V5Cr5Ti 与 HR-2 电子束熔焊接头微观结构与力学性能

李玉斌,何建军,王 巍, 杨国华,任毅涛,杨 龙

(中国工程物理研究院，四川 绵阳 621907)

摘 要：采用OM、XRD、TEM等分析手段和力学测试方法，研究了钒合金(V5Cr5Ti)与HR-2电子束焊接接头的微观结构与力学性能。研究表明：电子束焦点偏移结合斜I型对接坡口，控制焊缝V5Cr5Ti体积熔合比小于15%可实现V5Cr5Ti与HR-2异种材料无缺陷熔焊连接，接头抗拉强度约400 MPa，断口呈现典型的混合型特征。V5Cr5Ti/HR-2接头焊缝边缘相结构取决于其区域V原子的富集程度，富集程度低，生成Fe-Cr体心立方固溶体，V原子以置换晶格中Fe原子形式存在；富集程度高，则形成$Fe_{0.1}Ti_{0.18}V_{0.72}$、$V_2Cr_2Fe$金属间化合物。焊缝中心区域相结构与熔合比无关，皆生成Fe-Cr体心立方固溶体；V5Cr5Ti/HR-2焊缝热、冷裂纹影响因素一是因焊缝生成富钒金属间化合物，二是接头在整个焊接热循环期间将承受较大焊接热应力及其随后的残余应力。

关键词：V5Cr5Ti；HR-2；真空电子束焊；熔合比；微观结构；金属间化合物

中图法分类号：TG146.4$^+$13 **文献标识码：**A **文章编号：**1002-185X(2018)11-3365-07

钒[1,2]是典型的低活性金属，既有抗辐照损伤性能强等优点，也有低拉伸强度、高温易于氧化、氢环境中易于吸氢变脆等缺点。钒合金化，可提升金属钒的强度(固溶强化)，消除其氢脆特性，增强抗高温氧化的能力，弥补钒在工程应用中的不足。本世纪初，以聚变反应堆结构材料开发为牵引，钒基合金体系研究取得了重大进展，而其中V-Cr-Ti系合金尤为引起关注，钒中添加铬(Cr)元素可强化合金，使合金具有优异的抗高温蠕变性能和耐蚀性能,添加合金元素钛(Ti)则可显著改善合金抗中子辐照损伤的能力，并且这2种元素在中子辐照后，诱生的放射性核素要么半衰期短，要么放射性强度弱[3]。因此，V(4-5)Cr(4-5)Ti成为国际热核实验堆中的测试包层、聚变能示范堆的第1壁候选结构材料[4-8]。

作为金属材料的重要加工手段，任何一种结构材料的开发应用,都不可回避对其焊接加工性能的认识，钒合金也不例外。文献[9,10]显示在进行钒合金同种材料焊接性能研究的同时，基于结构和经济等因素，也有学者围绕钒合金与另一种重要核结构材料——不锈钢的异种材料焊接性能开展了相关研究。Evtikhin等[11,12]分别采用多种焊接方法进行了V4Cr4Ti与不锈钢焊接性能研究，他们研究发现二者直接熔焊形成的接头质量可靠性较难保证，存在焊接裂纹倾向；以Cu、AuNi、AuNiPd等为过渡材料的钎焊能实现V4Cr4Ti与304不锈钢有效连接，但接头的抗拉强度都低于被焊基材[13,14]。国内针对钒合金与不锈钢的焊接研究还处于起步阶段。最近，王亚荣等[15-17]先后采用熔-钎焊和添加过渡材料Au的熔焊方法也实现了V5Cr5Ti与HR-2不锈钢的连接。纵观文献，降低或控制钒合金与不锈钢所含元素间的冶金不相容性引起的界面脆性金属间化合物，是决定接头性能的关键。不过已有研究内容侧重于从工程应用角度出发的焊接方法探索，对于V4Cr4Ti与不锈钢焊接过程中的接头微观结构特征，尤其是焊接缺陷形成机制及消除方法并未过多涉及。

本研究通过V5Cr5Ti与HR-2的异种材料电子束直接熔焊条件下的焊缝微观结构演化规律及其力学性能研究，从焊缝钒合金熔合比与接头工艺焊接性的关系、焊缝元素分布特征、焊缝微观结构等方面出发，讨论了焊接裂纹形成机理。该研究有助于进一步认识V5Cr5Ti与HR-2异种材料的焊接性能，对完善钒合金连接技术和拓展钒合金工程应用范围具有重要意义。

