

钛微合金化无取向硅钢的相变规律研究

梁筱松¹, 王 鹏¹, 陈松军², 李烈军², 霍向东^{1*}

(1. 江苏大学材料科学与工程学院, 江苏 镇江 212013; 2. 华南理工大学机械与汽车工程学院, 广东 广州 510640)

摘 要: 采用热模拟机测定了 50W600 和 50W600-Ti 两种试验钢的 CCT 曲线, 研究了连续冷却下两种试验钢的相变规律及含钛钢中的析出规律。结果表明, 50W600 的相变温度在 926 ~ 1 047 °C, 相变温度区间随冷速增大而减小; 50W600-Ti 的相变温度在 838 ~ 1 048 °C, 相变温度区间随冷速变化较小。两种试验钢基体组织基本为铁素体, 在高冷速下有少量渗碳体; 50W600 显微硬度变化不大, 50W600-Ti 的显微硬度在 5 °C/s 冷速下出现峰值, 该冷速下碳化钛粒子析出较为充分。

关键词: 无取向硅钢; 钛微合金化; 冷却速度; 析出物

中图分类号: TF764, TG115

文献标志码: A

文章编号: 1004-7638(2024)05-0193-06

DOI: 10.7513/j.issn.1004-7638.2024.05.026

开放科学 (资源服务) 标识码 (OSID):



听
语
音
与
作
者
互
动
聊
科
研

Study on the phase transformation law of titanium microalloyed non-oriented silicon steel

Liang Xiaosong¹, Wang Peng¹, Chen Songjun², Li Liejun², Huo Xiangdong^{1*}

(1. School of Materials Science and Engineering, Jiangsu University, Zhenjiang 212013, Jiangsu, China; 2. School of Mechanical and Automotive Engineering, South China University of Technology, Guangzhou 510640, Guangdong, China)

Abstract: The CCT curves of 50W600 and 50W600-Ti were measured by thermal simulator. The phase transformation of the two test steels under continuous cooling had been studied and precipitation behavior in titanium-containing steels was also observed. The results show that the phase transformation temperature of 50W600 is 926-1047 °C, and the phase transformation temperature range decreases with the increase of cooling rate. The phase transformation temperature of 50W600-Ti is 838-1048 °C, and cooling rate has little effect on temperature range. The structure of the two test steel matrices basically consists of ferrite, and there is a small amount of cementite under high cooling speed. The microhardness of 50W600 did not change significant with cooling rate, while the microhardness of 50W600-Ti peaked and the precipitation of titanium carbide particles was relatively sufficient at the cold rate of 5 °C/s

Key words: non-oriented silicon steel, Ti microalloying, cooling rate, precipitate

0 引言

自双碳政策提出以来, 新能源汽车发展日益迅速, 其核心部件驱动电机的工况条件愈发复杂^[1]。

尤其当转子在高转速下运行时, 转子铁芯材料需承受更大载荷, 容易遭到损坏。此类转子的铁芯材料需兼顾磁性能和强度, 因此作为驱动电机主要材料的无取向硅钢, 除追求磁性能外, 还应改善力学性能,

收稿日期: 2024-01-10

作者简介: 梁筱松, 1997 年出生, 男, 河北保定人, 硕士研究生, 主要从事金属材料研究, E-mail: 791036490@qq.com; * 通讯作者: 霍向东, 1972 年出生, 男, 山东垦利人, 博士, 教授, 研究方向为钛微合金钢方向, E-mail: hxdustb@163.com。

提高强度^[2]。

对无取向硅钢而言,夹杂物、晶体缺陷、内应力、晶体位向等都会对磁性能产生不利影响,所以常规的四种强化方式均会恶化无取向硅钢的磁性能^[3]。在无取向硅钢磁性能与力学性能之间取到一个平衡点,选择合理的强化方式,是开发高强无取向硅钢的关键点。在 Keith Jenkins 及 Fang F 的研究中,发现无取向硅钢中的析出物在纳米级别时,对于磁性能的影响较小^[4-5]。因此使用纳米级析出强化的方式,对无取向硅钢的强度进行改善,以获得强度高,磁性能好的高强无取向硅钢。

