

铌对 B50A1300 牌号无取向硅钢显微组织和电磁性能的影响

张 峰

(宝山钢铁股份有限公司中央研究院, 上海 201900)

摘 要 研究了 Nb 在 0.25% Si 无取向硅钢中的存在形式、作用机理及 Nb 对钢的显微组织和电磁性能的影响。结果表明,在本实验条件下,向钢中添加 0.008 3% 的 Nb,就会促进含 Nb 夹杂物和传统夹杂物的固溶析出,造成夹杂物的平均尺寸从 152 nm 大幅降低至 64 nm,单位体积内的夹杂物数量从 1.7×10^7 个/ mm^3 显著增加至 8.4×10^7 个/ mm^3 。这些含 Nb 夹杂物以百纳米级的 Nb(C,N) 为主,会显著钉扎晶界和降低晶界扩散速率,从而引起细晶偏聚和岛状晶粒现象出现。最终导致了钢的铁损、磁感分别出现了 0.7 W/kg 和 0.03 T 的大幅度劣化。此外,随着钢中 Nb 含量增加,钢的铁损、磁感劣化呈单调递增趋势。Nb 夹杂物通过劣化钢的磁滞损耗而引起钢的铁损 $P_{15/50}$ 增加。

关键词 无取向硅钢 Nb 元素 夹杂物 析出物 显微组织 晶粒尺寸 电磁性能

Effect of Niobium on Microstructure and Electromagnetic Properties of B50A1300 Grade Non-Oriented Silicon Steel Sheets

Zhang Feng

(Baoshan Iron & Steel Co. Ltd, Central Research Institute, Shanghai 201900)

Abstract The exist style of niobium in 0.25% Si non-oriented silicon steel and the interaction mechanism, and the effect of Nb on microstructure and electromagnetic properties in the finished steel are studied. The results show that, for present work, the solution and precipitation of the niobium inclusions and the traditional inclusions can be improved by adding 0.008 3% niobium into the liquid steel. Thus, the average size of inclusions will obviously decrease from 152 nm to 64 nm, and the number of which will sharply increase from $1.7 \times 10^7/\text{mm}^3$ to $8.4 \times 10^7/\text{mm}^3$. Among of which, the main niobium contained is Nb (C, N), with size being hundreds of nanometer grades. They can pin the grain boundary and decrease the diffusion rate of grain boundary significantly, and then resulting the occurrence of the refinement grain size segregating and the island shape grains. Finally, the iron loss and magnetic induction of the finished steel are obviously deteriorated by 0.7 W/kg and 0.03 T, respectively. More over, the deterioration of iron loss and magnetic induction in steel will increase monotonically with increasing niobium content. The Nb inclusions lead to increase of iron loss $P_{15/50}$ by deterioration of hysteresis loss.

Material Index Non-oriented Silicon Steel Sheets, Nb element, Inclusion, Precipitate, Microstructure, Grain Size, Electromagnetic Properties

近年来,随着人们对电磁产品的高效、节能、环保需求的不断提高,故对制作各类电机、EI 铁芯、小型变压器等原器件的无取向硅钢,要在满足低成本的前提下具有优良的电磁性能,以适应越来越高的用户市场需求并保持充足的市场竞争力。以常见的 B50A1300 牌号为例,国标铁损 $P_{15/50} \leq 13.0$ W/kg、磁感 $B_{50} \geq 1.69$ T。实际上,部分用户市场的需求已经达到了铁损 $P_{15/50} \leq 6.0$ W/kg、磁感 $B_{50} \geq 1.74$ T。为了获得上述低铁损、高磁感,在不改变成分设计和工艺流程的条件下,行之有效的措施之一是尽可能减少钢中有害夹杂物,或者对其进行无害化改性处理^[1]。迄今为止,采用钙、稀土处理无取向硅钢^[2-8],对钢中有害夹杂物进行改性的报道很多,而为了在工业化生产中获得良好应用,仍有许多技术问题亟待解决。相

比之下,研究有害元素对钢的电磁性能的影响,并有针对性的对其予以去除或者降低,对减轻工业化生产压力和提高钢的性价比似乎更有现实意义。截至目前,有关 C、S、O、N 对钢的电磁性能的影响研究已很充分^[9],而有关 Nb、V、Ti 对钢的电磁性能的影响研究则相对较少。已有的对 Nb 的应用研究主要集中在作为低温取向硅钢的抑制剂^[10-11]和高强度无取向硅钢的产品开发^[12-13],而 Nb 在常规无取向硅钢中的作用机理和应用效果鲜有报道。本研究结合 0.25% Si 常规无取向硅钢,探讨了 Nb 在钢中的存在形式、作用机理及其对钢的显微组织和电磁性能的影响。

