

含钛微合金钢的高温热塑性及断裂机理

杨小刚¹⁾, 张立峰^{1)✉}, 任英¹⁾, 李树森²⁾, 李明²⁾

1) 北京科技大学冶金与生态工程学院, 北京 100083 2) 首钢股份公司迁安钢铁公司, 迁安 064404

✉ 通信作者, E-mail: zhanglifeng@ustb.edu.cn

摘 要 运用 Gleeble 1500 热模拟机对 600 ~ 1350 °C 温度范围内 SS400B 钢加入钛后的高温力学性能进行测试, 对断口形貌及低倍组织进行扫描电镜观察, 研究其断裂机理及影响因素. 利用热力学软件 Factsage 对不同钛含量条件下第二相粒子的析出情况进行计算分析. 结果表明, 在实验温度范围内测试试样的断面收缩率均超过了 45%; 在高温区生成的铝钛氧化物可作为塑坑的形核核心, 促进延性断裂的发生; 同时由于铝钛氧化物、氮化钛的生成, 降低了对钢塑性有害的氮化铝生成; 沿晶铁素体和沿晶渗碳体的生成恶化钢的塑性, 促进沿晶脆性断裂的发生.

关键词 低合金钢; 热塑性; 断裂机理; 第二相粒子

分类号 TG142.33

Hot ductility and fracture mechanism of a Ti-bearing microalloyed steel

YANG Xiao-gang¹⁾, ZHANG Li-feng^{1)✉}, REN Ying¹⁾, LI Shu-sen²⁾, LI Ming²⁾

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

2) Qian'an Steelmaking Co. Ltd., Shougang Group, Qian'an 064404, China

✉ Corresponding author, E-mail: zhanglifeng@ustb.edu.cn

ABSTRACT The hot ductility of a Ti-bearing microalloyed steel was studied at temperatures of 600 to 1350 °C by a thermal simulator Gleeble 1500. The fracture morphology and microstructure were observed by scanning electron microscopy and optical microscopy. The precipitate behavior of second phase particles was calculated by the thermodynamic software Factsage. The hot ductility curve shows that SS400B steel with additional titanium has very good hot ductility during all the tested temperature range, and all the values of reduction in area are larger than 45%. $Al_xTi_yO_z$ generation at high temperature can act as nucleation sites for dimples to promote the ductile fracture. The amount of detrimental AlN can be reduced due to the formation of $Al_xTi_yO_z$ and TiN. Intergranular ferrite and cementite promote the intergranular brittle fracture.

KEY WORDS low alloyed steel; hot ductility; fracture mechanisms; second phase particles

微合金钢的主要特点是钢中添加微合金元素, 如钒和铌, 这些合金元素的碳氮化物可用于调节形变奥氏体的再结晶行为和阻止晶粒长大, 间接起到细化晶粒的作用, 并对基体产生沉淀强化, 从而提高钢材的强度和韧性. 但是, 若控制不好, 氮化铝和钒、铌的碳氮化物大量在晶界析出, 会降低钢的塑性, 促使连铸坯的表面裂纹发生率显著升高^[1].

微合金钢铸坯角部横裂纹长期以来一直是国内外

钢厂的一大难题. 随着生产率提高与热送热轧率增加的要求, 铸坯角部横裂纹成为影响连铸生产顺行的因素. 铸坯角部横裂纹的防止越来越被重视. 目前国内外控制角部横裂纹最主要的方法为在连铸过程中保证弯曲段和矫直段铸坯角部温度避开钢种的第三脆性区^[2-4], 其原理为保证铸坯角部在受拉应力的温度区间内具有良好的热塑性, 从而不易于裂纹的发生. 为了获得钢种在不同温度下的热塑性, 众多学者对不

同成分条件下的连铸坯进行高温力学性能测试研究^[5-7],探讨不同合金元素如钒、铌、钛和铝对钢种的热塑性性能的影响。

本文以 SS400B 钢为研究对象,研究加钛后钢铸坯的高温塑性变化规律及其影响因素,以便有针对性地采取对策防止和减轻铸坯表面角部横裂纹。笔者对高温力学性能测试试样断面收缩率、断口形貌、断口附近

微观组织进行分析,阐释实验钢种的高温拉伸断裂机理。

1 实验材料及方法

实验材料为某钢厂生产的 SS400B 钢加钛后连铸坯,其化学成分如表 1 所示。实验试样尺寸为 $\phi 10\text{ mm} \times 120\text{ mm}$ 。

