

新能源汽车驱动电机用高强度 无取向硅钢片的研究与进展

Progress on the Research of High-strength
Non-oriented Silicon Steel Sheets in Traction
Motors of Hybrid/Electrical Vehicles

龚 坚, 罗海文

(北京科技大学 冶金与生态工程学院, 北京 100083)

GONG Jian, LUO Hai-wen

(School of Metallurgical and Ecological Engineering, University
of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China)

摘要: 本文系统介绍了混合动力汽车和电动汽车所用驱动电机的特点和类型以及其对无取向硅钢片的要求, 总结出适用于驱动电机的无取向硅钢片是既要求高强度、疲劳性能等力学性能, 也要求高磁感和低的高频铁损等磁性能的复合材料。全面介绍了业界领先的各日本钢铁公司关于高强无取向硅钢片相关专利的具体内容, 并通过相关热力学计算分析了各专利中所涉及的技术路线, 得出析出强化技术路线是未来发展趋势, 而其中 Ti 析出强化不可行, Nb 析出强化可行但是成分和工艺窗口狭窄, 且必须和 Ni、Mn 的固溶强化相结合; 而 Cu 的析出强化途径工艺简单且易行、成本经济。

关键词: 混动/电动汽车; 驱动电机; 高强度无取向硅钢; 高磁感; 低铁损

doi: 10.11868/j.issn.1001-4381.2015.06.016

中图分类号: TG142.7 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-4381(2015)06-0102-11

Abstract: The characteristics and types of traction motors for hybrid/electrical vehicles and the requirements to non-orientation silicon steel sheets were systematically reviewed. It was summed up that the non-orientation silicon steel sheets, which are suitable for traction motor, not only require high strength, fatigue properties, but also good magnetic properties, i. e. high permeability and low iron loss at high frequency. The specific contents of the relevant patents on the high strength non-orientation silicon steel sheets of the leading Iron and Steel Companies in Japan were introduced comprehensively, and the involved technological routes in the patents were analyzed with thermodynamic calculations. It was concluded that precipitation strengthening technological route is the future developing trend. Particularly, Ti precipitation strengthening is not feasible; Nb precipitation strengthening is feasible but the composition and process window is narrow, and must be combined with the solution strengthening of Ni, Mn; while Cu precipitation strengthening process is simple, cost-effective, and practical.

Key words: hybrid/electrical vehicle; traction motor; high strength non-oriented silicon steel; high permeability; low iron loss

新能源汽车是汽车未来发展的必然趋势, 它包括混合动力汽车(Hybrid EV)和电动汽车(EV), 而这两种汽车都需要将电池的电能通过驱动电机转换为汽车行驶的动能。驱动电机系统是新能源车三大核心部件之一。电机驱动控制系统是新能源汽车车辆行驶中的主要执行结构, 其驱动特性决定了汽车行驶的主要性能指标, 它是电动汽车的重要部件。因此, 驱动电机将和现在广泛使用的燃油发动机一样重要。无取向硅钢

片作为驱动电机的关键材料, 其性能又影响了驱动电机的驱动特性和服役表现^[1-3]。由于日本在新能源汽车方面处于全球领先地位, 与其驱动电机配套的无取向硅钢片已经可以工业化生产, 且生产技术趋于成熟。但是这一关键材料在我国尚不能够工业化生产, 需要未雨绸缪地积极研发。因此, 本文介绍了新能源汽车用驱动电机的类型和特点及其对无取向硅钢片的要求, 日本各大钢铁公司关于驱动电机用硅钢片的生产

技术的相关专利内容,最终借助于热力学计算工具详细分析了专利文献中报道的各种生产技术路线,提出了最可能实施的技术路线。

1 汽车用驱动电机特点和类型

汽车用驱动电机不同于一般工业用电机,由于其布置空间有限,必须根据具体产品进行特殊设计以达到小型化的目的,这就要求电机的功率密度要显著高于其他工业电机;工作温度变化大($-40\sim 105^{\circ}\text{C}$),工作时期振动剧烈,要求高的可靠性以保证乘车者安全,多采用为水冷;能够实现精确的力矩控制,动态性能较好。具体来说,电机驱动系统工况复杂,可以说是随机变化的。车辆的启动、加速、制动、停车、上坡、下坡、转弯、变道等是随机的;而在 HEV 中,又存在多种工作模式如电机启动发动机、电机驱动、电机发电、电机制动能量回馈等,且电机具体工作于何种模式也是随机的,这就要求电机具有如下特点^[4-6]:转矩、功率密度大,即在减小电机体积的同时,电机还要有足够的转矩和功率;电机工作速域宽,以适应车辆的启动、加速、负荷爬坡、频繁起停等复杂工况;系统效率高,提高电驱动系统的效率是提高汽车续航里程和经济型的重要手段;系统适应环境能力强,要防水、防尘、防震,具有良好的环境适应性和高可靠性;电磁兼容性好,避免和减小驱动系统对其他电器的影响;性价比高,即在保证性能的前提下,造价不能太高。电动汽车最早采用的是直流电机系统,特点是成本低、控制简单,但质量大,需要定期维护。随着电力电子技术、自动控制技术、计算机控制技术的发展,三相交流感应电机、永磁同步电机和开关磁阻电机显示出比直流电机更为优越的性能,目前已逐步取代了直流电机控制系统。各种驱动电机系统的基本性能比较见表 1^[7]。其中,异步电机主要应用在纯电动汽车(包括轿车及客车),永磁同步电机主要应用在混合动力汽车(包括轿车及客车)中,开关磁阻电机目前主要应用在客车中。目前在混合动力轿车中采用的基本都是永磁同步电动机,永磁同步驱动是未来的发展方向,主要因其能在控制方式上可实现数字化,在结构上可实现电机与齿轮箱的一体化。日本丰田公司的 PRIUS 采用的永磁同步电动机功率已达到了 50kW,新配置的 SUV 车型所用电机功率达到了 123kW。永磁电机具有效率高、比功率大、功率因数高、可靠性高和便于维护等优点,采用矢量控制的变频调速系统,可使永磁电动机具有宽广的调速范围,因此,丰田和本田国际汽车制造商以及一汽、东风、长安、奇瑞等国内厂商均在其电动汽车中采用了永磁电机方

案,推动了车用电机向永磁化方向发展。尤其是采用了稀土永磁材料的稀土永磁电机,不仅效率高,而且结构简单、运行可靠、体积小、质量轻。它既可达到传统电励磁电机所无法比拟的高性能。根据电动汽车、混合动力车车型的开发应用年代,日本的产业水平与市场偏好、成本核算等方面考虑,先采用感应电机,而近几年来在批量生产的日本电动汽车车型上以采用永磁同步电机为主流。

2 汽车用驱动电机与无取向电工钢片性能之间的关系

随着我国新能源汽车用驱动电机系统将朝着永磁化、数字化和集成化方向发展。目前某些关键材料(如高性能硅钢片、绝缘材料)和关键元器件(如 IGBT、DSP 芯片)依然主要依靠进口。作为制造电机铁心的材料,电工钢带是使用最普遍的重要磁性材料,是车用电机高效、高功率密度的保障。日本新日铁、住友金属生产的电工钢带已用在混合动力驱动电机上,我国宝钢集团在“863”课题支持下,从 2008 年起开展了电动汽车驱动电机用电工钢带研发,并已申请公开了一项专利。武钢正在进行高强度无取向电工钢的工业试验,钢铁研究总院已开始在实验室通过模拟薄板坯连铸连轧技术试制高强度无取向电工钢。

