

毛主席语录

备战、备荒、为人民。

抓革命，促生产，促工作，促战备。

自力更生，艰苦奋斗，破除迷信，解放思想。

鼓足干劲，力争上游，多快好省地建设社会主义。

毛主席语录

TG 4

1/2

目 录

1. 电子束焊接研究 (1)
2. 用于发动机的高负载旋转件的电子束焊接 (34)

第 三 辑 要 目 预 告

镍和镍基合金的焊接

电子束焊接研究

本文讨论了对于任何初始硬度或热处理状况的材料焊件, 应用已经发展的电子束作焊后加热的实用技术情况。对固熔化并轧制的钛合金薄板的电子束焊件进行测试, 获得了熔化区和热影响区的极限强度数值, 曾达 180,000 磅/吋², 抗冲击强度保持高水平, 增量应变可能增加, 时效钛合金则显出抗冲击强度和应变有所增高。不论焊接前钛合金的热处理情况如何或硬度怎样, 都可以使基体金属与熔化区的弹性模数相匹配。

一、引言

对于好几种钛合金、高强度钢以及钼进行电子束焊接所产生的优点表示出, 电子束焊接既与熔化区的气体含量有关, 也与总的线能量有关。具体地说, 焊缝宽度的变化尽管可以很大, 钛合金的强度却基本上没有什么变化, 而且一般说来, 极限强度值的范围在 150,000~165,000 磅/吋²之内。换言之, 电子束焊接钛合金熔化区的强度始终与固熔化的基体金属的强度几乎一样^[1]。

也有人进一步证明过, 如果熔化区的晶粒度和热处理条件保持恒定的话, 那末钛薄板轧制合金(即 5Al-2.5Sn 合金、16V-2.5Al 合金、4Al-3Mo-1V 合金、6Al-4V 合金以及 13.5V-11Cr-3Al 合金)的抗冲击强度随焊缝宽度的增加而增加。而且, 这些抗冲击强度值一般均比固熔化或硬化基体金属所具有的数值高。关于这一点的原因, 曾经有人归之于氢的含量, 因为氢含量随焊缝宽度的增加而减少^[1]。

而且, 也已经证明, 钛合金的极限强度主要由熔化区的晶粒度决定; 这说明了, 为什么熔化区的几何形状尽管可以有很大的变化, 而强度水平却始终不变^[1]。增量应变读数表明, 与焊接前薄板延性的测量值相比较, 在焊接之后延性一般会有所损失^[1], 损失最大的地方通常是在紧靠着熔化区的热影响区中。某些合金, 特别是 4Al-3Mo-1V 合金, 甚至在熔化区中也表现出延性显著降低^[1]。不过, 即使在低应变值报道的最严重情况中, 增量应变还仍旧具有工程上的价值, 因为它们的数值一般至少为 5~10%。

对于高强度钢, 也有人提出过类似的数据。这种钢材受到急冷, 以致熔化区中含有 95% 初生马氏体时^[1], 在焊缝附近受到过热而过度软化并过度回火的热影响区中发生断裂。因此, 就强度而论, 真空焊虽然具有清洁熔化区的能力, 但也并没有什么特别的重要性了。但是, 电子束焊接的第二个优点[线能量(heat input)低]却变得意义重大起来, 因为热影响区所受到的影响从冶金学方面来说要比电弧焊所造成的小得多^[1]。

曾经证明, 在接合前经过热处理达到 300,000 磅/吋² 极限强度的 H-11 材料, 如果在电子束焊接部位上不加以焊后热处理, 那末, 极限强度为 250,000~280,000 磅/吋² 的断裂强度并不是少见的^[1]。当然, 这种钢材仍旧表现出不论在熔化区中, 还是在基体金属板中, 都具有可变的抗冲击强度, 因为一方面, 显微组织差不多全部是初生马氏体, 另一方面, 马氏体只经过非常轻微的回火。不过, 这些抗冲击强度数值却配合得相当好; 而且有一些迹象表明, 熔化区中

的初生马氏体即使一般认为是比较脆的，但实际上却可能比基体金属板的回火马氏体稍微脆些，这是因为焊接过程中的真空熔化，熔化区中的气体含量比较低的缘故。此外，与钛焊件的情况一样，焊接过程还招致增量应变的一些损失^[1]。

在钼的电子束焊接中，业已证明，能够在熔化区和基体金属中获得匹配的强度数值，与熔化区抗冲击强度比基体金属抗冲击强度高出很多的要求符合一致^[1]。其原因归之于下列事实，因为在这个研究中，所用的材料是钼-1/2 钛合金。钛比钼对氢和氮的亲合力较高，所以球化了的钛化合物在材料本身中所造成的应力轨迹(stress loci)要少得多^[1]。

能够使钛焊件的强度与具有极高抗冲击强度的固熔化基体金属相等。如果所能够获得的较高强度的钛熔化区，其强度与固熔化并经轧制的薄板或者以其它方式硬化的薄板的强度相一致，而且仍保持高抗冲击强度，同时还可能增加焊件的增量应变值，这不是更好吗？因为抗冲击强度是氢含量的函数，也是热处理的函数，所以这些较好的性能可以用热处理整个组件的方式来取得。不过，热处理整个组件时，对于大型部件(例如导弹外壳)就需要很大的热处理炉，这必然使得费用浩大，而且耗费的时间也必然很长，又将引起其它种种的开支；但是，上面的这些缺点还不算太重要，最重要的恐怕是，把整个部件一起进行热处理，通常会引起大范围的变形。

因此，如果紧接在一次焊道操作之后，就能够在同一个焊接夹具中，把硬化钢板中所产生的熔化区和高温热影响区进行焊后加热的话，那岂不是很有利的吗？这样，就可能在充分硬化的薄板上产生一条充分热处理的焊缝，它的畸变很小，操作过程很快，费用十分低廉。这一方法曾经由 Lefas^[2] 试验过，试验是用碳极电弧焊接铸铁，并用氧乙炔吹管将焊接区进行焊后热处理。White 等人^[3]也试验了同样的方法，他们是用一个感应线圈尾随着钨极电弧焊炬，来将全 β 合金(13.5V-11Cr-3Al)中的焊接部位进行焊后热处理。在上述的两种情况中，从这些非熔化性的二次热处理源来的线能量都很低，不足以取得显著的时效或退火的效果，无法满足人们的期望。

电子束是一种高效率的加热工具，从电子枪发射出来的电子在尚未产生任何熔化或大量加热之前，实际上就在材料里面穿透了千分之几吋。因此，利用从电子束枪来的非熔化性脉冲，作为二次热源，是很可能实行的。要达到这一点，可以采取如下的方式：或者是采用第二支枪，在第一支熔枪或焊枪后面移动；或者就用进行焊接操作的同一支枪，使它产生低功率密度，在第一次的焊道上再移动一次，来完成加热的任务。上述第二种步骤曾经应用在 5Al-2.5Sn 合金、6Al-4V 合金、4Al-3Mo-1V 合金和 13.5V-11Cr-3Al 合金上，以确定这种技术究竟有多大的现实意义。这些合金在焊接之前或者处于固熔化状态，或者处于固熔化和轧制状态。此外，也曾经对在焊接前处于固熔化和时效状态的材料进行过试验。

二、实验步骤

不同合金中的焊接部位在离熔化区(根据所研究的合金的种类，熔化区或者比较硬，或者比较软)边缘不同距离处，含有着无数的热影响区峰值温度。所以，必须研制一种焊后加热工具，不论是对熔化区边缘以外的峰值温度分布来说，还是对熔化区中心线上的实际峰值温度来说，都具有很高的适应性。

早先的研究工作已经表明了应用热电偶有着一些困难，因为从电子束发射出来的杂散电

子会加到热电偶所产生的电动势上面去。一般说来,记录下来的温度要比实际的数值低得多。克服这个问题的措施是,一方面把热电偶的所有引线加以非常仔细的屏蔽,另一方面是把电子束焊接机与热电偶记录装置之间的所有接地线大量分段。这样,就有可能从任一特定位置取得时间-温度分布曲线,用以决定某一特定的峰值温度是在什么时间发生的。此外,还应用热敏漆技术(测温漆)以确定各个位置的峰值温度^[1]。在这个方法中,依着与焊接方向相垂直的方向,涂上一些热敏漆,各与某一特定的峰值温度相应,而且各自在该一峰值温度的±1%的范围内熔化。于是就能够确定由于焊接操作所造成的峰值温度位置(这时热敏漆条纹是在焊接之前就漆上去的),或者确定焊后加热以后接着发生的峰值温度位置(这时热敏漆条纹是在焊接之后、焊后加热之前漆上去的);并且还可以将这些峰值温度轨迹加以比较。

