

V 对 MGH956 合金 TIG 原位合金化 焊接接头组织与性能的影响

Effects of V on Microstructure and Properties of
MGH956 Alloy Welding Joints with
TIG *In-situ* Alloying

罗 雅¹, 雷玉成^{1,2}, 龚晨诚¹, 梁申勇¹

(1 江苏大学 材料科学与工程学院, 江苏 镇江 212013;

2 江苏省高端结构材料重点实验室, 江苏 镇江 212013)

LUO Ya¹, LEI Yu-cheng^{1,2}, GONG Chen-cheng¹, LIANG Shen-yong¹

(1 School of Material Science and Engineering,

Jiangsu University, Zhenjiang 212013, Jiangsu, China;

2 Jiangsu Province Key Laboratory of High-end Structural
Materials, Zhenjiang 212013, Jiangsu, China)

摘要: 为改善 MGH956 合金 TIG 焊焊缝的组织与性能, 采用原位合金化方法对该合金进行 TIG 焊接。对比不同含量 V 的填充材料对焊缝组织与性能的影响, 并讨论了 V 的作用机理。OM 和 SEM 结果表明: 填充材料中添加不同含量的 V 后, 组织出现了不同程度的细化及均匀化, 当 $w_V = 1.5\%$ 时, 晶粒最细、尺寸均匀, 同时焊缝中的气孔量有所减少; 对焊缝中的颗粒进行物相鉴定可知, 除了有 $YAlO_3$ 、TiC 和 TiN 颗粒生成外还有 (Ti, V)C 复合颗粒生成。由 TEM 观察显示 $w_V = 1.5\%$ 时, 焊缝内的碳化物颗粒与焊缝基体结合良好, 且 $w_V = 1.5\%$ 时, 接头强度最高, 并实现了接头断裂方式由完全脆性断裂转变为韧性断裂。

关键词: MGH956 合金; 原位合金化焊接; V; 组织; 性能

doi: 10.11868/j.issn.1001-4381.2015.01.011

中图分类号: TG132.3 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-4381(2015)01-0059-07

Abstract: In order to improve the microstructure and properties of MGH956 alloy TIG weld, the alloy was welded with TIG *in-situ* alloying. The effects of V on the microstructure and properties of MGH956 alloy weld were studied, and the mechanism of V was discussed. The OM and SEM results show that the microstructure of the welds are refined and homogenized with different content of V added in the consumables, and as $w_V = 1.5\%$, the grain size is the smallest and the most uniform. At the same time the weld porosity is the lowest. The EDS results show that there are (Ti, V)C particles generated in addition to $YAlO_3$, TiC, TiN particles in the weld. It can be observed by TEM that the interface between carbide particles and the matrix is clean and joins well. The strength of the weld is the highest when $w_V = 1.5\%$, and the fracture mode of the joints changes from complete brittle fracture to ductile fracture.

Key words: MGH956 alloy; *in-situ* alloying welding; V; microstructure; property

MGH956 合金是添加超细超稳定的氧化物颗粒 (Y_2O_3) 采用机械合金化方法制造的氧化物弥散强化 (Oxide Dispersion Strengthened, ODS) 高温合金, 具有优异的高温力学性能、高温抗氧化和高温抗腐蚀性能, 在航空、航天、核能等领域有着广泛的应用前景^[1-3]。

MGH956 合金处于冶金不平衡状态, 熔焊过程破

坏了原先粉末冶金的优势, 弥散相的数量、尺寸、分布都会发生变化, 熔焊后, 强化相易聚集粗化、数量减少, 同时焊缝中有大量孔洞形成, 焊缝质量和接头性能下降^[4-6]。因此解决 MGH956 合金熔焊过程中增强相的偏聚长大或在焊缝中形成新的弥散增强相, 细化及均匀化焊缝晶粒, 减少焊缝中的气孔是提高焊缝质量的关键。

通过外加单质或化合物原位合金化反应合成的增强相尺寸细小、热力学稳定且与基体界面结合良好,它不仅保证材料具有足够的强度传递能力,而且避免发生界面处的裂纹扩展^[7,8],而用于 MGH956 合金的熔焊可改善合金的组织及性能。V 在 α -Fe 中无限固溶,作为强碳化物及氮化物形成元素,生成弥散分布的 VC, VN 颗粒, VC 与铁基体有更小的润湿角,在焊缝凝固时,更容易被凝固界面捕捉到,因而更有利于其在基体中均匀分布,起到沉淀强化作用^[9-11]。MGH956 合金中含有一定量的 C 和 N,本工作在填充材料中添加合金元素 V,利用 V 元素及 V 和 Ti 的共同作用使焊缝原位合金化,生成新的弥散细小颗粒同时强化焊缝,探讨 V 对焊缝组织与性能的影响规律及作用机理。