1 实 验

试验材料为 V5Cr5Ti 和 HR-2 不锈钢，具体成分见表 1。电子束焊接试样加工成斜 I 坡口对接薄板，坡口角度(α)分别为 30º、45º、60º、70º，尺寸为 70 mm×40 mm×3 mm(V5Cr5Ti/HR-2 接头形式见图 1)，电子束焦点偏向 HR-2 侧，偏移量以焦点距试板上表面 2

收稿日期：2017-11-15

作者简介：李玉斌, 男，1972 年生，博士，高级工程师，中国工程物理研究院，四川 绵阳 621907，电话：0816-3626437，E-mail: zaoxiao496@sohu.com

表1　V5Cr5Ti和HR-2合金的化学成分

Table 1　Chemical composition of V5Cr5Ti and HR-2 alloy (ω%)

Material	V	Fe	Cr	Ti	Ni	Mn	C	Others
V5Cr5Ti	Balance	-	4.08~5.09	5.06~5.11	-	-	-	0.045
HR-2	-	Balance	19~21.5	-	5.5~8	8~10	≤0.045	0.3

种材料交界线水平距离 L 值确定。经过前期焊接工艺试验，所有的 L 值皆为 0.5 mm。

待焊试件用丙酮和酸液(10%HCl+5%HF+85%H_2O)去除表面油污、氧化物，用乙醇清洗、脱水。试件焊前按图 1 组装并用夹具固定。

采用 OLYMPUS-4000 金相显微镜(OM)观察焊接接头宏观形貌；KYKY-1010B 扫描电镜(SEM)及其附带的能谱仪(EDS)表征接头微观组织形貌、元素分布及拉伸断口特征；FEI TECNAI F20 透射电镜(TEM)表征焊缝区精细结构。

2　结果与分析

2.1　工艺试验

V5Cr5Ti/HR-2 电子束焊接试验参数及试验结果见表 2。从表 2 可以发现，首先，V5Cr5Ti 与 HR-2 可形成无缺陷的焊接接头。其次，焊接接头宏、微观裂纹与焊缝的 V5Cr5Ti 体积熔合比有直接关系，一旦熔合比大于约 15%，焊缝必然出现裂纹。最后，相同坡口角度，随焊接功率(熔深)增大，接头从无裂纹逐步向微裂纹和宏观裂纹转变；不同坡口角度，坡口角度越大，V5Cr5Ti 体积熔合比随焊缝深度增大而增加的幅度越小，最大有效熔深值越大。

图 2 显示了 V5Cr5Ti/HR-2 电子束焊接接头表观形貌。焊缝无宏观裂纹的接头成形良好(见图 2a)，然而一旦形成宏观裂纹，裂纹必沿焊缝扩展(见图 2b)，导致接头整体断裂，与低断裂韧度焊缝失效特征相吻合。

2.2　显微组织分析

无缺陷 V5Cr5Ti/HR-2 电子束焊接接头不同坡口角度的宏观形貌(图 3)大致相同：焊缝与母材组织形貌差异较大，但二者结合紧密；焊缝过渡区域不明显。

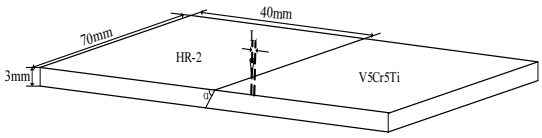


图 1　焊接示意图

Fig.1　Sketch of welding

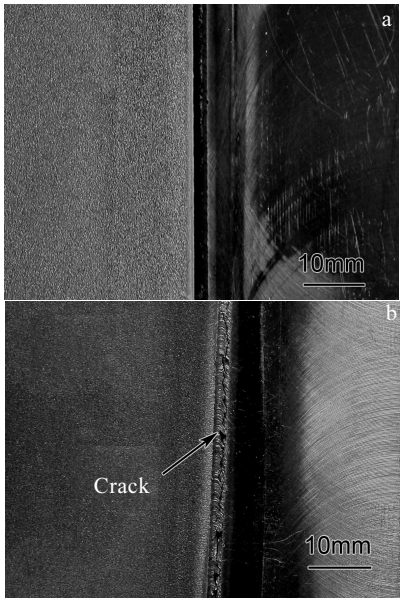


图 2　V5Cr5Ti/HR-2 电子束对接接头表观形貌

Fig.2　Appearance images of EBD welded joint for V5Cr5Ti/HR-2: (a) α=60º, I=3 mA; (b) α=60º, I=3.5 mA

