

· 试验研究 ·

汽车用高强度钢 CR1030/1300MS 连铸板坯的热塑性

曹晓恩^{1,3} 程迪¹ 武志杰¹ 姜丽梅¹ 张可才²

(河钢集团邯钢公司 1 技术中心; 2 品质管理部, 邯郸 056015;

3 钢铁研究总院先进钢铁流程及材料国家重点实验室, 北京 100081)

摘要 试验用 CR1030/1300MS 钢 236 mm × 1 350 mm 连铸板坯 (/% : 0.13C, 0.26Si, 1.53Mn, 0.011P, 0.002S, 0.31Cr, 0.047Als, 0.029Nb, 0.032Ti, 0.002 5 B, 0.003 2 N) 的工艺流程为 260 t BOF-LF-RH-CC。采用 Gleeble3500 热模拟试验机测试了试验板坯 650 ~ 1 300 °C 的热塑性曲线, 并分析了高温拉伸试样断口组织。试验结果得出, 试验钢两个脆性区为熔点 ~ 1 120 °C 和 800 ~ 650 °C, 在 1 120 ~ 800 °C 呈现良好的塑性, 断面收缩率均在 85% 以上。900 °C 断口属于穿晶韧性断裂, 700 °C 为韧性和沿晶断裂。1 250 °C 和 900 °C 近断口组织均为马氏体, 温度升高马氏体板条更粗大。750 °C 原奥氏体晶界出现先共析铁素体是产生裂纹的根本原因。1 120 ~ 800 °C 进行矫直可防止铸坯产生裂纹。

关键词 高强度钢 CR1030/1300MS 236 mm × 1 350 mm 连铸板坯 热塑性 断口分析

Thermoplasticity of Continuous Casting Slab of High Strength Steel CR1030/1300MS for Auto

Cao Xiaoen^{1,3}, Cheng Di¹, Wu Zhijie¹, Jiang Limei¹ and Zhang Kecai²

(1 Technique Center; 2 Quality Management Department, Hansteel Co, Hesteel Group, Handan 056015;

3 State Key Laboratory of Advanced Steel Process and Materials, Central Iron and Steel Research Institute, Beijing 100081)

Abstract The flowsheet of 236 mm × 1 350 mm casting slab of tested steel CR1030/1300MS (/% : 0.13C, 0.26Si, 1.53Mn, 0.011P, 0.002S, 0.31Cr, 0.047Als, 0.029Nb, 0.032Ti, 0.002 5 B, 0.003 2 N) is 260 t BOF-LF-RH-CC process. With using Gleeble3500 thermal simulation test machine the thermoplasticity curves of test slab at 650 ~ 1 300 °C has been measured and the structure of high temperature tensile specimen fracture is analyzed. The test results obtain that the two brittle zones in test steel are melting point ~ 1 120 °C and 800 ~ 650 °C, and the better plasticity occurs at 1 120 ~ 800 °C, in this zone the reduction of area of steel is more than 85%. The fracture of tensile of steel at 900 °C is transgranular toughness fracture and at 700 °C it is toughness and along crystal fracture. The structure near fracture of tensile of steel at 1 250 °C and 900 °C is martensite and with increasing temperature the martensite lath is coarser. The basic reason to form crack is that the proeutectoid ferrite occurs in original austenite grain boundary at 750 °C. Straightening at 1 120 ~ 800 °C is available to avoid the casting bloom forming crack.

Material Index High Strength Steel CR1030/1300MS, 236 mm × 1 350 mm Casting Slab, Thermoplasticity, Fracture Analysis

汽车节能的重要途径就是轻量化, 而轻量化的必然措施就是高强度汽车板材的使用^[1]。马氏体高强度汽车板属于第一代先进高强度汽车板^[2-3], 主要应用于成型车门防撞梁等零件。目前, 汽车用马氏体高强度钢抗拉强度最高达到 1 700 MPa, 属于产业化高强度钢板材中强度级别最高的钢种^[3]。冷轧汽车用马氏体高强度钢 CR1030/1300MS 正是上述高强度钢的典型代表。高强度钢 CR1030/1300MS 板坯在连铸过程中容易出现裂纹, 导致板坯裂纹的原因包括保护渣性能、结晶器水量、二冷水量以及矫直应力等多种因素, 但其根本原因是高温力学性能。