1 实验材料与方法

实验材料为 1.3mm 厚的 MGH956 合金板材,加工状态:热轧、冷轧后在 1350℃ 进行再结晶退火 1h 后空冷。最终母材的室温 σ_b 为 725MPa。MGH956 合金的化学成分如表 1 所示。

表 1 MGH956 合金化学成分(质量分数/%)
Table 1 Chemical composition of MGH956 alloy
(mass fraction/%)

Cr	Al	Ti	Y ₂ O ₃	O	N	C	Fe
19.80	5.03	0.51	0.51	0.24	0.03	0.01	Bal

采用线切割方法将母材加工成 60mm×30mm×1.3mm 的板材。焊接前对需要焊接的部位进行清理。实验中使用型号为 MW3000 逆变全数字化钨极氩弧焊机。钨极直径为 2.4mm,直流正接,纯度为 99.9% 的氩气作为保护气体,气体流量为 8L/min,焊接电流为 80A,焊接电压为 12V,焊接速率为 2.4mm/s。加入的填充材料的化学成分如表 2 所示。

表 2 填充材料的化学成分(质量分数/%)
Table 2 Chemical compositions of the consumables
(mass fraction/%)

No.	Cr	Al	Y ₂ O ₃	Ti	Si	V	C	Fe
1	20	5.0	3.0	2.0	2.0	0	0.20	Bal
2	20	5.0	3.0	2.0	2.0	0.5	0.20	Bal
3	20	5.0	3.0	2.0	2.0	1.0	0.20	Bal
4	20	5.0	3.0	2.0	2.0	1.5	0.20	Bal
5	20	5.0	3.0	2.0	2.0	2.0	0.20	Bal

焊后沿焊缝横向制取金相试样,并用 10%(体积分数,下同) HNO₃+10% HF+80% H₂O 的腐蚀液对金相试样进行腐蚀,采用 LEICADM-2500M 正置透反射显微镜观察焊缝形貌,利用 JEOL JSM-7001F 扫描电子显微镜(SEM)对焊缝组织、拉伸断口进行观察,采用能谱分析(EDS)进行物相鉴定。焊缝内颗粒形貌及与基体的界面结合由透射电子显微镜(TEM)观察。拉伸实验在 Instron 电子万能试验机上按照国家标准 GB/T 228-2000 进行焊接接头抗拉强度测试,拉伸速率为 1mm/min。

2 实验结果与分析

2.1 显微组织

图 1 为光学显微镜观察到的铁素体组织。由图 1 可见, $w_V=0\%$ 时,得到的焊缝组织为粗大的等轴晶,且晶粒大小不均匀,气孔较大且数量多; $w_V=0.5\%$ 时,焊缝晶粒细化,且焊缝中的气孔明显减少; $w_V=1.0\%$ 时,焊缝内晶粒明显细化,并且晶粒大小均匀化,组织中气孔量进一步减少; $w_V=1.5\%$ 时,焊缝晶粒最细且均匀,气孔数量最少; $w_V=2.0\%$ 时,焊缝的晶粒又会长大,而且气孔长大。

2.1.1 焊缝中的冶金反应

焊缝中的 Al 易与母材中残留的 O 反应生成 Al₂O₃,且该反应为放热反应。填充材料及母材中的 Y₂O₃ 与 Al₂O₃ 的反应过程是一个复杂的多相反应。在熔池的高温作用下, Y₂O₃ 会分解为气态的 Y 和 O 并存在于电弧中,焊接过程中吸附于液态金属表面,随着熔池的运动被带入焊缝中,与焊缝中的 Al₂O₃ 反应,最后成为更加稳定的 YAlO₃^[12],如图 2 所示。生成的稀土化合物可以净化晶界减少有害杂质,降低晶界表面张力,减小晶粒长大的驱动力,抑制晶粒长大的倾向,具有细化变质作用^[13]。

焊接熔池中 Ti 与 C, N 的结合能力较强,在焊缝中易生成 TiC 和 TiN 颗粒,可以起到弥散强化作用,同时 Ti 阻止因在晶界生成铬的碳化物造成晶界损失。V 在 α -Fe 中无限固溶,同时与钢中的 C, N 结合,以微小的碳氮化物形式弥散析出。V 在熔池中和 C, N 的反应化学式为^[14]:

$$V(s)+C(s)=VC(s)$$
$$\Delta G_1^0=-102158+9.59T\text{ (J/mol)}\tag{1}$$

$$V(s)+1/2\text{ N}_2(s)=VN(s)$$
$$\Delta G_2^0=-214639+82.425T\text{ (J/mol)}\tag{2}$$

