

温轧工艺对 6.5% 高硅电工钢复合板铁损的影响

姬 帅^{1,2}, 刘忠军¹

(1. 西安石油大学材料科学与工程学院, 陕西 西安 710065; 2. 南京工业大学材料化学工程国家重点实验室, 江苏 南京 210009)

摘 要:对采用包覆浇铸结合热塑性变形制备的, 三层热轧态 1.2 mm 厚的 6.5% 高硅电工钢复合板进行 450 ~ 650 °C 的中温轧制变形, 并对温轧后的复合板进行微观结构观察和强磁场环境下的铁损测试, 之后对复合板进行加热至 1 150 °C 保温 30 min 的扩散退火处理和相同磁场下的铁损测试, 并对比了上述两组试验的显微结构变化及铁损变化。结果表明: 1.2 mm 厚的 6.5% 高硅电工钢复合板在 450 ~ 650 °C 内加热, 可以通过温轧变形减薄至 0.37 mm; 温轧工艺对复合板的铁损影响很大, 在强磁场环境下差异更加明显; 加热至 1 150 °C 保温 30 min 的扩散退火工艺可以显著降低温轧态复合板的铁损, 最大可以降低 98.9%。该课题的研究有助于改良三层 6.5% 高硅电工钢复合板的磁学性能。

关键词:6.5% 高硅电工钢; 复合板; 温轧变形; 扩散退火; 铁损

中图分类号: TF76, TG142.7

文献标志码: A

文章编号: 1004-7638(2021)04-0162-07

DOI: 10.7513/j.issn.1004-7638.2021.04.027

开放科学 (资源服务) 标识码 (OSID):



听语音
与作者互动
聊科研

Effect of warm rolling process on iron loss of Fe-6.5%Si electrical steel composite

Ji Shuai^{1,2}, Liu Zhongjun¹

(1. School of Materials Science and Engineering, Xi'an Shiyou University, Xi'an 710065, Shanxi, China; 2. State Key Laboratory of Materials-Oriented Chemical Engineering, Nanjing Technology University, Nanjing 210009, Jiangsu, China)

Abstract: Trilaminar composite of Fe-6.5%Si alloy with 1.2 mm thickness and produced by coated casting combined with thermomechanical process had been rolled in temperature of 450 ~ 650 °C. Microstructure of the composite plate after warm rolling had been observed, in the same time, its iron loss had been tested. And then, the composite plate had been carried out on diffusion annealing process where it was reheated up to 1150 °C and hold for 30 min. Iron loss of the composite after diffusion annealing had been investigated. Results showed that the 6.5% high silicon electrical steel cladding plate could be rolled down to 0.37 mm by warm rolling deformation when it was heated at 450 ~ 650 °C. Warm rolling process has a great influence on the iron loss of the composite plate, and the influence is more obvious in strong magnetic field environment. Diffusion annealing process of 1150 °C for 30 min can significantly reduce iron loss of the warm rolled composite plate, and the maximum reduction is 98.9%. This research is helpful to improve the magnetic properties of three-layer 6.5% high silicon elec-

收稿日期: 2020-12-01

基金项目: 陕西省自然科学基金面上项目 (2021JM-410); 西安石油大学校青年创新团队基金 (2019QNKYCXTD12)。

作者简介: 姬帅 (1985-), 男, 山东菏泽人, 工学博士, 长期从事金属陶瓷复合多孔材料的基础研究工作, E-mail: jishuai029@xsyu.edu.cn。

trical steel composite plates.

