Sn	"	α A-WQ	95.0	87.2	17	12.9×10^3	361	94.6
	"	STA	97.7	90.7	19	" $\times$	290	80.6
	"	β A-WQ	98.5	88.6	14	11.9×10^3	417	130
	"	α A-AC	90.0	81.6	17	12.1×10^3	290	175
Ti-5Al-5Zr-5Sn	"	α A-WQ	89.2	77.5	17	12.0×10^3	354	234
	"	STA	90.0	83.7	17	12.4×10^3	290	119
$\alpha + \beta$ 合金 Ti-8Al-1Mo-1V	12.7	MA	109.0	102.0	10	13.0×10^3	262	105
	"	DA	102.0	95.0	12	12.7×10^3	560	175
	"	MA	109.0	103.0	10	13.0×10^3	168	70
	"	DA	102.00	95.0	12	12.7×10^3	350	112

续表

合金	厚度 (毫米)	热处理	σ_b (公斤/毫米 ²)	σ_s (公斤/毫米)	δ (%)	E (公斤/毫米 ²)	K _{1c} (公斤/毫米 ^{3/2})	K _{1scc} (公斤/毫米 ^{3/2})
Ti-5Al-6V-2Sn	12.7	MA	116.0	110.5	14.5	112×10 ³	210	70
	"	DA	112.6	102.8	12	10.9×10 ³	280	87.5
	"	STA	126.8	119.6	6	11.6×10 ³	158	105
	"	β-STA	116.0	107.0	9	11.2×10 ³	245	157
	1.60	MA	101	96.4	15	11.3×10 ³	525	385
	"	DA	98.5	93.5	18	"	"	"
	"	STA	117.5	112.5	13	11.6×10 ³	333	228
	"	β-STA	116.0	109.0	7	"	"	"
	12.7	MA	101	97.0	15	11.3×10 ³	210	123
	"	DA	98.5	93.5	18	"	245	182
Ti-4Al-3Mo-1V	"	STA	117.5	112.5	13	11.6×10 ³	165	87.5
	"	β-STA	116.0	109.0	7	"	245	158
	"	MA	95.0	88.0	14	11.3×10 ³	595	455
	"	DA	"	"	12	"	665	508
	"	β-STA	109.0	98.0	7	11.6×10 ³	420	350
	"	MA	95.0	88.0	14	11.3×10 ³	403	368
	"	DA	95.0	88.0	12	"	438	420
	"	β-STA	109.0	98.5	7	11.6×10 ³	333	245
	12.7	MA	110.5	101	9	12.0×10 ³	256	209
	"	"	"	"	"	"	"	"

Ti-6Al-2Sn	"	STA	130	116	8	"	"	"
-4Zr-2Mo	"	"	121.5	107	10	11.3×10 ³	186	94.5
Ti-6Al-2Sn	"	MA	124.5	112.5	14	12.0×10 ³	192	70
-4Zr-6Mo	"	DA	130	105.5	8	"	280	175
β + α 合金								
Ti-13V-11Cr-3Al	"	β-ST	88.0	84.5	10	10.2×10 ³	>350	123
-3Al	"	β-ST	119.5	112.5	4	10.9×10 ³	245	105
Ti-11.5Mo-6Zr	"	β-ST	81.0	56.3	28	10.2×10 ³	-	-
-4.5Sn	"	β-ST	120	120	9	10.9×10 ³	228	87.5
Ti-8Mo-8V-3Al	"	β-ST	85.0	83.7	28	10.2×10 ³	-	-
-2Fe	"	β-ST	131.5	127.5	5	10.9×10 ³	175	109
Ti-3Al-8V-6Cr-	"	β-ST	88.7	84.5	20	10.6×10 ³	-	-
-4Mo-4Zr	"	β-ST	144	136	6.5	11.3×10 ³	175	130
β 合金								
Ti-33Mo	1.2	退火	90	89	18.0	12.5×10 ³	-	-
Ti-22Mo-2.5Nb	"	"	95	94	13.0	10.0×10 ³	-	-