1 研究方法

实验用钢采用 50 kg 真空感应炉熔炼获得。钢

的目标 Si 含量设计为 0.25%，目标牌号定义为 B50A1300。实验用钢的主要化学成分列于表 1。其中，C、S、O、N 含量的分析测试分别采用红外碳硫、氧氮分析仪，Nb 含量的分析测试采用 ICP，其余元素含量的分析测试采用荧光分析仪。实验过程中，预先将熔炼合格的钢液浇铸成钢锭，热送热装至目标温度为 1 000 ℃ 的高温箱式电阻炉内保温 60 min；然后，依次对上述钢锭进行粗轧开坯、锯床加工和精轧轧制。目标精轧温度制度为 1 250 ℃ × 60 min，到温装料和轧后控温，720 ℃ × 30 min 模拟卷取之后断电冷却。目标冷轧厚度为 0.50 mm。冷轧之后，依次进行 830 ℃ × 60 s 模拟连续退火和 750 ℃ × 2 h 消除应力退火 (Stress Release Annealing)，最终获得实验用成品钢试样。实验结束后，采用非水溶液

电解提取成品钢试样的夹杂物，借助扫描电镜分析测试结果，统计了夹杂物的尺寸、数量分布；借助透射电镜及其自带能谱仪，原位观察成品钢试样的夹杂物形貌，确认上述夹杂物的组成、类型；通过光学显微镜观察热轧、成品钢试样的显微组织，观察面为垂直于钢试样轧向的横截面。采用截线法统计晶粒尺寸大小。电磁性能的测量采用爱泼斯坦方圈法，测量样品质量约为 0.5 kg，纵、横方向各半，测量点为有代表性的铁损 $P_{15/50}$ 和磁感 B_{50} 。

2 数据分析与讨论

2.1 钢中的含 Nb 夹杂物

采用非水溶液电解提取成品钢试样的夹杂物。借助扫描电镜观察了夹杂物在滤膜上的分布情况，

表 1 实验用钢的主要化学成分/%
Table 1 Main chemical composition for experimental steels/%

试样	C	Si	Mn	P	S	Al	O	N	Nb
1#	0.002 8	0.25	0.20	0.02	0.003 1	0.27	0.001 4	0.003 2	0.000 5
2#	0.002 7	0.24	0.21	0.02	0.002 9	0.28	0.001 6	0.003 3	0.005 1
3#	0.002 9	0.24	0.20	0.02	0.003 0	0.27	0.001 4	0.002 9	0.008 3

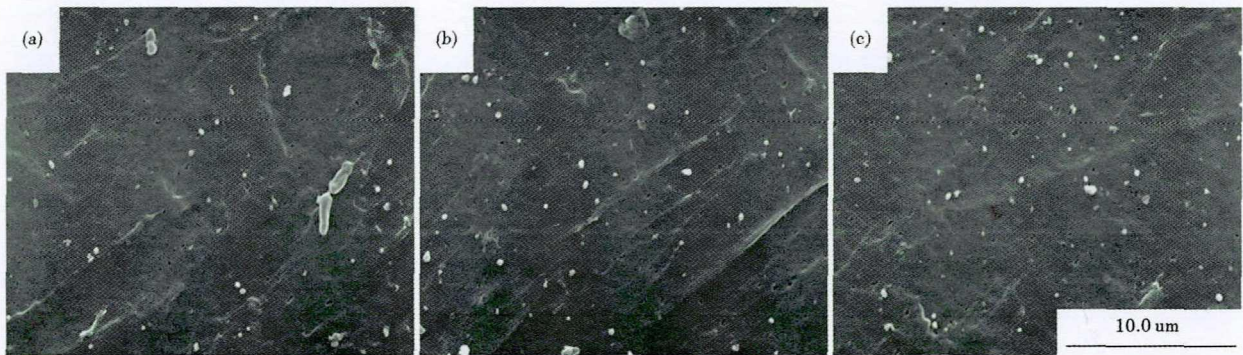


图 1 (a) 0.000 5% Nb; (b) 0.005 1% Nb; (c) 0.008 3% Nb 钢中的夹杂物形貌
Fig. 1 Morphology of inclusions in 0.000 5% Nb (a), 0.005 1% Nb (b) and 0.008 3% Nb (c) steel

