

铌-钛微合金化中碳硼钢连铸坯的高温力学性能

王利军^{1,2} 李永超^{1,2} 王成杰^{1,2} 阮士朋^{1,2} 王宁涛^{1,2} 张鹏^{1,2}

(1 邢台钢铁有限责任公司技术中心, 邢台 054027; 2 河北省线材工程技术研究中心, 邢台 054027)

摘要 为了避免或减少铌-钛微合金化中碳硼钢 320 mm × 280 mm 铸坯 (% / : 0.35C, 0.04Si, 0.87Mn, 0.010P, 0.007S, 0.27Cr, 0.031Al, 0.03Nb, 0.030Ti, 0.0018B, 0.0046N) 表面裂纹, 研究了该钢种连铸坯的高温力学性能, 并对高温拉伸断口和断口附近显微组织进行了观察。结果表明: 在 600 ~ 1 250 °C, 试验钢在 600 °C 时的断面收缩率为 54.4%, 其它测试温度点的断面收缩率均高于 60%; 试验钢第 I 脆性区 > 1 200 °C, 第 III 脆性区在 750 ~ 850 °C, 在 850 ~ 1 200 °C 试验钢具有良好的热塑性; 试验钢在 800 °C 时具有相对偏低塑性, 但拉伸断口微观下仍以韧窝形貌为主; 试验钢在实际连铸生产时, 采用 ≤ 1.0 m/min 铸速和 ≥ 950 °C 矫直温度, 连铸坯表面质量良好。

关键词 铌-钛微合金化 中碳硼钢 连铸方坯 高温强度 高温塑性

High Temperature Mechanical Property of Casting Bloom of Nb-Ti Microalloying Medium-Carbon-Boron Steel

Wang Lijun^{1,2}, Li Yongchao^{1,2}, Wang Chengjie^{1,2}, Ruan Shipeng^{1,2}, Wang Ningtao^{1,2} and Zhang Peng^{1,2}

(1 Technology Center, Xingtai IRON & STEEL Co Ltd, Xingtai 054027;

2 Hebei Engineering Research Center for Wire Rod, Xingtai 054027)

Abstract In order to avoid or reduce the surface cracks of 320 mm × 280 mm casting bloom of Nb-Ti microalloying of medium-carbon-boron steel (% / : 0.35C, 0.04Si, 0.87Mn, 0.010P, 0.007S, 0.27Cr, 0.031Al, 0.03Nb, 0.030Ti, 0.0018B, 0.0046N), the high temperature mechanical properties of the bloom are studied, and the microstructure near tensile fracture and impact fracture is observed. The results show that in the range of 600 °C to 1 250 °C, the reduction of area of the test steel at 600 °C is 54.4%, and the that at other test temperature points is higher than 60%. The I brittle zone of the test steel is higher than 1 200 °C and III brittle zone is 750 ~ 850 °C, and at 850 ~ 1 200 °C the tested steel has better hot plasticity. The plasticity of tested steel is relatively low at 800 °C, but the tensile fracture is still dominated by dimpled morphology. The surface quality of continuous casting bloom is good in actual continuous casting production with casting speed ≤ 1.0 m/min and straightening temperature at ≥ 950 °C.

Material Index Nb-Ti Microalloying, Medium-Carbon-Boron Steel, Continuous Casting Bloom, High-Temperature Strength, High-Temperature Plasticity

铌微合金化中碳钢通过控轧控冷工艺生产出的高速线材具有良好的力学性能和冷加工性能, 且经热处理后的含铌高强钢因铌的析出物而具有更多的氢陷阱, 从而保证钢具有良好的耐延迟断裂性能^[1-2]。然而, 含铌钢连铸坯的表面裂纹发生率明显高于普通钢连铸坯, 这是由于弧形连铸机在铸坯的矫直过程中, 使铸坯表面承受较大的拉、压应力, 而含铌钢中微细碳氮化物析出使铸坯脆性增加, 从而增加了裂纹发生率。目前, 许多研究学者对 Nb、V、Ti 等微合金化钢的高温力学性能进行了研究并探讨了微合金钢表面裂纹的共性产生机制^[3-10]。然而钢的高温力学性能受很多因素的影响, 如热履历、化学成分、应变速率、冷却速率、奥氏体晶粒度、析出物、动态再结晶等^[11], 再加上不同厂家因设备、工艺的差异, 使得裂纹程度和频度也存在差异, 增加了铸

