

Ti₂AlNb合金电子束焊接接头的残余应力与再热裂纹*

吴爱萍¹, 李艳军^{1,2}, 赵 玥¹, 李 权³, 朱瑞灿³, 刘 磊¹, 邹贵生¹, 王国庆⁴

(1. 清华大学机械工程系, 北京 100084;

2. 北京无线电测量研究所, 北京 100854;

3. 首都航天机械公司, 北京 100076;

4. 中国运载火箭技术研究院, 北京 100076)

[摘要] 利用数值分析和试验测量方法研究了不同板厚和不同形状 Ti₂AlNb 合金电子束焊接接头的焊接应力, 分析了再热裂纹的产生特点和焊后热处理过程中的组织演变, 讨论了再热裂纹产生的原因。结果表明, 电子束焊缝中心部位承受 3 向拉应力, 纵向残余拉伸应力最大, 超过 1100MPa; 横向拉伸应力较小; 板较薄时厚度方向残余拉伸应力也较小, 但当焊接厚板时焊缝中心厚度方向的残余拉伸应力也很大, 深窄焊缝中可达 1000MPa。同样板厚条件下, 环形焊缝与直线焊缝相比, 周向拉伸应力略小于纵向应力, 但径向拉伸应力远大于横向应力, 尤其是环的直径较小时。再热裂纹的产生与再热过程中晶界析出物及较高的拉伸应力有关, 在加热速度低于一定值, 加热到 700℃ 左右时, 裂纹沿晶界析出层与基体之间的界面产生与扩展。

关键词: Ti₂AlNb 合金; 电子束焊接; 残余应力; 再热裂纹; 焊缝

DOI: 10.16080/j.issn1671-833x.2018.08.026



吴爱萍

工学博士, 教授, 研究方向为新材料及异种材料的连接、焊接过程数值模拟及其应用、先进连接技术。

Ti₂AlNb 合金是新一代 Ti₃Al 基金属间化合物结构材料, 具有优异的综合性能: 高比强度、高蠕变抗力、高断裂韧性及良好的室温塑性, 短时应用温度可达 900℃、长时应用温度可超过 700℃, 在航空航天领域具有非常广阔的应用前景^[1-2]。

在 Ti₂AlNb 合金结构件的制造中, 不可避免地涉及连接问题, 高质量的焊接是实现该材料广泛应用的关键。电子束焊接具有能量密度高、焊缝深宽比大、焊接变形小、焊缝纯度高等特点, 特别适合于焊接钛合金等活性材料^[3-4]。但是, 电子束焊接高强度钛合金尤其是焊接厚板时, 接头中将产生很高的焊接应力^[5], 严重时会导致接头中裂纹的产生。此外, Ti₂AlNb 合金电子束焊接接头组织不稳定, 焊后一般需要进行稳定化热处理^[6], 而在热处理时高残余应力的

Ti₂AlNb 合金焊接接头中容易产生再热裂纹^[7]。因此焊接应力和接头再热裂纹问题是 Ti₂AlNb 合金电子束焊接的关键问题。然而, 目前关于 Ti₂AlNb 合金焊接的研究主要集中在薄板的可焊性研究, 局限于研究接头组织及力学性能^[8-13], 对焊接应力的研究还鲜有报道; 对焊接接头再热裂纹的研究虽有报道, 但对其产生原因和规律并未有明确的认识^[7]。

本文利用数值分析和试验测量方法研究不同板厚、不同焊道形状, 以及不同焊缝形状的 Ti₂AlNb 合金电子束焊接接头中的残余应力, 研究了再热裂纹产生的规律和焊缝组织在焊后热处理过程中的演变规律, 分析了再热裂纹产生的机理。

试验与数值分析条件

试验及分析的焊接母材由钢铁

* 基金项目: 航天科技—院高校联合创新基金项目 (CALT201209, CALT201309)。

研究总院供货,是名义成分为Ti-22Al-25Nb(%)的冷轧板材,厚度分别为5mm和20mm,其中厚度5mm的试件尺寸为100mm×100mm×5mm;厚度20mm的试件尺寸为100mm×200mm×20mm。冷轧板材随温度变化的热物理性能和机械性能如图1所示,其中20~900℃范围的数据来自钢铁研究总院高温材料研究所,900℃以上高温数据采用外推法获得,材料密度为5.3g/cm³,熔点为1750~1777℃。电子束焊机为GENOVA 98,焊道形状及焊接工艺参数如表1所示,焊道形状包括直线焊道和直径为20mm的圆环焊道。焊后热处理在真空中进行,温度分别为700℃、800℃、850℃、900℃,加热速度20℃/min,保温60min,随炉冷却。残余应力采用轮廓法进行测量,焊接变形采用Global plus三坐标测量仪进行测量。

在横截面金相试样上观察和测量焊缝轮廓,金相试样按常规方法制备,腐蚀液为1:3:5的氢氟酸、硝酸、双氧水溶液。焊接试样热处理前先用Olympus SZ61体视镜观察接头表面裂纹,再在两个典型位置(准稳态区和收弧区)切取并制备横截面金相试样,之后采用Olympus BX51M光学金相显微镜观察接头内部裂纹情况及组织形貌。进一步采用扫描电子显微镜(SEM, ZEISS Supra 55场发射扫描电镜)对接头组织及裂纹进行高倍观察。采用EBSD观察焊缝组织晶粒,其试样经机械研磨和抛光后最终采用离子抛光制备,EBSD扫描区域800μm×600μm,扫描步长为2μm。采用XRD方法分析焊缝热处理前后的物相组成,分析试样沿焊缝纵向线切割,分析面为3mm×4mm,表面经过砂纸逐级磨平,XRD扫描步长为0.02°,每步0.5s,衍射角(2θ)扫描范围为25°~100°。采用透射电子显微镜(TEM)进一步分析焊缝的微观组织

形貌和相结构,试样经过线切割、机械减薄和离子束减薄制备,TEM观测在Tecnai G2 F20 S-TWIN(200kV)场发射透射电子显微镜上进行。

有限元分析都是按照实际试样尺寸建立三维实体模型,焊缝及近缝区单元划分密,宽度方向单元边长<0.15mm、长度方向边长<0.5mm,5mm板的厚度方向划分10层,20mm厚的板分20层。电子束焊接在真空中进行,故只考虑垫板散热和热辐射,与垫板接触的面考虑接触传热、其他表面为辐射散热边界。另外,熔池区域的对流传热通过增大热传导系数等效到热传导中。电子束焊接热源采用高斯面热源和高斯圆锥台体热源组成的热源模型表达,热源参数根据焊缝及热影响区的尺寸反复试算确定。焊接时为无拘束自由焊,应力分析时只限制模型的刚性转动和平移。