拍摄了 5000 倍率条件下的典型视场，如图 1 所示。统计了 50 个典型视场内的夹杂物尺寸、数量分布情况，如图 2 所示。可以看出，不同 Nb 含量对应的夹杂物，在尺寸、数量方面存在明显差异。随着钢中 Nb 含量的增加，夹杂物的平均尺寸从 0.000 5% Nb 含量的 152 nm，迅速减少到了 0.005 1% Nb 含量的 92 nm 和 0.008 3% Nb 含量的 64 nm；与此同时，与以上相对应的夹杂物数量从 1.7×10^7 个/mm³，逐渐增加到了 6.3×10^7 个/mm³ 和 8.4×10^7 个/mm³。这说明了，向钢中加入少量的 Nb 之后，除自身会生成尺寸细小的夹杂物之外，还会降低传统夹杂物的固溶温度并影响其形核、析出，进而对其尺寸产生明

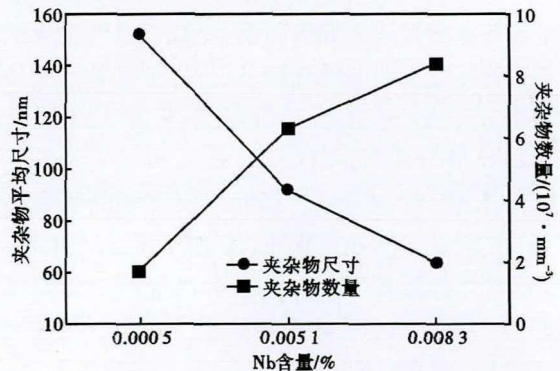


图 2 Nb 含量对钢中夹杂物的数量及尺寸分布的影响
Fig. 2 Effect of Nb content on number and size distribution of inclusion in steel

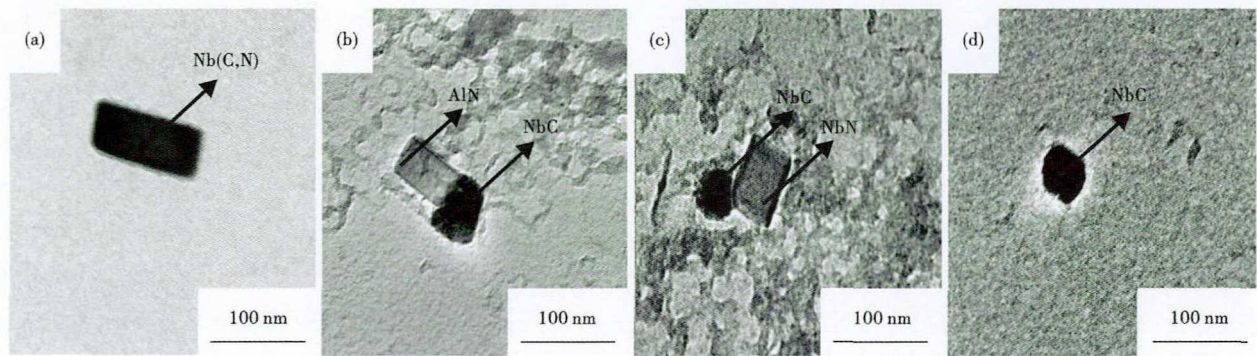


图3 钢中典型的含Nb夹杂物形貌:(a) Nb(C,N);(b) AlN,NbC;(c) NbC,NbN和(d) NbC

Fig. 3 Morphology of typical Nb-contained inclusion in steel :(a) Nb(C,N);(b) AlN,NbC;(c) NbC,NbN and (d) NbC

显的细化作用^[14]。进一步,借助透射电镜及其自带能谱仪,观察和确认了0.005 1% Nb含量对应成品钢试样,在晶界处的夹杂物形貌、组成分布情况,如图3所示。

结果表明,在晶界处的夹杂物主要有,传统的MnS、AlN、Cu_xS、(Mn,Cu)S等,以及呈球形、类球形、长条形或不规则形状的含Nb夹杂物。因为Nb是很强的C、N化物形成元素,这也使得这些含Nb夹杂物以Nb(C,N)为主,并辅有少量的NbC和NbN。它们弥散分布于蜿蜒曲折的晶界,尺寸细小且数量众多。之所以出现了弯曲、不平滑的晶界,是因为上述百纳米级尺寸范围内的夹杂物与磁畴壁非常接近,可以有效的钉扎成品退火过程中局部的晶界扩散^[15-16]。此外,Nb(C,N)在各方向上的错配度、界面能,与NbC和NbN均有较大差异,因此,更