表 1 实验用钢化学成分 (质量分数)
Table 1 Chemical composition of experimental steel

C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Cu	Alt
0.164	0.18	0.37	0.013	0.0063	0.006	0.019	0.009	0.0184
Als	Ca	Mo	V	B	Nb	Ti	Sn	N
0.0174	0.0005	0.002	0.003	0.00137	0.003	0.0174	0.0011	0.003

采用 Gleeble-1500 热模拟试验机对 600 ~ 1350 °C 温度范围内 SS400B 钢加钛后的热塑性进行研究。具体过程为在氩气保护条件下,将试样以 $20\text{ }^{\circ}\text{C} \cdot \text{s}^{-1}$ 的速度加热至 1350 °C,保温 3 min,然后以 $3\text{ }^{\circ}\text{C} \cdot \text{s}^{-1}$ 的冷却速率冷却至实验温度,保温 1 min 后以 10^{-3} s^{-1} 的应变速率进行拉伸试验。试样拉断后,迅速大量喷水冷却以保留高温下断口形貌和金相特征。测试的具体温度点为 600、650、700、750、775、800、820、840、860、880、900、950、1000、1100、1200、1300 和 1350 °C。

实验结束后测量试样的断口直径变化并计算出不同测试温度下试样的断面收缩率;然后运用扫描电子显微镜观察分析试样的断口形貌及断口附近处的成分;最后将拉断的试样沿纵向切开,磨抛后运用饱和苦味酸进行浸蚀,浸蚀完后在光学显微镜下观察断口附近的低倍组织。

2 实验结果与分析

2.1 热塑性曲线

SS400B 钢加钛后铸坯试样的高温断面收缩率与温度的关系如图 1 所示。断面收缩率是连铸坯试样在进行热拉伸试验断裂之后,断口缩小的面积占原面积的百分数,是衡量铸坯塑性好坏的重要指标。断面收缩率的大小反映了铸坯在连铸高温过程中的韧性能力,即铸坯在高温下发生塑性变形能力的大小。断面收缩率值越大,说明铸坯受外力作用不产生裂纹的可能性越大。Mintz、Suzuki、Won 等人^[6-10]研究表明,从钢的凝固温度到 600 °C 存在三个脆性温度区,即熔点 ~ 1200 °C 的第 I 脆性温度区、1200 ~ 900 °C 的第 II 脆性温度区和 900 ~ 600 °C 的第 III 脆性温度区。其中第 III 脆性温度区在连铸过程中控制角横裂纹的发生方面起着至关重要的作用,而第 II 脆性域只在应变速率大于 10^{-2} s^{-1} 时出现。对于本文研究的试样,在拉伸试验中采用较低应变速率,没有出现第 II 脆性区。

SS400B 钢加钛后的热塑性曲线及张宏艳等^[11]和王炜等^[12]在相同测试条件下所测得的实验结果如图 1 所示。从图 1 中可以看出:SS400B 钢加钛后的热塑性曲线在 700 ~ 950 °C 之间出现一个塑性凹槽。随着温度的降低,试样的断面收缩率逐渐降低,在 800 ~ 840 °C 之间,试样的断面收缩率降低幅度非常大,每 20 °C 的平均降低幅度为 11.6%,当温度降低至 800 °C 时试样的断面收缩率达到极小值,为 45.5%,即钢种的整体塑性良好。在实验温度范围内试样的断面收缩率均超过 45%;随着温度的继续降低,试样的断面收缩率逐渐回升,在 750 ~ 775 °C 之间发生跃迁,升高幅度达 27.3%。

