

Nb-Ti 微合金化高性能桥梁钢 Q370qE-HPS 铸坯 700 ~ 1 050 °C 的热塑性

周 雯¹ 吴开明¹ 王厚昕² 郭爱民² 邹德辉³ 李书瑞³

(1 武汉科技大学国际钢铁研究院, 武汉 430081; 2 中信微合金化技术中心, 北京 100004;

3 武汉钢铁(集团)公司研究院, 武汉 430080)

摘 要 利用 Gleeble 1500D 热模拟试验机, 对开发的 Q370qE-HPS 高性能桥梁钢 (C: 0.09%, 0.36Si, 1.33Mn, 0.013P, 0.004S, 0.036Nb, 0.015Ti, 0.022Al, 0.33CEV) 230 mm × 1 400 mm 连铸坯进行 700 ~ 1 050 °C 的热塑性试验研究。结果表明, Q370qE-HPS 高性能桥梁钢 800 ~ 1 050 °C 为高塑性区间, 与传统正火工艺桥梁钢 Q370qE (C: 0.14%, 0.38Si, 1.45Mn, 0.012P, 0.004S, 0.028Nb, 0.014Ti, 0.023Al, 0.38CEV) 相比较, Q370qE-HPS 钢高塑性的温度范围较大; 700 ~ 800 °C 为低塑性区间, 在此区间沿奥氏体晶界析出的铁素体膜使抗拉强度降低, 尤其当晶界处存在 Nb-Ti 碳氮化物时, 应力作用下容易产生裂纹和孔隙, 从而使钢的热塑性降低。

关键词 Nb-Ti 微合金化 Q370qE-HPS 桥梁钢 连铸坯 正火 Q370qE 钢 热塑性

Hot Plasticity of Casting Slab of Nb-Ti Microalloying High Performance Steel Q370qE-HPS for Bridge Beam at 700 ~ 1 050 °C

Zhou Wen¹, Wu Kaiming¹, Wang Houxin², Guo Aimin², Zou Dehui³ and Li Shurui³

(1 International Research Institute for Steel Technology, Wuhan University of Science and Technology, Wuhan 430081;

2 Microalloying Technology Center, CITIC-CCMM, Beijing 100004;

3 Research Institute, Wuhan Iron and Steel (Group) Corp, Wuhan 430080)

Abstract With using Gleeble-1500D thermal/mechanical simulation testing machine, the hot plasticity of 230 mm × 1 400 mm casting slab of developed high performance steel Q370qE-HPS for bridge beam (C: 0.09%, 0.36Si, 1.33Mn, 0.013P, 0.004S, 0.036Nb, 0.015Ti, 0.022Al, 0.33CEV) at 700 ~ 1 050 °C has been tested and studied. Results show that the high hot plasticity zone of high performance steel Q370qE-HPS for bridge beam is at 800 ~ 1 050 °C, as compared with traditional normalized steel Q370qE for bridge beam (C: 0.14%, 0.38Si, 1.45Mn, 0.012P, 0.004S, 0.028Nb, 0.014Ti, 0.023Al, 0.38CEV) the high plasticity zone of steel Q370qE-HPS is larger; and the low plasticity of steel is at 700 ~ 800 °C, in this zone the ferrite lath formed at austenite grain boundaries has low tensile strength especially as the Nb-Ti carbo-nitrides exist grain boundaries, the crack and void form easily by charging stress led to deteriorate the hot plasticity of steel.

Material Index Nb-Ti Microalloying, Steel Q370qE-HPS for Bridge Beam, Casting Slab, Normalized Steel Q370qE, Hot Plasticity

Q370qE 钢在我国铁路桥梁建设中得到广泛应用^[1]。中信集团金属公司、武钢集团公司、武汉科技大学联合中铁大桥勘测设计院、中铁宝桥、武桥重工等桥梁设计和制造单位进行了新一代高性能桥梁钢 Q370qE-HPS 的研发。采用较低的 C (0.08% 左右) 与 Mn (1.35% 左右), 适当提高 Nb 元素含量, 采用 Nb、Ti 等多元复合微合金化, 同时配合 TMCP 控轧控冷工艺。但是, Nb、Ti 等微合金化钢容易在铸坯表面产生裂纹、裂纹敏感性强, 如果工艺控制不当铸坯表面裂纹会直接影响到桥梁钢的成材率和轧制

