

英国IMI钛合金

袁文钊 李云盛 编译

6.2

第三机械工业部第六二一研究所

前 言

近年来,由于航空工业对高强度低密度材料的要求日益迫切,大大推动了钛制造业的迅速发展,国外已有许多军用机和民航机采用了钛及钛合金。

英国从五十年代初期开始研制钛合金,第一个工业用的材料是Ti-2Al-2Mo合金,定名为IMI315,曾用于慧星和闪电飞机的埃及发动机中,作压气机叶片,后用于子爵VC-10和波音707飞机的康维及台茵发动机。第一个获得专利权的钛合金是IMI317 ($13\text{Sn}-2\frac{1}{2}\text{Al}$),用作发动机压气机叶片。1954年引进了美国的Ti-3Al-4V合金,定名为IMI318,该合金至今仍是一个广泛应用的钛合金。1958年又推广了Ti-11Sn-1Mo-5Zr-2 $\frac{1}{2}$ Al- $\frac{1}{2}$ Si (IMI679)合金,六十年代用于三叉戟和BAC-11飞机的斯贝发动机,作盘及叶片,后来用于幻影RAF改型机中。1960年耶索普·萨维莱公司发展了一种Hylite50 ($4\text{Al}-4\text{Mo}-2\text{Sn}-\frac{1}{2}\text{Si}$)合金;也由英国帝国金属工业公司(IMI公司)采用了,定名为IMI550,并在飞马发动机中作盘及叶片用。在P1127垂直起落飞机的飞马发动机中,仅钛叶片一项就收到了相当可观的减重效果。后来IMI550合金又被用于TSR2及协和号飞机的奥林巴斯320及593发动机。在四台协和号飞机的发动机中共用了约16吨的钛轧制品,几乎所有的压气机零件都是钛的,其中包括IMI550合金的低压及高压压气机盘、环零件;IMI318合金的低压及高压压气机转子和叶片;IMI230合金的进气口导流片和气套等。

六十年代中期,罗耳斯·罗伊斯公司将一部焊接的高压压气机装入与法国透博梅卡公司合制的RB172发动机中。此后研制的合金有IMI685 ($6\text{Al}-5\text{Zr}-\frac{1}{2}\text{Mo}-\frac{1}{2}\text{Si}$)及IMI829 ($5\frac{1}{2}\text{Al}-3\frac{1}{2}\text{Sn}-3\text{Zr}-1\text{Nb}-0.3\text{Mo}-3\text{Si}$)等。IMI685合金可进行 β 加工,用于RB211及其它大型发动机。IMI829合金在550°C下具有较高的蠕变强度及好的抗氧化性,在高温下长时间曝露可保持机械性能的稳定,该合金也可以焊接,其可锻性与IMI685合金类似。

英国飞机构架用钛不如发动机用钛广泛。早期在胜利者、海盜等飞机上用钛作不受力的零件,如隔火墙、隔框及排气管套等。五十年代中期英国就投入了很大力量研制高强度、可冷成形、热处理及焊接的钛合金。后来,根据生产协和号飞机的协议,钛在飞机结构上的应用有了重大的进展,在每架协和号飞机上大约用了16吨的钛轧制品,用的合金主要是IMI680、230及318。IMI318合金用作发动机机舱构件及后发动机检修门;IMI550合金用作制动器组件及方向舵操纵杆;IMI230合金用作导管;纯钛用作紧固件等。IMI550合金在三叉戟和A300B等飞机中还用作发动机架。

从上述可以看出,英国研制和使用钛合金是较早的,而且取得了成效。为了对英国(主要是IMI公司)研制和生产的一些钛合金有所了解,现将收集的资料编成专题资料,供科研和生产参考,错误之处请指正。

本书最后复请王金友、葛志明工程师作了校阅,在此表示感谢。



A 900610

英帝国金属工业公司 (IMI) 简介

IMI公司原为英国化学工业公司 (ICI) 的持股公司, 1962年建立, 主要从事有色金属的研制和生产, 该公司在英国近百年来处于大规模生产和技术领导地位的有色金属工业中已名列前茅。