容易在热轧过程早期析出,并随着轧制过程的带钢减薄,呈现出了尺寸相对较大的长条形;与此不同,NbC和NbN往往在热轧末期析出,呈现出了尺寸更为细小的球形、类球形。此外,考虑到在整个固态范围内,NbC和NbN能够完全互溶并生成Nb(C,N),因此,在较高的热处理温度条件下,这些含Nb夹杂物能够重新固溶,以弥散分布形式大量析出并且能够保持细小尺寸^[17]。

2.2 不同Nb含量对应的热轧、成品显微组织

图4展示了不同Nb含量对应的热轧钢试样显微组织。可以看出,钢中Nb含量为0.000 5%时,热轧显微组织能够完全再结晶,表层、次表层晶粒尺寸粗大发达,这主要得益于热轧过程大形变轧制和高温驱动的双重影响,而芯部显微组织则是因为,形变量相对较小加之形变储能的驱动力不足,而表现

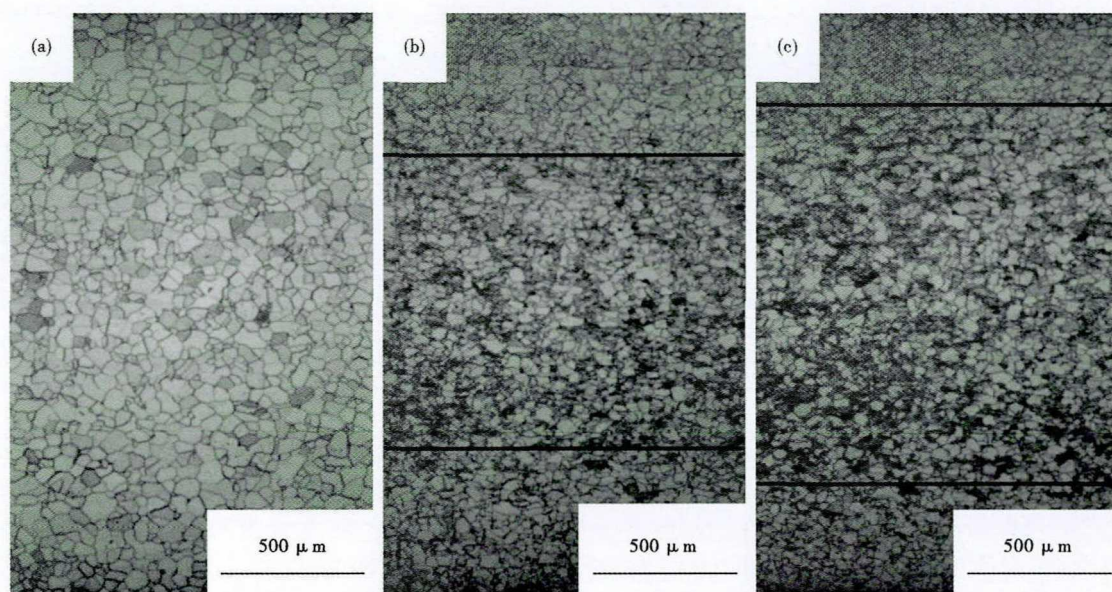


图4 (a) 0.000 5% Nb;(b) 0.005 1% Nb;(c) 0.008 3% Nb热轧钢显微组织形貌

Fig. 4 Morphology of microstructure of hot-rolled steel 0.000 5% Nb (a), 0.005 1% Nb (b) and 0.008 3% Nb (c)

出相对较小的晶粒尺寸;当钢中 Nb 含量为 0.005 1% 时,固溶 Nb 会通过溶质拖拽而限制位错攀移,进而抑制热轧过程的回复、再结晶,芯部组织则因为形核阻力较大,表现为未完全再结晶的纤维状组织;表层、次表层虽然仍能够完全再结晶,但是,由于前述含 Nb 夹杂物尺寸细小,且绝大部分在晶界处富集、偏聚,由此产生的溶质原子拖曳效果,使得铁素体晶粒长大速率变缓,进而导致显微组织晶粒细化^[18];继续增加钢中 Nb 含量至 0.008 3% 时,表层、次表层完全再结晶组织比例降低,晶粒尺寸进一步得到细化,相应的,芯部未完全再结晶组织比例显著增加。