表 2　V5Cr5Ti/HR-2电子束焊接工艺参数及试验结果

Table 2　Experiment parameter and result of EBW for V5Cr5Ti/HR-2

Test serial number	Welded process			Max effective depth of penetration/mm	Weld		V5Cr5Ti volume fusion ratio/%
	Groove angle/(º)	Voltage/kV	Beam/mA		Macro crack	Micro crack	
E-1-1	30	90	1.5	0.20	-	-	15.3
E-1-2	30	90	2	-	-	√	30.7
E-1-3	30	90	2.5	-	√	√	44.23
E-2-1	45	90	2	0.50	-	-	14.6
E-2-2	45	90	2.5	-	-	√	25.3
E-2-3	45	90	3	-	√	√	34.78
E-3-1	60	90	2.5	0.6	-	-	12.1
E-3-2	60	90	3	-	-	√	23.76
E-3-3	60	90	3.5	-	√	√	32.21
E-4-1	70	90	3	1.05	-	-	10.97
E-4-2	70	90	3.5	-	-	√	21.63
E-4-3	70	90	4	-	√	√	22.79

Note：- No，√ Yes

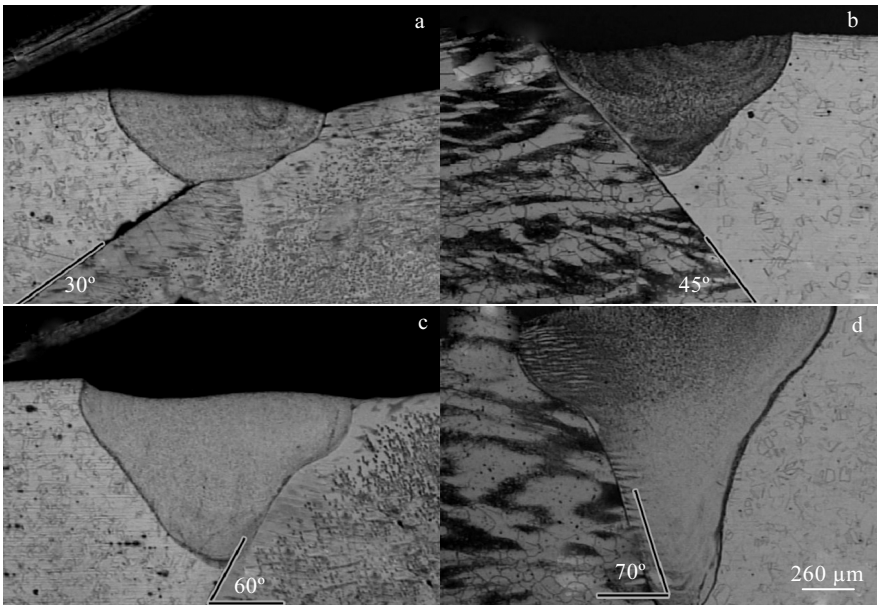


图 3　V5Cr5Ti/HR-2焊接接头宏观金相照片

Fig.3　OM images of V5Cr5Ti/HR-2 welded joint: (a) α=30º, I=1.5 mA; (b) α=45º, I=2 mA; (c) α=60º, I=2.5 mA; (d) α=70º, I=3.5 mA

高倍金相照片(见图 4)显示 E-3-1 试样焊缝近熔合区典型特征为基材外延生长且发育不完全的柱状晶，焊缝中心区域呈现为细小等轴晶。研究认为焊缝组织明显小于基材, 一方面是电子束焊接熔池的快冷过程限制了焊缝晶粒长大，但更为重要的原因可能与焊缝凝固物理机制有关，这部分内容将在试验结果讨论部分做详细的阐述。