自1962年以来, IMI 公司通过扩大原有股份和增加新的股份扩展了许多新的领域。如今在世界范围雇用有32000多人, 在欧、美大陆和大洋洲建立的制造厂已超过85个。

1977年, IMI 公司从ICI公司独立出来, 拥有的可用资金超过两亿英镑。目前按成交额已进入英国百家一流公司的行列。该公司的总部设在伯明翰、维顿, 并设有大型综合生产企业。

IMI公司供应的主要产品有精制的锻、轧金属、通用工程产品 (包括流体动力、热交换)、建筑产品及拉链等。

IMI公司的钛是由少量的研制任务发展起来的, 可追溯到四十年代末期, 现今在钛的研制、生产和销售方面占用人力约千人, 还扩展了少量其它新的金属, 如锆、铌、锆及其合金。主要的熔炼、轧制厂座落在维顿: 轧制和管材的生产设备放置在南威尔士、沃那尔乌德。

IMI 公司拥有西欧最大的熔炼和生产钛的工厂, 熔炼厂的生产能力每年超过5000吨, 钛锭是在钠钾溶液或水冷真空自耗电弧炉内熔炼的。其它的重要工艺设备有: 锻造用的1800吨快锻水压机 (并装有双轨连接的全集层式机械手)、热粗轧机、冷热板材精轧机、管材和丝材的整套控制设备等。

目 录

前 言

英帝国金属工业公司 (IMI) 简介

IMI 工业纯钛	1
IMI 230 (Ti-2.5Cu) 合金	12
IMI 318 (Ti-6Al-4V) 合金	24
IMI 550 (Ti-4Al-4Mo-2Sn-0.5Si) 合金	37
IMI 551 (Ti-4Al-4Mo-4Sn-0.5Si) 合金	52
IMI 679 (Ti-11Sn-5Zr-2.25Al-1Mo-0.2Si) 合金	63
IMI 685 (Ti-6Al-5Zr-0.5Mo-0.25Si) 合金	73
IMEX829 (Ti-5.5Al-3.5Sn-3Zr-1Nb-0.3Mo-0.3Si) 新型抗蠕变 钛合金	88

IMI 工业纯钛

IMI 工业纯钛在很多天然和人工环境中具有良好的耐腐蚀性和有效的强度重量比，其密度为 4.51克/厘米^3 ，比钢、镍及钢更接近轻合金，其熔点相当高，为 $1630\pm 10^\circ\text{C}$ 。工业纯钛可采用加工不锈钢的一些普通方法进行锻造、成形和焊接。IMI 工业纯钛按强度和硬度的等级有 IMI110、115、125、130、155、160、260及262，各级纯钛在使其强化和硬化的固溶体中含有不同量的氧及氮。IMI 260及262是后加的两个工业纯钛，各含有不少于 0.15% 的钯，其机械性能分别与IMI110和IMI125相似。加钯可改进它们在还原介质中的耐腐蚀性。

一般冶金学

钛在室温时具有密排六方晶格结构， c/a 比为1.587，明显低于镁、锌、镉等其它许多六方晶格的金属，因而可获得更多的形变滑移面。 α 相为延性材料，采用中间退火变形量可达95%以上。在 882°C 晶体转变为体心立方晶格结构或 β 相，更易加工。

一般杂质如氧、氮和碳等均可少量地间充溶失掉，能稳定 α 相，提高 β 转变点。这些元素还可以强化材料，但会使延性有所降低。

其它杂质如铁和氢均易于溶解，并能稳定 β 相。在平衡状态下或其含量充足时，这两个元素都能与钛形成化合物，但实际上常见的只有氢化钛。铁和氢对强度的影响比氧及氮小。

在IMI260及262中各添加不少于 0.15% 的钯，对相变特性的影响不大，而且有利于钛在中等浓缩盐酸、硫酸、某些有机酸及对钛有腐蚀作用的金属盐中的钝化。加钯还可以改进钛在高温交换作用下的耐腐蚀性。

