3.25% 硅钢焊接热影响区的组织

与脆性的研究

田万钰 于 捷 章应霖

(哈尔滨焊接研究所) (武汉钢铁公司)

摘 要

对变压器硅钢片熔化极惰性气体保护焊 (MIG) 焊接过热区组织进行了分析,结果表明,焊 接接头热影响区的脆化主要表现在: 1.局部晶界的脆化。在应力作用下,裂纹首先在局部晶界 成核,形成裂纹源。2.晶粒的脆化。过热区内魏氏组织形态的析出相强化了铁素体,引起了脆 化、使晶内塑性变形能力急剧降低。形态分析表明,沿晶破断具有低塑性开裂特征,由于晶界 的脆化不是全局性的,总的说来晶界尚具有一定阻止裂纹发展的能力,此外由于同一晶粒内裂纹 是多源发展的,因而晶内的强化仍然是导致宏观脆性断裂的主要因素。沿晶开裂的作用只是在一 定条件下可以作为源,引发邻近晶粒的解理穿晶断裂。脆性断裂产生在 HAZ 的 粗晶区中,裂纹 具有锯齿形特征。锯齿台阶彼此平行,晶内各微裂纹也相互平行。晶内按魏氏组织形态分布的沉 淀相是在一个中等冷却速度下产生的。焊后 900℃ 加热处理可使已经析出的晶界与晶内沉淀相以 及有可能产生的 M-A 型针状组织等消失,消除了由沉淀强化导致脆性的组织因素,大大改善了 接头的塑性。过热的粗晶区中,尽管在微区可能产生空晶型马氏体,然而由于其量甚微,且均被 高韧性相奥氏体所包围,它对宏观脆性并未产生多大作用。

一、序 盲

在变压器硅钢的冷轧生产中,一般是把2.5mm左右厚的原料钢卷轧压加工成厚度为 0.3~0.5mm的薄钢片。为了保证连续作业,将2.5mm 厚的原料钢带焊接起来,要求接 头具有足够的塑性,以便经受住连续作业中多次反复弯曲引起的形变加工。生产中,接 头如果不经中间热处理,总在接头近缝区金属中产生脆断。

关于3.25%硅钢的MIG 焊,已有一些报道^[1~2]。这些报道中,具体工 艺 虽 有 差 别,但基本观点都是大体一致的,那就是认为3.25%硅钢焊接热影响区晶粒粗大,渗碳 体沿晶界析出,所以接头很脆,因此推荐用小线能量焊接。此外并提出,对 MIG焊 接 接头,焊后应采取 600~800℃温度范围的热处理,温度不超过 800℃。处理的目的在于 防止渗碳体析出。然而这并不能保证3.25%硅钢接头具有良好的性能,仅对低硅(1.7%) 成分接头的性能有所改善。文献〔3〕中提出应采取 300℃时 效,以消 除 应 力。文 献 〔4〕中提出,只从降低线能量出发,并不总能保证获得满意的结果,有效的办法是将 MIG焊接接头焊后在850~1000℃加热空冷,使已产生的晶界碳化物固溶,使有可能产 生的马氏体消失。以此来改善接头的性能,实际效果是很好的。

以上文献,虽然对改善接头的塑性提出了一些解决办法,但对焊接接头的脆性倾向 的本质,还多半是从推论来分析,尚缺少从微观断裂过程来分析致脆的组织因素,因而 也无法了解工艺-组织-性能三者间实际存在的内在联系。

为了探索变压器钢 MIG 焊接接头脆化的本质,并为改进和制定新的焊接工艺提供 金属学依据,本文着重对接头过热区的组织与性能进行分析。

二、试验用材料与试验方法

1. 试验用材料与焊接条件

本试验中采用试板的成分与接头的冷弯角见表1。试板为热轧板,热轧加热温度为 1350℃,终轧温度为950℃,水冷到550℃卷成卷。表1中所列1号与2号试板的焊接条件 为:MIG焊(熔化极惰性气体保护焊),*I*=180A,*U*=16V,*V*_焊=700mm/min,所 用焊丝为08Mn₂SiTi。接头在焊后状态下做冷弯试验。