坯表面裂纹控制的难度。但研究钢的高温力学性能及其变化机理, 是制订和完善连铸工艺的基础。

本文以铌-钛微合金化中碳硼钢连铸坯为研究对象, 利用 Gleeble-1500 热模拟试验机测试了其高温力学性能, 为制定该钢种连铸生产工艺参数提供理论依据, 达到避免或减少铸坯表面裂纹的目的。

1 试验材料及方法

试验钢为铌-钛微合金化中碳硼钢连铸坯, 其化学成分见表 1。试验材料取自工业生产的 325 mm × 280 mm 连铸坯表层, 取样位置见图 1(a), 取样尺寸为 15 mm × 15 mm × 150 mm 的长方体, 然后加工成 Φ10 mm × 120 mm 两端带有螺纹的试样, 见图 1(b)所示, 利用 Gleeble-1500 热模拟试验机进行了高温拉伸试验。

试验钢以 10 °C/s 的速度将试样加热至 1 250 °C,

表 1 试验钢化学成分/%
Table 1 Chemical composition of tested steel/%

C	Si	Mn	P	S	Cr	Al	Nb	Ti	B	N
0.35	0.04	0.87	0.010	0.007	0.27	0.031	0.03	0.030	0.0018	0.0046

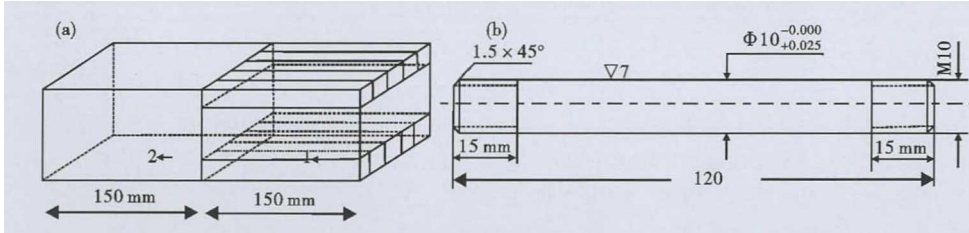


图 1 取样位置(a)及高温拉伸试样加工尺寸(b)

Fig. 1 Sample position (a) and high temperature tensile sample size (b)

并保温 5 min, 然后以 3 °C/s 的速率降温到测试温度下保温 5 min, 以 0.01 s⁻¹ 应变速率加载拉伸至断裂, 其中 1250 °C 测试时是保温 5 min 后直接以 0.01 s⁻¹ 应变速率加载拉伸至断裂。拉断后立即进行喷水快速冷却以保留试样在高温下的晶粒形貌。最后测定每个工艺下试样的断面收缩率, 测试温度分别为: 1 250、1 200、1 150、1 100、1 050、1 000、950、900、850、800、750、700、650、600 °C。拉伸断口形貌观察采用 JSM-5610LV 型扫描电子显微镜, 断口附近显微组织的观察采用 Leica DM2700M 光学显微镜。本试验拉伸加载应变速率偏大, 同样, 试验设计的加热速率和冷却速率相比钢坯实际加热速率更高, 恶化了试验条件。