钢的物理冶金是工艺、组织和性能的关系问题,而相变在组织演变中尤为重要。黄璞、邹翔、姜世勇等对无取向硅钢的组织演变、织构与晶粒组织进行研究^[6-10]。何昱瑞、车尚峰等对高强无取向硅钢的组织演变规律进行探究^[11-12]。米振莉、颜建新等测量了无取向硅钢的相变点,绘制 CCT 曲线图^[13-14]。上述主要对无取向硅钢的相变进行研究,但其中未添加钛元素,没有碳化钛析出的研究。课题组前期,对于钛微合金钢中纳米析出物进行较为深入的研究,掌握碳化钛析出规律,发现碳化钛析出主要集中在相变期间^[15-20]。因此基于相变规律的重要性,同时作为钛微合金化无取向硅钢开发重要组成部分,课题组对试验钢 50W600-Ti 的相变规律进行研究。对相变研究的同时,掌握析出规律,为后续开发钛微合金化无取向硅钢热轧工艺打下基础。

1 试验材料与方法

1.1 试验材料

试验钢 50W600-Ti 选择在无取向硅钢 50W600 的基础上,添加 0.09% 的钛元素。为保证钛元素完全析出,结合 TiN 与 TiC 的元素配比,将碳元素含量提升至 0.02%。

在实验室真空感应炉中冶炼的成分合格铸坯,分别为普通无取向硅钢 50W600 与试验钢 50W600-Ti,材料化学成分如表 1 所示。

表 1 试验钢的主要化学成分

Table 1 Main chemical compositions of the experimental steels

	C	Si	Mn	Al	S	P	Ti	N
50 W600	0.003	1.298	0.559	0.311	0.002 3	0.015		0.002 5
50 W600-Ti	0.02	1.298	0.559	0.311	0.002 3	0.015	0.09	0.002 0

1.2 试验方法

无取向硅钢相变点计算公式如下^[21]:

$$A_1 = \{820 + 30(\text{Si}\%) + 3(\text{Al}\%) - 6(\text{C}\%)\} \quad (1)$$

$$A_3 = \{937.2 - 47.95(\text{C}\%) + 56(\text{Si}\%) + 194.8(\text{Al}\%)\} \quad (2)$$

依据上述公式,计算 50W600 的相变温度, A_1 为 859.8 °C, A_3 为 1 070.3 °C。但此公式存在局限性,未考虑其他元素对相变的影响。而在李长生等人的研究中,无取向硅钢连续冷却相变温度在 955 ~ 1 041 °C^[22]。参照相变温度计算结果和文献 [22] 中连续冷却相变点,选取 1 200 °C 为固溶处理温度。

在 Gleeble3800 热模拟试验机上对两种试验钢进行热处理,以 10 °C/s 的冷速升温至 1 200 °C 保温 5 min,在分别以 0.3、1、3、5、10、15 °C/s 的冷速冷却至室温。采集试验温度、膨胀量等数据,绘制静态 CCT 曲线,对两种试验钢的连续冷却规律进行研究。在采用 JMatpro 对两种试验钢的平衡相变温度进行模拟计算,验证试验结果。

试样依次用由粗到细的砂纸打磨,再用金刚石抛光剂进行机械抛光,至试样表面光亮无划痕后,使用 4% 硝酸酒精溶液对试样进行腐蚀,在 LEICA DM2500 金相显微镜下观察试样的微观组织。然后将腐蚀出显微组织的连续冷却试样,利用 FM-ARS900 型全自动显微硬度计测定显微硬度。每个试样选取 40 个点测量后取平均值,得到试样的显微硬度值。