所取得的试验材料都是 1/8 吋公称厚度的薄板,因为这种薄板厚度对于导弹和飞机构架的制造厂具有实用的意义。应用这种材料,在焊后加热技术方面发展了两种限制性方案。在第一种方案中,紧接在第一道电子束熔焊操作之后,采用一个非熔化性、低功率密度的电子束脉冲,在焊接部位上进行第二道的操作。不过,所用的功率密度只是略小于熔化所需之值。

应用 Lander 等人^[1]所推荐的 Adams^[4]峰值温度方程,可以证明,任一峰值温度与室温之差的倒数正比于从熔化区边缘起算的距离,但这时此种热流基本上是属于二维性质的,对于不管是二维的还是三维的热流,当以这个倒数的温度因数为纵坐标,而以从熔化区边缘起算的距离之平方为横坐标,绘制曲线的时候,就出现了线性关系^[1]。如图 1 所示,可以看到这种焊后加热技术第一方案的结果。从图中可以看出,用这种焊后加热法所造成的热影响区,其宽度是比较狭窄的,而且所获得的峰值温度又是十分高的。数据用最小平均二乘方线表示,而顶边与底边温度之间的视在差异,也就是说,底部表面温度高于顶部表面温度,却与以前对这些特定

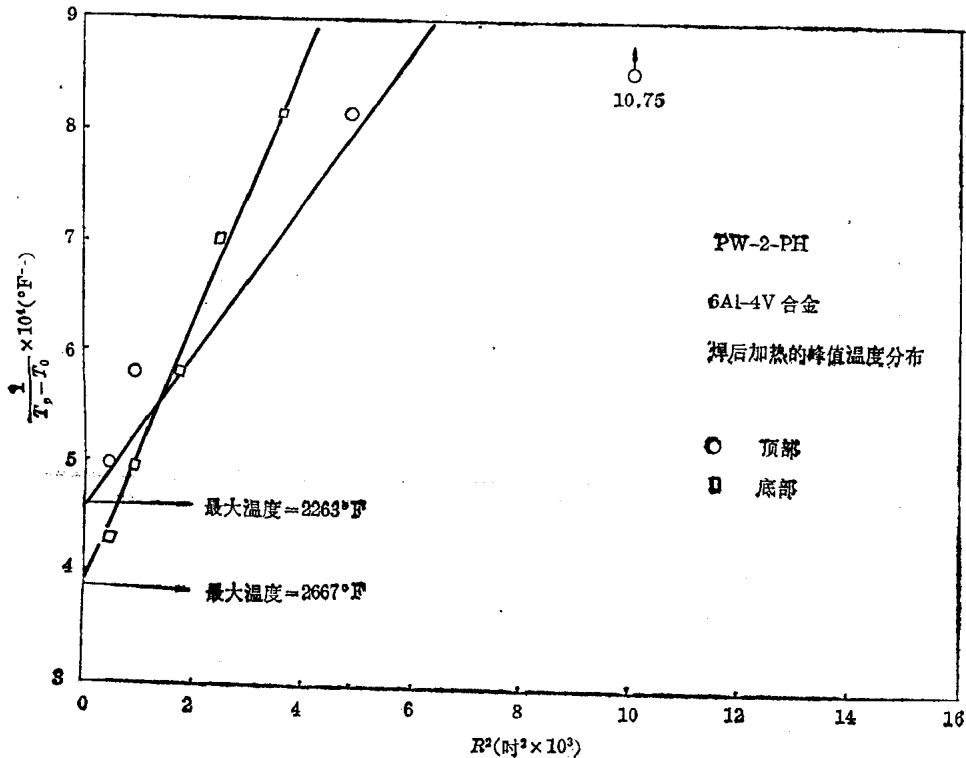


图 1 温差的倒数与 R^2 之关系曲线

T_p — R 处的峰值温度; T_0 —板的初始温度; R —从熔化区边缘到峰值温度处的距离

合金所作试验工作中的许多结果相一致^[1]。与此同时也进行了热电偶测量，以检验电子束焊接过程中所产生的峰值温度位置。彼此相符的程度很高，于是就采用热电偶，主要是用来确定中心线峰值温度是发生在什么时间。

这种技术的第二方案要求设计一种焊后热处理方法，其目的是要在受热材料比较阔的宽度内，得到低的中心线峰值温度。换句话说，采用上述第一种方法，能够达到高的中心线峰值温度，而热影响所及的区域则离开熔化区边缘只有很短的距离；这时候再发展一种与上述结果正巧相反的技术，将能够在这两个限度之内规定一些条件，以便在板内取得任意的峰值温度分布。即使采用较低功率密度的电子束，也能得到范围比较扩散的线能量，也就是说，使用与焊接时同样功率设定值的电子束，但使射点的尺寸大出许多，再把这电子束进行几道的焊后加热，使组件的接合部位缓缓地提高到所需要的中心线峰值温度。图2表示应用这种技术的结果。可以看出，应用了多焊道操作法，采用了甚至比第一种方案的限制性参数更低的功率密度，其结果是，在顶边与底边之间能够产生较为均匀的峰值温度。事实上，一般发现，对于这一系列的试验来说，是获得了在实验限度之内的同一峰值温度。还有一点应当加以注意的是，图2中的横轴是图1中横轴的十倍，而图2中所研究的曲线斜度却仍旧要比图1中那些曲线的斜度小许多，由此可见用多焊道操作技术，被加热的材料是多得多了。

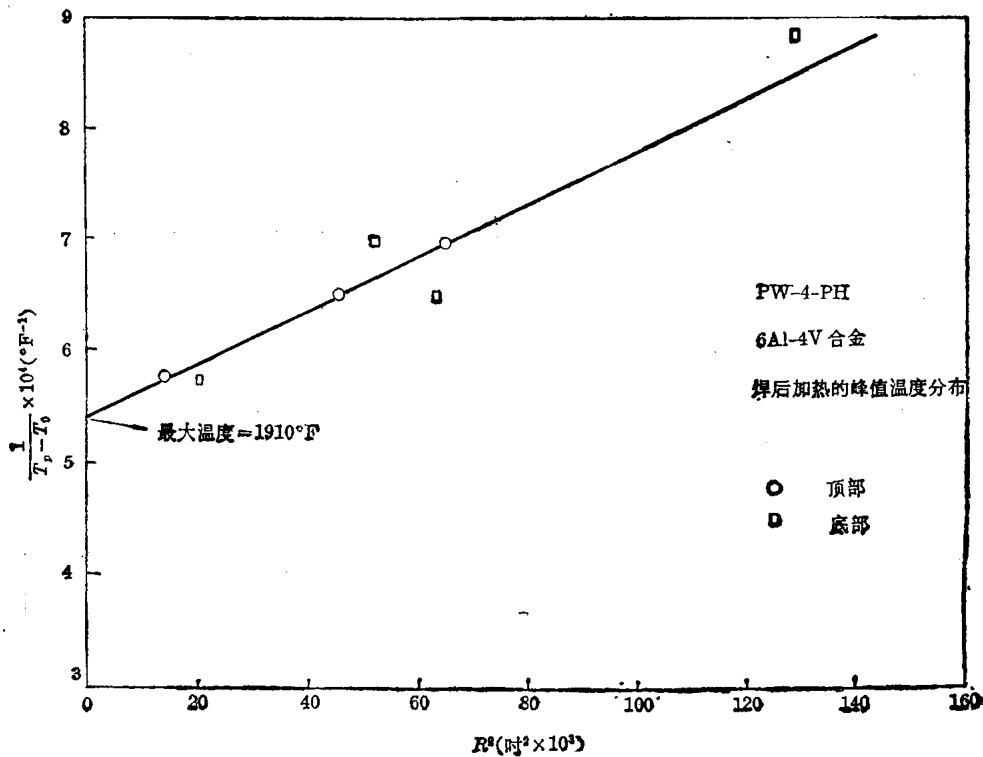


图2 温差的倒数与 R^2 之关系曲线(顶部点和底部点两者用同一条曲线, 因为其值较靠近)

为了要确定焊后加热技术究竟能够做到何等精确的程度，在一块试件上于焊接之前涂上若干种热敏漆，并且将这些峰值温度分布的结果描绘在图3之中。知道了这些峰值温度分布，于是就可以设计一种焊后热处理步骤，以尽可能接近地再现图3中所示的两条曲线，而不将薄板熔化，这个实验的结果示于图4中。将图4与图3进行比较，就可以看出，虽然在焊后热处理