化学组分

各级工业纯钛及钛-钯合金中的杂质含量列于表1。

热处理

IMI 工业纯钛通常呈通火状态使用。虽然冷加工可以强化钛，但只有在牺牲延伸率测定的延性的情况下才能提高强度（图1）。因此，各级工业纯钛的强度水平不同，是由于溶解的氧和氮量不同所致，而不像其它标准硬金属或半硬金属那样，是由于剩余冷变形造成的。在 $650\sim 700^\circ\text{C}$ ，工业纯钛可有效地进行软化。图2退火曲线所示为加热30分钟后的硬度。在上述温度范围内，晶粒增长仍受抑制，而当温度较高时，氧化速率变快。一般在只产生表面氧化的温度（ $300\sim 500^\circ\text{C}$ ）下加热30分钟就能消除应力。

表 1 典型杂质含量 (%)

	IMI110	IMI115	IMI125	IMI130	IMI155	IMI160	IMI260	IMI262
O ₂	0.05	0.07	0.13	0.20	0.28	0.30	0.005	0.13
N ₂	0.005	0.0075	0.008	0.009	0.01	0.01	0.005	0.008
C	0.02	0.02	0.02	0.02	0.02	0.02	0.02	0.02
Fe [*]	0.025	0.025	0.03	0.03	0.04	0.04	0.025	0.03
H ₂ ^{**}	0.002~0.004							
Al	0.05	各牌号相同						
Co	0.0002							
Cr	0.05							
Cu	0.02							
Mg	0.002							
Mn	0.05							
Ni	0.05							
Si	0.02							
Sn	0.02							
Ta	0.0001							
V	0.05							

* 用于某些耐腐蚀用途时, 根据需要最大铁含量可规定为0.05%。

** 氢含量取决于材料类型, 其典型值: 薄板、棒材和条材为0.002%, 丝材和管材为0.004%。

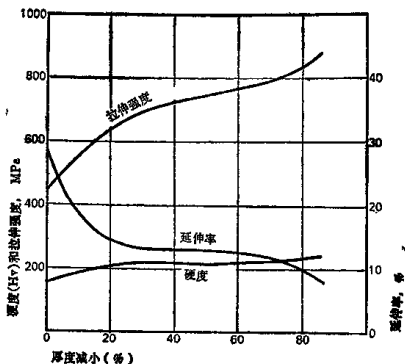


图 1 冷轧对IMI125合金机械性能的影响

注: 1 兆帕 (MPa) = 0.1020 公斤/毫米²

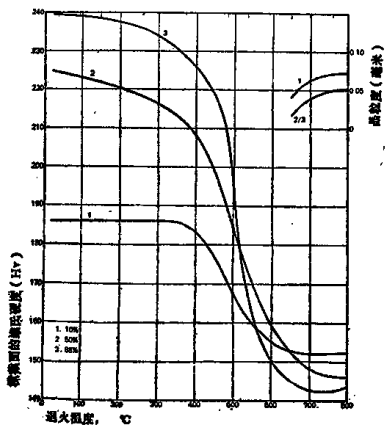


图 2 IMI130合金的退火曲线

钛也可能被大气中的游离氢或氢化物（未燃尽的气体或水蒸汽）沾污，吸收速率随温度和局部压力而变，也取决于表面清洁度，吸收速率一般是在400℃以上时变快。所以，薄截面材料的热处理最好是在电炉中进行，像箔一类的极薄材料则应采用真空或充氦的马弗炉进行。

机械性能

各级工业纯钛及钛-钒合金的典型拉伸性能（平均值）列于表2～5。

表2 IMI工业纯钛及钛-钒合金薄板及厚板的典型拉伸性能

	0.2%屈服应力 公斤/毫米 ²	拉伸强度 公斤/毫米 ²	延伸率（50毫米） %
IMI 110			
横 向	21.42	32.13	39
纵 向	16.32	31.62	49
IMI 115			
横 向	26.01	37.74	33
IMI 125			
横 向	34.68	46.92	30
纵 向	33.66	46.92	31
IMI 130			
横 向	42.84	55.08	25
纵 向	40.80	53.04	26
IMI 155			
横 向	55.08	65.28	24
IMI 260			
横 向	22.44	33.66	38
IMI 262			
横 向	35.70	46.82	30