Key words: Fe-6.5%Si steel, composite plate, warm rolling, diffusion annealing, iron loss

0 引言

6.5% 高硅电工钢是一种磁性能优良的软磁合金, 具有电阻率高、磁滞损耗小、磁致伸缩系数接近零、环境噪音低等优点^[1-3], 应用在电磁领域有利于实现电磁转换设备的高效化、节能化及轻便化, 因此应用前景十分广阔, 但是该软磁合金由于基体内含有大量的硅元素, 导致其自身具有显著的低温脆性、同时在室温下硬度大, 这两个突出的缺点使得该合金工业化生产难度加大^[4-7]。如何在确保 6.5% 高硅电工钢优异的软磁特性的前提下, 克服该合金难以加工的不足, 进而实现该合金的工业化批量生产成为了本领域的研究热点之一^[8-10]。为了避免 6.5% 高硅电工钢显著的低温脆性、难以塑性加工的缺点, 本领域的研究人员开发了化学气相沉积法、粉末压延法、熔盐法、定向凝固法等制备工艺方法, 但上述方法中只有化学气相沉积法实现了工业化生产, 而化学气相沉积法制备工艺由于对环境的污染严重、对生产设备的损耗较大, 需要较高的维修费用, 在发达国家中如日本, 已经在本世纪初期停止了采用化学气相沉积法对 6.5% 高硅电工钢的生

产^[11-14]。开发出具有我国知识产权的 6.5% 高硅电工钢制备加工方法, 对实现该合金材料的工业化生产意义重大。

包覆浇铸结合传统塑性加工的方式, 属于层状复合技术领域, 包覆浇铸结合传统热塑性加工的制备工艺在我国江南某钢厂的热轧机上已经实现。该技术对 6.5% 高硅电工钢在塑性加工之前进行了结构上的创新, 可以克服该合金在低温下脆性显著, 难以加工的缺点, 能够实现 6.5% 高硅电工钢在低温下的加工变形。笔者在包覆浇铸结合传统热塑性加工的方式制备 6.5% 高硅电工钢热轧复合板的基础上, 对该复合板进行中温轧制变形, 研究了不同的温轧方式及扩散退火处理对 6.5% 高硅电工钢复合板铁损的影响。

1 试验材料及方法

1.1 试验材料

试验材料为包覆浇铸结合传统热加工工艺制备的厚度在 1.2 mm 左右的三层高硅电工钢复合板^[5], 实物及其显微结构如图 1 所示, 表 1 是该复合板的化学成分。

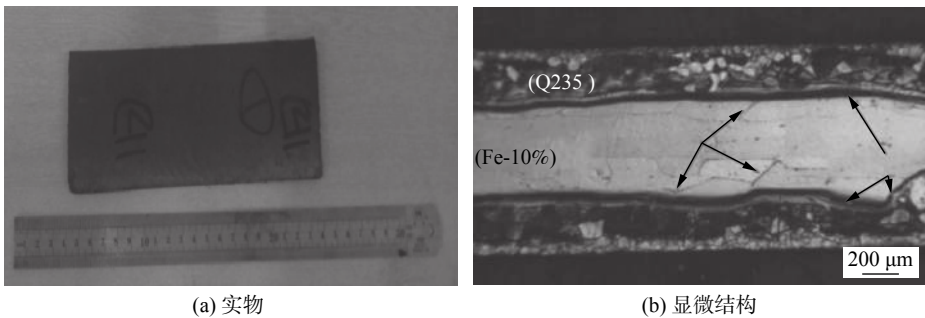


图 1 热轧态 6.5% 高硅电工钢复合板
Fig. 1 Fe-6.5%Si composite after hot rolling

表 1 热轧 6.5% 高硅电工钢复合板的化学成分
Table 1 Chemical compositions of Fe-6.5%Si steel composite after hot rolled

	Al	Cr	Mn	P	S	Ca	Si	C	Fe
外层(Q235低碳钢)	0.15	0.08	0.33	<0.02	<0.03	0.05	0.08	0.14	剩余
内层(Fe-10%Si合金)	0.22	0.05	0.18	<0.01	<0.01	0.07	10.08	0.02	剩余

1.2 试验方法

从热轧板的中心部位截取四块尺寸相同的试样

(长×宽×高, 即 $L \times W \times H = 20 \times 20 \times 1.2$, 单位: mm), 将四块试样分别标记为 1[#]、2[#]、3[#]、4[#]; 对四块试样进行