结果与讨论

1 焊接数值模拟结果的验证

几种接头横截面焊缝形状的计

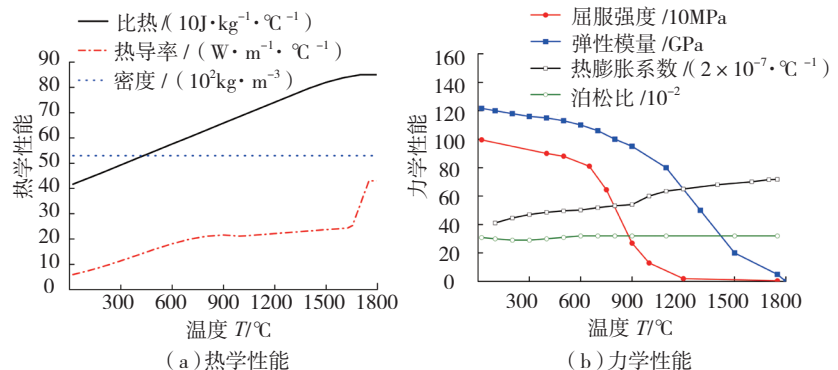


图1 Ti₂AlNb合金随温度变化的性能参数

Fig.1 Temperature-dependent properties of Ti₂AlNb alloy

表1 电子束焊接工艺参数

板厚/mm	焊道形状及条件	电压 U/kV	束流 I _b /mA	聚焦位置	焊接速度 v/(mm·min ⁻¹)
5	直线焊道	60	25	表面	1000
5	圆形焊道 Φ=20mm	60	16	表面	500
20	直线焊道 A	60	45	表面	400
	直线焊道 B	80	40		400
	直线焊道 C	100	35		400
	直线焊道 D	120	38	入焦	400

上可以反映实际情况,可以用于研究不同焊接条件下的应力变化情况。

2 焊接残余应力

5mm 厚的直线焊缝焊后残余应力在横截面的分布如图 5 所示。拉应力主要分布在焊缝及其临近区域,最大应力在焊缝中心。纵向残余拉伸应力最高超过 1200MPa; 横向拉伸应力相对较小,最大拉应力在焊缝厚度中心,只有 200MPa 左右,焊缝正表面横向残余应力为压应力; 厚度

方向的残余应力相对也较小,最大拉应力 290MPa 左右,同样也是焊缝厚度中心的拉应力最大。

5mm 厚直径为 20mm 圆形焊缝残余应力在正面及横截面的分布如图 4 (周向应力) 和图 6 (径向应力和厚度方向应力) 所示。同样,最大残余拉应力主要分布在焊缝及其临近区域。周向应力分布: 焊缝及圆环内为拉伸应力、圆环外为压应力,最高拉伸应力在焊缝,超过 1100MPa ;

径向应力: 焊缝及圆环内主要为拉伸应力,压应力主要分布在圆环外,最高拉伸应力在焊缝中心,超过 700MPa; 厚度方向应力相对较小,主要分布在焊缝及其临近区域,焊缝内部应力大,最大拉伸应力在 280MPa 左右。与同板厚熔透直线焊缝相比 (图 5), 环形焊缝周向最大拉伸应力略小,但径向拉伸应力很大,厚度方向应力相近。

不同规范焊接的、焊缝形状不同的 20mm 厚板直线焊缝的焊接残余应力在横截面的分布如图 7 所示。残余应力的分布与 5mm 厚度直线焊缝的相似: 拉伸应力主要分布在焊缝及其临近区域,纵向残余拉伸应

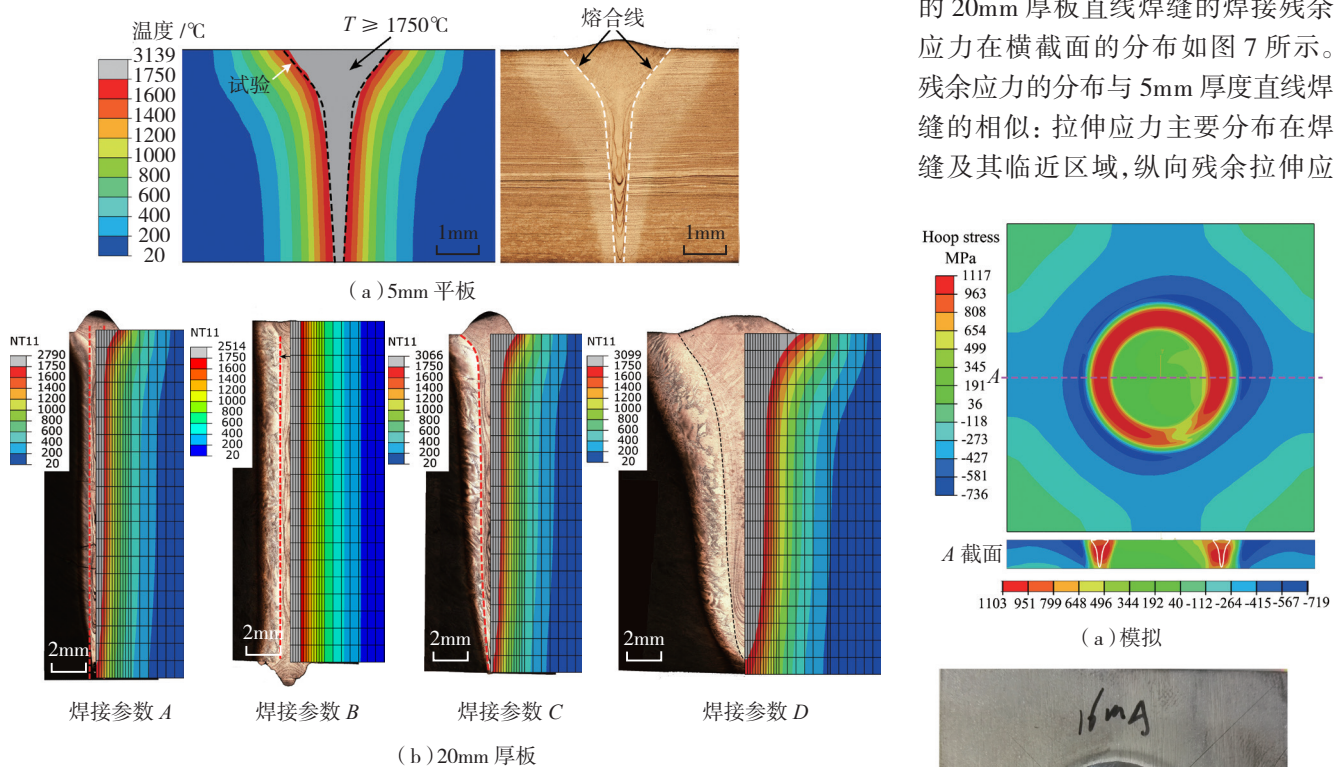


图2 直线焊缝横截面形状的计算结果与实测结果

Fig.2 Comparison of fusion zones between experiment and FEM of straight beads

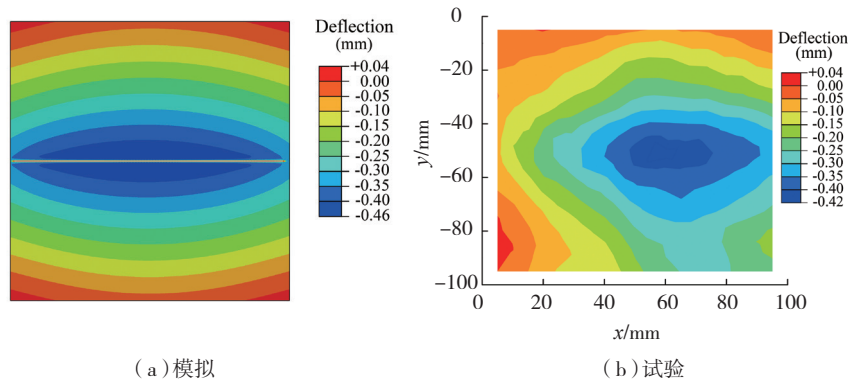


图3 5mm厚对接平板焊接变形的计算与测量结果

Fig.3 Comparison of deflection distributions between simulation and experiment in 5mm-thickness joint