在焊接电弧的高温作用下,熔池的温度足以使得以上两个反应进行,且两个反应都为放热反应。(2)式

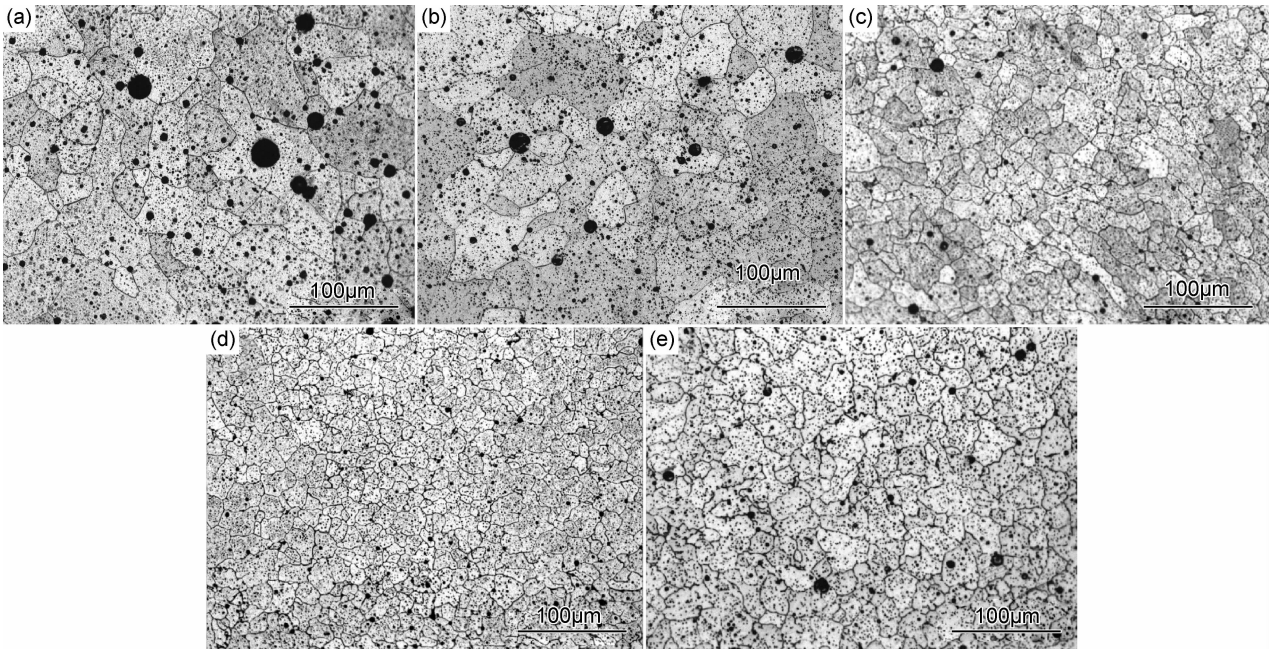


图 1 不同 V 含量焊接接头微观组织 (a) $w_V=0\%$;(b) $w_V=0.5\%$;
(c) $w_V=1.0\%$;(d) $w_V=1.5\%$;(e) $w_V=2.0\%$

Fig. 1 Microstructure of the weld joints with different content of V (a) $w_V=0\%$;
(b) $w_V=0.5\%$;(c) $w_V=1.0\%$;(d) $w_V=1.5\%$;(e) $w_V=2.0\%$

—(1)式:

$$VC+1/2N_2=VN+C \tag{3}$$

当式(3)的 $\Delta G=0$ 时,温度为 1272.07℃,在熔池的高温作用下,V 会首先和 C 结合。在含有 Fe,Ti,V,C 的填充材料中,由于 TiC 的形成自由能比 VC 的低,在高温冶金反应过程中,最先形核,并作为其他碳化物形核的核心^[15],随温度降低,Ti 的浓度降低,V 的析出倾

向增大。细小的 TiC, VC 均为面心立方结构,且其晶格常数接近,有良好相容性的颗粒在熔池凝固过程中极易相互结合依附长大形成复合碳化物增强体^[16],形成自生碳化物弥散分布在基体中,碳化物颗粒与基体组织紧密结合在一起,碳化物颗粒边缘呈亮白色,中心区域呈暗黑色,如图 2(a) 所示,焊缝中除了有 $YAlO_3$ 颗粒(颗粒 A)外还有(Ti,V)C 复合颗粒(颗粒 B)生成。