表1 试板的成分与接头的冷弯角

编号		化		学		成 分			认亦在	收益利益要
	С	Si	Mn	S	Р	Cr	Ni	余	(779月)	町 殺 位 直
1	0.043	3.1	0.06	0.02	0.016	-		Fe	<60°	近缝区
2	0.043	3.07	0.059	0.02	0,009	0.013	0.034	Fe	<60°	近缝区

2. 试验方法

垂直于焊缝截取试样,试样尺寸如图1所示。
采用三点弯曲,在万能试验机上缓慢加
载,使焊缝表面受拉,加载直到出现裂纹为止。

▲ 60 — 60 — 60 — 2.2 图 1 冷弯试样的形状与尺寸

3. 热处理

根据生产实践的结论,焊后选取900℃加热。为进行组织对比也分别采用了700℃、 500℃与200℃等不同的回火温度进行焊后热处理。

4. 金相与电子显微镜分析

在接头的横截面与焊接平面上,用光学显微镜对比分析了组织状态,并用透射电镜 对某些相作了二次复型的精细观察。用扫描电镜观察了断口形貌。

5. 热影响区(HAZ)的组织模拟

将沿轧向加工的柱状试样,按文献〔4〕指出的热循环,在Formaster膨胀测定仪 上进行模拟热循环处理。为进行对比,也附带在盐浴加热炉中淬火处理。

三、试验结果

1. 断口分析

焊后状态接头试样冷弯角达60°时,试样 在近缝区断裂。宏观裂纹平行于熔合线发展,具有锯齿形的裂口形态(图2)(图版11)。锯齿的 起 伏 台 阶 相 互 平 行(图3) (图版11)。图 3 表明,主裂口附近的金属中有内藏的显微裂纹与少量孪晶形 变 区,裂 口 主 要 呈 穿晶发展,个别的有晶界萌生微裂纹。穿晶解理断口示于图 4 (图版12), 断裂面上有少量沿晶断口存在(图5)(图版12)。从图 5 中清晰可见,在沿晶断裂的 近邻,放射状发展了 解 理 断 裂。图 2 所示裂口表明,平行发展的一系列断裂面与另一 平行发展系列的裂口以大角度相交形成锯齿台阶。一个裂口台阶面(在图 3 中表明是穿 越晶粒发展的)实则也是由相互平行的、产生在同一晶粒内的解理小平面与另外的侧壁 解理面连接起来形成的,呈现出更为微观的台阶(图 4)。这一形态 与 图 3 相 对 应, 说明宏观裂口是由晶内裂纹多源成核后,平行发展再串接而形成。断裂面上有二次裂纹 (图 6)(图版12)。沿晶断裂面,具有撕裂岭的断裂形态,是由一些低塑性断裂小平 面组成的(图 7)(图版12)。

图 3 所示细节表现了宏观开裂过程的微观行为特征。图 3 中左上为一个锯齿台阶开 裂面(箭头A 所指),与它相邻接的右上裂口边为连接两平行开裂面的另一解理面;箭头 B 所指为各晶粒内萌生的微裂口,它们都相互平行并与主断面平行,有的受阻于晶界,有 的穿越晶界发展,箭头D所指为在晶界处萌生的微裂纹,箭头C所指为晶内产生的形变 挛晶带。二次裂纹的端部区也可见到这种孪晶带(图 8)(图版12)。图 9~12(图版 12、13)清楚地表现了裂纹穿晶发展的特征:有的裂纹受阻于晶界(图 9),有的受阻 于针状组份的界面(图10),有的穿越过它(图11),后者似乎是裂纹在针状组份处成 核,横越发展将其拉移错开。

