引用格式：周威，程朝阳，邢玉冉，等．取向硅钢Goss晶粒异常长大机制的研究进展[J]．材料工程，2026，54(4)：106-121.
ZHOU Wei，CHENG Zhaoyang，XING Yuran，et al.Research progress in abnormal grain growth mechanism of Goss grains in grain-oriented silicon steel[J].Journal of Materials Engineering，2026，54(4)：106-121.

取向硅钢Goss晶粒异常长大机制的研究进展

周　威[1]，程朝阳[1*]，邢玉冉[1]，贾　涓[1]，刘　静[1,2]
（1 武汉科技大学 材料学部，武汉 430081；2 深圳大学 材料学院 广东省新能源材料服役安全重点实验室，广东 深圳 518060）

摘要：取向硅钢是特高压变压器与高效节能配电变压器的核心软磁材料，其优异的磁性能（高磁感、低铁损）主要源于最终组织中锋锐的Goss织构。然而，Goss晶粒在退火过程中的异常长大机制极为复杂，至今尚未完全阐明，成为制约其磁性能进一步提升的关键瓶颈。本文梳理了Goss晶粒从热轧至高温退火全流程中的形核与长大行为，综述了关键工艺的优化策略；总结归纳了异常长大的Goss晶粒的典型特征，如晶粒尺寸、取向偏差、内部岛晶，重点分析了这些特征对磁性能的影响机理及相应调控方法。同时，系统总结了目前关于Goss异常长大机理的各类理论模型，分析了其原理、适用性及局限性。最后，提出了Goss异常长大机理研究的未来重点方向，以期为推动高性能取向硅钢的研发提供参考。

关键词：高性能取向硅钢；磁性能；Goss晶粒；异常长大
doi：10.11868/j.issn.1001-4381.2025.000679　**CSTR**：32421.14.j.issn.1001-4381.2025.000679
中图分类号：TG142.1；TB31　**文献标识码**：A　**文章编号**：1001-4381(2026)04-0106-16

Research progress in abnormal grain growth mechanism of Goss grains in grain-oriented silicon steel

ZHOU Wei[1]，CHENG Zhaoyang[1*]，XING Yuran[1]，JIA Juan[1]，LIU Jing[1,2]
（1 Faculty of Materials，Wuhan University of Science and Technology，Wuhan 430081，China；
2 Guangdong Provincial Key Laboratory of New Energy Materials Service Safety，College of Materials Science and Engineering，Shenzhen University，Shenzhen 518060，Guangdong，China）

Abstract：Grain-oriented silicon steel stands as the cornerstone soft-magnetic material for ultra-high voltage transformers and high-efficiency energy-saving distribution transformers. Its outstanding magnetic properties，characterized by high magnetic flux density and low core loss，are mainly ascribed to the well-defined Goss texture in the final microstructure. Nevertheless，the mechanism governing the abnormal grain growth（AGG）of Goss grains during annealing is exceedingly intricate and remains incompletely understood，posing a significant bottleneck that impedes the further enhancement of its magnetic performance.This review comprehensively summarizes the nucleation and growth behaviors of Goss grains throughout the entire manufacturing process，spanning from hot rolling to high-temperature annealing，and delineates the optimization strategies for key production processes. It also systematically synthesizes the typical features of abnormally grown Goss grains，such as grain size，orientation deviation，and internal island grains，with a particular emphasis on analyzing how these features influence magnetic properties and the corresponding regulatory approaches. Moreover，a thorough review is conducted on various theoretical models proposed for the AGG mechanism of Goss grains，covering their fundamental principles，applicability，and limitations. Finally，key research directions for future investigations into the Goss AGG mechanism are proposed，aiming to offer a valuable reference for promoting the development of high-performance grain-oriented silicon steel.

Key words：high-performance grain-oriented silicon steel；magnetic property；Goss grains；abnormal grain growth

取向硅钢主要分为普通取向硅钢(conventional grain-oriented, CGO)和高磁感取向硅钢(high B, Hi-B),是电力装备中的关键软磁材料,在特高压交/直流变压器、高效节能配电变压器及电抗器等核心器件中发挥着不可替代的作用[1-2]。我国是取向硅钢生产大国,近五年产量增长尤为迅速(图1),至2024年全国产量已达300万吨,规模稳居全球第一,占全球总产量的56%。其中,高性能的Hi-B钢已成为主力产品,占比高达59%,展现出广阔的应用前景和发展空间。随着全球工业化进程的加快以及新兴经济体的快速发展,能源需求持续攀升,电力消耗显著增加[3]。为应对这一挑战,在能源转型与电力系统升级的双重驱动下,中国、美国及欧洲等主要电力市场对能源转换效率和环境友好性提出了更高标准,进而对高性能取向硅钢提出了迫切需求。

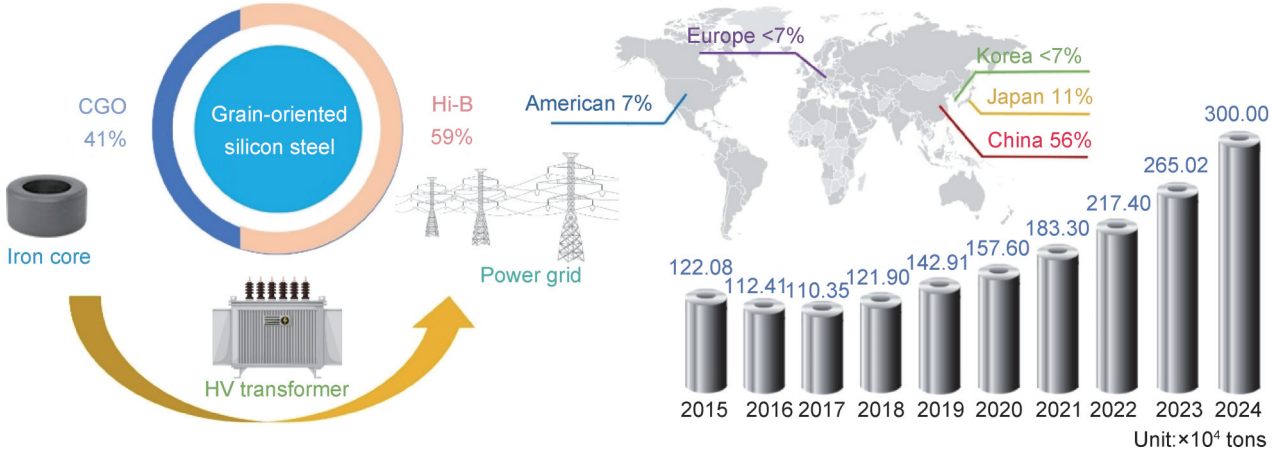


图1　取向硅钢的应用、全球产能分布及中国各年份取向硅钢产量

Fig.1　Application, global capacity distribution, and China's annual production of grain-oriented silicon steel

取向硅钢的生产过程十分复杂,主要包括炼钢、连铸、热轧、常化、冷轧、脱碳退火和高温退火等关键工序,其核心难点在于通过精密的轧制和热处理工艺获得Goss取向({110}〈001〉)晶粒。Goss晶粒的特定取向使其易磁化的〈001〉晶向平行于轧向,实现了该方向上的极高磁感与极低铁损,是生产高性能取向硅钢的关键。多年来,各国研究者不断致力于优化抑制剂成分和关键工艺来提升取向硅钢的磁性能[4-11],主要体现在从最初的MnS抑制剂到后来的复合抑制剂体系,以及改善退火、渗氮等生产工艺(图2),这些措施的核心目标就是获得更加单一、锋锐的Goss织构。

Goss晶粒是在复杂的热机械加工过程中被逐步"孕育",并最终通过选择性长大而"筛选"出来的,因此获得高性能取向硅钢的关键技术难点在于对其二次再结晶过程中异常长大行为的精确控制。但该异常长大过程受到晶界特性、抑制剂粒子分布状态以及热力学驱动力等多因素的综合作用,其机理尚未被完全揭示,已成为当前制备更高性能取向硅钢的主要技术瓶颈。因此,本文梳理了取向硅钢中Goss晶粒的形核与长大过程,总结了异常长大的Goss晶粒特征,归纳了Goss晶粒异常长大理论的研究进展,并进一步提出了Goss晶粒异常长大机制的研究重点与未来方向,以期为生产更高性能的取向硅钢提供参考。

1　Goss晶粒的形核与长大

CGO钢与Hi-B钢作为取向硅钢中两类性能差异显著的产品,其磁性能差异主要源于两者生产工艺的不同。为深入阐明高性能取向硅钢中Goss织构的形成机理,将以磁性能更优的Hi-B钢为主要研究对象,系统梳理其从形核到长大的关键过程如图3所示,揭示取向硅钢生产过程中组织与性能调控的关键原理。

作为取向硅钢生产过程中Goss晶粒初次形核的重要环节,热轧的核心任务并非简单的"轧薄",更在于实现对初始组织与织构的精密调控。在热轧过程中,取向硅钢因厚度方向的不均匀变形与温度梯度产生显著分层现象。表层区域(s=1)受高剪切应力作用,促进形核,形成大量等轴晶粒;随着向中心层(s=0)延伸,剪切应力减弱,等轴晶比例下降,晶粒沿轧向拉长且趋于不规则[12]。Goss织构主要源于热轧中由高摩擦引起的剪切变形,常形成于次表层(主要集中在s=0.5~0.7),并在热轧压下率超过85%时稳定生成[13-14]。该织构具有遗传性,可通过"织构遗传"在后工序中保留。Bottcher等[15]去除了含有Goss晶粒的

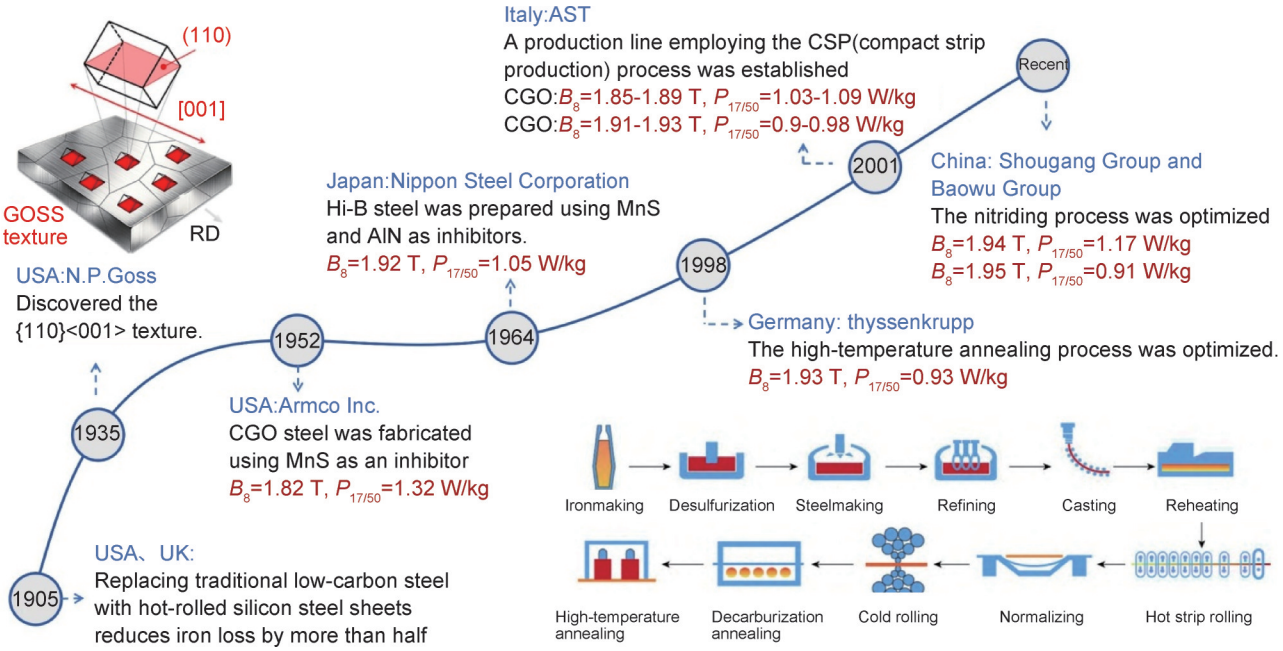


图2 取向硅钢发展历程[4-11]