中温轧制,温度控制在 450 ~ 650 ℃,轧制工艺参数如表 2 所示,试样 1[#]的温轧方向沿着热轧的方向进行,试样 2[#]的温轧方向沿着热轧宽展的方向进行,试样 3[#]的温轧方向为 1[#]和 2[#]试样的变形结合(即先沿着热轧方向变形 1 次,然后旋转 90°沿着热轧宽展方向变形 1 次,后续依次交替进行),试样 4[#]的温轧方向为 2[#]和 1[#]试样的变形结合,与试样 3[#]类似。对温轧后的四块试样在气氛保护炉中进行扩散退火处理,加热温度为 1 150 ℃、保温 30 min。

表 2 6.5% 高硅电工钢复合板温轧变形道次压下量
Table 2 Pass reductions of Fe-6.5%Si composite with warm rolling

板厚/mm	道次	变形量/%
1.20	0	0
1.00	1	17
0.92	2	8
0.90	3	2
0.74	4	18
0.67	5	9
0.64	6	4
0.53	7	17
0.47	8	11
0.45	9	4
0.40	10	11
0.38	11	5
0.37	12	3

注:温轧起始温度为 650 ℃、终轧温度为 450 ℃,采用红外测温仪对试样每次温轧后进行温度测量,温轧分四个阶段完成,保温时间依次为 45、30、20、15 min。

1.3 铁损测试

采用 NIM-2000E 型电工钢片交流磁性能检测装置,测量四块试样通过温轧变形后的铁损 P ,采用相同的方式对四块试样通过扩散退火处理后测量铁损。

2 试验结果与讨论

2.1 温轧后试样的显微组织及铁损测试

6.5% 高硅电工钢复合板的铸坯采用包覆浇铸来制备,在热轧之前对该铸坯进行热锻加工,目的在于破碎大的柱状晶组织、消除缩孔疏松等铸造缺陷、细化晶粒提高塑性加工能力为热轧做好组织准备,热轧后的 6.5% 高硅电工钢复合板实物如图 1(a)所

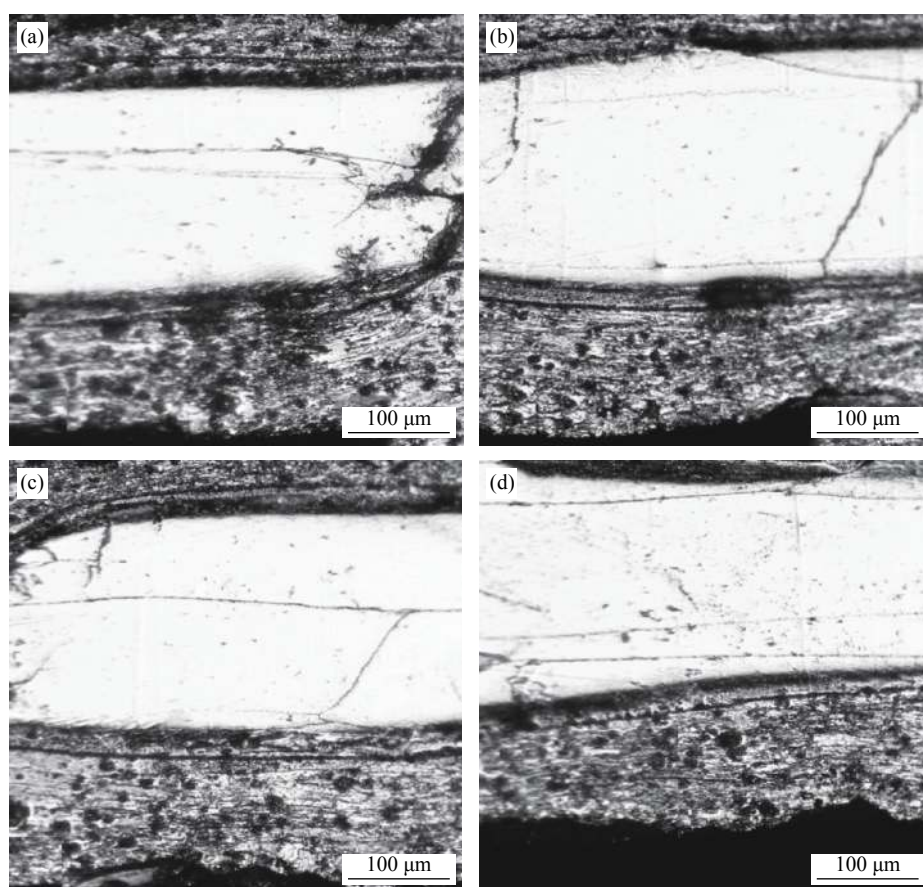
示,显微结构如图 1(b)所示,结构为三层,外层为塑性良好的 Q235 低碳钢,内层为低温脆性显著的 Fe-10%Si 合金,这样的结构在塑性加工过程中,外层良好的金属流动性会补缩到内层硅铁合金的裂纹处,可以起到阻碍裂纹延展的作用,有利于保护内层的持续变形。由于包覆浇铸、热锻、热轧三个阶段的温度较高,同时在热锻和热轧过程中发生了大变量的加工变形,使得外层与内层之间出现了明显的过渡层,这说明二者出现了明显的冶金结合,这在后续的中温轧制变形过程中,更有利于外层对内层的保护。