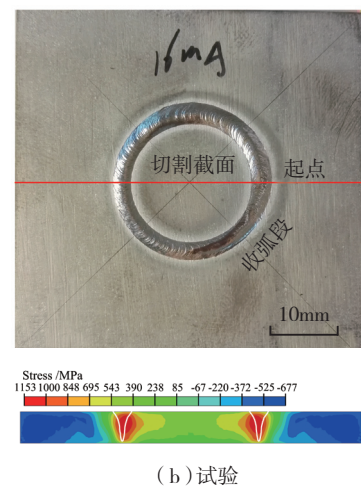


图4 5mm厚环形焊道周向应力在横截面分布的计算与测量结果

Fig.4 Comparison of hoop stress distributions between simulation and experiment in 5mm-thickness circular joint

力很大,最大超过 1400MPa; 横向残余拉伸应力相对较小,最大不超过 400MPa; 但是,厚度方向的残余拉伸应力远大于 5mm 厚的直线焊缝,窄小焊缝厚度方向的残余拉伸应力可超过 1000MPa。焊缝越宽,纵向和横向残余拉伸应力越大; 但厚度方向的残余拉伸应力却随着焊缝宽度的增大而略有减小: 即宽焊缝纵向和横向残余拉伸应力大,厚度方向残余拉伸应力略小。

不同板厚和不同焊道形状的焊接接头中产生的 3 向拉伸应力的最大值汇总于表 2, 可以清楚地看出, Ti_2AlNb 合金电子束焊接接头中, 纵向/周向残余拉伸应力很大, 基本都超过 1100MPa; 同板厚环形焊缝与直线焊缝相比, 纵向残余拉伸应力略小, 但焊缝中的径向残余拉伸应力较横向拉伸应力大, 两种焊道在厚度方向的

残余拉伸应力相近; 而同为直线焊道时, 厚板接头中厚度方向的残余拉伸应力远高于板较薄时接头中的应力。

3 再热裂纹

3.1 再热裂纹的产生规律

5mm 厚度圆形焊道接头焊后在 700~900℃ 范围内进行稳定化处理, 接头中均出现了裂纹(图 8), 不仅在焊接起始和终止位置有裂纹出现, 在稳定焊接的位置也发现裂纹。800℃ 以上热处理的接头中表面就可见裂纹, 而且有裂纹的焊缝长度达到整条焊道的 3/4; 700℃ 热处理的接头中表面可见裂纹较少, 但横截面均可见裂纹存在。

然而, 同样焊接条件下的焊态接头, 不仅表面未见裂纹、解剖检查焊道起始和终止位置以及稳定焊接位置的横截面, 均未发现裂纹(图 9)。

为明确裂纹在热处理过程中产

生的阶段, 将同样条件的接头以同样的加热速度加热到 800℃, 不保温直接冷却, 结果发现接头中同样出现裂纹, 说明裂纹出现在加热阶段。为进一步明确裂纹出现的温度, 将同样条件焊接的接头以同样的加热速度分别加热到 400℃、500℃、600℃、700℃, 不保温直接冷却, 加热到 400℃、500℃、600℃ 的接头中没有发现裂纹, 而加热到 700℃ 不保温的接头中出现裂纹(图 10), 说明再热裂纹在加热过程中达到 700℃ 左右时出现。

再热裂纹的产生一般与加热速度相关, 为明确加热速度的影响, 以不同加热速度将接头加热到 800℃ 后不保温直接冷却, 检查热处理后的接头(图 11), 发现加热速度小于 70℃/min 的接头中均有裂纹产生, 而加热速度达到和超过 80℃/min 的接头中没有出现裂纹。值得注意的是, 观察接头横截面和正面裂纹分布, 发现裂纹都是沿晶界分布(图 12)。

综合上述结果, 5mm 厚度板圆形焊道接头中再热裂纹出现的规律是: 以低于 70℃/min 的加热速度加热到 700℃ 左右时出现再热裂纹, 裂纹都是沿晶界分布; 加热速度达到和超过 80℃/min 或者加热温度低于 700℃ 的接头中不会出现再热裂纹。

3.2 再热裂纹产生的原因分析

研究上述试验结果发现, 裂纹都是沿晶界分布, 因此在电镜下检查不同条件下焊缝组织的晶界, 发现 5mm 厚度板环形焊道出现裂纹的焊缝组织中, 晶界都出现了析出层(图 13); 而无裂纹的焊缝中, 包括焊态下的焊缝, 加热速度超过 70℃/min 的焊缝和加热温度低于 700℃ 的焊缝中, 晶界均无析出层。电镜下观察还发现, 裂纹出现在析出层与基体之间的界面(图 13(f))。

用 XRD 和 EBSD 分析焊态下的焊缝, 结果均表明焊缝主要由 B_2 相

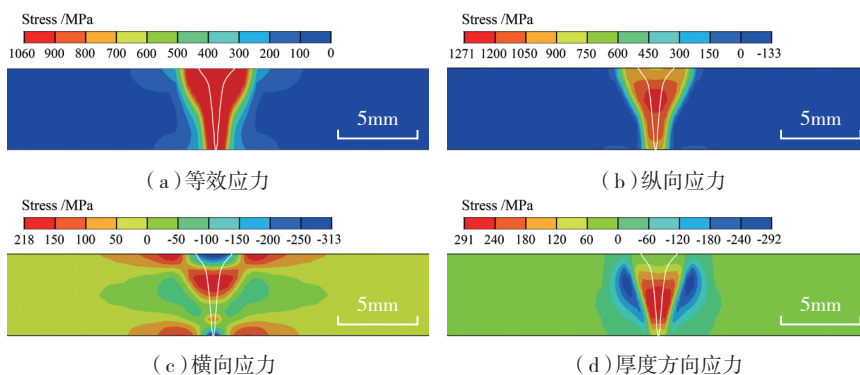


图5 5mm厚直线焊缝焊接残余应力在横截面的分布(计算结果)

Fig.5 Residual stresses distributions on cross-section of 5mm-thickness straight weld (simulation)

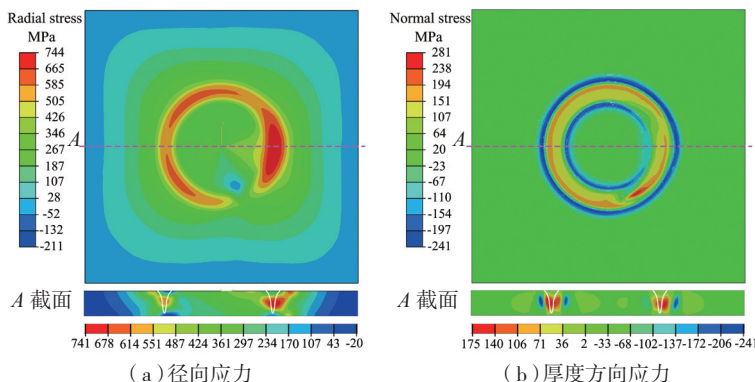


图6 5mm厚环形焊缝焊接残余应力在法向截面及横截面的分布(计算结果)