试验用马氏体高强度钢 CR1030/1300MS (表 1) 采用 260 t 顶底复吹转炉-LF 精炼-RH 精炼-240 mm × 1 350 mm 板坯连铸工艺流程生产。成分设计采用 C-Si-Mn 基础上添加 Cr 和 B 提高淬透性, 同时添加 Nb、Ti 强碳氮化物形成元素, 利用固溶强化、相变强化和析出强化的综合作用, 后续板坯经过热轧-酸洗冷轧-连续退火工艺得到性能合格产品。

Gleeble 试样在铸坯厚度方向加工, 取样位置见图 1(a)。试样加工成 Φ10 mm × 110 mm, 两端攻丝成 M10 mm × 10 mm 的标准圆柱试样^[4]见图 1(b)。

表 1 试验钢 CR1030/1300MS 化学成分/%

Table 1 Chemical composition of tested steel CR1030/1300MS /%

C	Si	Mn	P	S	Als	Nb	Ti	Cr	B	N
0.13	0.26	1.53	0.011	0.002	0.047	0.029	0.032	0.31	0.002 5	0.003 2

1 试验材料及方法

1.1 试验材料

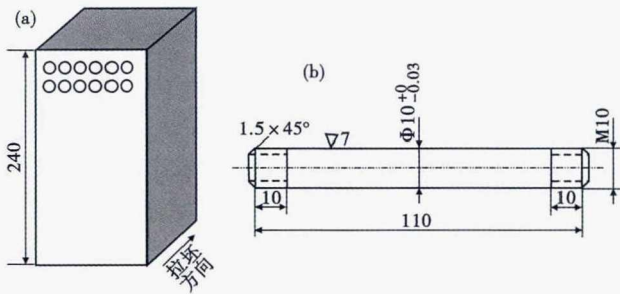


图 1 Gleeble 试验连铸板坯取样 (a) 和高温拉伸试样 (b) 示意图

Fig.1 Schematics of sampling at casting slab for Gleeble testing (a) and size of specimen for high temperature tensile test (b)

1.2 试验方法

高温拉伸试验的温度为 650 ~ 1 300 °C，以 25 °C/50 °C 温度间隔进行试验，试样用夹钳固定并在 Ar 气保护下，以 20 °C/min 的升温速率加热至 1 300 °C，保温 3 min，充分奥氏体化和均匀成分、温度、促进析出物的溶解，然后以 3 °C/min 的冷却速率分别冷却至试验温度 (650, 700, 750, 775, 800, 825, 850, 875, 900, 950, 1 000, 1 050, 1 100, 1 150, 1 200, 1 250, 1 300 °C)，保温 30 s 后以 $5.0 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ (连铸板坯应变速率) 的应变速率进行拉伸试验，直至试样拉断 (图 2)。通过夹钳冷却水热传导降温至室温后切断保护 Ar 气取样，避免高温空气氧化破坏断口形貌，计算拉伸试样的断面收缩率 (Z)。采用蔡司扫描电子显微镜和能谱分析仪进行断口形貌观察和夹杂物分析。

2 试验结果及分析

2.1 高温热塑性曲线绘制

由图 3 可见，试样的强度随温度的升高而连续降低，零强度温度为 1 450 °C 左右，而塑性则随温度

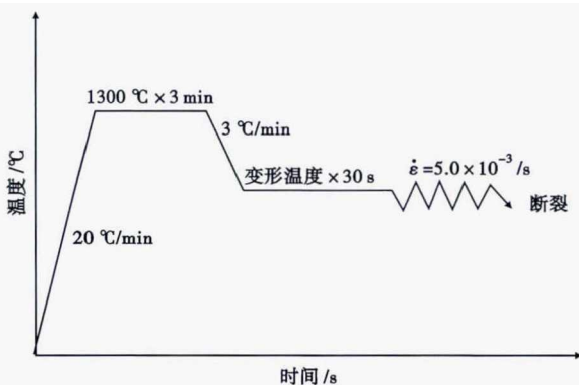


图 2 试验 CR1030/1300MS 钢连铸坯热变形工艺图

Fig.2 Diagram of thermal deformation process of tested steel CR1030/1300MS casting slab