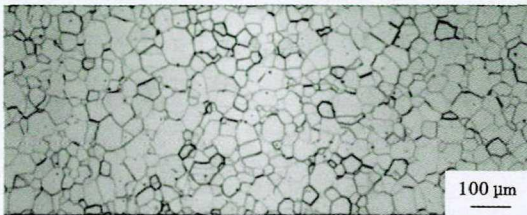
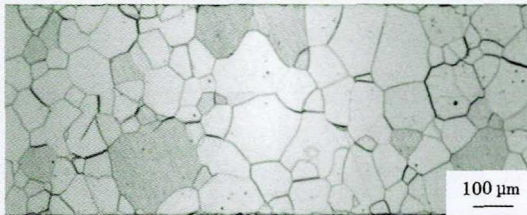
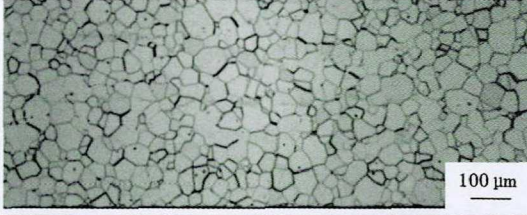
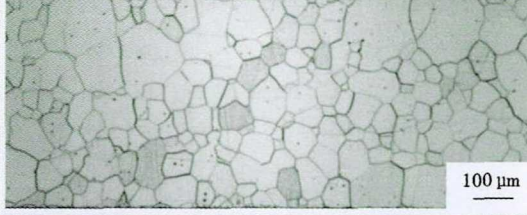
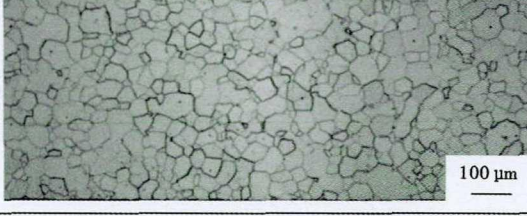
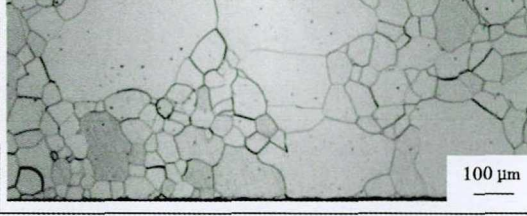
表 2 列出了不同 Nb 含量条件下,热轧钢试样的完全再结晶组织比例,以及相应部分的平均晶粒尺寸大小。可以看出,钢中 Nb 含量从 0.000 5% 增加至 0.005 1% 和 0.008 3% 时,相应的热轧钢试样

完全再结晶组织比例,从 100% 大幅降低到 57% 和 39%。与此同时,表层、次表层平均晶粒尺寸,也从 86.3 μm 快速降低到 41.1 μm 和 27.4 μm,而且 Nb 含量为 0.005 1% 和 0.008 3% 的表层、次表层平均晶粒尺寸,已经明显低于 Nb 含量为 0.000 5% 的芯部晶粒尺寸,尤其是在 Nb 含量为 0.008 3% 时。这充分说明了,即使向钢中加入少量的 Nb,就会显著影响热轧过程的再结晶形核和晶粒尺寸长大。

表 2 Nb 含量对热轧钢再结晶比例及平均晶粒尺寸的影响
Table 2 Effect of Nb content on recrystallization proportion and average grain size in hot-rolled steel

Nb/%	完全再结晶组织比例/%	表层、次表层晶粒尺寸/μm	芯部晶粒尺寸/μm
0.000 5	100	86.3	54.8
0.005 1	57	41.1	-
0.008 3	39	27.4	-

表 3 不同 Nb 含量对应的成品钢显微组织
Table 3 Microstructure of finished steel with different Nb content

Nb/%	消除应力退火(SRA)之前	消除应力退火(SRA)之后
0.000 5		
0.005 1		
0.008 3		

不同 Nb 含量对应的冷轧钢试样,依次进行模拟连续退火、消除应力退火,两者对应的显微组织分别列于表 3。可以看出,不同 Nb 含量在消除应力退火(SRA)之前,对应的均为细小的等轴晶粒。随着钢中 Nb 含量的增加,局部区域的铁素体晶粒开始出现细晶偏聚和岛状晶粒,随之,平均晶粒尺寸有持