对热轧后的复合板进行取样,加热至 650 ℃ 保温 45 min 后进行温轧,轧制变形过程如表 2 所示,由于该复合板的内层具有显著的低温脆性,为了防止内层出现更多的断裂而不利于持续的轧制变形,温轧的变形温度控制在 450 ~ 650 ℃,同时为了防止轧制开裂,每次变形的压下量不宜过大、每一阶段的轧制次数不宜过多。通过温轧后复合板的四个试样虽然变形方式不同,但厚度均由 1.2 mm 减薄到了 0.37 mm。

图 2(a)为试样 1[#]的显微结构,外层和内层发生了变形,晶粒处于拉长的状态,说明温轧的结束温度较低,不足以让各层发生再结晶。从整体上观察,复合板完整性良好,说明在温轧过程中外层与内层的变形同步性相对良好,外层对内层起到了良好的保护作用。但是可以明显观察到内层出现了断裂,说明在温轧过程中内层芯部存在裂纹,并且该裂纹在温轧过程中得到了扩展;造成的原因是由于 1[#]是沿着热轧方向进行温轧的热轧态试样,该试样通过热轧后内层出现了微裂纹,而温轧的变形方向与热轧一致,在该轧制方向上出现的微裂纹会在同方向的持续变形中扩展,同时该裂纹由于出现在内层芯部,没有与外层接触,而内层自身的脆性在变形过程中,在剪切力的作用下会导致该裂纹持续扩展,至接触到外层才结束,进而呈现出内层断裂的状态,但是由于外层良好的保护作用,使得内层出现了断裂也可以继续进行塑性变形,该复合板的完整性不会被破坏。试样 2[#]的温轧方向为热轧试样的宽展方向,2[#]呈现的状态与 1[#]类似,但是 2[#]的内层没有出现断裂,只有晶界上的裂纹,且裂纹较长贯穿于内层的厚度并与外层接触。导致上述现象的原因是宽展方向上变形量相对于热轧方向上的变形量较小,宽展方向上出现的微裂纹数量较少、尺寸较小,进而在持续变形中这类裂纹的增长量有限,所以不会积累至断

层的出现。裂纹在温轧过程中会沿着内层晶粒的晶界发展,原因是:首先内层自身的突出脆性,为裂纹的扩展提供环境,其次晶界的能垒较低,在温轧过程中裂纹在剪切应力作用下往能垒较低的区域运动扩展;由于内层硅元素含量过高、整体脆性显著,呈现出晶粒尺寸大且晶界平直的形貌,进而温轧后裂纹出现在晶界处也呈现平直的形貌,但与 1[#]进行对比,2[#]内层的完整性明显更佳。图 2(c)为试样 3[#]的显微结构,与 1[#]和 2[#]相比,3[#]温轧后的内层完整性明显得到提高,该试样内层没有出现断裂,同时出现的裂纹在尺寸上得到降低,原因是 3[#]的温轧方式与 1[#]和 2[#]