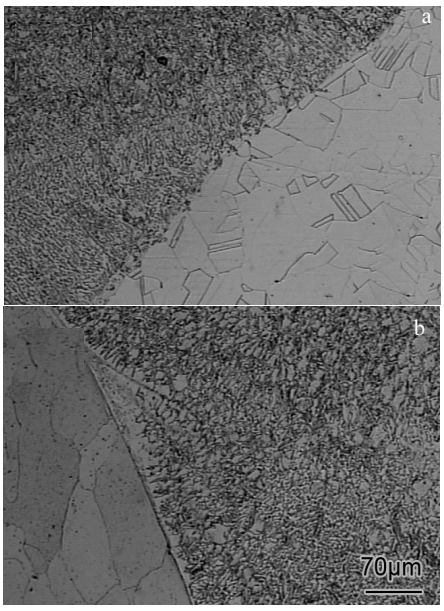


图 4　V5Cr5Ti/HR-2焊接接头微观组织形貌

Fig.4　Microstructures of V5Cr5Ti/HR-2 welded joint: (a) melting zone of HR-2 and (b) melting zone of V5Cr5Ti

2.3　力学性能及断口特征

图5是试样E-3-1的接头应力-位移曲线。由图5中表明焊接接头力学试样在受力过程中有屈服现象，说明接头存在塑性变形，最终4个试样皆于焊缝中部断裂失效，抗拉强度约为400 MPa，断口SEM形貌为典型的混合型断口特征(如图6)。进一步对断口元素成分分析发现，虽然解理断裂区域和韧窝断裂区域的主要成份都为Fe、V元素，但元素间比例差异较大，韧窝断裂处的Fe:V原子比为5:1(摩尔比)，而解理断裂处的Fe:V原子比为1:1。由此可以推测，不同区域间的拉伸断裂特征差异可能与其元素分布不同引起的微观结构不同有关。

3　讨　论

3.1　熔池凝固行为

V5Cr5Ti/HR-2电子束焊熔池凝固行为分析一是焊接接头各微区元素分布；二是焊接接头各微区相结构。

接头微区 EDS 元素能谱见图 7。结果显示 V5Cr5Ti/HR-2 电子束焊接头无论出现裂纹与否，元素分布皆呈现一致的规律，即焊缝边缘 V 元素含量远高于中心。这说明在焊缝凝固初期，熔池内的大部分 V 原子通过定向上坡迁移到熔池边缘率先结晶，生成富 V 相，这与 V 元素的高熔点特性相吻合。凝固后期，液态金属中残存的微量 V 才与其它原子于焊缝中心生成贫 V 相。