Fig.6 Residual stresses distributions on normal-section and cross-section of 5mm-thickness circular weld (simulation)

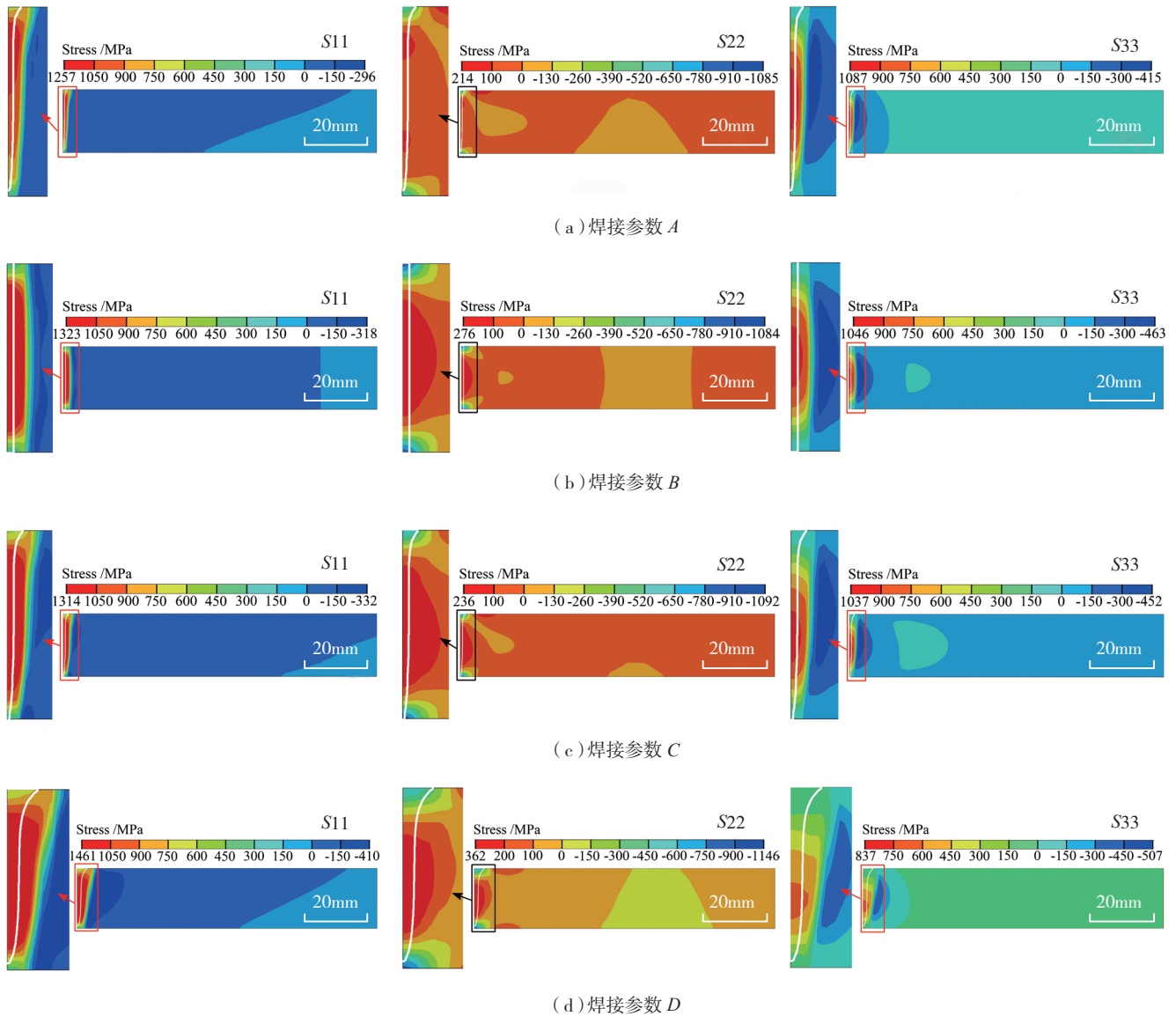


图7 20mm厚度的直线焊缝焊接残余应力在横截面的分布 (计算结果)

Fig.7 Residual stresses distributions on cross-section of 20mm-thickness straight weld (simulation)

表2 不同板厚和不同焊道形式的接头中产生的最大拉伸应力 MPa

板厚及焊道形状	纵向 / 周向	横向 / 径向	厚度方向
5mm 直线	1271	218	291
5mm 环形	1117	744	281
20mm 直线	1257~1461	214~362	837~1087

组成,还有少量的O相和极少的 α_2 相(图14);透射电镜下观察焊态下的焊缝,晶界无析出物,基体主要由 B_2 相组成(图15)。在透射电镜下观察出现再热裂纹的焊缝组织,发现晶界析出层由 $O+B_2$ 双相组织组成,

基体主要是O相,如图16所示;而加热速度快、无再热裂纹产生的焊缝中,晶界无析出层,基体同样主要是由O相组成,见图17。

组织观察结果表明,焊态下的焊缝主要由 B_2 相组成,热处理后基体转变为以O相为主的组织,加热速度较慢时,晶界有 B_2+O 双相析出,快速加热时晶界无析出,而再热裂纹出现在晶界有析出的焊缝中,沿着析出层与基体间的界面产生。因此再热裂纹是伴随着热处理过程中基体组织由 B_2 相转变为O相、晶界析出

B_2+O 相而产生。

焊态接头经过不同加热速度加热到不同温度后立即冷却的焊缝XRD测试结果如图18所示。可见,加热到 600°C 以下时,焊缝区 B_2 相的衍射线强度很高,而O相的衍射线强度随着温度升高略有增强,说明焊缝区仍然以 B_2 相为主,且发生了 $B_2 \rightarrow O$ 相转变使O相含量增加;当热处理温度为 700°C 时,焊缝区 B_2 相的衍射线强度很弱,而O相的衍射线较强,说明该温度下热处理后焊缝区 B_2 相组织几乎全部转变为O相,