将试样表面抛光,作轻度弯曲(30°左右),以观测裂纹最初萌生部位。经弯曲后 无宏观开裂的试样在光学显微镜下与扫描电镜下观察,在受拉面上观察到的沿晶开裂只 发生在垂直于拉应力方向的晶界上,也就是平行于熔合线的晶界面上,然而只是发生在 个别晶界处(图13)(图版13)。图14(图版13)中清晰可见,晶内与沿晶 开裂处 有 高出于抛光面的硬性析出物,而在图15(图版13)中则可见到沿晶分布的小孔坑。这里 需要指出的是,多处既与主应力垂直、又与已萌生晶间裂纹的部位接邻的晶 界 并 未 开 裂(图13)。

为观察一条已发现的穿晶裂纹的空间发展的特征,特对试样逐层抛光(图12a与b), 情况完全与图 3、图9~11所示相同,即在晶粒内部萌生与发展的裂纹可以止于晶界,也 可穿越晶界,裂纹可止于针状组份的边缘,也可穿越它发展。

经焊后900℃加热处理的试样,弯至180°,未产生宏观与微观的裂缝,在过热区的 粗大晶粒内可见到明显的形变带,它们呈穿晶发展(图16)(图版13)。

2. 显微组织分析

1) 焊态试样的 HAZ 组织

两种材料的焊接接头,其金相组织相同(图17~19)(图版13、14)。焊缝为粒状贝氏体组 织(图17),其中有少量块状铁素体。近缝区为粗大多面体铁素体晶粒组成的组织(图18), 铁素体晶粒中有少量的针状组份,由晶间向晶内沿特定的晶面析出,某些沉淀相在晶内 按魏氏组织分布,晶界附近存在无沉淀区(图19)。原始母材为沿轧向呈带状分布的铁 素体与珠光体的混合组织(图20)(图版14),铁素体晶粒内未明显见有沉淀相。

晶内按魏氏组织形态分布的沉淀相,呈短杆状(空间呈盘状),在三维方向相互垂 直分布(图19、21)(图版14)。它是沿特定惯析面析出的一种单相组织(图22)(图版14), 试样经苦味酸钠煮沸浸蚀,可见某些晶界暗黑,这表明可能有渗碳体型沉淀物在晶界析出 (图23)(图版14)。至于由晶界向晶内沿特定惯析面析出的针状组份,其硬度大大高于 铁素体基体,前者为452HV,后者为288HV(图24)(图版14)。这种针状组份的精细结构, 从图19中可大约看出它不是单相。对模拟热循环试样的观察得出它具有复相结构,是一 种由像孪晶马氏体那样的竹叶状组织与基体相组成的组合体(图25)(图版14)。经200℃ 回火,针状组份硬度明显下降(289HV),此时基体相硬度下降到255HV。用扫描电镜观 察,焊态试样的针状组份白亮,针中心地带灰暗(图26)(图版14);200℃回火后,针的 中心地带出现了"竹叶片"形的组织形态(图27)(图版15);对二次复型观察,发现 竹叶片形组份内有大量无规则弥散分布的粒状碳化物(图28)(图版15)。由此可以过 确认,竹叶片组份是马氏体,针状组织区的基体相是奥氏体,在焊态下这个区域实则为 冷奥氏体转变的M—A型复合组织。

将焊态试样经苦味酸钠溶液浸蚀,针状组份暗黑,边缘有一白亮带(图29)(图版 15),说明针状区内有碳化物析出,而其边缘区为贫碳区,相对于基体相针状组份本身 是高碳区。外围白亮带的硬度为250HV,既低于基体相(288HV),更远低于针状组份 (450HV),与图19对照,说明它既是无沉淀相区,也是贫碳区。

2) 对焊后加热处理试样的观察

焊后状态试样经500℃处理,组织形态基本未发生变化,经900℃处理后,晶界与晶 粒内的组织发生明显的变化,针状组份与杆状沉淀相均消失了(图30~32)(图版15), 晶间沉淀相全部固溶(图33、34)(图版16),晶粒度未发生任何变化。