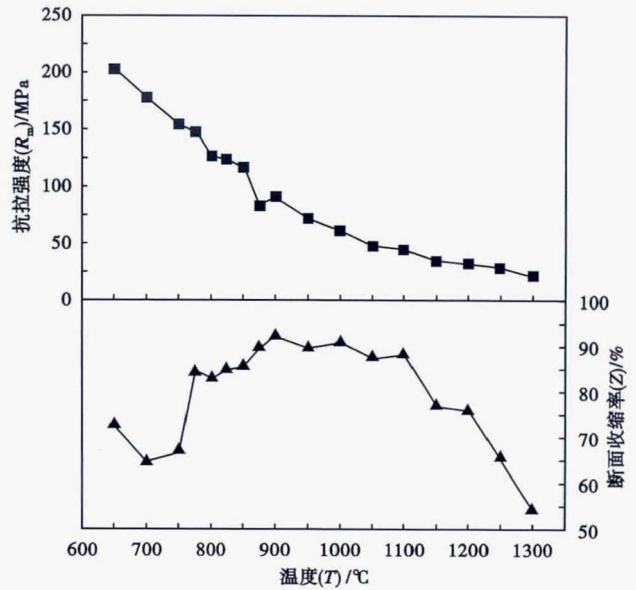


图 3 试验 CR1030/1300MS 钢连铸坯高温抗拉强度和断面收缩率曲线

Fig.3 Curves of high temperature tensile strength and reduction of area of tested steel CR1030/1300MS casting slab

的降低有了不同的变化，若以断面收缩率小于 85% 作为脆性判断依据，CR1030/1300MS 钢在试验温度范围内出现两个脆性区：熔点 ~ 1 120 °C 和 800 ~ 650 °C，在 1 120 ~ 800 °C 则呈现良好的塑性。零塑性温度约为 1 350 °C。

2.2 断裂机理分析

(1) 熔点 ~ 1 120 °C。试样的塑性从 1 100 °C 开始急剧下降，1 120 °C 时断面收缩率 (Z) 降至 85% 左右，1 300 °C 断面收缩率 (Z) 降至 54.43%，此温度区间属于第 I 脆性区，组织为树枝状晶，晶界处富集 S、O 等杂质元素，凝固时在树枝晶间偏析，形成硫化物、氧化物与铁的低熔点多元共晶体，当温度较高时部分晶界开始熔化，在拉应力作用下，沿晶界开裂，并直至拉断。

(2) 1 120 ~ 800 °C。此温度区间内试样具有良好的塑性，断面收缩率均在 85% 以上，最高达 92.43%。此温度区间呈现良好的塑性是因为动态再结晶和晶界迁移能力增强所致。

(3) 800 ~ 650 °C。此温度区间为 CR1030/1300MS 钢的第 III 脆性区，通过经验公式^[3]： $Ac_1 = 723 - 14[Mn] + 22[Si] - 14.4[Ni] + 23.3[Cr]$ 和 $Ac_3 = 854 - 180[C] - 14[Mn] + 44[Si] - 17.8[Ni] - 1.7[Cr]$ ，计算可知 CR1030/1300MS 钢的 Ac_1 约为 715 °C， Ac_3 约为 820 °C，其断面收缩率 (Z) 从 800 °C 开始急剧下降，700 °C 时断面收缩率

降至 64.60%, 在 800 ~ 650 °C 区间 CR1030/1300MS 钢试样的塑性降低是由奥氏体低温区域和 $\gamma + \alpha$ 两相区高温区域的脆化造成的。