2 结果与讨论

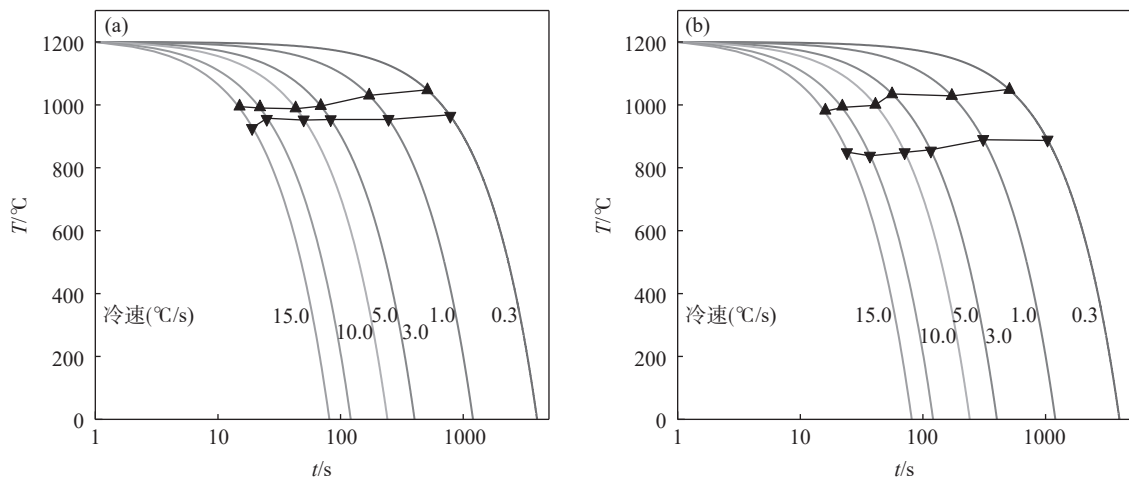
2.1 相变温度

连续冷却过程中,试验钢发生相变时会在热膨胀曲线上形成明显的拐点,通过切线法得到两种试验钢的相变温度,如表 2 所示,可以看到 50W600 的相变温度在 926 ~ 1 047 °C, 50W600-Ti 的相变温度在 838 ~ 1 048 °C。依据相变温度,分别绘制试验钢 50W600 和 50W600-Ti 的 CCT 曲线,如图 1 所示。

表 2 试验钢的相变温度

Table 2 Phase transformation temperatures of experimental steels

冷速/(°C·s ⁻¹)	相变开始温度/°C		相变结束温度/°C	
	50W600	50W600-Ti	50W600	50W600-Ti
0.3	1 047	1 048	965	889
1	1 030	1 029	955	891
3	997	1 034	954	854
5	989	1 001	953	849
10	993	995	955	838
15	995	982	926	849



(a) 50W600; (b) 50W600-Ti

图 1 试验钢 CCT 曲线

Fig. 1 CCT curves of experimental steels

对比两种试验钢的相变温度可以发现, 两种试验钢的相变开始温度接近, 均在 1 000 °C 附近, 但是相变结束温度差别明显。50W600 的相变结束温度普遍在 950 °C 左右, 且随冷速变化较小。而 50W600-Ti 的相变结束温度均在 900 °C 以下, 随着冷速增加, 有降低的趋势。

由图 1 试验钢的 CCT 曲线图可知, 50W600 的相变区间整体较窄, 随着冷速增大, 缩减趋势进一步增加。相反 50W600-Ti 相变结束温度显著降低, 整体相变温度区间远大于 50W600 的相变温度区间, 受冷速影响较小, 温度区间基本保持稳定。

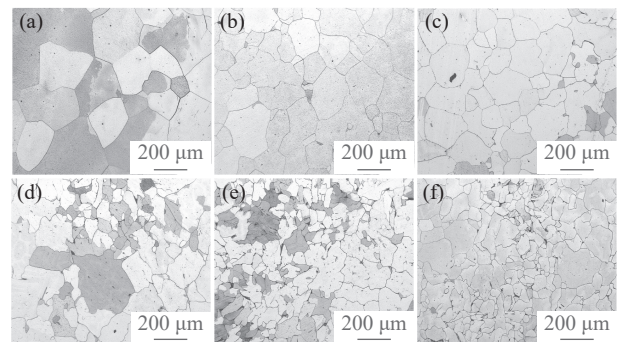
相较于普通的碳锰钢, 试验钢硅元素含量提升, 相变温度明显提高。两种试验钢的硅元素含量相同, 其相变开始温度差别不大。而 50W600-Ti 中碳元素与钛元素均为推迟相变元素, 相变结束前, 碳元素在基体中需完成重新分配, 且钛元素与碳元素在相变时形成碳化钛析出, 同样影响碳元素分配。因此 50W600-Ti 的相变结束温度降低, 相变过程被推迟, 相变区间增大。

