

以铌为中间层的钛与低碳钢的电阻点焊

邱然锋^{1,2}, 李青哲¹, 赵洋洋¹, 石红信^{1,2}

(1. 河南科技大学, 河南 洛阳 471023)

(2. 有色金属共性技术河南省协同创新中心, 河南 洛阳 471023)

摘要: 以 0.1 mm 厚的铌箔为中间层对钛与低碳钢 Q235 进行了点焊, 观察了接头熔核区域的显微组织特征, 探讨了焊接电流对接头熔核直径和抗剪力的影响。结果表明, 焊接电流大于 8 kA 时, 中间层铌在焊接中发生熔断, 接头熔核区域组织主要由 Fe-Ti 金属间化合物构成; 铌不发生熔断时, 接头熔核区域组织主要由 Fe-Nb 化合物与固溶体组成。接头抗剪力随焊接电流的增大呈先增大后减小的变化趋势, 焊接电流为 7 kA 时接头抗剪力最大, 约为 4.7 kN。

关键词: 钛; 铌; 低碳钢; 电阻点焊

中图分类号: TG441.2

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2019)10-3309-06

异种材料复合结构能充分发挥材料的潜能、扬长避短, 是结构设计的发展趋势。钛及其合金因具有优良的耐腐蚀性、高的比强度及较好的耐热性和加工性而广泛应用于航空、航天、化工及冶金等领域, 但其成本制约了钛及其合金在工业中的推广应用^[1]。钢是最常用的结构材料之一, 具有一系列优良的性能。钛与钢的焊接构件能综合两种材料的优点, 因此, 钛与钢异种金属的连接将是不可欠缺的。

然而, Ti 与 Fe 容易在接合界面发生冶金反应、形成金属间化合物, 从而影响接头性能^[2-4]。为减弱或避免界面金属间化合物层的影响, 采用施焊温度较低的爆炸焊^[5,6]、摩擦焊^[7,8]、扩散焊^[9]等固态焊接方法焊接钛与钢是一个有效的选择。虽然采用固态焊接可以一定程度地控制金属间化合物的生长, 但界面金属间化合物仍是制约甚至主导接头力学性能的主要因素。施加过渡层或填充金属是抑制接合界面金属间化合物生长的有效措施。近年来, 对一些金属如 Cu^[10-14]、Ni^[15-17]、Al^[18]、Mg^[19]、V^[20]、Ag^[21,22]、Ta^[1]等被用为钛/钢的异种材料连接的过渡层或填充金属进行了广泛的研究。既往的研究结果显示: 过渡材料的添加能调控钛/钢界面冶金反应、提高接头性能。

电阻点焊是利用电流流经焊件所产生的焦耳热使焊件局部熔化而形成连接的方法, 是薄板构件的主要焊接方法之一。然而, 有关钛与低碳钢电阻点焊的研究却很少报道。因此, 开展钛与低碳钢的电阻点焊研

究是必要的。

异种材料连接的中间过渡层通常依据两被焊母材性能进行选择。本研究作为钛与钢夹层点焊的初步探索, 首先基于钛的性能, 选择与其相容性较好的铌作为单一过渡层进行点焊。异种材料连接的中间过渡层主要作用就是阻碍两侧母材的原子相互扩散。基于此, 本研究的主要目的就是探讨在钛与低碳钢点焊中过渡层 Nb 熔断时焊接电流的临界值, 并分析界面区的组织特征, 探讨焊接参数对接头性能的影响。

1 实验

所用实验材料是 1 mm 厚的钛板和低碳钢 Q235 板, 其化学成分见表 1。中间过渡层为 0.1 mm 厚的纯铌箔。将低碳钢、钛板剪切成 100 mm×30 mm, 铌箔剪切成 30 mm×30 mm, 并用无水乙醇洗净后风干。使纯钛、Q235 低碳钢板在长度方向进行搭接装配, 搭接长度为 30 mm, 铌箔置于二者之间。

用 DM-200 电阻点焊机进行点焊, 固定焊接时间为 10 周波, 电极压力为 4 kN 不变, 在 5~10 kA 范围内, 间隔 1 kA 变化焊接电流。所用电极为 CuCrZr 合金, 电极端面直径为 6 mm。点焊时, 将低碳钢置于上电极侧。每一焊接条件焊接 7 个试样, 2 个用于组织观察, 5 个用于抗剪检测。