2 试验结果及分析

2.1 试验钢的高温力学性能分析

根据高温拉伸试验的数据和拉断试样的断面收缩率的测试结果, 绘制了试验钢的高温塑性和高温抗拉强度在不同拉伸温度下的变化曲线, 见图 2 所

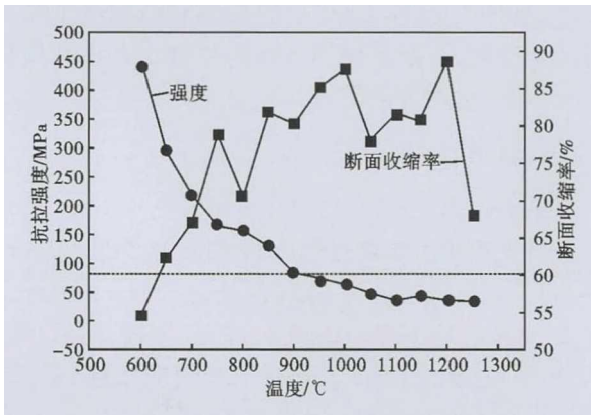


图 2 试验钢的高温塑性和抗拉强度曲线

Fig. 2 High temperature plasticity and tensile strength curves of test steel

示。

由图 2 看出, 在 600 ~ 1 250 °C, 随着温度升高, 试验钢抗拉强度呈逐渐降低趋势, 而断面收缩率在 600 °C 时最低, 为 54.4%; 在 600 ~ 750 °C, 随温度升高, 断面收缩率逐渐升高; 800 °C 时是钢的 III 脆性区低点, 断面收缩率为 70.3%; 在 850 ~ 1 000 °C, 断面收缩率均高于 80%, 其中 1 000 °C 时达 87.6%; 1 050 ~ 1 150 °C 是材料第

II 脆性区; 另外, 在 1 250 °C 时材料的塑性也偏低, 断面收缩率为 68.1%。把断面收缩率 Z = 60% 定义为连铸坯塑性的临界值, 根据图 2 所示, 则试验钢在上述试验条件下, 在 650 ~ 1 250 °C, 处于塑性区范围。

2.2 高温试样的断口分析

高温拉伸后的断口经超声波清洗后, 采用 JSM-5610LV 型扫描电子显微镜进行断口观察, 观察结果见图 3 所示。图 3(a, b) 分别为 600 °C 下的断口宏观和局部微观形貌, 可以看出, 断口微观下呈不均匀的小且浅的韧窝, 这说明该温度下具有一定的塑性变形能力; 800 °C 时断面收缩率为 70.3%, 其微观断口呈较大的韧窝形貌, 见图 3(c) 所示, 因此较 600 °C 断口具有较高的断面收缩率; 具有更高塑性的 850 °C 拉伸断口宏观和局部微观形貌见图 3(d, e), 可见在放大 25 倍条件下即可观察到明显的韧窝形貌见图 3(d); 1 100 °C 时的拉伸断口见图 3(f) 所示, 微观下仍以韧窝形貌为主, 具有相对偏高的高温塑性。

2.3 高温试样的显微组织分析

高温拉伸后的试样进行喷水快冷, 并对断口附近处进行显微组织观察, 可以判断高温拉伸试验温度下样品的组织状态, 因此, 选取高温拉伸试验后的部分试样制成金相试样进行显微组织观察, 图 4 是试验钢原铸态组织和在 600、750、800、1 000、1 250 °C 各温度的金相组织图。试验钢铸态下具有较大的晶粒, 晶粒尺寸达几毫米; 由于试样加热温度保温结束到拉伸试验温度采用了 3 °C/s 的相对快速冷却方式, 抑制了先共析铁素体析出, 导致 600 °C 出现沿晶网状铁素体, 拉伸试验时试验钢处于沿晶铁素体和珠光体状态, 见图 4(b); 随着试验温度提高, 在