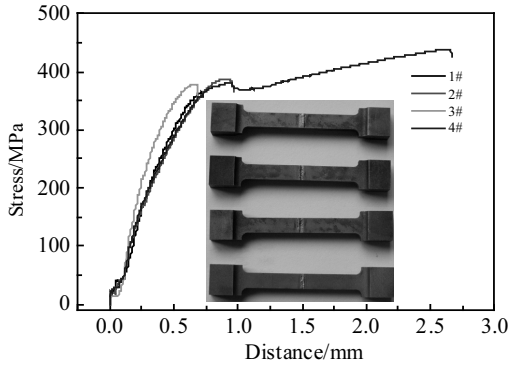


图 5　E-3-1焊接接头应力-位移曲线

Fig.5　Stress-strain curves of E-3-1 welding joint

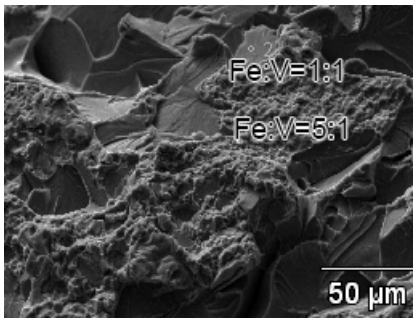


图 6　V5Cr5Ti/HR-2焊接接头拉伸断口形貌

Fig.6　Tensile fracture morphology of welded joint

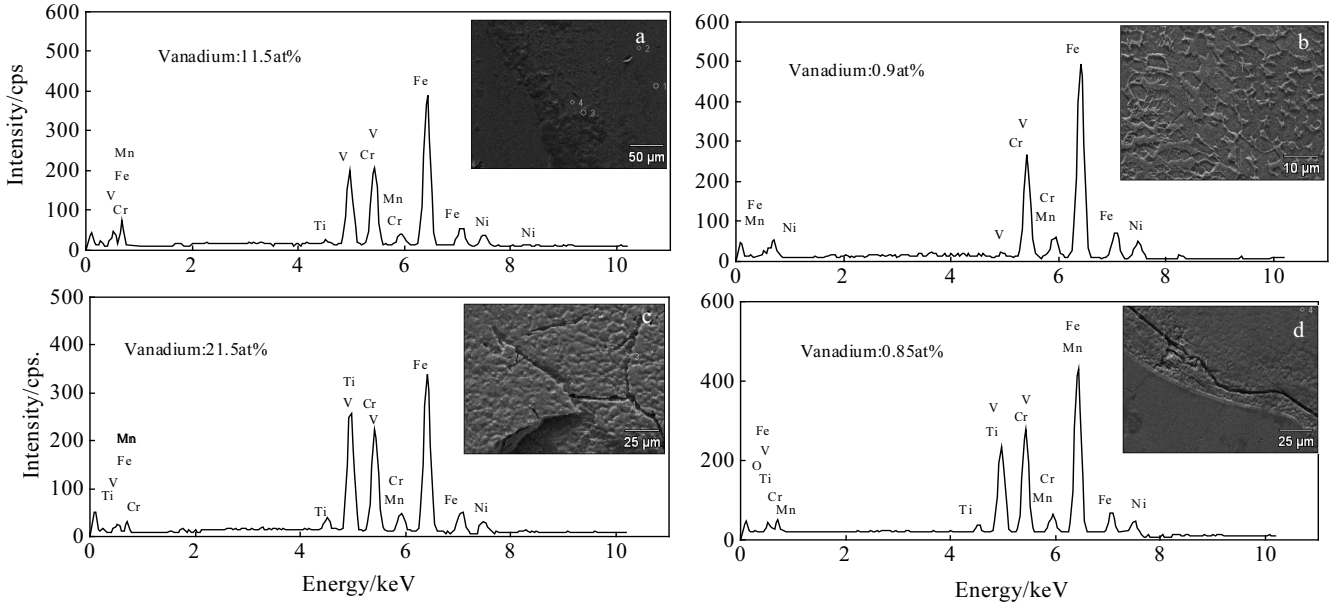


图 7　V5Cr5Ti/HR-2焊接接头微区EDS能谱

Fig.7　EDS analysis of area for V5Cr5Ti/HR-2 welded joint: (a) weld edge of E-3-1, (b) weld center of E-3-1, (c) weld edge of E-4-2, and (d) weld center of E-4-2

无缺陷的V5Cr5Ti/HR-2电子束焊接接头各微区相结构利用透射电镜进行分析。E-3-1焊缝边缘、中心区的TEM照片和相应的选区电子衍射花样(如图8所示)表明焊缝边缘相结构为V原子与Fe原子置换固溶导致c轴拉长的Fe-Cr体心立方固溶体，焊缝中心为标准的Fe-Cr固溶体。至于图8a显示的焊缝TEM照片中存在大量的网状条纹，分析认为是V5Cr5Ti与HR-2热物理性能差异促使V5Cr5Ti/HR-2焊接接头产生了较大的焊接热应力，焊缝金属在高温阶段发生了塑性变形形成的位错和位错网络。

对出现宏、微观裂纹的V5Cr5Ti/HR-2电子束焊接接头，从焊接现象并结合焊缝元素分布特点，推测焊缝边缘可能形成了脆性金属间化合物相，因此该类焊缝的相结构研究分两步进行。首先，通过热扩散偶试验来验证HR-2与V5Cr5Ti形成金属间化合物相的可能性，试验结果见图 9。热扩散偶工艺参数：温度 800 ℃；时间 300 min；压力100 MPa。扩散偶结合处的元素分布线扫描显示扩散界面处同时形成了Cr元素与Ti元素偏聚的2条扩散带，并与显微硬度测试结果(见图10)的突变位置一致，可以初步证明扩散处生成了金属间化合物。对扩散偶施加准静态拉伸使其从扩散界面断裂，XRD分析断裂处发现断面存在$Fe_{0.1}Ti_{0.18}V_{0.72}$和$V_2Cr_2Fe$ 2种金属间化合物(见图11)。由此，扩散偶试验证明HR-2与V5Cr5Ti间能生成Fe-Ti-V和V-Cr-Fe类富V金属间化合物；其次，对焊后直接开裂的E-4-3样品的断面相结构分析，其XRD谱线与热扩散偶谱线基

