普通取向硅钢的热塑性研究

侯泽旺, 张 晨, 项 利, 仇圣桃

(钢铁研究总院连铸技术国家工程研究中心, 先进钢铁流程及材料国家重点实验室, 北京 100081)

摘 要: 对实验室模拟薄板坯连铸连轧流程试制成功的普通取向硅钢的铸坯进行高温力学性能测试, 分析动态再结晶、析出物和相变对取向硅钢热塑性的影响。结果表明: 试验取向硅钢无第 II 脆性区; 第 III 脆性区的温度范围约为 850~ 600 ℃; 晶界析出物和相变是第 III 脆性区取向硅钢塑性变差的主要原因。

关键词: 取向硅钢; 热塑性; 薄板坯连铸连轧; 析出物

中图分类号 TG113.25+3 文献标识码: A 文章编号: 1004- 7638(2010)04- 0051- 05

Research on Hot Ductility of Common Grain Oriented Silicon Steel

Hou Zewang, Zhang Chen, Xiang Li, Qiu Shengtao

(The State Key Laboratory of Advanced Iron and Steel Processes and Products, National Engineering Research Center of Continuous Casting Technology of Central Iron and Steel Research Institute, Beijing 100081, China)

Abstract High temperature mechanical property tests of common grain oriented silicon steels produced by thin slab casting and rolling route (TSCR) in laboratory have been carried out. The influence of dynamic recrystallization, precipitates and phase transformation on hot ductility of grain oriented silicon steel is analyzed. The results show that the brittleness region II does not appear in grain oriented silicon steel examined. The temperature range of ductility region III is about 850~ 600 ℃. Precipitates along the grain boundaries and phase transformation mainly lead to a decrease on hot ductility of grain oriented silicon steel.

Key words grain oriented silicon steel; hot ductility; thin slab casting and rolling; precipitate

0 引言

电工钢是电子、电力和军事工业领域不可缺少的重要软磁合金, 其生产工艺复杂, 制造技术严格, 具有高度的保密性和垄断性, 各国都以专利形式对其生产技术加以保护[1]。取向硅钢的 Si含量较高, 热传导率低, 连铸时凝固速度慢, 在生产过程中容易产生裂纹。钢的高温力学性能与铸坯裂纹有直接关系, 因此研究取向硅钢的热塑性对其连铸生产具有重要意义。

笔者对实验室模拟薄板坯连铸连轧流程试制的普通取向硅钢的热塑性进行测试, 并对取向硅钢热塑性的影响因素进行探讨。

1 试验内容及方法

试样取自实验室模拟薄板坯连铸连轧流程试制成功的普通取向硅钢铸坯, 其主要化学成分见表 1。将铸坯锻造成 ƒ14 mm 的圆棒, 再将圆棒加工成试验所要求的标准尺寸: ƒ10 mm × 100 mm, 两端加工出螺纹。

收稿日期: 2010- 08- 23

基金项目: 国家自然科学基金和宝山钢铁股份有限公司联合资助项目 (50934009)。

作者简介: 侯泽旺 (1985-), 男, 硕士研究生, 主要从事薄板坯连铸研究。

表 1　试验钢的主要化学成分

Table 1　Main chemical compositions of test steels　　%

试验钢编号	C	Si	Mn	P	S	Als	N
Q1	0.029－0.042	3.06－3.16	<0.2	<0.01	<0.02	<0.03	<0.01
Q2	0.029－0.042	3.06－3.16	<0.2	<0.01	<0.02	<0.03	<0.01
Q3	0.029－0.042	3.06－3.16	<0.2	<0.01	<0.02	<0.03	<0.01