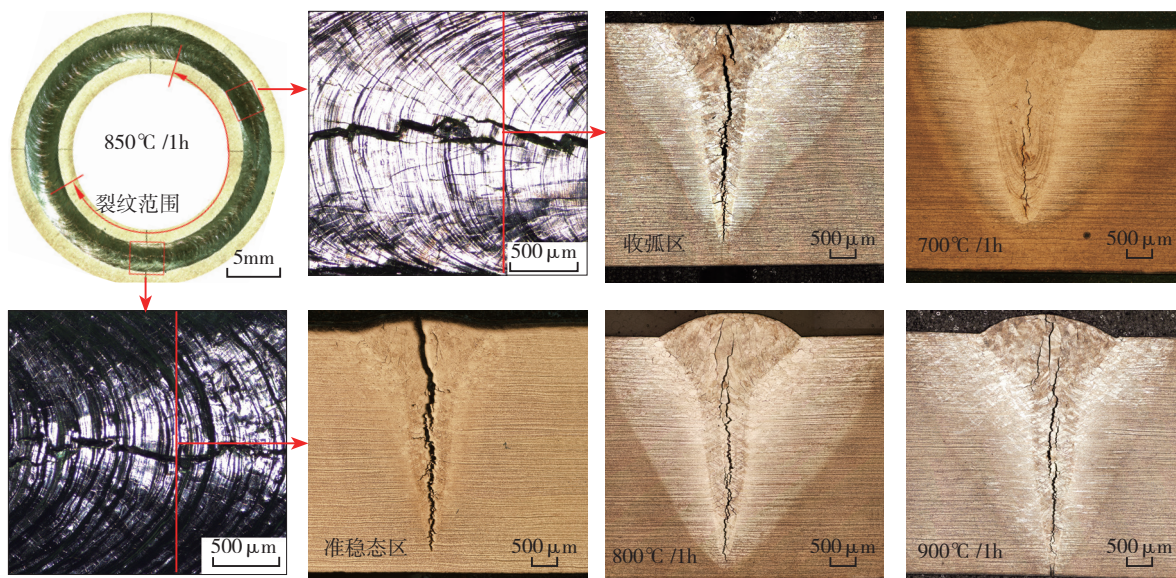
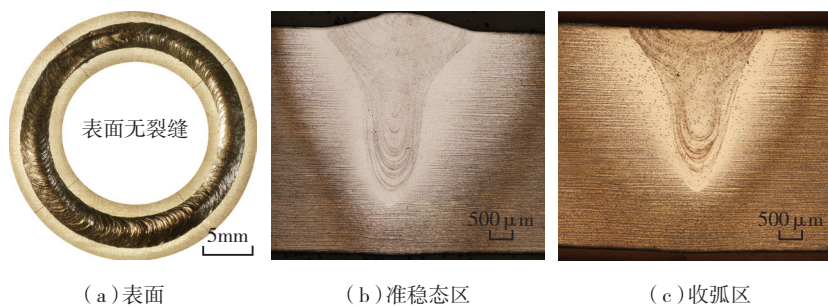


图8 稳定化处理后的5mm厚度板圆形焊道接头中的裂纹

Fig.8 Cracks in the 5mm-thickness circular welds after stabilizing heat treatment



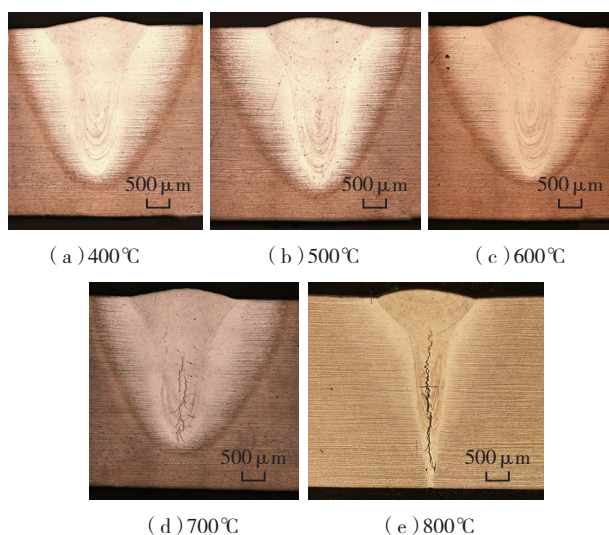
(a) 表面

(b) 准稳态区

(c) 收弧区

图9 焊态接头表面及横截面形貌

Fig.9 Profiles on the top surface and cross-section of as-welded joint



(a) 400°C

(b) 500°C

(c) 600°C

(d) 700°C

(e) 800°C

图10 加热到不同温度不保温接头中的裂纹检查结果

Fig.10 Cracks examination of the joints after heat treatment at different temperatures

强度略有增强,说明在 700~800℃升温过程中,又重新有 B_2 相析出。但是,当升温速度加快至 90℃/min 时,800℃不保温立即冷却后焊缝区 B_2 相的衍射线强度很弱,表明升温速度对 O 相中析出 B_2 相的过程有重要影响。

由 Ti_2AlNb 合金的相图(图 19^[14])可知,对于本文的 $Ti-22Al-25Nb$ (%) 合金,640℃左右以下为 O 相单相区,640~900℃温度范围为 B_2+O 双相区。电子束焊接接头由于冷却速度很快,焊态接头的焊缝主要为高温快速冷却保留的 B_2 相,升温过程中经过 O 相单相区时, B_2 相组织发生 $B_2 \rightarrow O$ 相转变,且该转变过程不引起成分变化, B_2 相通过 (111) (110) 位移波切变形成 B19 过渡相再经过原子进一步有序排列形成 O 相,因此该转变过程很快,而且可以完全转变^[15]。因此,本文研究中以不同升温速度将接头加热至 700℃时,焊缝区的 B_2 相组织都几乎完全转变为 O 相, B_2 相含量很低。当 B_2 相完全转变为 O 相之后,温度继续升高,则进入 B_2+O 双相区,将发生分解反应 $O \rightarrow B_2+O$,且 B_2 相与 O 相之间满足位向关系: $(001)O // (011)B_2$ 、 $(111)B_2 //$

而且升温速度加快至 90℃/min,结果类似,说明升温速度对 $B_2 \rightarrow O$ 相转变过程影响很小;当热处理温度继续升高至 800℃时, B_2 相的衍射线

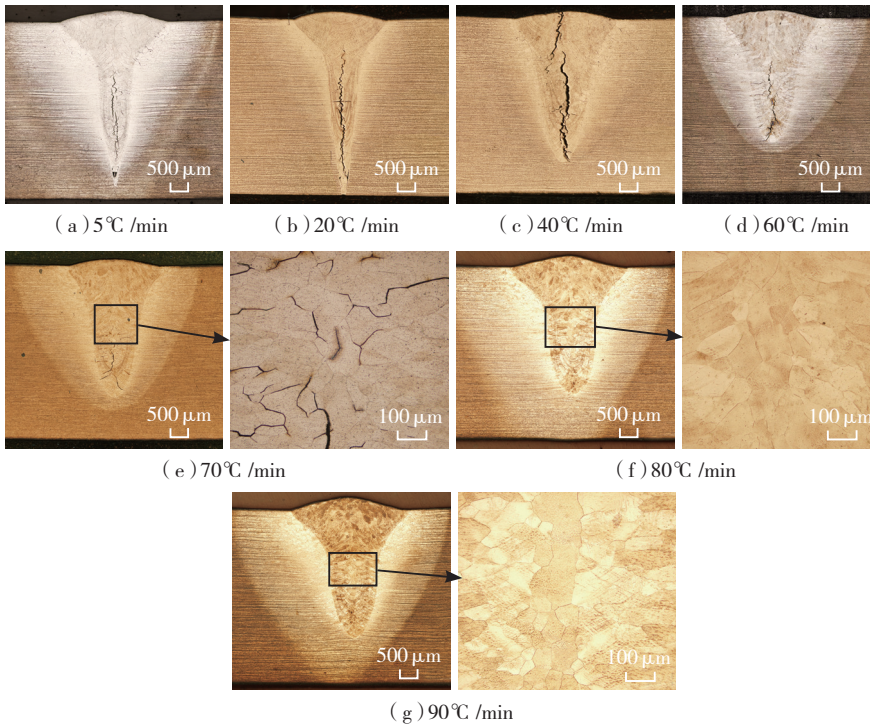


图11 加热速度对裂纹产生的影响 (800℃、不保温)