表3 IMI工业纯钛棒材及型材（纵向）的典型拉伸性能

	0.2%屈服应力 公斤/毫米 ²	拉伸强度 公斤/毫米 ²	延伸率 （5D）%	断面收缩率 %
IMI 115	22.44	37.74	40	70
IMI 125	31.11	46.92	28	57
IMI 130	13.26	55.08	24	48
IMI 160	51.00	68.34	23	46

表 4 IMI工业纯钛管材的典型拉伸性能

	0.2%屈服应力 公斤/毫米 ²	拉伸强度 公斤/毫米 ²	延伸率(50毫米) %
IMI 125	33.15	48.96	35

表 5 IMI工业纯钛丝材的典型拉伸性能

	拉伸强度 公斤/毫米 ²	延伸率	
		(25毫米) %	(50毫米)
IMI 125			
退火的	39.78	38	—
IMI 130			
退火的	56.10	24.5	24
冷拉的	70.89	16	11.5
IMI 160			
退火的	70.38	25	24

IMI130 在室温及150℃下的典型拉伸应力-应变曲线(图3)表明,用相当灵敏的设备试验时,由0.1%屈服应力记录的值常常高于用0.2%屈服应力记录的值。

剪切强度:典型的剪切强度值约为拉伸强度的3/4。

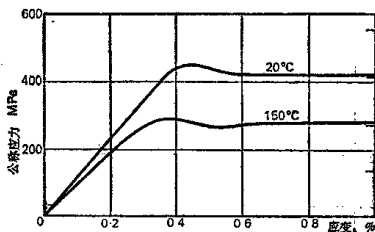


图 3 IMI130薄板在20及150℃纵向拉伸试验时测得的部分应力-应变曲线

高温及低温拉伸性能

工业纯钛的拉伸性能随温度的变化是平缓的(见图4~7)。用薄板试样测得的结果与棒材的性能变化相似。IMI262钛-钒合金的拉伸值与IMI125相似。

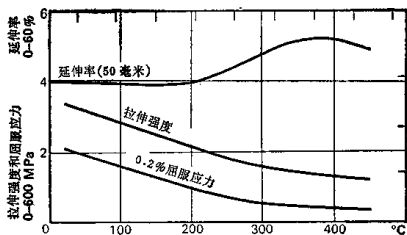


图 4 IMI115薄板的典型拉伸性能

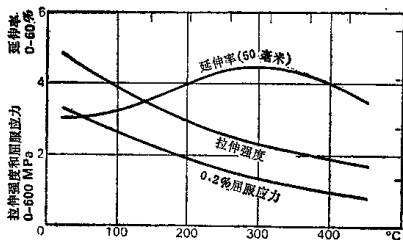


图 5 IMI125薄板的典型拉伸性能

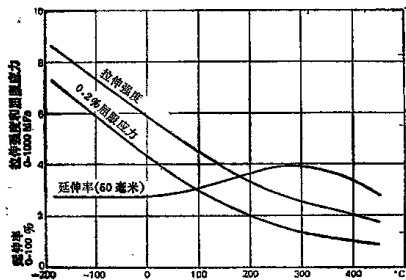


图 6 IMI130薄板的典型性能

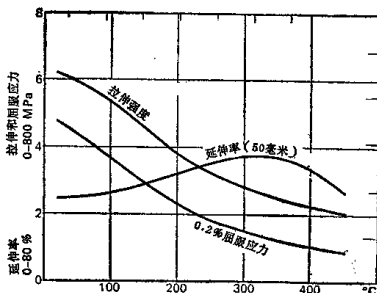


图 7 IMI155薄板的典型拉伸性能

图 4 ~ 7 曲线的比较表明, 各级工业纯钛随温度增高产生的强度损失极相似, 但在中温下, 屈服强度下降的比例要比拉伸强度下降的比例大。因此, 在200~400°C范围内的成形工序是容易进行的, 而且热成形可降低回弹程度和解决由于高温氧化或吸收氮而发生的许多问题。