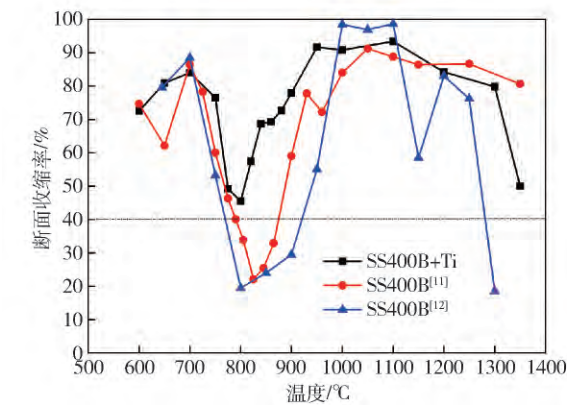


图 1 SS400B 钢加钛前后热塑性曲线对比

Fig. 1 Hot ductility change of SS400B steel before and after titanium addition

SS400B 钢不加钛的高温热塑性曲线显示,加钛前钢的热塑在 700 ~ 900 °C 温度区间更差。根据 Mintz^[13]的研究,当断面收缩率值低于 40% 时,连铸坯容易发生角部横裂纹,以此作为评判连铸过程中控制连铸坯角部温度应该避免的脆性温度区间的依据;即可知在不加钛之前,SS400B 钢在连铸弯曲和矫直过程中应通

过调节连铸坯的冷却条件来控制角部温度避开 741 ~ 846 °C, 而加钛后钢种的塑性整体均高于 40%, 即加钛后在所有第Ⅲ脆性温度区间内连铸坯的角部横裂纹发生率均非常低, 这意味着无需调节连铸坯的冷却条件来控制角部温度避开敏感温度区间, 即加钛可对 SS400B 钢连铸坯角横裂纹的控制发生质变。加钛前后, 钢种的塑性凹槽大小有所变化, 凹槽的位置并未发生移动, 断面收缩率最小值均出现在 800 °C 左右。

2.2 应力-应变曲线

SS400B 钢加钛后在不同温度下的应力-应变曲线如图 2 所示。随着温度的降低, 应力逐渐增大, 应变逐渐减小。我们知道, 试样在拉伸过程中影响试样软化的影响因素主要为测试温度和变形速率。在低温区, 试样中发生的软化是微量的, 正如在 700 °C 时试样发生的应变值是最小的; 而在 900 °C 和 950 °C 时试样发生的应变发生跃迁, 试样的应变大幅度增大, 这是因为在试样中发生动态再结晶^[14], 而与图 1 中的热塑性曲线对比可知, 在此温度条件下试样的断面收缩率也发生大幅度增大, 钢的塑性非常好。

2.3 断口形貌

不同温度下典型断口形貌观察结果如图 3 所示。图 3(a) 所示 1000 °C 的试样断口为完全塑性变形; 在较为平滑的断口表面分布着大量的近球形硅锰铝氧化物粒子。对于硅锰脱氧钢, 常常通过控制生成硅锰铝氧化物来避免生成固态 Al_2O_3 夹杂物带来的不利影

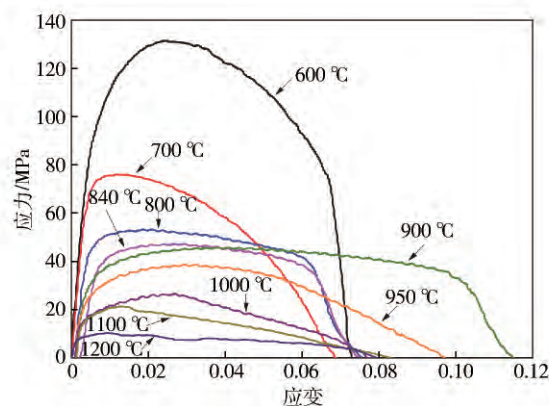


图 2 SS400B + Ti 钢不同温度条件下的应力-应变曲线

Fig. 2 Stress-strain curves of SS400B steel with titanium addition at different temperatures

响^[15]。粒子成分见图 4。该成分条件下主要为低熔点物质^[16], 粒子的尺寸大小有差异, 小的在 10 μm 以内, 大的可超过 100 μm, 当温度达到其熔点时它们就融化成液相, 拉伸变形过程中就会裂开, 产生热脆。从试样的断面收缩率值来看, 硅锰铝氧化物会对钢种的塑性带来一定影响, 但影响幅度较小, 断面收缩率超过 90%。

图 3(b) 和 (d) 所示 900 °C 和 700 °C 的试样断口均为穿晶延性断裂。在试样中有大量不同尺寸、不同深度的塑坑存在, 在塑坑中发现有近球形的第二相粒子, 粒子的主要成分如图 5 所示, 主要为高钛低铝的铝钛氧