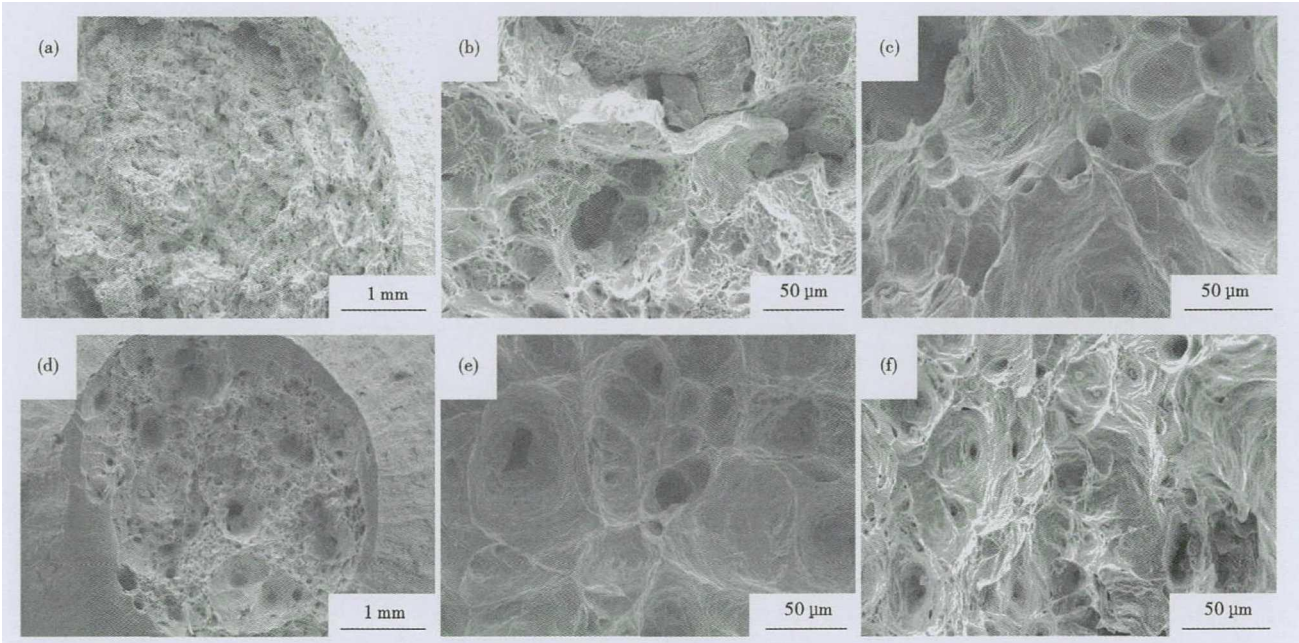


图3 试验钢(a,b)600 °C;(c)800 °C;(d,e)850 °C;(f)1100 °C拉伸断口形貌
 Fig.3 Tensile fracture morphology of test steel at (a,b)600 °C;(c)800 °C;(d,e)850 °C and (f)1100 °C

