

· 组织和性能 ·

热回复过程高强耐候钢 Q450NQR1 的高温力学性能

胡 辉 董志华 陈登福 杨兴磊 王 冠 周振宇

(重庆大学材料科学与工程学院, 重庆 400044)

摘 要 在热回复条件下, 采用 Gleeble-1500D 热/力模拟实验机, 研究测试了高强耐候钢 Q450NQR1 (/%: 0.05~0.10C, 0.30~0.50Si, 0.80~1.00Mn, $\leq 0.020P$, $\leq 0.008S$, 0.20~0.40Cu, 0.15~0.35Ni, 0.40~0.60Cr) 200 mm × 1 350 mm 铸坯试样在 700~1 000 ℃, 热拉伸应变率 $5 \times 10^{-3} s^{-1}$ 时的强度、塑性模量和断面收缩率。结果表明, 随温度下降铸坯塑性模量(硬化系数)和强度增加, 800 ℃ 时铸坯的强度随温度的变化速率出现明显转变; 925~700 ℃ 时铸坯断面收缩率 $\leq 60\%$; 为保证铸坯质量, 在矫直过程铸坯表面温度应 $\geq 950 \text{ }^\circ\text{C}$ 。

关键词 高强耐候钢 Q450NQR1 铸坯 热回复 高温力学性能

Elevated Temperature Mechanical Properties of High Strength Weathering Steel Q450NQR1 in Thermal Cycle Process

Hu Hui, Dong Zhihua, Chen Dengfu, Yang Xinglei, Wang Guan and Zhou Zhenyu

(College of Materials Science and Engineering, Chongqing University, Chongqing 400044)

Abstract In thermal cycle condition, strength, plastic modulus and reduction of area high strength weathering steel Q450NQR1 200 mm × 1 350 mm casting slab (/%: 0.05~0.10C, 0.30~0.50Si, 0.80~1.00Mn, $\leq 0.020P$, $\leq 0.008S$, 0.20~0.40Cu, 0.15~0.35Ni, 0.40~0.60Cr) with heat tensile strain rate $5 \times 10^{-3} s^{-1}$ at 700~1 000 ℃ have been studied and measured by using Gleeble-1500D thermo-mechanical simulator. Results show that with decreasing temperature the plastic modulus (hardening coefficient) and strength of casting slab increase, the change rate of strength of slab with temperature obviously alters at 800 ℃; the reduction of area of slab at 925~700 ℃ is $\leq 60\%$; in order to ensure the quality of slab, during straightening process the surface temperature of slab should be controlled $\geq 950 \text{ }^\circ\text{C}$.

Material Index High Strength Weathering Steel Q450NQR1, Casting Slab, Thermal Cycle, Elevated Temperature Mechanical Properties

连铸过程中, 凝固坯壳产生裂纹的原因极其复杂, 但其本质的影响因素是铸坯在高温下的力学行为及其变化规律^[1,2]。为生产出无缺陷的铸坯, 国内外冶金工作者以等温热拉伸实验技术为基础, 对不同钢种的高温力学行为进行了大量的研究^[3-6], 在改善铸坯质量方面取得了较好的效果。

铸坯凝固组织及其塑性形变能力与其热履历息息相关^[7-9]。通过对 C-Mn-Nb-Al 钢和 C-Mn-Al 钢的研究发现^[10,11], 铸坯温度回复或振荡过程会促进钢中 Nb(C, N) 及 AlN 等第二相粒子的析出, 一定程度上加宽、加深铸坯的塑性凹槽, 恶化铸坯的塑性变形能力, 且随铸坯温度振幅加大, 其影响程度随之增加。

1 实验

以铸坯试样的热回复经历模拟连铸实际过程, 在 Gleeble-1500D 热/力模拟实验机上进行热拉伸实验, 研究测试了 450 MPa Q450NQR1 高强度耐候钢

(表 1) 在不同测试温度下的力学性能参量。实验测试铸坯试样取自 200 mm × 1 350 mm 断面的连铸板坯, 根据仪器要求, 将拉伸试样加工成 $\Phi 10 \text{ mm} \times 120 \text{ mm}$ 的标准热拉伸圆棒试样, 其轴向方向平行于板坯柱状晶生长方向。

表 1 高强度耐候钢 Q450NQR1 连铸坯试样的化学成分 / %
Table 1 Chemical composition of high strength weathering steel Q450NQR1 casting slab / %

C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr
0.05~0.10	0.30~0.50	0.80~1.00	≤ 0.020	≤ 0.008	0.20~0.40	0.15~0.35	0.40~0.60

