

摘要

为了提高飞机发动机推重比、减少耗油量,要求压气机盘采用新结构或新材料,以满足更大温度梯度和应力梯度的工作环境,由 Ti_3Al 基金属间化合物与钛合金复合制造双合金是最有发展前景的技术。

Ti_3Al 基合金具有高的耐高温性能,但由于 Ti_3Al 基合金室温塑性差,成形困难,制造成本高;而 TC11 两相钛合金可以在 $500^\circ C$ 以下温度长时间工作,用于压气机盘已比较成熟。选用 Ti_3Al 基合金 TAC-1B 和 TC11 两相钛合金制造双合金盘的基础研究和工艺研究是十分重要的。

本文的目的是探索 Ti_3Al 金属间化合物 TAC-1B 合金与 TC11 两相钛合金电子束焊接、热模锻造及热处理的可行性,并研究焊接后热加工变形与热处理对焊接接头组织与性能的影响。采用热模锻造技术,通过对真空电子束焊接的双合金进行不同程度的变形、不同的热处理工艺的研究,探索热加工工艺对双合金焊接接头组织、性能的影响规律。

实验结果表明,经真空电子束焊接的 TAC-1B-TC11 双合金经过热模锻造和 $680^\circ C/12h,AC$ 或 $815^\circ C/1h+700^\circ C/8h,AC$ 热处理后,焊缝处的组织与变形程度有关。当变形程度大时,焊缝区组织为在 β_{11} 的基体上,均布着球状 α_2 相和少量 α 相;变形程度小时,由 α_2 相构成的六角形 β 晶粒的原始晶界仍模糊可见。双合金焊缝区随着焊接电流增大而加宽,在室温拉伸时,焊缝处强度稍低于 Ti_3Al 的,达到 $955\sim 960Ma$,而在 $600^\circ C$ 拉伸时高于 TC11 合金,达到 $610\sim 645MPa$ 。焊缝区的显微硬度与变形程度和热处理制度有关,30%变形程度变形的合金经 $680^\circ C, 12h$ 时效处理后焊缝硬度为 $380\sim 440\text{ kgf/m}$,50%变形程度变形的合金经 $815^\circ C/1h, AC+700^\circ C/8h,AC$ 热处理后,显微硬度为 $355\sim 385\text{ kgf/m}$,获得强度、塑性、硬度均令人满意的综合性能,证明这是一条成形双合金件可行的工艺路线。

关键词: Ti_3Al TC11 真空电子束焊接 热模锻造 双合金盘 热处理

ABSTRACT

In order to raise the thrust-weight ratio of the engine and reduce oil consumption, new structure or material are adopted to meet the requirement of the working environment for greater temperature and stress gradient in compressors of engine. It has the best application prospect that dual alloys were made by Ti_3Al based compound and titanium alloy.

High-temperature performance of Ti_3Al based alloy is perfect. However, due to its poor room temperature plasticity, it is difficult to take shape and to depress the making costs. Whereas, two phase titanium alloy TC11 can serve for a long time under $500^{\circ}C$, and it is already used to make compressors. It is very important to start basic and processing research of dual alloy disk manufactured by TAC-1B based Ti_3Al alloy and TC11 two phase titanium alloy.

The paper is to search the feasibility of the electron-beam welding of Ti_3Al based intermetallic compound and the TC11 ($\alpha + \beta$) two phase titanium alloy. It is investigated simultaneously the influence of the hot deforming and heat treatments on microstructure and properties of welded line. Dual alloys adopted the hot -die forging were carried on the different heat treatments and different deformation measure. Then it has been studied the influence of the hot work processing on welding microstructure and properties of welded line.

The results of the experiments show that microstructure of Weld zone of Ti_3Al -TC11 dual alloy, which was treated electron beam welding in vacuum, hot die forging and $680^{\circ}C/12h, AC$ heat treatment, are relative to degree of deforming. When the deforming is weight, there are some spherical α_2 phase and a small amount of α phase in base of transfer β with homogeneous distribution. When the deforming is small, it can be seen that the initial grain boundary of β grain composed by α_2 are still fuzzy. Weld zone of the dual alloy is wider with the welding electric current increasing. When it is extended in room temperature which samples of dual alloy, the intensity of the weld line is lower than Ti_3Al 's

slightly, reaching 955~960Ma. when it is extended in 600°C, it is higher than TC11 alloy, reaching 610~645MPa. The micro-hardness of the weld zone is relative to the deforming and the heat treatment. For 30% of the degree deforming, the micro-hardness of the weld zone is 380-440 kgf/mm. When it is treated with 680°C/12h, AC.

KEY WORDS: Ti₃Al TC11 vacuum electron beam weld hot die forging
dual alloy disk heat treatment

第一章 资料综述

1 Ti₃Al 概述

1.1 Ti₃Al 的晶体结构^[1]

Ti₃Al是一种金属间化合物，由于熔点比较高，结构比较简单，密度比较低，具有很高的抗氧化和抗腐蚀能力，是一种新型高温结构材料。

Ti₃Al被称为 α_2 相，具有DO₁₉超点阵结构，空间群为P6₃/mmc，在(001)面上原子为密排结构，保证了Al原子与Ti原子键合，并以Ti原子作为最近邻原子。该单胞可以表征为由四个亚初级胞穿插而成，其中的三个为Ti原子占有，一个为Al原子占有， α_2 相具有较宽的成分范围，从22%(原子)Al到39%Al(原子)，单胞常数 $a=0.5783\sim 0.5640\text{nm}$ ， $c=0.476\sim 0.4619\text{nm}$ ，在1180℃(对具有化学计量比成分的而言)无序转变为六方的 α 相。因此，Ti₃Al属于Kurnakov型化合物。

1.2 Ti₃Al的性能特点^[1]

1.2.1 物理和化学性能

(1) 物理性能：Ti₃Al的熔点为1600℃。化学剂量比Ti₃Al的密度为4.20g/cm³，低于所有普通钛合金，而代表性的Ti₃Al基合金的密度与 β 型钛合金的密度相近。Ti₃Al基合金的热导率较低，与 $\alpha + \beta$ 型钛合金相比，两者的热导率相近。TD2合金(Ti-24.5Al-10Nb-3V-1Mo)和超 α_2 合金的比热容稍低于 $\alpha + \beta$ 型钛合金TC4和TC11，Ti₃Al基合金具有与普通钛合金相似的较低的线膨胀系数，这有利于Ti₃Al基合金的应用。

(2) 抗氧化性能：不同钛合金成分对Ti₃Al合金性能影响各不同，因此不能笼统分析Ti₃Al合金与普通钛合金两者抗氧化性能的优劣。适量添加Nb，可提高其抗氧化性。

(3) 抗腐蚀性能：TD2合金与其它材料腐蚀电位相比，与耐热不锈钢1Cr11Ni2W2MoV相当，明显高于铝合金7075，但低于普通钛合金TC4和镍基合金K403，腐蚀电位越高越耐腐蚀。

1.2.2 力学性能

(1) 力学性能与显微组织的关系: Ti_3Al 合金的力学性能十分敏感于显微组织。但总体上, Ti_3Al 合金的力学性能与显微组织的关系与普通钛合金是相似的, 只是断裂韧性与显微组织的关系有所差异。

(2) 拉伸性能: 在不同温度下拉伸TD2合金, 当拉伸试验温度达 $400^{\circ}C$ 左右时, 延伸率出现峰值, 当试验温度进一步提高时, 延伸率反而逐渐下降, 在 $650^{\circ}C$ 左右降至最低点。与此相应, 当实验温度超过 $400^{\circ}C$ 左右后, 随着温度升高, $\sigma_{0.2}$ 下降的趋势较平缓, 而 σ_b 下降的趋势则越来越快, 从而导至 σ_b 与 $\sigma_{0.2}$ 差值越来越小。 Ti_3Al 合金的室温拉伸塑性较低, 但基本上能满足零件机械加工的要求, Ti_3Al 合金在常用温度($650^{\circ}C$ 左右)下的拉伸塑性还不如它在 $400^{\circ}C$ 左右的拉伸塑性, 但已具有较高的水平, 因此, 仅就拉伸塑性本身而言, 应不影响其使用可靠性。

(3) 断裂韧性: Ti_3Al 合金的室温断裂韧性较低, 而且 K_{IC} 是随工作温度的提高而不断提高的, 这对高温下工作的 Ti_3Al 合金是十分有利的。

(4) 冲击韧性: TD2合金不同温度的冲击韧性试验表明, 随着工作温度的提高, TD2合金的冲击韧性不断提高, 在 $650^{\circ}C$ 左右时, a_{kv} 已达 $20 \sim 42J/cm^2$, 这同样有利于高温下工作的 Ti_3Al 合金。

(5) 高温蠕变特性: 对 Ti_3Al 合金高温蠕变性能而言, 魏氏组织或网篮组织均显著优于等轴或双态组织, 但双态组织综合性能良好, 是常用的一种显微组织。

(6) 热稳定性: Ti_3Al 合金具有很好的热稳定性, TD2合金试样热暴露后, 其室温拉伸塑性不理想, 但具有良好的高温拉伸塑性, 高温高周疲劳强度和冷热疲劳性能。

(7) 高周疲劳强度: TD2合金室温和高温的高周疲劳强度水平良好, 而且当应力集中系数为2时, 仍有可接受的室温缺口高周疲劳强度和高温缺口高周疲劳强度。

(8) 疲劳裂纹扩展特性: 不同合金在相同的 ΔK 值时, 有较大的区别, 与双态组织对比, Ti-24-11合金板条组织的 da/dN 显著快些, 而Ti-25-10-3合金板条组织的 da/dN 显著慢些。

(9) 冷热疲劳性能: TD2合金板材的热冷疲劳性能优于GH4033合金板材。上述结果均有利于TD2合金高温使用的可靠性, TD2合金冷热疲劳性能较好与 Ti_3Al 合金的热膨胀系数小有关。

1.3 Ti₃Al的热加工工艺

普通钛合金采用的热变形设备、加热炉、模具、润滑剂等一般均可用于Ti₃Al合金。但由于Ti₃Al合金的变形抗力大于普通钛合金，特别是铸锭的可锻性也较普通钛合金差，因此，不仅需要采用具有更大的能量的锻、轧设备，尤其需要采用合适的变形工艺。

Ti₃Al合金的铸锭开坯需采用合适的工艺，一旦开坯成功，后续的再变形就相对容易了。就加工温度而言，开坯要在β相区进行，变形率要高于60%。对于TD2合金锻棒，在高于920℃时具有高于30%的塑性，故锻坯的再锻造通常在α₂+β区加热(1050~1100℃)。在此温度范围内的变形加工是合金通过后续热处理获得均匀细小的再结晶微观结构的关键。

为了使锻件和模锻件获得均匀的细晶组织和高的机械性能，加热时必须保证毛坯在高温下保持时间最短。钛合金毛坯的加热可以在感应加热装置中，用电接触法，在电阻炉、在融盐中以及在火焰炉中进行。最好的加热方法是感应加热，它的优点是总的加热时间大大缩短，其结果是显著降低α层深度，从而减少了产生变形裂纹的危险，提高了锻件质量。

1.4 焊接性能^{[2][3]}

Ti₃Al合金的焊接与Ti合金类似，一般可采用扩散焊接、氩弧焊、激光焊、电子束焊以及等离子焊等多种工艺。但是，由于Ti₃Al合金的可焊性和室温塑性一般都比普通Ti合金差，为了获得良好的无缺陷焊接接头，需针对合金的具体情况，预先对焊接工艺和技术规范进行必要的实验研究。

Ti₃Al合金的焊接应注意以下几个方面：

第一，它们都极易吸附或吸收氧、氮等间隙元素，从而导致合金性能明显下降。因此，包括熔化、凝固以及固态冷却等全过程都必须在惰性气氛或在真空中进行。与氩弧焊、激光焊的局部保护相比，电子束焊接的高真空室则提供了更为理想的保护环境。

第二，为防止焊接部位的污染，焊接表面清洗非常重要。

第三，应根据焊接部件的几何尺寸以及结构的复杂程度，采取相应的焊接工艺。例如，对于薄板或具有中等厚度截面的零件，上述的各种工艺均适用。对于大截面部件(厚度超过5mm的板材)，则应采用能提供高焊接速率的电子束焊或激光焊这些具有高能密度的焊接工艺，以确保焊接质量。对于具有复杂结构的部件就需采用手工氩弧焊，这种工艺操作最灵活，但需要有很高的操作技术。若用自动焊，则需制作适当的工装卡具。

第四、考虑到焊后残余应力会极大地影响材料的使用性能并有可能导致工件形状的改变、影响部件的最终组装，应采用具有高能密度的焊接工艺，达到全透，一次完成，避免采用传统的多道次的氩弧焊接工艺。

第五、更重要的方面是必须对影响焊接接头微观结构和性能的焊接冶金过程作全面了解。

1.5 热处理对Ti₃Al基合金组织性能的影响^[4]:

(1) 固溶温度对性能的影响:

加热温度对 Ti₃Al 基合金的组织有极大的影响。正确的选择固溶热处理温度，是制定正确热处理工艺的关键。坯料在变形后，处于严重的加工硬化状态，其组织保留有亚晶界、位错堆积等晶体缺陷。在加热时，由于回复与再结晶的作用，使内应力消除，亚晶界、位错减少，合金的塑性增大。

随加热温度的提高，合金各相的形貌、尺寸、浓度将发生变化。根据变形工艺不同，在加热过程中，组织的变化规律也有所不同。

在 β 区变形的合金，其一般特征是金属的流动方向上有拉长变形的 β 晶粒和由于变形过程中再结晶形成的细小的等轴 β 晶粒。β 晶界一般有 α₂ 相镶边。当加热到 α₂+β 区时，α₂ 相对 β 相的晶粒长大有抑制作用，β 晶粒的尺寸和形状几乎不发生改变。在加热温度下保温会引起 α₂ 片或 β 中间层的厚度增加，α₂ 相数量减少，β 相数量增加。当温度达到相变点时，α₂ 相全部转变成 β 相，β 相晶粒会急剧长大^[18]。

北京航空材料研究院研究表明，随固溶处理温度的升高，Ti₃Al 基合金室温拉伸时断裂强度升高，而延伸率和断面收缩率降低，塑性变差；随固溶处理温度的升高，Ti₃Al 基合金高温拉伸断裂强度升高，而延伸率和断面收缩率降低。

(2) 固溶处理后冷却速度对室温拉伸性能的影响:

钛基合金热处理加热保温后的冷却速度不同时，冷却过程中相变及相变产物或形貌亦不同。

在两相区锻造和热处理时，若保温完毕后以慢速（炉冷）冷却时，由于过冷度小，形核率低，从 β 相中析出的 α₂ 相，主要附着在加热时保留下的 α₂ 相上，残余 β 相位于等轴 α₂ 颗粒之间。当采用较快的冷却速度时（空冷），从 β 相析出的 α₂ 相，少部分仍将附在初生 α₂ 相上。但由于过冷度较大，形核率增加，在 α₂/β 相界面原始 β 晶界上及晶内将有较多的 α₂ 晶核形成并长

大, 形成 α_2 和 β 相间的针状组织, 一般称之为 β 转, 冷至室温得到等轴 $\alpha_2 + \beta$ 组织。冷却速度越快, 组成 β 转的针状 α_2 和 β 相愈细, 强度愈高。当冷却速度极快 (淬火) 时, β 相中的合金元素来不及扩散, $\beta \rightarrow \alpha_2$ 转变被抑制, 于是形成马氏体。随着合金成分及淬火温度的不同, 可形成 α' 、 α'' 及亚稳定的 β 相, 这些相在随后的时效过程中, 将分解为细小弥散 α_2 和 β 相质点, 对钛合金具有强化作用。

在 β 相区锻造及热处理时, 不管炉冷还是淬火, 都将形成马氏体组织即魏氏组织, 使塑性降低, 只是慢冷有助于塑性改善。因此, β 锻造最好采用退火, 或双重退火, 或均匀化加双重退火, 在获得较高的热强性同时, 使塑性不至下降太大。

北京航空材料研究院研究表明, 固溶处理后冷却速度对室温拉伸性能的影响不显著, 而且对比的结果表明空冷的性能最佳。

2 TC11合金概述

2.1 TC11合金简介

TC11合金是Ti-Al-Mo-Zr-Si系的变形热强钛合金, 属于马氏体的($\alpha + \beta$)两相钛合金。在($\alpha + \beta$)两相钛合金中, TC11是500℃以下热强性最好的。目前, 它主要用于压气机零件(盘、叶片、环、紧固件以及其他零件)。

TC11合金中含有 α 稳定元素Al, 但加入量不超过7%, 因为过高的Al含量将在组织中形成 Ti_3Al 相而使合金变脆^[5], Al和Zr的加入都是为了提高合金的强度和耐热性。特别是Zr有利于提高持久和蠕变性能。Mo、Si属比较典型的 β 稳定元素, 它们的加入是为了保证合金中含有一定量的 β 相。其中, Mo是同晶型 β 稳定元素, 有利于组织在使用过程中的稳定而使工作温度得到提高, 而Si属活性共析型 β 稳定元素, 能提高合金的室温和高温强度而不过分降低塑性, 但它的加入量一般不超过0.5%, 否则, 会使合金变脆^[5]。

由于TC11合金为($\alpha + \beta$)两相钛合金, 因此它在变形工艺方面具有一般($\alpha + \beta$)钛合金的特点。在变形时, 合金的塑性、变形抗力对温度比较敏感, 在温度上升时, 塑性上升, 变形抗力减小, 在温度下降时则塑性下降, 变形抗力增大。但是, ($\alpha + \beta$)合金存在一个 β 脆性的问题, 即: 在锻造时温度高于合金的($\alpha + \beta$)/ β 转变温度, 导致锻件的晶粒长大, 而使塑性下降的现象^[5], 因此钛合金在锻造时始锻温度不能定的太高。($\alpha + \beta$)钛合金锻造的另一

个特点是变形抗力对变形速度较为敏感，随变形速率的增大，变形抗力上升，因而 $(\alpha + \beta)$ 钛合金一般适宜于压力机上锻造。

由于TC11为 $(\alpha + \beta)$ 两相钛合金，因此可以用热处理的工艺方法来影响其组织和性能。通常情况下，它都采用淬火和时效的热处理工艺，以利于合金的强化并提高塑性。有时为了保证合金的抗拉强度等综合性能指标，还采用标准退火制度，即：“950℃保温1小时，空冷+530℃保温6小时，空冷”的双重退火。有时还采用强化热处理、高温形变热处理和等温退火的工艺来保证半成品的某些性能要求。

2.2 等温成形工艺

(1) $(\alpha + \beta)$ 两相钛合金的 β 锻造

合金在 β 转变温度以上锻造的方法，即所谓的 β 锻造^[28]。图 1-1 为两相钛合金全 β 锻造时组织形成过程示意图。

由于 β 锻造是合金在 β 相的转变温度以上区间锻造，因此合金变形时为单相体心立方结构的 β 相。它的滑移系多，塑性好，变形抗力小。正因如此， β 锻造可以锻出形状复杂的零件，从而降低机械加工费用，节约材料消耗，而且可以在较小吨位的设备上生产出大的锻件。

TC11钛合金在 β 锻造时，由于温度超过 β 转变温度，因此晶粒粗大。但是如果在 β 锻造后立即进行水冷，则可得到缺陷、位错密度高且淬火后应力大的细针状马氏体组织。大量的实验证明这种组织是获得等轴 α 组织的一个重要条件，同时这种组织如果在 $(\alpha + \beta)$ 两相区变形且变形程度不超过它的临界变形程度时将转变为网篮组织，因此 β 锻造后水冷是研制获得双重组织的一种重要预处理方法。

(2) $\alpha + \beta$ 两相区变形时的组织形成规律

图 1-2 是 $\alpha + \beta$ 型钛合金在 $\alpha + \beta$ 相区变形时形成的基本组织类型。与 β 相区变形时所形成组织的区别是，在 $\alpha + \beta$ 相区变形过程中同时发生 β 晶粒和