钢板的表面质量^[2-4]。

1 试验材料与方法

试验材料为武钢公司试制的连铸 Q370qE-HPS 和传统正火工艺 Q370qE 板坯 (表 1), 连铸坯断面尺寸为 230 mm × 1 400 mm。

将铸坯加工成直径为 10 mm, 长为 110 mm 的圆样, 两端有长 10 mm 的螺纹。试样在铸坯上的截取方向为: 试样的长度方向与铸坯长度方向平行、与柱状晶的成长方向垂直, 沿铸坯厚度方向 1/4 处截取试样。在 Gleeble 1500D 型数控动态热-力学物理模

通讯作者: 吴开明, 教授, 博士生导师, 武汉科技大学国际钢铁研究院, 武汉 430081

E-mail: wukaiming@wust.edu.cn

拟试验机上,试样采用水平放置方式,试样夹持好后,试样室抽真空处理。测试时试样室通入流量为 1 L/min 的氩气流,以 10 °C/s 的速率升温到 1 250 °C 后保温 5 min,以 3 °C/s 的速率降温到预定的试验温度(1 050, 1 000, 950, 900, 850, 800, 750, 700 °C),保持 1 min 后以 10⁻³/s 的应变速率拉伸,试样拉伸后喷水冷却。试样热模拟工艺如图 1 所示。

待温度降到室温后,测量并计算试样的断面收缩率。试样断面收缩率(ψ)计算公式为:

$$\psi = \frac{A_0 - A_1}{A_0} \times 100\% \quad (1)$$

式中: A_0 -原始横截面积/mm²; A_1 -断口缩颈处的横截面积/mm²。

分别在 Olympus PME3-3 光学显微镜、FEI 场发射扫描电镜上观察断口的微观组织,以及在 JEM-2100F 型透射电镜上观察碳氮化物的析出。

2 试验结果

2.1 试验钢的断面收缩率-温度曲线

从图 2 可以看出, Q370qE-HPS 钢测试温度在 700 ~ 750 °C 时,断面收缩率(ψ)随着温度(T)升高而降低,在 750 °C 时达到最低,为 39.5%。测试温度高于 750 °C 后,随着温度的升高, ψ 不断增大,在 1 050 °C 达到 94%。传统正火 Q370qE 钢也是在 750 °C 时达到最低,为 49.9%,测试温度高于 750 °C 后,随着温度的升高, ψ 不断增大,在 1 050 °C 达到 92.2%。

实际经验发现,当 $\psi > 60\%$ 时,铸坯不出现表面裂纹,而当 $\psi < 60\%$ 时,铸坯裂纹敏感性增高。因此,可将 $\psi = 60\%$ 作为分界值来划分高塑性区和低

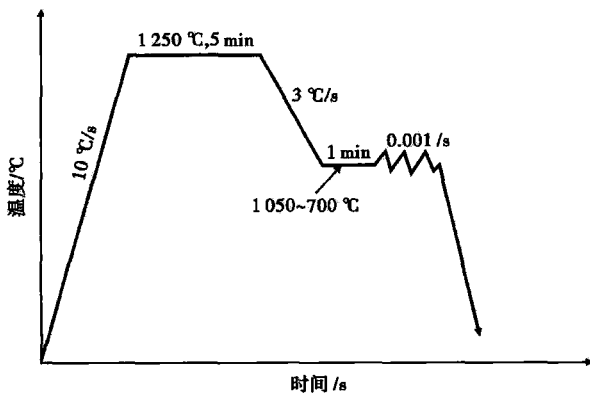


图 1 热模拟工艺示意图
Fig. 1 Schematics of thermal simulation process

表 1 试验钢的化学成分 / %
Table 1 Analysis of Test steels / %

试验钢(工艺)	C	Si	Mn	P	S	Nb	Ti	Als	CEV
Q370qE-HPS (控轧控冷)	0.09	0.36	1.33	0.013	0.004 0	0.036	0.015	0.022	0.33
Q370qE(正火)	0.14	0.38	1.45	0.012	0.003 9	0.028	0.014	0.023	0.38