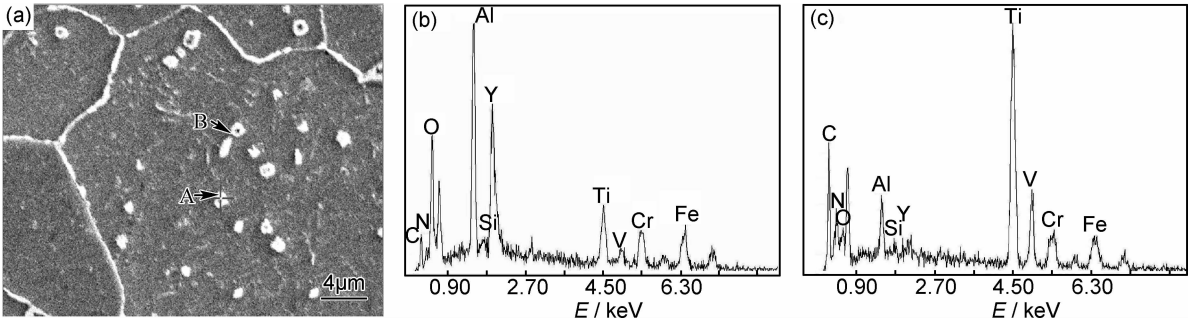


图 2 焊缝中颗粒的 SEM 形貌及颗粒的 EDS (a)焊缝内颗粒的 SEM 形貌;
(b)颗粒 A 的 EDS;(c)颗粒 B 的 EDS

Fig. 2 SEM image of welded joints and EDS of the particles in the weld
(a)SEM of the particles in the weld;(b)EDS of particle A;(c)EDS of particle B

2.1.2 V 对焊缝中析出相分布的影响

图 3 为焊缝的 SEM 形貌。由图 3 可见, $w_V=1.0\%$ 时,晶粒内部弥散分布着细小颗粒,晶界上颗粒细小且数量很少;随着 V 含量的增加,晶界上成分会

发生变化。当 V 含量较少时主要在晶粒内部形成细小弥散颗粒;当 $w_V=2.0\%$ 时,更多的 VC 和 TiC 及其复合碳化物在凝固后期被推到了最后凝固的晶界处,从而形成了沿晶界分布的骨状碳化物,图 4 为含

2.0%V 的 SEM 图及其晶界析出物的线扫描能谱图。

填充材料中 $w_V=1.0\%$ 时,晶界上弥散分布着数量较少的细小颗粒,主要为 $M_{23}C_6$,其中 M 为 Fe 和 Cr,以及 Ti 置换部分 Cr 的颗粒,含 V 量极少。V 的加入,增大了碳化物形核的驱动力,使晶界上碳化物增

多。当 $w_V=2.0\%$ 时,由对应的能谱分析可知,晶界上大量的析出物中除了 Fe, Cr 外,还含有一定量的 Ti 和 V,且 Ti 和 V 含量出现较陡的峰,析出物中的 Fe 元素含量相比降低,可以得出晶界上的析出物主要为 Ti 与 V 的化合物的聚集。

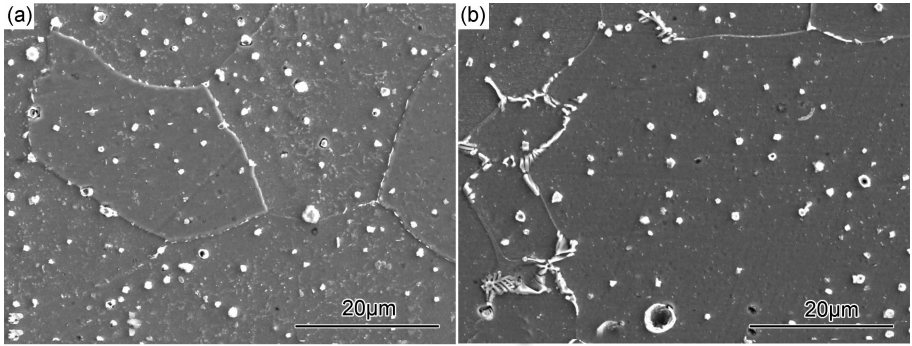


图 3 焊缝的 SEM 形貌 (a) $w_V=1.0\%$;(b) $w_V=2.0\%$
Fig. 3 SEM morphology of the welds (a) $w_V=1.0\%$;(b) $w_V=2.0\%$