2.2 室温组织

图 2 与图 3 为两种试验钢在不同冷速下的金相组织。由图 2 可知, 50W600 中由于含碳量很低, 相变后的组织基本为铁素体组织, 不存在珠光体组织。在高冷速下, 并未出现粒状贝氏体、针状铁素体和板条马氏体等组织, 但有少量的渗碳体组织出现。同时, 随着冷速增加晶粒细化, 晶粒组织由多边形铁素体向准多边形铁素体晶粒组织转变。

在 50W600-Ti 中(见图 3), 相变后的组织基本

为铁素体组织。随冷速增大, 相变组织随之细化, 在高冷速下, 基体中出现明显的渗碳体组织, 其晶粒尺寸相较于 50W600 明显细化。

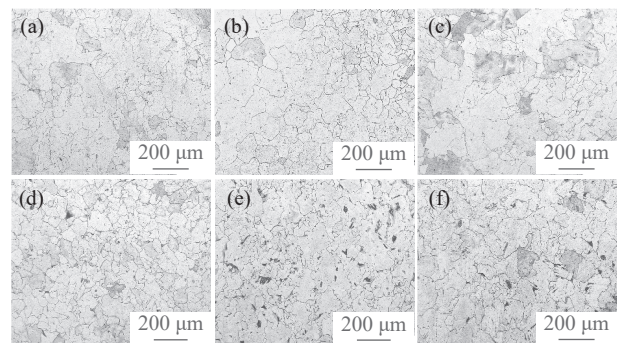


(a) 0.3 °C/s; (b) 1 °C/s; (c) 3 °C/s; (d) 5 °C/s;

(f) 10 °C/s; (e) 15 °C/s

图 2 不同冷速下试验钢 50W600 金相组织

Fig. 2 Microstructure of experimental steel 50W600 obtained at different cooling rate



(a) 0.3 °C/s; (b) 1 °C/s; (c) 3 °C/s; (d) 5 °C/s;

(f) 10 °C/s; (e) 15 °C/s

图 3 不同冷速下试验钢 50W600-Ti 金相组织

Fig. 3 Microstructure of experimental steel 50W600-Ti obtained at different cooling rate

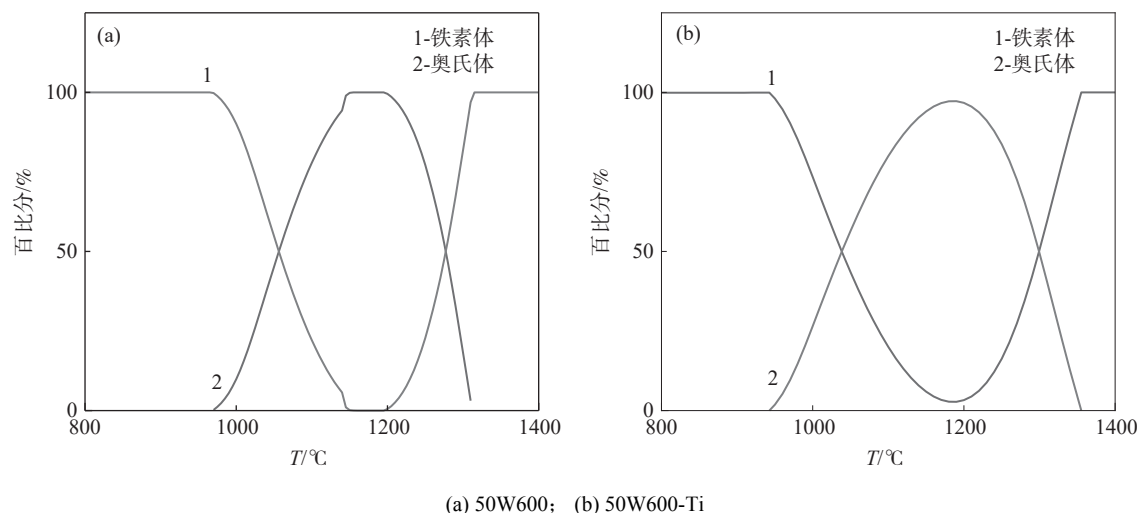
表3是两种试验钢的晶粒尺寸。可以发现在两种试验钢在冷速增大的情况下,晶粒尺寸明显降低,且在高冷速15℃/s下晶粒尺寸相差不大。由于50W600-Ti的晶粒尺寸相较于50W600更细小,因此随冷速增大,晶粒尺寸的变化趋势较缓。相反50W600在低冷速下的晶粒尺寸较大,其晶粒尺寸随冷速增大,变化趋势更大。