不同,先沿着热轧方向温轧一个道次,然后旋转 90°沿着热轧宽展的方向温轧一个道次,这样交替方向式的温轧不会让温轧之前就存在的微裂纹持续扩展,同时每一道次温轧的宽展会有利于缩小与轧制方向平行的裂纹尺寸;所以 3[#]的内层没有出现深度较大、宽度较大的裂纹,只有沿着晶界存在的细裂纹。图 2(d)为试样 4[#]的显微结构,4[#]的情况与 3[#]类似,明显区别于 1[#]和 2[#];但 4[#]与 3[#]在内层局部存在略微不同,4[#]首道次温轧是沿着热轧宽展的方向进行,导致 4[#]内层出现裂纹没有集中在内层的中间部位,而是分散到两侧沿着内层晶粒的晶界处。



(a)1[#]试样; (b)2[#]试样; (c)3[#]试样; (d)4[#]试样

图 2 6.5% 高硅电工钢复合板温轧变形后的微观形貌

Fig. 2 Microstructure of Fe-6.5%Si composite after warm rolling

对比图 2,可知温轧作为塑性加工的变形过程,会导致复合板的内层出现裂纹,但如果变形规程和变形温度设计良好,则不会出现这种情况,也不会导致复合板内层产生尺寸较大的裂纹。由于复合板在温轧变形前是热轧态,总体变形程度超过 95%,并且热轧第一道次的压下量为 50%,所以复合板通过

热轧后其内层会存在一定程度的裂纹,而热轧的变形方式和轧制方向没有发生变化,所以裂纹不会出现焊合或缩小,特别沿着轧制方向出现的裂纹,会在持续的变形过程中沿着轧制方向得到扩展。而在热轧过程中产生并保留下来的裂纹,在温轧过程中会随着内层合金的持续变形得到进一步的变化,即裂

纹产生的方向与温轧方向一致时,会导致裂纹的扩展,最后裂纹积累到一定程度后就演变成断裂,情况如图 2(a)所示;如果裂纹衍生的方向与温轧方向不同时,在剪切应力的作用下复合板内层会产生新的微裂纹,但这些裂纹的各方面尺寸数值均较小,不会对内层整体的完整性造成破坏,这是复合板内层显著的低温脆性造成的,如图 2(b)所示;如果选择的温轧方向与衍生裂纹的方向不一致,会对内层之前遗留的裂纹有作用,可以缩小该类裂纹的尺寸,但这些裂纹不会得到消除,会在持续的温轧变形过程中发生位移,并积聚在内层晶粒的晶界处,出现平直的但深度和宽度较小的裂纹,如图 2(c)和(d)所示。

对温轧的试样 1[#]、2[#]、3[#]、4[#]进行铁损测试,结果见表 3。可见,由于温轧方式的差异,会导致复合板内层的状态差异十分明显,导致在相同的铁损测试方式下试样的铁损值差异也十分明显。四个试样的厚度均为 0.37 mm, $W_{10/50}$ 弱磁场环境下的铁损差异

不是十分明显,但 1[#]和 2[#]的铁损明显大于 3[#]和 4[#],原因是 1[#]和 2[#]通过温轧后复合板内层的完整性相对较差,具有较多的裂纹缺陷、且尺寸较大,而高硅电工钢作为磁能向电能转换的媒介材料,自身质量对磁畴的运动影响十分明显,即较多的裂纹和晶界会阻碍磁畴运动,进而降低磁能向电能的转换效率,体现在较大的铁损值上;所以 3[#]和 4[#]的铁损小于 1[#]和 2[#]的铁损,直接原因在于复合板内层的裂纹缺陷的数量和质量。这在强磁场环境下的铁损值差异将表现得更加明显,四个试样铁损的变化趋势为 1[#]>2[#]>3[#]>4[#],但 1[#]和 2[#]的铁损差异并不是十分明显,说明这两种试样内部的缺陷整体上差异不大,所以对磁畴运动的阻碍作用效果类似;同理,3[#]和 4[#]的铁损差异也不是十分明显。随着测试环境中磁场强度的变大,复合板的内部缺陷对磁畴运动的影响将变得更加明显,进而试样的铁损值发生明显的变大。