蠕变性能

图 8 及 9 的应力-断裂值是 根据250°C10000小时和350°C1000小时的试验结果以Larson-Miller内插法获得的, 在持续加应力过程中均显示出冶金和表面稳定性。

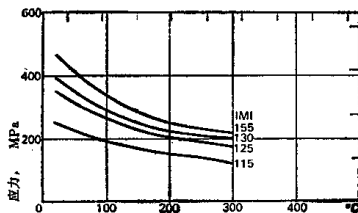


图 8 四种工业纯钛薄板10000小时的应力-断裂曲线 (Larson-Miller内插法)

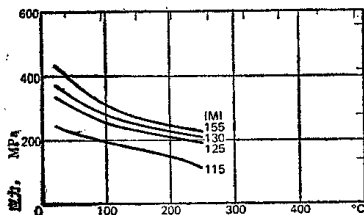


图 9 四种工业纯钛薄板100000小时的应力-断裂曲线 (Larson-Miller内插法)

IMI155 板材的典型蠕变强度值列于表 6。试验是在20、150、250及350℃下进行的，周期为10000小时。表中数值是根据实验数据的Larson-Miller对比曲线取得的。

疲劳强度

IMI 工业纯钛具有好的疲劳极限，在 10^7 或 10^8 应力循环下，S/N曲线趋于水平。典型的疲劳数据（即各种试样在 10^7 循环下的疲劳极限）列于表 7。

表 6 IMI155薄板产生0.1%总塑性应变所需的
典型应力值 (Larson-Miller对比法)

温 度 ℃	产生0.1%总塑性应变所需的应力值		
	1000小时	10000小时	100000小时
	公斤/毫米 ²		
20	31.52	28.34	26.52
50	25.70	23.66	21.73
100	19.18	17.34	16.01
150	14.73	13.36	12.44
200	11.83	11.02	10.61
250	10.40	9.89	8.57
300	9.49	9.18	8.77

表 7 工业纯钛棒材的典型疲劳强度

	拉伸强度 公斤/毫米 ²	10 ⁷ 循环的 疲劳极限 公斤/毫米 ²	疲劳比率	Kt1值比率 %
IM1 115				
旋转弯曲				
光滑试样Kt=1	36.11	±19.69	0.55	—
缺口试样Kt=3	36.11	±12.25	0.35	64
IM1 125				
旋转弯曲				
光滑试样Kt=1	42.53	±23.66	0.56	—
缺口试样Kt=3	42.53	±15.71	0.37	67
IM1 130				
旋转弯曲				
光滑试样Kt=1	58.14	±38.66	0.67	—
缺口试样Kt=3	58.14	±16.83	0.29	44
光滑试样Kt=1	56.10	±27.54	0.49	—
缺口试样Kt=2	56.10	±17.34	0.31	63
缺口试样Kt=3	56.10	±17.34	0.31	63
直接应力				
光滑试样Kt=1	56.10	±26.83	0.48	—
缺口试样Kt=1.5	56.10	±25.19	0.45	94
缺口试样Kt=2	56.10	±17.34	0.31	65
缺口试样Kt=3.3	56.10	±11.83	0.21	44
光滑试样Kt=1	60.08	±28.36	0.47	—
缺口试样Kt=2	60.08	±14.99	0.25	53
缺口试样Kt=3	60.08	±12.55	0.21	44
缺口试样Kt=4	60.08	±11.83	0.20	42
IM1 160				
直接应力				
光滑试样Kt=1	68.75	±38.35	0.56	—

锻 造

工业纯钛和钛-钒合金不难锻造,用普通设备稍加注意便可进行锻造。 $\alpha+\beta$ 区锻缩比为2:1或更小时,强度与延性的结合最佳。即使在允许采用较高的开坯或初锻温度的情况下,最好也将终锻温度定为850℃,在此温度下,抗锻压变形力为100~200兆帕,而700℃

时增至200~300兆帕（见图10）。工业纯钛的锻造类似于低碳钢或18-8Cr-Ni不锈钢，后者在1100℃下的变形抗力约为140~160兆帕，而在950℃时略超过200兆帕。