焊后, 在室温条件下以 1 mm/min 的速率对接头进行抗剪测试。对部分接头进行断面微观观察。断面

收稿日期: 2018-10-22

基金项目: 国家自然科学基金(51875177); 河南省国际合作项目(182102410066); 河南省高校科技创新人才计划基金(16HASTIT050)
作者简介: 邱然锋, 男, 1974 年生, 博士, 教授, 河南科技大学材料学院, 河南 洛阳 471023, 电话: 0379-64231269, E-mail: qiurfl221@163.com

表 1 材料化学成分

Table 1 Chemical composition of materials (ω/%)

Materials	C	N	H	O	Fe	Mn	P	S	Si	V	Ti
Ti plate	0.01	0.02	0.002	0.14	0.07	-	-	-	-	-	Bal.
Q235 steel	0.14	-	-	-	Bal.	1.0	0.04	0.02	0.4	0.06	-

观察试样的制作是垂直于接合界面沿焊点直径横切焊接接头，经研磨、抛光后获得。用扫描电子显微镜对接头熔核内微观组织进行观察与分析，并对特征区域进行成分分析。为了对比，本研究也对钛与钢进行直接点焊。点焊时所采用焊接参数与施加中间过渡层焊接的一致。

2 结果与分析

2.1 接头断面宏观特征

图 1a、1b 和 1c 分别显示了 6、7 与 8 kA 焊接电流下所得接头的断面。从接头断面中能够观察到如下 4 个特征。

首先，熔核区内中间层 Nb 的厚度变薄。焊接电流为 6 kA 时，在钢侧观察到了 Nb 发生溶解的迹象；焊接电流为 7 kA 时，熔核区内 Nb 明显变薄；焊接电流上升到 8 kA 时，中间层 Nb 局部发生了熔断。随焊接电流的增大，两侧母材熔化增多，高熔点的 Nb 向其溶解量增多，致使其变薄。阻碍两侧母材原子的相互扩散是异种材料连接中间层的重要作用。从这一点来说，当焊接电流超过 8 kA 时，中间层 Nb 的阻碍作用变弱。

其次，界面两侧熔核不对称。如图所示，钢侧熔核明显大于钛侧的熔核。根据焊接温度场理论，熔核两侧的轮廓线实际上分别是两母材熔点的等温面。由

于低碳钢熔点为 1535 °C，低于钛的熔点（1678 °C），所以钢侧熔核较大。也就是说，焊接过程中钢侧发生熔化的区域大。

第三，熔核中有裂纹形成。在熔核中（尤其钢侧）观察到了裂纹形成，这些裂纹都近似垂直于接合界面。因受到周围固态物质的拘束，熔核冷却凝固时承受吸引力。在垂直于界面方向，因有电极压力的作用，熔核所受的拉应力可忽略不计；而平行于接合界面的拉应力是产生这些裂纹的主要原因。母材低碳钢的线膨胀系数($12 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$)大于钛与铌的膨胀系数(分别是 8.9×10^{-6} 、 $7.39 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$)。在冷却过程中，钢承受较大的拉应力，所以有较多的裂纹在钢侧熔核内形成。

最后，焊接电流为 7 kA 时，两侧熔核内有层状组织形成，尤其钛侧熔核内的层状组织较明显，如图 1b 所示。沿图中 PQ 线进行了成分分析，其结果如图 2 所示。在残余的 Nb 层中检测出了较多的 Ti，而含 Fe 很少；而在钢侧熔核内 Ti 的含量较少。这说明了中间层 Nb 吸收并阻碍了 Ti 向钢侧扩散。根据 Nb-Ti 二元相图^[23]可知，Ti 在 Nb 中的固溶度很大，焊接中 Ti 扩散到 Nb 中并形成了固溶体。在 Ti 侧熔核内检测到了 Fe 和 Nb，在浅灰色的层状物中 Fe 与 Nb 的含量较高。这显示出中间层 Nb 未能有效阻碍 Fe 原子向 Ti 的扩散。焊接加热中 Fe 向未熔化的 Nb 中扩散，并继而与 Nb 一起向熔化的 Ti 中溶解、扩散。熔核内熔融金属在焊接电流的感应磁场作用下进行层流运动^[24]。由于焊接电流为 7 kA 时中间层 Nb 尚未熔断，所以在 Nb 两侧熔核内的液相分别独立进行层流运动。熔核冷却