实验时将试样夹持在真空度为 1.33×10^{-5} MPa 的真空槽内, 并将其热工作区控制在 15 mm, 工作区内的温度通过 K 型热电偶实时监测。通过大电流, 将热拉伸试样以 20 ℃/s 的升温速率由室温加热至 1 300 ℃, 保温 1 min 后以 3.3 ℃/s 的冷却速率

将试样降温至 T_{\min} , 短暂保温后, 以 $1\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 的回温速率将试样再次升温至 T_{test} 并保温 30 s , 待试样温度均匀后进行热拉伸实验(图 1)。其中 T_{test} 为目标温度, 即实验测试温度, 而 T_{\min} 为热回复温度, 实验过程中确定为目标温度 (T_{test}) 以下 $100\text{ }^{\circ}\text{C}$ 。为模拟连铸二次冷却区域内铸坯的高温力学行为, 铸坯试样的热拉伸应变率选取为 $5 \times 10^{-3}\text{ s}^{-1}$, 测试温度为 $700 \sim 1\,000\text{ }^{\circ}\text{C}$ 。

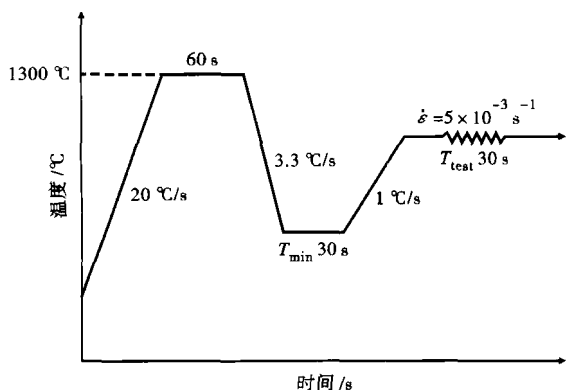


图 1 高强度耐候钢 Q450NQR1 铸坯热回复温度控制曲线
Fig. 1 Control curve of thermal-cycle temperature of high strength weathering steel Q450NQR1 casting slab

2 结果与分析

2.1 Q450NQR1 铸坯的高温强度

抗拉强度是衡量铸坯是否产生裂纹的判据^[1], 当铸坯所受的应力超过其高温抗拉强度时, 铸坯将产生裂纹缺陷。从图 2(a)可以看出, 随着温度降低, Q450NQR1 钢铸坯的高温抗拉强度和屈服强度均不断升高。在 $1\,000 \sim 850\text{ }^{\circ}\text{C}$, 铸坯高温抗拉强度随温度下降均匀上升, 由 60 MPa 升高至 72 MPa 左右; $850\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时, 抗拉强度曲线出现折点, 在 $800 \sim 850\text{ }^{\circ}\text{C}$ 变化平缓, 铸坯的裂纹抗力有所下降; $800\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时, 铸坯抗拉强度曲线的斜率发生极大的转折, 随着温度进一步降低, 铸坯的裂纹抗力迅速增加, 在 $700\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时达到极大值, 其抗拉强度约为 186 MPa 。随着测试温度由 $1\,000\text{ }^{\circ}\text{C}$ 降低至 $700\text{ }^{\circ}\text{C}$, 铸坯的高温屈服强度由 35 MPa 升高至 150 MPa , 铸坯发生塑性形变的阻力不断增加。值得关注的是, 与其高温抗拉强度变化相似, $800\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时, 屈服强度的变化速率亦出现了转变。铸坯高温强度变化速率的转变主要与钢中应变诱导铁素体析出、钢中二相粒子沉淀及奥氏体-铁素体相变程度有关^[12-14]。