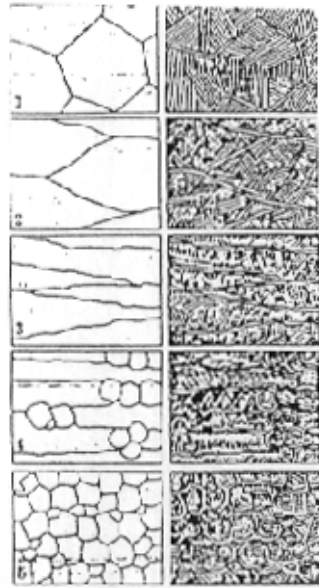


图 1-1 两相钛合金全 β 锻造时组织形成过程示意图

α 片的变化。 β 晶粒被压扁，沿金属流动的方向被拉长、破碎，晶界和晶内 α 相之间的差别逐渐消失，当变形程度超过 60%~70% 时，已经看不出任何明显的片状组织痕迹。在一定的变形程度和温度下发生再结晶，而且 α 相内的再结晶在 β 相再结晶之前发生。

如果变形在接近同素异晶转变的温度下进行，在组织中除等轴 α 相外还观察到片状 α 相，它是在冷却过程中从 β 相中形成的。变形温度越接近 β 转变（即同素异晶转变）温度，片状 α 的数量越多。这种片状 α 与从 β 相区冷却时形成的片状 α 的区别是，其长度较短，方向的变化较多。增加保温时间会导致 α 相的聚集，特别是变形程度较小并接近临界程度时更为显著^[13]。

(3) β 相区始锻 $\alpha + \beta$ 相区终锻时的组织形成规律

除 β 和 $\alpha + \beta$ 相区变形外，对于 $\alpha + \beta$ 型钛合金还经常采用从 β 相区开始，在 $\alpha + \beta$ 相区结束的热变形。这时形成的金相组织主要取决于在 $\alpha + \beta$ 相区的变形程度。当变形程度大于 50%~60% 时，类似于在 $\alpha + \beta$ 相区变形的组织。在较小的变形程度下得到不均匀的组织，它由交替的片状 α 相组织的区域组成。如图 1-3 所示。

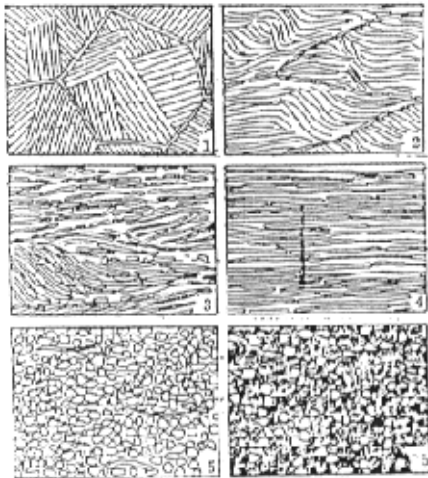


图 1-2 两相钛合金 $\alpha + \beta$ 两相锻造时组织形成过程示意图

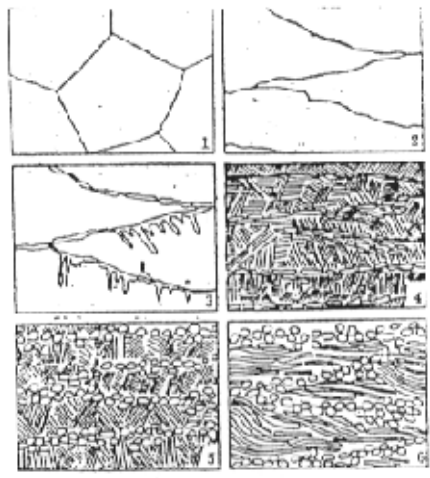


图 1-3 两相钛合金 β 两相锻造时组织形成过程示意图

在 β 相区变形时，金属的温度逐渐降低，当降低到相变温度时，开始从 β 相中析出 α 相。 α 相的生核首先在含有较多 α 稳定元素的原始 β 晶粒边界开始，只有当温度进一步降低时， α 相才在晶粒内部开始形成。由于晶界 α

提前形成, 所以它在 $\alpha + \beta$ 相区承受更大的变形量, 其结果是晶界 α 相比晶内 α 相更充分的被变形^[36]。此外, 在原始 β 晶粒边界区域首先开始再结晶并形成球状的 α 颗粒。如果再结晶来不及发生, 晶界区域与晶内组织比较, 是更为细小的片状结构。在 β 相区开始并在 $\alpha + \beta$ 相区结束变形的组织, 与在 $\alpha + \beta$ 相区变形的组织比较, 在前一种情况下原始 β 晶粒的不同部位承受的变形程度不同, 而在第二种情况下, 整个晶粒体积内承受的变形程度相同。

2.3 TC11的热处理工艺

2.3.1 TC11的常规热处理

为了获得最佳的组织, 除正确的制定变形工艺外, 还需正确地制定热处理工艺。钛合金的热处理方法有: 固溶、淬火、时效、退火、形变热处理等。制定钛合金热处理工艺不外乎确定加热温度与冷却方式。

2.3.2 TC11的变形热处理

将锻造形变和热处理有机地结合的工艺方法即是形变热处理。形变热处理与合金化及强化热处理一样, 是提高钛合金半成品和制品强度及塑性的有效方法^[40]。形变热处理的主要特征是在晶格缺陷密度较高的条件下发生相变^[40], 可保证获得高得多的强化效果, 而特别重要的是形变热处理在许多情况下既能获得高的强度, 又能得到好的塑性。

形变热处理的方法很多, 主要有高温形变热处理、预先形变热处理、低温形变热处理、热处理形变、综合形变热处理等^[4]。

钛合金的高温形变热处理是将合金加热到完全或局部相变的温度时保温、塑性变形, 是变形加热淬火和时效综合的处理方法^[40]。由于变形加热淬火的目的是为了抑制再结晶和保留金属的结构特点, 保留锻造形成的位错等晶体缺陷以及变形内应力, 因而在时效时, 介稳定相 α' 、 α'' 、 ω 和过冷 β 相将充分分解, 逐步向平衡产物($\alpha + \beta$)相过渡, 从而获得高度弥散的($\alpha + \beta$)相, 使合金强化^[4], 这种组织如果在高温时效后强化效果还能保留到高温。

形变热处理强化的基本原因之一是抑制了再结晶过程和增加缺陷密度。而且这种缺陷还能在金属中均匀分布。通过对BT3-1合金X射线分析的数据表明这种缺陷形状还具有热稳定性^[40]。

TC11合金的半成品热处理采取如下制度^[4]:

I. 双重退火： 950℃加热，保温1~4小时，空冷；随后在530℃保温6小时，空冷。这是在500℃以下工作500小时以内的零件所采用的基本热处理制度

II. 强化热处理： 925水淬，随后在500~600℃保温1~6小时后空冷。

III. 高温变形热处理： 在高温变形后立即进行水淬(变形结束和淬火之间的时间间隔不得超过30~45秒)，随后在570℃时效2~6小时，空冷。

2.4 $\alpha + \beta$ 钛合金组织和性能的关系

在($\alpha + \beta$)两相钛合金中，观察到的所有组织形态分别属于两种组织类型——等轴组织和针状组织^[40]。但为具体起见，一般将显微组织类型归纳为魏氏组织、网篮组织、等轴 α 组织和混合组织四种。这四种组织由于组织的特点不同，因而它们各自对应的性能也不一样，有的甚至相差很大。

1 等轴 α 组织

当($\alpha + \beta$)钛合金在低于相变点(一般是30℃~50℃)的温度下以相当大的压下量(大于60~70%)进行塑性变形，并经双重退火后将获得等轴 α 组织。这种组织的特点是在均匀分布的含量超过50%的新生 α 基体上，存在一定数量的小岛状 α 相或 β 转变组织。相应这种组织的性能特点是综合性能较好。特别是塑性性能较好。拉伸时延伸率一般都在15%以上，断面收缩率在40%以上，并且这个性能指标随着组织中等轴 α 含量的增多而呈上升的趋势。同时，等轴 α 组织还具有高的疲劳强度。当然，等轴 α 组织的这些性能与晶粒大小有密切的关系。晶粒越小，塑性、疲劳指标上升。这是因为晶粒越细，在一定体积内的晶粒数越多，则在同样的变形量下，变形在更多的晶粒内进行，这样变形的不均匀性便减小了。此外，晶粒越细，晶界的曲折越多，更不利于裂纹的传播，从而使其断裂前可以承受较大的塑性变形，即表现为较高的塑性^{[40][28]}。

2 网篮组织

将($\alpha + \beta$)两相钛合金加热到 β 转变温度以上并施以足够大的变形时将获得网篮组织，这种组织的特点是 α 相勾划出的 β 晶界不同程度地被撕碎，因而不完整，不清晰，条状 α 相也不同程度的发生歪曲。晶内片状 α 变短、变粗，在原始 β 晶粒的轮廓内呈现网篮状编织的片状结构^[28]。

网篮组织的塑性性能和疲劳强度不如等轴 α 组织，但对一般的技术条件仍然可以满足，它主要的优点是高温持久和高温蠕变性能好，同时断裂韧性也较高于等轴 α 组织。网篮组织之所以具有这些优点是因为材料的韧性和空

2.5 TC11 焊接性能

(1) TC11合金的电子束焊

对电子束焊的焊接接头的机械性能进行分析,结果表明,强度和塑性既与原材料的组织 and 化学成分有关,也与焊接后的热处理温度有关。研究认为要使焊接接头的机械性能接近于基体金属,焊接后必须进行退火,按标准制度(950℃, 1小时, 空冷+530℃, 6小时, 空冷)退火的焊接接头具有最佳的综合性能(特别是 a_k 和 $a_{t.y}$)。

(2) TC11合金的氩弧焊

在TC11合金的自动氩弧焊中,采用的填料(Ti-5Al-2Sn-2Mo-0.1Si)具有较高的塑性和较高的冲击韧性。

由盘的轮缘部分锻成的板,在焊接以前和以后都按TC11合金的标准进行了退火。在20℃的试验表明,试样沿着焊缝断裂。焊接接头的抗拉强度等于基体材料的80%。焊接接头和基体材料的冲击韧性值分别为4.0kg.m/cm²和5.0kg.m/cm²[40]。

TC11合金使用的领域日趋扩大,而各个领域的性能要求又不相同。性能与组织具有密切的联系。因此我们应根据具体的性能要求,在材料成分一定的条件下,采取适宜的工艺措施来控制TC11合金的组织以满足性能要求。

3 断裂和断口与合金性能的关系:

金属的断裂与材料的性质和使用条件密切相关。利用断裂在断口上留下有代表性的形貌标记,就可以为改善材质和合理地使用材料提供依据。合金的拉伸断口分为宏观断口和微观断口。

通过断口的宏观分析可以初步确定断裂源的位置、裂纹扩展方向和过程、受力性质和环境介质的影响等,还可以进一步推断裂纹的性质(是脆性断裂、延性断裂或是疲劳断裂)和材料的冶金和加工质量等。

在恒定或不断增加的载荷下,固体材料通过以下之一的基体机制发生断裂:

- 1、使原子键发生断裂(解理断裂)
- 2、孔洞长大或粗化或通过塑性流动发生完全缩颈(塑性孔洞长大断裂)
- 3、通过原子或空隙沿应力方向发生完全缩颈(蠕变断裂)
- 4、应变速率参与的发生在裂纹尖端局部的化学腐蚀(应力腐蚀开裂)

3.1 韧性断口

大多数金属零件在连续增加载荷下的断裂机制是众所周知的显微孔洞长大机制。随着载荷升高，在材料内部的夹杂物、析出相、晶界、亚晶界或其它塑性变形不连续的地方会发生位错堆积，造成应力集中，从而在局部塑性变形区域导致微孔形成。随着应变增加，微孔不断连接、聚集长大，直到材料发生缩颈和断裂，结果在断裂表面上就出现了一些形状、大小和深浅不同的韧窝。在韧窝底部一般有第二相质点存在，韧窝壁上有时可见蛇行滑移线（或塑性变形痕迹）。

影响韧窝形成地因素有三个：（1）、材料中夹杂物和析出相质点的大小、数量及分布；（2）、基体材料的塑性变形特征，尤其是材料的变形硬化能力；（3）、应力大小和性质以及温度和应变速率等外界条件。

韧窝的大小及深度取决于材料断裂时微孔生成的数量和材料硬化指数值的大小，即取决于析出相质点及夹杂物的形状、大小、分布和数量，以及材料塑性变形能力和晶粒度。同时，也和外加载荷大小和性质等的位置条件相关。例如，材料中存在细小、密集的析出相，如基体材料的塑性较低，韧窝的尺寸往往小而浅；有大小不同的析出相质点同时存在时，断口就会有多种尺寸的韧窝共存；形变硬化指数大的材料，韧窝的尺寸和深度较小。由于材料的塑性变形特征随温度或应变速率变化而变化，故温度和应变速率对韧窝大小也有影响；应力的的大小和形状则通过塑性变形特性而间接影响韧窝深度。上述某些因素（如夹杂物分布）具有随机性，一次产生一些随机的不均匀的韧窝形貌。

韧窝不仅产生于晶内，有的沿晶断裂面上也能形成韧窝，其形核可以是晶界析出相质点，也可以是原子空穴沿晶界扩展和聚集而成。

主应力的方向影响韧窝的形状。作用力平行断裂平面（剪切应力）产生拉长韧窝，作用力垂直于断裂平面主要产生等轴韧窝。由于局部平面往往偏离宏观平面，并且断裂通常是拉伸和剪切应力综合作用的结果，因此，断口上一般显示出不同形状和方向的韧窝。

3.2 解理断口

解理是金属或合金在外加正应力的作用下，沿某些特定低指数结晶学平面（解理面）发生的一种低能断裂现象。一般是脆性特征，很少有塑性变形。断口呈结晶状，有许多强烈反光的小平面（或小刻面）解理断裂与材料晶体结构有关，当然也取决于加载条件。低温、过载、高应变速率、应力集中和粗大晶粒均有利于解理发生。

除了解理面以外，解理断口还有以下几种微观形貌特征：台阶和河流花样、舌状花样和鱼骨状花样。

最后，还有一种类似于解理断裂的混合断裂，称为准解理断裂。当许多裂纹（通常在一个平面上）合并时就会产生准解理。因此，人们以一个断裂面上出现撕裂棱、台阶和舌状花样作为划分准解理断裂的依据。

准解理小断面并不与材料的解理面严格对应。裂纹扩展路径不如解理面裂纹连续。裂纹源常常在准解理小断面的内部，准解理面上的许多撕裂棱是由微区域塑性变形生成的。撕裂棱的形状相当于塑性拉伸时的颈缩，在断口的两匹配面上均是凸起的脊棱。准解理断口与解理断口的区别在于准解理裂纹源总是在准解理面内，呈辐射状向四周扩展，有与河流花样类似的撕裂棱，但它短而弯曲，并且不连续，断面略有起伏，这表明它有一定的塑性变形。

解理和塑性之间的关系是复杂的，它取决于材料、温度和应变速率。两个过程可以相互抑制、共存或先发生塑性滑移最终发生解理断裂。

3.3 断裂机制

金属多晶体的断裂可分为穿晶断裂和沿晶断裂。在高温下，金属多晶体沿晶断裂的理论主要有应力集中理论、空位聚集孔洞连接理论和熔化理论三种应力集中理论

应力集中理论认为，晶间断裂是由于晶粒交界处应力集中引起的。这种应力集中最容易在三晶粒的交界处形成。当应力超过了晶界结合力时，就产生了裂纹。晶界继续滑动，裂纹扩大到临界尺寸时，裂纹会沿着晶界传播，造成晶间断裂。

由于断裂是在晶界处，所以晶界状态会对断裂过程产生影响。例如，晶间的杂质会降低结合力，因此裂纹最容易在杂质聚集的地方产生。另外，晶粒尺寸也有影响，如大晶粒在晶界滑动时与其它变形机制相协调配合困难，也容易在变形过程中过早的出现裂纹。

空位聚集.孔洞连接理论

此理论比较形象的描述了晶界断裂的整个过程，它包括：孔洞的形核，孤立孔洞的长大、孤立孔洞连接成“横向裂纹段”，横向裂纹段通过倾斜晶界联结成“曲折裂纹”，曲折裂纹相互连接而导致断裂这样几个阶段，工程材料中通常含有第二相粒子，它实际上对强度是有贡献的，为了有效的阻止位错运动，这些颗粒必须是弥散分布且通常处于亚微米级范围。当材料发生塑性变形时，材料中的夹杂物和第二相颗粒发生断裂并从基体中分离，由此

引起的孔洞长大和实际的粗化导致发生断裂。由于断裂表面是由孔洞产生的韧窝组成，因此这种断裂称为纤维或韧窝断裂。

韧性材料的圆形拉伸棒发展称为一种所谓的杯锥形断面。这可以用以下观点解释，即试样的塑性延伸导致颈缩变形。在试样的颈区，应变集中，颈的中心特别容易形成适宜于孔洞长大的条件。一旦这些孔洞大到足以使试样中心区域的承载能力明显下降时，这一区域开始起到类似圆形裂纹的作用。这样，裂纹将集中在源于裂尖的倾斜的滑移带上。在某些点，它可以使裂纹沿滑移带穿过，损伤材料变得容易，而不是沿着垂直于拉伸轴原来的最初方向。

4 扩散理论的研究现状^[29]

4.1 扩散理论

由于大量原子的迁移引起的物质宏观流动现象，称为扩散。在固态金属中，扩散是唯一的迁移方式。在有色金属材料的生产和使用中，许多问题与扩散密切相关(如凝固、偏析、热处理、相变、氧化、烧结、焊接、粘接、高温蠕变等)，扩散还对各种晶体缺陷的形成及其在晶体中的行为有重大的作用。

固态扩散的本质是原子的热激活过程，即原子越过势垒而跃迁。在扩散驱动力作用下，经过无数原子的无数次跃迁，将造成物质的定向迁移，即发生扩散。在有色金属中，固态扩散是在晶体点阵中进行的原子跃迁过程，只有在一定条件下才能进行。首先要有一定的温度，在一定温度以下，原子热激活的几率趋于零，扩散将被冻结；其次，要有足够长的时间；第三，扩散原子在基体中必须具有一定的固溶度，能够融入基体金属的晶格形成固溶体，否则固态扩散就不可能发生；第四，要有一定的扩散驱动力，否则不可能发生物质的定向迁移。扩散驱动力一般是由浓度梯度引起的化学自由能差和应力梯度引起的应变自由能差，扩散沿自由能降低的方向进行。

固态扩散分为互扩散和自扩散。在不均匀固溶体中进行的扩散称为互扩散，其特点是扩散过程中伴随着浓度的变化，在扩散过程中异类原子相对扩散，亦成为异扩散豁免化学扩散。互扩散分为上坡扩散和下坡扩散，下坡扩散沿浓度降低的方向进行，扩散结果使浓度趋于均匀；上坡扩散沿浓度升高的方向进行，使浓度差别更大，其驱动力往往是应变自由能之差。互扩散还可分为原子扩散和反应扩散，在原子扩散过程中基体晶格类型不变，没有新相产生。反应扩散的特点是当浓度通过扩散变化至一定数值时，将引起基体

晶格改变并形成新相。在纯金属和均匀固溶体中发生的扩散称为自扩散，在扩散过程中不发生浓度变化，与浓度梯度无关。纯金属和均匀固溶体的晶粒长大过程就是由原子自扩散引起的，这时原子由小晶粒向大晶粒转移^[40]。

4.2 扩散机制

(1) 空位机制

空位是热力学平衡缺陷，在接近熔点时，大多数金属的空位浓度可达 10^{-4} 。处于空位附近的原子容易跳到空位中，在原位形成空位，其它原子又可以跳到这个新空位，从而使空位在晶格中不断运动，造成物质扩散。纯金属的扩散就是空位在晶格中的自扩散。

(2) 间隙机制

该机制认为扩散原子通过在点阵间隙位置之间不断跳跃实现迁移。在间隙固溶体中，间隙原子由于形成能很小，扩散激活能也较小，可在间隙中进行跳跃式扩散，代位原子由于扩散激活能很大，不易以这种机制扩散。如果间隙原子把邻近结点上的原子挤至另一间隙位置而由自己篡夺该结点的位置，称为篡夺式间隙扩散机制，所需激活能较小。

(3) 换位机制

该机制认为通过邻近两个原子进行换位实现扩散过程。电场在扩散中的作用：通过邻近两个原子进行换位扩散，由于所需扩散激活能较大，实际上是不可能的。如果通过处于同一平面上距离相等的几个原子轮换位置进行扩散，计算出的扩散激活能与试验值较为接近。