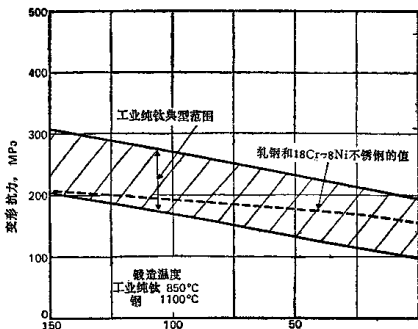


图 10 工业纯钛变形抗力与温度的关系同18-8Cr-Ni不锈钢和低碳钢的比较

鉴于钛的导热性低，须注意避免因塑性加工造成内部温度过高。锻造温度范围的下限确定的不够精确，但在许多情况下由于温度较低而使金属的刚性增加，所以最好的终锻温度为650℃。

除900~950℃的 β 转变外，可随炉气沾污速度的增加来调节预热温度的上限。从消除吸氢现象和温控好等方面考虑，用电炉比用其它加热炉为好。如用煤气炉或油炉，则应尽可能使炉气保持可氧化性气氛，严禁用火焰直接加热。在高温下的持续时间以最短的热透时间为限。据粗略估计，如炉子能容纳大量金属，则每50毫米截面的加热时间定为1小时就足够了。

在采取上述措施的情况下，氧化不会太严重。如先喷砂除去明显的氧化皮，则易于机械加工。如锻件不需要机械加工，则通常是将每面酸洗掉0.15毫米，但必须保证将表面沾污层除掉。在这道工序中酸洗液（4%HF+20%HNO₃溶液）应避免使零件吸氢。

成形及焊接

各级工业纯钛的强度与各级18-8Cr-Ni不锈钢相似，基本上可采用类似的方法制造。在某种程度上说，强度对应变速率是敏感的，而且慢速成形较好。因为钛的弹性模数低，回弹倾向大，所以在设计钛零件的压模时应规定公差。另一方案是采用热成形，如在200℃下加工，屈服强度约为室温时的 $\frac{1}{2}$ ；在400℃下加工时，实际上可消除弹性回跳。

由于钛具有耐腐蚀特性，所以难于润滑，而且滑动接触时容易磨（擦）伤表面。适用于模面的润滑剂有硫化油或氯化油。另一种方法是涂上ICI Trilac涂层，或在工件与压模

之间垫敷一层塑料薄膜，以防金属间的接触。

钛是较容易焊接的金属，可采用熔焊、电阻焊、闪光焊、压焊或摩擦焊进行连接，但需调整焊接技术。单相非合金化工业纯钛焊接后的机械性能与基体材料极相似。如在焊缝及热影响区的表面使用保护气氛，则焊缝金属的硬度将比基体金属高 $10\sim 25\text{Hv}$ ，拉伸强度和屈服强度相应增高约 1.53公斤/毫米^2 ，而拉伸延性下降 5% 左右。这些数值表明，经严格控制的接头强度可达到基体金属的强度，而把焊缝金属的强度设计为基体金属的 85% 可能是更为合理的。

硬度增加大于 30Hv 时，说明沾污严重，会降低延性，此时的焊接步骤应根据实际情况加以考虑，在复杂的成形工序中应尽可能使沾污减至最低程度。

应 用

IMI 工业纯钛在航空工业中的应用有排气管套、隔火墙、燃气涡轮旁路导管、发动机罩、热空气导管及受热段蒙皮等。

IMI230 (Ti-2.5Cu) 合金

IMI 230 是含 2.5% 铜的二元钛合金，具有非合金化钛的成形性及较高的高温机械性能，可在 350℃ 以下使用。

自 1959 年以来，IMI230 合金即用于制造燃气涡轮发动机旁路导管一类的构件，在这类用途中合金呈退火状态使用。从 1965 年起，其应用扩大到飞机结构制造业。后来发展的时效处理，使其室温拉伸性能提高约 25%，200℃ 的蠕变强度提高约一倍。该材料可软态成形，加工费用低。

英国标准 TA21、22 和 23 适用于退火状态的板材、棒材及锻坯。技术条件 DTD5233、5234 和 5253 包含的也是这三种相同形状的材料，但其状态是可时效的或已时效的。对固溶处理的材料（适于时效），可根据对退火材料的规定给予不同的热处理。因此，必须在定货前确定所需要的状态。