Fig.2 Development of grain-oriented silicon steel[4-11]

次表层后发现最终试样中二次再结晶发生不完全。因此,促使成品板拥有优异磁性能的Goss晶粒实际上最初来源于热轧过程中剪切变形形成的Goss晶粒“种子”[16]。与CGO钢相比,Hi-B钢通过采用更高的板坯加热温度(约1400 ℃)及优化的热轧工艺(如低温加热、高温终轧),能在热轧板中形成数量更多、强度更高、遗传性更优的Goss晶粒“种子”。这种初始“种子”的质量优势,是Hi-B钢最终能实现更完善的二次再结晶并获得更高磁感的根本前提之一。

CGO钢与Hi-B钢在冷轧阶段的工艺路径截然不同,CGO钢通常采用“二次冷轧加中间退火”工艺,而Hi-B钢则采用“一次大压下量冷轧”工艺。在冷轧过程中剧烈变形会导致位错堆积,材料内部积累大量的变形储能,导致剪切带的产生[17-18]。研究表明[18-20],具有高泰勒因子的{111}〈112〉、{111}〈001〉等剪切带在一次退火过程中充当了Goss晶粒的成核位点(图3)。因此,Hi-B钢采用一次大压下量冷轧,旨在通过极高的单次变形量,强烈诱发高密度剪切带与储能,为Goss晶粒的形核奠定基础。Hashimoto等[21]认为剪切带中由于有剪切分量的补充,Goss织构在平面应变下稳定性较好,从而得以保留。Jain等[18]则认为冷轧过程中剪切带内部的Goss织构在平面应变下很有可能因不稳定而发生旋转,再次转变为γ织构,但随后Goss取向可能会再次在γ织构的剪切带内产生,这两种相互矛盾的转变可能会在冷轧过程中循环运行,使得冷轧样品中总会保留一定量的Goss织构。

在脱碳退火阶段,Goss晶粒发生再次形核。脱碳退火可以消除加工硬化,使组织发生初次再结晶,并使抑制剂重新均匀弥散分布,保持对晶界的钉扎能力。该阶段Goss晶粒的主要形成机制是粒子激发形核[22],即剪切带内的Goss取向区域发生再结晶,形成新的Goss晶粒,为后续的异常长大过程做准备。然而,在初次再结晶织构中,Goss织构的含量并不占优势[23-25],仍主要由α和γ织构组成。由于初次再结晶晶粒中只有极少数的Goss晶粒最终会异常生长(约10^6个初次再结晶晶粒中只有1个会异常生长[26],如图3),因此,在发生初次再结晶时很难找到和识别出最终能异常长大的Goss晶粒。研究表明[27],获得细小且均匀的初次再结晶组织至关重要,这不仅能有效抑制其他取向晶粒的生长,还为后续高温退火中Goss晶粒的充分、择优长大提供了关键条件。为获得该理想的微观组织,可以通过改变合金成分和控制退火实现。例如,Gao等[25]研究表明,添加微量质量分数为0.005%的Nb元素可以细化初次再结晶组织(平均尺寸从31 μm降至23 μm),从而提高成品板性能。Tian等[28]则发现在850 ℃的脱碳退火中,当初次再结晶组织在5 min保温后达到最均匀细小的状态,对应的试样在高温退火后磁性能最佳(B_{800}=1.89 T),随后晶粒尺寸将随保温时间延长而逐渐增大。因此,脱碳退火阶段的核心目标是通过精确控制工艺,培育出细小均匀的初次再结晶组织,为Goss晶粒在二次再结晶中的成功异常长大奠定基础。

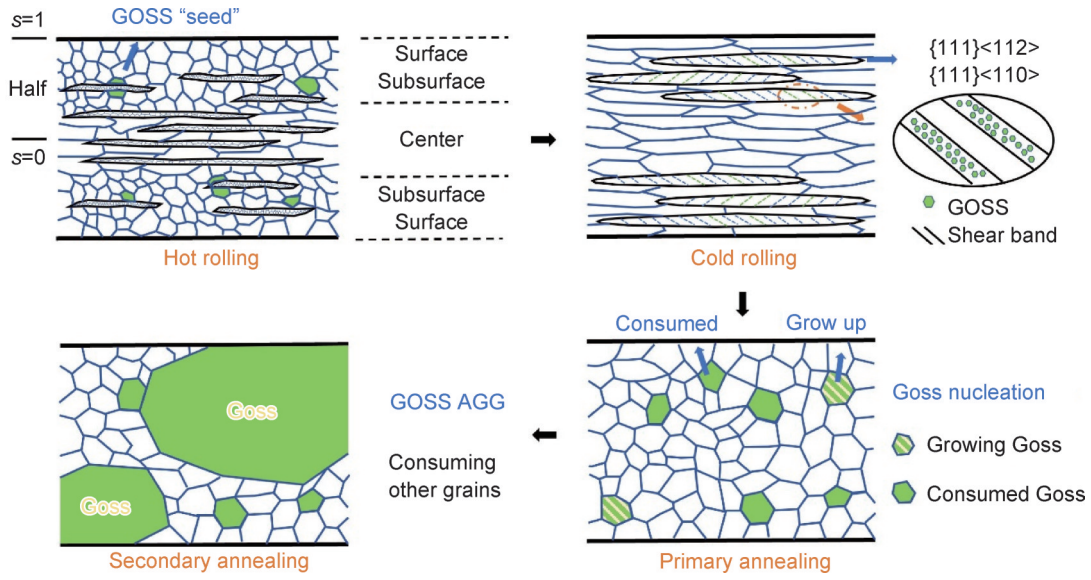


图3　高磁感取向硅钢生产过程中Goss晶粒的形核与长大示意图[12,18-20,26]

Fig.3　Schematic illustration of nucleation and growth of Goss grains during the production of Hi-B[12,18-20,26]

高温退火是诱导取向硅钢发生Goss晶粒二次再结晶的关键步骤，直接影响了产品的最终性能。在再结晶过程中，晶粒长大可分为两种典型模式：第一为晶粒正常长大，表现为晶粒尺寸均匀增大，其驱动力主要源于体系总晶界能的降低；第二为晶粒异常长大，表现为少数晶粒具有特定取向的晶粒在基体中迅速长大，最终吞并所有其他小晶粒，形成巨大晶粒的现象，晶粒的生长驱动力除晶界能降低外，还涉及如第二相粒子、织构、表面效应、晶界迁移率等[29]诸多因素。在高温退火过程中，抑制剂的演化行为尤为关键。随着温度升高，会发生奥斯特瓦尔德熟化现象，在界面能驱动下，尺寸较小、比表面积较大的抑制剂粒子因溶解度较高而逐渐溶解至基体中，随后在尺寸较大、更稳定的抑制剂表面析出，导致后者进一步粗化。该过程致使抑制剂粒子平均尺寸增大、数量和密度下降，整体抑制能力减弱，从而为Goss晶粒突破钉扎、实现异常长大创造了动力学条件。Citrawati等[30]认为存在一个关键的退火温度窗口（900～1000 ℃，使用MnS抑制剂），只有在此温度范围内才能发生有效的Goss晶粒异常长大。而De等[31]的实验结果则表明，对于不同的抑制剂体系，有效退火温度窗口不同。其中，在AlN抑制剂的体系中，等温退火的有效温度范围为1050～1060 ℃，间断退火为1050～1080 ℃。这解释了为何Hi-B钢（以AlN为主抑制剂）的二次再结晶退火温度通常高于CGO钢（以MnS为主抑制剂）。除此之外，升温速率也是另一个关键参数。Birosca等[32]的研究表明，慢速升温有利于形成锋锐的Goss织构，而快速升温则会导致其他取向的晶粒也发生异常长大，从而削弱了最终的Goss织构。其根本原因在于，升温速率显著影响了抑制剂的溶解速率，升温速率越高抑制剂溶解越迅速。Wang等[27]进一步阐释了其内在机理：当抑制剂的抑制力缓慢丧失时，Goss晶粒能在有效温度窗口内保持更长时间的生长优势，从而发育成更大、取向更锋锐的晶粒。反之，若抑制力丧失过快，Goss晶粒则缺乏充足的时间发挥其取向优势，导致其他取向晶粒的异常长大。从工艺上看，CGO钢与Hi-B钢在高温退火阶段的目标均是通过抑制剂的钉扎作用促进Goss晶粒的异常长大，但对织构的“完善程度”要求不同：CGO钢旨在实现Goss晶粒的顺利长大，允许少量杂取向晶粒的存在；而Hi-B钢则要求形成单一、锋锐的Goss织构，其关键在于采用钉扎力更强的抑制剂，并结合精密的升温控制，在更长的退火时间内抑制非Goss晶粒生长，使少数Goss晶粒有足够的时间发挥其生长优势。这正是Hi-B钢能够获得更高磁感的根本原因。因此，高温退火过程从根本上决定了Goss晶粒异常长大的完善程度，通过改变退火温度、升温速率等退火参数来实现对抑制剂的精确调控，是控制Goss晶粒异常长大的关键。

综上所述，在取向硅钢的多阶段制备过程中，Goss晶粒的形成历经层层筛选与强化。热轧作为初次形核阶段，将Goss晶粒作为“种子”埋于次表层，随后的冷轧过程则将这一部分Goss晶粒保留于剪切带中，而其中的高变形储能又为后续的初次再结晶过程提供了强大的驱动力，促使了Goss晶粒的再一次形核。最后，在高温退火阶段，这些已充分形核的Goss晶粒得以充分发挥其取向优势，发生异常长大现象，

吞噬其他取向晶粒，形成单一、锋锐的织构，从而使取向硅钢获得优异的磁性能。由此可见，优化磁性能的核心策略可归结为两点：一是在前工序中精准调控Goss晶粒的形核；二是在高温退火时有效引导其选择性长大。