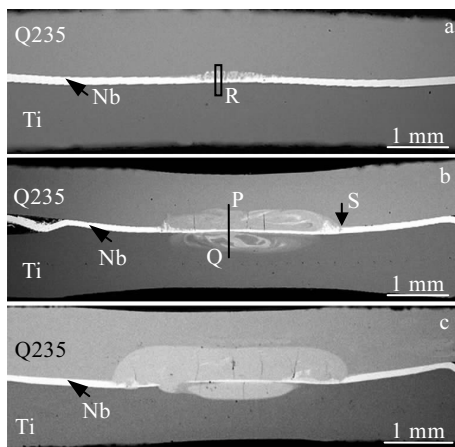


图 1 接头横断面

Fig.1 Macrographs of joint cross-section at different welding currents: (a) 6 kA, (b) 7 kA, and (c) 8 kA

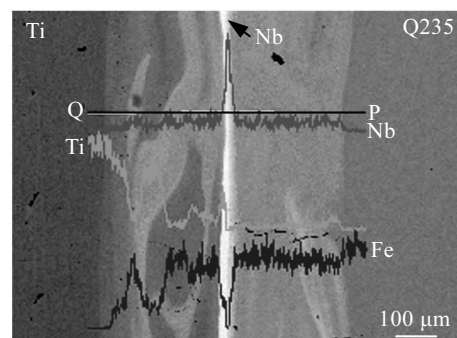


图 2 图 1b 中 EDS 线扫描 (PQ 线)

Fig.2 EDS line scan along line PQ in Fig.1b

中，过饱和的溶质在层流过程中析出，最后形成了层状偏析。焊接电流为 8 kA 时，中间层 Nb 发生溶断，两侧熔核内液相发生了对流、均质化。在随后的冷却中形成了金属间化合物。

由此可知，采用 0.1 mm 厚的 Nb 箔作为中间层对钛与低碳钢进行点焊，存在一个临界焊接电流值。当焊接时间为 10 周波，电极压力为 4 kN 时临界焊接电流为 8 kA。焊接电流大于临界值时中间层 Nb 在焊接中发生溶断。

2.2 接头典型界面组织

对图 1a 中 R 区域进行观察，其 SEM 像如图 3 所示。在靠近钢侧熔核区内观察到了 U、V、W 3 层反应物形成，其厚度分别约为 20、50、10 μm。对图中特征区域进行成分分析，其结果如表 2 所列。根据成分分析结果，可以判断图中 A₁、H₁ 所处区域为 Nb，F₁ 与 G₁ 处分别为 Fe 与 Ti。在 Ti 中检测到的 Nb 为 7.75%，而在 Nb 中检测到 Ti (H₁ 处) 仅为 1.38%。这是因为在极短的焊接时间内，Nb 向 Ti 扩散较快。如前所述，焊接电流为 6 kA 时 Ti/Nb 界面焊接时未发生熔化，为固/固界面。固态下，Nb 在 Ti 中的扩散系数 (1.08×10⁻¹¹ m²/s) 远大于 Ti 在 Nb 中的扩散系数 (3.15×10⁻¹⁵ m²/s) [25]，因此在 Ti 内检测到 Nb。

根据表 2 的成分分析结果，靠近 Nb 的 U 层为 ε 相 Fe₂Nb；靠近钢侧的 W 层为 Nb 在 Fe 中的过饱和固溶体；二者之间的 V 层为 Fe₂Nb 和 α-Fe。点焊加热时，低熔点的钢发生熔化，熔点较高的 Nb 向熔融的 Fe 中溶解。由于熔核较小、焊接时间较短，冷却速度很快，

造成扩散不均匀。根据 Fe-Nb 二元相图^[23]，冷却至 1627 °C 时，靠近 Nb 侧的富 Nb 的部位发生液固同成分转化、形成 ε 相 Fe₂Nb (U 层)；而靠近另一侧液/固界面的富 Fe 部位，形成了 Fe 的固溶体。因冷却速度大，形成了过饱和固溶体层 W。冷却至 1373 °C 附近，发生共晶反应，形成 δ-Fe 与 Fe₂Nb；δ-Fe 继而发生共析转变、形成 Fe₂Nb 和 α-Fe；因此 V 层主要由 Fe₂Nb 和 α-Fe 构成。