续细化的趋势,但整体变化不是太大,分别为 37.6 μm、32.9 μm 和 28.4 μm,这一方面是因为实验用钢的目标 Si 含量设计偏低缘故,更为重要的是,随着钢中 Nb 含量的增加,晶界扩散以克服钉扎力所需活化能开始急剧增加,这直接导致了晶界扩散率显著降低,以及晶粒尺寸长大速度放缓,最终导

致了细晶偏聚、岛状晶粒现象出现。不同 Nb 含量在 SRA 之后, 0.000 5% Nb 对应的晶粒均匀性最好, 低温长时退火条件下即可获得粗大发达的晶粒尺寸。但值得注意的是, 随着钢中 Nb 含量的增加, 前述细晶偏聚现象表现的似乎更加突出。此外, 由于 SRA 过程低温长时, 含 Nb 夹杂物在晶界处的析出、富集时, 因间距太小而不会发生再形核, 部分大晶粒会吞噬小晶粒而出现异常长大现象, 进而, 导致晶粒尺寸分布的均匀性显著降低。

进一步, 统计了不同 Nb 含量在 SRA 之后, 钢试样的晶粒尺寸分布情况, 如图 5 所示。可以看出, 钢中 Nb 含量为 0.000 5% 时, 典型的晶粒尺寸分布位于 41 ~ 60 μm , 绝大部分位于 21 ~ 200 μm , 只有极少数位于 20 μm 或以下或者 200 μm 以上; 钢中 Nb 含量为 0.005 1% 时, 典型的晶粒尺寸分布位于 21 ~ 60 μm , 绝大部分位于 21 ~ 120 μm 。很显然, 0 ~

20 μm 、21 ~ 40 μm 的晶粒尺寸分布比例明显增加, 这表明在该条件下, 晶粒尺寸的分布集中度在提高, 与此同时晶粒尺寸在不断细化; 钢中 Nb 含量为 0.008 3% 时, 典型的晶粒尺寸分布则位于 21 ~ 40 μm , 绝大部分位于 0 ~ 80 μm 。其中, 0 ~ 20 μm 、21 ~ 40 μm 的晶粒尺寸分布比例继续大幅增加, 相应的, 41 ~ 60 μm 、61 ~ 80 μm 、81 ~ 100 μm 的晶粒尺寸分布比例在不断降低, 而在其余尺寸区间的晶粒尺寸分布比例变化不大。此外, 统计表明, 不同 Nb 含量在 SRA 之后, 三者平均晶粒尺寸分别为 65.6 μm 、46.8 μm 和 34.4 μm , 这相对于在 SRA 之前的 37.6 μm 、32.9 μm 和 28.4 μm , 晶粒尺寸长大的变化率分别达到了 74.5%、42.2% 和 21.1%。很显然, 在相同的 SRA 低温长时条件下, 随着钢中 Nb 含量的增加, 含 Nb 夹杂物对晶界的钉扎效果在不断加强, 这对需要粗大发达晶粒尺寸的无取向硅钢的

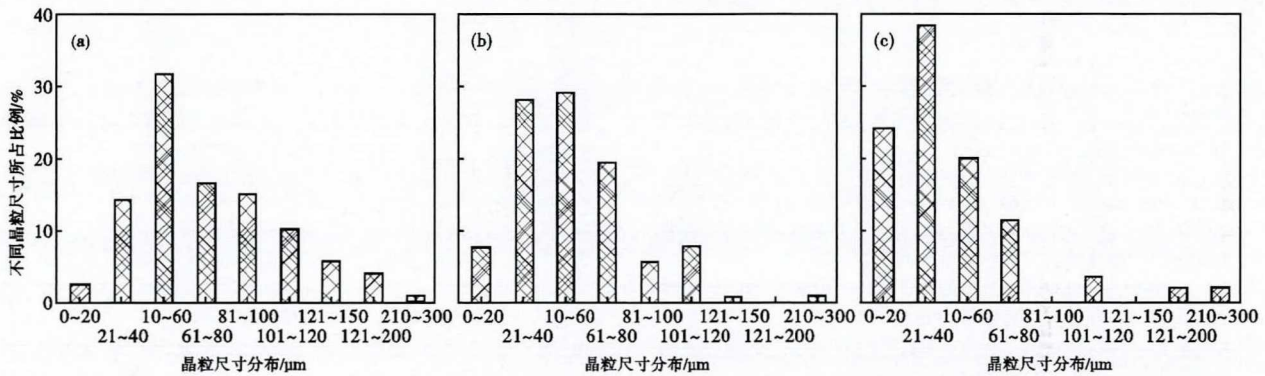


图 5 (a) 0.000 5% Nb; (b) 0.005 1% Nb; (c) 0.008 3% Nb 含量成品钢消除应力退火(SRA)之后晶粒尺寸分布
Fig. 5 Grain size distribution of 0.000 5% Nb (a), 0.005 1% Nb (b) and 0.008 3% Nb (c) finished steel after stress-relief annealing (SRA)