3) 对热模拟试样的观察

三种模拟试验的加热与冷却曲线示于 图35。三种热模拟规范的峰值 温度 均为 1350℃,保温2s,从室温加热到峰值温 度的时间为 15s。冷却速度为:1.以 130℃/s冷至560℃后空冷,2.以40℃/s冷 至900℃后再以9℃/s 冷至560℃后空冷, 3.以40℃/s冷至900℃后再以3℃/s冷至 室温。与各种规范对应的组织示于图 36 ~38中(图版16)。按第1与2规范处理



3. 以40℃/s冷至930℃后再以3℃/s 冷至室温

的试样,铁素体晶界与晶内有析出相,晶内析出相的形态与焊后状态试样所表现的按魏 氏组织形态分布的沉淀相相同。这两种规范的差异是前者冷速大,晶内沉淀相尺寸小,分 布密,晶界沉淀物稀少,无针状组织出现,后者冷速小,沉淀相尺寸大,间距远,晶界 区无沉淀带宽,个别部位有针状组织出现。第3种规范冷速最小,晶内沉淀相以粒状出 现,魏氏组织形态消失,个别部位有针状组织出现。为对比起见,在1280℃盐浴中加热 油冷,其组织洁净,沉淀相与针状组份均未出现,板状试样弯曲至180°未断裂。弯曲结 果与焊后经 900℃处理的试样相同。

四、讨 论

焊后状态下接头试样的断裂具有穿晶一沿晶混合发展形态。裂纹最先在与拉应力垂 直的晶界上成核,由它引起穿晶解理断裂(图5)。然而,大部分穿晶解理断裂并不起源 于晶间裂源(图3、图9~12)。这说明过热区中的穿晶与沿晶断裂是两个独立进行的过 程。对于沿晶开裂,图14、15所示表明,它与晶间析出的脆性相有关,在应变作用下, 不连续的脆性薄片与基体间产生浅坦的孔坑或脆性小断裂面,由它们串集成晶界开裂 (图7)。最初萌生的晶界裂口,是继续沿晶发展,还是穿晶发展,决定于晶界的弱化程 度与它的普遍程度以及主应力在晶界方向分量的大小;裂口前端发展是按塑性撕裂还是 按解理断裂,决定于晶粒本身的缺口敏感性,也就是它自身的脆化程度。在本试验中发 现的沿晶开裂如此少,而晶内开裂又具有多源并发性(图36、图9~12),因此有理由认 为晶粒的脆化程度高而普遍,因此它成了导致宏观脆性断裂的主要因素。事实上, 主裂纹近旁的铁素体晶粒中无明显变形痕迹,但却出现了孪晶带,可见铁素体的强化程 度已很高,应变能力很低,极易产生脆性断裂。

关于近缝区晶粒中出现的针状组份,前面已叙述过,它本身富碳,周围贫碳,贫碳 区的分布特征与富碳区的形状有完好的对应关系(图19与29),这说明针状组份区的存 在是一种与碳的扩散迁移有关的现象。根据图39所示的相图可知,对于 3.25% 硅 钢, 0.04%C级成分,高温下存在一封闭的 $\alpha + \gamma$ 双相区,显然近缝区金属从焊接高温冷却 下来,要经历 $\alpha \rightarrow \alpha + \gamma \rightarrow \alpha$ 这样的组织转变,经高温金相观察,针状组份产生在1000~ 1100℃高温,由此,从理论推断到实际观察,可以确认室温下观察到的针状组份是高温奥 氏体区的过冷转变产物,而高温下这一组织区的产生则又是经 $\alpha \rightarrow \gamma$ 过冷转变后形成的, 它遭循一定位向关系向晶内成长。在连续冷却条件下,针状区内则发生新的相变($\gamma \rightarrow \alpha$) 形成复相结构,即M—A 针状区(图10,11与24)。随条件变化,也可形成 珠 光体 或 贝氏体型的组织(图12与19),正因如此,一则是由于针状组份一般不多,即或是其中产 生了马氏体,它多以孤立片状存在,周围包以高韧性的奥氏体(图27),形变时后者可 以优先形变,松弛了对马氏体片区的形变要求。再则是如果产生的转变组织是诸如珠光 体或贝氏体类的组织,它们具有相当的塑变能力,所以尽管针状组份是高碳区的转变产 物,实际上除个别情况外(图11),一般它并不提供裂源,也不是裂纹扩展的择优途径 (图10~12),因而它的存在与否与宏观脆性未发生实质上的联系。 关于渗碳体,根据图39的状态图可知,在 平衡条件下有铁素体一碳化物型的珠光体转 变。在焊后状态的近缝区中观察到了晶界有 某些沉淀相析出(图21、23、30),这说明 在焊后冷却中,的确某些晶界是可能有渗碳 体析出的,只不过并非普遍存在,因而不是 所有垂直于主应力方向的晶界都能优先萌生 裂纹(图3、13)。这里要说明的是晶界析 出相除有可能是渗碳体型外,还有可能是下 面将要叙述的与晶内沉淀结构相同的相。