(4) 挤列机制

某些具有立方结构的金属在 $\langle 111 \rangle$ 方向的几个原子位置被挤入 $(n+1)$ 个原子，该现象称为挤列。“挤列”作为一个整体沿对角线运动就形成扩散。钾、钠等碱金属利用该机制扩散计算出的扩散激活能与实际值较接近。在上述扩散机制中，空位机制所需激活能最小，且与试验值最为接近，故通过该机制进行扩散的几率最大，但也不排除其它机制扩散的可能性。

(5) 位错扩散机制

晶体中的位错是晶格畸变通道，且相互连通成位错网。扩散原子沿位错管道扩散，激活可以降低一半左右，故增加位错密度可以加速扩散过程。温度越低，位错扩散起的作用越大。此外，位错线又是空位的源头和陷阱，结点上的原子跳入位错即形成空位，所以位错的存在也为空位扩散创造了有利条件。

(6) 晶界扩散机制

晶界（包括相界，晶界，亚晶界等晶体面缺陷）一般具有几个原子厚度，晶界上的原子处于能量较高的畸变状态，原子比较容易跳动。晶界各处均与晶粒内部的位错网相连，小角度晶界本身就是由位错构成，固扩散原子沿晶界移动阻力最小，成为原子扩散的捷径。温度越低，晶界扩散相对晶内扩散起的作用越大。

(7) 表面扩散机制

金属表面处于活性状态，且存在着大量位错和晶界露头，原子沿表面跳动比晶内容易的多，所需扩散激活能也小得多。

固体金属中的原子扩散主要依靠晶体缺陷进行，位错扩散、晶界扩散和表面扩散亦称为短程扩散。如果没有空位、位错、晶界等晶体缺陷存在，金属间原子的扩散将很难进行，在一定条件下甚至难以进行。

4.3 影响扩散的因素

(1) 温度影响

随着温度的升高，借助于热起伏获得足够能量越过势垒进行扩散的原子数量增加，空位密度也增加，有利于扩散的进行。温度与扩散系数的关系可用 ARRHENIUS 公式表示： $D = D_0 \exp(-Q/RT)$ ，可见扩散系数 D 随着温度的升高呈指数关系急剧增大。

(2) 扩散元素的影响

一般来说，扩散元素与基体金属的性质（电化学性质，溶解度，熔点等）差别越大，则扩散系数越大。这是因为：如果扩散元素与基体金属的性质差别越大，则基体金属的晶体畸变程度也越大，晶体缺陷密度亦增大，扩散激活能降低，故有利于扩散进行。

(3) 扩散元素的浓度

固溶体浓度的变化将引起扩散系数的变化。在任一温度下溶质组元加入后导致溶剂金属的熔点降低，浓度的升高将导致扩散系数的增大，反之将导致扩散系数的减小。当浓度接近溶解度时，浓度的影响将特别激烈。

(4) 晶体结构的影响

在具有同素异晶转变的金属中，扩散系数随晶体结构的改变发生明显的变化。如锌在体心立方结构的 β 黄铜中的扩散系数大于在同一温度下具有面心立方结构的 α 黄铜中的扩散系数。这是因为前者的晶体致密度较小，原子具有较大的活性，因而易于扩散。

(5) 固溶体类型的影响

形成间隙固溶体时，溶质原子的扩散激活能比在同一溶剂中形成代位固溶体时小。在缺位固溶体中，由于存在大量空位，原子扩散比较容易。

(6) 晶体扩散的影响

空位、位错、晶界和自由表面等晶体缺陷的存在加速扩散的进行。一般规律是：在其它条件相同时，表面扩散比晶界扩散快，比体扩散更快；晶粒越细小则晶界总面积越大扩散系数越大；温度越低则短路扩散起的作用越大；位错扩散的扩散激活能约为体扩散的一半，因此凡可增加位错密度的措施均可加速扩散的过程。

(7) 第三元素（或杂质）对二元合金组扩散的影响

这种影响是复杂的，有些元素将加速扩散的进行，而有些元素将延缓扩散的进行。甚至同一元素在同一合金系中，当条件改变时其影响也会发生改变。有些第三元素不仅影响扩散速度，还会影响扩散方向。

(8) 其它因素

在固态金属中，如果存在着应力差，温度差和电势差等，将会影响扩散过程。由于预先热处理和冷加工变形将改变缺陷密度和分布，因而将对扩散过程带来一定的影响。在多相合金中，第二相的形态、大小、数量和分布对扩散也有很大的影响。^{[34][25]}

5 课题的意义和目的

压气机盘是航空发动机上一个很重要的转动部件，压气机盘工作时，一般轮缘温度可达 $550^{\circ}\text{C}\sim 650^{\circ}\text{C}$ ，而轮心温度只 300°C 左右，整个盘的温差相当大，产生的盘径向的热应力很大；压气机正常转动时带着叶片高速旋转，承受很大的离心力；榫齿部分所受的应力更为复杂，既有拉应力，又有扭曲应力等，每当启动和停车过程中，构成一次大应力循环。在工作状态下，航空发动机压气机盘中心与边缘部分的受力和受热条件的不同，使得对压气机各部分性能的要求也各不相同。并且随着飞机发动机推重比(推力/密度)的增大，压气机出口的温度不断提高，达到 750°C 左右，使压气机盘心与盘缘的温度梯度达到 $200\sim 300^{\circ}\text{C}$ ，甚至有时达到 $300\sim 400^{\circ}\text{C}$ 。这要求压气机盘合金具有较高的屈服强度、蠕变强度、良好的高周疲劳性能和较高的大应力低周疲劳性能。而且 由于飞机燃料费的继续上涨，以及推重比的提高，需要大大减轻机体重量，以提高燃料利用率。所以先进的高性能压气机盘材料需要新型的轻质高温合金代替原有的普通钛合金材料和高温合金材料，满足压气机

盘的工作需要, Ti_3Al 基合金是近年来引起广泛关注的一种有序金属间化合物、具有好的高温性能, 工作温度可达到 $750^{\circ}C$, 重量轻、比强度高、弹性模量高及抗氧化性、抗蠕变能力强的一系列优异特性, 在航空航天领域具有广泛的前景。 Ti_3Al 基合金高的高温性能可以满足飞机发动机压气机出口温度的要求, 高的强度重量比可以提高飞机发动机的推重比, 可以使重量减少 40%; 但由于 Ti_3Al 基合金室温塑性差, 成形困难, 制造成本高, 而 TC11 两相钛合金用于发动机压气机盘已比较成熟, TC11 可在 $500^{\circ}C$ 以下温度长时间正常工作。因 TC11 室温塑性、强度都比较好, 选用 Ti_3Al 基合金和 $(\alpha + \beta)$ 两相钛合金—TC11 通过焊接连接起来, 最终等温锻造或等温超塑性锻造成为双合金盘, 以满足温度、应力对性能的要求。

本课题研究的目的是要探索 Ti_3Al 金属化合物与 TC11 两相钛合金电子束焊的可行性与焊后热加工变形与热处理的可行性, 热加工工艺及参数对组织与性能的影响, 为 Ti_3Al —TC11 双合金盘制造技术奠定技术基础。

第二章 双合金的试验研究方法及其内容

1 实验条件及方法

1.1 用实验用原材料

实验用料是由北京钢铁冶金研究院研制的 Ti_3Al 基金属间化合物 TAC-1B (炉号为四) 在 β 区开坯后, 经二次热变形形成 $\Phi 36 \times 135mm$ 棒材, 其成分为(at%)Ti-23Al-17Nb。棒材经复检, 化学成分、高低倍组织、力学性能(如下表)、超声波探伤均符合技术标准要求。

性能指标	σ_b (MPa)	$\sigma_{0.2}$ (MPa)	δ (%)	K_{ic}
室温拉伸	1010	870	9	28
650°C 拉伸	795	590	29	

Ti-23Al-17Nb 合金高温动态拉伸性能:

试验温度 (°C)	798	928	1030	1028	1204
抗拉强度 (MPa)	483.7	466.2	274.5	151.7	95.4

实验用 TC11 合金成分为(at%): 5.8%-7.0%Al, 2.8-3.8%Mo、0.8-2.5%Zr, 0.2-0.35%Si, 是由宝鸡有色金属研究院加工生产的 $\Phi 42$ 的棒材。

1.2 实验过程

锻件组织和性能的好坏对产品的性能和使用寿命有直接的响, 必须严格的控制锻造坯料的组织。为了尽量降低试验成本及试验周期, 本文采用以下试验步骤及方法:

1.2.1 材料的预处理

为了获得晶粒较细的坯料, 对试验用原材料 Ti_3Al 和 TC11 棒料进行改锻, 以消除其内部组织缺陷和导致材料各向异性的纤维组织(流线), 所以在焊接以前对毛坯进行预锻处理, 是为了彻底减少组织缺陷、打碎流线, 细

化晶粒，提高钛合金的高温塑性，为以后的焊接和热模锻、热处理作好组织准备。

(1)、下料

Ti₃Al 的下料：对原始棒料 Ti₃Al 利用线切割，切成 $\Phi 36 \times 15$ (I)、 $\Phi 36 \times 52$ (II)、 $\Phi 36 \times 33$ (III)、 $\Phi 36 \times 30$ (IV) 四段，其中第四段 $\Phi 36 \times 30$ 沿中心线等分成两块即 IV、V。

TC11 的下料：对原始棒料 TC11 利用车床切割成 $\Phi 42 \times 30$ (I)， $\Phi 42 \times 20$ (II)， $\Phi 42 \times 50$ (III)， $\Phi 42 \times 35$ (IV) 四段。其中 $\Phi 42 \times 35$ (IV) 沿中心线切成等分为 IV、V 二块。

(2)、原材料改锻(预处理)

Ti₃Al 的改锻：将 SX-10-10，TCW-31 型温度程序调式器控制的电阻炉升温到 $1070^{\circ}\text{C} \pm 5^{\circ}\text{C}$ ，放入切好的 TAC-1B 合金 I、II、III、V 四件，保温三十分钟后，在 250 公斤空气锻锤上利用摔子改锻，终锻温度保持在 900°C 以上，3~4 火后，锻成四段不同截面尺寸的棒料，即 $\Phi 16.8 \times (65)$ ， $\Phi 25.5 \times (100)$ ， $\Phi 18.7 \times (120)$ ， $\Phi 15.1 \times (80)$ 。并把改锻过的 I、II、III，分别切成 $\Phi 18.5 \times 35$ 四块(变形度为 21%)， $\Phi 19.9 \times 35$ 二块(变形度为 53%)， $\Phi 26.3 \times 35$ 二块(变形度为 37%)。

TC11 的改锻：将电阻炉升温到 $960^{\circ}\text{C} \pm 5^{\circ}\text{C}$ ，放入切好的 TC11 I、II、III、V 件，保温二十五分钟后，在 250 公斤空气锻锤上利用摔子改锻，终锻温度保持在 850°C 以上，分 2~3 火，锻成三段不同截面尺寸的棒料，即 $\Phi 18.5 \times$ (变形度为 21%)， $\Phi 19.9 \times$ (变形度为 32%)， $\Phi 26.3 \times$ (变形度为 51%)。注：括号内为大概数据

1.2.2 真空电子束焊接

为了防止焊接部位的污染，以满足电子束焊接对焊接表面的要求，焊接之前应对预处理后的棒材进行酸洗。酸洗溶液由 HF 酸、HNO₃ 酸和水，按体积比(0.5-1): 3: 6 配成，酸洗时间为 30 分钟。

焊接设备为德国 IGM 公司制造的 EBOCAM KS55-G150-CNC 型真空电子束焊接机。

按表 2-1 把 Ti₃Al 和 TC11 进行对焊。其中焊接参数见表 2-2:

表 2-1、焊接原件号

序号	Ti ₃ Al	TC11	序号	Ti ₃ Al	TC11
	原件	原件		原件	原件
1	15.1	18.5	5	18.7	19.9
2	15.1	18.5	6	18.7	19.9
3	16.8	18.5	7	25.5	26.3
4	18.7	18.5	8	25.5	26.3

表 2-2 真空电子束焊接参数

参 数	直 径	φ 20	φ 26	φ 35
	电压 (kv)		8	8
聚焦电 (mA)		150	150	150
焊接电 (mA)		2064	2074	2094
焊接速 (mm/s)		10	12	25

1.2.3 热模锻压缩

为了满足热模或等温锻造的表面要求,热模或等温锻造前应对 Ti₃Al 和 TC11 合金的焊接件进行酸洗。酸洗溶液由 HF 酸、HNO₃ 酸和水,按体积比(0.5-1): 3: 6 配成,酸洗时间为 30 分钟。

金属在锻造前的加热是锻造生产过程中的重要环节,对锻造工序和锻件质量都有直接的影响。为了保证加热质量,必须正确选择加热方法和严格执行加热规范。加热炉采用温度控制仪 KSW-4d-11 控制的电阻炉。

因 Ti₃Al 和钛合金的变形抗力大,导热性和流动性差,受模具激冷后,锻件表层温度下降很快,用普通锻造方法,锻件组织性能难于保证。热模或等温锻造是一种先进的成形加工工艺,它可以使钛合金等难变形材料在相对恒定的变形温度下,以极低的变形速率,一次成形较大变形量而不会开裂而且组织性能好。

热模锻在 31500kN 四柱液压机上进行，型号为 YA32-315，活动横梁以 2mm/s 速度运行。

表 2-3 热模锻压缩后试件尺寸：

试件	尺寸（高×长×宽）	变形率 ϵ (%)
1	(原件)	0
2	11.92×78×20	21
3	11.90×81×54 (20)	29.2
4	11.94×74.5×23	36.1
5	12.7×81.7×23.3	32
6	12.5×75.4×24.2	33.2
7	13.1×80.8×38.7	48.6
8	12.8×88.2×35(42)	49.8
9	12.7×79.2×38.5(40)	50.2

锻前，变形坯料先在 150℃左右烘烤 10 分钟，出炉后，涂以 FR21 玻璃润滑剂。热模锻用模具为自制，模具加热温度为 (711±23)℃，锻造温度 970℃，将焊好的不同直径的棒材侧压至表 2-3 所示尺寸。试验时采用 UJ36 型电子电位差计和热电偶测量试件和模具的加热温度。锻后，试样经吹砂、去除玻璃润滑剂。

1.2.4 锻件的热处理工艺：

热处理之前，把锻好的 1-9 号件一分为二，将其分为两组，按不同的热处理方案进行热处理。热处理设备为箱式电阻炉。由于双合金试棒由两种不同的材料组成， $\alpha_2/\alpha_2+\beta$ 、 $\alpha+\beta/\beta$ 转变温度点不同，Ti₃Al 基合金的固溶温度一般为 1010℃左右，而 TC11 的 $\alpha+\beta/\beta$ 转变温度一般为 1000℃左右。根据北京航空材料研究院对 Ti₃Al 基合金的热处理工艺^[35]进行研究，该合金经 980-1010℃，1h，空冷固溶处理，随后 815℃，1h，空冷+700℃，8h，空冷失效后，呈现双态组织（等轴初生 $\alpha_2+\beta$ 转变组织），对应的综合性能良好。并考虑到照顾 TC11 合金，为此拟定了两种不同的热处理制度。热处理方案为：I、815℃/1h，AC+700℃/8h，AC II、680℃/12h，AC

2 理化测试内容及方法:

热处理后进行酸洗、清除氧化皮, 并从其中 1、2、3 到 6、7 到 9 试验件中各抽取一个锻件, 作为电子探针及金相试片, 进行金相组织检查, 其余锻件加工成 $\Phi 38 \times 44$ 非标准试样作室温和 600°C 瞬时拉伸力学性能测试。

2.1 理化测试内容:

试样的理化测试项目、试验条件及试验内容列于表 2-4。

2.2 理化测试方法

(1) 室温拉伸

按 HB5143-80《金属室温拉伸试验方法》在 ENST-1196 拉伸试验机上进行室温拉伸试验。试样简图见图 2-1。其中 $d_0=3$, $M=8$, $L=44$ 。

表 2-4 试样锻件理化测试项目

热处理制度	变形情况		电子探针及金相试片编号	拉伸试样编号	
	序号	变形程度 (%)		高温拉伸	室温拉伸
I	1	29.2, 36.32, 33.2	C 号	5, 7 号	1, 3 号
	2	48.6, 49.8, 50.2	A 号	9, 13 号	11 号
	3	21			15, 16 号
II	1	29.2, 36.1, 32, 33.2	B 号	2, 4 号	6, 8 号
	2	48.6, 49.8, 50.2	D 号	12, 14 号	10 号
	3	21			
原棒料			F 号		

(2) 高温拉伸

高温拉伸试验在 ENST-1196 拉伸试验机上进行，按 HB5195—81《金属高温拉伸试验方法》进行测试，高温拉伸试样简图见图 2-1。

(3) 硬度试验

分别测定两种热处理工艺和直接对焊未经变形和热处理试样的显微硬度，测试是从焊缝一侧开始，经焊缝到另一侧，以得到不同工艺下焊接接头的硬度分布规律。

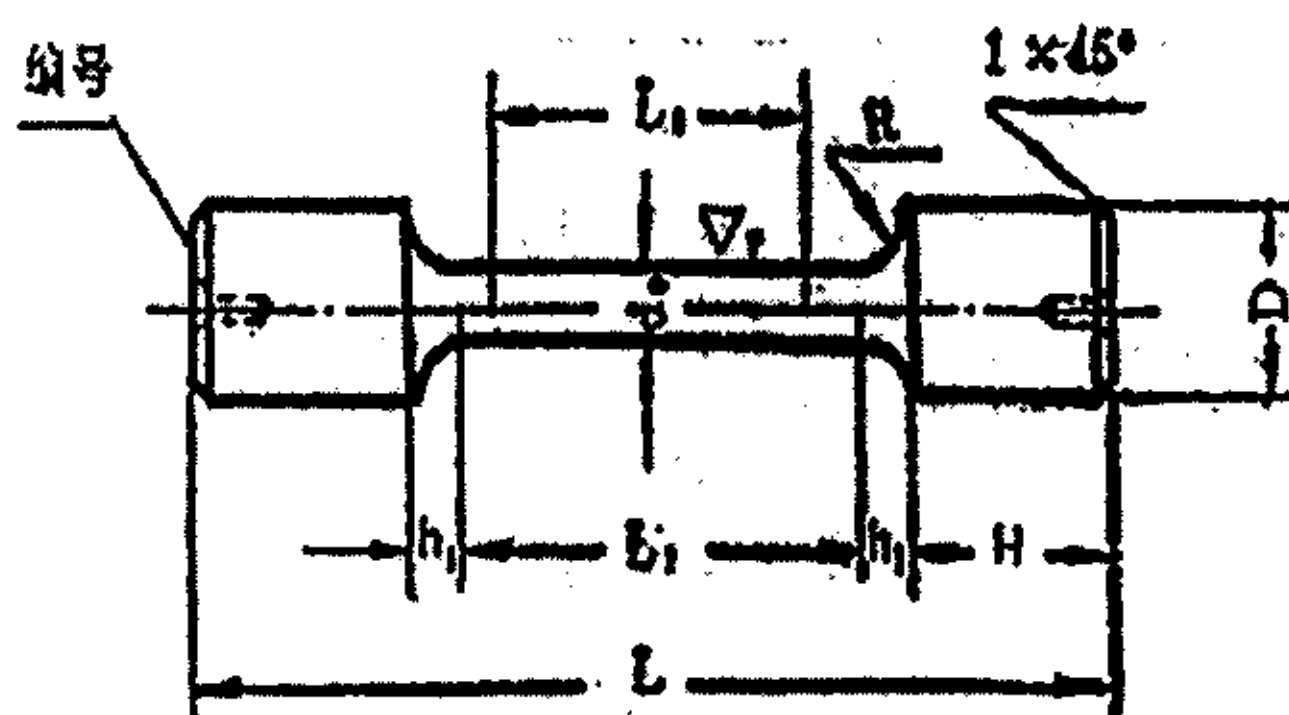


图 2-1 室温拉伸试样简图

(4)、金相观察

从原件、I、II号热处理试样以及高温拉伸、室温拉伸试验件上切取金相试样，用腐蚀剂（成分为： $\text{HF}:\text{HNO}_3:\text{H}_2\text{O}=(0.5-1):3:6$ ）腐蚀，在 MM5 型显微镜下对焊接区、热影响区的晶粒大小、形态、母材组织以及拉伸试验的断口进行观察并照相。