采用 Gleeble1500D 应力/应变热模拟试验机进行高温拉伸测试。试样两端装卡在试验机工作室内,工作室抽真空后,以 20 ℃/s的速度将试样加热至 1 300 ℃保温 30 s,然后以 5 ℃/s的速度降到测试温度,保温 30 s后以 $\varepsilon = 1\times10^{-3}\ s^{-1}$的形变速率对试样进行拉伸直至断裂,加热制度见图 1。根据试样拉断后的断口直径、初始状态的直径和断裂前的最高载荷计算试样在各温度下的断面收缩率 Z 和抗拉强度 R_m。

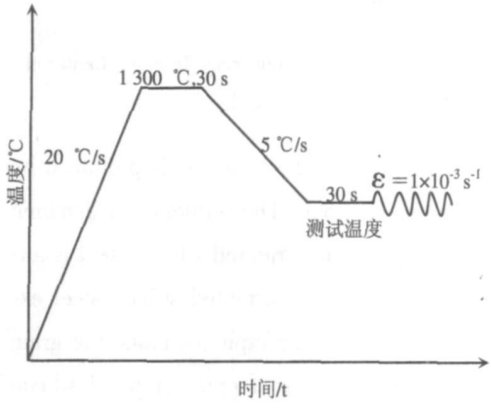

图 1　高温拉伸测试热制度示意

Fig 1　Schematic view of thermal cycles for high temperature tensile test

采用扫描电子显微镜观察拉伸试样的断口形貌,通过透射电子显微镜观察析出物形貌并拍照,利用透射电镜上装备的 X射线能谱(XEDS)系统分析析出物的元素组成。

2　试验结果与分析

2.1　热塑性和强度曲线

图 2所示为 Q1、Q2和 Q3试样的断面收缩率(Z)和抗拉强度(R_m)随温度的变化情况。

由图 2(a)可知,在 1 200~ 900 ℃区间,三种钢均具有良好的塑性,Z 值在 60% 以上,没有第Ⅱ脆性区出现。Q1、Q2在 1 050 ℃,Q3在 1 000 ℃时塑性最好,断面收缩率分别为 91.0%、84.0% 和 89.8%。从 850 ℃开始,断面收缩率随温度降低而迅速减小,并在 750 ℃左右达到最小值,之后随温度降低断面收缩率又有所回升,钢的塑性好转。

由图 2(b)可知,三种成分取向硅钢的抗拉强度均随温度升高而逐渐降低,彼此并无明显的差异。1 300 ℃时各试样的抗拉强度最低,约为 18 MPa,在 1 300~ 850 ℃,随着温度的降低,抗拉强度增加的速率均较缓慢;当温度降到 850 ℃以后,抗拉强度随温度降低迅速增加;当温度降到 600 ℃时,各试样的抗拉强度均提高到 195 MPa左右。