对于晶内沉淀相,前面指出它多呈短杆 状(盘状),在三维空间相互垂直呈魏氏组 织形态分布。它在α相晶粒中的分布,在平 行于轧向的(100)晶面(试样平面)上观 察,大体与{100}晶向相对应(图21)。它 在晶界附近消失,形成无沉淀物区(图18、 19、21、30与31)。此外它的分布状态受冷却 与随后加热的影响(图30~32与图36~38)。 在极快与极慢冷却下均没有产生短杆状的沉



5卷

淀形态。在空冷条件下产生的短杆状(盘状)具有魏氏组织分布形态的沉淀相,受高达 900℃的再热,其分布形态才发生本质的变化,魏氏组织形态消失。以上分布特性说明, 这种晶内沉淀相与三次渗碳体有根本区别。事实上,基体金属溶有大量的Si,Si不溶于 Fe₃C中,如果有Fe₃C析出,成核时总要伴随形成一Si原子墙⁶³,因而在α相晶粒中, Fe₃C析出长大势必是应以球粒状均匀长大,绝无可能定向择优长大,再则同样是空冷 条件,1350℃过热后就产生,而900℃加热后就消失,这些绝不是渗碳体型析出物所具 有的特性。图40(图版16)所示有一种与图41(图版16)所示晶内沉淀相模式大致相同 的晶界沉淀相,它也在900℃处理后随晶内沉淀相的消失而消失。这一点与晶界无沉淀 区的存在相对照,足以说明这种晶界沉淀相与晶内沉淀相一样,不是渗碳体相。

晶内沉淀一方面是由于比容差,在沉淀相近邻引起点阵畸变,使基体相塑性储备降低,另一方面则是按魏氏组织形态的特征分布,相互垂直的盘状沉淀相比球粒状对位错运动的阻滞有更大的作用。在这种情况下, α铁素体的形变能力就变得十分低下了,以致微小弯曲、缓慢变形也产生了宏观脆性断裂。试验指出,短杆状(盘状)沉淀存在与否,与宏观脆性产生与否保持对应关系。只要它出现,热影响区脆性必然高,随着它的消失,当沉淀相以球粒状出现,塑性就显著恢复,试样经受住了180°弯曲而不断裂。

以上分析可以看出,制定焊接工艺还应从综合分析出发。本试验中虽然确立了晶内沉 淀相形态的突出作用,然而不能完全忽视针状组份可能产生的影响,当然更不应忽视晶间 脆化的作用。譬如,要是过分强调冷却速度的作用,以期消除晶内沉淀相与晶界沉淀相的 脆化效应,如果在过热高温下冷却速度并不十分快,由此有可能产生相当数量的针状组 织区,在随后的快速冷却下就将由此可能产生相当数量的马氏体,从而增大脆化倾向。 因而单纯加强焊接冷却,由于难以实现在过热温度下的快速冷却,当然就并不总能达 到提高塑性的效果,更何况加大冷却速度,往往会使焊接工艺变得复杂。如果焊后在 850~1000℃间加热,随后空冷,并不使焊接工艺复杂化,但却消除了致脆的组织作用, 其技术经济意义都是很大的。实践证明,这种焊后处理可全面保证硅钢焊接接头具有足 够的塑性,以适应连续轧制作业的需要^[4]。