驱动电机的功率(转矩)、效率和寿命都与所用的无取向电工钢片有很大关系,尤其是电机转子所用的无取向电工钢片,磁性能决定了电机的转矩和效率;如图 1 所示,电工钢片铁损越低而电机效率越高,而磁感增大导致电机转矩增加;同时力学性能决定了定子和转子的加工精度、服役承载强度和最大转速。

因此新能源汽车的驱动电机对所采用的电工钢片有如下要求^[9]:(1)为了良好的驾驶体验,电机需要提供高扭矩用于启动,要提高扭矩必须提高驱动电流和所用电工钢的磁感;(2)要提高能源转换效率,在最经常使用的驾驶模式下电机效率一般在 85%~93%,要求电机所用电工钢片具有优秀的磁性能,即中低磁场下的高磁感和高频下的低铁损;(3)高行车速度需要电机转子高速运转(6000~15000r/min),要求所使用的电工钢片具有足够高的强度抵抗离心力;这就要求使用高强度电工钢;特别是对于永磁驱动电机,磁极镶嵌于转子之中,因此保证转子的强度至关重要;(4)缩小转子和定子之间的间隙可有效提高磁通密度,这就要求电工钢薄片具有良好的冲片性;(5)在汽车使用周期内,处于服役期的高速旋转的电工钢片不能发生疲劳破坏,即高的疲劳寿命。

综上所述,新能源汽车 EV 或 HEV 的驱动电机

所用的电工钢片,既是要求磁性能的功能材料,也是要求强度和疲劳性能的结构材料,因此是具有高技术附加值的、结构性能和功能性能复合的钢铁材料。

3 驱动电机用高强度无取向电工钢片

电机所用的电工钢片成分通常都是超低碳、氮(质量分数均小于 50×10^{-6})和高硅,有时还需要加入高 Al 含量来保证其优异的磁性能特别是低的铁损。驱动电机要求的电工钢片要较传统无取向电工钢强度高 200MPa 以上,并且提高强度同时还需保证不能损害其优良的磁性能。驱动电机用无取向电工钢片的磁性能要求并不是很高,通常现有的如 50W230 和 35W210 等高牌号无取向硅钢或者高效电机类无取向硅钢如 35WH230 和 50WH300 等这类牌号的成分体系就可以满足磁性能的要求^[9],因此开发此类钢的关键,就是在高 Si+Al 含量的无取向硅钢成分体系下,如何大幅度提高强度而不会恶化磁性能。传统磁性硅钢通过 Si 的固溶强化提高强度同时降低铁损,但最多只能提高至 550MPa 左右,更高 Si 含量导致不可轧制,如图 1 所示^[10],同时高 Si 导致磁感下降。通常的高强结构钢多采用固溶和析出等多种强化机制,可有效提高强度,但其磁性能差。因此需要通过多种强化机制提高无取向电工钢强度,如图 2 所示^[10]。由于电工钢的超低碳含量以及冷轧后需进行再结晶退火,一般情况下无法通过相变和位错强化机制进行强化,而电工钢产品为了防止磁滞时效,其碳、氮含量均很低(通常质量分数在 50×10^{-6} 内),因此也无法进行间隙原子固溶强化。因此可行的强化机制只有代位原子固溶强化和析出强化。日本从 1980 年起开始研究高强度无取向电工钢,代表厂家主要为新日铁、JFE 和住友金属^[11]。由于最终采用的强化技术路线涉及各公司的商业秘密,因此很少有这方面的详细研发报告发表,取而代之的是这三家公司在其本国或是其他国家申请了逾百篇高强度无取向电工钢专利,这些专利大多是为了覆盖和掩盖其真实的工艺技术而设立的,因此需要结合科学规律详细分析对这些专利文献,发现它们所遵循的研发思路的,下面分别详细讨论。

3.1 固溶强化提高无取向电工钢强度

新日铁在 1990 年以前公开的专利中主要采用 Si, P, Mn, Ni 的固溶强化,但有时也会用到 Cr, Mo, Cu, Ti 等其他合金元素,并且为达到高强度一般会适当控制成品板晶粒尺寸。Cr 可以有效降低高频铁损,同时有降低应力敏感性的作用^[12]。无取向电工钢中固溶的 Ti,有增强{111}面织构的作用,从而有助于提高强

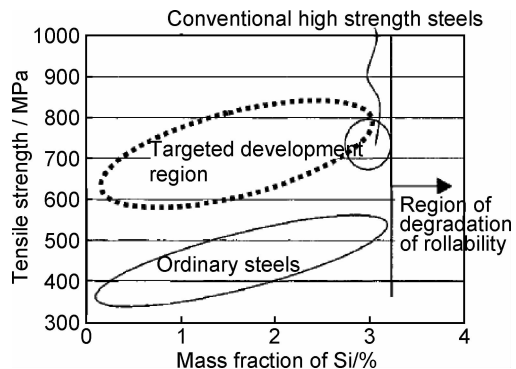


图 1 Si 含量对普通钢、高强结构钢强度和可轧制性的影响,以及通过包括固溶强化在内的多种手段所要达到的高强电工钢目标强度区间^[10]

Fig. 1 Influence of Si content on the tensile strength of conventional ordinary steel, conventional high-strength steel and the targeted region of strength using strengthening other than solution strengthening^[10]

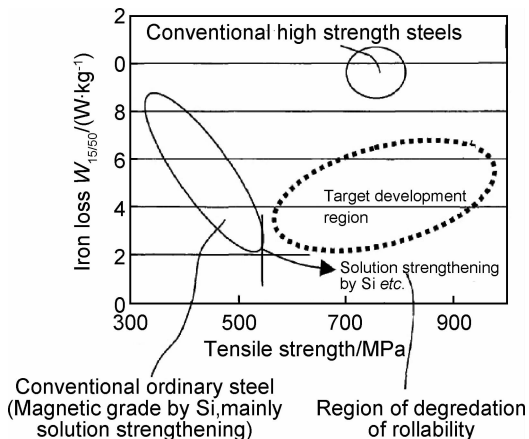


图 2 高强电工钢产品的强度-铁损目标性能区间及与普通钢和高强结构钢的对比^[10]

Fig. 2 Tensile strength and iron loss of the conventional ordinary steels, high strength steels and the targeted development region using strengthening other than solution strengthening and securing magnetic properties^[10]

度^[13]。主要采用固溶强化的各专利的典型成分、工艺及产品性能如表 1 所示。由表 1 可见其采用的主要强化手段是 P, Mn, Ni 等元素的固溶强化^[14],我们推测其实际成分(质量分数)应该是 0.1%P-1%Mn-2%Ni-1%Cr 左右。P 虽为固溶强化效果很好的元素,但其易在晶界偏聚引起钢板脆裂,对此新日铁提出了几种解决方案:一种是将 P 的含量控制在小于 0.1%,将 B 的含量控制在 $10 \times 10^{-6} \sim 70 \times 10^{-6}$,并采用更低的退火温度($750 \sim 800^\circ\text{C}$)^[15];另一种方法是使热轧板在热轧结束到卷取开始这段时间的平均冷速大于 $100^\circ\text{C}/\text{min}$,并使卷取温度小于 650°C ,卷取后到 300°C 的冷速大于 $100^\circ\text{C}/\text{h}$ ^[16];还有一种是使卷取温度小于