另外，在 V 层内观察到了局部有偏析现象。成分分析显示 E₁ 处主要成分是 Fe。如图 1a 所示，熔核区内中间层 Nb 在钢侧呈锯齿形貌，说明溶解不均匀。微观上，由于冷却速度大，扩散不均匀。所以在 V 层内观察到了局部有 Fe 析出。

图 4 显示了焊接电流为 7 kA 所得接头的熔核端部 (图 1b 中 S 处) 的 SEM 图像。该处界面区形貌特征与焊接电流为 6 kA 时接头的界面结构(图 3)相似。靠近钢侧形成了 Nb 在 Fe 中的过饱和固溶体(图中 X 所指处)；靠近 Nb 侧形成了 Fe₂Nb 层(图中 Y 所指处)；二者之间的灰色层为 Fe₂Nb 和 α-Fe。但是，与图 3a 相比，钢侧过饱和固溶体层明显变宽，而 Nb 侧的 Fe₂Nb 层较窄。这是因为焊接电流的增大，熔融的 Fe 量增多所致。

图 5 所示为图 1b 中焊接电流为 7 kA 所得接头的熔核中部典型的界面区 SEM 图像。如图所示，由于局部存在层状偏析现象，界面区组织结构比较繁杂。对各特征区域进行了成分分析，其结果如表 3 所示。根据成分分析结果，A₂、N₂ 与 F₂ 所处部位分别为母材低碳钢、钛与中间层 Nb。如图 5a 所示，在靠近钢侧观察了宽度约为 30 μm 的树枝晶层 (R_F 层)。类似的情况在图 3a 与图 4 中也被观察到。成分分析结果显示，树枝晶为 Nb 与 Ti 在 Fe 中的固溶体，但其浓度都超过了室温下的固溶度。电阻点焊的冷却主要是通过水冷电极进行的，因此其散热方向主要是垂直于接合界面。熔核凝固结晶首先从其外缘开始。在钢侧富 Fe 区域，

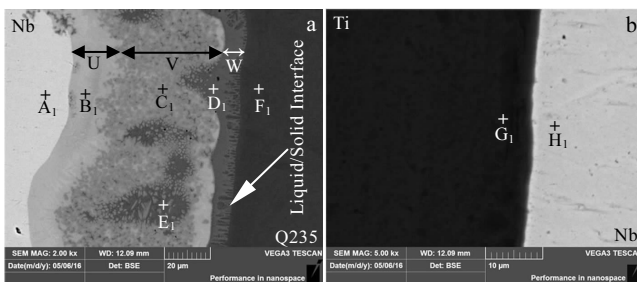


图 3 图 1a 中接头界面区 R 区域的 SEM 像 (6 kA)

Fig.3 SEM images of interfacial zone R (6 kA) in Fig.1a: (a) Q235/Nb interface and (b) Nb/Ti interface

表 2 图 3 中特征区域的成分分析结果

Table 2 EDS results of characteristic regions in Fig.3 (at%)

Region	A ₁	B ₁	C ₁	D ₁	E ₁	F ₁	G ₁	H ₁
Nb	97.60	38.90	21.89	4.49	5.11	0.00	7.75	97.36
Ti	0.99	0.81	1.18	0.45	0.70	0.24	92.25	1.38
Fe	1.41	60.29	76.93	95.07	94.19	99.76	0.00	1.26

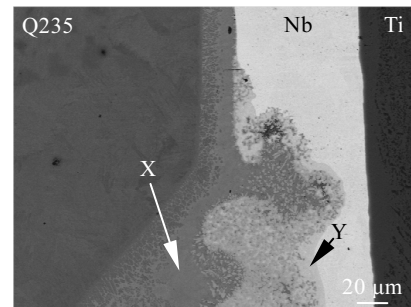


图 4 图 1b 中接头界面区 S 处的 SEM 图像 (7 kA)