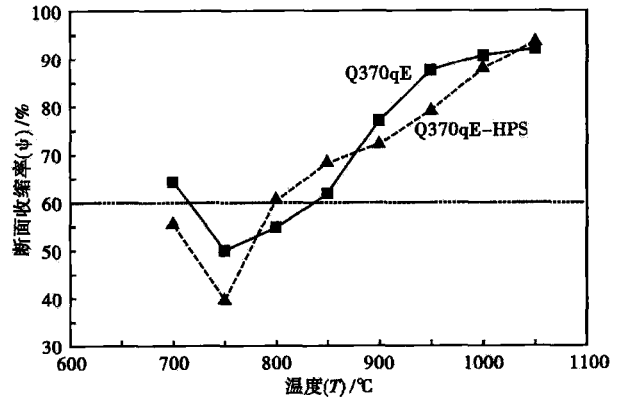


图 2 变形温度对试验钢 Q370qE-HPS 和 Q370qE 断面收缩率的影响

Fig. 2 Effect of deformation temperature on reduction of area of test steel Q370qE-HPS and Q370qE

塑性区的范围^[5]。从而可以确定 Q370qE-HPS 钢低塑性区在 700 ~ 800 °C,高塑性区在 800 ~ 1 050 °C,正火 Q370qE 钢低塑性区在 750 ~ 800 °C,高塑性区在 850 ~ 1 050 °C。上述结果说明 Q370qE-HPS 钢高塑性的温度范围较大。

2.2 试验钢中 Nb 碳氮化物析出

如图 3,在 750 °C,两种钢都出现塑性低谷,这主要是因为 Q370qE-HPS 钢析出大量细小弥散分布的碳氮化物,主要为(Nb, Ti)(C, N),且析出量明显高于传统正火 Q370qE 钢(图 4)。热力学计算结果表明,750 °C 时 Q370qE-HPS 钢中析出的碳氮化物量已经达到 0.084,在相同温度下 Nb 碳氮化物析出量明显高于传统正火 Q370qE 钢,这些析出物加剧了晶界的应力集中,引起晶界脆化,这是含铌钢裂纹敏感性强的主要原因。

2.3 Q370qE-HPS 钢断口形貌及显微组织分析

2.3.1 高塑性断口形貌

Q370qE-HPS 钢的高温延塑性最好是在塑性区 950 ~ 1 050 °C 的时候(> 80%)。从图 5 可以看出断口为纤维状,此时拉伸产生了很多韧窝,这是由于较高的变形温度使变形后的奥氏体产生动态再结晶^[6],动态再结晶发生后,晶界迁移的速度上升,流变应力下降,软化作用加强,形变过程中的晶界应力得到缓解。由于晶界容易迁移,使得由晶界滑移引