(5)、SEM 观察

在 AMRAY-1000B 扫描电镜上，对室温和 600°C 瞬时拉伸试样的断口进行 SEM 观察和照相，得到试件的断口的金相组织照片。

(6)、电子探针观察：

在 EPM-870 型 ShiMadzu 公司生产的电子探针机上，对焊接件纵向截面的合金元素扩散进行观察和照相。分别得到焊接件在不同工艺下合金元素的扩散规律。

第三章 双合金试验结果和分析

1 显微硬度测试结果与分析

合金的显微硬度与合金显微组织的状态、合金的晶粒大小、以及相的组成等因素密切相关。在试件上，取一条穿过焊缝热影响区、焊缝区和基体的直线进行硬度测试。以焊缝中心为准，从 TAC-1B 基体开始每 1mm 打一次硬度值，测的各点的硬度值。

1.1 原棒材焊合后焊缝区显微硬度的结果与分析

TAC-1B、TC11 合金供应棒材（以下简称原材）焊接后焊缝区显微硬度变化见表 3-1-1 和图 3-1-1。

由图 3-1-1 可以看到两种供应棒材经真空电子束焊接后，焊缝处显微硬度波动较大，两种母材热影响区硬度也有较大差异，TAC-1B 端的硬度高于 TC11 端基体的硬度，并且硬度值从 TC11 端沿连续曲线逐渐升高，而且 TAC-1B 端热影响区硬度波动大（达 36.5kgf/mm），7000 μm 处合金的硬度最高，下一点硬度值又明显下降。可能是测试显微硬度时，在 7000 μm 处侧头压点落在第二相粒子或位错区，第二相的硬度高于基体硬度，位错区位错密度高，畸变能增加，合金的显微硬度值升高，因此该点的硬度高，在测试下一个点的显微硬度时，侧头压点刚好在空洞处或晶内，使得该点的硬度下降。从总体上看，可能是由于 TAC-1B 合金 Al 元素浓度比 TC11 高很多，焊接时，Al 元素会从 TAC-1B 端向 TC11 端扩散，由于 Al 是形成 TAC-1B 金属间化合物相的元素，所以 TAC-1B 端显微硬度高于 TC11 端，而且由于焊缝区元素的扩散，使得供应棒材焊合件硬度从 TAC-1B 端向 TC11 端连续降低。

表 3-1-1 TAC-1B—TC11 供应棒材焊接件显微硬度值

Y(μm)	0.0	1000.0	2000.0	3000.0	4000.0
HV(kgf/mm)	349.6	352.5	375.2	385.5	392.5
Y(μm)	5000.0	6000.0	7000.0	8000.0	9000.0
HV(kgf/mm)	389.2	382.2	415.1	378.6	403.5

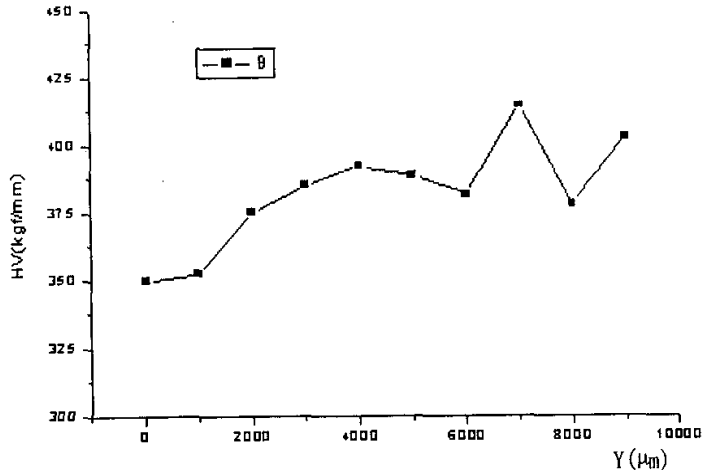


图3-1-1 原供应棒材焊接件焊缝区从TC11侧到TAC-1B侧显微硬度的变化

焊缝区显微硬度的这一变化，可以用焊缝区焊接后合金化元素的变化和显微组织状态加以解释。

供应棒材焊接件焊合区电子探针照片如图 3-1-2，其中图 3-1-2 的右侧为 TC11 端，左侧为 TAC-1B 基体，中间为焊缝区，由图可以看到，Al、Nb 元素含量从 TAC-1B 基体到 TC11 端急剧降低，Mo 元素含量变化不大，而 V 元素含量从 TC11 侧到 TAC-1B 基体几乎没有变化。由于 Al、Nb 元素是 TAC-1B 合金的强化相，可以形成 α_2 相，起到强化合金的作用。又由于 TAC-1B 合金的 Al 含量大大高于 TC11 合金，所以 TAC-1B 端的显微硬度明显高于 TC11 端合金的显微硬度。这与上述分析结果完全一致。

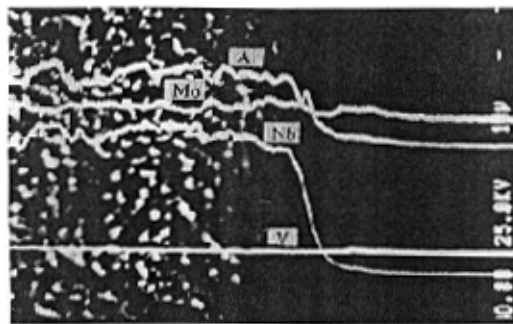


图 3-1-2 两种母材焊接后电子探针

合金的显微组织对合金硬度的影响较为显著，在不同的温度和热处理制度下会得到不同的组织，相应的也就得到了不同的性能。钛合金中显微组织特别是 α 相含量以及 α 相的形貌对合金的机械性能有较大影响。而且焊接参数、焊接环境介质、焊后凝固条件都会影响合金最后的组织变化和显微硬度变化。图 3-1-3 a、b、c、d 为原材料焊接后 TC11 侧、焊缝区和 TAC-1B 侧基体区以及供应 TAC-1B $\phi 36\text{mm}$ 棒材高倍组织。

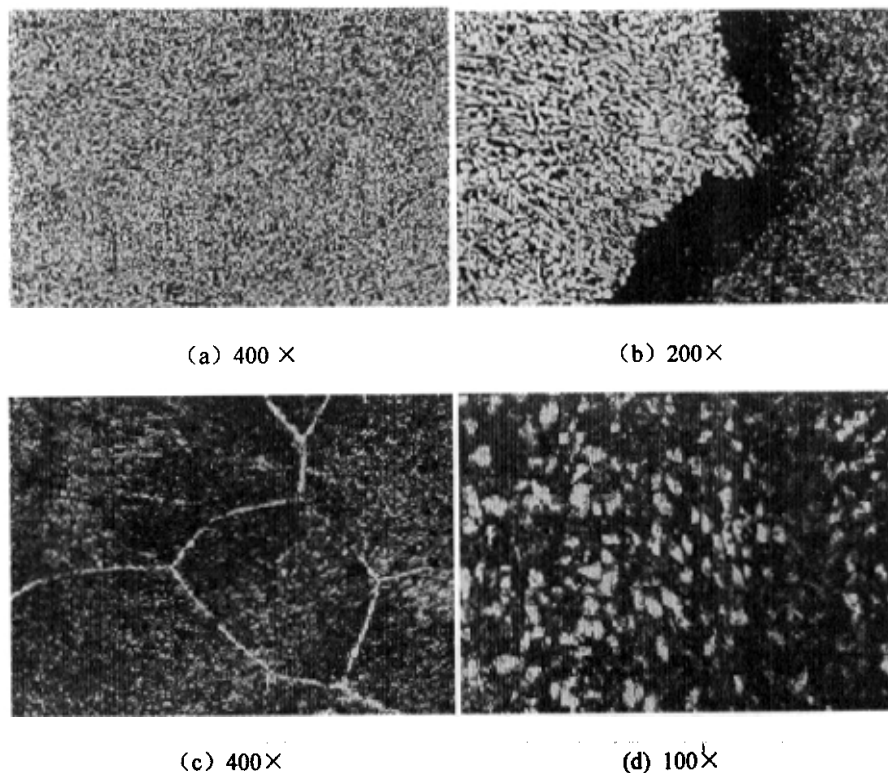


图 3-1-3 原焊接试样焊缝区的显微组织区

- a、TC11 端热影响区 b、焊缝中心区
c、TAC-1B 端基体 d、供应的 TAC-1B 棒材

由图 3-1-3d 可见，TAC-1B 棒材是由不均匀的、大小不同得白色球状 α_2 相和黑色 β 相组成， α_2 相分布不均匀，这可能是原材在开坯时，不同 α_2 相析出存在时间差，使 α_2 相的形核、长大时间和速度不同引起的，这与 TAC-1B 合金端硬度值波动大，最高达到 400 kgf/mm 相一致。从图 3-1-3 可见，供应棒材直接焊接的双合金的焊缝组织，焊缝区的三部分分界明显，而且从 a 图

中可以看到，细小的短针状 α_2 相，弥散分布、相互交织，形成细密的网篮组织，可能是焊接前预处理有效地细化了晶粒，焊接时的熔化热不足以使该区域的温度高到 α_2 相再结晶长大。从 3-1-3 (b) 中可以看到，焊缝区左右变化很明显，TC11 边组织和 TAC-1B 边组织相比，TC11 边针状组织较 TAC-1B 边粗，而且 TC11 边组织中 α 相呈条状且随机分布，而且该区 α 条明显粗大一些，主要是由于焊接过程中靠近焊缝处的温度一般较高，使 TC11 合金组织中 β 相增加，阻碍晶粒长大的第二相（主要是 α 相）粒子减少，晶粒长大的阻力降低，因而该区的晶粒长大明显；从图 3-1-3 (c) 中可以看到，在 TAC-1B 边晶界清晰， α_2 相在晶界上连续分布，粗大的晶粒主要是焊接熔化的金属在凝固时形成，后面又没有进行变形，使大的晶粒保留于焊接件中。大的凝固颗粒的存在可以显著提高合金的显微硬度，弥散析出的第二相粒子也为合金的硬度作出贡献。所以 TAC-1B 端热影响区显微硬度波动高于 TC11 端热影响区显微硬度的波动程度。

由以上分析可以得出，两种供应棒材真空电子束焊接后，在高温下熔化、以及随后的凝固过程中，合金化元素发生扩散，而且焊缝区合金成为铸态组织，在焊缝中心有较大的凝固颗粒存在，并在 TAC-1B 侧有第二相颗粒析出，使得焊缝区的硬度高于两种合金基体硬度，而且 TAC-1B 侧热影响区硬度高于 TC11 合金侧硬度。

1.2 相同热处理制度、不同变形程度合金焊缝区显微硬度分析。

合金的热处理制度和变形程度与合金的显微硬度密切相关。为了减少各向异性，当合金变形时，必须有足够的变形程度。变形程度和热处理制度对钛合金晶粒度的影响经实验研究表明，变形程度在 10% 范围内，合金的晶粒度非常粗大，变形程度超过上述范围，晶粒细小，而且在一定范围内，变形程度越大， β 晶粒及晶界 α （或 α_2 相）的破碎程度加大，晶粒越细，晶内 α 相（或 α_2 相）越呈弥散、混乱状分布，晶界 α 相（或 α_2 相）由连续变为断续的链状，当变形程度超过 85% 以后，由于发生聚集再结晶，合金的晶粒度粗大。不同的变形程度对合金的组织状态和性能有一定的影响，而且合金的相组成以及晶粒度的大小影响合金的硬度值。随变形程度的增加，合金的晶粒度减少，其强度和硬度提高。因为，晶粒度越小，晶界面面积越大，合金晶界面能越高，则合金的硬度值较大；相反晶粒度大时，合金的显微硬度较小。

表 3-1-2、图 3-1-4 为焊接后经 815℃/1h，AC+700℃/8h，AC 热处理后，经 50%、30% 变形程度变形和未经任何处理的直接对焊件的显微硬度数据及对比曲线。

表 3-1-2 不同变形程度、相同热处理制度 (I) 焊接件显微硬度数据

硬 度	Y (μm)	0.0	1000.0	2000.0	3000.0	4000.0	5000.0
	50%	385.5	358.7	359.0	385.5	355.7	357.0
	30%	344.0	338.2	341.1	362.5	365.7	369.0
	0%	349.6	352.5	375.2	385.5	392.5	389.2
硬 度	Y (μm)	6000.0	7000.0	8000.0	9000.0	10000.0	
	50%	372.0	352.6	385.7	352.6	374.7	
	30%	359.3	324.3	329.8	344.0	313.7	
	0%	382.2	415.1	378.6	403.5	349.6	

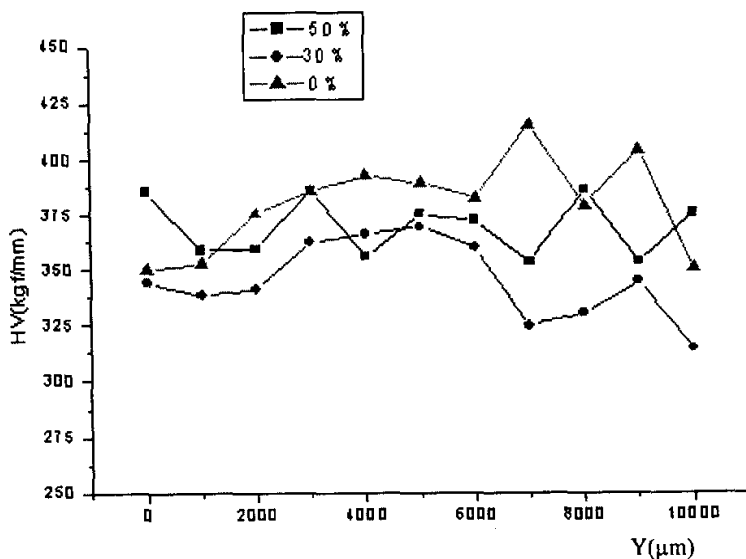


图 3-1-4 变形程度对焊接件焊缝区从 TC11 侧到 TAC-1B 侧的硬度影响曲线

由显微硬度图 3-1-4 可知，该双合金焊接件以焊缝为中心，变形程度 50% 时，接头硬度波动不大，焊缝处、热影响区的硬度差别较小一些，在 355 到 385 kgf/mm 之间变化，只是 TAC-1B、TC11 两侧热影响区硬度，略高于焊缝硬度。而变形程度 30% 时，焊缝区硬度比较高，两端硬度比较低。变形程度 50% 的试样和变形程度 30% 的相比较，焊缝处硬度值基本相同，其余对应各

点处, 变形程度 50% 试件硬度值都要高一些, 与直接对焊件对比, 直接对焊件焊缝处硬度值高于变形后焊缝处的显微硬度值。直接对焊件在真空电子束焊接时, 焊接件焊缝处的温度高于转变温度, 冷却后焊缝组织变为铸态组织, 晶粒粗大、晶界位错、晶格畸变等缺陷较多, 使焊缝处的显微硬度较高。合金经热模锻造后, 在热与力的作用下发生塑性变形并发生再结晶, 使铸态组织中的大的 β 晶粒及 α 相破碎、缺陷减少, 缺陷能降低, 合金的硬度又有所降低。但随变形程度的增加, β 晶粒及 α 相的破碎程度加大, 使得合金的晶粒度减少, 且呈均匀、弥散分布, 晶界面积增加, 使得合金晶界能提高, 合金的硬度提高。在变形度 50% 试样中, 焊缝区硬度变化较小, 可能是由于长时间的热处理, 合金元素有足够的时间扩散, 使得两种合金元素在焊缝区达到近似动态平衡, 也可能是合金在大的变形度下, 发生动态再结晶和恢复, 使焊合区的加工硬化得到消除, 所以焊缝区显微硬度值的波动较小。显微组织细化, 晶粒大小均匀化, 也会使焊缝区显微硬度变化较小。

图 3-1-5 是经相同热处理制度, 不同变形程度的合金焊缝处的电子探针照片, 其中 a、b 图的左侧为 TC11 合金, 右侧为 TAC-1B 合金。

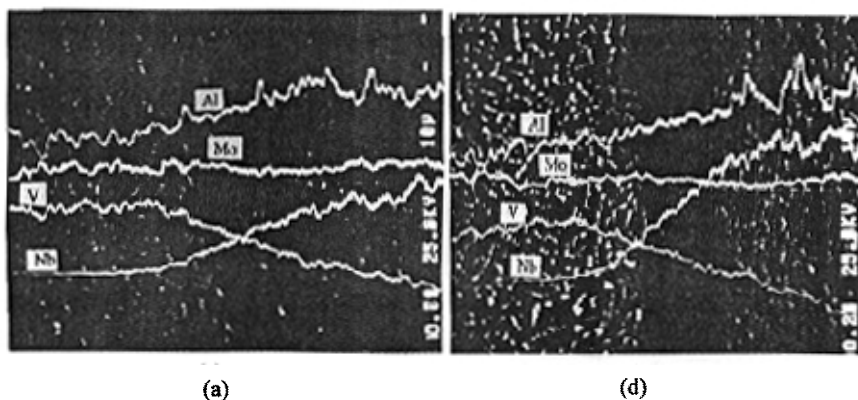


图 3-1-5 相同热处理制度 (I)、不同变形程度合金焊缝处电子探针图

a: 变形程度 30%

b: 变形程度 50%

合金化元素的含量对合金的性能有一定的强化作用, 从而影响合金的组织 and 性能。供应棒材直接对焊的焊接件焊缝处合金化元素 Al、Nb 从 TAC-1B 侧到 TC11 合金侧发生突然变化, 而从这组图中可以看到, 变形的两种试样从 TAC-1B 基体到 TC11 合金基体, Al、Nb 元素的含量变化趋势大致相同, 都是缓慢下降。在两种变形程度下, 焊缝区周围 Mo 元素含量基本不变。V 的含量

从 TC11 端到 TAC-1B 端逐渐下降, 在焊缝处显微硬度值也基本相同。合金中 α 相 (或 α_2 相) 的含量、形貌对合金的机械性能有重要影响, 从两种变形程度的电子探针照片上也可以看到, 50% 变形程度下, TAC-1B 端析出有弥散的 α_2 相和第二相质点; 而 30% 变形程度下析出的 α_2 相和第二相质点较少。由于经 50% 变形试样, 变形程度较大, 合金在高温下发生动态再结晶, 而且由于变形量大, 晶格畸变大, 位错塞积增多, 动态再结晶成核点较多, 产生新晶粒的数量较多。新晶粒多, 晶界面积就大, 因此合金的显微硬度升高。总体上看, 焊接时两种试样焊缝区中的合金元素扩散规律基本相同, 而经 50% 变形的试样中有 α_2 相和第二相颗粒的析出, 因此该试样焊缝处的显微硬度略高于 30% 变形程度试样的显微硬度。

图 3-1-6 为相同热处理制度 (I)、不同变形程度试样焊缝处的显微组织。由图 3-1-6 可以看到, 总体上两种变形度下, 合金焊缝处的组织大体相同。TC11 侧有条状 α 相, 并呈网篮状形态, 而 TAC-1B 侧有弥散的小颗粒状 α_2 相, 晶粒较小; 在焊缝中心区, 变形程度为 30% 的试样, 焊缝较窄, 这可能是焊接电流小造成的, 焊缝区有组织过渡带存在, 且较窄, 过渡比较突然, 而变形程度为 50% 的试样, 焊缝较宽, 在焊缝区, 组织过渡不象变形程度为 30% 的那样明显。从图中还可以看到, 经相同的热处理制度热处理后, TC11 侧都是由条状 α 组成, 但 50% 大变形量的组织中 α 条尺寸较小, 变形程度 30% 的组织中 α 条尺寸较大, 而且在变形程度为 50% 的试样焊缝处及靠近左边 TAC-1B 侧可以看到许多小的白色亮点, 象银河系中的星星, 若隐若现, 而变形度 30% 的试样中, 看不到此类亮点, 这可能归因于大变形量加工使母相中的晶格畸变大, 位错塞积等缺陷增多, 再结晶成核点较多, 造成加工后空冷时 α 均匀形核点增多, 而且使原有 α 条变得细小。因此由两种合金焊接起来的试样焊缝处的显微硬度值比较 (见表 3-1-2 中数据) 可见, 经 50% 变形的试样, 显微硬度波动明显小些, 最低最高相差只有 32.9 kgf/mm, 而经 30% 变形的试样, 最低最高相差达 55.3 kgf/mm, 其值也全面偏低。由此可见, 变形度 50% 的合金元素扩散充分, α_2 相细小、均匀, α_2 析出也较充分一些, 这说明变形程度大对 α_2 相析出有一定的作用。在两种试样硬度曲线上可以看到, 有些点的硬度值急剧变化, 这可能是由于该硬度点落在合金的第二相质点或杂质上所致。

