

N08810 耐蚀合金 200 mm 厚连铸板坯纵向裂纹形成机理的分析

马 骏¹ 郑宏光² 黄 坚¹ 郭亮亮² 马天军²

(1 上海交通大学材料科学与工程学院, 上海 200240; 2 宝山钢铁股份有限公司研究院, 上海 201900)

摘 要 通过光学、扫描电子显微镜、能谱仪和 Gleeble-3800 热模拟试验机对 1 流立式连铸机生产的 UNS N08810 合金(/% : 0.06C、0.45Si、0.92Mn、0.016P、0.001S、30.15Ni、19.80Cr、47.81Fe、0.33Ti、0.23Al、0.0140N) 200 mm × 1 300 mm 连铸坯的纵向裂纹进行了分析。结果表明,纵向裂纹沿粗大的柱状晶晶界向铸坯内部扩展,裂纹深度为 18 ~ 20 mm。高温塑性试验得出,当温度 ≥ 1 100 °C 时合金的断面收缩率急剧下降。分析表明,凝固初期柱状晶之间连接比较薄弱,易在晶界处开裂,加上晶界处脆性相 TiC 的析出,造成应力集中,并使裂纹更容易延晶界扩散,最终形成纵向裂纹。

关键词 N08810 耐蚀合金 连铸板坯 纵向裂纹 形成机理 分析

An Analysis on Forming Mechanism of Longitudinal Crack of N08810 Corrosion Resistant Alloy 200 mm Thickness Casting Slab

Ma Jun¹, Zheng Hongguang², Huang Jian¹, Guo Liangliang² and Ma Tianjun²

(1 School of Material science and Engineering, Shanghai Jiaotong University, Shanghai 200240;
2 Research Institute, Baoshan Iron and Steel Co Ltd, Shanghai 201900)

Abstract An analysis on longitudinal crack of 200 mm × 1 300 mm casting slab of UNS N08810 alloy (/% : 0.06C, 0.45Si, 0.92Mn, 0.016P, 0.001S, 30.15Ni, 19.80Cr, 47.81Fe, 0.33Ti, 0.23Al, 0.0140N) produced by one-strand vertical continuous casting machine has been carried out by optical, scanning electron microscope, energy dispersive spectrometer and Gleeble-3800 thermal simulation machine. Results show that the longitudinal crack extends along grain boundary of coarse columnar crystal towards inner casting slab, the depth of crack is 18 ~ 20 mm. Test of high temperature plasticity of alloy obtains that as temperature ≥ 1 100 °C the reduction of area of alloy dramatically decreases. And the analysis indicates that at early period of solidification the connection between columnar dendrites is weak, the boundary of columnar crystal easily cracks, in addition the brittle phase TiC deposits at grain boundary lead to stress concentration, the crack easily extends along grain boundary to form the longitudinal crack finally.

Material Index N08810 Corrosion Resistant Alloy, Casting Slab, Longitudinal Crack, Forming Mechanism, Analysis

N08810 耐蚀合金发明于 20 世纪 70 年代,其中约含 30% 的 Ni、20% 的 Cr、Al 和 Ti 的总量约 1%, 主要应用于高温耐腐蚀环境,如油气管道、热交换器、蒸汽动力涡轮等^[1];它是耐蚀合金中应用广泛的钢种。目前,国内外大多数厂家采用模铸、电渣重熔工艺生产该合金;据报道,只有国外一家公司可以实现 N08810 镍基耐蚀合金的连铸、热轧一火成材的生产,质量、成本优势明显,处于领先地位^[2]。

2009 年 1 月宝钢股份特钢事业部投产的合金板带生产线,主要包括 1 机 1 流 200 mm × 1 300 mm 立式板坯连铸,以及炉卷轧机等。在立式连铸机生产 N08810 合金的初期,由于该合金的高温塑性较差,连铸坯出现了严重的纵向裂纹等缺陷,直接导致板坯报废。本文通过实验研究,探讨 N08810 合金连铸坯纵向裂纹形成原因。

1 研究方法

1.1 连铸坯纵向裂纹解剖

试样取自宝钢现场生产的 N08810 合金连铸板坯,成分见表 1。中间包容量为 15 t,液相线温度为 1 385 °C,浇铸过热度为 20 ~ 40 °C,拉速为 0.4 ~ 1.0 m/min,二冷区用气雾冷却,铸后空冷至室温。利用铣床切削连铸坯宽面,每去除 0.5 mm 厚度,观察裂纹缺陷并拍照。在连铸坯垂直于拉坯方向的横截面截取试样,酸浸后观察低倍组织,以及裂纹的位置和形貌。在裂纹处取样抛光和用王水腐蚀,然后利用扫描电镜(SEM,日立 S-4200)观察,并用能谱仪(EDS)确定裂纹内存在的物质。