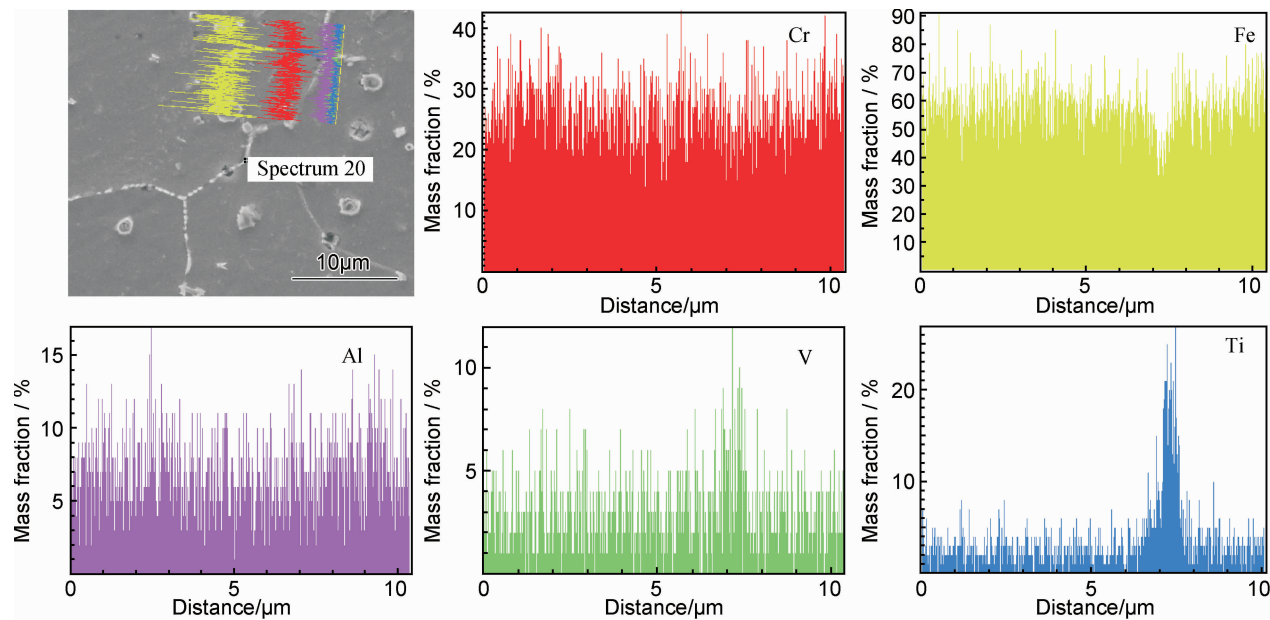


图 4 焊缝 SEM 形貌及其晶界析出物的线扫描能谱图
Fig. 4 SEM image of the weld and EDS line scanning of the precipitates on the grain boundaries

MGH956 合金特殊的制备过程,使得最终的母材中含有大量气体,其特点之一是孔洞与氧化物相结合^[17]。焊接过程中,弥散氧化物容易聚集长大,而吸附在上面的气体也聚集,冷却后并残留在焊缝中。填充材料中添加 V 后,熔池中发生的化学反应更多,且都是放热反应,延长了液态熔池存在的时间,有利于气体的逸出。V 加入后,更多含 V 的细小颗粒弥散分布于基体中, TiC 颗粒对铁基的润湿角为 28° ,而 VC 颗粒对铁基的润湿角为 13° ,与基体的润湿性好,颗粒与基体的界面干净,结合良好,颗粒表面气孔量减少,最

终焊缝内气孔量也会减少,如图 5 所示。但是当 $w_V=2.0\%$ 时,更多的 VC 和 TiC 及其复合碳化物容易聚集,在凝固后期被推到了最后凝固的晶界处,气孔出现的几率增加,同时气孔容易长大。

2.2 V 对焊接接头性能的影响

不同 V 含量的填充材料焊接接头 σ_b 值列于表 3。随着填充材料中 V 含量的增加,焊缝的 σ_b 也会发生变化, $w_V=1.5\%$ 时, σ_b 最高,为 605MPa,达到母材的 83.45%;当 $w_V=2.0\%$ 时,强度反而会下降,只有 572 MPa。