电磁性能非常不利。

2.3 Nb 含量对成品钢试样电磁性能的影响

不同 Nb 含量的成品钢试样, 在 SRA 前、后的电磁性能变化数据列于表 4。从表 4 中可以看出, 经过 SRA 之前, 钢中 Nb 含量从 0.000 5% 增加到 0.005 1% 和 0.008 3% 时, 成品钢试样的铁损 $P_{15/50}$ 从 5.0 W/kg 增加到 5.5 W/kg 和 5.7 W/kg, 劣化幅度分别达到了 0.5 W/kg 和 0.7 W/kg, 而磁感 B_{50} 则从 1.76 T 降低至 1.74 T 和 1.73 T, 劣化幅度分别达到了 0.02 T 和 0.03 T。这充分说明, 少量的 Nb 便会同时劣化钢的铁损和磁感, 且劣化程度都很大。但是, 进一步再增加钢中的 Nb 含量, 则对铁损和磁感的劣化影响会有所降低。分析认为, 磁感的劣化主要与热轧组织的完全再结晶比例降低, 以及表层、

次表层晶粒尺寸细化有关。因为粗大、发达的热轧组织会形成对电磁性能非常有利的 $\{100\}$ 和 $\{110\}$ 织构, 同时减少对电磁性能非常有害的 $\{111\}$ 面织构, 这种织构变化会从热轧遗传至相对应的冷轧和成品。铁损的劣化则主要是因为成品钢试样的晶粒尺寸偏小所致。如前所述, 导致这种晶粒尺寸偏小的原因是, 大量富集在晶界处的、尺寸细小的含 Nb 夹杂物和 MnS、AlN 等传统夹杂物。此外, 通过对铁损 $P_{15/50}$ 进行涡流、磁滞损耗分离测试发现, 钢中 Nb 含量为 0.000 5%、0.005 1% 和 0.008 3% 时, 对应的涡流、磁滞损耗分别为 1.4 W/kg、3.6 W/kg, 1.4 W/kg、4.1 W/kg 和 1.4 W/kg、4.3 W/kg。由于三者的涡流损耗保持相对不变, 因此, 磁滞损耗与铁损 $P_{15/50}$ 的劣化一一对应。经过 SRA 之后,

0.000 5% Nb 含量对应的铁损 $P_{15/50}$, 可以从 5.0 W/kg 大幅降低至 3.8 W/kg, 降幅达到了 1.2 W/kg, 0.005 1% Nb 含量和 0.008 3% Nb 含量对应的铁损 $P_{15/50}$, 则从 5.4 W/kg 降低至 4.5 W/kg 和从 5.7 W/kg 降低至 5.3 W/kg, 降幅分别为 0.9 W/kg 和 0.4 W/kg, 降幅则远小于 0.000 5% Nb 含量。同样的, 经过 SRA 之后, 铁损的降幅大小也取决于磁滞损耗的变化情况。原因是, 一般情况下, 钢中的磁滞损耗会占到总损耗的 70% ~ 80% [19], 在高 Nb 含量条件下, 会直接导致相应的 SRA 前、后的总损耗出现劣化。同时, 在此过程中, 随着晶粒尺寸的长大, 钢的磁感分别出现了 0.008 T、0.004 T 和 0.003 T 的劣化。

3 结论

(1) 向实验用 0.25% Si 硅钢中添加少量的 Nb, 就会生成大量尺寸细小、弥散分布的含 Nb 夹杂物。这些含 Nb 夹杂物以 Nb(C, N) 为主, 会促进传

表 4 Nb 含量对成品钢电磁性能的影响

Table 4 Effects of Nb content on electromagnetic properties of finished steel

Nb/%	铁损 $P_{15/50}/(W \cdot kg^{-1})$		磁感 B_{50}/T	
	SRA 之前	SRA 之后	SRA 之前	SRA 之后
0.000 5	5.0	3.8	1.76	1.752
0.005 1	5.5	4.5	1.74	1.736
0.008 3	5.7	5.3	1.73	1.727