表 1 N08810 合金成分 / %
Table 1 Chemical composition of N08810 alloy / %

C	Mn	Si	P	S	Ni	Cr	Al	Ti	Fe	Cu	N
0.06	0.92	0.45	0.016	0.001	30.15	19.80	0.23	0.33	47.81	0.03	0.014 0

1.2 连铸坯高温拉伸试验

在连铸坯上取高温拉伸试样,取样方向分别是铸坯厚度方向(横向,平行于柱状晶生长方向)和宽度方向(纵向,垂直于柱状晶生长方向),见图 1。利用热模拟试验机 Gleeble-3800 进行高温拉伸试验,在 800 ~ 1 300 ℃ 每隔 50 ℃ 取一个点,共进行 3 组试样对比试验,试样均加热至 1 300 ℃,保温一段时间后冷却至试验温度(表 2)。试样拉断后,测量并计算出断面收缩率。

2 实验结果和讨论

2.1 连铸坯纵向裂纹形貌及形成原因

从连铸坯试样表面去除 3.0 mm 厚的一层后,裂纹清晰可见,如图 2(a)所示。在裂纹处沿铸坯横断面切开、修磨、酸洗。如图 2(b)所示,酸洗后的铸坯横截面上可看到纵向裂纹向铸坯内部延伸,裂纹沿粗大的柱状晶晶界扩展,测量得到裂纹深达 15 mm 左右,如果加上表面修磨厚度,估计纵向裂纹深度在 18 ~ 20 mm。

由图 3(a)可知,裂纹连着晶界,且裂纹内部明显存在非金属物质。能谱分析结果表明,其主要成分是 Ca、Si、Na 等元素,尤其 Na 是结晶器保护渣中特有成分,分析认为,这些填充物有可能来源于结晶器保护渣。

分析认为,N08810 合金连铸坯纵向裂纹可能是在结晶器初始凝固坯壳形成过程中形成的。按照结晶器坯壳凝固的平方根定律^[3]:

$$e = K \sqrt{t} \quad (1)$$

式中: e - 坯壳厚度; K - 凝固系数; t - 凝



图 1 N08810 合金连铸板坯低倍组织及取样方向
Fig. 1 Macrostructure and sampling direction of casting slab of N08810 alloy

表 2 3 组试样的高温拉伸试验参数

Table 2 Parameters of 3 group specimen for high temperature tensile test

分组	冷却前保温时间/s	冷却速率/(℃·s ⁻¹)	拉伸前保温时间/s	应变速率/s ⁻¹
1 组	60	20	30	1 × 10 ⁻³
2 组	60	20	30	1 × 10 ⁻²
3 组	300	3	60	1 × 10 ⁻²

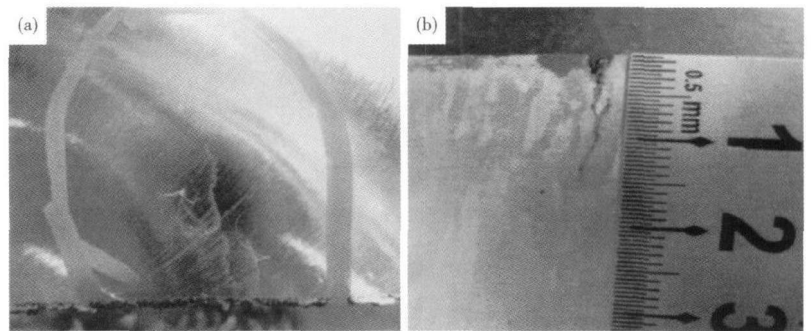
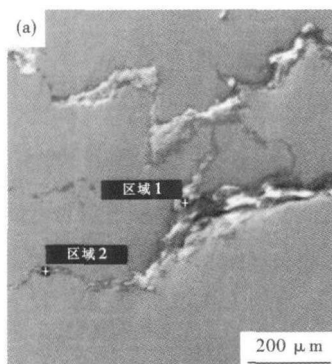
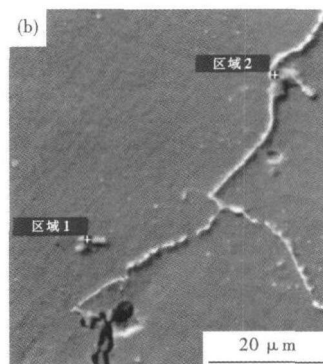