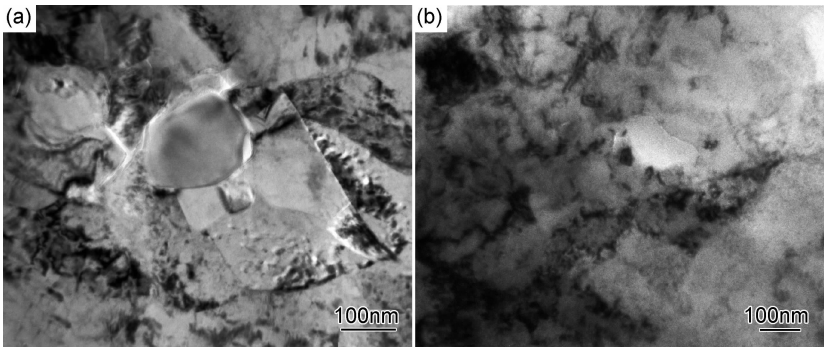


图 5 焊缝内碳化物颗粒的 TEM 形貌 (a) $w_V=0\%$;(b) $w_V=1.5\%$
Fig. 5 TEM morphology of carbide particles in the welds (a) $w_V=0\%$;(b) $w_V=1.5\%$

表 3 焊接接头的抗拉强度
Table 3 Tensile strength of weld joints

Mass fraction of V/%	0	0.5	1.0	1.5	2.0
Average σ_b /MPa	546	568	582	605	572

相应的焊缝拉伸断口 SEM 形貌如图 6 所示。 $w_V=0\%$ 时焊缝拉伸断口微观表面出现了河流花样,呈明显的解理断裂特征(图 6(a))。 $w_V=0.5\%$ 时拉伸

断口微观表面局部有韧窝,撕裂棱不明显,且棱上分布大小不等的韧窝(图 6(b))。 $w_V=1.5\%$ 时,其断口微观表面上布满大小不等的韧窝,呈明显的韧性断裂(图 6(c)),图中箭头所指的韧窝底部有第二相粒子存在,第二相粒子与基体界面首先开裂形成裂纹,最后裂纹互相连接导致断裂。 $w_V=2.0\%$ 时,断口的微观表面上晶界的撕裂棱已经不明显,断口呈现出一定的脆性状态(图 6(d))。

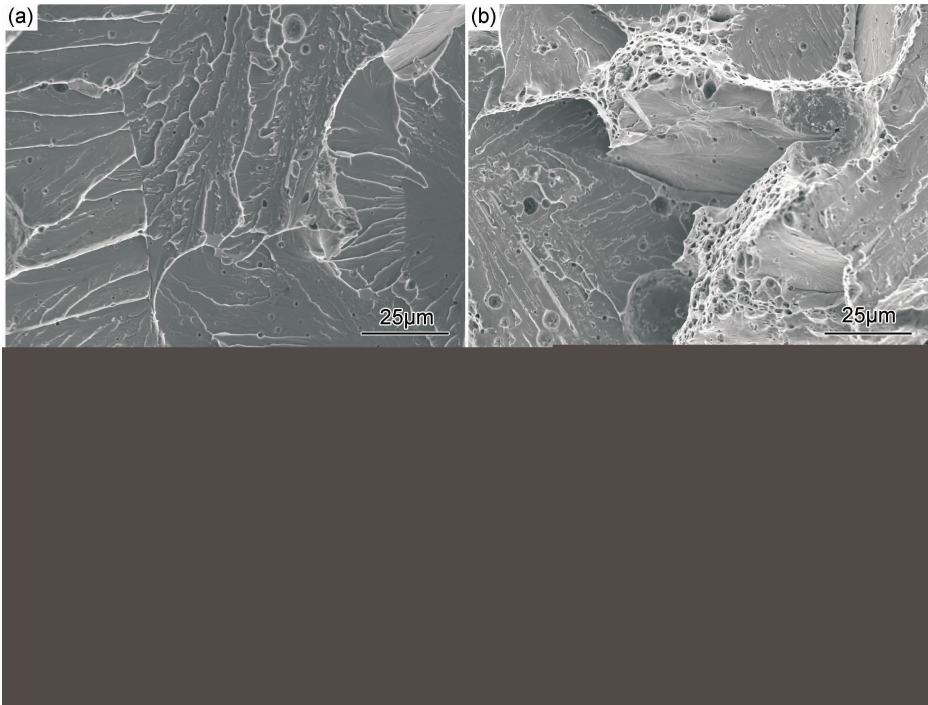


图 6 不同 V 含量的填充材料焊缝拉伸断口 SEM 形貌
(a) $w_V=0\%$;(b) $w_V=0.5\%$;(c) $w_V=1.5\%$;(d) $w_V=2.0\%$
Fig. 6 SEM morphology of the joint fracture surface with fillers of different content of V
(a) $w_V=0\%$;(b) $w_V=0.5\%$;(c) $w_V=1.5\%$;(d) $w_V=2.0\%$