表 1 采用固溶强化的新日铁高强度无取向电工钢专利的部分内容

Table 1 Some patents of Nippon Steel relevant to high-strength non-oriented silicon steels

Patent No	Mass fraction of alloying element / %	Process parameter	Property
JP S62-256917 [18]	<0.005C, 2.1-3.4Si, <0.8 Al,	Soaking temp of slab: 1150℃;	$\sigma_b=660-690\text{MPa}$, $A=25\%-30\%$, $P_{5/1000}=40-43\text{W/kg}$ $B_{50}=1.65-1.69\text{T}$
	0.5-3.3 Mn + Ni, 0.05-0.19P, <0.006B	Thickness of hot rolled and cold rolled strip: 2.0mm and 0.5mm; Annealing: 820℃×1min	
JP H1-162748 [19]	2.95-3.13Si, 0.55-0.65 Al, 0.1-1.5Mn, 1.06-2.5Ni, <1.54Cr, 0.3-0.5Mo, 0.03-0.3 Cu, 0.0015-0.005B	Thickness of hot rolled and cold rolled strip: 1.8mm and 0.5mm. Grain size after annealing: 19-25μm	$\sigma_s=600-630\text{MPa}$, $\sigma_b=690-730\text{MPa}$, $A=25\%-30\%$, $P_{15/50}=6.1-6.5\text{W/kg}$ $B_{50}=1.63-1.65\text{T}$
JP 2011-184787 [20]	0.003C, 3Si, 0.75Al, 0.24-2.2Mn, <2.6Ni, 2-6.2Cr, 0.03P	Thickness of cold rolled strips: 0.2mm; Annealing: 750℃×20s	$\sigma_s=609-679\text{MPa}$, $\sigma_b=712-776\text{MPa}$, $A=29\%-32\%$, $P_{15/50}=4.3-4.5\text{W/kg}$ $P_{10/1000}=38-44\text{ W/kg}$, $B_{50}=1.58-1.65\text{T}$

550℃,并使热轧板的再结晶率<60%,且热轧板再结晶部分的平均晶粒直径<60μm^[17]。

新日铁于 2002 年 11 月公布的高强度硅钢片 HST 系列,有 0.50,0.35mm 和 0.20mm 三个规格,其典型磁性能和屈服强度^[7],如图 3 所示。0.2mm 和 0.5mm 厚度屈服强度在 780MPa 级别是其 $W_{10/400}$ 分别只有 38W/kg 和 52W/kg;而 0.35mm 厚度屈服强度 570MPa 级别的 $W_{10/400}$ 为 30W/kg。图中也将其与高效电机用 0.35mm 和 0.50mm 的高效无取向硅钢的性能进行了比较,由此可见,在同样的厚度规格情况下,磁性能虽然略有下降,但是屈服强度大约提高了一倍以上,材料的抗变形能力显著增强,实现了预期目的。

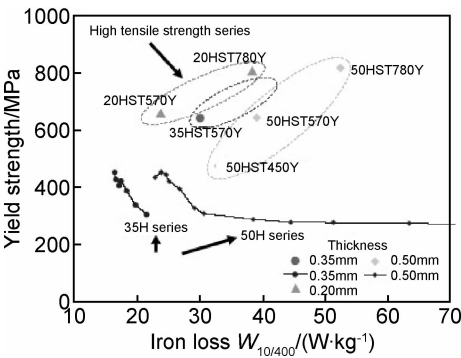


图 3 新日铁 2002 年公布的高强度无取向电工钢系列产品磁性能^[7]
Fig. 3 Magnetic properties of HST series high-tension electrical steel sheet from Nippon Steel, reported in 2002^[7]

3.2 析出强化提高无取向电工钢强度

由于过去的固溶强化往往含有昂贵的金属镍,导致合金成本显著上升,而且固溶强化增加了轧制前的强度,使得轧制难度增大,因此住友金属在 2011 年的美国专利^[21]中提出了向无取向硅钢中加入 Nb, Ti,

V, Zr 这一类的微合金元素的方法,一方面形成细小碳化物粒子通过析出强化提高强度,另一方面是通过固溶 Nb 抑制退火时的再结晶,使得再结晶分数不超过 90%,保留了部位冷加工位错等缺陷使得强度不会因再结晶显著下降,他们详细研究了固溶 Nb 和 Ti 对退火后抗拉强度的影响,如图 4 所示。其中固溶 Nb* 和 Ti* 的摩尔分数指的是钢中的 Nb 和 Ti 被碳和氮固定后剩下的固溶在基体中的量,根据化学当量比按下式计算: $Nb^*=Nb/93-C/12-N/14$ 和固溶 $Ti^*=Ti/48-C/12-N/14$ 。由图 4 可知,当 Nb 含量超过化学当量比后,其对强度的贡献急剧增加然后趋于饱和;而 Ti 含量超过化学当量比后,抗拉强度随着过剩 Ti 含量逐步增加。退火时的再结晶分数对屈服和抗拉强度也有显著影响,如图 5 所示。当再结晶分数不超过 90%时,其强度下降幅度为 50~100MPa,而当再结晶完全完成时,强度急剧下降;因此需要通过退火温度、钢中固溶 Nb 含量来控制退火时的再结晶分数,使得

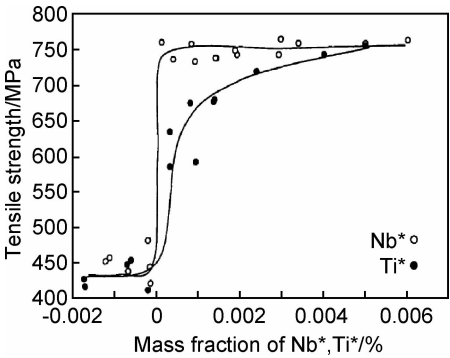


图 4 高强无取向硅钢片中经 750℃退火 20s 时效处理后,其固溶 Nb* 和 Ti* 的摩尔分数和抗拉强度之间的关系^[21]
Fig. 4 The relationship of the amount of solute Nb* and Ti* and tensile strength after annealing of high-strength non-oriented silicon steels at 750℃ for 20s^[21]

材料不能发生完全的再结晶,根据这一技术所开发的 SXRC 系列高强度无取向硅钢的性能如表 2 所示^[22],在普通无取向硅钢的高频铁损范围内强度显著提高 1 倍以上,但这一性能指标与图 3 中的新日铁产品牌号相比,铁损相差较大。但是住友金属采用了不同的设计思路,认为在不损害电工钢的压延加工性的前提下,可以采用位错强化手段。虽然位错强化导致钢的铁损会增大。但是,转子比定子用硅钢片容许铁损要大很多。这是因为电机的能量效率主要受定子铁损支配,而转子铁损的影响很小。永磁同步电机的转子用电工钢的铁损水平,可以根据抑制由焦耳热引起的永磁体热退磁来设计。因此,作为转子用电工钢的强化采用位错强化非常适用,工艺简单易行,成本经济。新日铁在 2005 年起也有了类似的专利,通过析出 Cu 或者