图 2 连铸坯纵向裂纹形貌:(a)铸坯表面去除 3.0 mm;(b)板坯酸洗剖面
Fig. 2 Morphology of longitudinal crack of casting slab: (a) removing 3.0 mm from slab surface; (b) pickled profile of slab



元素	含量/%	
	区域1	区域2
O	22.66	39.04
Na	1.92	5.87
Al	2.69	5.28
Si	13.43	27.93
Ca	39.82	5.77
Ti	4.18	10.03
Cr	4.76	3.15
Fe	8.04	2.93



元素	含量/%	
	区域1	区域2
C	10.57	8.40
Ti	46.07	13.79
Cr	16.08	26.77
Fe	15.20	29.96
Ni	10.30	21.08
Mo	1.78	-
Total	100	100

图 3 裂纹内部(a)和裂纹内部及附近析出物(b)的形貌,SEM 及能谱分析结果

Fig. 3 Morphology of deposits at crack inner (a) and inner and near crack (b), SEM and analysis of energy dispersive spectrum

固时间。K值计算公式如下:

$$K = \sqrt{\frac{2\lambda}{\rho L}(T_s - T_0)} \quad (2)$$

式中: λ - 坯壳导热系数; ρ - 坯壳密度; L - 凝固潜热; T_s - 固相线温度; T_0 - 坯壳表面温度。

根据 N08810 合金物理性能及现场经验,板坯 K 值取在 19 ~ 22,再采用立式连铸机结晶器长度、实际拉速数值,代入公式(1)估算得到坯壳离开结晶器时的厚度在 25 ~ 31 mm。由此可见,实际测得的铸坯表面纵裂纹深度小于坯壳厚度。

随着结晶器振动,初始凝固坯壳与保护渣膜之间形成相对运动,当连铸坯纵裂发生后,少量保护渣就会掉入铸坯的裂纹内部;或在刚出结晶器进入二冷区时保护渣膜被高压水冲入裂纹内部。

研究表明^[4-7],连铸坯纵裂纹通常源于结晶器弯月面区初生坯壳厚度的不均匀性。在受到坯壳四周温度不均产生的收缩力、钢水静压力、侧面的约束力等应力的综合作用下,在坯壳薄弱处即柱状晶晶界可能萌生裂纹。

综上所述,N08810 合金连铸坯纵向裂纹可能是在结晶器初始凝固坯壳形成过程中形成的。

2.2 连铸坯高温塑性试验结果和分析

图 4 示出了 3 组高温拉伸试样断面收缩率与温度的关系曲线。在试验温度区间,3 组试验中,横向试样的断面收缩率均大于纵向试样,而且在 1 100 °C 以上,纵向试样的断面收缩率比横向的显著下降,这说明,垂直于柱状晶生长方向试样的高温塑性劣于平行于柱状晶生长方向。

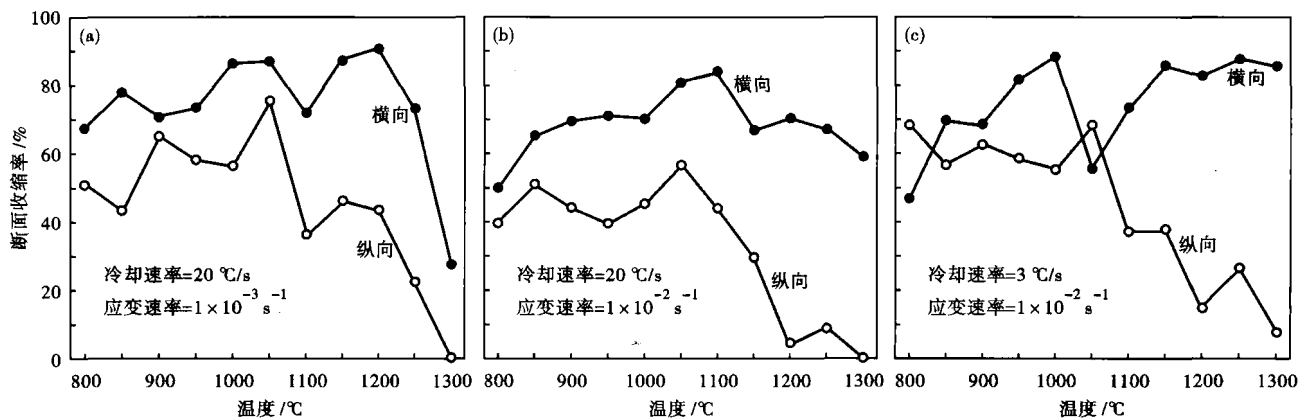


图 4 温度对合金 N08810 断面收缩率的影响,冷却速率/($^{\circ}\text{C} \cdot \text{s}^{-1}$),应变速率/ s^{-1} :(a)20, 1×10^{-3} ; (b)20, 1×10^{-2} ; (c)3, 1×10^{-2}