2 异常长大的Goss晶粒特征及其对性能的影响

取向硅钢经过高温退火后的显著特点是形成异常长大的Goss晶粒。虽然由于合金成分、生产工艺不同，取向硅钢磁性能具有显著差异，但所有异常长大的Goss晶粒都具有一些共同特征，了解这些特征对于优化热处理工艺、提高磁性能具有重要意义。

2.1 Goss晶粒尺寸

Goss晶粒经异常长大后晶粒尺寸会发生显著变化，成品板中的Goss晶粒尺寸可达10～30 mm。而晶粒尺寸对于产品的磁性能具有显著影响[27,33-34]。一般而言，晶粒尺寸越大，单位面积内的晶界就越少，对磁畴壁移动的阻力就越小，从而使材料更容易被磁化，在相同磁场强度下能获得更高的磁感应强度。如图4(a)所示，随着晶粒尺寸由6.2 mm增大到26.6 mm，B_{800}由1.889 T增大到1.944 T[35]。铁损主要包括磁滞损耗(P_h)、经典涡流损耗(P_e)和反常涡流损耗(P_a)[36]。根据经典涡流损耗公式：

$$P_e=\frac{\pi^2e^2f^2B_{max}^2}{6\rho} \tag{1}$$

式中：e为材料厚度；f为磁化频率；B_{max}为饱和磁通密度；ρ为材料电阻率。De Campas等[37]基于Pry and Bean模型又提出了晶粒尺寸与P_h和P_a的关系式：

$$P_a=c_1G_s^{1/2}\frac{1}{\rho}e^2B_{max}^2f^{3/2} \tag{2}$$

式中：c_1为与材料磁畴结构相关的常数；G_s为晶粒尺寸。

$$P_h=\left(c_2+\frac{c_3}{G_s}\right)B_{max}^qf \tag{3}$$

式中：q为经验常数，对于硅钢，其值通常在1.6～2.2；c_2和c_3为反映晶粒内部与晶界钉扎强度的常数。由式(1)～(3)可知，晶粒尺寸G_s对铁损各分量的影响程度不同，其对P_e并无直接作用，仅能通过略微改变电阻率而间接产生影响。相比之下，晶粒尺寸G_s对P_h和P_a的影响显著。晶粒过小时，晶界数量多，强烈钉扎磁畴壁，增加磁化阻力，从而使P_h显著增加。晶粒过大时，磁畴宽度随之增加，磁化过程更趋剧烈，导致P_a显著增加。根据公式可知，$P_h\propto G_s^{-1}$，$P_a\propto G_s^{1/2}$，晶粒尺寸对两者的影响相反。如图4(b)所示，当取向硅钢的晶粒尺寸较小时(约1～13 mm)铁损由P_h主导，较大时(约13～30 mm)则由P_a主导，这使得铁损随着晶粒尺寸的增大先降低后升高。存在一个最佳晶粒尺寸范围(约8～18 mm)使铁损最小[38-40]。最佳晶粒尺寸G_s可由下式估算：

$$G_{sOP}=\left(\frac{c_4\rho}{B^{2-q}e^2f^{1/2}}\right) \tag{4}$$

式中：G_s为最佳晶粒尺寸；c_4为与材料相关常数。综上所述，通过精确调控Goss晶粒的尺寸，是实现取向硅钢磁感应强度与铁损性能协同优化的一个关键途径。

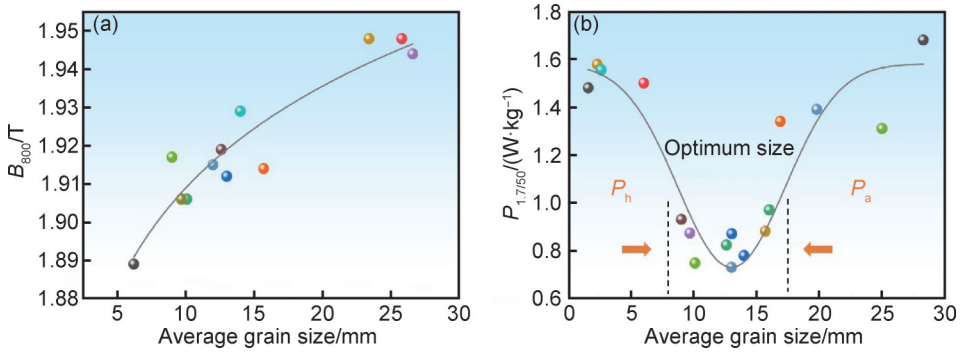


图4 取向硅钢晶粒尺寸与磁性能的关系

(a)B_{800}[35]；(b)$P_{1.7/50}$[35,38-40]

Fig.4 Relationship between grain size and magnetic properties in grain-oriented silicon steel

(a)B_{800}[35]；(b)$P_{1.7/50}$[35,38-40]

2.2 Goss晶粒的偏差角

在二次再结晶完成后，绝大多数Goss晶粒与理想取向之间存在微小角度偏差，根据平均偏差角的θ表达式[41]：

$$\theta=\frac{\alpha+\beta}{2} \tag{5}$$

式中：θ为平均偏差角；α为Goss晶粒的〈001〉晶向与轧制方向的偏差角；β为Goss晶粒的{110}晶面与轧制

平面的偏差角如图5所示。平均偏差角θ主要由α和β偏差角的大小决定。研究表明[42]，较小的偏差角有助于获得高磁感与低铁损，而较大偏差则会导致复杂的磁畴结构，从而恶化磁性能[43]。如图6(a)所示，当偏差角θ控制在0°～7°范围内时，对磁感B_{800}影响较小；而一旦超出该范围，B_{800}将显著下降。并且β角的变化对磁感的影响程度明显大于α角(如图6(b))，可通过修改α角与β角的权重来使偏差角计算更准确：

$$\theta' = k_1\alpha + k_2\beta \tag{6}$$

式中：θ'为修正后的平均偏差角；k_1和k_2为决定权重的常数。除此之外，二次再结晶过程本身还存在显著的取向选择行为[44-45]。如图7所示，在成品板中，通常尺寸较大(如大于40 mm)的Goss晶粒其偏差角较小(小于5°)，而尺寸较小(如小于20 mm)的晶粒则偏差角较大(5°～15°)。这是由于偏差角与晶粒的生长速率存在一定关系，在二次再结晶过程中，偏差角较小的Goss晶粒通常具有更高的生长速率。这一取向选择过程促进了锋锐Goss晶粒的保留，进而影响了取向硅钢的磁性能。正因如此，CGO钢和Hi-B钢虽都涉及多阶段取向选择过程[46]，但Hi-B钢在每个选择阶段产生的平均取向偏差更小(CGO钢中约为7°，Hi-B钢约为3°[4])，最终能获得更锋锐的Goss织构和更优异的磁性能[47]。

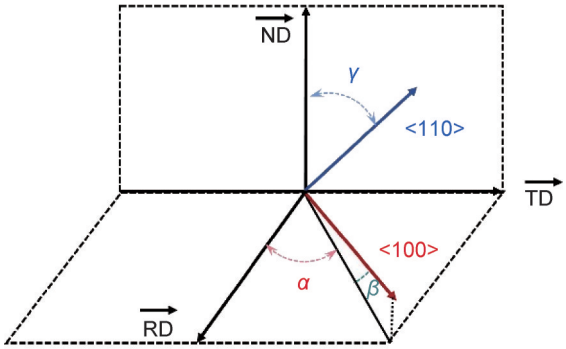


图5　Goss晶粒的取向偏差角

Fig.5　Orientation deviation angle of Goss grains

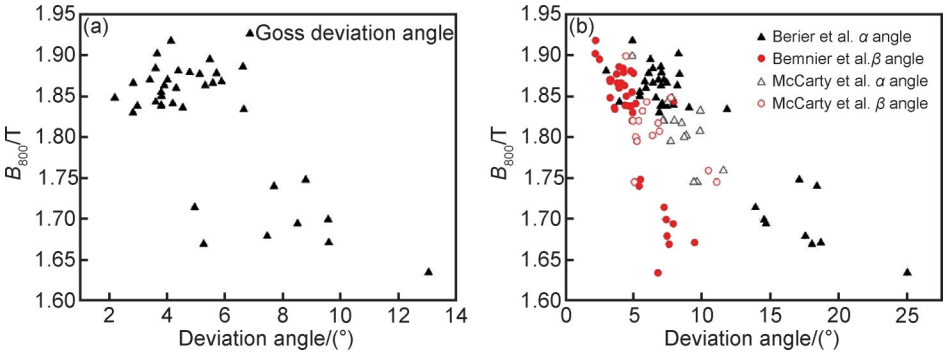


图6　Goss晶粒偏差角对磁性能的影响[43]　(a)平均偏差角；(b)α与β偏差角

Fig.6　Effect of Goss grain deviation angle on magnetic properties[43]

(a)average deviation angle; (b)α and β deviation angle

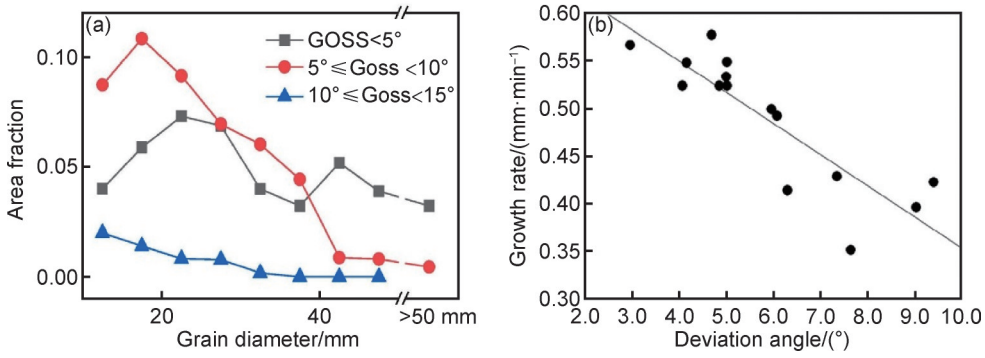


图7　Goss晶粒的取向选择行为

(a)不同偏差角的Goss晶粒的晶粒尺寸分布[44]；(b)偏差角与生长速率的关系[45]

Fig.7　Orientation selection behavior of Goss grains

(a)grain size distribution of Goss grains with different deviation angles[44]; (b)relationship between deviation angle and growth rate[45]

通过优化各阶段工艺参数能够有效降低Goss晶粒的取向偏差角，从而提高磁性能。在冷轧中，Fang等[48]研究了不同二次冷轧方向(第二阶段与第一阶段冷轧方向之间的夹角从0°增至90°)对Goss晶粒的影

