

非调质 36Mn2V 石油套管钢连铸坯的高温延塑性

何庆文^{1,2} 张博¹ 王福明¹ 王广连^{1,2}

(1 北京科技大学冶金与生态工程学院,北京 100083; 2 莱芜钢铁股份有限公司特殊钢厂,莱芜 271104)

摘要 采用 Gleeble-1500 热模拟试验机,研究了石油套管用 V 微合金化非调质钢 36Mn2V (%:0.36C、1.54Mn、0.12V、0.008~0.010N)260 mm×300 mm 连铸方坯的 650~1350 ℃ 的延塑性。结果表明,36Mn2V 钢的零强度温度(ZST)为1440 ℃,零塑性温度(ZDT)为1400 ℃;36Mn2V 钢在熔点(T_s)到 650 ℃ 温度区间内存在两个脆性温度区,第 I 脆性温度区为熔点~1350 ℃,第 III 脆性温度区为 925~650 ℃,因此,该钢的矫直温度应控制在 925 ℃ 以上;由 1350 ℃ 至试验温度(650~1050 ℃)的冷却速度(3~8 ℃/s)对 36Mn2V 钢高温延塑性没有影响。

关键词 非调质钢 36Mn2V 石油套管 连铸坯 高温延塑性

High Temperature Ductility of Casting Bloom of Non-Quenched and Tempered Steel 36Mn2V for Casing Pipe

He Qingwen^{1,2}, Zhang Bo¹, Wang Fuming¹ and Wang Guanglian^{1,2}

(1 School of Metallurgical and Ecological Engineering, University of Science and Technology, Beijing 100083; 2 Special Steel Works, Laiwu Iron and Steel Co Ltd, Laiwu 271104)

Abstract The ductility of 260 mm×300 mm casting bloom of V microalloying non-quenched and tempered steel 36Mn2V (%: 0.36C, 1.54Mn, 0.12V, 0.008~0.010N) for casing pipe at 650~1350 ℃ has been studied by using Gleeble-1500 thermal simulator. Results show that the zero strength temperature (ZST) and zero ductility temperature (ZDT) of steel 36Mn2V are respectively 1440 ℃ and 1400 ℃; there are two zones for steel 36Mn2V at melting point T_s ~650 ℃, i. e. brittle zone I, T_s ~1350 ℃ and the brittle zone III, 925~625 ℃, therefore the straightening temperature for bloom during casting should be more than 925 ℃; the cooling rate (3~8 ℃/s) from 1350 ℃ to test temperature 650~1050 ℃ has no-influence on hot ductility of the steel.

Material Index Non-Quenched and Tempered Steel 36Mn2V, Oil Casing, Continuous Casting Bloom, High Temperature Ductility

在连铸生产过程中,由于钢中铌、钒、钛与碳、氮形成的化合物的析出使钢的高温延塑性降低,铸坯的表面裂纹发生率显著高于普通钢铸坯,这成为有关连铸坯质量的研究重点之一^[1]。目前,对已有的微合金化钢连铸坯延塑性及裂纹方面的研究大都集中在含铌、含铌钛或含铌钒钛钢铸坯^[2,3]。36Mn2V 属含钒微合金非调质钢,本文以 36Mn2V 钢连铸方坯为研究对象,通过 Gleeble-1500 热模拟试验机对其高温延塑性及冷却速率对其的影响进行了研究。

1 试验材料与方法

本试验所用试样取自莱钢股份特殊钢厂生产的 36Mn2V 钢(表 1)连铸坯。36Mn2V 生产工艺流程为:50 t UHP-EAF(铁水热装比大于 50%)→50 t LF→60 t VD→3 机 3 流方圆坯全弧形合金钢连铸机。连铸机弧形半径为 R11 m/16 m/32 m,3 点矫直,铸坯断面为 180 mm×220 mm、260 mm×300 mm,直径 270 mm、280 mm 圆坯。采用全封闭无氧化保护浇铸,结晶器液面自动控制,专用 36Mn2V 结晶器保护

表 1 石油套管用非调质钢 36Mn2V 的化学成分/%
Table 1 Chemical composition of non-quenched and tempered steel 36Mn2V for casing pipe /%

C	Si	Mn	P	S	Als	V	N
0.36	0.28	1.54	0.013	0.004	0.006	0.12	0.008~0.010

渣保护浇铸,二冷气雾冷却动态配水,结晶器+末端(M+F-EMS)复合电磁搅拌,恒温、恒拉速、恒中间包及结晶器液面等技术。拉伸试样的尺寸为 Φ10 mm×110 mm,两端带有螺纹。

用 Gleeble-1500 试验机测试时,试样室通入流量为 1 L/min 的氩气流,以 10 ℃/s 的速率升温到 1350 ℃ 保持 5 min,以均匀成分和温度,促进析出物的溶解,然后以 3 ℃/s 的冷却速度降至各试验温度(个别试样缓慢升温测 ZST 和 ZDT),保温 2 min 后,以 1×10^{-3} /s 的应变速率进行拉伸,拉断后,立即对拉断部位大量喷水冷却。

2 试验结果与讨论

2.1 零强度温度(ZST)与零塑性温度(ZDT)的测定

钢的固相线温度 T_s 上下的零强度温度 ZST 和零塑性温度 ZDT 是衡量材料高温力学行为的重要参数。ZST 和 ZDT 之间温度区间的大小 ($\Delta T = T_{ZST} - T_{ZDT}$) 是衡量凝固前沿内裂倾向的一个尺度, ΔT 越大, 在此温度区间内, 由应力作用形成裂纹的几率越大。本试验测定的 36Mn2V 钢的 ZST 为 1440 °C, ZDT 为 1400 °C, ΔT 为 40 °C。