Fig. 4 Effect of temperature on reduction of area of alloy N08810, cooling rate/($^{\circ}\text{C} \cdot \text{s}^{-1}$), strain rate/ s^{-1} : (a) 20, 1×10^{-3} ; (b) 20, 1×10^{-2} ; (c) 3, 1×10^{-2}

此外,(1)对比第 1 组和第 2 组试验,两组加热制度相同,应变速率不同,第 2 组($\dot{\epsilon} = 1 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$)的断面收缩率总体上低于第 1 组($\dot{\epsilon} = 1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$),即,随应变速率增大,试样的高温塑性降低,而且在 1 100 °C 以上温度区间纵向试样高温塑性下降得更快,例如:1 200 °C 时纵向试样的高温塑性,第 2 组比第 1 组降低了 90%;相应的,横向试样的高温塑性,第 2 组比第 1 组降低了 23%。

(2)对比第 2 组和第 3 组试验,两组应变速率相同,冷却速率不同,第 2 组($\dot{T} = 20 \text{ }^{\circ}\text{C}/\text{s}$)的断面收缩率总体上低于第 3 组($\dot{T} = 3 \text{ }^{\circ}\text{C}/\text{s}$)的,即,随冷却速率增大,试样的高温塑性降低,且在 1 100 °C 以上温度区间纵向试样高温塑性下降得更快,例如:1 200 °C 时纵向试样的高温塑性,第 2 组比第 3 组降

低了 70%;相应的,横向试样的高温塑性,第 2 组比第 3 组降低了 15%。

由实验结果可知,在 N08810 合金连铸板坯中,垂直于柱状晶生长方向和平行于柱状晶生长方向的试样高温塑性差异显著,垂直于柱状晶生长方向试样的高温塑性明显较低,而且当应变速率和冷却速率变大时,高温塑性下降得更快。

由于 N08810 合金是单相奥氏体组织,连铸板坯中的柱状晶比例高,中心等轴晶区比例很小,如图 1 所示,柱状晶晶粒直径粗大、并排生长、几乎没有交叉。当初始凝固坯壳受到垂直于柱状晶生长方向的力的作用时,很容易在柱状晶之间产生裂纹,裂纹进一步沿晶界扩展,在宏观上就表现为连铸坯的纵向裂纹。

2.3 连铸坯纵向裂纹内部析出物与开裂的关系

由图 3(b)可见,连铸坯纵向裂纹沿着晶界开裂和扩展,并在晶界附近出现多边形析出物。图 3(b)右表给出了能谱分析结果,析出物富含 Ti、C,这两种元素可以复合形成 TiC,属于镍基合金中常见的 MC 型化合物。同时,晶界上还富集有 Ti、Cr、C 元素,推断在晶界上有 TiC、Cr₂₃C₆等析出相。

用 JMatPro 软件计算的 N08810 相图,见图 5 可知,N08810 合金中的 TiC(即 MC 型析出物)在 1 220 ℃左右开始出现,Cr₂₃C₆(即 M₂₃C₆型析出物)在 800 ℃左右形成。可认为,初始结晶器凝固坯壳中先形成 TiC,而 Cr₂₃C₆主要在二冷段连铸坯完全凝固后形成的,在结晶器凝固坯壳中很少或几乎没有 Cr₂₃C₆。