表3 不同冷速下两种试验钢的晶粒尺寸

Table 3 Grain size of the two test steels at different cooling rates μm

试验钢	晶粒尺寸					
	0.3℃/s	1℃/s	3℃/s	5℃/s	10℃/s	15℃/s
50W600	242.09	170.88	154.12	107.71	86.53	83.79
50W600-Ti	105.45	97.29	92.11	87.76	84.71	81.01

采用JMatpro对两种试验钢的相变温度进行模拟计算,结果如图4所示。可以看到二者相变开始



(a) 50W600; (b) 50W600-Ti

图4 相变温度模拟

Fig. 4 Phase transformation temperature simulated by JMatpro

2.3 显微硬度

两种试验钢显微硬度数值如表4所示。由表4可知,不同冷速下50W600的显微硬度变化基本一致,较高冷速下略有上升趋势。而与50W600相比,50W600-Ti的显微硬度均高于50W600。且低冷速下50W600-Ti的显微硬度呈现上升趋势,高冷速下则出现降低的趋势,在5℃/s时显微硬度达到峰值。

在不同冷速下,50W600显微硬度变化,与较高冷速下晶粒细化带来强化效果有关。而50W600-Ti的显微硬度变化与碳化钛析出粒子所起的作用有关。在较低冷速时,50W600-Ti中析出的碳化钛

温度相差不大在1180℃附近,而50W600的相变结束温度为970℃,50W600-Ti的相变结束温度为940℃。计算结果为相变平衡温度,而不同冷速下的相变温度存在过冷度,因此实际相变温度低于计算结果,但整体规律与试验结果相符。

在低冷速时,两种试验钢均无渗碳体析出。50W600中碳元素含量较低,在相变过程中重新分配较为完全,因此未有渗碳体出现。而50W600-Ti中,由于此时碳化钛的析出充分,在相变过程中碳含量降低,未有渗碳体析出。在高冷速时,两种试验钢均有渗碳体析出。主要原因是冷速过快,碳元素来不及重新分配,以渗碳体形式存在于基体中。同时由于50W600-Ti的含碳量提升,在高冷速下碳化钛的析出受到抑制,相变期间碳元素无法被完全消耗,因此导致析出渗碳体含量相较于50W600增加。

粒子发生粗化,对基体的强化效果不足,显微硬度呈现上升趋势。在较高冷速时,大量的碳化钛粒子被抑制析出,对基体的强化效果同样较差,显微硬度下降。在冷速为5℃/s时,强化效果达到最佳,显微硬度出现峰值,此时为碳化钛析出的最适冷速。

表4 不同冷速下试验钢的显微硬度

Table 4 The microhardness of the test steels at different cooling rates

试验钢	显微硬度					
	0.3℃/s	1℃/s	3℃/s	5℃/s	10℃/s	15℃/s
50W600	153.44	152.71	152.67	152.84	153.38	153.58
50W600-Ti	155.91	155.49	157.14	159.29	156.75	156.44