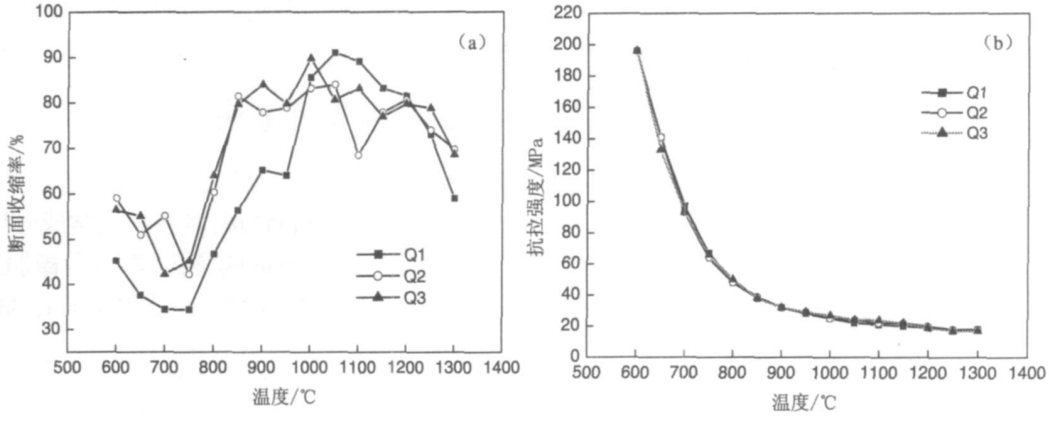

图 2　取向硅钢的热塑性(a)及强度(b)曲线

Fig 2　Hot ductility(a) and strength(b) curve for grain oriented silicon steel

2 2　第 III脆性温度区

当 Z 大于 60% 时, 铸坯不易出现裂纹; 当 Z 小于 60%时, 铸坯裂纹敏感性增高。因此, 可将 Z = 60% 作为界限, 来划分高塑性区和低塑性区的范围[2]。从图 2可以得出试验钢的低塑性温度范围, 即第 III脆性温度区, 见表 2。综合来看, 试验取向硅钢的第 III脆性温度区范围约为 850~ 600 ℃。

表 2　试验钢的第 III脆性区

Table 2　Ductility region III of test steels

试样编号	第 III脆性区 /℃	断面收缩率 /%
Q1	870~ 600	34. 4~ 60
Q2	800~ 600	42. 2~ 60
Q3	790~ 600	42. 2~ 60

2 3　第 III脆性温度区的断裂机理分析

温度下降到第 III脆性区后, 钢的面缩率迅速下降, 塑性逐渐恶化。图 3所示为 Q2试样在 900、850、800、750、650、600 ℃温度下的断口形貌。从图 3可以看出, 随着温度的降低, 试样的塑性不断下降, 其断口逐渐由韧性转变为脆性。温度降到 750 ℃时, Z 值达到最低的 34. 4%, 此时试样的断裂为沿晶脆性断裂。当温度继续下降到 650 ℃和 600 ℃时, 沿晶断裂的表面出现了一些很浅的凹坑, 说明此时的塑性又稍有恢复, Z 值从 750 ℃时的最低值 34. 4%恢复到 600 ℃时的 45. 2%。第 III脆性区的脆化机理分析如下。