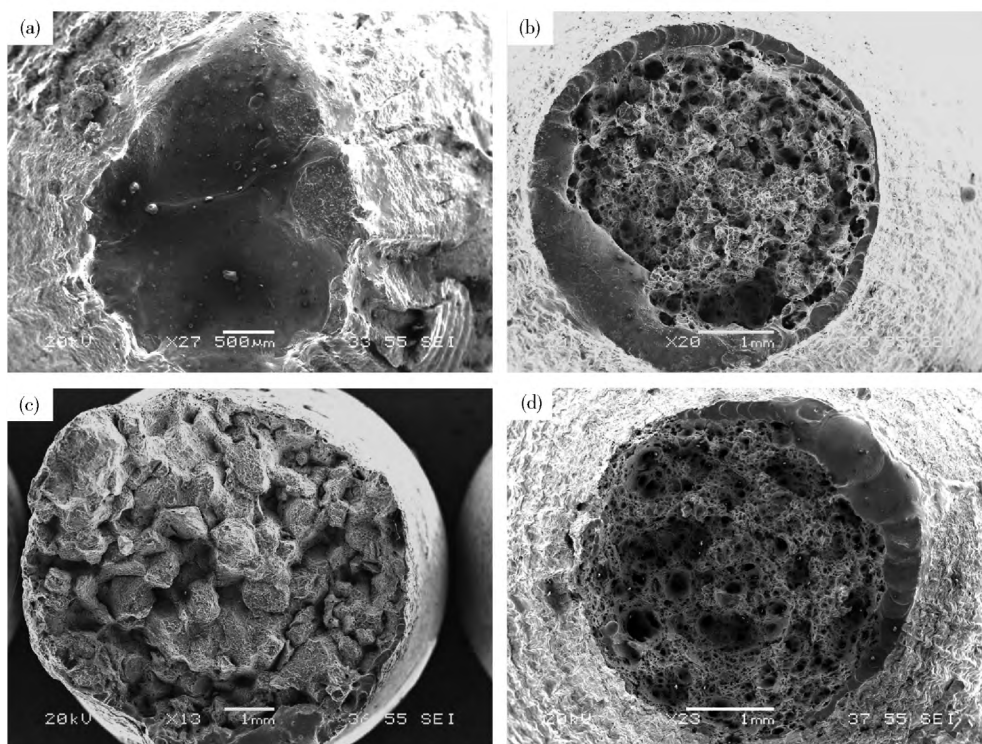


图 3 拉伸试样的断口形貌。(a) 1000 °C; (b) 900 °C; (c) 800 °C; (d) 700 °C

Fig. 3 Fracture morphologies of tensile test samples: (a) 1000 °C; (b) 900 °C; (c) 800 °C; (d) 700 °C

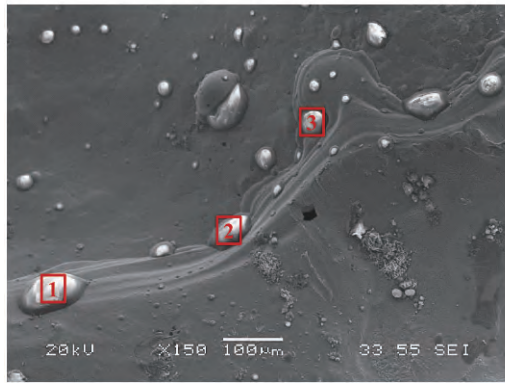


图4 1000 °C试样断口表面第二相粒子成分

Fig.4 SEM back scatter image and composition of precipitates in the sample tested at 1000 °C

元素	原子数分数/ $\%$		
	点1	点2	点3
O	69.67	69.86	69.44
Al	1.22	1.20	1.81
Si	14.24	13.22	14.37
Mn	11.04	8.94	11.79
Fe	3.83	6.78	2.59

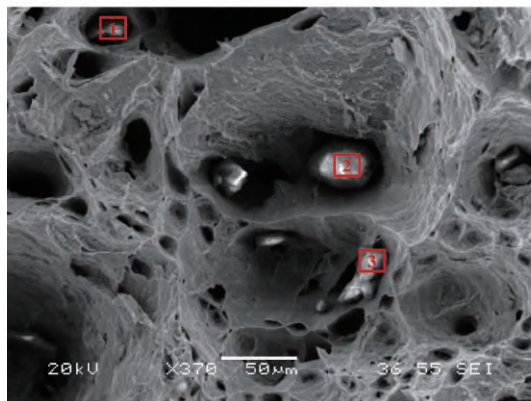


图5 塑坑处第二相粒子成分

Fig.5 SEM image and composition of precipitates in dimples

元素	原子数分数/ $\%$		
	点1	点2	点3
O	63.93	67.18	61.80
Al	2.14	2.81	2.78
Ti	30.61	28.05	29.07
Fe	3.31	1.96	6.34

化物. 以第二相粒子为核心形成塑坑的示意图如图6所示, 主要分为如下三个过程^[17]:

- (1) 在沉淀相或夹杂物与金属的界面上形成裂纹;
- (2) 由这些初始裂纹形成沿拉伸方向伸长的空洞;
- (3) 这些孔洞连接导致断裂.