响，发现当倾斜角为0°时，最终退火后获得的Goss晶粒尺寸粗大且取向偏差最小。在脱碳退火中，Wang等[27]通过对比不同初次再结晶组织的取向硅钢，发现初次再结晶晶粒细小均匀的样品在二次再结晶后形成的Goss晶粒具有更小的偏差角。在高温退火中，Yang等[49]的研究指出，Goss晶粒的锋锐度与二次再结晶的起始温度相关：起始温度较高时（约1050 ℃），有利于Goss晶粒异常长大；而起始温度较低则促进{110}〈112〉晶粒及偏Goss晶粒的异常长大。他们在不同退火气氛下的对比实验显示，采用75%N_2+25%H_2气氛时起始温度最高，所获得的Goss晶粒偏差角最小，磁性能最优（B_{800}约为1.93 T）。Cheng等[35]比较了多种高磁感取向硅钢样品，发现成品板材中柱状Goss晶粒的取向偏差角（主要集中在2°～10°）小于等轴Goss晶粒，且具有粗大柱状晶组织的样品磁感最高（B_{800}可达1.95 T）。因此，在工艺控制中，培育粗大的柱状晶组织是获得低偏差角、高磁感产品的有效途径。

2.3 Goss晶粒的内部岛晶

在取向硅钢二次再结晶过程中，随着晶界的移动会在异常长大的Goss晶粒前沿留下半岛状晶粒、内部留下岛状细小晶粒团簇[50-52]如图8所示。对于岛晶的形成机理存在两种不同的观点。Bennett等[53]指出，具有低迁移率晶界的基体晶粒可以在AGG过程中充当钉扎点，因此可能会形成岛状晶粒。另一些研究者[54-55]则认为，Goss晶粒会沿着三重晶界进行固态润湿生长，具有高润湿概率的生长前沿会产生凸起结构，当这些凸起结构相互交汇时，基体晶粒会被包围而形成岛状晶粒。

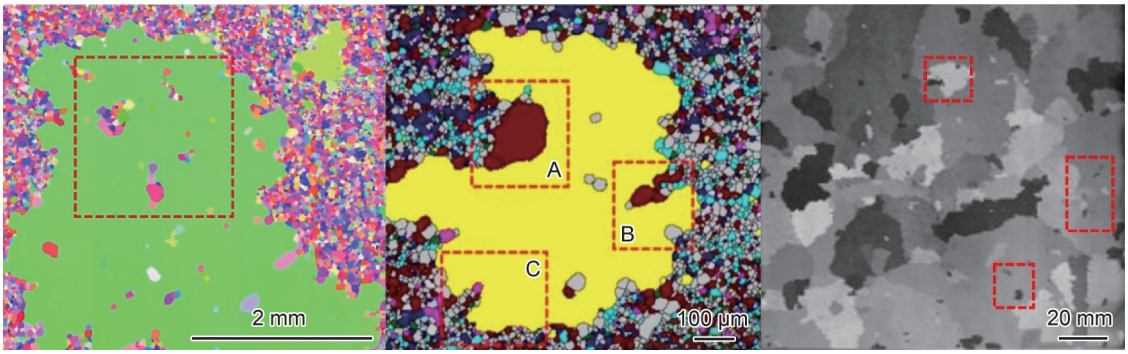


图8 异常长大Goss晶粒的内部岛晶[50-52]

Fig.8 Internal islands in abnormally grown Goss grains[50-52]

岛晶的存在会显著恶化取向硅钢的磁性能，如图9所示。研究表明[56]，随着岛晶数量密度的增加，取向硅钢的磁感应强度显著降低，铁损则明显升高。岛晶通常表现为近{210}〈001〉和{110}〈112〉取向，这些取向都与〈001〉方向偏差较大，岛晶因难以磁化，会导致取向硅钢整体磁感应强度降低；同时，在交变磁场中，磁畴壁经过岛晶边界时易被钉扎，需消耗额外能量才能继续移动，从而增加铁损。Liu等[57]指出，岛晶和半岛晶主要来源于难以被吞噬（晶粒尺寸>40 μm）且具有特定取向的初次再结晶晶粒，因此将初次再结晶晶粒尺寸控制在临界值以下是减少岛晶的有效手段。Xu等[58]发现通过两段式常化退火可以改善初次再结晶组织，有效限制退火过程中岛晶的发育，且随着退火温度升高，岛晶数量密度显著降低，尺寸

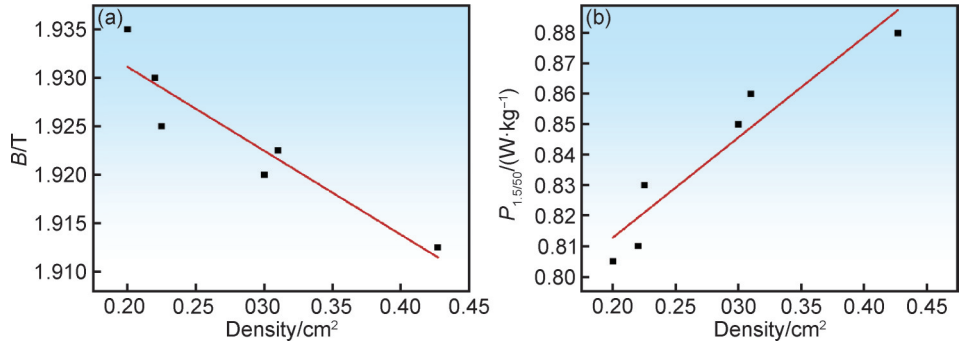


图9 岛晶对取向硅钢磁性能的影响[56] （a）磁感；（b）铁损

Fig.9 Effect of island grains on magnetic properties of grain-oriented silicon steel[56]

(a)magnetic induction; (b)iron loss

减小，在1060～1080 ℃时几乎消失。Wang等[59]研究了超薄带制备过程中不同取向岛晶的变形行为，{114}〈481〉、{100}〈021〉等取向的岛晶变形均匀，在后续过程中稳定存在，对磁性能不利，需在前期工艺中加以控制，而{210}〈001〉岛晶易形成剪切带，经再结晶后可能形成立方织构，有利于改善磁各向异性，因此可适当保留。Wang等[51]则通过相场模拟进一步发现，岛晶的数量受抑制剂分布密度的显著影响，当晶界处存在局部高密度抑制剂时，会阻碍晶界迁移，从而诱发岛晶的形成。因此，合理控制抑制剂含量（如将抑制剂含量c控制在约0.10%）并促进其弥散分布，是抑制岛晶产生的有效途径。

Goss晶粒尺寸、取向偏差以及内部岛晶等特征，是决定取向硅钢磁性能的核心因素。因此，优化磁性能的关键在于精准调控其异常长大行为。这需要通过协同优化初次再结晶组织、退火工艺参数及抑制剂分布，确保Goss晶粒的尺寸控制在最佳范围、最小化其取向偏差角、尽可能降低岛晶数量密度，从而实现磁性能的全面提升。

3　Goss异常长大理论研究现状

3.1　CSL（coincident site lattice，CSL）理论

CSL晶界模型通过几何重合度的量化（Σ值），将晶界系统分类，并表明晶界能量与其结构的有序性密切相关。Kronberg等[60]在研究铜的二次再结晶时，通过分析原子位置的匹配关系，提出用CSL模型来说明新晶粒取向可以通过绕特定轴（如[111]或[100]）旋转特定角度（如22°或38°）与原始立方取向相关联，以便更好地解释金属二次再结晶的微观机制。Lin等[61]通过研究取向硅钢的二次再结晶过程，发现Goss晶粒与其他晶粒相比，周围出现CSL晶界的频率更高，从而首先提出用CSL重位点阵机理（图10）来解释Goos晶粒的异常长大现象。根据晶界运动的Burke-Turnbull表达式：

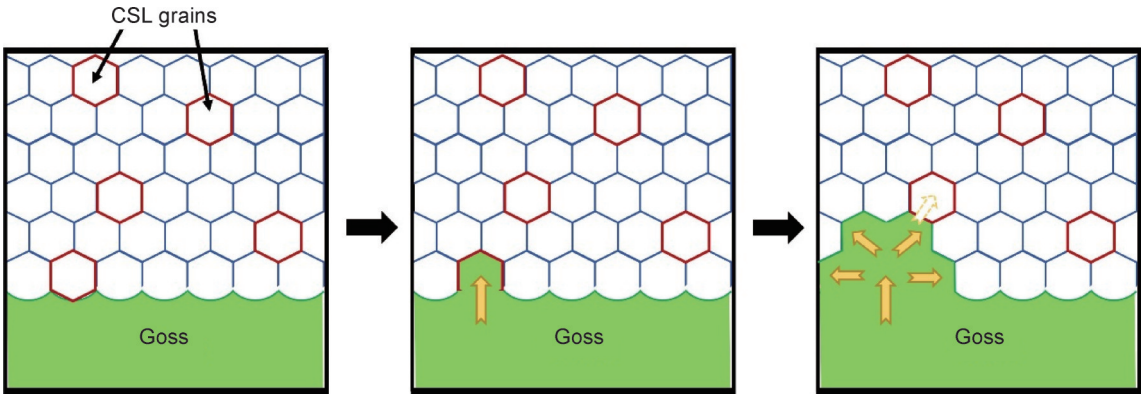


图10　CSL晶界理论示意图

Fig.10　Schematic illustration of CSL grain boundary theory

$$v^{GB}=\mu\gamma\kappa \tag{7}$$

式中：v^{GB}为晶界运动速率；μ为晶界迁移率；γ为晶界能；κ为曲率。如果所有晶界都具有相同的迁移率μ和能量γ，晶粒将以正常长大的方式进行[62]。从结构上看，CSL晶界具有周期性的位错排列，被认为比一般晶界具有更低的能量[63]，原子跳动距离更短，受第二相粒子的钉扎作用小，具有更高的迁移率。当具有CSL晶界的基体晶粒频率足够高时，Goss晶粒会通过局部消耗这些基体晶粒而发生异常长大[64]。

Goss晶粒周围CSL晶界的类型与分布频率存在显著差异，其中以Σ5和Σ9晶界对其异常长大的影响最为关键。而在初次再结晶组织中，Σ5和Σ9晶界的分布频率受生产工艺的显著影响。如图11所示，研究表明[65]，Hi-B钢中此类晶界的频率高于CGO钢。从空间分布看，次表层（距表层10%～30%厚度）的Σ5晶界占比显著高于中心层（距表层50%厚度），而Σ9晶界的分布则无显著差异[66]。此外，工艺参数的影响十分关键：Kumano等[67]发现随着压下率从84.2%增加到92.2%，次表层Goss晶粒附近的Σ5晶界数量明显增加，Σ9晶界数量先增后减。而在退火过程中，Goss晶粒附近的Σ5、Σ9数量均随着温度升高而显著减少[57,61,68]。总而言之，尽管硅钢种类、冷轧压下率及表层到中心层的不同位置都会导致具体分布频率不同，但Σ5和Σ9晶界均在二次再结晶过程中被消耗，最终导致其分布频率降低。

CSL晶界的迁移率主要受温度影响。Yoshitomi等[69]认为在较低温度范围内，Σ5晶界比Σ9晶界具有更高迁移率，此时会促进{110}〈227〉等偏Goss织构的生长[70]，而在较高温度范围内Σ9晶界迁移率更高，此时则会促进Goss织构的生长。Kumano等[71]研究发现