统夹杂物在热轧期间的固溶析出, 抑制热轧和热处理过程中的回复、再结晶, 钉扎晶界和降低了晶界扩散速率, 从而导致细晶偏聚和岛状晶粒现象的出现。

(2) Nb 元素会同时显著劣化钢的铁损和磁感。随着钢中 Nb 含量的增加, 钢的铁损和磁感劣化呈单调递增趋势。Nb 元素主要是通过生成含 Nb 夹杂物以劣化钢的磁滞损耗, 并直接导致了钢的铁损 $P_{15/50}$ 相应的增加。为了满足高端用户市场的电磁性能需求, 比较合理的 Nb 含量应该控制在 0.005 0% 或以下。

参考文献

- [1] 吕学钧, 张峰, 王波, 等. 夹杂物对无取向硅钢电磁性能的影响[J]. 特殊钢, 2012, 33(4): 22-25.
- [2] 郭艳永, 蔡开科, 骆忠汉, 等. 钙处理对冷轧无取向硅钢磁性的影响[J]. 北京科技大学学报, 2005, 27(4): 427-430, 452.
- [3] 宗震宇, 张峰. RH 精炼喂 CaSi 线去除无取向硅钢中的非金属夹杂物[J]. 钢铁钒钛, 2013, 34(1): 58-63.
- [4] 万勇, 陈伟庆, 吴绍杰. 50W600 无取向硅钢钙处理的热力学分析及实验研究[J]. 上海金属, 2014, 36(1): 37-41.
- [5] 光红兵, 张文康, 辛宪诚, 等. 稀土对冷轧无取向电工钢成品组织和磁性能的影响[J]. 特殊钢, 2012, 33(2): 58-61.
- [6] 罗翔, 项利, 仇圣桃, 等. 稀土钕含量对 1.2% Si 无取向电工钢组织、织构及磁性能的影响[J]. 机械工程材料, 2014, 38(1): 6-10.
- [7] 陈丽丽. 退火温度和时间对稀土处理无取向硅钢组织和综合磁性能的影响[J]. 上海金属, 2017, 39(3): 40-44, 50.
- [8] 孙明双, 李涛, 范静. 稀土对无取向硅钢组织和夹杂物的影响[J]. 内蒙古科技大学学报, 2018, 37(4): 349-353.
- [9] 何忠治, 赵宇, 罗海文. 电工钢[M]. 北京: 冶金工业出版社, 2012.
- [10] 张颖, 傅耘力, 汪汝武, 等. 高磁感取向硅钢中的抑制剂[J]. 中国冶金, 2008, 18(11): 4-6.
- [11] 严彬, 朱诚意, 张云祥. Nb 对取向硅钢热轧板中抑制剂析出行为的影响[J]. 热加工工艺, 2019, 48(1): 14-16, 21.
- [12] 谢力, 林媛, 张文康. 铌对 0.5% Si 钢力学性能和磁性能的影响[J]. 热加工工艺, 2016, 45(24): 62-64, 67.
- [13] 黄俊, 罗海文. 退火工艺对含 Nb 高强无取向硅钢组织及性能的影响[J]. 金属学报, 2018, 54(3): 377-384.
- [14] 刘嘉美, 金东浩, 贾云柯, 等. 铌对取向硅钢中析出物固溶温度的影响[J]. 钢铁钒钛, 2019, 40(4): 138-143.
- [15] Fan Yong-fei, Yu Hao, Sun Jing, et al. Study on precipitation and transition mechanisms from the magnetic properties of silicon steel during annealing[J]. International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials, 2014, 21(4): 379-387.
- [16] 高超, 李运刚, 齐艳飞, 等. 微合金元素 Sn、Nb、Re 对无取向硅钢性能的影响[J]. 河北联合大学学报(自然科学版), 2013, 35(3): 27-30.
- [17] 雍歧龙, 裴和中, 田建国, 等. 铌在钢中的物理冶金学基础数据[J]. 钢铁研究学报, 1998, 10(2): 66-69.
- [18] 曹建春, 刘清友, 雍歧龙, 等. 铌对高强度低合金钢的组织 and 强化机制的影响[J]. 钢铁, 2006, 41(8): 60-63.
- [19] 张帅, 李军, 曹建春. 退火温度对无取向电工钢显微组织和电磁性能的影响[J]. 金属热处理, 2013, 38(7): 27-31.

张峰(1976-), 男, 博士(2012年武汉科技大学), 高级工程师, 洁净钢生产和硅钢开发。
E-mail: zhangfenbaosteel@163.com

收稿日期: 2020-01-07