50W600-Ti 的硬度存在明显的峰值,此规律与 Chen songjun^[23] 的研究相近,在 0.5 °C/s 的冷速下,钛微合金钢硬度存在峰值,当冷速大于 3 °C/s 时,碳化钛粒子析出被抑制,碳化钛析出存在一个最适宜的冷却速度。冷速过低析出物会在冷却过程中长大,冷速过高析出物则会被抑制析出。50W600-Ti 的硬度随冷速变化的现象也可以用这种机理解释,但不同点在于 50W600-Ti 的相变温度在 1 000 °C,而钛

微合金钢的相变温度在 700 °C 以下,由于相变温度显著升高,析出粒子更容易长大,因此 50W600-Ti 中适于碳化钛析出的冷速更高。

进一步验证碳化钛粒子的析出,对 50W600-Ti 进行透射电镜分析,如图 5 所示,可以看到试验钢有明显的粒子析出,元素含量分布显示析出粒子中钛元素富集。由于在试验钢中氮元素含量极低,因此可以判断析出粒子为碳化钛粒子。

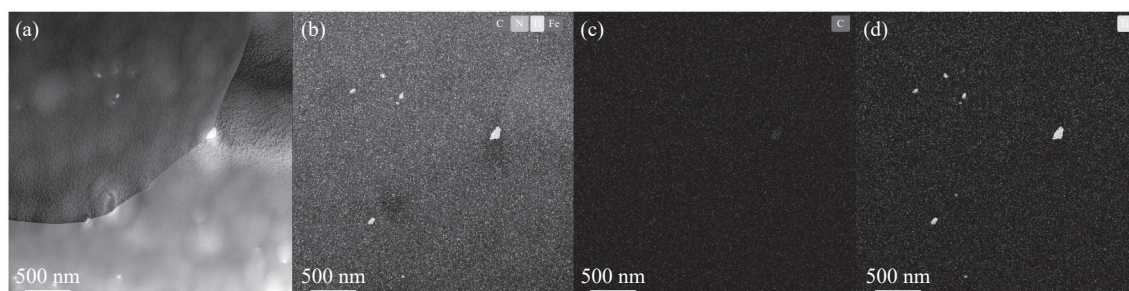


图 5 碳化钛析出分布

Fig. 5 TEM photos showing the distribution of titanium carbide precipitates

3 结论

1) 50W600 相变温度在 926 ~ 1 047 °C, 相变温度区间较窄; 50W600-Ti 相变温度在 838 ~ 1 048 °C, 相变温度区间较宽, 其中钛元素与碳元素推迟了相变, 使 50W600-Ti 的相变区间增大。

2) 50W600 与 50W600-Ti 的晶粒组织随冷速增大而细化, 基体组织为铁素体。但 50W600-Ti 在高

冷速下出现明显的渗碳体组织。

3) 50W600 的显微硬度随冷速变化基本没有改变; 50W600-Ti 的显微硬度在 5 °C/s 冷速下出现峰值, 此时为碳化钛粒子析出最适温度, 析出较为充分。