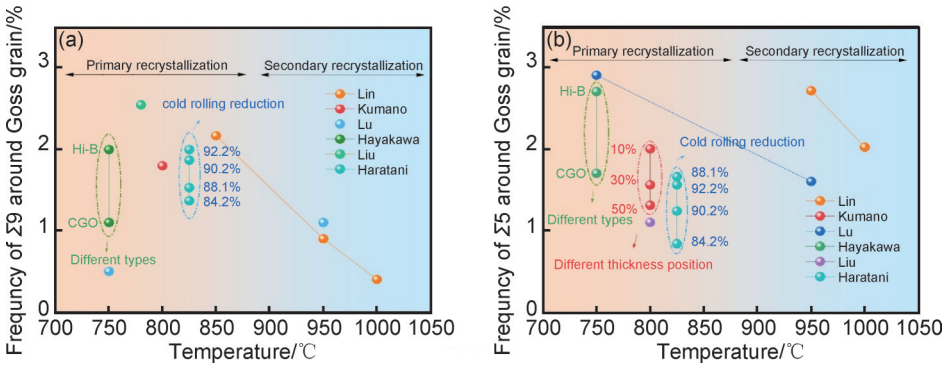


图 11 再结晶组织中 Goss 晶粒周围的晶界含量[56,61,65-68,71] (a)Σ9;(b)Σ5

Fig.11 Grain boundary content around Goss grains in the recrystallized microstructure[56,61,65-68,71] (a)Σ9;(b)Σ5

对于二次再结晶温度较低的 CGO 钢起主要作用的是 Σ5 晶界,而二次再结晶温度较高的 Hi-B 钢起主要作用的则是 Σ9 晶界,这可能是 Hi-B 钢具有更优异的磁性能的原因之一。

CSL 晶界在促进 Goss 的锋锐取向中同样起着重要作用。在取向硅钢初次再结晶基体中,{111}〈112〉与{114}〈481〉为主要织构组分,且均能与 Goss 取向构成 Σ9 晶界[57],分别为 35.4°〈110〉和 39.4°〈110〉,接近准确的 Σ9 晶界(38.9 °〈110〉)。当 Goss 取向偏差角增大时,其与{111}〈112〉和{114}〈481〉之间的 Σ9 晶界的共格关系逐渐减弱,晶界能随之增大,生长趋势明显减弱,从而促进了 Goss 的锋锐取向。许占一等[72]研究发现初次再结晶的 Goss 晶粒主要集中于 12°~15°的大偏差角,而在二次再结晶后 Goss 晶粒偏差角主要在 7°以内(约占 70%)。

CSL 晶界理论在异常长大研究中具有显著的影响力,被广泛地用作指导实验结果,但目前该理论还存在一定的局限性:尽管大多数学者都认同低 Σ 晶界的高迁移率特性,但他们对于诱导 Goss 晶粒异常长大的特殊 CSL 晶界类别存在分歧(Σ3~Σ9 均有),且研究表明[55],Goss 晶粒周围的 CSL 晶界分布频率优势仅为 2%,这种微小的优势是否足以支持 CSL 晶界在 Goss 晶粒生长中的特殊作用,尚存在争议。

3.2 高能晶界(high-energy boundary,HE)理论

研究发现[67,73-74],取向硅钢脱碳退火后 Goss 晶粒周围的高能晶界比例要比 CSL 晶界比例高出很多,因此尝试采用高能晶界模型来解释 Goss 的异常长大行为。根据 Read[75]提出的晶界能公式:

$$E = E_0\theta[A - \ln\theta] \tag{8}$$

式中:A 为与位错能量相关的积分常数;E 为单位面积晶界能量;E_0 为仅由材料决定的常数;θ 为偏差角。当偏差角 θ 为 20°~45°时,晶界具有较高的能量,晶界迁移过程并非通过原子在相邻晶粒间的直接跃迁实现,而是通过空位机制来协同原子重排过程完成。空位的数量与晶界结构的无序程度有关,而高能晶界(20°~45°)的结构无序度更高,更容易吸收和产生空位,因此高能晶界具有更高迁移率。如图 12 所示,脱碳退火后 Goss 晶粒周围的高能晶界数量明显比基体晶粒多[76],并且在高温退火时 Goss 晶粒周围的高能晶界转变为其他晶界,导致占比明显减少[77],由此认为高能晶界

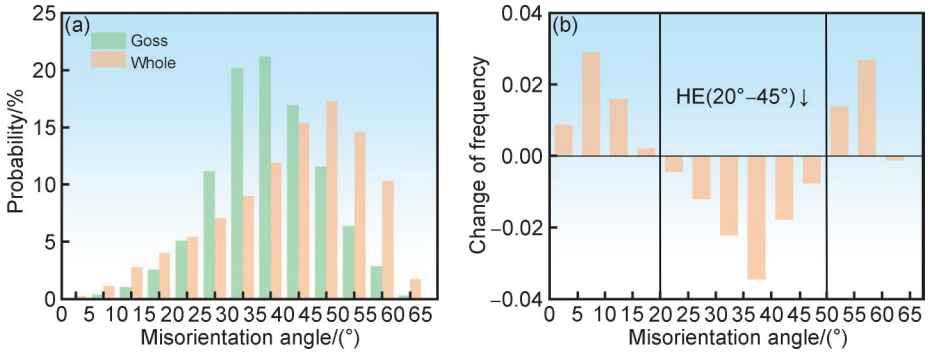


图 12 Goss 晶粒与周围晶粒之间的取向偏差角

(a)脱碳退火后的分布情况[76];(b)高温退火后的变化情况[77]

Fig.12 Misorientation between Goss grain and surrounding grains

(a)distribution after decarburization annealing[76];(b)changes after high-temperature annealing[77]

在Goss异常长大中起着关键作用。图13为基于HE理论的Goss晶粒异常长大过程示意图。在高温退火初始阶段，所有晶界均受到抑制剂的钉扎作用，由于高能晶界具有较高的迁移率，其周围抑制剂粒子的粗化过程显著加快，因此，当抑制剂粒子尺寸粗化到临界值时，高能晶界率先发生迁移，使Goss晶粒获得长大优势。Hayakawa[65]用ΔP来定量表示生长优势，公式如下：

$$\Delta P = P(\text{Goss}, E_c > E_c) - P(\text{average}, E_c > E_c) \quad (9)$$

式中：ΔP为Goss晶粒生长优势；E_c为晶界移动的临界能量；$P(\text{Goss}, E_c > E_c)$为Goss晶粒能移动的概率，$P(\text{average}, E_c > E_c)$为基质晶粒移动的平均概率。在高温退火初期，$E_c$值较高，$\Delta P$较小，此时发生晶粒正常长大。随着退火的进行，$E_c$值从最高值开始减小，$\Delta P$的值增加，使得Goss晶粒更具生长优势，在此阶段会出现异常生长。如果E_c下降太快或是退火温度太高，ΔP下降太快，Goss的生长优势就无法发挥出来。

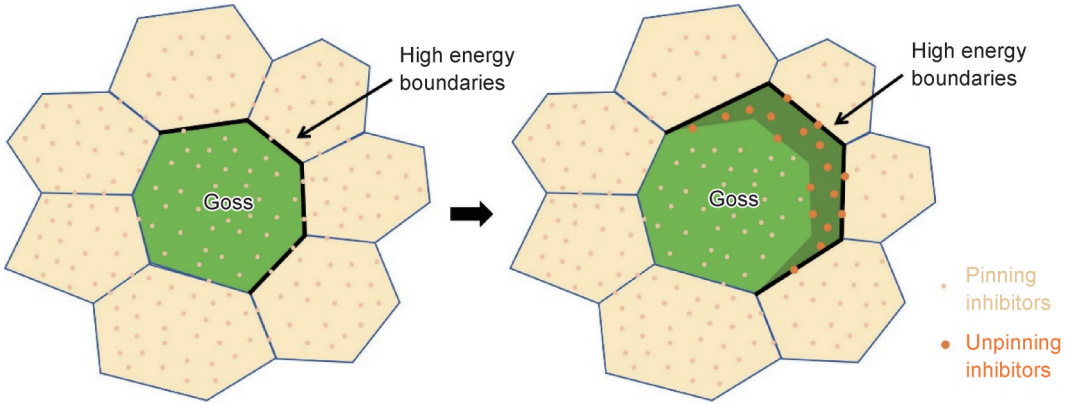


图13　HE晶界理论示意图

Fig.13　Schematic illustration of HE grain boundary theory

大量研究表明，相较于CSL晶界理论，HE理论对异常长大行为的预测与实验结果具有更好的一致性，因此在学术界获得了广泛认可。然而，HE理论也存在明显局限，其将晶粒长大过程过度简化为仅由晶界取向决定，而忽略了晶粒长大是一个受多种因素影响的过程。例如，该理论忽略了相邻基体晶粒尺寸的关键作用。在实际中，许多与Goss晶粒呈20°～45°取向差的大尺寸晶粒并未如理论预期那样被快速消耗[73-74]。此外，HE理论也难以解释异常长大的Goss晶粒内部所形成的岛状或半岛状细晶粒团簇现象[58]。尽管这些细晶粒团簇被证实具有20°～45°的高能晶界特征，但其并未因理论上预期的较高晶界迁移率而被周边Goss晶粒吞并。由此可见，仅基于HE理论解释Goss晶粒的异常长大存在局限性—尽管晶界迁移率的差异确实在一定程度上促进了该现象的发生，但这很可能并非唯一机制，仍需考虑环境因素的作用。

3.3　固态润湿(solid-state wetting，SSW)理论

当三个晶粒在三重结点处通过三个晶界相互接触时，若其中两个晶界的界面能之和低于第三个晶界的界面能，则该高能晶界所包围的晶粒将沿此高能晶界发生定向生长。这种生长过程以润湿机制渗透至相邻两低能晶粒之间，最终导致高能晶界被两个低能晶界取代，该现象被称为晶界固态润湿如图14所示。与其他理论不同，固态润湿理论特别强调亚晶界在Goss晶粒异常生长过程中的关键作用，而非单纯聚焦于高迁移率晶界的影响。研究表明[78]，具有极低能量亚晶界的晶粒更易发生固态润湿生长——即便其周围缺乏大量高迁移率晶界，仍可能实现异常长大。Lee等[52]发现Fe-3%Si钢中异常生长的Goss晶粒具有极低能量的亚晶界，并据此提出采用固态润湿理论解释Goss异常长大现象。由图14可知，当Goss晶粒与相邻晶粒形成的两个低能晶界(AB和AC)的界面

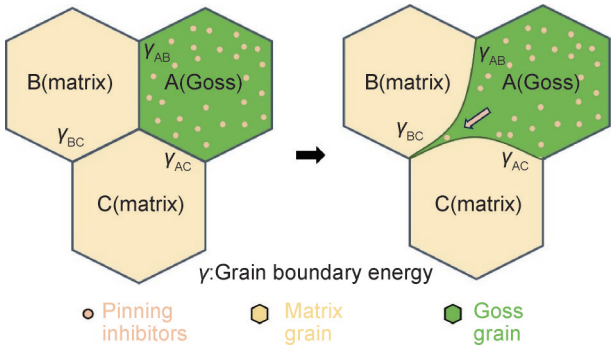


图14　晶界固态润湿示意图

Fig.14　Schematic illustration of grain boundary SSW

能之和，低于这两个相邻晶粒之间的高能晶界（BC）时（即$\gamma_{AB}+\gamma_{AC}<\gamma_{BC}$），Goss 晶粒将择优地沿着 BC 晶界方向生长。