在 $\gamma + \alpha$ 两相区高温区域内钢的脆化主要是由先共析铁素体沿原奥氏体晶界的析出引起的^[5]。由于铁素体的强度仅为奥氏体强度的 1/4, 因此在应力作用下, 形变将主要集中在晶界处强度较低的铁素体膜中, 当应力超过晶界 α 相所能承受的强度时, 在 α 相中便会生成微孔, 微孔聚合、长大, 最后发展成裂纹^[4]。

当温度降到 650 °C 时, 铁素体除在 γ 晶界处析出, 在晶粒内部也有大量铁素体析出, α 相增多, 缩小 γ 晶内和晶界强度的差别, γ 晶界处的铁素体网膜已破坏, 铁素体网膜的应力集中减少, 同时残余 γ 开始向珠光体 (P) 转变, 因此试样的塑性相对 700 °C 略有提高。

2.3 断口分析

试验钢含有 1.53% Mn, 合金元素高固相线低, 高温拉伸断口在 950 °C 已完全融化导致无法进行断口

形貌分析, 选取 900 °C 和 700 °C 断口进行观察。由图 4(a, b) 可知, 试验温度下宏观断口由纤维区 (区域 1) 和剪切唇区 (区域 2) 组成, 纤维区面积很大, 剪切唇区很小, 无明显的放射区。对比区域 3, 900 °C 拉伸时出现明显的缩颈, 试样断口面积大幅减少, 塑性明显优于 700 °C。900 °C 剪切唇区开始出现局部融化现象, 700 °C 剪切唇清晰明显未发生融化。对比断口发现, 700 °C 断口纤维区和剪切唇区存在大量的撕裂台阶, 900 °C 撕裂台阶平缓且不明显。

纤维区微观形貌 [见图 4(c, d)] 显示, 900 °C 大部分区域呈典型的穿晶韧窝形貌, 属于韧性断裂; 700 °C 主要为沿晶断裂与韧性断裂的混合型断口, 属于韧性沿晶断裂, 裂纹源以沿晶断裂为主, 存在较多的沿晶二次裂纹, 沿晶表面伴有大量较浅的撕裂韧窝带, 此类断口不如深韧窝断裂韧性好, 两种断口微观形貌进一步验证了 900 °C 高塑性。

图 5(a) 中韧窝边部区域发现白亮色类球状夹杂, 能谱分析可知, 此类夹杂物为硅铝酸盐和少量 $Al_2O_3 \cdot TiN$ 的复合夹杂物, 来自于炼钢过程脱氧合

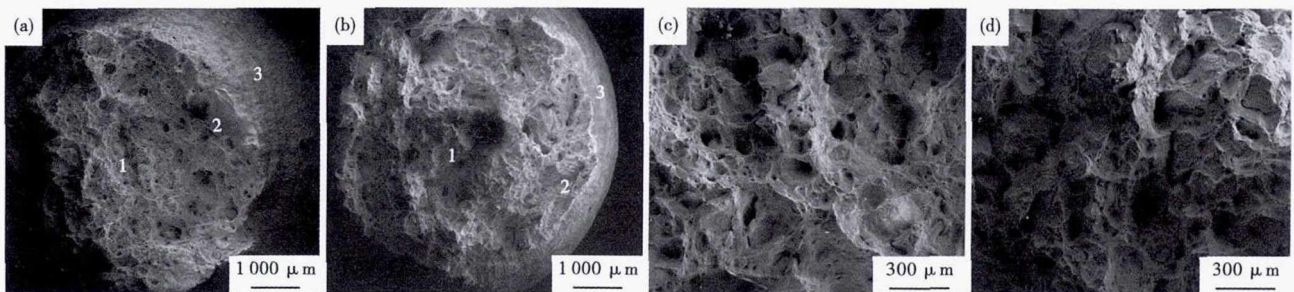


图 4 试验 CR1030/1300MS 钢连铸坯高温拉伸 900 °C (a) 和 700 °C (b) 宏观断口形貌, 900 °C (c) 和 700 °C (d) 断口纤维区微观形貌

Fig. 4 Morphology of macro fracture at 900 °C (a) and 700 °C (b); and micro morphology of fibre area in fracture at 900 °C (c) and 700 °C (d), tested steel CR1030/1300MS casting slab