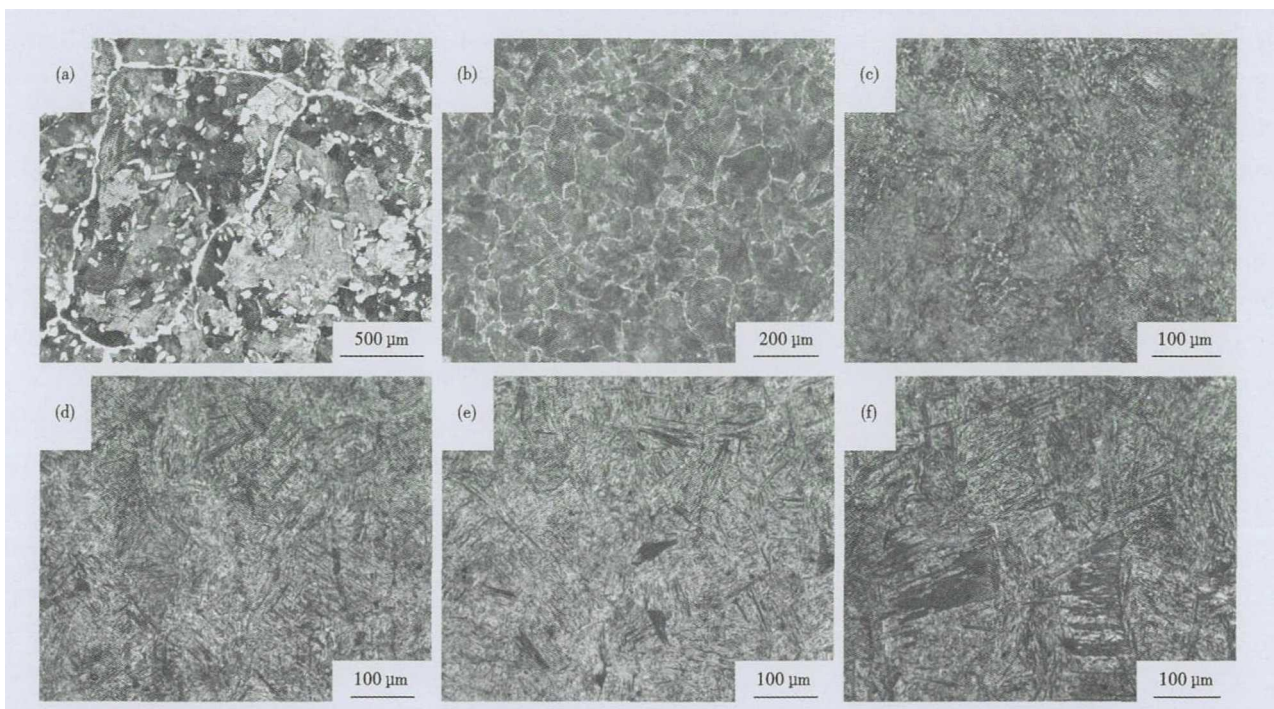


图4 试验钢的室温组织:(a)原铸态组织;高温拉伸后(b)600 °C,(c)750 °C,(d)800 °C,(e)1000 °C和(f)1250 °C
 Fig.4 Room temperature microstructure of test steel (a) original casting structure; after high temperature tensile at 600 °C (b), 750 °C (c), 800 °C (d), 1000 °C (e) and 1250 °C (f)

750 °C拉伸时,有少量铁素体析出,见图4(c)所示,拉伸变形在奥氏体和铁素体双相区间进行;800 °C拉伸断裂试样室温显微组织见图4(d)所示,可知此试验温度时试验钢处于单相奥氏体低温区;当拉伸试验温度为1000 °C和1250 °C时,试验钢处于完全奥氏体状态,拉伸变形在单相奥氏体区进行,拉伸结

束后经喷水快冷,试样显微组织为马氏体和少量贝氏体,分别见图4(e)和图4(f),从图4(e,f)还可以看出,1250 °C时具有更为粗大的马氏体,这说明试样在1250 °C等温过程中奥氏体晶粒长大更多,从而导致1250 °C拉伸变形试样具有更为粗大的奥氏体组织。

3 分析讨论

20 世纪 70 年代以来,许多冶金工作者对钢的高温力学性能进行了研究,结果表明:从钢的熔点附近至 600 °C 区间存在着三个明显的脆性温度区域:高温区(熔点 $T_m \sim 1200$ °C)为第 I 类脆性区,中温区(1200 ~ 900 °C)为第 II 类脆性区,低温区(900 ~ 600 °C)为第 III 类脆性区。第 I 类脆性温度区域主要是由于交叉的树枝晶状区域富集着液相膜,特别是当磷、硫和其它元素出现偏析时,脆性区扩展,从而导致该温度区间具有较低的塑性;当温度降低时,沿奥氏体晶界有过饱和的硫化物、氧化物、碳化物、碳氮化物,且析出物尺寸越细小,数量越多,钢的脆化现象就越严重,该温度区域为第 II 类脆性温度区域;第 III 类脆性温度区一般分为两个温度区间:奥氏体单相区低温区的脆化和奥氏体 + 铁素体两相区的脆化。奥氏体单相区低温区的脆化机制是:奥氏体单相区低温域的脆化主要是当试验温度降低至此温度区时,高温下固溶的 Nb、V、Ti、Al、B 等以碳氮化物的形式沿奥氏体晶界呈静态或动态析出,从而在晶界上形成应力集中源,在外应力作用下,引起晶界滑移,在析出物与基体之间产生微小的空隙,空隙发展聚合形成二次裂纹。奥氏体 + 铁素体两相区高温域的脆化机制是:在奥氏体到铁素体转变过程中,薄膜状铁素体相在奥氏体晶界形成,与奥氏体相比,铁素体屈服强度相对较低,因此易于在铁素体膜上形成应力集中,导致延性破坏。

试验钢含有微合金化元素 Nb、Ti、B、Al、Ti 加入钢中时,它与 N 原子的亲和力比 Al 和 Nb 大,在高温下, Ti 先与 N 结合成 TiN,降低钢中游离 N 含量; B 在试验钢中主要起提高淬透性作用,因此要求微量 B 为固溶态,冶炼过程中要求先进行铝脱氧,再加入钛铁合金进行固氮,以防止后续加硼铁合金后 B 与 N 结合形成氮化硼,从而失去提高淬透性作用,综上 Nb 在试验钢中将主要以碳化铌形式析出。K. J. Irvine 等^[12]提出的关于铌的碳氮化物(包括碳化物、氮化物和碳氮化物)在奥氏体中的溶解度积的计算公式如下:

$$\lg(\text{Nb})\left(\text{C} + \frac{12}{14}\text{N}\right) = 2.26 - \frac{6770}{T}$$