Fig.11 Effect of heating rate on cracking (heating up to 800℃ without holding time)

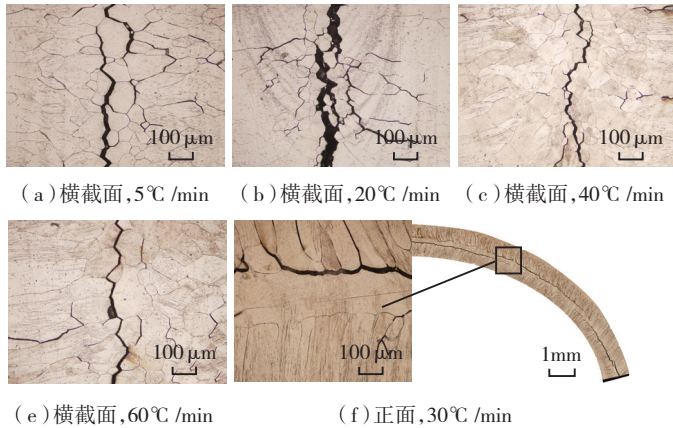


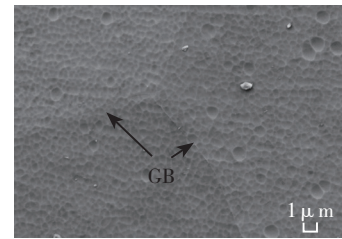
图12 裂纹沿晶界分布

Fig.12 Crack distribution along grain boundary

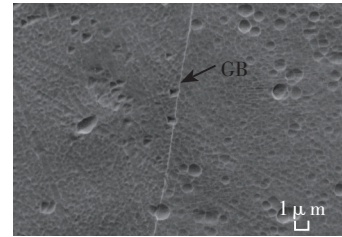
(110)O^[15]。当升温速度足够快时,在升温阶段O相的分解反应受到抑制,如本文以80℃/min和90℃/min的升温速度将接头加热至双相区立即冷却后,焊缝区组织主要为O相,B₂含量很低。总之,Ti₂AlNb合金焊缝在进行热处理时,加热过程中先经过O相单相区发生切变型的B₂→O转变,此转变基本上不受加热速度的影响,然后继续升温至B₂+O双相区时,O相将发生分解反应O→B₂+O,此分解反应与加热速度有关,快速加热

会抑制分解反应。

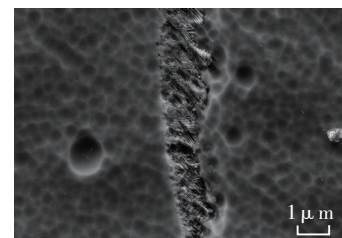
结合上述焊态接头加热过程中焊缝组织的转变规律和再热裂纹产生规律及其与晶界组织的关系,分析再热裂纹产生的冶金原因:接头中由高温快速冷却保留到室温的不稳定B₂相,在加热过程中先经过切变方式转变为O相,再以较慢速度加热到B₂+O双相区(超过640℃)时,在晶界析出B₂+O相,由于O相和B₂相结构差异大,且两者变形能力也不同,因此双相析出层与基体O相组