2.2 Q450NQR1 铸坯的高温塑性模量

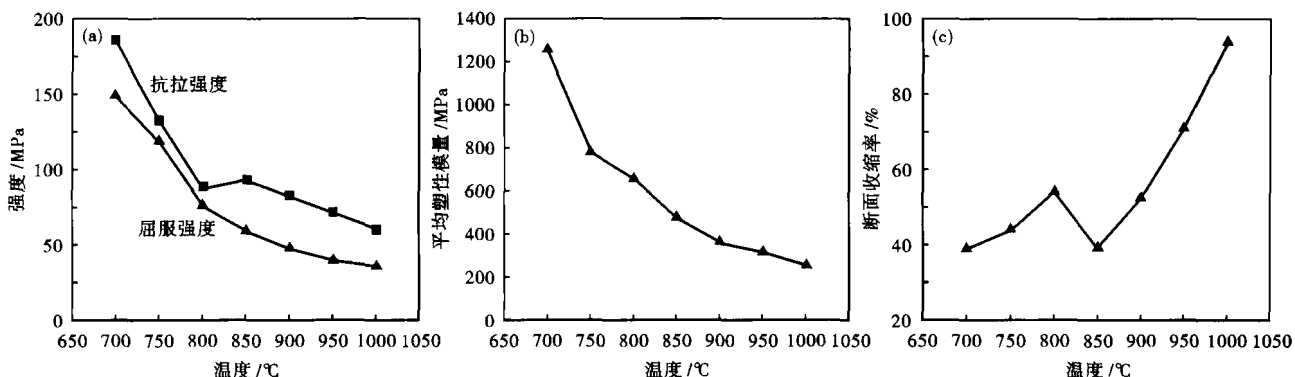


图 2 温度对高强度耐候钢 Q450NQR1 铸坯的强度(a)、平均塑性模量(b)和断面收缩率(c)的影响
Fig. 2 Effect of temperature on strength (a), average plastic modulus (b) and reduction of area (c) of high strength weathering steel Q450NQR1 casting slab

塑性模量大的材料, 其塑性形变能力一般较差。由图 2(b)可知, 测试温度范围内, Q450NQR1 铸坯的高温塑性模量随温度降低不断增加, 其塑性模量值由 $1\,000\text{ }^{\circ}\text{C}$ 下的 250 MPa 升高至 $700\text{ }^{\circ}\text{C}$ 下的 $1\,260\text{ MPa}$, 同等应变造成的应力集中程度不断突出, 裂纹敏感性增加。测试温度为 900 、 800 、 $750\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时, 铸坯的高温塑性模量曲线出现折点, 不同温度区域内高温塑性模量随温度的变化速率发生转变。随温度降低, 高温塑性模量变化速率逐渐增大。值得注意的

是, 当测试温度低于 $800\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时, Q450NQR1 钢的抗拉强度随温度下降快速上升(如图 2a), 裂纹抗力增强, 但铸坯高温塑性模量变化迅速, 低温区域内铸坯具有较高的塑性模量 ($> 650\text{ MPa}$), 因此在塑性形变过程中, 铸坯的应力集中程度仍有可能超过其高温断裂强度, 导致铸坯产生裂纹缺陷。

2.3 Q450NQR1 铸坯的热塑性

由图 2(c)可知, 在 $1\,000 \sim 850\text{ }^{\circ}\text{C}$, 随着测试温度降低, Q450NQR1 钢铸坯试样的塑性形变能力迅

速下降,并在 850 °C 时铸坯塑性形变能降至最低,其断面收缩率约为 30%;900 ~ 800 °C 时,铸坯的塑性变形能力快速回升,其断面收缩率在 800 °C 时达到极大值(约为 54%);随着温度进一步降低,Q450NQR1 钢铸坯的塑性形变能力逐渐下降,当测试温度为 700 °C 时,铸坯的断面收缩率降低至 39% 左右。热回复下,Q450NQR1 钢铸坯在低温区域的塑性形变能力较差,其断面收缩率在 925 ~ 700 °C 均 < 60%。研究表明,为避免铸坯在冷却过程中产生横裂纹、网状裂纹等裂纹缺陷,铸坯试样的断面收缩率应大于 75%^[15]。因此,连铸过程中应采取弱冷方式将铸坯表面温度,特别是矫直区域内铸坯的表面温度,控制在 950 °C 以上。

如图 2(c) 所示,热回复条件下,Q450NQR1 钢铸坯没有出现典型的塑性凹槽,其塑性形变能力在低温区域均较差,并在 800 °C 时出现较为明显的波动。这与热回复过程中 T_{\min} 和 T_{test} 有关^[11],由于 Cu、Ni、Cr、Mn 等合金元素在奥氏体及铁素体中的溶解度不同,当 T_{\min} 进入两相区温度时,极大地促进了钢中细小的合金元素粒子、化合物在奥氏体-铁素体相界面析出,恶化铸坯塑性变形能力;而当温度由 T_{\min} 回复至 T_{test} 时,析出粒子被粗化,铸坯的塑性变形能力得到一定改善。对 Q450NQR1 钢而言,在 850 ~ 800 °C, T_{test} 对析出粒子结构的影响突出,其贡献超过 T_{\min} 对铸坯热塑性的损害程度,铸坯塑性形变能力增强,且随温度降低, T_{test} 的影响越明显;当 <