表 3 温轧后 6.5% 高硅电工钢复合板的铁损测试
Table 3 Iron loss test of Fe-6.5%Si steel after warm rolling

试样名称	试样厚度/mm	铁损值/(W·kg ⁻¹)			
		$W_{10/50}$	$W_{10/400}$	$W_{2/1\,000}$	$W_{2/10\,000}$
1 [#]	0.37	9.32	92.85	196.77	362.55
2 [#]	0.37	9.03	90.94	192.36	339.85
3 [#]	0.37	5.39	37.67	131.25	224.73
4 [#]	0.37	5.38	37.64	131.23	223.95

2.2 扩散退火后试样的显微组织及铁损测试

为了验证电工钢复合板内部缺陷对铁损影响的关系,对温轧后的四块试样进行扩散退火处理,加热至 1 150 ℃ 保温 30 min,冷却至室温后进行相同条件下的铁损测试。图 3(a)为试样 1[#]扩散退火处理后的显微结构,可知外层发生了再结晶和晶粒长大,温轧后晶界被拉长的 Q235 低碳钢晶粒变成了等轴晶,说明扩散退火为外层回复到温轧前的未变形状态提供了充足的驱动力。内层的断裂没有得到消除,依然清晰可见,但断裂的尺寸明显得到了缩小,在断裂的附近出现了再结晶现象,但内层粗大的晶粒依然清晰可见,说明扩散退火工艺为内层益于形核的地方提供了充足的再结晶驱动力,出现了再结晶形核及一定程度的长大;对于体积较大的被拉长的内层晶粒而言,由于晶界面积大、晶界处的能垒高,扩散退火提供的驱动力不能克服晶界能垒的束缚,所

以内层晶粒没有发生再结晶。图 3(b)为 2[#]扩散退火后的显微结构,其情况与 1[#]类似,尺寸较大的裂纹依然清晰可见,在复合板内层发生了再结晶,晶粒尺寸差异明显,说明内层为再结晶提供的环境驱动力存在差异,内层存在局部的应力集中,再结晶的形核更容易发生在缺陷和应力集中处,在相同的扩散退火驱动力作用下出现了再结晶时间上的前后差异,同时也表现在后续的再结晶晶粒长大方面。试样 3[#]和 4[#]扩散退火后的微观结构类似,但明显区别于 1[#]和 2[#],其微裂纹通过扩散退火得到了很好地消除,从图 3(c)和(d)中可知,内层基本没有微裂纹,只有明显的晶界,而且扩散退火之后的晶界比温轧后的晶界变得相对模糊,原因是扩散退火及内层环境为合金元素的迁移提供了充足的驱动力,由于微裂纹和晶界处能垒较低,更多的合金元素迁移到了微裂纹和晶界处,导致微裂纹被消除,晶界变得模糊。