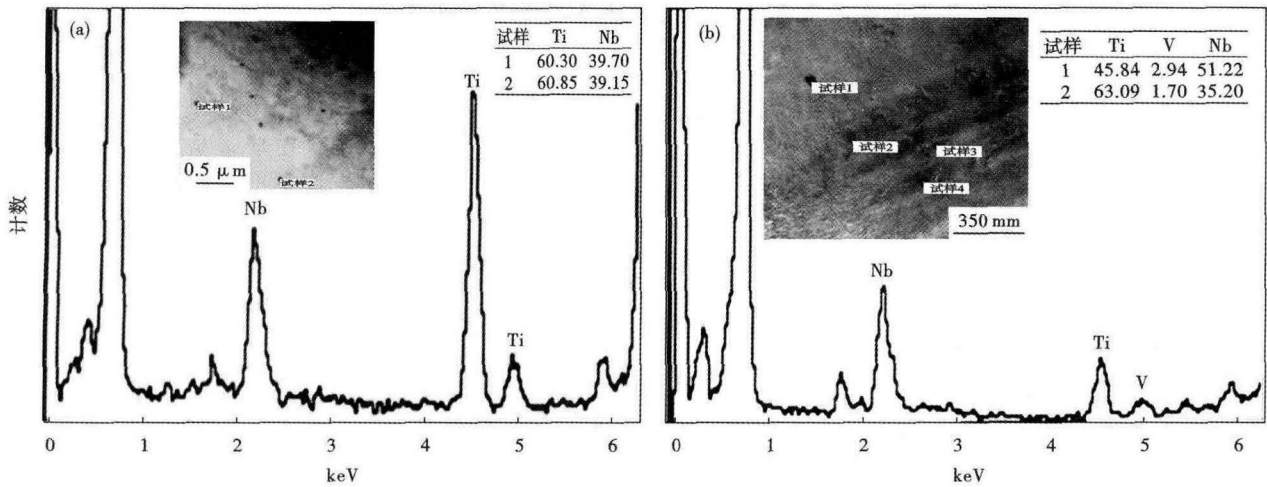


图3 750 °C 时试验钢中 Nb-Ti 碳氮化物形貌 (TEM) 和成分: (a) Q370qE-HPS 钢; (b) 正火 Q370qE 钢

Fig. 3 Morphology (TEM) and analysis of Nb-Ti carbo-nitrides in test steel Q370qE-HPS (a) and normalize steel Q370qE (b)

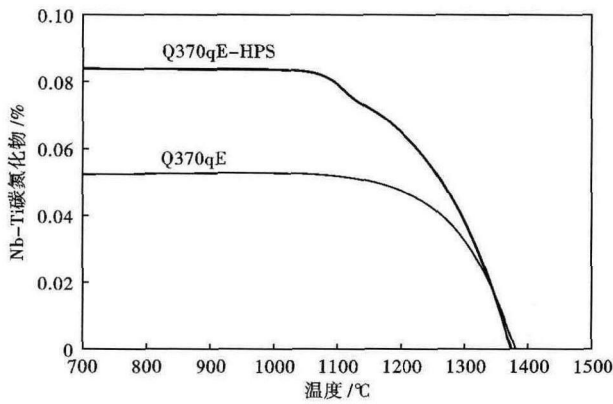


图4 温度对钢中 Nb-Ti 碳氮化物析出量的影响

Fig. 4 Effect of temperature on precipitated Nb-Ti carbo-nitrides content in steel

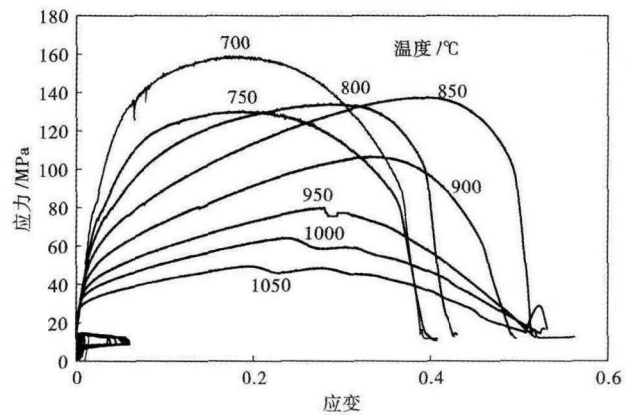


图6 Q370qE-HPS 钢 700 ~ 1 050 °C 热模拟应力-应变曲线

Fig. 6 Thermal-simulated stress-strain curves of steel Q370qE-HPS at 700 ~ 1 050 °C

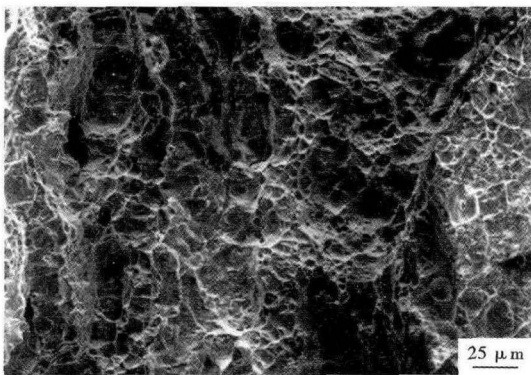


图5 Q370qE-HPS 钢 1 000 °C 变形断口形貌, SEM

Fig. 5 Morphology of fracture of steel Q370qE-HPS deformed at 1 000 °C, SEM

起的裂纹和析出物颗粒周围形成的孔隙被隔离在晶粒中,晶内裂纹只能通过裂纹尖端的剪切应力横穿整个晶粒才能发展成为孔洞,试样的断裂机理为穿晶断裂模式,且这时奥氏体晶粒比较细小,有利于塑