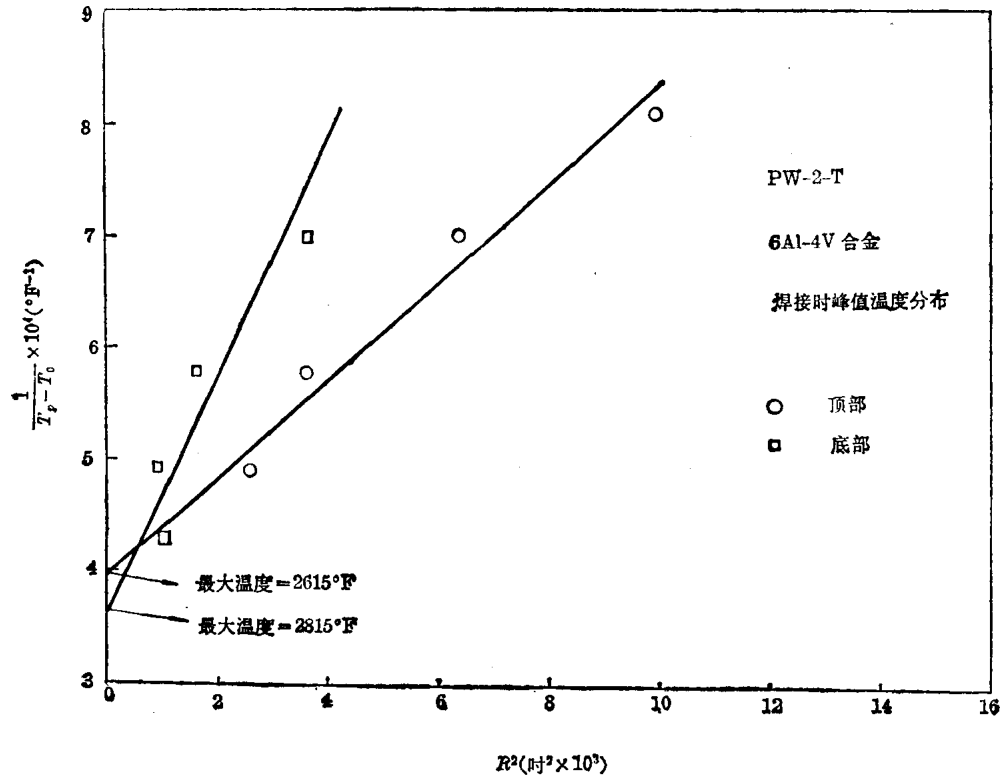


图 3 温差的倒数与 R^2 之关系曲线

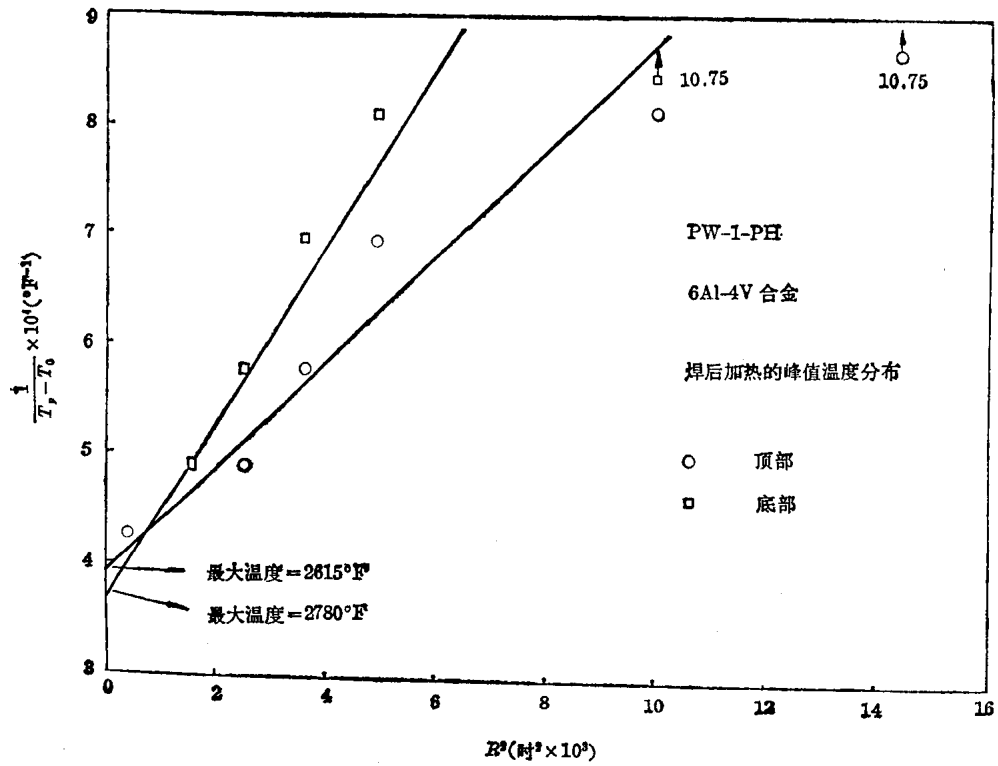


图 4 温差的倒数与 R^2 之关系曲线

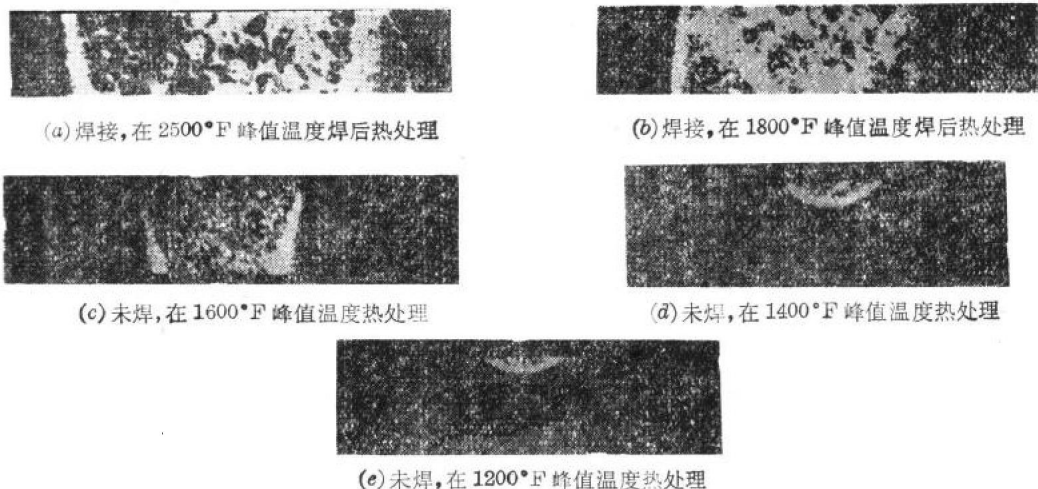


图5 轧制的5Al-2.5Sn合金焊后加热到各种中心线峰值温度,1/8吋薄板的宏观图

理操作过程中并无熔化现象,但是在这两种情况中,峰值温度分布和最大中心线峰值温度基本上都是相同的。

在所有以固熔化状态焊接的,或以固熔化和轧制状态焊接的材料上,业经决定采用一种中心线焊后加热峰值温度,其值接近于整个板厚恒温加热所能达到的最低温度,以求减低畸变至绝对的最小值。

此外还必须在焊缝两边各至少1/4吋的地方维持其温度,使接近于上述特定的峰值温度,目的是要把所有高温度的热影响区都包括在里面,这样就可能使焊接熔化区 and 高温的热影响区中引入了时效作用。因此,从固熔化和轧制状态转变到焊接状态而引起的任何强度损失,可能由时效加以补偿,从图5可以看出,要使板材从顶部到底部能够有比较恒温的状态,最低的中心线峰值温度大约是1600°F。因此,所有固熔化和焊接的板材都至少以1800°F的中心线峰值温度进行焊后热处理。为求达到这个特定的峰值温度和所要求的温度分布,经发现需要一种以低功率密度进行加热的单焊道操作技术。由1800°F中心线峰值温度所造成的典型温度分布示于图6中,这种分布是用15,000伏、80毫安以及每分钟2吋的移动速率获得的。焊点尺寸的直径是0.250吋。偏压和聚焦线圈电流在使用特定的电子束枪时分别为零伏和17毫安。高达2500°F的较高的中心线峰值温度用双焊道操作来达到,所产生的峰值温度分布大致相同。在2500°F中心线峰值温度中所形成的典型温度分布示于图7中,这种分布是用15,000伏、110毫安以及每分钟2吋的移动速率获得的。焊点尺寸的直径是0.250吋;两焊道操作之间的温度是1300°F。在使用特定的电子束枪时,偏压和聚焦线圈电流分别为64伏和64毫安。只当工作台运动与焊接时的运动方向一致时,才将焊后加热用的电子束激励。在这篇报告的其余部分中,为查考方便起见,这些状态将只用中心线峰值温度来提示。