Fig.4 SEM image of position S of interfacial zone (7 kA) in Fig.1b

随着温度的降低逐渐析出 Fe, 并依附于现有的液/固界面结晶、沿散热方向长大, 形成了树枝晶。由于冷却速度大, 溶质原子扩散不充分, 而形成了过饱和。

如图 5b 所示, 靠近 Nb 侧观察到了一锯齿形状的 R_N 层, 其宽度约为 20 μm 。成分分析结果显示, 该层主要由 μ 相 FeNb 构成。焊接中 Nb 向熔化的 Fe 中溶解的同时, Fe 也向 Nb 扩散, 在 Nb 侧形成了富 Nb 的 Fe-Nb 混合液相。冷却凝固时形成了 μ 相 FeNb。成分检测结果显示, 在 R_F 与 R_N 层之间 (C_2 、 D_2 处) 生成物主要是由 Fe_2Nb 和 $\alpha\text{-Fe}$ 组成, 而 Fe_2Nb 的含量随位置变化而有所不同。

如图 5c 所示, 在 Nb 的另一侧也观察到一层树枝晶组织。图中 G_2 处成分分析结果显示, 该处是 Nb 在 Ti 中的固溶体。焊接时母材 Ti 局部熔化, 高熔点的 Nb 向液态 Ti 中溶解、扩散。冷却凝固时形成了固溶体。图 5d 中 M_2 处为 Nb 在 Ti 中的固溶体。这里被认为是焊接中 Nb 向熔核周边固态 Ti 中固溶而形成的。图中 H_2 与 L_2 所处部位为 Ti 侧熔核内, 成分检测结果显示, 这些部位也是 Nb 在 Ti 中的固溶体, 但是 Nb 的含量因位置不同而有所不同。

如前所述, 在 Ti 侧熔核中有层状偏析形成。图中 I_2 、 K_2 处就是与图 1b 中 Ti 侧熔核内浅灰色的层状析出层相对应; 而 J_2 处则对应的是浅灰色层间的深灰色物质。成分分析结果显示, 浅灰色析出层为 ϵ 相 Fe_2Nb ; 而深灰色的是 Nb、Ti 在 Fe 中的过饱和固溶体。其形成原因如前所述。

以上结果显示, 钛与低碳钢点焊过程中 Nb 未发生熔断时, 在钢侧熔核检测到少量的 Ti, 而钢侧熔核组织主要是 Fe-Nb 化合物; 在 Ti 侧熔核也检测到 Fe, 但是 Fe 主要集中于层状偏析处, 而其余部位主要是 Nb 在 Ti 中的固溶体。另外, 在钢侧熔核中检测到的 Nb 比在 Ti 侧熔核中检测到的 Nb 多。这说明了以 Nb 为中间层点焊钛与低碳钢时, 中间层 Nb 主要向钢侧溶解。

图 6 显示了焊接电流为 8 kA 时所得接头的熔核的 SEM 图像。图 6a 与 6c 分别是靠近 Ti、钢的熔核 SEM 图像; 6b 则是原界面处 (中间层 Nb 处) 的 SEM 图像。如图 6b 所示, 该处是中间层 Nb 熔断处。

图 6 中各特征区域成分分析的结果显示于表 4。分析结果显示, A_3 与 H_3 处分别是母材 Ti 和钢。靠近

Ti 侧观察到了宽约 25 μm 的层状物质, 成分结果显示该层为 TiFe 和 $\alpha\text{-Ti}$ 。根据 Fe-Ti 二元相图^[23], 靠近 Ti 侧的富 Ti 液相冷却至 1085 $^\circ\text{C}$, 发生共晶反应, 形成 TiFe 和 $\beta\text{-Ti}$; 至 590 $^\circ\text{C}$ 时 $\beta\text{-Ti}$ 发生共析转变, 形成 TiFe 和 $\alpha\text{-Ti}$ 。在钢侧也观察到了宽约 10 μm 的层状物质, G_3 处的成分结果显示该层为 TiFe_2 和 $\alpha\text{-Fe}$ 。这是富 Fe 侧共晶反应产物。

如图 6 所示, 在熔核内观察到了大量树枝晶。与 Ti 侧相比, 靠近钢侧的树枝晶比较粗大。这是由于低碳钢熔点较低, 靠近钢侧晶粒生长时间稍长。成分分析结果显示, 图中 C_3 、 D_3 、 E_3 与 F_3 各处成分比较接近。根据 Fe-Ti 二元相图^[23], 这些部位都是由 TiFe_2 构成。焊接时, Nb 溶解于液态的 Fe 与 Ti 中, 因 Nb 发生了液断, 两侧液相进行对流、均质化。冷却时, 发生液固同成分转变, 形成了 TiFe_2 。这里也检测到了一定量的 Nb。认为 Nb 是固溶于其中, 在 TiFe_2 结构中 Nb 占据了 Ti 原子位置, 所以这里可以记为 $(\text{Ti}, \text{Nb})\text{Fe}_2$ 。