4) 在相变析出基础上, 未来拟对 50W600-Ti 的轧制工艺进行优化, 为钛微合金化无取向硅钢开发奠定基础。

参考文献

- [1] Zhang Xiandong, Wang Yan, Liu Chao, *et al.* Development and application research status on non-oriented silicon steel for driving motor of new energy vehicles[J]. *Automobile Technology and Material*, 2022(9): 9-14.
(张显东, 王妍, 柳超, 等. 新能源汽车驱动电机用无取向硅钢开发及应用研究现状 [J]. *汽车工艺与材料*, 2022(9): 9-14.)
- [2] Xu Xingxing, Qin Jing, Zhao Haibin, *et al.* A study on the research status and development trend of non oriented electrical steel with high grade for new energy vehicles[J]. *Jiangxi Metallurgy*, 2020, 40(3): 6-11.
(徐星星, 秦镜, 赵海斌, 等. 新能源汽车用高牌号无取向电工钢的研究现状及发展趋势 [J]. *江西冶金*, 2020, 40(3): 6-11.)
- [3] You Xinghua, Fang Qi, Jin Zili, *et al.* Study progress of properties of high-strength non-oriented electrical steel[J]. *Hot Working Technology*, 2023, 52(1): 1-5, 11.
(游兴华, 方琪, 金自力, 等. 高强度无取向电工钢性能的研究进展 [J]. *热加工工艺*, 2023, 52(1): 1-5, 11.)
- [4] Keith J, Magnus L. Precipitates in electrical steels[J]. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, 2008, 320(20): 2423-2429.
- [5] Fang Feng, Che Shangfeng, Wang Fangqiu, *et al.* Microstructure evolution and strengthening mechanism in thin-gauge non-oriented silicon steel with high strength[J]. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, 2022, 563: 169791.
- [6] Huang Pu, Guo Xiaolong, Feng Dajun, *et al.* A research into microstructure revolution of hot-rolled non-oriented silicon steel strip[J]. *Journal of Wuhan Engineering Institute*, 2008(3): 1-3.
(黄璞, 郭小龙, 冯大军, 等. 无取向硅钢热轧组织演变规律的研究 [J]. *武汉工程职业技术学院学报*, 2008(3): 1-3.)
- [7] Zou Xiang, Xiang Li, Qiu Shengtao, *et al.* Microstructure and texture evolution of 50W470 non-oriented electrical steel hot rolled sheet[J]. *Heat Treatment of Metals*, 2017, 42(2): 7-11.
(邹翔, 项利, 仇圣桃, 等. 50W470 无取向硅钢热轧板的组织与织构演变 [J]. *金属热处理*, 2017, 42(2): 7-11.)