Nb 的碳氮化物来延迟再结晶,并控制再结晶率,实现强度与铁损之间的平衡^[23,24]。

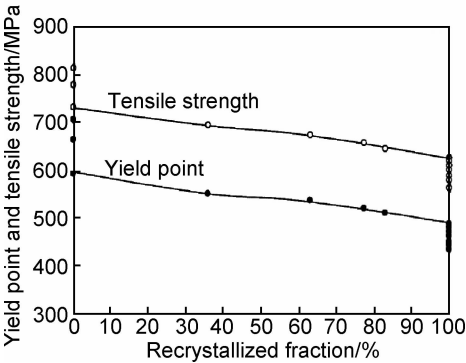


图 5 屈服强度、抗拉强度与退火时再结晶分数之间的关系^[21]
Fig. 5 Dependence of yield and tensile strength on recrystallized fraction after annealing^[21]

表 2 住友金属公司的高强度无取向硅钢产品系列的性能^[22]

Table 2 Magnetic and mechanic properties of high-strength non-oriented silicon steel grades from Sumitomo Metal Corp^[22]

Grade	Thickness/mm	Magnetic property		Mechanic property	
		$W_{10/400}/\text{kg}^{-1}$		Yield strength (RD/TD)/MPa	Tensile strength (RD/TD)/MPa
SXRC	690MPa	0.35	46	659/705	768/766
	0.27		49	761/834	842/851
	780MPa	0.35	51	743/807	833/855
	0.50		53	724/779	818/837
Conventional	Cold rolled	0.35	106	1084/1140	1122/1140
JIS 35A230	Annealed	0.35	17	336/348	464/472

RD: Rolling direction; TD: Transverse direction

1990 年之后,新日铁公开的专利中开始用到其他强化方式。在固溶强化的基础上同时采用 Nb,Zr,Ti,V 碳氮化物析出强化^[25-28]。一般来说,为了防止碳氮化物严重恶化磁性能,专利中对这些元素的含量都有严格的要求。另外,添加 Ni 会增加钢的成本,许多专利中选择不加 Ni。各种碳氮化物的强化效果也不尽相同,久保田猛认为 Zr 的碳氮化物与其他的碳氮化物相比,析出强化效果大,同时对磁性能的劣化较小^[25]。有田吉宏、村上英邦、松本穰等指出,NbC 通常与 MnS 复合析出,当 Mn 含量满足 $[\% \text{Mn}] \leq 0.6 - 10 \times [\% \text{C}]$ 时,有利于 NbC 细小密集析出,增强抑制晶粒长大的作用,从而获得高的强度和韧性^[26]。最近十年新日铁专利转向了 Cu 金属相的析出强化^[29,30]。Cu 金属相降低饱和磁通密度的作用很小,而且与碳氮化物相比,对磁畴壁移动的阻碍作用较小^[27]。采用 Cu 金属相的析出强化时,可以通过控轧控冷,使冷轧之前 Cu 金属相不析出,或不过多地析出,或控制其析出状态,从而使热轧板或常化板不至于特别大地硬化和脆化,这样就比较容易冷轧,也减少了冷轧时轧裂的发

生。在冷轧之后的退火及其冷却过程中,也可通过控制退火温度和冷速,从而抑制 Cu 金属相的析出。用户将成品板冲片后,再经时效退火处理,使 Cu 金属相析出,从而获得高的强度。这样,在时效退火之前,钢板一直是处于一个相对“软质”的状态,冷轧及其冲片过程中的成材率相对较高。为了防止 Cu 金属相严重恶化磁性能,专利中一般都对 Cu 金属相的尺寸、密度做出规定。

4 关于实际应用的高强度无取向硅钢强化方法的分析及未来技术发展趋势

虽然我们由上述新日铁、住友金属关于这一产品的性能变化推测了该公司的日本几大钢铁公司究竟在工业化生产的高强无取向电工钢中采用了何种强化方法,其细节作为商业机密都进行了严格保护。虽然几大钢铁公司都申请了很多相关专利,但涉及众多强化手段,包括 P,Mn,Ni 的固溶强化、微合金元素(Ti,Nb,V,Zr)等析出强化和 Cu 的时效强化以及不完全再结晶的位错强化。其中 Ni,P,Mn 等元素固溶强化是最早提出的,

由于这三个元素固溶强化效果显著同时对磁性能的恶化最小,如图 6 所示,其中 P 的固溶强化效果最好,Ni 其次,Mn 最小;而对于磁性能而言,增加 Ni 含量提高磁

感降低铁损,效果最好;P 略微增加铁损而 Mn 降低磁感。据信新日铁是通过这三个元素结合的固溶强化开发出了图 3 所示的高强度无取向硅钢系列^[31]。

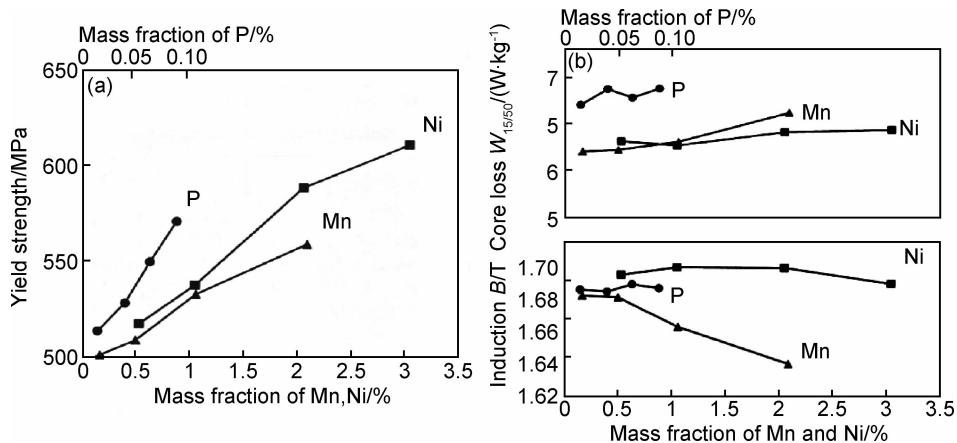


图 6 P、Mn 和 Ni 固溶元素含量对无取向硅钢性能的影响^[31]
(a) 强度; (b) 铁损和磁感

Fig. 6 Influence of the solute P, Mn and Ni contents on the properties of non-oriented silicon steels^[31]
(a) yield strength; (b) iron loss and permeability

但是由于 Ni 的合金成本高昂, P 容易导致冷脆需要特别的工艺处理,从最近各大日本钢铁公司的研发趋势看,正在积极研究其他强化手段来代替。我们注意到新日铁与住友金属两大公司近年来刚刚合并后,其给出的关于高强无取向硅钢的产品性能如表 3 所示,可以看出表 3 所给出的在同一强度级别下的磁性能更接近表 2 中住友产品的水平,但要略好一些,但和最初图 3 所示的新日铁最初开发的薄规格高强度无取向硅钢牌号的磁性能水平相比,实际上磁性能和强度都是下降的。这表现在一方面将最初的屈服强度改变为抗拉强度来定义强度水平;二是如 0.35mm 厚度 590MPa 强度水平下,其高频铁损磁性能 $W_{10/400}$ 由