固态润湿理论强调 Goss 晶粒异常长大的发生需要满足三个关键条件（如图 15④）：（1）抑制剂；（2）高能晶界；（3）低能亚晶界。在同时满足这些条件下，晶界会通过固态润湿机制沿着亚晶界扩展，从而引发 Goss 晶粒的择优生长。Kim 等[79]通过 3-D MC 模拟证明了 Goss 晶粒含有的亚晶界能量越低越有可能发生异常长大，若亚晶界能量过高可能不足以诱发 Goss 晶粒的固态润湿行为（如图 15①）。Lee 等[80]在不同亚晶界能强度以及基体晶界能强度下对固态润湿概率进行了模拟分析，结果表明，若 Goss 晶粒仅含有低能亚晶界与抑制剂（如图 15②），会发生选择性长大，而在同时存在高晶界能条件下，才会异常长大，发生固态润湿的概率，随着亚晶界能的降低以及基体晶界能各向异性的增加而增加，且认为仅当固态润湿的概率大于 1/3 时，晶体才会通过固态润湿发生异常长大。抑制剂抑制基体晶粒的正常长大，从而在整个二次再结晶过程中保持相对较高的基体晶界能量，在沿三叉晶界的固态润湿诱发晶粒异常长大中起重要作用。Park 等[81]的 3-D MC 模拟结果表明，抑制剂会促进二次再结晶中高能晶界的消耗，如果没有抑制剂（如图 15③），即便有着能量较低的亚晶界存在，也只会发生 Goss 晶粒的正常长大，而不会发生异常长大行为。

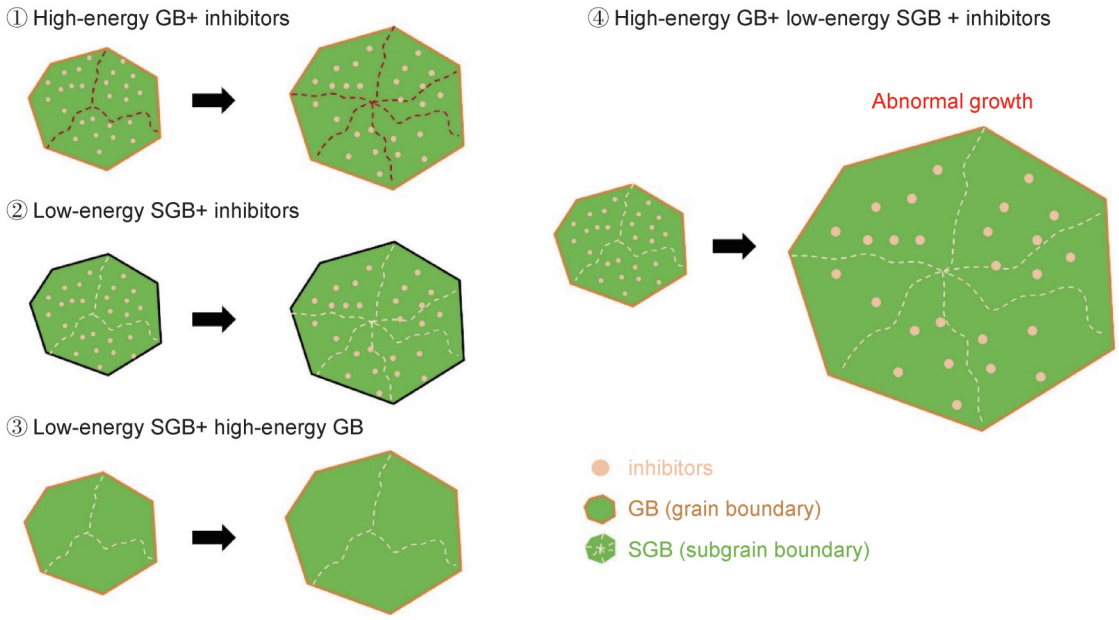


图 15 不同初始条件的 Goss 晶粒长大情况[81]

Fig.15 Growth of Goss grains under different initial conditions[81]

固态润湿理论同时考虑了晶界和内部亚晶界的作用，更加贴合实际情况，但目前对于固态润湿现象的研究结果主要依赖于计算模拟方法（如 Monte Carlo 模拟等），在实验验证方面仍存在数据不足的问题，这在一定程度上限制了该理论在实践中的应用可靠性。使用模拟技术可以快速筛选不同工艺参数，大幅减少耗时和成本，但同时也可能会过度理想化实验过程，使模拟结果与实际结果产生偏差。比如在模拟固态润湿中通常假设晶界能是各向同性的，即同一类型晶界的界面能不随晶面取向差异变化，然而实际中晶面取向、元素偏析、局部应力状态等因素均会显著影响晶界能，这可能导致润湿行为的非均匀性。

3.4 关于异常长大的新理论

尽管 CSL 理论、HE 理论、SSW 理论构成了解释 Goss 晶粒异常长大的基本框架，但由于二次再结晶过程温度高、时间长，难以实时跟踪，尚没有一种理论能完全揭示 Goss 异常长大机理。近年来，研究者采用更先进的表征手段从不同角度提出了新的理论。

Yilmaz 等[82]通过系统实验观察发现，所有异常长大的 Goss 晶粒内部均存在稳定的亚晶界结构，并采用三维原子探针技术（APT）比较了亚晶界和附近基体中 AlN 的分布情况，发现亚晶界上存在明显的 Al、N 元素偏析现象（如图 16 所示）。二次再结晶阶段晶界处的 APT 结果进一步表明，Al 原子更倾向于在亚晶界处聚集，而不是在晶界处。基于此，提出了位错辅助抑制剂溶解理论。该理论认为，在冷轧过程中，位于剪切带中的 Goss 晶粒内部会形成亚结构，并在初次再结晶过程中被保留，在随后的二次再结晶阶段中，

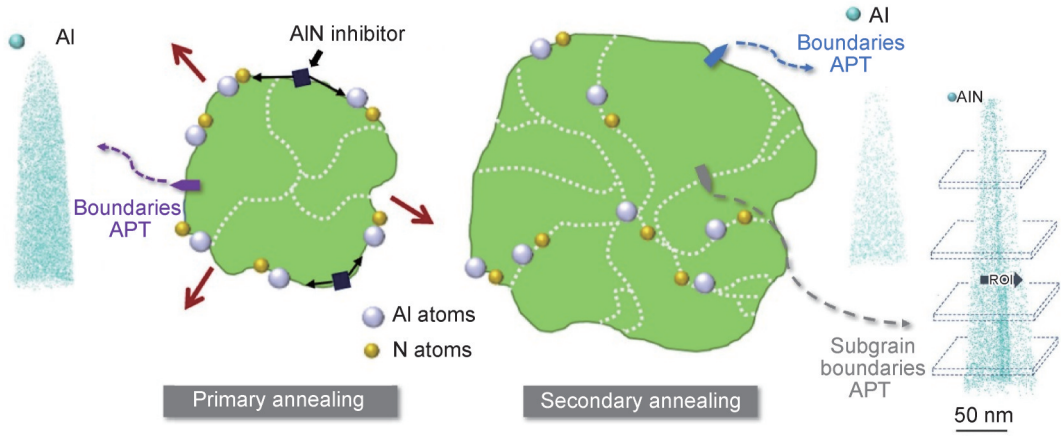


图 16　位错辅助抑制剂溶解理论示意图[82]

Fig.16　Schematic illustration of dislocation-assisted inhibitor dissolution theory[82]

这些与Goss晶界直接相连的亚晶界可作为溶质传输的“快速通道”，将晶界处溶解的抑制剂元素（如Al、N等）迅速向晶粒内部扩散。这一过程有效加速了晶界附近抑制剂的溶解，削弱了其对晶界的钉扎力，从而使Goss晶粒优先摆脱抑制，促使Goss晶粒逐渐吞并周围基体晶粒而发生异常长大。

热流导向理论示意图如图17所示，Birosca[32]等则发现Goss晶粒的长大与热流密切相关。当热流方向与特定的{110}面平行时，只有Goss晶粒异常长大，并且长大方向与热流方向平行（图17(a)）。在取向硅钢中，引入的Si原子会置换α-Fe中的Fe原子，引发非均匀晶格畸变，这种效应尤其有利于{110}晶面族中的1～2个晶面在受热时产生最大的晶面间距膨胀（Δd）。在高温退火过程中，这些特定晶面充当了“热流高速通道”，使热量能够更迅速地传导至Goss晶粒的晶界，进而诱发周围抑制剂优先溶解（图17(b)）。这一机制最终促使Goss晶粒发生异常长大，并逐渐吞噬其他取向的晶粒。

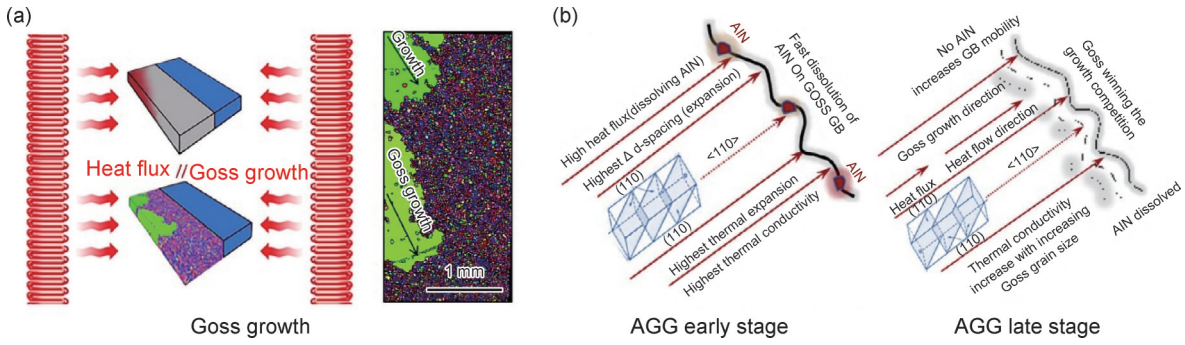


图 17　热流导向理论示意图[32]

(a)特定方向加热；(b)Goss的异常长大过程

Fig.17　Schematic illustration of heat flow guidance theory[32]

(a)heating in a specific direction; (b)abnormal growth process of Goss

作为异常长大的新理论，这些理论均处于发展初期，其理论框架和适用范围仍需通过进一步的实验验证和完善。位错辅助抑制剂溶解理论[82]目前只使用了AlN抑制剂来进行实验研究，对于其他成分体系抑制剂的取向硅钢，该理论的适用性仍待系统验证。此外，Goss晶粒内部亚晶界作为辅助抑制剂溶解的关键，其遗传机制尚不明确。而对于Birosca[32]提到的通过铁素体基体中固溶Si所产生的晶格畸变来促进Goss晶粒的异常长大，以及通过控制热流方向来控制晶粒的生长方向，目前侧重于指导实际工业生产，对异常长大机制的解释还不完整。