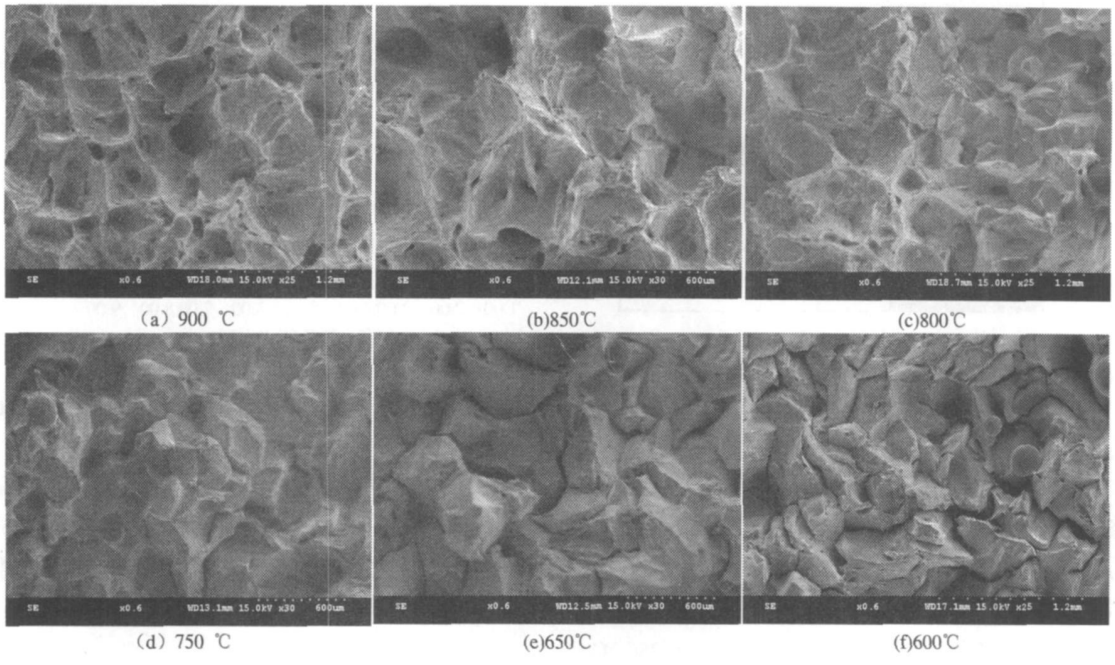

图 3　Q2试样在不同温度下的断口形貌

Fig 3　SEM of fracture surface for Q2 steel tested at different temperatures

2 3 1　动态再结晶的难易

动态再结晶的发生受多种因素影响, 如变形温度、变形速率及变形量等[3]。在一定的变形速率下, 随着温度升高, 流变应力降低, 开始发生再结晶时对应的峰值应力越来越低, 且发生动态再结晶时的临界变形量减小, 动态再结晶容易发生。显然, 由于第 III脆性区的温度较低, 动态再结晶的发生相对困难。图 2中, 850 ℃时 Q2钢的塑性还较好, 温度继续下降时 Z 值迅速降低, 说明 850 ℃以下难以发生动态再结晶。另外, 晶界析出物也增加了再结晶的阻力, 使得再结晶的发生需要有更高的温度。

2 3 2　析出物和夹杂在晶界的析出

导致第 III温度区钢的脆化的另一因素是析出物和夹杂在晶界的析出。图 4所示为 Q1钢中杂质的扫描图片和能谱, 试验钢中的氧含量较高, 容易形成氧化物在晶界析出, 给空洞的形成和传播提供条件。此外, 在钢中还发现少量的 AlN 和 MnS 析出, 且多以复合形态出现, 见图 5。当晶界存在 AlN 等夹杂物时, 会促进裂纹的产生, 使塑性更加恶化。另外, 析出物的产生降低了晶界能, 使得晶界受应力作用时更易产生滑移, 空洞也更容易产生。