以上结果显示, 钛与低碳钢点焊过程中 Nb 发生熔断时, 熔核内组织主要是 Fe-Ti 金属间化合物。钢与钛侧熔核的成分也比较接近, 这是由于中间层 Nb 熔断, 两侧熔核液相金属发生了对流。

2.3 接头性能

图 7 显示了焊接电流对接头直径、抗剪力的影响。

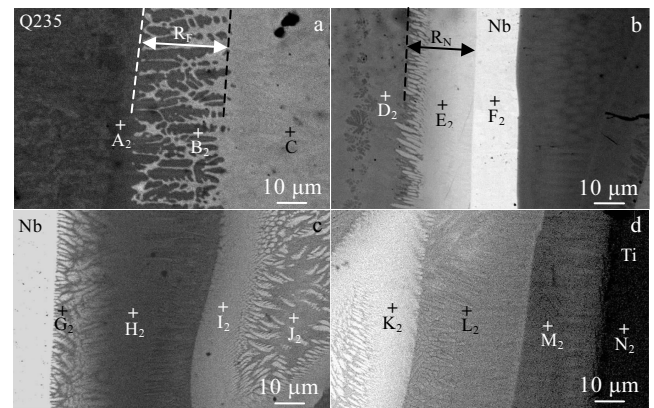


图 5 图 1b 中接头界面区的 SEM 图像 (7 kA)
Fig.5 SEM images of interfacial zone (7 kA) in Fig.1b: (a) Q235 side, (b) near Nb layer, (c) Nb/Ti interfacial zone, and (d) Ti side

表 3 图 5 中特征区域的成分分析结果

Table 3 EDS results of characteristic regions in Fig.5 (at%)

Region	A ₂	B ₂	C ₂	D ₂	E ₂	F ₂	G ₂	H ₂	I ₂	J ₂	K ₂	L ₂	M ₂	N ₂
Nb	2.44	4.33	14.75	16.45	40.66	93.09	13.38	7.80	31.40	9.79	30.55	4.81	3.30	0.50
Ti	1.79	3.48	6.88	8.32	5.36	2.44	86.35	88.80	6.34	6.19	6.55	92.74	95.37	99.26
Fe	95.77	92.18	78.37	75.23	53.98	4.47	0.27	3.40	62.26	84.02	62.90	2.46	1.32	0.24

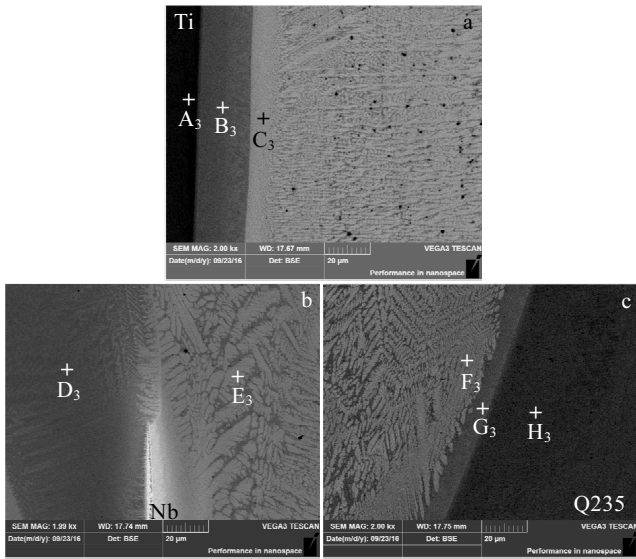


图 6 图 1c 中接头熔核的 SEM 图像 (8 kA)

Fig.6 SEM images of nugget (8 kA) in Fig.1c: (a) Ti side, (b) near Nb layer, and (c) Q235 side

图中熔核直径是抗剪测试后在低碳钢侧断口上所测。如图所示，熔核直径随焊接电流增大而增大。这是因为焊接电流增大，产生的热量较多，熔核直径随之增大。同样焊接电流下，Nb 为中间层的点焊接头与不采用中间层的接头相比，熔核直径相差很小。也就是说，所焊母材、焊接条件相同情况下，中夹层 Nb 对焊接中析出的焦耳热影响甚微。