第二相粒子使解理脆性断裂容易受阻, 主要原因是彼此靠近的粒子通过形成孔洞使应力集中得到弛豫^[17]. 实验试样断口中发现的铝钛氧化物不仅能作

为塑坑的核心, 另一方面该粒子的生成可一定程度上降低钢中铝含量, 使钢中可以与氮结合生成氮化铝的铝减少; 氮化铝分布于晶界内可促进晶界滑移, 引起沿晶脆性断裂的发生, 即氮化铝的存在会严重恶化钢的热塑性^[13, 18]. 孙齐松等^[2]的实验结果表明, SS400 钢在 775 ~ 875 °C 范围内试样的断口均为沿晶脆性断裂. 本文加入钛后的试样主要发生穿晶延性断裂, 试样的断裂方式发生改变. 运用热力学计算软件 Factsage 对不同钛含量条件下第二相粒子生成情况进行分析, 具体结果如图7所示. 计算成分条件与实验钢种的成分条件相同, 只变化钛含量, 可知在不加钛的条件下, 会有大量的氮化铝生成; 随着钛含量的增加, 会生成铝钛氧化物和氮化钛. 在与本实验试样成分完全一致的条件(图7(c)), 仅有少量氮化铝生成, 并伴有大量的氮化钛生成. 铝钛氧化物由高钛低铝组成, 与观察结果一致; 若进一步增加钛含量, 能完全避免氮化铝生成. 总而言之, 钢中加入钛后, 铝钛氧化物可作为塑坑的核心, 促进延性断裂的发生, 同时降低了氮化铝带来的危害, 消除沿晶断裂的发生.