在焊接前时效处理的合金是那些能用工业方法进行时效处理的合金,即6Al-4V合金、4Al-3Mo-1V合金以及13.5V-11Cr-3Al合金。这些合金在时效处理和焊接之后受到焊后加热,也有在固熔化和焊接之后受到焊后加热的。当把处于时效状态的这些合金焊后加热时,曾对它们施加各种不同的焊后加热温度,用以确定焊后加热对板材过时效、抗冲击强度和应变的影响。在这篇报告的其余部分中,为查考方便起见,把焊接前时效过的材料称做硬化材料。对于在焊接前处于固熔化状态的材料,或处于固熔化和轧制状态的材料,则不再予以说明。

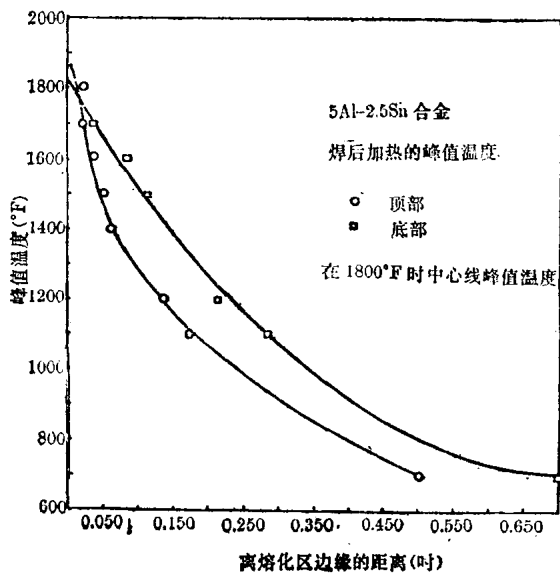


图6 钛合金焊后热处理的峰值温度分布

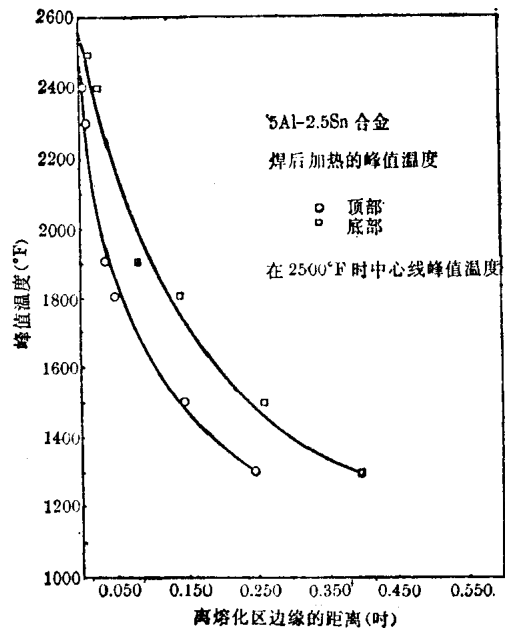


图7 钛合金焊后热处理的峰值温度分布

这些材料的焊接条件是 15,000 伏、200 毫安以及每分钟 8~10 吋的移动速率，依所用合金和具体的薄板厚度(每种合金用一种厚度)而定，电子束枪效率大约为 65% 时，焊接操作大约使用每吋 10,000~15,000 焦耳的线能量。

所有的焊接和焊后加热操作是在焊接室中进行的，其简示于图 8 中。焊接室能够在抽空周期开始之后 10~20 分钟之内抽空到 10^{-4} 毫米汞柱的工作压力。粗大的铜质激冷杆和挡板不但可以用来帮助控制从焊穴以及其后从焊后加热传来的热流，而且也用来帮助限制熔解区的宽度。在进行焊接和焊后加热时，所有的焊接夹具和工具都各在适当的位置上，如图 8 所表示的那样。在焊接以前，先将全部板材仔细地切割成所需要的尺寸，并且把待接合的边缘放在乙醇中，使之干燥，而后插在焊接室里面。在焊接操作之后，就把焊件从焊接夹具中取出来，再把一只热电偶插进试件的底部，插在焊缝的中心线上，在焊点点核上钻一个 0.050 吋直径的孔，钻到一半深，把热电偶焊牢在孔底上。使用 0.020 吋直径的热电偶线。除插入这个热电偶之外，在这焊接好的薄板上，不论是焊合接头的顶部还是底部，都以垂直于焊缝的方向，涂上一些热敏漆条纹，各相当于不同的峰值温度，这样做法的目的是要检验热电偶的正确性；而且，如果热电偶出了毛病，就可以作为确定中心线峰值温度的第二个方法；此外，还能确定业已造成的峰值温度分布是否适当。接着再把整个组件重新放进焊接夹具里面去，而后进行焊后加热操作。

对于每一种焊后热处理状态，从焊缝部位制备了一些横向拉杆。此外还从未焊样品上取下横向的拉杆，也就是说，这些样品并没有受到过焊后热处理；另外再从未曾焊接的基体金属上取一些拉杆，供作比较。因此，对于每一种合金来说，做了三种抗拉强度的比较，一般说来，这就是基体金属板的、焊态状态的以及受过 1800°F 焊后热处理的抗拉强度。如果基体金属处于硬化状态，那末所作的三种抗拉强度比较，一般是未焊状态、焊态以及 1800°F、2000°F、2200°F 或 2500°F 焊后热处理之间的比较。这些扁平的拉力试杆都按照美国材料试验学会的扁平拉力试杆规格磨制。该 2 吋长、0.5 吋宽的减缩计量剖面受到光栅法 (photogriding process) 的处理^[5]。这个方法原先是由沃特海军械实验室研究出来的，是把每边 0.049 吋、每

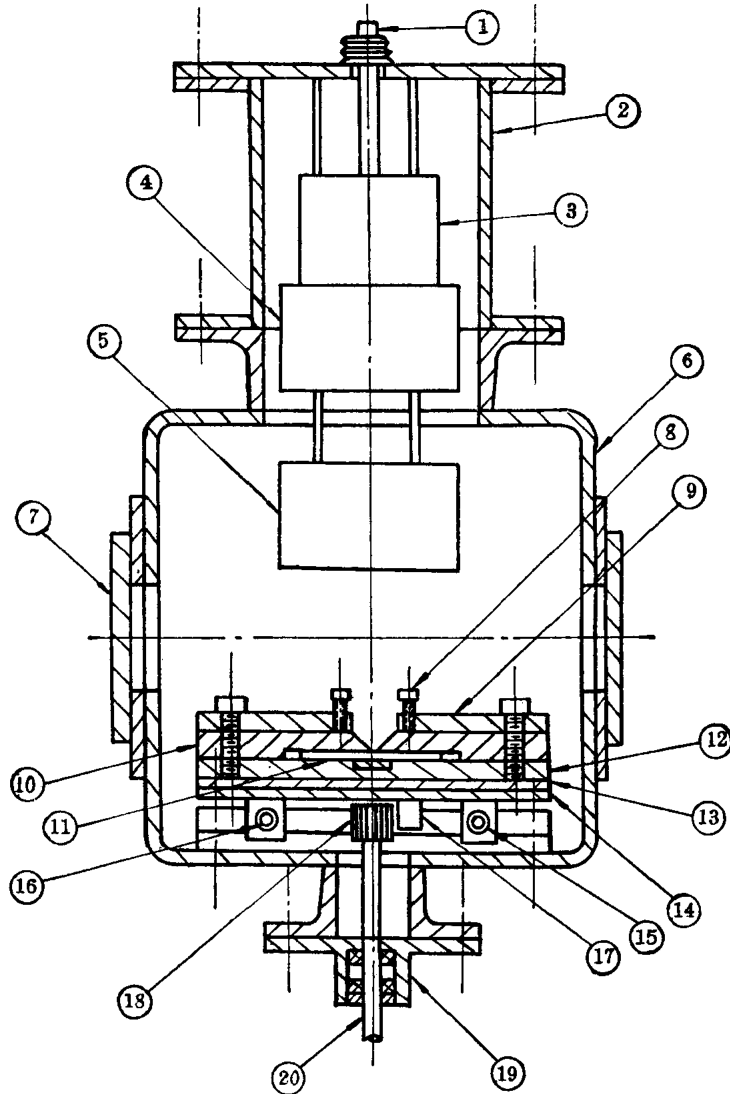


图8 焊接系统实例

1—功率进给通过组件, 2—电子束枪室, 3—电子束枪灯丝部分, 4—电子束枪静电聚焦部分, 5—电子束枪电磁聚焦部分, 6—焊接室, 7—派热克斯耐热玻璃观察孔, 8—压具螺钉, 9—压板, 10—激冷板, 11—试件, 12—有衬垫的挡板, 13—移动的工作台, 14—纵向的工作台, 15—支撑杆的工作台, 16—线状球轴衬, 17—齿条, 18—小齿轮, 19—转动的球轴承密封, 20—传动轴