性的提高^[5]。从图6中可以看出,温度高于950 °C 时钢中发生了动态再结晶,从而使塑性升高。

2.3.2 脆性温度区 750 °C 显微组织分析

750 °C 拉伸后得到的组织为先共析网状铁素体和贝氏体,先共析铁素体在奥氏体晶界处形成,试样拉伸后快速冷却奥氏体进一步转变为贝氏体。这些先共析网状铁素体构成了初始裂纹源,因此750 °C 拉伸时断面收缩率较低,出现脆化现象。

3 讨论

3.1 Nb 微合金钢高温塑性的影响因素

对微合金钢 1 538 ~ 600 °C 高温塑性研究表明^[7],熔点至600 °C 存在3个明显的脆性区域,即熔点 ~ 1 200 °C 为第 I 脆性温度区; 1 200 ~ 900 °C 为第 II 脆性温度区; 900 ~ 700 °C 为第 III 脆性温度区。第 III 脆性区域的脆化可进一步分为 γ 单相区低温区

域(800 ~ 900℃)脆化和($\alpha + \gamma$)两相区高温区域(700 ~ 800℃)脆化。 γ 单相区低温区域(800 ~ 900℃)脆化主要为 Nb、V、Ti 等析出物在钢中的析出造成的。含 Nb、V、Ti 钢连铸坯的碳氮化物析出及钢的高温塑性研究表明^[8],在高温下以 Nb、V、Ti 的析出物为主,1 300 ~ 1 200℃区域,由于颗粒粗大且分布零散,对钢的塑性无不良影响。低于 950℃以下的单相区时,在晶界和晶内析出细小的 Nb、V、Ti 等碳氮化物。这些 Nb、V、Ti 碳氮化物造成脆化的主要原因是^[9]:(1)塑性变形时,微细的晶界析出物作为应力集中源,形成微孔,在晶界滑移下,形成裂纹;(2)钉扎在 γ 晶界,阻止晶界移动,抑制钢的动态再结晶的进行;(3)析出物在晶界处动态析出的同时, γ 晶粒内也会有析出,从而在晶界两侧出现无析出带。在应力作用下,沿无析出带出现应力集中,造成晶界开裂。本研究中,Q370qE-HPS 钢在 850℃以下,Q370qE 在 800℃以下出现的塑性不良与 Nb、Ti 碳氮化物在 γ 晶界和晶内的析出有关。

在($\alpha + \gamma$)两相区高温区域(700 ~ 800℃)脆化的原因在于沿 γ 晶界铁素体 α 相的析出。当温度降到两相区, γ 晶界开始析出先共析铁素体,随着温度的下降, γ 晶界处的铁素体网膜增厚并向 γ 晶内扩展,同时晶粒内也生成了铁素体相^[10]。由于 α 相强度只有 γ 相的大约 1/4,在应力作用下变形主要集中在沿 γ 晶界分布的 α 相中, α 相存在的空洞和微小裂纹聚集长大,最后发展成裂纹,该区域钢的脆化与 γ 晶界析出的 α 相的形态、尺寸有关, α 相呈细薄网膜状时脆化最为严重^[11]。在 700 ~ 800℃,