800 °C 时, T_{test} 较低,不能有效粗化析出粒子,铸坯热塑性无法有效提高;测试温度大于 800 °C 时, T_{\min} 较大, T_{\min} 与 T_{test} 差距较小, T_{test} 对奥氏体-铁素体相界面析出粒子结构的影响不明显, T_{\min} 对粒子析出的促进作用决定了铸坯的塑性形变能力。

3 结论

(1) 热回复下 Q450NQR1 钢的高温强度随温度降低而增加。在 800 °C 时,铸坯的高温抗拉强度和屈服强度随温度的变化速率均出现转折,主要与钢中应变诱导铁素体析出及二相粒子沉淀有关。

(2) Q450NQR1 钢铸坯的高温塑性模量随温度下降而不断上升,由 1 000 °C 时的 250 MPa 升高至 700 °C 下的 1 260 MPa。低温区域内铸坯高温塑性模量较高 (> 650 MPa),铸坯由应力集中诱导的裂纹敏感性增加。

(3) 热回复条件下,Q450NQR1 钢铸坯的热塑性曲线无典型塑性凹槽出现,在 925 °C 以下的温度区域,铸坯断面收缩率均 < 60%,塑性形变能力较差。为保证铸坯的表面及内部质量,矫直过程铸坯的表面温度应控制在 950 °C 以上。

(4) Q450NQR1 钢铸坯热塑性的变化特点与热回复过程中 T_{\min} 及 T_{test} 温度有关,是二者对合金元素粒子析出过程和粒子结构综合作用的结果。

国家大学生创新基金资助(091061160);国家自然科学基金资助(50774105)

参考文献

- 1 陈登福,高兴健,王启明,等. Q235G 钢连铸坯的高温力学性能分析. 过程工程学报,2009,9(增刊):210
- 2 Jonsta Z, Hernas A, Mazanec K. Contribution to Mechanical Metallurgy Behavior of Steel during Continuous Casting. Materials Processing Technology, 1998, 78: 90
- 3 王新华,朱国森,于会香,等. 高碳钢连铸板坯高温力学性能. 北京科技大学学报,2005,27(5):545
- 4 Wang B, Ji Z P, Liu W H, et al. Application of Hot Strength and Ductility Test to Optimization of Secondary Cooling System in Billet Continuous Casting Process. Journal of Iron and Steel Research, International, 2008, 15(4): 16
- 5 冯科,韩志伟,陈登福,等. 连铸板坯高温力学性能参数的实验研究. 铸造技术,2009,30(6):786
- 6 Prasad S N, Mediratta S R, Sarma D S. Influence of Austenitisation Temperature on the Structure and Properties of Weather Resistant Steels. Materials Science and Engineering, 2003, A358: 288
- 7 张晨,岳尔斌,仇圣桃. 钢的高温力学性能及其影响因素分析. 连铸,2008(6):6
- 8 Suzuki H G, Nishimura S, Nakamura Y. Improvement of Hot Ductility of Continuously Cast Carbon Steels. Transactions ISIJ, 1984, 24: 54
- 9 Wilber G A, Batra R, Childs W J, et al. The Effects of Thermal History and Composition on the Hot Ductility of Low Carbon Steels. Metallurgical and Materials Transactions A, 1975, 6: 1727
- 10 Mintz B, Stewart J M, Crowther D N. The Influence of Cyclic Temperature Oscillations on Precipitation and Hot Ductility of a C-Mn-Nb-Al Steel. Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan, 1987, 27(12): 959
- 11 EL-Waziry A M, Hassani F, Yue S, et al. The Effect of Thermal History on the Hot Ductility of Microalloyed Steels. ISIJ International, 1999, 39(3): 253
- 12 Long M J, Chen D F, Bai C G. Simulation and Investigation on Physical of Continuous Casting Slab AH36 at High Temperature. Materials Science Forum, 2008, 575-578: 75
- 13 Suzuki H G, Eylon D. Hot Ductility of Titanium Alloys-A Comparison with Carbon Steels. ISIJ International, 1993, 33(12): 1270
- 14 Wolanska N, Lis A K, Lis J. Microstructure Investigation of Low Carbon Steel After Hot Deformation. Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering, 2007, 20: 291
- 15 Schwerdtfeger K, Spitzer K H. Application of Reduction of Area-Temperature Diagrams to the Prediction of Surface Crack Formation in Continuous Casting of Steel. ISIJ International, 2009, 49(4): 512

胡辉(1988-),男,冶金、精炼和连铸研究。

收稿日期:2011-05-23