由以上分析可以得出, 供应棒材直接对焊的焊接试件与经变形后的试样相比, 原材焊接件焊缝处的显微硬度值最大, 变形后焊缝处显微硬度有所降低, 但随变形程度的提高, 焊缝区晶粒度减小以及 α_2 相的析出, 合金的显微硬度又有所增加。

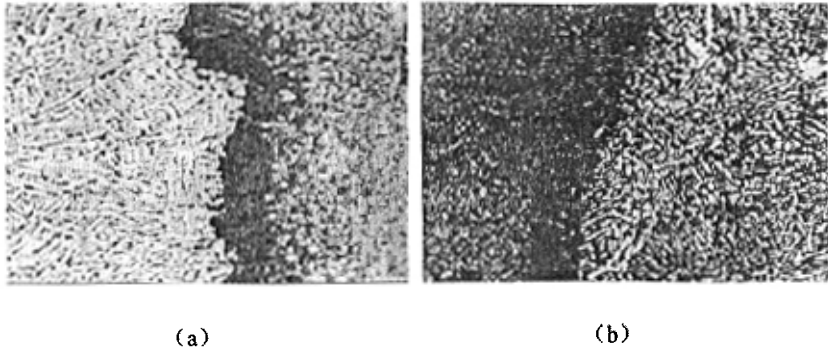


图 3-1-6 相同热处理制 (I)、不同变形程度试样焊缝处显微组织
 a: 变形程度 30% b : 变形程度 50%
 a 图左边 TC11, 右边 TAC-1B b 图左边 TAC-1B, 右边 TC11

1.3 相同变形程度、不同热处理制度下焊合区显微硬度分析

钛合金坯料在变形后, 处于严重的加工硬化状态, 其组织保留有亚晶界、位错堆积等晶体缺陷。在加热时, 由于回复与再结晶的作用, 使内应力消除, 亚晶界、位错减少, 合金的塑性增大。而且随加热温度的提高, 保温时间的延长, 合金各相的形貌、尺寸, 浓度将发生变化。在 $\alpha + \beta$ 相区合理选择热处理加热温度, 可控制 α 、 α_2 、 β 相相对含量, 满足合金不同性能的要求。因此制定正确的热处理制度是得到合金最终优良性能的关键。

此次试验采用固溶加时效处理和直接时效的两种热处理制度。固溶处理不但可以控制 α 相体积分数、 β 基体的成分, 时效过程中次生 α 、 α_2 相 (α_s) 的体积分数, 还可控制 β 晶粒的再结晶程度, 固溶处理其目的是为了得到均匀和所需要的基体成分和初生 α 、 α_2 相 (α_p) 的体积分数。直接时效是在基体保持变形组织和高密度晶体缺陷的条件下, 通过析出 α_s 相进行强化的热处理工艺。

表 3-1-3、图 3-1-7 为改锻过的棒材焊接件经变形程度 30%, 815°C/1h, AC+700°C/8h, AC 和 680°C/12h, AC 两种热处理制度 (I)、(II) 处理后的显微硬度数据及变化曲线。由图 3-1-7 显微硬度曲线可以看到, 两种材料经真空电子束焊接、热模变形和不同热处理制度处理后, 经热处理制度 II 处理的合金焊缝区硬度明显高于经热处理制度 I 处理的合金的硬度, 经热处理制度 II 处理的试样最高硬度达 444.0kgf/mm, 而经热处理制度 I 处理的试样只有 369.0kgf/mm, 相差达 75kgf/mm。但经两种热处理制度处理的合金焊

缝区硬度变化规律基本相同，都在焊缝处硬度变化较大，从 TAC-1B 侧到热影响区再到焊缝中心，合金硬度逐渐增加，在焊缝中心达到最大值，从焊缝中心到 TC11 侧热影响区硬度下降，而且 TAC-1B 端热影响区的硬度远高于 TC11 端合金的硬度值。总体上，经热处理制度 II 处理的合金焊缝区硬度高于经热处理制度 I 处理的合金的硬度。

两种方法处理的焊接件，焊缝处硬度的这一变化，可以用焊缝区合金的显微组织和电子探针中合金元素的变化得到解释。

焊缝区合金元素的含量随热处理制度的不同，呈现不同的变化趋势，从而使焊缝处合金化元素含量产生变化，合金化元素的含量对合金的性能又有一定的强化、软化等作用，从而影响合金的组织 and 性能。

表 3-1-4 原焊接件经 30% 变形程度变性、热处理制度 I、II 处理后显微硬化

Y μ _m	硬度		Y μ _m	硬度	
	HV(kgf/m)	HV(kgf/m)		HV(kgf/m)	HV(kgf/m)
	I	II		I	II
0.0(Ti ₃ Al)	344.0	326.6	5000.0	369.0	431.2
1000.0	338.2	326.8	6000.0	359.3	444.0
2000.0	341.1	359.0	7000.0	324.3	444.0
3000.0	362.5	389.2	8000.0	329.8	411.1
4000.0	365.7	403.7	9000.0	344.0	407.3

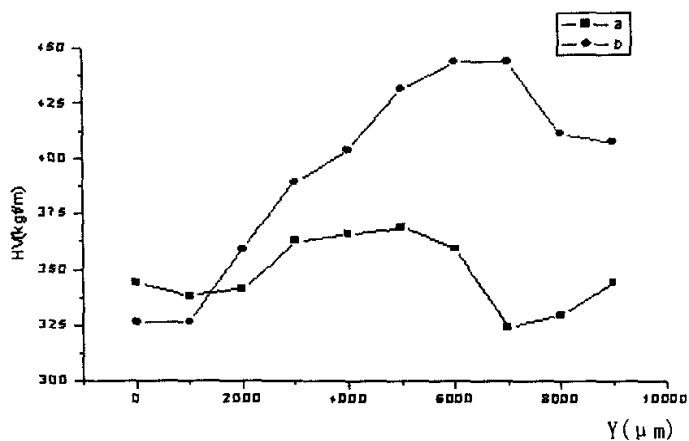


图3-1-7 原焊件经30%变形后，热处理制度对焊缝区TC11侧到TAC-1B侧硬度的影响
a: 热处理制度 II b: 热处理制度 I

两种热处理工艺处理的焊接件，焊缝处硬度的这一变化，可以用焊缝区合金的显微组织和电子探针中合金元素的变化得到解释。

焊缝区合金元素的含量随热处理制度的不同，呈现不同的变化趋势，从而使焊缝处合金化元素含量产生变化，合金化元素的含量对合金的性能又有一定的强化、软化等作用，从而影响合金的组织 and 性能。

图 3-1-8 为经 30% 变形程度变形、不同热处理制度处理后的试样焊缝区合金化元素变化图。图 3-1-8 (a) 的右边为 TC11 合金热影响区，左边为 TAC-1B 合金热影响区，由图 (a) 可以看到，焊缝两边 Al、Mo 元素含量几乎相同，而 V、Nb 元素含量从左向右有不同程度的减少，Nb 元素含量减少程度较大，TAC-1B 合金中 Nb 元素含量高于 TC11 合金，Nb 元素从高浓度向低浓度区扩散。TC11 端有方向一致、大小不等的条状 α 相存在，而且 α 条长度不一，可能是 TC11 合金在大的变形程度下，合金的晶粒沿变形方向拉长，在温度和变形的双重作用，使 α 相沿变形方向析出，由于在 12 小时的时效处理过程中晶核的形成与长大随时间延长而有所变化，开始时晶核形核较慢，但形核长大的时间较长，后来形核速度增大，使形核长大的时间缩短，由于晶核形核和长大存在时间差，因此晶核的大小、长短不同，最终热处理组织中有不同长度的针状 α 存在。TAC-1B 基合金中的 Al、Nb 元素的含量远远高于 TC11 合金，焊缝处 Al 元素含量趋于相同，主要是在大的变形程度和固溶加时效处理制度下，焊缝处元素经长时间的扩散，几乎达到一种动态平衡。而图 3-1-8 (b) 图右侧为 TAC-1B 合金，左侧为 TC11 合金，两个试样 TAC-1B 合金基体端 Al、Mo 元素的含量相同，经变形和不同热处理制度处理后，从 TAC-1B 基体到 TC11 合金基体 Al、Nb 元素的含量是逐渐降低的，但降幅大小不一样，经 680°C/12h,AC 处理后，Al、Nb 扩散曲线明显平缓一些。在 TC11 侧和焊缝区两侧，Mo 元素基本平衡，V 元素由 815°C/1h,AC+700°C/8h,AC 处理时的下坡扩散改变为 680°C/12h,AC 的上坡扩散，焊缝区的 V 含量反而高于 TC11 合金侧。形成这种现象可能是元素化学位和弹性应力场综合作用的结果，合金中能量的不均衡，使合金元素从能量高的地方向能量低的地方移动。合金化元素越多，可能形成的 α_2 相越多， α_2 相为合金的强化相，随 α_2 相含量增加、 α_2 相细化程度提高，合金的硬度明显提高。从焊缝处合金化元素的变化可以得知，经直接时效处理的试样焊缝处合金化元素含量较多，而且由两种试样组织中 α_2 相的含量和形貌看，试样经直接时效处理后焊缝区中的析出 α_2 相明显比固溶加时效处理后的细小，因此直接时效处理试样焊缝处的硬度高于固溶加时效热处理的试样的显微硬度。由焊缝区合金化元素变化分析得到合金的硬度变化与测得的硬度变化趋势相一致。

上面所述的热影响区和熔合区的硬度分布与加热冷却过程中 β 相的冷却转变和焊缝区的凝固特点也有重大关系。已有的研究表明^[5]，焊缝中心在快速冷却过程中， β 相发生了有序化转变，抑制了 β 向 α_2 的转变而生成单相稍软的 β 组织，但焊缝中心由于焊接温度较高，从而输入能较高，这两种因素同时影响焊缝中心显微硬度。而热影响区存在较大的温度梯度，靠近焊缝熔化区，温度高，在跨越 $\beta \rightarrow \alpha_2 + \beta$ 转变温度区时， β 相分解为针状的密排六方相。这种针状组织具有较高的位错密度并有孪晶出现，并且由于这种针状组织的出现，造成大量的相界面，使热影响区的硬化效果显著。另外，由于临近焊缝边界处的小段区域内实际上处于固液两相共存状态，为半熔合区，晶界的局部熔化限制了晶粒长大， β 晶粒的重结晶过程也使此处的晶粒得到细化，晶粒的细化作用对此处的硬度增加也起一定的作用。

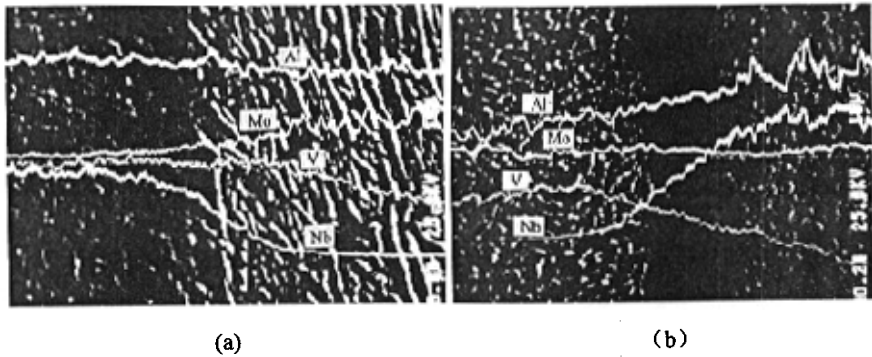
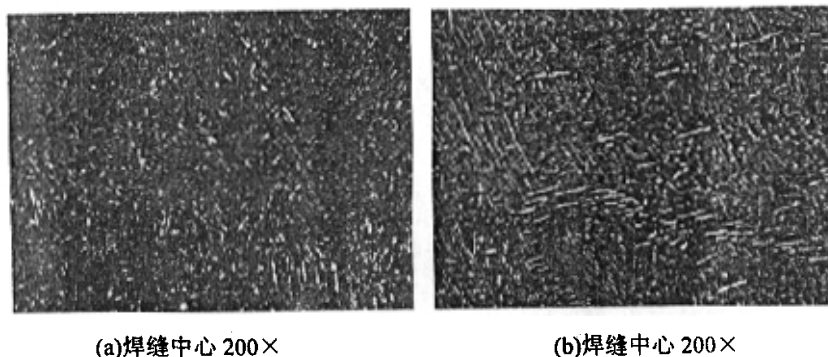


图 3-1-8 经 30% 变形、不同热处理制度处理的试样焊缝区合金元素变化
 a 680°C/12h, AC b 815°C/1h, AC+700°C/8h, AC

图 3-1-9 为相同变形程度（30%）、不同热处理制度处理后合金焊缝区显微组织。由图 3-1-9 (a) 可以看到，经两种热处理制度后合金焊缝处显微组织基本相同，只是焊缝中心稍有差别，试样经 680°C/12h, AC 热处理后，在两种合金结合处的焊缝中心组织均匀，在焊缝区有细小的针状、球状 α_2 相，含量较少。接头处在焊接时熔化，合金成分要达到一个新的平衡，但由于凝固过程短，Al、Nb 元素没有充分的时间扩散(见图 3-1-6(a))，在其后加热至 970°C 锻造过程中，TAC-1B 合金侧仍处于 $\alpha_2 + \beta$ 两相区，但 TC11 合金这时却接近相转变温度，部分 α 相溶入基体，由于晶格改建需要两个条件，一是要有一定的成分浓度，二是要有足够的能量，这时 Al、Nb 元素不断从 TAC-1B 侧扩散过来，为焊缝区提供了成分浓度，总有某些局部成分浓度达到改建所需

的浓度，便形成了少量的 α_2 相。在这个过程中，在焊缝区，TAC-1B 不断扩大区域，而 TC11 的 $\alpha + \beta$ 区不断缩小。其后处理时加热到 680°C 后，由于保温时间长达 12 小时，会有较少的一部分 α_2 相析出，但数量不会增加太多。合金化元素在锻造和时效热处理长时间保温中有足够的时间自扩散使焊缝区合金化元素达到一定浓度，但由于温度低，晶格改建的能量不足，仍不能使 α_2 相增加。在该试样的显微组织中可以看到有一些针状 α_2 束，这可能是在锻造变形时，原来组织中的 α_2 相没有被拉长破碎，保留了下来，或是熔化影响区 TC11 合金侧形成的网篮组织中的条状 α 晶格上不断有 Al、Nb 元素占据，而 V、Mo 等元素扩散走，使条状 α 断开或变细小。这种针状 α_2 （或 α ）组织和球状 α_2 （或 α ）组织具有较高的位错密度和大量的相界，使得该试样焊接区硬度显著提高，而且由于该试样合金焊缝处合金化程度较高、 α 或 α_2 条较细、较小、这些都有利于提高焊缝处合金的显微硬度。由图 3-1-9(b)可见，试样经热模锻造和固溶加时效热处理后，焊缝中心两边组织明显不同，TC11 侧热影响区在焊接时温度高于 $\alpha \rightarrow \beta$ 转变温度，形成粗大的 β 晶粒，在随后的锻造和热处理冷却中，沿晶界和晶内析出 α 条，形成为均匀、混乱且编织良好的典型网篮组织，在长时间高温和冷却过程中，细小的 α 条组织逐渐长大；该试样焊缝中心有明显的过渡区，焊缝右侧晶粒较小，有球状 α_2 相存在。焊缝中心组织的显著变化符合该区合金化元素扩散变化结果。图 3-1-9 中，c、d 为焊缝两侧热影响区的组织状态，TC11 侧热影响区组织细小，为细小的针状 α 条状组织；TAC-1B 端热影响区中有较薄、较模糊的晶界，且细小的 α_2 相在晶界和晶内均匀分布，这会提高合金的显微硬度。因此该试样 TAC-1B 侧热影响区硬度值高于 TC11 侧热影响区硬度。元素的扩散和 α_2 相析出的双重作用使得直接时效处理试样焊缝处硬度偏高，这完全符合合金硬度的实际变化。



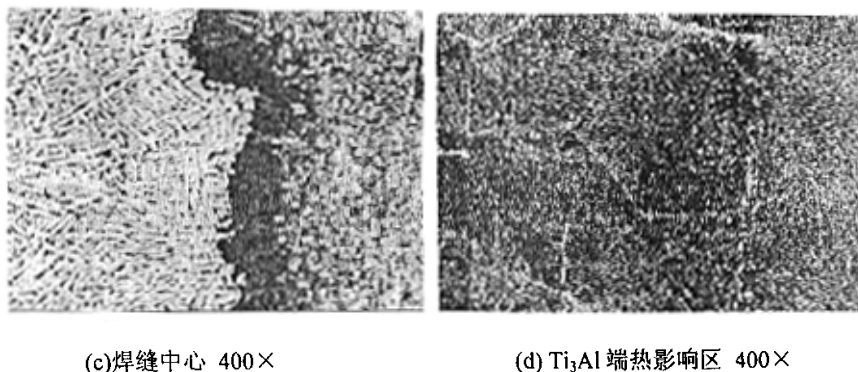


图 3-1-9 相同变形程度 (30%)、不同热处理制度焊缝区显微组织
 a、c、d: 680°C/12h,AC 热处理制度 b、c、d: 815°C/1h,AC+700°C/8h,AC

由上面的分析得到, 变形过的合金经 680°C, 12h 时效处理后焊缝硬度高于经 815°C/1h, AC+700°C/8h, AC 处理的, 主要是由于 680°C, 12h 时效处理的试样, 保留的晶格畸变大, 加上保温时间长, 元素扩散充分, α_2 相析出的尺寸较小所致。

上面得到的结果也与经 50% 变形程度和经不同热处理制度处理后的试样结果类似, 焊缝区硬度变化趋势是相同的。表 3-1-4、图 3-1-10 为经 50% 变形、不同热处理制度处理后, 焊缝区从 TAC-1B 侧到 TC11 侧显微硬度数据及比较曲线。由该图可以看到, 合金经 680°C, 12h 时效处理后焊缝硬度略低于经 815°C/1h, AC+700°C/8h, AC 处理过的。

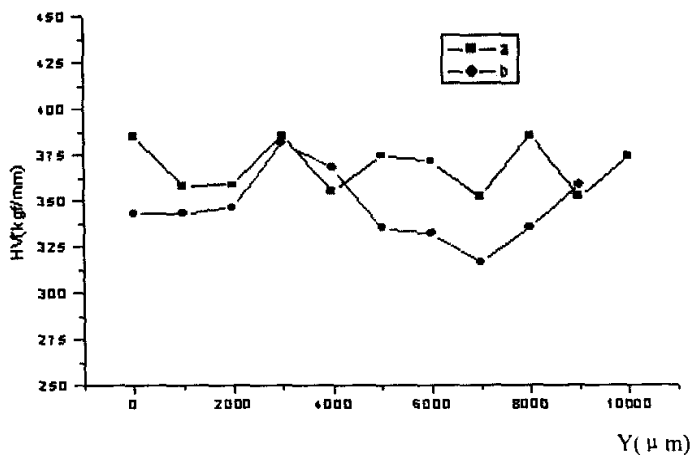


图 3-1-10 合金经 50% 变形后, 不同热处理制度对焊缝区显微硬度的影响曲线
 a: 815°C/1h,AC+700°C/8h,AC b: 680°C/12h,AC

表 3-1-4 合金经 50% 变形、不同热处理制度后焊缝区显微硬度数据

Y(硬度) (μm)	HV(kgf/m)		Y(硬度) (μm)	HV(kgf/m)	
	I	II		I	II
0.0(Ti ₃ Al)	385.5	343.7	5000.0	375.0	335.1
1000.0	358.7	343.4	6000.0	372.0	332.2
2000.0	359.0	346.7	7000.0	352.6	316.2
3000.0	385.5	381.8	8000.0	385.7	335.1
4000.0	355.7	368.5	9000.0	352.6	359.0