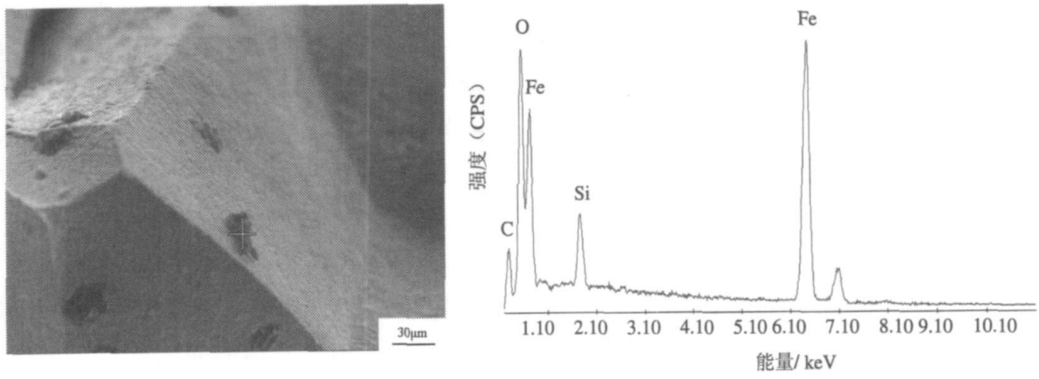

图 4　Q1 钢中杂质的扫描图片和能谱

Fig. 4　SEM of fracture surface and energy spectrum of inclusion in Q1 steel

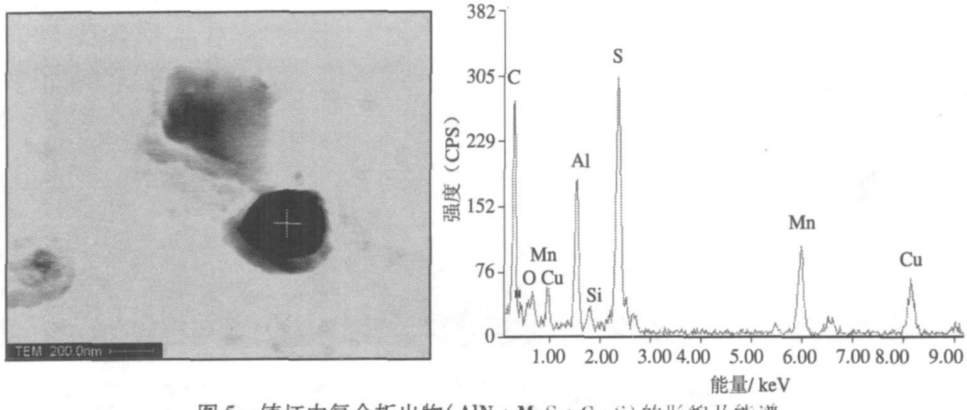

图 5　铸坯中复合析出物（AlN + MnS + Cu_2S）的形貌及能谱

Fig. 5　Transmission electron micrographs and energy spectrum of (AlN + MnS + Cu_2S) complex precipitation

2.3.3　γ→α和 γ→α+ Fe_3C相变

图 6所示为 3.25% Si-Fe合金的 Fe-C 相图[1]。试验取向硅钢的碳含量在 0.029% ~ 0.042%，由图 6可知，在此碳含量范围内，温度从液相线开始下降时，钢从液相首先全部转变为 α 铁素体，随后在 1 250 ℃左右，开始有部分 α 相向 γ 相转变；温度降到 1 150 ℃左右时，钢中 γ 相比例达到最大值，之后随温度降低，γ 相含量逐渐减少。在 760 ℃左右发生 γ→α+ Fe_3C转变，直至 γ 相全部消失，然后温度下降直到室温，钢中只含有 α 相和 Fe_3C相。

在第Ⅲ脆性温度区，随着温度从 850 ℃下降，γ 相含量持续减少。这些少量的 γ 相位于 α 晶界处。由于 γ 相和 α 相强度不同，所以基体的塑性不连续，变形时，应力集中在 γ 和 α 晶界处。在 760 ℃左右很窄的一个温度范围内，发生 γ→α+ Fe_3C转变，钢中 γ、α 和 Fe_3C三相共存，在三相交界区域，钢的塑性更不连续，应力更加容易集中，裂纹也就更容易产生，此时钢的塑性最差。此外，在冷却过程中从钢中析出的 AlN、MnS 等析出物以及各种氧化物夹杂，在晶界沉淀成为应力集中源，增加了晶界脆性。当外力作用时，试样便易于在晶界附近变形，在析出物或夹杂物处引起晶界滑移，形成孔洞，最终导致沿晶断裂。

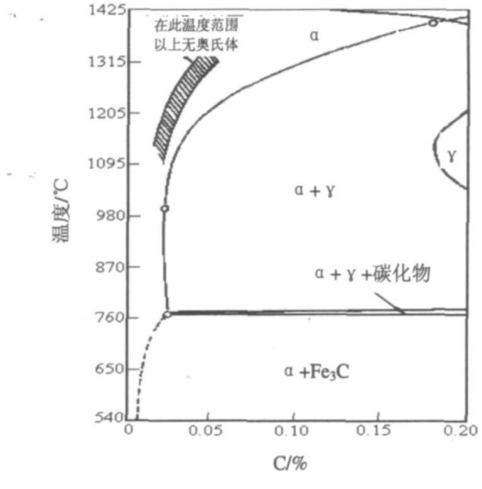

图 6　3.25% Si-Fe合金的 Fe-C 相图

Fig. 6　Fe-C phase diagram of 3.25% Si-Fe alloy

在试验中, 由于快速冷却时过冷度的存在, 一般在 700~ 750 ℃钢的塑性最差, Z 值最低。随着温度进一步降低, $\gamma \rightarrow \alpha + Fe_3C$转变完成, γ相消失, 钢中只剩余 α和 Fe_3C两相, 裂纹的产生和扩展相对变得困难, 钢的塑性又有所好转。