如图 7 所示，随焊接电流的增大，以 Nb 为中间层的接头抗剪力呈先增大后减小的变化趋势；焊接电流为 7 kA 时，所得钛与低碳钢点焊接头抗剪力最大，约为 4.7 kN。与不夹中间层的接头相比，以 Nb 为中间层接头的抗剪力较大。两种方法所得接头的抗剪力差值在 7 kA 焊接电流时最大；继续增大焊接电流，抗剪力的差值逐渐变小，两种接头的抗剪力趋于接近。本研究所得接头的破坏形式均为界面撕裂破坏。因此，影响接头抗剪力的因素主要是熔核直径及其组织。在小电流范围内影响夹 Nb 中间层的钛/低碳钢接头抗剪力的因素是熔核直径。因熔核直径随焊接电流增大而增大，接头抗剪力也相应地增大。在大电流范围

表 4 图 6 中特征区域的成分分析结果

Table 4 EDS results from characteristic region in Fig.6 (at%)

Region	A ₃	B ₃	C ₃	D ₃	E ₃	F ₃	G ₃	H ₃
Nb	0.79	2.85	9.22	8.30	8.07	7.48	4.83	0.30
Ti	99.04	77.47	29.97	29.85	28.27	24.53	21.62	1.92
Fe	0.17	19.68	60.80	61.85	63.65	67.99	73.55	97.79

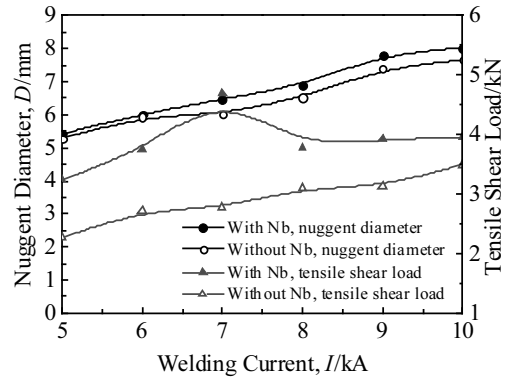


图 7 焊接电流对 Ti/Q235 接头熔核直径与抗剪力的影响
Fig.7 Effect of welding current on the nugget diameter and tensile shear load of Ti/Q235 joint

内，影响接头抗剪力的重要因素是熔核组织。在此范围内随焊接电流的增大，中间层 Nb 溶断程度较大，熔核内形成 Fe-Ti 脆性金属间化合物，使接头抗剪力下降；当焊接电流很大时，中间层 Nb 溶断，失去中间层阻碍原子扩散的作用，以 Nb 为中间层的钛/低碳钢点焊接头的抗剪力也接近于直接点焊的接头抗剪力。因此，以 Nb 为中间层点焊钛与低碳钢时，Nb 的溶断对接头性能影响比较重要。

3 结 论

- 1) 采用 0.1 mm 厚的 Nb 箔作为中间层对钛与低碳钢进行点焊，存在一个临界焊接电流值。当焊接时间为 10 周波、电极压力为 4 kN 时，临界焊接电流为 8 kA。焊接电流大于临界值时中间层 Nb 在焊接中发生溶断。
- 2) 中间层 Nb 未溶断时，钛/低碳钢点焊接头熔核区域组织主要由 Fe-Nb 化合物与固溶体组成；中间层 Nb 溶断时，接头熔核区域组织主要由 Fe-Ti 金属间化合物构成。
- 3) 以 Nb 为中间层的钛/低碳钢点焊接头抗剪力随焊接电流的增大，呈先增大后减小的变化趋势，焊接电流为 7 kA 时接头抗剪力最大，约为 4.7 kN。

参考文献 References

[1] Qiu Ranfeng(邱然锋), Hou Longlong(侯龙龙), Li Dan(李丹) et al. *Electric Welding Machine*(电焊机)[J], 2016, 16(7): 13

[2] Chen Shuhai, Zhang Minxin, Huang Jihua et al. *Materials and Design*[J], 2014, 53: 504

[3] Wang Yarong(王亚荣), Fan Yali(樊亚丽), Yu Yang(余洋). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)