图 3-1-11 (a) 的右边为 TC11 合金影响区, 左边为 TAC-1B 合金影响区, 由图 (a) 可以看到, 焊缝两边 Al、Mo 元素含量几乎相同, 而 V、Nb 元素含量从左向右有不同程度的减少, V 元素含量减少程度较大。TC11 端有方向一致、大小不等的条状 α 相存在。而 b 图右侧为 TAC-1B 合金, 左侧为 TC11 合金, 两种试样 TAC-1B 基体端 Al、Mo 元素的含量大致相同。从图中还可以看到, 两种试样中, 从 TAC-1B 基体到 TC11 合金基体 Al、Nb 元素的含量是逐渐降低的, 但降幅大小稍有不同, 经 815°C/1h, AC+700°C/8h, AC 热处理后, Al、Nb 扩散曲线明显平缓一些, 而经 680°C/12h, AC 热处理的试样, 焊缝区 Al、Nb 扩散曲线曲率较大, 说明了经热处理制度 I 处理的试样合金化元素扩散的充分, 为焊缝区和 TC11 热影响区 α_2 相的生成提供了浓度成分, 使在焊缝区和 TC11 热影响区有可能析出 α_2 相。而且从图中比较可见, 有些针状 α 相变成球状 α 相 (或 α_2 相) 由于 α_2 相的硬度高, 会引起该试样的硬度升高。因此从电子探针照片上可以大致判断出, 合金经热处理制度 I 处理的试样比经热处理制度 II 处理过的试样焊缝区显微硬度高。

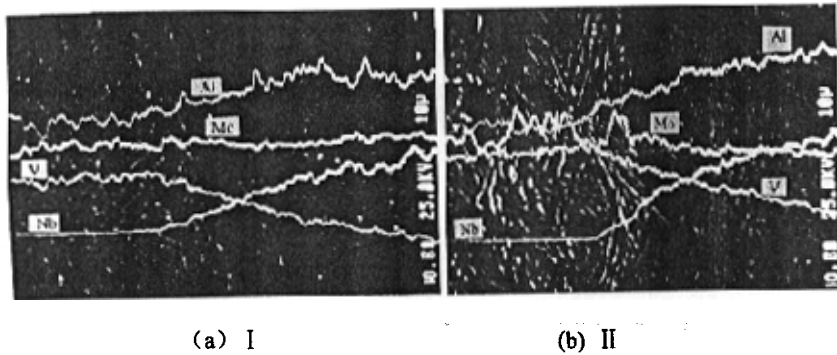


图 3-1-11 焊接件经 50% 变形、不同热处理制度后焊缝区合金化元素变化
I、815°C/1h, AC+700°C/8h, AC II、680°C/12h, AC

合金的组织状态与合金表面显微硬度密切相关。图 3-1-12(a 和 b)为双合金经热处理制度 I 处理后，试件焊缝周围热影响区的微观组织。

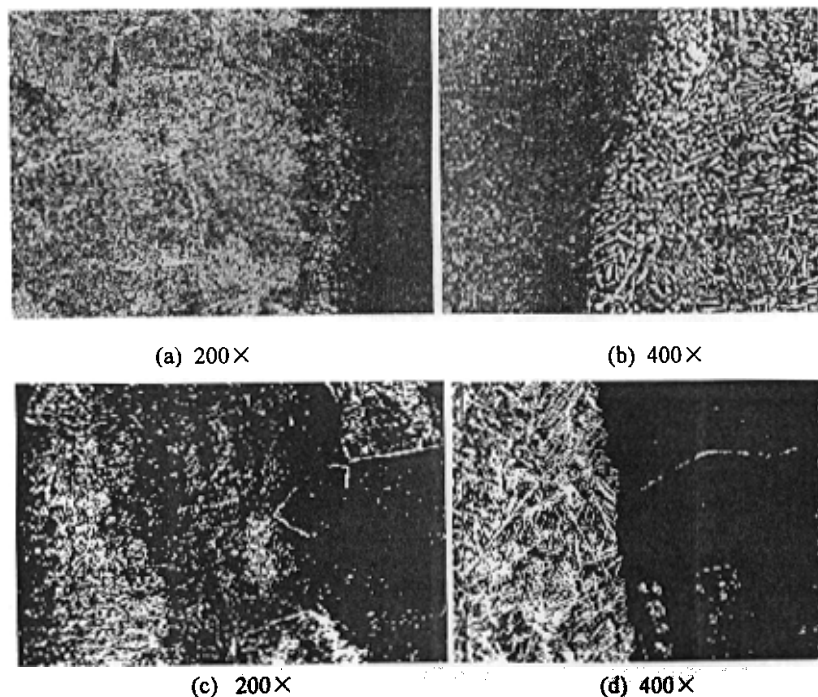


图 3-1-12 焊接件经 50%、不同热处理制度处理后焊缝处组织状态
(a)、处理 I TAC-1B 侧热影响区 (b)、热处理 I 焊缝中心
(c)、热处理 II TAC-1B 侧热影响区 (d)、热处理 II 焊缝中心

从图 a 中 TAC-1B 侧热影响区可以明显看到，与供应棒材焊接件该侧合金组织相比，粗大的六角形晶界变得模糊，而且靠近焊缝中心，晶界逐渐消失，主要是由于热模锻造产生了大的变形，原来较大的晶粒被拉长、破碎，使晶粒变细，晶界变薄，并变得模糊。从图 3-1-12b 可以看到，焊缝线两侧组织明显不同，TAC-1B 侧晶粒较小，并有细小 α_2 相弥散析出，靠近 TC11 侧基本由条状的 α 相交错构成，使整个组织呈网篮组织。图 3-1-12d 中 α 相条比 b 中 α 相的更细更长，而且 TAC-1B 侧还有少量不连续的较清晰的晶界存在。 α 相的形态大小对合金的硬度有重要影响， α 相越细越长，说明合金的恢复时间越少，释放的能量越少，由于大量的晶界能使合金的硬度升高，而且由于清晰晶界的存在也会提高合金焊缝区的显微硬度。从经两种不同热处理制度合金焊缝处组织状态图中可以分析出，合金经 50% 变形、680℃/12h, AC 热处理后焊缝区显

微硬度值较高。这与合金经 30% 变形程度变形, 不同热处理制度处理后, 得到的焊缝处显微硬度变化结果相反。这可能由于 680℃/12h AC 热处理处理的试样在焊接时, 焊接电流密度较高, 输入的能量较高, 在冷却时不能充分释放出多余的能量, 使焊缝区成为铸态组织, 经大变形量变形和 12h 热处理后, 也不能破除原来大的铸态组织, 使合金的硬度升高。所以, 在试样中应严格控制试验参数, 才能使试验更准确。

2 TAC-1B—TC11 双合金电子束焊接性能试验结果与分析

焊接是建造不同用途复杂结构的最常用和最有效的连接方式之一。焊接接头的性能取决于其化学成分、相成分以及焊接金属在焊接热循环时发生的相变及组织转变等因素。

钛固有的物理化学性能, 使它在高温下, 特别是熔融状态化学活性大, 在加热到高于相转变温度时, 晶粒容易长大, 在焊接热熔化时钛合金的结构发生改变而导致脆性化合物相的生成, 以此减少热影响区的尺寸显然是有利的。为了避免氢、氧、碳等有害杂质—气体的玷污, 在真空中焊接, 可以保证焊接件有高的塑性和韧性。

Ti₃Al 基合金的焊接性问题没有很好的解决, 熔化焊接区塑性很低, 室温下易裂。已有的研究表明 Ti₃Al 基合金即使在很高的应力水平下也几乎不出现凝固裂纹和液化裂纹, 而合金的低室温塑性和缺口敏感性使其在焊接过程中易于开裂, 其中热影响区是最薄弱区域。为了研究焊接试样的性能必须结合合金拉伸断口形貌以及合金的组织特征进行分析。拉伸断口可以判断裂纹的产生源和裂纹的扩展方向, 以及合金塑性的高低; 显微组织中晶粒大小以及形状特征可以判断合金的性能。

2.1 原棒材焊合后拉伸性能的结果与分析

焊接件性能对后续工序及成品的性能有重要的影响。为了研究双合金连接、变形工艺, 未经改锻的 Ti₃Al 金属间化合物 TAC-1B (Φ36mm) 棒材和 TC11 两相钛合金 (Φ40mm) 棒材, 经电子束焊接后, 室温拉伸性能结果见表 3-2-1, 图 3-2-1。由表可以看到, 两种合金焊接后, 室温强度比 TAC-1B 合金低 50—55MPa, 比 TC11 合金低 47—52MPa, 但屈服强度虽比 TAC-1B 合金低 110MPa, 但比 TC11 合金却高 94MPa。室温拉伸延伸率与 TAC-1B 合金相当, 而断面收缩率低于 TC11 合金 10.5—12%。

表 3-2-1 原始 Ti₃Al 合金、TC11 合金棒材和双合金室温拉伸性能数据

材料	拉伸性能			
	σ_b (MPa)	$\sigma_{0.2}$ (MPa)	δ (%)	Ψ (%)
TAC-1B	1010	870	9	
双合金	957.5	760	9.5	18.75
TC11	1007	666	12	30

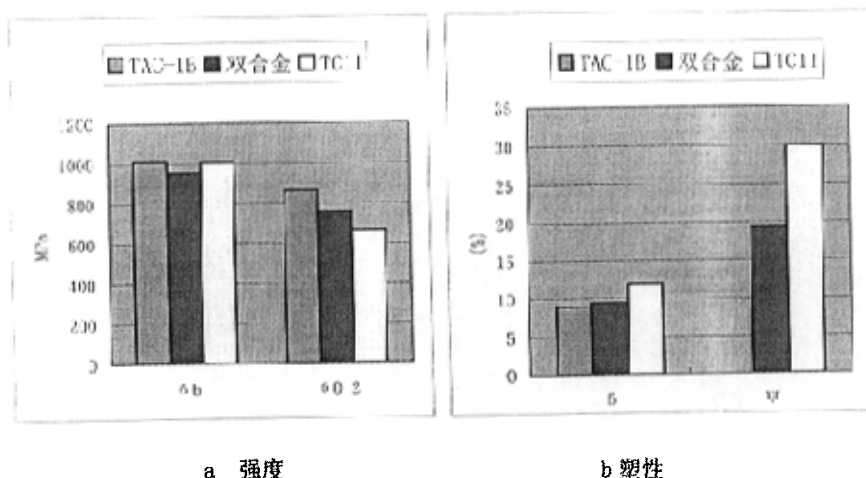


图 3-2-1 原始 Ti₃Al、TC11 棒材和双合金室温拉伸性能

众所周知，性能取决于组织，钛合金焊接时发生合金元素的重新分布以及相的转变，从而性能也发生相应变化。由图 3-1-3 原供应棒材焊接件焊缝周围组织状态可见，焊接接头经腐蚀后宏观上可以看到焊缝两侧两种合金之间有明显的界限，但热影响区与母材之间的分界线不明显，基本上是均匀过渡，这是由于焊接时熔化区及周围热影响区有足够的能量，焊缝熔化区金属在凝固时发生重结晶（图 3-1-3c）。图 3-1-3a 为焊缝 TC11 侧基体的组织照片，由该图可以看到，热对该区影响较小， α 相呈针状；从 b 图焊缝中心组织状态可以看到，该区由三种组织状态组成，TC11 侧 α 条较粗大，中间黑色区为全 β 相，而靠近 TAC-1B 合金侧有较多的 α_2 析出相，为 $\alpha_2 + \beta$ 两相组织，该组织中的 α_2 相细小均匀，而且越接近焊缝中心 α_2 越粗大，主要是由于焊接时焊缝中心温度很高，又冷却速度较慢所造成。热影响区冷却时温度梯度大，位错密度高，形核率高，使得靠近焊缝区有足够的能量发生形核长大；由全 β 组成的焊缝区有较粗大的晶粒，晶界清晰、连续，明显为铸态组织（图 c）。铸态组织中一

般有许多气孔、夹杂等缺陷，使得合金的室温拉伸强度增加，塑性下降。合金在拉伸变形时，裂纹源产生于杂质、空洞、第二相粒子处，裂纹的扩展必须越过大的晶粒，或沿晶界前进，由于晶界的存在阻碍了裂纹的发展，使合金的韧性提高、塑性增加。因此，两种材料焊接，室温拉伸时，只有在强度低、塑性较好的 TC11 合金侧和强度虽高一些，但延伸率低的 TAC-1B 合金侧断裂。合金的塑性由合金中滑移系的多少和裂纹源周围塑性变形区域的大小等因素决定，合金中滑移系越多，越容易产生塑性变形，即塑性变形能力强；裂纹周围塑性变形区越大，裂纹越不易扩展，产生断裂的时间越长，合金越不易断裂，其塑性越好。此结论可以结合原棒材焊接件的室温拉伸断口状态进行分析。不同的材料、在不同的应力状态、不同的作用时间和温度以及不同的变形程度下，可表现为断口形貌特征的具体差异，具体的分析断口形貌及各种因素的内在关系借以揭示合金的断裂机理。

图 3-2-2 为原棒材焊接件焊缝区断口形貌，从断口微观形貌图上可以看到，试样室温拉伸时塑性变形韧窝少，而且分布不均匀，断口边缘有很少的剪切唇，并有河流状花样和明显的撕裂棱，在断面上还可以看到，有夹杂、气孔等缺陷存在，在杂质周围可以看到裂纹扩展，此断口具有混合断裂的特征。从断口的形貌特征可知，该试样的室温塑性一般，而强度较高。因为，韧窝的形状、大小、深浅表明了合金塑性的高低，韧窝越多、越深合金的塑性越高；反之，塑性越差。合金中夹杂、气孔等缺陷越多，组织越不均匀，位错运动的阻力越大，裂纹越难以扩展，合金的强度越高。

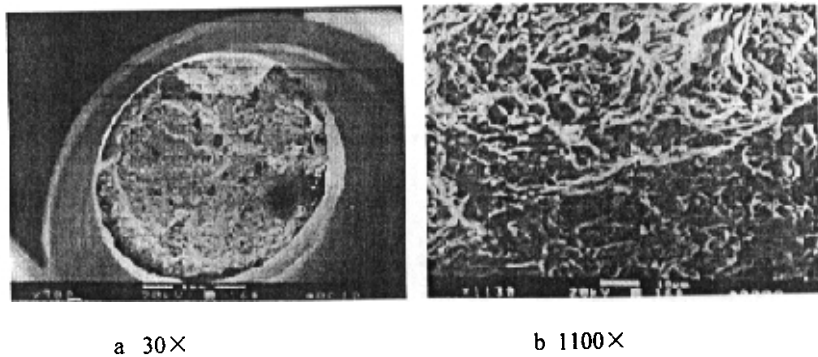


图 3-2-2 原材焊接试样拉伸断口

合金化元素的含量也影响合金的强度、硬度和塑性，随固溶原子的增多，合金的塑性变形抗力提高，表现为合金的强度、硬度不断增加，塑性、韧性不断下降，其实质是溶质原子与位错的弹性交互作用阻碍了位错的运动。

2.2 变形程度对焊接件性能的影响

钛合金的锻造温度和变形程度对组织性能的影响尤为显著，开坯和中间锻造工艺对最终的组织性能虽有一定遗传性，但最后一次的锻造温度和变形程度对组织性能具有决定性作用。变形程度与材料的成分、可锻性有关，在大多数情况下，变形终了的温度高于再结晶温度，变形程度越大晶粒就越细。所以正确的选择变形程度和变形温度可以有效控制晶粒度，从而控制合金的性能。

为了研究不同的变形程度对合金组织和性能的影响，选择变形程度分别为20%，30%，50%三组，均采用相同的热处理工艺：815℃/1h，AC+700℃/8h，AC；实测所得的机械性能数据见表3-2-2，表3-2-3，图3-2-3、图3-2-4为双合金室温和600℃高温拉伸强度、塑性比较图。

表 3-2-2 双合金焊接件经不同变形程度变形后室温拉伸性能数据

变形程度 (%)	室温拉伸性能			
	σ_b (MPa)	$\sigma_{0.2}$ (MPa)	δ (%)	Ψ (%)
20	1050	960	19	34
30	1060	890	10	41
50	1030	905	9.5	31

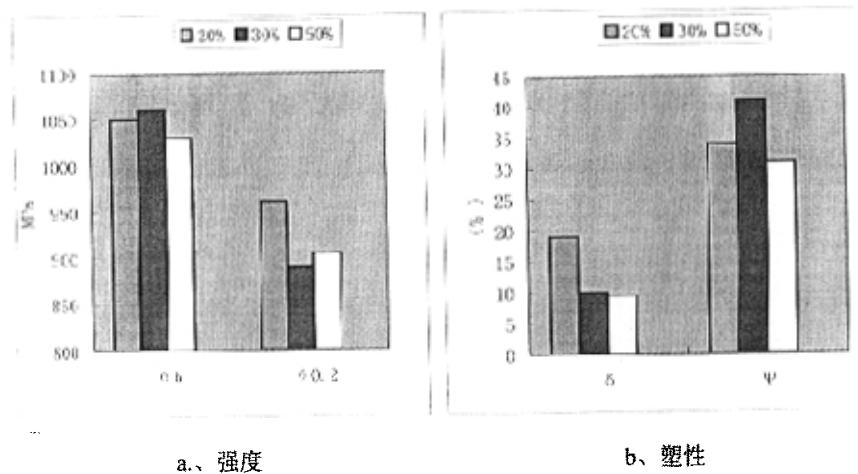


图 3-2-3 TAC-1B-TC11 双合金焊接件经不同程度变形后室温拉伸变形性能比较图

由图 3-2-3 可以看到, 焊接件经不同程度变形, 并经 815°C/1h, AC+700°C/8h, AC 热处理后, 该合金的室温强度、塑性发生了很大改变。经不同程度锻造变形的焊接双合金件, 比用两种原棒材直接焊接的试样的强度极限 σ_b 提高 90—100MPa、屈服极限 $\sigma_{0.2}$ 提高 130—200MPa, 变形程度 30% 时强度提高最大, 变形后室温延伸率稍有提高, 而断面率 ψ 提高 11.5%—23%。20% 变形程度延伸率升幅最大, 而断面率 ψ 是变形 30% 的试样提高最大。但 600°C 高温拉伸时, 合金的强度极限 σ_b 和屈服极限 $\sigma_{0.2}$ 基本为同一水平。但合金的高温拉伸塑性, 变形程度 50% 的试样稍有提高。看来合金经不同程度的变形有利于提高合金的室温塑性和强度, 但不同变形程度对合金性能的影响不同, 经 20% 变形程度变形的试样室温拉伸性能较好, 而经 50% 变形的试样高温拉伸塑性较好, 30% 变形程度变形的试样高温拉伸强度较好。

表 3-2-3 Ti₃Al-TC11 双合金经不同变形程度变形后 600°C 拉伸性能

变形程度 (%)	600°C 拉伸性能			
	σ_b (MPa)	$\sigma_{0.2}$ (MPa)	δ (%)	ψ (%)
30	620	545	15	61
50	605	537.5	20	69

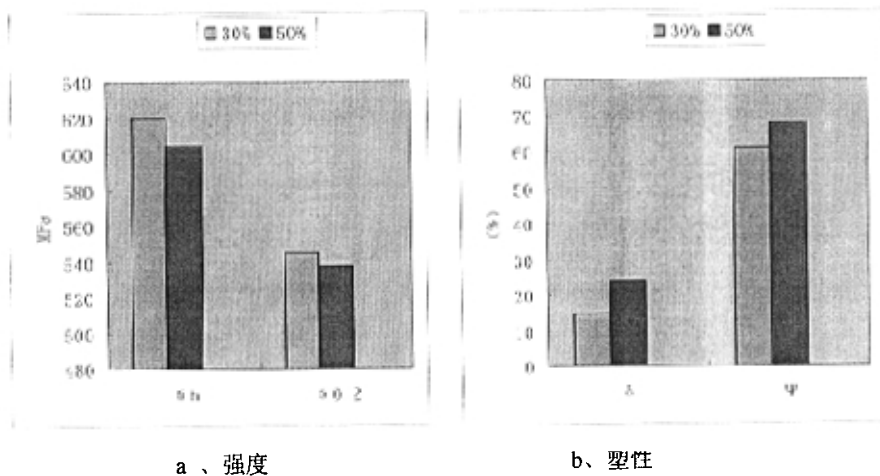
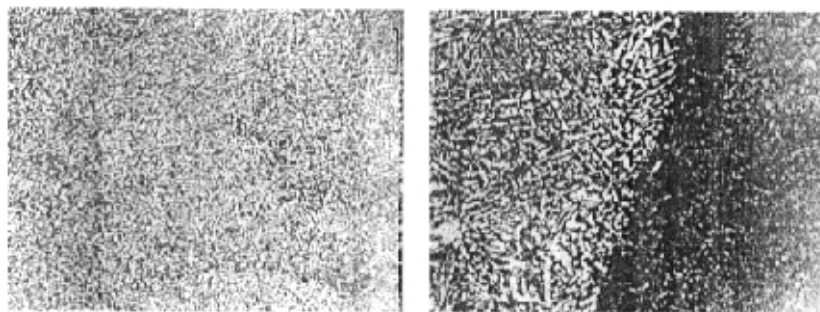