根线条 0.001 吋宽的准确网格直接照相到试件上边去^[6]。因为照相乳胶的弹性极限非常低, 在试验前后把这些网格各测量一次, 就可以容易地确定一个试件整个冶金部分的全部塑性应变。这样, 焊件中受到严重延性损失, 或者经历大量延性增加的任何部分都得到了表示。而应用标准的 1 吋或 2 吋计量长度测量, 那是无法办到的; 因为, 对于整个焊缝宽度和热影响区可能只占计量长度八分之一的焊件, 这种标准测量法是毫无意义的。

对于这些各不相同的情况, 也为其中的大部分确定了抗冲击性能。所用的试件除了厚度之外, 其它的尺寸都符合却贝冲击试棒的规定, 但厚度则与薄板的厚度相同^[6]。在实际的焊件上, 或者实际的焊后加热焊件上, 厚度是用机加工去除任何隆起、筋条或其它不够平直的缺陷之后所获得的净厚度, 薄板厚度的却贝 V 形凹口试件用以确定裂缝传播能量、裂缝起始能量

和试件弯曲能量的总量是十分合适的。不过，也正象由沃特汤军械实验室所引入的那样，可以在凹口的底部引入一条自然疲劳裂缝，从而将试件加以修改^[1,7]。因为业经证明，根据单位面积能量而求得的能量与试件的几何形状无关^[8]，又因为在凹口的底部再引起一个自然疲劳裂缝所需的能量基本上为零，所以，自然疲劳裂缝能使所作的测量求得严格的裂缝传播能量，在一台标准的疲劳强度试验机上，将试件经受几千次的反复，这样就可以引入自然疲劳裂缝，裂缝的深度可控制到几千分之一吋以内。在该研究方案中，裂缝被控制在 0.050 吋 ± 0.010 吋以内。此外，试件破裂之后，接着就在每个试件上面测量裂缝传播所经过的面积。象这样根据面积而求得的冲击能量读数与 Irwin 等人^[7,9] 的 GC 试验两者具有 1:1 的关系。这种技术不但产生了可能获得的最小可能的抗冲击强度数（因此从工程的观点看来，也就是最安全的数值），它也提供一个对焊件具有意义的数值，因为焊件由于发生应力集中部位而出毛病，不管这些应力集中部位是没有被检测出来的极为尖锐的裂缝也好，还是其它冶金上或机械上的凹口也好。

因为该研究项目最重要的课题之一是要确定一种制备试件的手段，使得熔化区和基体金属板区域中具有基本相同的性能，这就引入了一种进行抗拉试验的新技术。曾经应用一种小型的应变仪（计量长度为 0.030 吋），这样一台应变仪可以直接放置在熔化区上面，第二台应变仪则放置在基体金属上。利用这种方法，当整个试件受载时，这两个区域所产生的应力-应变曲线就可以同时记录下来，从而能够确定动态的塑性特性，也可以象使用光栅那样地确定总的塑性移动量。应用小型应变仪，可以对弹性模数进行比较，可以确定不发生塑性应变的区域中所产生的真实弹性应变的程度，也可以确定由于焊接或焊后加热而在焊缝中或者在基体金属中所产生的剩余应力的相对值。同时应力-应变曲线是由如下方法求得的：先从所用的 Instron 拉伸试验装置的测力传感器，求取整个试件的一条负载-时间曲线（图 9 中所示的是它的典型形状）。请注意在 25 秒钟处用来确定准确零读数的定时缓步（timing jog）。再将小型应变仪连接到 Sangborn 应变仪记录器中的电路上，并且为有关的区域取得应变-时间曲线（图 10 中所示的是它的典型形状）。最后从图 9 和图 10 两者之中消去时间坐标，就产生图 11 的应力-应变曲线。

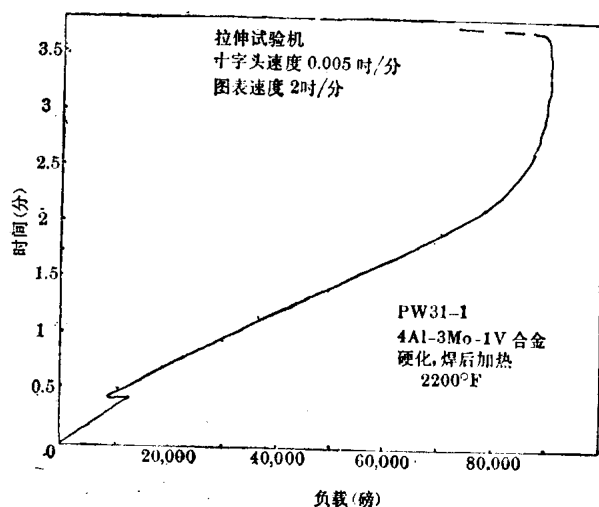


图 9 典型的负载-时间曲线

虽然这个计划的主要目的之一是在确定有关若干冶金区中的冶金学特性以及利用电子束进行焊后加热在这些区域内所造成的种种变化，但是人们也认识到，在某些维修的应用场合中，也可能需要一些要用到填充金属的焊缝。因此，在这篇报告所提出的全部数据，虽大部分都是不用填充料的焊缝；但是只有一种合金，若不用填充料，那就要在熔化区中出毛病，这种材料就是 13.5V-11Cr-3Al 合金，它的焊接和焊后加热操作，有用匹配填充料的，也有不用的。填充料的引入是在待接的两块板材的边缘之间预先放置一条从基体金属板上剪切下来的材料。结果发现，T 形断面材料比单纯的矩形条材来得适宜，因为前者能使焊缝弯月面的流动比较方便。焊缝的一般外形很好；虽然激冷杆偶尔会造成细微的不重要的金属闪光，并且由于

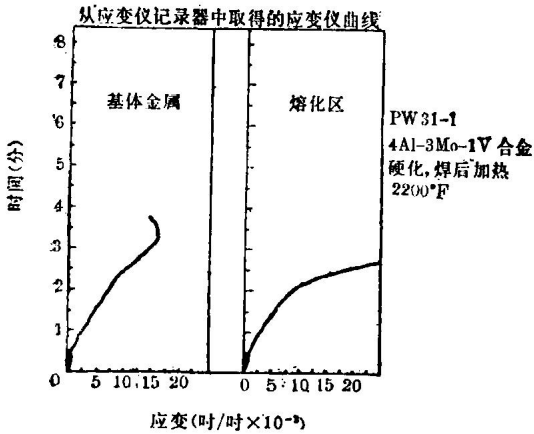


图 10 典型的时间-应变曲线

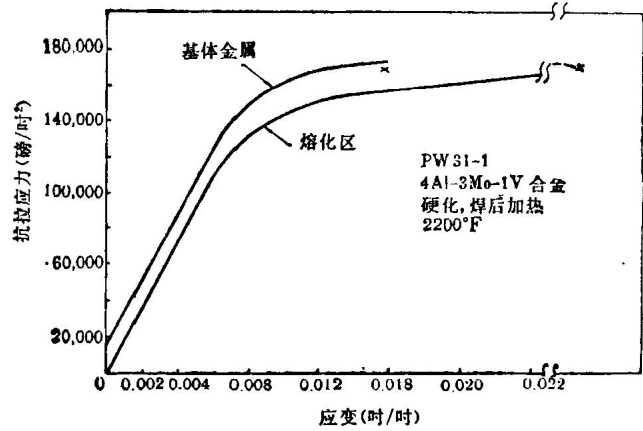
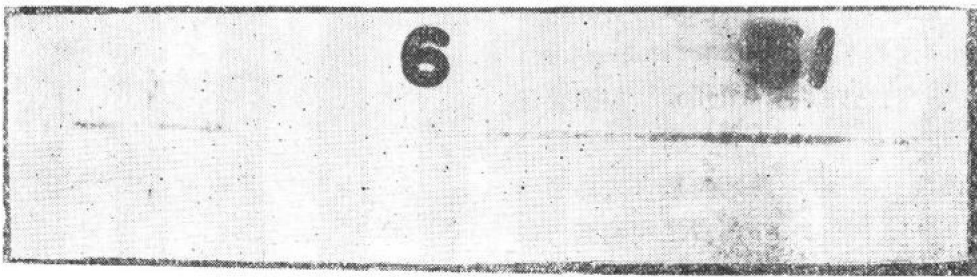