弥散分布的颗粒在金属凝固的过程中充当异质晶核,提高形核率,晶粒细小而均匀,由 Hall-Petch 关系的位错与晶界作用理论可以得出晶粒越细小,所占体

积比越大焊缝的强度越高。由于在焊缝中生成了多种颗粒,组织中存在大量的相界面。界面的结合状况是影响复合材料性能的重要因素^[18]。

图 5(a),(b)分别为 $w_V=0\%$ 和 $w_V=1.5\%$ 时焊缝内碳化物颗粒的 TEM 形貌及与基体的结合情况,图 5(a)中的颗粒与基体的界面边缘有明显的亮光,裂纹容易在此处扩展,结合不紧密;而图 5(b)中的颗粒与基体结合紧密。由于 V 的加入,提高了颗粒与基体的润湿性,两者的界面干净,连接紧密,裂纹起始点出现在颗粒界面附近的基体一侧,随着载荷的增大,裂纹不断扩展,最后导致试样沿颗粒的极区产生贯通破坏;而对于 TiC 颗粒由于界面强度较低,裂纹直接在界面中诱发,随着载荷的增大,裂纹环绕颗粒周边向中部不断扩展,最后导致整个颗粒脱粘。所以当 $w_V=1.5\%$ 时,一部分的 V 固溶于基体中起到固溶强化作用,一部分的 V 与焊缝中 C、N 元素逐渐脱溶析出,固溶强化作用转化成沉淀强化作用,强度增加,塑性也得到提高。

3 结论

(1)加入 V 对焊缝基体固溶强化,在焊缝中除了生成 $YAlO_3$, TiC, TiN 还有 VC, VN 颗粒生成,且主要是和 Ti 结合的复合颗粒 (Ti, V)C。组织得到一定程度的细化,当 $w_V=1.5\%$ 时焊缝组织最细小均匀。

(2)加入 V 后焊缝内的放热反应增加,且焊缝内生成的颗粒与基体结合更好,焊缝内气孔减少。但是 $w_V=2.0\%$ 时,由于含 Ti, V 颗粒在晶界的偏聚,焊缝内气孔量又会增加。

(3)随着 V 含量的增加,焊缝晶粒细化且均匀化,焊缝中弥散分布的细小颗粒对焊缝弥散强化。同时含 V 颗粒与基体结合良好,拉伸断口由脆性解理断裂转变为韧性断裂。但是 $w_V=2.0\%$ 时,由于含 Ti, V 颗粒在晶界偏聚,骨节状的碳化物割裂基体,弥散作用减小,使得焊缝强度及韧性都降低。