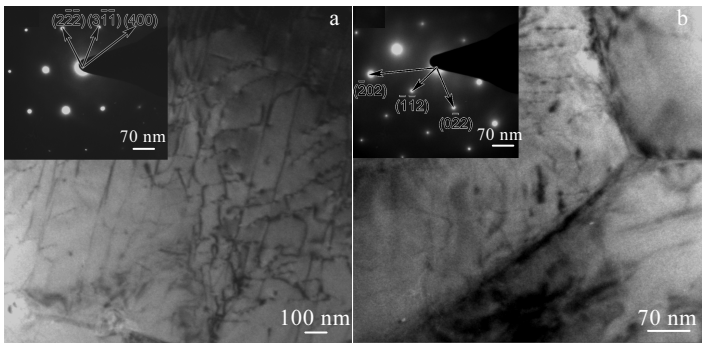


图 8　E-3-1焊缝TEM照片及相应选区电子衍射花样

Fig 8　TEM bright field images and corresponding SAED patterns of E-3-1 welded joint: (a) melting zone and (b) center of weld

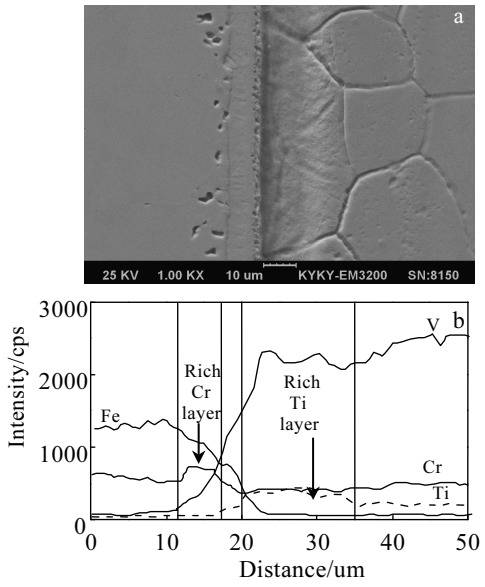


图 9　V5Cr5Ti/HR-2热扩散偶微观结构及元素分布

Fig.9　Interfacial microstructure (a) and distribution of element (b) for heat diffusion couple of V5Cr5Ti/HR-2

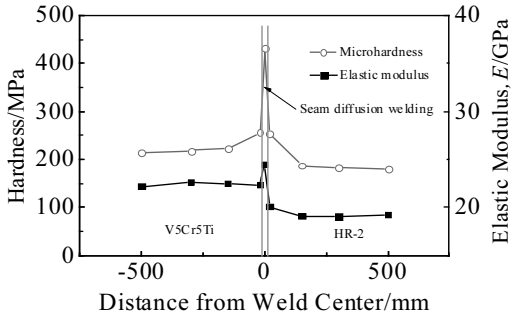


图 10 V5Cr5Ti/HR-2热扩散偶的显微硬度及弹性模量

Fig.10 Microhardness and elastic modulus for heat diffusion couple of V5Cr5Ti/HR-2

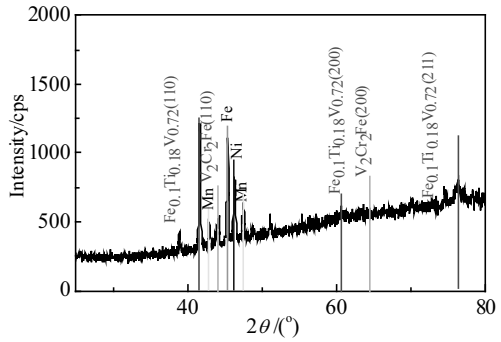


图 11 V5Cr5Ti/HR-2热扩散偶XRD图谱

Fig.11 XRD pattern of heat diffusion couple of V5Cr5Ti/HR-2

本吻合，这说明V5Cr5Ti/HR-2电子束焊接冶金反应过程与热扩散偶相似。即焊接熔池在冷却凝固阶段，焊缝生成了$Fe_{0.1}Ti_{0.18}V_{0.72}$和$V_2Cr_2Fe$ 2种金属间化合物。