Q370qE-HPS 钢和 Q370qE 钢出现的塑性低谷与 γ 晶界处出现的铁素体有关。

3.2 Nb 微合金钢连铸坯表面裂纹的成因

通常表面横裂是由弯曲与矫直的形变所致^[12]。对于含碳在 0.10% ~ 0.18% 的 Nb 微合金包晶钢,延伸性的恶化是由于在低温下氮化物、碳化物和碳氮化物沿奥氏体晶界及其附近析出,使含 Nb 钢的高温塑性变差。Nb 微合金包晶钢在 750 ~ 850℃时横向裂纹敏感,其横向裂纹通常发生在铸坯表面,若铸坯横断面的纵向温度梯度不大,则可能向内扩展。不适当的连铸二次冷却会加剧横裂的发生。

由于 Q370qE-HPS 钢高塑性区为 800 ~ 1 050℃,较正火工艺 Q370qE 钢高塑性区(850 ~ 1 050℃)温度范围大,在正常的连铸工艺下不会发生表面裂纹。这主要是由于 Q370qE-HPS 钢中碳含量的明显降低,使钢种的包晶反应减少,提高了高温塑性,降低了裂纹敏感性。

4 结论

(1) Q370qE-HPS 钢 700 ~ 800℃为低塑性区间,800 ~ 1 050℃为高塑性区间 Q370qE-HPS 钢的高塑性温度范围较大。

(2) Q370qE-HPS 钢在低塑性区间,沿奥氏体晶界析出的铁素体膜使抗拉强度降低,尤其当晶界处存在微合金元素的析出时,在应力作用下容易产生裂纹和孔隙从而使钢的热塑性降低。

CITIC-CBMM 铌钢研究与开发基金资助(2014-D078-1)

参考文献

- [1] 周兰聚. 控轧控冷与正火工艺对 Q370qE 钢板组织性能影响的研究[C]. 济南: 山东大学, 2006: 5-8.
- [2] 李建华, 吴开明, 邱金鳌. 预应变对 Nb 微合金化 09MnNiDR 低温钢高温塑性的影响[J]. 材料工程, 2012(11): 82-85.
- [3] 杨菊娣, 殷碧群, 解宝荣. Nb 微合金化钢连铸坯表面裂纹[J]. 钢铁研究学报, 1990, 2(3): 46-51.
- [4] 冯路路, 何元春, 张炜星. AR + 正火工艺与 TMCP + 正火工艺生产桥梁钢对比分析[J]. 轧钢, 2010, 27(5): 55-57.
- [5] 王志刚, 余驰斌, 鲍思前. Q345C 连铸坯高温热塑性的研究[J]. 南方金属, 2010(5): 22-25.
- [6] Mintz B, Yue S, Jonas J J. Hot Ductility of Steels and its Relationship to the Problem of Transverse Cracking during Continuous Casting[J]. International Materials Reviews, 1991, 36: 187-220.
- [7] Suzuki H G, Nishimura S, Imamura J, et al. Hot Ductility in Steels in the Temperature Between 900 and 600℃: Related to the Transverse Facial Cracks in the Continuously Cast Slabs[J]. The Iron and Steel Institute of Japan, 1981, 67(6): 1180-1189.
- [8] 王新华, 刘新宇, 吕文景, 等. 含 Nb、V、Ti 钢连铸坯中碳、氮化物的析出及钢的高温塑性[J]. 钢铁研究学报, 1998, 10(6): 36-40.
- [9] 王新华, 昌波, 李景捷, 等. 700 ~ 1000℃间含 Nb 钢铸坯的延伸性降低与 Nb(C, N)析出[J]. 金属学报, 1997, 33(5): 485-491.
- [10] 刘新宇, 许中波, 王新华, 等. 含钒微合金钢连铸坯高温塑性的研究[J]. 钢铁, 2000, 35(1): 51-54.
- [11] 吴薇. 化学成分对连铸板坯横裂纹的影响[J]. 上海金属, 2004, 26(1): 50-54.
- [12] Kuaano A, Misumi H. Estimation of the Formed Position of the Surface Cracks on the Slab in the Continuous Caster[J]. The Iron and Steel Institute of Japan, 1996, 82(1): 35-40.

周 雯(1989-), 女, 硕士生(武汉科技大学), 2013 年武汉科技大学(本科)毕业, 金属材料相变与组织控制研究。
E-mail: 1049058768@qq.com

收稿日期: 2015-05-06