30W/kg 大幅恶化到 40W/kg。这种将降级的技术应用用于工业生产,应该是因为新日铁基于成本压力改变了强化技术手段,很可能是将最初的 Ni、Mn、P 等较昂贵的固溶强化改变为上述住友公司开发的、通过加入 Nb 实现不完全再结晶进行位错强化的经济手段;而其最新的 Cu 析出强化技术应该是该公司正在研发的最新技术,以在强化效果、更好的磁性能与成本经济之间达到一个更好的平衡,这一技术的未来应用潜力很大。因此,我国在研发此类钢种时,建议充分利用我们的后发优势,直接研究如何通过析出强化来提高现有高牌号无取向硅钢的强度,但这需要首先对各类析出强化的技术途径进行可行性分析。

表 3 新日铁住金公司生产的高强度无取向硅钢系列产品的磁性能和力学性能要求及其典型值^[32]

Table 3 Requirements and typical values of high-strength non-oriented silicon steel grades from Nippon Steel & Sumitomo Metal Corp^[32]

Thickness/ mm	Grade	Magnetic property					Mechanic property						
		Core loss/(W • kg ⁻¹)			Induction		Tensile strength/MPa			Typical yield		Typical	
		W _{10/50}		W _{10/400}	B ₅₀ / T		Min	Typical		strength/MPa		elongation/%	
		Min	Typical	Typical	Min	Typical		L	C	L	C	L	C
0. 35mm	35HXT590T	10. 5	4. 32	41. 0	1. 62	1. 65	590	678	690	659	669	24	22
	35HXT680T	10. 5	4. 81	44. 6	1. 62	1. 65	680	725	739	718	733	21	21
	35HXT780T	11. 0	4. 68	45. 9	1. 60	1. 63	780	860	882	822	839	18	19
0. 50mm	50HXT590T	11. 5	4. 33	47. 6	1. 62	1. 66	590	687	710	675	697	23	21
	50HXT780T	12. 0	4. 90	52. 4	1. 60	1. 63	780	830	872	817	847	19	17

L: Rolling direction; C: Perpendicular to rolling direction

潘振东等^[33]曾经通过加入 3%Mn 通过 Mn 的固溶强化来试制高强度硅钢,但是实验结果发现在经过

完全再结晶退火后,其磁性能优秀但是其强度达不到目标;而当经过不完全再结晶退火时,强度可以达到目

标但是磁性能显著恶化。因此,通过 Mn 单一元素固溶强化手段达到如此高的强化增量,还是比较有难度的,需要和析出强化相结合,而析出强化的具体手段也需要仔细分析。

低合金高强结构钢常通过加入 Ti,Nb,V 等微合金元素以析出碳化物、氮化物纳米粒子使得强度增加,大量的实践证明,如果仅仅考虑析出强化效果,在加入同样质量元素的前提下,Ti 的析出强化最明显,因为 Ti 的原子量最小、密度最小,所以析出相的摩尔分数、体积分数最大。为了使得炼钢中加入的微合金元素在控轧控冷时充分析出,需要在加热时尽量让加入的微合金元素固溶,对于低碳钢而言,加热时是在奥氏体相区,因此加热时微合金元素大部分都要固溶在奥氏体中,这对于析出强化很重要。因为碳化物、氮化物在奥氏体中的固溶度积要显著高于铁素体,这一方面导致加热时可在奥氏体中固溶更多的微合金元素;另一方面,在冷却时由奥氏体至铁素体相变过程中,由于两者固溶度积的很大差别,固溶的微合金元素会以相间析出碳化物的形式弥散分布,强化效果最好。但是对于含有 3%Si 以及一定量 Al 的电工钢而言,其相图结构与普通碳钢完全不同,几乎不出现奥氏体相圈,也即在加热时硅钢不可能全部奥氏体化。图 7 给出了

3%Si-0.5%Al-0.2%Ti-0.004%N 在不同 Mn 含量下的相图结构,其中 BCC_A2 相为铁素体,FCC_A1 为奥氏体,FCC_A1#2 为析出的面心立方的 Ti(CN)碳氮化物。由图 7 可见 TiN 在各 Mn 含量下的固溶温度都超过 1400℃,因此不可能在加热时使得加入的 Ti 充分固溶。另外,在没有 Mn 时,碳含量小于 0.07% 时在整个温度范围内不出现奥氏体相(见图 7(a));2%Mn 时,碳大于 0.1% 在 1200℃ 左右时出现奥氏体单相区,小于 0.1% 时在 700~1400℃ 范围内出现奥氏体铁素体两相区,且碳含量低时奥氏体相分数很小(见图 7(b));4%Mn 时,在碳大于 0.03% 温度在 1200℃ 就出现了奥氏体单相区,这恰好是加热温度范围,因此在成分设计时,可设计钢中碳质量分数(%) $\approx ([Ti]-[N]/14 \times 48)/48 \times 12 + 0.03$,在 1000℃ 左右终轧,快速冷却至 600℃ 左右卷取,这样可抑制 1000℃ 温度以下存在的部分奥氏体向铁素体的相变,最终相变温度可控制在 600℃,TiC 可在相变时在相界面上实现相间析出,颗粒尺寸细小且弥散分布,实现有效的析出强化。但这一工艺有如下问题需要注意,由于 TiN 很稳定,在 1400℃ 就可以析出,当钢中氮含量较高时,1200℃ 以上高温段析出大量 TiN,这些高温析出相尺寸在 0.1~5μm 左右,过于粗大不能起到强化的作用,

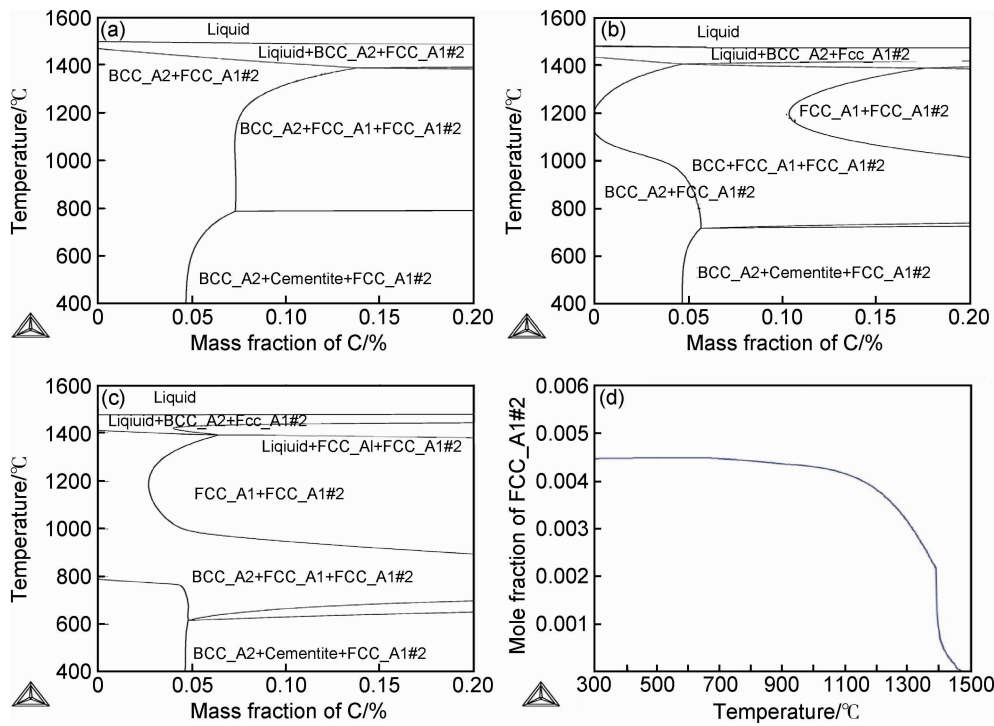


图 7 Mn 对成分为 3%Si-0.5%Al-0.004%N-0.2%Ti 的 Fe-C 相图的影响(图中 FCC_A1#2 为 Ti(CN))由 ThermoCalc 软件和 TCFE 数据库计算 (a)0Mn,(b)2%Mn;(c)4%Mn;(d)4%Mn 时,Ti(CN)在各温度下析出量