基于典型V5Cr5Ti/HR-2电子束熔焊接头精细微观结构分析结果，研究认为熔池凝固结晶按如下规律演化：熔池凝固前期，V原子向熔池边缘定向扩散，形成V元素高富积区，并率先于熔合区凝固，当焊缝V5Cr5Ti熔合比小于15%时，富V液相的V:Fe比小于4:1或2:1(由生成的金属间化合物推定)，生成Fe-Cr体心立方固溶体，V原子以置换晶格中Fe原子形式存在，否则生成脆、硬的$Fe_{0.1}Ti_{0.18}V_{0.72}$、$V_2Cr_2Fe$金属间化合物，熔池凝固后期，由于V原子(从元素分析知)已于前期几乎耗尽，晶格结构为Fe-Cr体心立方固溶体。

3.2　焊接裂纹机制

3.2.1　微观结构

从焊缝凝固行为讨论可知，当V5Cr5Ti熔合比大于15%时，焊缝边缘将生成$Fe_{0.1}Ti_{0.18}V_{0.72}$和$V_2Cr_2Fe$金属间化合物，这会对裂纹形成产生重要影响，是V5Cr5Ti/HR-2电子束熔焊接头裂纹形成关键因素之一。

3.2.2　焊接应力

V5Cr5Ti/HR-2焊缝在高温阶段产生塑性变形，生成位错线及位错网络(如图8所示)现象与焊缝多表现为位错较少的微铸造组织明显不同，这说明V5Cr5Ti/HR-2接头焊接热应力对焊缝微观结构有显著影响，同时也揭示V5Cr5Ti/HR-2接头焊接热应力很大，极易引起焊接裂纹。

图12则从金相角度显示了焊接应力对裂纹的影响。图12a为V5Cr5Ti/HR-2焊缝HR-2侧裂纹形貌，裂纹多沿熔合线开裂，裂纹形貌呈现疏松状态，与凝固过程中的固液界面形貌较为吻合，且该处元素分析表明该处成分和HR-2一致，这表明该裂纹是在焊缝冷凝过程，熔合界面尚未完全结晶状态下，被焊接热应力撕裂形成的凝固热裂纹。图12b为V5Cr5Ti/HR-2焊缝钒合金侧裂纹，从裂纹形态、垂直于熔合线走向判断，该裂纹属应力诱导冷裂纹。总之，裂纹形态和裂纹类型皆反映HR-2/V5Cr5Ti电子束接头的焊接热应力及焊后残余应力是接头生成裂纹的重要因素。

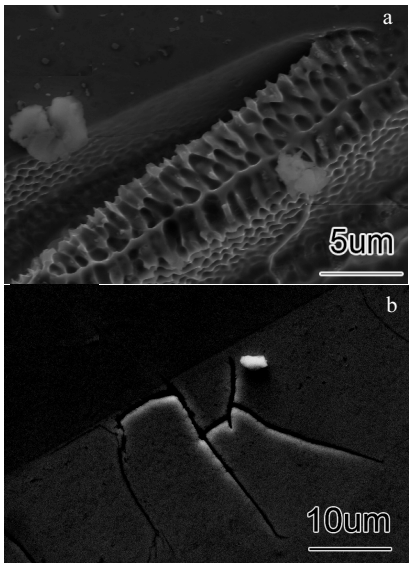


图 12　V5Cr5Ti/HR-2电子束焊接接头裂纹形貌

Fig.12　Morphologies of fracture for V5Cr5Ti/HR-2 EBW welded joint: (a) heating crack of HR-2 side and (b) delayed crack of V5Cr5Ti side

4　结　论

1）实现V5Cr5Ti与HR-2电子束熔焊无缺陷连接的关键是控制焊缝V5Cr5Ti熔合比小于15%。

2）V5Cr5Ti/HR-2接头抗拉强度约400 MPa，为韧窝＋解理的混合断口形貌，韧窝断裂处富Fe原子，解理断裂处富V原子。

3）焊缝熔合区相结构或为Fe-Cr体心立方，或为V_2Cr_2、$Fe_{0.1}Ti_{0.18}V_{0.72}$金属间化合物，其取决于焊缝V5Cr5Ti熔合比，焊缝中心区为Fe-Cr体心立方。

4）V5Cr5Ti/HR-2焊缝热、冷裂纹机制一是因焊缝边缘形成的V_2Cr_2、$Fe_{0.1}Ti_{0.18}V_{0.72}$等富钒金属间化合物，二是焊接热应力及焊后残余应力。

致谢：本研究用材料由曲凤盛提供，焊接工艺试验由姜云波、何建军等协助完成，微观结构、性能分析由徐钦英、朗定木、徐云生、王勤国等协助完成，在此表示衷心感谢。

参考文献　References

[1] Lyakishev N P, Dyomina E V, Ivanov L I *et al. Journal of Nuclear Materials*[J],1996, 233-237: 1516