图3(c)所示 800 °C 试样断口主要以沿晶脆性断裂为主, 可观察到显著的晶界面, 而在本温度下试样的

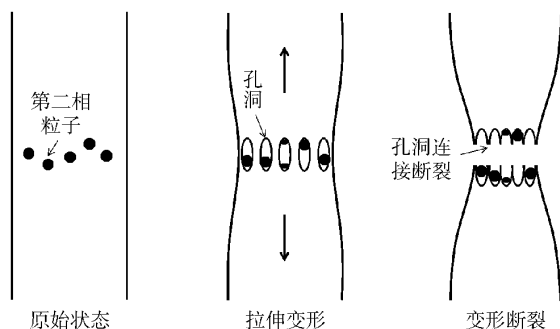


图6 延性断裂形成塑坑示意图

Fig.6 Schematic illustration for the forming of ductile fracture

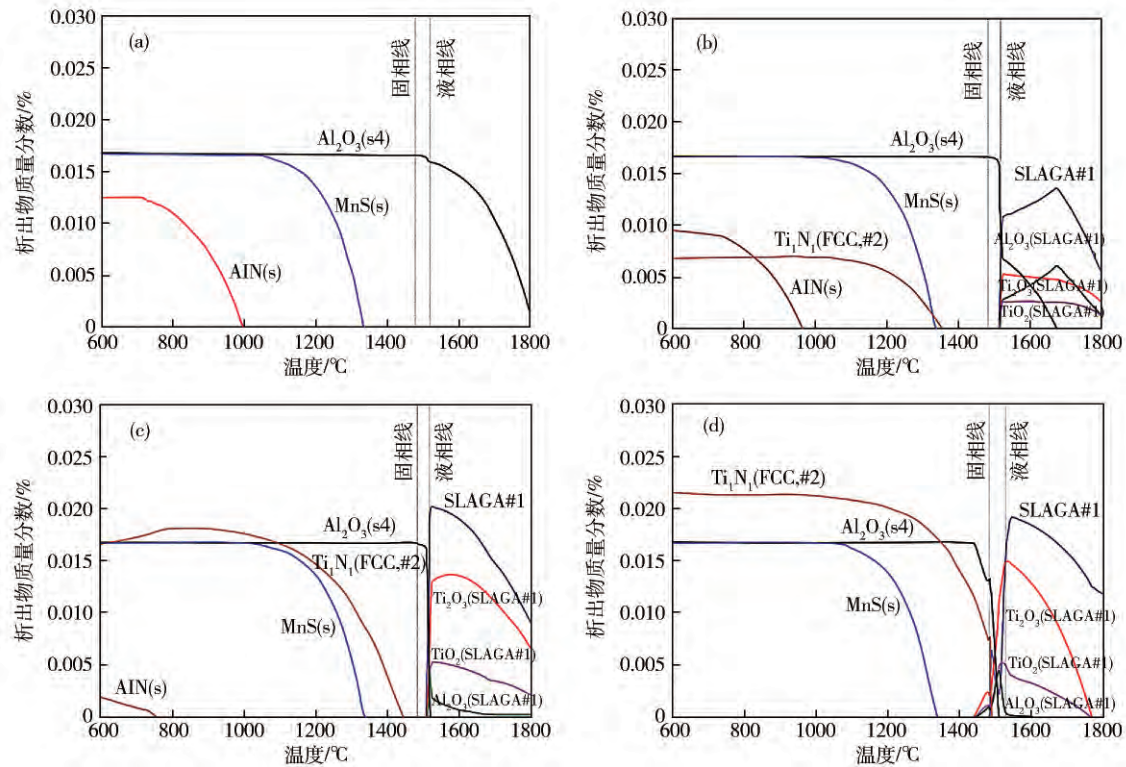


图7 不同Ti/Al质量比条件下第二相粒子生成情况. (a) 0; (b) 1/3; (c) 1/1; (d) 3/1

Fig.7 Effect of Ti/Al mass ratio on the formation of precipitates: (a) 0; (b) 1/3; (c) 1/1; (d) 3/1

断面收缩率值也是最低的,由后续分析可知主要原因为沿晶铁素体、渗碳体的生成恶化了钢的塑性。

2.4 断口微观组织分析

800~900℃温度范围内的测试试样均发生缩颈现象,典型拉伸试样照片如图8所示。沿长度方向将试样平均切开,磨抛后利用4%苦味酸进行浸蚀,浸蚀后对图8所示的脆性断裂区、塑性变形区的微观组织进行对比分析。

800℃测试试样被浸蚀后纵截面组织图如图9所示。在试样断口附近的脆性断裂区有沿晶铁素体和大量沿晶粒子的生成,沿晶粒子的成分见图10,主要为渗碳体;在塑性变形区组织主要为均匀分布的铁素体



图8 典型拉伸试样照片

Fig.8 Photo of a typical tested sample

组织,图9可见均匀分布的铁素体沿拉伸方向被拉长,发生较大塑性变形。铁素体均匀分布时钢的断面收缩率值比仅有沿晶铁素体存在时要高^[19],这是因为铁素体的强度仅为奥氏体的1/4,当铁素体只在晶界分布时,试样在受力过程中容易在晶界的铁素体上发生应

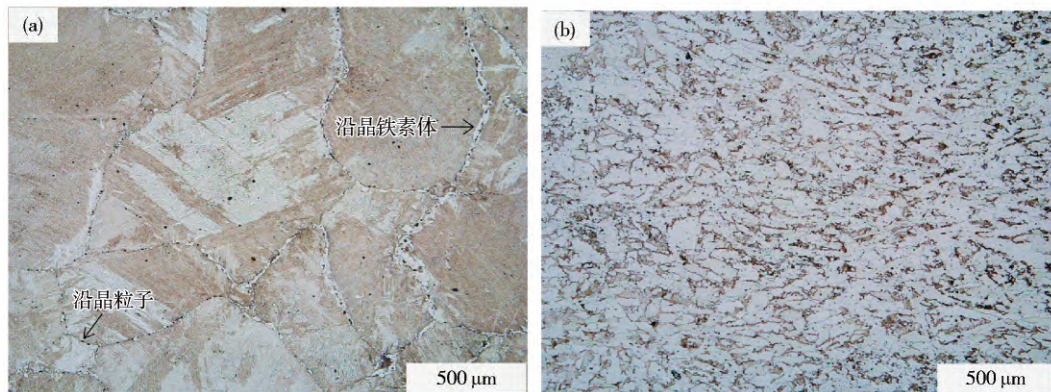


图9 800℃试样中的组织. (a) 脆性断裂区; (b) 塑性变形区

Fig.9 Microstructures of the sample tested at 800℃: (a) brittle fracture zone; (b) plastic deformation zone