五、结 论

1. 在近缝区粗大铁素体晶粒的某些晶界区, 析出相使形变能力降低, 在形变过程 中裂纹易于首先在晶界部位萌生。

2. 在 MIG 焊热循环条件下,构成宏观脆性的主要组织因素不是可能在晶界区析 出的渗碳体相,不是可能产生的马氏体引起的淬硬倾向,也不是焊接残余应力以及晶粒 粗大等可能致脆的因素,而是在近缝区晶粒内产生的不平衡的强化效应。致脆的实质是 短杆状(或盘状)沉淀相在铁素体晶内按魏氏组织形态分布,促成形变能力急剧降低, 导致在应变条件下产生脆性解理断裂。

3. 除某些在晶界部位的析出相外,晶内强化相不具备渗碳体或其他类型碳化物的 任何形态特征。由它们引起的脆断与晶界的低塑性断裂构成穿晶解理与沿晶低塑性断裂 的混合断裂形态。

4. 在近缝区晶粒内,始发于晶界并以一定位向朝晶内成长的针状组份,是M-A 型的复相组织,它对宏观脆性断裂没有多大影响。

5. 热处理改善接头性能的作用主要在于抑制不平衡的按魏氏组织形态分布的强化 效应。对变压器硅钢,在用 MIG 焊后,进行 900℃ 加热后空冷,消除了晶间沉淀相, 抑制了魏氏组织强化效应,避免了针状组份可能产生的淬硬倾向,全面保证了接头的塑 性。

(1983年8月31日收到)

参考文献

- (1)特許,昭41-4087。
- (2) Железнов Ю. Д. и др., Сварочное производство, (1975), №.1, Р17-18.
- (3) 丸山浩,溶接技術, (1971), №.1, P127-131。
- 〔4〕章应霖等,3.25%冷轧硅钢焊接接头脆性的研究,焊接学报,3(1982),№.3,
 P 115-124。
- (5) Leslie W.C. et al., Transaction of the ASM, 53 (1961), P715-732.
- (6)上海科技出版社,钢铁热处理原理及应用,(1978)。

A STUDY OF THE STRUCTURE AND BRITTLENESS OF HAZ OF 3.25% SILICON TRANSFORMER STEEL

Tian Wanyu, Yu Jie

(Harbin Research Institute of Welding)

Zhang Yinglin

(Wuhan Iron and Steel Company)

Abstract

In this paper, the HAZ structure of the 3.25% silicon transformer steel joint welded by MIG process as well as the correlation between the structure and the brittle tendency of the HAZ metal has been studied. The structure of the HAZ can be divided into three types: (1) the intergranular cementite precipitates; (2) the precipitates which possess a characteristic distribution of Widmanstätten morphology in the ferrite grain interior; (3) the acicular constituent, a M-A type structure after complex $(\alpha \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha)$ transformation during the continuous cooling down from welding tmperature. The acicular constituent is not so sensitive to brittle fracture under strain as compared with the strengthened ferrite grain base, although some martensite might be present. In fact, no microcracking nucleates in it or propagatse along it under the bending strain, but intergranular cracking can be first nucleated somewhere at the grain boundary and consequently induces a transgranular propagation of cleavage fracture in the neighbouring grains. However, the nucleated intergranular cracking has only a limited and localized effect on the macro-brittle fracturing of the coarse grain region in HAZ, and for the overall effect, it is the strengthening of the ferrite which plays the major role. The overall effect is so pronounced that whenever the precipitate gets the Widmanstätten mode distribution inevitably the ductility of the HAZ metal drastically reduces, and then brittle fracturing takes place. The ductility can be recovered by 900° post heat-treatment, forming a solid solution of the grain boundary precipitate. There will be then no more Widmansttätten mode distribution or acicular structure component.