图 11 小型应变仪确定典型的应力-应变曲线

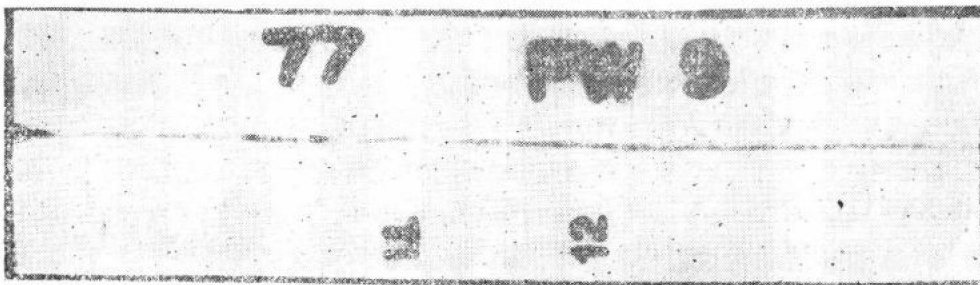
焊缝膨胀, 与激冷杆相抵触, 而把铜质擦到了焊缝表面上去, 但是这些表面效应对焊件的性能并不发生影响。这些试件是以焊态进行试验的, 对焊缝凸面不作任何处理; 不象那些不用填充剂的试件, 在试验之前先进行机加工, 把一切不平直的缺陷都去除了。

三、结果的讨论

将焊缝中所产生的气孔率与以前的电子束焊接研究中所观察到的气孔率比较, 前者小得多⁽¹⁾。这两个实验中唯一重大的设备改变是焊枪的变更, 在这个研究课题中所用的焊枪效率较高, 并且可能在焊接过程中对工件提供稍高的功率密度。在焊接调定值相同的条件下, 效率较高的焊枪能更快地把工件升高到熔化温度, 因此, 一定面积的熔化材料处于高温的时间较久, 从而除气较快, 这种效果在使用比较老式的焊枪时要用较慢的移动速率方能达到。两种合金的焊缝射线照相示于图 12 中。可以看出, 焊缝都是完好的。熔化区并不完善的唯一合金是



(a) 5Al-2.5Sn 合金焊件



(b) 4Al-3Mo-1V 合金焊件

图 12 两种合金的焊缝射线照相(板厚都是 0.125 吋)

13.5V-11Cr-3Al 合金, 它表示了显微多孔性。

曾经试图把这些观察得到的结果和功率密度联系一样, 与湿度联系起来。直接从焊接室的入口、室中附近空气和实验室建筑物本身的室外取得湿度读数。尽管湿度在 20% 和 85% 这个较为广泛的限度之内变化, 却不能确定与观察结果有什么相关性。那末, 非常可能, 目前所用的焊枪比较为普通的大焊点、低电压焊枪提供的功率密度稍稍增大一些, 这一点就可以解释为什么观察所得的气孔率较小的原因。至于 13.5V-11Cr-3Al 合金中存在多孔性, 这可以从图 13~15 中得到解释, 图中分别对氧、氢和氮的含量, 作为焊缝宽度的函数标绘曲线。从以前

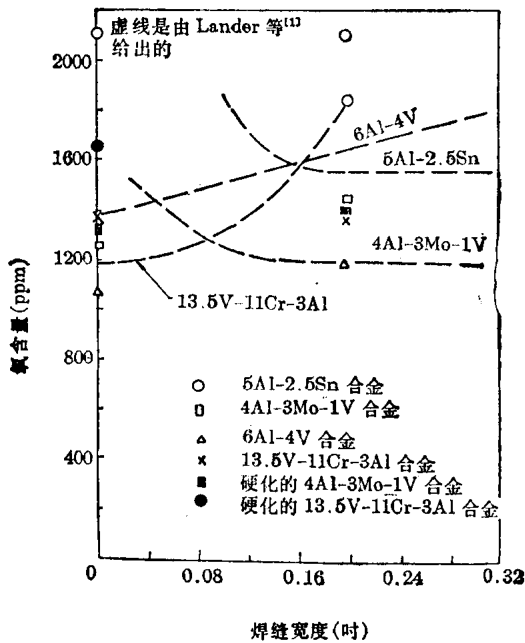


图 13 几种钛合金的氧含量与焊缝宽度之间的函数关系

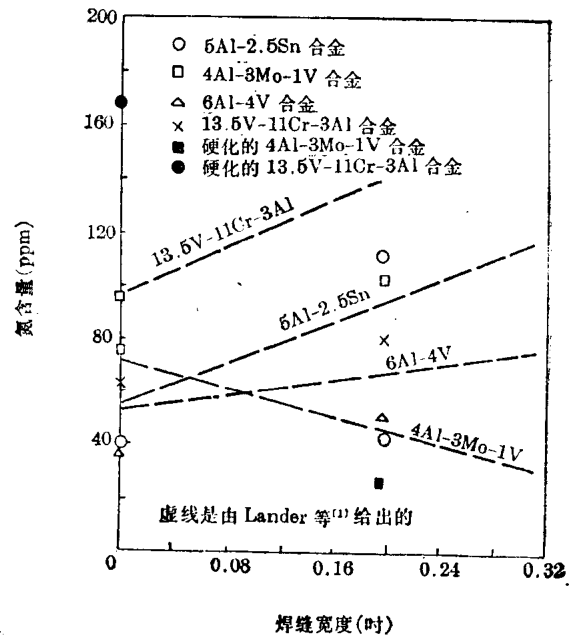


图 14 几种钛合金的氮含量与焊缝宽度之间的函数关系

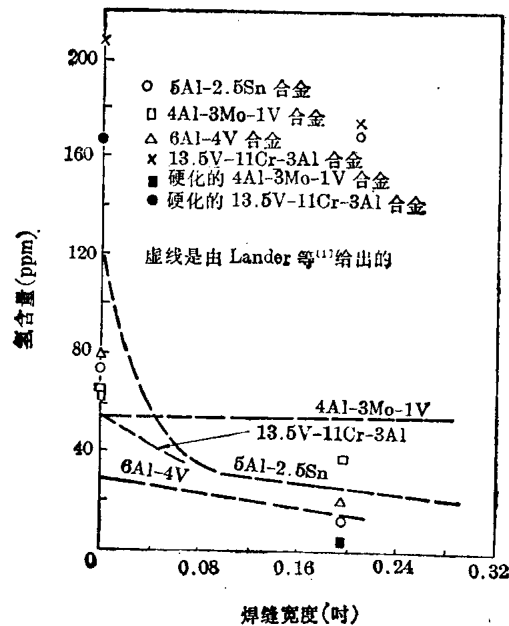


图 15 几种钛合金的氢含量与焊缝宽度之间的函数关系

的研究工作获得的数据^[1]用虚数表示, 而从目前的研究课题得来的数据则示作数据点。对于所研究的全部合金, 在两个研究中含氧量大致相等, 只是随具体的合金品种不同而略微增加或减少。对于含氮量, 也有相同的发现。可是, 从图 15 可以看出, 13.5V-11Cr-3Al 合金的含氢量的确比以前的研究工作中所观察到的高出许多。这情况不论是对于熔化区, 还是对于收到状态的材料都是一样的, 并且从这种合金所测到的抗冲击强度中也反映出来, 这个题目将在下面较为详细地加以讨论。因为与以前研究工作中各种气体元素的特性对比起来, 其它合金中含氢量与含氧量和含氮量等的特性差不多是完全一样的^[1], 所以全 β 合金中所突出表现的多孔性很可能是由于含氢量异常之高的缘故。显然, 在这一情况中, 甚至连这种材料的真空熔化也并不能显著地降低含氢量, 因为氢可能以金属间化合物的形式结合着, 所以与从其它合金中去除原子氢相比, 去除这种化合物的动力学过程要迟缓得多了。此外, 还需注意下列的事实, 这种合金偶然在工业上发生问题, 其原因据信为含氢量高所致。这种高含量通常在热处理阶段, 或者在锻制操作中, 以材料的严重脆化反映出来。

1. 5Al-2.5Sn 合金

这种材料收到后, 还处于未焊状态的应力-应变特性曲线示于图 16 中, 这条曲线的虚线部分表示小型应变仪所在的未能经受住试验的一部分, 数据图示的其余部分到处可以看到这样的虚线部分。不过, 应变仪的使用主要是为了确定目前所研究的材料的弹性特性以及易于获得的尽量多的塑性区。总塑性伸长和极限强度以及断裂应力由增量应变读数连同拉伸试验机上易于观察的负载确定之。