综上所述，现有理论均试图从不同尺度解释Goss晶粒的异常长大现象，共同揭示这是一个由晶粒局部环境、晶体取向特性与外部工艺条件共同驱动的复杂动态过程。其中，CSL与HE理论强调了高迁移率晶界对Goss晶粒长大的促进作用；SSW理论则将视角转向晶粒内部，聚焦于亚晶界的固态润湿效应；位错辅助溶解理论进而引申出亚晶界通过影响抑制剂溶

解来影响Goss异常长大的机制；而热流导向理论则通过外场工艺条件引导Goss取向的优势生长。这些理论互为补充，共同构建起对Goss晶粒异常长大机制的理解。

4 结束语

为进一步提高取向硅钢磁性能，需要控制Goss晶粒的异常长大行为，提高其锋锐度。然而，关于高性能取向硅钢制备过程中Goss晶粒发生异常长大的内在机理仍缺乏统一的阐释，该问题已成为进一步提升取向硅钢成品磁性能的关键瓶颈。目前，Goss晶粒异常长大机理虽已取得了重大突破，能用于指导实验，但其理论的通用性与精确性尚需进一步完善。未来对于Goss晶粒异常长大机理的研究可从以下两个方面展开：

(1)完善现有理论：目前所有理论都提到了抑制剂在Goss晶粒异常长大中的重要作用，但对不同类型抑制剂如何影响其长大机理的科学问题缺乏深入研究。可通过系统研究不同类型抑制剂(如成分与结构等)对Goss晶粒异常长大机制的影响差异，拓展抑制剂的选择范围、开发新型抑制剂体系，以进一步探究现有理论的适用性，实现对取向硅钢Goss异常长大理论的补充与完善。同时，可以采用原位观测技术等新颖表征方法直接揭示Goss晶粒形核及长大的动态过程，为理论提供最直观的实验证据。在此基础上，可以利用机器学习辅助建模来预测晶界迁移率和异常长大临界条件。结合已有理论进行模拟计算，在模型中应同时考虑晶界迁移率、抑制剂钉扎力、亚晶界的管道扩散效应，以及由储存能释放提供的额外驱动力，进一步优化传统理论。

(2)提出新理论：现有理论主要侧重于对Goss晶粒异常长大过程中已观察到的现象进行归因与解释。为突破这一局限，新理论应致力于揭示现象背后的根本机理，其核心应聚焦于三个关键科学问题：抑制剂为何在Goss晶界上发生优先粗化与溶解？Goss晶粒如何从初始的较大取向偏差逐步演变为锋锐的最终取向？局部环境如何影响Goss晶粒的选择性长大行为？最后，新理论需要更具预测性与普适性，实现从“现象描述”到“精准调控”的跨越。

参考文献

[1] 程灵.高性能取向硅钢在电力装备中的应用技术研究[D].北京：钢铁研究总院，2021.
CHENG L. Research on applied technology of high-performance grain-oriented silicon steel in power equipment[D]. Beijing: Central Iron and Steel Research Institute, 2021.

[2] USHIGAMI Y, MIZOKAMI M, FUJIKURA M, et al. Recent development of low-loss grain-oriented silicon steel[J]. Journal of Magnetism and Magnetic Materials, 2003, 254: 307-314.

[3] 舒印彪，陈国平，贺静波，等.构建以新能源为主体的新型电力系统框架研究[J].中国工程科学，2021，23(6)：61-69.
SHU Y B, CHEN G P, HE J B, et al. Building a new electric power system based on new energy sources[J]. Strategic Study of CAE, 2021, 23(6): 61-69.

[4] 宁旭，王艳丽，梁永锋，等.取向硅钢制备工艺及其发展趋势[J].精密成形工程，2022，14(1)：1-10.
NING X, WANG Y L, LIANG Y F, et al. Preparation technology and development trend of grain-oriented silicon steel[J]. Journal of Netshape Forming Engineering, 2022, 14(1): 1-10.

[5] CHU S J, ZHOU B H, MAO B. State of the art and prospects on the metallurgical design and manufacturing process of grain-oriented electric steels[J]. Journal of Magnetism and Magnetic Materials, 2025, 614: 172739.

[6] GOSS N P. Electrical sheet and method and apparatus for its manufacture and test: US1965559[P]. 1934-07-03.

[7] LITTMANN M F, MONROE J E. Process of increasing the permeability of oriented silicon steels: US2599340[P]. 1952-06-03.

[8] FORTUNATI S, CIRCALE S, ABBRUZZESE G. Method for producing grain-oriented electrical steel strip from thin slabs: CN1231703A[P]. 1999-10-13.

[9] BOLLING F, BOTTCHER A, ESPENHAHN M, et al. Process for the production of grain oriented magnetic steel sheets having improved magnetization losses: US, 5711825[P]. 1998-01-27.

[10] 黎先浩，马家，骥龚坚，等.一种高磁感取向硅钢的生产方法：中国，CN107699670A[P].2018-02-16.
LI X H, MA J, JI G J, et al. A production method of high magnetic induction oriented silicon steel: China, CN107699670A[P]. 2018-02-16

[11] 黄杰，孙焕德，吉亚明，等.一种高磁感取向硅钢及其制造方法：CN110318005A[P].2019-06-28.
HUANG J, SUN H D, JI Y M, et al. A high magnetic induction oriented silicon steel and its manufacturing method: CN110318005A[P]. 2019-06-28.

[12] 邹翔，刘清友，仇圣桃.取向硅钢热轧板中纤维织构及Goss织构的形成和演变[J].材料导报，2024，38(增刊1)：466-472.
ZOU X, LIU Q Y, QIU S T. The formation and evolution of fiber texture and Goss texture in the hot-rolled plate of grain-oriented silcion steel[J]. Materials Reports, 2024, 38(Suppl 1): 466-472.

[13] MATSUO M, SAKAI T, SUGA Y. Origin and development of through-the-thickness variations of texture in the processing of grain-oriented silicon steel[J]. Metallurgical Transactions A, 1986, 17(8): 1313-1322.

[14] INOKUTI Y. Mechanism of secondary recrystallization in grain oriented silicon steel[J]. Tetsu-to-Hagane, 1984, 70(15): 2033-2040.

[15] BÖTTCHER A, LÜCKE K. Influence of subsurface layers on texture and microstructure development in RGO electrical steel

[J].Acta Metallurgica et Materialia,1993,41(8):2503-2514.

[16] SHIMIZU Y,ITO Y,IIDA Y.Formation of the Goss orientation near the surface of 3 pct silicon steel during hot rolling[J].Metallurgical Transactions A,1986,17(8):1323-1334.

[17] JAIN V,KUMAR P,BAGUI S,et al.Comprehensive study on the through-process Goss texture evolution in Fe-3.78 wt.% Si grain oriented electrical steel[J].Materials Chemistry and Physics,2023,309:128428.

[18] JAIN V,MODAK P,PATRA S,et al.Origin of Goss texture in grain oriented electrical steel:role of shear bands[J].Materialia,2022,22:101398.

[19] NGUYEN-MINH T,SIDOR J J,PETROV R H,et al.Occurrence of shear bands in rotated Goss ({110}〈110〉) orientations of metals with bcc crystal structure[J].Scripta Materialia,2012,67(12):935-938.

[20] SHIN S M,BIROSCA S,CHANG S K,et al.Texture evolution in grain-oriented electrical steel during hot band annealing and cold rolling[J].Journal of Microscopy,2008,230(3):414-423.

[21] HASHIMOTO O.Formation mechanism of Goss texture in hot rolled 3% silicon steel[J].Tetsu-to-Hagane,1988,74(8):1633-1640.

[22] GIRI S K,DURGAPRASAD A,MEHTANI H,et al.Origin of Goss (110)〈001〉 grains in hot-worked grain-oriented steel[J].Metallurgical and Materials Transactions:A,2020,51(10):5268-5284.

[23] SONG H Y,LIU H T,LIU W Q,et al.Effects of two-stage cold rolling schedule on microstructure and texture evolution of strip casting grain-oriented silicon steel with extra-low carbon[J].Metallurgical and Materials Transactions A,2016,47(4):1770-1781.

[24] FENG Y L,LI Y,GUO J,et al.Effect of slab reheating temperature on recrystallization microstructure,texture and magnetic properties of Nb-containing grain-oriented silicon steel[J].Journal of Magnetism and Magnetic Materials,2017,439:135-143.

[25] GAO Y,GUO X L,WANG Y,et al.Effect of Nb content on primary recrystallization microstructure,texture and magnetic properties of grain-oriented silicon steel manufactured by low-temperature slab reheating[J].Journal of Magnetism and Magnetic Materials,2020,516:167343.

[26] ZAEFFERER S,CHEN N.The Goss texture formation in silicon steels - growth selection or oriented nucleation [J].Solid State Phenomena,2005,105:29-36.

[27] WANG X L,LUO L,LI B,et al.The role of primary recrystallization microstructure in secondary recrystallization of Goss grain in industrial low-temperature grain-oriented silicon steel[J].Materialia,2024,33:102005.

[28] TIAN X,KUANG S,LI J,et al.Effect of holding time of decarbonization annealing on recrystallization in Fe-3.2%Si-0.047Nb% low-temperature oriented silicon steel[J].Crystals,2021,11(10):1209.

[29] NAJAFKHANI F,KHEIRI S,POURBAHARI B,et al.Recent advances in the kinetics of normal/abnormal grain growth:a review[J].Archives of Civil and Mechanical Engineering,2021,21(1):29.

[30] CITRAWATI F,QUADIR M Z,MUNROE P R.Effect of heating rate and annealing temperature on secondary recrystallization of Goss grains in a grain orientated silicon steel[J].ISIJ International,2017,57(6):1112-1120.

[31] DE MELLO CARDOSO A V,DA COSTA PAOLINELLI S,SILVEIRA C C,et al.Secondary recrystallization characteristics of 3%Si grain-oriented electrical steel[J].Journal of Materials Research and Technology,2019,8(1):217-221.

[32] BIROSCA S,NADOUM A,HAWEZY D,et al.Mechanistic approach of Goss abnormal grain growth in electrical steel:theory and argument[J].Acta Materialia,2020,185:370-381.

[33] WANG L G,WANG S H,LI J,et al.Effects of high-temperature annealing atmosphere on the secondary recrystallization behavior and magnetic properties of Fe-3.2%Si-0.055%Nb grain-oriented silicon steel[J].Materials,2022,15(23):8388.

[34] KIM Y H,OHKAWA M,ISHIYAMA K,et al.Iron loss of grain size controlled very thin grain-oriented silicon steels[J].IEEE Transactions on Magnetics,1993,29(6):3535-3537.

[35] CHENG L,HAN Y,MA G,et al.Quantitative relationship between microstructure,grain orientation,and magnetic properties for grain-oriented electrical steels[J].Journal of Magnetism and Magnetic Materials,2025,614:172769.

[36] ONO N,UEHARA Y,ONUMA T,et al.Multimodal iron loss analyses based on magnetization processes for various soft magnetic toroidal cores[J].Journal of Magnetism and Magnetic Materials,2024,603:172222.