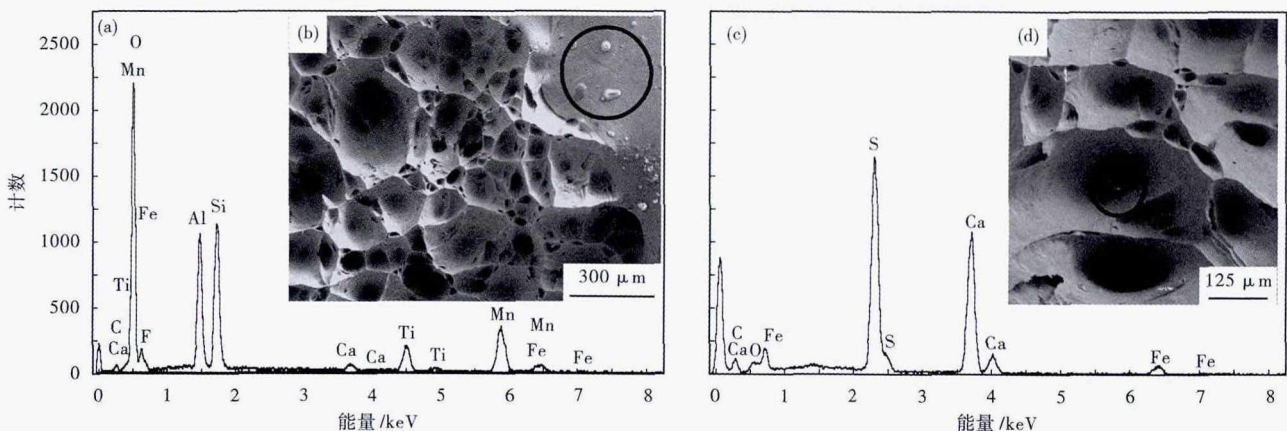


图 5 试验 CR1030/1300MS 钢连铸坯 900 °C (a) (b) 和 700 °C (c) (d) 断口夹杂形貌及能谱图

Fig. 5 Morphology and energy spectrum diagram of fracture inclusions at 900 °C (a) (b) and at 700 °C (c) (d), tested steel CR1030/1300MS casting slab

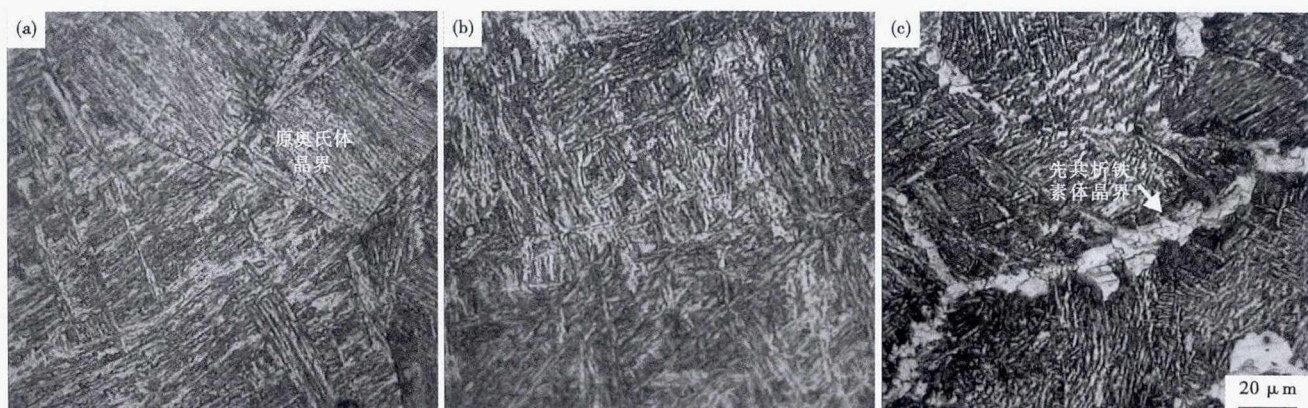


图 6 试验 CR1030/1300MS 钢连铸坯 1 250 °C (a), 900 °C (b) 和 750 °C (c) 近拉伸断口组织形貌

Fig. 6 Morphology of structure near tensile fracture at 1 250 °C (a), 900 °C (b) and 750 °C (c), tested steel CR1030/1300MS casting slab