2.2 高温力学性能的特征曲线

2.2.1 冷却速度为 3 °C/s 时的高温力学性能

图 1 为试验钢在应变速率为 1×10^{-3} /s, 冷却速度为 3 °C/s 时试样的断面收缩率和抗拉强度随温度的变化曲线。由图 1 可见, 在 1250 ~ 1375 °C, R. A. 值随温度升高急剧下降, 1375 °C 时, R. A. 值几乎为 0。当温度由 1000 °C 降到 900 °C 时, 试样的 R. A. 值迅速由 76% 降到 19%。在 750 ~ 900 °C, R. A. 值波动很小, 均在 20% 左右。当温度降至 700 °C 时, R. A. 值稍有回升, 随着温度继续降低, R. A. 值又开始下降, 650 °C 时, R. A. 值为 12%。研究表明^[4], 如果 R. A. 值低于 40%, 铸坯表面裂纹增加。若以 R. A. 低于 40% 作为脆性判断依据, 则本文研究的 36Mn2V 试验钢的 III 脆性温度区为 925 ~ 650 °C, 第 I 脆性温度区为熔点 ~ 1350 °C 左右。在 925 ~ 1350 °C 温度内试验钢的 R. A. 值均在 40% 以上, 试样具有良好的塑性。由于第 II 脆性温度区只有在应变速率大于 10^{-2} /s 时才出现^[5], 所以本次试验未出现第 II 脆性温度区; 图 1 可见, 随着温度的升高, 抗拉强度逐渐降低。

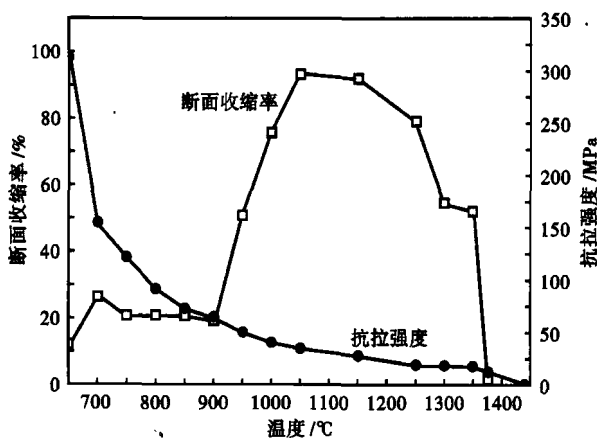


图 1 温度对石油套管用非调质 36Mn2V 钢铸坯的断面收缩率和抗拉强度的影响

Fig. 1 Effect of temperature on tensile strength and reduction of area of non-tempered and tempered steel 36Mn2V casting bloom for casing pipe

2.2.2 不同冷却速度对试验钢力学性能的影响

由 1350 °C 至试验温度 (650 ~ 1050 °C) 的冷却速度对试验钢高温力学性能的影响试验结果表明, 冷却速度为 3 °C/s 和 8 °C/s 的各自断面收缩率和抗拉强度随温度的变化趋势基本相同。

2.3 不同脆性温度区脆化机理分析

2.3.1 第 I 脆性温度区

熔点 T_s ~ 1350 °C 第 I 脆性区内, 所有试样均为沿晶脆性断裂。由 1400 °C 时试样的断口形貌得出, 因晶界氧、硫等元素偏析形成的低熔点化合物使晶界熔化, 最终凝固留下的光滑表面。此温度区的脆化应该是与液体有关的一种破断, 并且当氧、硫和其它杂质元素等出现偏析时, 脆性区会扩大。

2.3.2 第 III 脆性温度区

在第 III 脆性温度区内, 所有试样的断裂均为单一的沿晶脆性断裂 (900 ~ 650 °C)。结合断口附近的显微组织分析可知, 该温度区域内试样断裂主要由两个方面原因造成, 即奥氏体单相区低温域的脆化和奥氏体向铁素体转变的高温域的脆化。前者原因主要是由于微细的 AlN、V(C, N) 等析出物在奥氏体晶界析出引起的晶界脆化, 后者主要是由于发生 $\gamma \rightarrow \alpha$ 转变, 使奥氏体晶界处析出薄膜状 α 铁素体引起的晶界脆化。

3 结论

非调质 36Mn2V 石油套管钢的 ZST 为 1440 °C, ZDT 为 1400 °C; 在 1×10^{-3} /s 应变速率下, 该钢第 I 脆性温度区为熔点 T_s ~ 1350 °C, 第 III 脆性温度区为 925 ~ 650 °C; 该钢连铸坯的矫直温度应 ≥ 925 °C。

参考文献

- 王新华, 李新宇, 吕文景. 含 Nb、V、Ti 钢连铸坯中碳、氮化物的析出及钢的高温塑性. 钢铁研究学报, 1998, 10(6): 33
- 王新华, 昌波. 700 ~ 1000 °C 间含 Nb 钢铸坯的延塑性降低与 Nb(C, N) 析出. 金属学报, 1997, 33: 485
- 吴冬梅, 王新华, 李景捷. 含铌钛钢 X-52 连铸坯的高温延塑性. 北京科技大学学报, 1997, 19(3): 249
- Mintz B, Yue S, Jonas J J. Hot Ductility of Steels and Its Relationship to the Problem of Transverse Cracking During Continuous Casting. International Materials Reviews, 1991, 36: 187
- Suzuki H G, Nishimura S, Yamaguchi S. Physical Simulation of the Continuous Casting of Steel. Physical Simulation of Welding, Hot Forming and Continuous Casting, 1988: 1

何庆文 (1968-), 男, 博士研究生, 高级工程师, 电弧炉炼钢、连铸工艺技术研究及产品质量控制。

收稿日期: 2009-10-26