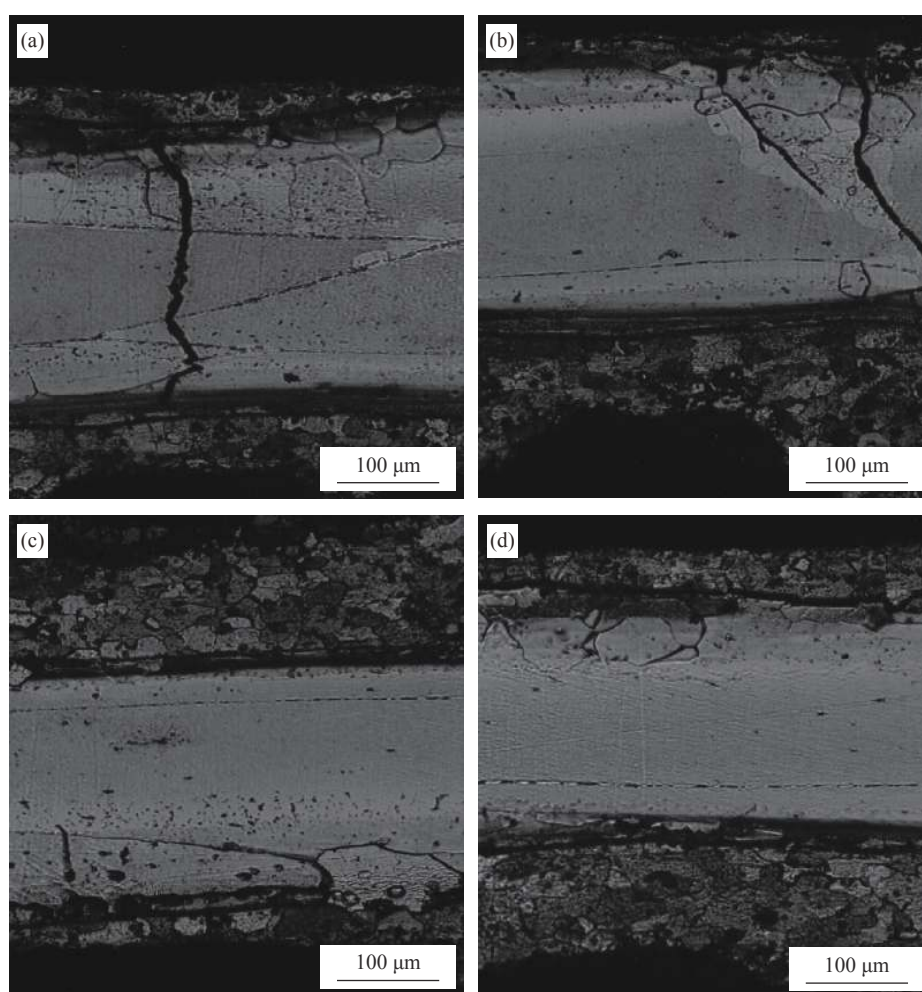
(a)1[#]试样; (b)2[#]试样; (c)3[#]试样; (d)4[#]试样

图3 扩散退火处理后 6.5% 高硅电工钢复合板微观形貌

Fig. 3 Microstructure of Fe-6.5%Si composite after diffusion annealing

对比四块试样扩散退火后的显微结构, 可知扩散退火可以为复合板内层合金元素的迁移提供充足的驱动力, 进而得以消除微裂纹及导致晶界变得模糊, 但不能消除断裂和尺寸较大的裂纹; 同时扩散退火和复合板的整体环境为各层的再结晶和晶粒长大提供了相应的驱动力条件, 外层明显发生了再结晶和晶粒长大, 形成了等轴晶并回复到了温轧之前的未变形状态; 内层由于自身特殊的环境, 在某些局部发生了再结晶和晶粒长大, 但再结晶的形核出现了时间上的差异, 进而体现在再结晶晶粒的尺寸上面。

对扩散退火后的试样进行铁损测试, 结果如表4所示。与温轧后的试样进行对比, 四块试样的厚度均发生了增大, 由 0.37 mm 变成了 0.38 mm, 说明扩散退火工艺为复合板合金元素的迁移提供了驱动力, 改变了温轧后晶体的晶格结构, 进而体现在尺寸的

变化上。四块试样通过扩散退火处理之后在相同磁场环境下测试的铁损与温轧态的复合板铁损进行对比, 各类数值明显降低, 主要原因是试样通过扩散退火后缺陷得到了减少, 减少了阻碍磁畴运动的不利, 进而铁损数值减小。在相同磁场环境下四块试样铁损值的变化趋势与表3中的变化趋势类似, 即 1[#]>2[#]>3[#]>4[#], 产生上述现象的原因也是直接与试样内部的缺陷数量和大小相关, 缺陷会明显阻碍磁畴的运动, 进而体现在铁损数值上面。在弱磁场与强磁场环境对比下, 扩散退火处理后的试样的铁损值差异十分明显, 但是在相同磁场下四个试样的铁损值差异有所减小。通过对比表3、4, 发现试样 1[#]的铁损 ($W_{2/1000}$) 降低 98.9%, 该试样的铁损降低比例最大, 说明扩散退火消除的复合板内部裂纹在该磁场环境下对磁畴的运动阻碍最明显。