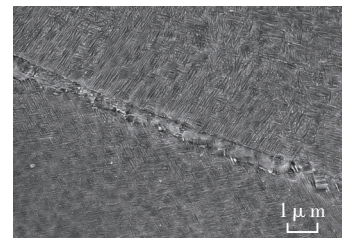
(a) 焊态



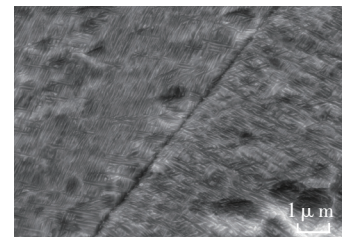
(b) 600℃ -0min-10℃/min



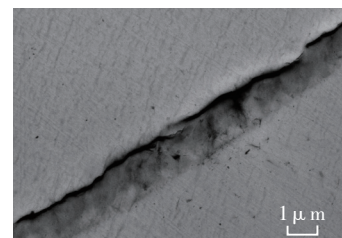
(c) 800℃ -0min-20℃/min



(d) 800℃ -0min-60℃/min



(e) 800℃ -0min-80℃/min



(f) 晶界裂纹

图13 晶界SEM微观形貌
Fig.13 SEM micrograph of grain boundary

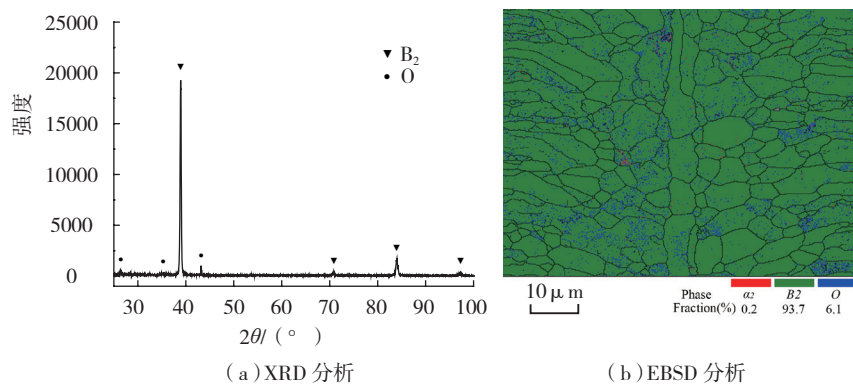


图14 焊态下焊缝组织分析

Fig.14 Microstructure examination of fusion zone under as-welded condition

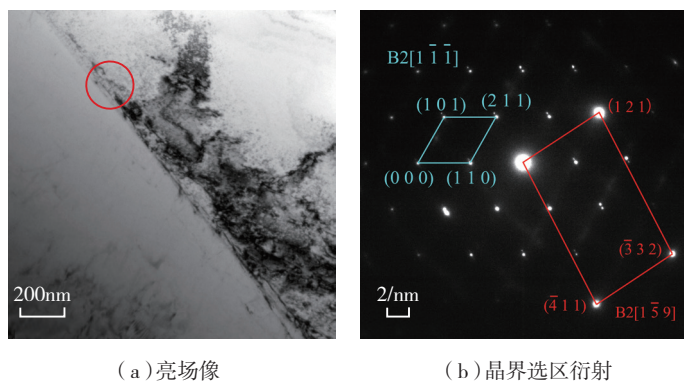


图15 焊态焊缝晶界与基体组织的TEM结果

Fig.15 TEM micrograph of weld metal under as-weld condition

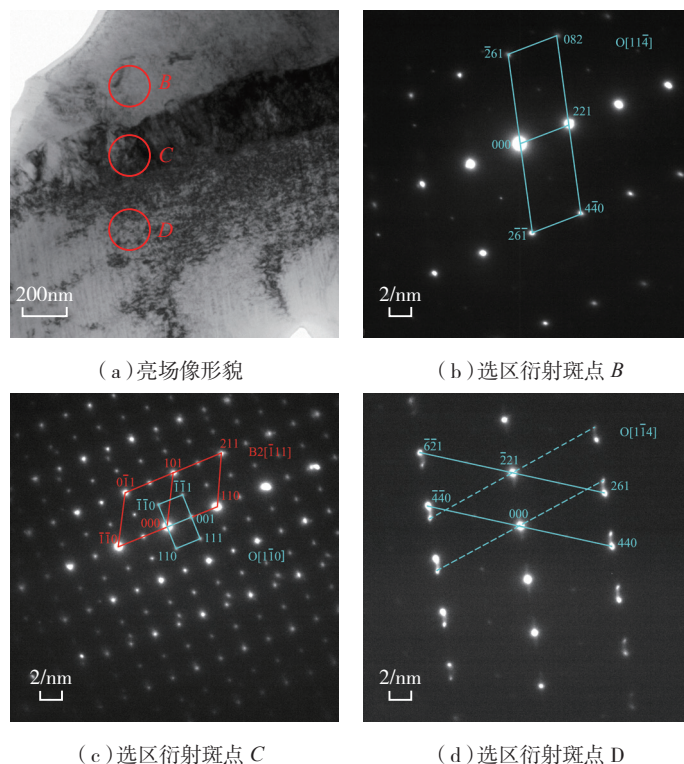
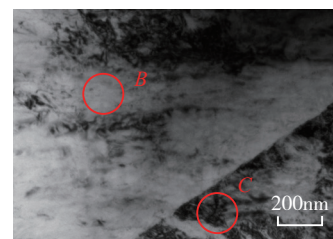
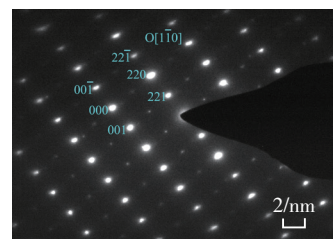


图16 800°C-0min-20°C/min热处理的焊缝区TEM

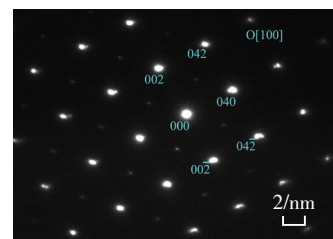
Fig.16 TEM micrographs of the weld metal under 800°C-0min-20°C/min heat treatment condition



(a) 亮场像形貌



(b) 选区衍射斑点 B



(c) 选区衍射斑点 C

图17 800°C-0min-90°C/min 热处理后焊缝区TEM分析

Fig.17 TEM micrographs of the weld metal under 800 °C-0min-90°C/min heat treatment condition

织界面容易产生应力集中,导致晶界弱化,容易产生再热裂纹;而当升温速度超过一定临界值时,晶界上无双相析出层形成,晶界弱化不严重,不易产生再热裂纹。

而进行同样热处理、同样厚度的直线焊缝,晶界同样也有析出,但焊缝中并无再热裂纹产生(图20),说明焊后热处理时焊缝组织转变、晶界析出只是产生再热裂纹的冶金原因,再热裂纹的产生还与应力相关。

图5、图6和表2的应力分析结果均表明,同样板厚的环形焊道与直线焊道相比,其周向和厚度方向的残余拉伸应力与直线焊道相当,但径向残余拉伸应力远高于直线焊道的横向拉伸应力,因此环形焊道的残余应力更接近于双向拉伸应力状态,有利于裂纹的形成。再热裂纹宏观上主

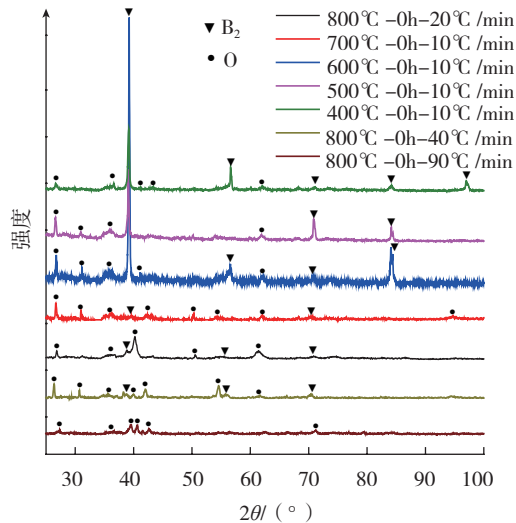


图18 热处理后焊缝组织的XRD分析结果

Fig.18 XRD patterns of the weld metal under different heat-treatment conditions

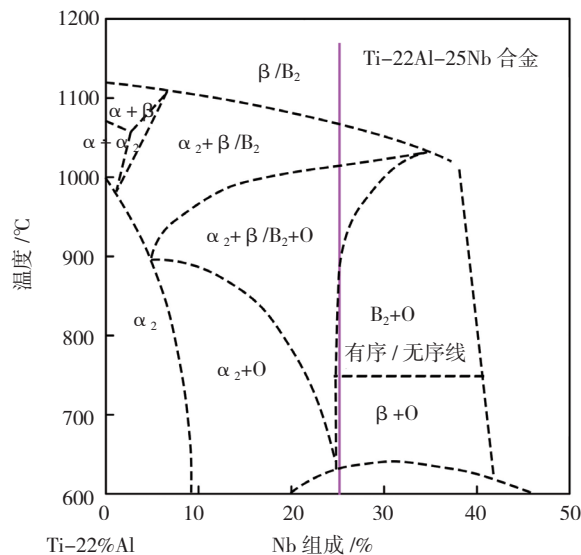
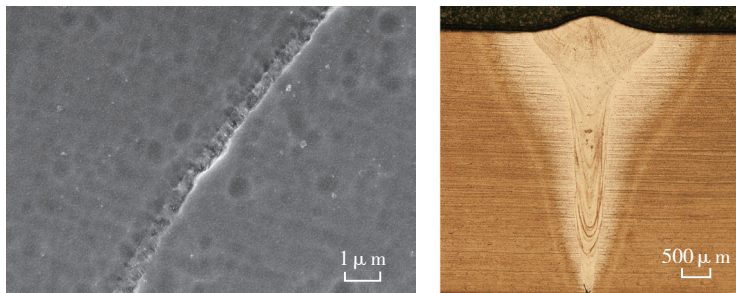


图19 Ti-22%Al-Nb伪二元相图

Fig.19 Phase diagram of Ti-22Al-Nb alloys



(a) 晶界析出

(b) 横截面形貌

图20 5mm板厚直线焊道800°C-0min-20°C/min热处理后焊缝的晶界析出与横截面形貌

Fig.20 Intergranular precipitation and microstructure of fusion zone of 5mm-thickness plate straight weld after 800°C-0min-20°C/min heat-treatment