图 3-2-4 TAC-1B-TC11 双合金经不同程度变形后高温拉伸性能比较

由图 3-2-3、图 3-2-4 试样在高温、室温下的拉伸强度值可以看出, 合金的高温强度明显低于合金的室温强度, 是因为一般合金的高温强度取决于晶粒

大小和原子间的结合力，随温度的升高，晶粒大的试样中，缺陷较多的晶界面积小，晶粒细小的试样中晶界面积大，随着原子活动能量增大，原子间的结合力降低，扩散加剧，位错运动阻力减少，亚结构及空位迁移加快，因而合金蠕变抗力降低，热强度下降。

合金随变形程度提高而高温塑性改善可以用合金焊缝区的组织和拉伸断口形貌特征给予解释。图 3-2-5 为焊接件经相同热处理制度(815℃/1h, AC+700℃/8h, AC)、不同程度变形后的显微组织。从总体上看，变形程度 50% 时，靠近焊缝 TC11 合金一侧 α 相较小、呈针状、为细小的网篮组织，焊缝另一侧 TAC-1B 合金的六角形晶界变得很薄、模糊而且不连续。变形程度 30% 时，在焊缝中心，有平行的针状 α_2 条，此区位错密度高，层错能高，强度相应的得到提高，焊缝区 TAC-1B 合金一侧六角形晶界虽被破断，但仍清晰可见，晶界已变薄，离开焊缝区， α_2 相由针状变成等轴状，在靠近 TAC-1B 合金侧基本由 $\alpha_2 + \beta$ 两相组织组成，其特征是在 β 转变组织的基体上，分布着互不相连的等轴状初生 α_2 相，还有更细小的次生的球状 α_2 。这种 $\alpha_2 + \beta$ 两相组织，具有较高的强度和塑性。高温 (600℃) 条件拉伸下，变形程度 50% 的试样中，焊缝及周围的网篮组织更细小，网篮组织和双态组织的高温性能好于等轴组织，因为晶内 α 条混乱程度增加，使得裂纹扩展时需要不断改变方向，从而降低了裂纹扩展速率，呈现出较好的塑性。随着在两相区变形程度的增加，晶粒破碎程度增加，结晶核心增多，条状 α 区域减少，混乱程度增加，合金塑性将进一步提高，故其塑性较高。由于随变形程度的增加，合金在较高应变速率变形时，抑制了变形过程中的再结晶，这时合金中保留了更多的位错和变形亚晶，并且以较大的变形程度变形时，合金中吸收更大的应变能，晶格畸变更严重，为获得细小混乱的网篮组织创造了条件。再者在 600℃ 下拉伸，TC11 合金的强度要比 TAC-1B 合金低的多，因为变形造成的硬化能被软化消除，位错不能被钉扎，所以 600℃ 拉伸时，大多数断在 TC11 合金一侧。



a. 400 X

b. 200 X

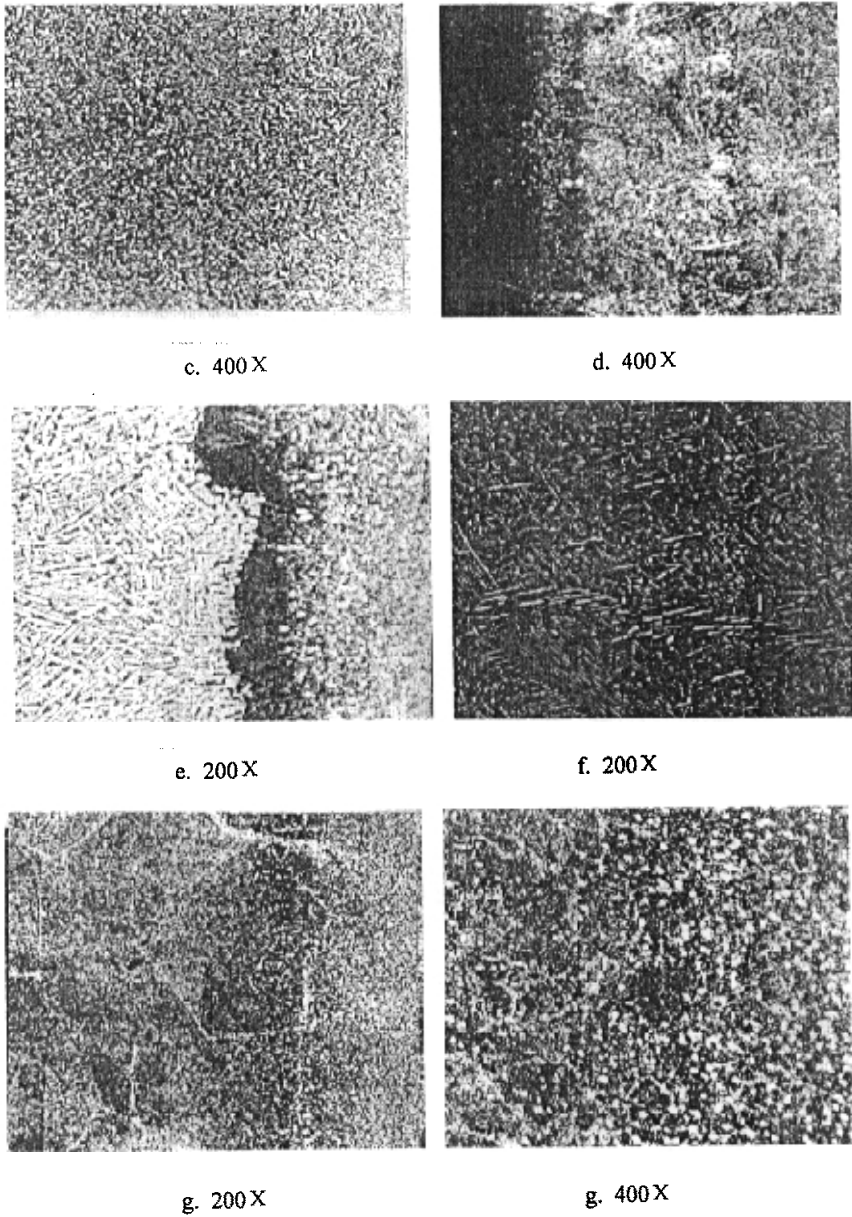
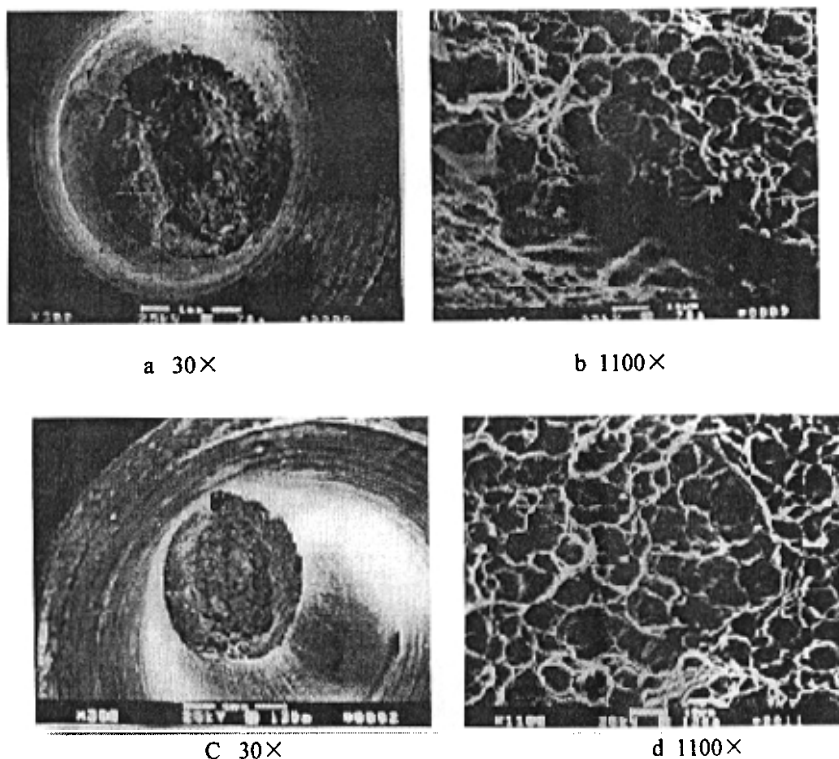


图 3-2-5 $Ti_3Al-TC11$ 双合金经相同热处理制度(I)、不同程度变形后显微组织

- | | |
|------------------------|----------------------|
| a. 变形程度 50%TC11 基体 | b. 变形程度 50%焊缝中心 |
| c. 变形程度 50%TAC-1B 热影响区 | d. 变形程度 30%TC11 基体 |
| e. 变形程度 30%焊缝处 | f. 变形程度 30%焊缝 |
| g. 变形程度 30%TAC-1B 热影响区 | h. 变形程度 30%TAC-1B 基体 |

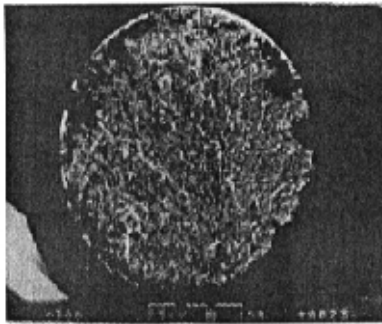
变形程度对焊接件性能的影响，也可以从双合金试样的室温和高温拉伸断口得到解释。图 3-2-6 为经不同变形程度变形、热处理制度 I 处理的试样高温拉伸断口图。从 a、b 图中可以看到，宏观断口由很少的剪切唇和大面积的撕裂区组成，微观断口中由很少、大小不等且很浅、不连续的韧窝组成。由 c、d 图可以看出，经 50%变形的试样高温拉伸宏观断口由三分之一的剪切唇和三分之二的撕裂区组成，微观断口上有连续、较大而且均匀分布的韧窝存在，并且比经 30%变形的试样高温拉伸断口韧窝较深。由剪切唇和撕裂区的组分和韧窝的形状、大小对合金塑性的影响，可以判断出，经 50%程度变形的试样高温拉伸塑性比经 30%变形程度变形的试样高。



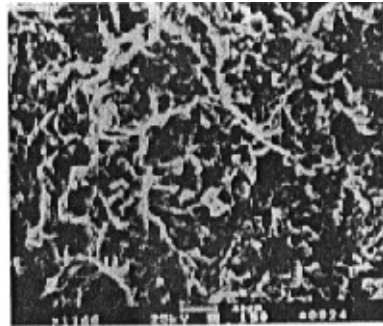
图：3-2-6 经相同的热处理制度（I）、不同变形程度处理的试样高温拉伸断口
a、b：经 30%变形程度变形 c、d：经 50%变形程度变形

图 3-2-7 为试样经相同热处理制度、不同变形程度（20%、30%、50%）变形的试样的室温拉伸断口形貌特征。利用扫描电镜对试样断口形貌进行观察发现，变形程度 20%时，宏观断口由外围剪切唇和中央粗糙不平的撕裂区组成，但剪切唇较少，中间撕裂区较大。从该试样的微观断口中可以看到，有大

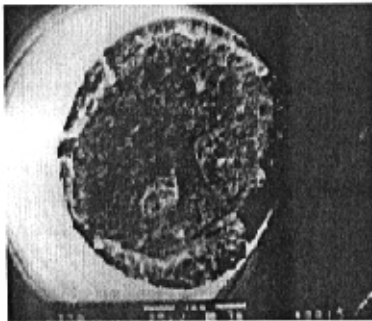
小不等的卵形韧窝存在，但韧窝较浅，而且在有的韧窝中间有类似 α_2 相颗粒形貌的一些韧窝核存在。卵形韧窝的形成可能是拉伸时，合金随应力的增加，初生 α_2 相颗粒或 β 晶粒在力的方向上被拉长，发生了一定的变形。从韧窝的大小、形貌、深浅可以初步断定合金的塑性高低，韧窝越多、越大、越深，合金的塑性性能越好，反之，则合金塑性较差。韧窝中出现的类似析出的细小 α_2 相颗粒形貌特征的核，阻碍了裂纹的扩展，在一定程度上提高了合金的强度。在变形程度 30% 的试样断口上可以看到，产生的裂纹源在离试样边缘不远处，裂纹的扩展起于裂纹源，终至于试样内，主要在中心区域，且呈放射状花样，断口边沿几乎没有剪切唇，具有混合断裂的特征。从该试样断口的微观形貌上看，较大的韧窝中有一些较小的类似析出的 α_2 相颗粒形貌特征的核，比变形度 20% 的更小，而且试样呈沿晶断裂，这些都决定了该试样的延伸率比变形度 20% 的差。同理变形度 50% 的试样拉伸断口也属于混合断裂，只是山岭状特征更明显。所以室温拉伸断口图上可以大致判断出，经 20% 变形的试样室温强度较好，30% 的试样次之，50% 的试样最差，与试样实测性能指标相一致。



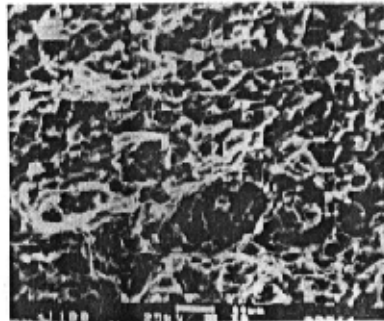
(a) 30×



(b) 1100×



(c) 30×



(d) 1100×

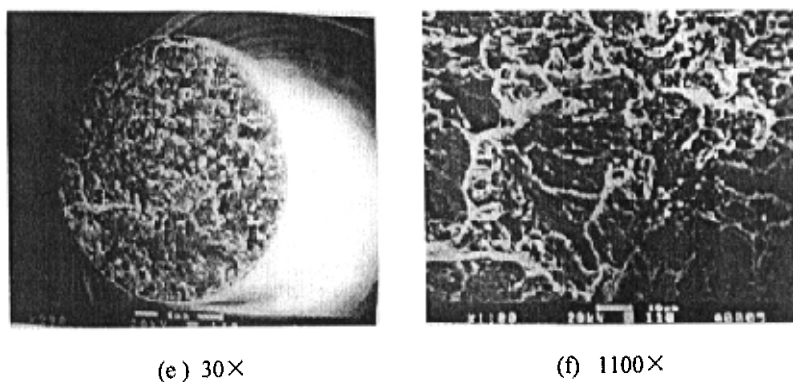


图 3-2-7 相同的热处理制度(I)、不同变形程度的试样的室温拉伸断口形貌
a、b 变形程度 30% c、d 变形程度 20% e、f 变形程度 50%

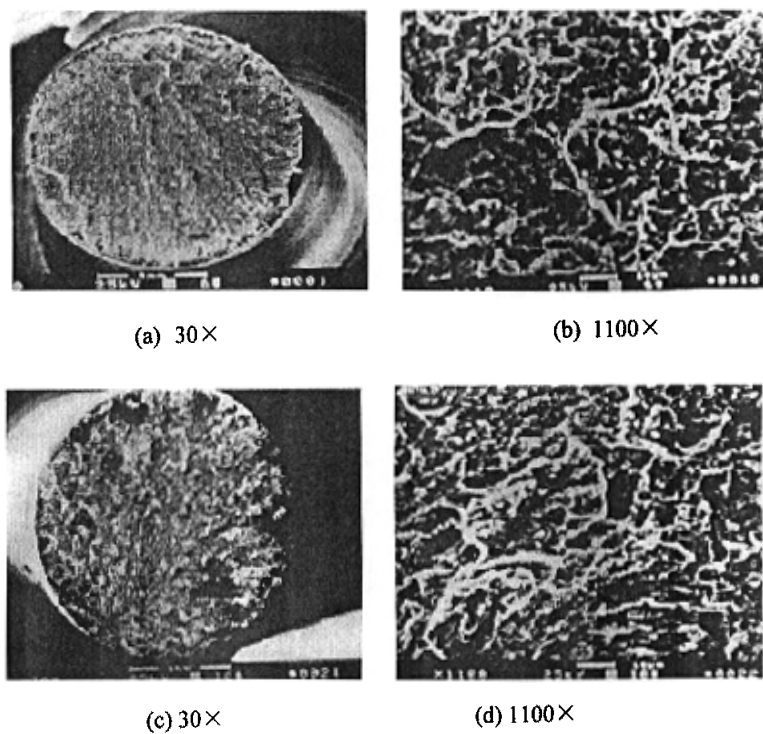


图 3-2-8 相同的热处理制度(II)、不同的变形程度室温拉伸断口的形貌特征
a、b 变形程度 30% c、d 变形程度 50%

试样的室温拉伸性能与变形程度的关系在热处理制度 II 中也可以得到证实。图 3-2-8 为试样经不同程度变形并经 680℃/12h, AC 热处理制度热处理后

的试样室温拉伸断口形貌。由宏观断口可以看到，两种断裂都没有或很少有剪切唇、在粗糙的断裂面上有放射状花样，30%变形程度变形时，裂纹起始于试样内大晶粒处，撕裂区的面积较小，而50%变形试样裂纹起始于试样表面，几乎没有撕裂区。从该断口的微观形貌看，两种试样断口上都只有很少的韧窝，且不明显，变形程度50%的试样比变形程度30%的韧窝更少，形态也是非圆形或椭圆形，这说明30%变形的焊接件的塑性比变形程度50%的塑性稍高。

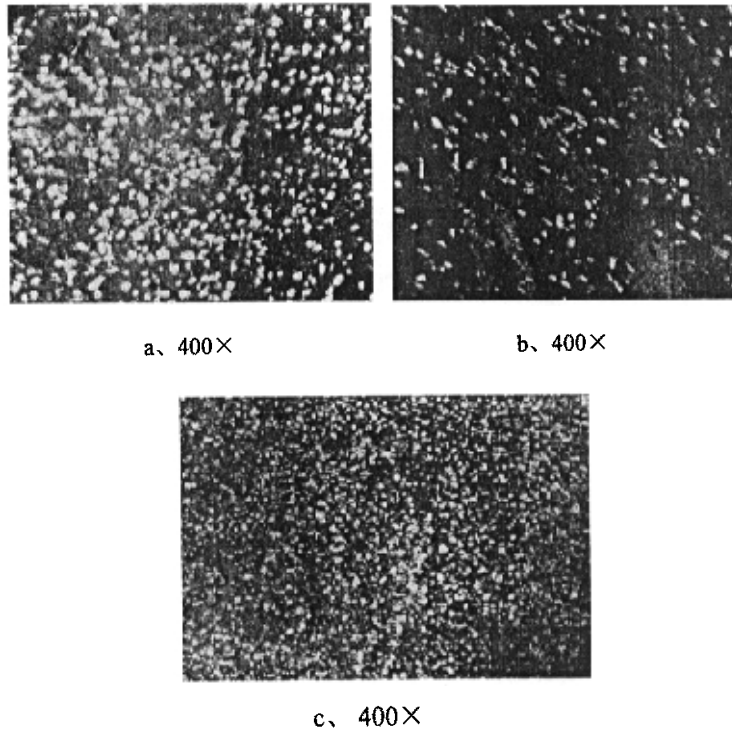


图 3-2-9 相同的热处理制度(I)、不同变形程度的室温拉伸 TAC-1B 基体组织
a、变形程度 30% b、变形程度 20% c、变形程度 50%

合金的拉伸强度由合金的基体组织决定，变形程度对焊接试样强度的影响可以从合金的基体组织中得到答案。前面讲过，第二相颗粒的含量、大小、形态对合金室温拉伸强度、塑性有一定的影响，图 3-2-9 为相同热处理制度、不同变形程度 TAC-1B 合金基体的组织状态。由图可见，合金经 20%变形程度变形和 815℃/1h，AC+700℃/8h，AC 热处理制度处理后，TAC-1B 合金基体中的 α_2 相呈等轴状，但 α_2 相含量较少且大小不等，30%变形后 TAC-1B 基体中 α_2 相颗粒大，数量较 20%多。50%变形后，Ti₃Al 基体中 α_2 相含量最多， α_2

相颗粒也最小。 α_2 相为强化相，在某范围内 α_2 相越多，合金的强度应越高，但强度还与 α_2 相大小和形态有关，综合上述因素，变形程度 30%焊接件的室温强度稍高于变形程度 50%、20%的试样。