- [J], 2018, 47(1): 299
- [4] Ozaki Hitoshi, Ichioka Reiji, Kutsua Muneharu. *Quarterly Journal of the Japan Welding Society*[J], 2007, 25(1): 173
- [5] Manikandan P, Hokamoto K, Fujita M *et al.* *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2008, 195(1-3): 232
- [6] Kahraman Nizamettin, Gulenc Behcet, Findik Fehim. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2005, 169(2): 127
- [7] Kimura M, Lijima T, Kusaka M *et al.* *Materials and Design*[J], 2014, 55: 152
- [8] Prasanthi T N, Sudha C, Ravikirana S *et al.* *Materials and Design*[J], 2015, 88: 58
- [9] Yuan X J, Shen G M, Qin B *et al.* *Materials Characterization* [J], 2008, 59(7): 930
- [10] Kundu S, Chatterjee S, Olson D *et al.* *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2008, 39(9): 2106
- [11] Zhao A S, Yan J C, Wang C W *et al.* *Science and Technology of Welding and Joining*[J], 2008, 13(8): 765
- [12] Pardal Concalo, Ganguly Supriyo, Williams Stewart *et al.* *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*[J], 2016, 86: 1139
- [13] Gao Ming, Chen Cong, Wang Lei *et al.* *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2015, 46(5): 2007
- [14] Wang Ting, Zhang Binggang, Feng Jicai *et al.* *Materials Characterization*[J], 2012, 73: 104
- [15] Zhang Pengxian(张鹏贤), Ma Chiyuan(马驰原), Yu Haiyu(于海宇). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2016, 45(2): 449
- [16] Yildiz Aydan, Kaya Yakup, Kahraman Nizamettin. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*[J], 2016, 86: 1287
- [17] Muralimohan C H, Ashfaq M, Ashiri Rouholah *et al.* *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2016, 47(1): 347
- [18] Yu Xiaohua(于晓华), Dong Xiang(董祥), Li Ruyan(李如燕) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J]. 2017, 46(10): 3156
- [19] Gao M, Mei S W, Wang Z M *et al.* *Science and Technology of Welding and Joining*[J], 2012, 17(4): 269
- [20] Tomashchuk I, Grevey D, Sallamand P. *Materials Science & Engineering A*[J], 2015, 622: 37
- [21] Atasoy Evren, Kahraman Nizamettin. *Materials Characterization*[J], 2008, 59(10): 1481
- [22] Balasunramanian M. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2015, 25(9): 2932
- [23] Лян кишев Н. Translated by Guo Qingwei(郭青蔚). *Metal Binary Phase Diagram Manual*(金属二元系相图手册)[M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2008
- [24] Li Yongbing(李永兵), Lin Zhongqin(林忠钦), Lai Xinmin(来新民) *et al.* *Transactions of the China Welding Institution*(焊接学报)[J], 2006, 27(7): 41
- [25] The Japan Institute of Metals and Materials (日本金属学会). *Metal Data Book*(金属数据手册)[M]. Tokyo: Maruzen Co, Ltd, 1984

Resistance Spot Welding Between Titanium and Mild Steel with an Insert of Nb

Qiu Ranfeng^{1,2}, Li Qingzhe¹, Zhao Yangyang¹, Shi Hongxin^{1,2}

(1. Henan University of Science and Technology, Luoyang 471023, China)

(2. Collaborative Innovation Center of Nonferrous Metals, Henan Province, Luoyang 471023, China)

Abstract: Titanium and Q235 mild steel sheets were welded by resistance spot welding with an insert of 100 μm thick niobium foil. The interfacial microstructure characteristics were analyzed; the effects of welding current on the nugget diameter and tensile shear load of the joint were studied. The results reveal that the niobium foil disconnects during spot welding when the welding current is greater than 8 kA; the nugget is mainly composed of Fe-Ti intermetallic compounds in the case; and that the nugget is mainly composed of Fe-Nb compounds and some solid solution when the niobium foil does not disconnect during spot welding. The tensile shear load of the joint increases and then decreases with the increase of welding current. A maximum tensile shear load of 4.7 kN is obtained at a welding current of 7 kA.

Key words: titanium; niobium; mild steel; resistance spot welding

Corresponding author: Qiu Ranfeng, Ph. D., Professor, School of Materials Science and Engineering, Henan University of Science and Technology, Luoyang 471023, P. R. China, Tel: 0086-379-64231269, E-mail: qiurf1221@163.com