参考文献

- [1] OLIERA P, BOUGAULT A, ALAMO A, et al. Effects of the forming processes and Y_2O_3 content on ODS-Eurofer mechanical properties[J]. Journal of Nuclear Materials, 2009, 386—388: 561—563.
- [2] SHIGEHARU U, MASAYUKI F. Perspective of ODS alloys application in nuclear environments[J]. Journal of Nuclear Materials, 2002, 307—311(1): 749—757.
- [3] De CASTROA V, LEGUEY T, MUÑOZ A, et al. Microstructural characterization of Y_2O_3 ODS-Fe-Cr model alloys[J]. Journal of Nuclear Materials, 2009, 386—388: 449—452.
- [4] MUKHOPADHYAY D K, FROES F H, GELLES D S, et al. Development of oxide dispersion strengthened ferritic steels for fusion[J]. Journal of Nuclear Materials, 1998, 258—263: 1209—1215.
- [5] 淮军锋, 郭万林, 李天文, 等. 氧化物弥散强化高温合金 MGH956 的基本焊接性研究[J]. 材料工程, 2008, (9): 52—55.
HUAI J F, GUO W L, LI T W, et al. Weldabilities of the oxide-dispersion-strengthened superalloy MGH956[J]. Journal of Materials Engineering, 2008, (9): 52—55.
- [6] 田耘, 郭万林, 杨峥, 等. MGH956 合金板材电子束焊和氩弧焊的接头组织与性能研究[J]. 航空材料学报, 2011, 31(4): 33—38.
TIAN Y, GUO W L, YANG Z, et al. Microstructures and properties of MGH956 sheet joints with EB and TIG welding methods[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2011, 31(4): 33—38.
- [7] 龚伟, 王一三, 王静. 原位烧结合成 (Ti, V)C 颗粒增强铁基复合材料的微观结构研究[J]. 粉末冶金技术, 2007, 25(1): 35—38.
GONG W, WANG Y S, WANG J. Microstructure study on in situ sintering synthesis of (Ti, V)C/Fe composites[J]. Powder Metallurgy Technology, 2007, 25(1): 35—38.
- [8] 吴朝锋, 马明星, 刘文今, 等. 激光原位制备复合碳化物颗粒增强铁基复合涂层及其耐磨性的研究[J]. 金属学报, 2009, 45(8): 1013—1018.
WU C F, MA M X, LIU W J, et al. Study on wear resistance of laser cladding Fe-based composite coatings reinforced by in-situ multiple carbide particles[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2009, 45(8): 1013—1018.
- [9] RUNE L, TADEUSZ S, STANISLAW Z, et al. The role of vanadium in microalloyed steels[D]. Stockholm: Swedish Institute for Metals Research, 1999.
- [10] 刘海峰, 刘耀辉, 于思荣. 原位合成 VC 颗粒增强钢基复合材料组织及其形成机理[J]. 复合材料学报, 2001, 18(4): 58—63.
LIU H F, LIU Y H, YU S R. Microstructure of in situ VC particulates reinforced steel matrix composite and its forming mechanism[J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2001, 18(4): 58—63.
- [11] 倪自飞, 孙扬善, 薛烽. 原位 VC 颗粒弥散强化 304 不锈钢的组织与性能[J]. 东南大学学报, 2010, 40(6): 1308—1322.
NI Z F, SUN Y S, XUE F. Microstructure and properties of in-situ VC dispersion-reinforced 304 stainless steel[J]. Journal of Southeast University, 2010, 40(6): 1308—1322.
- [12] GLUSHKOVA V B, KRZHIZHANOVSKAYA V A, EGOROVA O N, et al. Mechanism of YAG synthesized by the solid-state reaction method[J]. Inorganic Materials, 1983, 19: 80—84.
- [13] 姜茂发, 王荣, 李春龙. 钢中稀土与铌、钒、钛等微合金元素的相互作用[J]. 稀土, 2003, 24(5): 1—3.
JIANG M F, WANG R, LI C L. Interaction of rare earths and micro alloying elements Nb, V and Ti in steel[J]. Chinese Rare Earths, 2003, 24(5): 1—3.
- [14] 梁连科. 金属钒、碳化钒 (VC) 和氮化钒 (VN) 制备过程的热力学分析[J]. 钢铁钒钛, 1999, 20(3): 43—46.
LIANG L K. Thermodynamic analysis of preparation of metallic vanadium (V), vanadium carbide (VC) and vanadium nitride (VN)[J]. Iron Steel Vanadium Titanium, 1999, 20(3): 43—46.

[15] 杜宝帅, 李清明, 王新洪, 等. 激光熔覆原位自生 TiC-VC 颗粒增强 Fe 基金属陶瓷涂层[J]. 焊接学报, 2007, 28(4): 65—68.
DU B S, LI Q M, WANG X H, et al. In situ synthesis of TiC/VC particles reinforced Fe based metal matrix composite coating by laser cladding[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2007, 28(4):65—68.

[16] SEPULVEDA R, ARENAS F. TiC-VC-Co: a study on its sintering and microstructure[J]. International Journal of Refractory Metals & Hard Materials, 2001, 19(4): 389—396.

[17] 雷玉成, 任闻杰, 谢伟峰, 等. 氧化物弥散强化 MGH956 合金 TIG 焊缝气孔问题分析[J]. 焊接学报, 2011, 32(11): 1—4.
LEI Y C, REN W J, XIE W F, et al. Study on pores in TIG welding of oxide dispersion strengthened(ODS) alloy MGH956 [J]. Transactions of the China Welding Institution, 2011, 32(11): 1—4.

[18] 雍岐龙, 孙新军, 郑磊, 等. 钢铁材料中第二相的作用[J]. 科技创新导报, 2009, (8): 2—3.
YONG Q L, SUN X J, ZHENG L, et al. Role of second phases in the steel[J]. Science and Technology Innovation Herald, 2009, (8): 2—3.

基金项目:国家自然科学基金资助项目(51075191);江苏省高校博士创新基金项目(CXZZ11_0556);江苏高校优势学科建设工程资助项目(PAPD)

收稿日期:2013-05-20;修订日期:2014-07-21

通讯作者:雷玉成(1962—),男,教授,博士生导师,主要从事先进连接技术等方面的研究,联系地址:江苏省镇江市学府路 301 号江苏大学材料学院(212013),E-mail:yclei@ujs.edu.cn