Fig. 7 Influence of Mn on Fe-C phase diagram of 3%Si-0.5%Al-0.004%N-0.2%Ti (FCC_A1#2 is Ti(CN)), calculated by ThermoCalc software with TCFE 7 database (a)0Mn,(b)2%Mn;(c)4%Mn;(d)amount of Ti(CN) precipitated at different temperatures in the case of 4%Mn

因此需要尽可能降低钢中的氮避免过多的 Ti 在高温区间析出。另外,粗大的 TiN 颗粒可能会对转子用硅钢片的疲劳寿命有影响,而且最终成品钢中还有剩余的固溶碳约 0.03%,这将会导致服役时显著的磁时效。因此通过加入 Ti 的析出强化达到目标强度,困难重重。

采用类似地方法可以分析 Nb 在硅钢中的强化途径,假设成分体系中已经加入了 1%Mn-3%Ni 固溶强化并同时在高温下获得足够多的奥氏体相,分别加入 0.2%Nb 和 0.5%Nb 的相图结构如图 8 所示,图中 BCC_A2 相为铁素体, FCC_A1 为奥氏体, FCC_A1 #2 为析出的面心立方的 Nb(CN)。0.2%Nb-0.02%C 对应的固溶温度为 1200℃,虽然此时没有单一奥氏体相区而只有奥氏体铁素体两相区,但 Nb 可以完全固溶,如果维持较高的终轧温度和轧后快速冷却,其中的奥氏体区域相变至铁素体时会引起相间析出,而铁素体区域则只会沿晶析出少量 Nb(CN)。因此此时的析出相的分布可能是不均匀的,且此时成品钢中固溶碳为 $0.02 - ([Nb] - [N]/14 \times 96) / 96 \times 12 \approx 0$,即加入钢中的碳恰好可以全部析出,保证了服役过程无迟滞时效。析出体积分数约 0.2%,若析出相平均尺寸在 5nm 左右,析出强化贡献可达 200MPa 左右,而具有

3%Si + 0.5%Al 成分的高牌号无取向硅钢(如 50W270 或者 50W250 牌号)屈服强度已经超过了 400MPa, Mn、Ni 的固溶强化按照图 6(a)的数据就可以贡献 150~200MPa 强化使得屈服强度提高到 550~600MPa,如果再加上析出强化的贡献,屈服强度可达到 700~800MPa 左右,因此达到目标要求强度是可能的。如果进一步提高 Nb 含量至 0.5%,一方面使得 NbN 的固溶温度显著升高,1200℃固溶时所要求的碳含量不超过 0.01%,导致最终析出的 NbC 数量显著减少;另一方面,0.2%Nb 时奥氏体单相区的鼻尖温度和碳含量为 1150℃和 0.04%C,而 0.5%Nb 时显著右移至 1150℃和 0.07%C,这意味着 Nb 含量升高导致在同一温度、成分下形成的奥氏体数量减少,因此在随后冷却过程中析出 NbC 的分布将更不均匀。即 Nb 含量过高反而不利于强化,最佳成分在 0.2%Nb-0.02%C,成分和热轧工艺窗口均很狭窄。另外,无论是固溶的 Nb 还是析出的 Nb 都会显著抑制再结晶。住友金属利用此特性通过含 Nb 的高硅钢经不完全再结晶退火得到高强度无取向硅钢^[22],这一方法成本经济、简单易行、强化效果明显,但是得到的硅钢片高频铁损依然不低,显著高于新日铁的 HST 牌号,只能适用于要求不高的驱动电机。

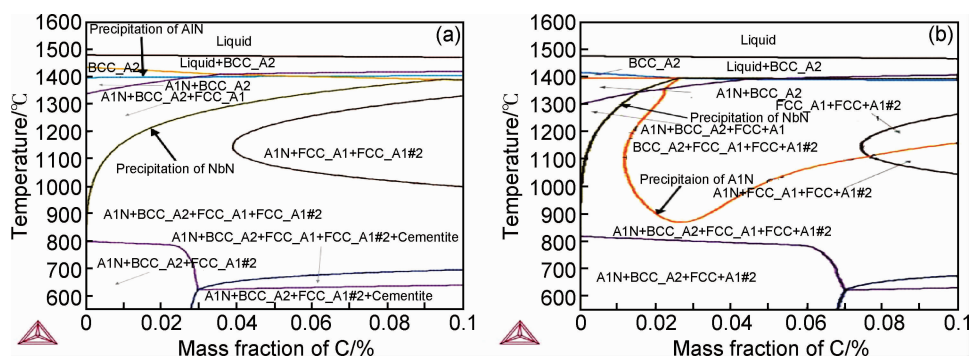


图 8 Nb 对 3%Si-0.5%Al-0.004%N-1%Mn-3%Ni 的 Fe-C 相图的影响(图中 FCC_A1 #2 为析出的 Nb(CN))

(a) 0.2%Nb; (b) 0.5%Nb

Fig. 8 Influence of Nb on the Fe-C phase diagram with 3%Si-0.5%Al-0.004%N-1%Mn-3%Ni(FCC_A1 #2 is Nb(CN))

(a) 0.2%Nb; (b) 0.5%Nb

新日铁最新专利中的 Cu 析出强化路线似乎是个可行的选择,一是因为 Cu 本身就是奥氏体稳定化元素,可以有限扩大奥氏体相区,如图 9 的 Fe-Cu 二元相图所示,奥氏体中 Cu 的最大固溶量可以超过 10%。当富 Cu 奥氏体在 840℃左右转变为铁素体后,Cu 在铁素体中的固溶度随着温度下降急剧降低,在 400~500℃时几乎全部析出;与 Ti、Nb 等的析出强化相比,一是避免了大量加入 Mn、Ni 以便在高温下形成奥氏体相来固溶碳化物,因此成本相对经济;另外,因为不

是通过碳化物、氮化物析出强化,所以在炼钢时不需要在钢中预留足够碳含量以供后续析出,而是直接得到超低碳含量,也不需要再热轧、卷取和退火时控制碳化物氮化物的析出,因此工艺相对简单;而且 Cu 在铁素体相中的析出强化同时并不会损害硅钢片的磁性能,因此 Cu 是理想的强化相;最后,Cu 在铁素体中低温下固溶度很小,在结构钢中 Cu 的时效析出强化是个成熟的技术,通常就是在铁素体相区 400~600℃区间进行回火,大量的 Cu 就可以析出,其强度贡献与 Cu