- [8] Jiang Shiyong, Li Junhu, Zhang Wenkang. Effect of hot rolling process on the microstructure and texture of non-oriented silicon steel[J]. *Electrical Engineering Materials*, 2006(2): 13-16.
(姜世勇, 李俊虎, 张文康. 热轧工艺对无取向硅钢组织结构的影响 [J]. *电工材料*, 2006(2): 13-16.)
- [9] Zhang Jingyuan, Ren Huiping, Jin Zili, *et al.* Microstructure and texture evolution of rare-earth non-oriented silicon steel for new energy vehicles during production[J]. *Heat Treatment of Metals*, 2020, 45(10): 99-103.
(张净源, 任慧平, 金自力, 等. 新能源汽车用含稀土无取向硅钢生产过程中组织、织构演变 [J]. *金属热处理*, 2020, 45(10): 99-103.)
- [10] Wan Yong, Wu Shaojie, Chen Weiqing. Effects of finishing temperature on microstructure, texture and magnetic properties of 50W600 non-oriented silicon steel[J]. *Heat Treatment of Metals*, 2015, 40(9): 135-140.
(万勇, 吴绍杰, 陈伟庆. 终轧温度对 50W600 无取向硅钢组织、织构和电磁性能的影响 [J]. *金属热处理*, 2015, 40(9): 135-140.)
- [11] He Yurui, Ren Huiping, Wu Zhongwang, *et al.* Microstructure and texture evolution of Nb-containing high-strength non-oriented silicon steel during the whole process[J]. *Heavy Casting and Forging*, 2022(4): 59-65.
(何昱瑞, 任慧平, 吴忠旺, 等. 含 Nb 高强度无取向硅钢全工艺流程中的组织和织构演变 [J]. *大型铸锻件*, 2022(4): 59-65.)
- [12] Che Shangfeng, Fang Feng, Zhang Yuanxiang, *et al.* Microstructure evolution and strengthening mechanism in high strength non-oriented silicon steel[J]. *Steel Rolling*, 2022, 39(6): 165-174, 192.
(车尚峰, 方烽, 张元祥, 等. 高强无取向硅钢组织演变与强化机制 [J]. *轧钢*, 2022, 39(6): 165-174, 192.)
- [13] Mi Zhenli, Sun Qiang, Li Zhichao, *et al.* Effect of dynamic phase transformation on texture and precipitations in a W600 non-oriented electrical steel[J]. *Transactions of Materials and Heat Treatment*, 2016, 37(1): 138-144.
(米振莉, 孙强, 李志超, 等. W600 无取向硅钢的动态相变对织构和析出相的影响 [J]. *材料热处理学报*, 2016, 37(1): 138-144.)
- [14] Yan Jianxin, Tang Wei, Xiang Li, *et al.* Phase transition point and high-temperature mechanical properties of non-oriented silicon steel[J]. *Heat Treatment of Metals*, 2015, 40(3): 38-42.
(颜建新, 唐伟, 项利, 等. 无取向硅钢相变点及其高温力学性能 [J]. *金属热处理*, 2015, 40(3): 38-42.)
- [15] Huo Xiangdong, Mao Xinping, Lü Shengxia, *et al.* Nanocarbides in Ti-microalloyed high strength steel produced by CSP process[J]. *Journal of University of Science and Technology Beijing*, 2011, 33(8): 941-946.
(霍向东, 毛新平, 吕盛夏, 等. CSP 生产 Ti 微合金化高强钢中纳米碳化物 [J]. *北京科技大学学报*, 2011, 33(8): 941-946.)
- [16] Huo Xiangdong, Dong Feng, Peng Zhengwu, *et al.* Study on controlled rolling and cooling technology of Ti microalloyed high strength steel[J]. *Iron Steel Vanadium Titanium*, 2014, 35(6): 35-40.
(霍向东, 董锋, 彭政务, 等. 钛微合金高强钢控轧控冷工艺研究 [J]. *钢铁钒钛*, 2014, 35(6): 35-40.)
- [17] Chen Ao, Li Zhonghua, He Kang, *et al.* Thermal simulation of stress-induced precipitation of titanium microalloyed steel[J]. *Transactions of Materials and Heat Treatment*, 2019, 40(5): 162-167.
(陈翱, 李忠华, 何康, 等. 钛微合金钢形变诱导析出规律的热模拟 [J]. *材料热处理学报*, 2019, 40(5): 162-167.)
- [18] He Kang, Ning Yuliang, Li Liejun, *et al.* Effect of isothermal process on microstructure and precipitation behavior of titanium microalloyed steel[J]. *Transactions of Materials and Heat Treatment*, 2019, 40(6): 136-142.
(何康, 宁玉亮, 李烈军, 等. 等温工艺对钛微合金钢组织和析出行为的影响 [J]. *材料热处理学报*, 2019, 40(6): 136-142.)
- [19] Xian Kang, Huo Xiangdong, Fang Menglong, *et al.* Thermal simulation study on mechanism of titanium strengthening low carbon steel[J]. *Transactions of Materials and Heat Treatment*, 2021, 42(8): 144-152.
(鲜康, 霍向东, 方梦龙, 等. 钛元素强化低碳钢机理的热模拟研究 [J]. *材料热处理学报*, 2021, 42(8): 144-152.)
- [20] Zhang Qifang, Huo Xiangdong, Li Liejun, *et al.* Correlation between precipitation and recrystallisation during stress relaxation in titanium microalloyed steel[J]. *Metals*, 2022, 12(11): 1920-1920.
- [21] He Zhongzhi, Zhao Yu, Luo Haiwen. *Electrical steel*[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2012.
(何忠治, 赵宇, 罗海文. *电工钢* [M]. 北京: 冶金工业出版社, 2012.)
- [22] Li Changsheng, Han Bin, Cao Limei, *et al.* Thermal deformation for Fe-1.6%Si non-grain orientated silicon steel[J]. *Materials for Mechanical Engineering*, 2010, 34(11): 95-98.
(李长生, 韩斌, 曹丽梅, 等. Fe-1.6%Si 无取向硅钢的热变形与相变规律 [J]. *机械工程材料*, 2010, 34(11): 95-98.)
- [23] Chen Songjun, Li Liejun, Peng Zhengwu, *et al.* On the correlation among continuous cooling transformations, interphase precipitation and strengthening mechanism in Ti-microalloyed steel[J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2021, 10: 580-593.