要沿垂直于径向的方向分布而微观余拉伸应力大是再热裂纹产生的力学因素。上沿晶界分布,因此环形焊道径向残

综合冶金和应力两方面因素, Ti₂AlNb 合金电子束焊接头热处理过程中再热裂纹的形成原因为: 焊缝区 B₂ 组织在经过 O 相单相区时将经过切变方式完全转变为 O 相,再以低于一定临界值的加热速度继续升温至 B₂+O 双相区时,在晶界形成 B₂+O 双相析出层, O 相和 B₂ 相结构性能差异大,导致析出层与基体之间的界面弱化,在高的残余拉伸应力作用下,界面应力超过其结合强度而产生再热裂纹,裂纹沿着界面扩展。

结论

Ti₂AlNb 合金电子束焊接接头中,纵向/周向残余拉伸应力很大,超过 1100MPa; 同板厚环形焊缝与直线焊缝相比,纵向和厚度方向的残余拉伸应力相近,但径向残余拉伸应力远大于直线焊道的横向拉伸应力; 同为直线焊道时,厚板接头中厚度方向的残余拉伸应力远高于板较薄时接头中的应力,最大可超过 1000MPa; 厚板接头中焊缝较宽时纵向和横向残余拉伸应力较大,但厚度方向的残余拉伸应力相对较小。

Ti₂AlNb 合金电子束焊接接头中再热裂纹出现的规律: 残余拉伸应力高的接头以低于 70°C/min 的加热速度加热到 700°C 左右时出现再热裂纹,裂纹沿晶界分布; 加热速度达到和超过 80°C/min 或加热温度低于 700°C 的接头中不会出现再热裂纹; 残余拉伸应力相对较低的接头热处理时不会出现再热裂纹。

Ti₂AlNb 合金电子束焊接接头中再热裂纹形成的原因为: 升温过程中,焊缝区 B₂ 组织转变为 O 相,晶界处形成 B₂+O 双相析出层,在高的残余拉伸应力作用下, O 相基体与双相析出层的界面应力超过其结合强度而产生再热裂纹。

参考文献

- [1] 董智军. Ti₂AlNb 基合金激光焊

接特性研究[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2012.

DONG Zhijun. Study on characteristics of laser welded Ti₂AlNb-based alloys[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2012.

[2] CHEN W, LI J W, XU L, et al. Development of Ti₂AlNb alloys: opportunities and challenges[J]. *Advanced Materials & Processes*, 2014, 172(5): 23–27.

[3] WANG S Q, LIU J H, CHEN D L. Tensile and fatigue properties of electron beam welded dissimilar joints between Ti–6Al–4V and BT9 titanium alloys[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2013, 584: 47–56.

[4] SABOL J C, PASANG T, MISIOLEK W Z, et al. Localized tensile strain distribution and metallurgy of electron beam welded Ti–5Al–5V–5Mo–3Cr titanium alloys[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2012, 212(11): 2380–2385.

[5] 李艳军, 赵玥, 吴爱萍, 等. Ti₂AlNb合金电子束熔透焊的数值模拟[J]. *稀有金属材料与工程*, 2017, 46(5): 1341–1345.

LI Yanjun, ZHAO Yue, WU Aiping, et al. Numerical simulation for full-penetration electron beam welding of Ti₂AlNb alloy[J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2017, 46(5): 1341–

1345.

[6] CHEN W, CHEN Z Y, WU C C, et al. The effect of annealing on microstructure and tensile properties of Ti–22Al–25Nb electron beam weld joint[J]. *Intermetallics*, 2016, 75: 8–14.

[7] CAI D, CHEN J, MAO X, et al. Reheat cracking in Ti₂AlNb alloy resistance spot weldments[J]. *Intermetallics*, 2013, 38: 63–69.

[8] ZOU G, XIE E, BAI H, et al. A study on transient liquid phase diffusion bonding of Ti–22Al–25Nb alloy[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2009, 499(1/2): 101–105.

[9] CHEN X, XIE F Q, MA T J, et al. Effects of post-weld heat treatment on microstructure and mechanical properties of linear friction welded Ti₂AlNb alloy[J]. *Materials & Design*, 2016, 94: 45–53.

[10] CHEN Y, ZHANG K, HU X, et al. Study on laser welding of a Ti–22Al–25Nb alloy: microstructural evolution and high temperature brittle behavior[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2016, 681: 175–185.

[11] ZHANG K Z, NI L C, LEI Z L, et al. Microstructure and tensile properties of laser welded dissimilar Ti–22Al–27Nb and TA15 joints[J]. *International Journal of Advanced*

Manufacturing Technology, 2016, 87(5–8): 1685–1692.

[12] LEI Z L, DONG Z J, CHEN Y B, et al. Microstructure and tensile properties of laser beam welded Ti–22Al–27Nb alloys[J]. *Materials & Design*. 2013, 46: 151–156.

[13] TAN L J, YAO Z K, ZHOU W, et al. Microstructure and properties of electron beam welded joint of Ti–22Al–25Nb/TC11[J]. *Aerospace Science and Technology*, 2010, 14(5): 302–306.

[14] BOEHLERT C J, MAJUMDAR B S, SEETHARAMAN V, et al. Part I. The microstructural evolution in Ti–Al–Nb O+BCC orthorhombic alloys[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 1999, 30(9): 2305–2323.

[15] MURALEEDHARAN K, NANDY T K, BANERJEE D, et al. Transformations in a Ti–24Al–15Nb alloy: Part II. A composition invariant β₀→O transformation[J]. *Metallurgical Transactions A*, 1992, 23(2): 417–431.

通讯作者: 王国庆, 中国运载火箭技术研究院研究员, 研究方向为航天大型复杂金属构件成形、连接、装配集成技术及特种装备, E-mail: wangqq@spacechina.com。

Residual Stresses and Reheat Cracking of Ti₂AlNb Electron Beam Welded Joints

WU Aiping¹, LI Yanjun^{1,2}, ZHAO Yue¹, LI Quan³, ZHU Ruican³, LIU Lei¹, ZOU Guisheng¹,
WANG Guoqing⁴

(1. Department of Mechanical Engineering, Tsinghua University, Beijing 100084, China;

2. Beijing Institute of Radio Measurement, Beijing 100854, China;

3. Capital Aerospace Machinery Company, Beijing 100076, China;

4. China Academy of Launch Vehicle Technology, Beijing 100076, China)

[ABSTRACT] The welding residual stresses were investigated with both experimental and numerical simulation methods, and the mechanism of the reheat cracking in Ti₂AlNb EBW joint was also discussed with inspections on the characteristics of the cracks and the microstructures evolution during the heat treatments. The results showed that the EBW weld center suffered tensile stresses in three directions. The longitudinal tensile stress was the dominating tensile stress, which is more than 1100MPa, the tensile stresses in transverse and thick directions had small values, except the plate is thick plate. Compared with the straight welds, the circular welds had lower hoop tensile stress, while higher radial tensile stress, especially in the small diameter circular weld. The formation of the reheat cracks was responsible to the precipitation layer at the grain boundary and the higher tensile residual stresses. The cracks were created and propagated along the interface between the precipitation layer and the matrix. The precipitation appeared when heating up to about 700°C with the heating rate below a critical value.

Keywords: Ti₂AlNb alloy; EBW; Welding residual stress; Reheat cracking; Weld joint

(责编 李丹)