金化产物,该夹杂物与 2.2 节部分机理分析相吻合。图 5 (d) 中韧窝深处发现球形夹杂,能谱分析为 CaS,此夹杂来自于 LF 精炼工艺造渣脱硫过程,总体断口处夹杂较少,断裂过程以奥氏体晶界先共析铁素体薄弱处裂纹产生扩展为主。通过对断口夹杂物分析,得出减少钢包下渣、降低钢水氧含量、保证 Al 脱氧和 Ti-Fe 合金化时间间隔 (≥ 3 min) 是提高钢水洁净度的重要工艺途径。

2.4 显微组织分析

由图 6 可知,1 250 °C 时,由于奥氏体化温度高,奥氏体晶粒粗化,原奥氏体晶界明显清晰可见,晶粒大小可达到 1 600 μm 左右,断后冷却(冷速约 15 °C/s)过程中发生马氏体相变,在原奥氏体晶界和晶内均看到明显的马氏体板条组织,晶内马氏体板条较为粗大。

900 °C 高温拉伸试样近断口组织为均匀的马氏体,马氏体板条相对 1 250 °C 细小,其组织更均匀,没有发现明显的奥氏体晶界,拉断试样在冷却过程中发生相变形成细板条马氏体组织。在低应变速率下原奥氏体组织经历变形、动态再结晶过程促进奥氏体晶粒细化,从而提高了试验钢的热塑性。

750 °C 高温拉伸试样近断口组织为白亮色网状先共析铁素体和马氏体组织,根据相变原理反推可知在 750 °C 拉伸时其组织状态为奥氏体晶界析出的先共析铁素体和奥氏体组织,先共析铁素体在奥氏体晶界析出形成强度较低的铁素体膜。

为防止连铸坯产生裂纹,应避开低塑性温度区(第 I 脆性区和第 III 脆性区),连铸板坯矫直温度在 1 120 ~ 800 °C,可减少铸坯裂纹的发生。

3 结论

(1) 高强度钢 CR1030/1300MS 在试验温度范围内出现两个脆性区:熔点 ~ 1 120 °C 和 800 ~ 650 °C,在 1 120 ~ 800 °C 呈现良好的塑性,断面收缩率均在 85% 以上。

(2) 900 °C 断口为穿晶韧性断裂,700 °C 断口为沿晶断裂与韧性断裂的混合断口。1 250 °C 和 900 °C 近断口组织均为马氏体组织,温度升高马氏体板条更粗大。750 °C 近断口组织原奥氏体晶界出现先共析铁素体是产生裂纹的根本原因。

(3) 板坯矫直温度在 1 120 ~ 800 °C,可避免铸坯裂纹的产生。

参考文献

- [1] 张海东. 冷轧高强度钢板生产工艺探讨[J]. 轧钢, 2016, 33(1): 54-57.
- [2] 吝章国. 先进高强度汽车用钢板研究进展与技术应用现状[J]. 河北冶金, 2016(1): 1-7.
- [3] 唐 荻, 赵征志, 米振莉, 等. 汽车用先进高强板带钢[M]. 北京: 冶金工业出版社, 2016.
- [4] 袁慎铁, 赖朝彬, 陈英俊. EQ47 钢的高温塑性及 Mn、Cr 对其高温塑性的影响[J]. 金属热处理, 2014, 39(8): 68-70.
- [5] 张 晨, 岳尔斌, 仇圣桃. 钢的高温力学性能及其影响因素分析[J]. 连铸, 2008(6): 6-10.

曹晓恩(1986-),男,博士(2017 年钢铁研究总院),工程师,2009 年河北理工大学(本科)毕业,炼钢工艺过程控制及汽车板产品研发。E-mail: caoxiaoen1986@163.com

收稿日期: 2017-12-28