本文试验钢 Nb 含量为 0.03%, C 含量为 0.35%, N 含量为 0.004 6%, 计算得到试验钢在 1277 °C 以上可实现全固溶, Nb 在其它温度对应的

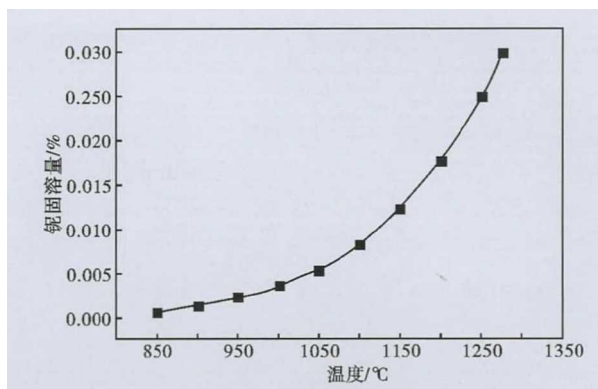


图 5 计数的铌溶解度曲线

Fig. 5 Calculated niobium solubility curve

固溶量见图 5 所示。

可以看出,从 1250 ~ 850 °C,随温度降低,奥氏体中固溶 Nb 含量下降迅速,因过饱和而析出 Nb 的碳、氮化物则迅速升高,析出的碳化铌沿晶界分布,降低了晶界协调变形能力,同时,晶界附近的无析出带显著降低晶间结合力,降低材料热塑性,而 800 °C 是试验钢奥氏体相的低温区,沿晶分布的碳化铌钉扎奥氏体晶界,阻止晶界移动,对动态再结晶有强烈的阻止作用,无法阻止裂纹的聚合、长大和扩展。因此,认为 800 °C 时出现相对偏低的塑性与细小的碳化铌析出质点有关。根据热塑性理论,将断面收缩率 $Z = 60\%$ 定义为连铸坯塑性的临界值,试验钢在 800 °C 时仍具有 70.3% 的断面收缩率,具有相对高的塑性,不易产生裂纹,试验钢具有较高的塑性这可能与试验钢同时含有微量 Ti 有关。

试验钢含有微量杂质元素 S、O 等,因此试验钢在 1050 ~ 1150 °C,会沿奥氏体晶界有过饱和的硫化物、氧化物,如 (Fe, Mn)S、(Fe, Mn)O 析出,它们承受的变形超过临界应变时会产生裂纹。在奥氏体温度区保温时间越长,析出物尺寸越细小,数量越多,钢的脆化现象就越严重。试验钢在 1050 ~ 1150 °C 时具有相对偏低的塑性,可能与沿晶界析出的细小硫化物、氧化物有关;试验钢在 1050 ~ 1150 °C 时具有相对粗大的奥氏体晶粒,且在该温度下又有较多的碳化铌析出,晶粒粗大,晶界面积小,晶界析出物密度增大,粗大的晶粒阻碍晶粒滑移的晶界三角区减少,上述因素都会导致材料塑性下降。综上所述,试验钢在 1050 ~ 1150 °C 时具有相对偏低的塑性主要是由沿奥氏体晶界有过饱和的硫化物、氧化物析出引起的。

含铌钢坯表面横裂纹受很多因素影响,即使成分完全相同钢坯,一台铸机的工作表现也会出现

明显好于另一台的现象。从铸坯化学成分来说^[13], 在含铌钢中, Al 含量增加也会使裂纹增加; N 的增加, 也会促进含铌钢中横向裂纹的形成, 若能将氮 N 含量控制在 0.004% 以下, 这种状况会减至最小; C 含量在 0.10% ~ 0.17% 时, 特别易于产生横向裂纹; 含铌钢中含有较高 S, 也容易产生横裂纹; 研究表明, 钢中加入 0.02% ~ 0.04% 的 Ti 时, 含铌钢就可减少横向裂纹, 文献[7]也证明了该观点, 这也可能是本试验钢在 700 ~ 1 200 °C 具备较高塑性的原因。实际工业生产时, 试验钢连铸坯矫直温度远低于 1 200 °C, 结合图 2 可知, 试验钢在本试验条件下, 850 ~ 1 200 °C 的高温塑性均大于 60%, 试验钢连铸坯断面尺寸为 325 mm × 280 mm, 在连铸实际生产时, 采用不超过 1.0 m/min 的拉速, 铸坯矫直温度在