的析出量成正比;有实验证明,对于含 1.8%Cu 的 Fe-Cu 合金在 1000℃固溶后淬火然后在 475℃时效,其屈服强度最大可增加 365 MPa^[34-36]。而对于新日铁的高强度无取向硅钢产品而言,其强度相较于普通无取向硅钢需提高近 300MPa,因此可以通过加入 Cu 后时效析出强化实现这一目标。新日铁 2012 年针对此技术的美国专利中所保护的 Cu 含量范围为 0.8%~8%,经 300~720℃区间内某一温度时效处理析出 Cu 析出相,平均尺寸 $<0.1\mu\text{m}$ ^[10],可以达到图 2 所示的强度与磁性能区间。很明显,这个工艺窗口是出于隐藏真正的工艺参数而故意宽化的。仔细研究该专利文献和依据在结构钢中 Cu 的时效强化的经验发现,最佳 Cu 含量应该为 2%~3.5%,热处理温度窗口为 400~550℃,具体保温时间需要通过实验研究来摸索,但是应该遵循温度越高时间越短的原则。总的来说, Cu 析出强化的热轧工艺控制窗口宽泛,不需要额外的 P, Mn, Ni 等的固溶强化和 Nb、Ti 的析出强化,简单易行,因此工艺上容易实现,而且在实现强化的同时不会损耗磁性能。但是,钢中加入 Cu 带来的一个显著问题就是会引起热脆,如图 9 所示,因为 Cu 的熔点低,在 1094℃就会出现液相,尤其是在氧化性气氛下, S 和 Cu 同时在晶界偏聚时,就会在加热、热轧时沿晶产生液相,导致严重的表面裂纹。因此,为克服这一问题,一是要控制钢中的硫含量,不能超过 0.01%;尽量缩短加热和热轧时在高温区的停留时间,节奏快、效率高的薄板坯连铸连轧工艺应该是合适的工艺;另外,还要在钢中加入 Ni,其加入量通常为 Cu 含量的 1/8~1/2,上限最好不超过 2.5%。Ni 的加入不仅仅是可以避免由于 Cu 所导致的热脆^[37,38],同时也可以起到固溶强化作用,而且会改变 Cu 析出的形貌与尺寸,使得 Cu 的析出强化作用也会增强。另外,根据现有的铜含量在 0.5%左右的取向硅钢品种的生产时,并没有发现严重的 Cu 热脆问题,因此这为更高 Cu 含量的无取

向硅钢的工业生产奠定了信心。

5 结束语

本文系统介绍了混合动力汽车和电动汽车所用驱动电机的特点和类型,以及驱动电机对无取向硅钢片的要求,即高强度、高磁感和低高频铁损。然后介绍了在业界领先的日本钢铁公司关于高强无取向硅钢片生产技术相关专利的具体内容,归纳了实现高强度的技术途径。尤其是通过分析新日铁公司关于这一产品性能在近年来的变化,总结出新日铁公司过去、现在和未来生产高强度无取向硅钢的可能技术途径。并通过热力学相图计算详细分析了无取向硅钢中加入 Ti、Nb 析出强化的可能成分和工艺。发现加入 Ti 析出强化达到目标屈服强度的难度很大;而加入 Nb 进行析出强化时,成分为 0.02% C-0.2% Nb,加热温度为 1200℃,保持尽可能高的终轧温度并快冷至 600℃左右卷取,并要同时加入足够量的 Ni 和 Mn,一是固溶强化,二是尽可能扩大加热时的奥氏体分数,当所有这些条件具备时是可以达到目标屈服强度的,但成分和工艺窗口狭窄,且同时要求加入 Ni 和 Mn;而通过 Cu 的析出强化途径,其成分和工艺设计简单、操作窗口灵活,成本相对经济,工业可行性高。

参考文献

- [1] KOMATSUBARA M, SADAHIRO K, KONDO O, et al. Newly developed electrical steel for high-frequency use [J]. Journal of Magnetism and Magnetic Materials, 2002, 242-245(4): 212-215.
- [2] YOSHIHIKO O, KOHNO M, HONDA A. Recent development of non-oriented electrical steel sheet for automobile electrical devices [J]. Journal of Magnetism and Magnetic Materials, 2008, 320(10): 2430-2435.
- [3] SENDA K, NAMIKAWA M, HAYAKAWA Y. Electrical steels for advanced automobiles-core materials for motors, generators, and high-frequency reactors [J]. JFE Technical Report, 2004, (4): 67-73.
- [4] 王德安. 新能源汽车驱动电机系统[R]. 深圳:平安证券研究所综合研究所行业报告, 2010.
WANG De-an. Traction motors for hybrid/electrical vehicles [R]. Shenzhen: Research report of Shenzhen Ping An Stocking Ltd, 2010.
- [5] 黄允凯, 余莉, 胡虔生, 等. 高速永磁电动机设计的关键问题 [J]. 微电机, 2006, 33(3): 6-9.
HUANG Y K, YU L, HU Q S, et al. Design consideration for high-speed permanent magnetic motors [J]. Micromotors, 2006, 33(3): 6-9.
- [6] 王凤翔. 高速电机的设计特点及相关技术研究 [J]. 沈阳工业大学学报, 2006, 28(3): 259-264.

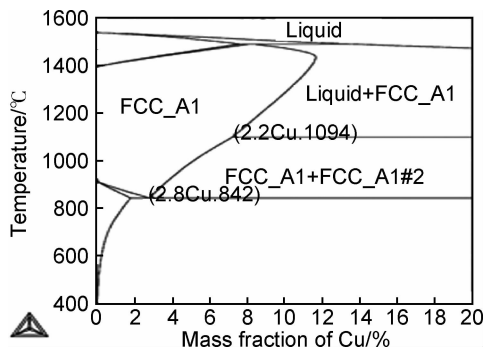


图9 Fe-Cu 二元相图(FCC_A1#2 是析出的金属 Cu 相)

Fig. 9 Binary phase diagram of Fe-Cu (FCC_A1#2 is the copper-precipitate)