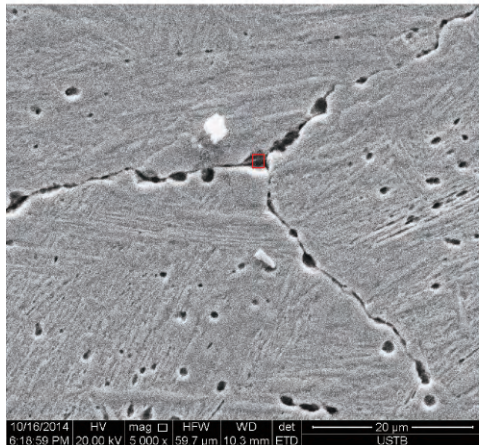


图 10 800 °C 试样中沿晶粒子的成分

元素	质量分数/%	原子数分数/%
C K	9.34	32.38
Fe L	90.66	67.62

Fig. 10 SEM back scatter image and composition of precipitates in the tested sample at 800 °C

力集中而导致断裂. 钢中脆性相碳化物对裂纹扩展阻力小, 使钢的韧性降低^[20]. 即沿晶铁素体和沿晶渗碳体的生成恶化了测试试样的塑性, 促进沿晶脆性断裂的发生. 在 100 个视场内对沿晶渗碳体粒子的尺寸进行大量统计, 结果如图 11 所示, 粒子尺寸在几个 μm 级别, 其中以 $1 \sim 2 \mu\text{m}$ 为主.

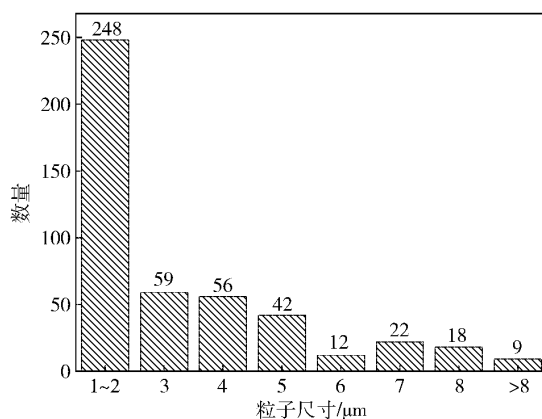


图 11 沿晶渗碳体尺寸分布

Fig. 11 Size distribution of intergranular cementite

3 结论

(1) SS400B 钢中加入钛后, 在实验温度范围内试样的断面收缩率均超过 45%, 钢的塑性发生质变, 在连铸生产过程中无需通过调节冷却条件来控制连铸坯角部温度在弯曲段和矫直段避开第Ⅲ脆性敏感温度区间.

(2) 钢中加入钛后, 在高温区生成的铝钛氧化物可作为塑坑的核心, 促进延性断裂的发生, 同时由于铝钛氧化物和氮化钛的生成, 降低了能恶化钢塑性的氮化铝的生成, 消除沿晶断裂的发生, 当加入足量钛后可完全避免氮化铝的生成.

(3) 沿晶铁素体和沿晶渗碳体的生成恶化了测试

试样的塑性, 促进沿晶脆性断裂的发生, 沿晶渗碳体尺寸以 $1 \sim 2 \mu\text{m}$ 为主.

致谢

感谢稀贵金属绿色回收与提取北京市重点实验室 (GEM)、北京科技大学绿色冶金与冶金过程模拟仿真实验室 (GPM²) 和北京科技大学高品质钢研究中心 (HQSC) 对本研究的资助.