950 °C 以上时, 连铸坯表面质量良好。

4 结论

(1) 试验钢经 1 250 °C 奥氏体化, 以 0.01s⁻¹ 应变速率加载拉伸, 随拉伸温度降低, 抗拉强度呈逐渐降低趋势; 试验钢第 I 脆性区 > 1 200 °C, 第 III 脆性区为 750 ~ 850 °C, 在 850 ~ 1 200 °C 铸坯具有良好的热塑性; 试验钢在实际连铸生产时, 连铸坯表面质量良好。

(2) 试验钢 800 °C 时出现相对偏低的塑性与细小的碳化铌析出质点有关, 该温度下拉伸断口微观下具有韧窝形貌; 1 050 ~ 1 150 °C 时具有相对偏低的塑性主要是由沿奥氏体晶界有过饱和的硫化物、氧化物析出引起的。

参考文献

[1] 周新龙, 叶 飞, 陈伟庆, 等. 低碳 Nb-V 微合金化高强度冷敏硼钢耐延迟断裂性能的研究[J]. 特殊钢, 2009, 30(3): 10-12.
 [2] 李 阳, 张永健, 惠卫军, 等. 高强度钢 42CrMoVNb 的氢致延迟断裂行为[J]. 钢铁研究学报, 2011, 23(12): 35-39.
 [3] 王 炜, 周律敏, 熊 力, 等. SS400 含硼钢连铸坯的高温力学性能[J]. 钢铁, 2015, 50(7): 38-42.
 [4] 段双霞, 孙建林, 李志恩, 等. Q460C 连铸板坯的高温塑性[J]. 钢铁研究学报, 2009, 21(5): 22-25.
 [5] 许 丁, 辛选荣. 合金钢 50SiMnVB 高温力学性能研究[J]. 热加工工艺, 2015, 44(10): 110-112.
 [6] 王建峰, 邓 深, 饶江平, 等. 铌钛及铌钒钛微合金钢的高温力学性能研究[J]. 炼钢, 2011, 27(1): 46-49.
 [7] 宋海武, 艾星辉, 齐长发, 等. 20MnSiNb 钢高温塑性及其与 Nb (C, N) 析出的关系[J]. 热加工工艺, 2007, 36(20): 27-31.
 [8] 郝彦英, 白素宏, 高 琦, 等. 中碳 MnV 系列非调质钢连铸坯高温力学性能研究及应用[J]. 连铸, 2015, 40(6): 63-65.
 [9] 董志华, 陈登福, 龙木军, 等. 20CrMnTi 钢连铸坯柱状晶区的高温

力学性能[J]. 材料研究学报, 2013, 27(3): 273-277.
 [10] 陈 青, 徐李军, 潘贻芳, 等. Q235B-2B 硼微合金化钢的高温塑性[J]. 金属热处理, 2014, 39(2): 7-11.
 [11] 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, 33(6): 6-10.
 [12] 齐俊杰, 黄运华, 张 跃. 微合金化钢[M]. 北京: 冶金工业出版社, 2006.
 [13] 克劳瑟 D N. 微合金化元素对连铸裂纹的影响[J]. 钢铁钒钛, 2002, 23(1): 64-78.
 王利军(1987-), 男, 硕士(2011年东北大学), 工程师, 2009年山东建筑大学(本科)毕业, 线材研发和深加工研究。
 E-mail: wljun0604@126.com

收稿日期: 2019-12-25

欢迎订阅 2020 年《特殊钢》杂志

全国各地邮局均可订阅(可破订)

邮发代号: 38-183

定价: 16.00 元/期 96.00 元/年

邮编: 435001

地址: 湖北省黄石市黄石大道316号、新冶钢-大冶特殊钢股份有限公司《特殊钢》杂志社

电话: 0714-6297386 6297313 0714-6297888-8010