3　结论

1) 试验普通取向硅钢的第 III脆性温度区范围约为 850~ 600 ℃, 无第 II脆性区出现。

2) 在第 III脆性温度区, 动态再结晶难以发生使得晶界容易在应力作用下产生滑移, 析出物和夹杂在晶界析出提供空洞形核源以及 $\gamma \rightarrow \alpha$ 和 $\gamma \rightarrow \alpha + Fe_3C$转变的发生使得应力更易于在晶界集中产生裂纹, 是取向硅钢塑性变差的主要原因。

参考文献

[1]　He Zhongzhi. Electrical steels[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 1996.
(何忠治. 电工钢[M]. 北京: 冶金工业出版社, 1996.)

[2]　Cai Kaike, Dang Zijiu. High temperature mechanical property of continuous casting steels[J]. Journal of University of Science and Technology Beijing, 1993, 15(Suppl): 30.
(蔡开科, 党紫久. 连铸钢高温力学性能专辑[J]. 北京科技大学学报, 1993, 15(增刊): 30.)

[3]　Mintz B, Jonas J J, Abushosha R. Influence of dynamic recrystallisation on the tensile ductility of steels in the temperature range 700 to 1 150 ℃[J]. ISIJ International, 1992, 32(2): 241.

编辑　余文华

“流态化技术在化工冶金中的应用”学术研讨会在攀召开

2010年 10月 31日, 由攀钢集团有限公司、中国颗粒学会流态化专业委员会联合组织的“流态化技术在化工冶金中的应用”学术研讨会在攀召开, 相关单位共 120余名代表参加此次盛会。

本次研讨会邀请了中科院过程所、清华大学、浙江大学、英国利兹大学等单位流态化领域的院士、知名专家到会, 共有 9位专家在会上作了专题报告, 其中中科院院士李洪钟“移动床气固两相流的动力学理论及其应用”, 清华大学魏飞教授“低温流化床氯化法制备四氯化钛研究”, 英国利兹大学丁玉龙教授“流化床颗粒运动规律及基于颗粒运动的放大准则“等报告从不同角度给攀钢的钛产业发展提供了有益的启迪。

副总经理周一平代表攀钢集团公司对参加会议的院士、专家表示欢迎。他说, 经过 40余年的发展, 攀钢坚持依靠科技进步, 深度开发和利用钒钛磁铁矿资源, 已由建设初期的单一钢铁生产企业发展成为现代化大型钢铁钒钛企业集团。流态化技术在某些工艺过程中不仅能提高产品产量和质量, 还可以节约能源并有利于环境保护。该技术在攀钢的应用, 对提高攀钢核心竞争力具有十分重大的意义。本次研讨会的举行, 将对攀钢流态化技术的应用起到积极的推动作用。

攀枝花市副市长赵辉在讲话中说, 攀枝花市将按照“打造中国钒钛之都, 建设特色经济强市”的总体要求, 以国家新材料成果转化及产业化基地、新型工业化产业示范基地建设为载体, 进一步优化资源配置, 强化技术创新和资源开发模式创新, 把科技优势转化为竞争优势, 把资源优势转化为产业优势, 努力建设世界知名钒钛之都。

研讨会在积极交流的良好氛围中结束。本次活动通过高水平的学术互动和智慧碰撞, 为流态化技术在攀钢的实践提供有利的引导, 实现攀钢流态化技术发展与专家资源的紧密结合, 不仅对攀钢和攀枝花钒钛产业的快速发展具有重要的推动作用, 还将有力地促进攀枝花钒钛磁铁矿的综合利用水平再上一个新台阶。

(本刊讯)