参 考 文 献

- [1] Wang X H, Wang W J, Liu X Y, et al. Study on transverse corner cracking prevention of Nb, V and Ti microalloying steel continuous casting slabs. *Iron Steel*, 1998, 33(1): 22
(王新华, 王文军, 刘新宇, 等. 减少含铌、钒、钛微合金化钢连铸板坯角横裂纹的研究. *钢铁*, 1998, 33(1): 22)
- [2] Sun Q S, Wang X H, Jiang D C, et al. Corner cracking of Al-killed SS400 slab and countermeasures. *Iron Steel*, 2007, 42(5): 25
(孙齐松, 王新华, 江东才, 等. SS400 铝镇静钢连铸板坯角横裂纹成因及对策. *钢铁*, 2007, 42(5): 25)
- [3] Mintz B, Crowther D N. Hot ductility of steels and its relationship to the problem of transverse cracking in continuous casting. *Int Mater Rev*, 2010, 55(3): 168
- [4] Banks K M, Tuling A, Mintz B. Influence of thermal history on hot ductility of steel and its relationship to the problem of cracking in continuous casting. *Mater Sci Technol*, 2012, 28(5): 536
- [5] Mintz B, Abushosha R. Influence of vanadium on hot ductility of steel. *Ironmaking Steelmaking*, 1993, 20(6): 445
- [6] Mintz B, Arrowsmith J M. Hot-ductility behaviour of C-Mn-Nb-Al steels and its relationship to crack propagation during the straightening of continuously cast strand. *Met Technol*, 1979, 6(1): 24
- [7] Abushosha R, Vipond R, Mintz B. Influence of titanium on hot ductility of as cast steels. *Mater Sci Technol*, 1991, 7(7): 613
- [8] Suzuki H G, Nishimura S, Yamaguchi S. Characteristics of embrittlement in steels above 600 degree C. *Tetsu-to-Hagane*, 1979,

- 65(14): 2038
- [9] Won Y M, Kim K H, Yeo T J, et al. Effect of cooling rate on ZST, LIT and ZDT of carbon steels near melting point. *ISIJ Int*, 1998, 38(10): 1093
- [10] Suzuki H G, Nishimura S, Imamura J, et al. Hot ductility in steels in the temperature range between 900 and 600 degree C: related to the transverse facial cracks in the continuously cast slabs. *Tetsu-to-Hagane*, 1981, 67(8): 1180
- [11] Zhang H Y, Xue Y Q, Li Q M, et al. Transverse corner crack of boron alloyed SS400 steel. *Phys Exam Test*, 2013, 31(5): 17 (张宏艳, 薛勇强, 李秋民, 等. SS400 含硼钢连铸板坯的角横裂纹. 物理测试, 2013, 31(5): 17)
- [12] Wang W, Zhou L M, Xiong L, et al. High temperature mechanical property of SS400 B-bearing steel slab. *Iron Steel*, 2015, 7: 7 (王伟, 周律敏, 熊力, 等. SS400 含硼钢连铸坯的高温力学性能. 钢铁, 2015, 7: 7)
- [13] Mintz B. The influence of composition on the hot ductility of steels and to the problem of transverse cracking. *ISIJ Int*, 1999, 39(9): 833
- [14] Sakai T, Jonas J J. Dynamic recrystallization: mechanical and microstructural considerations. *Acta Metall Mater*, 1984, 32(2): 189
- [15] Jung I H, Kang Y B, Decterov S A, et al. Thermodynamic evaluation and optimization of the $\text{MnO}-\text{Al}_2\text{O}_3$ and $\text{MnO}-\text{Al}_2\text{O}_3-\text{SiO}_2$ systems and applications to inclusion engineering. *Metall Mater Trans B*, 2004, 35(2): 259
- [16] Kang Y B, Jung I H, Decterov S A, et al. Phase equilibria and thermodynamic properties of the $\text{CaO}-\text{MnO}-\text{Al}_2\text{O}_3-\text{SiO}_2$ system by critical evaluation, modeling and experiment. *ISIJ Int*, 2004, 44(6): 975
- [17] Henry G, Horstmann D. *Macro and Micro Fracture*. Beijing: Machinery Industry Press, 1990 (亨利, 霍斯特曼. 宏观断口学及显微断口学. 北京: 机械工业出版社, 1990)
- [18] Vedani M, Dellasega D, Mannuccii A. Characterization of grain-boundary precipitates after hot-ductility tests of microalloyed steels. *ISIJ Int*, 2009, 49(3): 446
- [19] Zhang L F, Yang X G, Li S S, et al. Control of transverse corner cracks on low-carbon steel slabs. *JOM*, 2014, 66(9): 1711
- [20] Zhong Q P, Zhao Z H. *Fracture*. Beijing: Higher Education Press, 2006 (钟群鹏, 赵子华. 断口学. 北京: 高等教育出版社, 2006)