有研究表明^[8],TiC 是一种脆性相,当在晶界形成大尺寸的 TiC 薄膜时,由于这些相在晶粒界面上

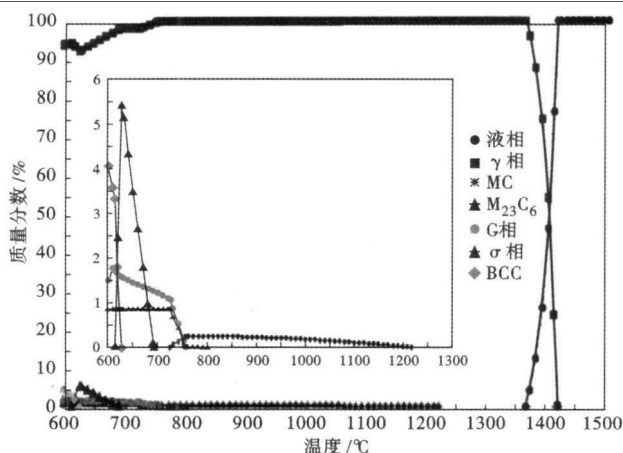


图 5 N08810 合金平衡相图
Fig. 5 Equilibrium phase diagram of N08810 alloy

参考文献

- Dehmolaei R, Sharnanian M. Microstructural Changes and Mechanical Properties of Incoloy 800 After 15 Years Service. *Materials Characterization*, 2009, 60(3): 246
- Shailesh J P. A Century of Discoveries, Inventors, and New Nickel Alloys. *The Journal of the Minerals, Metal & Materials Society*, 2006, 58(9): 18
- 张兴中, 那贤昭, 王忠英, 等. 圆坯方坯凝固定律的导出和验证. *金属学报*, 2004, 40(3): 281
- 蔡开科. 连铸坯表面裂纹的控制. *鞍钢技术*, 2004(3): 1
- Brimacombe J, Sorimachi K. Crack Formation in the Continuous Casting of Steel. *Metallurgical and Materials Transactions*, 1977, 8(2): 489
- Shin H J, Kim S H, Thomas B G, et al. Measurement and Prediction of Lubrication, Powder Consumption, and Oscillation Mark Profiles in Ultra-low Carbon Steel Slabs. *ISIJ International*, 2006, 46(11): 1635
- Kanbe Y, Ishii T, Todoroki H, et al. Prevention of Longitudinal Cracks in a Continuously Cast Slab of Fe-Cr-Ni Superalloy Containing Al and Ti. *International Journal of Cast Metals Research*, 2009, 22(1-4): 143
- 陈国胜, 金鑫, 周奠华, 等. 硼含量对镍基合金 GH4049 晶界析出相和高温性能的影响. *金属学报*, 2005, 41(6): 622
- 郭建亭, 张金岩, 黄荣芳, 等. GH135 合金的晶界沉淀相与冲击韧性和缺口敏感性的关系. *金属学报*, 1985, 21(6): 413
- 乔雪瓔, 王延庆, 蒙肇斌, 等. 碳含量对 GH4199 合金拉伸、持久性能及组织的影响. *材料与冶金学报*, 2004, 3(1): 62
- 成国光, 朱晓霞, 彭岩峰, 等. 洁净钢氮化钛凝固细化技术的基础. *北京科技大学学报*, 2002, 24(3): 273
- Abushosha R, Vipond R. Influence of Titanium on Hot Ductility of as Cast Steels. *Materials Science and Technology*, 1991, 7(7): 613
- Luo H, Zhao P. Influence of Excess Titanium on Hot Ductility of C-Mn-Cr-Al Steel. *Materials Science and Technology*, 2001, 17(12): 1589

密集分布,使得晶粒从整体上看像是被一层脆性薄膜包围,薄膜将是裂纹扩展的一个低能通道,裂纹可以沿其晶界迅速扩展,宏观上表现出沿晶裂纹^[9,10]。晶粒内部的 TiC 析出物则对裂纹扩展几乎不产生影响^[11]。由于 N08810 合金中 Ti 含量较高,而在晶界上大量析出的 TiC 将有损合金的高温塑性^[12,13],因此,连铸坯初始凝固坯壳中形成的裂纹很容易沿晶界扩展,从而形成宏观裂纹。

综上所述,由于 N08810 合金组织是单相奥氏体,在连铸坯中容易形成以粗大的柱状晶为主的凝固组织。特别在初始凝固阶段,因坯壳温度较高、粗大的柱状晶之间连接比较薄弱,在受到垂直于柱状晶生长方向应力的作用时,初始凝固坯壳中容易形成裂纹,然后裂纹沿柱状晶晶界扩展,形成小的纵向裂纹。由于该合金含有较高含量的 Ti,在晶界上大量析出的 TiC 损害合金的高温塑性,这就为裂纹进一步扩展提供了一个通道,从而形成宏观上的纵向裂纹。

3 结论

(1) N08810 合金连铸坯凝固组织是单相奥氏体,主要以粗大的柱状晶为主的。初始凝固阶段时坯壳温度较高,粗大的柱状晶之间连接比较薄弱,在受到垂直于柱状晶生长方向应力的作用下,首先在柱状晶晶界处形成裂纹。

(2) 由于 N08810 合金 Ti 含量较高,脆性相 TiC 在晶界上析出,提供了一个裂纹进一步沿着薄弱的柱状晶晶界扩展的通道,使得裂纹更容易扩展,最终形成宏观上纵向裂纹。

马骏(1987-),男,硕士研究生,镍基耐蚀合金连铸工艺和性能。

收稿日期:2011-11-17