表 4 扩散退火后 6.5% 高硅电工钢复合板的铁损测试
Table 4 Iron loss of Fe-6.5%Si composite after diffusion annealing

试样名称	试样厚度/mm	铁损值/(W·kg ⁻¹)			
		$W_{10/50}$	$W_{10/400}$	$W_{2/1\,000}$	$W_{2/10\,000}$
1 [#]	0.38	2.32	22.58	2.17	102
2 [#]	0.38	2.13	20.29	1.94	89
3 [#]	0.38	1.68	17.06	1.33	64
4 [#]	0.38	1.67	17.04	1.32	63

3 结论

1) 在 450 ~ 650 ℃ 内对热轧态 1.2 mm 厚的 6.5% 高硅电工钢复合板进行温轧, 复合板厚度可以减薄至 0.37 mm 且完整性良好。

2) 温轧方式对 6.5% 高硅电工钢复合板的铁损

影响很大, 在强磁场环境下进行测试, 铁损的差异更加明显。

3) 加热至 1 150 ℃ 保温 30 min 的扩散退火工艺可以明显降低热轧态 6.5% 高硅电工钢复合板的铁损, 铁损最大可以降低 98.9%。

参考文献

- [1] Bozorth R M. Ferromagnetism[M]. New York: Van Nostrand, 1951.
- [2] Takada Y, Abe M, Masuda S, *et al.* Commercial scale production of Fe-6.5% Si sheet and its magnetic properties[J]. *Journal of Applied Physics*, 1988, 64(10): 5367–5369.
- [3] Li Ran, Shen Qiang, Zhang Lianmeng, *et al.* Magnetic properties of high silicon iron sheet fabricated by direct powder rolling[J]. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, 2004, 281(2): 135–139.
- [4] Ros-Yanez T, Houbaert Y, Gomez Rodriguez V. High-silicon steel produced by hot dipping and diffusion annealing[J]. *Journal of Applied Physics*, 2002, 91(10): 7857.
- [5] Ji S, Han J, Liu J. Fabrication of 6.5%Si composite plate by coat casting and hot deformation processes[J]. *Advanced Materials Research*, 2014, 902: 7–11.
- [6] Haiji H, Okada K, Hiratani T, *et al.* Magnetic properties and workability of 6.5% Si steel sheet[J]. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, 1996, 160: 109–114.
- [7] Li H, Liu H, Liu Y, *et al.* Effects of warm temper rolling on microstructure, texture and magnetic properties of strip-casting 6.5% Si electrical steel[J]. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, 2014, 370: 6–12.
- [8] Kubota T, Fujikura M, Ushigami Y. Recent progress and future trend on grain-oriented silicon steel[J]. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, 2000, 215: 69–73.
- [9] Bolfarini C, Silva M, Jr A, *et al.* Magnetic properties of spray-formed Fe–6.5%Si and Fe–6.5%Si–1.0%Al after rolling and heat treatment[J]. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, 2008, 320(20): 653–656.
- [10] Phway T, Moses A. Magnetostriction trend of non-oriented 6.5% Si-Fe[J]. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, 2008, 320(20): 611–613.
- [11] Liang Y, Ge J, Fang X, *et al.* Hot deformation behavior and softening mechanism of Fe-6.5% Si alloy[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2013, 570: 8–12.
- [12] He Z. Electrical steels[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 1997.
- [13] Fu H, Zhang Z, Pan H, *et al.* Warm/cold rolling processes for producing Fe-6.5% Si electrical steel with columnar grains[J]. *International Journal of Minerals, Metallurgy, and Materials*, 2013, 20(6): 535–540.
- [14] Moses A, Ntatsis A, Kochmann T, *et al.* Magnetostriction in non-oriented electrical steels general trends[J]. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, 2000, 215-216(1): 669–672.

编辑 杨冬梅