- WANG F X. Study on design feature and related technology high speed electrical machines [J]. Journal of Shenyang University of Technology, 2006, 28(3):259-264.
- [7] YABUMOTO M, WAKISAKA T, SUZUKI N. Electrical steel sheet for traction motors of hybrid/electric vehicles [J]. Nippon Steel Technical Report, 2003,87: 57-61.
- [8] HONDA A, SENDA K, SADAHIRO K. Electrical steel for motors of electric and hybrid vehicles [J]. Kawasaki Steel Technical Report, 2003, 48(3):33-38.
- [9] 何忠治,赵宇,罗海文. 电工钢[M]. 北京:冶金工业出版社, 2012. 220-232
HE Z Z, ZHAO Y, LUO H W. Electrical Steels[M]. Beijing: Metallurgy Industry Press, 2012. 220-232.
- [10] Nippon Steel Corporation. High-strength Electrical Steel, Sheet and processed Part of Same [P]. United States Patent: US 8, 097,094 B2, 2012-01-17.
- [11] 王立涛,张莉霞,刘念华,等. 在我国申请的无取向电工钢专利技术的分析[J]. 特殊钢, 2007, 28(1):41-43.
WANG L T, ZHANG L X, LIU N H. Analysis on patented technology of non-oriented electrical steel in China [J]. Special Steels, 2007,28(1):41-43.
- [12] 新日本製鐵株式会社. 高周波鉄損の優れた高張力無方向性電磁鋼板[P]. 日本專利: 2011-184787, 2011-09-22.
Nippon Steel Corporation. High-strength high-frequency non-oriented electrical steel sheet [P]. Japan Patent: 2011-184787, 2011-09-22.
- [13] 新日本製鐵株式会社. 无方向性电磁钢板[P]. 中国專利: 102292462A, 2011-12-21.
Nippon Steel Corporation. Non-oriented electrical steel sheet [P]. China Patent: 102292462A, 2011-12-21.
- [14] KUBOTA T. Recent progress on non-oriented silicon steel [J]. Steel Research Int, 2005, 76(6):464-469.
- [15] 新日本製鐵株式会社. 高张力电磁钢板及其制造方法[P]. 日本專利: 平 2-022442, 1990-01-25.
Nippon Steel Corporation. A manufacturing method of high-tensile-strength electrical steel sheet [P]. Japan Patent: H2-022442, 1990-01-25.
- [16] 新日本製鐵株式会社. 抗张力的高い无方向性电磁钢板的制造方法[P]. 日本專利: 昭 64-228, 1989-01-05.
Nippon Steel Corporation. A manufacturing method of high-strength non-oriented electrical steel sheet [P]. Japan Patent: S64-228, 1989-01-05.
- [17] 新日本製鐵株式会社. 高张力无方向性电磁钢板およびその制造方法[P]. 日本專利: 平 6-330255, 1994-11-29.
Nippon Steel Corporation. A manufacturing method of high-tensile-strength non-oriented electrical steel sheet [P]. Japan Patent: H6-330255, 1994-11-29.
- [18] 新日本製鐵株式会社. 回転機用のすぐれた高抗張力無方向性電磁鋼板[P]. 日本專利: 昭 62-256917, 1987-11-09.
Nippon Steel Corporation. High-tensile-strength non-oriented electrical steel sheet for motors [P]. Japan Patent: S62-256917, 1987-11-09.
- [19] 新日本製鐵株式会社. 加工性と磁気特性のすぐれた高抗張力無方向性電磁鋼板[P]. 日本專利: 平 1-162748, 1989-06-27.
Nippon Steel Corporation. High-tensile-strength non-oriented electrical steel sheet with good workability and magnetic properties [P]. Japan Patent: H1-162748, 1989-06-27.
- [20] 新日本製鐵株式会社. 高周波鉄損の優れた高張力無方向性電磁鋼板[P]. 日本專利: 2011-184787, 2011-09-22.
Nippon Steel Corporation. High-tensile-strength non-oriented electrical steel sheet with low iron loss at high frequency [P]. Japan Patent: 2011-184787, 2011-09-22.
- [21] Sumitomo Metal Industries Ltd. Non-oriented electrical steel sheet and production process thereof [P]. United States Patent: US 7,922,834 B2, 2011-04-12.
- [22] TANAKA I, YASHIKI H, IWAMOTO S, et al. Development of high strength electrical steel SXRC of resource saving design [J]. Material Japan, 2010, 49(1):29-31.
- [23] 新日本製鐵株式会社. 磁気特性の優れた高强度电磁钢板とその制造方法[P]. 日本專利: 2005-113185, 2005-04-28.
Nippon Steel Corporation. High-tensile-strength electrical steel sheet with good magnetic properties [P]. Japan Patent: 2005-113185. 2005-04-28.
- [24] 新日本製鐵株式会社. 高强度电磁钢板とその制造方法および加工方法[P]. 日本專利: 2006-070348, 2006-03-16
Nippon Steel Corporation. Manufacturing method of high-tensile-strength electrical steel sheet [P]. Japan Patent: 2006-070348. 2006-03-16.
- [25] 新日本製鐵株式会社. 高周波鉄損の優れた高抗張力无方向性电磁钢板[P]. 日本專利: 2003-342698, 2003-12-03.
Nippon Steel Corporation. High-tensile-strength non-oriented electrical steel sheet with low iron loss at high frequency [P]. Japan Patent: 2003-342698, 2003-12-03.
- [26] 新日本製鐵株式会社. 高周波鉄損の優れた高張力无方向性电磁钢板[P]. 日本專利: 2011-184787[P]. 2011-09-22.
Nippon Steel Corporation. High-tensile-strength non-oriented electrical steel sheet with low iron loss at high frequency [P]. Japan Patent: 2011-184787, 2011-09-22.
- [27] 新日本製鐵株式会社. 高周波鉄損の優れた高張力无方向性电磁钢板[P]. 日本專利: 2006-161137, 2006-06-22.
Nippon Steel Corporation. High-tensile-strength non-oriented electrical steel sheet with low iron loss at high frequency [P]. Japan Patent: 2006-161137, 2006-06-22.
- [28] 新日本製鐵株式会社. 高强度无方向性电磁钢板[P]. 日本專利: 2008-050685, 2008-03-06.
Nippon Steel Corporation. High-strength non-oriented electrical steel sheet [P]. Japan Patent: 2008-050685, 2008-03-06.
- [29] 新日本製鐵株式会社. 电磁钢板とその制造方法[P]. 日本專利: 2008-261053, 2008-10-30.
Nippon Steel Corporation. Manufacturing method of electrical steel sheet [P]. Japan Patent: 2008-261053, 2008-10-30.
- [30] 新日本製鐵株式会社. 高强度无方向性电磁钢板及其制造方法[P]. 中国專利: 102007226A. 2011-04-06.
Nippon Steel Corporation. High-tensile-strength non-oriented electrical steel sheet and its manufacturing method [P]. China Patent: 102007226A. 2011-04-06.

[31] KUBOTA T. Recent progress on non-oriented silicon steel [J]. Steel Research International, 2005, 76 (6):464—469

[32] 新日铁住金公司的产品手册, http://www.nssmc.com/en/product/sheet/magnetic_sheet.html. Products and catalogs of Nippon Steel & Sumitomo Metals, http://www.nssmc.com/en/product/sheet/magnetic_sheet.html.

[33] 潘振东, 项利, 张晨, 等. TSCR 试制高强度无取向电工钢 [J]. 钢铁钒钛, 2013, 34(4):78—83

PAN Z D, XIANG L, ZHANG C, et al. Development of high-strength non-oriented electrical steel by TSCR [J]. Iron Steel Vanadium Titanium, 2013, 34(4):78—83.

[34] LAHIRI S. Study of precipitation in Fe-Cu system[D]. Evanston: Northwestern University, 1969.

[35] FINE M, ISHEIM D. Origin of copper precipitation strengthening in steel revisited [J]. Scripta Materialia, 2005, 53:115—118.

[36] GAGLIANO M S. Co-precipitation of copper and niobium-carbide in a low carbon steel [D]. Evanston: Northwestern University, 2002.

[37] MINTZ B. The influence of composition on the hot ductility of steels and to the problem of transverse cracking [J]. ISIJ International, 1999, 39(9):833—855.

[38] IMAI N, KOMATSUBARA N, KUNISHIGE K. Effect of Cu and Ni on hot workability of hot-rolled mild steel [J]. ISIJ International, 1997, 37(3): 224—231.

基金项目:国家自然科学基金委员会-宝钢集团有限公司钢铁联合研究基金项目(U1460203);国家国际科技合作专项项目(2015DFG51950)

收稿日期:2014-12-26;修订日期:2015-03-15

通讯作者:罗海文(1972—),男,教授,博士,现从事先进钢铁材料研发,联系地址:北京市学院路 30 号北京科技大学冶金与生态工程学院(100083),E-mail: luohaiwen@ustb.edu.cn