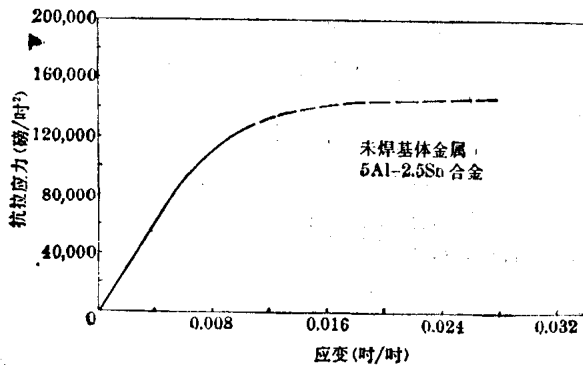


图 16 小型应变仪确定的未焊 5Al-2.5Sn 合金的应力-应变曲线

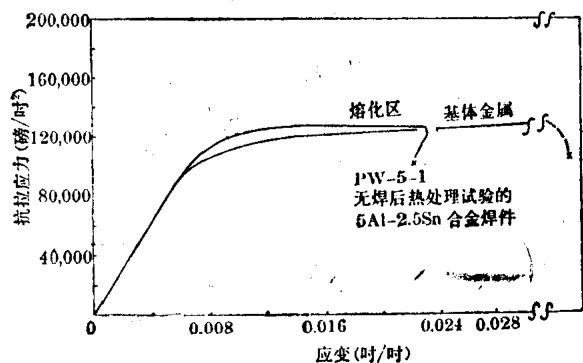


图 17 小型应变仪确定的无焊后热处理试验的 5Al-2.5Sn 合金焊件的应力-应变曲线

当这种材料焊接完成, 并以焊态试验时, 就得到图 17 中表示的拉伸曲线。可以看出, 基体金属和熔化区具有相似的应力-应变特性, 虽然熔化区并不具有发生断裂时的基体金属的塑性感应。可以注意一下, 在这种情况下, 不论在熔化区里还是在基体金属里, 都只有较小的剩余应力。饶有兴趣的事实是, 当基体金属开始以比熔化区大得多的速率伸长的时候, 也就是说, 当开始颈缩的时候, 熔化区其应变与断裂应力之比开始弹性地缩减。这种性能可以比之于一种弹簧的模拟, 在这个模拟中有一个很强的弹簧与两个较弱的弹簧互相连接在一起, 每边一个。在加载的时候, 只要强弹簧和弱弹簧的弹性模数大致相同, 两种材料的性能也就表现得一样。不过, 在较弱的弹簧开始减小它的横断面积时, 较强的弹簧在它比较大的面积上所产生的负载比较小, 因此它的应力开始减小, 正象预计的那样, 在这些特定的情况下, 这种应力的减小是弹性的。虽然这种合金一般并不认为是一种能够时效硬化的合金, 并且只以固溶化情况使用,

但是电子束焊件的强度一般是在 120,000~125,000 磅/吋²左右的极限强度范围内,如图 17 所示,并为上述研究所决定。这种合金经常提供这种强度;不过,供给实验用的原始材料曾以轧制方式进行冷加工,所以它的极限强度大约是 142,000 磅/吋²,如图 16 中所示。因此,曾试图应用 1800°F 的焊后加热温度对这种材料作时效处理。这种处理所造成的抗拉特性示于图 18 中,从中可以看出,焊件达到了未焊前的强度。在这种处理中,应变值大大降低,这是由于应变仪位置所造成的结果,这一点将在下文讨论。不过,从图 19 中可注意到由各种试验条件所确定的极限强度的总的情况,即断裂全都发生在基体金属或热影响区之中。因此,这就获得了一种情况,其时图 18 中所表示的试件的基体金属部分经过充分的时效,使焊缝熔化区上引起了非常高的压缩应力。后一事实又使人们对于焊后热处理状态不能象图 20 中那样确定弹性模数。不过,为这种特定合金系列确定的模数表明与 16×10^6 磅/吋² 的标准值没有什么变化。

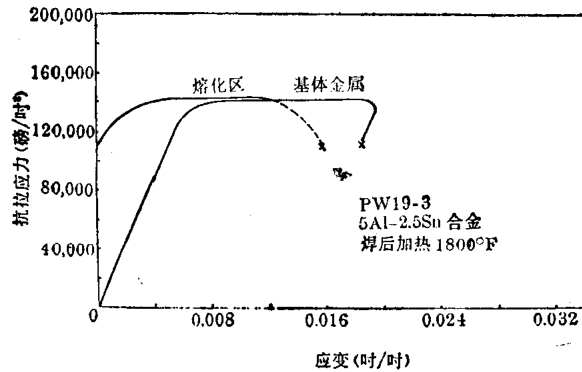


图 18 小型应变仪确定的在 1800°F 焊后热处理的 5Al-2.5Sn 合金焊件的应力-应变曲线

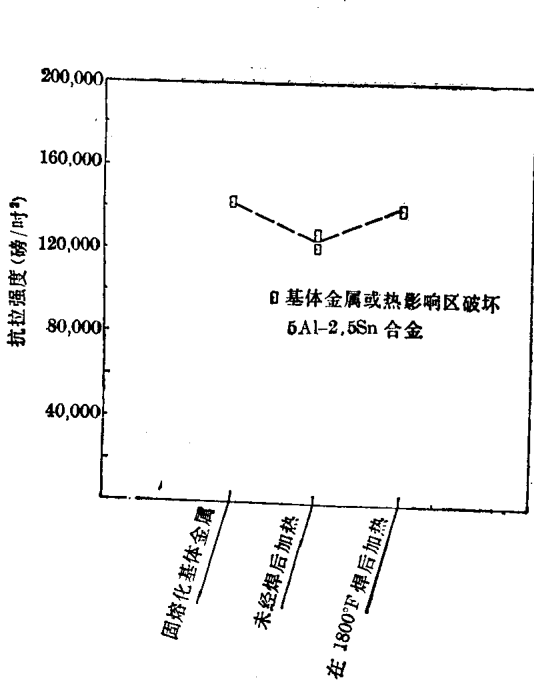


图 19 5Al-2.5Sn 合金在不同试验条件下的极限抗拉强度

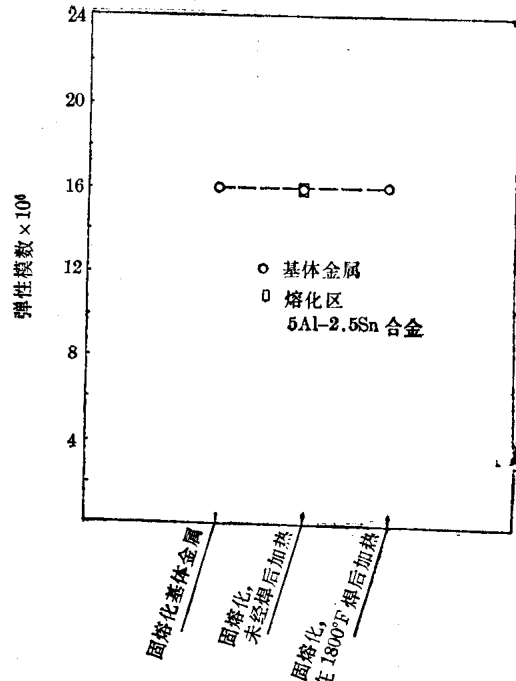


图 20 5Al-2.5Sn 合金在不同试验条件下的弹性模数

图 21 表示未焊态 5Al-2.5Sn 合金基体金属中每 0.050 吋的伸长率。在图 21 中, 表示了用来确定基体金属板应力-应变特性的一只应变仪的位置, 可以看出, 动态应力-应变曲线的塑性部分在很大程度上是应变仪准确位置的一个函数。图 22 中表示的是未经焊后热处理的试验焊件的增量应变读数, 可以看出, 在熔化区和热影响区中, 损失了很大一部分塑性伸长。不过, 总伸长仍旧十分好, 对于整个焊件来说, 可以有非常大的塑性应变。图 23 表示在 1800°F 进行焊后热处理焊件的增量应变读数。未焊材料的抗冲击强度在图 24 中以试验温度的函数示出, 所有数据点都是从不管凹口多深, 但总是弯曲而不折断的试件得来的, 表明这种材料处于未焊状态时韧性极佳。