2.3 热模锻造后热处理工艺对合金组织性能的影响

热处理工艺对钛合金组织的影响是多种多样的。热处理之所以能改变钛合金的组织，在于相的再结晶、球化和再结晶长大以及第二相析出的数量、第二相的形态等多方面因素。在每个具体情况下，引起组织的变化，不只取决于合金的变形程度和合金的原始组织，还取决于合金的热处理规范，而且最终的热处理制度对合金的最终性能有重大影响。

为了研究不同的热处理工艺对合金组织性能的影响，选择两种热处理工艺 815°C/1h, AC+700°C/8h, AC(I); 680°C/12h, AC(II); 试样均采用相同的变形程度 50%，实测所得的机械性能见表 3-2-4，图 3-2-10。由表 3-2-4，图 3-2-10，可以看出，该合金的性能和热处理的工艺密切相关。热处理工艺 (II) 和热处理工艺 (I) 相比，室温下试样的拉伸强度 σ_b 提高 20MPa，而屈服强度 $\sigma_{0.2}$ 提高 35MPa，具有较高的强度水平；但是，热处理工艺 (II) 和热处理工艺 (I) 相比，试样经热处理工艺 (II) 后室温塑性有所降低， δ 降低了 3.5%， Ψ 降低 60%。由表 3-2-5，图 3-2-11 可以看出，600°C 高温下瞬时拉伸时，热处理工艺 (II) 和热处理工艺 (I) 相比，焊接件的强度和塑性都差别不大，究其原因，主要是因为，在 600°C 拉伸超过了 TC11 合金的使用温度，使得断口位置大都位于 TC11 合金一侧，这也从侧面证明了，TAC-1B 合金与 TC11 合金经真空电子束焊接后，焊接接头在 600°C 下的强度水平高于 TC11 合金。总体上看，两种热处理制度对合金室温、高温拉伸强度影响相当，热处理制度 II 对合金室温强度的影响稍高，而热处理制度 I 对合金的高温拉伸强度影响稍高；两种热处理制度处理对合金的高温塑性影响基本相同，而热处理制度 I 处理后合金的室温塑性好，

表 3-2-4、焊接件经 50% 变形程度变形、不同热处理制度处理后的室温拉伸数据

热处理工艺	室温拉伸性能			
	σ_b (MPa)	$\sigma_{0.2}$ (MPa)	δ (%)	Ψ (%)
815°C/1h, AC+700°C/8h, AC(I)	1030	905	9.5	31
680°C/12h, AC(II)	1050	940	6	12.5

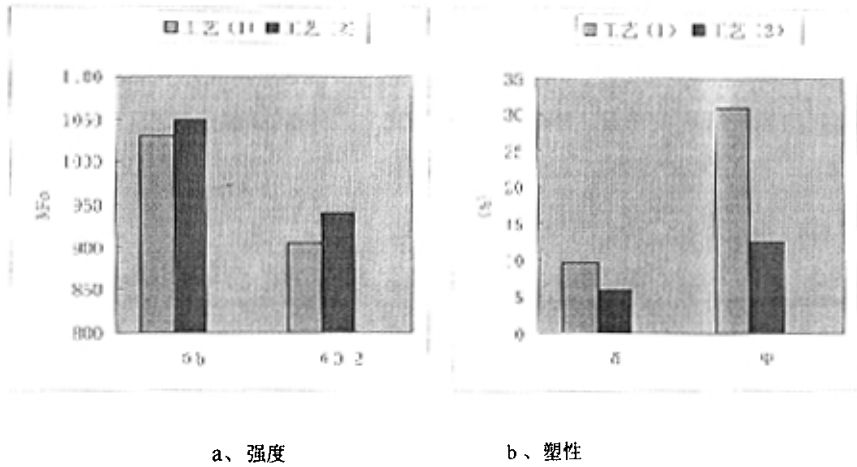


图 3-2-10 相同变形程度，不同热处理制度所得双合金室温拉伸性能

表 3-2-5、50%变形的焊接件经不同热处理制度后 600℃拉伸数据

热处理工艺	高温（600℃）拉伸性能			
	σ_b (MPa)	$\sigma_{0.2}$ (MPa)	δ (%)	ψ (%)
815℃/1h, AC+700℃/8h, AC(1)	645	575	16	70
680℃/12h, AC(2)	610	570	17	72

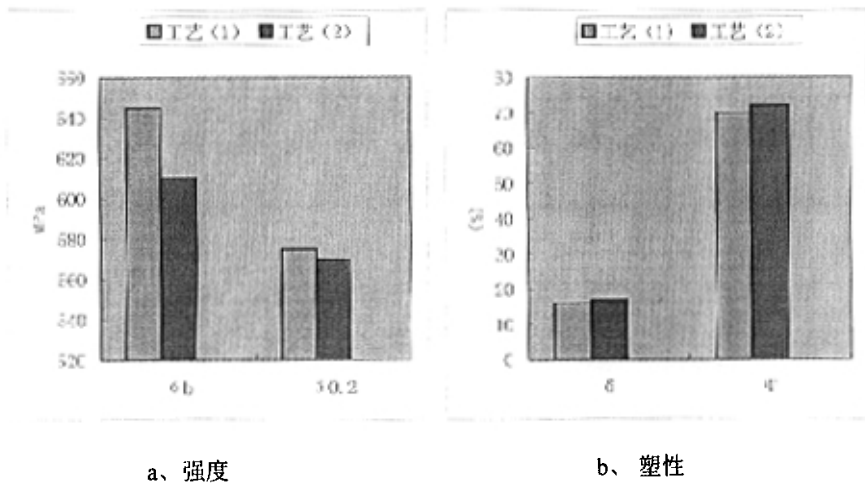


图 3-2-11 相同变形程度、不同热处理制度下双合金 600℃拉伸性能

拉伸性能的变化可以从显微组织的变化中得到解释。我们知道组织中 α 相形态有等轴 α 相、条状 α 相（针状 α 相）和片状 α 相等，显微组织不一定由单一形态的 α 相组成，由等轴 α 相和条状 α 相组成的双态组织， α 相的形态、含量以及各种 α 相的相对含量对合金的性能有一定影响。显微结构中等轴 α 相颗粒越多，条状 α 相越粗、越少，那么达到不稳定断裂前的临界裂纹长度的时间越短，断裂前的变形越小，则反映出合金的塑性变差。反之，显微结构中等轴 α 相含量越少，条状 α 相越多、越细小，那么在高温下断裂前裂纹要求扩展的路径越长，孔洞长大过程中遇到的障碍越多，所以拉伸试样在断裂前将产生更大的变形，从而获得更高的塑性， α 相又是钛合金的强化相，随 α 相含量的增加，合金的室温强度也相应得到一定的提高。



400 X

图 3-2-12、双合金经 30%变形、热处理制度（II）后焊缝中心高倍组织

从图 3-2-12 和图 3-2-5(d.e.f.g.h)可见，采用热处理工艺（II）和热处理工艺（I）处理后，他们性能的差别主要是由于焊缝组织的不同，基体及热影响区基本相同，TAC-1B 侧基体是由黑色的 β 基体上弥散分布白色等轴 α_2 相，而且等轴 α_2 相的含量较多；而 TC11 合金基体组织由细小的针状 α 和等轴状 α 混合相组成，但 α 相含量大，因此 TAC-1B 合金侧和 TC11 侧基体强度相当，但 TC11 合金室温拉伸塑性较好，所以室温拉伸时，试样大部分断在 TAC-1B 侧，这也说明在室温拉伸时焊接接头处的强度高于 TAC-1B 基体，同时也反映了两种热处理工艺对合金的室温拉伸强度影响基本相同。采用热处理工艺（II）后，焊缝区 α 、 α_2 相变得更加细小，这主要是因为，在长时间较低温度下保持，TAC-1B 合金侧的 Al、Nb 元素不断向焊缝处和 TC11 合金侧扩散，而 TC11 合金侧 V、Mo、Zr 等元素也向相反方向扩散，造成焊缝处和临近焊缝 TC11 合金侧 Al、Nb 浓度升高，V、Mo、Zr 含量降低，为 α_2 改建提供了成分浓度条件，虽然温度低，达不到再结晶的条件，但仍有更多的 α_2 靠消耗 α 而

生核、析出，这也是为何 680°C/12h 热处理后 α_2 相非常细的缘故。这种组织特征增加了裂纹扩展抗力，阻碍和延缓了裂纹的扩展，延长了合金的断裂时间，提高了合金的强度。因此采用热处理工艺 (II) 比采用热处理制度 (I)，试样的室温强度高。高温拉伸时，因 TC11 合金的高温强度低于 TAC-1B，但塑性好，可以经历较大变形，导致试样断口大多数发生在 TC11 合金侧。

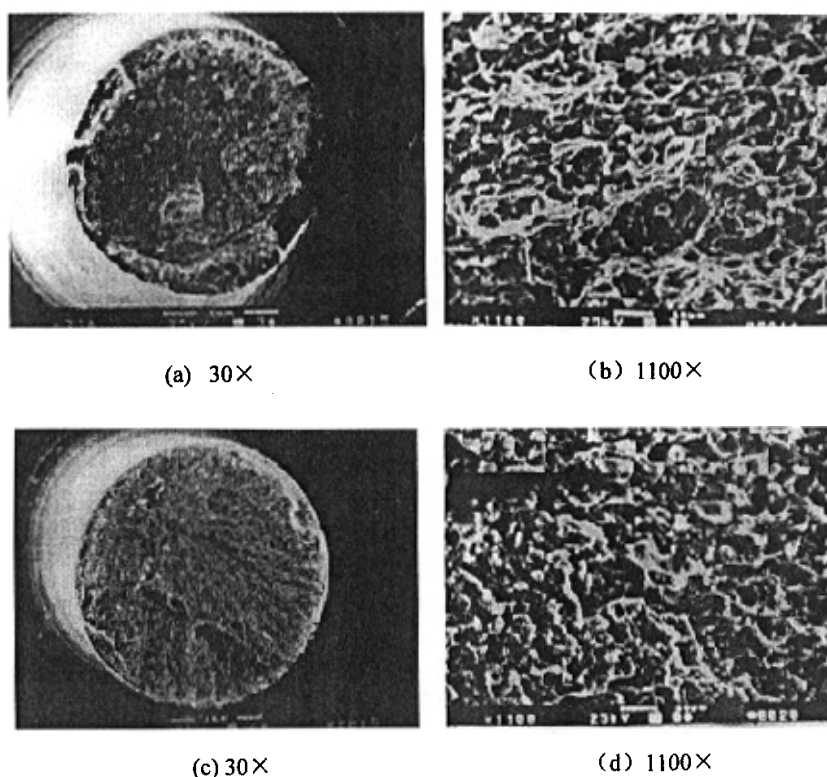


图 3-2-13: 相同变形程度 (30%)、不同热处理制度室温拉伸断口形貌照片
a、b: 815°C/1h, AC+700°C/8h, AC (I) c、d: 680°C/12h, AC (II)

从上面分析中得出，合金经两种热处理工艺后，室温、高温强度相当，但经热处理制度 I 处理的合金室温塑性较好。热处理制度对合金塑性影响也可从断口的形貌特征中得到解释。图 3-2-13 为相同变形程度 (30%)、不同热处理制度合金室温拉伸断口形貌照片，从 c、d 图中可以看到，宏观断口由很少的剪切唇和断裂区组成，图 a 的断口上有明显的放射状花样，具有典型的解理断裂征；微观组织中，观察到的韧窝较少，并且较浅，在拉伸应力的作用下，大颗粒 α_2 相很容易沿滑移面滑移， α_2 相较少，不能阻止和抑制 β 相的滑移和

裂纹长大，使试样在拉应力的作用下很快断裂，塑性降低。由 a、b 图可以看到，试样经热处理制度（I）处理后，试样宏观拉伸断口由剪切唇和粗糙纤维区组成，而微观断口表征为混合断裂特征，而微观断口由大小不等的大量韧窝组成，而且韧窝呈椭圆状。由于韧窝的大小、多少以及深浅决定合金的塑性性能，这说明经热处理制度 I 处理的试样室温拉塑性较好。

合金的拉伸强度由合金焊缝处和焊缝两侧基体组织决定，热处理制度对焊接试样组织也有不同程度的影响，主要是经热处理后组织中等轴 α 相和 α_2 相的含量、形态、大小对合金室温拉伸强度、塑性有一定的影响。图 3-2-14 为相同变形程度、不同热处理制度 TAC-1B 基体的组织状态。由该图可见，合金经 30% 变形、热处理制度 I 处理的试样中的 α_2 相呈等轴状，热处理制度 II 中的 α_2 相也呈等轴状，但颗粒大且不均匀。由于等轴 α 相组织的室温性能较好，强度较高，而且晶粒大小的不均匀也会引起合金缺陷增多，强度升高，因此经两种热处理制度处理后合金都有较好的室温强度，但经热处理制度 II 处理的试样室温强度比经热处理制度 I 处理的试样的稍高。

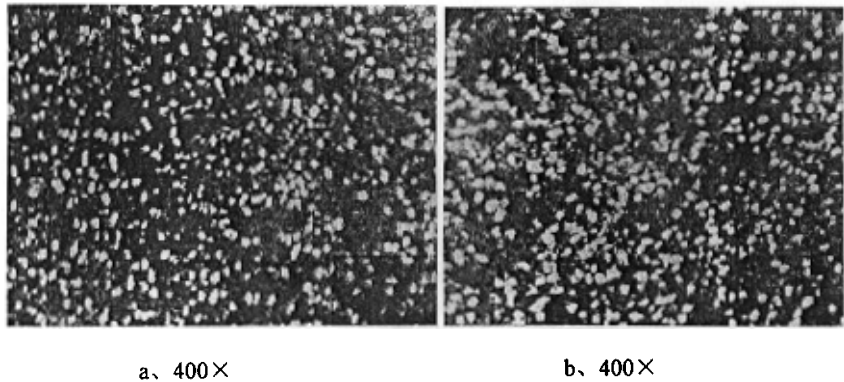


图 3-2-14、相同变形程度、不同热处理制度室温拉伸 TAC-1B 基体组织
注：a: 815℃/1h, AC+700℃/8h, AC b: 680℃/12h, AC

焊接的合金经热模锻造和分别经不同热处理工艺处理后，室温、高温强度相当，但热处理工艺（I）可以很好的提高合金焊缝区的室温塑性，热处理制度（II）可以较好的提高双合金焊缝区的高温性能。合金经 50% 热模锻变形后，采用不同的热处理制度，试样的高温拉伸断口见图 3-2-15 所示。从两种试样拉伸宏观断口看，都是由外围的剪切唇和内部的粗造纤维区组成，具有韧性断裂的特征，但 b 图中的拉伸断裂撕裂区占的比例较大，裂纹从组织中心夹杂处开始扩展，而 a 图撕裂区占的比例较小，裂纹从表面开始扩展，可以判断

出，两种试样的高温塑性好，但经热处理制度 II 处理的试样高温拉伸塑性比热处理制度 I 处理的试样更好，分析结果与试验结果相一致。

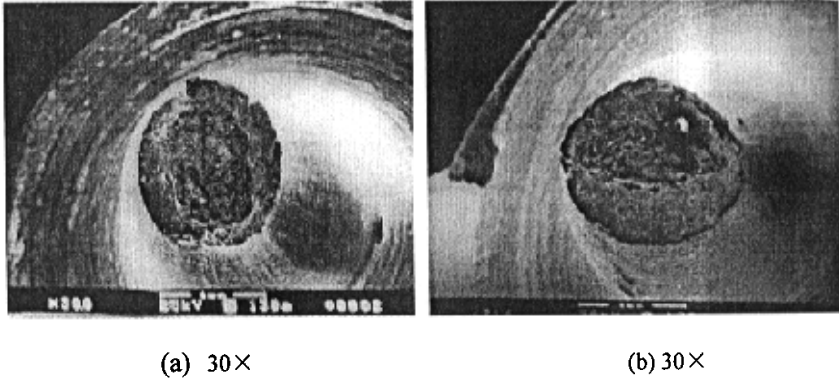


图 3-2-15、相同变形程度（50%）、不同热处理制度高温拉伸断口形貌照片
a、815℃/1h，AC+700℃/8h，AC（I）； b、680℃/12h，AC（II）

第四章 主要结论

- 1、金属间化合物为基的 TAC-1B 合金可以与 $\alpha + \beta$ 两相钛合金 TC11, 经真空电子束焊接连接。
- 2、电子束焊接的 TAC-1B-TC11 双合金可以在 $960^{\circ}\text{C}-980^{\circ}\text{C}$ 等温锻造成形或采用热模锻造成形。
- 3、电子束焊接的 TAC-1B-TC11 双合金, 经热模锻造变形能有效改善焊接组织, 使焊缝区六方形晶体破碎; 经 $815^{\circ}\text{C}/1\text{h}$, $\text{AC}+700^{\circ}\text{C}/8\text{h}$, AC 热处理后可以获得较高的室温塑性, 和高温拉伸强度。其室温拉伸时, 强度极限为 $1030\sim 1060\text{MPa}$, 屈服极限为 $890\sim 905\text{MPa}$, 延伸率为 $9.5\sim 10\%$, 断面收缩率为 $31\sim 41\%$; 600°C 高温拉伸时, 强度极限为 $610\sim 645\text{MPa}$, 屈服极限为 $545\sim 575\text{MPa}$, 延伸率为 $15\sim 24\%$, 断面收缩率为 $61\sim 70\%$ 。经 $680^{\circ}\text{C}/12\text{h}$, AC 热处理后有较好的室温强度和高温塑性, 但室温塑性较低。其室温拉伸时, 强度极限为 $1050\sim 1060\text{MPa}$, 屈服极限为 $940\sim 995\text{MP}$, 延伸率为 $4\sim 6\%$, 断面收缩率为 12.5% ; 600°C 高温拉伸时, 强度极限为 $610\sim 645\text{MPa}$, 屈服极限为 $565\sim 570\text{MP}$, 延伸率为 $17\sim 20\%$, 断面收缩率为 $68\sim 72\%$, 使得焊缝处拉伸性能在室温时, 强度高于 Ti_3Al 基体, 在 600°C 时, 强度高于 TC11 合金基体。
- 4、电子束焊接的 TAC-1B-TC11 双合金焊缝处显微硬度与热处理有较大的关系。原供应棒材直接对焊件硬度为 $349\sim 415\text{kgf/mm}$, 经 $680^{\circ}\text{C}/12\text{h}$, AC 时效热处理后, 焊缝区显微硬度为 $326.6\sim 444\text{kgf/mm}$, 而经 $815^{\circ}\text{C}/1\text{h}$, $\text{AC}+700^{\circ}\text{C}/8\text{h}$, AC 处理后, 焊缝区显微硬度为 $313.7\sim 381.8\text{kgf/mm}$ 。变形程度小的试样, 在 $680^{\circ}\text{C}/12\text{h}$, AC 时效热处理后, 焊缝区硬度值较高是因为温度较低, 回复作用减弱, 使其组织中保留较多的组织缺陷, 同时较小的 α_2 相或 α 相在焊缝区的析出所致。
- 5、焊缝区合金元素浓度介于两侧基体元素浓度之间, Al、Nb 元素由 TAC-1B 合金一侧向 TC11 合金一侧连续降低, 而 Mo 元素焊接后在焊缝两侧就基本达到平衡。V 元素的扩散与变形程度和热处理制度有关, 30% 变

形后经 680°C/12h, AC 处理的试样, 焊缝区 V 含量反倒高于 TC11 合金侧的现象可能在锻造温度下, 与 α_2 的改建有关。

致 谢

本文是在导师姚泽坤教授的悉心指导下完成的。导师渊博的专业知识、严谨的治学态度使作者受益匪浅，在此深表谢意。郭鸿镇教授、王敏副教授和李淼泉教授、李雪芹老师，李烈凤老师在工作和学习上给予作者许多有益的指点，在此向他们表示衷心的感谢。

本论文试验工作主要在 430 厂完成，得到了 430 厂的大力支持，在此谨向各单位负责人张战英及卢克让科长等领导表示衷心的感谢。

在试验期间梁新民硕士、戴亮硕士、郭文安硕士、熊爱民博士及 2002 级本科毕业生李雄、潘鸿斯等同学给予了许多支持与帮助，在此表示感谢。

最后感谢一直关心、鼓励我的家人及所有老师及朋友们。

攻读硕士学位期间发表的论文

Yao Zekun, Guo Hongzhen, Zhang meilin. The influence of hot working processing on mechanical proprieties of Ti_3Al _Ti dual alloy welded by electronic beam welding in vacuum. 10th World Conference on Titanium. Ti-2003. July 13-18 2003. Hamburg, Germany. (已录用)