BSTA24 和 DTD5263 技术条件分别适用于退火和时效的锻件。

IMI230 合金的化学组分如下：

Cu	2~3%
Fe	0.20% (最大值)
H ₂	0.010% (最大值)

固溶处理状态的合金组织主要是在 α 钛（密排六方）中含铜的过饱和固溶体。此种组织适于时效硬化作用，与普通的 Al-Cu-Mg 系合金相似。时效引起细化的 Ti_2Cu 化合物沉淀而产生应变硬化作用。

退火状态的 IMI230 合金也获得了广泛应用，它与固溶处理状态的 IMI230 合金相似，只是由于从退火温度冷却的速率较慢而不能充分时效。合金在退火并消除应力的状态下是过时效的，其组织由 α 和不连续的 Ti_2Cu 组成。

合金的冶金学

钛-铜二元系合金图 (Joukainen 等人于 1952 年发表在 AIME 194 卷 766 页) 示于图 11。Ti-2.5Cu 合金的 $\alpha + \beta$ / β 转变温度为 850℃，工业用材料由于含氧和氮而略有差别 (895℃)。

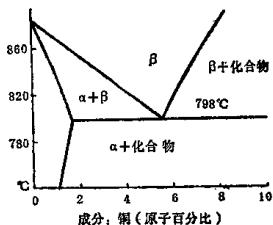


图 11 钛-铜二元系合金图

产品种类

IMI230 合金可呈锻饼、棒、杆、丝、挤压型材和板材状态供应。板材、挤压型材和机加工用棒材的处理状态如下:

1. 退火;
2. 固溶处理(适于时效)。

订货时应指明材料的状态。

在789℃时,铜在钛中的最大溶解度为2.1%(重量);在600℃时为0.7%(重量)。因此,通过过饱和 α 固溶体中 Ti_2Cu 化合物的沉淀能产生时效硬化作用,也能使从 β 区快速淬火得到的马氏体组织产生时效硬化,但延性有所降低。

对工业纯材料的X射线研究表明,在790℃固溶处理时, α 相中的铜达到最大饱和度,而在正常生产条件下要获得一致结果,固溶处理温度应为 $805 \pm 10^\circ C$ 。

与所有时效硬化合金一样,通过成核及生长机制,发生过饱和固溶体分解。沉淀主要是受随温度增高而减少的核数量控制,其次是受随温度增高而增加的核生长速率控制。

早期的研究表明,经400℃热处理后所产生的时效硬化程度最大,但时效作用最慢,要获得令人满意的结果,需要长达140小时的时效时间。温度高一些,作用会快一些。最佳的综合处理是:先在400℃处理8~24小时,以便获得均匀分布的最多核数;然后在475℃时效8小时,使核尽快长大到能获得最大强度值的尺寸。这种双重处理得到的结果是一致的,而且无过时效危险。

热处理

完全热处理包括在 $805 \pm 10^\circ C$ 的固溶处理及随后的快速冷却,以及400℃8~24小时和475℃8小时的双重时效。许多现行标准规定在400℃下需24小时,因为这样才能保证足够的成核数量。但经验表明,在400℃的处理时间无需太长,8小时足够。这说明对双重时效第一次时效所规定的时间容限(8~24小时)是太宽了。各次加热均可在空气中进行,只要注意防止氢的沾污即可。

板材在固溶处理温度下保持半小时足够。退常采用吹风进行快冷,产生的变形要比水淬小。厚截面材料如棒材、挤压件或锻件的保温时间建议每25毫米截面按1小时计。

截面尺寸和冷却速率对经时效的不同直径IMI230合金棒材典型性能的影响列于表8。为保持固溶体中的铜,建议对40毫米以上的棒材采用油淬或水淬。直径80~100毫米棒材的保证性能列于表9。

在400℃8~24小时和475℃8小时时效后均可进行空冷。时效处理时须防止变形,例如将板材固定在平台上将复杂的制件固定在适宜的夹具内。时效时的线性尺寸变化很小。