[37] DE CAMPOS M F,TEIXEIRA J C,LANDGRAF F J G.The optimum grain size for minimizing energy losses in iron[J].Journal of Magnetism and Magnetic Materials,2006,301(1):94-99.

[38] 李泽超,郭飞虎,时朋召,等.低温HiB钢全流程组织、织构演变及成品磁性能[J].安徽工业大学学报(自然科学版),2024,41(4):432-440.
LI Z C,GUO F H,SHI P Z,et al.Whole process microstructure,texture evolution of low-temperature HiB steel and its finished magnetic properties[J].Journal of Anhui University of Technology (Natural Science),2024,41(4):432-440.

[39] 付勇军,蒋奇武,金文旭,等.取向硅钢高温退火样品晶粒尺寸、取向及磁性能关系的研究[J].电子显微学报,2010,29(1):43-47.
FU Y J,JIANG Q W,JIN W X,et al.Influences of grain sizes and grain orientations in secondarily recrystallized samples on the magnetic properties of grain oriented steels[J].Journal of Chinese Electron Microscopy Society,2010,29(1):43-47.

[40] WANG Y,ZHU C Y,LI G Q,et al.Influence of Nb content on precipitation,grain microstructure,texture and magnetic properties of grain-oriented silicon steel[J].Materials,2020,13(23):5581.

[41] LITTMANN M F.Structures and magnetic properties of grain-oriented 3.2% silicon:iron[J].Journal of Applied Physics,1967,38(3):1104-1108.

[42] NADOUM A,ROBINSON F,BIROSCA S.On the correlation between magnetic domain and crystallographic grain orientation in grain oriented electrical steels[J].Journal of Magnetism and Magnetic Materials,2020,494:165772.

[43] BERNIER N, LEUNIS E, FURTADO C, et al. EBSD study of angular deviations from the Goss component in grain-oriented electrical steels[J]. Micron, 2013, 54: 43-51.

[44] HAYAKAWA Y. Mechanism of secondary recrystallization of Goss grains in grain-oriented electrical steel[J]. Science and Technology of Advanced Materials, 2017, 18(1): 480-497.

[45] LEE S, KIM S J. Statistical analysis of misorientation to Goss orientation of highly grain-oriented silicon steel[J]. Journal of Magnetism and Magnetic Materials, 2022, 560: 169563.

[46] HOMMA H, HUTCHINSON B, KUBOTA T. The production mechanism of extensively sharp Goss orientation in HI-B material [J]. Journal of Magnetism and Magnetic Materials, 2003, 254: 331-333.

[47] SADAHIRO K, HAYAKAWA Y, KUROSAWA M, et al. Investigation of secondary recrystallization kinetics in grain-oriented electrical steel using the ultrasonic interferometry [J]. Journal of Applied Physics, 1999, 85(8): 6019-6021.

[48] FANG F, LU X, ZHANG Y X, et al. Influence of cold rolling direction on texture, inhibitor and magnetic properties in strip-cast grain-oriented 3% silicon steel [J]. Journal of Magnetism and Magnetic Materials, 2017, 424: 339-346.

[49] YANG F Y, HE C X, MENG L, et al. Effect of annealing atmosphere on secondary recrystallization in thin-gauge grain-oriented silicon steel: evolution of inhibitors[J]. Journal of Magnetism and Magnetic Materials, 2017, 439: 403-410.

[50] KIM T Y, NA T W, SHIM H S, et al. Effect of the magnitude of sub-boundary angles on the abnormal grain growth rate of Goss grains in Fe-3% Si steel [J]. Materials Characterization, 2022, 184: 111655.

[51] WANG M T, XU Y K, HU J L, et al. Phase-field simulation on the effect of second-phase particles on abnormal growth of Goss grains in Fe-3%Si steels[J]. Nanomaterials, 2022, 12(23): 4148.

[52] LEE S B, HWANG N M, HAN C H, et al. Formation of islands and peninsulas of fine grains during the secondary recrystallization of an Fe-3wt% Si steel [J]. Scripta Materialia, 1998, 39(6): 825-829.

[53] BENNETT T A, KALU P N, ROLLETT A D. On the character of host-island grain interfaces in Fe-1%Si alloy[J]. Scripta Materialia, 2007, 57(1): 41-44.

[54] NA T W, CHO D H, PARK C S, et al. Comparison of three-dimensional morphologies of abnormally growing grains between Monte Carlo simulations and experiments of Fe-3% Si steel[J]. Materials Characterization, 2018, 144: 239-246.

[55] KIM T Y, KIM H K, JEONG Y K, et al. Ex-situ time sequential observation on island and peninsular grains in abnormally growing Goss grains in Fe-3%Si steel [J]. Metals and Materials International, 2020, 26(8): 1200-1206.

[56] LIU Z Y, YANG P, LI X H, et al. Formation of island grains in high-permeability grain-oriented silicon steel manufactured by the acquired inhibitor method[J]. Journal of Physics and Chemistry of Solids, 2020, 136: 109165.

[57] LIU G T, LIU Z Q, YANG P, et al. Correlation between primary and secondary recrystallization texture components in low-temperature reheated grain-oriented silicon steel [J]. Journal of Iron and Steel Research International, 2016, 23(11): 1234-1242.

[58] XU Z Y, SHA Y H, HE Z H, et al. Complete Goss secondary recrystallization by control of the grain size and texture of primary recrystallization in grain-oriented silicon steel[J]. Materials, 2021, 14(18): 5383.

[59] WANG H Z, YANG P, XIE Q G, et al. Crystal plasticity finite element study on orientation evolution and deformation inhomogeneity of island grain during the ultra-thin strips rolling of grain oriented electrical steel[J]. Materials, 2024, 17(24): 6276.

[60] KRONBERG M L, WILSON F H. Secondary recrystallization in copper[J]. JOM, 1949, 1(8): 501-514.

[61] LIN P, PALUMBO G, HARASE J, et al. Coincidence Site Lattice (CSL) grain boundaries and Goss texture development in Fe-3% Si alloy[J]. Acta Materialia, 1996, 44(12): 4677-4683.

[62] KRILL C E III, HOLM E A, DAKE J M, et al. Extreme abnormal grain growth: connecting mechanisms to microstructural outcomes[J]. Annual Review of Materials Research, 2023, 53: 319-345.

[63] HOMMA H, HUTCHINSON B. Orientation dependence of secondary recrystallisation in silicon-iron [J]. Acta Materialia, 2003, 51(13): 3795-3805.

[64] USHIGAMI Y, KUMANO T, HARATANI T, et al. Secondary recrystallization in grain-oriented silicon steel [J]. Materials Science Forum, 2004, 467: 853-862.

[65] HAYAKAWA Y, SZPUNAR J A. The role of grain boundary character distribution in secondary recrystallization of electrical steels[J]. Acta Materialia, 1997, 45(3): 1285-1295.

[66] KUMANO T, HARATANI T, USHIGAMI Y. Grain boundary characteristics in grain oriented silicon steel[J]. ISIJ International, 2004, 44(11): 1888-1893.

[67] KUMANO T, HARATANI T, USHIGAMI Y. The improvement of primary texture for sharp Goss orientation on grain oriented silicon steel[J]. ISIJ International, 2003, 43(5): 736-745.

[68] LU X, FANG F, ZHANG Y X, et al. Secondary recrystallization behavior in strip-cast grain-oriented silicon steel processed by isothermal secondary annealing[J]. Materials Characterization, 2018, 142: 68-76.

[69] YOSHITOMI Y, USHIGAMI Y, HARASE J, et al. Coincidence grain boundary and role of primary recrystallized grain growth on secondary recrystallization texture evolution in Fe-3%Si alloy[J]. Acta Metallurgica et Materialia, 1994, 42(8): 2593-2602.

[70] GANGLI P, SZPUNAR J A. The role of σ5 coincidence boundaries in the growth selection of Fe: 3% Si[J]. Journal of Materials Processing Technology, 1994, 47(1/2): 167-184.

[71] KUMANO T, USHIGAMI Y. Grain boundary characteristics of isolated grains in conventional grain oriented silicon steel[J]. ISIJ International, 2007, 47(6): 890-897.

[72] 许占一, 沙玉辉, 张芳, 等. 取向硅钢二次再结晶过程中的取向选择行为[J]. 金属学报, 2020, 56(8): 1067-1074.
XU Z Y, SHA Y H, ZHANG F, et al. Orientation selection behavior during secondary recrystallization in grain-oriented silicon steel [J]. Acta Metallurgica Sinica, 2020, 56(8): 1067-1074.

[73] ETTER A L, BAUDIN T, PENELLE R. Influence of the Goss

grain environment during secondary recrystallisation of conventional grain oriented Fe-3%Si steels[J].Scripta Materialia,2002,47(11):725-730.

[74] MORAWIEC A. Grain misorientations in theories of abnormal grain growth in silicon steel[J].Scripta Materialia,2000,43(3):275-278.

[75] READ W T,SHOCKLEY W.Dislocation models of crystal grain boundaries[J].Physical Review,1950,78(3):275-289.

[76] HAYAKAWA Y, SZPUNAR J A, PALUMBO G, et al. The role of grain boundary character distribution in Goss texture development in electrical steels[J].Journal of Magnetism and Magnetic Materials,1996,160:143-144.

[77] HAYAKAWA Y,MURAKI M,SZPUNAR J A.The changes of grain boundary character distribution during the secondary recrystallization of electrical steel[J]. Acta Materialia, 1998, 46(3):1063-1073.

[78] PARK H,KIM D Y,HWANG N M,et al.Microstructural evidence of abnormal grain growth by solid-state wetting in Fe-3%Si steel[J].Journal of Applied Physics,2004,95(10):5515-5521.

[79] KIM T Y,NA T W,SHIM H S,et al. Effect of the magnitude of sub-boundary angles on the abnormal grain growth rate of Goss grains in Fe-3%Si steel[J].Materials Characterization,2022,184:111655.

[80] LEE D K,KO K J,LEE B J,et al.Monte Carlo simulations of abnormal grain growth by sub-boundary-enhanced solid-state wetting[J].Scripta Materialia,2008,58(8):683-686.

[81] PARK C S, NA T W, PARK H K, et al. Three-dimensional Monte Carlo simulation for the effect of precipitates and subboundaries on abnormal grain growth[J].Scripta Materialia,2012,66(6):398-401.

[82] YILMAZ C,POUL M,LAHN L,et al. Dislocation-assisted particle dissolution:a new hypothesis for abnormal growth of Goss grains in grain-oriented electrical steels[J].Acta Materialia,2023,258:119170.

基金项目:国家自然科学基金项目(52274393);湖北省重点研发计划项目(2023BAB141)

收稿日期:2025-11-20;**录用日期**:2025-12-16

通讯作者:程朝阳(1987—),女,教授,博士,主要研究方向为高品质电工钢构效关系与性能调控,联系地址:湖北省武汉市青山区和平大道947号武汉科技大学材料学部钢铁楼515(430081),E-mail:chengzhaoyang@wust.edu.cn

(本文责编:张宝玲)