[2] Chung H M, Loomis B A, Smith D L. *Journal of Nuclear Materials*[J],1996, 239: 139

[3] Kurishita H, Kuwabara T, Hasegawa M *et al. Journal of Nuclear Materials*[J], 2005, 343: 318

[4] Smith D L, Billone M C, Natesan K. *International Journal of Refractory Metals & Hard Materials*[J], 2000, 18(4): 213

[5] Nishimuar A, Iwahoir A , Heo N J *et al. Journal of Nuclear Materials*[J], 2004 , 329-333 : 438

[6] Smith J P, Johnson W W, Reis E E. *Nineteenth Symposium on Fusion Technology*[C], Lisbon, Portugal: North Holland Press, 1996

[7] Con Hui(从　慧). *Mechanical Performance and Effects of Hydrogen on the Vanadium Alloys as Fusion Reactor Materials* (聚变应用钒合金的力学行为及氢的影响)[D]. Chengdu: Xihua University, 2006

[8] Yu Xingzhe(于兴哲), Song Yueqing(宋月清), Cui Shun(崔　舜) *et al. Development and Application of Materials*(材料开发与应用)[J], 2006, 21(6): 36

[9] Xu Z Y, Natesan K, Reed C B *et al. International Journal of Refractory Metals & Hard Materials*[J], 2001, 18(4): 231

[10] Grossbeck M L, King J F, Nagasaka T *et al. Journal of Nuclear Materials*[J], 2002, 307-311: 1590

[11] Grossbeck M L, King J F, Alexander D J *et al. Journal of Nuclear Materials*[J], 1998, 258-263 : 1369

[12] Evtikhin V A, Lybulinski I E, Verkov A V. *Journal of Nuclear Materials*[J], 1998 , 258-263 : 1487

[13] Gan Y X, Aglan H A, Steward R V *et al. Journal of Nuclear Materials*[J], 2001, 299(2): 157

[14] Steward R V, Grossbeck M L, Chin B A *et al. Journal of Nuclear Materials*[J], 2000, 283-287: 1224

[15] Wang Yarong(王亚荣), Zhang Yongzhi(张勇智), Yu Yang(余洋) *et al*. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2015, 44(4): 875

[16] Wang Yarong, Teng Wenhua, Yu Yang *et al*. *Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2013, 42(S2): 14

[17] Wang Yarong(王亚荣), Zhang Yongzhi(张勇智), Xu Chao(许超) *et al*. *Transactions of the China Welding Institution*(焊接学报)[J], 2014, 35(7): 35

Microstructure and Mechanical Property of Electronic Beam Melt Welded Joint of V5Cr5Ti and HR-2 Steel

Li Yubin, He Jianjun, Wang Wei, Yang Guohua, Ren Yitao, Yang Long

(China Academy of Engineering Physics, Mianyang 621907, China)

Abstract: The microstructure and mechanical property of the welding joint of vanadium alloy (V5Cr5Ti) and HR-2 steel was investigated by optical microscope (OM), X-ray diffraction (XRD) and transmission electron microscope (TEM). Results show that a defect-free joint can be achieved using both focus point migration and inclined groove when the fusion ratio of vanadium alloy is controlled to be less than 15%. The tensile strength is about 400 MPa, and the fracture surface exhibits a typical mixed fracture mode. The formation of phases in the weld boundaries is affected by the fusion ratio of vanadium alloy. When the degree of vanadium enrichment is low, Fe-Cr substitutional solid solution with bcc structure is formed. When the V/Fe ratio is high, intermetallics including $Fe_{0.1}Ti_{0.18}V_{0.72}$ and V_2Cr_2Fe appear. The occurrence of hot cracking and cold cracking is due to the formation of vanadium-rich intermetallics as well as thermal stress (approximately 400 MPa) during welding cycle and residual stress (approximately 300 MPa).

Key words: V5Cr5Ti; HR-2; electronic welding; melting ratio, microstructure; intermetallics

Corresponding author: Li Yubin, Ph. D., Senior Engineer, China Academy of Engineering Physics, Mianyang 621907, P. R. China, Tel: 0086-816-3626437, E-mail: zaoxiao496@sohu.com