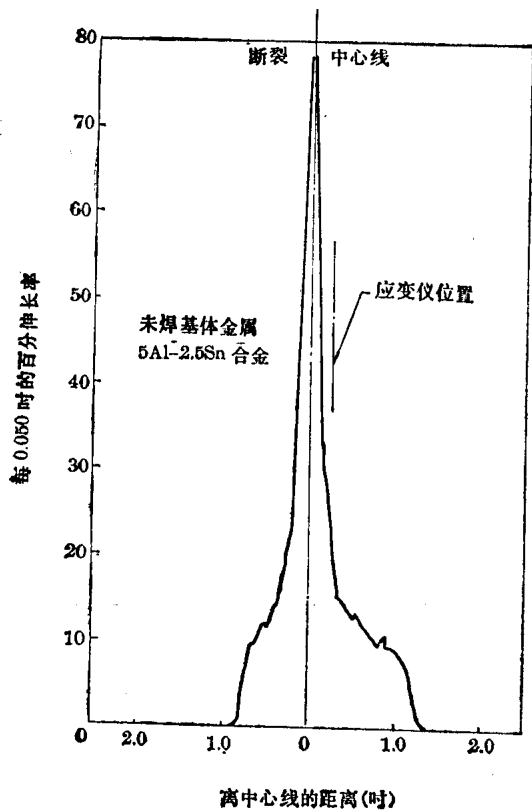


图 21 未焊态 5Al-2.5Sn 合金的增量应变

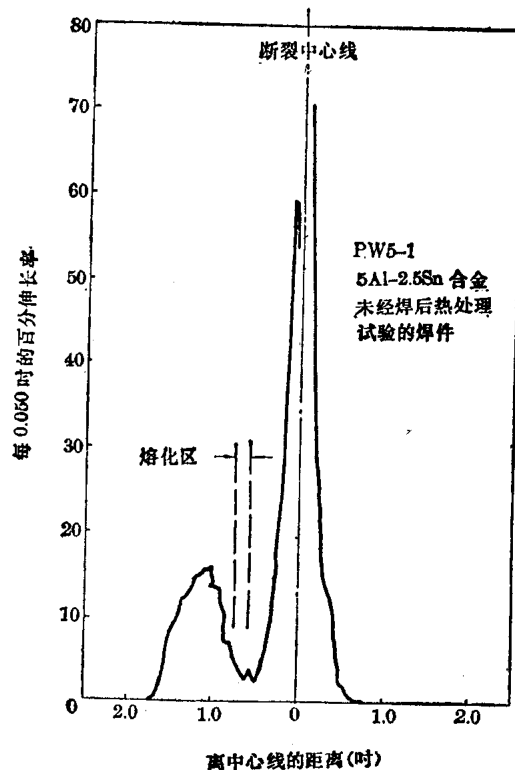


图 22 未经焊后热处理试验的 5Al-2.5Sn 合金焊件的增量应变

以往用这种相同的材料所进行的一次研究工作^[1]表明, 虽然材料在已焊态和未焊态中都具有大致相同的抗冲击强度, 却并不显示上述结果。所有试件都由于预加裂纹的却贝试件中的极尖凹口而断裂^[1]。不过, 如图 25 所示, 这种合金未经焊后加热处理, 焊件的抗冲击强度仍然十分高; 而且, 如图 26 所示, 在焊后加以 1800°F 的热处理, 抗冲击强度则基本不变。

总结一下, 可以这样说, 虽然 5Al-2.5Sn 合金能够固熔化, 并以 120,000 磅/吋² 的强度供薄板使用, 而且在电子束焊接之后, 仍能提供大致相同的强度, 但是它还能经过轧制而达到略高于 140,000 磅/吋² 的极限强度。这种硬化材料经焊接加工后, 其熔化区的极限强度仍达约 125,000 磅/吋²。不过, 若在 1800°F 作 15 秒钟的焊后热处理, 上述数字还可以提高到 142,000 磅/吋²。这种电子束焊后热处理显然是将焊缝区域附近的热影响区加以时效, 从而达到上述较高的强度值。增量应变值不受影响, 而且, 当处于焊态和焊后热处理态时, 确实是相当高的。

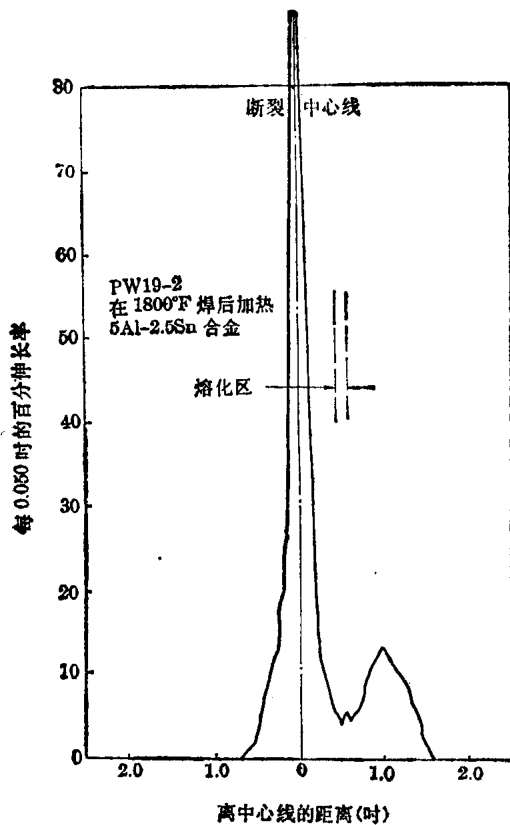


图 23 在 1800°F 焊后加热的 5Al-2.5Sn 合金焊件的增量应变

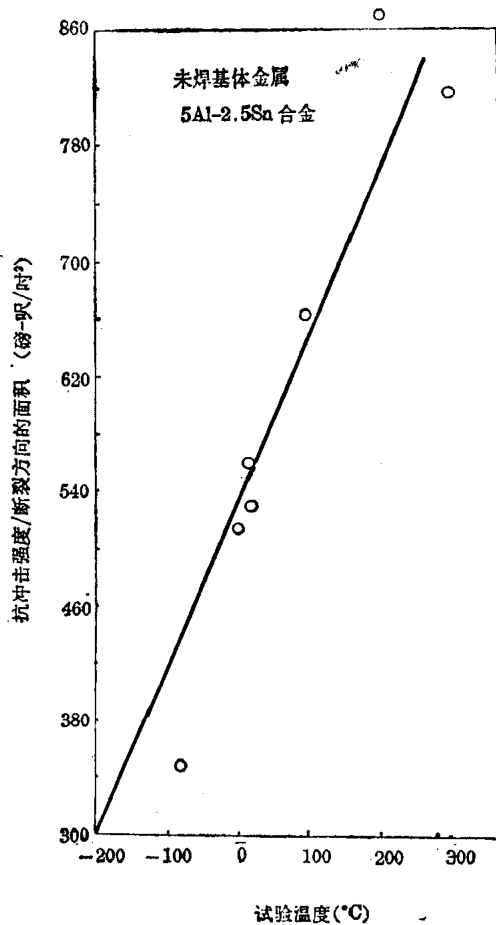


图 24 未焊 5Al-2.5Sn 合金的抗冲击强度与试验温度之间的函数关系

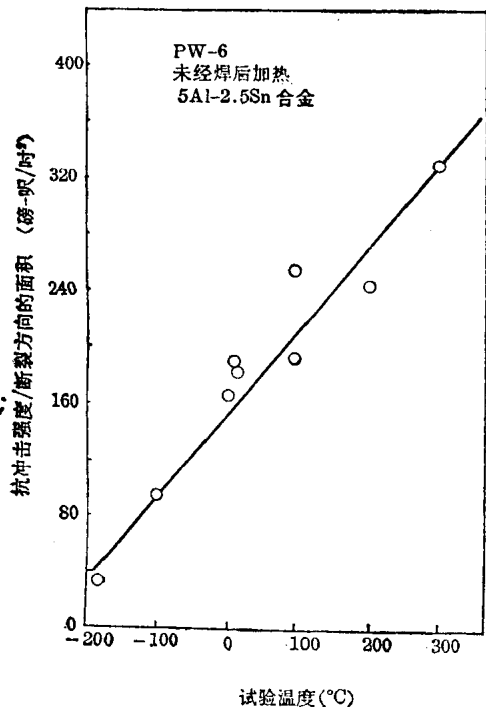


图 25 未经焊后热处理的 5Al-2.5Sn 合金焊件的抗冲击强度与试验温度之间的函数关系

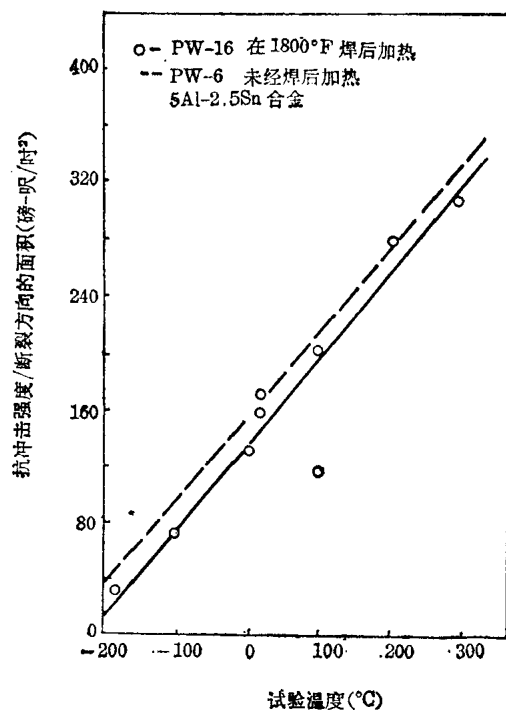


图 26 在 1800°F 焊后热处理的 5Al-2.5Sn 合金焊件的抗冲击强度与试验温度之间的函数关系